



**BİYOMEDİKAL ENDÜSTRİSİNDE KULLANILAN ÖSTENİTİK
PASLANMAZ ÇELİKLERİN TALAŞLI İMALAT SÜRECİNDE YÜZEY
BÜTÜNLÜĞÜ VE FONKSİYONEL PERFORMANSININ
GELİŞTİRİLMESİ**

Emin ÖZDEMİR

**DOKTORA TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

AĞUSTOS 2020

Emin ÖZDEMİR tarafından hazırlanan “BİYOMEDİKAL ENDÜSTRİSİNDE KULLANILAN ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİKLERİN TALAŞLI İMALAT SÜRECİNDE YÜZEY BÜTÜNLÜĞÜ VE FONKSİYONEL PERFORMANSININ GELİŞTİRİLMESİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalında DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Abdulkadir GÜLLÜ

İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Başkan: Prof. Dr. Abdulkadir EKŞİ

Makina Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Çukurova Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Üye: Prof. Dr. Ahmet ÖZDEMİR

İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Üye: Prof. Dr. Ahmet GÜRAL

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Üye: Doç. Dr. Şener KARABULUT

Makina ve Metal Teknolojileri Bölümü, Hacettepe Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Tez Savunma Tarihi: 20 / 08 / 2020

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Doktora Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....

Prof. Dr. Sena YAŞYERLİ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Emin ÖZDEMİR

20 / 08 / 2020

**BİYOMEDİKAL ENDÜSTRİSİNDE KULLANILAN ÖSTENİTİK PASLANMAZ
ÇELİKLERİN TALAŞLI İMALAT SÜRECİNDE YÜZEY BÜTÜNLÜĞÜ VE
FONKSİYONEL PERFORMANSININ GELİŞTİRİLMESİ**

(Doktora Tezi)

Emin ÖZDEMİR

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ağustos 2020

ÖZET

Östenitik paslanmaz çelik ve alaşımları medikal implant malzemesi olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Medikal implantların güvenilirliği özellikle yüzey kalitesine ve yüzey katmanındaki fiziksel durumuna bağlıdır. Bu çalışmada, AISI 316LVM östenitik paslanmaz çeliğin işlenmesinde, kesme parametreleri ile kesme şartlarının, yüzey-altı tabakanın mikroyapısı, tane boyutu, pekleşmesi, mikrosertliği, faz dönüşümü, kristalografik yönelimi ve pürüzlülüğünden oluşan yüzey bütünlüğü özelliklerine etkileri deneysel olarak araştırılmıştır. Ayrıca işlenen numunelerin yapay vücut sıvısında elektrokimyasal korozyon testleri yapılmıştır. Deneyler; iki farklı kesici takım geometrisi, altı farklı kesme hızı (50-100-150-200-250-300 m/min), altı farklı ilerleme oranı (0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 0,6 mm/rev) ile sabit talaş derinliğinden (1,2 mm) oluşan kesme parametreleri ve beş farklı kesme şartı (kuru, kesme sıvısı, MQL, kriyojenik LCO₂ ve kriyojenik LN₂) altında gerçekleştirilmiştir. Deney sonuçları; yüzey-altı tabakadaki mikroyapının, tane boyutunun, mikrosertliğin, kristalografik yönelimin ve yüzey pürüzlülüğünün AISI 316LVM biyomedikal implantların fonksiyonel performansı üzerinde önemli etkisi olduğunu göstermiştir. Kesme şartları içinde en iyi yüzey kalitesi MQL ve kesme sıvısı ile elde edilmiştir. Azalan pürüzlülüğün, korozyon potansiyelini yükseltip, korozyon hızını düşürerek numunelerin elektrokimyasal korozyon özelliklerini geliştirdiği görülmüştür. Kriyojenik kesme şartlarında, artan kesme hızı ve ilerleme ile işlenen yüzeyde daha ince bir mikroyapı olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca yüzey-altı tabakadaki küçülen tane boyutunun korozyon hızını yükselttiği tespit edilmiştir. Diğer yandan yüzey-altı tabakadaki tane boyutu küçüldükçe lokal korozyon direncinin arttığı görülmüştür. Talaşlı imalat sürecinde artan ilerleme ve etkin soğutma altında artan kesme hızı ile yüzey-altı tabaka sertliğinin yükseldiği tespit edilmiştir. Etkin soğutma uygulanan kesme sıvısı ve kriyojenik sıvı azot şartlarına nazaran kuru kesme şartının daha güçlü {111} tekstürüne yol açtığı görülmüştür.

Bilim Kodu : 91438

Anahtar Kelimeler : 316LVM, Biyomedikal implant, Talaşlı imalat, Kriyojenik soğutma, İşlenebilirlik, Yüzey bütünlüğü, Korozyon dayanımı

Sayfa Adedi : 419

Danışman : Prof. Dr. Abdulkadir GÜLLÜ

IMPROVEMENT OF SURFACE INTEGRITY AND FUNCTIONAL PERFORMANCE
IN MACHINING PROCESS OF THE AUSTENITIC STAINLESS STEELS USED IN
THE BIOMEDICAL INDUSTRY

(Ph. D. Thesis)

Emin ÖZDEMİR

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

August 2020

ABSTRACT

Austenitic stainless steel and its alloys are widely used as medical implant materials. The reliability of medical implants depends mostly on surface quality and physical properties of surface layers. In this study, in the machining of AISI 316LVM austenitic stainless steel, the effects of cutting parameters and cooling conditions on the microstructure, grain size, hardening, microhardness, phase transformation, crystallographic orientation of the subsurface layer and roughness of the machined surface were investigated experimentally. In addition, electrochemical corrosion tests were performed in simulated body fluid (SBF) to examine the effect of surface integrity parameters on the functional performance of the machined samples. Machining tests were performed under five different cutting conditions (dry, flood, MQL, cryogenic LCO₂ and cryogenic LN₂) besides cutting parameters of two different cutting tool geometries, five different cutting speeds (50, 100, 150, 200, 250, 300 m/min), six different feed rates (0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 0,6 mm/rev) and constant depth of cut (1,2 mm). Experiment results showed that the microstructure, grain size, microhardness, crystallographic orientation of the subsurface layer and surface roughness have an important effect on the functional performance of AISI 316LVM biomedical implants. Within the cooling conditions, the best surface quality was obtained with MQL and flood. Reduced roughness has been shown to improve the electrochemical corrosion properties of the samples by increasing the corrosion potential and reducing the corrosion rate. In cryogenic cooling conditions, it has been determined that a finer microstructure is formed in the subsurface of the machined surface with increasing cutting speed and feed rate. In addition, it has been determined that the decreasing grain size in the subsurface layer increases the corrosion rate. On the other hand, it was observed that local corrosion resistance increases as the grain size decreases in the subsurface layer. It has been determined that the hardness in the subsurface increased with increasing feed rate and cutting speed during machining under effective cooling. It has been observed that dry cutting leads to stronger {111} texture compared to effective cooling applied flood and cryogenic liquid nitrogen conditions.

Science Code : 91438

Key Words : 316LVM, Biomedical implant, Machining, Cryogenic cooling, Machinability, Surface integrity, Corrosion resistance

Page Number : 419

Supervisor : Prof. Dr. Abdulkadir GÜLLÜ

TEŞEKKÜR

Araştırmalarım süresince değerli bilgi birikiminden yararlandığım ve her daim desteğini esirgemeyen tez danışmanım Prof. Dr. Abdulkadir GÜLLÜ'ye, tez çalışmaları süresince değerli katkıları ile beni yönlendiren TİK üyeleri; Prof. Dr. Ahmet ÖZDEMİR ve Prof. Dr. Ahmet GÜRAL'a saygı ve şükranlarımı sunarım.

Talaşlı imalat deneylerinde desteklerini esirgemeyen İmalat Mühendisliği Bölüm Başkanlığına teşekkür ederim. Metalografik incelemeler sürecince laboratuvarlarını kullandığım Metalurji Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanlığına, metalografi laboratuvarı personeline ve Dr. Öğr. Üyesi Volkan KILIÇLI'ya teşekkür ederim. AFM, XRD analizleri için Gazi Üniversitesi Fotonik Uygulama ve Araştırma Merkezine, değerleri personeli ile analizlerin ölçümünde ve yorumlamasında yardımını esirgemeyen Prof. Dr. Mustafa ÖZTÜRK'e teşekkür ederim. AFM analizlerinin tekrarında ve bu süreçte karşılaştığımız problemlerin aşımında İTÜ Fizik Mühendisliği Bölümü Nano-Mekanik Laboratuvarı imkânlarını bize açan Prof. Dr. Hakan Özgür ÖZER'e ve asistanı Ahmet ULUCA'ya teşekkür ederim. Yüzey pürüzlüğü ölçümlerinde yardımını esirgemeyen Marmara Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Makina Mühendisliğinden Dr. Öğr. Üyesi Senai YALÇINKAYA'ya teşekkür ederim. Bu araştırmayı 18/2016-02 kodlu proje ile destekleyen Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimine teşekkür ederim.

Ayrıca talaşlı imalat deneylerinde ve metalografik analizlerde emeği geçen kıymetli arkadaşlarım Öğr. Gör. Yafes ÇAVUŞ'a ve Öğr. Gör. Erkin DUMAN'a teşekkür ederim. Bu günlere gelmemi sağlayan, manevi varlıklarını hep yanımda hissettiğim anneme ve babama şükranlarımı sunarım. Desteklerini esirgemeyen eşime, çocuklarıma ve kıymetli aileme teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xi
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xiii
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xxvii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xxix
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR TARAMASI	9
2.1. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin İşlenebilirlik Performansı	9
2.1.1. Soğutma yağlama yönteminin östenitik çeliklerin kesme performansına etkisi.....	45
2.1.2. Talaşlı imalatla kesici takım geometrisinin kesme performansına etkisi.....	59
2.2. Deformasyonun Yüzey Bütünlüğüne ve Fonksiyonel Performansa Etkisi.....	67
2.2.1. Talaşlı imalatla soğutma yağlama yönteminin yüzey bütünlüğüne etkisi.....	89
2.2.2. Talaşlı imalatla kesici takım geometrisinin yüzey bütünlüğüne etkisi.....	101
2.3. Dinamik Yeniden Kristalleşme (DYK)	107
2.4. Yüzey Bütünlüğünün Fonksiyonel Performansa (Korozyona) Etkisi	120
2.5. Literatür Taramasının Değerlendirmesi	134
3. KURAMSAL TEMELLER	135
3.1. Östenitik Paslanmaz Çelikler ve Biyomedikal Alaşım AISI 316LVM	135

	Sayfa
3.2. Biyomedikal İmplantlar	137
3.2.1. Biyomalzeme ve biyouyumluluk	137
3.2.2. Biyomedikal implant uygulamaları.....	138
3.2.3. Vücut içi implant uygulamalarında karşılaşılan problemler	142
3.3. Talaşlı İmalat ve İşlenebilirlik	147
3.3.1. Kesme kuvvetleri	148
3.3.2. Talaş kaldırma işleminde deformasyon ve ısı oluşumu.....	150
3.3.3. Kesici takım aşınması	151
3.3.4. Talaş oluşumu	153
3.3.5. Yüzey pürüzlülüğü.....	154
3.3.6. Talaşlı imalatta soğutma / yağlama yöntemleri	155
3.3.7. Talaşlı imalatta kesici takım geometrisi	158
3.3.8. İşlenebilirlik ve östenitik paslanmaz çeliklerin işlenebilirliği	159
3.4. Yüzey Bütünlüğü.....	161
3.5. Malzemelerin Kristalografik Özellikleri	162
3.5.1. Talaş X-ışını kırınımı ve malzemelerde kristal yapı tespiti	162
3.5.2. Kristalografik oryantasyon (tane yönelimi)	165
3.5.3. Malzemelerde istifleme hatası ve istif hata enerjisi.....	168
3.6. Plastik Deformasyon (PD)	170
3.7. Metallerde Mukavemet Artırıcı Mekanizmalar	173
3.7.1. Tane inceltme ile mukavemet artırma	174
3.7.2. Pekleşme (deformasyon sertleşmesi).....	175
3.8. Aşırı Plastik Deformasyon (APD)	176
3.9. Yeniden Kristalleşme (YK)	178

	Sayfa
3.10. Dinamik Yeniden Kristalleşme (DYK).....	186
3.10.1. Süreksiz yeniden kristalleşme	189
3.10.2. Sürekli yeniden kristalleşme	195
3.11. Talaşlı İmalatta Dinamik Yeniden Kristalleşme	201
3.12. Deformasyona (Gerinime) Bağlı Faz Dönüşümü.....	204
3.13. Korozyon.....	206
3.13.1. Korozyonun tanımı ve reaksiyonları	206
3.13.2. Medikal implantlarda görülen korozyon tipleri	208
3.13.3. Pasifleşme.....	212
3.13.4. Polarizasyon eğrileri	214
3.13.5. Korozyon hızının ölçülmesi	215
4. MALZEME VE YÖNTEM	219
4.1. Malzeme.....	219
4.2. Kesici Takım.....	221
4.3. Takım Tutucusu.....	222
4.4. Takım Tezgâhı	224
4.5. Kesme Parametreleri	224
4.6. Soğutma / Yağlama Yöntemleri	225
4.7. Talaşlı İmalat Deneyleri.....	228
4.8. Kesme Kuvvetleri.....	231
4.9. Kesme Bölgesi Sıcaklığı	233
4.10. Yüzey Pürüzlülüğü ve Yüzey Kalitesi	234
4.11. Takım Aşınması.....	235
4.12. Metalografik İncelemeler ve Numune Hazırlığı.....	236

	Sayfa
4.13. Mikroyapı.....	238
4.14. Mikrosertlik	239
4.15. Faz Yapısı, Deformasyon Sertleşmesi ve Kristalografik Oryantasyon.....	241
4.16. Korozyon.....	242
5. TALAŞLI İMALAT DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	245
5.1. Kesme Bölgesi Sıcaklığı	245
5.1.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının sıcaklığa etkisi	245
5.1.2. Soğutucu nozul sayısının sıcaklığa etkisi	249
5.1.3. İlerlemenin ve kesici uç geometrisinin sıcaklığa etkisi	250
5.2. Kesici Takım Aşınması	252
5.2.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının takım aşınmasına etkisi	253
5.2.2. İlerlemenin takım aşınmasına etkisi	260
5.2.3. Soğutucu nozul sayısının takım aşınmasına etkisi.....	263
5.2.4. Kesici uç geometrisinin takım aşınmasına etkisi	268
5.3. Kesme Kuvvetleri.....	273
5.3.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının kesme kuvvetlerine etkisi	274
5.3.2. Soğutucu nozul sayısının kesme kuvvetlerine etkisi	279
5.2.2. İlerleme ve kesici uç geometrisinin takım aşınmasına etkisi	282
6. YÜZEY BÜTÜNLÜĞÜ SONUÇLARI VE TARTIŞMA	289
6.1. Yüzey Pürüzlülüğü ve Yüzey Kalitesi	289
6.1.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının yüzey pürüzlülüğüne etkisi	289
6.1.2. Soğutucu nozul sayısının yüzey pürüzlülüğüne etkisi.....	292
6.1.3. İlerlemenin ve kesici uç geometrisinin yüzey pürüzlülüğüne etkisi.....	294
6.1.4. Boyutsal tolerans.....	296

	Sayfa
6.2. Mikroyapı.....	297
6.2.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının mikroyapıya etkisi	297
6.2.3. Kesici uç geometrisinin mikroyapıya etkisi	306
6.2.2. İlerlemenin mikroyapıya etkisi	308
6.2.4. Yüzey-altı tabakada dinamik yeniden kristalleşme ve tane incelmesi	313
6.3. Mikrosertlik ve Pekleşme	321
6.3.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının etkisi	321
6.3.2. İlerlemenin ve kesici takım geometrisinin etkisi	325
6.3.3. Pekleşmenin (deformasyon sertleşmesinin) ve tane incelmesinin etkisi..	328
6.4. İşlenen Yüzey Tabakaların Kristalografik Durumu (XRD Analizleri).....	334
7. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI VE TARTIŞMA	341
7.1. Genel Korozyon.....	341
7.1.1. Kesme hızının genel korozyona etkisi.....	341
7.1.2. Kesme şartlarının genel korozyona etkisi.....	345
7.1.3. İlerlemenin genel korozyona etkisi	348
7.2. Lokal Korozyon.....	350
7.1.1. Kesme hızının lokal korozyona etkisi.....	351
7.1.2. Kesme şartlarının lokal korozyona etkisi	355
7.1.3. İlerlemenin lokal korozyona etkisi.....	357
7.3. Yüzey Bütünlüğü Özelliklerinin Korozyona Etkisi	359
7.1.1. Yüzey pürüzlülüğünün korozyona etkisi.....	359
7.1.2. Yüzey-altı tabaka mikrosertliğinin korozyona etkisi.....	362
7.1.3. Yüzey-altı tabakadaki tane boyutunun korozyona etkisi.....	364
7.1.4. Yüzey tekstürünün (dokusunun) korozyona etkisi	367

	Sayfa
4. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	371
KAYNAKLAR	387
ÖZGEÇMİŞ	417



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. AISI 316L Paslanmaz çeliği mekanik özellikleri	136
Çizelge 3.2. İmplant örnekleri ve kullanılan metal tipi.....	138
Çizelge 3.3. Ortopedik implantların genel sorunları.....	142
Çizelge 3.4. Biyomalzemelerin bozunumuna yol açan mekanizmalar	143
Çizelge 3.5. Yüzey bütünlüğünün (YB) farklı seviyeleri	162
Çizelge 3.6. Çok büyük gerinmelerde (şekil değişimi) plastik deformasyon sürecinde süreksiz DYK ve sürekli DYK operasyon aralıkları.....	188
Çizelge 3.7. AISI 301LN ve AISI 316L için hesaplanan M_s , M_d , SFE değerleri	206
Çizelge 4.1. AISI 316LVM malzemesinin kimyasal kompozisyonu (% Ağırlık)	219
Çizelge 4.2. AISI 316LVM alaşımının fiziksel özellikleri (oda sıcaklığında)	219
Çizelge 4.3. AISI 316LVM malzemenin mekanik özellikleri	220
Çizelge 4.4. Kesici uç teknik özellikleri	222
Çizelge 4.5. Takım tutucunun teknik özellikleri (γ boşluk açısı, λ ; eğim (talaş) açısı, kar (κ_r); giriş açısı).....	223
Çizelge 4.6. CNC torna tezgahının teknik özellikleri	224
Çizelge 4.7. LubriOil MQL kesme yağı özellikleri	226
Çizelge 4.8. Deney tasarımı (R: talaş yüzeyi, F: serbest yüzey, JET: PCLNL2525M12JET, STN: PCLNL2525M12.....	230
Çizelge 4.9. Kistler 9257B tip dinamometrenin teknik özellikleri	232
Çizelge 4.10. Tip 5019B130 çok kanallı şarj amplifikatörü teknik özellikleri.....	233
Çizelge 4.11. Kistler 9257B tip dinamometrenin teknik özellikleri	232
Çizelge 4.12. Mahr Perthometer M1 yüzey pürüzlülük cihazı teknik özellikleri	235
Çizelge 4.13. Metalografik analiz yapılan numuneler (OM: Optik Mikroskop, SEM: Taramalı Elektron Mikroskobu, EDS: Enerji Dağılım Spektrometre, AFM: Atomik Kuvvet Mikroskobu, MS: Mikrosertlik)	235

Çizelge	Sayfa
Çizelge 4.14. SBF içinde elektrokimyasal korozyon testi uygulanan numuneler	244
Çizelge 5.1. Kesme hızı ve kesme şartlarının yan yüzey aşınmasına etkisi	254
Çizelge 5.2. Kesme hızı ve kesme şartlarının burun aşınmasına etkisi	255
Çizelge 5.3. Kesme hızı ve ilerlemenin takım aşınmasına etkisi (CNMG, LN ₂ , R+F) ..	262
Çizelge 5.4. Soğutucu nozul sayısının yan yüzey aşınmasına etkisi (CNMG).....	266
Çizelge 5.5. Soğutucu nozul sayısının burun aşınmasına etkisi (CNMG).....	267
Çizelge 5.6. Kesici uç geometrisinin takım aşınmasına etkisi (V=100 m/min, LN ₂ , R+F).....	271
Çizelge 5.7. Kesici uç geometrisinin takım aşınmasına etkisi (V=300 m/min, LN ₂ , R+F).....	272
Çizelge 7.1. Farklı kesme şartları ve kesme hızlarında işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve korozyon potansiyeli değerleri	345
Çizelge 7.2. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve potansiyeli değerleri	346
Çizelge 7.3. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve potansiyeli değerleri	347
Çizelge 7.4. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve potansiyeli değerleri	348
Çizelge 7.5. İki farklı kesici takımla, farklı ilerleme değerlerinde işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve potansiyeli değerleri.....	348
Çizelge 7.6. Farklı kesme hızları ve kesme şartlarında işlenen yüzeylerin çevrimsel polarizasyon değerleri.....	354
Çizelge 7.7. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin özellikleri ve ilmek alanı değerleri	355
Çizelge 7.8. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin özellikleri ve ilmek alanı değerleri	357
Çizelge 7.9. İki farklı kesici takımla, farklı ilerleme değerlerinde işlenen yüzeylerin özellikleri, korozyon potansiyeli ve ilmek alanı değerleri.....	359
Çizelge 7.10. Farklı kesme parametreleri ile işlenen yüzeylerin özellikleri ve ilmek alanları.....	365

Çizelge	Sayfa
Çizelge 7.11. Farklı kesici ve ilerlemeler ile işlenen yüzeylerin özellikleri ve ilmek alanları.....	366
Çizelge 7.12. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin XRD ve korozyon ölçüm değerleri	368



ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 1.1. Talaşlı imalat ile elde edilen implant örnekleri	3
Şekil 2.1. TiC/TiCN/TiN ve TiCN/TiC/Al ₂ O ₃ kaplanmış kesici takımlarla a) AISI304 ve b) AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin 0,16 mm/rev ilerleme oran ve 1,6 mm talaş derinliğinde işlenmesi sonucu elde edilen kesme kuvvetlerinin kesme hızına göre değişimleri	9
Şekil 2.2. AISI 304 malzemenin işlenmesinde kesme hızının ve ilerlemenin a) takım talaş arayüz sıcaklığına b) yan yüzey aşınmasına etkisi	11
Şekil 2.3. AISI 304 işlendiğinde oluşan a) yan yüzey aşınması b) yüzey pürüzlülüğü...	12
Şekil 2.4. Ara yüz sıcaklığının değişimi a) Kesme hızı b) ilerleme	13
Şekil 2.5. Farklı ilerleme oranı ve sabit kesme hızında (40 m/min) yan yüzey ve talaş yüzeyi aşınmaları a) 0,15 mm/rev, b) 0,3 mm/rev, c) 0,6 mm/rev, d) 0,15 mm/rev, e) 0,3 mm/rev, f) 0,6 mm/rev	14
Şekil 2.6. Kesici takımların SEM fotoğrafları (f = 0,45 mm/rev, V = 100 m/min).....	15
Şekil 2.7. AISI 304 talaş şekillerinin optik mikroskop ve SEM görüntüleri	16
Şekil 2.8. AISI 304 malzeme işlerken elde edilen talaşların grafiksel gösterimi (sabit deney parametreleri; kesme derinliği = 0,5 mm, işleme boyu = 30 mm)	17
Şekil 2.9. TiC/TiCN/TiN ve TiCN/TiC/Al ₂ O ₃ kaplanmış kesici takımlarla a) AISI304 ve b) AISI316 östenitik paslanmaz çeliklerin 0,16 mm/rev ilerleme oranı ve 1,6 mm talaş derinliğinde işlenmesi sonucu elde edilen yüzey pürüzlülük değerlerinin kesme hızına göre değişimleri	18
Şekil 2.10. Talaş derinliği a _p =1,5 mm sabit olmak şartıyla farklı kesme hızlarının ve ilerlemenin yüzey pürüzlülüğüne etkisi	19
Şekil 2.11. Kesme hızının a) yığıntı talaş (BUE) b) yan yüzey aşınmasına c) yüzey pürüzlülüğüne etkisi.....	20
Şekil 2.12. Farklı kesme koşullarında a) kesme kuvveti b) kesme sıcaklığı değişimi....	49
Şekil 2.13. İşleme zamanına göre yüzey pürüzlülüğü değişimi.....	64
Şekil 2.14. Bazı implant alaşımların yorulma mukavemeti	68

Şekil	Sayfa
Şekil 2.15. Frezeleme işlemi ile soğuk deformasyona maruz kalmış numune kesitinin morfolojisi; a) soğuk deformasyon katmanının optik mikroskop görüntüsü deformasyon katmanının kesit morfolojisinin TEM görüntüsü ve c)östenit polikristal olduğunu gösteren kırınım deseni ile gösterilmiştir. Tane boyut frekans dağılım histogramları; d) işleme yönündeki tane boyutu dağılımı, e) derinlik yönündeki tane boyutu dağılımını ve f) toplam ortalama tane boyutu dağılımını ifade etmektedir	69
Şekil 2.16. Ezme işlemi görmüş numunelerin yüzey tabakasının TEM görüntüleri: a-a' CB1, b-b' CB2.....	71
Şekil 2.17. Numune yüzeylerinin XRD desenleri.....	72
Şekil 2.18. Kriyojenik-MQL (CryoMQL) soğutma ve 0,15 mm/rev ilerlemede işlenen AISI304 malzemenin, a) yüzey-altındaki incelmış tabakanın SEM görüntü b) yüzey-altı tabakada değişen derinliklerde tane boyutu ve nano sertlik gelişimi.....	73
Şekil 2.19. Farklı koşullarda işlenen yüzey altında derinlikle değişen a) pik genişliği b) sertlik	74
Şekil 2.20. X-ışını kırınım desenleri; a) AISI 301LN, b) AISI 316L	75
Şekil 2.21. %5 Deforme olmuş AISI 301LN numunede oluşan martenzitin AFM görüntüleri.....	76
Şekil 2.22. a) Soğuk deformasyona uğramış AISI 301LN numune AFM mikrografisi b) kırmızı kesik çizgili alanın detaylı görüntüsü.....	77
Şekil 2.23. AISI 316L'nin farklı kesme koşullarında kesme hızına bağlı olarak yüzey tabakasındaki a) sertlik değişimi ve b) faz dönüşümünü gösteren XRD deseni	78
Şekil 2.24. Farklı kesme koşullarında; a) aşınma miktarına bağlı ölçülen en yüksek kesme sıcaklıkları, b) iş parçalarının işlenmiş yüzeyinden alınan numune XRD sonuçları	79
Şekil 2.25. a) 120 m/min kesme hızı, 0,3 mm/rev ilerleme oranında işlenen numenin yüzey-altı tabaka mikro yapısı, b) 120 m/min kesme hızında işlenen numunenin yüzey-altı tabakadaki mikro sertlik değişimi.....	80
Şekil 2.26. V=70 m/min işlenen yüzey-altı tabakanın; a) mikrosertlik profili, b) tane boyutu gelişimi	83
Şekil 2.27. Ninomic C-263 alaşımının farklı kesme parametrelerinde işlenmiş yüzeyi altındaki mikrosertlik değişimi	84

Şekil	Sayfa
Şekil 2.28. a) İşlenmemiş malzemenin ve 70 µm kenar yarıçaplı takım ile kriyojenik işlenen yüzeyin dokusu, b) işlenmemiş malzemenin ve farklı kesme koşullarından işlenen yüzeylerin göreceli bazal pik (0002) şiddetleri.....	85
Şekil 2.29. Kesme koşullarının işlenen yüzeydeki kalıntı gerilmelere etkisi	86
Şekil 2.30. Yüzey pürüzlülüğünün AISI 304 paslanmaz çeliğin a) yorulma ömrüne ve b) çatlak başlatma ömrüne etkisi.....	88
Şekil 2.31. İşlenen küresel femur başı; a) AISI 316L numune ve b) AFM yüzey pürüzlülüğü	88
Şekil 2.32. Farklı soğutma yöntemleri ile işlenmiş AISI 304 malzeme yüzeyi altında değişen derinliklerde sertlik değişimi	90
Şekil 2.33. AISI 316L malzemede farklı kesme koşullarına bağlı olarak iş parçası yüzeyinden itibaren meydana gelen mikrosertlik değişimi: a) 20 m/min, b) 270 m/min.....	91
Şekil 2.34. AISI 316L sertlik profillerine soğutma stratejisinin etkisi; a) mikrosertlik profili, b) nano sertlik profili	93
Şekil 2.35. Soğutma stratejisinin bir işlevi olarak işlenmiş AISI 316L'nin mikroyapı görüntüleri.....	94
Şekil 2.36. Farklı kesme koşullarında yüzey pürüzlülüğünün karşılaştırması.....	95
Şekil 2.37. Kalıntı gerilme profilleri a) yüksek basınçlı su jeti soğutma b) kuru kesme ($f=0,1$ mm/rev, $a_p = 1$ mm)	98
Şekil 2.38. Kuru ve yüksek basınçlı su jeti ile kesme şartlarında elde edilen ortalama XRD pik yarı genişlik profilleri ($f = 0,1$ mm/rev ve $a_p = 1$ mm).....	99
Şekil 2.39. Kesme hızının ve jet basıncının işlenen yüzeylerin XRD pik yarı genişliğine etkisi ($V_c = 80$ ve 150 m/min, $f = 0,1$ mm/rev ve $a_p = 1$ mm).....	99
Şekil 2.40. Farklı soğutma stratejilerinin mikro yapıya etkisi	100
Şekil 2.41. Kuru şartlarda dik kesilen AZ31B Mg alaşımının mikroyapısı; a) kesici kenar yarıçapı 30 µm, b) kesici kenar yarıçapı 70 µm.....	102
Şekil 2.42. Farklı kesici kenar yarıçaplı takımlar ve soğutma koşulları altında işlenen yüzey tabakasındaki; a) çevresel, b) eksenel kalıntı gerilmeler.....	102
Şekil 2.43. İşlenmeyen malzeme ile farklı koşullar altında işlenen yüzey tabakalarda basma gerilme bölgeleri	103
Şekil 2.44. İşlenen yüzeyin XRD deseni	104

Şekil	Sayfa
Şekil 2.45. İşlenen yüzey ve yüzey altı tabakanın SEM görüntüleri	105
Şekil 2.46. Kalıntı gerilme profilleri a) silici uç b) konvansiyonel (standart) uç	107
Şekil 2.47. Yüksek deformasyon hızında uygulanan deformasyon sırasında mikroyapı gelişiminin şematik gösterimi, a) rastgele dağılmış dislokasyonlar, b) uzatılmış dislokasyon hücresi oluşumu (yani dinamik toparlanma), c) uzatılmış alt-tane oluşumu, d) uzatılmış alt-tanelerin başlangıçta parçalanması, e) yeniden kristalleşen mikroyapı	108
Şekil 2.48. Farklı deformasyon hızlarında uygulanan gerinmenin (deformasyonun) bir fonksiyonu olarak deformasyondan sonraki %50 yumuşama süresi ve ayrıca 0,01 ve 1 s ⁻¹ deformasyon hızı için DYK hacimsel oranı	109
Şekil 2.49. 900 °C sıcaklıkta ve 0,01 s ⁻¹ deformasyon hızında deforme edilmiş numunelerin EBSD görüntüleri	110
Şekil 2.50. Ters kutup şekil (IPF) haritaları.....	111
Şekil 2.51. Ters kutup şekil (IPF) haritası; deformasyon hızı 1 s ⁻¹ , a) $\epsilon=0,35$ b) $\epsilon=0,64$ c) $\epsilon=1,08$. TEM görüntüleri; deformasyon hızı 1 s ⁻¹ , d) $\epsilon=0,35$ e-g) 0,64 h)1,08. (a)-(c)'de kalın siyah, ince siyah ve sarı çizgiler sırasıyla; sınır açıları > 15°, 2° < sınır açıları, sınır açıları < 15° ve ikiz sınırlarını temsil ederler	114
Şekil 2.52. Saf bakırda süreksiz DYK a) 623 K sıcaklıkta deformasyon sırasında tane büyümesi, b) 573 K sıcaklıkta sıkıştırma sırasında ortaya çıkan kolye tipi mikroyapı	115
Şekil 2.53. 673 K sıcaklık ve $\epsilon=12$ gerinme değerinde tekrarlı EKAP deformasyonu altında sürekli DYK OIM (Oryantasyon Görüntüleme Mikroskobu) görüntüleri.....	115
Şekil 2.54. Al 1100 iş parçasında, kesici takım ucu önündeki malzeme mikroyapısının kesit görüntüsü. TEM numuneleri, her biri dikgen kesim sırasında oluşan deformasyon bölgelerinin karakteristik özelliklerini temsil eden A, B, C ve D olarak işaretlenmiş konumlardan alınmıştır. Kayma açısı ϕ tane sınırları oryantasyonundan tespit edilmiştir	116
Şekil 2.55. Al 1100 malzemenin dik kesme operasyonu sonucu ikincil deformasyon bölgesinde (SDZ) mikroyapı ve tane boyutu, a) kuru kesmede oluşan mikroyapıyı gösteren TEM mikro fotoğrafı, b) kuru kesmede oluşan tane boyutu dağılımını gösteren histogram, c) soğutma sıvısı ile kesmede oluşan tane boyutu dağılımını gösteren histogram	117
Şekil 2.56. Birinci deformasyon bölgesinde uzatılmış-yönlenmiş alt taneleri gösteren TEM mikro fotoğrafı ve seçilmiş alan kırınım deseni. Çok küçük eş-eksen taneler oklarla belirtilmiştir.....	118

Şekil	Sayfa
Şekil 2.57. a) işlenmiş talaşta nano ölçekteki eş eksenli taneleri gösteren TEM mikro fotoğrafı, b) Al 1100 alaşımı işlenmiş talaşlarındaki tane boyutu dağılım histogramı	119
Şekil 2.58. a) İşlenen yüzey ve yüzey-altı katman SEM görüntüsü b) yüzeyin yaklaşık 2 µm altındaki özelliiksiz tabakanın AFM faz görüntüsü (tipik taneler ok ile gösterilmiştir).....	120
Şekil 2.59. Soğuk deformasyonun; a) korozyona etkisi, b) sertliğe etkisi.....	121
Şekil 2.61. Tane boyutunun etkisi; a) genel korozyon hızına b) taneler arası korozyon hızına.....	122
Şekil 2.62. Kriyojenik ezme uygulanmış (CB1, CB2) ve uygulanmamış (Untreated) Ti-6Al-4V alaşımı numunelerin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri	123
Şekil 2.63. Korozyon testi sonrası yüzeylerin SEM görüntüsü; a) deformasyonsuz b) %20 c) %30 d) %50 deformasyon oranları	124
Şekil 2.64. Tane boyutunun a) çukurcuk korozyon hızına b) çukurcuk potansiyeline etkisi	125
Şekil 2.65. Deformasyonun etkisi; a) çukurcuk sayısına b) kütle kaybına.....	126
Şekil 2.66. AISI 316LVM numunesinin yüzeyindeki bir alanın tipik bir OIM haritası a) renklendirilmiş tanelerin kristalografik oryantasyonu, b) tanelerdeki mikro çukurcuk dağılımı.....	127
Şekil 2.67. 316L numunelerin; bağıl şiddet, deformasyon derecesi ve korozyon akımı yoğunluğu arasındaki ilişki	128
Şekil 2.68. a) Yorulma sürecinde vücut sıvısında yeni kayma düzlemleri oluşumunun ve korunmasız bölgelerin elektrokimyasal-biyolojik aktivitelere maruz kalmasının şematik gösterimi, b) soğuk deformasyona uğramış 316 L çeliğin korozyon yorulması.....	129
Şekil 2.69. Basınçlı su reaktörü simülasyonuna maruz kalmış, 316 paslanmaz çelik yüzeyinde oluşan oksit filmin morfolojisinin TEM kesit görüntüsü, a) elektro-polisaj uygulanmış yüzey, b) frezelenmiş yüzey. Kırınım deseni dış katmandaki kristalin manyetit olduğunu göstermektedir. EDX analiz noktaları; dış katman (A), iç katman (B), ara yüz (C) ve ara yüzden belirli mesafelerdeki matris (D, E, F) bölgelerine karşılık gelir.....	130
Şekil 2.70. 120 Saat basınçlı su reaktörü simülasyonuna maruz bırakılmış AISI 316 östenitik paslanmaz çelik numune yüzeylerinde oluşan oksit film morfolojilerinin SEM görüntüleri: (a, b, c) elektro-polisaj uygulanmış yüzey, (d, e, f) taşlanmış yüzey (g, h, i) frezelenmiş yüzey.....	131

Şekil	Sayfa
Şekil 2.71. Korozyon hızının yüzey pürüzlülüğüne bağlı değişimi	132
Şekil 2.72. Hidrofilik ve hidrofobik taşıma sıvıları ile yapılan aşınma test sonucunda sonucunda; a) yüke bağlı ortalama yüzey pürüzlülüğü değişimi, b) farklı yüzey pürüzlülüğüne sahip iki paslanmaz çelik plakadan elde edilen potansiyodinamik eğriler	132
Şekil 2.73. Potansiyodinamik test sonrası paslanmaz çelik yüzeylerin optik mikroskop ve bir lazer konfokal mikroskop kullanılarak elde edilen görüntüleri	133
Şekil 3.1. İnsan vücudunda kullanılan biyomalzemeler	139
Şekil 3.2. Kırık sabitlemesinde kullanılan çeşitli plakalar ve vidalar	140
Şekil 3.3. a) Hasarlı kalça eklemi ve implant uygulaması, b) paslanmaz çelik kalça protezi	140
Şekil 3.4. Diş implantının yerleştirilmesi: a) Diş kökü görevi görecektir implant geçici vidasının çene kemiğine tespiti. Bu işlem lokal anestezi altında bir saatten daha az sürede gerçekleştirilir b) iyileşme süreci yaklaşık on hafta, c) geçici vida çıkartılır, d) daimi vida yerleştirilir, e) vidanın üzerine kron yapıştırılır	141
Şekil 3.5. Tipik koroner stent ve balon uygulaması	141
Şekil 3.6. Mekanik olarak hasara uğramış bir implant	142
Şekil 3.7. Yapay kalça eklemi metal aksamında muhtemel problemler	143
Şekil 3.8. a) İnsan vücudunda altı yıllık kullanımdan sonra çıkarılan 316L paslanmaz çelik omurga tespit aparatı bileşenleri, b) plakalardaki korozyonu gösteren renksiz alanların SEM fotoğrafı	144
Şekil 3.9. İmplant çevresinde osteoliz (kemik yıkımı)	145
Şekil 3.10. a) Kalça implantında sürtünme korozyonu şematik gösterimi, b) malzeme yüzeyi ile fizyolojik çevre arasındaki karmaşık etkileşimleri gösteren, deforme olmuş bir metalik biyomalzeme yüzeyin enine kesitinin şematik gösterimi	146
Şekil 3.11. Medikal implantların yorulma hasar örnekleri: a) kalça protezi b) çıkarılan Björk-Shiley poliasetal disk mekanik kalp kapakçığı (ok işareti, yorulma aşınma izini gösterir)	147
Şekil 3.12. Tornalama prosesi ve kesme kuvvetlerinin geometrisi	148
Şekil 3.13. Kesme bölgesinde deformasyon ve ısı oluşumu	150

Şekil	Sayfa
Şekil 3.14. Kesici takımında oluşan aşınma tipleri	152
Şekil 3.15. Kesme hızına bağlı olarak yığıntı talaştaki (BUE) değişim	153
Şekil 3.16. Talaş tipleri	154
Şekil 3.17. Standart ve silici geometrilili kesici uçların karşılaştırması a) ilerleme izleri b) Ra, ortalama yüzey pürüzlülüğü	159
Şekil 3.18. a) X-ışınlarının A-A' ve B-B' düzlemlerinde kırınımı, b) XRD şematik gösterimi (T; x-ışını kaynağı, S; numune, C; dedektör, O; numune ve dedektörün dönme merkezi)	163
Şekil 3.19. Kübik kristal yapıların katı küre birim hücre gösterimi a) YMK b) HMK ..	164
Şekil 3.20. Tane yöneliminin şematik gösterimi; a) atom yönelimi, b) birim hücre yönelimi	165
Şekil 3.21. a) Parlatılmış ve akabinde dağlanmış yüzeydeki tanelerin optik mikroskop şematik görüntüsü, b) Farklı kristalografik oryantasyona sahip tanelerin dağlama davranışlarının kesit görüntüsü	166
Şekil 3.22. Kübik yapıda; a) (001), b) (110), c) (111) düzlemleri	167
Şekil 3.23. a) A, B ve C konumlarının gösterildiği sıkı paket düzlem örneği, b) YMK yapıda sıkı paket (111) düzlemlerin istif sırası, c) ABC dizilimi içinde, ABA sıralı hatalı dizilim (istif)	169
Şekil 3.24. a) İntrinsik istif hatasının ve b) YMK yapıda, kısmi dislokasyonlara ayrılmanın şematik gösterimleri	169
Şekil 3.25. Kayma gerilmesinin (τ) etkisiyle kenar dislokasyonlarının hareketi ve atomların yeni düzenleri	170
Şekil 3.26. Çok kristalli bakırda deformasyon sonrası oluşan kayma çizgileri	171
Şekil 3.27. Kayma gerilmesi altında; a) kayma, b) ikizlenme mekanizması	172
Şekil 3.28. Mikroyapıdaki ikiz oluşumlarının şematik gösterimi	172
Şekil 3.29. a) Tane sınırı ile karşılaşan dislokasyon davranışı b) tane boyutunun akma dayanımına etkisi	175
Şekil 3.30. Soğuk deformasyonun çelik malzemenin gerilme-gerinme davranışına etkisi	176

Şekil	Sayfa
Şekil 3.31. EKAE işlemi uygulanan saf magnezyumda tane boyutu incelmesinin şematik resmi; (a) EKAE uygulanmamış durum, (b) düzensiz dislokasyon üretimi, (c) dislokasyon sınırlarının (küçük açılı tane sınırları) oluşturması d) dislokasyon sınırlarının arasındaki açısallık farkının artarak alt tane oluşumunun tamamlanması.....	177
Şekil 3.32. Deformasyonla sertleştirilmiş malzemelerin tavlama sırasında gerçekleşen statik yeniden kristalleşmenin (SYK) şematik temsili.....	179
Şekil 3.33. Alt-tane oluşum evreleri	180
Şekil 3.34. a) Difüzyon sonucu tane sınırı hareketinin şematik gösterimi, b) tane sınır göçü sonucu çekirdek (şişik-bulging) oluşumunun şematik gösterimi.....	180
Şekil 3.35. Yeniden kristalleşme (YK) süreci evrelerinin şematik gösterimi.....	181
Şekil 3.36. Soğuk deformasyona uğramış bir pirinç alaşımında YK süreci evrelerini gösteren mikroyapı görüntüleri. a) %33 Soğuk deformasyon sonrası tane yapısı, b) YK sürecinin başlangıç evresi (580 °C’de 3 s tavlandıktan sonra çok küçük taneciklerin oluşumu, c) yeniden kristalleşmiş taneler d) 580 °C sıcaklıkta 8 s sonrası yeniden kristalleşmenin tamamlanması.....	182
Şekil 3.37. Soğuk deformasyona uğramış bir pirinç alaşımında tane büyümesini gösteren mikroyapı görüntüleri; e) 580 °C sıcaklıkta 15 dakika tavlama sonrası oluşan tane büyümesi, f) 700 °C sıcaklıkta 1 dak tavlama sonrası oluşan tane büyümesi,.....	183
Şekil 3.38. S tipi izotermal yeniden kristalleşme eğrisi.....	185
Şekil 3.39. Saf bakırın izotermal yeniden kristalleşme eğrileri	186
Şekil 3.40. Sıcak deformasyonda mikroyapı gelişiminin şematik gösterimi a) dinamik toparlanma ve sonrasında statik toparlanma, b) dinamik toparlanma ve sonrasında statik yeniden kristalleşme c) dinamik yeniden kristalleşme ve sonrasında statik yeniden kristalleşme.....	187
Şekil 3.41. Dinamik yeniden kristalleşme tiplerinin şematik gösterimi	188
Şekil 3.42. İstif hata enerjisinin (SFE), dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşmeye etkisi.....	188
Şekil 3.43. T, ϵ deformasyon koşulları ve D_0 başlangıç tane boyutunda değişikliklerle deneysel olarak gözlemlenen süresiz DYK tipik özelliklerinin şematik gösterimi	189

Şekil	Sayfa
Şekil 3.44. Süreksiz DYK tanesinin çekirdeklenmesini gösteren şematik grafik, a) alt sınırların (subboundary) evriminin eşlik ettiği dalgalı sınırlar, b) homojen olmayan lokal deformasyonların yol açtığı kısmi tane sınırı kayması, c) dislokasyonlardan oluşan alt-sınırların veya ikizlenme gelişimi ile birlikte tane sınırının tırtıklı kısmının şişmesi (bulging) yeni bir süreksiz DYK tanesinin oluşumuna yol açar (TS: Tane Sınırı)	193
Şekil 3.45. Düşük deformasyon hızında oluşan DYK sürecinde mikroyapının şematik gelişimi (DAS: Düşük Açılı Sınır, OAS: Orta Açılı Sınır, YAS: Yüksek Açılı Sınırlar)	194
Şekil 3.46. Sürekli DYK sürecinde tipik olarak gözlenen deneysel özellikleri şematik gösterimi; a) gerilme-gerinme eğrisi, b) yüksek sıcakta ($>0,5T_m$) ortalama gerinmenin neden olduğu alt-tane sınırı açısı gelişimi; c) sürekli DYK oluşma mekanizmaları; ince çizgiler düşük açılı tane sınırları temsil eder, kalın çizgiler yüksek açılı tane sınırını veya mikro-kayma bantları temsil eder, d) ortalama tane boyutunun gelişimi.....	195
Şekil 3.47. $\epsilon = 1,5$ gerinme değerine kadar deforme edilmiş monokristalin numuneler SEM mikrografları ve tane sınırı açısı haritaları. Saf 1199 alüminyumun tek kristali, sıkıştırma eksenine paralel (resimlerdeki dikey yön) $\langle 001 \rangle$ doğrultularına sahiptir.....	197
Şekil 3.48. Prograsif kafes rotasyonu ve tane sınırında DT ile magnezyumda önerilen DYK mekanizmasını gösteren şematik diyagram.....	198
Şekil 3.49. Lokal kafes rotasyonu ile sürekli DYK sürecini gösteren şematik grafik; a) üçlü noktalarda gerilme konsantrasyonuna yol açan tane sınırı kayması, b) lokal göçle oluşan sınır şişikleri (bulged), c) kabuk oluşumuna yol açan kısmi kayma ve kısmi dislokasyon hareketi, d) kabuktaki şişkinliklerin kayması, asimetrik şişkinliklere ve lokal kafes rotasyonuna yol açar	199
Şekil 3.50. Tane içi mikro-kayma bantları gelişimi şematik çizimi; a) düşük gerinme mikro-kayma bantları, b) keşişimlerdeki yeterince büyük, gerinmelerde bantlar boyunca müteakip yeni tanelerin oluşumu (DATS: Düşük Açılı Tane Sınırı, YATS: Yüksek Açılı Tane Sınırı).....	200
Şekil 3.51. Yüksek deformasyon hızında DYK sürecinde mikroyapı şematik gelişimi (DAS: Düşük Açılı Sınırlar, OAS: Orta Açılı Sınırlar YAS: Yüksek Açılı Sınırlar).....	201
Şekil 3.52. a) Dik kesme işlemi uygulanan Al 1100 malzemesindeki mikroyapısal gelişimin ana adımlarının şematik gösterimi. b) Takım ucu önündeki iş parçası kesitinde tane incilmesi sürecinin ardışık gösterimi	203
Şekil 3.53. Metal yüzeyindeki bölgesel bir korozyon hücresinde anodik bölgede iyon oluşumu ve katodik bölgede hidrojen salınımı şematik gösterimi a) demir elektrokimyasal reaksiyonu b) çinkonun elektrokimyasal reaksiyonu	207

Şekil	Sayfa
Şekil 3.54. İmplantta meydana gelen korozyon mekanizmasının şematik gösterimi	208
Şekil 3.55. Pasifleşmiş bir yüzeyde küçük bir bölgenin bozulması sonucu korozyon olayının oluşumu.....	209
Şekil 3.56. Çukurcuk korozyonu şekillerinin tipik kesit görüntüleri.....	211
Şekil 3.57. Gerilmeli korozyon çatlakları; a) taneler arası b) tane içi	212
Şekil 3.58. Pasifleşebilen metalin polarizasyon grafiğinde çeşitli bölgelerinin şematik gösterimi	214
Şekil 3.59. Korozyon reaksiyonunda; a) karma potansiyel oluşumu, b) anodik ve katodik polarizasyon eğrileri ($E - \log i$)	215
Şekil 3.60. Elektrokimyasal korozyon ölçme metotları.....	216
Şekil 3.61. Tafel ekstrapolasyon yöntemi ile korozyon hızının (I_{corr}) belirlenmesi	217
Şekil 3.62. Çevrimsel polarizasyonun şematik gösterimi.....	218
Şekil 4.1. AISI 316LVM deney malzemesinin EDS analizi.....	219
Şekil 4.2. İç kısımdaki işlenmemiş AISI 316LVM deney malzemesi XRD deseni	221
Şekil 4.3. Kesici uç özellikleri	222
Şekil 4.4. Kesici uç geometrileri.....	222
Şekil 4.5. Takım tutucunun özellikleri.....	223
Şekil 4.6. Jet kater ve parçaları	224
Şekil 4.7. Tornalama deney numunesinin teknik resmi.....	230
Şekil 4.8. Dynoware yazılımı ile elde edilen örnek kesme kuvveti grafiği	232
Şekil 5.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının kesme bölgesi sıcaklığına etkisi	246
Şekil 5.2. Soğutucu nozul sayısının kesme bölgesi sıcaklığına etkisi	250
Şekil 5.3. İlerleme ve kesici uç geometrisinin kesme bölgesi sıcaklığına etkisi (LN_2 soğutma, $V=100$ m/min, $a_p=1,2$ mm)	251
Şekil 5.4. İlerleme ve kesici uç geometrisinin kesme bölgesi sıcaklığına etkisi (LN_2 soğutma, $V=300$ m/min, $a_p=1,2$ mm)	251
Şekil 5.5. Kesme hızının ve kesme şartlarının yan yüzey aşınmasına etkisi	257

Şekil	Sayfa
Şekil 5.6. Kesme hızının ve kesme şartlarının burun aşınmasına etkisi	257
Şekil 5.7. Kesme hızı ve ilerlemenin yan yüzey aşınmasına etkisi (CNMG, LN ₂ , R+F).....	261
Şekil 5.8. Kesme hızı ve ilerlemenin burun aşınmasına etkisi (CNMG, LN ₂ , R+F).....	261
Şekil 5.9. Soğutucu nozul sayısının yan yüzey aşınmasına etkisi	265
Şekil 5.10. Soğutucu nozul sayısının burun aşınmasına etkisi	265
Şekil 5.11. Kesici uç geometrisinin yan yüzey aşınmasına etkisi (V=100 m/min, LN ₂ , R+F).....	269
Şekil 5.12. Kesici uç geometrisinin burun aşınmasına etkisi (V=100 m/min, LN ₂ , R+F).....	269
Şekil 5.13. Kesici uç geometrisinin yan yüzey aşınmasına etkisi (V=300 m/min, LN ₂ , R+F).....	270
Şekil 5.14. Kesici uç geometrisinin burun aşınmasına etkisi (V=300 m/min, LN ₂ , R+F).....	270
Şekil 5.15. Kesme hızının ve kesme şartlarının esas kesme kuvvetine etkisi.....	275
Şekil 5.16. Kesme hızının ve kesme şartlarının ilerleme kuvvetine etkisi	275
Şekil 5.17. Kesme hızının ve kesme şartlarının pasif kuvvete etkisi.....	279
Şekil 5.18. Soğutucu nozul sayısının esas kesme kuvvetine etkisi.....	280
Şekil 5.19. Soğutucu nozul sayısının ilerleme kuvvetine etkisi.....	280
Şekil 5.20. Soğutucu nozul sayısının pasif kuvvete etkisi	281
Şekil 5.21. İlerleme ve kesici uç geometrisinin esas kesme kuvvetine etkisi (LN ₂ soğutma, V=100 m/min, a _p =1,2 mm)	283
Şekil 5.22. İlerleme ve kesici uç geometrisinin ilerleme kuvvetine etkisi (LN ₂ soğutma, V=100 m/min, a _p =1,2 mm)	283
Şekil 5.23. İlerleme ve kesici uç geometrisinin pasif kuvvete etkisi (LN ₂ soğutma, V=100 m/min, a _p =1,2 mm)	284
Şekil 5.24. İlerleme ve kesici uç geometrisinin esas kesme kuvvetine etkisi (LN ₂ soğutma, V=300 m/min, a _p =1,2 mm)	286

Şekil	Sayfa
Şekil 5.25. İlerleme ve kesici uç geometrisinin ilerleme kuvvetine etkisi (LN ₂ soğutma, V=300 m/min, a _p =1,2 mm)	286
Şekil 5.26. İlerleme ve kesici uç geometrisinin pasif kuvvete etkisi (LN ₂ soğutma, V=300 m/min, a _p =1,2 mm)	287
Şekil 6.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının ortalama yüzey pürüzlülüğüne etkisi.....	290
Şekil 6.2. Soğutucu nozul sayısının ortalama yüzey pürüzlülüğüne etkisi (R: Talaş yüzeyi, R+F: Talaş yüzeyi ve serbest yüzey).....	292
Şekil 6.3. LN ₂ soğutma ve 100 m/min kesme hızında; ilerleme, kesici uç geometrisi ve nozul pozisyonunun ortalama yüzey pürüzlülüğüne etkisi).....	294
Şekil 6.4. LN ₂ soğutma ve 300 m/min kesme hızında; ilerleme, kesici uç geometrisi ve nozul pozisyonunun ortalama yüzey pürüzlülüğüne etkisi).....	295
Şekil 6.5. Kesme hızının ve kesme şartlarının boyutsal toleransa etkisi	297
Şekil 6.6. Farklı kesme koşullarında işlenen numunelerin kesme bölgesi sıcaklıkları...	305
Şekil 6.7. LN ₂ soğutmada farklı kesme parametrelerinde ölçülen pasif kuvvetler.....	312
Şekil 6.8. LN ₂ altında farklı kesme parametrelerinde ölçülen kesme bölgesi sıcaklıkları.....	313
Şekil 6.9. Farklı kesme hız (50 m/min, 300 m/min) ve kesme şartlarında (kuru, kesme sıvısı, sıvı azot) işlenen yüzeylerin, XRD pik genişlikleri ile hesaplanmış tanecik boyutları (f=0,1 mm/rev, a _p =1,2 mm)	319
Şekil 6.10. Farklı ilerleme (0,1 m/rev, 0,5 m/rev) ve kesici takım geometrisi (CNMG CNMGW) ile işlenen yüzeylerin, XRD pik genişliği ile hesaplanan tane boyutları (LN ₂ , V=100 m/min, a _p =1,2 mm).....	320
Şekil 6.11. Farklı ilerleme (0,1 m/rev, 0,5 m/rev) ve kesici takım geometrisi (CNMG CNMGW) ile işlenen yüzeylerin, XRD pik genişliği ile hesaplanan tane boyutları (LN ₂ , V=100 m/min, a _p =1,2 mm).....	321
Şekil 6.12. Farklı kesme hızı ve kesme şartlarında işlenen numune yüzeylerine ait Yüzey-altı tabakada meydana gelen mikrosertlik değişimi (f=0,1 mm/rev, a _p =1,2 mm, CNMG).....	322
Şekil 6.13. Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey-altı tabakada meydana gelen mikrosertlik değişimi (V=50 m/min a _p =1,2 mm, f=0,1 mm/rev, CNMG)	324

Şekil	Sayfa
Şekil 6.14. Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey-altı tabakada meydana gelen mikrosertlik değişimi ($V=300$ m/min $a_p=1,2$ mm $f=0,1$ mm/rev, CNMG)	325
Şekil 6.15. Farklı geometrideki kesici takımlarla, farklı ilerleme değerlerinde işlenen numune yüzey tabakalarının mikrosertlik değerleri; a) $V=100$ m/min, b) $V=300$ m/min ($a_p=1,2$ mm, LN_2).....	325
Şekil 6.16. Tornalama operasyonunda oluşan pasif kuvvet değerleri ($a_p=1,2$ mm, LN_2).....	328
Şekil 6.17. Farklı kesme koşullarında işlenen numunelerin yüzey tabakasının XRD deseni ($V=50$ m/min, $f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm, CNMG)	320
Şekil 6.18. Farklı kesme şartlarında işlenen numune yüzey tabakalarının mikrosertlik değerleri; a) pik yarı genişliğine bağlı değişim, b) tane boyuna bağlı değişim, ($V=50$ m/min, $f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm, CNMG).....	331
Şekil 6.19. Farklı takım geometrisi ve ilerleme hızlarında işlenen numunelerin yüzey tabakalarının XRD deseni ($V=100$ m/min, $a_p=1,2$ mm, W: Wiper-Silici, LN_2).....	333
Şekil 6.20. Farklı takım geometrisi ve ilerleme hızlarında işlenen numunelerin yüzey tabakalarının mikrosertlik değerleri; a) pik yarı genişliğine bağlı değişim, b) tane boyuna bağlı değişim ($V=100$ m/min, $a_p=1,2$ mm, LN_2 , PG: Pik Genişliği, MS: Mikrosertlik	334
Şekil 6.21. Farklı kesme şartı ve kesme hızında işlenmiş AISI 316LVM numunelerin; a) 40° - 55° aralığında XRD deseni, b) $\{111\}$ piklerinin detayı ($a_p=1,2$ mm, $f=0,1$ mm/rev)	335
Şekil 6.22. Farklı kesme şartlarında işlenen numunelerin yüzey tabakalarının $\{111\}$ piki bağıl şiddeti ($V=50$ m/min; $f=0,1$ mm/rev; $a_p=1,2$ mm; CNMG)	336
Şekil 6.23. Farklı ilerleme ve kesme hızlarında işlenmiş AISI 316LVM numunelerin; a) 40° - 55° aralığında XRD deseni, b) $\{111\}$ piklerinin detayı ($a_p=1,2$ mm, CNMG, LN_2).....	337
Şekil 6.24. Farklı ilerleme ve kesme hızlarında işlenen AISI 316LVM numunelerin yüzey tabakalarının $\{111\}$ piki bağıl şiddeti (CNMG, LN_2 , $a_p=1,2$ mm) ...	338
Şekil 7.1. Kuru kesme şartında kesme hızının tafel eğrilerine etkisi.....	342
Şekil 7.2. Kriyojenik sıvı azot (LN_2) ile işlemede kesme hızının tafel eğrilerine etkisi.	343
Şekil 7.3. Kriyojenik sıvı karbondioksit ile işlemede kesme hızının tafel eğrilerine etkisi	343

Şekil	Sayfa
Şekil 7.4. Kesme sıvısı (KS) ile işlemede kesme hızının tafel eğrilerine etkisi	344
Şekil 7.5. MQL ile işlemede kesme hızının tafel eğrilerine etkisi.....	344
Şekil 7.6. Farklı kesme şartlarının tafel eğrisine etkisi ($V=50$ m/min, $f=0,1$ mm/rev)...	346
Şekil 7.7. Farklı kesme şartlarının tafel eğrisine etkisi ($V=150$ m/min, $f=0,1$ mm/rev).	347
Şekil 7.8. Farklı kesme şartlarının tafel eğrisine etkisi ($V=300$ m/min, $f=0,1$ mm/rev).	348
Şekil 7.9. Sıvı azot (LN_2) ile işlemede ilerlemenin tafel eğrilerine etkisi (CNMG).....	349
Şekil 7.10. Sıvı azot (LN_2) ile işlemede ilerlemenin tafel eğrilerine etkisi (CNMGW).	350
Şekil 7.11. Kuru kesmede, kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi.....	350
Şekil 7.12. Sıvı azot ile işlemede kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi.....	352
Şekil 7.13. Sıvı karbondioksit ile işlemede kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi.....	353
Şekil 7.14. Kesme sıvısı ile işlemede kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi.....	353
Şekil 7.15. MQL ile işlemede kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi..	354
Şekil 7.16. Farklı kesme şartlarının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi ($V=50$ m/min)	356
Şekil 7.17. Farklı kesme şartlarının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi ($V=300$ m/min)	356
Şekil 7.18. LN_2 ile işlemede ilerlemenin çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi (CNMG).....	358
Şekil 7.19. LN_2 ile işlemede ilerlemenin çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi (CNMGW)	358
Şekil 7.19. LN_2 ile işlemede ilerlemenin çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi (CNMGW)	358
Şekil 7.20. Farklı kesme şartı ve kesme hızı altında, yüzey pürüzlülüğünün korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, YP: Yüzey Pürüzlülüğü)	360
Şekil 7.21. Farklı kesme şartı ve kesme hızı altında, yüzey pürüzlülüğünün korozyon potansiyeline etkisi (KP: Korozyon Potansiyeli, YP: Yüzey Pürüzlülüğü).	360

Şekil	Sayfa
Şekil 7.22. Farklı takım geometrisi ve ilerleme hızları altında, yüzey pürüzlülüğünün korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, YP: Yüzey Pürüzlülüğü)	361
Şekil 7.23. Farklı takım geometrisi ve ilerleme hızları altında, yüzey pürüzlülüğünün korozyon potansiyeline etkisi (KP: Korozyon Potansiyeli, YP: Yüzey Pürüzlülüğü).....	361
Şekil 7.24. Farklı takım geometrisi ve ilerleme hızları altında mikrosertliğin korozyon potansiyeline etkisi (KP: Korozyon Potansiyeli, MS: Mikrosertlik)	363
Şekil 7.25. Farklı takım geometrisi ve ilerleme hızları altında mikrosertliğin korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, MS: Mikrosertlik).....	363
Şekil 7.26. Farklı takım geometrisi ve ilerleme hızları altında mikrosertliğin lokal korozyona etkisi (A: İlmek Alanı, MS: Mikrosertlik)	364
Şekil 7.27. Farklı kesme parametresinde işlenen yüzeylerin tane boyutunun korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, D: Tane Boyutu)	366
Şekil 7.28. Farklı kesme parametrelerinde işlenen yüzeylerin tane boyutunun lokal korozyona etkisi (A: İlmek Alanı, D: Tane Boyutu)	366
Şekil 7.29. Farklı takım geometrisi ve ilerlemede işlenen yüzeylerin tane boyutunun korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, D: Tane Boyutu).....	367
Şekil 7.30. Farklı takım geometrisi ve ilerlemede işlenen yüzeylerin tane boyutunun lokal korozyona etkisi (A: İlmek Alanı, D: Tane Boyutu)	367
Şekil 7.31. Farklı kesme şartlarının tafel eğrisine etkisi (V=50 m/min, f=0,1 mm/rev).	369
Şekil 7.32. Farklı kesme şartları ile işlenen yüzeylerin XRD deseni (V=50 m/min)	369
Şekil 7.33. {111} Düzlemleri pik şiddetinin korozyon hızına etkisi (V=50 m/min, CNMG, f=0,1 mm/rev; a _p =1,2 mm)	370

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 4.1. İç kısımdaki işlenmemiş AISI 316LVM deney malzemesinin mikroyapısı....	220
Resim 4.2. a) JET katerde soğutma sıvısı uygulaması, b)PCLNL2525M12JET kater ..	223
Resim 4.3. Kesme sıvısı uygulaması a) talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyden (R+F) soğutma b) talaş yüzeyinden (R) soğutma	225
Resim 4.4. SKF UBF20-Basic MQL sistemi, b) MQL R+F uygulaması	226
Resim 4.5. Kriyojenik soğutma ekipmanları	227
Resim 4.6. Kriyojenik LN ₂ uygulama a) talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyden (R+F) soğutma b) talaş yüzeyinden (R) soğutma	228
Resim 4.7. Kriyojenik LCO ₂ uygulama a) talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyden (R+F) soğutma b) talaş yüzeyinden (R) soğutma	228
Resim 4.8. Talaş kaldırma deney düzeneği	229
Resim 4.9. Kesme kuvveti ve sıcaklık kayıt sistemi	231
Resim 4.10. a) Raytek MI3 kızılötesi sıcaklık ölçüm cihazı (Pirometre), b) örnek ölçüm.....	233
Resim 4.11. Sıcaklık ölçüm cihazı (Pirometre) yerleşimi.....	234
Resim 4.12. a) Hassas kesme cihazı, b) otomatik zımparalama ve polisaj cihazı	237
Resim 4.13. a) Sıcak bakalite alma cihazı, b) kalıplanan numunelerin detayı	238
Resim 4.14. a) Optik mikroskop (OM) cihazı, b) Taramalı elektron mikroskop (SEM) cihazı	239
Resim 4.15. a) Atomik kuvvet Mikroskobu (AFM) cihazı.....	240
Resim 4.16. a) Mikrosertlik cihazı, b) mikrosertlik ölçüm örneği	241
Resim 4.17. X-ışını kırınım (XRD) cihazı	241
Resim 4.18. a) Üç elektrotlu elektrokimyasal korozyon ölçüm hücresi, b) şeması.....	242
Resim 4.19. a) Korozyon numunesi ve bakır iletken, b) numunenin alt yüzeyi.....	243
Resim 6.1. Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey-altı tabakaların optik mikroskopla mikroyapı görüntüleri; (V=300 m/min, f=0,1 mm/rev, a _p =1,2 mm), a) Kuru, b) LN ₂ , c) LCO ₂ , d) K.S., e)MQL	300

Resim	Sayfa
Resim 6.2. Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey-altı tabakaların optik mikroskopla mikroyapı görüntüleri; ($V=300$ m/min, $f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm), a) Kuru, b) LN_2 , c) LCO_2 , d) K.S., e) MQL	303
Resim 6.3. Farklı uç geometrisine sahip kesici takımlarla işlenen numunelerin yüzey-altı tabaka optik mikroskop görüntüleri; a) CNMGW, b) CNMG, (LN_2 , $V=300$ m/min, $f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm)	307
Resim 6.4. Farklı ilerleme hızlarında işlenen numune yüzey-altı tabakasının optik mikroskop görüntüleri; (LN_2 , $V=100$ m/min, $a_p=1,2$ mm), a) $0,1$ mm/rev, b) $0,3$ mm/rev, c) $0,5$ mm/rev	309
Resim 6.5. Farklı ilerleme hızlarında işlenen numune yüzey-altı tabakasının optik mikroskop görüntüleri; (LN_2 , $V=300$ m/min, $a_p=1,2$ mm), a) $0,1$ mm/rev, b) $0,3$ mm/rev, c) $0,5$ mm/rev	311
Resim 6.6. LN_2 soğutma, 300 m/min kesme hızı ve $f=0,5$ mm/rev ilerleme parametrelerinde işlenen numunenin yüzey-altında oluşan APD tabakası; a) detayın SEM görüntüsü, b) detayın AFM görüntüsü (ortalama tanecik boyutu 93 nm), c) SEM görüntüsü.....	314
Resim 6.7. LN_2 soğutma, 300 m/min kesme hızı ve $f=0,5$ mm/rev parametrelerinde işlenen numunede oluşan sürekli DYK oluşumunun SEM görüntüleri; a) detay görüntü, b) alt-tane detay görüntüsü (ortalama tanecik boyutu 380 nm), c) APD tabakası altındaki mikroyapı	317

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
α	Ferrit fazı
$\acute{\alpha}$	Martenzit fazı
λ	X-ışını dalga boyunu
γ	Östenit fazı
θ	Bragg X-ışını kırınım açısı (°)
ϕ	Kayma açısı (°)
ϵ	Gerinme (deformasyon)
ϵ_p	Pik gerinme
ϵ_c	Kritik gerinme
ϵ^*	Geçiş gerinmesi
$\dot{\epsilon}$	Deformasyon hızı (s ⁻¹)
$\dot{G}$	Reaksiyon hızı
σ	Deformasyon gerilmesi (N/mm ²)
σ_{ak}	Malzemenin akma gerilmesi (N/mm ²)
σ_p	Maksimum-pik gerilme (N/mm ²)
σ_s	Kararlı gerilme (N/mm ²)
τ	Kayma gerilmesi (N/mm ²)
μ	Sürtünme katsayısı
a	Kristal yapıda kafes parametresi
a_p	Talaş derinliği
a_e	Yanal talaş paso değeri
$\text{\AA}$	Ångström (x10 ⁻¹⁰ m)
A	Amper
Br(2θ)	X-ışını kırınım pikinin yarı genişliği (radyan)
Bi(2θ)	Deforme olmamış malzemenin pik yarı genişliği (rad)
Bo(2θ)	Deforme olmuş malzemenin pik yarı genişliği (rad)
°C	Derece santigrad

Simgeler**Açıklamalar**

d_{hkl}	Kristal düzlemleri arası mesafe
d	Ölçülen ortalama tane boyutu (nm veya μm)
D	Hesaplanan tane boyutu (nm veya μm)
D_0	Başlangıç tane boyutu (nm veya μm)
D_s	Kararlı tane boyutu (nm veya μm)
D_{DYK}	DYK tane boyutu (nm veya μm)
E	Potansiyel (V)
E_{cor}	Korozyon potansiyeli (V)
E_{pas}	Pasifleşme potansiyeli (V)
E_{pp}	Birincil pasifleşme potansiyeli (V)
$E_{\text{ço}}$	Çukurcuk oluşma (kopma) potansiyeli (V)
$E_{k\text{ço}}$	Kritik çukurcuk oluşma (koruma) potansiyeli (V)
f	İlerleme hızı (oranı) (mm/rev)
F_c	Esas kesme kuvveti (N)
F_f	İlerleme kuvveti (N)
F_p	Pasif (radyal) kuvvet (N)
h	İstif hatası bant genişliği (nm)
h, k, l	Miller indisleri
I veya i	Akım (A)
I_{cor}	Korozyon akımı (A)
I_{corr}	Korozyon hızı (A/cm^2)
I_{pas}	Akım yoğunluğu (A)
K	Kelvin
L_T	Kesim çizgilerinin toplam boyu (μm)
M	Büyütme oranı
m	Deformasyon hızı duyarlılığı üssü
$M_{d(30/50)}$	%30 Deformasyonla %50 Martenzit sıcaklığı (°C)
M_s	Martenzit oluşum sıcaklığı (°C)
μm	Mikrometre ($\times 10^{-6}$ m)
m/min	Dakika başına kesilen uzunluk (m/dak)
mm/rev	Devir başına ilerleme (mm/dev)

Simgeler**Açıklamalar**

n	Deformasyon sertleşmesi üssü
nm	Nanometre ($\times 10^{-9}$ m)
N	Newton
P	Kesilen tane veya tane sınırı sayısı
Q	Aktivasyon enerjisi
R	Gaz sabiti
Ra	Ortalama yüzey pürüzlülüğü (μm)
t_{0.5}	Reaksiyonun yarısının tamamlanması için gerekli süre
t₅₀	Yapıda %50 DYK oluşumu için gerekli süre
T	Mutlak sıcaklık (K)
Te	Malzemenin ergime sıcaklığı (°C)
Tm	Malzemenin mutlak ergime sıcaklığı (K)
Tmax	Kesme bölgesindeki en yüksek sıcaklık (°C)
X_{DYK}	DYK kısmi hacmi
V	Kesme hızı (m/min)
V_B	Yan yüzey aşınması (mm)
Z	Zener-Holloman parametresi

Kısaltmalar**Açıklamalar**

A	İlmeke Alanı
AFM	Atomik Kuvvet Mikroskobu
AHA	Tane Sınırı Açısının Homojen Artışı
AISI	Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
ANOVA	Varyans Analizi
APD	Aşırı Plastik Deformasyon (SPD)
ASTM	Amerikan Test ve Materyalleri Topluluğu
BHD	Birikimli Hadde Bağı
BTYK	Bilim ve Teknoloji Yüksek Kurulu
BUE	Kesici Takımda Yığıntı Talaş
CNMG	Konvansiyonel Geometrilili Kesici Uç
CNMGW	Silici Geometrilili Kesici Uç

Kısaltmalar**Açıklamalar**

CBN	Kübik Bor Nitrür
CVD	Kesici Takım Kimyasal Kaplama
ÇİB	Çoklu İzotermal Basma
DAS	Düşük Açılı Sınır
DATS	Düşük Açılı Tane Sınırı
DIN	Alman Standartları Enstitüsü
DT	Dinamik Toparlanma
DYK	Dinamik Yeniden Kristalleşme
EDS	Enerji Dağılım Spektrometresi
EKAE	Eşit Kanallı Açısal Ekstrüzyon
F	Kesici takımın serbest yüzeyi
FEM	Sonlu Elemanlar Analizi
FWHM	Maksimum yarısı tam genişlik
HMK	Hacim Merkezli Kübik
HIP	Sıcak İzostatik Presleme
HSS	Yüksek Hız Çeliği
HPC	Yüksek Basıncılı Soğutma (High Pressure Cooling)
HPK	Hava Püskürtme Kumlama
KKD	Kapalı Kalıpta Tekrarlı Dövme
KH	Korozyon Hızı
KS	Kesme Sıvısı
LCO₂	Sıvı Karbondioksit
LN₂	Sıvı Azot
MKB	Mikro Kayma Bantları
ML	Minimum Miktarla Yağlama
MRR	Talaş Kaldırma Oranı (Material Removal Rate)
MS	Mikrosertlik
NY	Nano Yapılı
OAS	Orta Açılı Sınır
OCP	Açık Devre Potansiyeli (Open Circuit Potential)
OM	Optik Mikroskop
OIM	Oryantasyon Görüntüleme Mikroskobu

Kısaltmalar**Açıklamalar**

PCBN	Polikristalin Kübik Bor Nitrür
PG	Pik Genişliği
PVD	Kesici Takım Fiziksel Kaplama
R	Kesici takımın talaş yüzeyi
R+F	Kesici takımın talaş yüzeyi ve serbest yüzeyi
RDYK	Rotasyonel Dinamik Yeniden Kristalleşme
SCE	Doymuş Kalomel Elektrot
SEM	Taramalı Elektron Mikroskopi
SFE	İstif Hata Enerjisi (Stacking Fault Energy) (mJ.m^{-2})
SKİ	Sürtünme Karıştırma İşlemi
SPH	Sıkı Paket Hegzagonal
SS	Paslanmaz Çelik
SYK	Statik Yeniden Kristalleşme
TBD	Tekrarlı Bükme Doğrultma
TEB	Tekrarlı Ekstrüzyon ve Basma
TEM	Geçirimli Elektron Mikroskopi
TS	Tane Sınırı
TSE	Türk Standartları Enstitüsü
TSKR	Tane Sınırı Civarında Kafes Rotasyonu
TÜİK	Kısaltmalar alfabetik sırayla verilmelidir
TÜİK	Türkiye İstatistik Kurumu
UİT	Ultra İnce Taneli
UPK	Ultrasonik Püskürtme Kumlama
W	Silici (Wiper)
WC	Wolfram (Tungsten) Karbür
XRD	X-Işını Kırınımı
YAS	Yüksek Açılı Sınırı
YATS	Yüksek Açılı Tane Sınırı
YB	Yüzey Bütünlüğü (SI)
YBB	Yüksek Basınç Altında Burma
YCM	Yüzey Cevap Metodu (RSM)
YK	Yeniden Kristalleşme

Kısaltmalar**Açıklamalar****YMK**

Yüzey Merkezli Kübik

YMYİ

Yüzeyde Mekanik Yıpratma İşlemi (SMAT)

YNS

Yüzey Nano-kristalizasyonu ile Sertleştirme

YP

Yüzey Pürüzlülüğü

YSA

Yapay Sinir Ağları (ANN)



1. GİRİŞ

Sağlık ve tedavi yüzyıllardır devletlerin en önemli sorumluluklarından olmuştur. 2012 yılı verileri incelenerek yapılan bir araştırma neticesinde; ABD’de, devlet tarafından yapılan sağlık harcamalarının toplamı 2809 milyar USD; İngiltere’de 230 milyar USD; Rusya’da 127 milyar USD ve Türkiye’de 50 milyar USD olduğu tespit edilmiştir [1]. 2013 yılı için Türkiye’de yapılan sağlık harcamaları TÜİK tarafından 84 milyar 390 milyon TL olarak açıklanmıştır [1,2].

2016 yılı rakamları baz alınarak Dünya Sağlık Örgütü tarafından yayımlanan bir raporda, dünyada sağlık hizmeti harcamalarının yılda 7,3 trilyon doları bulduğu, bunun da küresel gayri safi yurt içi hasılasının %10’una denk geldiği ve bu sağlık harcamalarının 5,6 trilyon dolarının kamu tarafından karşılandığı belirtilmiştir [3].

Türkiye İstatistik Kurumu (TÜİK) tarafından yayımlanan 2017 yılına ilişkin sağlık harcamaları istatistiklerine göre; sağlık harcamaları geçen yıl bir önceki yıla göre %17,4 artmış ve 119 milyar 756 milyon liradan 140 milyar 647 milyona çıkmıştır [3].

ABD’de tüm sağlık giderlerinin yılda 1,5 trilyon dolardan daha fazla olduğu ve bunun biyomalzemelerle ilgili kısmının 40 milyar dolar civarında olduğu, yaklaşık 11 milyon ABD vatandaşının implant taşıdığı ve ortopedi alanında; titanyum, paslanmaz çelik, polietilen malzemelerden üretilen yılda en az 200.000 adet kalça ve diz protezi kullanıldığı belirtilmektedir [4].

Ülkemizin sağlık sektöründeki harcamalarının önemli bir bölümü, özellikle medikal ürün sektöründe dışa bağımlıdır. Üniversitelerin ve özel sektörün biyomedikal alanda çalışmalarını yoğunlaştırması, ülkemizin sağlık alanında dışa bağımlılığını azaltabilir [1]. Bilim ve Teknoloji Yüksek Kurulu’nun (BTYK) 2014 Haziran toplantısında biyomedikal sektörünü ilgilendiren önemli kararlar alınmıştır [1, 5]. Alınan kararların gerekçeleri konunun önemini daha iyi ortaya koymaktadır. 2014 yılının ilk çeyreğinde yüksek teknoloji ürünlerin imalat sanayii ihracatı içindeki payı 1,7 milyar dolar iken, yüksek teknoloji ürün ithalatı 8,3 milyar dolardır. İmalat sanayii ihracatı içindeki yüksek teknoloji ürünlerin payı %3,8, ithalatı içindeki payı %14 olmuştur. Dünyanın 17. büyük ekonomisi olan Türkiye,

yüksek teknoloji içeren ürün ihracatında 39. sıradadır. Dünyanın ilk 10 ekonomisi baz alındığında, Türkiye'nin biyoteknoloji alanındaki teknolojik yeterliliğinin ve ihracat payının çok düşük olduğu görülmektedir. Medikal biyoteknoloji, biyoteknoloji endüstrisinin en büyük bileşenidir. Medikal biyoteknolojide dış ticaret açığının ve etki potansiyelinin en yüksek olduğu dallar biyomedikal ekipmanlar ile tanı ürünleri, biyomalzemeler, ilaç ve aşılar olarak görülmektedir. Sağlık Bakanlığının tıbbi cihazlar özelinde belirlediği 2023 vizyonu “tıbbi cihaz alanında kurumsal yapılarıyla; dışa bağımlılığı en aza indirgenmiş, ileri teknoloji katma değeri yüksek ürünleri de geliştirip üretebilen ve uluslararası standartların oluşumunda etkili küresel bir oyuncu olmak” olarak belirtirmiştir [1].

2014-2018 yıllarını kapsayan Kalkınma Bakanlığı tarafından hazırlanan 10. Kalkınma Planı'nda Sağlık Endüstrilerinde Yapısal Dönüşüm Programı açıklanmıştır. Bu programda; ülkemizde ortalama yaşam süresinin yükselmesi ile artan ve yaşlanan nüfus, artan refah düzeyi ve farkındalık gibi faktörler nedeniyle sağlık hizmetlerinde ve ilaca erişimdeki pozitif gelişmelerin yanı sıra, ilaç ve tıbbi cihaz talebinin artmasının sosyal güvenlik harcamalarında ve cari açık üzerinde baskı oluşturduğu belirtilmiştir. Ayrıca Türkiye'nin ilaç ve tıbbi cihaz alanında rekabetçi bir konuma ulaşmasının önemi vurgulandıktan sonra uzun vadede Türkiye'nin ilaç ve tıbbi cihaz sektöründe küresel bir Ar-Ge ve üretim merkezi olmasına yer verilmiştir. Özetle katma değeri yüksek ürün üretebilen, dünyaya ürün ve hizmet sunabilen ve yurtiçi ilaç ve tıbbi cihaz talebinin büyük bir kısmını karşılayabilen bir üretim yapısına geçilmesinin hedeflendiği belirtilmiştir. Belirtilen stratejide katma değeri yüksek ürün odaklı bir üretim yapısına vurgu yapılmakta, 2019 yılına kadar yurt içi tıbbi cihaz ve tıbbi malzeme ihtiyacının %20'sinin yerli üretimle karşılanmasına, yurt içi ilaç ihtiyacının %60'ının yerli üretimle karşılanması hedeflenmiştir [1, 6].

Yukarıda bahsi geçen yüksek katma değerli ürün grubuna biyomalzemelerden üretilen medikal implantlar da girmektedir. Vücudun herhangi bir organı ile yer değiştirip onun işlevini yerine getiren ve canlı doku ile doğrudan temas halinde bulunan yapay malzemelere biyomalzemeler denir. Vücut içine monte edilen protez veya implant malzemelerinin hiçbirinin insan kemiğinin yerini tutamayacağı bir gerçektir. Protezin kullanılacağı yere göre implant malzemeleri; yorulma ömrü, aşınma dayanımı, tokluk, gerilme, korozyon direnci, biyouyumluluk, hafiflik, süngerimsi veya sert doku, ısı iletkenlik, manyetiklik ve imalat özellikleri göz önüne alınarak DIN, ASTM ve TSE standartlarına göre hazırlanmaktadır.

Metal protezlerin biyouyumluluğu, vücut içerisinde (invivo) korozyon davranışı ile ilgilidir [7].

Vücut içindeki dokulara göre çok sert olmaları, yüksek yoğunlukları, korozyona uğramaları ve alerjik doku reaksiyonlarına neden olabilecek metal iyonu salınımı gibi dezavantajlarına rağmen, sahip oldukları güçlü metalik bağlar ve kristal yapıları nedeniyle üstün mekanik özellikler gösteren; titanyum ve titanyum alaşımları, paslanmaz çelikler, altın ve kobalt gibi metal ve metal alaşımlarının implant malzemesi olarak kullanım oranı yüksektir [8]. Metallerden kırık kemik parçalarının birleştirilmesinde; vida, çivi, plaka ya da tek parça halinde kalça kemiği veya diz kapağı protezleri olarak, dişçilikte ise protez ve dolgu malzemesi olarak yararlanılır [7, 9].

Medikal implant uygulamalarında metal malzeme kullanımı uzun bir geçmişe sahiptir. Bununla birlikte imalat yöntemlerindeki sınırlamalar bu eklemlerin performansını olumsuz olarak etkiler. Anatomik benzerlik nedeniyle eklem implantları ve kemik plakalarının milyonlarcası genellikle seri olarak üretilmektedirler. Şekil 1.1’de gösterilen vida ve femur gövdesi implantları, ortopedik medikal cihazlar gibi karmaşık şekilli implantların imalatı için, tornalama, frezeleme ve taşlama gibi talaşlı imalat metodlarının kullanıldığı rapor edilmiştir [10, 11].



Şekil 1.1. Talaşlı imalat ile elde edilen implant örnekleri [10, 11]

Vücut içi ortopedik implant olacak malzemenin mekanik özellikleri, implante edildiği bölge ile mekanik uyumunun sağlanması için gerekli fiziksel koşulları sağlamalı ve aynı zamanda kimyasal dayanımı da yüksek olmalıdır. İmplantın en önemli özelliği; biyolojik ortamda özelliklerinin bozulmadan devamlılığının sürdürülebilmesidir. Vücut içerisinde kullanılan implantlar mekanik ve biyolojik olarak iki şekilde hasar görürler [12]. İlk zamanlar ani bir

reaksiyonla karşılaşılmasına rağmen, uzun vadede implant aşınması artıklarının difüzyonuyla çevre dokularda alerjik reaksiyonlar ve iltihaplanmalarla ortaya çıkmaktadır [13]. Nüfus yaşlandıkça bu durum daha büyük önem taşımaktadır. İmplantın vücuda montajından belli bir süre sonra zayıf adhezyon aşınma dayanımı, iyon sızıntısı ve korozyon nedeniyle implant gevşemesi, biyolojik ortamdaki implantların başarısızlığa uğramasının nedenlerinden bazılarıdır [14].

İmplant olarak kullanılan biyomalzemeler, biyouyumlulukları yüksek olmasına karşın iyon salınımı problemiyle karşı karşıyadır. Metal iyonlarının vücuda salınıyor olması, özellikle eklem implantlarında vücut tarafından yabancı cisim olarak algılanılmasına neden olmaktadır. Neticede implant gevşemesinin tespit edildiği hastaların %64'ünde, sorunun metal alerjisinden kaynaklandığı görülmüştür [15].

Metalik malzemelerde oluşan aşınma, korozyon ve yorulma kaynaklı hasarlar genelde imal edilen parçaların yüzeylerinde başlar. İmal edilen parçaların yüzey kalitesi onların servis performansında kritik öneme sahiptir. Beklentiler daha çok malzeme yüzeyi ile ilgili olduğundan, mekanik komponentlerin güvenilirliği büyük ölçüde yüzey katmanındaki fiziksel durumuna bağlıdır. İmplant üretimi gibi kritik yapı komponentlerinin işlenmesinde ve özellikle yüksek güvenilirlik seviyesine ulaşmak hedeflendiğinde talaşlı imalat yüzey bütünlüğü çalışmaları çok önemlidir [16].

Bir biyomalzemenin performansını değerlendirmek için mevcut seçenekler arasında yüzey bütünlüğünün geliştirilmesi anahtar rol oynar. Pratik uygulamalarda bir malzemenin yüzeyi; korozyon, oksitlenme, yıpranma ve yorulma yüzeyde başlayan çeşitli malzeme degradasyonu gibi çeşitli harici uyarılara maruz kalır. İmplant malzemelerini sisteme geri kazandırmak için her yıl çok sayıda revizyon operasyonu gerçekleştirilmektedir [8, 17]. Genellikle revizyon işlemleri karmaşık ve maliyetlidir. Bu nedenle biyomalzeme bileşenlerinin yüzey özelliklerinin geliştirilmesine mühendisler ve bilim adamları tarafından sürekli ihtiyaç duyulmaktadır. İmplantların biyo uyumluluklarının ve fonksiyonelliklerinin geliştirilmesi için yüzey modifikasyonları iyi bir çözüm gibi durmaktadır [17].

Yukarıda bahsedilen biyouyumluluk probleminden ötürü vücut içinde kullanılan implantların mekanik özelliklerinden olan yüzey bütünlüğü parametreleri hayati önem kazanmaktadır. Yüzey bütünlüğü terimi ilk olarak 1964 yılında Field ve Kahles tarafından

ortaya atılmış olup, işlenen parçaların; yüzey kalitesi, yüzey topografyası, mikro yapısı, mikro sertliği, yorulma testi ve diğer mekanik testleri içeren çeşitli özelliklerini kapsamaktadır [18]. Yüzey bütünlüğü; yüzey pürüzlülüğünün ifadesi olan yüzey dokusu, talaşlı imalat sonucu oluşmuş yüzey tabakalarının mikrosertlik ve mikroyapı değişimlerini kapsayan metalurjik yapısı ve sonuncusu yüzey ve yüzey altı tabakalarda oluşan kalıntı gerilmeler olmak üzere üç ana bileşene sahiptir [19-21].

Son yıllarda, üretilen ürünlerin fonksiyonel performansı ile yakın ilişkisi nedeniyle çeşitli ülkelerdeki araştırmacılar yüzey bütünlüğü üzerine giderek daha fazla sayıda çalışma yapmışlardır [22]. Bununla birlikte, mevcut araştırmaların çoğu, AISI 52100 çelik, nikel esaslı süper alaşımlar ve titanyum alaşımları gibi işlenebilirliği zor malzemeler üzerinde yürütülmüştür.

Yüzey ve yüzey altı tabakada ultra ince ve hatta nanometre boyutlu taneler üreterek birçok malzemenin yüzey bütünlüğü özelliklerinin geliştirebileceği gösterilmiştir [17, 23-25]. Ürünlerin fonksiyonel performansını iyileştirmek için, örneğin, Yüzeyde Mekanik Yıpratma İşlemi (YMYİ) gibi Aşırı Plastik Deformasyon (APD) işlemleri uygulanır [26]. Bununla birlikte, son çalışmalar, talaşlı imalat sürecinin de bir APD süreci olarak kategorize edilebileceğini göstermiş olup, yüzeyde nano/ultra ince tane yapısı oluşturarak fonksiyonel performansın geliştirilmesi için kullanımı raporlanmıştır [25-30].

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemenin mukavemeti ve biyouyumluluğu yeterli seviyedeysen osseointegrasyonu, yüzey sertliği ve aşınma direnci düşüktür. Genelde bu tip olumsuzlukları gidermek için malzeme içerisine katılan alaşım elementleri biyouyumluluğu veya malzemenin işlenebilirliğini olumsuz etkilemektedir. Diğer yandan son yapılan araştırmalar, kimyasal yapıyı bozmadan mevcut malzemelerin APD yöntemleri ile yüksek mukavemetli hâle getirilebileceğini göstermiştir. Böylece alaşımlandırılmaya gerek kalmadan, tam biyouyumlu olan saf metaller bile eşdeğer mukavemet değerlerine ulaştırılabilmektedir [31].

Son yıllarda implant üretiminde AISI 316L paslanmaz çeliğinin yerini alan AISI 316LVM (Low Carbon Vacuum Melting) östenitik paslanmaz çelik medikal kalite (grade) olarak adlandırılır. Vakum ergitme ile yüksek oranda saflık ve temizlik sağlanır. Safsızlıkların temizlenmesinin ötesinde, bu işlem, 316 kalitenin benzersiz nikel ve krom içeriği ile

kombinasyon halinde, paslanmaz çeliği korozyona dayanıklı kılan yüzeyde krom oksit tabakası oluşumunu kolaylaştırır. Diğer 300 serisi paslanmaz çeliklerdeki tane sınırı karbür çökmesi korozyon dayanımını düşürürken, 316LVM de karbon oranı düşürülerek bu durum kontrol altına alınmıştır. Genel korozyona, yüzeyde karıncalanmaya (pitting-çukurcuk), çatlak korozyonuna (crevice corrosion) ve taneler arası korozyona karşı mükemmel dayanıklıdır [32].

Östenitik paslanmaz çelikler yüksek dayanım, yüksek süneklik, düşük termal iletkenlik, gerinme, yüksek gerinme hızlarına ve pekleşmeye duyarlılıklarının yüksek olması dolayısı ile sıklıkla zor işlenen malzemeler olarak kabul edilirler. Dahası paslanmaz çeliklerin düşük termal iletkenlikleri kesme bölgesinde ısı konsantrasyonuna yol açar. Sonuç olarak bu tip çelikleri işlemek; yüksek kalıntı gerilmeleri, yüksek kesme kuvvetleri, yüksek kesme sıcaklığı, hızlı takım aşınması, kesici takımda yığıntı talaş (BUE) oluşumu, talaş kırma zorluklarının sebep olduğu yüzey kalitesi, yorulma ömrü, korozyon direnci gibi özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir [16, 33-37].

AISI 316LVM mükemmel korozyon direncinden dolayı titanyum ve kobalt-krom alaşımlarının ucuz alternatifi olarak uzun yıllardır cerrahi implant malzemesi olarak kullanılmaktadır. Ortopedik implant malzemesi olarak kullanıldıklarında iyi korozyon direncinin yanı sıra vücut içerisinde aşınma direnci ve yüzey mukavemetinin de yüksek olması istenir. İşlenebilirlik problemlerinden dolayı AISI 316LVM implant malzemesinin yüzeyinde oluşan farklı potansiyele sahip bölgelerde, zamanla yüksek potansiyele sahip olan bölgeden düşük potansiyel olana iyon akışı olur ve böylelikle galvanik korozyon oluşur [12]. İmplantın yüzeyinde başlayan çukurcuk korozyonu, kontrolsüz iyon salınımı [38] nedeniyle hem biyolojik uyumluluğunu hem de yüzeyde oluşan yoğun stres noktaları nedeniyle mekanik bütünlüğünü olumsuz yönde etkileyebilir. Aslında, çukurcuk korozyonu, birçok uygulama için uygunluklarını ve dayanıklılıkları bilinen paslanmaz çeliklerde en yıkıcı yerel korozyon türlerinden biri olarak sınıflandırılır. Bu nedenle, bir yandan çukurcuk korozyonunun mekanizmasını ve doğasını ve bir yandan da oluşumunu kontrol eden temel faktörleri anlamak için sayısız çaba gösterilmiştir [38]. Vücut içinde zamanla korozyona uğrayan östenitik paslanmaz çelik implantın demir, krom ve nikel iyonu salınımı gerçekleştirdiği rapor edilmiştir. Krom ve özellikle nikel iyonları toksik ve alerjik olup, vücutta kanser yapıcı etkiye sahiptirler. Ayrıca östenitik paslanmaz çelikler servis ömürleri boyunca, yüzey oksit stabilitesinin gevşemesine ve sonuç olarak dayanıklılıklarının

azalmasına yol açan tekrarlanan sterilizasyon döngülerine tabi tutulurlar. Yüzey bütünlüğünde sağlanacak gelişmeler, sterilizasyon aşamalarına karşı hem genel hem de lokal korozyon direncinin geliştirilmesine katkıda bulunacaktır [39]. Hâlihazırda implant üreticileri aşınma ve korozyon özelliklerini iyileştirmek ve metal iyonu salınım sürelerini geciktirebilmek için malzemelere kaplama, kumlama, elektropolisaj vb ek yüzey işlemleri uygulamaktadır [40].

Literatürden; pahalı ve zaman alıcı yüzey iyileştirme süreçlerinden kaçınarak, talaşlı imalat gibi APD içeren geleneksel imalat sürecinin bitirme aşamasının özel koşullar altında kullanımı ile tane ufalanması, yüksek yüzey sertliği, düşük yüzey pürüzlüğü gibi yüzey bütünlüğü özelliklerini ayarlayarak AISI 316LVM alaşımının fonksiyonel performansını geliştirmek için kullanabileceği anlaşılmıştır.

Araştırmanın Hedefleri

Literatürde; AISI 304, 304L, 316, 316L gibi östenitik paslanmaz çelik alaşımları hakkında işlenebilirlik performansı konusunda birçok çalışma mevcut iken, AISI 316LVM alaşımının işlenebilirlik performansı ile ilgili detaylı bir çalışmaya rastlanmamıştır. Ayrıca literatürde östenitik paslanmaz çelik alaşımları ile ilgili yüzey bütünlüğü çalışmalarının yetersiz olması bu araştırmayı gerekli kılmaktadır. Literatürdeki bu açığı kapatmak ve endüstride bu malzeme ile medikal implant imalatı yapan kuruluşların kullanabileceği teknolojik verilerin elde edilmesi açısından bu çalışmanın önemli bir yer tutacağına inanılmaktadır.

Literatürde APD içeren geleneksel talaşlı imalat prosesinin; tane ufalanması, yüksek yüzey sertliği, düşük pürüzlülük ve kristalografik yönelim gibi arzu edilen yüzey bütünlüğü faktörlerini indükleyerek metalik malzemelerin korozyon direncini ve dolayısı ile fonksiyonel performansını artırmak için kullanılabileceği önerilmektedir.

Bu çalışmada, öncelikle AISI 316LVM östenitik paslanmaz çeliğin talaşlı imalatında, kesme parametreleri ile kesme şartlarının, kesme kuvvetleri, kesme bölgesi sıcaklığı ve takım aşınmasından oluşan işlenebilirlik performansına etkileri incelenecektir. Bununla birlikte yüzey pürüzlülüğü, mikroyapı, yüzey tabaka tane boyutu, pekleşme, mikrosertlik, faz dönüşümü, yüzey tabakada kristalografik yönlenmeden oluşan yüzey bütünlüğü özellikleri üzerindeki etkileri deneysel olarak araştırılacaktır. Akabinde elde edilen yüzey bütünlüğü

özeliklerinin, biyomedikal implantların fonksiyonel performans göstergesi olarak korozyon direncine etkisi yapay vücut sıvısı (SBF) içinde deneysel olarak incelenecektir. Değerlendirmeler ışığında AISI 316LVM alaşımının işlenebilirliği ile ilgili problemlerin giderilmesine yönelik sonuçlar ile numunenin fonksiyonel performansının geliştirilmesine yönelik sonuçlar açık bir şekilde ortaya konulacaktır.

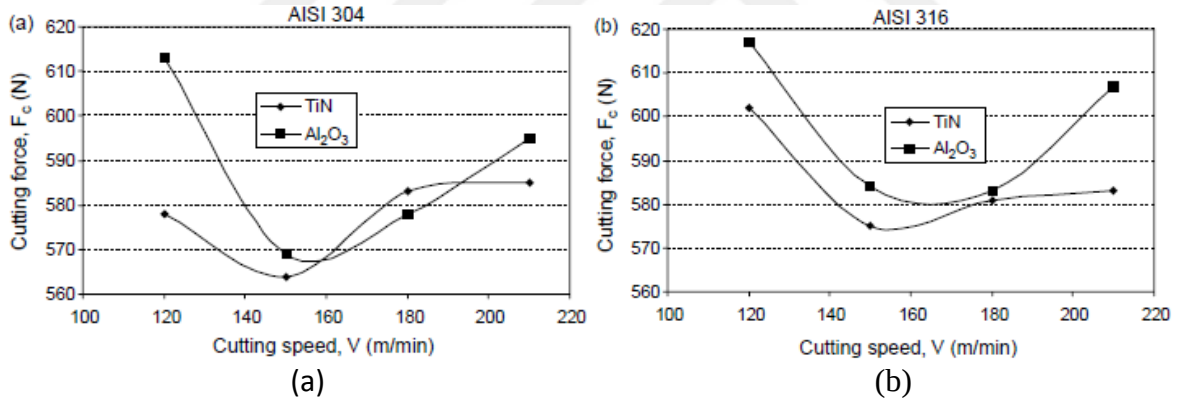


2. LİTERATÜR TARAMASI

2.1. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin İşlenebilirlik Performansı

Östenitik paslanmaz çeliklerin nihai boyutlarına getirilmesinde faydalanan imalat operasyonlarından birinin de talaşlı imalat olduğu görülmektedir [16, 33, 34, 41-43]. Talaşlı imalat için, literatürde büyük gerinme ve gerinme hızı ile yüksek sıcaklıklar raporlanır.

Östenitik paslanmaz çelikler yüksek dayanım, yüksek süneklik, düşük termal iletkenlikleri, gerinme, yüksek gerinme hızlarına ve pekleşmeye duyarlılıklarının yüksek olması dolayısı ile sıklıkla zor işlenen malzemeler olarak kabul edilirler. Dahası paslanmaz çeliklerin düşük termal iletkenlikleri kesme bölgesinde ısı konsantrasyonuna yol açar. Sonuç olarak bu tip çelikleri işlemek; yüksek kesme kuvvetleri, yüksek kesme sıcaklığı, hızlı takım aşınması, BUE oluşumu, talaş kırma zorluklarına neden olarak nihai ürünün yüzey kalitesini olumsuz yönde etkilemektedir [16, 33-37].



Şekil 2.1. TiC/TiCN/TiN ve TiCN/TiC/Al₂O₃ kaplanmış kesici takımlarla a) AISI 304 ve b) AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin 0,16 mm/rev ilerleme oranı ve 1,6 mm talaş derinliğinde işlenmesi sonucu elde edilen kesme kuvvetlerinin kesme hızına göre değişimleri [44]

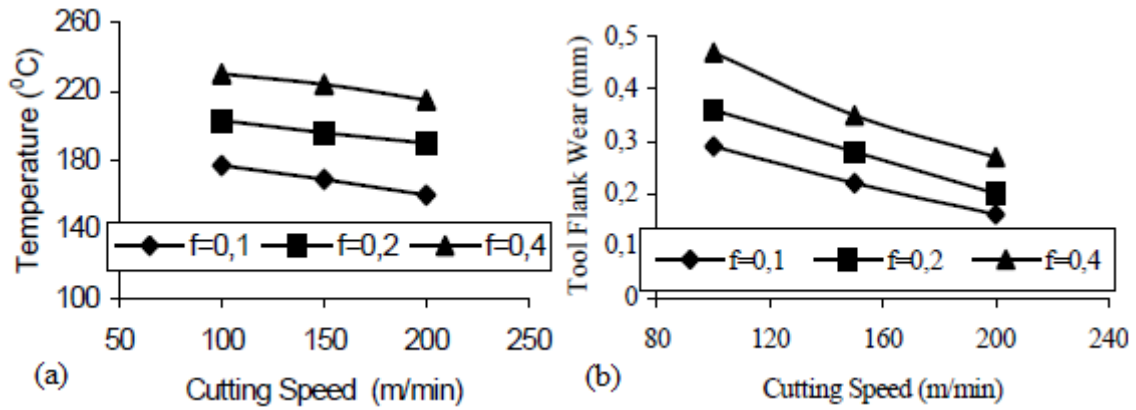
Çiftçi araştırmasında; AISI 304 ve AISI 316 paslanmaz çeliklerini CVD çok katmanlı sementit karbür kesici takımlarla kuru tornalama deneyine tabi tutarak kesme hızı, kesici takım kaplaması ve iş parçası malzemesinin; yüzey pürüzlülüğü, kesme kuvvetleri ve takım aşınması üzerindeki etkilerini incelemiştir. Deney sonuçlarına göre AISI 316 paslanmaz çeliğin tornalaması esnasında oluşan kesme kuvvetleri, AISI 304 paslanmaz çeliğin tornalaması esnasında oluşan kesme kuvvetlerinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu durum AISI 316 paslanmaz çeliğin molibden (Mo) varlığının yüksek sıcaklık dayanımına

pozitif etki yapmasına atfedilmiştir [44-46]. Her iki paslanmaz çelik için artan kesme hızı ile kesme kuvvetlerinde ilk etapta bir düşme görülmüştür (Şekil 2.1). Kuvvetlerdeki bu düşüş kısmen kesici takım talaş yüzeyinde takım-talaş temas uzunluğunun azalması ve kısmen de artan kesme hızı sonucu sıcaklığın artmasıyla takım talaş yüzeyindeki akma bölgesinde yapışan malzemenin kayma dayanımının azalmasına atfedilmiştir [35, 44]. Kesme hızının daha fazla arttırılmasıyla kesme kuvvetlerindeki artış ise yüksek kesme hızlarında takım aşınmasının muhtemel artışına bağlanmıştır [44].

Radavanovic ve arkadaşları, düşük kesme hızlarındaki AISI 316LVM işlenebilirlik çalışmasında; bu malzemenin kaplamalı karbür kesici takımlar ile tornalanması operasyonunda, Taguchi metodu kullanarak kesme kuvvetlerine dayalı bir kesme parametreleri optimizasyonu sunmuşlardır. Kesme parametrelerinin, kesme kuvvetleri üzerine etkisi deneysel olarak incelenmiştir. Malzemenin tornalanmasında çok önemli bir etkiye sahip olduğu belirtilen kesme kuvvetlerini etkileyen faktörler; kesici uç radyüsü, talaş derinliği, ilerleme ve kesme hızı olarak belirtilmiştir. Sonuçlara göre %49,83 ile ilerleme en etkili parametre olup onu %14,51 ile diğer bir etkili parametre olan talaş derinliği takip etmektedir. Kesici uç yarıçapı ve kesme hızının hafif bir etkiye sahip olduğu belirtilmiştir. Kesici uç radyüsü, talaş derinliği, ilerleme ve kesme hızından oluşan dört kesme parametresi kesme kuvvetleri göz önüne alınarak optimize edilmiştir [47].

Talaşlı imalatta işlenebilirlik kabiliyetini belirlemede, genelde kesme kuvvetleri, takım ömrü, aşınma ve yüzey kalitesi değerlerinden faydalanılmaktadır. Fedai ve Ünüvar; AISI 316L paslanmaz çeliklerin frezelemesinde, işleme parametrelerinin kesme kuvvetleri ve takım aşınması üzerindeki etkilerini deneysel olarak incelemişlerdir. Deneylerde kesme kuvvetleri ile takım aşınması ölçülerek, kesme kuvvetlerinin aşınma üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Kesici takımın aşındığı kabul edilen 0,3 mm yan yüzey aşınması değerinde ölçülen en büyük ve en küçük kesme kuvvetleri sırasıyla 3942 N ve 44,1 N şeklindedir. Aynı kesme parametrelerinde ($V=141$ m/min, $f=0,113$ mm/tooth, $a_p=2,59$ mm ve $a_e= 8,37$ mm) gerçekleşen iki operasyon arasındaki tek fark sırasıyla $a_p=2,59$ mm, $a_p=0,144$ mm kesme derinliğidir. Aşınmaya bağlı olarak farklı kesme koşullarında kesme kuvvetlerindeki değişim %20 ile %211 arasındadır. Deneylerdeki uç kırılmaları sonucu ortaya çıkan aşırı yüksek kuvvet değerleri çıkartılarak yapılan hesaplamada ortalama kuvvet değişimlerinin %55 dolaylarında olduğu belirtilmiştir. Düşük kesme hızlarında talaş yığılmasına (BUE) bağlı olarak kesici uçlarda kırılma veya çentik oluşumu meydana geldiği görülmüştür. Kesici

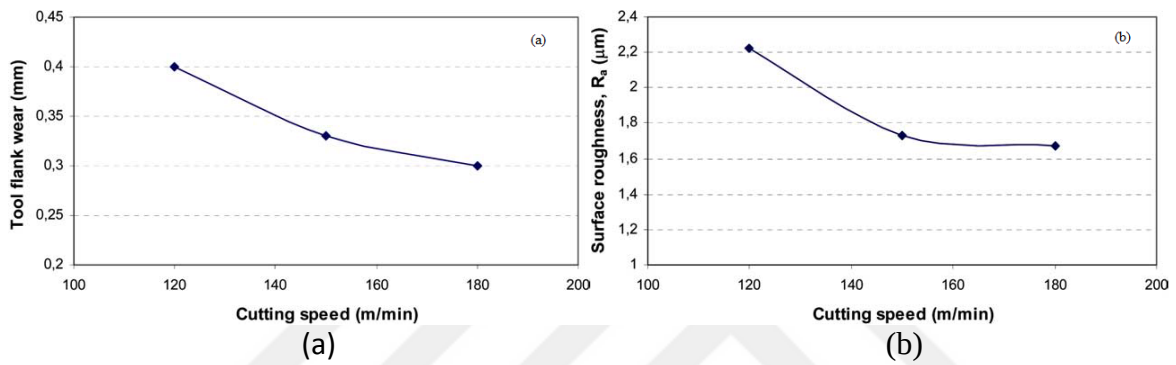
uç kırılmaları kuvvetlerde gözle görülür oranlarda artışa sebep olmuştur. Bu durum genellikle kesme derinliği veya ilerleme değerlerinin yüksek olduğu operasyonlarda görülmüştür. Artan kesme hızı ile kuvvetlerde küçük oranlarda azalma görüldüğünden dolayı kesme hızının kuvvet üzerinde çok az etkisi olduğu tespit edilmiştir. En büyük ve en küçük takım ömrü değerleri sırasıyla 95,55 dakika ile 5,46 dakika olup, en fazla talaş hacmi 243 cm^3 , en az talaş hacmi ise $34,3 \text{ cm}^3$ olarak gerçekleşmiştir [48].



Şekil 2.2. AISI 304 malzemenin işlenmesinde kesme hızının ve ilerlemenin (a) takım-talaş arayüz sıcaklığına (b) yan yüzey aşınmasına etkisi [49]

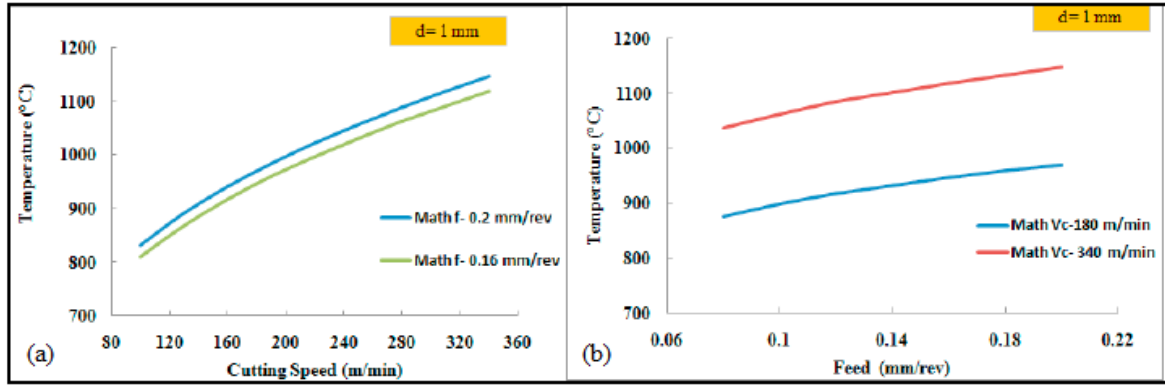
Özek ve arkadaşları AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğinin tornalama işleminde kesme hızı (100, 150, 200 m/min), ilerleme oranı (0,1; 0,2; 0,4 mm/rev) ve talaş derinliği (0,5; 1; 2 mm) parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü, takım yanak aşınması ve takım-talaş ara yüz sıcaklığına olan etkilerini incelemiştir. İlerleme ve talaş derinliği değerlerinin düşürülmesinin yüzey pürüzlülüğünü iyileştirdiği tespit edilmiştir. Kesme hızının artmasıyla, takım-talaş ara yüz sıcaklığının ve takım yanak aşınmasının azaldığı bildirilmiştir (Şekil 2.2). Çalışmada en yüksek sıcaklık 230°C olarak 100 m/min kesme hızı ve 0,4 mm/rev ilerleme oranı değerlerindeki operasyonda ölçülmüştür. Kesme hızının artışı ile arayüzdeki sıcaklığın düşmesi, kesme bölgesindeki ısının büyük oranda talaş akışı ile ortamdaki uzaklaştırılmasına ve artan kesme hızı ile talaş hızının da artmasının daha büyük bir ısı tahliyesine yol açmasına atfedilmiştir [34, 39]. Ayrıca sürtünmenin bir fonksiyonu olarak sıcaklık göz önüne alındığında artan kesme hızı ile takım-talaş temas uzunluğunun azalacağı bildirilmiştir [49, 50]. Diğer yandan ilerlemedeki artışın kesme ve ilerleme kuvvetlerinin artmasına yol açacağı [34, 49], kuvvetlerdeki yükselmeden ötürü enerji tüketiminin ve sıcaklığın yükseleceği söylenmiştir. Düşük kesme hızlarında kesici takım performansının kötü olduğu, artan kesme hızı ile yan yüzey aşınmasının azaldığı tespit

edilmiştir. Bu durum östenitik paslanmaz çeliklerin düşük ısı iletkenliğine sahip olmalarından dolayı malzemenin ısıyı hızlı tahliye edememesine bağlanmıştır [49]. Ayrıca yüksek kesme hızlarına nazaran düşük kesme hızlarında, kesici takım yüzeyinde yavaş talaş akışının doğurduğu uzun takım-talaş temas süresinden dolayı kesici takımın performansının kötüleştiği belirtilmiştir [49, 51]. Kesme hızı attıkça talaş kıvrım yarıçapının ve kalınlığının yükseldiği görülmüştür. Düşük kesme hızında (100 m/min) meydana gelen yüksek sıcaklık değerinden dolayı talaş renginin sarıya yakın olduğu, daha yüksek kesme hızlarının kırılğan talaşa sebep olduğu raporlanmıştır [44, 49].



Şekil 2.3. AISI 304 işlendiğinde oluşan a) yan yüzey aşınması b) yüzey pürüzlülüğü [51]

Korkut ve arkadaşları, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin sementit karbür takımlarla tornalamasında optimum kesme hızı belirlemeyi amaçladıkları araştırmalarında üç farklı kesme hızını (120, 150, 180 m/min) denemişlerdir. Ayrıca takım aşınması ve yüzey pürüzlülüğü üzerine kesme hızının etkisini araştırmışlardır. Deneylerin sonucunda kesme hızının belli bir değere (180 m/min) kadar artmasıyla takım aşınmasının azaldığını ve yüzey pürüzlülüğünün iyileştiğini bildirmişlerdir (Şekil 2.3). Kesici takımın düşük kesme hızlarındaki kötü performansı, bu kesme hızlarında ısı dağılımındaki verimin düşük olması ve uzaklaştırılamayan ısının kesici uç üzerindeki yüksek etkisinden dolayı kesici ucun termal yumuşamasına atfedilmiştir. Araştırmacılar 210 m/min kesme hızında yaptıkları başka kesme deneyinde takım aşınmasının artmaya başladığını raporlamışlardır. Kesme hızı ile artan yüzey kalitesi, düşük kesme hızlarında yığıntı talaş (BUE) oluşumuna bağlanmıştır. Düşük kesme hızlarında talaş kalınlığının homojen olmayan dağılımı kesme kuvvetlerindeki dalgalanmalardan kaynaklandığı ve bu dalgalanmaların kötü yüzey kalitesi için başka bir neden olabileceği bildirilmiştir. Kesme hızı ile talaş kıvrım yarıçapı ve kalınlığı arasında bir ilişki tespit edilmiş olup, kesme hızındaki artış ile talaş kıvrım yarıçapının arttığı, talaş kalınlığının ise azaldığı bildirilmiştir [51].

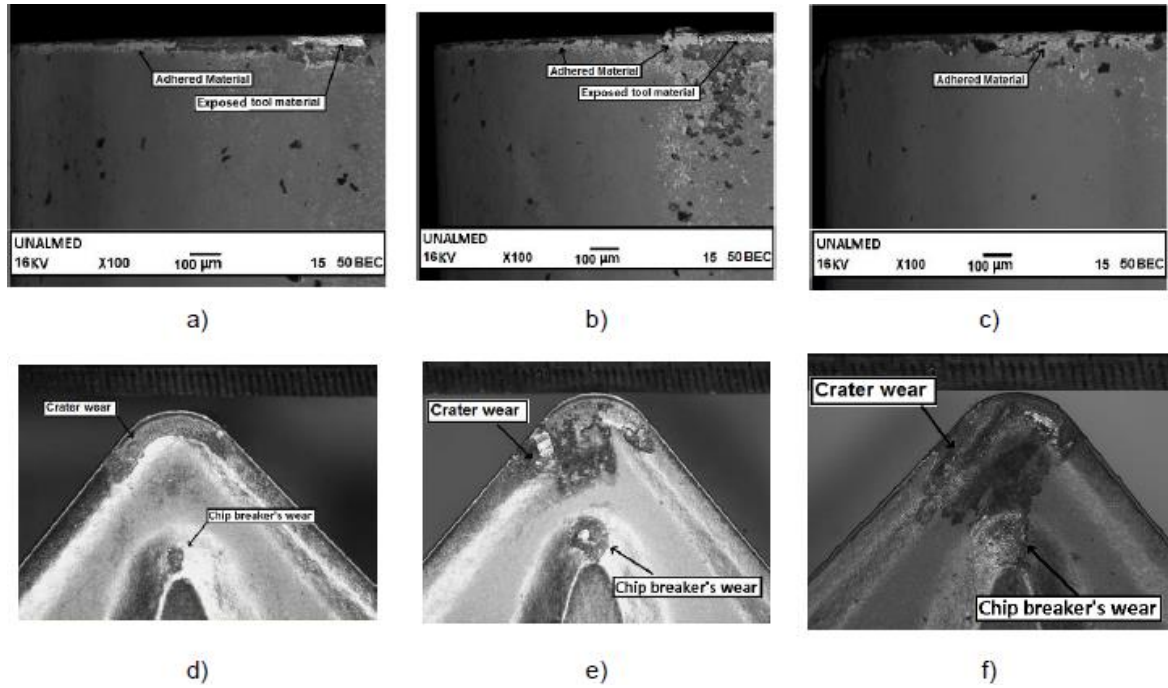


Şekil 2.4. Ara yüz sıcaklığının değişimi (a) Kesme hızı (b) ilerleme [52]

Kulkarni ve arkadaşları, AISI 304 östenitik çeliği yüksek hızda işlenebilirliğini incelemek için çok katmanlı AlTiN/TiAlN PVD kaplamalı ince taneli (K-20) sementit karbür uç kullanarak tornalama deneyleri yapmışlardır. Kalınlığı $3,8 \mu\text{m}$ olan AlTiN/TiAlN kaplamanın mikro sertliğinin 34 GPa olduğu tespit edilmiştir. Tornalama deneyleri 100 m/min ila 340 m/min kesme hızında, 0,08 mm/rev ila 0,20 mm/rev ilerleme aralığında ve 1 mm sabit talaş derinliğinde yapılmıştır. Araştırmada, kesme hızının, ilerlemenin ve kesici takım kaplamasının, kesme kuvveti ve ortalama talaş-takım ara yüz sıcaklığı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Kesme hızının ve ilerlemenin, 1 mm'lik sabit kesme derinliğindeki etkisi göz önüne alınarak bir talaş-takım ara yüz sıcaklık modeli geliştirilmiştir. Deney sonuçlarına göre, 180 m/min kesme hızı ve 0,16 mm/rev ilerleme değerlerinde 938°C ara yüz sıcaklığı gözlemlendiği bildirilmiştir. Kesme hızı, talaş-takım ara yüz sıcaklık değişiminden sorumlu ana faktör iken ilerlemenin kesme kuvveti artışından sorumlu ana faktör olduğu görülmüştür. Ayrıca, ara yüz sıcaklığının kesme hızındaki ve ilerlemedeki artışla yükseldiği (Şekil 2.4), kesme kuvvetinin kesme hızındaki artışla azaldığı, ilerlemedeki artışla yükseldiği ve kesici takımlarda yığıntı kenar bulunmadığı açıklanmıştır. Arayüz sıcaklığı ve kesme kuvveti için geliştirilen regresyon modelinin mükemmel uyum gösterdiği ve tahmin edilen sonuçlar ile deneysel sonuçların çok yakın olduğu raporlanmıştır [52].

Alexander ve arkadaşları, AISI 304 paslanmaz çeliğin sementit karbür kesici takım ile tornalamasında kesme hızının (40, 80, 120 m/min) ve ilerleme oranının (0,15; 0,3; 0,6 mm/rev) işlenebilirlik performansına etkisini incelemiştir. Elde edilen sonuçlara göre yüzey pürüzlülüğünü en çok ilerlemenin etkilediği, ilerleme azaldıkça yüzey kalitesinin arttığı görülmüştür. En iyi pürüzlülük değeri, ilerleme oranı $f=0.15$ mm/rev ve kesme hızı $V=120$ m/min olduğunda elde edilmiştir. Kesici uçlarda tırlama ve talaş kırıcı aşınmaları

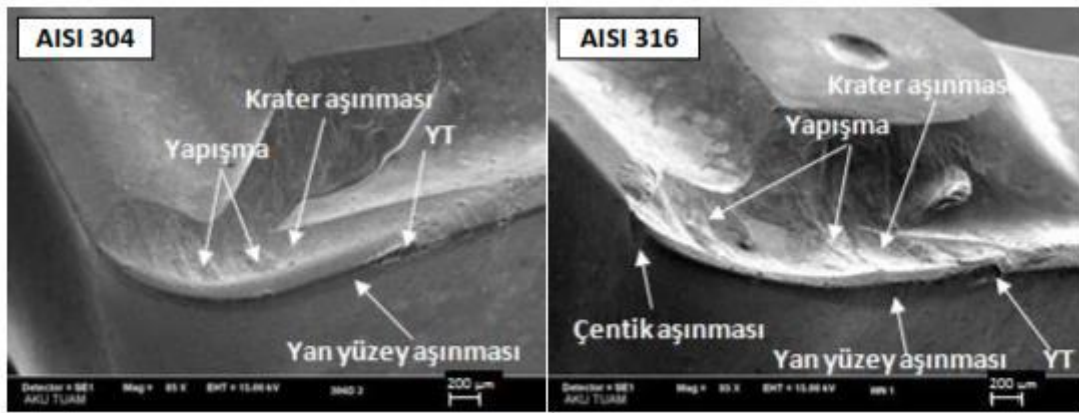
açıkça görülmüş olup, ilerlemedeki artış kesici uçlarda aşırı aşınmaya neden olarak aşınmış alanları genişletmiştir (Şekil 2.5). Bu davranış, yüksek temas sıcaklığına, talaşların kalınlaşmalarına ve sertleşmesine bağlanmıştır. Yan yüzeylere yapışmış malzeme miktarının ilerleme ile arttığı, düşük ilerlemede kesici takımındaki nitrür kaplama tabakasının kısmen kalktığı ve takım alt tabakasının ortaya çıktığı tespit edilmiştir. Bu durum, düşük ilerlemelerde talaş-takım ara yüzünde daha büyük temas alanı oluşması sonucu kesici kenarın daha hızlı bozulmasına atfedilmiştir [53].



Şekil 2.5. Farklı ilerleme oranları ve sabit kesme hızında (40 m/min) yan yüzey ve talaş yüzeyi aşınmaları a) 0,15 mm/rev b) 0,3 mm/rev c) 0,6 mm/rev d) 0,15 mm/rev e) 0,3 mm/rev f) 0,6 mm/rev [53]

Özbek ve arkadaşları sanayide geniş kullanım alanına sahip AISI 304 ve AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin kaplamasız tungsten karbür kesici takımlar kullanılarak, yüzey pürüzlülüğü, esas kesme kuvvetleri ve takım aşınması açısından işlenebilirliklerini kıyaslamışlardır. Deneyler, kuru kesme şartlarında sabit kesme derinliğinde (2,4 mm), dört kesme hızı (100, 120, 140, 160 m/min) ve üç ilerleme oranında (0,15; 0,3; 0,45 mm/rev) gerçekleştirilmiştir. AISI 304 çeliğinin işlenmesinde daha düşük yan yüzey aşınması ve krater aşınması değerleri ölçülen deneylerde, AISI 316 çeliğinin işlenmesinde çentik aşınması gözlenmiştir (Şekil 2.6). Ayrıca AISI 316 çeliğinde daha yüksek kesme kuvveti ve yüzey pürüzlülüğü değerleri ölçülmüştür. Her iki malzeme sınıfı için; ilerlemedeki artış ile

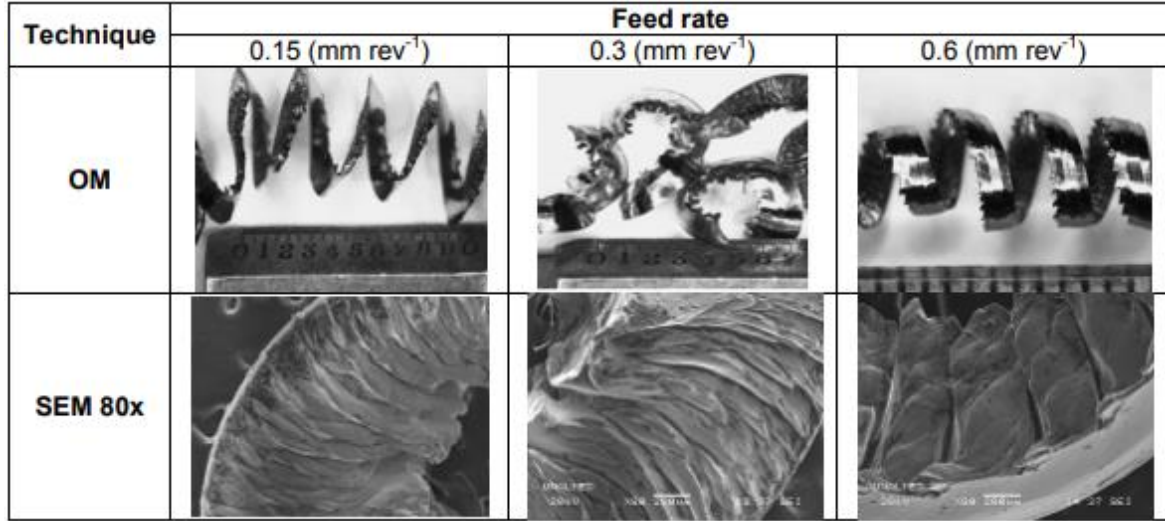
kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğü artmış olup, kesme kuvveti ve yüzey pürüzlülüğü değerlerinin artmasında ilerleme, kesme hızından daha etkili olmuştur. AISI 316 ve AISI 304 paslanmaz çelikleri benzer kimyasal bileşime sahip olmakla beraber AISI 316 çeliğinin kimyasal bileşiminde molibden ve nikel oranı daha yüksektir. Bu alaşım elementlerinden dolayı AISI 316 çeliğinin kopma dayanımının diğerine nazaran daha yüksek olduğu bildirilmiştir. Deneysel çalışma sonunda, AISI 316 çeliğinin AISI 304 çeliğine kıyasla işlenebilirliğinin zor olduğu belirtilmiştir. Bu sonuç AISI 316'nın kimyasal bileşimindeki molibden sayesinde sahip olduğu yüksek sıcak sertlik ve aşınma direncine atfedilmiştir [54].



Şekil 2.6. Kesici takımların SEM fotoğrafları ($f = 0,45$ mm/rev, $V = 100$ m/min) [54]

Şekil 2.6 incelendiğinde; abrasiv aşınma mekanizmasının neden olduğu yan yüzey aşınması ve kesici takımın kesme kenarında yığıntı talaş (BUE) oluşumları her iki malzemenin işlenmesinde görülmektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesi sürecinde, sünek yapılarından dolayı kesici takıma güçlü bir yapışma eğilimleri vardır [36, 54]. Kesici takımların talaş yüzeyinde oluşan krater aşınmasına, abraziv ve difüzyon aşınma mekanizmalarının neden olduğu belirlenmiş ve krater yüzeylerinde yığıntı şeklinde talaş yapışmaları gözlenmiştir. Difüzyon aşınma mekanizması, sıcaklığa, basınca ve iş parçası ile kesici takım malzemesinin kimyasal afinitesine (ilgisine) bağlıdır. Kesici takım malzemesi tungsten karbürün barındırdığı yüksek miktardaki karbon atomları, yükselen sıcaklık ve basıncın etkisiyle çok yoğun ortamdan az yoğun ortam olan iş parçasına veya talaşa geçme eğiliminde olmaları difüzyon aşınma mekanizmasına sebep olur ve sonuç olarak kesici ucun talaş yüzeyinde krater şeklinde malzeme kaybı meydana gelir. Krater aşınması yüksek kesme hızlarında en büyük değere ulaşır [36, 54]. Kesici takımların esas kesme kenarında; östenitik çeliklerin işlenen yüzeyinde plastik deformasyon sonucu meydana gelen pekleşme

ile adhezyon ve oksidasyon aşınma mekanizmalarının neden olduğu çentik aşınması görülmezken, sadece AISI 316 çeliğinin işlenmesinde ikincil kesme kenarında çentik aşınması olduğu görülmüştür [54].

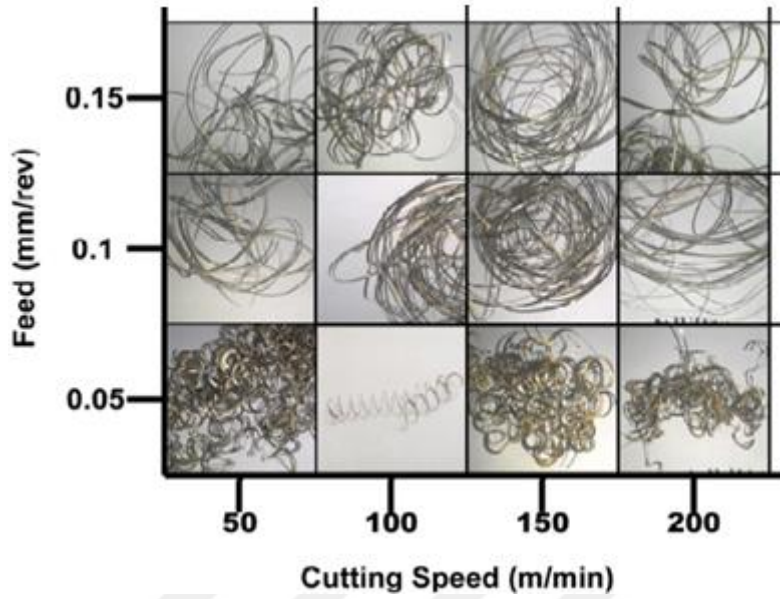


Şekil 2.7. AISI 304 talaş şekillerinin optik mikroskop ve SEM görüntüleri [53]

AISI 304 paslanmaz çeliğin sementit karbür kesici takım ile tornalama operasyonunda, düşük ilerleme değerinde (0,15 mm/rev) testere dişi ince talaşlar oluşurken, yüksek ilerleme oranlarında (0,3; 0,6 mm/rev) kesintili talaşlar olduğu bildirilmiştir (Şekil 2.7). Ayrıca ilerlemedeki artış ile talaşların kalınlaştığı belirtilmiştir [53].

Junaidh ve arkadaşları, sabit talaş derinliğinde, dört farklı kesme hızı (50, 100, 150, 200 m/min) ve üç farklı ilerleme oranı (0,05; 0,1; 0,15 mm/rev) ile kaplamasız tungsten karbür takım kullanarak, kuru şartlarda tornaladıkları AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin işleme özelliklerine kesme hızı ve ilerleme gibi kesme parametrelerinin etkisi, kesme kuvvetlerinin analizi, yüzey pürüzlülüğü, takım aşınması analizi ve talaş morfolojisi açısından incelemiştir. Deney sonuçlarından, kesme kuvvetlerinin artan kesme hızı ile azalırken, artan ilerleme ile arttığı görülmüştür. Diğer yandan yüzey pürüzlülüğünün artan kesme hızı ile azaldığı tespit edilmiştir. Ayrıca takım aşınmasının, kesme hızındaki artışla büyüdüğü, ilerlemedeki artış ile azaldığı görülmüştür. Toplanması kolay olan sarmal-kıvrılmış talaş formu en düşük ilerleme değerinde elde edilmiştir (Şekil 2.8). Bunun nedeni, düşük ilerlemelerde talaş kalınlığının düşük olması ve sıcaklık değişiminin yüksek olmasıdır. Ayrıca talaş kıvrılması talaş kalınlığı boyunca değişen sıcaklığa atfedilmiştir. Diğer yandan tüm kesme hızlarındaki yüksek ilerleme değerlerinde düz talaşlar elde edilmiştir (Şekil 2.8).

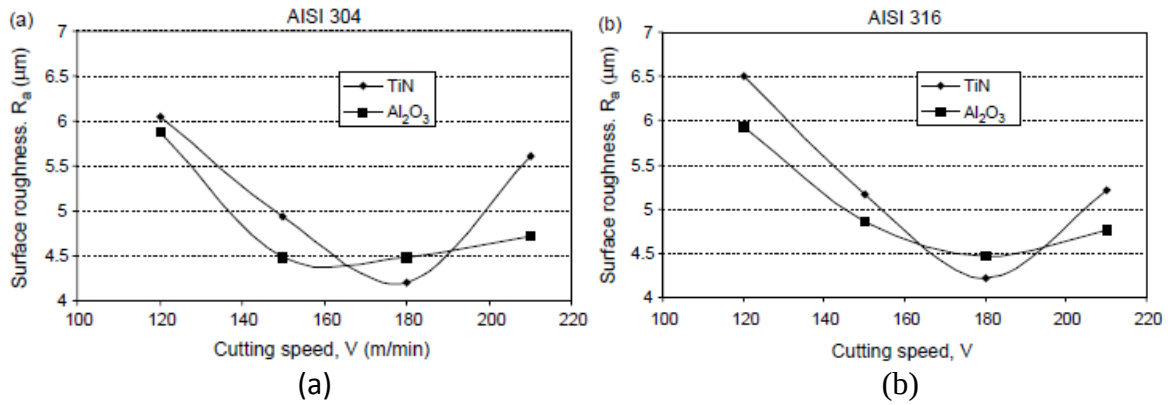
Kıvrılmış talaşlar daha narin ve toplanması daha kolay olduğu için, AISI 304 malzemenin işlenmesi için düşük ilerleme değeri kullanılması önerilmiştir. Sonuç olarak, işlem değişkenlerinin uygun seçiminin ve kontrolünün AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin tornalama operasyonu performansını önemli ölçüde artırabileceği sonucuna varılmıştır [496].



Şekil 2.8. AISI 304 malzemeyi işlerken elde edilen talaşların grafiksel gösterimi (sabit deney parametreleri; kesme derinliği = 0,5 mm, işleme boyu = 30 mm) [55]

AISI 304 ve AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin işlendiği bir araştırmada kaba yüzey pürüzlülük değerleri elde edilmiştir (Şekil 2.9). Bu değerler östenitik paslanmaz çeliklerin yüksek sünek yapılarıyla ilgili olup, sünekliğin büyük ve kararsız yığıntı talaş (BUE) oluşumuna sebep olmasına atfedilmiştir [44, 56]. Normal şartlarda yüzey pürüzlülüğünün artmasına neden olan yığıntı talaşın büyük ve kararsız olması durumunda artan yüzey pürüzlülüğünün daha kötü bir hal alacağı bildirilmiştir. Artan kesme hızı ile yüzey pürüzlülük değerleri belirli bir kesme hızı değerine kadar (180 m/min) azalmış ancak kesme hızının bu değerden sonraki artışlarıyla da artmıştır (Şekil 2.9). 180 m/min kesme hızına kadar artan kesme hızıyla yüzey pürüzlülüğü değerlerinin azalması yığıntı talaş oluşma eğiliminin azalmasıyla açıklanabilir. Çünkü artan kesme hızıyla sıcaklık artar ve sıcaklığın artması ile de kesici uçtaki yığıntı talaş sertliğini ve dayanımını kaybederek devam eden kesme sürecinde üzerine gelen gerilmelere dayanamayarak kesici uçtan uzaklaştırılır ve dolayısıyla yüksek kesme hızlarında BUE oluşma eğilimi azalır. Ancak, kesme hızındaki 180 m/min'den sonraki artışla yüzey pürüzlülüğünün artması, yüksek kesme hızlarında

kesici takım ucundaki muhtemel küçük kırılmalarla (döküntü-chipping) açıklanabilir [44].



Şekil 2.9. TiC/TiCN/TiN ve TiCN/TiC/ Al_2O_3 kaplanmış kesici takımlarla a) AISI 304 ve b) AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin 0,16 mm/rev ilerleme oranı ve 1,6 mm talaş derinliğinde işlenmesi sonucu elde edilen yüzey pürüzlülük değerlerinin kesme hızına göre değişimleri [44]

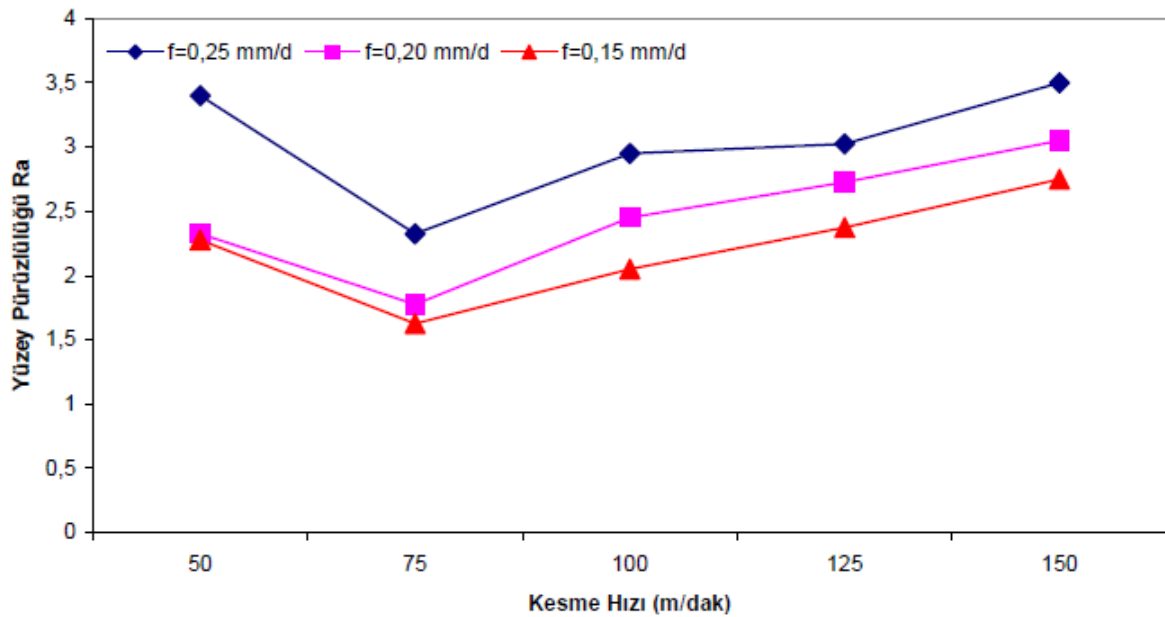
Radavanovic ve arkadaşları, düşük kesme hızlarındaki diğer bir AISI 316 LVM işlenebilirlik çalışmasında; yine bu malzemenin kaplamalı karbür kesici takımlar ile tornalama operasyonunda, Taguchi metodu kullanarak kesme kuvvetlerine dayalı bir yüzey pürüzlülüğü optimasyonu sunmuşlardır. Kesici uç radyüsü, talaş derinliği, ilerleme ve kesme hızından oluşan dört kontrol faktörü yüzey pürüzlülüğü cevap faktörü göz önüne alınarak optimize edilmiştir. Kontrol faktörlerinin, yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi deneysel olarak incelenmiştir. Sonuçlara göre yüzey pürüzlülüğü üzerindeki en etkili parametre %77,12 ile kesici uç radyüsü olup, bunu %17,21 ile ilerleme takip etmektedir. Talaş derinliğinin %2,96 ve kesme hızının %2,02 değerleri ile önemli bir etkileri gözlenmemiştir [57].

Ok ve arkadaşları AISI 304 paslanmaz çeliğin frezeleme operasyonu esnasında çok tabakalı karbür uçların performansını araştırmışlardır. Deneylerde kesme kuvvetleri, ilerleme, radyal ve eksenel kesme derinliği gibi parametrelerin takım performansı ve yüzey pürüzlülüğü üzerine etkilerini incelemişlerdir. Araştırmanın sonunda yüzey pürüzlülüğüne en büyük etkinin ilerlemeden kaynaklandığı raporlanmıştır [58].

Li ve arkadaşları işlenmesi zor malzemelerden östenitik paslanmaz çeliğin işlenebilirliğini araştırmak ve kesme parametrelerini optimize etmek için, kuru kesme koşullarında gerçekleştirdikleri tornalama deneylerinde kesme kuvveti, yüzey pürüzlülüğü ve kesme verimliliğini incelemişlerdir. Yapılan çoklu regresyon ve varyans analizi sonuçlarına göre

yüzey pürüzlülüğünde %23 civarında iyileşme olduğu raporlanmıştır [59].

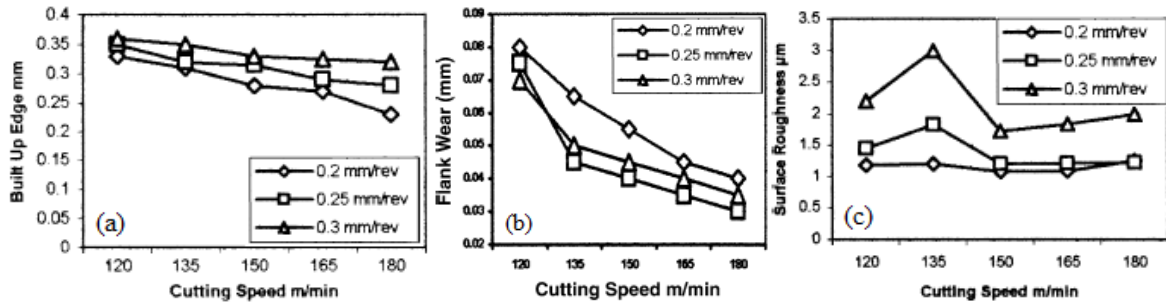
Tekaslan ve arkadaşları AISI 304 östenitik paslanmaz çelik malzemeyi sabit talaş derinliği (1,5 mm), değişken kesme hızı (50, 75, 100, 125, 150 m/min) ve ilerleme oranı (0,15; 0,20; 0,25 mm/rev) değerlerinde optimum kesme parametrelerini tespit etmek için tornalama operasyonuna tabii tutmuşlardır. Deneylerde kullanılan kesici takımlarda BUE (yığıntı talaş), yan kenar aşınması ve çentik oluşumu görülmüştür. Şekil 2.10'da görünen sonuçlara göre 50 ve 150 m/min kesme hızlarında yapılan deneylerdeki yüzey pürüzlülüğünün diğer kesme hızlarına göre daha yüksek olduğu bildirilmiştir. İlerleme ile yüzey pürüzlülüğü arasında doğru orantılı bir ilişki olduğu, ilerlemenin artmasıyla yüzey pürüzlülüğünün de arttığı gözlenmiştir. İlerlemenin yüzey pürüzlülüğüne etkisinin kesme hızından çok daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Kesici takım üzerindeki talaş sıvanması, yan kenar aşınması ve çentik oluşumu yüzey pürüzlülüğünü artırmıştır. Ayrıca talaş derinliği arttıkça yüzey pürüzlülüğünün de arttığı bildirilmiştir [60].



Şekil 2.10. Talaş derinliği $a_p=1,5$ mm sabit olmak şartıyla farklı kesme hızı ve ilerlemenin yüzey pürüzlülüğüne etkisi [60]

Tekiner ve Yeşilyurt, AISI 304 paslanmaz çeliklerin işlenmesinde en uygun kesme koşullarının ve kesme parametrelerinin belirlenmesi amacıyla işleme esnasındaki sesi kaydederek incelemiştir. Tornalama testleri farklı kesme hızı (120, 135, 150, 165, 180 m/min), ilerleme (0,2; 0,25; 0,3 mm/rev) değerlerinde gerçekleştirilmiştir. Optimum kesme

hızı ve ilerleme değerleri; takım yan yüzey aşınması, yığıntı talaş (BUE), talaş formu, yüzey pürüzlülüğü ve tezgâhın güç tüketimine göre belirlemişlerdir. İdeal kesme parametreleri ve elde edilen kesme işlemi seslerini karşılaştırarak, en iyi kesme parametrelerinin sese bağlı olarak belirlenebileceğini bildirmişlerdir. Deney sonuçlarına göre kesme sesi basınç seviyelerinin talaş kaldırmada meydana gelen pozitif sonuçlara paralel olarak azaldığı belirtilmiştir. Diğer yandan kesici takım yan yüzey aşınmasının kesme hızının artması ile azaldığı bildirilmiştir (Şekil 2.11 b). İlerlemenin 0,20 mm/rev değerinden 0,25 mm/rev değerine yükselmesi durumunda yan yüzey aşınması yine azalma eğiliminde olurken, ilerlemenin 0,25 mm/rev den 0,30 mm/rev değerine yükselmesi durumunda aşınmanın arttığı belirtilmiştir. Talaş formları incelendiğinde, talaş kıvrılma yarıçapının, kesme hızındaki artış ile büyüdüğü, ilerleme oranının/hızının artmasıyla da azaldığı, talaş kalınlığının ise artan kesme hızı ile azaldığı, artan ilerleme ile arttığı ve helisel tipte talaş oluşumu meydana geldiği görülmüştür. Artan talaş kalınlığı nedeniyle talaşın yavaşça aktığı ve bu sebeple kesme bölgesindeki ısının yavaş uzaklaştırılması sonucu talaş renginin sarıya dönüştüğü bildirilmiştir. Diğer yandan talaş kalınlığının azalması nedeniyle makinedeki güç tüketiminin de düştüğü, böylece titreşimin azaldığı ve yüzey pürüzlülüğünün iyileştiği belirtilmiştir (Şekil 2.11 c). Kesici uçlarda oluşan yığıntı talaşın (BUE) artan kesme hızı ile azalırken artan ilerleme ile yükseldiği en düşük yığıntı talaşın 180 m/min kesme hızında elde edildiği görülmüştür (Şekil 2.11 a). Deney tasarımı çerçevesinde 165 m/min kesme hızı ve 0.25 mm/rev ilerleme oranının en iyi sonuçları verdiği, işleme sesi analizinin de bu değerleri doğruladığı raporlanmıştır [61].



Şekil 2.11. Kesme hızının; a) yığıntı talaşa (BUE), b) yan yüzey aşınmasına ve c) yüzey pürüzlülüğüne etkisi [61]

Bakırcıoğlu ve arkadaşlarının çalışmasında, AISI 303 östenitik paslanmaz çeliğin farklı kesici kenar (talaş kırıcı) formuna sahip kesici takımlar ile tornalama operasyonu esnasında kesici kenar formunun kesme kuvvetlerine etkisi incelenmiştir. Deneyler kuru işleme

şartlarında sabit talaş derinliği (2 mm) ve ilerleme oranı (0,2 mm/rev) değerlerinde, dört farklı talaş kırıcı formu (SNMG120408-MM, SNMG120408-MR, SNMG120408-QM, SNMG120412-MM) ile üç farklı kesme hızı (125, 150, 175 m/min) seçilerek yapılmıştır. Deneylerin sonucunda, kesme kuvvetleri açısından en iyi sonucun en küçük ön talaş açısı değerine sahip olan SNMG120412-MM talaş kırıcı formunda ve en yüksek kesme hızında (175 m/min) elde edildiği görülmüştür. Bu durum talaş kırıcı formu ile kesme kuvvetleri arasında doğrudan bir ilişki olduğunu göstermiştir. Kesici kenar formu/ön talaş açısının küçük olması, kesme kuvvetlerinin azalması yönünde olumlu bir etkiye sahiptir [62]. Artan kesme hızı ile kesme kuvvetlerinin azalma eğiliminde olması, kesme işleminde harcanan enerjinin tamamına yakınının kayma düzleminde ve kesici ucun çevresinde ısı enerjisine dönüşmesiyle açıklanabilir [46, 62]. Artan kesme hızı ile kesme bölgesinde oluşan ısı yükselerek malzemenin plastik şekil değişimi için daha az kuvvete ihtiyaç duyulmasını sağlayacaktır. Ayrıca yükselen kesme hızı kayma düzlemi açısını küçülterek, takım-talaş temas alanını azaltır ve sonuç olarak kesme kuvvetlerinde de azalma meydana gelir. [62, 63]. Yüzey pürüzlülüğü açısından en iyi sonuç ise SNMG 12 04 08-MR talaş kırıcı formunda ve en yüksek kesme hızında (175 m/min) elde edilmiştir. Deney sonuçlarından yüzey pürüzlülüğü ile talaş kırıcı formu arasında bir ilişki olduğu bildirilmiştir. [62]. Bakırcioğlu ve arkadaşları bir başka çalışmalarında bu sefer AISI 304 östenitik paslanmaz çeliği aynı kesme parametreleri ile işleyerek benzer sonuçlara ulaşmışlardır [64].

Kayır ve arkadaşları, AISI 316Ti paslanmaz çeliği tornalama deneylerinde farklı uç geometrisine sahip ve TiCN-Al₂O₃-TiN kaplamalı karbür kesiciler kullanarak, kesici uç yarıçapı (0,4; 0,8 mm), kesici uç formu (MA, MS, ES), kesme hızı (85, 120, 165 m/min), ilerleme oranı (0,1; 0,2; 0,3 mm/rev) değişkenleri ile sabit talaş derinliğinde (1,5 mm), kuru kesme şartında, yüzey pürüzlülüğüne ve takım aşınmasına etkisini araştırmışlardır. Sonuçlar, yüzey pürüzlülüğüne en etkili faktörlerin ilerleme (%73,97) ve kesici uç yarıçapı (%13,26) olduğunu göstermiştir. Kesici takımlarda, talaş yapışmaları, talaş sıvanmaları ve aşınmalar meydana gelmiştir. Deneylerde kullanılan tüm kesme parametrelerinde, uç yarıçapı 0,8 mm olan kesici uçların daha az aşındığı ve daha iyi yüzey pürüzlülük değerleri elde edildiği tespit edilmiştir. Küçük uç yarıçap (0,4 mm) değerine sahip kesicilerin daha çok aşındığı ve bu yüzden elde edilen yüzey pürüzlülük değerlerinde aşınmadan kaynaklı ani artışlar görülmüştür. Kesici takım aşınmaları, takımın ucundan belirli bir uzaklıkta talaş derinliği noktasında meydana gelmiştir. Aşınmanın kesici kenar boyunca değil de yan yüzeyde bir bölgede yukarıdan aşağıya doğru bir çizgi boyunca meydana gelmesi bölgedeki

ısı konsantrasyonuna bağlanmıştır. AISI 316Ti paslanmaz çeliğin ısıl iletkenliğinin düşük olmasından dolayı [34, 65, 66] takım talaş ara yüzünde meydana gelen yüksek sıcaklığın; iş parçası, talaş ve kesici arasında hızlı bir şekilde paylaşılamadığı bildirilmiş olup ısı paylaşımında, takım-talaş kontak yüzey alanının etkisinin büyük olduğuna işaret edilmiştir. $R=0,4$ mm kesicilerin yüzey alanı $R=0,8$ mm kesicilere göre daha küçük olduğundan temas ile dağılamayan ısının talaş çıkışı ile ani boşaldığı belirtilmiştir. Isı boşalması olan noktada ise ani kesici aşınmalarının (difüzyon) meydana geldiği bildirilmiştir [51, 65, 67]. Sonuç olarak AISI 316Ti paslanmaz çeliğini uç yarıçapı küçük kesicilerle, yüksek kesme hızlarında ve yüksek ilerleme değerlerinde işlenmesinin takım ömrü açısından uygun olmadığı raporlanmıştır [65]. Kayır ve arkadaşları yine aynı malzeme ve kesme parametreleri ile yaptıkları başka bir çalışmada benzer sonuçları elde etmişlerdir. Deneyler sonucunda artan ilerleme miktarı ile kesme kuvvetlerinin arttığı, takım uç yarıçapının büyümesi ile yüzey pürüzlülüğünün iyileştiği tespit edilmiştir. Ayrıca ilerlemedeki artış ile talaş kırılabilirliğinin arttığı ve talaşların daha fazla deformasyona uğradığı bildirilmiştir [68].

Yeyen ve arkadaşları AISI 303 paslanmaz çelik malzemeyi kullandıkları deneylerinde kesme hızı ve ilerlemenin, kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Deneyler için dört değişik kesme hızı (120, 150, 180, 210 m/min), üç değişik ilerleme oranı (0,20; 0,24; 0,30 mm/rev) seçilmiş ve 2,5 mm sabit talaş derinliği kullanılmıştır. Deneylerin sonunda kesme hızı yükselirken aynı oranda kesme kuvvetlerinin azaldığı ve yükselen ilerleme ile kesme kuvvetlerinin arttığı tespit edilmiştir. Yüzey pürüzlülüğü, ilk etapta kesme hızındaki artış (150 m/min) ile azalmış, fakat daha yüksek kesme hızı artışlarında takım aşınmasının hızlanması sonucu yükselmiştir. Ayrıca ilerlemedeki artış yüzey pürüzlülüğünü artırmıştır. İş parçası boyunun uzun ve çapının küçük olmasından dolayı, meydana gelen titreşimin yüzey pürüzlülük değerlerini yükselttiği düşünülmektedir. Kesme kuvvetinin azalması daha az titreşime ve daha iyi yüzey kalitesine sebep olmuştur. İlerlemedeki artışın kesme bölgesindeki yükü artırdığı gibi aynı zamanda daha fazla ısı artışına ve takımın daha kolay deforme olmasına yol açacağı raporlanmıştır [69].

Bahçeci ve Özer, östenitik (AISI 303) ve martenzitik (AISI 410) olmak üzere farklı mikro yapı ve kimyasal bileşime sahip paslanmaz çelik malzemelerin işlenebilirliğini inceledikleri çalışmada kesme hızının (90, 130, 180 m/min); tornalama kuvvetleri, talaş formu ve yüzey pürüzlülüğü sonuçlarına etkisini araştırmışlardır. Deneylerde 0,12 mm/rev ilerleme oranı ve

1,2 mm talaş derinliği değerleri sabit tutulmuş, TiC kaplı sementit karbür kesici uçlar ile kuru kesme uygulanmıştır. Her iki malzeme için, artan kesme hızı ile birlikte kesme ve ilerleme kuvvetlerinin yanında yüzey pürüzlülük değerleri de azalmıştır. Kesme hızının sonuçlar üzerindeki bu etkisi, artan kesme hızı ile birlikte birincil ve ikincil deformasyon bölgelerinde yükselen talaş kaldırma sıcaklığının işlenen malzemenin akma mukavemetini düşürmesine atfedilmiştir [26, 35, 70]. Ayrıca artan kesme hızıyla birlikte takım-talaş temas alanındaki azalmanın ikincil deformasyon bölgesindeki sürtünme kuvvetlerini düşüreceği, bu durumda kesme kuvvetlerini düşürerek yüzey pürüzlülüğünü iyileştireceği bildirilmiştir [70-73]. Düşük tornalama kuvvetleri ve yüzey pürüzlülük değerleri için 130 m/min'den büyük kesme hızlarının önerildiği çalışmada, yüksek kesme hızlarında artacak kesici takım aşınmasının dikkate alınması önerilmektedir. AISI 303 östenitik paslanmaz çelik malzemenin işlenmesi sırasında sülfür etkisi ile kırık talaş oluşurken, AISI 410 martenzitik paslanmaz çelik malzemenin işlenmesi sırasında ise temperlemeden dolayı oluşan sünekliğe ve düşük sertliğe bağlı olarak tüm kesme hızlarında işlenebilirliği olumsuz etkileyen sürekli ve dolaşık talaşlar oluşmuştur. Ayrıca temperlenen AISI 410 martenzitik paslanmaz çeliğin sünekliği ve düşük sertliği tornalama sürecinde kesici uça Y T oluşma eğiliminin yüksek olmasına ve yüzey pürüzlülük değerlerinin yüksek çıkmasına sebep olduğu raporlanmıştır [70].

Gürbüz ve arkadaşları, AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemenin tornalama operasyonu sırasında üç farklı kesici burun yarıçapı (0,8; 1,2; 1,6 mm), dört farklı kesme hızı (125, 150, 175, 200 m/min), üç farklı ilerleme oranı (0,1; 0,2; 0,3 mm/rev) ve iki farklı kesme derinliği (1,25; 2,5 mm) değerleri kullanarak kesme kuvvetlerini elde etmişlerdir. Deneylerin sonunda en yüksek kuvvet değerlerinin asıl kesme kuvvetine F_c ait olduğu, daha sonra ilerleme kuvveti F_f ve pasif kuvvetin F_p sıralandığı belirtilmiştir. Deneylerde elde edilen kesme kuvveti değerlerinin birbirleri ile olan ilişkisi: F_f (ilerleme kuvveti) %31~%65 F_c kadar, F_p (pasif kuvvet) %23~%49 F_c kadar olduğu görülmüştür. Genel olarak kesme derinliği ve ilerlemedeki artış kesme kuvvetlerini yükseltirken, kesme hızındaki artışın kesme kuvvetlerini düşürdüğü görülmüştür [21, 74]. Artan kesme hızı ile kesme kuvvetlerindeki düşüş sıcaklık artışı nedeniyle kesici takım talaş yüzeyindeki temas alanının azalması ve kısmen de akma bölgesinde (ikinci deformasyon bölgesi) kayma dayanımının azalması ile açıklanmıştır [35, 74, 75]. Öte yandan kesme hızı arttığında, kesici takım-talaş ara yüzündeki sıcaklık artacağından kesici takım-talaş ara yüzünde sürtünme katsayısının azalacağı ve bunun da kesme kuvvetlerinin azalmasına yol açacağı bildirilmiştir [74, 76].

İlerleme oranı ve kesme derinliğinin artışı talaş kesit alanını artıracığından, kesme kuvvetlerinin artmasının ve kesici uç yarıçapı artışı ile de pasif kuvvetin artmasının beklenen bir durum olduğu belirtilmiştir [74, 77-80].

Yalçın ve Temiz, AISI 316 L östenitik paslanmaz çeliğine WNMG sementit karbür kesici uçlar ile kuru şartlarda tornalama işlemi uygulayarak, kesme hızı (100, 150, 200 m/min), ilerleme oranı (0,2; 0,35 mm/rev) ve talaş derinliği (1,25; 2,5 mm) parametrelerinin; kesme kuvvetleri, yüzey pürüzlülüğü, talaş yapışma eğilimleri ve talaş tipleri değerlendirilerek işlenebilirliğe etkisini araştırmışlardır. Deney sonuçlarına göre kesme hızının esas kesme kuvvetine ve yüzey pürüzlülüğüne etkisinin çok düşük olduğu tespit edilmiştir. Diğer yandan ilerlemenin talaş derinliğine göre esas kesme kuvveti ve yüzey pürüzlülüğü üzerinde daha etkili olduğu saptanmıştır. Ayrıca, yükselen kesme hızı ile birlikte yığıntı talaş oluşumunda ve helisel talaş uzunluğunda azalma tespit edilmiştir. İlerleme ve talaş derinliğinin artması ve kesme hızının azalması ile talaş sıvanma eğilimi de artmıştır. En düşük kesme kuvveti ve en az yüzey pürüzlülüğü, talaş yapışma eğiliminin en az olduğu durumda elde edilmiştir. İlerleme hızı, yüzey pürüzlülüğü ve asıl kesme kuvvetini en çok etkileyen parametre olmuştur. Deneylerde işlenebilirlik açısından en iyi sonuç 200 m/min kesme hızı 1,25 mm talaş derinliği ve 0,2 mm/rev ilerleme oranı değerlerinde yapılan tornalama işleminde elde edilmiştir [11].

Çiftçi, AISI 304 kalite östenitik paslanmaz çelik ile çok katlı kaplanmış sementit karbür kesici takım kullanarak tornalama yöntemiyle yaptığı işlenebilirlik testlerinde kesme kuvvetlerini, takım aşınmasını ve yüzey pürüzlülüğünü araştırmıştır. Kuru şartlarda gerçekleştirilen deneylerde dört farklı kesme hızı (120, 150, 180, 210 m/min), sabit ilerleme oranı/hızı ve sabit talaş derinliği kullanılmıştır. Deneylerde, artan kesme hızı ile belirli bir değere kadar yüzey pürüzlülüğü ve kesme kuvveti azalmıştır, ancak bu durum belirli bir değerden sonra artış göstermiştir. Bütün deneylerde yüksek yüzey pürüzlülük değerleri elde edilmesi östenitik paslanmaz çeliklerin oldukça yüksek olan sünek yapısına bağlanmış olup, sünekliğin büyük ve karasız yığıntı talaş (BUE) oluşma eğilimini artırdığı bildirilmiştir [56, 81]. Yüzey pürüzlülük değerinin artan kesme hızı ile 180 m/min kesme hızına kadar azalması kesici uçta BUE oluşma eğiliminin azalması ile açıklanmıştır. Kesme hızındaki artış ile kesme bölgesindeki sıcaklığın yükseleceği ve BUE'nin dayanımının azalacağı belirtilmiştir. Dolayısıyla, BUE'nin daha karasız hala gelerek, kesici takımdan daha sık bir periyotta kopacağı ve böylece oluşma ve kopma süresi kısaldığı için büyüklüğü de azalan

BUE'nin daha az yüzey pürüzlülüğüne sebep olacağı bildirilmiştir. Kesici takım aşınmasının genellikle üç bölgede küçük kırılmalar şeklinde (chipping) olduğu görülmüştür. Bu bölgeler; kesici takımın işlenmemiş iş parçası yüzeyi ile temasta olduğu bölge, kesici takımın yeni oluşan iş parçası yüzeyi ile teması kestiği bölge ve burun bölgesidir. Kesici takımda meydana gelen aşınmaların yığıntı talaş (BUE) oluşumu ile ilişkili olduğu tahmin edilmiş olup 180 m/min'e kadar artan kesme hızıyla azaldığı belirtilmiştir. Küçük kırılmalara (döküntü) adhesive aşınma mekanizmasının yol açtığı belirtilmiştir. Bu durum, işleme sürecinde kesici uçta meydana gelen yüksek bölgesel sıcaklıklar ve aşırı basınç iş parçası malzemesinin kesici uca yapışmasına/kaynaklanmasına sebep olduğu ve yapışan/kaynaklanan bu malzemelerin işleme sürecinde zamanla büyüyüp belirli bir süre sonra maruz kaldığı gerilmelere dayanamayarak kesici takımdan koparak ayrılması şeklinde açıklanmıştır. Talaşlı imalat işleminde sünek malzemelerin işlenmesinde sıkça görülen bu olay, yığıntı talaş (BUE) olarak bilinir. Yığıntı talaşın kompası esnasında kesici takımdan da mikro seviyede parça/parçalar kopar ve dolayısıyla adhesiv aşınma mekanizması vasıtasıyla mikro kırılmalar gerçekleşir. Bu işlem, işleme esnasında periyodik olarak tekrarlandığı için kesici ucun tedrici olarak aşınacağı bildirilmiştir [81].

Özler ve arkadaşları, düşük kesme hızlarında, östenitik manganlı çeliği torna tezgahında likit petrol gazı alevi ile sıcak (malzemeyi yumuşatarak) işleyerek, geleneksel ve sıcak işlemede; ısıtma sıcaklığı, kesme hızı, ilerleme ve talaş derinliğinin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisini incelemişlerdir. Deney sonuçlarına göre sıcak işleme sonucu elde edilen yüzey pürüzlülüğü geleneksel talaşlı imalata göre daha az çıkmıştır. Sıcaklık arttıkça ortalama yüzey pürüzlülüğünün azaldığı tespit edilerek, sıcaklığın yüzey pürüzlülüğünü önemli derecede olumlu yönde etkilediği görülmüştür. Bu sonuç ısıtma sıcaklığının artması ile birlikte iş parçasının kesme mukavemetindeki azalmanın, kesme kuvvetleri ve takım titreşimini azalmasına atfedilmiştir [82-84]. Kesme hızının belirli bir değere kadar artışı ile azalan yüzey pürüzlülüğünün, kesme hızının daha yüksek değerlere artışı ile de yükseldiği görülmüştür. Bu durum; kesme hızı arttıkça kesme kuvvetlerinin ve takım titreşiminin de artmasına bağlanmıştır [82, 83]. Ayrıca kesme hızının artmasıyla takım ve talaş ara yüzey sürtünmesi artarak, ara yüzey sıcaklığının da yükseleceği belirtilmiştir. Artan sürtünme ve sıcaklığın takım-talaş arayüzünde mukavemetli kaynaklar oluşturarak yığıntı talaş oluşumuna sebep olacağı ve yığıntı talaşların süreç esnasında zamanla kırılarak talaşa ve işlenen parça yüzeyine geçerek, kesici kenarın ve iş parçası yüzeyinin bozulmasına neden olacakları bildirilmiştir [82, 84]. İlerleme arttıkça ortalama yüzey pürüzlülüğü artmış,

pürüzlülüğe en fazla etkiyi ilerlemenin gösterdiği tespit edilmiştir. Çünkü ilerlemenin artması ile birlikte kesme kuvvetleri ve takım titreşimi artmış ve buna bağlı olarak ortalama yüzey pürüzlülüğü yükselmiştir. Literatürde yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkiyi en fazla ilerleme ve takım uç yarıçapının gösterdiği ifade edilmiştir [82-84]. Kesme derinliğinin pürüzlülüğe en az etki eden faktör olduğu, kesme derinliği arttıkça pürüzlülüğün de azaldığı görülmüştür. Ayrıca kesme derinliğinin, tezgâh sisteminde kendiliğinden doğan titreşimlere sebep olacağından, belirli bir değerden fazla artırılamayacağı ifade edilmiştir [82, 84].

Altinkaya ve Güllü çalışmalarında AISI 316 paslanmaz çeliğin takma uçlu parmak freze ile işlenmesinde, kesici ucun talaş kırıcı formunun (ERGP, SRGC, ERGC), kesici kenar aşınmasına ve yüzey pürüzlülüğüne etkisini inceledikleri deneysel çalışmada, üç farklı kesme hızı (180, 225, 270 m/min), üç farklı ilerleme oranı (0,05; 0,10; 0,15 mm/rev) ve sabit talaş derinliği kullanmışlardır. Artan kesme hızına bağlı olarak yüzey pürüzlülüğünde gözlenen iyileşme; kesme bölgesindeki artan sıcaklıkla iş parçası malzemesinin daha kolay deforme olmasına ve akma bölgesi oluşmasına bağlanmıştır. Ayrıca uygun talaş kırıcı formunun, takım talaş arasındaki temas uzunluğunu kısaltarak talaşın kesme bölgesinden daha hızlı tahliye olmasını sağlayacağı ve böylece ısı oluşumunun azalarak takım ömrünün uzayacağı ve takımın talaş kaldırma miktarının artacağı raporlanmıştır [85].

Aydın ve arkadaşları AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin kuru şartlardaki tornalama sürecinde düşük ve orta kesme hızları (30, 45, 55, 75, 110, 130 m/min), değişik ilerleme oranları (0,05; 0,08; 0,11 mm/rev) ve farklı talaş derinlikleri (0,15; 0,35; 0,5; 0,7 mm) gibi temel kesme parametrelerinin işlenebilirliğe etkisini araştırmışlardır. Talaş kaldırma deneylerinde kesme kuvveti, kesme bölgesi sıcaklığı ve talaşın ayrılma anındaki sıcaklığı ölçülmüştür. Ayrıca talaşın ayrılma anındaki formu ve kesici kenardaki aşınma miktarı görüntülenmiştir. Deney sonuçlarına göre düşük kesme hızlarında (30-75 m/min) kesme hızındaki artış ile birlikte kesme kuvvetlerinin arttığı, orta kademe kesme hızlarında ise kesme kuvvetlerinin azaldığı belirlenmiştir. Bu sonuç düşük kesme hızlarında BUE oluşumuna atfedilmiştir [72, 86, 87]. Bunun yanısıra kesme hızı arttıkça kesme kuvvetinin düşüşü kesme hızıyla birlikte kesme bölgesindeki sıcaklığın artması takım-talaş ara yüzeyindeki akma bölgesinde yapışan malzemenin kayma dayanımının azalmasıyla açıklanmıştır [35, 87]. Ayrıca, azalan sürtünme kuvvetlerinin de kesme kuvvetinin azalmasına sebep olacağı bildirilmiştir [87, 88]. Kesme hızı, ilerleme ve talaş derinliği arttıkça kesme bölgesi sıcaklığının arttığı görülmüştür. Yüksek kesme parametrelerinin

kesme bölgesinde yüksek sıcaklık oluşmasına neden olacağı bildirilmiştir [36, 66, 87]. Talaş kaldırma işleminde oluşan sıcaklığın; talaş, iş parçası ve kesici takıma dağıldığı görülmüştür. En yüksek sıcaklık talaş üzerinden ölçülmüştür. Talaş iş parçasından kopmadan kesici uç üzerinde akmaya devam ettiği sürece ısı talaş vasıtası ile kesici uca transfer olarak kesici ucun sıcaklığının da artmasına neden olduğu görülmüştür. Talaşın kesici uç üzerinde yığıntı yaptığı durumlarda sıcaklık artışının daha fazla olduğu belirlenmiştir. Kesme parametrelerinden sıcaklık üzerinde en etkili parametrenin kesme hızı olduğu bildirilmiştir [89]. Kesici takım sıcaklığındaki artışın kesici kenarın; özellikle burun kısmında, talaş yüzeyinde ve serbest yüzeyinde aşınma oluşumuna sebep olduğu ve kaplamanın kesicinin yüzeyinden kalktığı tespit edilmiştir. Talaşın şeklini etkileyen temel faktörler; iş parçasının malzemesi, kesici takım geometrisi, kesme sıvısı, takım tezgâhının dinamik özellikleri ve kesme koşulları olarak sıralanmıştır [87, 90]. Genelde uzun ve kısa boru şeklinde uygun yapıda talaş elde edildiği fakat ilerleme oranı/hızı ve talaş derinliğine göre zaman zaman uygun olmayan yapıdaki şerit ve dolaşık talaş formları elde edildiği raporlanmıştır. Araştırmanın sonunda 70-90 m/min kesme hızı aralığı, 0,08-0,11 mm/rev ilerleme aralığı ve 0,5-0,7 mm talaş derinliği aralığı belirtilen şartlarda işlenebilirlik açısından optimum parametreler olarak raporlanmıştır [87].

Özbek ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada, AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin işlenebilirliği, TiAlN ve TiCN/Al₂O₃/TiN kaplı tungsten karbür takımlar üzerine uygulanan kriyojenik işlemin takım aşınması ve yüzey pürüzlülüğü üzerine etkileri açısından araştırılmıştır. Kesici uçlara -145 °C'de 24 saat kriyojenik işlem ve 200 °C'de 2 saat temperleme işlemi uygulanmıştır. Deneylerin sonucunda, her iki tip kaplamalı takımda oluşan abrasif aşınma mekanizmasının sebep olduğu yan yüzey aşınmasına ilaveten yalnızca TiAlN kaplı takımlarda krater aşınması meydana geldiği görülmüştür. Yan yüzey aşınması açısından TiAlN kaplı takımın TiCN/Al₂O₃/TiN kaplı takımdan daha iyi aşınma performansı sergilemiştir [91]. Bu durum TiAlN kaplama malzemesinin yüksek sıcak sertlik değerine [91, 92] ve oksidasyon direncini 800 °C'ye kadar koruyabilme özelliğine [91, 93, 94] atfedilmiştir. Diğer yandan TiCN/Al₂O₃/TiN kaplamanın en üst katmanında bulunan TiN kaplama malzemesi yaklaşık 550 °C'de hızlı bir şekilde oksitlenmektedir [91, 95, 96]. Ayrıca, TiAlN kaplamalı kesici uçlarda, yüksek kesme hızlarında iş parçası ve kesici takım arasında ısıl ve kimyasal set oluşturan bir amorf Al₂O₃ tabakası meydana gelir. Oluşan bu Al₂O₃ tabakası kaplamayı ve alt katmanı koruyan bir bariyer görevi görerek ve takım ömrünün uzamasını sağlar [91, 94]. Krater aşınmasının sadece TiAlN kaplı takımlarda

(kriyojenik işlem uygulanmış ve işlemsiz) oluşması TiCN/ Al₂O₃/TiN kaplama malzemelerinin üstün performansı ile ilişkilendirilmiştir. Genel olarak kaplama malzemelerinin özellikleri özetle: Al₂O₃ krateri azaltmaya yardımcı olur. TiCN daha yüksek sertlik sağlamasının yanında krateri azaltmaya yardımcı olur. TiN difüzyon bariyeri gibi hareket ederek arayüzdeki sürtünmenin azalmasına yardımcı olması sebebi ile çok katmanlı kesici takım kaplamalarında en üst tabakada yer alır [91, 97]. Kriyojenik işlem uygulanmış TiAlN kaplı takım ile işlemsiz takım arasında krater aşınması açısından önemli bir fark görülmemiştir. Kriyojenik işlemler ile genelde daha düşük yüzey pürüzlülüğü değerleri elde edilmiştir. Kesme hızının yüzey pürüzlülüğüne belirgin bir etkisi görülmemiş iken ilerlemedeki artış yüzey pürüzlülüğünü artmıştır. Sonuç olarak, genelde TiAlN kaplı takımlarla daha iyi sonuçlar elde edildiği, kriyojenik işlem uygulanmış takımların işlemsiz takımlara kıyasla daha iyi kesme performansı sergilediği bildirilmiştir. Bu durum, kriyojenik işlem uygulanmış takımlarda oluşan ikincil karbürlerin homojen dağılımı neticesinde kesici takımın kazanmış olduğu yüksek aşınma direncine atfedilmiştir [91].

Yılmaz ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada endüstride yaygın olarak kullanılan ve tornalama operasyonunda sürekli talaş formu elde edilen AISI 304 paslanmaz çelik malzeme talaşının kırılması hedeflenmiştir. Tasarlanan pnömatik tahrikli Dinamik Talaş Kırıcı aparatı takım tutucu üzerine yerleştirilerek talaş kaldırma işlemi sırasında oluşan sürekli talaşın kırılması sağlanmıştır. Kuru şartlarda yapılan tornalama deneylerinde dinamik talaş kırıcının temel kesme parametreleri ile birlikte yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Deneylerde farklı kesme hızı (45, 65, 90 m/min), ilerleme oranı (0,08; 0,12; 0,20 mm/rev) ve kesme derinliği (0,3; 0,5; 1,0 mm) değerleri kullanılmıştır. Araştırmanın sonucunda; artan ilerleme ve talaş derinliği ile yüzey pürüzlülüğünün arttığı görülmüştür. Kesme hızının yüzey pürüzlülüğüne önemli bir etkisi görülmemiş olup ilerlemenin kesme hızına göre daha etkili olduğu tespit edilmiştir. Dinamik talaş kırıcı aparatı kullanımı ile kabul edilebilir yüzey pürüzlülük değerleri elde edilirken sürekli talaşın kırılarak olumsuz etkilerinin ortadan kaldırıldığı görülmüştür. Artan ilerleme ve kesme derinliği ile talaş kırılabilirliği artarken, yüksek talaş derinliği ve ilerleme değerlerinde kırık talaş oluşumu gözlemlenmiştir. Özellikle küçük kesme derinliklerinde talaş kırıcı aparatının yüzey kalitesine olumsuz bir etkisi olmadığı ve oluşan tüm talaşların kırılabildiği raporlanmıştır [98].

Aslantaş ve arkadaşlarının çalışmasında, AISI 316L paslanmaz çeliğinin dik kesme operasyonu sırasında oluşan talaş formunun değişimi araştırılmıştır. Kaplamasız ve Al₂O₃

kaplamalı karbür kesici takımların kullanıldığı deneylerde, talaş mikro geometrisi ve kayma bandına kaplama malzemesinin ve kesme hızının etkisi incelenmiştir. İki farklı malzeme modeli ile yapılan nümerik modelleme sonucu talaş oluşumu ve kayma bölgesindeki değişim araştırılmıştır. Sonuçlara göre, kaplama malzemesinin hem makro hem de mikro ölçekte talaş formu üzerinde önemli etkisi olduğu görülmüştür. En düşük kesme hızından (75 m/min) en yüksek kesme hızına (250 m/min) kadar yapılan tüm kesme işlemlerinde elde edilen talaş formu testere talaş tipindedir. İlerleme, talaş geometrisinin en küçük yükseklik (h_1), en büyük yükseklik (h_2) ve adım (L_1) değerlerinin artmasına neden olmuştur. Bununla birlikte artan kesme hızı ile talaş formunda birim zamanda oluşan testere dışının arttığı görülmüştür. Artan kesme hızı ve Al_2O_3 kaplaması kayma bandı genişliğinin azalmasına neden olmuştur. Bu durum kesme hızı ile birlikte kesme sıcaklığının ve özellikle de birinci deformasyon bölgesindeki lokal sıcaklığın artması ile birlikte meydana gelen termal yumuşamanın deformasyonu kolaylaştırmasına atfedilmiştir. Diğer taraftan düşük kesme hızında, kayma bölgesindeki sıcaklık daha düşük olacağından kaymaya zorlanan alanın daha büyük olacağı raporlanmıştır [99].

Çiftçi, östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesinde, kesici takım kaplamasının ($TiC/TiCN/TiN$ ve $TiCN/TiC/Al_2O_3$), kesme hızının (120, 150, 180, 210 m/min) ve iş parçası malzemesinin (AISI 304 ve AISI 316) kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkilerini incelemek amacıyla kuru kesme şartlarında sabit ilerleme (0,16 mm/rev) ve talaş derinliği (1,6 mm) değerlerinde tornalama deneyleri yapmıştır. Deney sonuçlarında, AISI 316 paslanmaz çeliğin tornalama sürecinde oluşan kesme kuvvetlerinin, AISI 304 paslanmaz çeliğin tornalanması esnasında oluşan kesme kuvvetlerinden daha yüksek olduğu gözlenmiştir. $TiC/TiCN/TiN$ kaplamalı kesici takımın $TiCN/TiC/Al_2O_3$ kaplamalı kesici takımdan daha düşük kesme kuvvetlerine neden olduğu saptanmıştır. Yüzey pürüzlülük değerleri artan kesme hızı ile belirli bir kesme hızı değerine kadar azalmış ancak bu değerden sonra kesme hızının artması ile yükselmiştir. Ayrıca kesme hızının kesme kuvvetlerinde önemli bir etkiye neden olmadığı ancak yüzey pürüzlülüğünü önemli derecede etkilediği raporlanmıştır [100].

Ranganathan ve arkadaşları, tungsten karbür uçlarla (WC) AISI 316 paslanmaz çeliğinin tornalama operasyonunda, yüzey pürüzlülüğü ve takım aşınmasına değişken kesme parametrelerinin (kesme hızı, ilerleme oranı/hızı ve talaş derinliği) etkilerini araştırdıkları çalışmalarında, yüzey pürüzlülüğünü ve takım aşınmasını tahmin etmek için regresyon

analizi ve ANOVA teorisi kullanmışlardır. Takım aşınması ve yüzey pürüzlülüğüne kesme hızının diğer kesme parametrelerinden (ilerleme oranı/hızı ve talaş derinliği) daha etkili olduğunu bildirmişlerdir [101].

Selvaraj ve Chandramohan, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğinin TiC ve TiCN kaplamalı tungsten karbür kesici takımlar kullanılarak kuru tornalama operasyonunda kesme hızı (80, 100, 120 m/min), ilerleme oranı (0,08; 0,1; 0,12 mm/rev) ve talaş derinliği (0,4; 0,6; 0,8 mm) gibi kesme parametrelerinin yüzey pürüzlülüğüne etkisini araştırmışlardır. Kullanılan varyans analizi (ANOVA) sonucuna göre yüzey pürüzlülüğü üzerine ilerleme oranının %51,84, kesme hızının %41,99 ve kesme derinliğinin %1,66 oranında etkili olduğunu bildirmişlerdir [102].

Takım ömrü, verimlilik artışında başlıca rol oynayan önemli bir faktördür. Bu yüzden takım ömrünün kesme sıvısı, optimum kesme parametreleri, sert kaplamalar ve ısıtma işlem gibi bazı metotlar kullanılarak geliştirilmesi gerekir. Takım ömrünü geliştirmek için son zamanlarda çok kullanılan diğer bir metot ise kriyojenik ısıtma işlemidir. Özbek ve arkadaşları AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin tornalama operasyonunda, farklı kriyojenik ısıtma sürelerinin kesici takım aşınmasına etkisini araştırmışlardır. Farklı kriyojenik ısıtma işlem görmüş (12, 24, 36, 48, 60 saat boyunca -145 °C'de) sementit karbür kesici uçlar, 4 farklı kesme hızı (100, 120, 140, 160 m/min), 0,3 mm/rev ilerleme oranı, 2,4 mm talaş ve kuru kesme şartları altında aşınma testlerine tabi tutulmuşlardır. Genel olarak; orijinal kesici uca nazaran kriyojenik ısıtma işlem görmüş kesici uçların; kriyojenik ısıtma işlem sonrası elde ettikleri gelişmiş sertlik, aşınma direnci ve termal iletkenlik özelliklerinden dolayı daha üstün aşınma dayanımı sergiledikleri bildirilmiştir. Ayrıca yan yüzey aşınması ve krater aşınması tüm kesme parametresi kombinasyonlarında oluşmuş olup, çentik aşınması sadece düşük kesme hızlarında (100, 120 m/min) BUE oluşumundan dolayı meydana geldiği belirtilmiştir. Ek olarak, kriyojenik işlemin plastik deformasyonu önlediği ve ısı iletkenliğini arttırdığı bildirilmiştir. Sonuç olarak en iyi aşınma dayanımı 24 saat kriyojenik ısıtma işlem görmüş kesici uç ile elde edilmiş olup, bu durum uygulanan ısıtma işlem ile sementit karbür kesici ucun mikro yapısının geliştirilmesine ve sertliğinin artmasına bağlanmıştır [103].

Özbek ve arkadaşları, kriyojenik ısıtma işlemin kaplamasız tungsten karbür kesici uçların aşınması üzerindeki etkisini AISI 316 paslanmaz çeliğin tornalama operasyonunda incelemişlerdir. Deney sonuçlarına göre çentik aşınması düşük ve orta kesme hızlarında

görülürken, yan yüzey aşınmasının ve krater aşınmasının tüm kesme parametresi kombinasyonlarında olduğu tespit edilmiştir. İşlem görmemiş kesici uçlara nazaran kriyojenik işlem görmüş kesici uçların üstün aşınma performansı sergilemesi, yüksek aşınma dirençlerine ve düşük termal iletkenliklerine atfedilmiştir [104].

Kesici takımların performansını artırmak için genellikle kaplama yapılır. Tornalama işlemi nispeten yüksek kesme hızları nedeniyle yüksek termal yükler, delme işlemi kıvrılma ve sürtünme işlemleriyle, frezeleme işlemi ise aralıklı kesim nedeniyle değişken termo-mekanik yükler ile karakterize edilir. Termo-mekanik yük ve bağlantı koşulları gibi farklı işlem özelliklerine rağmen, kaplama sistemi takım ömrünü ve işleme performansını her koşulda iyileştirebilir. γ - Al_2O_3 , işlenmesi zor malzemelerin işlenmesi sürecinde kesici takım kaplama malzemesi olarak ümit vaat eden bir aday gibi görünmektedir. Cordes, sementit karbür kesici takımlarla AISI 316Ti çeliğinin tornalama, frezeleme ve delme işlemlerinde, geliştirdiği kaplama malzemesinin (PVD kaplama sistemi (Ti, Al) N / g- Al_2O_3); performans, aşınma ve termal kararlılığını ticari kaplamalı ve kaplamasız kesici uçlarla kıyaslayarak incelemiştir. Finish tornalama operasyonlarında kaplanmamış sementit karbür takım çok düşük bir kesme süresinde aşınmıştır. PVD kaplama sementit karbür kesici uçların ömrünü önemli ölçüde artırmıştır. Kaplamalı takımların, iş parçası malzemesinin zor işlenebilirliği göz önünde bulundurulduğunda uzun bir kesme süresinden sonra başarısız olduğu ve kesici kenarda herhangi bir kopma görülmediği belirtildi. Genel olarak kesici uçlara yapışmış iş parçası malzemesi partikülleri içeren geniş alanlar görülmüştür. Geliştirilen kaplama sistemi ile östenitik çeliklerin işlenmesinde takım ömrünü esas olarak belirleyen tipik krater veya çentik aşınmasının tamamen önlenebileceği belirtilmiştir. Kaba tornalama operasyonlarında PVD kaplamalı takımlarda finiş tornalamada olduğu gibi benzer aşınma davranışları görülmüştür. Genel olarak geliştirilen kaplama sistemi iyi performansın yanı sıra homojen bir aşınma oluşumu göstermiş ve dökülme-pullanma gözlemlenmemiştir. (Ti, Al) N / γ - Al_2O_3 kaplamanın ısı kararlılığı, vakum ve atmosferde tavlama sonrası XRD analizi ile zaten araştırılmıştır. Tavlama sonrası 900 °C atmosferde γ -fazı kararlılığını koruduğu ve işleme koşulları altında γ -alüminanın termal kararlılığının onaylandığı belirtilmiştir. TEM-analizleri ve kırınım desenleri, çeliklerin işlenmesinde kaplama malzemesi olarak kullanılan γ - Al_2O_3 'ün yüksek kesme hızlarında bile kalıcılığını ortaya koymuştur [105].

Kara ve arkadaşları, AISI 316L paslanmaz çeliğin dik tornalama operasyonunda oluşan kesme sıcaklıklarını tahmin etmek için yapay sinir ağları (YSA) metoduna dayalı bir

yaklaşım önermişlerdir. Kesme sıcaklığının sayısal olarak elde edilmesi için kesme kuvvetlerinin deneysel ve sayısal analizleri yapılmıştır. Bu amaçla kaplamalı (TiCN Al_2O_3 TiN ve Al_2O_3) ve kaplamasız sementit karbür kesici uçlar kullanılarak kesme testleri yapılmıştır. Deneylerde beklendiği üzere birincil deformasyon bölgesinde meydana gelen sıcaklık artan kesme hızı ile artarak kesme kuvvetlerinin düşmesine neden olmuştur. Ek olarak, ilerleme oranındaki/hızındaki artış talaş kesitinde bir artışa neden olduğundan, kesme kuvveti doğrusal olarak artmıştır. Genel olarak kesici takım yüzeyindeki kaplama, kesme kuvvetinde bir azalmaya neden olmuştur. Minimum kesme kuvvetleri özellikle Al_2O_3 kaplı kesici takımlarda ortaya çıkarken maksimum esas kesme kuvveti kaplanmamış kesici takımlar ile elde edilmiştir. Al_2O_3 'ün ısı iletkenliği sıcaklık arttıkça azaldığından birincil deformasyon bölgesinde sıcaklığın artmasına neden olur. Deneylerde Al_2O_3 kaplı kesici takım için elde edilen kesme sıcaklığı değerlerinin diğer takımlara göre daha yüksek olduğu gözlenmiştir. Birincil deformasyon bölgesindeki sıcaklık artışı sonucu oluşan iş parçasındaki yumuşama nedeniyle kesme kuvveti düşer. Ayrıca kesici takım kaplamasındaki düşük termal iletkenliğin, talaşın alt yüzündeki sıcaklıkta bir artışa neden olarak talaş kıvrılma yarıçapında bir azalmaya yol açtığı söylenmiştir. Kesme işlemi sırasında ortaya çıkan ısının büyük bir kısmı talaş tarafından uzaklaştırıldığından kesici takım sıcaklığının kesme bölgesi sıcaklığından nispeten düşük olduğu belirtilmiştir. Isının kesici takımların özellikle sıcak sertliklerini etkilediği, bu nedenle kesici takımlara aktarılan ısı miktarını azaltmak için kaplama malzemeleri kullanıldığı bildirilmiştir. Kaplamaların en önemli özelliklerinden birinin düşük ısı iletkenlik katsayısı olduğu ve böylece kesme işlemi sırasında oluşan ısının daha azı kesici takımlara aktarılırken, büyük kısmı talaş tarafından uzaklaştırılır. Sayısal modelleme için Deform-2D programı ve Johnson-Cook (J-C) malzeme modeli kullanılmıştır. Kaplamalı ve kaplamasız kesici takımlar için sayısal kesme kuvvetleri deneysel sonuçlarla karşılaştırılmıştır. Diğer yandan, her kesici takım için kesme sıcaklığı değeri sayısal olarak elde edilmiştir. Yapay sinir ağı modeli, sayısal kesme kuvvetlerini kullanarak sayısal kesme sıcaklıklarını tahmin etmek için kullanılmıştır. Kesme sıcaklığını tahminde en iyi sonuçlar, yedi nöron ve LM öğrenme algoritmasına sahip gizli bir katmana sahip ağ mimarisi kullanılarak elde edilmiştir. Son olarak, deneysel kesme sıcaklıkları, deneysel kesme kuvvetlerinin yapay sinir ağlarından elde edilen bir formüle girmesiyle tahmin edilmiştir. İstatistiksel sonuçlar (R^2 , RMSE, MEP) oldukça tatmin edici olup ANN modelinin deneysel kesme sıcaklıklarını öngörmeye güçlü bir model olduğu raporlanmıştır [106].

Kesici takım uçlarının önemli rol oynadığı sert işleme proseslerinin avantajı işleme süresini ve maliyetini azaltabilir ve yüzey bütünlüğünü artırabilir. CBN kesici uçlar yüksek sertlik, aşınma direnci ve kimyasal etkisizliği nedeniyle sertleştirilmiş çeliğin işlenmesi için en uygun malzemelerden biri olarak kabul edilir. Kannan ve arkadaşları, AISI 316 çelik çubukların değişik kesme parametrelerinde tornalama operasyonu sırasında oluşan ısı dağılımını, takım aşınmasını ve takım ömrünü deneysel olarak araştırmışlardır. Deney sonuçlarına göre CBN kesici uçların orta seviye kesme hızlarında zarar gördüğü fakat oldukça iyi işlenebilirlik sergilediği belirtilmiştir. Merchant dairesi, kesici takım geometrilerine göre çizilerek kayma, sürtünme ve CBN kesici ucun talaş açısı tespit edildi. Ayrıca, yüksek kesme sıcaklığının beyaz tabaka oluşumunun akma mukavemetini düşürdüğü belirtildi. Sonuç olarak CBN kesici uçların östenitik paslanmaz çeliğin (AISI 316) tornalama işlemi için uygun olduğu ve iyi performans sağladığı raporlanmıştır [107].

Franchi ve arkadaşları, AISI 316 östenitik paslanmaz çelik ve SAF 2507 süper-dubleks paslanmaz çelik malzemelerin işlenebilirliğini tanımlamak için, kuru kesme koşulunda kaplamalı ve talaş kırıcılı CNMG WC kesici takım kullanarak dik kesme deneyleri yapmışlardır. Deneylerde gözlenen yan yüzey aşınması 0,15 mm'yi geçmemiştir. Ayrıca, takım aşınması, en yumuşak durumdan en agresif olana doğru hareket ederken, her iki paslanmaz çelik de düşük bir değişkenlik göstermiştir. Bu nedenle, kesme kuvvetlerinin ve sıcaklığın değişmesinde takım aşınmasının önemli bir etkisi görülmedi. Tüm kesme koşulları için; F_c kesme kuvveti ve F_t ilerleme kuvvetinin ortalama değerleri ile T_{max} takım-talaş ara yüzündeki maksimum sıcaklık bildirilmiştir. Eksenel doğrultudaki kuvvetin tüm deneylerde 1 N'den az çıkması dik kesme varsayımının doğru olduğunu göstermiştir. Her iki malzeme için; F_c kesme kuvvetinin, ilerleme oranını/hızını arttırdıkça arttığı, termal yumuşama ve tribolojik etkilerden dolayı kesme hızı artarken azaldığı belirtilmiştir. F_t ilerleme kuvveti, ilerleme arttıkça yükselirken, kesme hızındaki artış ile SAF 2507 işlendiğinde azaldığı, AISI 316 işlendiğinde ise hafifçe azaldığı bildirilmiştir. Ayrıca seçilen tüm ilerleme değerleri için kesme hızı arttıkça sıcaklığın da arttığı raporlanmıştır [108].

Östenitik paslanmaz çelikler, karbon çeliklerine kıyasla çok daha düşük termal iletkenliğe sahip olduğundan, talaş-takım temas bölgesi içinde yüksek termal etki yaratır ve bu da kesici takımın aşınma oranını önemli ölçüde artırır. Östenitik paslanmaz çeliklerin işlenebilirliği, kaplamalı kesici takımların uygulanması ile iyileştirilebilir. Bu durumda düşük ısı iletkenliği ve gelişmiş yüzey kalitesi ile sert PVD kaplamalı kesici uçlar kullanılmalıdır. Bu durum,

talaş boşaltma işleminin yanı sıra takım-iş parçası ara yüzündeki sürtünme özelliklerinin gelişmesini sağlayabilir. Endrino ve arkadaşları, AISI 316 östenitik paslanmaz çelik plakaları, dört tip yüksek alüminyum içeren PVD kaplamalı (AlCrN, AlCrNbN, ince taneli (fg) AlTiN ve nano-kristalli (nc) AlTiN) karbür finiş frezeleri kullanılarak işledikleri deneysel araştırmada, kaplama seçiminin yanı sıra kaplama yüzeyinde yapılan son işlemin, östenitik paslanmaz çeliklerin işlenebilirliğinin geliştirilmesindeki rolü üzerine çalışmalar yapılmıştır. AlTiN ve AlCrN bazlı kaplamaların alüminyum oksit yüzey tabakaları oluşturması nedeniyle yüksek oksidasyon dirençlerine sahip olduğu belirtilmiştir. Ayrıca kaplama yüzeyinde yapılan son işlemde önce ve sonra kaplama yüzeyinin dokusu analiz edilmiş olup, kaplama sonrası yüzey işleminin takım aşınması yoğunluğu üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Araştırmanın sonunda, son yüzey işlemlerinin (nano kristalli (nc), ince taneli (fg)) takım ömrünü uzattığı, sert PVD'nin uygun bir seçiminin ayrıca takım ömrü üzerinde güçlü bir etkisi olduğu görülmüştür. Son yüzey işlemleri kaplamalara nazaran daha düşük performans gösteren AlCrN bazlı kaplamalarda ise 200 dokulu AlCrNbN kaplamanın, (111) dokulu AlCrN kaplamadan önemli ölçüde daha iyi performans gösterdiği belirtilmiştir. Yan yüzey aşınma sonuçlarına göre ince taneli AlTiN kaplama, ilk aşınma aşamasında daha düşük aşınma oranına sahipken ilerleyen aşamalarda aşınma hızı artmıştır. Bununla birlikte, nc-AlTiN kaplamalı takımın yan yüzey aşınma performansı, aşınmaya maruz kaldıktan sonraki (stabil) aşamada, fg-AlTiN kaplamalı takıma kıyasla daha iyi olmuştur. Sonuç olarak, Nano-kristalli AlTiN kaplamanın, takım ömrünün neredeyse iki katına çıkmasını sağlayarak ince taneli AlTiN kaplamadan daha iyi kararlı aşınma performansı gösterdiği bildirilmiştir. Analiz sonuçlarına göre bu duruma, nc-AlTiN kaplamanın, oksidasyondan sonra daha koruyucu yüzey oksit filmlerine sahip olması ve kesme işlemi sırasında takım yüzeyindeki tribo-oksidasyonun yol açtığı bildirilmiştir. Oksidasyon sırasında daha koruyucu oksit filmlerin ve ayrıca tribo oksidasyonun oluşması, kaplamanın nanokristal yapısının bir sonucu olabileceği belirtilmiştir. Literatürde nano-kristalli kaplamaların, tanecik sınırları boyunca yüzeye hızlı bir şekilde alüminyum difüzyonu sağladığı, oluşan bu alümina katmanlarının yüksek kimyasal ve termodinamik kararlılığı nedeniyle, paslanmaz çeliğin kesici takım yüzeyine yapışmasını kritik derecede azaltan alüminanın yüzey koruyucu bir tabaka oluşumuna sebep olduğu belirtilmiştir. Ek olarak takım yüzey katmanlarının ısı iletkenliğinin azalacağı ve bu nedenle, talaşlara daha fazla ısı geçerek, talaş kaldırma ile ortamdan uzaklaştırılacağı bildirilmiştir. Ayrıca kesici takım yüzeyinde alümina tribo-film oluşumu nedeniyle paslanmaz çeliklerin işlenmesi sırasında daha az pekleşme olabileceği ve sonuç olarak aşınma yoğunluğunun azalarak takım ömrünü

önemli ölçüde artırdığı raporlanmıştır [109].

Azot alaşımla ile östenitik paslanmaz çelikteki östenit stabilize edilerek malzeme mukavemeti artar. Yüksek mukavemet ve pekleşme hızı işleme açısından zorluklara neden olur. Paro ve arkadaşları, iki farklı azot oranına sahip X5 CrMnN 18 18 östenitik paslanmaz çelik malzemelerin işlenmesinde TiN kaplı sementit karbür takımların aktif aşınma ve hasar mekanizmalarını incelemişlerdir. Deneylerde 40-200 m/min kesme hızları, 0,15-0,25 mm/rev ilerleme oranları ve 1,6 mm sabit talaş derinliği uygulanmıştır. Tornalama testlerindeki aşınma mekanizması, yüksek kesme kuvvetleri ve keskin kenar döküntüleri (chipping) nedeniyle takım ucunda meydana gelen katastrofik (yıkım, felaket) hasar olup ayrıca BUE varlığının işlenebilirliği azalttığı belirtilmiştir. Kesme hızındaki artış ile talaş oluşumundaki zorluklar kesici takımda döküntüye ve sıklıkla katastrofik hasara neden olmuştur. BUE oluşumunun yüzey pürüzlülüğünü azalttığı, işlenen yüzeylerde çıkıntı benzeri malzeme oluşumları tespit edilmiştir. İş parçası yüzey altı tabakasından elde edilen mikro sertlik değerlerine göre 0,1 mm kalınlıkta pekleşmeye maruz kalmış bir tabaka tespit edildiği bildirilmiştir. Diğer yandan X5CrMnN 18 18 deney malzemelerinin içerdiği azot oranlarındaki farklılıklar deney sonuçlarına da yansımıştır. 1,6 mm talaş derinliği ve 0,24 mm/rev ilerleme değerlerinde yapılan deneylerde, ağırlıkça %0,91 N içeren malzemenin işlenmesinde takım ömrü 30 dakika olurken, ağırlıkça %0,57 N içeren malzemenin işlenmesinde takım ömrünün 10 dakikaya düştüğü bildirilmiştir. Kesme hızının 60 m/min' den 70 m/min' e yükselmesi ile ağırlıkça %0,57 N içeren malzemenin işlenmesinde takım ömrünün 10 dakikadan 5 dakikaya hızlı bir şekilde düştüğü bildirilmiştir. Ayrıca ağırlıkça %0,91 N içeren malzemenin işlenmesinde teğetsel kesme kuvveti $F_y=2,4 - 3,5$ kN arasında iken, ağırlıkça %0,57 N içeren malzemenin işlenmesinde teğetsel kesme kuvveti $F_y=1,8 - 2,2$ kN aralığına düştüğü bildirilmiştir. Sonuç olarak, yüksek azot içeriğinin kesme kuvvetlerini yükselterek işlenebilirliği azalttığı belirtilmiştir. 0,3 mm yan yüzey takım aşınma ölçüsüne, 60, 65 ve 70 m/min kesme hızı ve 0,24 mm/rev ilerleme oranı değerinde, 10 dakikalık tornalama operasyonu süresinden sonra ulaşılmıştır. Genelde küçük, kısa, helisel-konik veya yay tipi talaş formu elde edilmiş olup, artan kesme hızı ile talaşların yay benzeri geometriden spiral benzeri geometriye değiştiği bildirilmiştir. Testere tipi talaş gözlenmiş olup, testere yapısı kalınlığının yaklaşık 0,2 mm olduğu belirtilmiştir [110].

Yüzey pürüzlülüğü, ürünün tribolojik, sürtünme ve montaj özelliklerini etkilediği için imalatla önemli bir kalitedir. Paslanmaz çeliğin düşük kesme hızlarında tornalanması yığıntı

talaş oluşumundan (BUE) dolayı daha pürüzlü bir yüzeye neden olur. Kesici takıma iş parçası malzemesi yapışmasını sağlayan takım ve talaş arasındaki temas süresinin kesme hızındaki artış ile azalması nedeniyle yüzey pürüzlülüğü iyileşir. Fakat kesme hızındaki bu artış, işleme maliyetlerini artıran daha yüksek takım aşınma oranları üretir. Bununla birlikte, düşük kesme hızında tornalama operasyonunda yüzey pürüzlülüğü tahminine çok fazla odaklanılmamıştır. Takım aşınmasındaki azalmaya bağlı olarak elde edilecek avantajların ve buna bağlı olarak işleme maliyetlerinin azalması söz konusu olduğunda düşük kesme hızında tornalama iyi bir seçenek olabilir. Acayaba ve De Escolona AISI 316 malzemenin işlenmesinde düşük kesme hızlarında (14, 15, 16, 18, 20, 22, 25, 30, 40 m/min) elde ettikleri deneysel datalardan yola çıkarak yüzey pürüzlülüğünü tahmin etmek için Çoklu Doğrusal Regresyon ve Yapay Sinir Ağları metodlarını kullanmışlardır. Geliştirilen yüzey pürüzlülüğü tahmin modeline göre; Yapay Sinir Ağları modelinin Çoklu Doğrusal Regresyona nazaran daha iyi bir performansa sahip olduğu bildirilmiştir [111].

Östenitik paslanmaz çelikler zor işlenen malzemelerden olduğundan, işleme çoğu zaman düşük kesme hızlarında yapılmaktadır. Lin, AISI 303, 303Cu ve 304 östenitik paslanmaz çeliklerin, sermet kesici takımlarla yüksek hızda ince tornalama operasyonunda yüzey pürüzlülüğünde meydana gelen değişimleri incelemiştir. Deneyler değişik kesme hızı (250, 300, 350, 450 m/min), ilerleme (0,04; 0,06; 0,08; 0,1 mm/rev) ve 0,1 mm sabit talaş derinliğinde kuru şartlarda gerçekleştirilmiştir. Elde edilen bulgulara göre; ilerleme oranı ne kadar küçük olursa, yüzey pürüzlülüğü değerinin de o kadar küçük olduğu tespit edilmiştir. Ancak, ilerleme oranı kritik değerden daha küçük olduğunda meydana gelen tırlamadan dolayı iş parçasının yüzey pürüzlülüğü kötüleşir. Artan kesme hızı ile kesme bölgesinin ve kesici takımın sıcaklığının artması sonucu kesici takımın yumuşayarak aşındığı ve iş parçasının yüzey pürüzlülüğünün bozulduğu bildirilmiştir. Östenitik paslanmaz çeliğin yüksek hızda ince tornalama operasyonu için ideal ilerleme oranının (0,04 - 0,06 mm/rev) aralığında olduğu tespit edilmiştir. Yüksek hızlı ince tornalama işlemlerinde, 0,02 mm/rev değerinden küçük ilerleme oranının tırlamaya sebep olarak kaba yüzey pürüzlülüğüne doğuracağı bildirilmiştir. Östenitik paslanmaz çeliğin yüksek hızda ince tornalama operasyonunda tırlama gidermenin düşünülmesi tavsiye edilmiştir. Sonuçta östenitik paslanmaz çelikleri yüksek hızda ince tormalamanın mümkün olduğu gösterilmiştir [112].

Ranganathan ve arkadaşları, AISI 316 paslanmaz çelik malzemenin sıcak işleme özelliklerini incelemek için iş parçasını Sıvı Petrol Gazı (LPG) ve oksijen gazı karışımı ile

ısıtarak farklı kesme koşulları altında işlemişlerdir. Tungsten karbür (WC) kesici takım ucu kullanılarak yapılan dik tornalama işlemlerinde üç farklı kesme hızı (29,68; 73,04; 113,1 m/min), ilerleme oranı 0,25; 0,376; 0,381 mm/rev), talaş derinliği (0,4; 0,8; 1 mm) ve iş parçası sıcaklığı değerleri (200 °C, 400 °C, 600 °C) kullanılmıştır. Yüzey pürüzlülüğünü tahmin etmek için yapay sinir ağı (YSA) ve yüzey cevap modeli (YCM) geliştirilmiştir. İstatistiksel verilere göre yüzey pürüzlülüğü üzerinde en etkili parametrenin ilerleme olduğu, ilerlemedeki artışın yüzey pürüzlülüğünü kötüleştirdiği bildirilmiştir. Kesme hızı ve ilerleme kombinasyonunun yüzey pürüzlülüğü üzerinde etkili ikinci parametre olduğu, talaş derinliğinin ise işlenmiş yüzeyin yüzey pürüzlülüğünü tahmin etmek için en az etkili parametre olduğu tespit edilmiştir. 200 °C'de elde edilen sıcak tornalanmış bileşenlerin yüzey pürüzlülük değerlerinin zayıf olduğu ancak sıcaklık 4000 °C ile 6000 °C arasında yükseldiğinde, malzeme yeniden kristalleşme özelliği gösterdiğinden yüzey kalitesinin de yükseldiği bildirilmiştir. Deneysel sonuçlar ile geliştirilen modellerden elde edilen sonuçlar arasında iyi bir uyum gözlemlendiği, YSA ve YCM modellerini kullanarak, paslanmaz çeliğin sıcak tornalama operasyonunda yüzey pürüzlülüğünü (Ra) bulmak için zaman ve maliyetten tasarruf sağlanabileceği raporlanmıştır [113].

Talaşlı imalat işlemlerinde, işlenmiş parçaların yüzey pürüzlülüğü ve boyutsal doğruluğu, takım aşınmasına bağlıdır. Takım-talaş ve takım-iş parçası ara yüzlerindeki takım aşınması (yani yan yüzey aşınması ve krater aşınması); kesme parametreleri, kesme sıcaklığı, takım geometrisi, takım malzemesi ve iş parçası malzemesinden çok kuvvetli etkilenir Pathade ve Wakchaure, Taguchi analizini kullanarak AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin kesme parametrelerini optimize etmek için üç farklı kesme hızı (112, 180, 280 m/min), ilerleme oranı (0,2; 0,315; 0,4 mm/rev), talaş derinliği (1; 1,5; 2 mm) ve keçi uç yarıçapında (0,4; 0,8; 1,2 mm), kuru şartlarda, CVD kaplı sementit karbür kesici takım kullanarak tornalama testleri yapmışlardır. Kesici takım yan yüzey aşınması, yüzey pürüzlülüğü, talaş kaldırma oranı (MRR) ve takım ömrü üzerinde, her bir parametrenin etkisini belirlemek için deney tasarımı (DOE) ve varyans analizi (ANOVA) kullanılmıştır. Analiz sonuçlarına göre kesici takım yan yüzey aşınması üzerinde, kesme hızının en baskın faktör olduğu, talaş derinliğinin ise en az baskın faktör olduğu tespit edilmiştir. Yan yüzey aşınması kesme hızı 180 m/min değerine yükseldiğinde azalmış olup akabinde kesme hızının tekrar yükselmesi ile aşınma artışının gözlemlendiği eklenmiştir. Kesici takımda görülen yan yüzey aşınması, AISI 304 alaşımının düşük iletkenliği, oluşan talaşların şekli ve büyüklüğü nedeniyle etkili ısı giderme eksikliğine atfedilmiştir. Düşük kesme hızlarında, yan yüzey aşınma mekanizmasının

abrazyon olduğu belirtilmiştir. Yan yüzey aşınmasının, takım ömrünü değerlendirmek için önemli bir faktör olduğu belirtilirken, takım ömrü üzerinde en baskın faktörün kesme hızı, en az etkili parametrenin ise talaş derinliği olduğu belirtilmiştir. Yüzey pürüzlülüğü üzerinde en etkili parametrenin ilerleme olduğu, ilerleme azaldıkça yüzey pürüzlülüğünün azaldığı, ilerlemeyi uç yarıçapının ve talaş derinliğinin izlediği bildirilmiştir. Ayrıca takım aşınma mekanizması nedeniyle yüzey pürüzlülüğünün arttığı eklenmiştir. Talaş kaldırma oranı üzerinde en etkili parametre kesme hızı olurken, kesme hızını sırasıyla talaş derinliği ve kesici takım uç yarıçapının izlediği bildirilmiştir. Diğer yandan kesme hızının, talaş kaldırma oranı (MRR) ve takım ömrü üzerinde ana etkiye sahip olduğu raporlanmıştır [114].

Jiang ve arkadaşları, AISI 304L östenitik paslanmaz çelik çubukların işlenmesi sürecinde, iş parçası mikro yapısındaki östenit tane boyutunun ve dağılımının, talaş şekillendirmesi ve takım ömrü üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Sıcak dövme ve su verilmiş silindirik parçalara (farklı su verme sıcaklıklarında; 1050 °C, 1100 °C, 1150 °C ve 1200 °C) yüksek kesme hızında (200 m/min), sabit ilerleme (0,3 mm/rev) ve talaş derinliğinde (2 mm), Al_2O_3 -Ti(C,N) kaplamalı kesici uç ile kuru şartlarda tornalama işlemi uygulanmıştır. Sıcak dövme parçaların yüzey tabakasında homojen olmayan bir tane dağılımı görüldüğü ve bu heterojen dağılımın yüzeyden 15 mm civarındaki derinliğe kadar devam ettiği bildirilmiştir. Ayrıca su verme sıcaklığı yükseldikçe tane boyutunun büyüdüğü, sertliğin ise hafif bir şekilde azaldığı tespit edilmiştir. Su verilen çubukların sertlik değerlerinin, sıcak dövme parçanın sertliğinden daha az olduğu, tüm parçalarda sertliğin yüzeyden merkeze doğru azaldığı belirtilmiştir. Su verilmiş parçalara nazaran sıcak dövme parçaları işlerken, iş parçalarının yüzey tabakasında ve yüzeyden 15 mm derinliğe kadar olan bölgede homojen olmayan tane boyutu dağılımının, kesici takım kenarı kırılmasına ve daha düşük takım ömrüne neden olduğu bildirilmiştir. Ayrıca, su verilmiş çubuklarda tane büyüklüğü arttıkça takım ömründe hafif bir azalma gözlemlendiği eklenmiştir. Su verilmiş parçalara kıyasla sıcak dövme parçaları işlerken, homojen olmayan tane boyutu dağılımının, daha yüksek bir segment yükseklik oranına sahip talaş formu elde edilmesine neden olduğu testere tipi talaşların analizinde ortaya konulmuştur. Ayrıca, ikincil kayma bölgesinin kalınlığının, tane büyüklüğü arttıkça azaldığı belirtilmiştir. Talaşlı imalat testlerinde, gerinim-tetikli ikiz oluşumu ve martenzit dönüşümü nedeniyle talaşların pekleşerek sertleştiğinin fark edildiği açıklanmıştır. Takım aşınması ve hasarı çalışmalarının, sıcak dövme çubuk işlenirken, biriken iş parçası ile kesici takım alt tabakası arasındaki yan yüzeyde bir çatlak başlangıcı olduğunu ortaya koyduğu bildirilmiştir. Bu çatlak oluşumu, takım alt tabakasının ısı ve mekanik yorulmasına veya

plastik deformasyonuna bağlanmıştır. Yorulma çatlağının, karbürler arasındaki ara yüzün birleşmesi yoluyla takım alt tabakası içine yayıldığı belirtilmiştir. Su verilmiş tüm çubukların işlenmesinde, takım ömrü kriterinin, normal yan yüzey aşınması olduğu bildirilmiştir. Sonuç olarak, su verilmiş tüm parçalara nazaran, sıcak dövme parçaların işlenmesinde takım ömrü daha düşükken, su verilmiş tüm parçaların işlenmesinde, tane büyüklüğündeki artış ile takım ömründe hafif bir azalma gözlemlendiği raporlanmıştır. Bu durum, tane büyüklüğü ve dağılımının talaş deformasyonu ve pekleşmesi üzerindeki etkisine atfedilmiştir [115].

AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin kuru şartlarda yüksek hızlı tornalama işlemi için kullanılan AlCrN / TiAlN kesici takım kaplamasının çökertilmesinde “Katodik Ark Buharlaştırma Tekniği (CAE)” kullanmıştır. Wagh ve arkadaşları, CAE ile kaplanmış AlCrN/TiAlN kaplamalı takım kullanılarak AISI 304 östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesinde, kesme parametreleri, yüzey pürüzlülüğü, kesme kuvveti ve arayüz sıcaklığı arasında önemli bir ilişki gözlemlendiğini bildirmişlerdir. Araştırmanın odak noktası olan yeşil işleme, uygun maliyetli, ekolojik olarak istenen, çevre dostu bir üretim (kuru işleme) olarak belirtilmiştir. Kesme parametrelerinin; kesme kuvveti, kesme sıcaklığı ve yüzey kalitesi üzerindeki etkisi deney boyunca incelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, kesme kuvvetinin kesme hızındaki artışla azalırken, ilerlemedeki artışla arttığı görülmüştür. Diğer yandan ilerlemenin ve talaş derinliğinin artması yüzey pürüzlülüğünü artırırken, kesme hızındaki artış ile yüzey pürüzlülüğünün azaldığı belirtilmiştir. İlerleme arttıkça, radyal kuvvetin arttığı ve bu sebeple yeni işlenen yüzey ile kesici takımın yan yüzü arasında meydana gelen daha fazla sürtünmenin yüzey pürüzlülüğünü arttığı tespit edilmiştir. AlCrN/TiAlN kaplı kesici takımlar ile kaplamanın düşük sürtünme katsayısı nedeniyle düşük kesme kuvvetleri elde edilmiştir. Takım-talaş ara yüzü sıcaklığının, kesme hızı ve ilerlemedeki artışla arttığı, AISI 304 iş parçası malzemesinin yanı sıra AlCrN/TiAlN kaplamanın düşük ısı iletkenliği nedeniyle daha da yükseldiği belirtilmiştir. AlCrN/TiAlN kaplamanın termal kararlılığının iyi olması nedeniyle yüksek sıcaklığa dayanıklı olduğu, özellikle kuru tornalamada daha iyi performans sağladığı ve kesme kuvvetlerinde azalmaya yardımcı olduğu açıklanmıştır. Farklı tepki parametreleri için geliştirilen regresyon modellerinin mükemmel uyum gösterdiği ve tahmin edilen sonuçların deneysel sonuçlara çok yakın olduğu bildirilmiştir. Ayrıca, geliştirilen modellerin güvenilir olduğu ve araştırmada kullanılan takım ve iş malzemesi çifti ile kesme parametreleri alanı içinde yüzey pürüzlülüğünü, ara yüz sıcaklığını ve kesme kuvvetini tahmin etmek için kullanılabileceği gösterilmiştir [116].

Fernandez-Abia ve arkadaşları, östenitik paslanmaz çeliklerin yüksek performanslı işleme altındaki davranışını ve üretim süreçlerini optimize etmek için bu malzemelerin işlenmesinde doğrudan etkisi olan özellikleri sırasıyla, farklı bileşenlerin eklenmesinin işlenebilirliğe etkilerini, simülasyon testleri ile kesme parametrelerinin bazı termomekanik özelliklere olan etkilerini ve kesme hızının takım aşınması, yüzey kalitesi, kesme kuvvetleri ve talaş oluşumu üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Sıralanan bu etkiler, en yaygın kullanılan östenitik paslanmaz çeliklerden biri olan AISI 303 için hem geleneksel ($V_c < 350$ m/min), hem de çok yüksek (870 m/min kadar) kesme hızları kullanılarak incelenmiştir [117].

Paslanmaz çelik malzemenin düşük kesme hızında ve yüksek kesme hızında işlenmesi sonucu talaş formasyonlarında önemli farklılık vardır. Düşük kesme hızında oluşan sürekli talaş, kesme hızının artması ile talaş deformasyon mekanizmasının önemli ölçüde değişmesi sonucu, kayma lokalizasyonlu testere tipi talaşa evrilir. Kısaltma katsayısı ξ , kayma açısı ϕ ve kayma gerinimi ϵ gibi sürekli bir talaşın deformasyonunu değerlendirmek için kullanılan parametreler, kayma lokalize talaş için talaş deformasyonunu doğru veya kapsamlı olarak tanımlayamaz. He ve arkadaşları, talaş formasyonu prosesi analizine göre, kayma lokalizasyon talaş deformasyonunun doğru ve kapsamlı değerlendirilmesi amacıyla kayma bandının kayma gerinimini ϵ , talaş segmentinin kayma gerinimi ϵ_1 ve kayma hızını $\dot{\epsilon}$ hesaplamak için denklemler geliştirmişlerdir. Ayrıca bu yaklaşımın ışığında, selenyum uygulanmış paslanmaz çeliğin (STSS) ve JIS304 östenitik paslanmaz çeliğin çeşitli kesme koşullarında işlenmesi sürecinde elde edilen deneysel talaş deformasyonunu incelemişlerdir. Deneysel sonuçlara göre, kesme hızındaki artışın, kayma gerinimini ve kayma hızını artırdığı belirtilmiştir. İşlenen her iki tip paslanmaz çelikte, kesme hızı 200 m/min değerini aştığı zaman kayma bandındaki kayma geriniminin 10 üzerinde olabileceği açıklanmıştır. Bu değer talaş segmentinin gerinim değerinden oldukça yüksek olup, kesme hızı arttıkça aradaki fark büyür. Yapılan karşılaştırmada, STSS malzemenin kayma geriniminin JIS304 malzemenin kayma geriniminden biraz düşük olduğu bildirilmiştir. Gerinim hızının son derece yüksek ($\dot{\epsilon}=2,5 \times 10^5$ 1/s) olduğu ve 180 m/min değerinin altındaki kesme hızı değerlerinde, STST malzemenin gerinim hızının JIS304 malzemenin gerinim hızından düşük olduğu tespit edilmiştir. Bununla beraber 180 m/min değerinden yüksek kesme hızlarında, STST malzemenin gerinim hızının JIS304 malzemenin gerinim hızından yüksek olduğu raporlanmıştır [118].

Kone ve arkadaşları, talaş akış açısının modellenmesi amacı ile AISI 304L östenitik paslanmaz çeliğin kuru şartlarda kaplamalı karbür kanal takımı ile kesilmesi sürecinde deneysel kesme kuvvetlerinin ve talaş akış açısının analizini çalışmışlardır. Elde edilen sonuçların güvenilirliğini yüksek tutmak için farklı kesme hızları (20, 50, 100, 150, 200, 250, 300, 400, 500 m/min), ilerlemeler (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25; 0,3; 0,35 mm/rev) ve talaş derinlikleri (0,2; 0,5; 1; 1,5; 2; 2,5; 3 mm) gibi çok çeşitli kesme koşullarında deneyler yapılmıştır. Deneysel kesme kuvvetlerinden elde edilen talaş akış açısı; talaş akış yönü ile sürtünme kuvveti yönünün aynı olduğu göz önünde bulundurularak incelenmiştir. Ayrıntılı olarak tartışılan ve analiz edilen deneysel kesme kuvvetlerinde aşınma etkisinin olmadığı belirtilmiştir. Deney sonuçlarına göre, kesme hızı arttıkça talaş akış açısında bir artış olduğu gözlenmiştir. Talaş akış açısı üzerinde kesme hızının etkisini tespit etmek için iki farklı tanımlama stratejisine sahip hıza bağlı bir modellemenin önerildiği bildirilmiştir [119].

Chang, AISI 304 östenitik paslanmaz çelik ve WC kesici takım kullandığı araştırmasında, aşınma faktörü içeren pah kırılmış bir ana kesici kenarı olan tek noktalı bir takım için kuvvet modeli önermiştir. Kesme deneyleri kuru şartlarda sabit kesme hızı (140 m/min), sabit ilerleme (0,33 mm/rev) ve kesme derinliklerinde (0,5;1;2 mm) yapılmıştır. Araştırmada, takım aşınması durumunda meydana gelen kayma düzlemi alanlarındaki farklılıklar kullanılmıştır. Pah kırılmış kesici kenarlı yeni-aşınmış takım modeli kayma düzlemi alanlarının değişmesi de dâhil olmak üzere geliştirilmiştir. Bu modelde, takım aşınması gerçekleştiği durumlarda, paslanmaz çelik malzeme için üç boyutlu kesme kuvvetini doğru bir şekilde tahmin etmek için enerji yöntemi kullanıldığı bildirilmiştir. Geliştirilen modelin, zaman ve termal etki faktörlerine ek olarak on-line kontrol alanını genişletilebileceği eklenmiştir. Sonuç olarak, paslanmaz çelik çubuklar üzerinde gerçekleştirilen kesme deneylerinin verileri ile teorik değerlerin yakın ilişkide olduğu belirtilmiştir. Ayrıca keskin takımlarla işleme yaparken öngörülen kesme kuvveti değerleri ile deneysel sonuçlar arasında iyi bir ilişki olduğu raporlanmıştır [120].

Czarnota ve arkadaşları, kesme işleminde kesme kuvvetlerinin tahmini için hibrit bir sayısal/analitik model geliştirmişlerdir. Üç boyutlu kesme kuvvetlerini öngörmeye yönelik yaklaşım, düzlem gerinim sayısal simülasyonları ile birleştirilmiş bir talaş akış yönü modeline dayanmaktadır. Sayısal simülasyonlar, takım geometrisi ve kesilmemiş talaş kalınlığı olmak üzere iki temel özelliği gerektirmektedir. Talaş akış yönünden elde edilen eşdeğer kesilmemiş talaş kalınlığı, iki boyutlu sonlu elemanlar analizinde (2D FEM) giriş

parametresi olarak kullanılmıştır. Karmaşık kanal geometrisini hesaba katmak için, deneylerde kullanılan kesici takımın gerçek şekli bir sayısallaştırma prosedürü elde edilerek 2B düzlem gerinim sayısal simülasyonlarına uygulanmıştır. Sonuç olarak, talaş akış yönünün bilinmesi ile 2B sayısal kesme kuvvetleri FEM'den elde edilerek, teğetsel, radyal ve ilerleme kuvvetleri hesaplanır. Gerekli talaş akış açısını çözmek için iki analitik model göz önünde bulundurulmuştur. Önerilen yaklaşımdan türetilen kesme kuvvetleri, AISI 304L östenitik paslanmaz çeliğin kuru şartlarda kaplamalı bir karbür kanal takımı ile işlenmesinde yapılan deneysel sonuçlarla karşılaştırılmıştır. Önerilen yaklaşımın, çok çeşitli kesme koşullarında paslanmaz çelik tornalama işlemlerine uygulanabileceği bildirilmiştir [121].

Abou-El-Hossein ve Yahya, frezeleme işleminde kesici takım aşınma ve hasar modellerinin yanı sıra kesme hızının ve ilerlemenin çok katmanlı karbür takımların ömrü üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Kesme hızındaki artış nedeniyle takım ömrünün azaldığı tespit edilmiştir. Ayrıca, ilerleme değişikliklerinin takım ömrü üzerinde çok fazla etkisinin olmadığı bildirilmiştir [122].

Nordin ve arkadaşları, östenitik paslanmaz çeliklerin frezeleme operasyonu sırasında çok katmanlı PVD kaplamalı takımların aşınma ve hasar mekanizmaları hakkında bir rapor sunmuşlardır. Sonuçlara göre, takım ömrünün kesici kenarın dökülmesinden (chipping) etkilendiği belirtilmiştir. Östenitik paslanmaz çeliklerin çok katmanlı PVD kaplamalı takımlar ile işlenmesinin, daha düşük takım-talaş etkileşimi nedeniyle daha az termal çatlaklarının oluşması ile sonuçlandığı kanıtlanmıştır [123].

Khan ve Hajjaj, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğinin yüksek hızda işlenebilmesi için cermet takımların performansını incelemişlerdir. Bu takımların bitirme işlemleri için ilerleme oranının 0,1 ile 0,2 mm/rev arasında uygun olduğu tespit edilmiştir. Kesme hızı 600 m/min değeri ile sınırlandırılmış olup, bu sınırın aşılması, kesici kenarın katastrofik hasarına yol açtığı bildirilmiştir. Düşük kesme hızı, ilerleme ve talaş derinliği değerlerinde AISI 304'ün işlenebilirliğinin tatmin edici olduğu ev ayrıca maksimum kesme derinliğinin 0,3 mm ile sınırlandırıldığı raporlanmıştır [124].

Klocke ve arkadaşları, makro ve mikro geometrinin PVD kaplamanın delaminasyon (katmanlara ayırma) davranışına etkisini incelemişlerdir. Ayrıca kaplamanın bozulmasını engellemek ve talaş formülasyonu için bir FEM simülasyon modeli geliştirilmişlerdir.

Takımın talaş yüzeyindeki yüksek temas basıncının, kaplamanın kısmi olarak kalkmasına yol açtığı ve kaplama delaminasyonunu azaltmak için pozitif bir eğim açısının önerildiği bildirilmiştir [125].

Sensussi, 30, 40 ve 50 mm çaplarındaki AISI 304 kalite paslanmaz çelik malzemelerin tornalama operasyonunda, talaşın mikro sertlik davranışını incelemiştir. Talaşın mikro sertliğini doğru tahmin etmek için geliştirdiği istatistiksel modellere Yüzey Cevap Metodolojisi RSM uygulamıştır. Elde edilen deneysel sonuçlara göre, talaşın mikro sertliğindeki artışın, düşük kesme hızlarında, yüksek ilerleme oranlarında/hızlarında ve talaş derinliğinde gerçekleştiğini bildirmiştir [126].

Kaladhar ve arkadaşları, optimum işlem parametrelerini belirlemek için CVD kaplamalı sementit karbür kesici takımlar ile AISI 202 östenitik paslanmaz çelik numunelere tornalama operasyonu uygulamışlardır. Deneylerde, kesme hızı, ilerleme, talaş derinliği ve kesici takım uç yarıçapı gibi kesme parametrelerinin, iş parçasının yüzey pürüzlülüğü (R_a) üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Ayrıca, kesme parametrelerinin sonuçlar üzerindeki etkisini ve işleme sürecinde etkileşimlerini analiz etmek için varyans analizi (ANOVA) kullanılmıştır. Yüzey pürüzlülüğü üzerindeki en etkin parametrenin %57,59 değeri ile ilerleme olduğu ve bunun ardından %24,82 değeri ile kesici uç yarıçapının diğer önemli faktör olduğu tespit edilmiştir. Yüzey pürüzlülüğünün tahmini için geliştirilen modellerle elde edilen değerlerin ölçülen değerlerle birbirine yakın olduğu görülmüştür. AISI 202 çeliğinde iyi bir yüzey kalitesi elde etmek için optimum kesme parametrelerinin; yüksek kesme hızı, düşük ilerleme, düşük talaş derinliği ve yüksek uç yarıçapı kombinasyonundan oluştuğu raporlanmıştır [127].

Kaladhar ve arkadaşları, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin tornalama operasyonunda, PVD (TiAlN-TiN) ve CVD (TiCN- Al_2O_3 -TiN) kaplamalı kesici takımların iş parçasının yüzey kalitesi üzerine etkisini araştırmak için deneysel bir araştırma yapmışlardır. Deney sonuçlarından, PVD kaplamalı kesici takım ile tüm numuneler için en iyi yüzey kalitesinin elde edildiği görülmüştür. ANOVA analizinden, tornalama işlemi PVD kaplamalı bir takım tarafından gerçekleştirildiğinde, uç yarıçapının en önemli faktör olduğu tespit edilmiştir. Oysa tornalama işleminde CVD kaplamalı bir kesici takım kullanıldığında, en önemli faktörün uç yarıçapı olduğu belirtilmiştir. Ayrıca, optimum yüzey kalitesi değeri elde etmek için proses parametrelerinin optimum değerlerinin belirlendiği raporlanmıştır [128].

Kladhar ve arkadaşları, CVD kaplamalı sementit karbür kesici takım kullanarak AISI 202 östenitik paslanmaz çeliğin tornalama sürecinde, Taguchi yaklaşımına dayanan çok özellikli bir yanıt optimizasyon modelini kullanarak, kesme hızı, ilerleme, talaş derinliği ve kesici uç yarıçapı gibi proses parametrelerinin, yüzey pürüzlülüğü (Ra) ve talaş kaldırma oranı (MRR) olarak adlandırılan çoklu performans özellikleri üzerinde optimize etmek için bir model geliştirmişlerdir. İlk aşamada (tek cevap), optimum ayarlar ve optimum Ra ve MRR değerleri bireysel olarak elde edilmiştir. Bunlara karşılık gelen ANOVA sonuçlarından, Ra için ilerlemenin (%61,428) en önemli parametre olduğu ve onu kesme hızının (%20,697) takip ettiği, MRR için ise kesme derinliğinin (%63,183) en önemli parametre olduğu ve ardından kesme hızının (%20,697) geldiği anlaşılmıştır. İkinci aşamada (çoklu-cevap), ortalamaların analizinin, çoklu performansların optimum değerini elde etmek için kesme hızı, talaş derinliği ve kesici uç yarıçapının yüksek değerleri ile ilerlemenin düşük seviyesinin bir kombinasyonunun gerekli olduğunu belirlediği açıklanmıştır. ANOVA analizi sonuçlarına göre, çoklu performans için istatistiksel ve yüzde oran olarak en anlamlı katkıyı, talaş derinliği ve kesme hızı proses parametreleri sağlarken ilerleme ve uç yarıçapının daha az etkili olduğu belirtilmiştir. Her iki aşamada da proses parametrelerinin etkileşim etkisinin ihmal edilebilir düzeyde olduğu eklenmiştir. Sonuç olarak, eş zamanlı olarak maksimum talaş kaldırma oranı ve minimum yüzey pürüzlülüğü sonuçlarını elde etmek için yüksek kesme hızı, yüksek talaş derinliği, yüksek uç yarıçapı ve düşük ilerleme değerlerinden oluşan kombinasyonun gerekli olduğu tespit edilmiştir. Yapılan doğrulama testlerinden sonuçların güven aralığında olduğu bildirilmiştir [129].

Polishetty ve arkadaşları, işlenmesi zor malzemelerden süper östenitik paslanmaz çelik AL6XN alaşımının işlenebilirliğini incelemek amacıyla yaptıkları frezeleme deneylerinde meydana gelen kesici takım aşınmasını incelemiştir. İki farklı kesme hızı (100, 150 m/min), iki farklı ilerleme oranı (0,1; 0.15 mm/rev) ve iki farklı talaş derinliği (2, 3 mm) kullanılan sekiz frezeleme deneyi yapılmıştır. Kesici takım aşınmasını incelemek için kesici uçlar optik yüzey profilemetresi ile taranmıştır. Elde edilen sonuçlardan, kesici uçların yan yüzlerinde düşük miktarlarda aşınma olduğu, talaş yüzlerinde ise çeşitli boylarda ve derinliklerde krater aşınması varlığı tespit edilmiştir. Deneylerde oluşan maksimum krater aşınması boyunun 2624 µm, maksimum krater derinliğinin ise 380 µm olduğu açıklanmıştır. Düşük kesme hızı ve ilerleme değerleri ile yüksek talaş derinliği kombinasyonundan oluşan deneyde, krater aşınması boyunun ve derinliğinin sırasıyla %58 ve %71 azaldığı belirtilmiştir. Yüksek kesme hızı ve talaş derinliği ile düşük ilerlemenin uygulandığı

deneylerde kesici uçların talaş yüzlerinde önemli miktarda BUE yığıntı talaş oluşumu gözlenmiştir. Ayrıca bazı deneylerde döküntü-ufalanma (chipping) tipi aşınma gözlenmiştir. Yeni ve aşınmış kesici kenarların karşılaştırıldıkları hizalama işleminden elde edilen minimum ve maksimum sapmaların, sırasıyla BUE ve kesici kenardaki aşınmanın büyüklüğünü gösterdiği belirtilmiştir. Bu minvalde kesici takımların verimini hesaplamak için maksimum sapma değerleri kullanılmıştır. Düşük kesme hızı ve ilerleme değerinde %84'lük maksimum verim elde edilirken, döküntü-ufalanma (chipping) aşınmasının meydana geldiği deneyde minimum verim elde edilmiştir. Yüksek kesme hızı ve ilerleme değerinde oluşan BUE'nin, kesici kenarın verimini %6'ya düşürdüğü raporlanmıştır [130].

2.1.1. Soğutma yağlama yönteminin östenitik çeliklerin kesme performansına etkisi

Talaşlı imalat sürecinde kesici takım ile iş parçası arasındaki sürtünmelerden dolayı oluşan ısı, talaş kaldırma mekanizmasını ve takım ömrünü etkileyen önemli etkenlerdendir. Talaş kaldırma sırasında harcanan enerjinin tamamına yakını kesme bölgesinde ısıya dönüşerek, takım ömrü, kesme kuvvetleri, talaş formu ve iş parçası yüzey kalitesi açısından önem arz eder [26].

Günümüz talaşlı imalat süreçlerinde genel eğilim kuru kesme olmasına rağmen, östenitik paslanmaz çelik gibi işlenmesi zor olan malzemelerin kuru şartlarda talaşlı imalatı, kötü ürün kalitesi ve kısa takım ömrüne sebep olması yüzünden kesme sıvılarının kullanılması tercih sebebidir. Hızlı takım aşınmasına sebep olan ve işlenmesi zor olan malzemelerin boyutsal doğruluğu öncelikle takım aşınmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca kesici takımın talaş yüzeyindeki aşınmanın kritik bir noktayı aşması durumunda talaş kırılabilirliği de işlenebilirlik açısından sorun teşkil edebilir. Abrasif takım aşınmasından kaynaklı başta yüzey kalitesinin kötüleşmesi, yüksek kesme sıcaklığı gibi sonuçlar nedeniyle östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesinde çeşitli soğutma ve yağlama teknikleri işlenebilirlik performansının geliştirilmesi açısından uygulanmıştır.

MQL (minumum quantity lubrication-minimum miktarda yağlama)

Yapılan araştırmalarda takım-talaş ara yüzünün ve talaş sıcaklığının düşürülmesinde, püskürterek soğutma yönteminin ısı taşınım kapasitesinin, sıvı soğutma yönteminden daha üstün olduğu tespit edilmiştir. Hava ile birlikte bir miktar yağın yüksek basınçlarda ara yüze

püskürtülmesiyle talaş kaldırmada önemli avantajlar sağlanmıştır [26, 131].

Paslanmaz çelik malzemelerin talaşlı imalatında MQL yönteminin kullanımına yönelik çok az çalışma olmakla birlikte, MQL yönteminin yüksek sıcaklıklarda avantajını kaybettiği de bilinmektedir. Ayrıca, MQL yönteminde kullanılan kesme sıvılarına soğutma ve yağlama özelliklerini geliştirmek amacıyla çeşitli nano tozların katılmasının belirli şartlarda avantaj sağladığı belirtilmektedir. Uysal ve arkadaşları, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin frezeleme operasyonunda oluşan takım aşınması üzerine MQL yöntemi kullanılmasının etkileri incelenmiştir. Kesme sıvısı olarak, ticari bitkisel kesme sıvısı ve ağırlıkça %1 oranında nano grafen katkılı ticari bitkisel kesme sıvısı kullanılarak nano akışkan MQL (Minimum Miktarda Yağlama) yöntemi uygulanmıştır. Ayrıca MQL debisinin takım aşınmasına etkileri incelenmiştir. Deneyler saf bitkisel kesme sıvısı kullanılarak ve kuru şartlarda da tekrarlanmıştır. Kesici takım serbest yüzeyinde maksimum aşınmanın kuru şartlarda olduğu ve MQL yönteminin kullanılmasıyla aşınma değerlerinde azalma gözlemlenmiştir. Kuru işleme operasyonunda belirli bir süre sonra (6,7 dakika) kesici takım ucunda kırılma gözlemlenirken, saf ve nano grafen katkılı bitkisel kesme sıvılarının kullanıldığı MQL yöntemi ile frezeleme işlemlerinde ise ortama gönderilen kesme sıvısı basınçlı hava karışımının yağlama, soğutma ve talaş uzaklaştırma etkilerinden dolayı kırılma ile karşılaşılmamıştır. Minimum serbest yüzey aşınması nano grafen katkılı kesme sıvısının kullanıldığı MQL yönteminde elde edilmiş olup, MQL debisinin arttırılmasıyla daha az takım aşınması gözlemlendiği bildirilmiştir. MQL yönteminde Saf bitkisel kesme sıvısının kullanıldığı durumda talaş yüzeyinde, östenitik paslanmaz çeliğin sıcaklık artışı ile sünek özellik göstermesinden dolayı, oluşan talaşın kesici takıma yapışma eğilimi ve işlem sırasında talaş yüzeyinden kopması sonucu krater aşınması görülmediği belirtilmiştir. Fakat nano grafen katkısının soğutma ve yağlayıcılık etkilerinden dolayı krater aşınmasının oluşmadığı raporlanmıştır [132].

Talaşlı imalatta kesme sıvılarının yararlarının yanında sağlık ve çevresel açıdan tehlikeleri de iyi bilinmektedir. Ciddi çevresel düzenlemeler imalatçıların kuru kesmeye geçmelerini zorlamaktadır, ancak kuru kesmenin paslanmaz çelik ve Inconel gibi yapışkan malzemelere uygulanabilmesir söz konusu değildir. Bu nedenle, minimum miktarda yağlama (MQL) tekniğinin kullanılması, alternatif bir çözüm ve yeşil işleme yolunda bir adım olarak kabul edilebilir. Dureja ve arkadaşları, kaplamalı karbür kesici takım ile AIS202 paslanmaz çelik malzemenin tornalama operasyonunda MQL tekniğinin potansiyelini araştırmak için

deneysel bir çalışma yapmışlardır. Kesici takımın, farklı MQL koşulları (50, 100, 150 mL/h) altındaki yan yüzey aşınması ve yüzey pürüzlülüğü performansı ıslak ve kuru tornalama koşulları ile karşılaştırılmıştır. İstatistiksel analize göre, yan yüzey aşınması ve yüzey pürüzlülüğü üzerinde en etkili parametrenin kesme hızı ve ardından MQL olduğu belirtilmiştir. Yan yüzey aşınması açısından optimum kesme parametreleri kombinasyonu; kesme hızı (58 m/min), ilerleme oranı (0,06 mm/rev) ve MQL akış hızı (mL/h) şeklinde iken yüzey pürüzlülüğü açısından optimum parametreler; kesme hızı (23 m/min), ilerleme oranı (0,07 mm/rev) ve MQL akış hızı (150 mL/h) şeklinde açıklanmıştır. Sonuç olarak, ıslak ve kuru şartlara nazaran MQL koşulları altında yapılan tornalama operasyonlarında, yan yüzey aşınması ve yüzey pürüzlülüğü açısından üstün sonuçlar elde edilmiştir. Bu durumun MQL tekniğinin literatürde daha önce belirtildiği şekilde ıslak ve kuru sisteme kıyasla tornalamadaki yararını doğruladığı ve MQL tekniğinin yeşil işleme yolunda bir adım olduğu raporlanmıştır [133].

Çelik ve Kıvak, kaplamalı sementit karbür kesici takımlar kullanarak 17-4 PH paslanmaz çeliğinin tornalama operasyonunda minimum miktarda yağlama (MQL) tekniği uygulayarak, farklı kesme yağlarının ve işleme parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Deneylerde farklı kesme hızı (160, 240, 320 m/min), kesme yağı cinsi (mineral, sentetik, bitkisel esaslı) ve debi (30, 60, 90 mL/h) kullanılmıştır. Kontrol faktörlerinin yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisini ortaya koymak amacıyla varyans analizi (Anova) yapılmıştır. Analiz sonuçlarına göre yüzey pürüzlülüğü üzerinde en etkili soğutma parametresinin kesme sıvısı olduğu görülmüştür. Artan debiyle kesme bölgesine tatbik edilen kesme sıvısı miktarının artarak, takım-talaş ara yüzeyindeki sürtünmeyi azaltmada daha etkili olmasından dolayı yüzey pürüzlülük değerlerinin azaldığı düşünülmüştür. Araştırmada kullanılan kesme sıvıları içerisinde yüzey pürüzlülüğü açısından en iyi performansı sırasıyla bitkisel esaslı, mineral esaslı ve sentetik kesme göstermiştir. Bu durum bitkisel esaslı kesme sıvısının; diğerlerinden yoğunluğunun daha yüksek, kinematik vizkozitesinin daha düşük olması sonucu iyi pulvarize olması ve takım-talaş ara yüzünde daha iyi bir film tabakası oluşturması ile açıklanmıştır. Ayrıca kesme hızındaki artışın kesme bölgesindeki sıcaklıkları yükselterek malzemenin akma mukavemetini ve takım-talaş ara yüzündeki sürtünmeyi düşürmesinin yüzey pürüzlülüğünün azalması üzerinde etkili olduğunun düşünüldüğü bildirilmiştir [134].

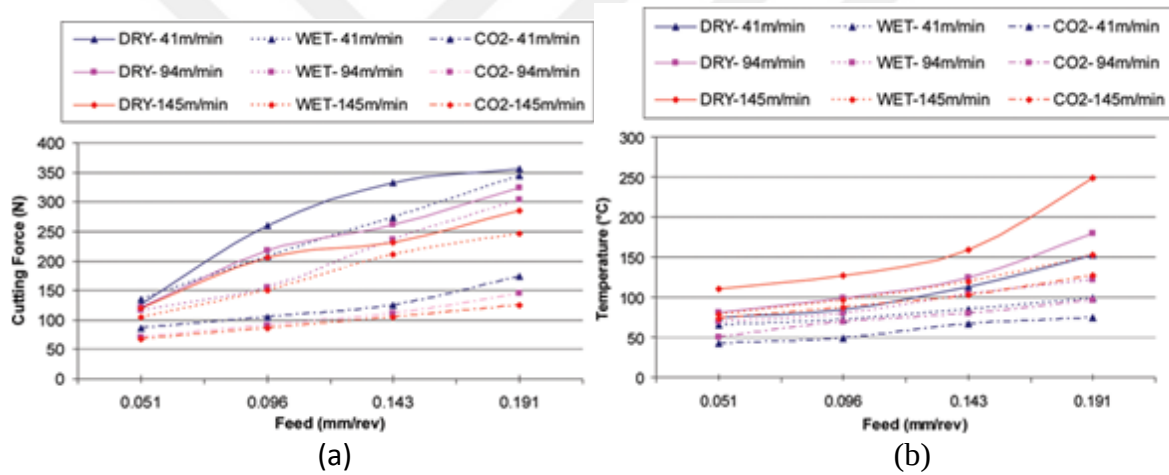
Elmunafi ve arkadaşları, sertleştirilmiş (47–48 HRC) AISI 420 paslanmaz çeliğin, kesme sıvısı olarak 50 mL/h akış hızında hintyağının kullanıldığı MQL tekniği ile işlenmesinde silici geometrili kaplamalı karbür kesici takımların performansını değerlendirmişlerdir. Performans değerlendirmesi farklı kesme hızlarında (100, 135, 170 m/min) ve ilerleme değerlerinde (0,16; 0,2; 0,24 mm/rev) yapılmış olup sonuçlar kuru kesme ile karşılaştırılmıştır. Sonuçlar, tornalama işlemi sırasında az miktarda (50 mL/h) yağlayıcı kullanılmasının, kesici takıma yüksek kesme hızları ve ilerleme aralığında iyi performans gösterme kabiliyeti sağladığını göstermiştir. Yüzey pürüzlülüğü ve kesme kuvvetlerinde az da olsa bir iyileşme sağlanmıştır. Sertleştirilmiş paslanmaz çeliğin 170 m/min kesme hızı ve 0,24 mm/rev ilerleme oranına kadar kaplamalı karbür kesici takımlar ile tornalama operasyonuna tabi tutulması işleminde MQL tekniğinin iyi bir çözüm olabileceği bildirilmiştir. Ayrıca kesme hızı ve ilerlemenin bir fonksiyonu olarak seçilen kesme parametreleri aralığında takım ömrü için ampirik/deneysel modeller geliştirilmiştir. Geliştirilen takım ömrü modelinin, belirlenen kesme hızı ve ilerleme aralığında iyi sonuçlar verdiği belirtilmiştir. Takım ömrünün kesme hızı ve ilerleme ile ters orantılı olduğu, kesme hızının etkisinin ilerlemeden daha önemli olduğu tespit edilmiştir [135, 136].

Kriyojenik soğutma

Kolocke ve arkadaşları, AISI 304 östenitik paslanmaz çelik malzemeyi farklı soğutma koşulları (kriyojenik sıvı azot, MQL, cryoMQL ve konvansiyonel kesme sıvısı) ve kesme parametreleri altında işledikleri çalışmada, soğutma stratejisine bağlı olarak en iyi yüzey kalitesi sonuçlarını, geleneksel kesme sıvısı soğutma veya MQL yağlama uygulandığında elde etmişlerdir. Kriyojenik soğutma sıvısını kesici takım serbest yüzünden kesme bölgesine uygulamanın, periyodik olarak meydana gelen çok sayıda kusur ile sonuçlandığı belirtilmiştir. Yapılan analizlerde işlenen yüzeylerde yoğun talaş yapışmasına rastlanmıştır. Bu kusurların oluşmasına neden olduğu sonucuna varılan kesici takımında oluşan BUE yığıntı talaş parçacıkları yana kayarak işlenmiş parça yüzeyine yapışmış ve yüzey kusuru olarak kaldığı açıklanmıştır. BUE'nin ortaya çıkması için temel mekanizma adezyon olup yüksek oranda mukavemeti artan işlenmiş malzeme tabakaları kesici takıma yapışır ve kesici kenarın işlevini üstlenir. Östenitik paslanmaz çeliklerin kesici takım malzemesiyle yüksek bir yapışma eğilimi olduğundan, bu malzemelerin işlenmesi sırasında BUE oluşumu yaygın bir sorundur. Bu durum esas olarak, yüzey merkezli kübik kafes yapısının yüksek plastik deforme olabilirliğinin doğurduğu sonuçtan kaynaklanmaktadır. Belirli bir kesme

sıcaklığındaki maksimum kesme sıcaklığına bağlı olan BUE oluşumunu önlemek için, genellikle kesme hızı, kesme sıcaklığını yükseltmek için artırılır. Kriyojenik soğutma uygulayarak kesme sıcaklığını düşürmenin, BUE oluşumunu daha yüksek kesme hızlarına kaydıracağı bildirilmiştir [24].

Gandarias ve arkadaşları, yüksek hız çeliği (HSS) ve kaplamalı karbür takımlar ile yaptıkları tornalama ve delme işlemlerinde, AISI 303, 304, 316 kalite malzemelerin işlenebilirlik performansını tanımlamışlardır. Deneyler, minimum miktar yağlama (MQL) ve kriyojenik soğutma şartlarında gerçekleştirilmiştir. Tornalama operasyonu sonuçlarına göre, AISI 303 malzemenin işlenebilirliğinin diğer iki kaliteden daha iyi olduğu belirtilmiştir. Ayrıca, kriyojenik soğutmanın MQL'den daha iyi sonuçlar verdiği bildirilmiştir [137].



Şekil 2.12. Farklı kesme koşullarında a) kesme kuvveti b) kesme sıcaklığı değişimi [138]

Dilip Jerold ve Pradeep Kumar, AISI 316 paslanmaz çeliğin tornalama operasyonunda kesme sıvısı olarak kullanılan karbondioksitin; kesme sıcaklığı, kesme kuvvetleri, takım aşınması, yüzey pürüzlülüğü ve talaş morfolojisine etkisini kuru ve soğutma sıvısı şartlarından elde edilen sonuçlar ile karşılaştırmışlardır. Deneylerde artan kesme hızı ve ilerleme ile kesme bölgesi sıcaklığının arttığı belirtilmiştir (Şekil 2.12). Artan kesme hızı ile azalan kesme kuvvetleri, kesme hızındaki artışın kesme sıcaklığının artması sonucu malzemenin yumuşamasına atfedilmiştir. Ayrıca ilerlemedeki artış, talaş yükünü artırdığı için kesme kuvvetlerinin yükseldiği bildirilmiştir. Yüzey pürüzlülüğünün artan ilerleme ile yükseldiği, artan kesme hızı ile azaldığı belirtilmiştir. Soğutma sıvısı ile karşılaştırıldığında CO₂ ile soğutmada sıcaklık %35 düşmüş (kuru işlemeye nazaran %50 azalma sağlamış), azalan takım aşınması ile yüzey kalitesi %4-52 arasında artmış ve kesme kuvvetlerinde %35-

55 arasında düşüş sağlanmıştır. Sıcaklıkta sağlanan düşüş gaz formundaki CO₂ soğutucunun yüksek yağlama etkinliği ve mükemmel nüfuz etmesi ile takım-talaş ara yüzünün temas sürtünmesini azaltma özelliğine atfedilmiştir. Kesme kuvvetlerinde sağlanan düşüş, yüksek jet hızında uygulanan CO₂ soğutucunun takım-talaş ara yüzünde kapılar (kılcal) etkisi sonucu oluşan yağ filminin ara yüzdeki sürtünmeyi ve takım talaş yüzeyindeki talaş yapışmasını azaltmasına bağlanmıştır. Kuru ve kesme sıvısı ile işlemeye nazaran CO₂ ile işlemede azalan krater ve yan yüzey aşınması takım-talaş ara yüzündeki sürtünmenin ve kesme kuvvetlerinin azalmasına atfedilmiştir. Tüm kesme koşullarında uygulanan yüksek kesme hızlarında, oluşan yüksek kesme sıcaklıkları nedeniyle iş parçası malzemesinin kesici takım üzerine difüzyonu gözlemlenmiştir. CO₂ soğutmanın kesme kuvvetlerinde ve takım-talaş ara yüzündeki sürtünmeyi azaltması sonucu azalan kesme bölgesi sıcaklığının iyi yüzey kalitesi ile sonuçlandığı bildirilmiştir. Ayrıca CO₂ işleme koşulunda, daha iyi talaş kırılması ve kesme bölgesi civarında daha az talaş birikmesi nedeniyle talaşların işlenmiş yüzey ile sürtünme teması önlenerek daha iyi işlenmiş yüzey kalitesi elde edildiği eklenmiştir. CO₂ soğutmanın daha iyi talaş kırılabilirliği ve kabul edilebilir talaş formları sağladığı için yüksek kesme hızları ve ilerlemeler söz konusu olduğunda daha avantajlı olacağını bildirmişlerdir. Ayrıca çevresel şartlar dikkate alındığında, endüstriyel koşullarda diğer kriyojenik soğutuculara potansiyel bir alternatif olduğu raporlanmıştır [138].

De Chiffre ve arkadaşları, kriyojenik CO₂'nin verimliliğinin, takım ömrü, kesme kuvvetleri, talaş atımı ve iş parçası yüzey kalitesi açısından ticari su bazlı bir ürün ile karşılaştırıldığı deneysel araştırmada kaplamalı karbür kesici uçlar ile AISI 304L malzemeye kanal açma, AISI 316 malzemeye ise diş çekme operasyonları uygulamışlardır. Araştırmanın ana parametresi olan kriyojenik CO₂ soğutucu; az miktarda yağ ilavesiyle ve saf olmak üzere iki şekilde kullanılmıştır. Soğutucuya katkısız bitkisel yağ ve yüksek klorlu mineral yağ olmak üzere iki farklı yağ eklenmiştir. Soğutma kesici takımın talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyinden olmak üzere iki noktadan uygulanmıştır. Farklı basınç ve akış uygulamaları için değişik delik çaplarına sahip dört farklı nozul (0,2; 0,3; 0,5; 0,7 mm) ve üç farklı debi (4, 6, 10 mL/min) uygulanmıştır. Verimlilik karşılaştırmasında referans olarak, %6,5 konsantrasyonda ve sabit bir 8 l/min akış hızında ticari su bazlı kesme sıvısı kullanılmıştır. Diş çekme deneylerinde 3 mm genişliğinde kesici uçlar kullanılırken, kanal açma deneylerinde dış çapa 1,5 mm adımlı 60° metrik diş çekilmiştir. Takım aşınmasının tedrici bir şekilde artmasını sağlamak için seçilen iki kesme hızında (kanal açma: 130, 150 m/min, diş açma: 170, 180 m/min) gerçekleştirilen testlerde, kesici takım aşınmaları ve yüzey

pürüzlülük değerleri ölçülmüştür. Deneysel sonuçlara göre, kanal açma ve diş açma operasyonlarında yaklaşık 6 g/s hızında uygulanan CO₂ gazının, etkili bir soğutucu olduğu belirtilmiştir. Diş açma operasyonunda en iyi performansın CO₂ gazına 6 mL/min katkısız bitkisel yağ ilave edilerek elde edildiği, kanal açma işleminde ise CO₂ gazına yağ (10 mL/min) ilavesinin zorunlu olduğu bildirilmiştir. Sonuç olarak, kriyojenik karbon dioksitin, çevresel etkinin tamamen belgelenmesi şartıyla su bazlı ürünlere potansiyel bir alternatif olduğu raporlanmıştır [139].

Duman ve Kaynak, kaplamasız karbür kesici uç ile AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemenin kriyojenik talaşlı imalat sürecini deneysel olarak incelemişler, elde edilen sonuçları kuru ve konvansiyonel soğutma sıvısı yöntemleri ile karşılaştırmışlardır. Deneyler düşük ve yüksek seviyedeki farklı kesme hızları (20, 40, 200, 270 m/min) ile sabit ilerleme (0,2 mm/rev) ve talaş derinliğinde (1,4 mm) gerçekleştirilmişlerdir. Deneyler sonucunda, kriyojenik soğutma ile talaş kaldırma sürecinde oluşan esas kesme kuvvetlerinin, kuru ve kesme sıvısı ile yapılan talaş kaldırmada oluşan kuvvetlerden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu durum kriyojenik şartlardan kaynaklanan iş parçası akma mukavemetindeki artışa atfedilmiştir. 20 m/min kesme hızında kesme bölgesinde ölçülen sıcaklık değerleri kuru kesme için yaklaşık 357 °C iken, kriyojenik kesme için 33 °C ölçülmüştür. Bu ölçülen değerler özellikle kaldırılan talaşların sıcaklığı olup, kesici takım-iş parçası ara yüzündeki sıcaklığın bu değerlerden çok daha yüksek olmasının tahmin edildiği belirtilmiştir. Tüm soğutma koşullarında, kesme hızındaki artış ile esas kesme, ilerleme ve radyal kuvvetlerin azaldığı görülmüştür. Farklı kesme koşullarında kesme hızının yüzey pürüzlülüğüne bir etkisinin olmadığı tespit edilmiş ve kriyojenik soğutmada kesici takım üzerinde oluşan yığıntı talaşın yüzey pürüzlülüğünün artmasına neden olduğu bildirilmiştir. Talaşlı imalat işleminde elde edilen talaşların mikroyapı fotoğraflarından oluşan talaşın testere dişi tipi olduğu raporlanmıştır [140].

Kalyan Kumar ve Choudury, AISI 202 östenitik paslanmaz çeliğinin, karbür kesici uç ile yüksek hızda işlenmesi sürecinde, kriyojenik soğutmanın takım aşınması ve meydana gelen yüksek frekanslı dinamik kesme kuvvetleri üzerindeki etkisini incelemek için deneysel bir çalışma yapmışlardır. Kriyojenik soğutmanın sağladığı nispi avantajları anlamak için hem kuru hem de kriyojenik koşullarda deneyler yapılmıştır. Deneysel sonuçlar incelendiğinde kuru işlemeye göre kriyojenik işlemede kesme kuvvetinin daha az olduğu, ancak kesme kuvvetindeki %14,83 avantajın beklenenden daha az olduğu belirtilmiştir. Ayrıca kriyojenik

soğutmanın, kesici takım yan yüzey aşınmasını (%37,39) önemli ölçüde azaltması, kesme bölgesi sıcaklığının da düşürülmesinde etkili olmasına atfedilmiştir. Yüksek miktardaki sıvı azot tüketiminin genel işleme maliyetini artırdığı söylenmiştir. Kesme hızı, ilerleme ve talaş derinliği gibi giriş parametrelerinin, regresyon denklemi vasıtası ile kesme kuvveti ve yan yüzey aşınması gibi çıkış parametreleriyle ilişkilendirildiği belirtilmiştir. Sonuç olarak, kriyojenik soğutmanın yüksek hızlı ve çevre dostu işleme için olası bir çözüm olduğu sonucuna varıldığı raporlanmıştır [141].

Khan ve Ahmed, AISI 304 östenitik paslanmaz çelik malzemeyi titanyum karbonitrid kaplamalı karbür takımlarla işlemek için modifiye ettikleri bir kesici takımın içinden geçirdikleri sıvı azotu doğrudan kesme bölgesine soğutucu olarak uygulamışlardır. Modifiye edilmiş takım içinden sıvı azot ile soğutma uygulamasının, işleme sürecinde kesici kenarı soğutmak için etkili bir yol olduğu ve takım ömrünü dört kattan fazla artırdığı belirtilmiştir. Yüksek kesme hızında, konvansiyonel soğutucu akışkan uygulamasının talaş-takım ara yüzündeki ısı artışına karşı koyamayacağı belirtilmiş olup yüksek kesme hızlarında kriyojenik soğutma uygulanmasının daha etkili olduğu tespit edilmiştir. Yükselen ilerleme ile talaş kalınlığı da artarak kayma bölgesindeki plastik deformasyonun daha hızlı ve daha fazla ısı oluşturmaya sebep olur. Bu nedenle, kriyojenik soğutmanın, yüksek kesme derinliğinden ziyade yüksek ilerlemelerde daha etkili olduğu bildirilmiştir. Konvansiyonel soğutucu uygulanan tüm işleme deneylerinde kesici takım yan yüzeyi yıpranmaya ve abrazive (yenme) aşınmaya maruz kalmış olup kesici kenarda mikro çatlaklar gözlenmiştir. Ayrıca yüksek kesme hızında işleme sırasında takım talaş yüzünde krater aşınması görülmüştür. Kriyojenik soğutucu ile düşük kesme hızında işleme yaparken takımın yan yüzeyinde çok az aşınma gözlemlenmiştir. Bununla birlikte, yüksek kesme hızında, kesici kenarın küçük yan yüzey aşınmasına ek olarak mikro çatlaklara da maruz kaldığı bildirilmiştir [142].

Sıvı azot (LN_2) soğutma kullanılarak yapılan kriyojenik talaşlı imalatın, çevreyi kirleten kesme yağları ve emülsiyonları kullanılarak yapılan geleneksel talaşlı imalata göre temiz bir alternatif olsa da, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin işlenmesi sürecinde kesme kuvvetlerini arttırdığı ve takım ömrünü kısalttığı bildirildi. Honk ve Broome, paslanmaz çelik malzemenin kriyojenik özelliklerini inceledikten sonra tasarladıkları ekonomik bir kriyojenik soğutma yaklaşımını kullanarak geliştirmiş oldukları sonuçları sunmuşlardır. Talaşlı imalat testlerinde karbür kesici uçlar kullanılarak farklı kriyojenik soğutma

yaklaşımları karşılaştırılmıştır. Kesici kenara sıvı azot jet püskürtme talaş yüzeyinde kesici ucun içine açılmış kanallar (1,59x0,3 mm) vasıtası ile iki yönde (Z yönü: iş parçası eksenine paralel, X iş parçası eksenine dik) ve serbest yüzeyden bir paslanmaz çelik boru (1,6 mm) vasıtası ile uygulanmıştır. Kararlı bir akış rejimi elde etmek için, ticari bir silindir tanktan (350 psi ~ 2,4 MPa) beslenen LN₂ vakum-ceketli statik bir hat içinden (1,6 mm) dağıtılmıştır. İşleme sırasında LN₂ soğutucunun normal işletme basıncının yaklaşık 2MPa (290 psi), akış hızının ise yaklaşık 0,3 l/min olduğu belirtilmiştir. AISI 304 östenitik paslanmaz çelik işlenirken en iyi sonuçlar Z nozulundan soğutma yapıldığında elde edildiği bildirilmiştir. Konvansiyonel emülsiyon soğutmayla karşılaştırıldığında, iş parçasına nüfuz ettirmeden, takım-talaş ara yüzüne az miktarda sıvı azot soğutucunun 3,82 m/s hızında enjekte edilmesi takım ömründe %67 iyileşme sağlarken, kriyojenik soğutucunun 3,40 m/s orta seviye bir hızda enjekte edilmesi takım ömründe %43 bir iyileşme sağladığı açıklanmıştır. Esas kesici kenarın ve ikincil kesici kenarın soğutulmasının her iki kenarda yan yüzey aşınmasına ve takımın erken bozulmasına neden olduğu bildirilmiş olup bu durumun iş parçasının aşırı soğutulmasının bir sonucu olduğu düşünülmüştür. Elde edilen bu sonuçla üretim maliyetinin düşürüldüğü, işleme verimliliğinin arttırıldığı bildirilmiştir. Bulunan sonuçlar, paslanmaz çelik işlemede kriyojenik soğutmanın faydalarının elde edilmesinde soğutma yaklaşımının çok önemli olduğunu göstermektedir. Sonuç olarak, emülsiyon soğutma ile yapılan işlemeye nazaran, kriyojenik işlemin sağlık ve çevresel kaygılar olmadan daha karlı ve verimli olduğu raporlanmıştır [143].

Kaynak ve arkadaşlarının çalışmasında; AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemesinin kriyojenik talaşlı imalat sürecinde, kriyojenik soğutucu farklı açılardan kesme bölgesine gönderilerek kesme sıcaklığı, talaş kırılabilirliği, kesici takım aşınması ve yüzey pürüzlülüğüne etkisi araştırılmış ve kuru kesme ile yapılan testlerin sonuçları ile kıyaslanmıştır. Kriyojenik soğutucu olarak sıvı azot kullanılmış ve kesme bölgesine üç farklı şekilde gönderilmiştir. Farklı açılarda konumlandırılmış nozulların etkisini inceleyebilmek amacıyla kriyojenik yöntem ile yapılan testlerde kesici takım talaş yüzeyinden, serbest yüzeyinden ve her iki yüzeyden aynı anda olmak üzere üç farklı şekilde nozullar konumlandırılmıştır. Nozul pozisyonlarının kesme bölgesi sıcaklığına etkisinin belli bir seviyede olduğu ve tüm kriyojenik koşullarda oluşan sıcaklıkların kuru kesmeye nazaran daha düşük olduğu görülmüştür. Nozul pozisyonlarının takım aşınmasına etkisi yüksek kesme hızlarında daha net görülürken, kesici takım serbest yüzeyinden uygulanan sıvı azotun genel itibari ile serbest yüzey aşınmasını ve burun aşınmasını azalttığı belirtilmiştir. Kriyojenik

sıvı azot soğutucularla yapılan talaş kaldırma süreçlerinde yüzey pürüzlülüğünün kuru kesmeye kıyasla genellikle daha iyi olduğu tespit edilmiştir. Talaş kırılmasını etkileyen ana parametre kesme hızı olurken, kriyojenik sıvı azotun farklı açılardan uygulanmasının talaş kırılmasına etkisi oldukça sınırlı olduğu bildirilmiştir. Sonuç olarak, özellikle serbest yüzeyden uygulanan kriyojenik sıvı azotun diğer nozul pozisyonlarına kıyasla AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin işlenebilirlik performansını önemli ölçüde arttırdığı raporlanmıştır [144].

HPC (high pressure cooling-yüksek basınçlı soğutma)

Kesme işleminde yüksek basınçlı soğutma sıvısı (HPC) uygulaması kesici takım aşınmasını güçlü bir şekilde etkileyerek daha uzun takım ömrü sağlayabilir. Basınçlı sıvının takım-iş parçası ve takım-talaş temas bölgesine daha iyi nüfuz etmesi sonucu daha iyi bir soğutma etkisi sağlaması ve temas alanlarının yağlanmasıyla takım aşınmasının azaltılması mümkündür. Yüksek basınçlı soğutma sıvısı uygulamanın takım ömrü üzerindeki etkisini daha iyi anlamak için, takım-talaş ara yüzündeki sürtünme/termal koşullara bağlı olan aşınma mekanizmalarını araştırmak gerekir. Naves ve arkadaşları, kaplamalı sementit karbür takımlar kullanarak AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin tornalama işleminde yüksek basınçlı ve farklı konsantrasyonlarda uygulanan kesme sıvısının takım aşınma mekanizmalarına etkisini incelemişlerdir. Tornalama deneylerinde kesme sıvısı talaş yüzeyinden takım-talaş ara yüzüne farklı basınçlarda (10, 15, 20 MPa) uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar kuru ve normal kesme sıvısı ve işleme sonuçları ile karşılaştırılmıştır. Orta sıcaklık tekniğinde kimyasal buhar biriktirme (MTCVD) kullanılarak, TiN, Al₂O₃ ve Ti (C, N) ile kaplanmış, ISO K sınıfı sementit karbür kesici takımlar kullanılmıştır. Başlıca bulgular, yüksek basınçlı soğutma sıvısı kullanımı ile takım-talaş temas uzunluğunun azalması ve takım aşınmasının azaldığı yönündedir. Talaş yüzeyinde ve yan yüzeyde gözlenen ana aşınma mekanizmasının yapışma (adheziv) olduğu belirtilmiştir. Analiz edilen tüm koşullar için esas kesme kenarında meydana gelen yan yüzey aşınması ana aşınma türü olurken talaş yüzeyinde krater aşınması gelişimi olduğu belirtilmiştir. Yan yüzeye ve talaş yüzeyine yapışan malzemenin, yüksek basınçlı bir jet soğutma sıvısı kullanılarak büyük ölçüde azaltılabileceği ve bu etkinin en yüksek sıvı konsantrasyonunda daha verimli olduğu sonucuna varılmıştır. Yüksek basınçlı soğutma sıvısı tekniği, kesici takım aşınmasının azaltılması bakımından kuru kesmeden ve normal kesme sıvısı uygulamasından daha etkili olduğu bildirilmiştir. Deneylerde elde edilen en düşük aşınma değerleri, kesme sıvısının

%10 konsantrasyonla ve 10 MPa basınçla uygulamasında elde edildiği raporlanmıştır [145].

Gharibi ve Kaynak, yüksek basınçlı soğutma sıvısının (HPC) 316L paslanmaz çelik malzemenin işlenmesinde takım ömrü üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Kuru, kesme sıvısı ve yüksek basınçlı soğutma sıvısı koşulları altında sabit kesme parametrelerinde yapılan tornalama deneylerinde kesici takımın yan yüzey aşınması, burun aşınması ve işlenmiş numunenin yüzey pürüzlülüğü ölçülerek karşılaştırılmıştır. İşlenmesi zor malzemelerden özellikle pekleşme özelliği gösteren malzemelerin işlenmesi sürecinde, çentik aşınmasının ele alınması gereken önemli bir olgu olduğundan, deneylerde kesici kenarın her iki tarafında çentik aşınmasının sadece kuru işlenmesinde gerçekleştiği belirtilmiştir. Kesme sıvısı ve yüksek basınçlı soğutmanın ikincil kenarda çentik oluşumunu önlemesi soğutma sıvısının talaş akışını yönlendirmesine atfedilmiştir. Bununla birlikte, esas kesici kenarda, her iki soğutma uygulamasında da çentik aşınması meydana geldiği bildirilmiştir. Sonuçlara göre yüksek basınçlı soğutma sıvısının, 316L paslanmaz çelik işlemede kuru ve kesme sıvısı koşullarına kıyasla yan yüzey ve burun aşınmasını azaltarak kesici takım ömrünü önemli ölçüde arttırdığı raporlanmıştır [146].

Habak ve arkadaşları, AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin tornalama operasyonunda, takım-talaş ara yüzüne yüksek basınçlı su jeti uygulamanın; talaş şekli, yüzey pürüzlülüğü ve takım aşınması üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Deneyler standart bir kesici takım ile iki farklı kesme hızı (80, 150 m/min), sabit ilerleme (0,1 mm/rev), sabit talaş derinliği (1 mm) ve üç farklı jet basıncında (20, 50, 80 MPa) gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar, jet basıncının ve kesme parametrelerinin talaş şekillerini etkilediğini göstermektedir. Ayrıca yüksek basınçlı su jeti kullanarak, kuru tornalama ile oluşturulan kesintisiz talaşın aksine iyi parçalanmış bir talaş oluşturmanın mümkün olduğu belirtilmiştir. Yüksek basınçlı su jeti uygulamanın yüzey pürüzlülüğü değerlerini büyük ölçüde etkilemediği, ancak takım aşınmasının azalmasının mümkün olduğu görülmüştür. Kesme işlemi sırasında sertleşme eğilimi gösteren ve işlenmiş yüzeyi ve kesici takımı aşındırmaya elverişli uzun talaşlar oluşturan, inconel, titanyum ve östenitik paslanmaz çelik gibi işlenmesi zor malzemelerin işlenebilirlik problemlerine yüksek basınçlı su jeti uygulamasının çözüm olabileceği bildirilmiştir. Sonuç olarak, yüksek basınçlı su jeti ile talaş şeklini kontrol ederek takım ömrünü artırmanın mümkün olduğu raporlanmıştır [42].

Gharibi ve Kaynak tarafından, yüksek basınçlı soğutma sıvısının (HPC) ve konvansiyonel soğutmanın etkinliğini ölçmek için farklı yüksek kesme hızı değerlerinde (120, 180, 240, 300, 360 m/min) takım aşınması dikkate alınarak AISI 316L paslanmaz çelik malzeme ile işlenebilirlik deneyleri yapılmıştır. Çeşitli soğutucu akışkan basınçlarının (20, 40, 60 Bar); takım aşınması, yüzey pürüzlülüğü ve talaş kırılabilirliği üzerindeki etkileri incelenmiştir. Deneysel sonuçlar, besleme basıncından bağımsız olarak yüksek basınçlı soğutma sıvısının, konvansiyonel soğutma ve kuru işleme ile karşılaştırıldığında, kesici takımındaki yan yüzey ve burun aşınmasını azaltarak, 316L'nin işleme performansını önemli ölçüde arttırdığı belirtilmiştir. Değişen besleme basınçlarının takım aşınmasını etkilemediği söylenmiştir. Ayrıca, yüksek basınçlı soğutma sıvısının, daha yüksek kesme hızında kuru ve konvansiyonel işlemeye kıyasla çok daha iyi yüzey kalitesi sağladığı bildirilmiştir. Yüksek basınçlı soğutma sıvısı, kuru ve konvansiyonel soğutma ile işleme proseslerine kıyasla daha küçük talaşların üretilmesini sağladığı raporlanmıştır [147].

Mineral ve bitkisel bazlı kesme sıvıları

Belluco ve De Chiffre, AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemeyi konvansiyonel HSS-Co takımlarla delme işleminde kullandıkları altı tip kesme yağının etkinliğini, takım ömrü, takım aşınması, kesme kuvvetleri ve talaş oluşumu açısından değerlendirmişlerdir. Araştırmada mineral bazlı ticari yağ referans alınmış olup farklı katkı seviyelerinde beş tip bitkisel bazlı kesme sıvısı test edilmiştir. Deneylerde ölçülen tüm parametrelerin uyumlu olduğu, bu durumun performans akışkanının daha uzun takım ömrü, daha iyi talaş kırma, daha düşük aşınma ve kesme kuvvetleri ürettiğini doğruladığı belirtilmiştir. Özellikle, takım ömrü ile kesme kuvvetleri arasında iyi bir ilişki bulunmuştur. Akışkan nedeniyle kesme kuvvetlerindeki farklılıklar, takım ömründen daha yüksek bir tekrarlanabilirlik ile ölçülebileceği, böylece takım ömrünü bir performans kriteri olarak kullanarak elde edilenle karşılaştırılabilir bir ölçüm kabiliyeti ortaya çıkacağı bildirilmiştir. Sonuç olarak, paslanmaz çelik delme işleminde kesme sıvılarının performansını değerlendirmek için itmenin-ilerlemenin kullanılabileceği ve takım ömrü testine göre önemli miktarda zaman tasarrufu ve maliyet azalması sağlanabileceği önerilmektedir. Test sonuçlarına göre tüm bitkisel bazlı sıvıların mineral referans üründen daha iyi sonuç verdiği, en iyi performansın, takım ömründe %177 artış ve itme-ilerleme kuvvetinde %7 azalma sağlayan bir kesme sıvısı ile elde edildiği bildirilmiştir. Bu sonuçların, yüksek talaş kaldırma performansı ve yenilenebilir kaynaklardan üretilen bitkisel yağlarla elde edilebilecek çevresel etkilerin azaltılması

konusunda umut verici olduğu raporlanmıştır [148].

De Chiffre ve Belluco, kontrollü laboratuvar koşullarında metal kesme işlemlerinde kullanılan soğutucu akışkanların performans değerlendirmesinde farklı yöntemlerin karşılaştırılması için tornalama, delme, frezeleme, raybalama ve kılavuz çekme işlemlerindeki kapsamlı deneysel araştırmalardan elde edilen sonuçlara dayanarak, tekrarlanabilirlik, çözünürlük ve maliyet açısından bir analiz yapmışlardır. Karbonlu çelikler, paslanmaz çelikler ve alüminyum alaşımları gibi farklı iş parçası malzemeleri ve su bazlı ürünler, düz mineral yağlar ve bitkisel yağ bazlı formülasyonlar dâhil olmak üzere farklı tipte kesme sıvısı dikkate alınmıştır. Analiz, testlerin ana ölçüme göre ve takım ömrü, kesme kuvvetleri ve iş parçası yüzey kalitesine göre gruplandırılması ile yapılmıştır. Bir testin nispi çözünürlüğünü ifade etmek için σ/ρ oranı tanıtıldı (σ : ölçümlerin standart sapması, ρ : test sonuçlarının değişkenlik aralığı) ve bir maliyet modeli geliştirildi. Analizden, takım ömrü testlerinin, 1000€ ila 2000€ arasında değişen maliyetlerle, sınırlı tekrarlanabilirlik ($\sigma = \%10-50$) ve çözünürlükle (σ/ρ , 0,25-0,75 arasında değişen) bağlantılı olduğu sonucuna varılmıştır. Kesme kuvvetlerine dayanan testlerin, daha iyi bir tekrarlanabilirlik ve çözünürlükle bağlantılı olup, σ için değerler $\%0,5-6$ aralığında ve σ/ρ oranı yaklaşık olarak 0,2 olup, test maliyetinin yaklaşık 500€ olduğu belirtilmiştir. Yüzey kalitesi testlerinin, yaklaşık $\%50$ tekrarlanabilirlik ve yaklaşık olarak 1000€ maliyet ile 0,3-0,4 çözünürlük özelliklerine sahip olduğu bildirilmiştir. Araştırmacılar ileride yapmayı planladıkları adımın, bir grup kesme sıvısı için işlemlerin korelasyon hipotezini doğrulamak ve daha düşük σ ve σ/ρ değerleri elde ederek test prosedürlerini optimize etmek olacağını bildirmişlerdir [149].

Kuram ve arkadaşları, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin delinmesi sırasında bitkisel bazlı kesme sıvılarının itme-ilerleme kuvveti ve yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisini belirlemek için deneysel çalışmalar yürütmüştür. Araştırmada üç farklı bitkisel bazlı kesme sıvısı kullanılmıştır. Deneyler için Taguchi yöntemi kullanılmış olup, takım aşınma ve kuvvet değerlerini tahmin etmek için regresyon analizinden (RA) matematiksel modeller geliştirilmiştir. En düşük yüzey pürüzlülüğü ve en düşük itme kuvveti değerlerinin, ticari ayçiçeği kesme sıvısı kullanılarak 720 rpm fener mili hızında ve 0,08 mm/rev ilerleme oranında gözlendiği belirtilmiştir. Takım aşınmasının ve kesme kuvvetinin azaltılmasında, ayçiçeği kesme sıvısı ve kanola kesme sıvısının, ticari yarı sentetik kesme sıvısından daha etkili olduğu tespit edilmiştir [150].

Xavior ve Adithan, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin karbür takımlarla tornalama operasyonu sürecinde hindistancevizi yağı, emülsiyonlar ve saf kesme yağı gibi üç tip kesme sıvısının yüzey pürüzlülüğü ve yan yüzey aşınması üzerindeki etkisini deneysel olarak belirlemişlerdir. Yüzey pürüzlülüğü için ilerleme oranının/hızının ve takım aşınması için kesme hızının en etkili faktör olduğu sonucuna varmışlardır. Ayrıca, hindistan cevizi yağının, takım aşınmasını ve yüzey pürüzlülüğünü azaltmada geleneksel mineral yağlardan daha iyi bir seçim olduğu sonucuna varılmıştır [151].

Özçelik ve arkadaşları, AISI 304 malzemenin delme sürecinde, ayçiçeği yağı ve kanola yağından geliştirilen bitkisel esaslı yağlar ile mineral esaslı endüstriyel kesme yağlarının performanslarını karşılaştırmışlardır. Deneysel araştırmada; yağ çeşidi, ilerleme oranı ve kesme kuvvetleri girdi olarak, yüzey pürüzlülük değerleri ise çıktı olarak incelenmiştir. Deney sonuçlarına göre kanola esaslı kesme sıvılarının ayçiçeği esaslı kesme sıvılarına nazaran daha düşük pürüzlülük değeri sağladığı bildirilmiştir [152].

Çetin ve arkadaşları, kaplamalı sementit karbür kesici takımlarla AISI 304L östenitik paslanmaz çeliklerin boyuna tornalama sürecinde, rafine ayçiçeği ve kanola bitkisel esaslı yağlarından elde edilen aşırı basınç (EP) katkılı metal kesme sıvılarının performanslarını takım aşınmaları açısından incelemişlerdir. Bitkisel yağların performansı, ticari mineral ve ticari yarı sentetik kesme yağları referans alınarak analiz edilmiştir. Deneyler her bir kesme sıvısı için 3 farklı ilerleme (0,24; 0,28; 0,32 mm/rev), sabit kesme hızı (90 m/min) ve talaş derinliği (1 mm) değerlerinde yapılmıştır. Minimum yan kenar ve burun aşınmalarının %8 EP katkılı ayçiçeği yağıyla elde edildiği, ilerleme oranı arttıkça takım aşınmaları ve yığıntı talaş (BUE) oluşumunun arttığı raporlanmıştır [153].

Çetin ve Özçelik, karbür takma uçlu kesici ile AISI 304 çeliğinin tornalama operasyonunda ayçiçek ve kanola yağından formüle edilen %8 ve %12 EP (aşırı basınç) katkılı iki tip karışım bitkisel esaslı ve bir tip ticari (mineral) kesme sıvılarının performansı, yüzey pürüzlülüğü, tornalama kuvveti ve takım aşınması yoluyla araştırmışlardır. Kesici kenar yan yüzey aşınması 0,2-0,6 mm aralığında alınmıştır. Deney sonuçlarına göre, referans olarak kullanılan ticari kesme sıvısına nazaran, geliştirilen bitkisel esaslı kesme sıvıları ile daha az kesme kuvveti, takım aşınması ve yüzey pürüzlülüğü elde edildiği bildirilmiştir [154].

2.1.2. Talaşlı imalatta kesici takım geometrisinin kesme performansına etkisi

Talaşlı imalatta önemli kriterlerden biri olan yüzey pürüzlülüğünü etkileyen önemli faktörlerden ikisi, ilerleme ve kesici takım uç yarıçapıdır. İlerleme arttıkça artan yüzey pürüzlülüğü uç yarıçapı büyüdükçe azalmaktadır. Tornalama operasyonlarında silici geometrili kesici uçlar ile iş parçası yüzeyinde taşlama işlemi kalitesine yakın yüzey pürüzlülüğü sağlanabildiği ve kesme parametreleri değiştirilmeden iki kata kadar daha iyi yüzey pürüzlülüğü elde edildiği literatürde görülmüştür. Özellikle yüksek ilerleme değerlerinde iyi bir yüzey kalitesi sağlayan silici geometrili kesici takım uçlarının talaş kırma kabiliyetini de kaybetmeden tornalama yapabilmesi ile talaşlı imalatta gelişmeler sağlanmıştır. Kıyak ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada; silici geometrili kesici takım ucu ile klasik geometrili takım ucunun yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkileri araştırılmış ve silici geometrili uçlar ile özellikle yüksek ilerleme değerlerinde daha iyi yüzey kalitesi elde edildiği bildirilmiştir. Ayrıca deney parametreleri içinde, yüzey pürüzlülüğü için en etkili parametrenin ilerleme olduğu görülmüştür. Talaş derinliğindeki artışın yüzey pürüzlülüğünde artışa neden olduğu gözlenirse de ilerleme kadar büyük etkisi olmadığı saptanmıştır. Sonuç olarak yüksek hızlarda silici uç ile daha iyi yüzey kalitesi elde edilmesi ve imalat süresinde %30-40 civarında kazanım sağlanmasının imalat süresinden tasarruf sağlayarak iş hacmini arttırabileceği raporlanmıştır [155].

Kurniawan ve arkadaşları; silici geometrili TiAlN kaplamalı karbür kesici uç ile martenzitik paslanmaz çeliğin (48 HRC) sert işlenebilirlik performansını araştırmışlardır. Çeşitli kesme hızı (100, 130, 170 m/min) ve ilerleme (0,125; 1,6; 2 mm/rev) oranlarında kesme sıvısı kullanmadan (kuru işleme) sabit talaş derinliğinde yapılan deneylerde takım ömrü ve elde edilen yüzey kalitesi esas alınarak kesici takım performansı değerlendirilmiştir. Kesme hızının ve ilerlemenin takım ömrüne etkisini ölçmek ve optimum kesme parametrelerini önermek için yüzey cevap metodolojisi kullanılan çalışmada, aşınan takım, işlenmiş yüzey ve elde edilen talaş üzerinde ayrıntılı incelemeler yapılmıştır. Geliştirilen takım ömrü modeline göre optimum kesme parametrelerinin düşük kesme hızı ve ilerleme kombinasyonu olduğu bildirilmiştir. Düşük kesme parametrelerinden oluşan kombinasyon, uzun takım ömrünün yanı sıra birçok mühendislik parçası uygulamasına sıkı tolerans sağlamak için çok iyi yüzey kalitesi sağlamıştır. Sonuç olarak silici geometrili kaplamalı karbür takım ile takım ömrü ve yüzey bütünlüğü açısından 48 HRC sertliğe kadar paslanmaz çelikte kuru sert işleme yapabildiği raporlanmıştır [156].

Sert tornalama işlemi birçok sektördeki geleneksel taşlama işlemlerinin yerini almaktadır. Optimum şartlarda yapılan sert tornalama, taşlama işlemine hassasiyet ve işlenmiş yüzey kalitesi açısından eşdeğer sonuçlar verebilir. Silici geometrili uçlar, kaliteli yüzey üretme yeteneklerinden dolayı talaşlı imalat işlemlerinde kullanılmaktadır. D'Addona ve Raykar yaptıkları araştırmada; yüzey pürüzlülüğünün çok önemli olduğu ölçüm araçlarını ve ölçü aletlerini yapmak için yaygın olarak kullanılan yağda sertleştirilmiş 55 HRC çeliğin silicili uçlar ile elde edilen yüzey bitirme performansını geleneksel kesici uçlar ile kıyaslamışlardır. Kesme hızı, ilerleme, talaş derinliği ve kesici uç yarıçapı (silici ve konvansiyonel kesici uçlar için) gibi kesme parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisi, çizilen grafikler ve varyans analizi (ANOVA) kullanılarak yapılmıştır. Yapılan analizlere göre silici uç geometrisinin geleneksel kesici uçlara kıyasla daha üstün ve taşlama işlemiyle kıyaslanacak derecede yüzey kalitesi sağladığı bildirilmiştir. İlerlemenin yüzey pürüzlülüğü için en önemli parametre olduğu, akabinde kesme derinliğinin ve kesici uç tipinin yüzey pürüzlülüğü üzerinde istatistiksel olarak anlamlı bir etkiye sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu araştırma dâhilinde iyi bir yüzey pürüzlülüğü elde etmek için; 1,2 mm uç yarıçapı, 1200 RPM devir, 0,08 mm/rev ilerleme oranı ve 0,1 mm talaş derinliği ve silici geometrili kesici uç kullanılması gerektiği bildirilmiştir. Sonuç olarak, silici uçların, geleneksel uçlara kıyasla çok iyi bir işlenmiş yüzey kalitesi sağladığı raporlanmıştır [157].

Uday ve arkadaşları, silici geometrili ve konvansiyonel CBN uçlar ile değişken kesme parametreleri kullandıkları araştırmada silisyum karbür partikül takviyeli alüminyum kompozit malzemeleri (Al/Si/10p ve Al/Si/30p) işlemişlerdir. Araştırma kapsamında kesme kuvvetleri, yüzey pürüzlülüğü ve işlenmiş yüzeylerdeki kusurlar incelenmiştir. Kesici uçlardaki silici geometrisinin kesme kuvvetlerini ve işlenmiş yüzeylerdeki hasarı azalttığı görülmüştür. Bu durum kesici takım kenarı ve iş parçası arasındaki daha büyük temas uzunluğu dolayısıyla oluşan daha yüksek termal yumuşamadan olabileceği bildirilmiştir. İlerleme hızının her iki kompozit malzemede kesme kuvvetlerinin büyüklüğünü etkileyen en önemli faktör olduğu, kesme derinliğinin ise sadece Al / SiC / 30p kompozitlerde etkili olduğu bildirilmiştir. Benzer şekilde, ilerlemenin her iki kompozit malzemede yüzey pürüzlülüğünü etkilediği bulunmuştur. İşlenmiş yüzeylerin mikro yapı fotoğraflarında, özellikle Al/SiC/30p kompozitlerde, silici uçlar kullanılarak işlenen yüzeydeki ilerleme izlerinin, çukurların ve çatlakların sayısının önemli ölçüde azaldığı görülmüştür [158].

Rulman, dişli, kam, mil, aks ve diğer mekanik parçaların üretiminde sert tornalama tekniği uzun yıllardır uygulanmaktadır. Sert tornalama özellikle kuru işleme koşulları altında ve düşük işleme hızlarında sertleştirilmiş çelik (50-65 HRC) parçaların finiş işlenmesinde yaygın olarak kullanılan bir tekniktir. Grzesik, AISI 5140 (DIN 41Cr4) (60 ± 1 HRC) sertleştirilmiş çeliğin, farklı ilerleme oranlarında/hızlarında konvansiyonel ve silici seramik kesici takımlarla yapılan sert tornalama işlemleri sonucunda elde edilen yüzey pürüzlülüğünü ve takım aşınmasının yüzey pürüzlülüğüne etkisini incelemiştir. Deneyler sabit kesme hızı (100 m/min) ve sabit talaş derinliğinde (0,25 mm) gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, iki tip seramik kesici uçta meydana gelen bazı etkin takım aşınma tipleri ve bunların işlenen yüzey profillerinin değişimi üzerindeki etkileri karşılaştırılmıştır. Araştırma sonucunda, ikincil kesme (arka kenar) kenarlarındaki çentik aşınması ilerlemesinin yüzey profillerinde başkalaşmaya neden olduğu bulunmuştur. Aynı şartlarda konvansiyonel kesici takıma nazaran silici geometrili takım ile iki kat daha az yüzey pürüzlülük değeri elde edildiği raporlanmıştır [159].

Stachurski ve arkadaşları, klasik ve silici geometrili uçlar ile C45 çeliğinin tornalama operasyonunda kesme parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü ve kesme kuvvetlerine olan etkisini incelemişlerdir. Deneyler farklı kesme hızı (415, 475, 500 m/min), ilerleme oranı (0,1; 0,2; 0,3 mm/rev) ve kesici uç yarıçapı (0,4; 0,8 mm) değerlerinde, sabit talaş derinliğinde (1 mm), kesme sıvısı ve kuru şartlar altında yapılmıştır. Deney sonuçlarına göre silici geometrili uçlar ile klasik uçlara kıyasla, yüzey pürüzlülüğünde üç katına kadar bir azalma sağlandığı bildirilmiştir. Tüm koşullarda kullanılan kesicinin geometrisine bakılmaksızın, kesme hızının yüzey pürüzlülüğüne (R_a) önemli bir etkisi görülmezken, ilerlemedeki artışın yüzey pürüzlülüğünün önemli ölçüde artmasına (%290'a kadar) neden olduğu tespit edilmiştir. Silicili uçlar ile tornalama sırasında kesici uç yarıçapındaki artışın kesme kuvvetinde önemli ölçüde azalma (kuru işleme durumunda %35 ila %54 ve ıslak işleme sırasında %35 ila %83 arasında) sağlandığı görülmüştür. Genel olarak soğutma yönteminden ve kullanılan kesici uç tipinden bağımsız olarak ilerlemenin arttırılması toplam kesme kuvvetinde ve bileşenlerinde bir artışa neden olduğu bildirilmiştir. Sonuç olarak klasik geometrili bir uç ile karşılaştırıldığında, silici geometrili uç ile yüzey pürüzlülüğünde kayda değer bir azalma olduğu ve ayrıca silici geometrili ucun uç yarıçapının artması ile kesme kuvvetlerinin de azaldığı raporlanmıştır [160].

Yusof ve arkadaşları, sertleştirilmiş AISI D2 soğuk iş takım çeliğinin (54-55 HRC) silici ve klasik geometrili kaplamalı seramik kesici uçlar kullanarak tornalamasını farklı kesme hızı (115, 145, 183 m/min) ve ilerleme (0,1; 0,125; 0,16 mm/rev) oranlarında takım ömrü ve yüzey pürüzlülüğü açısından incelemişlerdir. Analizler sonucunda klasik ve silicili takımlar için geliştirilen ampirik modellerin, takım ömrünü kesme hızı ve ilerleme ile orantılı gösterdiği belirtilmiştir. Kesme kuvvetinin artan kesme hızı ile azaldığı, artan ilerleme ile yükseldiği bildirilmiştir. Geliştirilen ampirik yüzey pürüzlülüğü modelleri, elde edilen Ra değerinin ilerleme ile doğru orantılı fakat kesme hızı ile ters orantılı olduğu belirtilmiştir. Hem takım ömrü hem de yüzey pürüzlülüğü göz önüne alındığında, düşük kesme parametrelerinden oluşan bir kombinasyonun en uygun çözüm olduğu tespit edilmiştir. Aynı şartlarda klasik uçla karşılaştırıldığında silici geometrili kesici ucun takım ömrünün nispeten biraz daha az; fakat yüzey kalitesinin klasik uçtan çok daha üstün olduğu bildirilmiştir [161].

Correia ve Davim; AISI 1045 karbon çeliği ile klasik ve silici geometrili kesici uçları karşılaştırdıkları çalışmalarında, farklı kesme hızı (345, 410, 470 m/min), farklı ilerleme oranı (0,075; 0,15; 0,25 mm/rev) ve farklı takım uç yarıçapı (0,4; 0,8 mm) değerleri gibi kesme parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisini araştırmışlardır. Deneylerin sonucunda, özellikle yüksek ilerleme oranlarında silici geometrili uçlar ile klasik geometrili uçların kullanıldığı düşük ilerleme oranlarında elde edilen pürüzlülük değerlerine benzer değerler elde edildiği bildirilmiştir. Yüzey pürüzlülüğüne kesme hızının etkisi pek görülmez iken ilerlemenin ve takım uç yarıçapının çok etkili olduğu belirtilmiştir. Sonuç olarak, silici geometrili kesici uçlar ile silindirik taşlama işlemine gerek kalmadan mekanik hassasiyeti sağlayacak yüzey kalitesi elde etmenin mümkün olduğu raporlanmıştır [162].

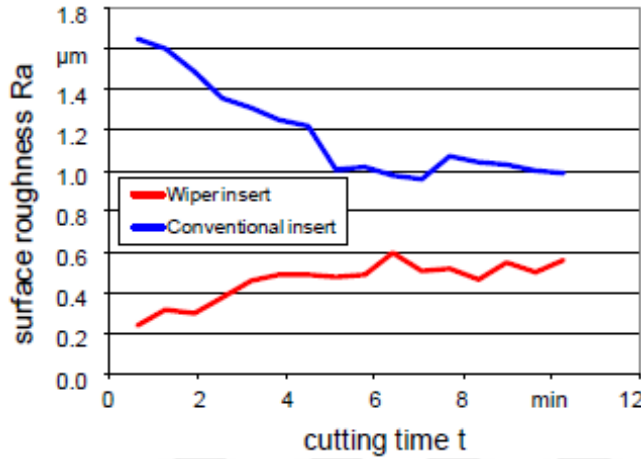
Elbah ve arkadaşlarının sertleştirilmiş (60 HRC) AISI 4140 çeliği ile farklı kesme hızı (80, 115, 150 m/min), ilerleme oranı (0,08; 0,11; 0,14 mm/rev) ve talaş derinliği (0,1; 0,2; 0,3 mm) değerlerinde kuru şartlar altında konvansiyonel ve silici geometrili seramik uçları karşılaştırdıkları çalışmada yüzey pürüzlülük parametrelerini incelemişlerdir. İstatistiksel analiz sonuçlarına göre ilerleme oranının yüzey pürüzlülüğü üzerindeki en etkili parametre olduğu ve ayrıca kesme derinliğinin de yüzey pürüzlülüğünü azaltmada etkisi olduğu ortaya konulmuştur. Genel olarak silici geometrili seramik kesici uçlar ile elde edilen yüzey kalitesinin, konvansiyonel seramik kesici uçlar ile karşılaştırıldığında önemli ölçüde geliştirilmiş olduğu bildirilmiştir. Pürüzlülük ölçümlerinin takım aşınmasına bağlı olduğu belirtilmiştir [158].

Fulemova ve Janda, kesici kenar hazırlama teknolojisinin ve kesici kenar yarıçapının takım ömrü, kesme kuvvetleri ve işlenmiş yüzeyin pürüzlülüğü üzerindeki etkisini inceledikleri çalışmada EN ISO X12CrMoVNbN9-1 ferrit - martenzit çeliğini karbür kesici uçlar ile soğutma sıvısı altında frezeleme operasyonuna tabii tutmuşlardır. Taşlama, sürükleme ve lazer teknolojileri ile hazırlanan kesici kenarlardaki silici geometrilerinin yarıçapları, taşlanmış kenar için 5 μm , sürüklenerek hazırlanan kenar için 5, 10, 15 μm , lazerle hazırlanan kenar için 5 μm ' dir. Kesme işlemi 80 mm çapındaki tek uçlu kesici takım ile 200 m/min kesme hızı, 4,5 mm/tooth ilerleme oranı, 0,02 mm talaş derinliği, 50 mm yanal adım parametreleri altında gerçekleştirilmiştir. Sonuçlara göre kenar yarıçapı 15 μm olan takımın, kenar yarıçapı 5 ve 10 μm olan takımlara kıyasla en yüksek takım ömrüne, en düşük işlenmiş yüzey pürüzlülüğüne ve en düşük kesme kuvveti yüküne sahip olduğu belirtilmiştir. Kenar yarıçapı 15 μm olan takımda meydana gelen aşınmanın uniform olduğu ve elde edilen yüzey pürüzlülüğü ve kesme kuvveti değerlerinin takım aşınması ile bağlantılı olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca diğer takımların kesici kenarlarında döküntüler (küçük kırılmalar) olduğu bildirilmiştir. Kesici kenar hazırlama teknolojisi açısından bakıldığında en iyi sonuçlara, taşlama ve lazerle hazırlanmış takımlarla karşılaştırıldığında sürüklenerek hazırlanmış kesici takımla ulaşıldığı görülmüştür. Dolayısıyla, bu özel işleme sürecinde optimum sonuçlara sürükleme teknolojisi ile hazırlanan 15 μm kesici kenar yarıçaplı silici geometrisine sahip kesici uç ile ulaşıldığı raporlanmıştır [163].

Liu ve arkadaşlarının farklı ilerleme değerlerinde (0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 0,6 mm/rev) silici geometrili ve klasik geometrili kesici takım uçları kullanarak yaptıkları çalışmada, silici geometrili uç ile özellikle yüksek ilerleme oranlarında iki kat daha düşük yüzey pürüzlülük değerleri elde edildiği bildirilmiştir. Genel olarak ilerleme oranındaki artış ile yüzey pürüzlülüğünün her iki uç geometrisi için arttığı raporlanmıştır [164].

Seramik kesici uçlarla yapılan sert tornalama operasyonları, soğutma sıvısı kullanılmaması, iyileştirilmiş malzeme özellikleri, düşük güç tüketimi, artan verimlilik ve düşük işleme maliyetleri gibi taşlama işlemine göre birçok avantaja sahiptir. Gaitonde ve arkadaşları, TiN kaplamalı konvansiyonel ve silici geometrili seramik kesici uçlar ile sertleştirilmiş (59-61 HRC) yüksek kromlu AISI D2 soğuk iş takım çeliğinin tornalanması sırasında ikinci dereceden matematiksel modeller kullanarak talaş derinliği ve işleme süresinin, işleme kuvveti (bileşke kesme kuvveti), güç sarfıyatı, spesifik kesme kuvveti, yüzey pürüzlülüğü ve takım aşınması gibi işlenebilirlik performansı üzerindeki etkilerini analiz etmişlerdir.

Analiz sonuçlarına göre, silici geometrili kesici uçların yüzey pürüzlülüğü ve takım aşınması açısından daha iyi performans gösterdiği, konvansiyonel kesici ucun ise işleme kuvvetini, gücü ve spesifik kesme kuvvetini azaltmada yararlı olduğu belirtilmiştir [165].



Şekil 2.13. İşleme zamanına göre yüzey pürüzlülüğü değişimi [166]

Yüksek üretkenlik, yüksek esneklik ve soğutma sıvısından kaçınmak için, sert tornalama günümüzde sertleştirilmiş çeliklerin bitirme işleminde taşlamaya alternatif olmaktadır. Artan ilerleme oranlarında/hızlarında silici geometrili PCBN kesici uçların kullanılması, konvansiyonel kesici uçlarla karşılaştırıldığında yüzey pürüzlülüğünü azaltmaktadır. Bu avantajlar bilinmesine rağmen, silici PCBN uçların sert tornalama işleminde yüzey bütünlüğü üzerindeki etkisi literatürde iyi tanımlanmamıştır. Guddat ve arkadaşları, konvansiyonel kesici uç geometrisine kıyasla silici geometrili PCBN uçların sertleştirilmiş AISI 52100 (100Cr6) (58-62 HRC) çeliğinin tornalama işleminde yüzey bütünlüğü ve kesme kuvvetleri üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Deney sonuçlarına göre kesici uç tipinin yüzey pürüzlülüğü, kesme kuvvetleri ve kalıntı gerilmeler üzerinde etkili olduğu belirtilmiştir. Yüzey pürüzlülüğü; ilerlemedeki artış ile artarken, kesici takım uç yarıçapındaki artış ile azaldığı bildirilmiştir. İşlenmiş yüzey pürüzlülüğü kesme süresinin dolayısıyla takım aşınmasının bir fonksiyonu olarak değerlendirildiğinde, silici uç kullanılarak üretilen yüzeyin konvansiyonel geometriye sahip bir uç kullanılarak üretilen yüzeyden üstün olduğu söylenmiştir (Şekil 2.13). Silici geometrili kesici takımda artan aşınma ile yüzey pürüzlülüğü artarken, konvansiyonel geometrili kesici takımda artan aşınma ile yüzey pürüzlülüğü azalmıştır. Her iki kesici uç belirli bir kesim süresinden sonra sabit bir değere ulaşma eğiliminde olup, silici geometrili kesici uç yaklaşık 5 dakika işleme süresinden sonra $Ra \approx 0,5 \mu m$, konvansiyonel uç ise yaklaşık 5,5 dakika işleme süresinden

sonra $Ra \approx 1,0 \mu m$ yüzey pürüzlülüğü sağladığı bildirilmiştir. Silici geometrili kesici uçların daha yumuşak yüzey sağladığı, ilerleme ve uç yarıçapındaki değişikliklerde ise daha kararlı olduğu görülmüştür. Silici uç kullanılarak elde edilen üstün yüzey kalitesi, radyal ve teğetsel kesme kuvvetlerinin daha yüksek olmasına atfedilmiştir [166].

Paiva ve arkadaşları, Çok Değişkenli Robust Parametre Tasarımı (MRPD) kullanılarak TiN kaplı silici geometrili seramik ($Al_2O_3 + TiC$) kesici uçlarla sertleştirilmiş AISI 52100 çeliğini tornalama operasyonuna tabi tutarak deneysel bir çalışma yapmışlardır. Deneysel düzenleme ile varyans ve beş yüzey pürüzlülük parametresinin (Ra , Rz , Ry , Rt ve Rq) ortalama kare hatası (MSE) elde edilmiştir. Analiz sonuçlarına göre teorik ve deneysel sonuçların yakınsadığı görülmüş ve doğrulanmıştır. Elde edilen sonuçlar literatürde konvansiyonel kesici uçlar için önerilenlerle, karşılaştırıldığında, silici geometrili kesici uçlarla, konvansiyonel takım geometrisi ile elde edilen yüzey pürüzlülüğü değerini sağlayan ilerleme oranından/hızından neredeyse iki katından daha büyük bir ilerleme oranının/hızının kullanılabileceği bildirilmiştir. Ayrıca silici takımlarla elde edilen talaş kaldırma verimi konvansiyonel olanlarla elde edilen değerden daha yüksek olduğu raporlanmıştır [167].

Genellikle kuru-sert yüksek hızlı işleme teknolojileri gibi çevre dostu üretimde önemli ilerlemeler kaydedilmiştir. Örneğin, yüksek üretkenliğe olan talep, özel çoklu yarıçaplı (silici) geometriye sahip seramik ve PCBN kesici takımların daha geniş bir uygulama alanı bulmasına yol açmıştır. Grzesik ve Wanat, konvansiyonel ve silici geometrili alümina-titanyum karbon (TiC) seramik kesici uçlar kullanarak sertleştirilmiş (60 HRC) düşük kromlu alaşımlı çeliğin tornalama operasyonunda elde edilen yüzey pürüzlülüğünü incelemişlerdir. Deneylerde konvansiyonel geometrili takımlar için 0,04 ve 0,4 mm/rev ilerleme değerleri kullanılırken silici geometrili kesici takım için 0,1 ve 0,8 mm/rev değerleri kullanılmıştır. Silici geometrili uçlar ile klasik uçlara göre iki kattan daha fazla ilerleme değerinde çalışılmasına rağmen benzer pürüzlülük değerlerinin elde edildiğini raporlamışlardır [168].

Neslusan ve arkadaşları, daha düşük yüzey pürüzlülüğü ve daha iyi yataklama özelliklerine sahip daha pürüzsüz rulman yüzeyleri elde etmek için konvansiyonel ve silici geometrili seramik kesici takımlar kullanarak sertleştirilmiş (62-64 HRC) 100Cr6 çeliğinin sabit kesme parametrelerinde tornalama işleminde elde edilen yüzey dokusunu ve pürüzlülüğünü incelemişlerdir. Deney sonuçlarına göre silici geometrili takımın konvansiyonel takıma göre

daha yumuşak (pürüzsüz) yüzey profili sağladığı ve ayrıca silici geometrili takım ile yüksek ilerleme değerlerinde düşük yüzey pürüzlülüğü elde edildiği belirtilmiştir. Ayrıca silici geometrili uçların, üretim zamanını ve maliyet tasarrufu dikkate alındığında yüksek potansiyele sahip olduğu raporlanmıştır [169].

Son zamanlarda silici geometrili seramik uçlar, giderek artan bir şekilde kullanılmakta olan önemli bir kesici takım sınıfı olarak ortaya çıkmıştır. Davim ve Figueira, seramik kesici uçlar kullanarak sertleştirilmiş AISI D2 çeliğinin tornalama operasyonunda elde edilen işlenebilirlik parametreleri (kesme kuvvetleri, yüzey pürüzlülüğü ve takım aşınması) üzerine konvansiyonel kesici uçlara kıyasla silici geometrili kesici uçların etkisini incelemiştir. Deney sonuçlarına göre silici geometrili takım ile konvansiyonel takıma nazaran daha düşük yüzey pürüzlülüğü ve daha iyi performans elde edildiği bildirilmiştir. Kesme zamanı ve kesme hızının takım aşınmasını etkileyen ana parametreler olduğu vurgulanmıştır. Yüksek kesme hızlarında artan takım aşınması ile yüzey pürüzlülüğünün azaldığı söylenmiştir. Ayrıca spesifik kesme basıncı ve yüzey pürüzlülüğünün ilerlemeden etkilendiği belirtilmiştir. Silici geometrili seramik kesici uçlar ile $Ra < 0.8 \mu m$ yüzey pürüzlülüğü elde edildiği tespit edilmiştir. Sonuç olarak, IT < 7 olan mekanik hassasiyete sahip iş parçası yüzey niteliği (boyutsal doğruluk) elde etmenin mümkün olduğu bildirilmiştir [170].

Gaitonde ve arkadaşları, AISI D2 soğuk iş takım çeliğinin üç farklı seramik kesici uç (CC650-konvansiyonel, CC650WG-silicili, GC6050WH-silicili) ile sert tornalama işleminde, kesme hızının, ilerlemenin ve işleme süresinin, spesifik kesme kuvveti, yüzey pürüzlülüğü ve takım aşınması gibi işlenebilirlik parametrelerine etkisini araştırmışlardır. Spesifik kesme kuvvetinin, yüksek ilerleme değerlerinde ve düşük kesme hızı değerlerinde minimum olduğu belirtilmiştir. GC6050WH seramik kesici ucun CC650 ve CC650WG uçlarına göre daha iyi sonuçlar verdiği tespit edilmiştir. Spesifik kesme kuvveti, her üç seramik kesici uç için hem kesme hızının hem de işleme süresinin düşük değerlerinde minimum olduğu belirtilmiştir. Ancak, CC650WG kesici uç kullanıldığında diğerlerine kıyasla daha fazla spesifik kesme kuvveti meydana gelmiştir. Belirli bir ilerleme ve işleme süresi değerlerinde, GC6050WH silici geometrili seramik kesici uç daha az spesifik kesme kuvvetine sebep olduğundan, kesme kuvvetini en aza indirmek için daha yüksek ilerleme oranı/hızı gerektiği bildirilmiştir. Konvansiyonel uçlara (CC650) kıyasla silici geometrili seramik uçlar (CC650WG ve GC6050WH), daha iyi bir yüzey kalitesi elde etmek için tercih edilir. Takım aşınması, tüm seramik kesici uçlar için işleme süresine kıyasla, kesme hızı ve

ilerleme oranı/hızı değişikliklerine karşı oldukça hassastır. Takım aşınmasını en aza indirmek için GC6050WH silici geometrili seramik kesici uç, diğerine nazaran daha iyi bir kesici kenara sahiptir. Karşılaştırma çalışması, ilerleme oranına/hızına bakılmaksızın CC650 konvansiyonel kesici ucun, spesifik kesme kuvvetini en aza indirmek için avantajlı olduğunu ortaya koymaktadır. Diğer yandan, CC650WG silici geometrili seramik kesici ucun, hem yüzey pürüzlülüğünü hem de orta ve yüksek aralıkta takım aşınmasını en aza indirmek için kullanışlı olduğu bildirilmiştir. Ayrıca işlenebilirlik tahmini için yapay sinir ağı (YSA) tekniği kullanılmıştır. Simülasyon sonuçları, konvansiyonel ve silici geometrili seramik kesici uçların işlenebilirlik performansını incelemek amacıyla YSA modellerinin kesme koşullarının etkilerini analiz etmedeki etkinliğini gösterdiği raporlanmıştır [171].

2.2. Deformasyonun Yüzey Bütünlüğüne ve Fonksiyonel Performansa Etkisi

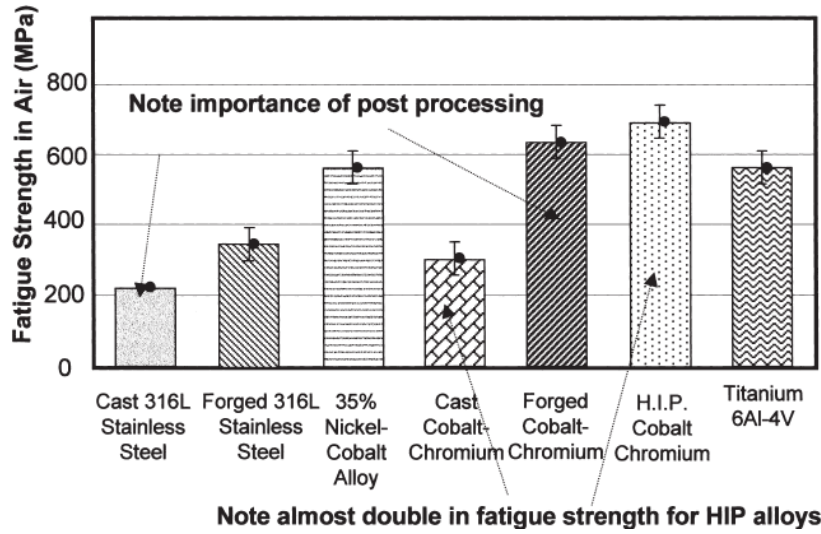
Vücut içi implant uygulamalarında biyolojik aktivitelerin çoğu implant yüzey bölgesinde gerçekleşmektedir. Bu durum gerek birbirini yataklayan ve karşılıklı hareket eden eklem implantlarının gerekse vücuttaki yumuşak doku ile direkt temas halinde olan implantların yüzey yapısına ve özelliklerine bağlı olarak, aşınma, yorulma ve korozyon performansına bağlıdır. İmplant yüzey kalitesinin yükselmesi, implant açısından hayati önem taşıyan biyoyumumluluğun artması açısından önemli kazanımlar sağlayacaktır.

Talaşlı imalat süreçlerinde meydana gelen termo-mekanik etkiler, imal edilen malzemelerin yüzey tabakasında tane küçülmesi, pekleşme, sertleşme, faz dönüşümü, kalıntı gerilme oluşumu gibi değişikliklere sebep olarak üretilen parçanın servis performansını etkilemektedir. Talaşlı imalat sürecinde üretilmiş bir parçanın servis performansı, yüzey pürüzlülüğü ve yüzey topografisi gibi topolojik parametrelerin yanında, kalıntı gerilmeler, pekleşme ve mikro sertlik gibi mekanik özelliklere ve faz dönüşümü, mikroyapı başkalaşması gibi metalürjik özellikleri içeren yüzey bütünlüğü ile doğrudan ilgilidir [41, 172].

Diğer yandan metalik malzemelerin kimyasal yapısını bozmadan mukavemet özelliklerinin geliştirilmesine yönelik araştırmalar artarak devam etmektedir. Bu araştırmalar incelendiğinde, aşırı plastik deformasyon (APD) esasına dayanan yöntemlerin giderek daha etkin oldukları görülmektedir. APD yöntemleri ile kütleli ve sac formundaki metalik malzemelerin, mekanik özelliklerinin (mukavemet, yorulma, sertlik gibi) etkin bir şekilde

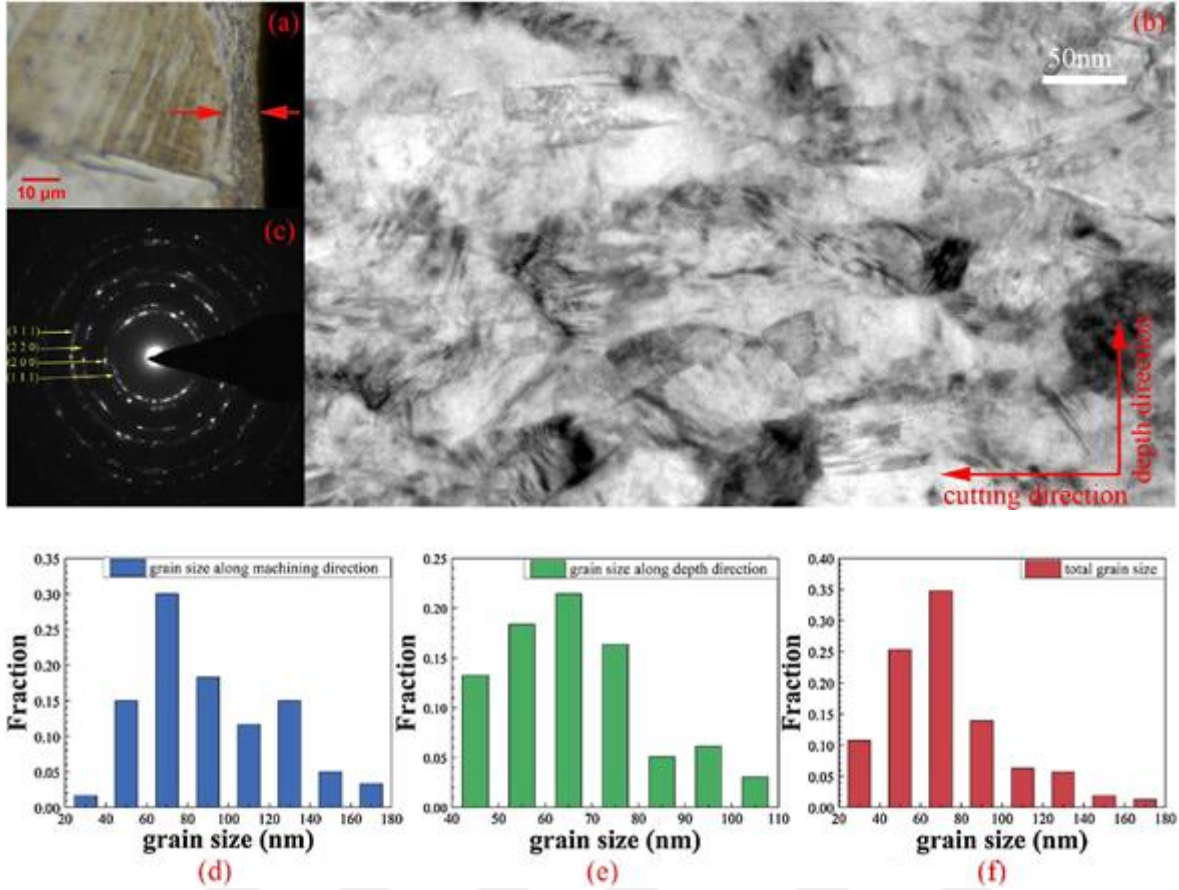
geliştirilebileceği anlaşılmıştır [31, 173, 174].

Şekil 2.14’de gösterildiği gibi, döküm sonrası dövme işlemine tabi tutulan AISI 316L ve kobalt-krom alaşımlarının yorulma mukavemeti, döküm alaşımlarının neredeyse iki katına yakındır. Bu durum dövme işleminden kaynaklanan basma kalıntı gerilmelere atfedilmiştir. Ayrıca ince mikroyapıya neden olan sıcak izostatik presleme (HIP) işleminin yorulma dayanımını belirgin bir şekilde geliştirdiği görülmektedir [175].



Şekil 2.14. Bazı implant alaşımların yorulma mukavemeti [175]

Malzemelerin işlenmesi esnasında kullanılan kesme parametrelerinin yüzey hassasiyetini etkilediği bilinmektedir [60, 176]. Son yapılan çalışmalar, talaşlı imalat sürecinin de bir APD süreci olarak kategorize edilebileceğini göstermiştir. Spesifik soğutma ve kesme koşulları altında talaşlı imalatın, iş parçasında bir nanokristal yüzey tabakası oluşturmak için kullanılabileceği bildirilmiştir [23, 24, 177]. Kesme hızı, ilerleme, soğutma-yaglama koşulu, takım ucu yarıçapı ve kesici kenar şeklinin; mikro yapı, sertlik değişimi, yüzey dokusu (kristalografik yönelim), yüzey pürüzlülüğü, faz dönüşümü ve kalıntı gerilmeler üzerindeki etkileri, işleme koşullarının önemini gösterir [23, 178, 179].



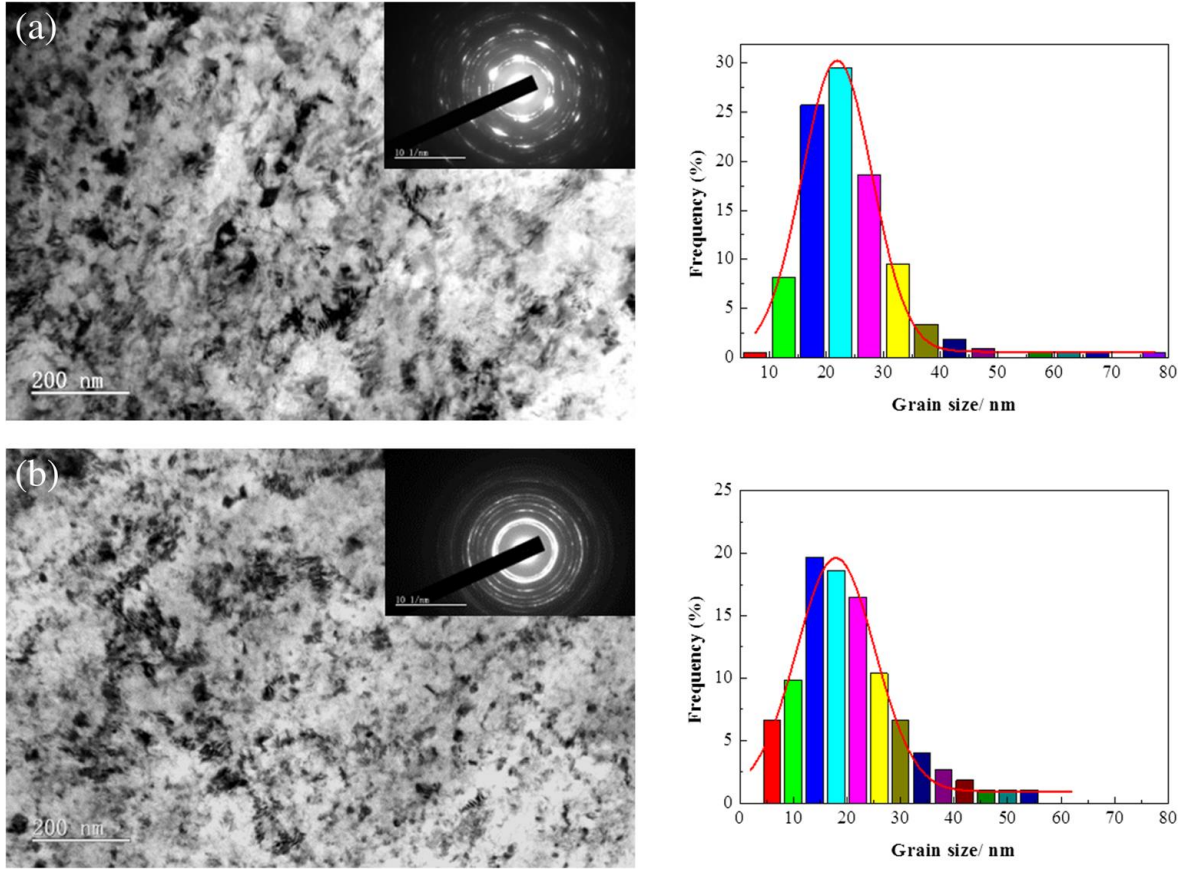
Şekil 2.15. Frezeleme işlemi ile soğuk deformasyona maruz kalmış numune kesitinin morfolojisi; a) soğuk deformasyon katmanının optik mikroskop görüntüsü, b) soğuk deformasyon katmanının kesit morfolojisinin TEM görüntüsü ve c) östenitin polikristal olduğunu gösteren kırınım deseni ile gösterilmiştir. Tane boyutu frekans dağılım histogramları; d) işleme yönündeki tane boyutu dağılımı, e) derinlik yönündeki tane boyutu dağılımını ve f) toplam ortalama tane boyutu dağılımını ifade etmektedir [180]

Farklı yüzey işleme prosesleriyle (elektro polisaj, taşlama, frezeleme) hazırlanan AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin, yüzey işlemeden kaynaklanan yüzey özelliklerinin değişimleri incelenmiştir. İşlenmemiş malzemenin ortalama tane büyüklüğünün 64,28 µm ve eş eksenli olduğu ve matrisin difraksiyon desenine göre tek tip östenit kristalinden meydana geldiği belirtilmiştir. Talaşlı imalat uygulanan numunelerde, soğuk deformasyon sonucu esas matristen farklı olarak yüzey tabakasında meydana gelen başkalaşmış katman kalınlığı, taşlanmış numunede 10 µm'den az iken frezelenmiş numunede 10 µm'den fazladır. Bu katmanın, soğuk deformasyon ile ortaya çıkan nanokristal bir yapıya sahip olduğu bildirmiştir. Malzeme yüzey tabakasındaki orijinal taneler, talaşlı imalat nedeniyle ufalanarak, tane sınırları oldukça belirsizleşmiştir. Bu arada, yüzey altında dislokasyon yoğunluğunun, orijinal malzemeye kıyasla nispeten yüksek olduğu belirtilmiştir. TEM

görüntülerinden elde edilen istatistiksel verilere göre, taşlanan ve frezelenen yüzey tabakalarındaki ortalama tane boyutlarının sırasıyla 75,38 nm ve 72,54 nm olduğu bildirilmiştir (Şekil 2.15). Taşlanmış ve frezelenmiş numuneler için, XRD ile ölçülen ortalama tane büyüklüğü sırasıyla $107,7 (\pm 19,1)$ ve $90,1 (\pm 13,4)$ nm idi. Frezelenen yüzeydeki nano taneciklerin işleme yönü boyunca uzaması taşlamaya göre daha fazla olduğundan yüzeydeki soğuk deformasyonun ferzeleme operasyonunda daha ağır olduğu raporlanmıştır [180].

Biyomedikal implant malzeme grubundan olan Ti-6Al-4V titanyum alaşımlı çubuğun yüzey katmanında, yüzey pürüzlülüğünün azalması, ince tane yapısı ve korozyon direncini geliştirmek amacıyla torna tezgâhında kriyojenik ezme (burnishing) işlemi yapılmıştır. Kriyojenik soğutma altında üretilen numunenin yüzey pürüzlülüğünün ($\sim 0,35 \mu\text{m}$) kuru şartlarda üretilen numuneye kıyasla ($\sim 1,60 \mu\text{m}$) çok daha düşük olduğu bildirilmiştir. İşlem görmemiş numunenin tane büyüklüğü yaklaşık $15,2 \mu\text{m}$ iken, kriyojenik ezme işlemleriyle, numune yüzeyindeki büyük plastik deformasyon ve yüksek deformasyon hızı nedeniyle nano boyutlu taneler üretilmiştir. Kriyojenik ezme uygulanmış numunelerin TEM görüntüleri ve en üst yüzeyindeki tane büyüklüğü dağılımı Şekil 5'de verilmiştir. Şekilde tek paso kriyojenik ezme uygulanmış olan numuneler CB1, iki paso kriyojenik ezme uygulanmış numuneler CB2 olarak adlandırılır. İstatistiklere göre, CB1 numunesinin tane boyutunun yaklaşık 24,3 nm (Şekil 2.16a-a') ve uzunluk-genişlik oranının 1,74 olduğu; CB2 numunesinin tane boyutunun yaklaşık 20,7 nm (Şekil 2.16b-b') ve uzunluk genişlik oranının 1,45 olduğu bildirilmiştir. CB2 numunesinin tane boyutu ve uzunluk-genişlik oranı CB1 numunesininkinden daha küçük olduğu ve ayrıca CB1 numunesinin tanelerinin uzamış olduğu görülmüştür. Nano taneciklerin oluşumu, işlem sırasındaki büyük distorsiyonlara ve deformasyon hızlarına bağlanabilir. Proses paso sayısının yüzey tabakasındaki tane yapısının inceltilmesine önemli bir etki sağladığı anlaşılmıştır. CB1 numunesine uygulanan paso derinliği düşük olduğundan, taneler ilk olarak eş zamanlı çekme ve basma gerilmeleri altında uzamıştır. Numunede büyük dislokasyon yoğunluğuna sebep olan yüksek deformasyon hızının, çok sayıda yoğun dislokasyon duvarları (DDW) ve dislokasyon çizgileri (DL) ile küçük boyutlu hücreler ve nihayetinde daha ince tanecikler oluşmasına neden olabileceği bildirilmiştir [181]. CB1 numunesi tekrar aynı kriyojenik ezme işlemine tabi tutulduğunda, dislokasyon yoğunluğu daha da çoğalarak, uzatılmış nano boyutlu taneler dislokasyon duvarları tarafından kırılabilir. Bu nedenle Şekil 2.16'da görüldüğü gibi, ince bir yapının tipik kırınım halkalarını temsil eden seçili alan elektron difraksiyonu (SAED)

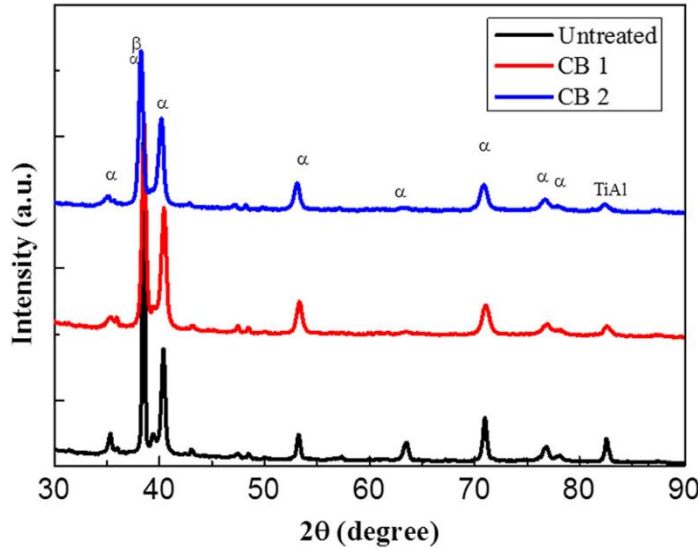
desenlerinden, CB2 numunesinin CB1 numunesine kıyasla daha homojen ve rastgele dağılımda ve daha küçük tanelere sahip olduğu anlaşılmaktadır. Bu durumun XRD verileriyle de doğrulandığı raporlanmıştır [25].



Şekil 2.16. Ezme işlemi görmüş numunelerin yüzey tabakasının TEM görüntüleri: a-a' CB1, b-b' CB2 [25]

Kriyojenik ezme işleminden önce ve sonra Ti-6Al-4V alaşımının faz bileşimi ve kristalit-tane boyutu Şekil 2.17' de ki XRD desenleri ile analiz edilmiştir. İşlem görmemiş numunenin kırınım deseni α ve β fazlardan oluşmakta ve kırınım piklerinin nispeten daha keskin olduğu görülmektedir. Kriyojenik ezme uygulanmış numunelerin XRD desenleri, işlem görmemiş numuneninkine benzer fakat gözlenen bariz pik genişlemesi, numunelerin yüzey katmanındaki tanelerin incelmesine işaret etmektedir [25].

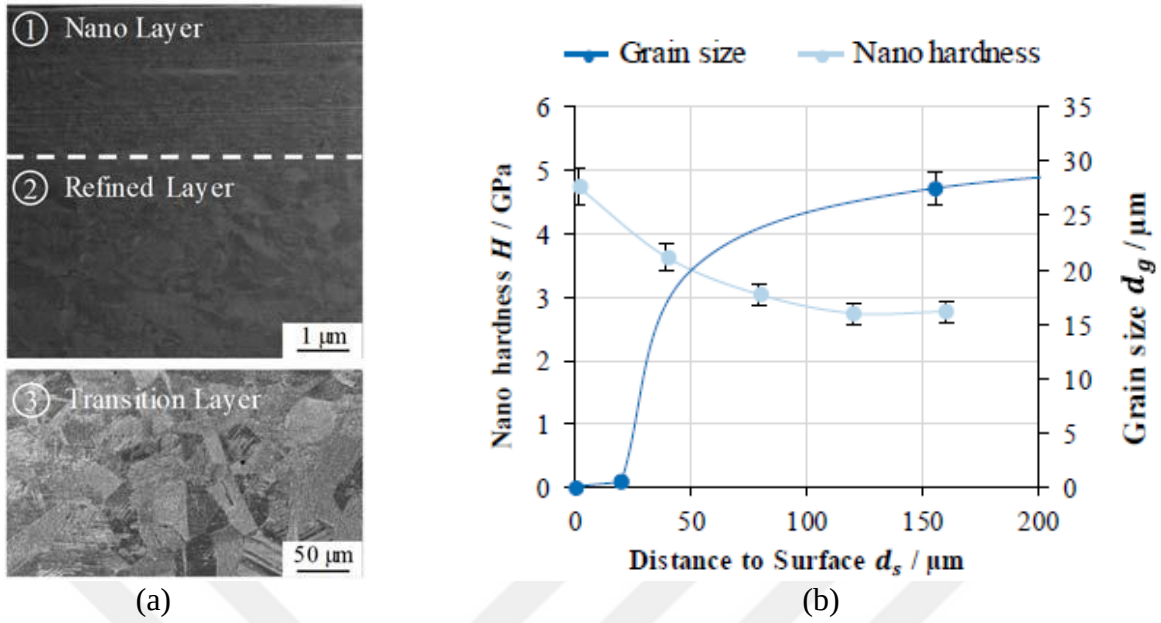
Şekil 2.17'de gösterilen XRD profillerine dayanarak, CB1 ve CB2 numunesinin hesaplanan ortalama tane boyutları sırasıyla 18,8 ve 16,3 nm'dir. CB1'e kıyasla, CB2'nin hesaplanan ortalama tane boyutu daha küçük olup, değerlerin TEM sonuçları ile iyi uyum içinde olduğu bildirilmiştir [25].



Şekil 2.17. Numune yüzeylerinin XRD desenleri [25]

Talaşlı imalat sırasında, kesilen katman ve işlenen yüzey tabakası ciddi plastik deformasyona maruz kalır ve bu nedenle sertlikte bir artış olur. İşlenmiş yüzeyin sertlik derecesi ve derinlik birçok faktöre bağlıdır. Bunlardan en önemlisi, işlenen metalin özellikleri, kesici kenarın geometrisi, takım aşınması derecesi, kesme koşulları ve kesme sıvısıdır [182].

AISI 304 malzemenin farklı soğutma şartları altında işlenmesi sonucu yüzey katmanında aşırı plastik deformasyona uğramış bir beyaz tabaka optik mikroskop altında tespit edilmiştir. Yapılan SEM analizleri sonucunda beyaz tabakanın üç farklı bölgeden oluştuğu tespit edilmiştir (Şekil 2.18(a)). En üstte ortalama tane boyutu 100 nm'nin altında olan 2,15 μm kalınlığa sahip bir tabaka bulunmuştur. 100 nm'den küçük taneler nano boyutlu taneler olarak kabul edildiğinden [24, 183] dolayı bu tabaka 'Nano-Katman' olarak adlandırılmıştır. En üst tabakanın altında, 500 nm'ye kadar ortalama tane büyüklüğü ile ikinci bir tabaka bulunmuş ve bu ufalanmış tabakanın yaklaşık 18 mikron kalınlığa sahip olduğu belirtilmiştir. İkinci tabakanın altı, işlenmemiş malzeme ile hemen hemen aynı tane büyüklüğünde, fakat önemli ölçüde daha yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip olan bir geçiş katmanı olarak tanımlanmıştır [24].

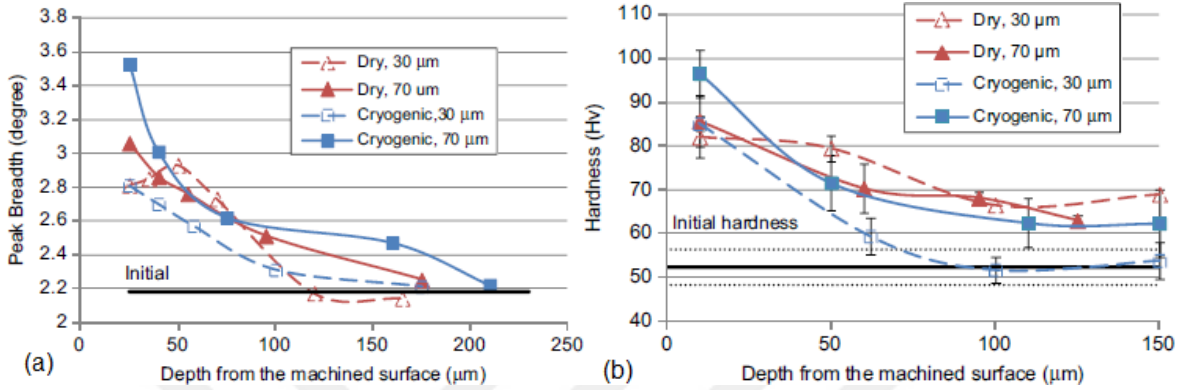


Şekil 2.18. Kriyojenik-MQL (CryoMQL) soğutma ve $f = 0,15$ mm/rev ilerlemede işlenen AISI 304 malzemenin, a) yüzey-altındaki incelmış tabakanın SEM görüntüleri, b) yüzey-altı tabaka derinliklerinde tane boyutu ve nano sertlik gelişimi [24]

Şekil 2.18 (b)'de sunulan grafikten, tane büyüklüğü ile sertlik arasında bir korelasyon olduğu görülebilir. Artan tane boyutu ile sertlik azalırken, 40-100 nm arasında tane boyutuna sahip "Nano Katmanın" 499,6 HV sertliğe sahip olduğu belirtilmiştir. Grafikteki sertlik gelişimi, Hall-Petch ilişkisine benzemektedir. Kritik bir tane büyüklüğüne ulaşıldığında, Hall-Petch ilişkisinin güçlendirme etkisinin yumuşatıcı bir etkiye dönüşeceği açıklanarak, sunulan deneyler sırasında bu kritik tane boyutuna ulaşılmadığı sonucuna varılmıştır. Sonuç olarak, sertlikteki artışın hem pekleşmeye (deformasyon sertleşmesi) hem de tane ufalanmasına atfedilebileceği sonucuna varılmıştır [24].

Deformasyon sertleşmesi miktarı, birçok araştırmacı tarafından XRD desenlerindeki pik genişlemesi ölçülerek başarılı bir şekilde tahmin edilmiştir [23, 25, 42, 184]. Farklı koşullar altında işlenmiş yüzey altında derinliğe bağlı pik genişliği değişimi, Şekil 13a' da gösterilmiştir. İşlenmemiş malzemeye ait pik genişliği ile karşılaştırıldığında, 70 μm kesici kenar yarıçaplı takım kullanılarak kriyojenik işlenen yüzeyin 25 μm altındaki derinlikte pik genişliğinin, %62 arttığı bildirilmiştir. Kuru koşullar altında aynı kesici kenar yarıçaplı takım kullanılarak yapılan işlemeden sonra pik genişliğinde %40 artış görülmüştür. Kuru ve kriyojenik kesme koşullarından sonra yüzey tabakasındaki ilk 10 μm 'de belirgin bir tane incilmesi gerçekleştiğinden, pik genişlemesi, pekleşmenin (deformasyon sertleşmesinin) ve

küçülen tane büyüklüğünün birleşik etkilerinden kaynaklanmış olmalıdır. Kuru duruma kıyasla kriyojenik koşullar altında pik genişliğinde görülen daha büyük artış, daha şiddetli deformasyon sertleşmesinden ve/veya daha küçük tane boyutundan kaynaklanabileceği bildirilmiştir [185].



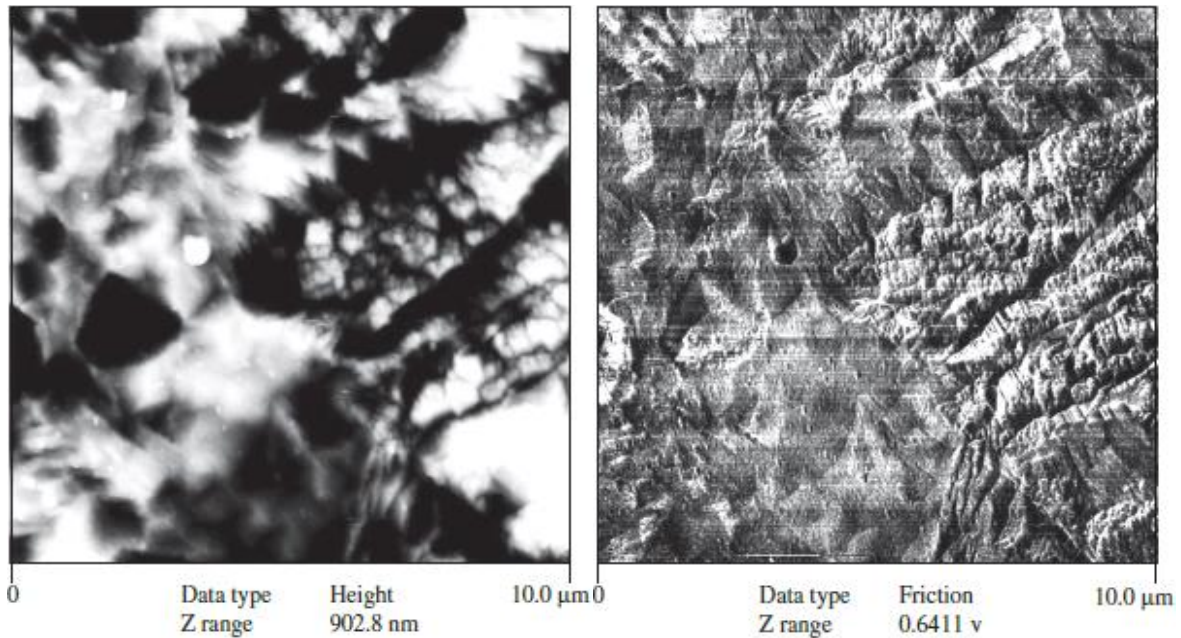
Şekil 2.19. Farklı koşullarda işlenen yüzey altında derinlikle değişen; a) pik genişliği ve b) sertlik [185]

Şekil 2.19 (b)'de görüldüğü üzere, işlenmemiş malzemeye kıyasla 30 μm kesici kenar yarıçaplı takımla kriyojenik işleme, en az sertlik değişikliğine sebep olmuştur. Bu sonuç, Şekil 2.19 (a)'da gösterilen deformasyon sertleşmesi miktarı ile uyum içindedir. Kriyojenik soğutma koşulları altında ve nispeten keskin bir takım ile işleme, kesme bölgesindeki sıcaklığı ve iş parçası malzemesinin kaplamasız karbür takıma yapışmasını önemli ölçüde azaltma eğilimindedir. Bu nedenle bahsedilen koşul altında, iş parçasında çok daha az plastik deformasyon meydana geldiğinden, en az sertlik ve deformasyon sertliği değişikliği gözlenmiştir. Diğer yandan kriyojenik soğutma altındaki iki farklı kesici kenar yarıçapına ait sertlik eğrilerinin ve pik genişliği eğrilerinin uyum içinde olması sertliğin ve deformasyon sertleşmesinin birbiriyle ilişkili olduğunu göstermektedir. Ancak, mikroyapısal değişimlerin sertlik üzerindeki etkisi göz ardı edilmemelidir. Önemli miktarda tane inceltme işleminden sonra sertlikte dramatik bir artış olduğu bilinmektedir. Ayrıca sertlik ve tane büyüklüğü arasındaki Hall-Petch ilişkisi göz önünde bulundurulmalıdır. Bu nedenle, işleme sonrası sertlikteki değişimler, mikro yapı ve deformasyon sertleşmesi gibi çeşitli yüzey bütünlüğü faktörlerinin birleşik etkilerinin sonuçlarıdır [185].

Talaşlı imalat işleminde oluşan sıcaklık ve gerilmeler işlenen malzemelerin yüzey katmanında faz dönüşümüne sebep olabilmektedir. Deformasyona bağlı martenzit oluşumu,

316L için bu teknikle ölçülen martenzit miktarı sırasıyla %6,5; %7 ve %8'dir [191].

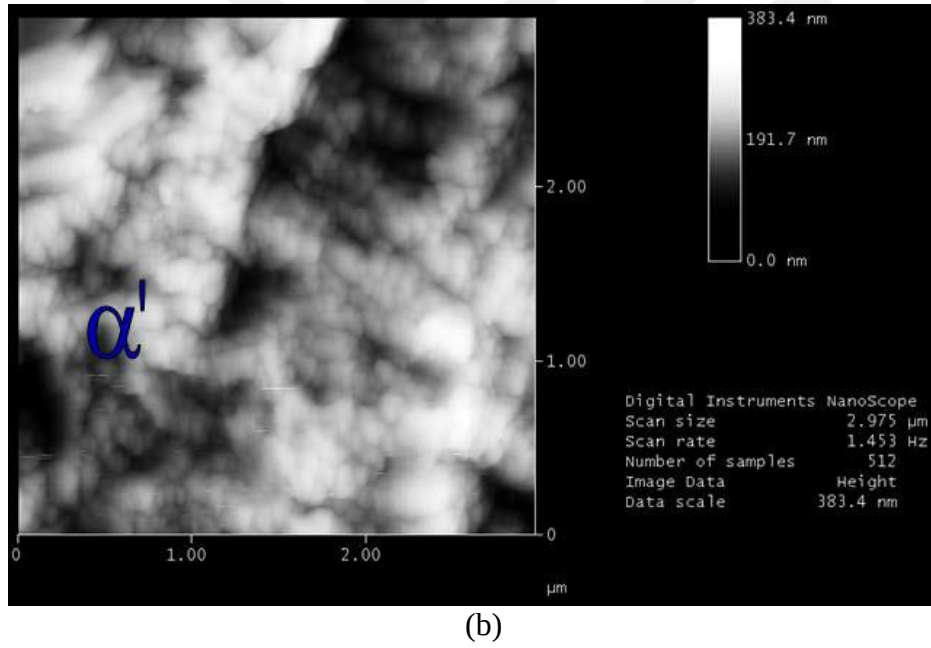
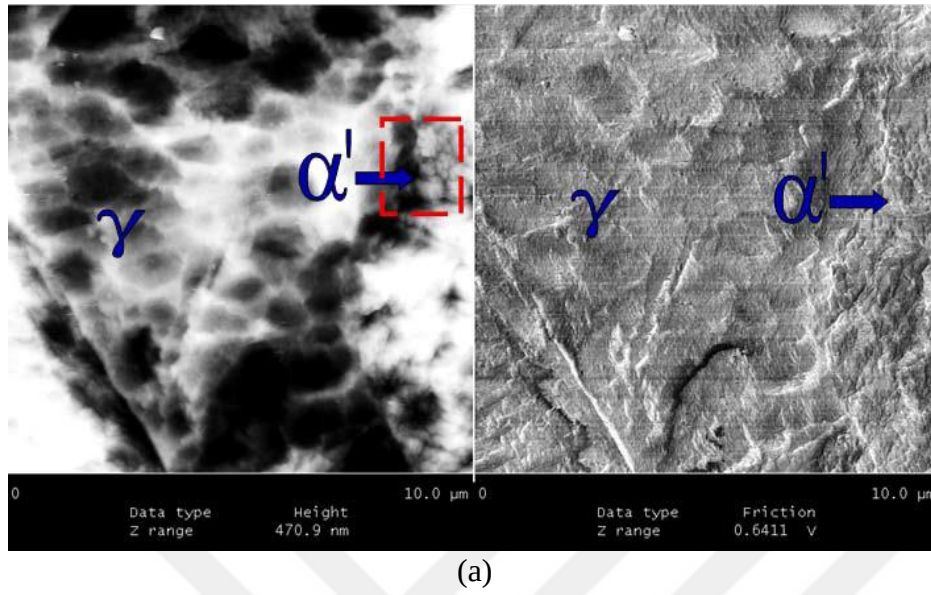
Şekil 2.21' de ki AFM görüntülerinde, kalınlıkta %5 deforme olmuş AISI 301LN için martenzit morfolojisi görülmektedir. Resimlerdeki iki farklı bölgeden birinin küçük nanometrik alt birimlerden (α' fazı) meydana geldiği açıkça görülmektedir. İkinci bölgede ise fazın (γ fazı) kimyasal dağlamaya karşı daha duyarlı olduğunu gösteren kırışıklıklara benzer düzensizlikler görülmektedir. Resimlerde de görülebileceği gibi α' fazının morfolojisi iğnelere veya çıta şeklindeki bloklara benzediğinden ve ayrıca γ fazından çok daha yukarıda olduğundan, martenzitik bölgeler olduğu kesin olarak teyit edilir [191].



Şekil 2.21. %5 Deforme olmuş AISI 301LN numunede oluşan martenzitin AFM görüntüleri [191]

Oliveira Silva ve arkadaşları [192], östenitik paslanmaz çeliklere soğuk deformasyonun etkisini analiz etmek için atomik kuvvet mikroskobu (AFM) gibi çeşitli teknikler kullanarak, AISI 301LN ve 316L çeliklerinin mikroyapısal karakterizasyonu incelemişlerdir. AISI 301LN sınıfı paslanmaz çelik mekanik olarak kararsız (unstable) olduğu için uygulanan deformasyonun geniş kapsamlı martenzitik dönüşüme neden olduğu bildirilmiştir. Şekil 2.22'de deforme olmuş AISI 301LN için martenzit morfolojisi görülmektedir. Dağlanan östenit (γ) resimde düz görünmekte olup, deformasyona bağlı martenzit iğne şekline sahiptir ve östenit tanesi tarafından durdurulmaktadır. Diğer değişiklikler gibi martenzitik dönüşümünde, malzemenin yüzeyinde mikroskobik dalga yayılımları ve kalıntı gerilmelerle

sonuçlanan hacimsel bir artışa neden olan kayma gerilmesinden kaynaklandığı belirtilmiştir.

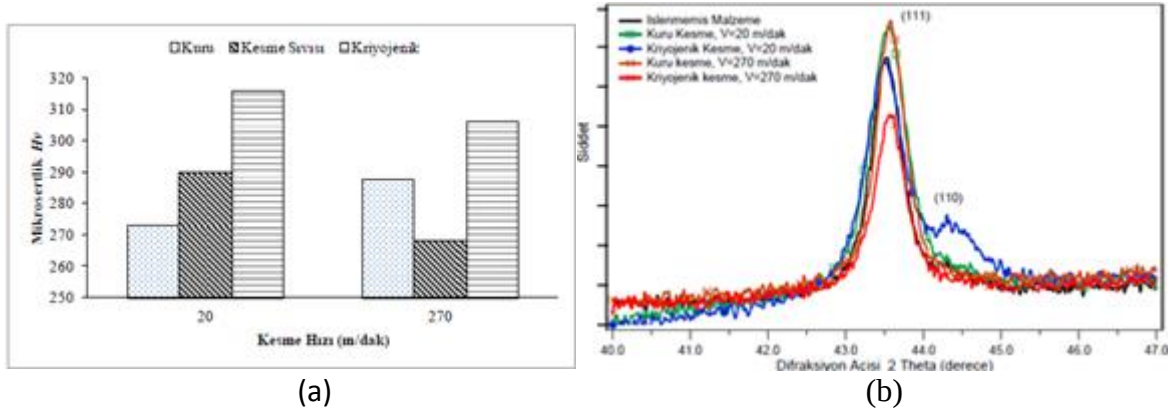


Şekil 2.22. a) Soğuk deformasyona uğramış AISI 301LN numunesinin AFM mikrografisi, b) kırmızı kesik çizgili alanın detaylı görüntüsü [192]

Talaşlı imalattaki kesme parametrelerinin XRD analizindeki pik şiddeti ve genişliği üzerinde etkili olduğunu bildiren Umbrello [193]; Inconel 718 malzemeyi kuru kesme koşullarında işlediği çalışmasında, daha yüksek kesme hızları ve ilerleme oranları/hızları kullanıldığında tane incelmesi gözlemlendiğini bildirmiştir. Ayrıca tane incelmesine ilerlemenin kesme hızından daha etkili olduğunu belirtmiştir. Bununla birlikte, mevcut şartlarda kesme hızı değişirken pik şiddetlerinde bazı farklılıklar görülebileceğini, fakat orta dereceli kesme

hızlarında yüksek bir tane incelme oranına ulaşılamayacağını vurgulamıştır.

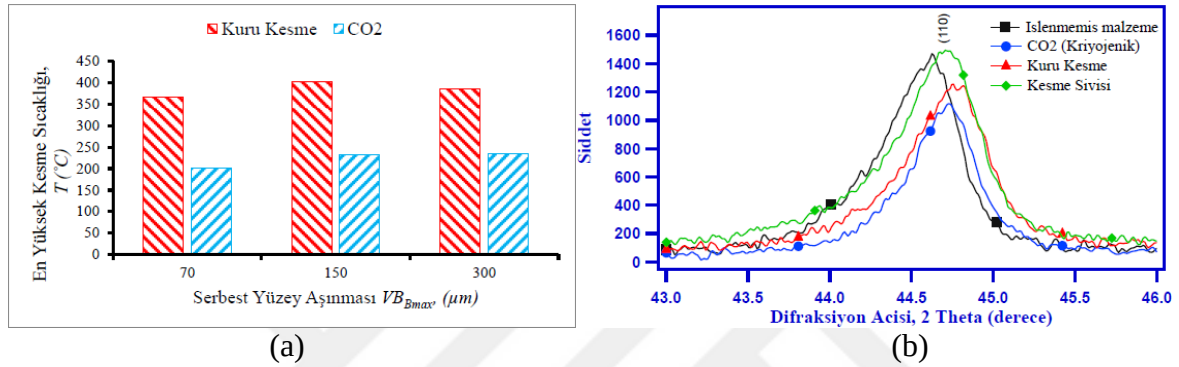
Bir başka çalışmada [140], düşük kesme hızlarında, kriyojenik sıvı azot soğutma yöntemi ile yapılan kesme deneyleri neticesinde ortaya çıkan termo-mekanik etkiler işlenen yüzey tabakasında östenit-martenzit faz dönüşümüne neden olarak iş parçasının mikro sertlik değerinde artışa neden olmuştur (Şekil 2.23 a). Şekil 2.23(b)' de görüldüğü üzere işlenen malzemelerde en yüksek pik şiddetleri, termal etkilerin baskın olduğu yüksek kesme hızlarında meydana gelmiştir. Mekanik etkilerin daha baskın olduğu düşük kesme hızlarında, plastik deformasyondaki artış sebebiyle pik genişlemesi görülmektedir. 20 m/min kesme hızı ve kriyojenik soğutma altında işlenmiş numunede aşırı plastik deformasyon sonucu işlenen yüzeye ait XRD deseninde görülen pik genişlemesi yapıda östenit-martenzit (γ YMK – α' HMK) faz dönüşümüne işaret etmektedir. Ayrıca $43,4^\circ$ gözlenen (111) düzlem ailesine ait γ östenit pikinin sağında, (110) düzlemine ait α' martenzit fazı piki gözlenmiştir. İlave olarak, bu kesme şartlarında işlenen numunedeki mikrosertlik artışı, malzemedeki faz dönüşümü sonucunu desteklemektedir. Sonuç olarak, kriyojenik soğutma altında düşük kesme hızlarında işlenen malzemenin kristal yapısında gerçekleşen bu değişimin, imal edilen ürünün korozyon, kırılma tokluğu, aşınma direnci, yorulma ömrü gibi özelliklerini doğrudan etkileyeceği bildirilmiştir [140].



Şekil 2.23. AISI 316L malzemenin farklı kesme koşullarında kesme hızına bağlı olarak yüzeyde tabakasındaki; a) sertlik değişimi, b) faz dönüşümünü gösteren XRD deseni [140]

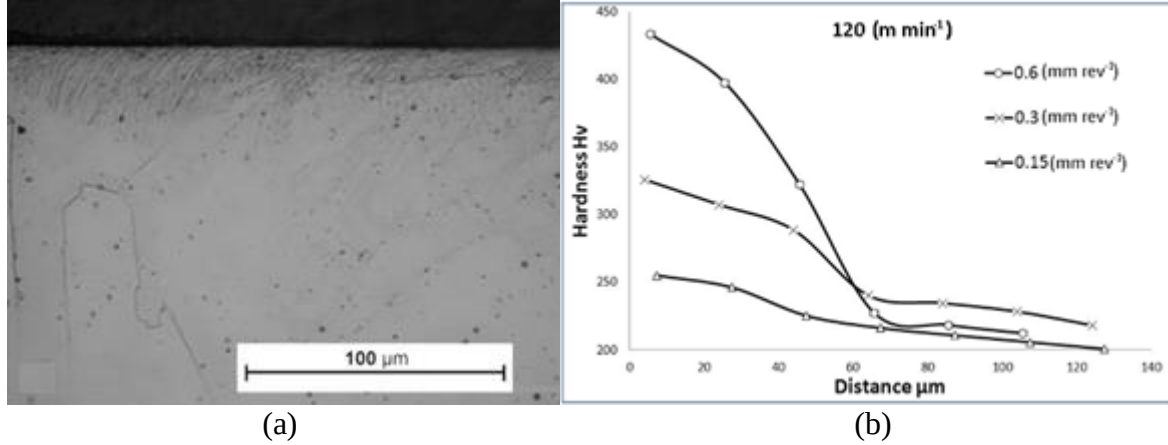
P20 çeliğinin işlendiği bir çalışmada [194], kuru kesmeye nazaran, CO₂ soğutma koşulunda ölçülen kesme sıcaklıkları daha az olduğu belirtilmiştir. (Şekil 2.24 a). Şekil 2.24 (b)' de görüldüğü üzere, işlenmemiş malzemeye nazaran, CO₂ koşulunda mekanik etkinin baskın

olması nedeniyle pik şiddetinin azaldığı bildirilmiştir. Elde edilen sonuçlardan; talaş kaldırma işlemlerinde, yüksek kesme hızı ve takım aşınmasının etkin olduğu durumlarda yükselen kesme bölgesi sıcaklığından dolayı termal etkilerin mekanik etkilerden daha baskın olması nedeniyle meydana gelen toparlanmanın, dislokasyon yoğunluğunu azaltarak, piklerdeki agresif genişlemeyi önlediği bildirilmiştir. Diğer yandan, mekanik etkilerin baskın olduğu düşük kesme bölgesi sıcaklıklarında XRD piklerinde genişleme meydana geldiği raporlanmıştır [194-197].



Şekil 2.24. Farklı kesme koşullarında; a) aşınma miktarına bağlı ölçülen en yüksek kesme sıcaklıkları, b) iş parçalarının işlenmiş yüzeyinden alınan numunelerin XRD sonuçları [194]

Alexander ve arkadaşları, AISI 304 paslanmaz çeliğin sementit karbür kesici takım ile tornalamasında, yüzey bütünlüğü ve mikroyapısal değişikliklere kesme hızının ve ilerlemenin etkisini incelemişlerdir. Uygulanan test koşulları altında östenitik paslanmaz çeliklerin yüzey bütünlüğünün yalnızca yüzey pürüzlülüğü ölçümü ile değerlendirilemeyeceğini, çünkü en düşük pürüzlülük değerlerinde bile boşluk ve çukur gibi yüksek miktarda mikro kusur bulunduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca, işlenmiş yüzeylerin altında yaklaşık 60-70 μm 'lik bir pekleşme katmanı oluştuğunu (Şekil 2.25 a) ve en yüksek mikrosertlik değerini ilerleme oranı 0,6 mm/rev olduğunda bulmuşlardır (Şekil 2.25 b). Ayrıca manyetikleşen talaşlardan, östenitik yapının maruz kaldığı ciddi deformasyon sonucu martenzitik bir dönüşüme uğradığı tespit edilmiştir [53].



Şekil 2.25. a) 120 m/min kesme hızı ve 0,3 mm/rev ilerleme oranında işlenen numunenin yüzey-altı tabaka mikro yapısı, b) 120 m/min kesme hızında işlenen numunenin yüzey-altı tabakadaki mikro sertlik değişimi [53]

Chagas ve arkadaşları, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin işlenmesi sonucu elde edilen talaşların mikroyapısal özelliklerini gözlemleyerek ve bunları sonlu elemanlar metodu analiziyle elde edilen ısı sonuçlarıyla karşılaştırıp, işleme sırasında deformasyon kaynaklı martenzit oluşumunu değerlendirmek amacıyla bir dizi çalışma gerçekleştirmişlerdir. Araştırmacılar amaçları doğrultusunda, talaşlı imalattan elde edilen talaşlarda martenzit oluşumunu tespit etme ve gözlemlene, talaştaki sıcaklık dağılımını analitik olarak ve sonlu elemanlar metodu FEM ile elde etme, deformasyona bağlı martenzit oluşumunu ve dağılımını sıcaklık gradyanları ile ilişkilendirme konularında çalışmışlardır. Çekme testleri genellikle kimyasal bileşime, gerinim hızına ve sıcaklığa bağlı olan deformasyona bağlı martenzit oluşumunu değerlendirmek için yapılır. Her ne kadar deformasyona bağlı martenzit, östenitik paslanmaz çeliklerin gerinim ve talaş kırılmasını tanımlamak için önemli olsa da, kesme işleminde karmaşık bir gerginlik durumu ve yüksek deformasyon hızları saptanırken, quasistatik deformasyonda özel bir durumu tarif ettiği için deneysel ve simülasyon sonuçları Eş. 3.20'de ki Md sıcaklık modeli ile de ilişkilendirilemez. Talaşlı imalat işlemi karmaşıktır ve ilgili tüm parametrelerle ilgili bir sonuç çıkarmak zordur. Yüksek deformasyon, kesme kuvvetleri ve ayrıca sıcaklık, deformasyon kaynaklı martenzit oluşumuna dair bir kanıt sunmamıştır. Öte yandan, deneysel sonuçları ve mikroyapısal özellikleri dikkate alarak bulunan FEM sıcaklık sonuçları, deformasyona bağlı martenzit oluşumuna yatkın bölgeler arasındaki değerlendirmeyi ve ilişki kurmayı mümkün kılmıştır. Özetle, mikroyapısal analizde tanımlanan martenzite, termal analizin destek verebileceği bildirilmiştir. Fakat FEM ile gerinim ve gerilmelerin değerlendirilmesi, deformasyona bağlı martenzit oluşumunun gösterilmesine henüz izin vermediğinden, bu çalışmada yapılan

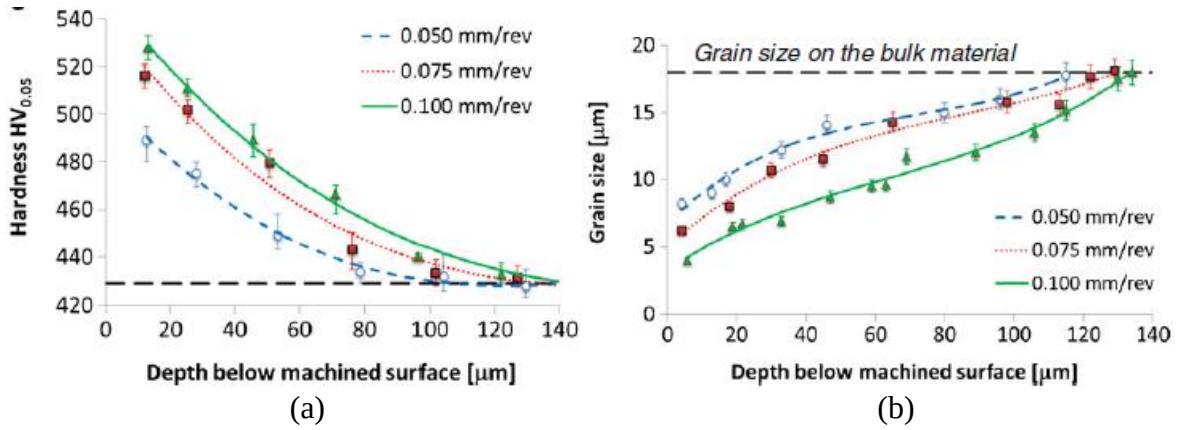
analizlerin östenitik paslanmaz çeliklerin dışındaki malzemeler ile ilgili olmadığı belirtilmiştir [198].

AISI 303 östenitik paslanmaz çelik ile ilgili olarak bildirilen sorunların birçoğunun talaşlı imalat sırasında malzemenin pekleşerek sertleşmesine bağlı olduğu ve bu olguya yol açan koşullardan kaçınmak için genelde deneme yanılma yaklaşımının benimsendiği belirtilmiştir. O'Sullivan ve Cotterell tarafından, AISI 303 östenitik paslanmaz çelik iş parçası yüzey bütünlüğüne neden olan mekanizmaların bilimsel olarak daha iyi anlaşılması amacı ile kesme hızı ve ilerleme gibi kesme parametrelerinin optimum şekilde ayarlanması için bir literatür araştırması yapılmıştır. Araştırma sonucu mevcut on-line pekleşme tespit tekniklerinin bir incelemesi sunulmuştur. İmalat ve üretim maliyetlerinin azaltılması amacıyla insansız işleme operasyonlarında AISI 303 östenitik paslanmaz çeliğin pekleşmesinin tespiti için on-line bir teknik geliştirilmiştir. Sonuç olarak, östenitik paslanmaz çeliğin işlenmesi sırasında on-line algılama tekniği olarak bir AE (Akustik Emisyon) analiz tekniği seçilmiştir. ϵ -martenzit fazının pekleşmedeki önemi kırınım teknikleri ile araştırılacak ve tanımlanacaktır. AE sonuçlarını karşılaştırmak için ve α' -martenzit faz dönüşümünü ölçmek için bir mikromanyetik teknik kullanılabileceği bildirilmiştir [199].

Gürbüz, AISI 316L çeliğin işlenmesinde kesici takım geometrisi (kesici kenar formu, talaş açısı ve uç yarıçapı) ve kaplama tiplerinin (CVD ve PVD) yüzey bütünlüğü üzerine etkilerini deneysel olarak araştırmıştır. Deneylerde, farklı kesici uç yarıçapları, talaş açıları, kesici kenar formları ve iki farklı kaplama uygulanmış (CVD ve PVD) sementit karbür kesici takımlar kullanılmıştır. Kesme parametreleri dört farklı kesme hızı (125, 150, 175, 200 mm/dak), üç farklı ilerleme oranı (0,1 ; 0,2 ; 0,3 mm/rev) ve iki farklı kesme derinliğini (1,25; 2,5 mm) kapsayacak şekilde seçilmiştir. Talaş kaldırma sırasında oluşan kesme kuvvetleri, işlenmiş yüzeylerin yüzey pürüzlülük değerleri ile işlenmiş parçalardaki kalıntı gerilmeler ölçülmüş ve işleme sonucu oluşmuş yüzey katmanlarının metalurjik yapısı (mikrosertlik ve mikroyapısal değişiklikler) değerlendirilmiştir. Yüzey bütünlüğü; yüzey pürüzlülüğü, kalıntı gerilmeleri, mikrosertlik ve mikroyapı analizleri açısından ele alınmıştır. Bütün kesme şartlarında, kesme derinliği ve ilerleme değeri arttığında yüzey bütünlüğünün kötüleştiği, buna karşın kesme hızındaki artışla birlikte yüzey bütünlüğünün iyileştiği görülmüştür. CVD kaplı, GC2025 kalitesinde, en iyi yüzey bütünlüğü sonuçları QM formlu kesici takımlarla, en kötü yüzey bütünlüğü sonuçları ise MR formlu kesici

takımlarla elde edilirken PVD kaplı, GC1025 kalitesinde ise en iyi yüzey bütünlüğü sonuçları MF formulu kesici takımlarla, en kötü yüzey bütünlüğü sonuçları ise MM formulu kesici takımlarla elde edilmiştir. Kesici takım uç yarıçapı arttığında yüzey pürüzlülüğü değerleri azalırken yüzey bütünlüğünü oluşturan diğer parametrelerin değerleri de artmıştır. Genellikle yüzey bütünlüğü açısından kaplama tipleri (CVD ve PVD) değerlendirildiğinde, en iyi performans PVD kaplı kesici takımlarla elde edilmiştir. Talaş açısı arttıkça yüzey bütünlüğü iyileşmiştir. En iyi yüzey bütünlüğü kesme hızı 200 m/min, ilerleme oranı 0,1 mm/rev ve kesme derinliği 1,25 mm olduğunda; en kötü yüzey bütünlüğü ise kesme hızı 125 m/min, ilerleme oranı 0,3 mm/rev ve kesme derinliği 2,5 mm olduğunda elde edilmiştir [21].

Üretim maliyetlerini azaltmak ve imalat süreçlerini çevre açısından güvenli hale getirmek için kesme sıvısını ortadan kaldıran kuru kesim tercih edilir. Kaplamalı takımlar ve yüksek kesme hızları kullanılarak, istenen yüzey bütünlüğü, ürün kalitesi ve ürün performansına ulaşılabilir. Umbrello, Inconel 718 alaşımının kaplamalı takım kullanılarak kuru kesme işlemi sırasında kesme hızının ve ilerlemenin yüzey bütünlüğü üzerindeki etkilerini araştırmıştır. Özellikle kesme koşullarının; yüzey pürüzlülüğü, etkilenen yüzey katmanı, mikro sertlik, tane boyutu, mikroyapısal değişim ve faz dönüşümü üzerindeki etkisini incelemiştir. Yüzey pürüzlülüğü açısından, düşük ilerleme oranı ($< 0,1$ mm/rev) ve yüksek kesme hızlarında (>70 m/min) talaşlı imalatın bitirme işlemelerinde taşlamanın yerini alabileceği belirtilmiştir. Yüksek kesme hızı ve ilerleme oranının, malzemenin daha yüksek bir yüzey sertliğine ve daha derin bir sertlik değişimine ulaşmasını sağladığı tespit edilmiştir (Şekil 2.26 a). İncelenen tüm numunelerde tane incelmeye rastlanmış fakat optik mikroskop ile tane sınırlarının görünmediği etkilenen tabakadaki tane boyutu tespit edilememiştir (Şekil 2.26 b). İşlenen yüzeyin altında oluşan etkilenen tabakanın görünümünün, dinamik yeniden kristalleşme nedeniyle önemli tane incelmesinin meydana geldiğinin kanıtı olduğu belirtilmiştir. XRD gözlemlerinden, 70 m/min kesme hızı ve 0,1 mm/rev ilerleme oranında gerçekleştirilen deneyde, işlenmiş yüzeyde bir faz değişikliği olduğu anlaşılmıştır. Ayrıca, XRD sonuçları pik şiddetlerinin ve genişliklerinin kesme parametrelerinden etkilendiğini göstermiştir. Özellikle, yüksek kesme hızları ve ilerleme oranları kullanıldığında, yüksek derecede tane incelmeye gözlemlendiği ve tane incelmeye ilerlemenin etkisinin, kesme hızından daha fazla olduğu bildirilmiştir. Sonuçlar kesme parametrelerinin, ürün genel performansını etkileyen yüzey bütünlüğü parametreleri üzerinde önemli bir etkisi olduğunu göstermiştir [193].

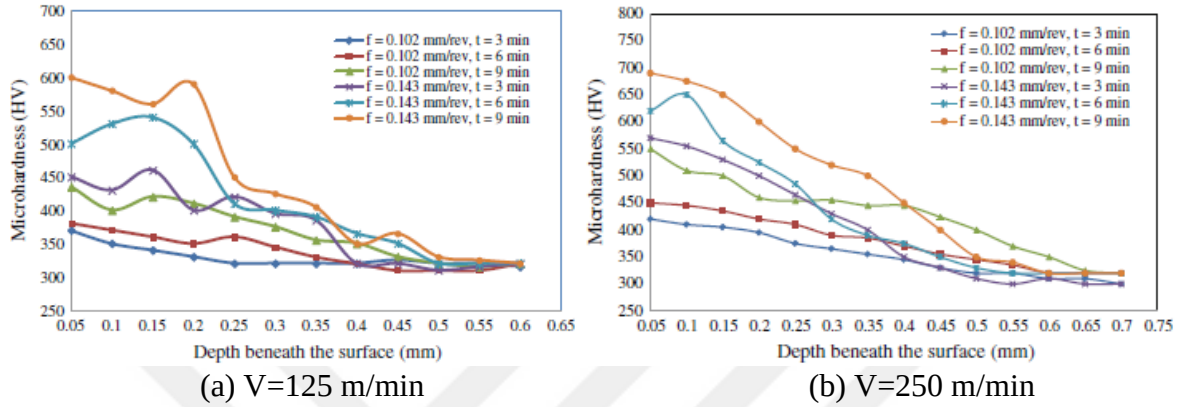


Şekil 2.26. $V=70$ m/min işlenen yüzey-altı tabakanın; a) mikrosertlik profili, b) tane boyutu gelişimi [193]

Akma dayanımı 689 MPa, çekme dayanımı 1060 MPa, uzaması %35, kesit daralması %28 ve mikrosertliği 320 HV olan Ni-Cr-Co-Mo-Ti alaşımı Nimonic C-263 malzemesi, sakal takviyeli seramik kesici uçlar ile kuru şartlarda farklı kesme hızı (125, 190, 250 m/min), ilerleme oranı (0,102; 0,143 mm/rev) ve sabit talaş derinliğinde (0,75 mm) tornalama operasyonu ile işlenmiştir. Şekil 2.27’de mikro sertlik değerlerinin işlenmiş yüzeye yakın yerde en yüksek değerine ulaştığı ve yüzey altındaki derinlik arttıkça yavaş yavaş azalarak işlenmemiş malzeme sertlik ortalamasına yaklaştığı görülmektedir. Tornalama işlemi sırasında, takım ve iş parçası arasında oluşan yüksek basınçlar, işlenen yüzeyde deforme olmuş bir tabaka oluşturarak ve pekleşmeye (deformasyon sertleşmesine) neden olur. İşlenmiş yüzeyin hemen altındaki yüksek mikro sertlik değerleri, plastik deformasyona bağlı olarak dislokasyon yoğunluğunun yığılmasına atfedilebilir. Özellikle, alaşımdaki yüksek krom ve molibden oranı ile M6C ve M23C6 gibi kompleks metalik karbürlerin oluşumu tane sınırlarını güçlendirir. Ayrıca yüksek kobalt içeriği, yüksek plastik deformasyona neden olan dislokasyon hareketlerini engelleyen çözeltiye alma sertleştirme ile malzemeyi güçlendirir [182].

Şekil 2.27’de görünen pekleşme derecesindeki değişimin, kesme parametrelerinin bir fonksiyonu olduğu açıktır. Genel olarak, pekleşme derecesi, artan kesme hızı sonucu oluşan yüksek sıcaklıktan dolayı meydana gelen termal gevşemeye bağlı olarak azalır. Bununla birlikte, Nimonic C-263 alaşımının işlenmesinde bu tip bir gevşeme ve pekleşme azalması görülmemiştir. Çeliklere kıyasla Nimonic C-263 alaşımının ısı iletkenliğinin (11,72 W/m°C) düşük olması ve kesici takımın seramik (35,2 W/m°C) olmasından dolayı, ısı iletimi sırasında biraz durgunluk olabilir. Şekil 2.27’de tüm ilerleme oranlarında kesme hızı 125

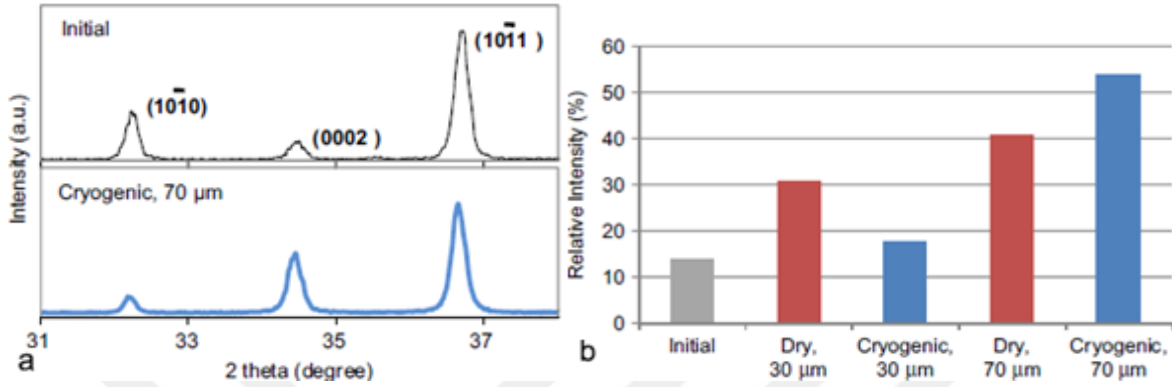
m/min değerinden 250 m/min değerine yükseltildiğinde, işlenmiş yüzey altındaki mikro sertlik de artmıştır. 9 dakikalık bir periyotta işlenen yüzeyin pekleşme derinliği 125 m/min ve 250 m/min kesme hızlarında sırasıyla yaklaşık 0,60 mm ve 0,7 mm'dir. Ayrıca artan ilerleme ile yükselen talaş sıkışması-büzülmesi, mikro sertlikte artışa neden olmuştur [182].



Şekil 2.27. Ninomic C-263 alaşımının farklı kesme parametrelerinde işlenmiş yüzeyin altındaki mikrosertlik değişimi [182]

Talaşlı imalatla kesme parametrelerinin işlenen yüzeyin dokusuna (kristalografik yönelimine) etkisi Şekil 2.28(b)'de görülmektedir. AZ31B Mg alaşımının korozyon direncinin, (0002) temel kristal düzlemine ait şiddetin güçlenmesi ile arttığı bilinmektedir. Şekil 2.28(a)'da, işlenmemiş yüzeyin ve 70 mikronluk kesici kenar yarıçaplı takımın kriyojenik soğutma altında işlenmiş yüzey üzerindeki kristalografik yönelimlerin gelişimi gösterilmektedir. En şiddetli pikin (1011) mutlak şiddetine bölünerek hesaplanan bazal pikin nispi şiddeti, farklı işleme koşullarından sonra doku değişikliklerini kantitatif (nicel) olarak değerlendirmek için kullanılmıştır. Şekil 14(b)'de görüldüğü gibi daha büyük kesici kenar yarıçapına sahip takım ile işleme, hem kuru hem de kriyojenik koşullar altında bazal pik (0002) şiddetinin güçlenmesine yol açmıştır. Büyük kesici kenar yarıçaplı takım ile talaşlı imalat, ezme (burnishing) işleminde olduğu gibi iş parçası üzerinde daha fazla kazıma (ploughing) etkisi yaratır ve işlenmiş yüzeyde görünen bazal düzlem şiddetlerinin yükselmesine yol açar. Diğer yandan aynı kesici kenar yarıçapına (30 μm) sahip takımla yapılan işlemlerde, kriyojenik kesmeye nazaran kuru kesmenin bazal pik şiddetini daha fazla artırdığı görülmüştür. Bu sonuç deformasyon sertleşmesi miktarında gözlenen eğilimle aynıdır. Bu durum, kuru işleme ile karşılaştırıldığında, kriyojenik soğutma koşulları altında işlenmiş yüzeyde daha az kayma deformasyonunun gerçekleşmesine atfedilmiştir. Fakat bu eğilim, kesici kenar yarıçapı 70 μm 'ye çıkarıldığında tersine dönerek, kriyojenik işleminin

daha güçlü bazal dokuya yol açtığı görülmüştür. Kuru kesmede meydana gelen yüksek sıcaklık, daha fazla bazal olmayan kayma sistemini harekete geçirdiğinden, kriyojenik işleme ile karşılaştırıldığında daha zayıf bazal dokuya yol açmıştır [185].

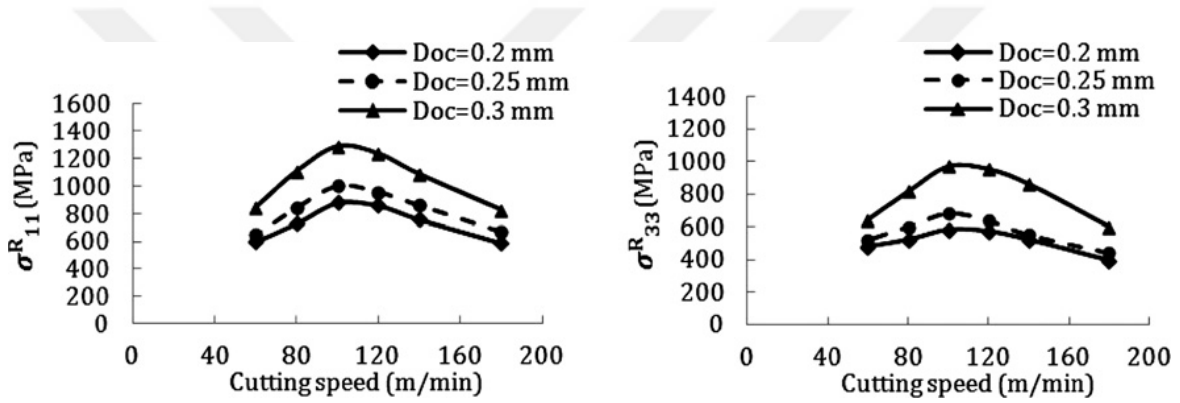


Şekil 2.28. a) İşlenmemiş malzemenin ve 70 µm kesici kenar yarıçaplı takım ile kriyojenik işlenen yüzeyin dokusu, b) işlenmemiş malzemenin ve farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin göreceli bazal pik (0002) şiddetleri [185]

Talaşlı imalattan kaynaklı kalıntı gerilmeler, yüzey bütünlüğünü karakterize eden ve farklı ilişkilerdeki faktörlere bağlı önemli bir parametredir. Bu etkili faktörler; kesme hızı, sütnme, talaş açısıdır. Sanchez ve arkadaşları ise AISI 316L östenitik paslanmaz çelik kullandıkları çalışmalarında; takım aşınmasının yüzey bütünlüğü üzerindeki etkisini deneysel ve nümerik (sonlu elemanlar modeli) olarak araştırmıştır. Analiz sonuçları, referans geometri ile karşılaştırıldığında her türlü aşınmanın artan kalıntı gerilmeye yol açtığı ve bu durumun da takım aşınmasının istenmeyen bir etkisi olduğu raporlanmıştır. Deneysel ve nümerik analiz sonuçlarında benzer şekilde aşınmış kesici takımın çekme kalıntı gerilmeler üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu görülmüştür [199].

Ben Moussa ve arkadaşları, torna tezgâhında dik kesme işleminden kaynaklı işlenen yüzey tabakasındaki kalıntı gerilmeleri ve plastik gerilmeyi tahmin etmek için ALE yaklaşımı kullanılarak sayısal bir model geliştirmişlerdir. Simülasyon için gerekli olan malzeme bünye denklemi ve sürtünme modeli katsayıları deneysel olarak tanımlanmıştır. Simülasyon sonuçları, AISI 316L paslanmaz çelik üzerinde yapılan deneylerle doğrulanmıştır. Bu yöntem kullanılarak, kesme derinliğinin ve kesme hızının yüzey özellikleri üzerindeki etkisi belirlenmiştir. İşlemeden kaynaklanan simüle edilmiş kalıntı gerilme gradyanı, X-ışını kırınım ölçümleri ile deneysel olarak doğrulanmıştır. Simüle edilmiş plastik gerilme (şekil değiştirme) gradyanı, bu çalışmada kurulan deneysel bir mikrosertlik-gerilme ilişkisi ile

doğrulanmıştır. Önerilen yöntem, proses parametrelerinin işlenmiş yüzey tabakasındaki etkilenen katmanda soğuk deformasyon sertleşmesi üzerindeki etkilerini araştırmak için uygun olduğu belirtilmiştir. Deneysel ve sayısal sonuçlar arasındaki iyi uyum, kesme parametrelerinin işlenmiş yüzeyin özelliklerine etkisini araştırmak için önerilen prosedürün etkinliğini kanıtladığı açıklanmıştır. Geliştirilen model, AISI 316L'nin farklı kesme hızları ve kesme derinliği seviyelerinde işlenmesiyle indüklenen kalıntı gerilmeyi ve plastik gerinimi tahmin etmek için uygulanmıştır. Sayısal sonuçlar, yüksek bir kesme hızı ve düşük bir kesme derinliği kullanıldığında, işlenmiş yüzeydeki çekme tipi kalıntı gerilime seviyesinin azaldığını göstermiştir (Şekil 2.29). Hesaplanan sayısal sonuçların deneysel araştırmalarla da doğrulandığı bildirilmiştir [200].



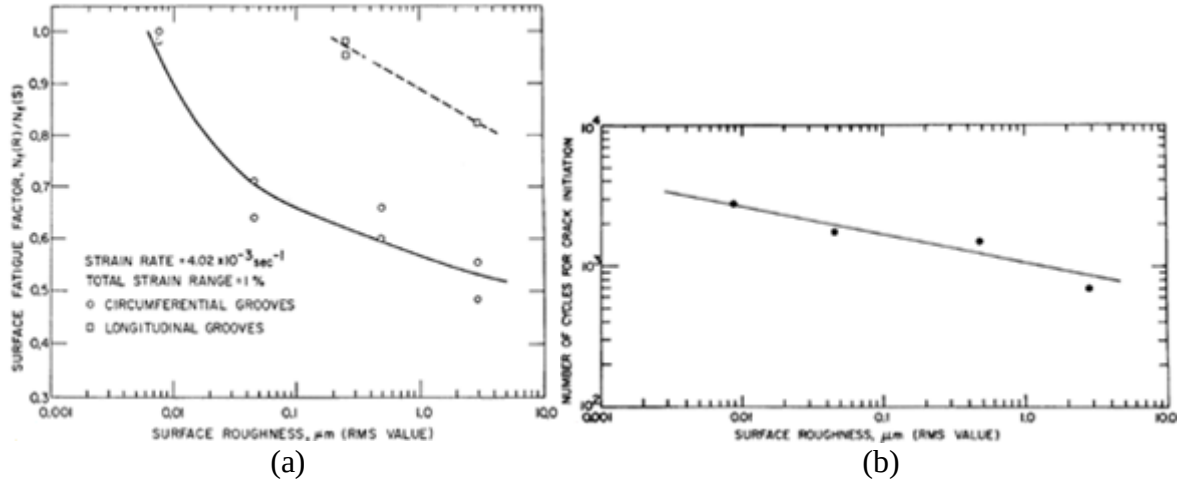
Şekil 2.29. Kesme koşullarının işlenen yüzeydeki kalıntı gerilmelere etkisi [200]

Gürbüz ve arkadaşları, AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemesinin tornalanması sırasında, kesici takım uç yarıçapının talaş kaldırmayla oluşan kalıntı gerilmelere (çevresel ve eksenel yönde) etkisini deneysel olarak araştırmışlardır. Deneylerde AISI 316L malzemesi için ISO 3685'e uygun 75° yanaşma açısına sahip SNMG 120408/120412/120416 formunda sementit karbür kesici takımlar ile buna uygun PSBNR 2525M12 formunda takım tutucu kullanılmıştır. ISO 3685'e uygun olarak kesme parametreleri 4 farklı kesme hızı (125, 150, 175, 200 m/min), üç farklı ilerleme oranı (0,1; 0,2; 0,3 mm/rev) ve iki farklı kesme derinliği (1,25; 2,5 mm) kapsayacak şekilde belirlenmiştir. İşlenmiş yüzeylerde oluşmuş kalıntı gerilmelerinin belirlenmesinde $\sin^2\psi$ metodu kullanılarak, X-ışını kırınımı tekniği ile ölçülmüştür. Bütün kesici takım uç yarıçapları için, kesme derinliği ve ilerleme değeri arttığında kalıntı gerilmelerinin (çevresel ve eksenel yönde) arttığı, buna karşın kesme hızındaki artışla birlikte kalıntı gerilmelerinin (çevresel ve eksenel yönde) azaldığı görülmüştür. Kesici takım uç yarıçapının artması ile kalıntı gerilmeleri de (çevresel ve eksenel yönde) artmıştır [74].

M'Saoubi ve arkadaşları AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğinin dik kesme operasyonunda işlenmiş yüzeyde meydana gelen kalıntı gerilmeleri incelemişlerdir. Artan kesme hızının çekme kalıntı gerilme değerlerini yükseltirken, çekme gerilmesine maruz bölge kalınlığını düşürdüğü tespit edilmiştir. İlerlemenin yüzeysel kalıntı gerilmeler üzerinde çok az etkisi olduğu, fakat artan ilerlemenin yüzey altı tabakadaki basma kalıntı gerilme değerlerini ve çekme bölgesi kalınlığını yükselttiği bildirilmiştir. Ayrıca iş parçasının kesici kenarın altında kalan bölgesinde, mekanik etkiden dolayı basma bölgesinin büyüdüğünü ve bu durumun işleme sonrası elastik gevşemeye neden olduğunu iddia etmişlerdir [34].

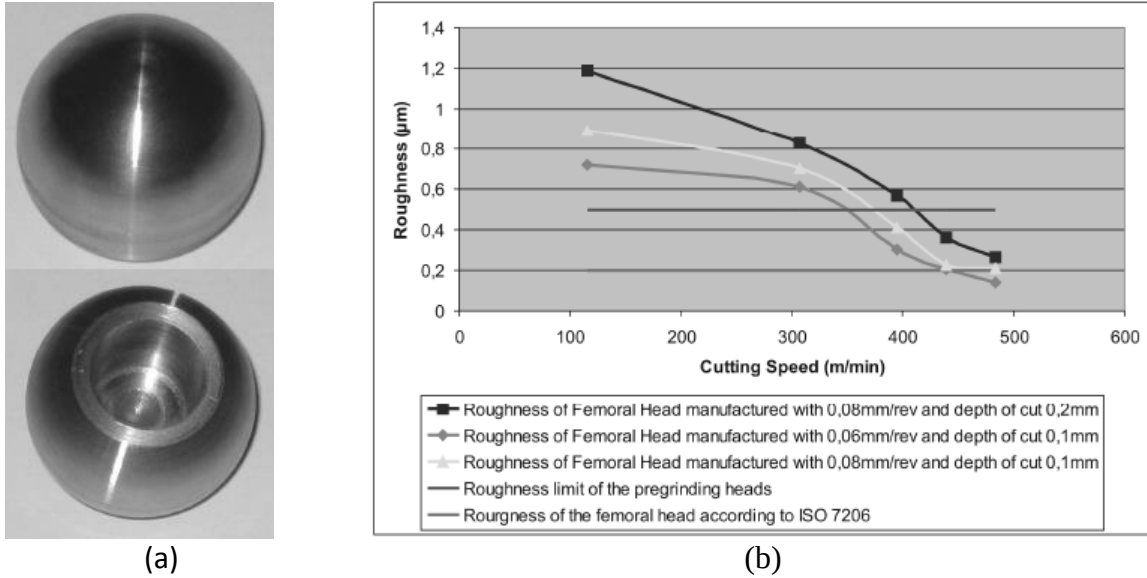
Yorulma çatlakları çoğu durumda yapısal bileşenlerin yüzeylerinde başlar ve bu nedenle yorulma ömrü yüzey koşullarına karşı hassastır. Yüzey bitirme işleminin iyileştirilmesinin yorulma ömrünü uzattığı bilinmektedir. Bununla birlikte, yüzey pürüzlülüğünün yorulma dayanımı üzerindeki etkilerinin büyüklüğü, yorulma testi koşulları (düşük çevrimli veya yüksek çevrimli yorulma), yüzey bitirme işlemi yöntemi, sıcaklık ve test ortamı gibi birçok değişkene bağlıdır. Birkaç istisna dışında yüzeyler çatlak başlama bölgesi olduğundan, çatlak başlamasında yüzey düzensizliklerinin rolünü nicel olarak belirlemek önemlidir [201].

Maiya ve Busch, yüzey pürüzlülüğünün önemini değerlendirmek için 593 °C sıcaklıktaki ortamda, AISI 304 paslanmaz çelik üzerinde bir dizi düşük çevrimli yorulma testi yapmışlardır. Yüzey pürüzlülüğü arttıkça yorulma ömrünün azaldığını tespit edilmiştir (Şekil 2.30). Yorulma çizgi aralıklarının ölçümü ile elde edilen çatlak büyüme verilerini kullanarak, yüzey pürüzlülüğünün çatlak başlangıcı (çatlak çekirdeklenmesi artı bir taneden geçen erken büyüme) ve çatlak yayılma işlemleri açısından toplam yorulma ömrü üzerindeki etkilerini belirlemeye yönelik çalışmışlardır. Yüzey pürüzlülüğünden kaynaklanan bir tane çapındaki (0,1 mm) çatlak uzunluğunun yerini yaklaşık şekilde belirlemek için gereken çevrim sayısındaki azalma ve yüzey pürüzlülüğü ile çatlak başlama süresi arasındaki ilişki nicel olarak tartışılmıştır [201].



Şekil 2.30. Yüzey pürüzlülüğünün AISI 304 paslanmaz çeliğin; a) yorulma ömrüne ve b) çatlak başlatma ömrüne etkisi [201]

Galanis ve Manolakos AISI 316L malzeme ile yüksek kesme hızlarında (150 - 480 m/min arası) tornalama tekniği kullanarak femur başı üretmişlerdir. İmalattan sonrası yüzey pürüzlülüğü, ISO7206 standartlarına göre atomik kuvvet mikroskopu (AFM) kullanılarak ölçülmüştür. Elde edilen sonuçlara göre artan kesme hızı ile yüzey kalitesinin daha iyi olduğu ve uluslararası standarda uygun olduğu bildirilmiştir [202].



Şekil 2.31. İşlenen küresel femur başı; a) AISI 316L numune ve b) AFM yüzey pürüzlülüğü [202]

Yukarıdaki grafiğe göre (Şekil 2.31 b), eş zamanlı olarak ilerleme ve kesme derinliğinin azaltılması ve kesme hızının artırılması ile yüzey pürüzlülüğünün daha iyi hale gelmesi

sağlanabilir. Elde edilen yüzey pürüzlülük değerlerinin ISO 7206 limitlerine ($< 0,5 \mu\text{m}$) yakın olduğu bildirilmiştir. Grafikte görünen ön taşlama pürüzlülük değeri limitinin $< 0,2 \mu\text{m}$ olduğu belirtilmiştir. Düşük kesme hızı değerlerine nazaran yüksek hızlı kesme yoluyla kesme kuvvetlerinin daha düşük ve takım aşınmasının daha az olduğu tespit edilmiştir. Sonuç olarak, yüksek hızlı işleme (HSM) tekniğini kullanarak femur kafalarının daha kolay, daha hızlı üretebileceği ve yüzey kalitesinin uluslararası standart sınırlarına yakın veya bazen daha iyi olabileceği raporlanmıştır [202].

2.2.1. Talaşlı imalatta soğutma yağlama yönteminin yüzey bütünlüğüne etkisi

Kesme işleminde soğutma uygulaması; takım ömrünü ve boyutsal doğruluğu arttırabilir, kesme sıcaklığını düşürebilir, yüzey pürüzlülüğü ve proses için harcanan güç miktarını azaltarak verimliliği geliştirebilir. Fakat kesme sıvıları çevre açısından zararlı olmalarının yanı sıra sağlık açısından da tehlikelidirler [143, 203]. Bu problemler nedeniyle, kesme sıvısı kullanımını en aza indirmek hatta önlemek için bazı alternatifler araştırılmıştır.

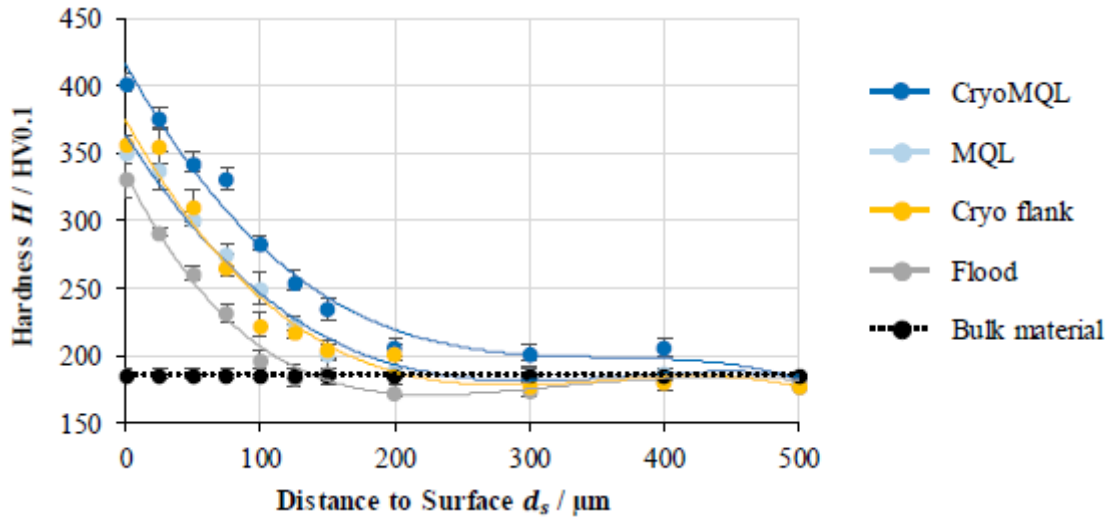
Kriyojenik soğutma

Geleneksel soğutma ve yağlama yöntemleri ile kıyaslandığında insan ve çevre sağlığı açısından kriyojenik soğutmanın efektif bir yöntem olduğu görünmektedir. Talaşlı imalat işleminde kriyojenik soğutucu olarak genelde sıvı azot (LN_2) kullanılmaktadır [144, 204]. Kriyojenik soğutmanın tercih edilmesinin sebeplerinden bazıları, işlenmiş parçanın yüzey tabakasında meydana getirdiği mikroyapı başkalaşması, mikrosertlik değişimi, faz dönüşümü, kalıntı gerilme oluşumu ve yorulma ömrü gibi ürün performansını doğrudan etkileyen yüzey bütünlüğü özelliklerini geliştirmesi gösterilebilir [22, 144]. Literatürde yukarıda bahsi geçen özelliklerin yüzey bütünlüğü karakteristiklerini doğrudan etkilemesi sonucu yorulma ömrü, korozyon direnci ve aşınma direnci açısından fonksiyonel performansın geliştirildiği yer almaktadır [205-207].

Talaşlı imalatta kriyojenik soğutmanın başlıca rolü, kesme bölgesindeki ısıyı etkili bir şekilde uzaklaştırarak kesme sıcaklıklarını düşürme, takım-iş parçası ara yüzeyinde sürtünme özelliklerini değiştirme ve iş parçası ile kesici takım malzemesinin özelliklerini değiştirme olarak tanımlanmıştır [208].

İşleme sırasında, yüzey tabakasında tane incelmesi elde etmek için ümit vaat eden bir yaklaşım olarak kriyojenik soğutma bildirilmiştir. Amaç, istenen yüzey kalitesini sağlamak ve talaşlı imalat sonrası zaman alıcı, pahalı yüzey işlemlerinden tasarruf etmek için talaşlı imalat bitime-finish adımını kullanmaktır. Ayrıca talaşlı imalat operasyonundaki APD (aşırı plastik deformasyon) sonucu parça yüzey tabakasında elde edilen incelmış taneler, işleme sırasında kesme bölgesinde oluşan yüksek ısıdan dolayı sıcaklığın etkisi ile büyüme sürecine girerler. Buna karşın kriyojenik soğutma ile çok ince/nano boyutta tanelerden oluşan daha kalın bir yüzey tabakası elde edildiği bildirilmiştir [24].

Kriyojenik soğutucular kullanılarak işlenmiş AISI 316L malzemede, daha derin, daha sert ve daha çok sıkıştırılmış bir yüzey tabakası oluşumu ile işleme-soğutma stratejilerinden önemli ölçüde etkilendiği bildirilmiştir. Ayrıca kriyojenik soğutucular kullanılarak yapılan işlemlerin, yüksek dayanıklılığa sahip tıbbi cihazlar üretmek için uygun bir teknik olduğu belirtilmiştir [39, 209].

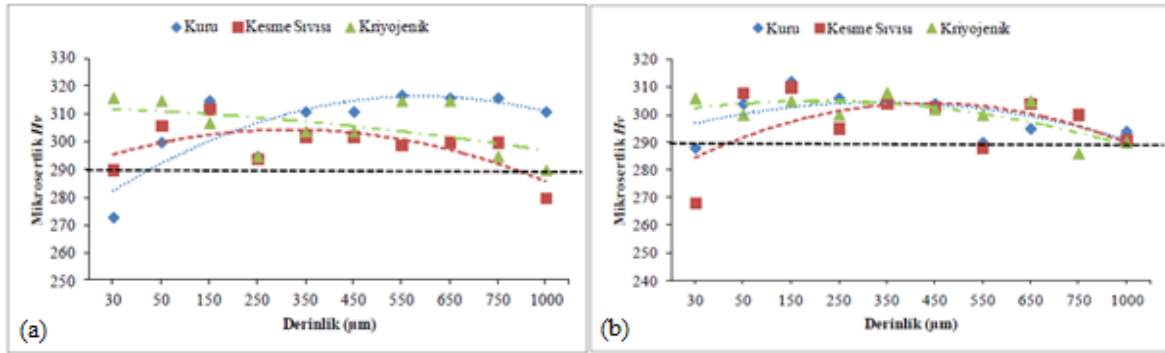


Şekil 2.32. Farklı soğutma yöntemleri ile işlenmiş AISI 304 malzemenin yüzey altında değişen derinliklerde sertlik değişimi [24]

Klocke ve arkadaşları, AISI 304 östenitik paslanmaz çelik malzemeyi kriyojenik sıvı azot (LN_2) soğutma sıvısı, minimum miktarda yağlama (MQL), LN_2 -MQL kombinasyonu ve geleneksel kesme sıvısı şartları altında istenen yüzey bütünlüğünü indüklemek için bitirme-finish işlemini kullanmışlardır. Farklı soğutma koşullarının yanı sıra, dört farklı ilerleme oranı kullanılmıştır. Yüzey bütünlüğü hem mikroyapısal hem de topoğrafik düzeylerde değerlendirilerek, yüzey tabakasının görüntülenmesi ve işlenmiş yüzey tabakasında değişen

derinliklerde sertlik ölçümleri dâhil olmak üzere mikro-yapının ayrıntılı bir analizi gerçekleştirilmiştir. Sonuç olarak, ortaya çıkan mikro-yapının kuvvetli bir şekilde soğutma durumuna bağlı olduğu ve kriyojenik işleme ile üst yüzey tabakasındaki mikro sertliği önemli ölçüde arttırmanın mümkün olduğu bildirilmiştir [24].

Literatüre [210] göre, yüzey tabakasındaki sertlik, pekleşmenin yanı sıra tane incilmesi nedeniyle arttırılabilir. Şekil 2.32, yüzey tabakası sertliği üzerinde soğutma ve/veya yağlama stratejisinin büyük bir etkisini göstermektedir. Tüm numuneler için maksimum sertlik yüzey üzerinde ölçülmüş ve ardından ana malzemeye doğru azalan değerler elde edilmiştir. Yüzeyde en düşük sertlik değerinin elde edildiği geleneksel kesme sıvısı ile soğutmada, sertliğin hızlı bir şekilde azaldığı görülmüştür. Sertlik artışının, pekleşme ve tane ufalanmasından kaynaklandığı belirtilmiştir. Şekil 2.32'de görüldüğü üzere, kesme sıvısı ile işlenen numunenin sertlik eğrisi, ana malzemenin sertlik çizgisinden aşağı geçmektedir. Ana malzemeye kıyasla sertlikteki bu azalmanın, termal yumuşama ile ilişkili olabileceği belirtilmiştir. Aynı gelişme, serbest yüzeyden kriyojenik (Cryo flank) soğutmadan sonra ve MQL ile yağlama işleminden sonra görülmüştür. En yüksek sertlik değerlerinin bulunduğu CryoMQL ile işlemede, sertlik eğrişi, ölçü skalasının sonundaki 500 μm derinliğe yakın yerde taban çizgisine ulaşmıştır [24].

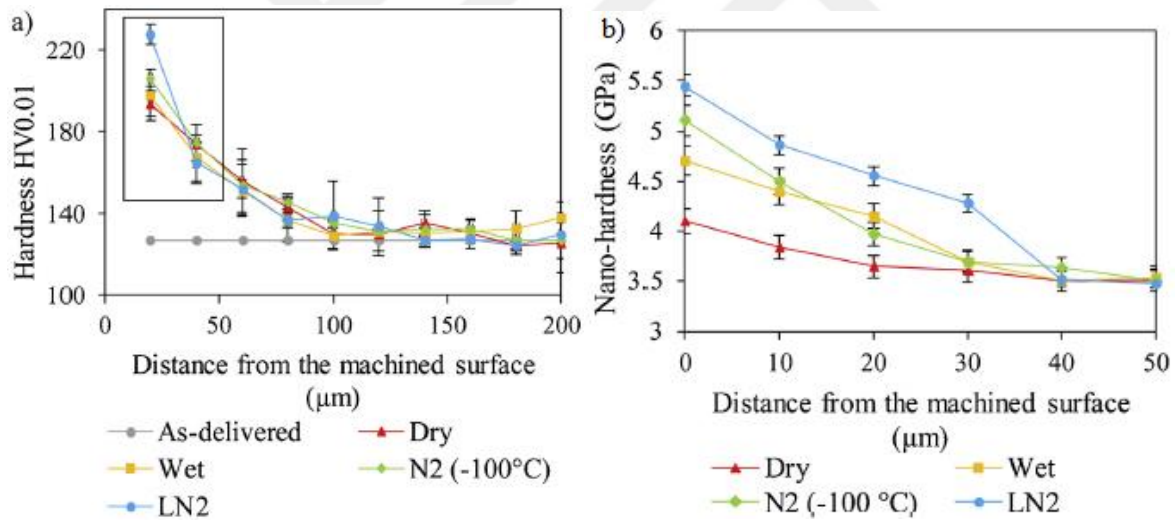


Şekil 2.33. AISI 316L malzemede farklı kesme şartlarına bağlı olarak iş parçası yüzeyinden itibaren meydana gelen mikrosertlik değişimi: a) 20 m/min, b) 270 m/min [140]

Duman ve Kaynak [140], 316L paslanmaz çelik malzemesinin kriyojenik talaşlı imalat sürecinde iş parçasının işlenmiş yüzey ve yüzey tabakasında oluşan deformasyonun derinliği, mikro sertlik değişimi, faz dönüşümü ve yüzey pürüzlülüğü gibi yüzey bütünlüğü özelliklerini deneysel olarak inceleyerek elde edilen sonuçları kuru ve konvansiyonel soğutma sıvısı yöntemleri ile karşılaştırmışlardır. Düşük kesme hızlarında, diğer soğutma

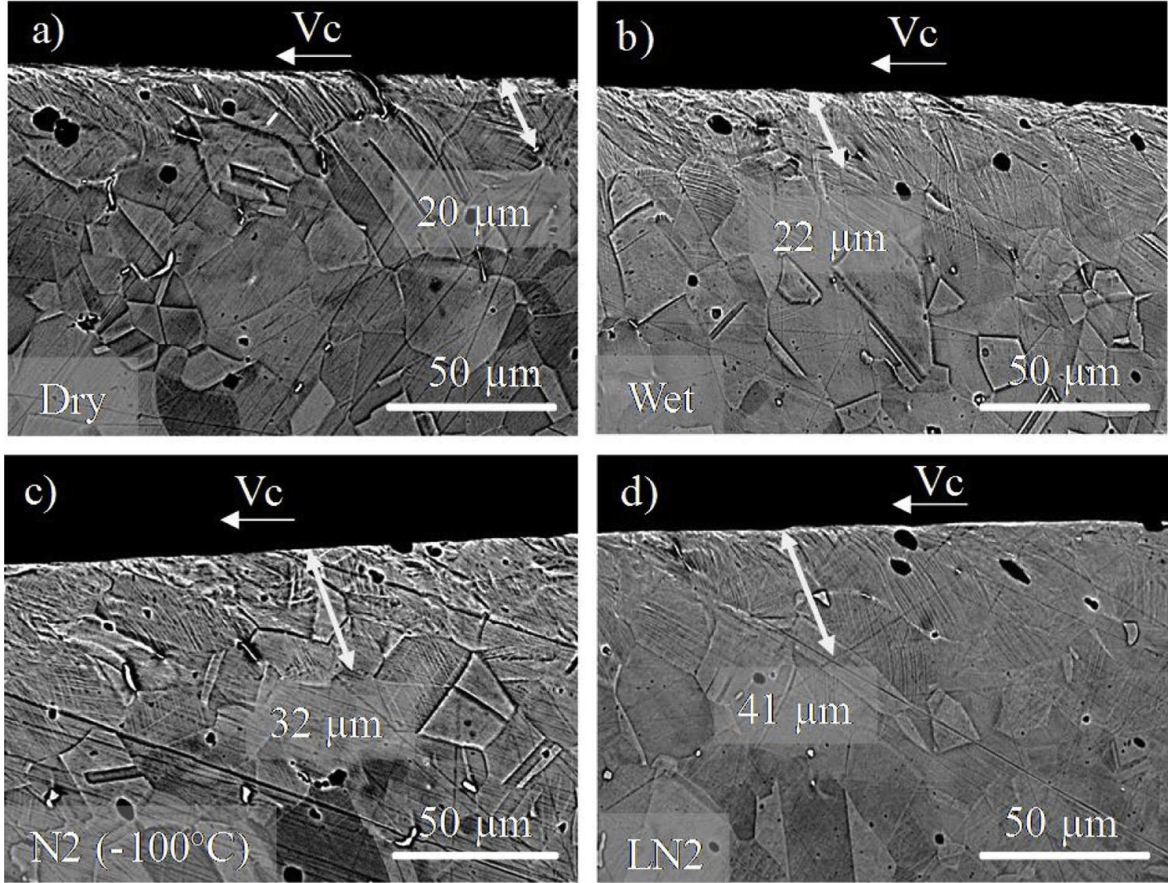
yöntemlerine kıyasla sıvı azot kriyojenik soğutma yöntemi ile yapılan kesme deneyleri neticesinde ortaya çıkan termo-mekanik etkiler işlenen yüzey tabakasında östenit-martenzit faz dönüşümüne neden olarak iş parçasının mikro sertlik değerinde artışa neden olduğunu bildirmişlerdir. Kriyojenik soğutma ve kesme sıvısı kullanılarak düşük kesme hızlarında yapılan talaşlı imalat deneyleri sonucunda iş parçasının yüzey tabakası sertliği yüksek kesme hızında işlenen numunelerinkinden daha fazla çıkmıştır. Fakat kuru kesmede tam tersi bir sonuç söz konusu olup, bu durum malzemenin yüksek sıcaklıklarda muhtemel faz dönüşümü sonucunda sertlik değerlerindeki değişime bağlanmıştır. Özellikle 20 m/min kesme hızında kuru kesmede işlenen yüzeyde oluşan yüksek ısı yoğunluğu, AISI 316L malzemenin düşük termal iletim katsayısından (13 W/mK) [140, 377] dolayı malzemenin iç bölgelere yeterince transfer olamadığından, yüzeyden 50 μ m ve daha yüksek derinliklerde mikrosertlik değerinde artış meydana gelmiştir (Şekil 2.33). Yüksek sıcaklıkların meydana geldiği kuru kesme koşulları ile kıyaslandığında kriyojenik yöntem, mekanik etkinin daha dominant olduğu ve ısının kesme bölgesinden hızlı şekilde uzaklaştırıldığı bir yaklaşımdır. Dolayısı ile soğuk deformasyonun ön plana çıkması sonucu özellikle yüzey tabakasındaki sertlik değerleri diğer soğutma koşullarına kıyasla daha yüksek çıktığı belirtilmiştir. Benzer sonuçlar yüksek kesme hızlarında yapılan deneyler neticesinde de elde edilmiş olup, 270 m/min kesme hızında yapılan testler neticesinde, kriyojenik soğutma ile işlenen parçanın yüzey tabakası sertliğinin diğer koşullara nazaran daha yüksek olduğu görülmüştür. Fakat burada göze çarpan husus, yüksek kesme hızlarında kriyojenik soğutmada yapılan talaş kaldırma işleminde iş parçası yüzeyinde oluşan pekleşmenin düşük kesme hızlarındaki kadar olmamasıdır. Bunun sebebi olarak, kriyojenik soğutma ile kesme işleminde dahi yüksek kesme hızlarında kısmi termal yumuşamanın etkisinin olduğu bildirilmiştir. Diğer yandan yüksek kesme hızında (270 m/min) kuru kesme işleminde yüzey tabakasının mikrosertlik değerinin iş parçasının işlem görmemiş sertlik değerinden (290 HV) daha düşük olmasının nedeni kesme bölgesinde meydana gelen yüksek ısı konsantrasyonu nedeniyle oluşan termal yumuşamaya bağlanmıştır. Ayrıca talaşların incelenmesinde, işlenen yüzeylerden elde edilen verilere benzer neticeler elde edilmiştir. Optik mikroskop altında yapılan incelemeler sonucunda, mikroyapıda tane ufalanması, deformasyon, taneler arasında yönelim (incline), beyaz tabaka oluşumu gibi etkilere rastlanmadığı belirtilmiştir. Sonuç olarak kesme koşulları dikkate alındığında, kriyojenik soğutma işlenen numunelerin yüzey ve yüzey altı tabakalarının mikro sertlik değerlerinin diğer koşullara kıyasla daha yüksek olduğu raporlanmıştır [140].

Bruschi ve arkadaşları, işlenmiş yüzeye yakın AISI 316L mikro yapısının, soğutma stratejilerinden önemli ölçüde etkilendiğini bildirmiştir. Kriyojenik sıvı azot (LN_2) soğutma ile işlenen yüzey altında elde edilen maksimum APD katman derinliği, yüzey tabakasında nano sertliğin daha fazla yükselmesine yol açmıştır (Şekil 2.34). Kriyojenik işlenmiş örnekler, azaltılmış termal yumuşama etkisi ve daha fazla tane incelme işleminin bir sonucu olarak daha yüksek sertlik göstermiştir. Yüksek yüzey ve yüzey altı sertliğinin malzemenin aşınma hızını düşürmesi, yüksek basma kalıntı gerilmelerin yorulma direncini arttırması gibi gelişmelerin, tıbbi cihazların dayanıklılığı üzerinde önemli etkileri vardır. Genel olarak, ön işleme ve son işleme teknikleri (bilye kumlama, lazerle kumlama, ezme (burnishing) vb.); hem sertliği hem de basma kalıntı gerilmeleri geliştirmek, arttırmak için kullanılır. Bununla birlikte, bu teknikler ürün işlem zincirinde gerçekleştirilecek ilave bir adımı temsil etmektedir. Aksine, aynı sonuçlar ek işlemlere gerek olmadan bitirme işleminde düşük sıcaklıktaki soğutucuların kullanılmasıyla elde edilebileceği bildirilmiştir [209].



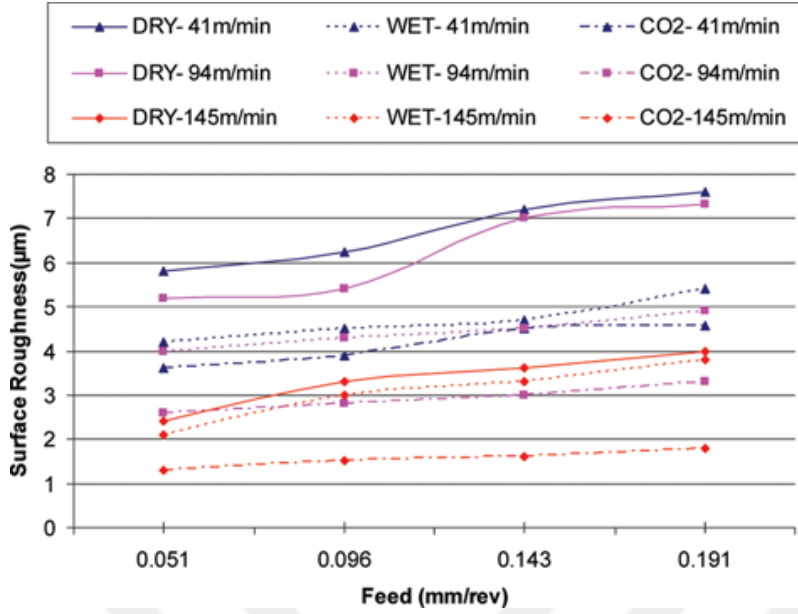
Şekil 2.34. AISI 316L sertlik profillerine soğutma stratejisinin etkisi; a) Mikro sertlik profili, b) Nano sertlik profili [209]

Şekil 2.35(a-d), farklı soğutma koşullarında işlenmiş AISI 316L numunelerin mikro yapılarını göstermektedir. Tanelerin kesme yönü boyunca deforme olduğu bir APD katmanı tüm örneklerde açıkça görülmektedir. Bununla birlikte, kuru ve ıslak koşullarda işlenen numunelere kıyasla, -100 °C N_2 ve LN_2 kullanılarak işlenen numunelerde, yüzey altı mikro yapısındaki başkalaşmış tabaka derinliğinin daha fazla olduğu görülmüştür [209].



Şekil 2.35. Soğutma stratejisinin bir işlevi olarak işlenmiş AISI 316L'nin mikro yapıları [209]

Dilip Jerold ve Pradeep Kumar, AISI 316 paslanmaz çeliğin kuru, kesme sıvısı ve karbondioksit soğutma koşulları altında tornalama operasyonunda, yüzey pürüzlülüğünün artan ilerleme ile yükseldiği, artan kesme hızı ile azaldığını bildirmişlerdir (Şekil 2.36). Soğutma sıvısı ile karşılaştırıldığında CO₂ ile soğutmada azalan takım aşınması ile yüzey kalitesi %4-52 arasında artış sağlanmıştır [138].



Şekil 2.36. Farklı kesme koşullarında yüzey pürüzlülüğünün karşılaştırması [138]

Duman ve Kaynak tarafından yapılan çalışmada, 15-5 PH paslanmaz çelik malzemenin kriyojenik sıvı karbondioksit ile talaşlı imalat sürecinin yüzey bütünlüğü karakteristiklerine (yüzey pürüzlülüğü, yüzey ve yüzey altında meydana gelen mikroyapı deformasyonu, mikrosertlik ve faz dönüşümü) etkileri kuru ve kesme sıvısı şartlarına kıyasla deneysel olarak incelenmiştir. Düşük kesme hızında (30 m/min) kriyojenik soğutma ile yapılan deneyler sonucunda işlenmiş yüzey tabakasında plastik deformasyona uğramış bir alan ve bunun sonucu olarak mikrosertlik artışı meydana geldiği belirtilmiştir. Diğer yandan kuru ve kesme sıvısı yöntemlerinde, yüksek kesme sıcaklığının sonucu olarak mikrosertlik değerinde azalma meydana geldiği görülmüştür. Ayrıca yüksek kesme hızında (240 m/min), tüm soğutma şartlarında etkilenmiş bir alana rastlanmaz iken termal yumuşama nedeniyle mikrosertlik değerinde azalma olduğu görülmüştür. XRD analizi sonuçlarından, işlenen yüzey tabakasındaki mekanik etkilerin bir sonucu olarak pik şiddetlerinde azalma ve tane küçülmesinin bir sonucu olarak piklerde genişleme olduğu tespit edilmiştir. Diğer kesme şartlarına kıyasla kriyojenik soğutmada kesici takımında oluşan bölgesel kırılmaların daha pürüzlü yüzeylerin oluşmasına sebep olduğu bildirilmiştir [211].

İşleme süreçlerinde esas kalite ile ilgili bir çıktı, işlenmiş parçanın yüzey bütünlüğüdür. Kesilmesi zor malzemelerin işlenmesinde, takım ömründeki büyük azalma, işleme sürecini daha da zorlaştırır. Sürdürülebilir işleme performansı göz önüne alındığında kriyojenik işleme bir alternatif olarak değerlendirilebilir. Pusavec ve arkadaşları, Inconel 718'in

kriyojenik (sıvı nitrojen) soğutmayla işlenmesinde yüzey bütünlüğü üzerinde etkisini araştırmışlardır. Farklı soğutma-yaglama koşullarında işlenmiş yüzey ve yüzey altı tabakanın sertliği, yüzey pürüzlülüğü ve kalıntı gerilmeler bu çalışmada ele alınan önemli özellikler arasındadır. Bu çalışma ile elde edilen sonuçlar, kriyojenik soğutmayla işlemenin basma kalıntı gerilmeleri ve sertliği artırdığını, işlenmiş parçanın yüzey pürüzlülüğünü azalttığını göstermiştir. Sonuç olarak; temiz bir süreçten sunmasının yanında yüzey bütünlüğü özelliklerini iyileştirmek için kriyojenik talaşlı imalat işlemlerinin uygulanabileceğini ve böylece nihai ürünün kalite-performans seviyesinin geliştirildiğini göstermişlerdir [212].

Magnezyum alaşımları ulaştırma endüstrisi için hafif malzemelerdir ve ayrıca geçici biyomedikal implantlar için potansiyel bir malzeme olarak ortaya çıkmaktadır. Bununla birlikte tatmin edici olmayan korozyon direnci uygulamalarını büyük ölçüde sınırlandırmaktadır. Tanecik boyutu, kristalografik yönelim ve kalıntı gerilmeler gibi yüzey bütünlüğü faktörlerinin, AZ31 Mg alaşımlarının korozyon direncini önemli ölçüde etkilediği bildirilmiştir. Pu ve arkadaşları ise AZ31B-O Mg alaşımlarının çeşitli kesici takım kesici kenar yarıçapları kullanarak, kuru ve kriyojenik işleme şartlarında yüzey bütünlüğü özelliklerini incelemiştir. Deneylerde kriyojenik işleme, çelikler üzerinde oluşan beyaz tabakaya benzer bir görüntüye sahip ufalanmış tanelerden oluşan bir yüzey tabakasına yol açmıştır. Aynı özellikteki katman, işlenmiş talaşların takım-talaş arayüzünde bulunmuştur. Artan kesici kenar yarıçapı daha kalın bir ufalanmış tane tabakasına yol açmıştır. Sonuç olarak; büyük bir kesici takım kenar yarıçapı kullanarak yapılan kriyojenik soğutma işlemi ile daha kalın bir tane ufalanması içeren yüzey tabakası, daha büyük basma kalıntı gerilmeler ve daha güçlü bir yoğunluğa sahip bazal doku elde edilerek, magnezyum alaşımlarının korozyon performansının artırılacağını vurgulamışlardır [23].

Umbrello ve arkadaşları, sertleştirilmiş AISI 52100 çeliğinin dik kesme operasyonunda, yüzey bütünlüğü üzerinde kriyojenik soğutmanın etkisini araştırmışlardır. Deneyler kuru ve kriyojenik koşullar altında pah kırılmış CBN kesici uçlar kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Yapmış oldukları deneysel çalışmalar sonucunda, kriyojenik soğutma kullanılarak işlemenin beyaz katman oluşumu ve kalıntı gerilmeler üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu ve özellikle beyaz katman kalınlığını azalttığını ortaya koymuşlardır. Buna karşılık kuru işlemede ürünün performansı ve nispi maliyeti açısından zararlı olan daha kalın bir beyaz katman kalınlığı oluşmuştur. Basma kalıntı gerilmeler daha derin olmasına rağmen, beyaz

tabaka içindeki etki derinliğinin pozisyonu ürünün yorulma ömrüne zarar verir. Kriyojenik soğutmanın, sert işlenmiş parçaların yüzey bütünlüğünün geliştirilmesine yardımcı olduğu sonucuna varılmıştır [205].

Uçak ve Çiçek tarafından yapılan çalışmada, Inconel 718 süper alaşımının kaplamalı (TiAlN) ve kaplamasız karbür matkaplar ile boydan boya delinmesinde farklı kesme koşullarının (kuru, kriyojenik, ıslak) ve kaplamanın; yüzey altı deforme olmuş tabaka derinliği, mikrosertlik değişimi ve yüzey pürüzlülüğü gibi yüzey bütünlüğü parametreleri üzerine etkileri araştırılmıştır. Deney sonuçlarına göre, kesme sıcaklıklarını önemli derecede düşüren kriyojenik soğutma şartlarında, iş parçası malzemesinin gevrekleşmesi sonucu, genel olarak daha az yüzey altı deforme olmuş tabaka kalınlığı ve düşük mikrosertlik değerleri elde edilmiştir. Bu bağlamda sünek bir malzemenin işlenmiş yüzey altında meydana gelen plastik deformasyonun soğutma/yağlama şartlarından ve kaplama malzemesinden ziyade daha çok kesme parametrelerinden etkilendiği, kesme sıcaklığı ve eksenel kuvvetlerin deformasyon tabakası kalınlığının artmasında etkili olduğu [213], yüzey tabakasındaki sertlik değişiminin de plastik deformasyon bölgesinin kalınlığı ile alakalı olduğu [214] açıklanmıştır. Takım aşınmasının en az olduğu ıslak şartlarda en iyi yüzey pürüzlülük değerleri elde edilmiştir. Tüm kesme koşullarında kaplamalı takımlar ile daha az yüzey pürüzlülük değerleri elde edilmiştir. Bu durum kaplama malzemesinin kesici takımın aşınma direncini arttırmasına [215] ve sürtünme katsayısını düşürmesine bağlanmıştır [216]. Sonuç olarak, kriyojenik şartlarda daha iyi yüzey kalitesi elde etmenin mümkün olduğu fakat düşük kesme sıcaklıkların işleme performansını olumsuz etkilediği bildirilmiştir [217].

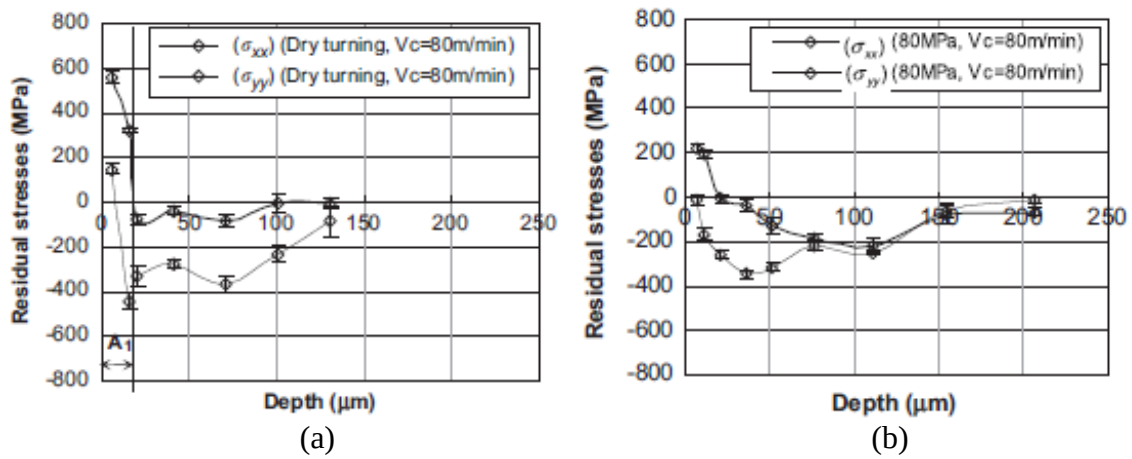
Pusavec ve arkadaşları, Inconel 718'in kriyojenik sıvı azot soğutma altında işlenmesinin yüzey bütünlüğü üzerine etkisini araştırmışlardır. Farklı soğutma-yağlama koşullarında işlenmiş yüzey ve yüzey altı tabakanın sertliği ve kalıntı gerilmeler bu çalışmada ele alınan önemli özellikler arasındadır. Bu çalışma ile elde edilen sonuçlar, kriyojenik soğutmayla işlemenin basma kalıntı gerilmeleri ve sertliği artırdığını göstermiştir. Sonuç olarak; temiz bir süreçten sunmasının yanında yüzey bütünlüğü özelliklerini iyileştirmek için kriyojenik işlemenin uygulanabileceğini ve böylece nihai ürünün kalite-performans seviyesinin geliştirildiğini bildirmişlerdir [212].

Kaynak ve arkadaşları NiTi şekil hafızalı alaşımın kriyojenik soğutma altındaki talaşlı imalat sürecinde faz dönüşümü meydana geldiği, iş parçasının sertlik değerinde ve işlenmiş yüzey

altındaki deforme olmuş tabaka kalınlığının kuru işlemeye oranla daha yüksek olduğunu bildirmişlerdir [218].

Yüksek basınçlı soğutma (HPC)

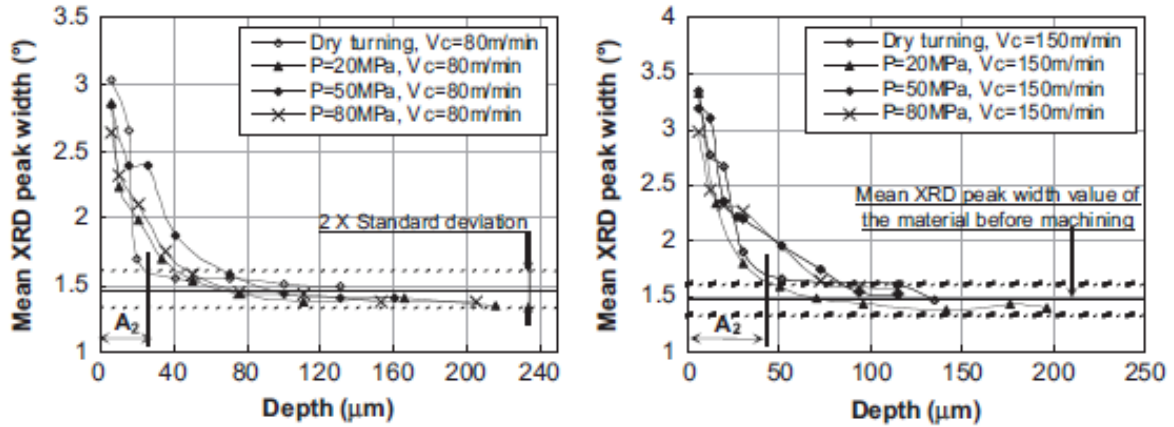
Son zamanlarda yapılan araştırmalar, takım-talaş ara yüzüne yüksek basınçlı su jetini uygulamanın, talaşlı imalat uygulamaları için çok tatmin edici bir yöntem olduğunu göstermiştir. AISI 316L malzemenin talaşlı imalatında yüksek basınçlı su jeti yardımıyla soğutma yönteminin yüzey bütünlüğü üzerindeki etkisi Habak ve arkadaşları tarafından araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar, jet basıncın ve kesme parametrelerinin kalıntı gerilmeleri etkilediğini göstermektedir (Şekil 2.37). Yüzeydeki kalıntı gerilmelerin jet basıncındaki artışla azalırken, kesme hızındaki artışla arttığı bildirilmiştir. Kuru kesmeye nazaran uygulanan jet basınçlı soğutma, kesici takım-talaş ara yüzünde oluşan ısıyı ve dolayısıyla termal etkileri azaltarak yüzey tabakasındaki çekme tipi kalıntı gerilmeleri de azaltmış, basma tipinde kalıntı gerilme oluşumu ve yüzey bütünlüğünde iyileşme sağlamıştır. Ayrıca, çekme kalıntı gerilmesinden ve sertleşmeden etkilenen derinlik üzerinde jet basıncın çok az etkisinin olduğu görülmüştür. Sonuç olarak, yüksek basınçlı su jeti ile yüzeydeki kalıntı gerilmelerin azaltılabileceği raporlanmıştır [42].



Şekil 2.37. Kalıntı gerilme profilleri; a) Yüksek basınçlı su jeti soğutma, b) Kuru kesme ($f = 0,1$ mm/rev, $a_p = 1$ mm) [42]

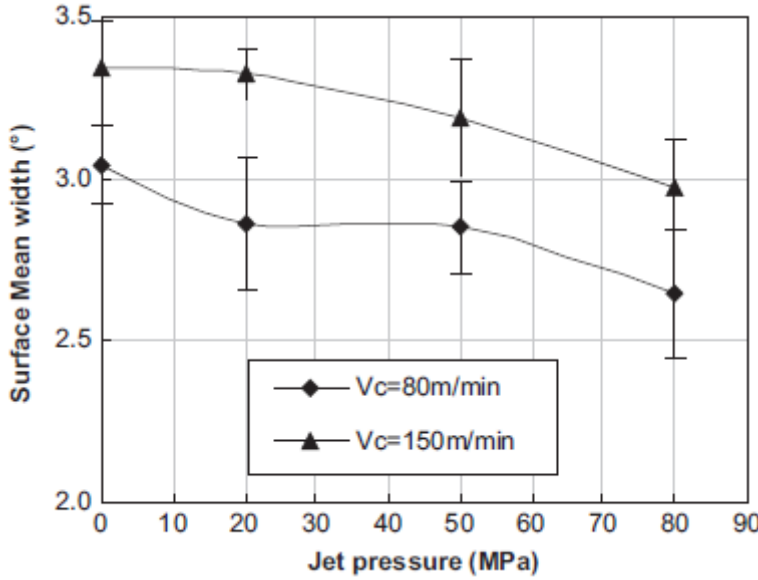
Şekil 2.38'deki grafik, AISI 316L malzemenin işlenmesi sonucu meydana gelen pekleşme analizi XRD verileri kullanılarak hazırlanmıştır. Kristalit (tane) boyutu ve kafes distorsiyonu ile doğrudan ilişkili olan XRD piklerinin genişliği, bu grafikte pekleşme seviyesini ve

pekleşmeden etkilenen derinliği belirtmek için kullanılmıştır. Pekleşmeye maruz kalmamış (sertleşmemiş) ve kristalit boyutu $0,2\ \mu\text{m}$ den daha küçük malzemeler hariç XRD analizinde doğru bir şekilde ölçülemeyen yüksek plastik deformasyona uğramış malzemede (deformasyon sertleşmesi-pekleşme), dislokasyonlardan dolayı kafes distorsiyonunun etkisi boyut etkisinden daha yüksektir. AISI 316L'nin işlendiği çalışmada malzemenin sertleşmesine kıyasla boyut etkisinin önemsiz düzeyde kaldığı belirtilmiştir. Kuru ve farklı yüksek basınçlı soğutma şartlarında, 80 m/min ve 150 m/min kesme hızlarında işlenen parçalarının XRD pik yarı genişliği ve derinlik profili Şekil 2.38'de görülmektedir. Grafikten tüm kesme koşullarında XRD pik yarı genişliği eğrilerinin benzer olduğu ve pekleşmeden etkilenen bölgenin derinliğinin A_2 olarak tanımlandığı anlaşılmaktadır. Bütün kesme koşullarında işlenen yüzey tabakasındaki çekme gerilmelerinin iş parçasının yüzeyindeki pekleşme ile kuvvetli ilişkisi olduğu belirtilmiştir. Grafikteki en büyük ortalama XRD pik genişliğinin 3° den büyük ve değerlerin derinlik ile sürekli azalarak en son işlenmemiş malzeme değerine karşılık gelen $1,5^\circ$ de dengelendiği anlaşılmaktadır [42].



Şekil 2.38. Kuru ve yüksek basınçlı su jeti kesme şartlarında elde edilen ortalama XRD pik yarı genişlik profilleri ($f = 0,1\ \text{mm/rev}$ ve $a_p = 1\ \text{mm}$) [42]

İşlenmemiş malzeme ile karşılaştırıldığında, maksimum XRD pik yarı genişliği değerinin 3° den büyük olması, tornalamadan sonra yüzeydeki belirgin pekleşmeyi gösterir. İş parçası yüzeyindeki XRD pik yarı genişliğine kesme hızının ve jet basıncının etkisi Şekil 2.39'dan anlaşılaacağı üzere çok güçlüdür [42].



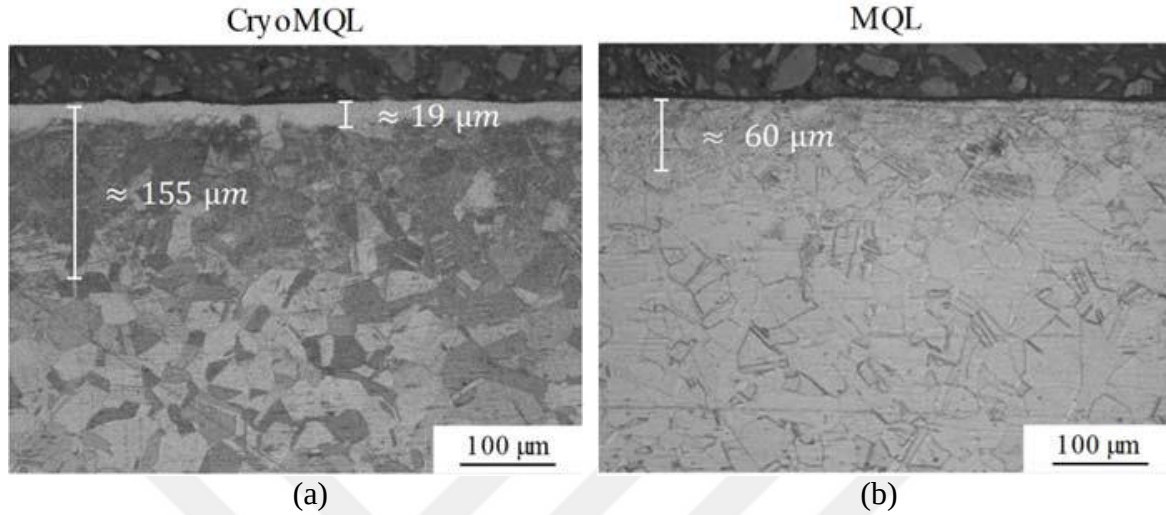
Şekil 2.39. Kesme hızının ve jet basıncının işlenen yüzeylerin XRD pik yarı genişliğine etkisi ($V_c = 80$ ve 150 m/min, $f = 0,1$ mm/rev ve $a_p = 1$ mm) [42]

Minumum miktarda yağlama (MQL)

Yazid ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada, yüksek korozyon dirençli, nikel bazlı süper alaşım Inconel 718'in finish tornalanmasında kesme parametrelerinin ve işleme koşullarının (kuru, MQL 50 mL/h, MQL 100 mL/h) yüzey bütünlüğü üzerindeki etkileri araştırılmıştır. İşlenmiş yüzeylerde ve birkaç mikron kalınlığındaki yüzey altı tabakada aşırı deformasyon sonucu mikroyapı değişikliği oluşmuştur. İşlenmiş yüzeyin alt tabakasında yapılan mikrosertlik ölçümleri sonucu yüzeye yakın yerlerde daha yüksek setlik değerleri ölçülmesi, yüzey altı tabakada pekleşme olduğunun kanıtıdır. Sonuç olarak MQL yönteminin yüzey bütünlüğü özelliklerini geliştirebileceği gösterilmiştir [219].

AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin, MQL ve LN_2 -MQL (CryoMQL) kombinasyonu soğutma şartları altındaki işleme sürecinin mikroyapı üzerindeki etkisi Şekil 2.40'da görülmektedir. MQL işleme ile CryoMQL karşılaştırıldığında mikroyapı görüntülerindeki tabaka kalınlığında önemli bir fark olduğu görülmektedir. Her iki soğutma stratejisi için aynı kesme parametreleri uygulanmış olup mekanik yükleri aynıdır. Kriyojenik soğutma uygulamasının, çok hızlı bir şekilde kesme bölgesinden işlenen parça yüzeyine geçen ısıyı ortadan kaldırarak, mikroyapının dinamik toparlanmasını bastırıp, daha büyük etkilenmiş yüzey tabakası oluşturduğu bildirilmiştir. Ayrıca, Şekil 2.40(a), yüzeyde yaklaşık $19 \mu m$ kalınlığında beyaz bir tabaka göstermektedir. APD katmanları olarak da adlandırılan bu

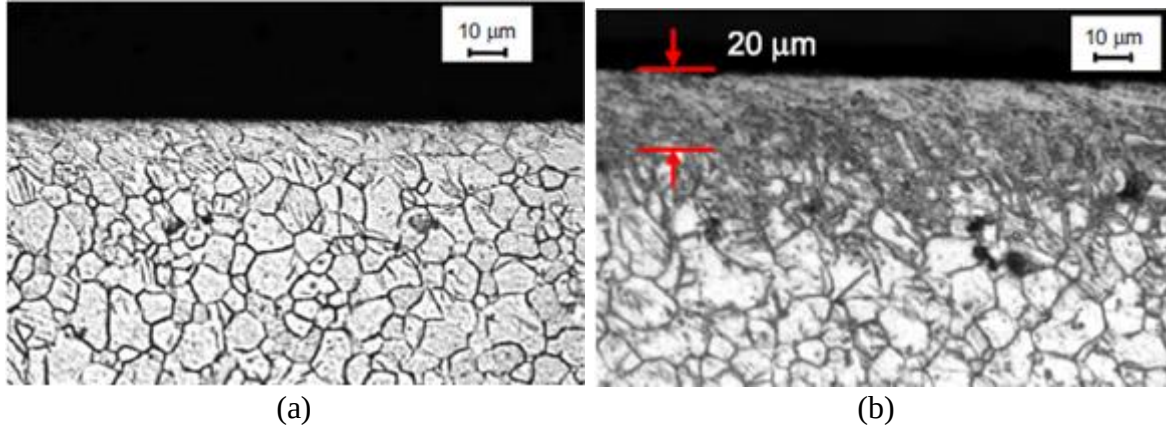
beyaz tabakaların, yüksek plastik deformasyon ve yüksek soğutma hızlarından sonra ortaya çıktığı belirtilmiştir [24, 220].



Şekil 2.40. Farklı soğutma stratejilerinin mikro yapıya etkisi [24]

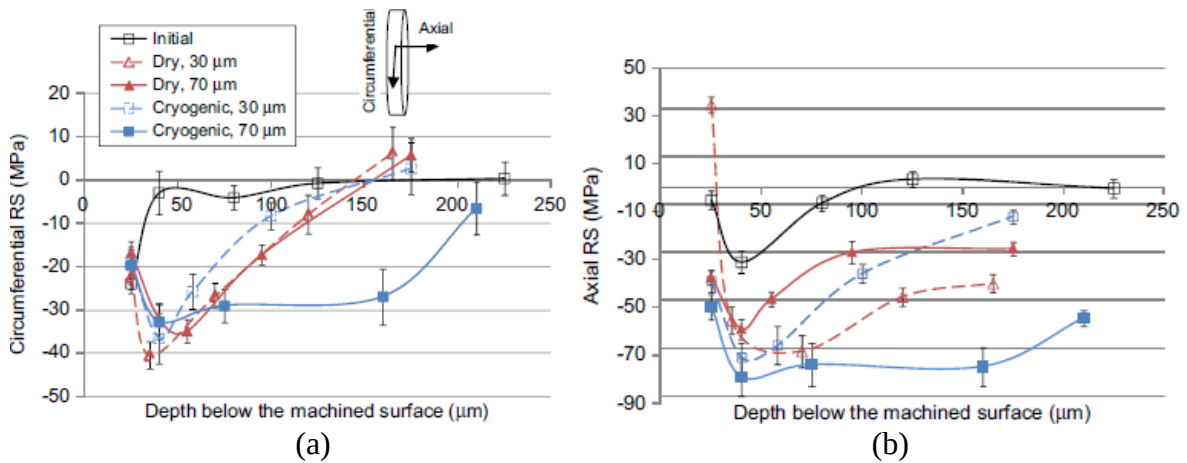
2.2.2. Talaşlı imalatta kesici takım geometrisinin yüzey bütünlüğüne etkisi

Kesici takımın keskinliği, kesme işleminde kesme deformasyonunu ve işlenmiş yüzey kalitesini etkileyen ana faktördür. Pu ve arkadaşları [185], dik kesme işleminde kesici kenar yarıçapının itme kuvvetleri üzerindeki önemli etkisinden dolayı, artan kesici kenar yarıçapı ile yükselen kuvvetlerin daha fazla kazıma (ploughing) etkisine sebep olduğunu belirtmişlerdir. Deneylerde aynı soğutma koşulunda, kesici kenar yarıçapı $30 \mu m$ 'den $70 \mu m$ 'ye çıkarıldığında, işlenmiş yüzeyin sıcaklığının $52^\circ C$ 'den $71^\circ C$ 'ye yükseldiği gözlenmiştir. Ayrıca artan kesici kenar yarıçapı itme kuvvetinde %53 bir artışa neden olarak, işlenmiş yüzeyde ısı oluşumuna katkıda bulunmuş, bunun da yüzey tabakasında daha ciddi plastik deformasyon doğurduğu söylenmiştir (Şekil 2.41 b). Yüzeyde ve yüzey altı mikroyapıda ciddi plastik deformasyona neden olan bu durumdan dolayı gerinime bağlı tane incelmesinin meydana geldiği bildirilmiştir. Diğer yandan aynı soğutma koşullarında, büyük kesici kenar yarıçaplı takım kullanılarak yapılan işlemin, kesme sıcaklığının artışı ve iş parçası ile kesici takım arasında yükselen yapışma etkilerinden dolayı yüzey pürüzlülüğünü artırdığı tespit edilmiştir.



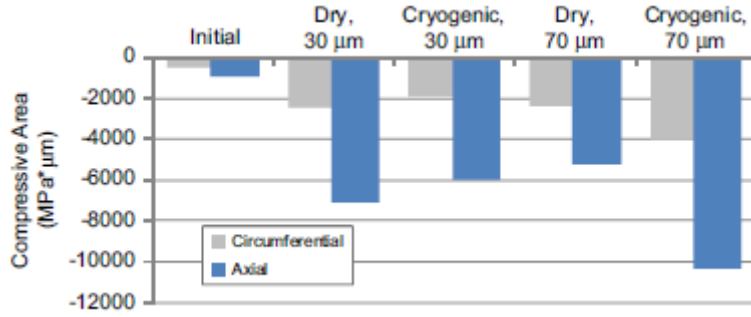
Şekil 2.41. Kuru şartlarda dik kesilen AZ31B Mg alaışımının mikroyapısı; a) kesici kenar yarıçapı 30 µm, b) kesici kenar yarıçapı 70 µm [185]

Kuru kesme koşulunda artan kesici kenar yarıçapının, hem çevresel hem de eksenel yönde basma gerilmesi alanlarında bir azalmaya yol açtığı bildirilmiştir (Şekil 2.42). Diğer yandan sıcaklığın çok düşük olduğu kriyojenik işlemede basma gerilmesi alanlarında büyük artışlar elde edilmiştir. Sonuçlar, büyük kesici kenar yarıçaplı takım kullanıldığında daha fazla ısı oluşumunun meydana geldiğini ve uygun soğutma yöntemi kullanılmadığında yükselen ısının daha fazla çekme tipi kalıntı gerilme meydana getirme eğiliminde olduğunu göstermiştir [185].



Şekil 2.42. Farklı kesici kenar yarıçaplı takımlar ve soğutma koşulları altında işlenen yüzey tabakasındaki; a) çevresel, b) eksenel kalıntı gerilmeler [185]

Ayrıca, büyük kesici kenar yarıçaplı takım ile birlikte kriyojenik soğutma kullanmanın kesme bölgesinde ısıyı düşürerek, işlenmiş yüzey üzerinde büyük ve derin basma kalıntı gerilmeleri tetiklediği ortaya konulmuştur (Şekil 2.43) [185].



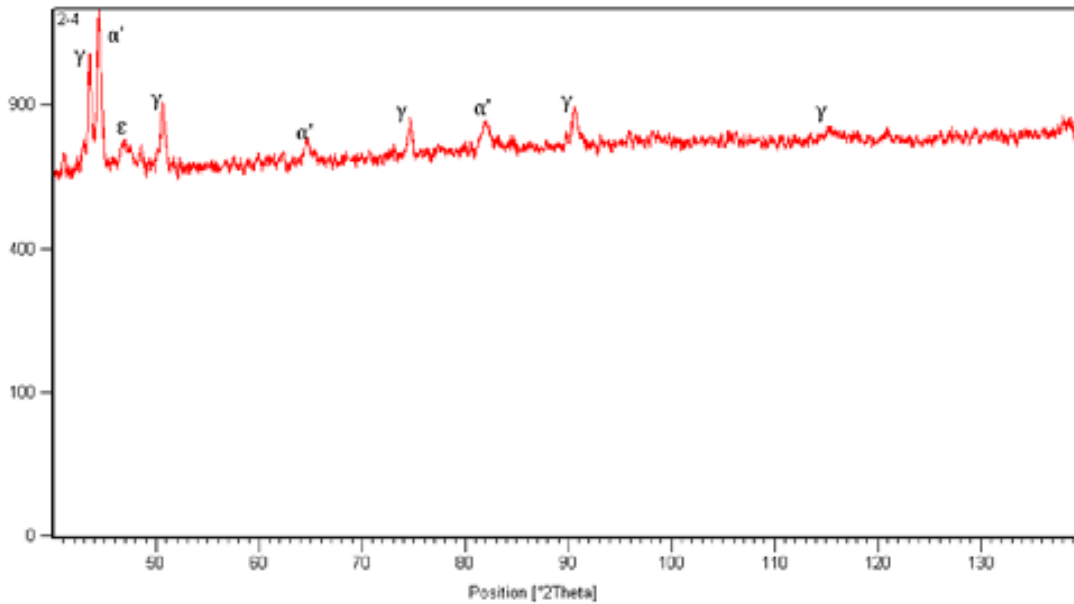
Şekil 2.43. İşlenmeyen malzemenin ve farklı koşullar altında işlenen yüzey tabakalarındaki basma gerilme bölgeleri [185]

Thiele ve arkadaşları AISI 52100 çeliğinin ince sert tornalama operasyonunda kesici kenar geometrisinin ve iş parçası sertliğinin, yüzey pürüzlülüğü, yüzey tabakası deformasyonu ve kalıntı gerilmeler üzerine etkisini araştıran deneysel çalışmalar yapmışlardır. Elde edilen sonuçlar kesici kenar geometrisinin işlenen yüzeyler üzerindeki etkisini ortaya koymuştur. Kesici kenar yarıçapının artırılması, deformasyonun kayma bileşenine kıyasla kırıma bileşenindeki artış nedeniyle ortalama yüzey pürüzlülüğünü artırma eğilimindedir. İş parçası sertliği ve kesici kenar geometrisi etkileşiminin yüzey pürüzlülüğü üzerinde çok önemli etkisi olduğu tespit edilmiştir. Bu bağlamda kesici kenar yarıçapının yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisinin, iş parçası sertliğindeki artışla azaldığı açıklanmıştır. Mikroyapı incelemelerinden, büyük kesici kenar yarıçaplı takımların önemli miktarda yüzey altı plastik akışı ürettiği anlaşılmıştır. Küçük kesici kenar yarıçaplı veya küçük pahlı takımlar ile yapılan işleme sonucu yüzey altı tabakada akış gözlenmemiş olup mikroyapının rastgele görüldüğü bildirilmiştir. Diğer yandan küçük kenar yarıçaplı veya küçük pahlı takımlara kıyasla kenar yarıçapı büyük olan takımların gerek aksel ve gerekse çevresel yönde daha derin ve daha fazla basma kalıntı gerilmesi ürettiğini tespit etmişlerdir. Düşük sertlikteki çelik (41 HRC) kesici kenarları küçük honlama değerine sahip takımlar ile işlendiğinde, çekme kalıntı gerilmesi olan aşırı temperlenmiş yüzey meydana gelirken, yüksek sertlikteki çelikte basma kalıntı gerilmesi oluşan aşırı temperlenmiş yüzey meydana gelmiştir [221-223].

Pu ve arkadaşları, AZ31B-Mg alaşımının çeşitli kesici kenar yarıçaplarına sahip takımlar ile kuru ve kriyojenik işleme şartlarında işlenmesi sonucu elde edilen yüzey bütünlüğü özelliklerine kesici kenar yarıçapının ve soğutma yönteminin etkisini araştırmışlardır. Artan kesici kenar yarıçapının daha kalın bir incelmüş tane tabakasına yol açtığı bildirilmiştir. Sonuç olarak; büyük kesici kenar yarıçapı kullanarak yapılan kriyojenik soğutma

işlemi ile tane incelmesi içeren daha kalın bir yüzey tabakası, daha büyük basma tipi kalıntı gerilmeler ve daha yüksek bir şiddete sahip bazal doku elde edilerek, magnezyum alaşımlarının korozyon performansının artırılacağı raporlanmıştır [23].

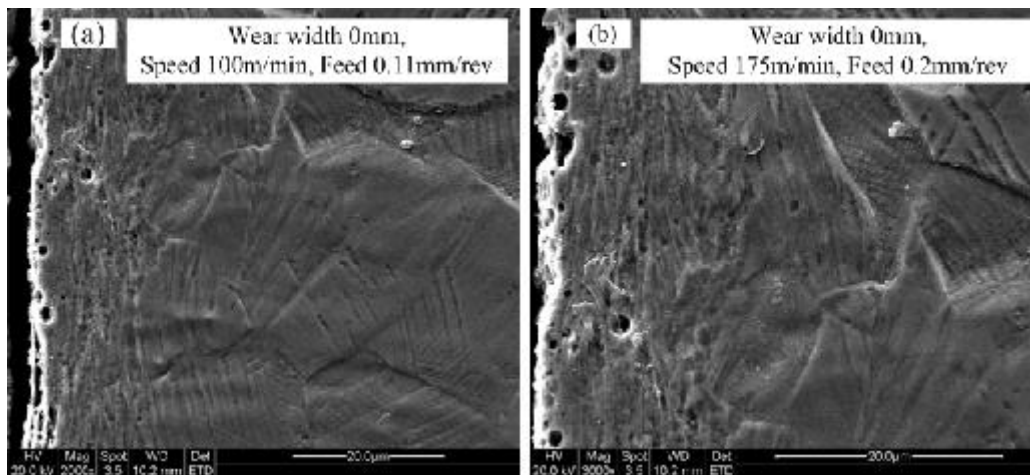
Kolocke ve arkadaşları, AISI 304 östenitik paslanmaz çelik malzemeyi farklı soğutma koşulları ve kesme parametreleri altında işlemişlerdir. İşlenmiş yüzeydeki mekanik yükü arttırmak için geniş yuvarlak kesici kenar radyüsü ve bitirme kesme parametreleri seçilmiştir. İşlenen parça yüzey tabakalarında görünen yüksek plastik deformasyon, küçük kesme derinliği, küçük efektif talaş açısı (rake) γ ve büyük yuvarlak kesici kenar radyüsü $r\beta$ ile ayarlanmış takım geometrisi gibi farklı işlem parametrelerinin bir sonucudur. Malzemenin sıkıştırılmasına ve daha derin plastik deformasyona neden olan kazıma etkisi meydana gelir. Sonuç olarak tornalama bitirme (finiş) işleminde, kriyojenik soğutma sıvısı kullanımı altında büyük bir kesici kenar radyüsüne sahip kesici takım kullanıldığında nanokristal yüzey tabakası elde etmenin mümkün olduğu sonucuna varılmıştır [24].



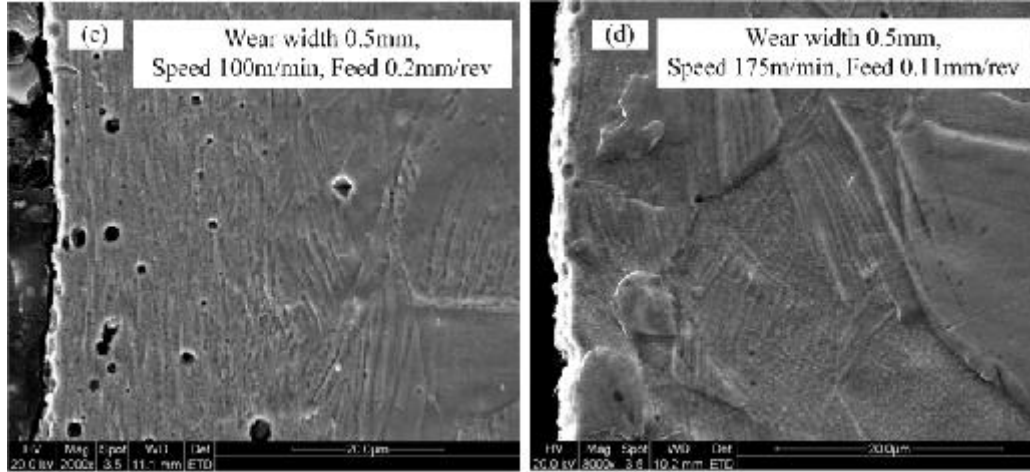
Şekil 2.44. İşlenen yüzeyin XRD deseni [224]

Yan ve arkadaşları, AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı değişimlerine kesme koşullarının ve özellikle takım aşınmasının (silici genişliğinin) etkilerini tahmin etmek için deneysel bir çalışma yapmışlardır. Kesici uçların üzerinde 0,5 mm genişliğinde yan yüzey aşınması (silici genişliği) hazırlığı yapılmıştır. Sonuçlar, farklı işleme koşul ve kombinasyonlarının işlenmiş yüzey mikroyapı değişiklikleri üzerinde önemli bir etkiye

sahip olduğunu göstermiştir. Sıcaklığın istatistiksel analizinden, kesme hızının sıcaklığı etkileyen en önemli faktör olduğu anlaşılmıştır. Aşınma genişliği boyunca üretilen ısı miktarı, yayılan ısıdan daha büyük olduğundan, takım-iş parçası arayüzü boyunca iş parçasındaki maksimum sıcaklığın konumu, aşınma genişliğinin son bölgesindedir. Kuvvetlerin istatistiksel analizinden, ilerlemenin kesme kuvvetlerini etkileyen en önemli faktör olduğu görülmüştür. Ayrıca, aşınmış kesici uç kullanımında, aşınma ve iş parçası teması arasındaki sürtünme artışından kesme kuvvetleri yükselmiştir. Bu kuvvet bileşenlerinin büyüklükleri, sürtünmenin mekanik etkisinin paslanmaz çelik malzemenin termal yumuşamasından daha büyük olduğunu göstermektedir. Düşük ilerleme ve kesme hızı kombinasyonunda aşınmış kesici uç ile kalıntı gerilmeler, çekme tipinden basma tipine değişmiştir. Mikro yapı değişikliklerinin termal, mekanik ve kimyasal enerjiden kaynaklandığı iyi bilinmektedir. Son olarak, aşınmış kesici uç ile kesme işleminin, mikroskobik çukurcuk sayısının, çatlakların ve ilerleme izlerinin azaltılmasında keskin takımdan daha çok etkili olduğu anlaşılmıştır (Şekil 2.45). Ayrıca, aşınmış takım ile işlenen parçaların yüzeylerinin, keskin takımla işlenenlerden çok daha temiz olduğu görülmüştür. Sonuçta aşınmanın işlenmiş yüzey kalitesini arttırmada nispeten başarılı olduğu bildirilmiştir. Bununla birlikte, aşınmış kesici ucun daha derin deformasyon sertleşmesine neden olabileceği belirtilmiştir. Şekil 2.44'de ki XRD deseni üzerinde, östenit-martenzit dönüşümleri açık bir şekilde tespit edilmiş olup γ ve α sırasıyla östenit ve martenzit fazlarını temsil ettikleri belirtilmiştir [224].



Şekil 2.45. İşlenen yüzey ve yüzey altı tabakanın SEM görüntüleri [224]

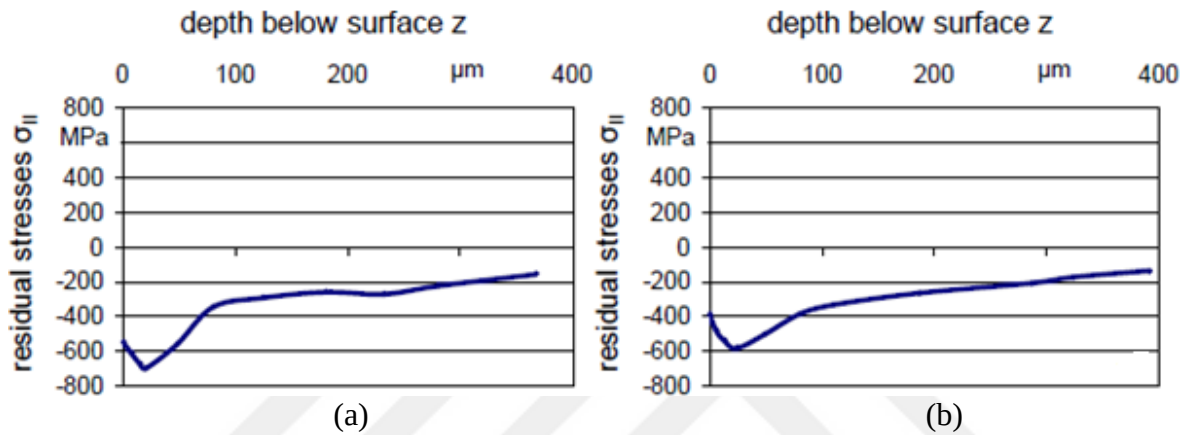


Şekil 2.45. (devam) İşlenen yüzey ve yüzey altı tabakanın SEM görüntüleri [224]

Yuan ve arkadaşları, kesici kenar yarıçapı ile minimum kesme kalınlığı arasındaki ilişkiyi analiz etmişlerdir. Kesici kenar keskinliğinin işlenmiş yüzey bütünlüğü üzerindeki etkisinin araştırılması için farklı keskinlikteki iki elmas kesici takım ile alüminyum alaşımlarının kesme testleri yapılmıştır. Elmas kesici takım keskinliğinin, minimum kesme kalınlığı üzerinde büyük bir etkiye sahip olduğu belirtilmiştir. Deneylerde kullanılan elmas takımların kesici kenar yarıçapı $\rho = 0,2-0,6 \mu\text{m}$ iken, ulaşılabilir minimum kesme kalınlığının $0,05-0,2 \mu\text{m}$ olduğu açıklanmıştır. Çok daha küçük bir kesme kalınlığına ulaşmak için daha keskin bir takım gerektiği anlaşılmıştır. Elmas takımın keskinliğinin, işlenmiş yüzey bütünlüğü üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu bildirilmiştir. Deneysel sonuçlar, yüzey pürüzlülüğü, mikro sertlik, kalıntı gerilme ve işlenmiş yüzey katmanının dislokasyon yoğunluğunun kesici kenar yarıçapına göre değiştiğini göstermiştir. Büyük kesici kenar yarıçapına ($\rho = 0,6 \mu\text{m}$) sahip takıma nazaran, keskin kesici kenarlı ($\rho = 0,3 \mu\text{m}$) takım ile daha düşük yüzey pürüzlülüğü, daha düşük yüzey sertliği (pekleşme), daha düşük basma kalıntı gerilme ve daha az plastik deformasyon (dislokasyon yoğunluğu) elde edilmiştir. Ayrıca belli bir kesim derinliğine kadar, kalıntı gerilmenin kesim derinliği ile birlikte azaldığı görülmüştür [225].

Farklı takım geometrileri ve takım aşınmasına göre kesici ucun mikro yapı üzerindeki etkisinin değiştiği tespit edilmiştir. Artan takım aşınmasıyla, mikro yapı daha derinlemesine etkilenmiş ve mikroyapısal değişiklikler daha belirgin hale gelmiştir. Konvansiyonel kesici uç esas olarak malzemede akış çizgilerine yol açmıştır. Bu akış çizgileri artan takım aşınması ile genişleyerek derinliğin artmasıyla ($4 \mu\text{m}$ 'ye kadar) büyümüştür. Yeni ve aşınmış silici

geometrilili uç ile işlenmiş iş parçasının mikroyapısı incelendiğinde, akış çizgilerinin daha az belirgin olduğu belirtilmiştir. Silici geometrisinin, takım ve iş parçası temas alanını genişlettiği ve böylece daha yüksek termo mekanik yükler (kesme kuvvetleri ve sıcaklık) meydana geldiği ve yüksek yüklerin yüksek basma kalıntı gerilmelere neden olduğu bildirilmiştir (Şekil 2.46). Özetle, silici uçların kullanılmasının geleneksel kesici uçlara kıyasla daha üstün yüzey bütünlüğüne ve daha yüksek verimliliğe yol açtığı raporlanmıştır [166].



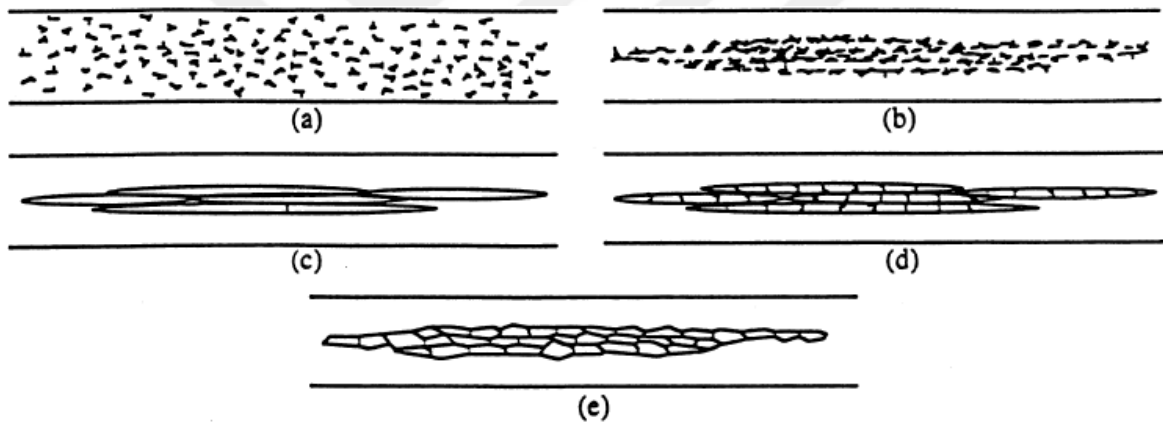
Şekil 2.46. Kalıntı gerilme profilleri; a) silici uç, b) konvansiyonel (standart) uç [166]

2.3. Dinamik Yeniden Kristalleşme (DYK)

Çeşitli metalik malzemeler için farklı termo-mekanik işlem koşullarında meydana gelen dinamik yeniden kristalleşme olayları gözden geçirilmiştir. Genelde metalik parçaların maruz kaldıkları sıcak deformasyon süreçleri esnasında, sıklıkla dinamik yeniden kristalleşme (DYK) gerçekleşir. Yeniden kristalleşme araştırması 150 yıl öncesine kadar uzanabilir [226, 227].

Meyers ve arkadaşları tarafından, en önemli üç metalik kristal yapıyı temsilen; bakır (YMK), titanyum (SPH) ve tantal (HMK) malzemeleri üzerinde yüksek deformasyon hızları ($> 10^4 \text{ s}^{-1}$) altında yapılan deneyler neticesinde yüksek deformasyon bölgelerinde mikro kristal bir yapı ortaya çıkmıştır. Dinamik yeniden kristalleşmeye atfedilen bu durumun, plastik deformasyon sırasındaki sıcaklık artışının metallerde dinamik yeniden kristalleşmeye yol açabileceğini gösterdiği belirtilmiştir. Bu sıcaklık artışı, yüksek deformasyon hızı ile sağlanan işlemin adyabatitesi (sistemde ısı kaybı/kazancı yok) ile gerçekleştirilir. Diğer

yandan dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasının rotasyonel (kafes rotasyonu) ve migrasyon (tane sınırı göçü) olmak üzere iki tipi olduğu ve rotasyonel yeniden kristalleşmenin eşzamanlı plastik deformasyona ihtiyaç duyduğu belirtilmiştir. Bakır, tantal ve titanyum malzemelerinin kayma bantlarındaki gözlemler sonucunda görülen tane incelmesinin rotasyonel dinamik kristalleşme mekanizmasından kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. Şekil 2.47, dinamik yeniden kristalleşmenin meydana geldiği işlemin temel özelliklerini göstermektedir. Bu şekilden de görülebileceği gibi, homojen dağılmış dislokasyonlar kendilerini uzatılmış dislokasyon hücreleri şeklinde (yani dinamik toparlanma) yeniden düzenlerler. Deformasyon devam ettikçe, bu hücreler uzatılmış alt tanelere dönüşür. Sonuç olarak, uzatılmış alt-taneler, yaklaşık eş eksenli mikro tanelere ayrılmaktadır. Yeniden kristalize edilmiş yapının, 0,1-0,5 μm çapa sahip küçük, eş eksenli tanelerden oluştuğu raporlanmıştır [228].

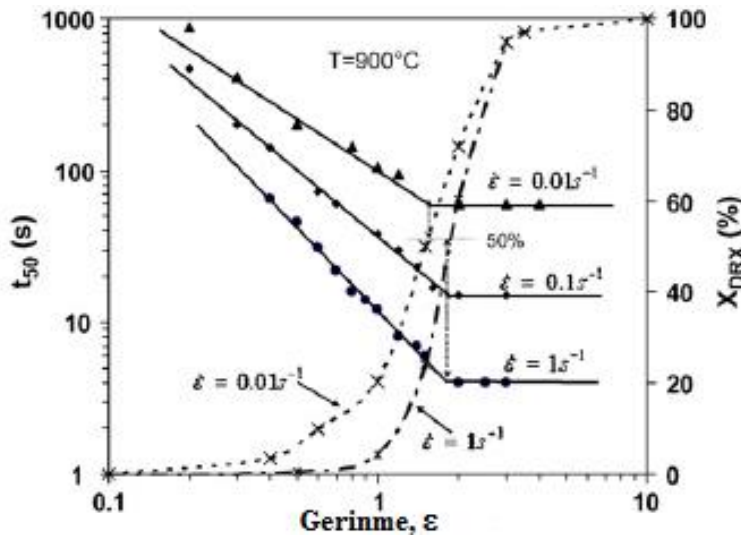


Şekil 2.47. Yüksek deformasyon hızında uygulanan deformasyon sırasında mikro-yapı gelişiminin şematik gösterimi, a) rastgele dağılmış dislokasyonlar, b) uzatılmış dislokasyon hücreleri oluşumu (yani dinamik toparlanma), c) uzatılmış alt tane oluşumu, d) uzatılmış alt-tanelerin başlangıçta parçalanması, e) yeniden kristalleşen mikroyapı [228]

Düşük SFE (istif hata enerjisi: ~ 21 J/mol oda sıcaklığında) değerine sahip östenitik paslanmaz çelikler DYK araştırmaları için son yıllarda daima önemli bir model alaşım olmuşlardır. Bununla birlikte bu malzemelerin yeniden kristalleşmesi konusunda hala bazı açıklanmayan sorunlar mevcuttur [229]. Bu sebeple Dehghan-Manshadi ve arkadaşları [229], yeniden kristalleşmenin açıklanmamış yönleri iyi anlaşılması amacıyla, AISI 304 östenitik paslanmaz çelikte dinamik ve post-dinamik yeniden kristalleşme sürecinin ve bu iki fenomen arasındaki ilişkileri araştırmışlardır. Bu amaçla AISI 304 östenitik paslanmaz çelik malzemeye çeşitli deformasyon koşulları altında bir dizi sıcak burulma testi yapılarak

elde edilen sonuçlar aşağıda açıklanmıştır:

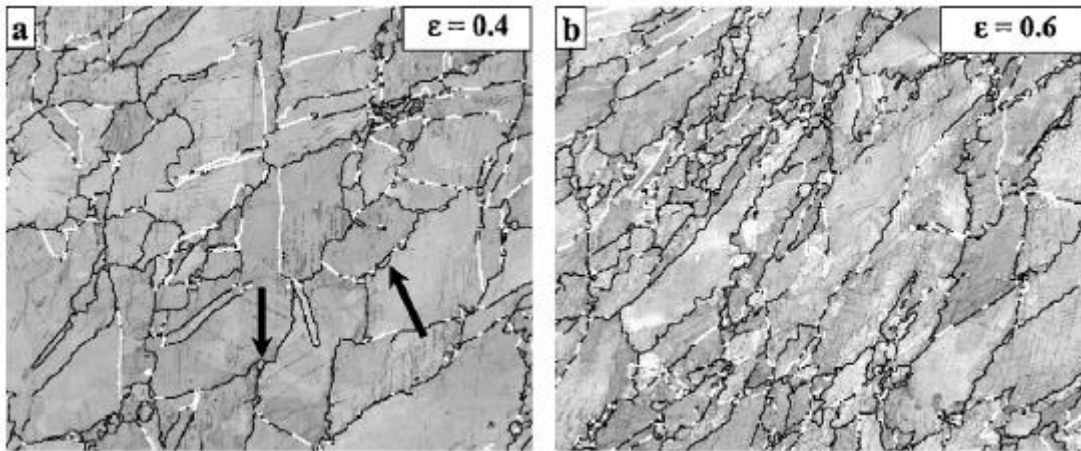
Pik gerinme (ϵ_p) ve kritik gerinmelerin (ϵ_c), ikisi de Zener-Holloman (Z) parametresinin kuvvetli bir temel fonksiyonu olduğu, pik gerinme ve kritik gerinme oranının 0,6 olduğu tespit edilmiştir ($\epsilon_c = 0,6 \epsilon_p$). %50 yeniden kristalleşme zamanının (t_{50}) gerinmeye olan bağımlılığı (Şekil 2.48), bir geçiş gerinmesinde (ϵ^*) (gerinmeye bağımlı durumdan gerinmeden bağımsız duruma) değişir. Bu geçiş gerinmesinin sıcaklığa olan bağımlılığı, gerinme hızına olan bağımlılığından daha belirgindir. Geçiş gerinmesi (ϵ^*); deformasyonu sırasında neredeyse %50 DYK için gerinmeye açıkça bağlıdır (Şekil 2.48). Diğer taraftan, kolye tipi yapının ilk tabakasının tamamlanması ile %50 yeniden kristalleşme sağlanır (yani başlangıç tane sınırlarının DYK taneler ile bezenmesi). Deforme edilen malzemenin gerinmeden bağımsız bölgedeki ($\epsilon \geq 1,5$ değerinde) yumuşama kinetiği deformasyon esnasındaki yeniden kristalleşme kinetiğine çok benzer olup, DYK ve post-DYK kinetikleri arasındaki benzerliği belirtmektedir. Mevcut sonuçlar deformasyona uğrayan mikro yapının post-deformasyon yumuşamasında tane büyümesinin önemli rolünü açıklığa kavuşturmaktadır. Bu rolün sıcak deformasyona uğrayan malzemenin gerinme (deformasyon) değerindeki yükselmeye arttığı bildirilmiştir [229].



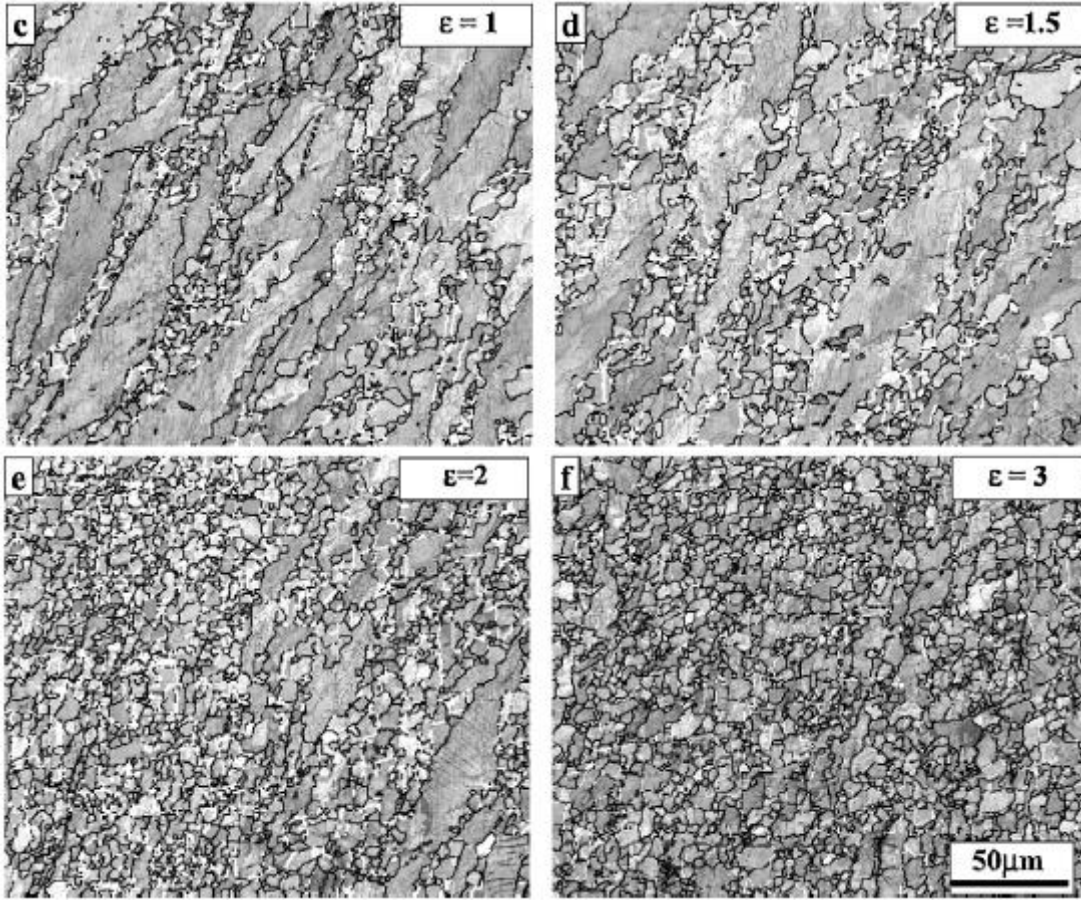
Şekil 2.48. Farklı deformasyon hızında uygulanan gerinmenin (deformasyonun) fonksiyonu olarak, deformasyondan sonraki %50 yumuşama süresi ve ayrıca 0,01 ve 1 s⁻¹ deformasyon hızı için DYK hacimsel oranı [229]

Diğer yandan eş-eksenli kaba taneler ve çok miktarda ikiz sınırından oluşan AISI 304 malzemeye uygulanan sıcak burulma deformasyonları sonucu elde edilen mikroyapı

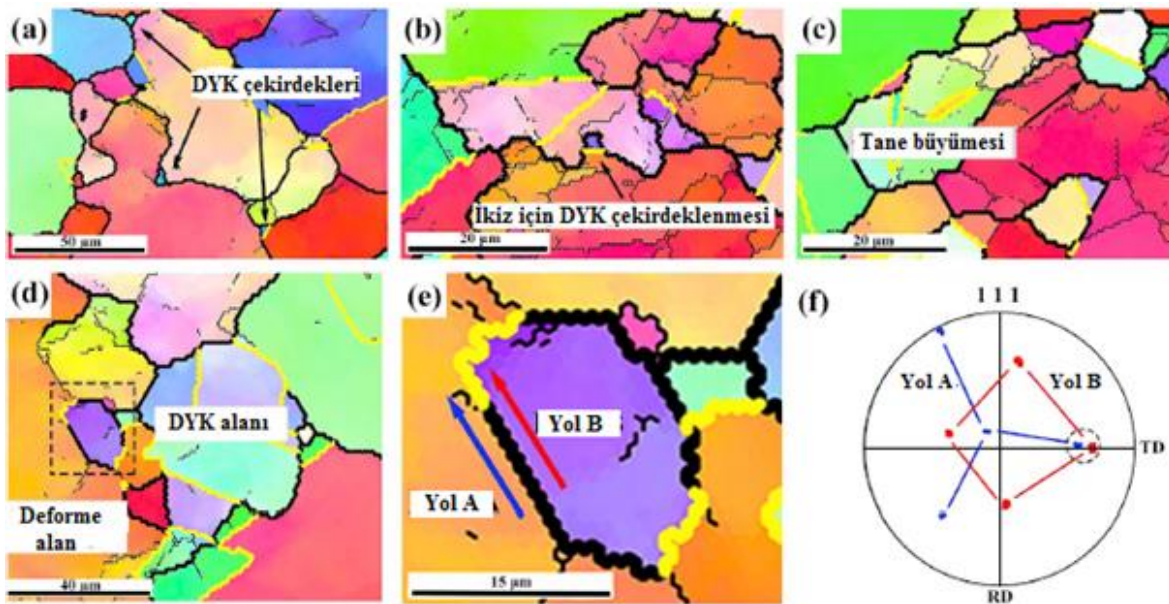
görüntüleri Şekil 2.49'da görülmektedir. Başlangıçtaki mikro yapıya uygulanan düşük gerinme değerindeki deformasyon, eş eksenli tanelerin deformasyon yönünde uzamasına sebep olur (Şekil 2.49 a). Tanelerin uzamasıyla birlikte, tane sınırları tırtıklanmaya başlar ve bu tırtıklanma gerinme (deformasyon) değeri yükseldikçe artar. Bu gerinme değerinde ($\epsilon=0,4$) sınırlı sayıdaki yeni küçük tanelerin oluşumu ile DYK'nin ilk kanıtları da belli olur (oklar Şekil 2.49 a). Yüksek gerinme değerine doğru artan deformasyonla birlikte birçok yeni küçük taneler oluşur (Şekil 2.49 b). Gerinmenin maksimum noktanın da ötesinde artması ile birlikte daha önce var olan tane sınırları yeni DYK taneler ile bezenerek, kolye tipi yapının ilk tabakası oluşur (Şekil 2.49 c). Burada kolye tipi yapının ilk tabakasının oluşumu için birçok kanıt bulunmuştur. Gerinmenin (deformasyonun) artması ile birlikte, ilk kolye tipi tabakanın ara yüzünde daha çok DYK tane oluşmuş ve yeniden kristalleşmeyen malzeme (diğer bir deyişle yeniden kristalleşmeden önceki malzeme) ve kolye tipi yapının ikinci tabakası oluşmaya başlamıştır (Şekil 2.49 d). Ancak, bazı tanelerde görünen orijinal östenit sınırları, oralarda DYK olmadığını açıkça göstermektedir. Bu durum DYK sürecinde bir homojenlik olmadığını vurgulamaktadır. Bu arada kolye tipi yapının ikinci tabakasının oluşumu ile birinci tabakayı oluşturan mekanizmanın (şişik-bulging) aynı olup olmadığı hala bir tartışma konusudur. Yeni tanelerin oluşumu, DYK tane boyutunda büyük bir değişim olmaksızın deformasyonun ilerlemesi ile devam eder (Şekil 2.49 e). Son olarak mikro yapıda bazı yeniden kristalleşmeyen alanlar kalsa da, kararlı bir gerinme durumunda ($\epsilon=3$) hatta kırılma gerilmesinde, neredeyse tamamen DYK mikro yapı meydana geldiği bildirilmiştir (Şekil 2.49 f) [229].



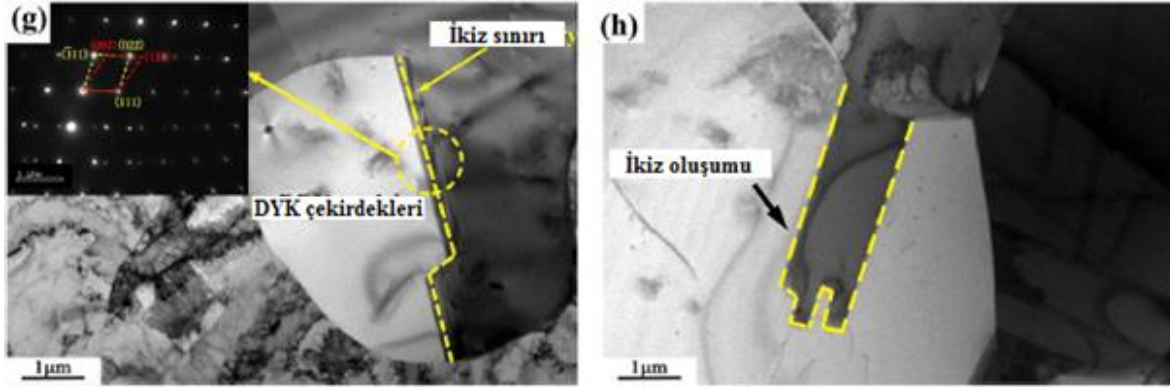
Şekil 2.49. 900 °C sıcaklıkta ve 0,01 s⁻¹ deformasyon hızında deforme edilmiş numunelerin EBSD görüntüleri



Şekil 2.49. (devam) 900 °C sıcaklıkta ve $0,01 \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızında deforme edilmiş numunelerin EBSD görüntüleri. Yüksek açı ($\theta > 15^\circ$) ve ikiz sınırları siyah ve beyaz çizgilerle sırasıyla gösterilmiştir ($\epsilon_c = 0.45$; $\epsilon_p = 0.8$) [229]



Şekil 2.50. Ters kutup şekil (IPF) haritaları



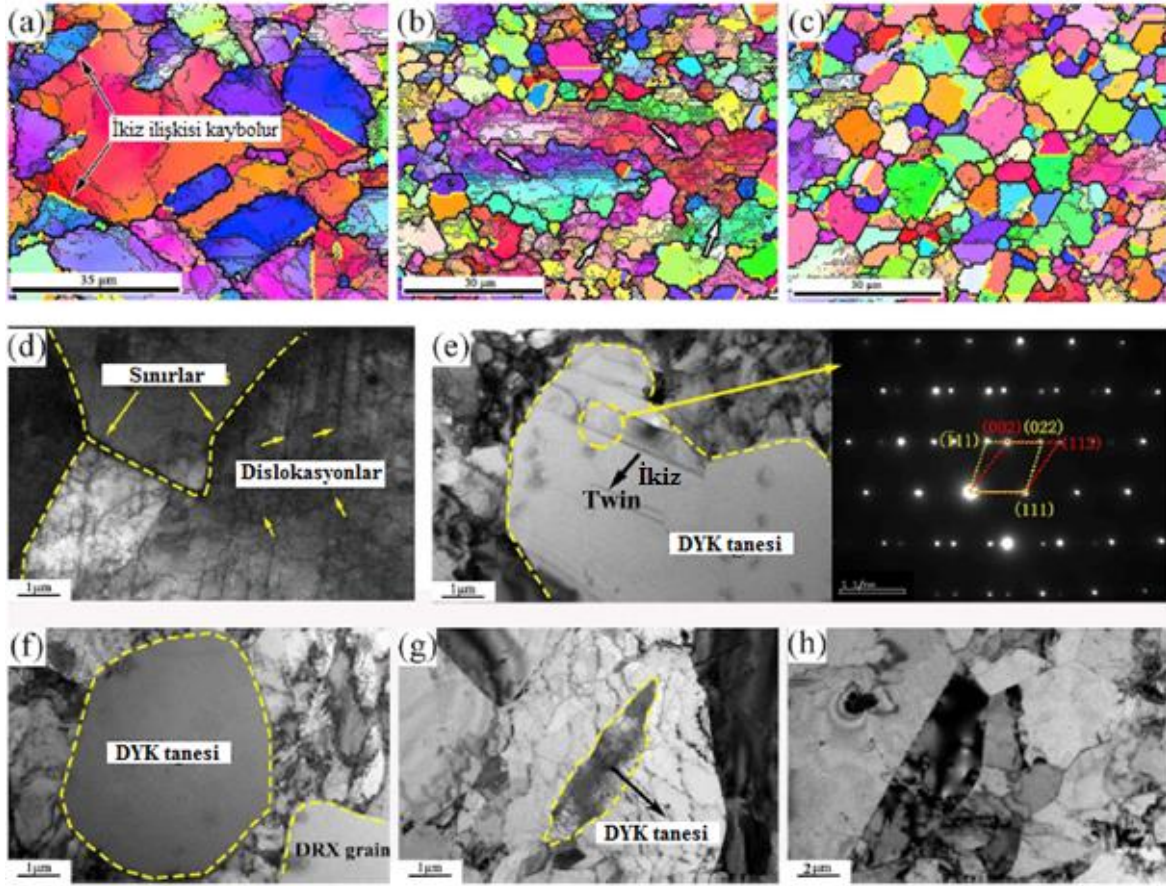
Şekil 2.50. (devam) Ters kutup şekil (IPF) haritaları; deformasyon hızı $0,001 \text{ s}^{-1}$, a-b) $\epsilon=0,64$ ve c-d) $\epsilon=1,08$. e) d şıkkındaki işaretli alanın detayı, f) e şıkkında gösterilen A ve B yollarının (111) kutup şekli. TEM görüntüleri; $0,001 \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızı ve $\epsilon=0,64$ gerilme değerinde g) e şıkkındaki çekirdeklenme sırasında ikiz oluşumu h) tane büyümesinin. Kalın siyah, ince siyah ve sarı çizgiler sırasıyla; sınır açıları $> 15^\circ$, $2^\circ < \text{sınır açıları}$, sınır açıları $< 15^\circ$ ve ikiz sınırlarını temsil ederler [230]

AISI 304 östenitik paslanmaz çelik alaşımında, düşük ve yüksek deformasyon hızlarında sırasıyla süreksiz DYK ve sürekli DYK oluştuğu belirlenmiştir. Düşük deformasyon hızında ikizlenmenin, DYK çekirdeklenmesi için şişkin bölgenin ayrılmasına ve akabinde çekirdeklerin büyümesi sırasında meydana gelen büyüme çarpışmasının oluşturduğu ikiz sınırlarına katkıda bulunduğu belirtilmiştir (Şekil 2.50). Yüksek deformasyon hızında tane sınırı göçünün gerçekleşmediği, tane sınırı açısının değişerek DYK alanı genişlemesinin desteklendiği bildirilmiştir [230].

Şekil 2.50'de, $0,001 \text{ s}^{-1}$ düşük deformasyon hızında $\epsilon=0,64$ ve $\epsilon=1,08$ değerinde deformasyona maruz kalan numunelerin mikro yapıları sunulmuştur. Şekil 2.50(a)'da gösterildiği üzere düşük deformasyon değerinde ($\epsilon=0,64$), orjinal tane sınırlarının üçlü kesişim noktalarının tercihli DYK çekirdeklenme yerleri olarak gözlemlendiği bildirilmiştir. Bu durum üçlü kesişim noktalarında oluşan gerilme konsantrasyonlarının çekirdeklenmeyi tetiklemesine atfedilmiştir. Deformasyon arttıkça, daha fazla çekirdeklenme sağlayan birçok şişik ve tırtıklı sınırlar oluşturulmuştur. Şekil 2.50(b)'de görülebileceği gibi, ikiz sınırlar şişik bölümlerin ana taneden ayrılmasında rol oynamışlardır. Düşük açılı sınırlardan geliştirilen yüksek açılı sınırların genellikle bu tip çekirdeklenme sürecine katkıda bulunduğu düşünülmüştür. Bununla birlikte, başlangıç tane sınırları civarına yığılmış dislokasyonların ve kısmi dislokasyonların ikizleri oluşturmak için (111) düzlemiyle kolayca etkileşime girdikleri belirtilmiştir. Uzun deformasyon süresinin bir sonucu olarak DYK çekirdeklerinin büyüdüğü tespit edilmiştir. Bu aşamada, Şekil 2.50(c)'de gösterildiği gibi büyüyen tanelerin

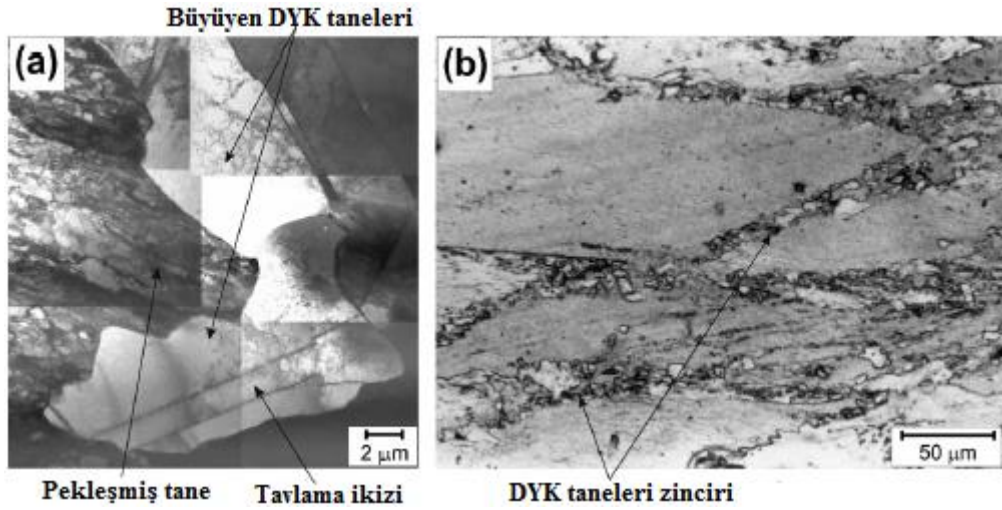
içinde ikiz sınırlar oluştuğu görülmüştür. Dislokasyonsuz DYK tanesinin içinde ikiz lamel oluşumunun, ikiz oluşumunun büyüme çarpışması modeli ile uyumlu olduğu bildirilmiştir (Şekil 2.50(h)). Tane büyümesi sürecinde ikiz oluşumu için en önemli unsurun sınır göçü olduğu belirtilmiştir. Büyüme çarpışmasına bağlı ikiz oluşumunun, büyümeyi hızlandırdığı ve çekirdeklenme hızına katkıda bulunduğu ve bu nedenle süreksiz DYK kinetiğini etkileyebileceği açıklanmıştır. Önceden var olan tane sınırları tamamen yeni tanelerle kaplandığında, şişik oluşma sürecinin yüksek itici güçlerin bir sonucu olarak ilerlemesinin olası olmadığı öngörülmüştür. Düşük açılı sınırlar veya yüksek açılı sınırlar deforme olmuş bölgede gerinme artışı ile meydana gelmiştir. Bu aşamada ikiz oluşumunun, alt-tanelerin deforme olmuş alanlardan ayrılmasına yardımcı olduğu tespit edilmiştir [230].

Diğer yandan Şekil 2.51'de 1 s^{-1} deformasyon hızında, farklı gerinmelere maruz kalan numunelerin, EBSD ve TEM görüntüleri görülmektedir. Şekil 2.51(a)'da gösterildiği gibi, uygulanan deformasyon ile mevcut tavlama ikiz sınırlarının yüksek açılı sınırlara dönüşümünün daha kolay olduğu bildirilmiştir. Dislokasyonların yeniden düzenlemeye ve yok edilmeye hazır olamadığı görülmüştür Şekil 2.51(d). Deformasyon sırasında ($\epsilon=0,64$), düşük açılı sınırların açıları kademeli olarak arttığında ve düşük ile yüksek açılı sınırları ayıran kritik değer aşıldığında, süreksiz DYK'nin ayırt edici bir özelliği olan tamamlanmamış yüksek açılı sınırların ortaya çıktığı tespit edilmiştir (Şekil 2.51b'de oklarla gösterilmiştir). Şekil 2.51(g) 'de gösterildiği gibi, başlangıç tanesinden uzakta bir DYK tanesi oluşmuştur. Bu çalışmada uygulanan deformasyonun, rotasyonel DYK işlemini tamamlamak için çok küçük olduğu ve alt-tane rotasyonu yoluyla sürekli DYK'nin tamamlanması için daha büyük bir deformasyona ihtiyaç olduğunun kanıtlandığı bildirilmiştir. Sonuç olarak, yüksek deformasyon hızında paralel mikro-bantlar üzerinde daha fazla DYK tanesinin oluştuğu ve bunun da düşük açılı sınırların açısında hızlı bir artışa yol açtığı belirtilmiştir (Şekil 2.51 (e) ve (f)). Şekil 2.51 (c) ve (h)'de gösterildiği gibi $\epsilon=1,08$ değerindeki deformasyonda, başlangıç tanelerinin büyük bir ikiz sınır oranına sahip homojen DYK tanecikleri tarafından işgal edildiği ve Şekil 2.51(e)'de sürekli DYK işlemi sırasında ikiz oluşumunun meydana geldiği raporlanmıştır [230].

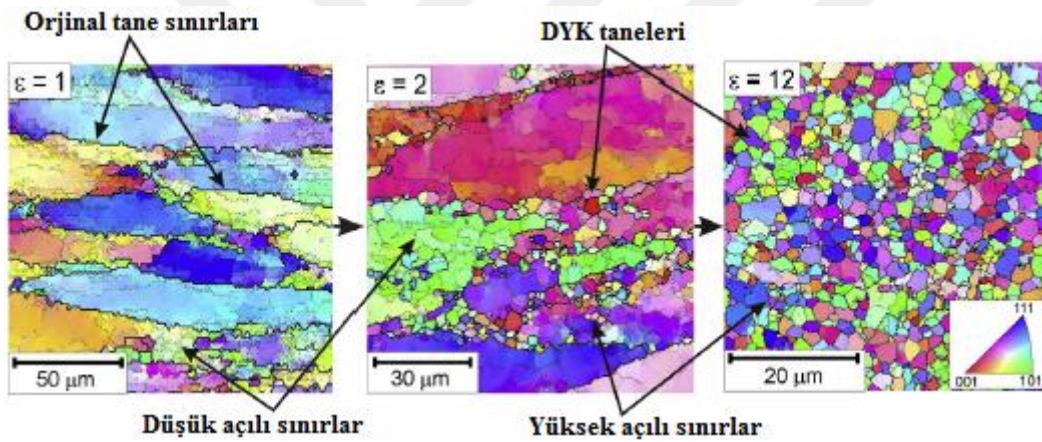


Şekil 2.51. Ters kutup şekil (IPF) haritaları; deformasyon hızı 1 s^{-1} , a) $\epsilon=0,35$ b) $\epsilon=0,64$ c) $\epsilon=1,08$. TEM görüntüleri; deformasyon hızı 1 s^{-1} , d) $\epsilon=0,35$ e-g) $0,64$ h) $1,08$. (a)-(c)'de kalın siyah, ince siyah ve sarı çizgiler sırasıyla; sınır açıları $> 15^\circ$, $2^\circ < \text{sınır açıları}$, sınır açıları $< 15^\circ$ ve ikiz sınırlarını temsil ederler [230]

Genellikle düşük-orta istif hata enerjisine (SFE) sahip malzemeler için düşük deformasyon hızlarında görülen DYK için genel tanımlayıcı model; önceden var olan tane sınırları deformasyon yönünde uzanır, tırtıklı tane sınırları ortaya çıkar ve tane sınırlarının tırtıklı bölgelerinde yeni DYK taneler çekirdeklenir. DYK tanelerin çekirdeklenmesi, deformasyon koşullarının ve ilk mikroyapının bir fonksiyonu olan kritik bir gerinmede (birim şekil değişiminde) başlar. Daha sonra DYK mikroyapı gelişimi, deformasyonun artırılması ve kolye tipi yapının oluşumu ile artarak devam eder. Deformasyon koşullarının (sıcaklık ve deformasyon hızı) DYK kolye tipi yapı ve DYK tane büyüklüğünde (veya kararlı hal) belirgin bir etkiye sahip olduğu belirtilmiştir [229]. Düşük gerinme hızı, genellikle tane sınırlarındaki tırtıklanmayı ve şişkinliği kolaylaştırarak, tane sınırı göçü ve DYK gelişimi için yeterli zaman sağlar [230]. Şekil 2.52(a)'da süreksiz DYK sırasında geliştirilen tipik bir altyapı ve Şekil 2.52(b)'de sınırlar boyunca oluşan kolye tipi yeni taneler gösterilmektedir [231].

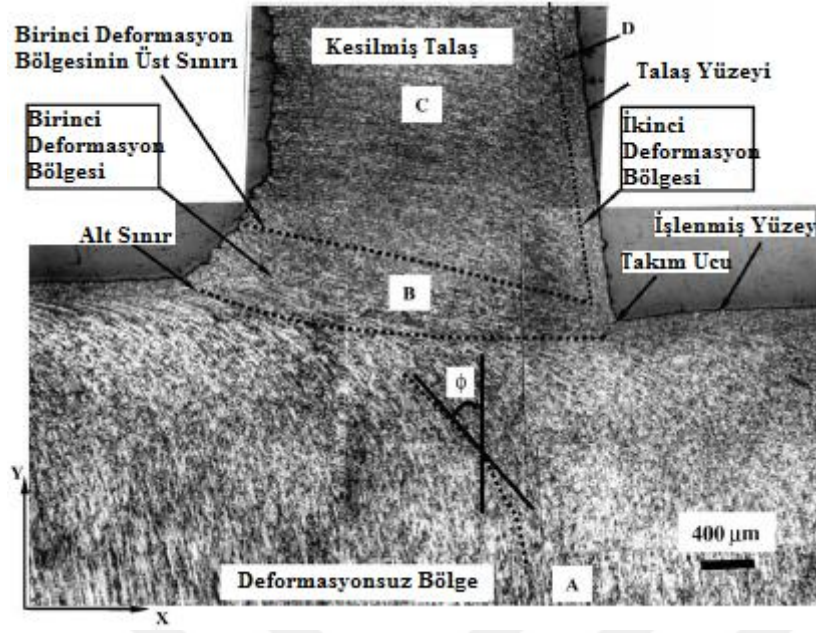


Şekil 2.52. Saf bakırda süreksiz DYK; a) 623 K'de deformasyon sırasında tane büyümesi, b) 573 K'de sıkıştırma sırasında ortaya çıkan kolye tipi mikroyapı [231, 232]



Şekil 2.53. 673 K sıcaklık ve $\epsilon=12$ gerinme değerinde tekrarlı EKAP deformasyonu altında sürekli DYK OIM (Oryantasyon Görüntüleme Mikroskobu) görüntüleri [231, 233]

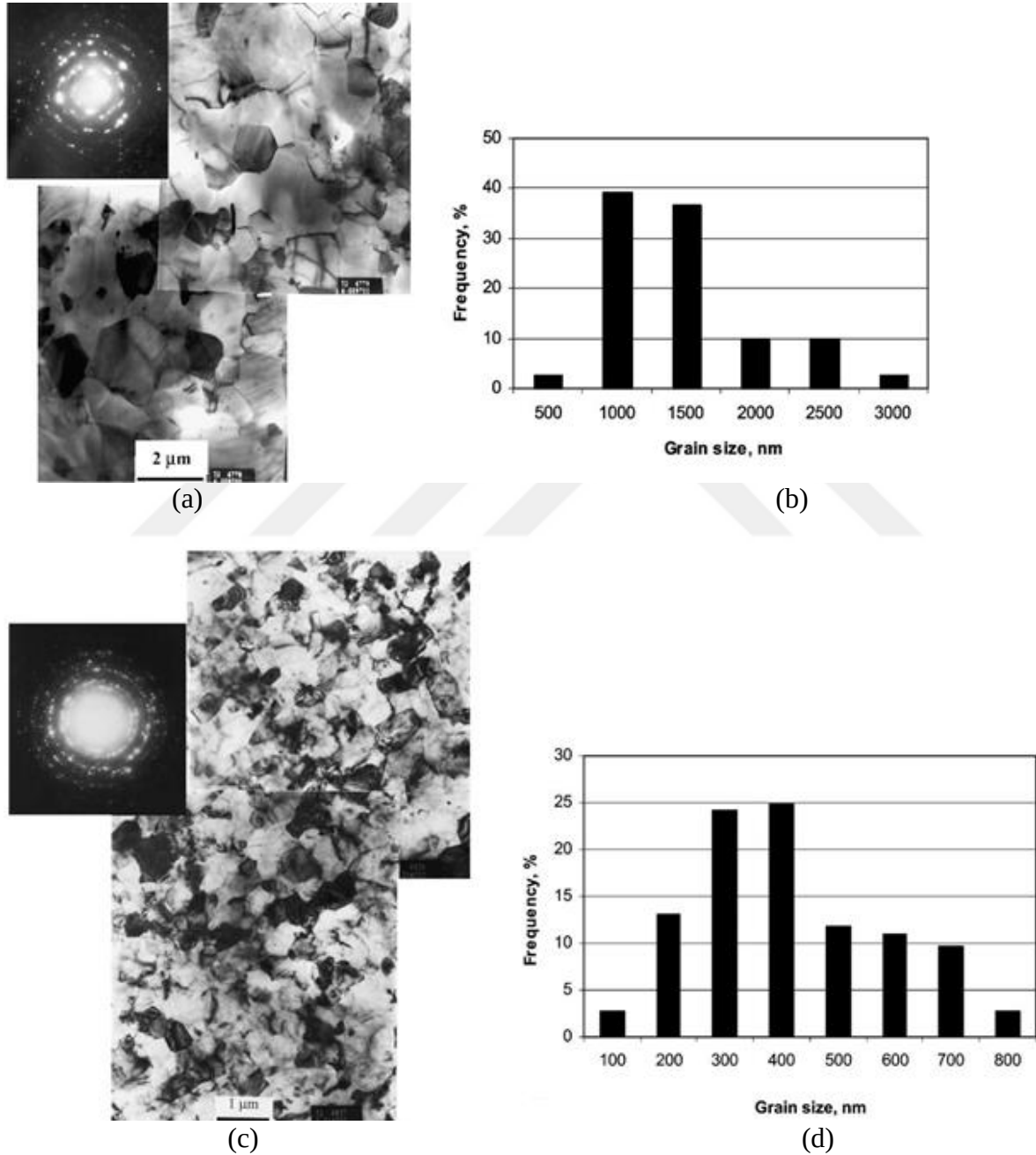
Sıcak deformasyon sırasında bir alüminyum alaşımında sürekli DYK tanelerinin oluşumu Şekil 2.53'te gösterilmiştir. Mikroyapıdaki değişikliklerin, dislokasyonların birikmesi nedeniyle sürekli yüksek açılı tane sınırlarının oluşumu ile ilişkili olduğu bildirilmiştir. Bu sınırların oranı, örneğin $\epsilon=12$ 'de hemen hemen tüm taneler yüksek açılı sınırlar tarafından sınırlanana kadar, deformasyon sırasında kademeli olarak artmıştır. Deformasyon sürecinde, sürekli DYK ile aynı zamanda bir ara aşamada kolye tipi bir mikro yapı oluşumu gözlemlendiği ilginç durum belirtilmiştir. Bu durum, tane sınırlarının yakınındaki deformasyon gradyanlarının hızlı bir şekilde gelişmesine bağlanmıştır. İkincisi, sınırların civarında büyük yönelim açısına yol açar. Son olarak, malzeme ve işleme koşullarına bağlı olarak, APD sırasında farklı tane gelişimi mekanizmalarının çalışabileceğine dikkat çekilmiştir [231].



Şekil 2.54. Al 1100 iş parçasında, kesici takım ucu önündeki malzeme mikroyapısının kesit görüntüsü. TEM numuneleri, her biri dikgen kesim sırasında oluşan deformasyon bölgelerinin karakteristik özelliklerini temsilen A, B, C ve D olarak işaretlenmiş konumlardan alınmıştır. Kayma açısı ϕ tane sınırları oryantasyonundan tespit edilmiştir [234]

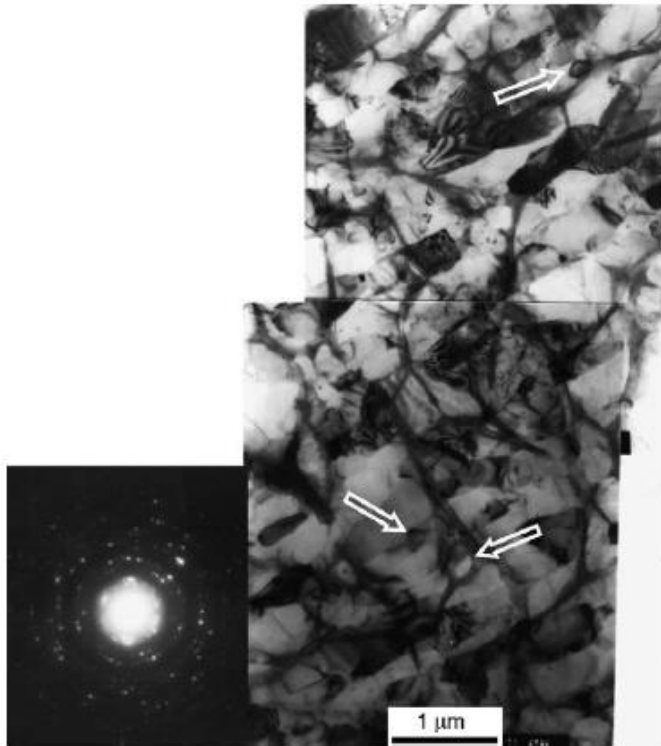
Talaşlı imalat sürecinde kesme bölgesinde meydana gelen yeniden kristalleşme olaylarını incelemek için Ni ve arkadaşları [234], başlangıç tane büyüklüğü 4,6 μm olan ticari saflıktaki Al 1100 alüminyum alaşımına kuru ve soğutma sıvısı şartlarında dik kesme işlemi uygulamışlardır. Takım ucunun önündeki malzemede gelişen deformasyon yapıları, transmisyon elektron mikroskobu (TEM) kullanılarak dört farklı noktada incelenmiştir (Şekil 2.54). Elde edilen sonuçlara göre; plastik deformasyona uğramış bölge, kayma düzleminde yaklaşık 1600 μm aşağıda bir derinliğe kadar uzanmıştır. En yüksek gerinme $\epsilon=2,5$ değeri ile takım ucunun hemen önünde meydana gelmiştir. Talaştaki gerinmeler kayma düzleminin yaklaşık 200 μm üzerindeki mesafelerde $\epsilon=2,3$ sabit bir değere ulaşmıştır. Birinci deformasyon bölgesindeki mikro yapı, gerinim gradyanı yönünde uzanan uzatılmış-yönlenmiş alt-tanelerden oluşurken, alt-tanelerin ortalama kalınlığı 380 nm ve genişlikleri 730 nm olarak tespit edilmiştir. Birincil deformasyon bölgesinin sertliği 80 kg/mm² olduğu ve bu değer başlangıçtaki sertlikten %80 fazla olduğu belirtilmiştir. Elde edilen talaşların mikro yapısı, birincil deformasyon bölgesinde gözlenen benzer boyutlara sahip uzatılmış-yönlenmiş alt-taneler ile ortalama çapı 50 nm olan (25 nm ila 75 nm arasında değişen çaplarda) eş-eksenli, yeniden kristalleşmiş, dislokasyonsuz alt-tanelerden oluşmaktadır. Bu durumun, dinamik toparlanma ve yeniden kristalleşmenin eşzamanlı oluştuğunun kanıtı

olduğu açıklanmıştır. Şekil 2.55’de görüldüğü üzere, kuru şartlarda kesilen numunelerin ikinci deformasyon bölgesinde, tane büyümesi sonucu çapı 1,2 μm olan eş-eksenli büyük tanecikler meydana gelirken, kesme operasyonu sırasında soğutma sıvısı kullanımının, tane büyüklüğünü 360 nm ile sınırlandırarak, ikincil deformasyon bölgesinde tane büyümesini kısıtladığı bildirilmiştir [234].

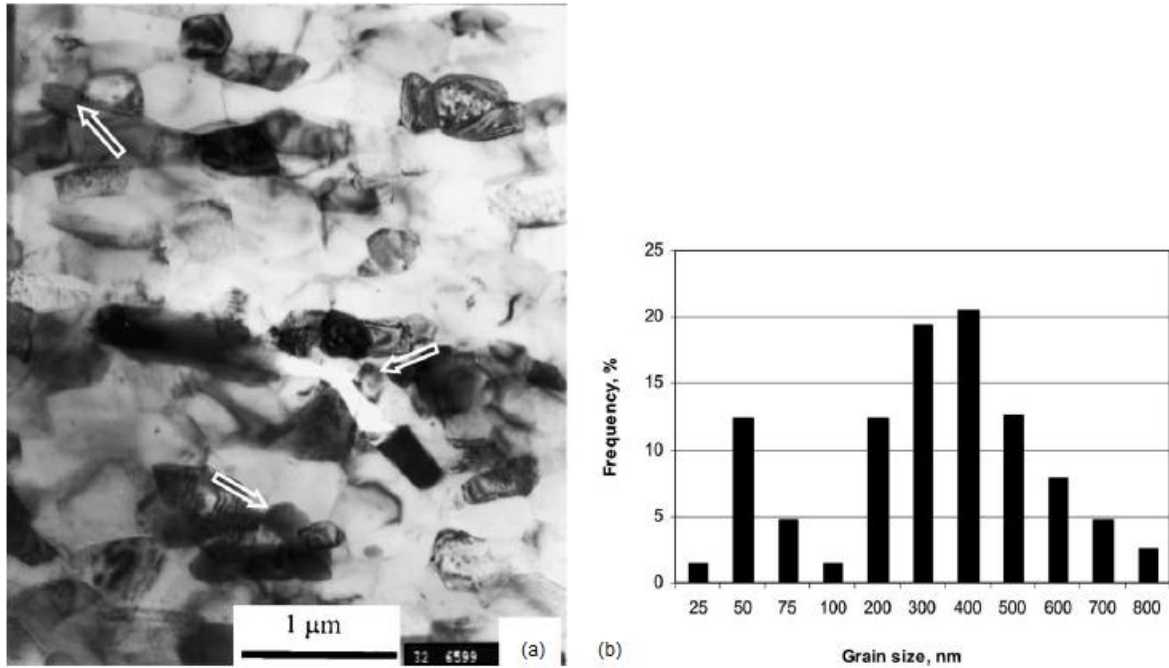


Şekil 2.55. Al 1100 malzemenin dik kesme operasyonu sonucu ikinci deformasyon bölgesi (SDZ) mikroyapı ve tane boyutu, a) kuru kesmede oluşan mikro yapıyı gösteren TEM mikro fotoğrafı, b) kuru kesmede oluşan tane boyutu dağılımını gösteren histogram, c) soğutma sıvısı ile kesmede oluşan tane boyutu dağılımını gösteren histogram [234]

Araştırmanın neticesinde Al 1100 alaşımının talaşlı imalatı sırasında yeniden kristalleşmenin gerçekleştiği bildirilmiştir. Dinamik yeniden kristalleşmenin başlaması için, dinamik toparlanmanın eşzamanlı gerçekleşip gerçekleşmediğine bakılmaksızın kritik bir dislokasyon yoğunluğu gerektiği belirtilmiştir. Şekil 2.56'da 0,8-1,2 gerinim değerlerine ulaşılan birincil deformasyon bölgesinin üst sınırının yakınında, çapı 50 nm olan çok küçük yeniden kristalleşmiş tanelerin çekirdeklendiğine dair kanıtlar tespit edilmiştir. Bu nedenle Al 1100 alaşımının dik kesme prosesi sırasında dinamik yeniden kristalleşmenin başlangıcı, yaklaşık $\epsilon=1,0$ gibi kritik bir gerinim değerinin elde edilmesine bağlanabileceği söylenmiştir. Gerinmenin $\epsilon=2,3$ (ve $T = 200$ °C) değerine ulaştığı işlenmiş talaşta, mikro yapının yaklaşık %40'ının yeniden kristalize olmuş tanelerden oluştuğu görülmüştür (Şekil 2.57). Diğer yandan birincil deformasyon bölgesine kıyasla işlenmiş talaşın sertliğinde hafif bir azalma fark edilmiştir. Şekil 3.38'in 5. Adımında gösterildiği gibi, önemli tane büyümesinin gerçekleştiği ikinci deformasyon bölgesinde yeniden kristalleşme tamamlandığı raporlanmıştır [234].

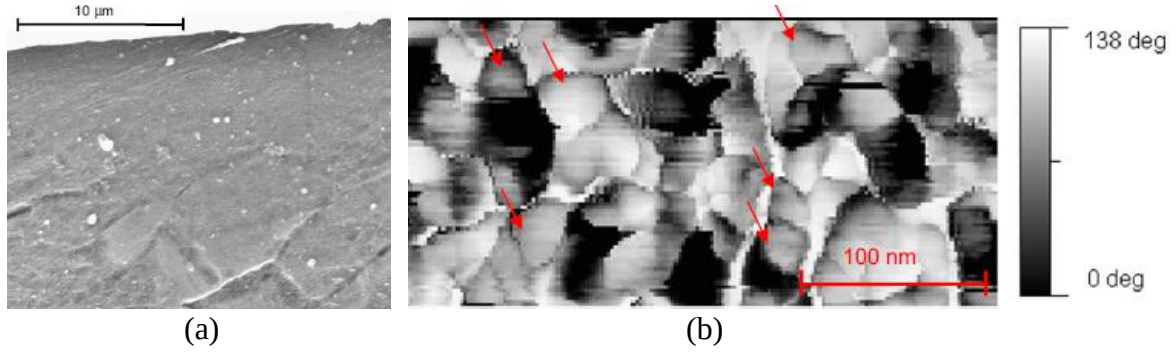


Şekil 2.56. Birinci deformasyon bölgesinde uzatılmış-yönlenmiş alt tanecikleri gösteren TEM mikro fotoğrafı ve seçilen alanın kırınım deseni. Çok küçük eş-eksenli taneler oklarla belirtilmiştir [234]



Şekil 2.57. a) işlenmiş talaştaki nano ölçekteki eş eksenli taneleri gösteren (oklarla belirtilen) TEM mikro fotoğrafı, b) Al 1100 alaşımının işlenmiş talaşlarındaki tane boyutu dağılımını gösteren histogram [234]

Literatürde; APD, yüzeysel mekanik yıpratma işlemi ve kriyojenik ezme gibi çeşitli işlemler yolu ile deformasyona bağlı DYK sonucu nano/ultra ince taneli yapılar raporlanmıştır [185, 235]. Malzemenin özelliklerini etkilediği bilinen yüzey altı tabakadaki tane incelmesinin dinamik yeniden kristalleşmeden (DYK) kaynaklanabileceği Pu ve arkadaşları [185] tarafından bildirilmiştir. Araştırmacıların kullandıkları AZ31B Mg alaşımının işlenmiş yüzeyinin ve yüzey altı tabakanın SEM ve AFM resimleri Şekil 2.58’de görülmektedir. Tane sınırları, APD tabakasının (tane sınırlarının belli olmadığı tabaka) altında açıkça görünse de (Şekil 2.58 a), bu büyütmede APD katmanda hiçbir tane sınırı görüntülenememiştir. Bu büyütmede yüzey altındaki APD tabakasında tane sınırlarının ortadan kalkması, görüntülenemeyecek kadar küçük nano/ultra ince taneciklerin DYK vasıtasıyla oluşumundan kaynaklanabileceği bildirilmiştir. Tane boyutunun dramatik bir şekilde düşmesine sebep olan mekanizmanın rotasyonel DYK olduğu belirtilmiştir. Eş. 3.26’da ki ampirik (deneysel) formül kullanılarak APD tabakası içindeki nano ölçekteki tanecik boyutu tahmin edilmiştir. Hesaplanan tane boyutu, Şekil 2.58(a)’da görünen işlenmiş yüzeyden yaklaşık 2 μm aşağıdaki özelliksiz tabakada (SEM görüntüsünde tane sınırlarının belli olmadığı tabaka), ortalama 31 nm boyuta sahip bazı tane özellikleri gösteren objelerin bulunduğu AFM faz görüntüsü (Şekil 2.58 b) ile doğrulanmıştır [185].

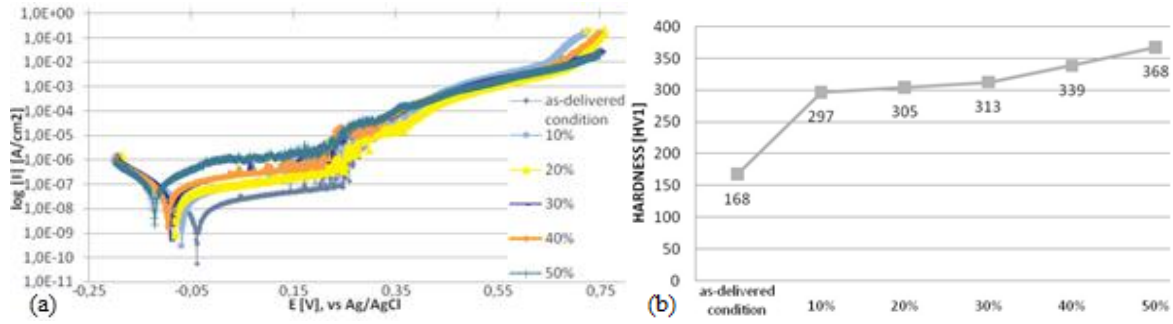


Şekil 2.58. a) İşlenen yüzey ve yüzey altı katmanın SEM görüntüsü, b) Yüzeyin yaklaşık 2 μm altındaki özelliiksiz tabakanın AFM faz görüntüsü, (tipik taneler oklar ile gösterilmiştir) [185]

2.4. Yüzey Bütünlüğünün Fonksiyonel Performansa (Korozyona) Etkisi

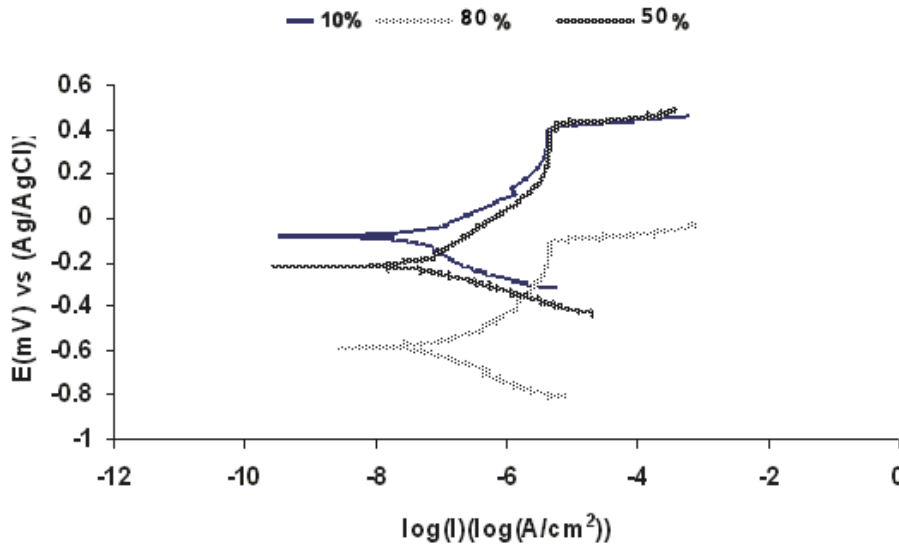
Tıpta yaygın kullanılan metalik implantlar, çok iyi özelliklerinin kanıtlanmasına karşın, birçok durumda hala gereksinimleri karşılamamaktadır. Bu malzeme grubu için temel kriterlerden biri, korozyon direncini ölçen biyolojik toleranstır. Metalik biyomalzemelerin düşük korozyon direnci, metalozise (metalik aşınma debrislerinin infiltrasyonu) ve malzemenin mekanik özelliklerinin azalmasına yol açabilir. AISI 316L implant yapımında sıklıkla kullanılan en ucuz malzemelerden biridir. Diğerlerine nazaran yüksek mukavemeti ve kolay işlenebilirliği ile bilinmesine rağmen korozyon direnci hala yetersizdir. Mevcut mekanik özelliklerle korunarak biyouyumluluk ve korozyon direncinin iyileştirilmesi için bu malzemeler çeşitli yüzey işlemlerine tabi tutulur [236].

Rutkowska-Gorczyca ve arkadaşları soğuk deformasyon oranının, AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin korozyon direncine etkisini değerlendirmişlerdir. Araştırmada, deforme olmuş numunelerin korozyon direncinde açık bir düşüş olduğu ortaya konulmuştur. Sonuçlar, östenitik çeliğin korozyon direncinin, deformasyonla birlikte artan sertleşme derecesinde azaldığını göstermektedir (Şekil 2.59). Deformasyon sertleşmesine maruz kalmış çeliğin daha kısa termodinamik dayanıklılığı korozyon oluşma olasılığını arttıracak belirtilmiştir. Kısalan termodinamik dayanıklılığın, artan iç enerjiden kaynaklandığı açıklanmıştır. Kötüleşen korozyon direncinin bir başka nedenin pasif katman yırtıkları olduğu bildirilmiştir [236].



Şekil 2.59. Soğuk deformasyonun (a) korozyona etkisi (b) sertliğe etkisi [236]

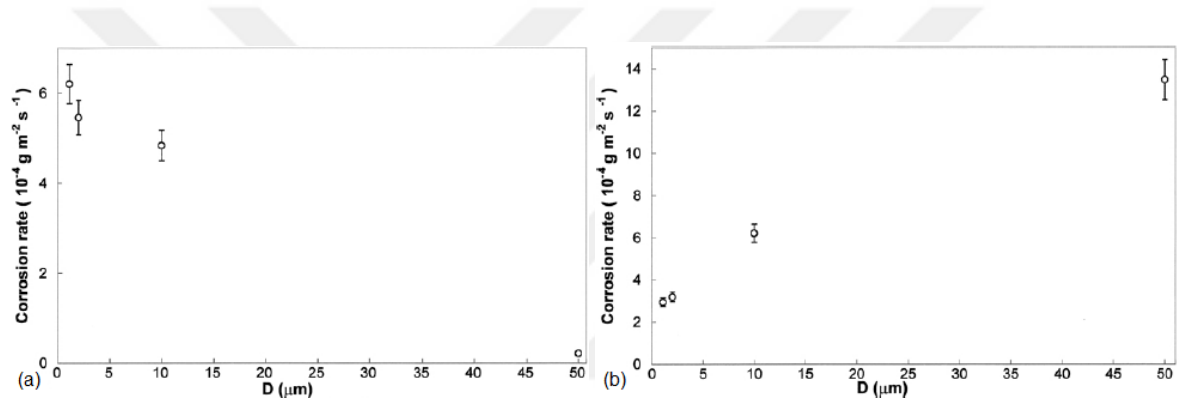
Bakhtiari ve Berenjani tarafından soğuk deformasyona uğramış 316L çeliğin yapısı, mikro sertliği ve korozyon direnci değerlendirilmiştir. Şekil 2.60'da görüldüğü üzere korozyon potansiyeli değeri %10 soğuk deformasyona sahip numune için -110 mV ve %80 soğuk deformasyona sahip numune için -590 mV değerine düşmüştür. Malzemede farklılaşmış deformasyon derecesine sahip bazı yerlerin mevcut olduğu durumlarda, bu tür bir potansiyel farkın korozyon oluşumu için yeterli olacağı bildirilmiştir. Korozyon akımı şiddeti %10 soğuk deformasyon için 42 nA/cm^2 'den 7 kat artarak en yüksek soğuk deformasyona sahip örnek için 320 nA/cm^2 'ye yükselmiştir. Sonuç olarak, yükselen derecede soğuk deformasyonla birlikte artan sertleşme derecesinde 316L çeliğinin genel korozyon direncinin, azaldığı bildirilmiştir [237].



Şekil 2.60. 316L numunelerin tafel polarizasyon eğrileri [237]

Schino ve Kenny, ultra ince taneli AISI 304 paslanmaz çeliğin; genel korozyon (GC), taneler arası korozyon (IGC) ve çukurcuk korozyonunu (PC) davranışını inceleyerek, standart AISI

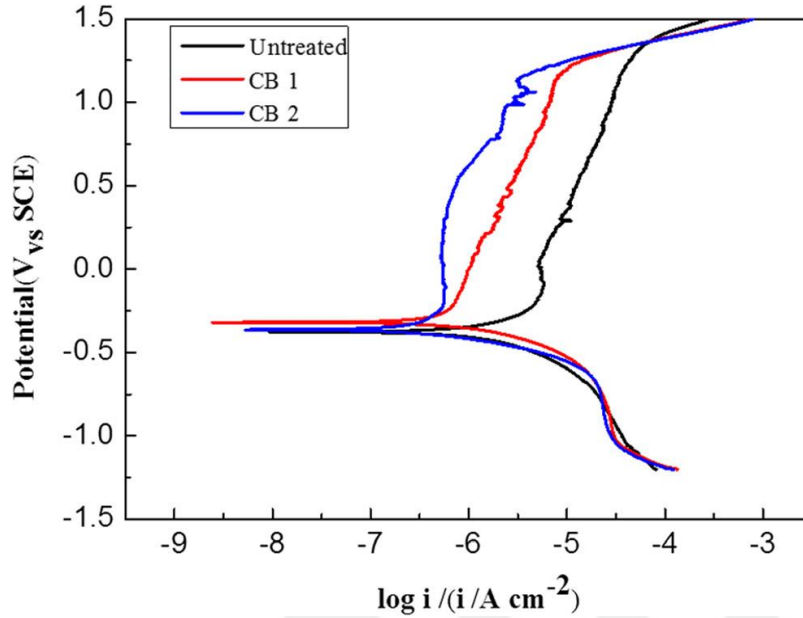
304 çeliğine ait sonuçlarla karşılaştırmışlardır. Korozyon testleri sonuçlarına göre, ultra ince taneli AISI 304 çeliğinin genel korozyon direnci, tane incelmesinden zarar görmüş olup, tane boyutu azaldıkça korozyon hızının arttığı bildirilmiştir (Şekil 2.61 a). Bu durum, tane sınırlarında yoğunlaşan kusurlara ve tane incemesi ile artan tane sınırı yüzey alanının pasif film dengesizleşmesine sebep olmasına atfedilmiştir [210]. Diğer yandan tanecik ebadı azaldıkça taneler arası korozyon hızının da azaldığı bildirilmiştir (Şekil 2.61 b). Taneler arası korozyon, karbürlerin tane sınırlarında çökmesinden kaynaklandığı için, korozyon hızı, birim tane sınırı alanı başına düşen karbürlerin hacimsel oranından etkilenir. Kaba taneli yapıya göre ince taneli yapıda artan tane sınırı ve tane sınır alanı ile IGC hızının düştüğü belirtilmiştir [210].



Şekil 2.61. Tane boyutunun etkisi a) genel korozyon hızına b) taneler arası korozyon hızına [210]

Kriyojenik ezme (burnishing) ile üretilen nanokristal yüzey tabakasına sahip Ti-6Al-4V alaşımı numunelerin (CB1, CB2), ezme işlemi uygulanmamış (Untreated) kaba taneli olan yüzeylere sahip numunelere kıyasla daha iyi korozyon direncine sahip olduğu bildirilmiştir. Elektrokimyasal test sonuçlarının görüldüğü Şekil 2.62'de ki potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinden anlaşılabileceği üzere iki kez kriyojenik ezme uygulanmış (CB2) numuneleri en düşük ($\sim 0,20$ V ve $\sim 0,15$ $\mu\text{A cm}^{-2}$), tek paso kriyojenik ezme uygulanmış (CB1) numunelerin için ikinci en düşük ($\sim 0,07$ $\mu\text{A cm}^{-2}$) ve işlenmemiş numunelerin ise en büyük ($\sim 0,78$ V ve $\sim 0,05$ $\mu\text{A cm}^{-2}$) akım yoğunluğuna sahip olduğu belirtilmiştir. CB1 numunesinin düşük bir akım yoğunluğuna sahip olmasına rağmen, potansiyodinamik polarizasyon eğrisinde belirgin bir pasif platform olmadığı fark edilmiştir. Tane boyutu azaldıkça korozyon direncinin arttığı bulunmuştur. Tane boyutu ile korozyon hızı arasındaki ilişkinin klasik Hall-Petch ilişkisine benzer olduğu iddia edilmiştir. Kriyojenik ezme uygulanmış numunelerin sahip olduğu bu olumlu etki, dislokasyonların ve tane sınırlarının

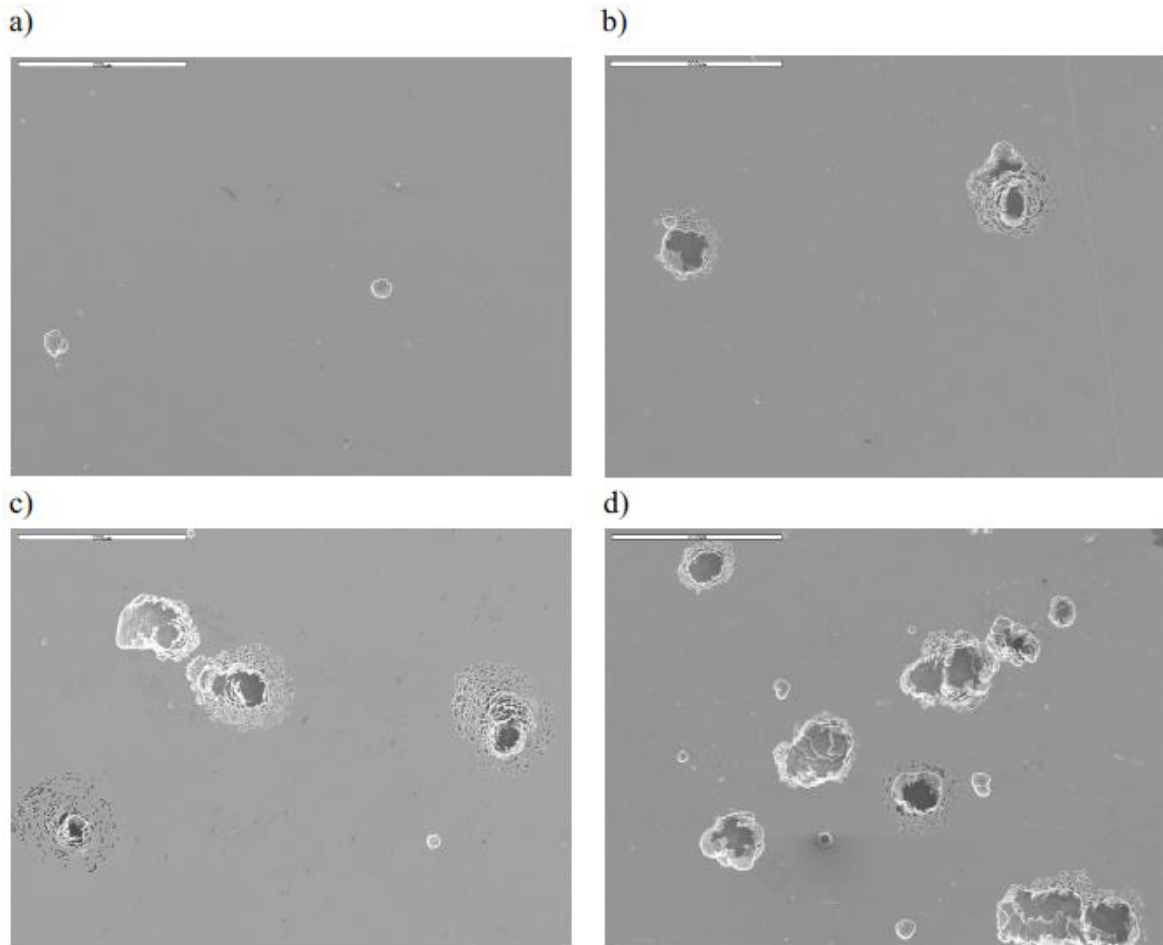
yüksek yoğunluğu nedeniyle Ti-6Al-4V alaşımının nanokristal yüzey tabakası üzerinde oluşan daha hızlı, kararlı ve daha az kusurlu pasif film oluşumuna atfedilmiştir [25].



Şekil 2.62. Kriyojenik ezme uygulanmış (CB1, CB2) ve uygulanmamış (Untreated) Ti-6Al-4V alaşımı numunelerinin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri [25]

Yüzeyin çukurcuk korozyonuna duyarlılığı, çeşitli uygulamalarda paslanmaz çeliklerin seçimiyle ilgili en büyük sorunlardan biridir. Örneğin, biyomedikal implant uygulamalarında yaygın olarak kullanılan paslanmaz çeliklerin seçimi, fizyolojik ortamlarda sundukları çukurcuk direnci tarafından doğrudan belirlenir. Bununla birlikte, AISI 316L ile ilişkili problemlerden biri de, nispeten yüksek miktarda sülfür varlığı olup, çukurcuğa duyarlı MnS inklüzyonlarının (safsızlıklarının) oluşmasına neden olmasıdır. Bu nedenle, 316LVM olarak bilinen, daha saf ve daha pahalı bir 316L tipi çukurlaşmaya daha az duyarlılık gösterir ve ortopedik uygulamalar için daha yaygın olarak kullanılır. Malzemenin yüzeyinde başlayan çukurcuk korozyonu, malzeme insan vücudunda kullanıldığında kontrolsüz iyon salınımı nedeniyle hem biyolojik uyumluluğunu hem de yüzeyde oluşan yoğun stres noktaları nedeniyle mekanik bütünlüğünü olumsuz yönde etkileyebilir. Aslında, çukurcuk korozyonu, birçok uygulama için uygunluklarını ve dayanıklılıklarını etkileyebildikleri paslanmaz çeliklerde en yıkıcı yerel korozyon türlerinden biri olarak sınıflandırılır [38].

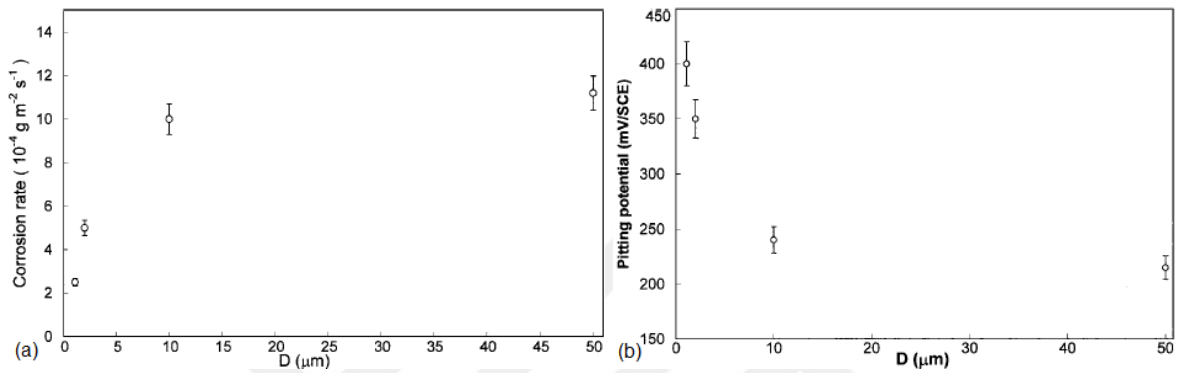
Rutkowska-Gorczyca ve arkadaşları çeşitli oranlarda soğuk deformasyona uğramış AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğe uyguladıkları korozyon testlerinden sonra numunelerin mikroskopik gözlemlerinden, yüzeylerde çukurcuklar oluştuğunu tespit etmişlerdir (Şekil 2.63). Çukurcukların büyüklüğü ve derinliğinin yanı sıra yoğunluğun, numunelerin soğuk deformasyon oranına bağlı olduğu bulunmuştur. Artan soğuk deformasyon oranı ile birlikte, giderek daha fazla sayıda çukur gözlemlendiği bildirilmiştir [236].



Şekil 2.63. Korozyon testleri sonrası numune yüzeylerinin SEM görüntüsü; a) deformasyona uğramamış b) %20 c) %30 d) %50 deformasyon oranları [236]

Deformasyonla tanecik inceltme işleminin; genel korozyon direncini düşürmesinin aksine çukurcuk korozyon direncinin artmasına neden olduğu bildirilmiştir (Şekil 2.64). Kaba taneli çelikte çukurcuk, tek tük geniş ve derin çukurcuklarda sınırlı alanlarda başlar. Buna karşılık, mikroskopi ile açığa çıkarılan küçük tek tük bireysel çukurların varlığına rağmen ultra ince taneli çeliğin çukurlaşması çeşitli bölgelerde başladığından korozyon hızının azalmasına neden olur. Bu durum azalan anodik akım yoğunluğu ile nicel olarak açıklanabilir. Aslında,

ultra ince taneli çeliğin çukurcuk korozyon bölgelerinin artması, katodik alanın azalmasına ve bunun sonucunda anodik akım yoğunluğunun düşmesine yol açar. Şekil 2.64(b)'de ki korozyon verilerinden görüldüğü üzere, çukurcuk potansiyeli, tane boyutu azalarak daha yüksek potansiyellere doğru kayar. Sonuç olarak, ultra ince taneli AISI 304 paslanmaz çeliğin, lokal korozyon duyarlılığına karşı yüksek bir dirence sahip olduğu raporlanmıştır [210].

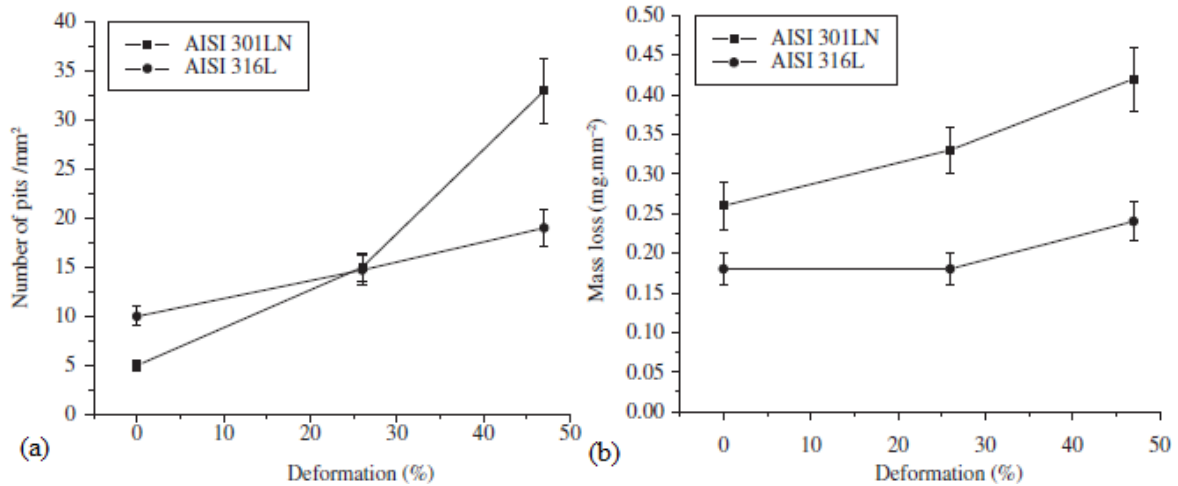


Şekil 2.64. Tane boyutunun a) çukurcuk korozyon hızına b) çukurcuk potansiyeline etkisi [210]

Yukarıda bahsedilen soğuk deformasyonun çukurcuk korozyon direncine pozitif etkisinin aksine, Oliveira Silva ve arkadaşları, soğuk deformasyonun östenitik paslanmaz çeliklerde, özellikle sertleşme ve önemli mikroyapısal değişikliklere neden olduğu ve malzemelerin çukurcuk korozyonuna karşı duyarlı hale geldiğini bildirilmişlerdir. Özellikle AISI 301 ve 304 gibi 3xx serisi çeliklerde meydana gelen martensitik dönüşümün, mikroyapıdaki yüksek hata yoğunluğundan dolayı pasif filmin yırtılmasına neden olabileceği ve bu durumun iki farklı fazın varlığından kaynaklanan kalıntı gerilmelere veya galvanik etkiye neden olacağı belirtilmiştir. Mekanik olarak daha stabil çeliklerde korozyon direncinin, deformasyon ve kusurların eklenmesi ile azalabileceği açıklanmıştır. Ayrıca, mikro yapıdaki büzülmenin östenitik çeliklerin korozyona karşı daha savunmasız olmasına sebep olacağı raporlanmıştır [192].

Şekil 2.65'de görüldüğü üzere deformasyonun AISI 301LN ve AISI 316L paslanmaz çeliklerde çukurcuk korozyonu ve genel korozyon direncini azalttığını bildirilmiştir. Şekil 2.65(a) incelenen her iki çelikte deformasyonla birlikte çukur sayısının arttığını göstermektedir. Bu durum her iki malzemede çukurcukların çekirdeklenmesi için tercihli alanların ortaya çıkmasına yol açan deformasyon işlemi sonucu oluşan kusurlarla ilişkilidir.

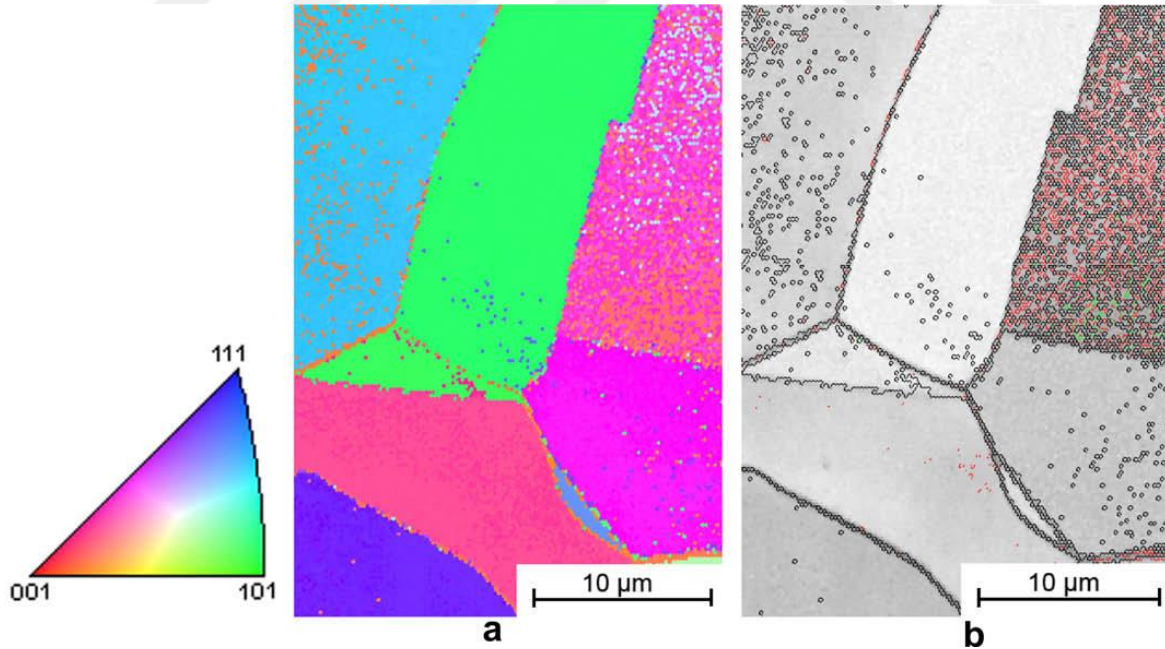
Şekil 2.65(a) ayrıca deformasyonsuz koşullarda, AISI 301LN'de, AISI 316L'den daha yüksek çukur sayısı oluştuğunu, oysa %26 deformasyon oranında her iki çelikte de çukur sayısının benzer olduğunu göstermektedir. %47 deformasyon oranında, AISI 316L, AISI 301LN'den daha fazla sayıda çukurcuk oluşumu sergiler. Bu nedenle, Şekil 2.65'de sunulan sonuçlar, %26'dan daha düşük deformasyon için AISI 316L'nin daha fazla çukurcuk korozyonu direncine sahip olduğunu gösterirken, daha yüksek deformasyon için AISI 301LN'nin, AISI 316L'den daha iyi çukurcuk korozyon direnci gösterdiğini sergiler. Kompozisyondaki Mo varlığının, AISI 316L'nin çukurcuk korozyonuna daha iyi direnç göstermesini sağladığı düşünülmektedir. AISI 301LN'de α' martensitin hacimsel oranının daha yüksek olmasının, çukurcuk korozyon direncini azalttığı görülmektedir. Deformasyonun her iki malzemenin genel korozyonuna (uniform kütle kaybına) etkisi Şekil 2.65(b)'de görülmektedir. Grafik, deformasyondaki artışın, her iki malzemenin kütle kaybında bir artışa yol açtığını gösterirken, deformasyonun genel korozyon direnci için zararlı bir işlem olduğunu belirtmektedir. Tüm deformasyon koşullarında, AISI 301LN'nin AISI 316L'den daha az genel korozyon direncine sahip olduğu ve deformasyonun korozyon direnci üzerindeki etkisinin diğer malzemeye kıyasla 301LN'de daha güçlü olduğu bildirilmiştir [191].



Şekil 2.65. Deformasyonun etkisi; a) çukurcuk sayısına b) kütle kaybına [191]

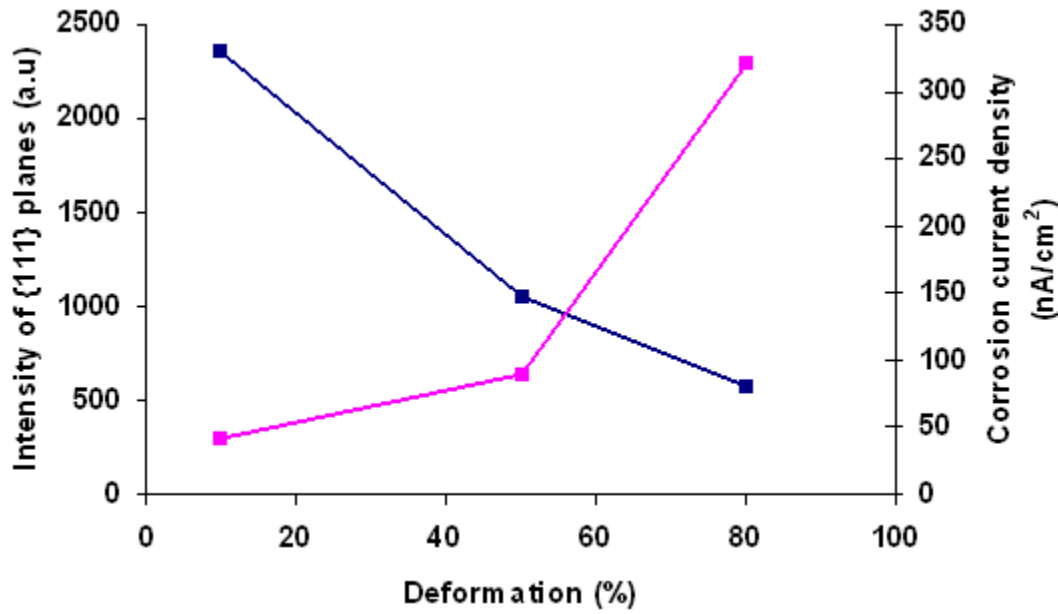
Östenitik paslanmaz çeliklerin dokusunun, malzemenin yüzey çukurcuk direncine etki ettiği bilinmektedir. Malzemeye uygulanan mekanik deformasyonunun veya tavlamanın, tanelerin yönünü etkilediği bilinmektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon davranışının mevcut anizotropik yapısı göz önüne alındığında, çukurcuk korozyon direnci ile

kristalografik düzlemin türü arasında ilişki kurmak kritik bir öneme haizdir. Bu ilişki, farklı dokuya sahip malzemelerin çukurcuklanma hassasiyetini belirleyen bir model geliştirmeyi mümkün kılacak ve sonuçta doku kontrolü ile çukurcuklanma direncinin iyileştirilmesi için yeni bir yöntemle yol açacaktır. Farklı çalışma ortamları için malzemenin yüzey çukurcuk direncini geliştirecek dokunun üretilmesini sağlayan yeni termo-mekanik işlemler geliştirilebilir. AISI 316LVM paslanmaz çelik yüzeyinin çukurcuk korozyonu duyarlılığına kristalografik yönlenmenin etkisi Shahryari ve arkadaşları tarafından incelenmiştir. Araştırma sonucunda, yüzeyin çukurcuk korozyonuna karşı duyarlılığının, yüzeye paralel düzlemlerin kristalografik yönlenmesine güçlü bir şekilde bağlı olduğu belirtilmiştir. Düzlemsel yönelimlerden, yüksek atom yoğunluğuna sahip $\{111\}$ ve $\{100\}$ düzlemlerinin çukurcuk korozyonuna karşı en yüksek dirence sahip olduğu bildirilirken (Şekil 2.66), genellikle düşük atom yoğunluğuna sahip kristalografik düzlemler için daha düşük bir çukurcuk oluşma direnci beklendiği belirtilmiştir [38]. Yüksek atomik koordinasyonun düşük yüzey enerjisi sağladığı ayrıca bildirilmiştir [23]. Sonuç olarak, doku optimizasyonunun 316LVM'nin çukurcuk korozyonu direncini arttırmada yeni bir araç olabileceği bildirilmiştir [38].



Şekil 2.66. AISI 316LVM numunesinin yüzeyindeki bir alanın tipik bir OIM haritası; a) renklendirilmiş tanelerin kristalografik oryantasyonu, b) tanelerdeki mikro çukurcuk dağılımı [38]

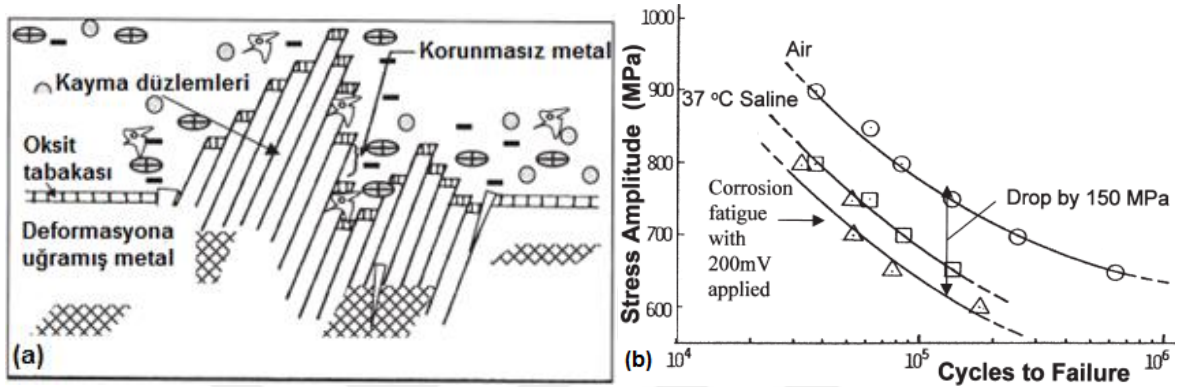
Soğuk deformasyonun birçok alaşımdaki dokuyu etkileyebileceği iyi bilinmektedir. Korozyon özelliklerinin sadece mikro yapıya değil, aynı zamanda geliştirilen dokuya da bağlı olduğu belirtilmiştir. Soğuk deformasyon uygulanan AISI 316L alaşımının incelendiği bir araştırmada, yüksek atom yoğunluğuna bağlı olarak $\{111\}$ düzlemleri güçlü korozyon direncine sahip olduğu açıklanmıştır. 316L'nin soğuk deformasyon derecesindeki artışın, $\{111\}$ sıkı paket düzlemlerinin azalmasına neden olduğu bildirilmiştir. XRD desenindeki $\{111\}$ sıkı paket düzlemlerinin bağıl şiddeti daha yüksek olan numuneler, $\{111\}$ bağıl şiddeti düşük olan numunelere göre daha iyi korozyon direncine sahip olduğu tespit edilmiştir (Şekil 2.67). Bu durum atom yoğunluğu yüksek kristalografik düzlemlerde, bağların kopması ve akabinde atomların çözünmesi için daha yüksek bir enerji gereksinimine atfedilmiştir [237].



Şekil 2.67. AISI 316L numunelerinin; bağıl şiddet, deformasyon derecesi ve korozyon akımı yoğunluğu arasındaki ilişki [237]

Periyodik dinamik yükler altında bulunan bir parça zamanla yorulur. Yorulan parçalar normalden daha küçük gerilme değerlerinde hasara uğrarlar. Ayrıca yorulma ve korozyonun kombine etkisi parçanın kısa sürede çatlamasına sebep olur [238]. Birleşik mekanik ve kimyasal prosesler, çatlak başlangıcında hayati bir rol oynar. Hızlı bir şekilde yeniden pasifleşememe, yüzey katmanlarının elektrokimyasal bozulmasına neden olur. Şekil 2.68(a), yorulma sürecinde koruyucu oksit filmi kırarak içinden geçebilen kayma bantlarının nasıl oluştuğunu şematik olarak göstermektedir. Bu durum, korunmasız bölgeleri anında

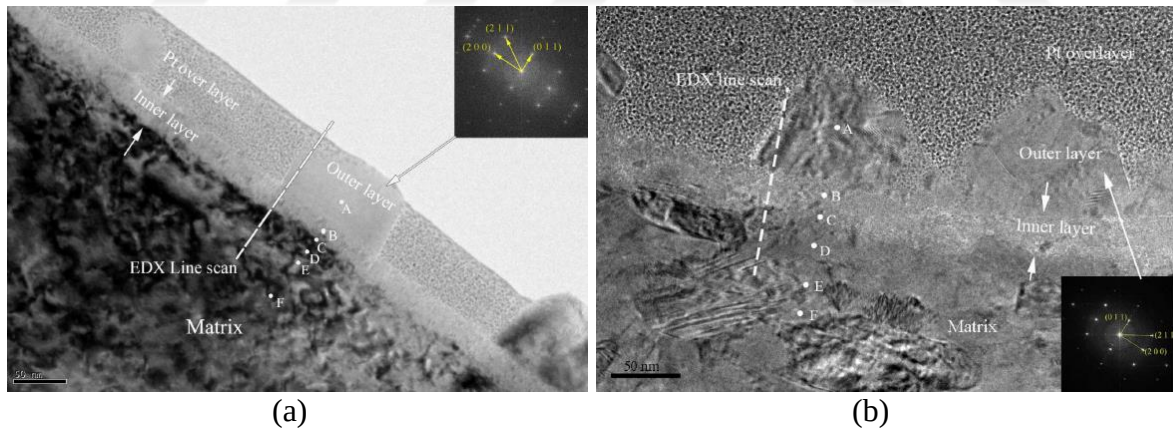
korozyona maruz bırakır [175]. Soğuk deforme edilmiş 316L paslanmaz çeliğin in-vitro korozyon yorgunluğunun incelendiği bir araştırmada, korozyon akımı izlenerek çatlak başlangıcının net belirtisinin tespit edildiği bildirilmiştir. Ayrıca, metal yüzeyine uygulanan 200 mV ile oksit tabaka pasivasyonu baskılanarak, yorulma mukavemetinde 150 MPa civarında önemli bir düşüş gözlenmiştir (Şekil 2.68 b) [239].



Şekil 2.68. a) Yorulma sürecinde vücut sıvısı ortamında yeni kayma düzlemlerinin oluşumu ve korunmasız bölgelerin elektrokimyasal-biyolojik aktivitelere maruz kalışının şematik gösterimi [175], b) soğuk deformasyona uğramış 316L çeliğin korozyon yorulması [239]

Östenitik paslanmaz çeliklerde yüzey işlemeyle ortaya çıkan yüzey özelliklerindeki karmaşık değişiklikler, oluşan oksit filmlerin özellikleri ve korozyon davranışı üzerinde etkilidir. İşleme ile indüklenen yüzey özelliklerinin değişmesi ile oksit filminin mikroyapısal karakterizasyonu arasında bir ilişki vardır. Ayrıca, aşınmış alt yüzeylerin (ya da oksit filmin altındaki matrisin) özellikleri; oksit filmin pul pul dökülmesini ve gerilme korozyon çatlaklarının başlamasını, yayılmasını doğrudan etkiler. Wang ve arkadaşları, yüzey işlemeden kaynaklanan yüzey özellik değişimlerinin, AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin basınçlı su reaktörü simülasyonundaki korozyon davranışına etkisini araştırmışlardır. Elektro-polisajlı, taşlanmış ve ferzelenmiş üç farklı numune ele alınmıştır. Soğuk deformasyon katmanının yüzey morfolojisi ve mikro yapısı, yüzey pürüzlülüğü, mikro sertlik ve tane büyüklüğü ile karakterize edilmiştir. Ayrıca üç yüzey koşuluyla ilgili oksit filmleri SEM, TEM ve XPS kullanılarak karakterize edilmiştir (Şekil 2.69). Sonuçlar, işlenmiş yüzey koşullarının, çift katmanlı bir yapıdan oluşan oksit filmlerin kalınlığını ve elementel dağılımını etkilediğini gösterirken, üç farklı yüzey üzerindeki oksit film morfolojilerinin ve bileşimlerinin neredeyse aynı olduğu görülmüştür. Dış katman, manyetit oksit (Fe_3O_4) partiküllerinden oluşurken, iç katman krom bakımından zengin nanokristalden

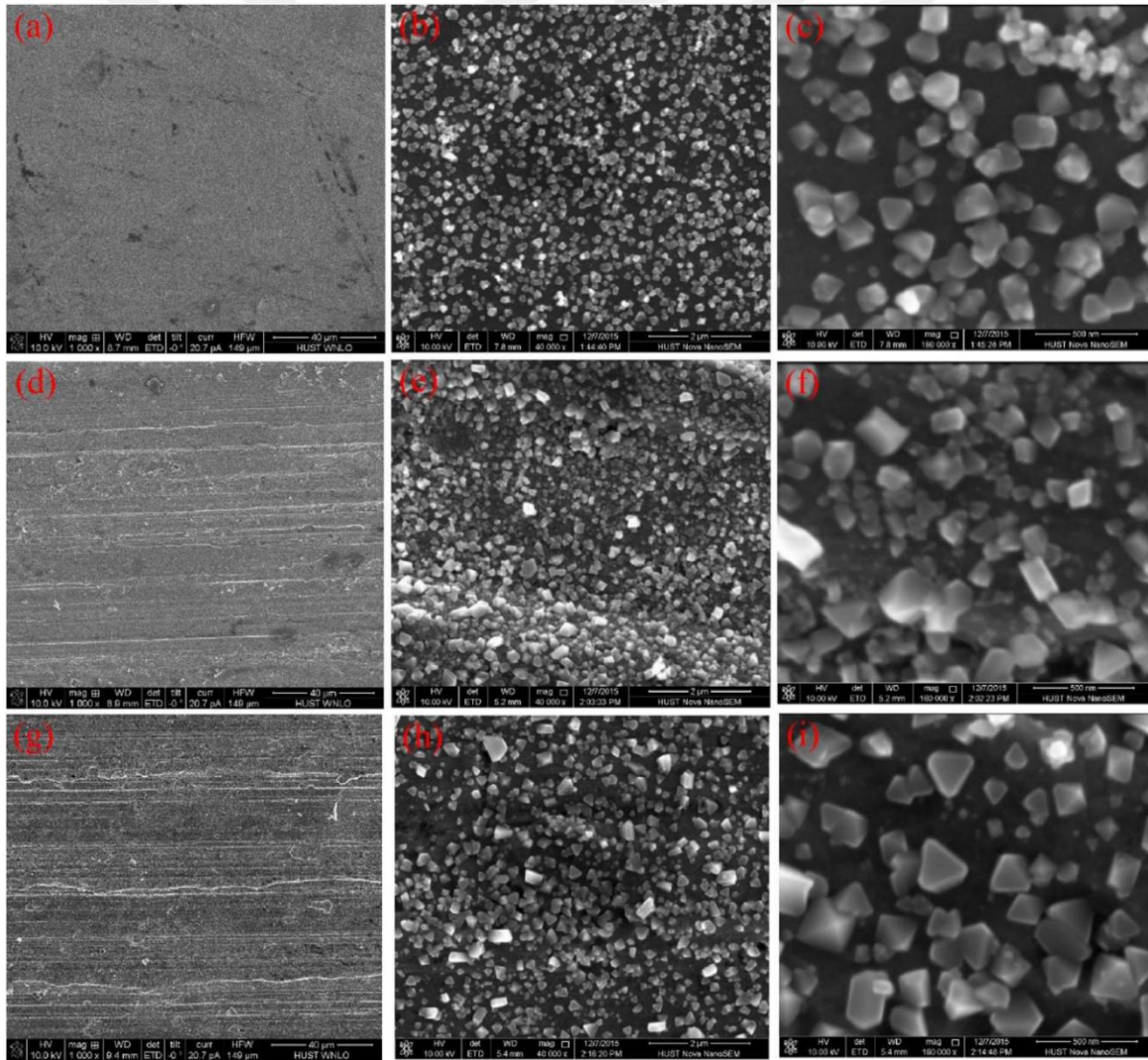
oluşmaktadır. Özellikle, krom bakımından zengin katmanın korozyon direncinde önemli bir rol oynadığı düşünülmektedir. İç tabaka kalınlığının homojenliği, yüzey hazırlama yöntemlerinden etkilenmiştir. En iyi homojenliği, elektro-polisaj uygulanmış yüzeydeki oksit film sergilerken, ardından taşlanmış ve frezelenmiş yüzeyler gelmiştir. İç katmanın ortalama kalınlığı, elektro-polisajlı yüzeyden başlayarak taşlanmış ve frezelenmiş yüzeylerde sırasıyla artarak yükselmiştir. İç oksit filmindeki krom konsantrasyonu elektro-polisaj uygulanmış yüzeyde en yüksek seviyede ve ardından taşlanmış yüzey gelirken, en az krom konsantrasyonu frezelenmiş yüzeyde meydana gelmiştir. Diğer yandan iç katmandaki en yüksek molibden konsantrasyonu frezelenmiş yüzeyde gözlenirken ve en düşük oran elektro-polisaj uygulanmış yüzeyde gözlenmiştir. Oksit filmlerin her katmanındaki demir konsantrasyonlarının, farklı yüzeyler arasında hemen hemen benzer olduğu görülmüştür. Tüm yüzeyler için oksit-metal arayüzünde nikel zenginleşmesi gözlemlenmiştir. Oksit-metal ara yüzündeki nikel konsantrasyonu frezelenmiş yüzeyde en yüksek seviyede iken ardından sırasıyla taşlanmış ve elektro-polisaj uygulanmış yüzeyler gelmiştir. Aşırı soğuk deformasyon, oksit tabaka iç filmde daha fazla krom ve demir tükenmesine ve oksit-metal arayüzünde daha fazla nikel zenginleşmesine neden olduğu bildirilmiştir [180].



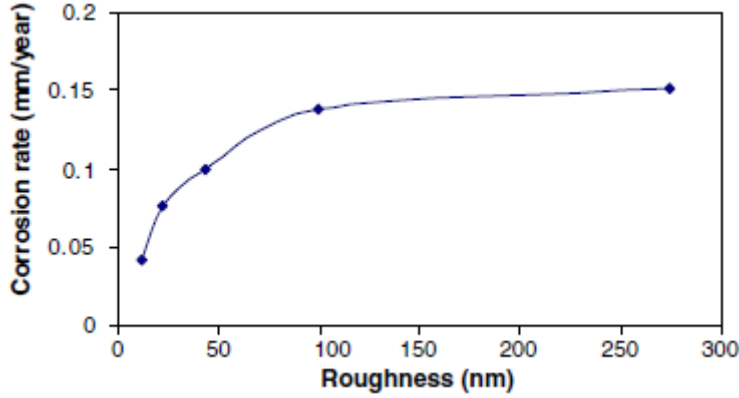
Şekil 2.69. Basınçlı su reaktörü simülasyonuna maruz bırakılmış 316 östenitik paslanmaz çelik yüzeyinde oluşan oksit film morfolojisinin TEM kesit görüntüsü; a) elektro polisaj uygulanmış yüzey, b) frezelenmiş yüzey. Kırınım deseni dış katmandaki kristalin manyetit (Fe_3O_4 , Ortorombik) olduğunu göstermektedir (bölge eksen $[0 \bar{1} 1]$). EDX analiz noktaları; dış katman (A), iç katman (B), ara yüz (C) ve ara yüzden belirli mesafelerdeki matris (D, E, F) bölgelerine karşılık gelir [180]

Şekil 2.70, basınçlı su reaktörü simülasyonunda, 120 saat yüksek sıcaklıktaki suya maruz kaldıktan sonra üç farklı yüzeyden tipik yüzey morfolojilerinin SEM görüntülerini sergilemektedir. Düşük büyütmedeki resimlerde, oksit ürünlerinin yapısı gözlenemezken,

taşlanmış ve frezelenmiş yüzeylerde işleme izlerinin açıkça görüldüğü (Şekil 2.70 d, g) ve elektro-polisajlı yüzeyin (Şekil 2.70 a) nispeten pürüzsüz olduğu görülmektedir. Yüksek büyütmelerde, elektro-polisajlı yüzeyin 150 nm ila 165 nm arasında değişen seyrek oksit partikülleri (Şekil 2.70 b, c) ile kaplı ve partikül boyutlarının oldukça uniform olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca taşlanmış yüzeyin elektro-polisaj yapılmış olandan daha yoğun oksit partikülleri ile kaplı olduğu (Şekil 2.70 e, f) ve partikül boyutlarının 50 nm ila 280 nm arasında değiştiği bildirilmiştir. Frezelenmiş yüzeyin, taşlanmış yüzey gibi oksit partikülleri ile yoğun bir şekilde kaplı olduğu (Şekil 2.70 h, i) ve partikül boyutlarının 50 nm ila 400 nm arasında değişmesinden dolayı üç numune arasında en zayıf homojenliğe sahip olduğu raporlanmıştır [180].

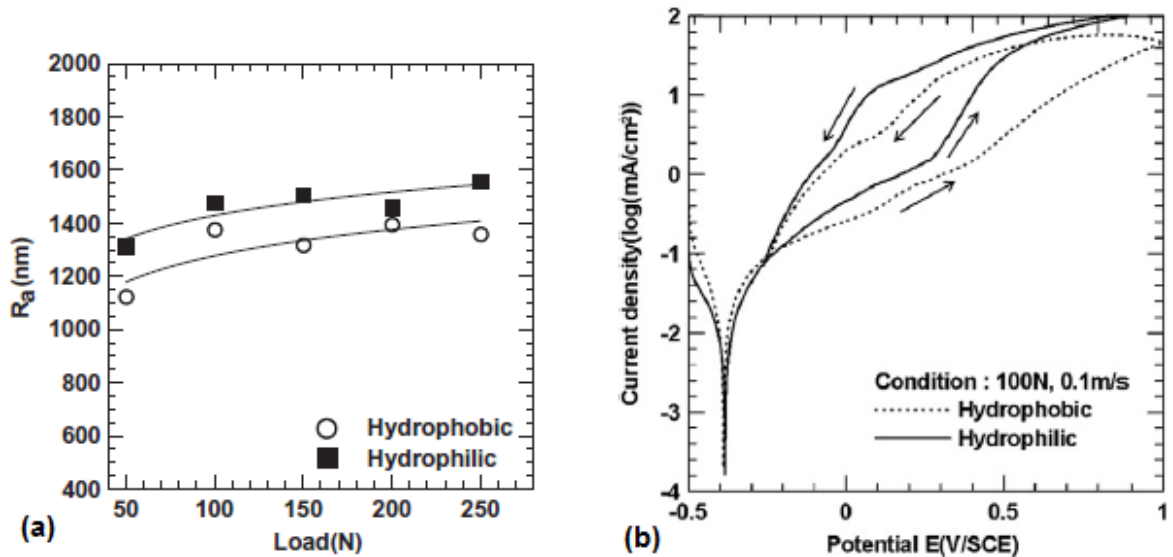


Şekil 2.70. 120 Saat basınçlı su reaktörü simülasyonuna maruz bırakılan AISI 316 östenitik paslanmaz çelik numune yüzeylerinde oluşan oksit film morfolojilerinin SEM görüntüleri: (a, b, c) elektro-polisaj uygulanmış yüzey, (d, e, f) taşlanmış yüzey (g, h, i) frezelenmiş yüzey [180]



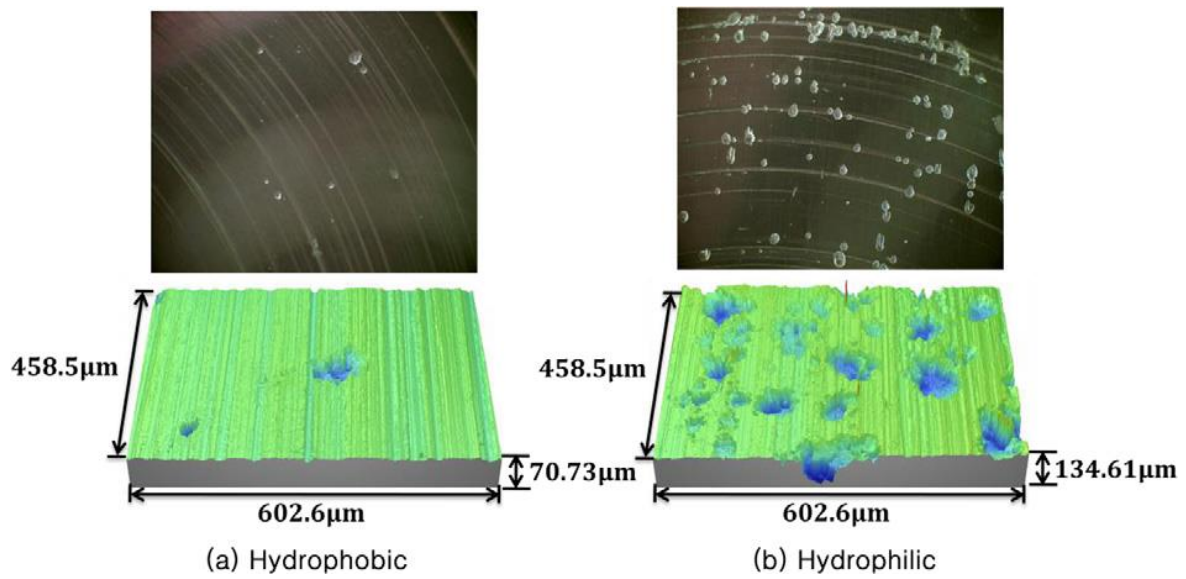
Şekil 2.71. Korozyon hızının yüzey pürüzlülüğüne bağlı değişimi [240]

Korozyonu etkileyen iyi bilinen bir başka faktör de yüzey topografyasıdır. Li ve arkadaşları artan yüzey pürüzlülüğünün yüzey korozyonunu hızlandırdığını bildirmişlerdir (Şekil 2.71). Deneysel sonuçlardan, büyük pürüzlülük değerlerinin düşük çukurcuk potansiyeline (metastabil çukurcukların yüzeyde oluşmaya başladığı potansiyel) karşılık geldiği anlaşılmıştır. Pürüzlü yüzeye kıyasla, pürüzsüz bir yüzeydeki çukurcuk sayısının daha az olduğu gözlemlenmiştir. Pürüzsüz yüzeyde metastabil çukurcuk oluşumunun pürüzlü yüzeye kıyasla daha zor olması, daha küçük korozyon hızına karşılık gelmesine bağlanmıştır [240].



Şekil 2.72. Hidrofilik ve hidrofobik taşlama sıvıları ile yapılan aşınma testi sonucunda; a) yüke bağlı ortalama yüzey pürüzlülüğü değişimi, b) farklı yüzey pürüzlülük değerine sahip iki paslanmaz çelik plakadan elde edilen potansiyodinamik eğriler [241]

Lee ve arkadaşları, yüzey topografyasının 21Cr ferritik paslanmaz çeliğin korozyon dayanımına etkisini araştırmışlardır. Uygulanan yük, hız ve akışkan tipi gibi taşlama koşulları değiştirilerek modifiye edilen yüzey topografyasının, korozyon dayanımı ile ilişkisi incelenmiştir. Sonuçlar, korozyon davranışının, yüzeyde azalan vadi derinliği ile ilişkide olduğunu gösterirken, pürüzlülük ortalaması, RMS pürüzlülük ortalaması, çarpıklık ve diğer pürüzlülük parametrelerinin, korozyon davranışı ile zayıf ilişkide olduğunu göstermiştir (Şekil 2.72). Ayrıca taşlama sıvısı tipinin, taşlanan yüzeyin topografyası üzerinde güçlü etkisi olduğu anlaşılmıştır [241].



Şekil 2.73. Potansiyodinamik testlerden sonra paslanmaz çelik yüzeylerin, optik mikroskop (üst) ve bir lazer konfokal mikroskop (alt) kullanılarak elde edilen görüntüleri [241]

Potansiyodinamik testlerden sonra paslanmaz çelik yüzeylerde, kullanılan taşlama sıvısının tipine bağlı olarak farklı sayılarda korozyon çukurları gözlenmiştir (Şekil 2.73). Hidrofobik sıvı kullanılarak taşlanan korozyon yüzeyde, hidrofilik sıvı kullanılarak taşlanana kıyasla daha az korozyon çukuru oluştuğu tespit edilmiştir. Mikrograf ayrıca, korozyon çukurlarının oluklar boyunca tercihli bir şekilde hizalandığını ve aşınma testleri sırasında üretilen yüzey izlerinin (pürüzlerin) çukurcuk korozyonu sırasında korozyonun ilk aşamasında yok olduğunu, bu nedenle taşlanan yüzeydeki derin vadilerin çukurcuk çekirdeklenmesi için uygun alanlar olduğunu düşündürmektedir [241].

2.5. Literatür Taramasının Değerlendirilmesi

Bu bölümde sunulan literatür araştırması, yüzey bütünlüğünün talaşlı imalat yöntemi ile belirgin şekilde değiştiğini açıkça göstermektedir. Yüzey bütünlüğündeki bu değişiklik işlenen parçaların fonksiyonel performansı üzerinde kritik bir etkiye sahip olacaktır. Talaşlı imalattan kaynaklanan yüzey bütünlüğü değişimlerini anlamak için birçok çaba gösterilmesine rağmen, çoğu çekme gerilimi, beyaz tabaka ve diğer yüzey kusurları gibi istenmeyen yüzey bütünlüğü oluşumlarından kaçınmaya odaklanmıştır. Arzu edilen yüzey bütünlüğü vasıtası ile imal edilen ürünlerin fonksiyonel performansını artırmak için talaşlı imalat işleminden faydalanma olanakları yeterince araştırılmamıştır. Aşağıdaki bölümlerde sunulan deneysel sonuçlar; nano veya çok ince tane yapısı, güçlü bazal doku vb. gibi arzulanan yüzey bütünlüğü faktörleri vasıtası ile AISI 316LVM alaşımının korozyon dayanımını artırmak için talaşlı imalat ve geleneksel imalat proseslerini kullanma potansiyelini gösterecektir. Farklı kesme parametreleri ve soğutma koşullarından kaynaklanan yüzey bütünlüğü sonuçlarının yanı sıra seçilen işlenmiş numunelerin korozyon performansı testi verileri sunulmuştur.

Ayrıca literatür araştırması incelendiğinde biyomedikal endüstride geniş bir kullanım alanına sahip olan östenitik paslanmaz çelik alaşımlarının ve bu alaşımların içerisinde geniş kullanım alanına sahip AISI 316L alaşımının son yıllarda yerini almaya başlayan medikal sınıf paslanmaz çelik olarak adlandırılan AISI 316LVM alaşımı için gerek işlenebilirlik performansı gerekse yüzey bütünlüğü konusunda yeterli çalışmanın olmadığı görülmektedir. Sıralanan sebeplerden dolayı, AISI 316LVM alaşımının işlenebilirlik performansı, yüzey bütünlüğü ve servis performansı konusunda çalışma yapmanın bir gereklilik olduğu anlaşılmaktadır.

3. KURAMSAL TEMELLER

3.1. Östenitik Paslanmaz Çelikler ve Biyomedikal Alaşım AISI 316LVM

Paslanmaz çelikler; bileşimlerinde yüksek oranda krom ve nikel bulunduran demir esaslı alaşımlardır [140, 242]. Korozyona ve paslanmaya karşı direnç gösteren paslanmaz çeliklerin en önemli alaşım elementi, kimyasal bileşimlerinde ağırlıkça en az %11 oranında bulunması gereken kromdur. Ayrıca alaşıma ilave edilen nikel ve molibden korozyon direncini yükseltir. Mikroyapılarındaki baskın faz durumuna göre; martenzitik, ferritik, östenitik olmak üzere üç gruba ayrılan paslanmaz çeliklere [243], çökeltme sertleşmesi (PH) ile çift fazlı (dubleks) paslanmaz çeliklerin de ilavesi ile beş grupta toplanmışlardır.

Östenitik grupta yer alan paslanmaz çelikler, yaklaşık %70 lik kullanım oranı ile en çok kullanılan paslanmaz çelik malzemelerdir [140, 244]. Östenitik paslanmaz çeliklerin implant imalatında kullanılmasını sağlayan temel özellik, bileşimlerindeki %15' in üzerinde yüksek krom (Cr) içeriği sayesinde yüzeylerde oluşan kararlı bir oksit tabakasıyla yüksek korozyon dayanımıdır. Bu alaşımlara östenitik denmesinin nedeni bileşimlerinde bulunan %8' in üzerindeki nikelin (Ni) östenit fazını (yüzey merkezli kübik, γ demiri türü) kararlı duruma getirmesi sonucu yapının oda sıcaklığında dahi östenitik olmasındandır. Yapıdaki nikel, demir-krom-karbon alaşımlardan ferriti hemen hemen yok ederken östenit alanını genişletir. Östenitik paslanmaz çeliklerden 316L kalitesi biyouyumlu özellik sergilemesi sebebiyle başta cerrahi ekipman yapımı olmak üzere biyomedikal implant uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır [140, 245]. Bu çeliklerin implant üretiminde kullanımını sağlayan bir diğer özellik de, karbon içeriğinin normal serilerde maksimum %0,08 iken L serilerinde bu oranın maksimum %0,03 olması vücut içerisinde korozyon dayanımını en aza indirmesidir. Ayrıca AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin vücut içerisinde çukurcuk korozyonuna karşı direncini de, bileşimindeki %2 molibden (Mo) içeriği sağlamaktadır [246-248].

Temel alaşım elementi krom ve nikel olan östenitik paslanmaz çeliklerin (200 ve 300 serisi paslanmaz çelikler) diğer paslanmaz çeliklere göre korozyon direnci açısından önemli üstünlükleri vardır [36, 54]. Bu alaşımlar, geniş bir sıcaklık aralığında sahip oldukları yüksek tokluk ve yüksek dayanım değerleri ile ön plana çıkarlar ve 540 °C'ye kadarki sıcaklıklarda

oksidasyona karşı dayanım gösterirler. Bu grupta yer alan malzemelerin başında 302, 304, 310, 316, 321 ve 347 sınıf paslanmaz çelikler gelmektedir [54, 249].

Çizelge 3.1. AISI 316L Paslanmaz çeliğin mekanik özellikleri [40]

AISI 316L (% ağır.)	Mekanik Özellikler (Tavlanmış)				
Balans elementi Fe; 16-18,5 Cr; 10-14 Ni; 2-3 Mo; <2 Mn; <1 Si; 0,03 C	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Elastikiyet Modülü (GPa)	Maksimum Uzama (%)	Yoğunluk (g/cm ³)
	190	490	193	40	8

Günümüzde otomotiv ve biyomedikal sektörleri başta olmak üzere kullanım alanları artan 316L östenitik paslanmaz çelik malzemeler, sergilemiş olduğu yüksek mekanik özellikleri sebebiyle (Çizelge 3.1), diğer paslanmaz çeliklere oranla daha düşük termal iletkenlik ve deformasyon karşısındaki mikroyapısal özellikleriyle kesilmesi zor malzeme grubunda yer almaktadır. Bahsedilen özellikleri nedeniyle diğer paslanmaz çelik malzemelere oranla işlenebilirlik özellikleri daha düşük olan bu malzemelerin talaşlı imalatı sırasında pekleşme eğilimi göstermesi ve buna bağlı olarak vibrasyon ve düzensiz talaş oluşumu diğer olumsuz özellikleri olarak göze çarpmaktadır [144, 250].

Son yıllarda implant üretiminde AISI 316L paslanmaz çeliğinin yerini alan AISI 316LVM (Low Carbon Vacuum Melting) östenitik paslanmaz çeliği medikal kalite (grade) olarak adlandırılır. Vakum ergitme ile yüksek oranda saflık ve temizlik sağlanır. Safsızlıkların temizlenmesinin ötesinde bu işlem, 316 kalitenin benzersiz nikel ve krom içeriği kombinasyonu ile paslanmaz çeliği korozyona dayanıklı kılan yüzeyde krom oksit tabakası oluşumunu kolaylaştırır. Diğer 300 serisi paslanmaz çeliklerdeki tane sınırı karbür çökmesi korozyon dayanımını düşürürken, 316LVM de karbon oranı düşürülerek bu durum kontrol altına alınmıştır. Genel korozyona, yüzeyde karıncalanmaya (çukurcuk-pitting), çatlak (crevice) korozyonuna ve taneler arası (intergranular) korozyona karşı mükemmel dayanıklıdır [32].

3.2. Biyomedikal İmplantlar

3.2.1. Biyomalzeme ve biyouyumluluk

İnsan vücudundaki dokuların bir kısmının fonksiyonlarını yerine getiremez duruma gelmesi yapay olarak geliştirilen malzemelerin kullanımını gündeme getirmiştir. Geçici veya daimi, dâhili veya harici olarak, tedavi ve onarım gibi amaçlarla vücuda monte edilen malzemelere implant malzemesi veya biyomalzeme denir [12].

Biyomalzemeler, insan vücudundaki organ ya da dokuların işlevlerini yerine getirmek veya desteklemek amacıyla kullanılan malzemeler olup, devamlı veya belli aralıklarla vücut sıvıları ile temas halindedirler. Biyouyumluluk, bir biyomalzemenin en önemli özelliği olup, vücut tarafından kabul edilebilirlik olarak tanımlanabilir. Biyomalzemelerin, kendilerini çevreleyen dokuların normal değişimlerine engel olmaması ve dokuda istenmeyen tepkilere (iltihaplanma, pıhtı oluşumu vb.) neden olmaması gerekir [8]. Biyomalzemeler implant malzemeleri olarak sınıflandırılır.

İmplant malzemeleri, vücut içine monte edilerek vücudun doğal bir elemanının yerini alacağı için biyolojik olarak vücutla uyumlu (biyouyumlu) olmalıdır. Biyomedikal uygulamalarda en önemli husus implantların biyouyumluluklarının yüksek olmasıdır. Vücut içinde (in vivo) mükemmel korozyon direncine sahip olmaları ve herhangi bir katkı maddesi kullanmaksızın (kalsiyum fosfat kristalleri, hücreler, proteinler ve kollajen gibi kemik bileşenlerinin oksite bağlanması sayesinde) kemikle hızlı bir şekilde bütünleşerek (osseointegrasyon) kalıcı bir bağlanma sağlanmalıdır [251]. Osseointegrasyon, implant ve canlı kemik arasındaki direkt fonksiyonel ve yapısal birleşme olarak tanımlanır.

Bir implantın vücut içerisinde kullanımı malzeme özellikleri, tasarımı ve biyouyumluluğu başta olmak üzere birçok faktöre bağlıdır. Yeterli mekanik mukavemet, yorulma ve bükülme direnci istenilen en belirgin mekanik özelliklerdir. En önemli malzeme özelliği, biyolojik ortamda özellikleri bozulmadan devamlılığını sürdürebilmesidir [12].

İdeal bir implantın yumuşak dokular tarafından fizik olarak etkilenmemesi, yabancı cisim reaksiyonuna, enflamasyona, alerji ve hipersensitiviteye neden olmaması, kimyasal olarak inert (aktif olmayan) olması, karsinojenik (kanser yapıcı) olmaması, yapısını ve

devamlılığını koruyabilmesi, istenilen şekli alabilmesi, sterilize edilebilmesi ve yeterli mekanik özelliklere sahip olması gerekmektedir [12, 252, 253]. Fakat insan organizması için tümüyle inert bir malzeme yoktur. Her tür biyomalzeme implant; vücuda uygulandığında değişen derecelerde bir bağışıklık yanıtına yol açar. Malzemenin vücutta oluşturduğu etkiye yanıt olarak oluşan doku cevabı, onun biyolojik uyumluluğunu belirlemektedir [13, 254].

Malzemenin kimyasal yapısının yanı sıra ara yüzeydeki nanometre boyutta proteinlerin ve mikron boyutta hücrelerin tutunmasını etkileyen diğer fizikokimyasal özelliklerin de (topografi, yüzey kimyası, elastikiyet, pürüzlülük, hidrofilik (bir molekülün hidrojen bağları kurarak suya bağlanabilmesi), yük vb.) dikkate alınması gerekmektedir. Beklentiler daha çok malzeme yüzeyi ile ilgili olduğundan, biyomalzemelerin yüzey modifikasyonları büyük önem taşımaktadır [8, 255, 256].

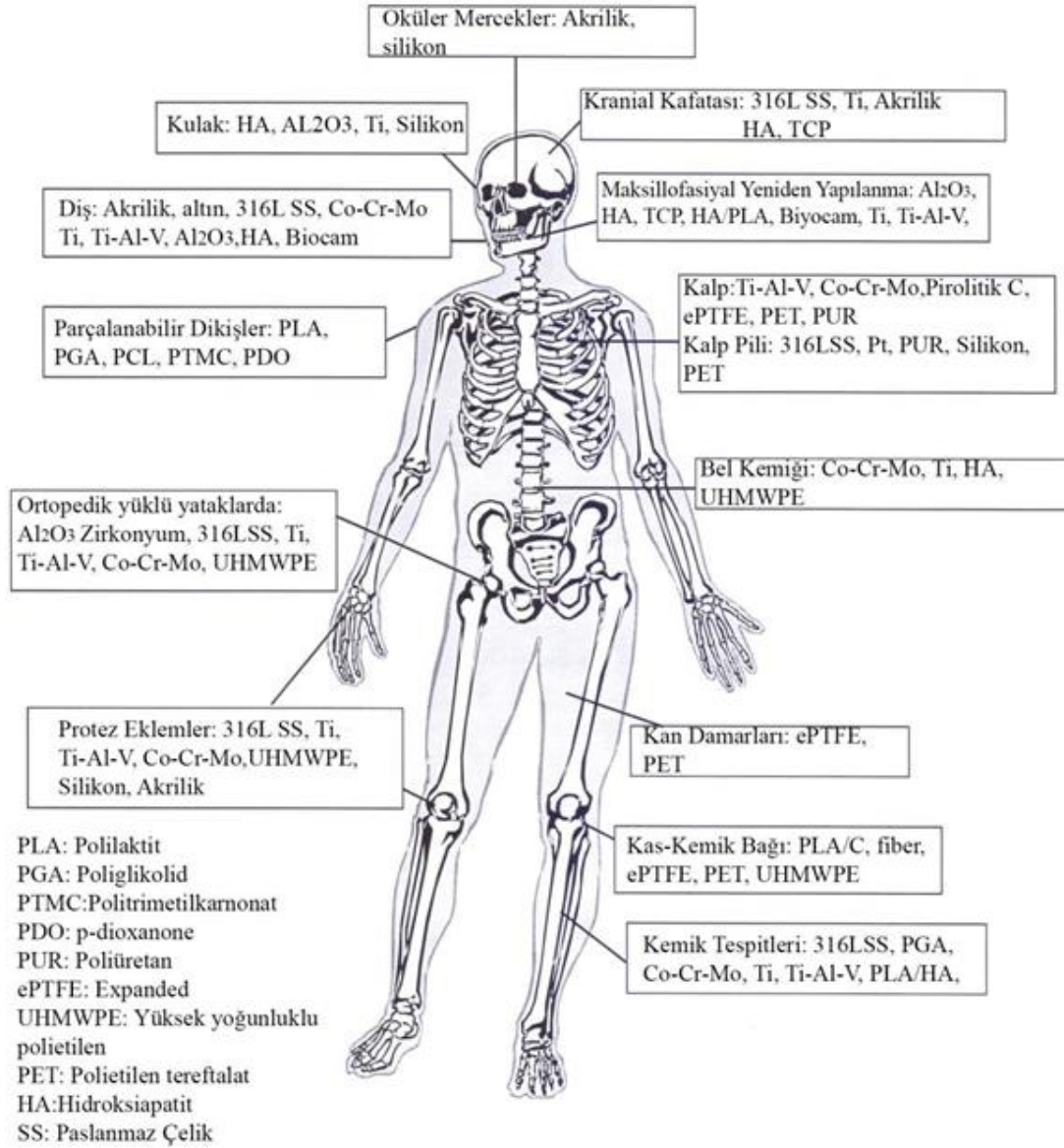
3.2.2. Biyomedikal implant uygulamaları

Östenitik paslanmaz çelikler, yüksek mekanik özellikler ve korozyon dayanımı gibi eşsiz bir kombinasyon sağladıklarından tıpta, kimya endüstrisinde ve nükleer güç istasyonlarında kritik yapı komponentleri olarak geniş ölçüde kullanılmaktadır [16]. Biyomedikal malzeme olarak kullanılacak metalin türü özellikle implant uygulamasına bağlıdır. Aşağıdaki tabloda çeşitli implantlar ve üretildikleri metaller görülmektedir. Çizelge 3.2'den anlaşılabileceği üzere 316L paslanmaz çelik, kardiyovasküler alandan otorhinoloji (KBB) alanına kadar tüm implant uygulamalarında hala en çok tercih edilen alaşımdır [40].

Çizelge 3.2. İmplant örnekleri ve kullanılan metal tipi [40]

Bölüm	İmplant Örnekleri	İmplant Malzemesi
Kardiyovasküler	Stent, Yapay kapakçık	316L; CoCrMo; Ti; Ti6Al4V
Ortopedik	Kemik tespiti (plaka, vida, pim), Yapay eklemler	316L; Ti; Ti6Al4V; CoCrMo; Ti64; Ti6Al7Nb
Diş hekimliği	Ortodontik tel Dolgu	316L; CoCrMo; TiNi; TiMo AgSn(Cu) amalgam, Au
Kraniyofasiyal (baş ve yüz)	Plaka ve vida	316L; CoCrMo; Ti; Ti64
Otorhinoloji (KBB)	Yapay kulak zarı	316L

Şekil 3.1’de insan vücudunda kullanılan çeşitli implantların kullanım yerleri ve üretildikleri malzemeler genel olarak sergilenmiştir.



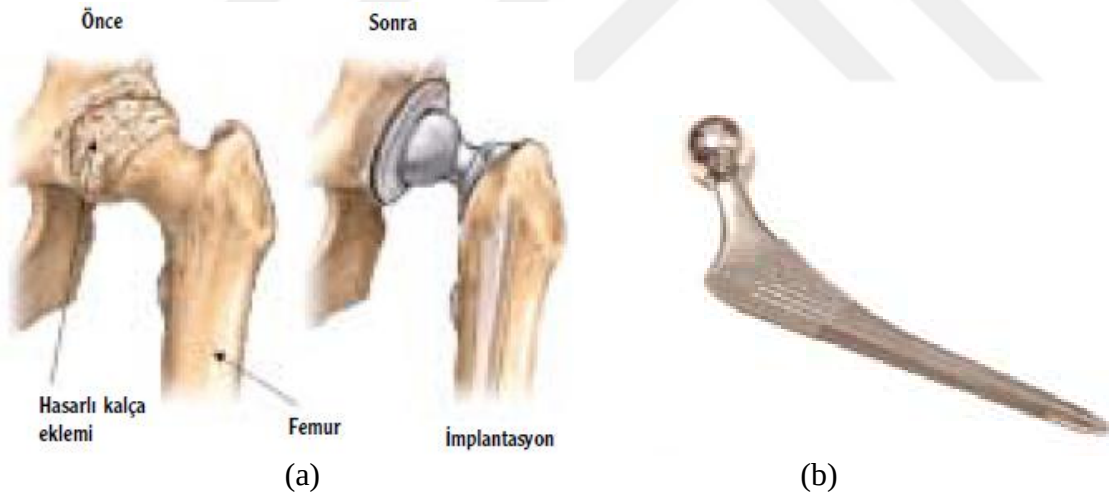
Şekil 3.1. İnsan vücudunda kullanılan biyomalzemeler [257]

Günümüzde dünya genelinde milyonlarca kemik plağı ve metal ortopedik bağlantı implantı (diz ya da kalça implantları) ameliyatları yapılmaktadır. Bunu rakamsal olarak ifade edecek olursak sadece Amerika Birleşik Devletleri’nde yılda 300000’den fazla kalça implantı ameliyatı yapılmaktadır. Kalça ve diz implantlarının çoğu, dövülerek ya da dökülerek hazırlanan ön şekillendirilmiş parçanın CNC tezgâhlarda işlenmesi ile ya da doğrudan toz metalürjisi teknikleri ile yapılmaktadır [258, 259].



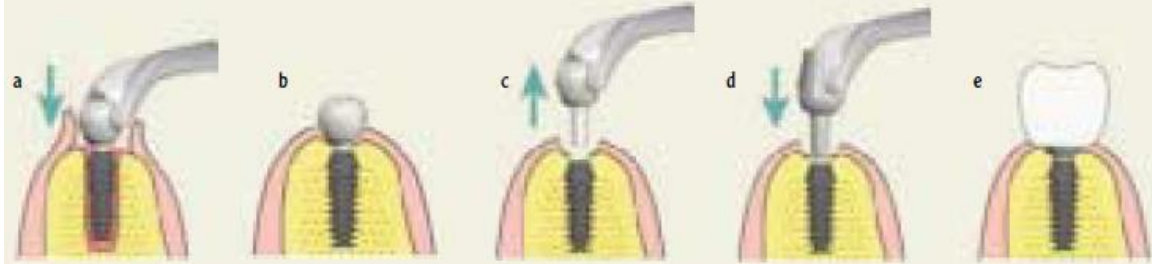
Şekil 3.2. Kırık sabitlenmesinde kullanılan çeşitli plakalar ve vidalar

Vücut içi medikal implant uygulamaları için geliştirilen ve Şekil 3.2 ve Şekil 3.3’ de bazı ortopedik uygulama örnekleri görünen 316LVM paslanmaz çelik, genel olarak ortopedik implantlarda (plaka, travma çivisi, tel, kemik pimleri, sonda, tel zımba), nörolojik uygulamalarda, kromatografi kolonları ve cerrahi alet yapımında kullanılan iyi biyouyumluluk ve korozyon dayanımı özelliklerine sahip bir malzemedir [32].



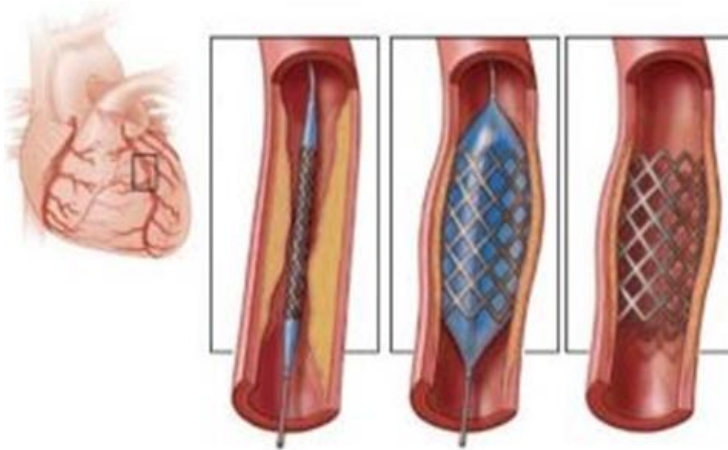
Şekil 3.3. a) Hasarlı kalça eklemi ve implant uygulaması, b) Paslanmaz çelik kalça protezi [260]

Diş çekimi en sık gerçekleştirilen cerrahi işlem olduğundan diş hekimliği 316L alaşımdan yapılan implantların kullanıldığı alanlardan birisidir (Şekil 3.4). Ortodontik tedavilerde paslanmaz çelik alaşımları (316L) tel olarak kullanılabilmektedir [15].



Şekil 3.4. Diş implantının yerleştirilmesi: a) Diş kökü görevi gören implant geçici vidasının çene kemiğine tespiti. Bu işlem lokal anestezi altında bir saatten daha az sürede gerçekleştirilir. b) İyileşme süreci yaklaşık on haftadır. c) Geçici vida çıkartılır. d) Daimi vida yerleştirilir. e) Vidanın üzerine kron yapıştırılır [260]

Görüldüğü üzere metalik biyomalzemeler çoğunlukla hasarlı olan sert dokuyu değiştirmek için kullanılır. Bununla birlikte, metalik biyomalzemelerin yumuşak doku onarımında kullanılması içinde vakalar vardır. Temsili vakalar stent olarak bilinen vasküler destek yapılarıdır [261]. Hastalıkların, sakatlıkların ve dünya çapındaki ölümlerin başlıca sebebi hala koroner arter hastalığıdır. Kardiyovasküler stentler kullanılarak koroner aterosklerotik damar darlığı (damar sertliği) veya vazokonstriksiyon (damar büzülmesi-kasılması) (arter duvarlarındaki yağ veya kalsiyum birikintileri damarda sertleşmeye ve kalınlaşmaya sebep olur) tedavisi için intravasküler endoprotetik teknikler geliştirilmiştir. Metalik koroner stentler, koroner arterleri açık tutan tel ağlardır ve damar tıkanıklığını gidermek için endovasküler iskele görevi görürler. Hastalıklı koroner arter üzerinde sürekli bir radyal basınç uygularlar ve aterosklerotik plak sıkışması (arter duvarında yağ veya diğer maddelerin birikmesi), diseksiyonların kapatılması ve koroner damarın genişlemesi ile sonuçlanırlar [262].



Şekil 3.5. Tipik koroner stent ve balon uygulaması

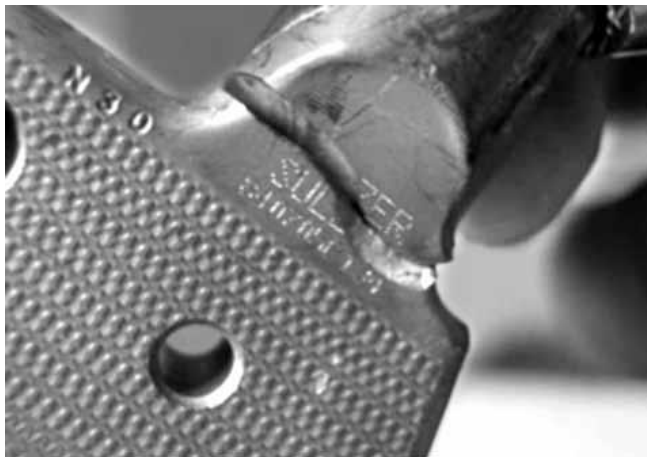
Geometrisi Şekil 3.5’de gösterilen stent, plakların kısmen veya tamamen önlendiği sağlıklı kan akışını sağlamak için hastalıklı damarlara yerleştirilir. Stentler iki tipte gruplandırılmıştır. Balon genişletilebilir ve kendiliğinden genişletilebilir olanlardır. Stent yapılar için kullanılan ana malzemelerden biri de 316L paslanmaz çeliktir [261].

3.2.3. Vücut içi implant uygulamalarında karşılaşılan problemler

Ortopedik implantlarda karşılaşılan genel problemler Çizelge 3.3’de sunulmuştur. İmplant bozunumu, kullanıldığı bölgeye ve hareketine göre değişiklik gösterir. Şekil 3.6’da ise mekanik olarak bozunuma uğramış implant örneği görülmektedir. İmplantlardaki bozunum mekanizmaları; mekanik, fizikokimyasal, elektrokimyasal ve biyokimyasal/elektrokimyasal reaksiyonlar olarak sınıflandırılabilir (Çizelge 3.4). Bu mekanizmaların en çok karşılaşılan tipi metallerde korozyondur [12].

Çizelge 3.3. Ortopedik implantların genel sorunları [12]

İmplant İle İlişkili Sorunlar	Doku İle İlişkili Sorunlar
Korozyon	Kemik erimesi
Yorulma	Fibroz doku oluşumu
Kırılma	Enfeksiyon
Mekanik uyumsuzluk	Ağrı
Plastik deformasyon	Metal alerjisi
Yük-gerilme kalkanı	Ara yüz ayrışması
Yüzey aşınması	

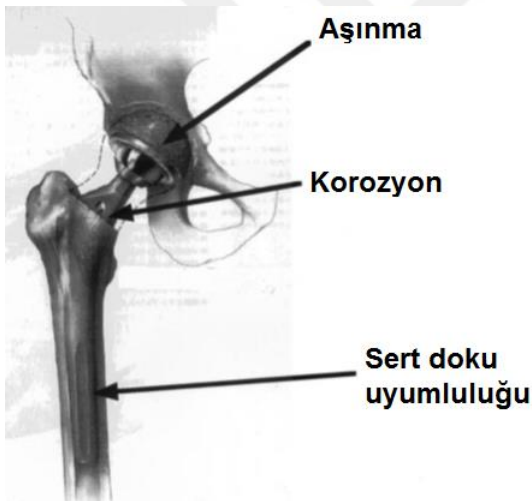


Şekil 3.6. Mekanik olarak hasara uğramış bir implant [12]

Çizelge 3.4. Biyomalzemelerin bozunumuna yol açan mekanizmalar [12]

Mekanik bozunum	Aşınma, gerilme, kırılma, sürünme
Elektrokimyasal bozunum	Korozyon
Biyokimyasal/kimyasal reaksiyonlar ile bozunum	Amine, ester bağlarının hidrolizi, oksidasyon, redüksiyon, mineral çökmesi, fibroz doku oluşumu
Fizikokimyasal bozunum	

Metalik biyomalzemelerin yüzeyinde meydana gelen problemler en iyi aşağıdaki yapay kalça eklemi (Şekil 3.7) ve kemik plakası (Şekil 3.8) örneklerinde görülebilir. Metaller klinik kullanımda sert doku ile değiştirilir. Bununla birlikte, yapay eklemlerde metalik iyon salınımı ve aşınma artıkları, güvenli uygulama için çözülmesi gereken ciddi problemlerdir [263].

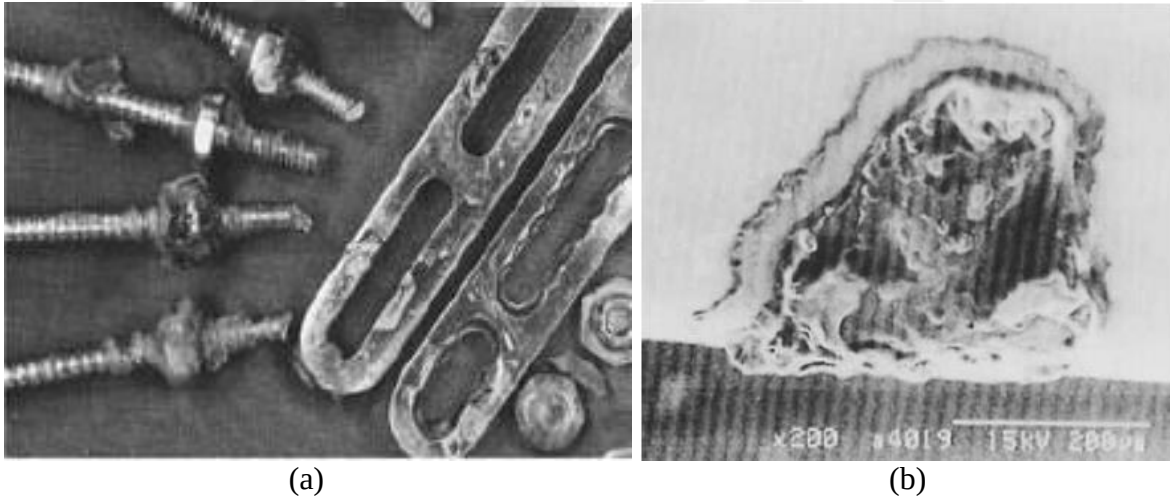


Şekil 3.7. Yapay kalça eklemi metal aksamında muhtemel problemler [263]

Ortopedik cerrahinin bazı alanlarında kemik kırıklarının onarımı yapılmaktadır [264]. Kırık kemiklerin geçici tespiti için plaka ve vida gibi kemik tespit implantları yaygın olarak kullanılmaktadır (Şekil 3.8 (a)) [265]. İmplantın kemik dokusuna uygulanması ile erken dönemde gözlenen lokal etkilerin yanında geç dönemde gözlenecek lokal etkilerde olacaktır. Vücutta implant malzemesine karşı oluşacak uzun dönem cevaplardan birisi de adaptif kemiğin yeniden şekillenmesidir. Bu durum kemiğin bulunduğu ortamdaki mekanik yük paylaşımının değişmesi sonucu, kemik kitlesinin ve geometrisinin değişmesi anlamına gelir. Bir kemiğe uygulanan implantın kemiğin mekanik ortamını değiştirerek kemiğe gelen yükleri azaltmasına stres kalkanı etkisi adı verilir. Bu durum implant çevresinde kemik doku kaybı gelişiminde önemli bir etmendir. Özellikle uygulanan implant ile kemik arasındaki

sertlik farkı arttıkça geometrik bozulma daha fazla görülür [15].

Metalik implantlar; vücut içindeki dokulara göre çok sert olmaları, yüksek yoğunlukları, korozyona uğramaları ve alerjik doku reaksiyonlarına neden olabilecek metal iyonu ve partikül salınımı gibi olumsuzluklara sahiptirler. Ayrıca kemik iyileşmesinden sonra ortaya çıkabilecek olumsuz etkileri önlemek için tespit implantlarının müteakip cerrahi operasyon ile çıkarılması gerekmektedir. Örneğin Şekil 3.8 (a)'da görüldüğü üzere, altı yıllık kullanımdan sonra hastadan çıkarılan 316L paslanmaz çelik omurga tespit aparatı parçaları gri çelik renginde iken metal plakalarda çok sayıda renksiz alan olduğu bildirilmiştir. Aparata ait parçaların kenarlarının bozulmuş ve birçok parçanın koyu kahverengi yumuşak dokusu ile kaplandığı belirtilmiştir. Plakalardaki renksiz bölgeleri çevreleyen dokuda gri homojen malzeme parçaları ve enflamatuvar (ateşli, iltihaplı) tepki kaydedilmiştir. Şekil 3.8 (b)'de görünen taramalı elektron mikroskopu (SEM) fotoğrafı; aparat bileşenleri etrafındaki renksiz bölgelerde büyük korozyon çukurlarının oluştuğunu göstermektedir [265].



Şekil 3.8. a) İnsan vücudunda altı yıl bir kullanımdan sonra çıkarılan AISI 316L paslanmaz çelik omurga tespit aparatı bileşenleri, b) plakalardaki korozyonu gösteren renksiz alanların SEM fotoğrafı [265]

Ortopedik implantlar, insan vücudunda yerine göre değişik kuvvet ve etkilere maruz kalmaktadır. Örneğin günlük aktiviteler sırasında kemiklere 4 MPa, tendonlara ise 40–80 MPa gerilme etki etmektedir. Bir kalça eklemine binen ortalama yük, vücut ağırlığının 3 katına kadar çıkabilirken, sıçrama gibi faaliyetler esnasında bu yük vücut ağırlığının 10 katına kadar çıkabilir. Ayakta durma, koşma, oturma gibi faaliyetler sırasında bahsi geçen

gerilmeler gün boyunca tekrarlanır. Bu tekrarlı yükler implantların yorulmasına, çatlamasına ya da plastik deformasyonuna neden olabilmektedir [260].

Yürüme esnasında femur başına vücut ağırlığının (ortalama 80 kg) 3,5 katı kadar yük geldiği deneysel olarak ölçülmüş olup, bütün kalça protezinin, bu yüklere yeterince dayanıklı olması gerekmektedir. Diğer yandan bu implantların eklem yerindeki sürtünme ile oluşan aşınmaya da dirençli olması gerekir. Bu yüzden kalça protezlerinde; vitalyum (Co-Cr-Mo alaşımı), paslanmaz çelik, yüksek yoğunluklu polietilen, polimetilmetakrilat ve Al_2O_3 cinsi seramik malzemeler birlikte kullanılmaktadır [266].

Ayrıca farklı metal alaşımlarının ortopedik uygulamalarda birlikte kullanılması ile farklı potansiyele sahip malzeme yüzeylerinin birbirine temasından dolayı elektrolit görevi gören vücut sıvısı içinde galvanik pil oluşumu dikkat edilmesi gereken bir husustur. Kobalt veya titanyum alaşımından yapılmış femur parçasına paslanmaz çelik tel temas ederse meydana gelen galvanik pil sonucu korozyon oluşmaya başlar [257].

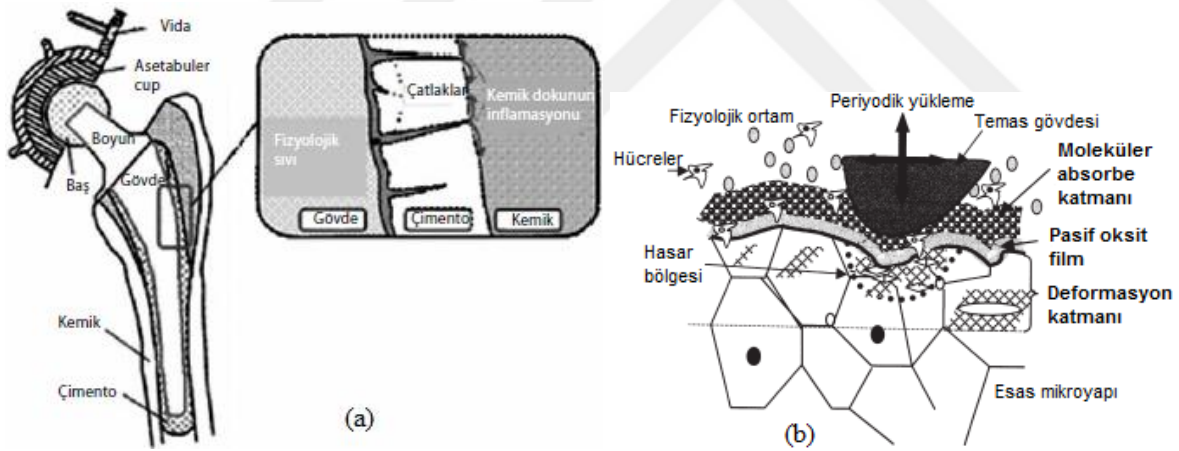


Şekil 3.9. İmplant çevresinde osteoliz (kemik yıkımı) [15]

Uygulanan implant malzemesi kemik doku ile bütünleşmezse çevresinde bir fibroz doku oluşacak ve sonuçta mekanik olarak kemiğe tutunamayan implant fizyolojik yüklenmeler altında hareket edecektir. Eklemleşen ve eklemleşmeyen yüzeylerde oluşan bu hareket aşınma parçacıklarının çevreye yayılmasına neden olacaktır. Bu implant parçacıkları

özellikle makrofajlar (yabancı maddeleri yutucu hücreler) olmak üzere yerel dokularda birikmeye başlar. Bu olay, sonuçta osteoliz olarak adlandırılan, implant çevresindeki kemik yıkımına yol açacak hücresel ve biyokimyasal olayların başlamasına neden olur. Bu kemik erimesi, implant çevresinde belli bir alanda olabildiği gibi tüm implant çevresinde görülebilir (Şekil 3.9). Kemik doku yıkımı sonucu zayıflayan kemikte ilerleyen olgularda implant çevresinde patolojik kırık dahi görülebilir [15].

Kuvvet etkisi altında elastik deformasyona maruz kalan implant yüzeylerinde zamanla oluşan çatlaklar birleşerek kırıkları oluşturur ve yüzeyden kopmalar meydana gelir. Kemik kırıklarının tespitinde kullanılan implantlarda sıklıkla karşılaşılan bu tip aşınmaya “yorulma aşınması” denir. Sürtünen iki yüzey arasında bulunan vücut sıvısı oluşan çatlakların içine girerek dinamik kuvvetlerin çatlak içine daha kolay iletilmesine ve çatlak ilerlemesinin hızlanmasına neden olmaktadır (Şekil 3.10) [12, 267]. Ayrıca mikro organizmalar metallerde korozyonu artırarak mikro biyolojik korozyona neden olurlar [12].

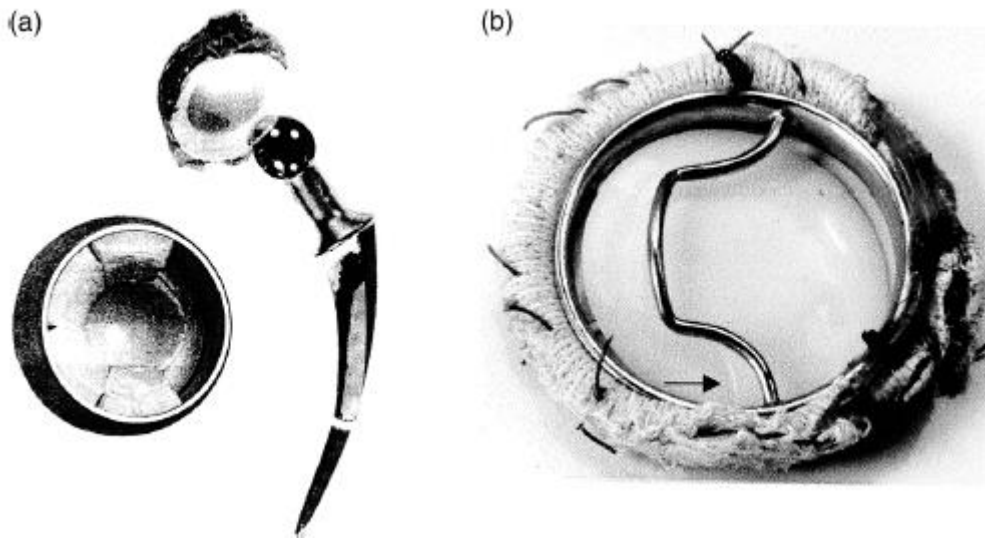


Şekil 3.10. a) Kalça implantında oluşan sürtünme korozyonunun şematik gösterimi [12], b) malzemenin yüzeyi ile fizyolojik çevre arasındaki karmaşık etkileşimleri gösteren, deforme olmuş bir metalik biyomalzeme yüzeyinin enine kesitinin şematik gösterimi [175]

Biyomalzemelerdeki yorulma hasarını anlamak için, malzemelerin yüzey altı yapısı hakkında bilgi sahibi olmak gerekir. Şekil 3.10 (b), fizyolojik bir ortamda deforme olmuş bir metalik biyomalzeme yüzeyinin enine kesitinin şematik bir resmini gösterir. Resimde gösterilen üç katman; moleküler absorbe katmanı, pasif oksit film ve deforme olmuş katmandır. Bu katmanların yorulma-aşınma sürecinde fizyolojik çevre ile nasıl etkileşime girdiği, biyomalzemenin davranışı ve medikal implantın uzun süreli yorulma performansı

için büyük önem taşımaktadır.

Yorulma kırılması ve aşınması, implant gevşemesi, stres kalkını ve nihai implant yetmezliği ile ilişkili ana sorunlardan biri olarak tanımlanmıştır. Aşınma yaygın olarak diz ve kalça eklemi protezleri gibi ortopedik uygulamalarda bildirilmesine rağmen, mekanik kalp kapakçıklarında ciddi ve çoğu zaman ölümcül bir deneyimdir. Şekil 3.11, kalça protezinde ve mekanik bir kalp kapakçığında implant yorulma kırılması örneklerini göstermektedir. Resimden yorulma-aşınma etkileşiminin, tıbbi cihazların nihai başarısızlığında önemli bir rol oynadığı açıkça görülmektedir. Döküm kobalt-krom kalça kemiği sapı, alt kısmından yorulma sonucu kırılmıştır. Eğik kalp kapakçığı diskinin poliasetal tıkayıcı kapağı, üst metal gergi teli ile yapılan tekrarlayan darbe boşaltma hareketinin bir sonucu oluşan derin bir aşınma kanalı sergilemektedir [175].



Şekil 3.11. Medikal implantların yorulma hasarı örnekleri; a) kalça protezi, b) çıkarılan Björk-Shiley poliasetal disk mekanik kalp kapakçığı (ok işareti, yorulma-aşınma izini gösterir) [175]

3.3. Talaşlı İmalat ve İşlenebilirlik

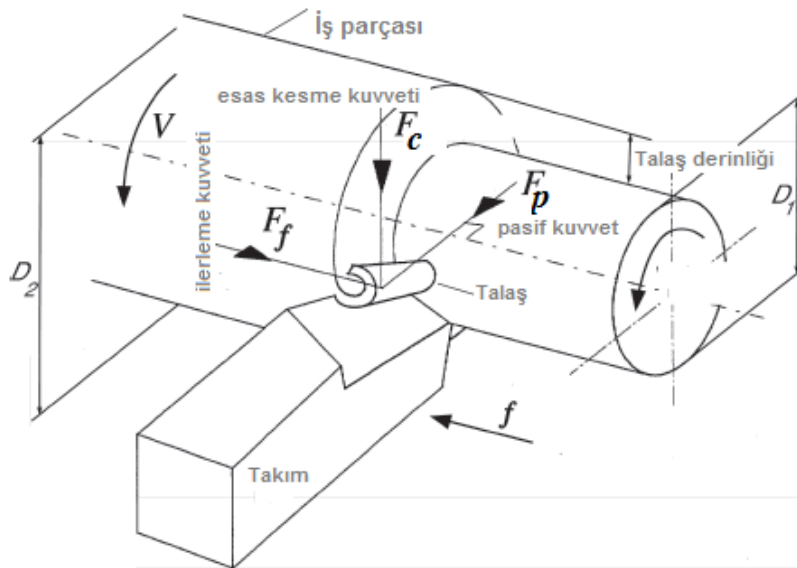
Nispeten daha sert bir kesici ile iş parçası üzerinden talaş kaldırma işlemi olan talaşlı imalat sürecinde, değişik tipteki metallerin talaşa dönüşmeleri esnasındaki davranışları, metallerin işlenebilirliği olarak tanımlanabilir. Östenitik paslanmaz çeliklerin nihai boyutlarına getirilmesinde faydalanan imalat operasyonlarından birisinin de talaşlı imalat olduğu bildirilmiştir [16, 33, 34, 41-43]. Talaşlı imalat için, büyük gerinme, büyük gerinme hızı ve

yüksek sıcaklıklar raporlanır [199]. Talaş kaldırma esnasında oluşan kesme kuvvetleri, ısı oluşumu, takım aşınması ve talaş oluşumu; malzemelerin işlenebilirlik kabiliyetini belirlerken, işlenen yüzey kalitesi ve iş parçası boyutları üzerinde doğrudan etkilidirler.

3.3.1. Kesme kuvvetleri

Talaş kaldırma esnasında oluşan kesme kuvvetleri, ısı oluşumu, takım aşınması, işlenen yüzey kalitesi ve iş parçası boyutları üzerinde doğrudan etkilidir. Tornalama operasyonunda (eğik kesme modelinde) kesme kuvvetleri; Şekil 3.12’ de görüldüğü üzere, esas kesme kuvveti (F_c), ilerleme kuvveti (F_f), pasif (radyal) kuvvet (F_p) ve bileşke kuvvet (F_r) şeklinde ifade edilir [268]. Paslanmaz çeliklerin işlenmesi esnasında kesme kuvvetlerinin yüksek olduğu ve bu durumun aşırı takım aşınmasına sebep olduğu bildirilmiştir. Talaş kaldırma için gerekli olan güç ile kesme kuvvetleri arasında kuvvetli bir ilişki vardır. Kesme prosesinde harcanan güç, üretimde en önemli maliyet faktörlerinden biri olan enerji sarfiyatını belirleyen unsurdur [48, 269].

Talaş kaldırma işlemi için gerekli olan güç (P_c); esas kesme kuvveti (F_c) ile kesme hızının (V) çarpımı sonucu bulunur. Esas kesme kuvvetinin büyüklüğü malzemenin özgül kesme direnci (k_c) faktörüne ilave olarak talaş derinliği (a_p) ve ilerleme (f) miktarına bağlıdır. Esas kesme kuvveti (F_c), talaş kaldırmak için harcanan gücü ve dolayısıyla enerji maliyetini belirleyen en önemli parametredir [36].



Şekil 3.12. Tornalama prosesi ve kesme kuvvetlerinin geometrisi [90]

Talaş kaldırma işleminde harcanan gücün genelde %99'una karşılık gelen esas kesme kuvveti F_c ; en büyük kesme kuvveti olup kesme hızı yönünde etki etmektedir (Şekil 3.12). Esas kesme kuvvetinin yaklaşık %50'si kadar olan ikinci büyüklükteki ilerleme kuvveti F_f ; kesici takımın ilerleme yönünde etki eder. Üçüncü ve en küçük kesme kuvveti olan pasif (radyal) kuvvet F_p ; ilerleme kuvvetinin yaklaşık %50'si kadar olup, işlenen yüzeye dik etki etmektedir [35, 36].

Kesme kuvvetlerinin ölçülen üç bileşeni olan radyal-pasif kuvvet ($F_y=F_p$), esas kesme kuvveti ($F_z=F_c$) ve ilerleme kuvveti ($F_x=F_f$) çalışmada dikkate alınarak; bileşke kuvvet F_r , aşağıda gösterildiği şekilde hesaplanabilmektedir [270].

$$F_r = \sqrt{F_x^2 + F_y^2 + F_z^2} \quad (3.1)$$

Ayrıca esas kesme kuvveti (F_c) ve ilerleme kuvveti (F_f) aşağıda verilen formüller ile sırayla kesici takımın talaş yüzeyi üzerinde sürtünme kuvvetine (F) ve normal kuvvete (N), talaş açısı α dikkate alınarak dönüştürülebilir [46, 270].

$$F = F_c \sin\alpha + F_f \cos\alpha \quad (3.2)$$

$$N = F_c \cos\alpha - F_f \sin\alpha \quad (3.3)$$

Böylece, kesici takımın talaş yüzündeki sürtünme katsayısı μ , aşağıdaki formül ile elde edilebilir [46, 270].

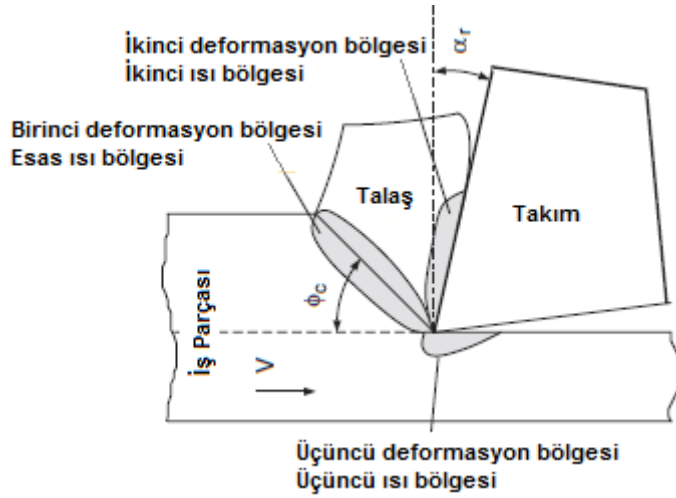
$$\mu = F / N \quad (3.4)$$

Kesme performansının iyi anlaşılmasında, kesme kuvvetleri önemli bir parametredir. İş parçasının termal ve mekanik özellikleri, soğutucular/yağlayıcılar, kesici takım özellikleri, talaş ve iş parçası arasında oluşan temas ve tribolojik koşullar kesme kuvvetlerini etkilerler [194, 271].

Talaşlı imalatla genel olarak kesme hızının artışı ile kesme kuvvetleri düşer. İşlenen malzemeye göre kesme kuvvetinin düşmesi değişiklik gösterebilir. İçeriğinde bol miktarda Cr ve Ni bulunan östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesinde diğer çeliklere nazaran daha

fazla enerjiye ihtiyaç vardır. Bunun sebebi; östenitik paslanmaz çeliklerin kopma ve akma noktaları arasındaki mesafedir. Bu mesafe diğer karbonlu çeliklere göre daha fazladır [51, 69].

3.3.2. Talaş kaldırma işleminde deformasyon ve ısı oluşumu



Şekil 3.13. Kesme bölgesinde deformasyon ve ısı oluşumu [90]

Talaş kaldırma işleminde kullanılan mekanik enerjinin tamamına yakını ısı enerjisine dönüşür. Bu nedenle talaşlı imalat işleminde dikkate alınması gereken bir diğer önemli faktör ısı oluşumu ve kesme bölgesindeki sıcaklıklardır. Talaşlı imalatın kesme mekaniğinde üç farklı deformasyon bölgesinde meydana gelen bu ısı, takım, talaş ve iş parçası tarafından paylaşılır (Şekil 3.13). Esas ısı bölgesi olan kayma düzlemi çevresinde (birinci deformasyon bölgesi) plastik deformasyon (malzemedeki iç sürtünmeler) sonucu, ikinci ısı bölgesi olan takım-talaş ara yüzünde (ikinci deformasyon bölgesi) takım ile talaş arasındaki sürtünme nedeniyle ve işlenmiş yüzey ile kesici kenar arasındaki sürtünme ve deformasyon etkisiyle ısı oluşur. Isı üretiminden kaynaklı sıcaklık artışı, takım aşınmasını, takım ömrünü ve malzemenin yüzey bütünlüğünü etkiler. Üretilen ısı ve sıcaklık, termal iletkenlik, termal difüzyivite ve ısı transfer katsayısı dahil olmak üzere, proses parametrelerinin, iş parçası ve kesici takım malzemelerinin termo fiziksel özelliklerinin kullanımı ile bağlantılıdır [26, 272].

Talaşlı imalat esnasında meydana gelen ısı, kesme kuvvetlerinde olduğu gibi işlenen iş parçası malzemesine göre farklılık gösterir. Kesme bölgesinde ısı oluşumu üzerinde çok

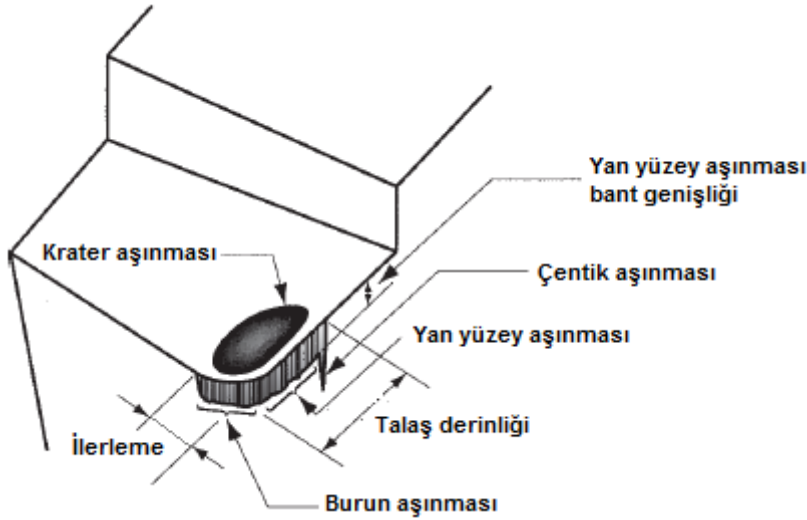
önemli bir rolü olan kesme hızındaki artışla, kesme işlemi deformasyonu ve sürtünmesi için harcanan birim zamandaki enerji artar ve bu durum ısıyı ve dolayısıyla sıcaklığı yükseltir. Kesici takım ömrünün ksalmasına neden olan yüksek sıcaklıklar, yüksek kesme hızlarının kullanımını engellemektedir. Diğer yandan ilerlemenin, kesme hızına nazaran ısı oluşumuna etkisi daha düşüktür [36, 273]. Kesme bölgesindeki ısı oluşumu, büyük oranda takım ile talaş arasındaki temas boyuna, iş parçası ile kesici takım arasındaki sürtünmeye ve kesme kuvvetlerinin büyüklüğüne bağlıdır. Oluşan ısının çoğunluğu kayma bölgesinde meydana gelirken, kesici takım ile talaş arasındaki temas boyu kesici performansını etkiler. Düşük kesme hızları, iş parçasına iletilen ısının artışına sebep olurken yüksek kesme hızları oluşan ısının büyük bir kısmının talaş ile uzaklaşmasını sağlayarak, takıma ve iş parçasına geçişini azaltır [36].

3.3.3. Kesici takım aşınması

Kesici takımın malzeme kaybından kaynaklanan ve ilk şekline göre oluşan farklılığa aşınma denir [274]. Talaş kaldırma işlemi sırasında, kesici takım belli bir süre çalıştıktan sonra, kesici kenarında ve/veya komşu yüzeylerinde meydana gelen malzeme kaybından dolayı kesme kabiliyetini yavaş yavaş kaybeder. Kesme esnasında etkili olan büyük kuvvetler, gerilmeler, titreşim, vuruntular, sürtünme ve yüksek ısı sonucunda kesici takımın ucunda aşınma veya kırılma gibi meydana gelen geometrik değişiklikler kesici takımın plastik deformasyona uğramasına neden olur [275, 276].

Aşınmaya sebep olan yük faktörleri, kesici takım ömrü ve kenar geometrisini değiştirmeye çalışır. Temel yük faktörleri; mekanik, termal (ısıl), kimyasal ve aşındırıcı (abraziv) faktörlerdir. Talaş kaldırma sırasında kesici kenar üzerine etkiyen temel yük faktörleri nedeniyle talaş kaldırma işlemini etkileyen temel aşınma mekanizmaları; abraziv, difüzyon, oksidasyon, yorulma, adheziv (yapışma) mekanizmaları şeklinde sıralanabilir. Şekil 3.14’ de görüldüğü üzere, aşınma mekanizmalarının etkisi ile kesici takımın maruz kaldığı belli başlı aşınma tipleri; yan yüzey (serbest yüzey) aşınması, burun aşınması, krater aşınması, plastik deformasyon, çentik oluşumu (notch), termal çatlaklar, mekanik yorulma çatlakları, dökülme (chipping, kesici kenarda meydana gelen küçük kırılmalar sonucu parçacık kopması), kesici ucun kırılması ve yığıntı talaş (BUE – Built Up Edge) oluşumudur [36]. Kesici takımın, işleme zamanına bağlı olarak ilerleyen takım aşınmaları (krater, yan yüzey ve burun) sonucunda kesme yeteneğini kaybeder. Kesici takım talaş yüzeyindeki talaş akışı

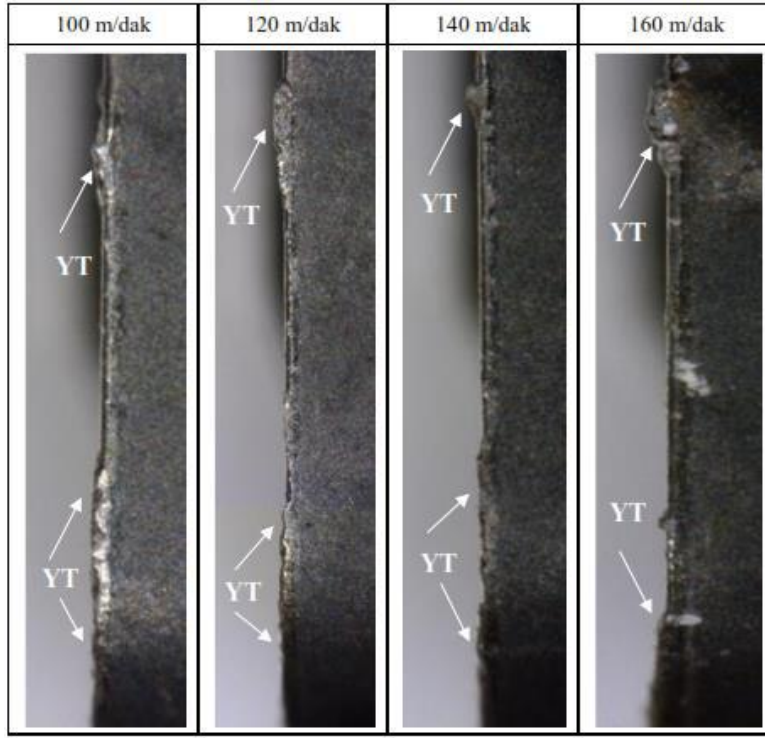
sonucu oluşan içbükey bölge krater aşınması olarak adlandırılıp, aşınmanın büyüklüğü, bu bölgenin derinliği ve alanı ölçülerek belirlenir. İşlenen iş parçası yüzeyi ile kesici takım yan yüzeyinin sürtünmesiyle oluşan aşınma tipine ise yan yüzey aşınması denirken, kesicinin burun kısmındaki aşınma burun aşınması olarak adlandırılır.



Şekil 3.14. Kesici Takımda Oluşan Aşınma Tipleri [203]

Östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesi esnasında kesici takımlarda genellikle ince talaş derinliği ve düşük ilerleme değerlerinde yan yüzey aşınması görülürken, yüksek ilerleme veya büyük kesme derinliklerinde uç kırılması ve çentik aşınması görülür [48]. Kesici ucun talaş derinliği çizgisinde, eğik ve serbest yüzeylerinde aşırı derecede bölgesel hasarı ile belirlenen aşınma, çentik aşınması olarak adlandırılır. Diğer yandan yüksek kesme hızlarında ortaya çıkan aşırı ısının, kesici takım sıcak sertliğini olumsuz etkileyerek, kesici takımda deformasyona neden olduğu bilinmektedir. Ayrıca östenitik paslanmaz çeliklerin talaşlı imalatında sıkça görülen, kesici kenarda meydana gelen talaş yığıntısı (talaşların basınç ile kaynaması) BUE, kesici uçta deformasyon sertleşmesine maruz kalmış bir tabaka oluşumuna yol açar. Zamanla büyüyen bu tabaka bir müddet sonra kesici kenarda kırılmaya neden olur [48, 277]. Düşük veya orta seviye kesme hızı değerlerinde sünek malzemelerin işlenmesi sürecinde, talaş ile kesici takım arasındaki sürtünmeden dolayı iş parçası malzemesinin kesici kenara ve talaş yüzeyine yapışması sonucu, kesici kenar gibi davranan BUE meydana gelir. Kesici kenara talaş yapışması ile zamanla büyüyen BUE, yine akan talaş ile kesici kenardan koparılarak uzaklaştırıldığında, takımın kesici kenarının ve talaş yüzeyinin aşınmasına neden olur. Bazen talaş ile uzaklaştırılamayan BUE parçacıkları

işlenen yeni yüzeye yapışarak, yüzey kalitesini düşürür [45, 276]. Şekil 3.15’ de görüldüğü üzere artan kesme hızıyla yığıntı talaş oluşma eğiliminin azaldığı görülmektedir. Kesme hızıyla birlikte sıcaklığın artması kesici takıma yapışan yığıntı talaşın sertliğini ve dayanımını kaybederek uzaklaşmasına neden olur [54].



Şekil 3.15. Kesme hızına bağlı olarak yığıntı talaştaki (BUE) değişim [54]

3.3.4. Talaş oluşumu

Özellikle tornalama gibi sürekli talaş kaldırma işleminde, belirli kesme koşullarında kullanılan kesici takım geometrisi tarafından üretilen talaş tipinin ve akışının yönünü tahmin etmek, iş parçası kalitesi ve kesici takım ömrü açısından önemlidir.

Sürekli tornalama işleminde üretilen; şerit, karışık veya sarmal tipi talaşlar istenmeyen türlerdir (Şekil 3.16) . Bu tip talaşların; işlenen yüzeye veya kesici takıma sarma ihtimalinde, otomatik talaş konveyörü ile tahliyesi mümkün değildir. İşlenen yüzeyin çizilmesi, kesici takımın kırılması ve çalışan güvenliği açısından, şerit, karışık ve sarmal şeklinde talaş oluşumları, verimli bir talaşlı imalat için tavsiye edilmeyen talaş tipi olarak sınıflandırılmıştır. Talaş şeklini etkileyen temel faktörler iş parçası malzemesi, takım

geometrisi, kesme sıvısı, tezgâhın dinamik özellikleri ve kesme koşullarıdır. Uzun talaşları kırmak için kesici takımın talaş yüzüne monte edilen veya kesici uçlarda bulunan talaş kırıcılar kullanılır. Talaş kırıcılar; talaşın doğal akış yönünü bozar ve talaşı iş parçasına veya kesici takıma doğru kıvrılmaya zorlayarak talaşın kırılmasına yol açan gerilmeleri oluşturur [90].

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10			
												
şerit talaş	karmaşık talaş	sarmal talaş	helisel talaş	uzun boru talaş	kısa boru talaş	spiral boru talaş	spiral talaş	uzun virgül talaş	kısa virgül talaş			
elverişsiz			iyi									
			makul									

Şekil 3.16. Talaş tipleri [90, 278]

Paslanmaz çelikler gibi sünek malzemeler, yüksek kesme hızlarında, düşük ilerleme ve talaş derinliklerinde işlendiğinde, iş parçasından talaş sürekli ve akıcı olarak ayrılır. Kesici takım ömrü ve yüzey pürüzlülüğü bakımından iyi olan bu durum, çalışanın güvenliği ve işlenen yüzeylerin çizilmesi ihtimali açısından kötü olduğundan talaşın düzgün bir şekilde kırılabilmesi önem arz etmektedir [64, 85, 98].

3.3.5. Yüzey Pürüzlülüğü

Yüzey pürüzlülüğü talaşlı imalat uygulamalarında yüzey kalitesini belirleyen bir parametredir. Kalite açısından en önemli kriterlerden biri olan işlenmiş parça yüzeylerinin tribolojik ve biyouyumluluk özellikleri, yüzey pürüzlülüğünden birinci derecede etkilenmektedirler [60, 176]. Örneğin vücut içinde kullanılan ortopedik kalça implantı yüzeyleri için ISO 7602-2 standardında bildirilen azami yüzey pürüzlülük değeri $Ra=0,5 \mu m$ seviyesindedir. Çünkü büyük pürüzlülük değerleri belirli noktalarda stres konsantrasyonunu

indükleyerek özellikle yorulma yükü koşulları altında çatlak başlatmayı kolaylaştırır. Korozyonun önceden var olan yüzey kusurlarında başlamasının daha muhtemel olduğu tespit edilmiştir. Bu nedenle, korozyon direnci gibi malzeme performansını arttırmada yüzey pürüzlülüğünün ve yüzey kusurlarının azaltılması önemli rol oynar [39].

Yüzey pürüzlülüğü; kesme parametrelerine (ilerleme, kesici uç yarıçapı, kesme hızı ve talaş derinliği) ve soğutma yağlama tekniğine bağlıdır [60, 176, 279]. Yüzey pürüzlülüğüne etki eden en önemli kesme parametresinin ilerleme ve en az etkili olan kesme parametresinin ise kesme hızı olduğu belirtilmiştir. İlerlemenin ve talaş derinliğinin artması ile yüzey pürüzlülük değerinin yükseldiği, kesme hızının belli bir değere kadar artması ile yüzey pürüzlülük değerinin azalma eğilimine girdiği bildirilmiştir [49, 60, 65, 280]. Yüzey pürüzlülüğü bileşenlerinden ortalama pürüzlülük değeri R_a ; teorik olarak aşağıda verilen formül kullanılarak hesaplanabilir [98, 281].

$$R_a = \frac{f^2}{18\sqrt{3} r} \quad (3.5)$$

Eş. 3.5 incelenirse, ortalama yüzey pürüzlülüğünün (R_a) azaltılarak, yüzey kalitesinin iyileştirilmesi için ilerlemenin (f) düşürülmesi veya kesici uç yarıçapının (r) arttırılması gerektiği görülmektedir. Ayrıca yüzey pürüzlülüğünün; Eş. 3.5’de yer almayan diğer kesme parametreleri ve kesici takım ile iş parçası özelliklerinin yanı sıra talaşlı imalat işlemi sırasındaki titreşimin, talaş oluşumu gibi etmenlerden etkilenebileceği bilinmektedir [98, 281, 282].

3.3.6. Talaşlı imalatta soğutma / yağlama yöntemleri

Talaşlı imalatta, yüksek kesme sıcaklıklarının takım ömrü ve parça kalitesi üzerindeki olumsuz etkilerini gidermek için kesme sıvısı kullanılır. Kesme sıvısının talaşlı imalattaki ana rolü, soğutma ve yağlama fonksiyonlarının yanı sıra talaşların taşınması, kesici takım aşınmasını önleme, korozyona karşı koruma, güç azaltma, takım ömrünü uzatma, iş parçası kalitesini artırma, verimliliği yükseltme ve belli bir talaş tipinin oluşturulmasıdır [283, 284].

Kesme sıvıları, yağlama, soğutma ve talaş temizleme işlevlerinden dolayı talaşlı imalat performansının artmasını sağlarlar. Kesme sıvılarının yağlama işlevi, kesici takım-iş parçası

ve takım-talaş yüzeyleri arasındaki sürtünmenin azaltılmasına, takım-talaş arasındaki kaynak benzeri malzeme yapışmasını önleyerek kesme kuvvetlerinin düşmesini sağlar. Talaşları kesme bölgesinden uzaklaştırarak, iş parçası yüzeyine ve kesici takıma zarar verebilecek talaş dolaşmalarını ve yeniden kesmeleri azaltır [143, 203]. Ancak kesme sıvıları, çalışan sağlığı, depolama ve elden çıkarma masraflarından dolayı maliyetlerin arttırmasına ve aynı zamanda sağlık ve çevre açısından ciddi tehlike yaratır [285, 286]. Bu problemler nedeniyle, kesme sıvısı kullanımını en aza indirmek veya hatta önlemek için bazı alternatifler aranmıştır [286].

Östenitik paslanmaz çelikler gibi işlenmesi zor malzemelerin talaşlı imalat süreçlerinde kesme performansını arttırmak ve yüksek kesme kuvvetleri, yüksek sıcaklık oluşumu, hızlı takım aşınması ve talaş kırılmaması problemleri gibi olumsuz etkileri minimize etmek amacıyla literatürde ve endüstride kesme sıvısı, minimum miktarda yağlama (MQL), yüksek basınçlı soğutma (HPC) ve kriyojenik soğutma gibi farklı yağlayıcı ve soğutucu yöntemler yaygın olarak kullanılmaktadır [140, 287].

MQL (Minimum miktarda yağlama)

Talaşlı imalat sürecinde kullanılan soğutma sıvısı miktarının kontrolü, doğaya ve insan sağlığına olan etkisinin yanında toplam üretim maliyeti açısından da önemlidir. Diğer yandan kullanılan soğutma sıvısı miktarını azaltırken ürün kalitesi ve kesici takım ömrünün olumsuz etkilenmemesi gerekir. Son yıllarda geliştirilen minimum miktarda yağlama (MQL) yöntemi bu ihtiyaçlara cevap veren bir yöntem olarak görünmektedir [288].

MQL yönteminde, çok küçük yağ damlalarının hava ile karışması sonucu, kesici takım ve iş parçası arasında ince bir yağ filmi oluşarak sürtünme ve ısınma minimum seviyelere indirgenir. MQL özellikle talaşlı imalat işlemlerinde karşılaşılan yüksek takım aşınması, yüksek sıcaklık ve düşük yüzey kalitesi gibi olumsuzluklardan kaçınmak ve aynı zamanda çevreye duyarlı talaşlı şekillendirme işlemi sağlamak amacıyla kullanılmaktadır [132, 286, 289].

Genel olarak MQL tekniğinde yağlayıcı akış hızı 10-100 mL/h olup, geleneksel soğutma sıvılı kesmeye nazaran yirmi bin kat daha azdır [290, 291]. Diğer yandan sağlık sorunlarına neden olmaması açısından püskürtülen sıvı yağın partikül ebatı 10 µm'den daha büyük

olmak zorundadır [292, 293]. MQL ile talaşlı imalatın bir diğer avantajı ise talaş ve iş parçasının neredeyse kuru bir şekilde kalması sonucu, talaş geri dönüşüm maliyetlerinin azalmasıdır [291, 294].

Kriyojenik soğutma

Geleneksel kesme sıvılarının şirketlere ve çalışanlarına; pahalı çevresel ve sağlık yükümlülükleri getirdiği açıktır. Bu yüzden sıvı atık oluşturmayan, sağlığa zararlı yan etkileri olmayan, yağ bazlı soğutuculara alternatif olacak karlı ve çevre dostu bir soğutucu arzu edilir [143]. Bu minvalde tercih edilen kriyojenik soğutma yöntemi; kesme bölgesini çok düşük sıcaklıklarda soğutarak işlenebilirlik performansını arttırmak için kullanılan bir metottur [140]. Kesici takım ömrünü uzatmak amacıyla ilk kriyojenik uygulamalarda soğutma sıvısı olarak CO₂ kullanılırken, bu gazın kullanımında büyük hacimli tankların gerekliliği ve soğutucu kontrolünün problemli oluşu gibi sebeplerden dolayı N₂ kullanımı artmıştır [26, 295]. Talaşlı imalat işleminde kriyojenik soğutucu olarak genelde sıvı azot (LN₂) kullanılırken son zamanlarda sıvı karbondioksitte (LCO₂) kriyojenik soğutucu olarak kullanılmaya başlanmıştır. Sıvı karbon dioksit 57 bar basınçtaki tüplerde -78,5 °C sıcaklıkta depolanırken, sıvı azot -196 °C sıcaklıkta izole edilmiş tanklarda depolanmaktadır [140, 296-298].

Sıvı azot (LN₂) kullanılarak yapılan kriyojenik talaşlı imalat işlemi, geleneksel talaşlı imalata uygun bir alternatif olarak kabul edilebilir. 1 atm basınçta -196 °C'ye kadar düşük sıcaklığa sahip süper soğuk LN₂ iyi bir soğutucudur. Sıvı azot, kesme işlemi sürecinde ısı emildikten sonra, azot gazı olarak buharlaşıp havaya karışarak (havanın %78'i azottur), çevreye zararlı bir atık bırakmaz. Bu nedenle, doğal olarak geri dönüşüme uygun ve çevre dostu olarak kabul edilir [143].

Kriyojenik talaşlı imalatta soğutucu, kesme sürecinde yüksek sıcaklık oluşumunu minimuma düşürmek ve ürün performansını geliştirmek amacıyla takım ile talaş ara yüzüne veya doğrudan iş parçasına olmak üzere iki farklı şekilde uygulanmaktadır [208, 299]. Uygulanan kriyojenik soğutucunun iş parçası ve kesici takım özelliklerini etkilemesi, takım-talaş ara yüzündeki sürtünme katsayısını azaltması sonucu talaşlı imalat performansı geliştirilir [22]. Ayrıca kesici ucun talaş yüzeyinden uygulanan sıvı azot, talaş sıcaklığını hızlıca düşürmesi sonucu meydana gelen gevreklik nedeniyle talaşın kırılabilme kabiliyetini

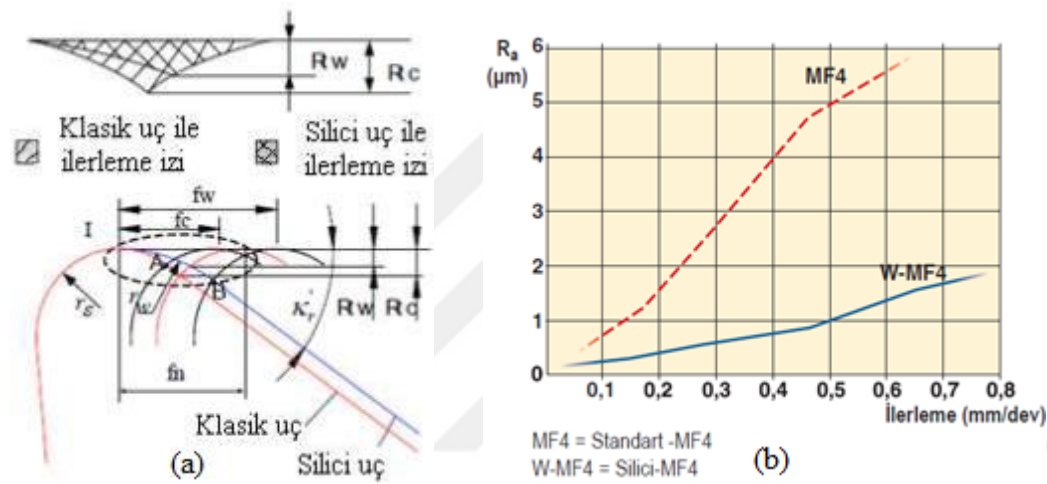
arttırır. Talaş-takım temas alanı arasında oluşan sıvı film, kesici takıma malzeme yapışmasını azaltarak BUE yığıntı talaş oluşumunu hafifletir veya ortadan kaldırır. Ayrıca, kesme bölgesi sıcaklığını düşürerek kesici uç malzemesinin sertliğine pozitif katkı sağlayan kriyojenik soğutma kesici uçların aşınma davranışını geliştirerek takım ömrünü uzatır [300]. Kesici ucun serbest yüzeyinden uygulanan sıvı azot, üretilen parçaların yüzey bütünlüğüne fayda sağlayacaktır. Kriyojenik soğutmanın takım aşınması ve yüzey pürüzlülüğüne sağladığı yararlı katkılara ek olarak, mikroyapı, mikrosertlik, yüzey dokusu, faz dönüşümü ve kalıntı gerilme gibi iş parçasının yüzey bütünlüğü özellikleri üzerine etkisinden dolayı medikal implantların servis performansı açısından kritik öneme sahiptir.

3.3.7. Talaşlı imalat kesici takım geometrisi

Talaşlı imalat işlemlerinde artan verimlilik talepleri kesme parametrelerinin ve özellikle de ilerleme değerlerinin yükselmesine neden olmaktadır. Yükselen ilerleme değeri ile birim zamanda kaldırılan talaş miktarı artarak verimliliğin yükselmesi sağlanır. Diğer yandan talaşlı imalat uygulamalarında işlenebilirliğin önemli bir ölçütü olan yüzey pürüzlülüğü ve kalitesi; ilerleme değeri ile kesici takım uç yarıçapının bir fonksiyonudur [36]. Eş. 3.5’de görüldüğü üzere, ilerlemedeki artış yüzey pürüzlülüğünün artmasına neden olurken, yüzey pürüzlülüğünün azalarak yüzey kalitesinin yükselmesini sağlayan takım uç yarıçapındaki artış aynı zamanda kesici takımın mekanik mukavemetini yükseltir [36, 155]. Bu minvalde talaşlı imalat verimliliği arttırmak için silici geometrili kesici takımlar kullanılmaktadır. Klasik geometrili bir kesici takım ucu köşesinde sadece bir tane yarıçap geometrisi bulunurken, silici geometrili kesici takım ucu köşesinde birkaç yarıçap geometrisinin birleşmesiyle daha geniş bir kesici uç geometrisi meydana gelir (Şekil 3.17 a). Şekil 3.17 (b) de görüldüğü üzere, silici geometrili kesici takım ile yüksek ilerlemelerde düşük yüzey pürüzlülüğü elde edilerek talaşlı imalat gelişme sağlanmıştır.

Silici geometrisi, takım ve iş parçası temas alanını genişleterek, daha yüksek termo mekanik yüklerin (kesme kuvvetleri ve sıcaklık) meydana gelmesine neden olur. Bu yüksek yükler yüksek basma kalıntı gerilmeler üretirler. Özetle, silici uç kullanımı, geleneksel kesici uçlara kıyasla daha üstün yüzey bütünlüğü ve daha yüksek verimliliğe yol açar [166]. Diğer yanda büyük kesici kenar yarıçaplı takım kullanılarak yapılan işleme, kesme sıcaklığı artışı ve iş parçası ile kesici takım arasında yükselen yapışma etkilerinden dolayı yüzey pürüzlülüğünü artırmaktadır. Ayrıca büyük kesici kenar yarıçaplı takımlar ile kesme bölgesinde yükselen

ısı, iş parçasında daha fazla çekme tipi kalıntı gerilme meydana getirme eğilimindedir. Fakat uygun soğutma kullanımı ile kesme bölgesindeki ısı azaltılarak, işlenmiş yüzey üzerinde büyük ve derin basma kalıntı gerilmeler meydana getirilebilir [185]. Kesici kenar yarıçapındaki artış malzemenin sıkıştırılmasına ve daha derin plastik deformasyona neden olan kazıma etkisi meydana getirir [24]. Ayrıca artan kesici kenar yarıçapı daha kalın bir inceltilmiş yüzey altı tabakaya yol açarken, daha büyük basma tipi kalıntı gerilmeler ve daha yüksek şiddete sahip bazal doku elde edilerek, metal alaşımlarının korozyon performansında artış sağlar [23].



Şekil 3.17. Standart kesici uç ile silici geometrili kesici ucun karşılaştırılması; a) ilerleme izleri [155, 164], b) R_a , ortalama yüzey pürüzlülüğü [301]

3.3.8. İşlenebilirlik ve östenitik paslanmaz çeliklerin işlenebilirliği

İşlenebilirlik, talaş kaldırma sürecinde bir malzemenin kesici tarafından kolaylıkla kesilerek şekillendirilebilmesi olarak tanımlanabilir. Talaşlı imalat için, büyük gerinme, yüksek gerinme hızı ve yüksek sıcaklıklar raporlanır. İşlenebilirlik çalışmalarında, kesici takım ve işlenecek malzemeye göre değişen ve kesme prosesi çıktılarını (işleme zamanı, takım ömrü, kesme kuvvetleri, sıcaklık, yüzey pürüzlülüğü vb.) en çok etkileyen unsurların başında kesme parametreleri ve koşulları gelir. Yapılan çalışmalar genellikle kesme parametrelerini ve koşullarını iyileştirmeye yöneliktir. Kesme parametreleri kesme hızı, ilerleme oranı/hızı ve kesme derinliği gibi unsurlardan oluşurken kesme şartı veya koşulu operasyon esnasında kullanılan soğutma yağlama tipini belirtir. Uygun kesme parametrelerini ve şartını belirlemek için farklı kesme hızı, ilerleme, talaş derinliği ve soğutma tiplerinin denenmesi gerekmektedir.

İşlenebilirliğin zorlaşması imalatçılar için büyük sorun teşkil etmektedir. Yüzey kalitesi işleme parametrelerinin doğru seçimi ile sağlanabilmektedir. İşleme parametrelerinin seçimi genelde tecrübeye veya kesici takım kataloglarına göre yapılmaktadır. Buna rağmen imalat resimlerinde belirtilen yüzey kalitesini sağlayabilecek işleme parametrelerinin tespiti oldukça zordur [60].

Diğer yandan artan yüksek işleme verimliliği talepleri, yüksek kesme hızı ve ilerleme oranı/hızı değerlerinin kullanımını gerekli kılmaktadır. Yüksek kesme parametrelerinin doğurduğu yüksek kesme bölgesi sıcaklığı ve işlenen malzemenin kötü termal iletkenliği, sadece takım ömrünü azaltmakla kalmaz, aynı zamanda ürün kalitesini ve yüzey pürüzlülüğünü de olumsuz etkiler [286, 302-304]. Talaşlı imalat sürecinde, kesilmesi zor malzemelerin işlenmesi, zayıf işlenebilirliklerinden dolayı verimlilik ve imalat maliyeti açısından oldukça zorlayıcıdır [286, 305].

Östenitik paslanmaz çeliklerin talaşlı imalat sürecinde kesme bölgesinde meydana gelen termal etkiler ve plastik deformasyon sonucu östenit yapı içerisinde martenzit oluşumu bu malzemelerin yüksek pekleşme eğilimi göstermesine neden olmaktadır [199]. Östenitik paslanmaz çeliklerin yüksek deformasyon sertleşme eğilimleri işlenebilirlik performansını olumsuz yönde etkileyen faktörlerdendir [81, 306].

Yüksek süneklikleri, pekleşme eğilimleri ve düşük ısı iletkenlikleri nedeniyle östenitik paslanmaz çelikler kesici takımlarda farklı aşınma tiplerinin hızlı bir şekilde ortaya çıkmasına neden olabilmektedirler [36, 54]. Yüksek süneklik özelliğinden dolayı işleme esnasında malzeme kesici takıma kuvvetli bir şekilde yapışır ve kesici ucun geometrisini değiştirir. İşleme operasyonu esnasında kesici takıma kaynak olan malzeme bir müddet sonra yapıştığı kenarla birlikte kırılarak kaba yüzey pürüzlülüğüne ve hızlı takım aşınmasına sebep olur [35, 81, 307].

Diğer yandan işlenen malzemenin kimyasal kompozisyonu da işlenebilirlik üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. AISI 316LVM paslanmaz çeliğin kimyasal bileşiminde yaklaşık %2,75 oranında molibden (Mo) olduğu bilinmektedir. Mo elementi çeliklerde sıcak sertliği ve aşınma dayanımını artırıcı etki yapar [36, 44-46, 54, 100]. Mo elementi 2610 °C [54, 308] gibi yüksek ergime sıcaklığına sahip refrakter bir malzeme olması nedeniyle çeliğe yüksek sıcak sertlik özelliği ve ayrıca karbür yapıcı bir element olması nedeniyle daha iyi bir sertlik

ve aşınma direnci kazandırmaktadır. Bu özelliklerin, çeliklerin talaşlı imalatında plastik deformasyonu zorlaştırdığı bilinmektedir. Talaşlı imalat işleminde yüksek plastik deformasyon sonucu oluşan ısı kesme bölgesinde sıcaklığı artırır. Bu sıcaklık artışının doğal sonucu olarak da kesme bölgesinde işlenen malzemenin dayanımı azalır ve dolayısıyla talaş oluşturmak için daha az kuvvet gerekir. Bu azalma yüksek Mo içeriği nedeniyle AISI 316LVM paslanmaz çeliklerde daha az olacağı için bu malzemenin işlenmesinde talaş oluşturmak için daha yüksek kuvvet gerekir [44].

3.4. Yüzey Bütünlüğü

Yüzey bütünlüğü; talaşlı imalat işlemleri sonucu oluşturulan yüzeyin ve yüzey altı tabakanın çeşitli yönlerini kapsayan birçok faktörü içerir. Yüzey kalitesini ifade etmek için kullanılan yüzey bütünlüğü (YB) terimi ilk kez 1964 yılında Field ve Kahles tarafından ileri sürülmüştür [309]. Yüzey bütünlüğü genel olarak talaşlı imalat veya diğer yüzey işleme operasyonları ile üretilen yüzeylerin; yüzey kalitesi, yüzey topografyası, mikroyapısı, mikrosertliği, yorulma testi ve diğer mekanik testleri içeren çeşitli özelliklerini ifade etmektedir [18]. Bu özellikler arasından yüzey katmanlarındaki başkalaşmalar ve mikroyapının yanı sıra yüzey pürüzlülüğü ve mikrosertlik biyomedikal implantların gerekliliklerinden dolayı biyomalzemeler gibi kritik yapı komponentlerinin performansının belirlenmesinde önemli rol oynamaktadır. Bu yüzden yüzey bütünlüğünün, malzemelerin fonksiyonel performansı üzerindeki etkilerini ayrıntılı incelemek ve yüzey bütünlüğünü geliştirmek birçok araştırmacının uzun zamandır hedefi olmuştur. Field vd, işlenmiş yüzeylerin karakteristik özelliklerini üç farklı düzeyde incelemek ve değerlendirmek için Çizelge 3.5’de görünen sistematik bir yöntem geliştirmişlerdir [309].

Talaşlı imalatın doğurduğu yüzey bütünlüğü, işlenmiş yüzeyin ve yüzey altı tabakanın mekanik, metalurjik ve kimyasal durum özelliklerini tanımlar. Bu nedenle yüzey bütünlüğü, işlenmiş yüzey ve yüzey altı tabakanın; yüzey kalitesi, mikroyapı, tane büyüklüğü, mikrosertlik, kalıntı gerilme vb. özelliklerinden oluşmakta olup, işlenen parça performansı konusunda kritik bir etkiye sahiptir [22]. Ayrıca, üretilen komponentlerin yorulma ömrünü, aşınma ve korozyon direncini de etkiler [179].

Üretilen bileşenlerin fonksiyonlarına ve kullanımlarına bağlı olarak yüzey ve yüzey altı özellikleri, servis ömrü açısından kritik bir özelliktir. Yüzey ve yüzey altı özellikleri, giderek

artan aşınma, korozyon ve yorulma direnci ile fonksiyonel performansı etkilemekte ve sonuç olarak, üretilen bileşenlerin çeşitli endüstrilerdeki etkin ömrünü belirlemektedir. Gelişmiş ürün ömrü ve performansı elde etmek için bileşenlerin yüzey bütünlüğü özelliklerini kontrol ederek yeni işleme yöntemleri ve öngörücü modeller geliştirmek, gelişen imalatla önemli bir alandır [177].

Çizelge 3.5. Yüzey bütünlüğünün (YB) farklı seviyeleri [309]

Minimum YB verileri	Standart YB verileri	Genişletilmiş YB verileri
Yüzey bitirme Makroyapı (10x ve küçük) Makro çatlaklar Makro aşınma-dağlama Mikroyapı Mikro çatlaklar Plastik deformasyon Faz dönüşümü Tanelerarası korozyon Çukur, yarık, çıkıntı BUE (yığıntı talaş) Erimiş ve birikmiş katman Seçici dağlama Mikrosertlik	Minimum YB verileri Yorulma testleri (tarama) Gerilmeli korozyon testleri Kalıntı gerilme ve çarpılma	Standart YB verileri Yorulma testleri (tasarım verilerini elde etmek için genişletilmiş) İlave mekanik testler Çekme Stres kırılması Sürünme Diğer spesifik testler (Yataklama performansı, kayma sürtünmesinin değerlendirilmesi, yüzeylerin sızdırmazlık özellikleri)

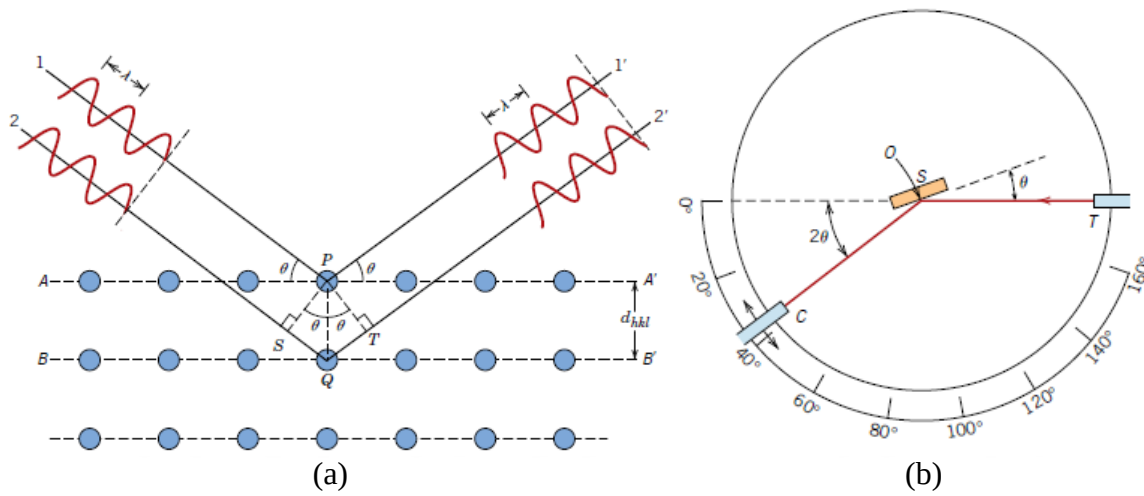
Yapılan araştırmalar sonucu vücut içi implant uygulamalarında, biyouyumluluk açısından implant yüzey bütünlüğünün önemine vurgu yapılmaktadır. İşlenmiş bir yüzeyin yapısı, implant kalitesi açısından en önemli kriterlerden biridir [8, 15, 40, 256, 257]. Ayrıca işlenmiş parça yüzeylerinin tribolojik ve biyouyumluluk özellikleri, yüzey dokusundan birinci derecede etkilenmekte olup, malzemelerin işlenmesi esnasında kullanılan kesme parametrelerinin yüzey hassasiyetini etkilediği bilinmektedir [60, 176].

3.5. Malzemelerin Kristalografik Özellikleri

3.5.1. X-ışını kırınımı ve malzemelerde kristal yapı tespiti

Katıların atom ve molekül yapıları, kristal yapıları ve atom düzlemleri hakkındaki bilgiler X-ışını kırınımı (XRD) kullanılarak elde edilmektedir (Şekil 3.18). X-ışını, foton adı verilen,

kısa dalga boylarına sahip yüksek enerjiden oluşan bir tür elektromanyetik yayınıdır. X-ışınları bir malzeme üzerine çarptığında, malzemenin kristal yapısına bağlı olarak birbirine paralel ve eşit uzaklıktaki düzlemlerden yansır (Şekil 3.18a). X-ışını dalga boyu ve atomlar arası mesafenin (kristal düzlemleri arasındaki mesafe), kırınım (difraksiyon) ışınının açısıyla olan ilişkisi Bragg kanunu olarak bilinen bağıntı ile ifade edilir (Eş. 3.6). Malzemelerin tespitinde ayırt edici bir özellik olan kristal düzlemleri, genel olarak malzeme bileşimine göre farklılık gösterirler. Bu yüzden X-ışını ölçümü sonucu elde edilen XRD deseni yardımıyla malzeme yapısındaki bileşenler belirlenebilir [243, 310].



Şekil 3.18. a) X-ışınlarının A-A' ve B-B' düzlemlerinde kırınımı, b) XRD şematik gösterimi (T; x-ışını kaynağı, S; numune, C; dedektör, O; numune ve dedektörün dönme merkezi [243])

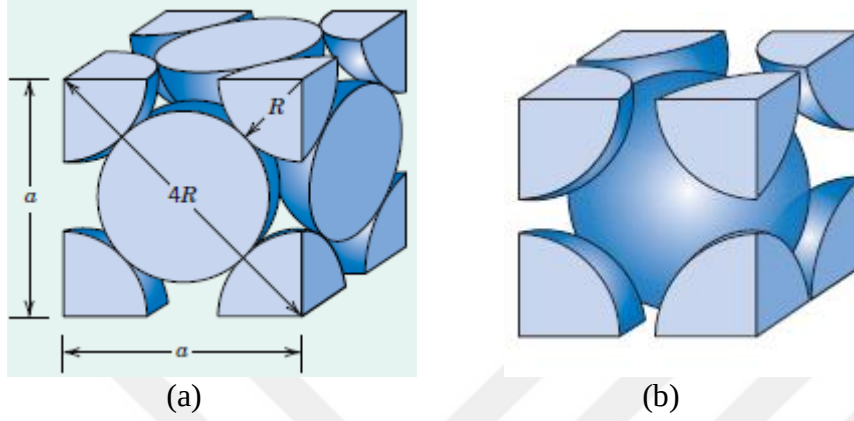
$$n\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta \quad (3.6)$$

Denklemdaki λ ; x-ışını dalga boyunu, θ ; yansıma açısını d_{hkl} ; düzlemler arası mesafeyi temsil etmekte olup, paralel ve bitişik iki atom düzlemi arasındaki mesafe d_{hkl} ; Miller indislerine (h, k, l) ve kafes parametrelerine göre değişir. Kübik yapıya sahip kristal yapıların düzlemleri arasındaki uzaklık Eş. 3.7 kullanılarak hesaplanabilir [243, 310].

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \quad (3.7)$$

Yansıma, Şekil 3.19'da görünen HMK kristal yapılarda $h+k+l$ toplamının çift sayı, YMK yapılarda ise h, k, l indislerinin hepsinin ya tek ya da çift sayı olduğu durumlarda bulunan

düzlemlerde gerçekleşir. X-ray ışını ölçümleri sonucu bulunacak d_{hkl} ; değeri yardımıyla Şekil 3.19'da görünen kristal yapının kafes sabiti (a), Eş. 3.7 ile hesaplanabilir ve ayrıca deformasyon ile yapıda oluşan farklı faz oluşumları belirlenebilir [243, 310].



Şekil 3.19. Kübik kristal yapıların katı küre birim hücre gösterimi; a) YMK b) HMK [243]

İyi kristalize olmuş, düzenli örgüye sahip malzemelerin yansıma ve ışın-ışık geçirgenliği iyi, XRD desenlerindeki piklerin şiddeti yüksektir. Deformasyon; malzemelerin düzenli kristal yapısını bozarak, pik şiddetlerinin düşmesine ve yarı genişliklerin artmasına neden olur. Anlaşıldığı üzere pik şiddeti ile pik genişliği ters orantılı olup, deformasyonla pik şiddeti azalırken pik genişliği artar [311]. Diğer yandan deformasyona uğramış malzemelerin XRD desenleri, deforme olmamış malzemeninkine benzer olmakla birlikte piklerde görülen genişleme, yüzey katmanındaki tanelerin incelmesine işaret etmektedir [25]. Genel olarak, XRD piki genişlemesi, malzemede mevcut tane boyutu ve kafes gerinimi nedeniyle büyüyen enstrümental genişlemeye bağlıdır. Bu etkilerin her birinin katkısı, difraksiyon piklerinin genişlemesine neden olur [312]. Farklı pik şiddeti ve genişliği değerleri farklı tane büyüklüğüne işaret etmektedir. Piklerdeki genişleme ve şiddetteki azalma, mikroyapıda tane küçülmesi anlamına geldiğinden, malzemenin sertlik ve mukavemet değerlerinde artış görülür [313]. Deformasyona uğramış numunelerin kristalit (tanecik) boyutu D, Scherrer formülü (Eş. 3.8) ile XRD pik genişliği (Br) değerinden hesaplanabilir [25, 312].

$$D = k\lambda / (Br(2\theta) \cos\theta) \quad (3.8)$$

Formüldeki θ ; Bragg difraksiyon açısı ($^\circ$), λ ; X ışını dalga boyu (0,154056 nm Cu K α 1 radyasyonu için), k; şekil faktörü (k=0,9) ve kırınım pikinin yarı genişliği Br(2 θ) (radyan)

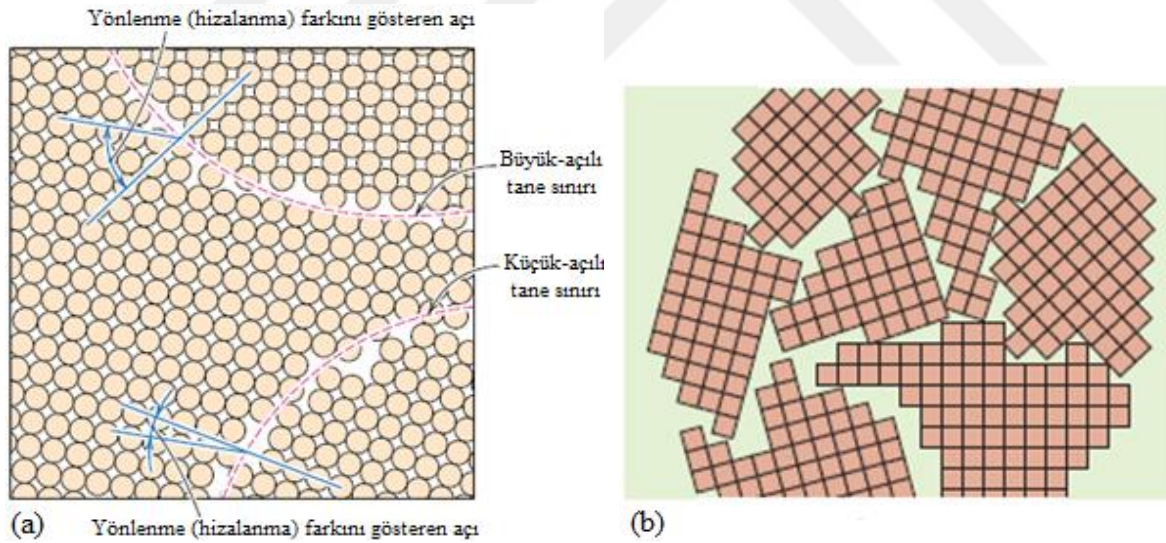
Eş. 3.9 ile belirlenir.

$$Br^2(2\theta) = Bo^2(2\theta) - Bi^2(2\theta) \quad (3.9)$$

Formüldeki $Bi(2\theta)$ deforme olmamış numunenin pik yarı genişlik değeri (FWHM), $Bo(2\theta)$ ise deformasyona uğramış numunenin pik yarı genişlik değerini (FWHM) ifade etmektedir.

3.5.2. Kristalografik oryantasyon (tane yönelimi)

Metalik alaşımlar için tane yönelimi, taneden taneye farklılık gösterir (Şekil 3.20). Mikroyapıdaki her bir tane anizotropik (yöne bağlı) olsa da, birçok taneden meydana gelen numune mikroyapısı izotropik (yönden bağımsız) davranış gösterdiğinden dolayı malzemelerin ölçülen özellikleri, anizotropik değerlerin ortalamasını temsil etmektedirler. Metalik malzemelerde tanelerin belirli bir doğrultuda yönelmesi, malzemenin belli bir “dokuya” (tekstür) sahip olması anlamına gelir [243].

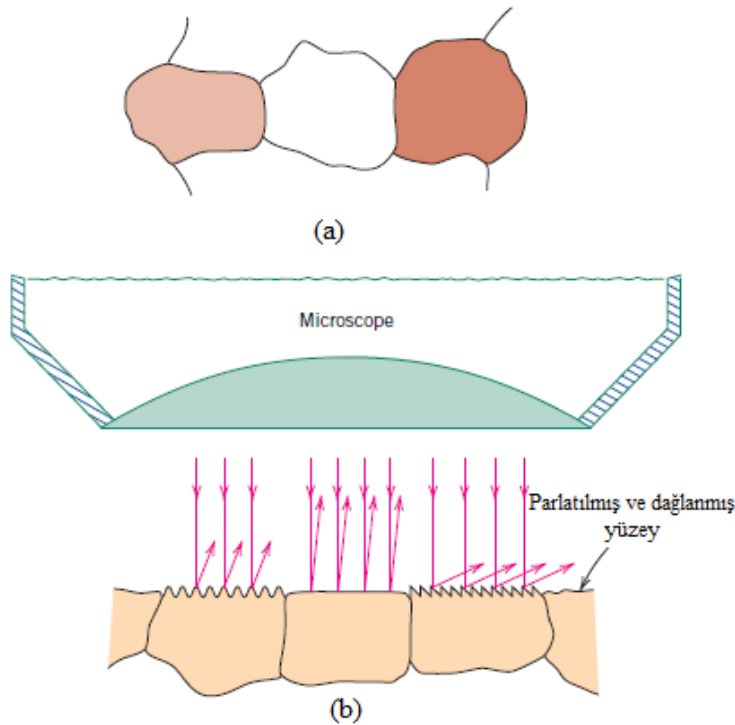


Şekil 3.20. Tane yöneliminin şematik gösterimi; a) atom yönelimi, b) birim hücre yönelimi [243]

Mikroyapı detaylarını tespit etmek için parlatılıp dağlanan numune yüzeylerinin dağlama davranışı taneden taneye farklılık gösterir. Çünkü tek fazlı yapılarda tanelerin kimyasal reaktiflikleri kristal (tane) yönelimlerine göre değişiklik gösterirler. Şekil 3.21(b)’de optik mikroskop altında incelenen numune yüzeyine gelen ışığın, dağlanmış ve değişik yönelimlere sahip üç değişik tane yüzeyinden nasıl yansıdığı görünürken, Şekil 3.21(a)’da

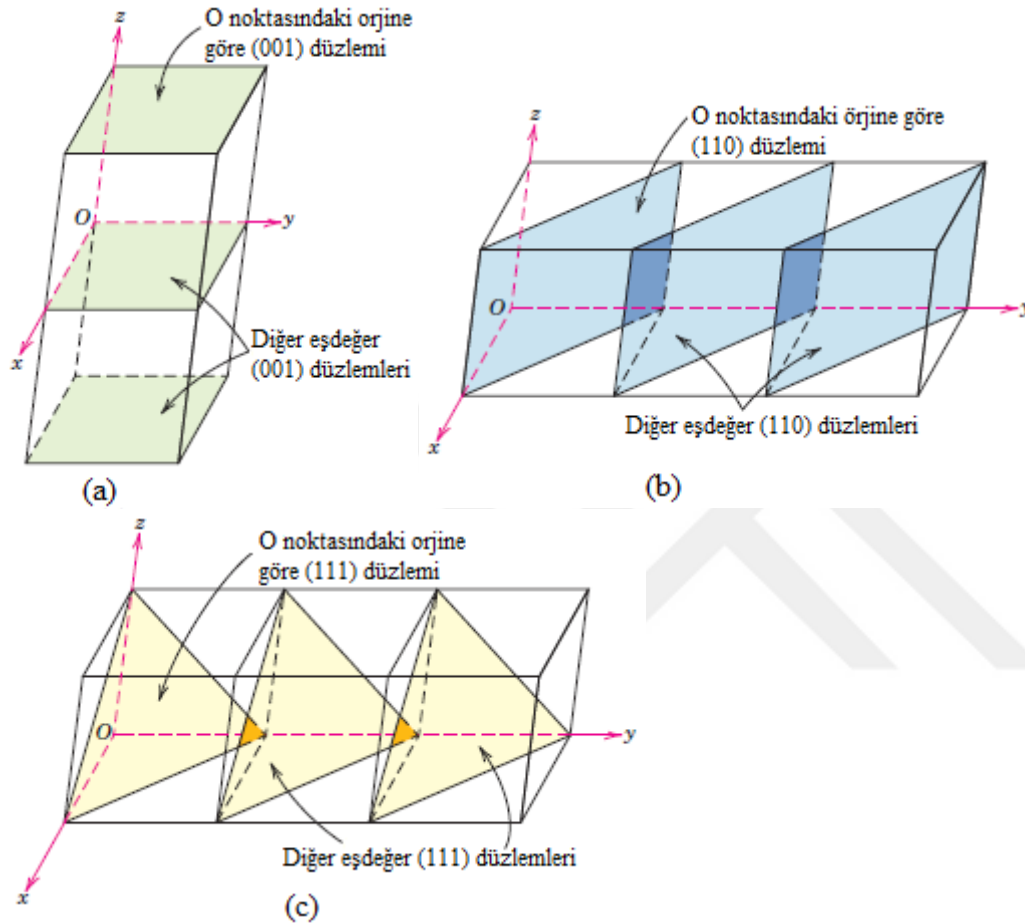
bu tanelerin optik mikroskop altında görüntülenebilecek muhtemel yüzey yapıları şematik olarak gösterilmektedir. Her bir tanenin dokusu ve parlaklığı kendisinin yansıtma özelliğine göre değişir [243].

Kristal yapının sonu olan numune dış yüzeyleri belirgin bir arayüz kusurudur. Numune yüzeyindeki atomlar yapabileceklerinden daha az sayıda komşu atom ile bağ yaptıkları için numunenin iç kısımlardaki atomlara göre daha yüksek enerjiye sahiptirler. Bu yüzden yüzeydeki atomların gerçekleştiremediği bağlardan dolayı, yüzeylerde alan başına enerji (J/m^2 veya erg/cm^2) olarak belirtilen bir yüzey enerjisi söz konusudur. Bir kristalin (tanenin) yüzey enerjisi, yüzeyin dokusuna (kristal düzlemine) göre farklılık gösterir [243]. Çünkü kristalin yüzey enerjisi, eksik bağ sayısı nedeniyle yüzeyin ait olduğu düzlem ailesinin düzlemsel atom yoğunluğuna bağlıdır. Artan düzlemsel atom yoğunluğu ile düzlemdeki atomların koordinasyon numarası (komşu atomların sayısı) yükselerek, gerçekleşen atomik bağların sayısında bir artışa ve gerçekleşmeyen bağların sayısında bir azalmaya neden olur. Gerçekleşmeyen bağ sayısındaki azalma (atomun yüksek oranda komşu atomlarla çevrili olması), yüzey enerjisini düşürür. Diğer bir ifade ile yüzey enerjisi, düzlemsel atom yoğunluğun artmasıyla azalır.



Şekil 3.21. a) Parlatılmış ve akabinde dağlanmış yüzeydeki tanelerin optik mikroskop şematik görüntüsü, b) Farklı kristalografik yönelime sahip tanelerin dağlama davranışlarının kesit görüntüsü [243]

Hegzagonal kristal sistemi dışındaki kristal yapılarda düzlemler (hkl) şeklinde Miller indisleri ile belirtilir. Genelde paralel düzlemler eşdeğer olup aynı indislerle gösterilirken, (002) ve (001) örneğinde olduğu gibi bazen atom dizilişlerinden dolayı farklı gösterimler olabilmektedir. Şekil 3.22’de bazı düzlemler gösterilmiştir [243].



Şekil 3.22. Kübik yapıda; a) (001), b) (110), c) (111) düzlemleri [243]

Eş. 3.10 ile hesaplanan düzlemsel atom yoğunluğu (DzY); merkezleri aynı düzlem üzerinde olmak şartıyla birim alan başına düşen atom sayısı olup, birimi nm^{-2} veya m^{-2} dir [243].

$$DzY = \frac{\text{Merkezleri Düzlemin Üzerinde Bulunan Atom Sayısı}}{\text{Düzlem Alanı}} \quad (3.10)$$

YMK birim hücreesindeki (110), (100) ve (111) düzlemlerine ait düzlemsel atom yoğunluğu değerleri sırasıyla (0,555), (0,589) ve (0,907) olup, $(DzY_{110}) < (DzY_{100}) < (DzY_{111})$ şeklinde sıralanır. Ayrıca AISI 316LVM östenitik paslanmaz çelik malzemeye ait YMK birim hücreesindeki (220), (200) ve (111) düzlemlerine ait düzlemsel atom yoğunluğu

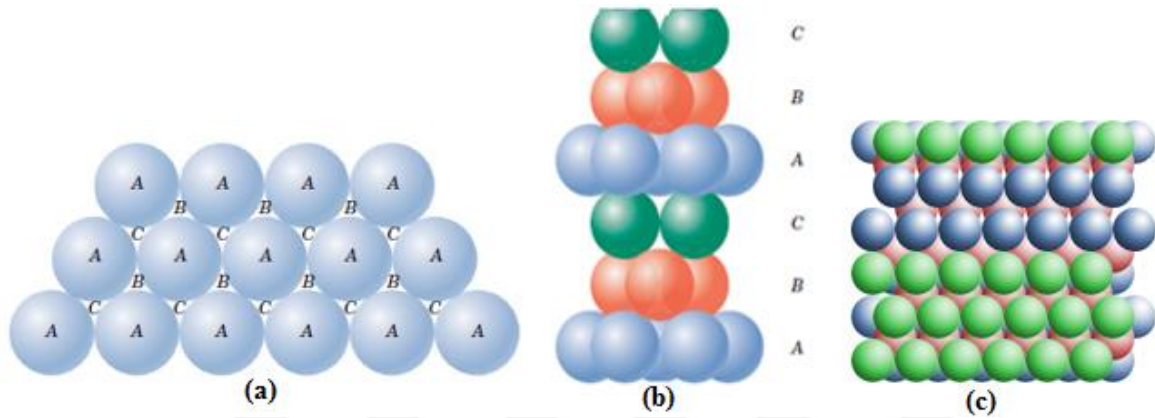
değerleri sırasıyla (0,555), (0,785) ve (0,907) olup, $(DzY220) < (DzY200) < (DzY111)$ şeklinde sıralanır.

Metalik alaşımlara uygulanan mekanik deformasyonun veya tavlama, tanelerin yönünü ve malzemenin dokusunu (tekstürünü) etkilemektedir. Östenitik paslanmaz çeliklere uygulanan soğuk deformasyondaki artış, (111) sıkı paket düzlemlerinin azalmasına neden olur. Östenitik paslanmaz çeliklerin yüzey dokusunu (tekstürünü), malzemenin yüzey çukurcuk direncine etki ettiği bilinmektedir. Yüzeyin çukurcuk korozyonu direnci, yüzeye paralel düzlemlerin kristalografik yönlenmesine güçlü bir şekilde bağlıdır. Yüksek atom yoğunluğuna sahip sıkı paket (111) düzlemleri güçlü korozyon direncine sahipken, genellikle düşük atom yoğunluğuna sahip kristalografik düzlemlerden daha düşük bir çukurcuk korozyonu direnci beklenir. Çünkü atom yoğunluğu yüksek kristal düzlemlerde, bağların kopması ve akabinde atomların çözünmesi için daha yüksek bir enerji gereklidir [38, 237]. Bu durumda YMK kristal yapıya sahip östenitik paslanmaz çelik malzemelerin yüzey dokusuna bağlı çukurcuk korozyon direnci, büyükten küçüğe doğru sırasıyla $(111) > (100) > (110)$ şeklinde sıralanır.

3.5.3. Malzemelerde istifleme hatası ve istif hata enerjisi

Sıkı paket kristal yapı olarak adlandırılan YMK kristal yapıların atomik dolgu faktörü 0,74'dür. Ayrıca birim hücrenin yanında atomsal yoğunluğu en yüksek olan (111) sıkı paket atom düzlemleri vasıtasıyla YMK yapı tanımlanabilir. Şekil 3.23(a)'da görüldüğü üzere sıkı paket bir düzlemde bulunan atomların merkezleri A ile gösterilirken, bu düzlemin üzerinde bulunan bir başka sıkı paket düzlemdeki atomlar B veya C konumlarından birine yerleşirler. Eğer ikinci düzlemdeki atomlar B konumlarına yerleşmişse, üçüncü sıkı paket düzlemdeki atomlar C konumlarına yerleşirler. Üst üste konumlanan bu sıkı paket düzlemlere ait atomlar ABCABC... şeklinde sıralanarak, birbirini tekrarlayan bu sıkı paket düzlemlerden kristal yapı meydana gelir (Şekil 3.23 b). Fakat, YMK kristal yapıya sahip metallerde sıkı paketlenmiş (istiflenmiş) düzlemlerin ABCABC... dizilişlerinde zaman zaman bir ya da birkaç atomun olmaları gereken yerden kayarak ABABAB dizilimi sergilemeleri sonucu meydana gelen kesintilere istif (dizi) hatası denir. Genel olarak YMK kristal yapılarda istif hataları atomlar arasındaki etkileşimin güçlü olduğu (111) sıkı paket düzlemlerde görülür. Eksik bir atom tabakası sonucu "intrinsik istif hatası" meydana gelirken (Şekil 24 a), fazla bir atom tabakası sonucu "ekstrinsik istif hatası" oluşur. İntrinsik istif hatası oluşumuna

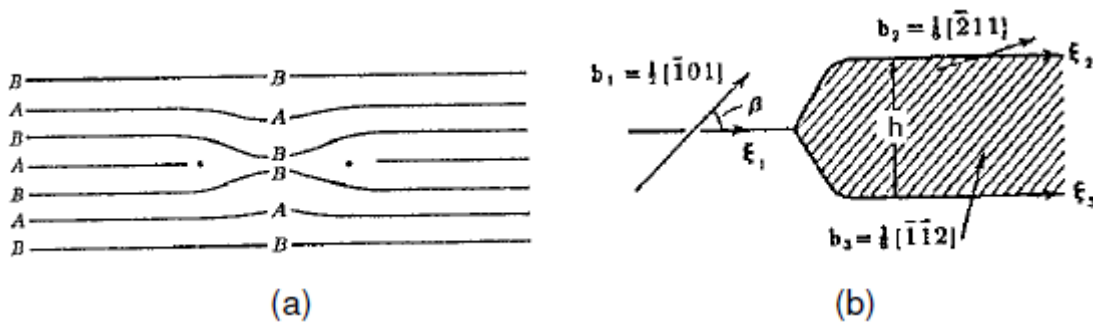
nazaran, ekstrinsik istif hatası oluşumu için daha fazla enerji gerektiğinden, YMK kristal yapılarda ekstrinsik istif hatasına rastlanmaz. Tek kristal oluşumunu engelleyerek, tane sınırlarının oluşumuna neden olan istif hataları, ikizlenme ya da kısmi dislokasyon hareketi ile meydana gelir. Örneğin, bir dislokasyon kısmi dislokasyonlara ayrıldığında oluşan kısmi dislokasyonlar arasındaki kayma düzleminde istif hatası meydana gelir (Şekil 24 b). Normal latis enerjisinden yüksek olan istif hatası enerjisi (SFE), meydana gelen kısmi dislokasyonların denge mesafesinde kalmasını sağlayan enerjidir [243, 314].



Şekil 3.23. a) A, B ve C konumlarının gösterildiği bir sıkı paket düzlem örneği, b) YMK yapıda sıkı paket (111) düzlemlerin istif sırası, c) ABC dizilimi içinde, ABA sıralı hatalı dizilim (istif) [243]

Eş. 3.11'de görüldüğü üzere kısmi dislokasyonlar arasındaki uzaklık (h , istif hatası bandının genişliği) istif hatası enerjisiyle ters orantılıdır [314].

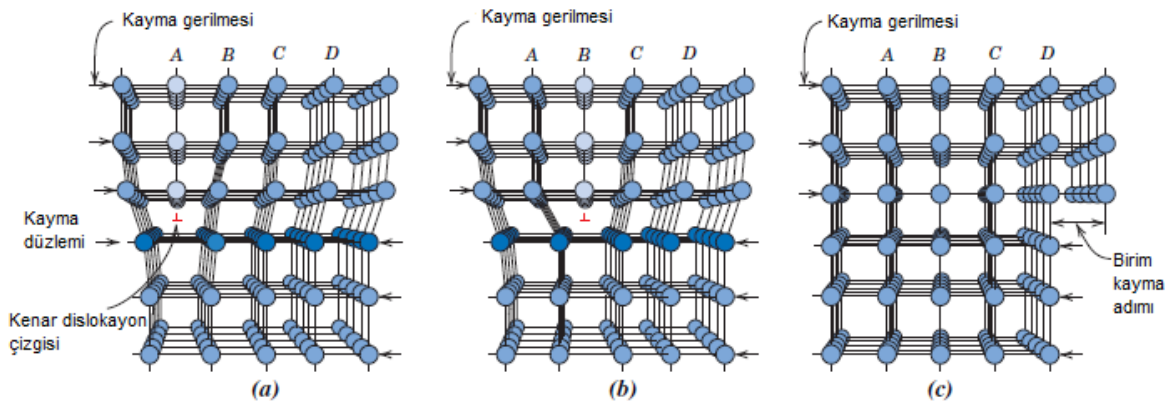
$$h \propto 1 / (SFE) \quad (3.11)$$



Şekil 3.24. a) İntrensik istif hatasının ve b) YMK yapıda, kısmi dislokasyonlara ayrılmanın şematik gösterimleri [314]

3.6. Plastik Deformasyon (PD)

Genel olarak yaklaşık 0,005 birim şekil değişimi miktarına kadar devam eden metalik malzemelerdeki elastik davranış, malzemenin bu noktadan daha fazla deforme edilmesi sonucu gerilme-gerinme (birim şekil değişimi), σ - ϵ , arasındaki doğrusal değişim ortadan kalkar (Hooke Kanunu) ve kalıcı deformasyon (plastik deformasyon) meydana gelir. Kalıcı olan plastik deformasyona karşı malzemenin göstermiş olduğu direnç, malzemenin mukavemet ve sertlik özelliklerinin bir ölçüsüdür. Mikro ölçekte plastik deformasyon, uygulanan gerilmenin etkisiyle çok sayıdaki atomun veya molekülün birbirlerine göre hareket etmesine karşılık gelir. Plastik deformasyon sırasında atomik bazdaki hareket, atomların komşuları ile arasındaki bağların kopmasına sebep olur ve yeni komşuları ile yeni bağların oluşmasını gerektirir. Metallerde plastik deformasyon; genelde çizgisel yapı kusurları olan dislokasyon hareketleriyle gerçekleşen kayma olayı ile oluşur (Şekil 3.25). Kristal yapıda kenar ve vida olmak üzere iki tip temel dislokasyon olup, ikisinin birlikte olduğu duruma karışık dislokasyon denir. Dislokasyonlar, alaşımların katılma sürecinde, plastik deformasyon sürecinde ve ısıtılma sürecinde hızlı soğutmadan kaynaklı ısıtılma gerilmeleri sonucunda meydana gelir. Tavlanmış bir metalik malzemede yaklaşık 10^5 - 10^6 mm^{-2} seviyesinde dislokasyon yoğunluğu olup, deformasyona uğramış bir numune bu yoğunluk 10^9 - 10^{10} mm^{-2} gibi yüksek seviyelere ulaşır [243, 315, 316].



Şekil 3.25. Kayma gerilmesinin (τ) etkisiyle kenar dislokasyonlarının hareketi ve atomların yeni düzenleri [243]

Dislokasyon çizgisinin kristal düzlem boyunca hareket ettiği düzleme kayma düzlemi, hareket doğrultusuna kayma doğrultusu ve bunların kombinasyonuna kayma sistemi denir. Çok kristalli malzemelerde deformasyon ve kayma olayı biraz karmaşık olup, tanelerin

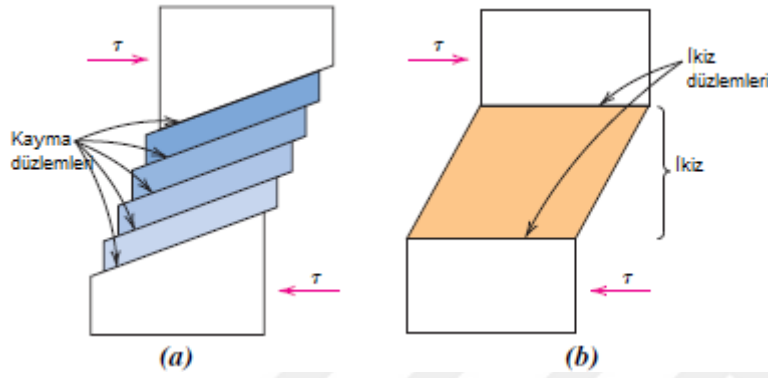
rastgele yönelmiş olması nedeniyle, her bir tane için dislokasyon hareketi en uygun kayma sisteminde meydana gelir. Deformasyona uğramış bir metalin mikroyapısında açıkça görünebilen kayma çizgilerinin (bantlarının) farklı yönlerde olması tane yöneliminin (kristalografik oryantasyon) farkına işaret eder (Şekil 3.26) [243].



Şekil 3.26. Çok kristalli bakırda deformasyon sonrası oluşan kayma çizgileri (bantları) [243]

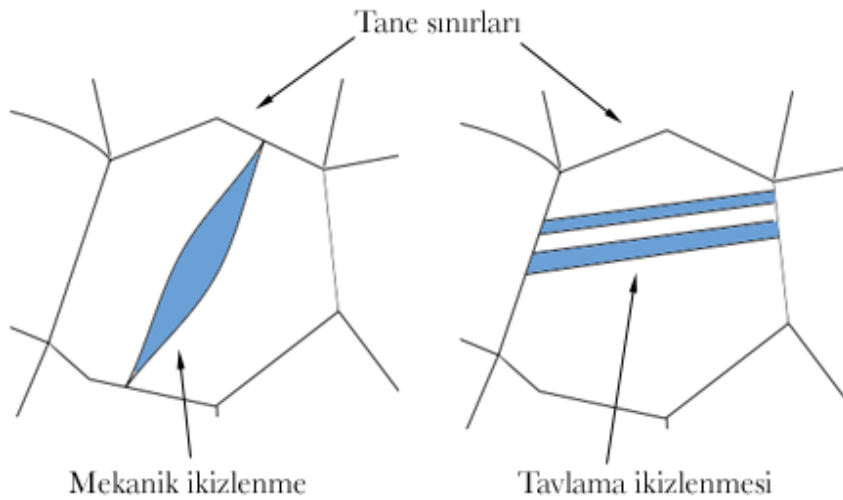
Diğer yandan bazı metalik malzemelerde kayma olayına ilave olarak diğer bir plastik şekil değişimi mekanizması olan ikizlenme meydana gelir. Deformasyon sürecinde, dislokasyon hareketlerinin gerçekleşmesinin zor olduğu durumlarda metalik malzemeler, uygulanan yük karşısında şekil değiştirebilmek için mekanik ikizlenme yoluna giderler. Kristal yapıya uygulanan kayma kuvveti, uygulanan kuvvete paralel konumlanan bir düzlemin (ikiz düzlemi) bir tarafındaki atomları, diğer taraftaki atomların simetrisi olacak şekilde yer değiştirmesine neden olur (Şekil 3.27). Bu mekanizmada, ikiz düzleminin bir yanında yer alan atom kümesi, dislokasyon hareketinde olduğu gibi teker teker düzlemlerin yer değiştirmesiyle değil, toplu hareket ederek, bir anda konum değiştirmesiyle gerçekleşir. Kayma gerilmesi altındaki bir tek kristalde meydana gelen kayma ve ikizlenme mekanizmaları Şekil 3.27’de gösterilmiştir. Kayma olayında, deformasyon öncesi ve

sonrası, kayma düzleminin üstündeki ve altındaki kristal yönelimi aynıdır. İkiz oluşumunda ise, gerçekleşen konum değişimi sonrası, kristalin bir kısmının (ikiz düzleminin diğer tarafı) yöneliminin diğerine kıyasla değiştiği gözlemlenir. Dislokasyon hareketinin oluşturabildiği şekil değişimiyle kıyaslandığında, malzemede ciddi bir şekil değişimi oluşturmayan mekanik ikizlenme çok küçük kalır. Ancak ikizlenme mekanizmasının önemi, kristalin yönelimini değiştirerek, uygulanan kuvvet altında, dislokasyonların hareketinin meydana gelebileceği düzlemleri istenen açılara taşınmasıdır [243, 317].



Şekil 3.27. Kayma gerilmesi altında a) kayma b) ikizlenme mekanizması [243]

Ayrıca bir başka ikiz oluşum mekanizması tavlama ikizlenmesidir. Bu durum, tavlama sürecindeki yeniden kristallenme ya da tane büyümesi sırasında meydana gelen bazı problemlerden kaynaklanır. Özellikle östenitik paslanmaz çelikler gibi yüzey merkezli kübik yapıya sahip metal ve alaşımlarda görülen bu ikizlenme tipi, mikroskop altında tane boyunca uzanan düz sınırlarla şeklinde görünür (Şekil 3.28) [317].



Şekil 3.28. Mikroyapıdaki ikiz oluşumlarının şematik gösterimi [317]

Plastik şekil değişimi katı haldeki metallere akma dayanımlarının üzerinde uygulanan dövme, haddeleme, ekstrüzyon ve çekme gibi dış gerilmeler veya kuvvetler vasıtasıyla gerçekleşir. Plastik deformasyon işlemi, malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde yapılırsa sıcak deformasyon; mutlak ergime sıcaklığının (T_e) %30'unun altındaki bir sıcaklık değerinde yapılırsa soğuk deformasyon olarak adlandırılır. Diğer bir ifade ile deformasyon sıcaklığı $T < 0,3 T_e$ ise soğuk deformasyon, $0,3 T_e < T < 0,5 T_e$ ise ılık deformasyon, $T > 0,5 T_e$ ise sıcak deformasyon olarak nitelendirilir. Sıcak deformasyonda malzemenin yumuşak ve sünek olması sebebiyle büyük ve tekrarlı şekil değişimleri rahatlıkla uygulanabilirken, soğuk deformasyonda malzemede oluşan pekleşme nedeniyle, sıcak deformasyona kıyasla malzeme mukavemetinde artış ve süneklilikte azalmaya sebep olur. Malzemenin mekanik özelliklere önemli bir etkisi olan deformasyon hızı arttıkça malzemenin mukavemeti artarken sünekliliği azalır. Soğuk deformasyon sürecinde ($T < 0,3 T_e$), deformasyon hızının plastik gerilmeye etkisinin önemi yok iken Eş. 3.12'de ifade edildiği üzere pekleşmeden dolayı deformasyon oranı büyük öneme sahiptir. Sıcak deformasyon sürecinde ($T > 0,5 T_e$) ise, deformasyon hızına karşı çok duyarlı hale gelen plastik gerilmeye, Eş. 3.14'de ifade edildiği üzere çok az olan pekleşme etkisi ihmal edilebilir. Gerek soğuk deformasyon, gerekse sıcak deformasyon özelliklerini birlikte içeren ılık deformasyon sürecinde ($0,3 T_e < T < 0,5 T_e$), hem deformasyon hızının hem deformasyon oranının plastik gerilmeye etkisi söz konusudur (Eş. 3.13) [243, 318, 319].

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (3.12)$$

$$\sigma = L \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad (3.13)$$

$$\sigma = M \dot{\varepsilon}^m \quad (3.14)$$

Eşitliklerdeki σ ; plastik gerilmeyi, ε ; gerinmeyi (birim şekil değişimi veya deformasyon oranı), $\dot{\varepsilon}$; deformasyon hızını, n ve m ; sırasıyla deformasyon sertleşmesi ve deformasyon hızı duyarlılığı üslerini belirtirken K , L , M ilgili malzeme sabitlerini göstermektedir.

3.7. Metallerde Mukavemet Artırıcı Mekanizmalar

Metallerin mekanik davranışı ile dislokasyon hareketi arasındaki ilişki, mukavemet artırıcı mekanizmaların anlaşılması açısından çok önemlidir. Plastik deformasyon çok sayıdaki dislokasyonun hareketi ile sağlandığı için, metallerin plastik deformasyon kabiliyeti dislokasyon hareketliliğine bağlıdır. Dislokasyonların hareket etme kabiliyetini azaltmak

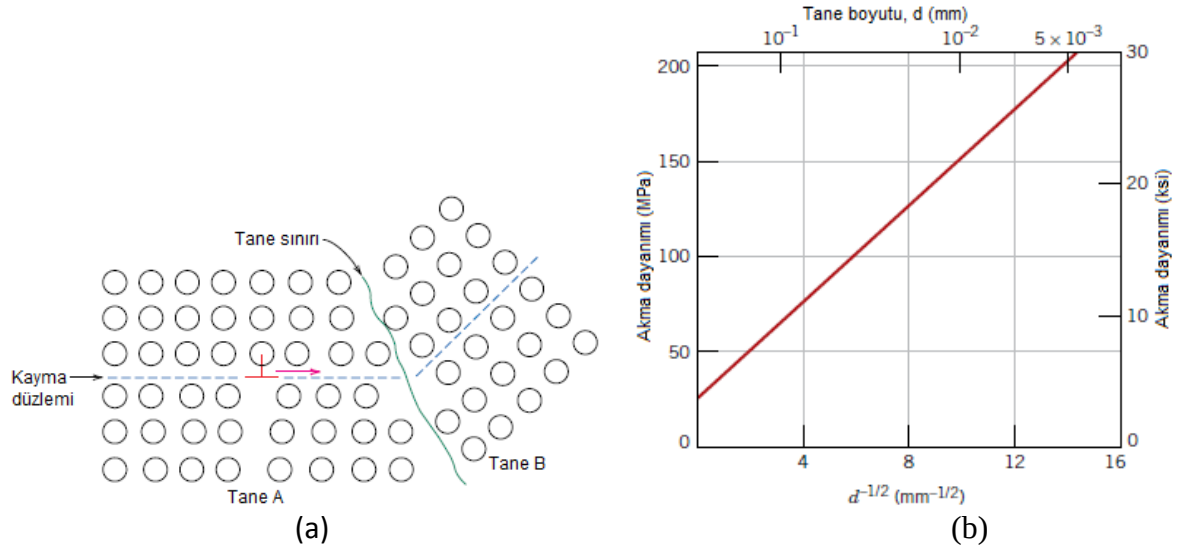
veya engellemek, plastik deformasyon için gerekli kuvvetin yükselmesini ve dolayısıyla malzemenin daha sert ve daha yüksek dayanımlı olmasını sağlar. Diğer yandan dislokasyonların daha kolay hareket etmesi, metalin plastik şekil değiştirme kabiliyetini yükseltirken, bu durum malzemenin yumuşak ve düşük dayanıma sahip olması anlamına gelir. Bu bölümde, metallerin mukavemetini arttırmak için kullanılan, tane inceltme ve pekleştirme mekanizmaları ele alınacaktır [243].

3.7.1. Tane inceltme ile mukavemet artırma

Metalik malzemelerin çok kristalli yapılarındaki tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi oldukça yüksektir. Farklı kristal yönelimlerine sahip bitişik taneler arasındaki sınırlar, kayma veya dislokasyon hareketinin bir taneden diğerine geçişinin zorlaşmasına veya engellenmesine sebep olur (Şekil 3.29 a). Büyük açılı tane sınırları, dislokasyonların diğer taneye geçişine engel olarak neden oldukları dislokasyon yığılmaları, bitişik tanede yeni dislokasyonlar üretecek olan gerilme yığılmalarına sebep olur. Kaba taneli (büyük çaplı) bir malzemeye kıyasla, ince taneli (küçük çaplı) bir malzemede, dislokasyon hareketini engelleyici toplam tane sınırı alanı daha fazla olduğundan, malzemenin sertliği ve mukavemeti daha yüksektir (Şekil 3.29 b). Tane boyutu küçülmesi, alaşımların mukavemetinin yanında tokluğunu da yükseltir. Genel olarak malzemelerin akma dayanımı (σ_{ak}) ile tane boyutu (d) arasında Eş. 3.15’de gösterilen bir ilişki mevcuttur [243].

$$\sigma_{ak} = \sigma_o + k_y d^{-1/2} \quad (3.15)$$

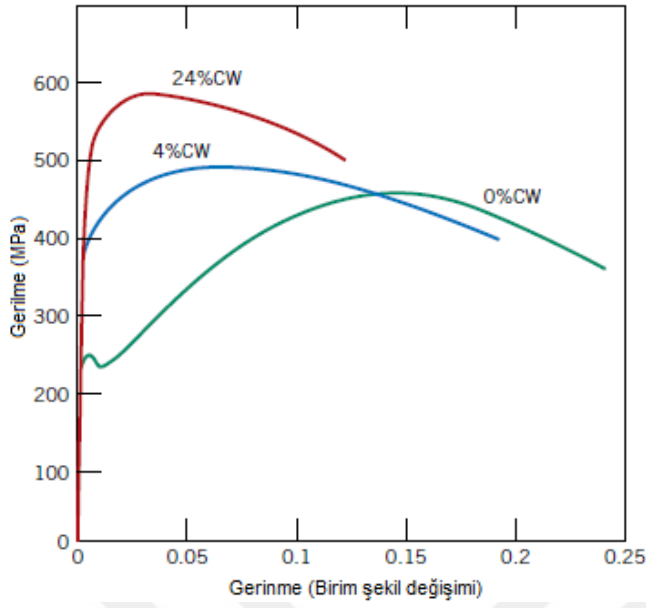
Hall-Petch denklemi adı verilen bu eşitlikte, d ; ortalama tane çapını, σ_o ve k_y ; malzemeye özgü sabitleri ifade eder. Hall-Petch eşitliğinin çok kaba taneli veya ultra ince taneli (nano boyut) malzemelerde geçerli olmadığı bilinmelidir [243]. Çünkü nano yapılarda kritik bir tane büyüklüğüne ulaşıldığında, Hall-Petch ilişkisinin güçlendirme etkisinin yumuşatıcı bir etkiye dönüşeceği bildirilmiştir [24]. Ayrıca küçük açılı tane sınırları, kristal yönelme farkının az olmasından dolayı kayma olayını etkin biçimde engellemezken, ikiz sınırları ve farklı fazlar arasındaki sınırlar kaymayı ve dolayısı ile dislokasyon hareketini engellemede oldukça etkili olup, malzeme dayanımını arttırırlar [243].



Şekil 3.29. a) Tane sınırı ile karşılaşan dislokasyonun davranışı ve b) tane boyutunun akma dayanımına etkisi [243]

3.7.2. Pekleşme (deformasyon sertleşmesi)

Sünek bir metalin plastik deformasyon sırasında sertlik ve dayanımının artması pekleşme olarak adlandırılır. Bu olaya, pekleşme veya deformasyon sertleşmesi adı verilmektedir. Pekleşmenin gerçekleşmesi için metallerin, ergime sıcaklıklarının (T_m) kabaca yarısından daha düşük sıcaklıklarda şekillendirilmesi, yani soğuk şekillendirilmesi gerekir. Şekil 3.30'da görüldüğü üzere, artan soğuk şekillendirme oranı ile malzemenin akma ve çekme mukavemeti yükselmektedir. Artan soğuk deformasyonla dislokasyon yoğunluğu yükselirken, sertlik ve mukavemetteki artışa karşılık süneklik azalır. Diğer yandan gerek tane boyutu küçülmesi ve gerekse pekleşmeyle sağlanan mukavemet artışı uygun bir tavlama işlemi ile giderilebilir veya azaltılabilir [243]. Ayrıca deformasyon sertleşmesi miktarı, XRD desenlerindeki pik genişlemesi ölçülerek tahmin edilebilmektedir [23, 25, 42, 184, 320].



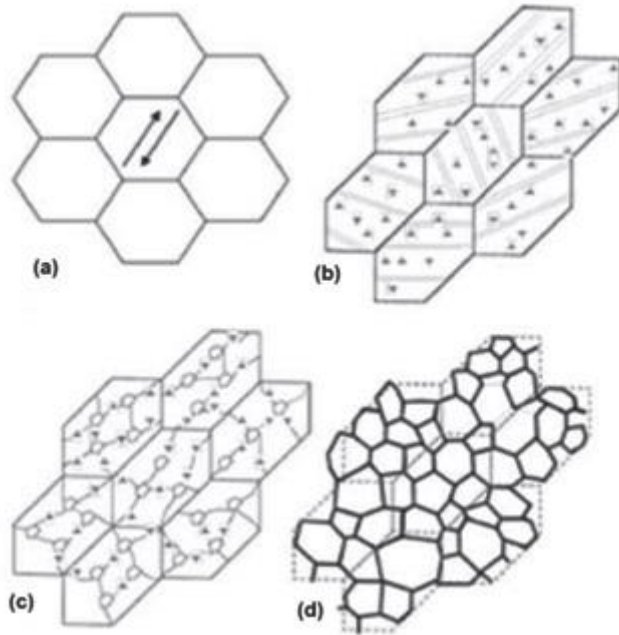
Şekil 3.30. Soğuk deformasyonun çelik malzemenin gerilme-gerinme davranışına etkisi [243]

3.8. Aşırı Plastik Deformasyon (APD)

Aşırı plastik deformasyon (APD), yüksek miktarda plastik deformasyon uygulanan malzemelerin sahip olduğu iri tanelerin parçalanarak, geniş açılı tane sınırlarıyla ayrılmış alt tanelerin oluşturulması ve tane boyutunun mikron altı mertebelere indirilmesi esasına dayanmaktadır [31, 321]. Malzemelere kütleli formda aşırı plastik deformasyon uygulanabilmesi için, deformasyon sırasında malzemede boyutsal değişimin oluşmaması gerekmektedir. Aynı malzemeye defalarca uygulanabilen APD yöntemleri; tekrarlı ekstrüzyon ve basma (TEB), eş kanallı açılal ekstrüzyon (EKAE), yüksek basınç altında burma (YBB), tekrarlı bükme-doğrultma (TBD), birikimli hadde bağı (BHD), kapalı kalıpta tekrarlı dövme (KKD), çoklu izotermal basma (ÇİB) ve sürtünme karıştırma işlemi (SKİ) olarak sayılabilir [31, 322]. Genel olarak bu yöntemlerin hepsinde malzemelerin içyapısı incelenerek, yeniden kristalleşme ile ultra ince tane UİT yapılı veya nano-yapılı (NY) hâle gelmektedir (Şekil 3.31) [31].

Aşırı deformasyona bağlı dislokasyon artışı, malzeme özelliklerinde önemli değişimler sağlamaktadır. Ayrıca tane boyutu (incelmesi) sertleşmesi (Hall-Petch etkisi) ve dislokasyon artışına dayalı deformasyon sertleşmesi (pekleşme) etkileriyle, metalik malzemelerin mukavemet değerlerinde olağan üstü artışlar ile süper plastiklik özellikleri ve yorulma

davranışlarında iyileşmeler görülmüştür [31, 174, 323].



Şekil 3.31. EKAЕ işlemi uygulanan saf magnezyumda tane boyutu incelmesinin şematik resimi; a) EKAЕ uygulanmamış durum, b) düzensiz dislokasyon üretimi, c) dislokasyon sınırlarının (küçük açılı tane sınırları) oluşturması, (d) dislokasyon sınırlarının arasındaki açılal yönelenme farkının artarak alt tane oluşumunun tamamlanması [31]

Kütlesel APD işlemi sonucu mukavemet değerlerinde artış sağlanırken proses sonrası süneklik değerlerinde azalma gözlenmektedir. Süneklikteki azalmanın sebebi, yapıdaki dislokasyon yoğunluğunun artması ve buna bağılı olarak şekillendirilme yeteneğinin azalmasıdır [31]. Medikal implant gibi kritik yapı komponentlerinin yüzey tabakasının sert ve mukavemet değerlerinin yüksek olması istenirken iç kısımların sünek ve tok olması istenir. Bu nedenle, son yirmi yılda malzeme yüzeyindeki birçok işlem; örneğin ultrasonik püskürtme kumlama (UPK) [324], hava püskürtme kumlama (HPK) [325], yüzey mekanik yıpratma işlemi (YMYİ) [326], yüzey nano-kristalizasyonu ile sertleştirme (YNS) [327] ve ezme (burnishing) [25, 207, 235, 328] işlemleri yüzeyde nano-kristal tabaka üretmek için uygulanmıştır. Tüm bu teknikler basma kalıntı gerilmesini indükleyebilir ve yüzey tane büyüklüğünü nanometre seviyesine indirebilir. Bununla birlikte, ezme (burnishing) işlemi hariç yukarıda belirtilen teknikler, her zaman yüzeydeki nano-kristal mikroyapının faydalı etkilerini ortadan kaldıracak olan pürüzlü bir yüzey oluşturur [329]. Büyük pürüzlülük, belirli noktalarda stres konsantrasyonunu indükleyebilir ve bu nedenle özellikle yorulma

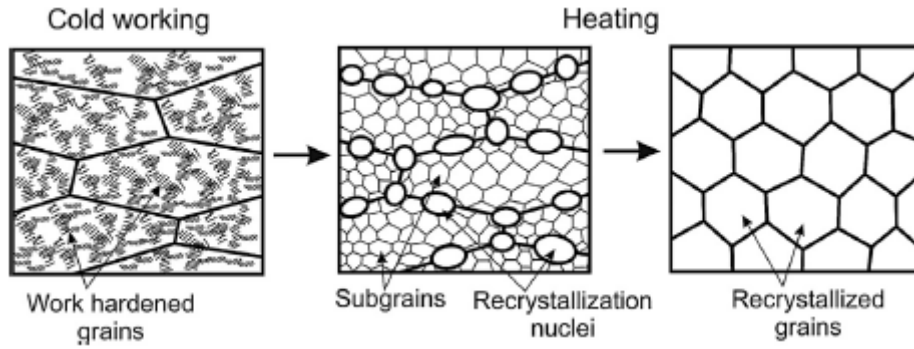
yükü koşulları altında çatlak başlangıcını kolaylaştırır [330]. Bu nedenle, yüzey pürüzlülüğünün azaltılması, korozyon direnci gibi malzemelerin performansını arttırmada yüzey nano-kristalizasyonu kadar önemlidir [25].

Yüzey tabakada tane inceltmesine uğramış ince bir mikroyapı elde etmek için APD proseslerinin kullanımı artmaktadır. APD işlemi ile elde edilmiş nano boyutlu/çok ince taneli malzemeler kaba taneli muadillerine kıyasla cazip özelliklere sahiptirler [14, 27-30, 235, 331]. Spesifik soğutma ve kesme koşulları altında yapılan talaşlı imalat süreci bir APD süreci olarak kategorize edilmektedir. Büyük plastik deformasyona ve deformasyon hızına neden olan talaşlı imalat, işlenmiş yüzeyde nano-kristal yüzey tabakası meydana getirmek için kullanılmaktadır [23, 24, 177]. Metallerin işlenen yüzeyinde kontrol edilebilir ultra-ince/nano tanecikli yapıların üretilmesi yoluyla gelişmiş yorulma mukavemeti, aşınma direnci, korozyon direnci ve tribolojik davranış gibi yararlı özelliklerle, işlenen parçaların fonksiyonel performansının artırılabilceği bildirilmiştir [24, 177]. Talaşlı imalattaki tane incilmesi mekanizmasının, dinamik yeniden kristalleşme ve hızlı-etkin bir soğutma ile gerçekleştiği öne sürülmüştür [22-24, 30, 179, 185, 235].

Diğer yandan optik mikroskop altında beyaz renkte görüldüğü için beyaz tabaka olarak adlandırılan özelliksiz APD katmanlarının, yüksek plastik deformasyon ve yüksek soğutma hızlarından sonra ortaya çıktığı belirtilmiştir [24, 220]. Düşük süneklik ile birlikte yüksek bir sertliğe sahip olan beyaz tabakalar, dinamik olarak yüklenmiş parçaların yorulma direncini azaltan çatlakların oluşumu ve yayılmasında bir artışa neden olduğundan genellikle istenmezler. Güvenlik endişeleri nedeniyle, ortaya çıkmasını önlemek veya minimize etmek önemlidir [24, 332]. Beyaz tabakaların, şiddetli plastik deformasyon yoluyla dinamik yeniden kristalleşme ve alt taneler ile gelişen nanokristal yapılardan oluştuğu kabul edilmektedir. Ayrıca uygulamaya bağlı olarak, aşınma gibi tribolojik özellikler üzerindeki olumlu etkilerinden dolayı faydalı olabilirler [24, 331].

3.9. Yeniden Kristalleşme (YK)

Yeniden kristalleşme terimi, tavlama sırasında deforme olmuş bir mikroyapının yeni tanelerle değiştirilmesini tarif etmek için yaygın olarak kullanılır ve buna aynı zamanda statik yeniden kristalleşme (SYK) denir. SYK, çekirdeklenme ve büyüme evrelerini içeren, yeni tanelerin oluştuğu birincil yeniden kristalleşme tipidir (Şekil 3.32) [231].



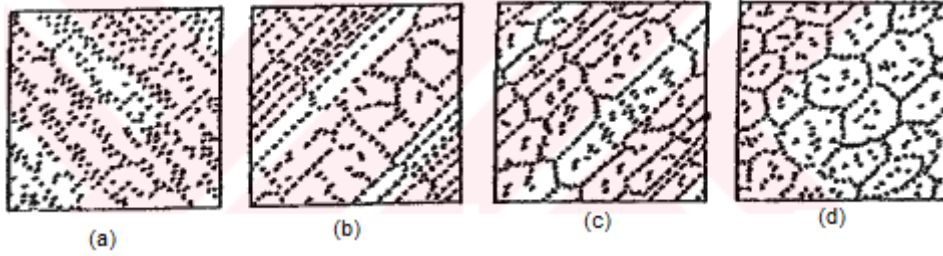
Şekil 3.32. Deformasyonla sertleştirilmiş malzemelerin tavlama sırasında gerçekleşen statik yeniden kristalleştirmenin (SYK) şematik temsili [231]

Metaller soğuk deformasyona maruz kaldıklarında, tane şeklinin değişmesi, pekleşme ve dislokasyon yoğunluğunun artması gibi bazı mikroyapı özellikleri değişir. Malzemeyi deforme etmek için harcanan enerjinin büyük bir kısmı yeni oluşan dislokasyonların çevresindeki basma, çekme ve kayma bölgelerinde dislokasyon (şekil değişimi) enerjisi olarak birikirken bir kısmı ise ısı enerjisi olarak kaybolur. Ayrıca plastik deformasyon sonucu malzemenin elektrik iletkenliği ve korozyon direnci gibi bazı özellikleri de değişir [243].

Deformasyon sonrası yüksek sıcaklıkta metal malzemeye uygulanacak bir ısıl işlemin (tavlama) sağlayacağı toparlanma ve tane büyümesinin de söz konusu olduğu yeniden kristalleşme işlemleri, malzemenin eski özellikleri ve mikroyapısının geri kazanımını sağlayabilir. Yeniden kristalleşme sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda meydana gelen toparlanma işleminde, sıcaklığın etkisiyle artan atom difüzyonunun sağladığı dislokasyon hareketleri (çapraz kayma ve tırmanma) ile dislokasyonların yeniden düzene girmesi ve bir kısmının yok olması sonucu depolanan dislokasyon enerjisi azalır. Bu durum, malzemenin elektrik ve ısı iletkenliği gibi özelliklerinin soğuk deformasyondan öncesi duruma dönmesini sağlarken, sertlikte az da olsa bir düşüş, süneklikte ise az bir artış gözlenir [243, 317, 318].

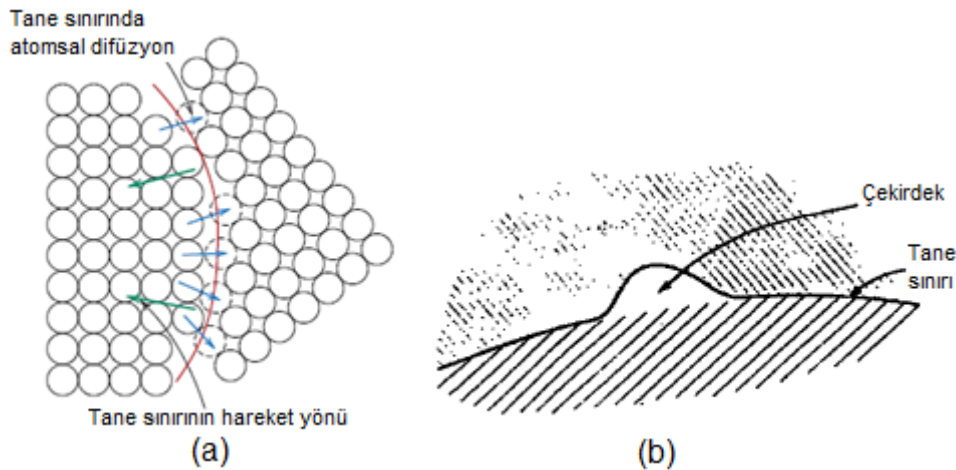
Dislokasyonların kayma ve tırmanma hareketi sonucu, ters işaretli dislokasyonlar bir araya gelir ve dislokasyonların bir kısmı yok olur. Fakat toparlanma işlemi, dislokasyon yoğunluğunun azalmasından çok dislokasyonların yeniden düzenlenmesini sağlar. Bu yüzden toparlanma süreci tamamlandığında mikroyapıdaki taneler hala yüksek dislokasyon (şekil değişimi) enerjisine sahiptir. Düzenlenen dislokasyonlar küçük açılı sınırlar oluşturarak dislokasyonsuz alt-tanelerin oluşmasını sağlarlar. Alt-tanelerin şekli, büyüklüğü

ve dağılımı malzemeye uygulanan tavlama sıcaklığı ve süresine göre değişir (Şekil 3.33) [243, 316].



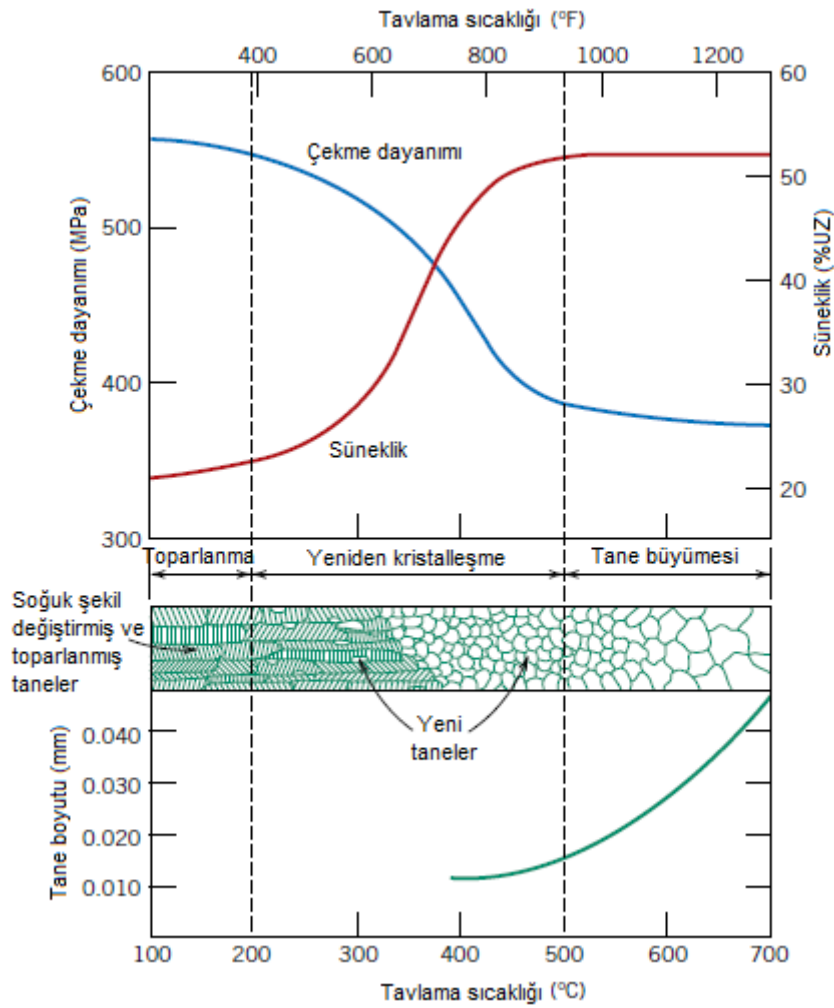
Şekil 3.33. Alt-tane oluşum evreleri [314]

Malzeme daha yüksek sıcaklıkta tavlama işlemine maruz kaldığında, dislokasyon yoğunluğu düşük, eş eksenli yeni tanelerin oluşumu sonucu mikroyapı tamamen yeniden kristalleşerek yenilenir. Yeniden kristalleşme sürecinde dislokasyonlu tanelerin yerine mikroyapıdaki hatalı bölgelerde, deformasyon bantlarında ve tane sınırlarında yeni taneler çekirdeklenir. Özellikle üç farklı taneye ait sınırların kesiştiği noktalar çekirdeklenmeye en elverişli yerlerdir. Taneler arası dislokasyon yoğunluğu farkından dolayı, yüksek dislokasyon yoğunluğuna ve dolayısı ile dislokasyon enerjisine sahip tanedeki atomlar daha az dislokasyon yoğunluğuna sahip taneye doğru difüze olurken (Şekil 3.34 a), tane sınırı tam tersi doğrultuda yüksek dislokasyona sahip taneye doğru göç eder ve tane sınırında Şekil 3.34 (b)'de ki gibi bir çıkıntı oluşur. Tavlama öncesi mikroyapıda bulunan dislokasyonlar yeni oluşan tane sınırlarına göç ederek, yeni oluşan taneciklerin dislokasyon miktarının çok az veya tamamen dislokasyonsuz olmaları sağlanır [243, 315-317].

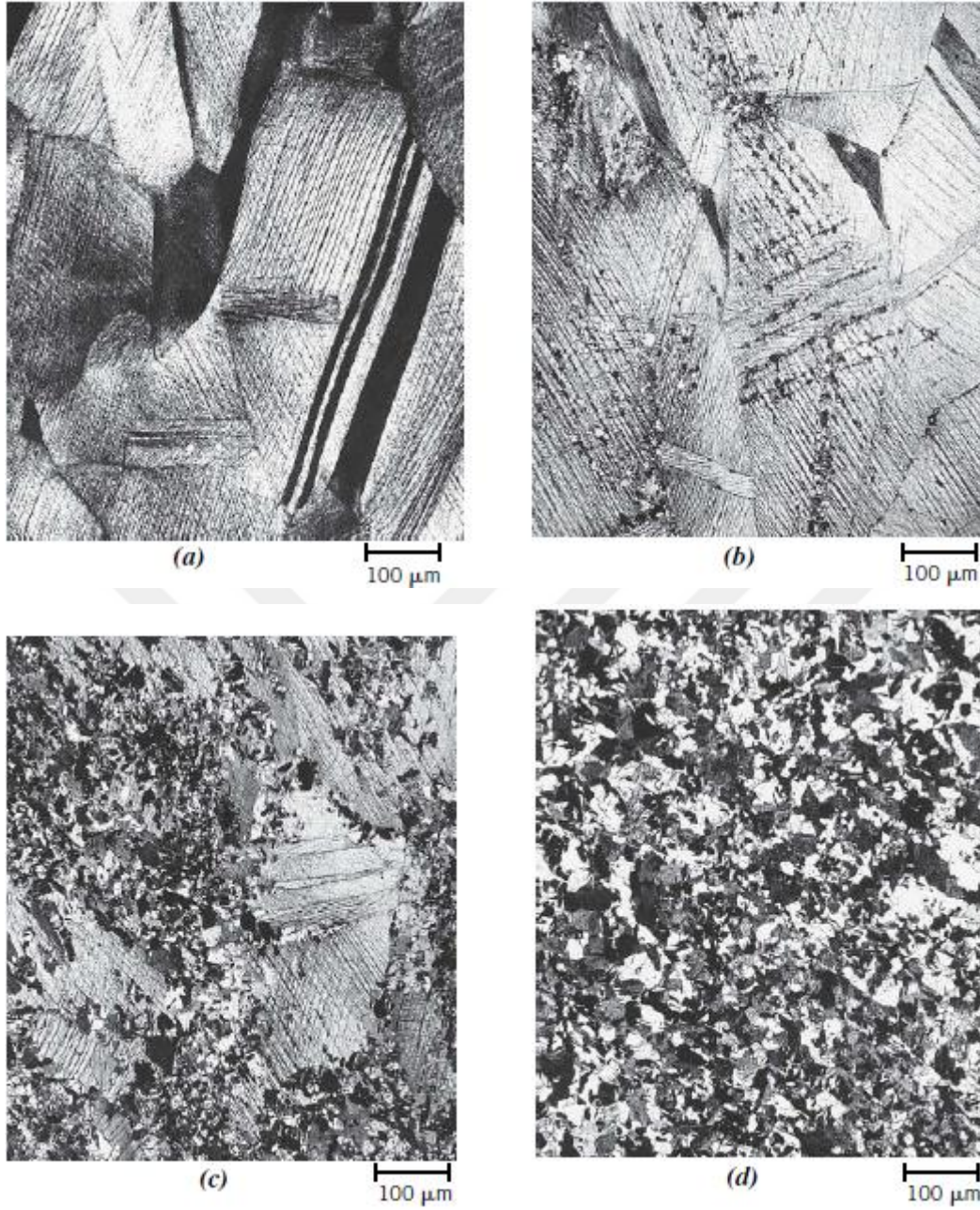


Şekil 3.34. a) Difüzyon sonucu tane sınırı hareketinin şematik gösterimi, b) Tane sınır göçü sonucu çekirdek (şişik-bulging) oluşumunun şematik gösterimi [316]

Yeni tanelerin oluşmasındaki itici güç, malzemenin deformasyon öncesi ve sonrası durumlarının iç enerjileri arasındaki farktır. Çekirdeklenen yeni taneler malzemede deformasyona uğramış yer kalmayınca dek büyüyerek, malzemenin soğuk deformasyon öncesi özelliklerine kavuşmasını sağlarlar. Malzemenin sertliği ve mukavemeti azalırken sünekliliği artar. Şekil 3.35’de yeniden kristalleşme sürecinin evreleri şematik olarak gösterilmiştir [243, 316].



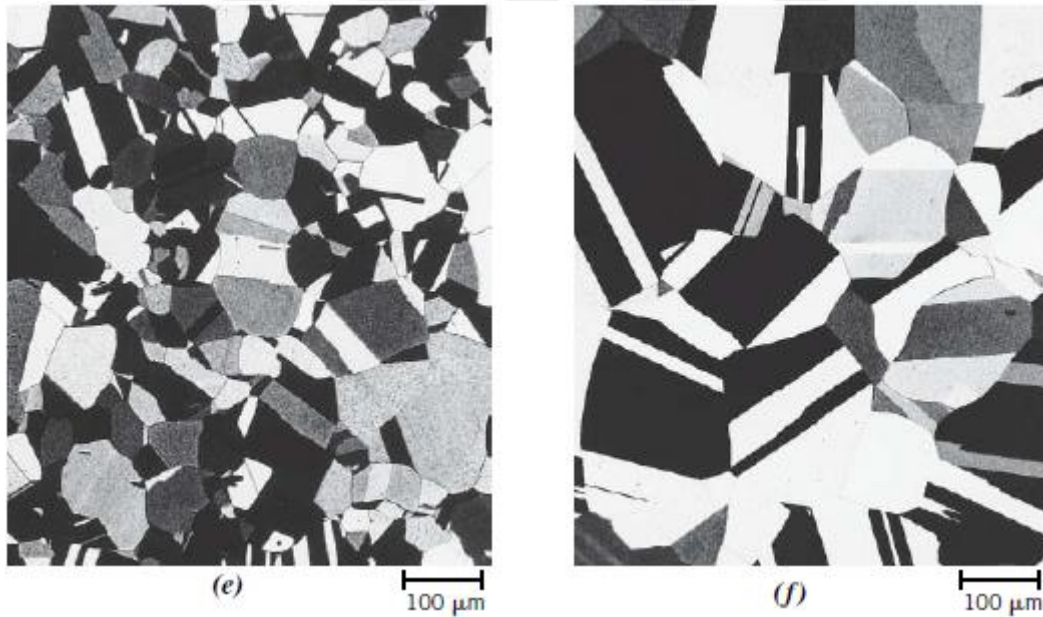
Şekil 3.35. Yeniden kristalleşme (YK) süreci evrelerinin şematik gösterimi [243]



Şekil 3.36. Soğuk deformasyona uğramış bir pirinç alaşımında YK süreci evrelerini gösteren mikroyapı görüntüleri. a) %33 Soğuk deformasyon sonrası tane yapısı, b) YK sürecinin başlangıç evresi (580 °C’de 3 s tavlandıktan sonra çok küçük tanelerin oluşumu, c) yeniden kristalleşmiş taneler, d) 580 °C’de 8 s sonrası yeniden kristalleşmenin tamamlanması [243]

Şekil 3.36’da görüldüğü üzere, zamanla artan yeniden kristalleşme oranı, bu işlemin zamana ve sıcaklığa bağlı olduğunu göstermektedir. Bir malzemenin %50 yeniden kristalleşmesinin genellikle bir saatte tamamlandığı sıcaklık, yeniden kristalleşme sıcaklığı olarak tanımlanır. Bu sıcaklık değeri, malzemenin maruz kaldığı soğuk şekillendirme oranına ve saflığına bağlı olup, genellikle Kelvin olarak ifade edilen mutlak ergime sıcaklığının yarısı ile üçte biri

arasında değişir. Saf metallerin yeniden kristalleşme sıcaklığı genellikle $0,4T_m$ (T_m ; mutlak ergime sıcaklığı) iken, alaşımlar için bu değer $0,7T_m$ seviyesine kadar yükselebilir. Artan soğuk şekillendirme oranı ve metal saflığı, yeniden kristalleşme sıcaklığını düşürürken, aynı sıcaklıkta yeniden kristalleşme hızını yükseltir. Diğer yandan yeniden kristalleşme sıcaklığındaki azalma dönüşümüm reaksiyon hızını yavaşlatarak dönüşüm süresini uzatırken, sıcaklığın yükselmesi ile yeniden kristalleşme için gereken süre azalacaktır. Yeniden kristalleşmenin olabilmesi için kritik bir soğuk deformasyon miktarı söz konusu olup, bu değer %2 ila %20 arasında değişkenlik gösterir. Yeniden kristalleşme sırasında, tane sınırları radyal yönde genişleme hareketi yaparak çekirdeklenen yeni tanelerin büyümesini sağlar. Diğer yandan süreç devam ederken tane sınırlarına yerleşen empürite atomları, tane sınırı ilerlemesinin ve yeniden kristalleşme hızının yavaşlamasına neden olurken, gerekli yeniden kristalleşme sıcaklığını da yükseltirler [243, 316].



şekil 3.37. Soğuk deformasyona uğramış bir pirinç alaşımında tane büyümesini gösteren mikroyapı görüntüleri; e) 580 °C sıcaklıkta 15 dakika tavlama sonrası oluşan tane büyümesi, f) 700 °C sıcaklıkta 1 dakika tavlama sonrası oluşan tane büyümesi [243]

Yüksek sıcaklıkta tavlama işlemine devam edilirse, yeniden kristalleşmiş taneler, difüzyonla büyürler (şekil 3.37). Diğer yandan tane büyümesi için malzemenin daha önce toparlanma ve yeniden kristalleşme evrelerinden geçmesine ihtiyaç yoktur. Tane sınırları yüksek enerji seviyesine sahip alanlar olup, artan tane boyutu ile azalan tane sayısı ve tane sınırı alanı sayesinde malzemenin toplam enerjisinde bir azalma oluşur. Diğer bir ifade ile iri taneler,

ince tanelerden daha düşük serbest enerjiye sahiptirler. İri ve ince tanelerin serbest enerjileri arasındaki bu fark, tane büyümesinin gerçekleşmesini sağlayan itici güçtür. Tane sınırlarının göçü ile gerçekleşen tane büyümesine atomik bağ kuvvetleri karşı koyar. Çünkü komşu tanelerdeki atomlar, sınırın diğer tarafındaki taneye kısa mesafeli difüzyon ile göç etmekte olup, artan tavlama süresi ve sıcaklıkla ortalama tane boyutu yükselir [243, 315-317].

Plastik deformasyon için harcanan enerjinin bir kısmı, deformasyon sonucu oluşan kusurlara bağlı olarak malzeme içinde depolanırken, çoğunluğu oluşturan diğer kısmı ısı enerjisine dönüşür. Tavlanmış malzemeye kıyasla, plastik deformasyona maruz kalmış metal malzemenin serbest enerjisinde (ΔF), malzeme içinde depolanmış deformasyon enerjisi kadar artma oluşur. Eş. 3.16'daki deformasyonun malzemede meydana getirdiği entropi artışı ($T \Delta S$) ihmal edilirse, serbest enerji, yaklaşık olarak malzemede deformasyon sonucu depolanan enerjiye (iç enerji, ΔE) eşittir [315-317].

$$\Delta F = \Delta E - T \Delta S \quad (3.16)$$

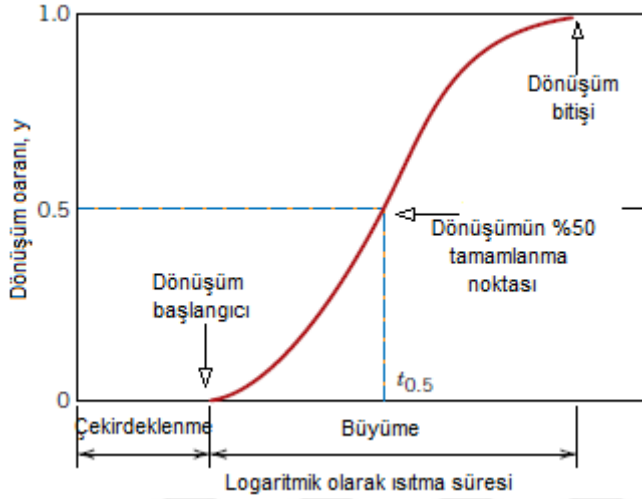
Tavlama işlemi sonucu malzemenin deformasyon öncesi haline dönmesi farklı reaksiyonlarla meydana gelir. Bu reaksiyonlar, atom ve atom boşluklarının difüzyonu gibi ısı aktivasyona bağlı olarak gerçekleşen süreçler olup, reaksiyon hızlarının ($\dot{G}$) sıcaklıkla değişimi Eş. 3.17'de görüldüğü üzere Arrhenius tipi ilişki sergiler [243, 315-317].

$$\dot{G} = C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.17)$$

Eşitlikteki $\dot{G}$; reaksiyon hızını, Q ; aktivasyon enerjisini, R ; gaz sabitini, T ; mutlak sıcaklığı, C ; malzeme katsayısını ifade etmektedir.

Bir katı hal dönüşümü olan yeniden kristalleşme sürecinde, mikroyapıdaki dönüşümün zamana bağlı olarak değişimi, dönüşüm kinetiği olarak belirtilir. Genel olarak kinetik incelemelerde, sabit sıcaklıkta dönüşümün tamamlanma oranı zamanın bir fonksiyonu olarak ölçülür. Genellikle mikroyapı incelemeleri veya fiziksel özelliklerin ölçülmesiyle belirlenen dönüşümün gelişimine örnek olarak malzemenin elektrik iletkenliğinde görülen değişim gösterilebilir. Yeniden kristalleşme sürecinde dönüşümün tamamlanma oranının zamanın logaritmik değeri ile değişimi Şekil 3.38'de gösterildiği gibi çekirdeklenme ve

büyüme evrelerinin ayrı ayrı sunulduğu S tipi (sigmodial) diyagramlarla gösterilir [243, 316].



Şekil 3.38. S tipi izotermal yeniden kristalleşme eğrisi [243]

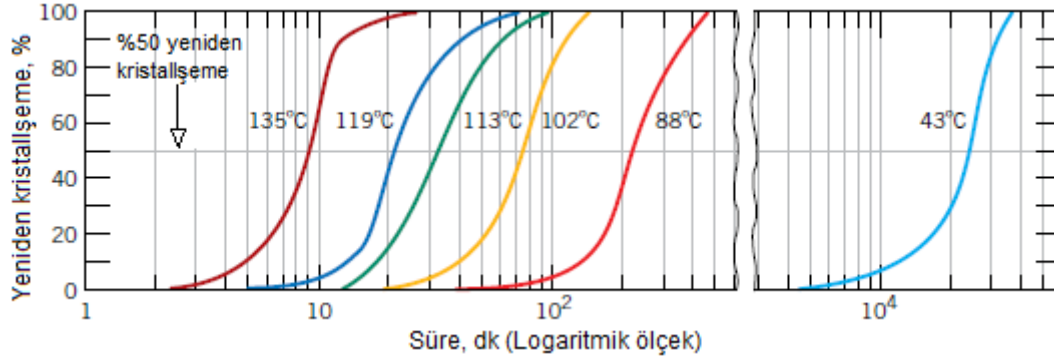
Şekil 3.38’de ki gibi bir kinetik davranış sergileyen yeniden kristalleşme sürecinin dönüşüm miktarı (y); zamanın (t) bir fonksiyonu olarak Eş. 3.18’de verilen Avrami eşitliği ile ifade edilmektedir.

$$y = 1 - \exp(-kt^n) \quad (3.18)$$

Eşitlikteki k ve n zamandan bağımsız reaksiyon sabitleridir. Genelde reaksiyonun yarısının tamamlanması için gerekli sürenin ($t_{0.5}$) tersi olarak ifade edilen dönüşüm hızı, Eş. 3.19 ile ifade edilebilir.

$$hız = \frac{1}{t_{0.5}} \quad (3.19)$$

Yeniden kristalleşme dönüşüm kinetiği üzerinde çok büyük etkisi olan sıcaklığın, aynı şekilde dönüşüm hızı üzerinde de etkisi olup, yükselen sıcaklık yeniden kristalleşme süresini azaltır. Değişik sıcaklık değerlerindeki dönüşüm oranının (y), zamana (logaritmik) göre değişimi S eğrileri ile Şekil 3.39’da gösterilmiştir. Şekil 3.39’da ki eğriler yardımı ile sabit sıcaklıkta malzeme mikroyapısının yarısının yeniden kristalleşmesi için gerekli süre ($t_{0.5}$) tespit edilebilir [243, 315-318].

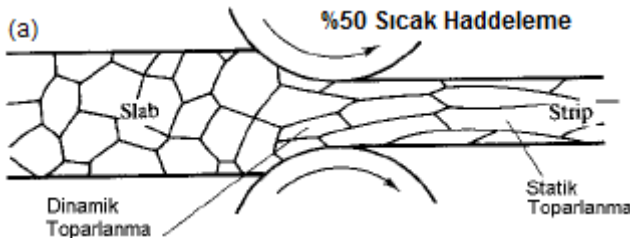


Şekil 3.39. Saf bakırın izotermal yeniden kristalleşme eğrileri [243]

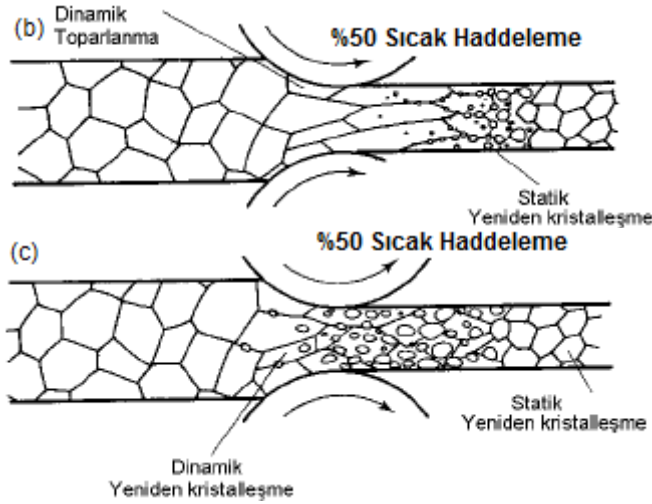
3.10. Dinamik Yeniden Kristalleşme (DYK)

Yukarıda açıklanan, soğuk deformasyon süreci sonrası malzemenin yüksek sıcaklıkta bekletilmesiyle oluşan yeniden kristalleşme olayı ile yüksek sıcaklıktaki deformasyon esnasında meydana gelen yeniden kristalleşme süreçlerini birbirinden ayırmak gerekmektedir. Soğuk deformasyon sonrası uygulanan işlemler, “statik toparlanma” ve “statik yeniden kristalleşme” olarak adlandırılırken, sıcak deformasyon esnasında meydana gelen bu süreçler “dinamik” terimi ile belirtilir.

DYK mekanizması, SYK sürecindeki işlemten önemli ölçüde farklıdır. SYK süreci, tam tavlama sonrasında düzgün ve dislokasyonsuz bir tane yapısının gelişimine yol açar [231]. Şekil 3.40’da sıcak deformasyon sürecinde mikroyapıda oluşan değişimler şematik olarak gösterilmektedir. Deformasyon sürecinde oluşan çekirdeklerin deformasyon sonrasında büyümeye devam ettikleri statik yeniden kristalleşme tipine “meta-dinamik yeniden kristalleşme” adı verilir (Şekil 3.40 c).



Şekil 3.40. Sıcak deformasyon altında görülen mikroyapı gelişiminin şematik gösterimi;
a) dinamik toparlanma ve akabinde statik toparlanma b) dinamik toparlanma ve akabinde statik yeniden kristalleşme c) dinamik yeniden kristalleşme ve akabinde statik yeniden kristalleşme [333]



Şekil 3.40. (devam) Sıcak deformasyon altındaki mikroyapı gelişiminin şematik gösterimi; b) dinamik toparlanma ve akabinde statik yeniden kristalleşme, c) dinamik yeniden kristalleşme ve akabinde statik yeniden kristalleşme [333]

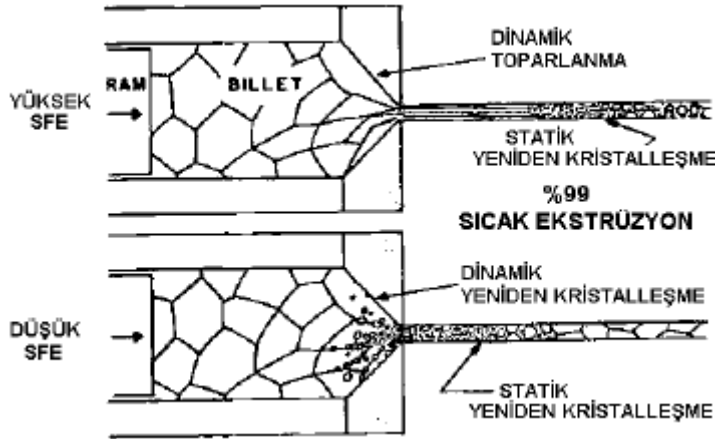
Metalik malzemelerin çoğu maruz kaldıkları sıcak deformasyon süreçleri esnasında, sıklıkla dinamik yeniden kristalleşmeye (DYK) uğrarlar. Alaşımların nihai mikroyapısı ve mekanik özellikleri büyük ölçüde yeniden kristalleşme ve ilgili tavlama oluşumları ile belirlenir. Dinamik toparlanma (DT) ve dinamik yeniden kristalleşme (DYK) gibi çeşitli süreçler deforme edilen malzemenin mikroyapısını etkileyebilir. DYK üzerinde önemli etkiye sahip faktörler arasında istifleme hatası enerjisi (SFE), termo-mekanik proses koşulları, başlangıç tane boyutu, çözünen madde seviyesi ve ikinci faz partikülleri, malzemenin kimyası ve mikro-kimyası sıralanabilir. Genel olarak metalik malzemelerde, süreksiz DYK ve sürekli DYK olarak adlandırılan iki tip DYK meydana gelir (Şekil 3.41). Sıcak deformasyon sırasında, gerinmesiz yeni tanelerin çekirdeklenmesinin meydana geldiği ve bu tanelerin dislokasyonlarla dolu bölgelerde büyüdüğü düşük SFE malzemelerde süreksiz DYK sıklıkla gözlenir. Yüksek SFE'ye sahip malzemelerde etkin dinamik toparlanma nedeniyle deformasyon sırasında, düşük açılı sınırlara sahip hücre veya alt-tane yapıları oluşur. Deformasyondaki artışla beraber kademeli olarak yüksek açılı tane sınırlarına evrilen bu proses sürekli DYK olarak bilinir [226, 227, 229]. Ayrıca sürekli DYK, düşük orta SFE malzemelerde soğuk veya ılık deformasyonlarda oluşabileceği gibi, yüksek SFE malzemelerin APD sırasında, Çizelge 3.6'da gösterildiği gibi, 0 ila 1 arasındaki herhangi bir T/T_m değerinde gerçekleşebilir [231]. Açıklamalardan, DYK tipleri arasında kesin bir ayrım çizgisinin olmadığı anlaşılmaktadır. Aynı malzeme için bile, termo-mekanik proses koşullarının veya başlangıç tane boyutunun değiştirilmesi, süreksiz DYK'dan sürekli DYK'ya geçişe yol açabilir [226, 227].



Şekil 3.41. Dinamik yeniden kristalleşme tiplerinin şematik gösterimi [227]

Çizelge 3.6. Çok büyük gerinmelerdeki (şekil değişimi) plastik deformasyon sürecinde süreksiz DYK ve sürekli DYK operasyon aralıkları [231]

Proses koşulları (T/T _m)	Malzemenin istif hata enerjisi (SFE)	
	Düşük-orta	Yüksek
Sıcak deformasyon (T>0,5T _m)	Süreksiz DYK	Sürekli DYK
Soğuk/ılık deformasyon (T<0,5T _m)	Sürekli DYK	Sürekli DYK



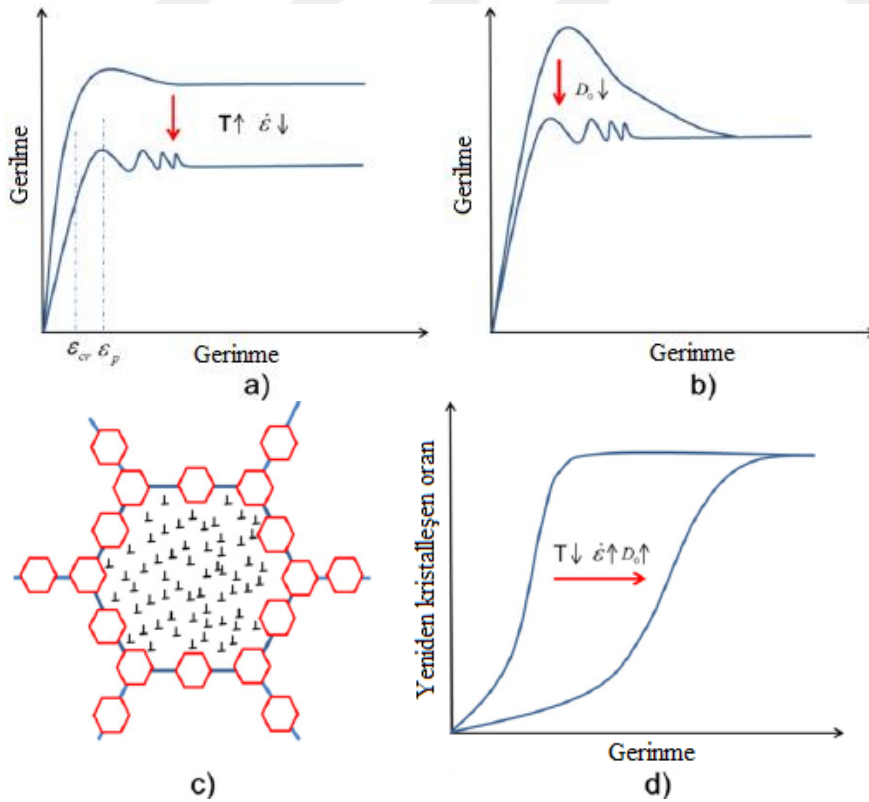
Şekil 3.42. İstif hata enerjisinin (SFE), dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşme sürecine etkisi [314]

Çizelge 3.6 ve yukarıdaki açıklamalardan anlaşıldığı üzere malzemelerin istif hata enerjisi DYK süreci üzerinde etkilidir. Daha önce Eş. 3.11’de verilen istif hatası bandı genişliği (h); sıcak şekil verme işleminde önemli bir yere sahiptir. Dinamik toparlanmayı sağlayan temel mekanizma, dislokasyonların çapraz kayma ve tırmanma hareketleridir. Bölünmüş dislokasyonların çapraz kayma veya tırmanmasını zorlaştıran düşük istif hata enerjisi dinamik toparlanmayı engeller ve malzemede pekleşme oluşur. Başka bir ifadeyle, düşük

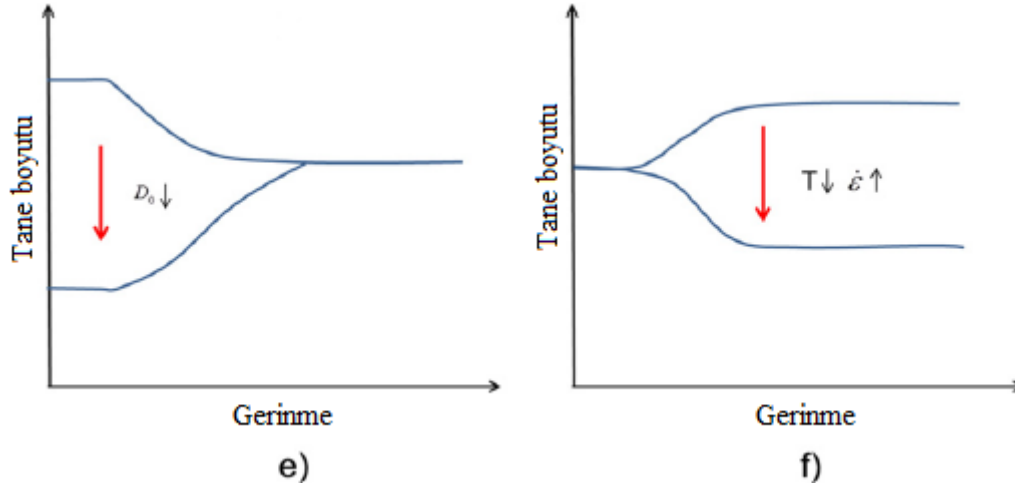
istif hata enerjisine sahip metallere kıyasla, yüksek istif hata enerjisine sahip metaller, dinamik toparlanma için daha düşük aktivasyon enerjisi gerektirir. Diğer yandan yüksek istif hata enerjisine sahip malzemelerde dinamik toparlanmanın kolay vuku bulması, dinamik yeniden kristalleşme için gereken yüksek dislokasyon yoğunluğu gelişimini zorlaştırır. Bu yüzden dislokasyonların çapraz kayma ve tırmanmasının sınırlı ve zor olduğu düşük istif hata enerjisine sahip malzemelerde dinamik yeniden kristalleşme daha kolay meydana gelir. Şekil 3.42’de dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşmeye istif hatası enerjisinin etkisi görülmektedir [314].

3.10.1. Süreksiz dinamik yeniden kristalleşme

Dinamik yeniden kristalleşme spesifik olarak belirtilmediğinde, genel olarak çekirdeklenme ve büyüme aşamalarına sahip olan konvansiyonel süreksiz DYK işlemine atıfta bulunur. Süreksiz DYK genellikle düşük ila orta SFE alaşımlarının sıcak deformasyonu sırasında ortaya çıkar. Süreksiz DYK oluşumuna maruz kalan alaşımlar, Şekil 3.43’de şematik olarak gösterilen deneysel olarak tespit edilmiş bir dizi genel özellik sergilerler.



Şekil 3.43. T , $\dot{\epsilon}$ deformasyon koşulları ve D_0 başlangıç tane boyutundaki değişikliklerle deneysel gözlemlenen süreksiz DYK’nin tipik özelliklerinin şematik gösterimi



Şekil 3.43. (devam) T , $\dot{\epsilon}$ deformasyon koşulları ve D_0 başlangıç tane boyutunda değişiklik ile deneysel gözlemlenen süreksiz DYK tipik özelliklerinin şematik gösterimi; a) ve b) tekilden çoklu piklere geçişi gösteren gerilme-gerinme tepkisi, c) süreksiz DYK sürecinde kolye tipi yapı, d) deformasyon koşullarının ve başlangıç tane büyüklüğünün yeniden kristalleşme kinetiğine etkisi, e) başlangıç tane boyutuna bağlı olarak ortalama tane boyutunun gelişimi, f) deformasyon koşullarına bağlı olarak ortalama tane büyüklüğünün gelişimi [227]

Süreksiz DYK'ya maruz kalan malzemelerde ve $0,5T_m$ 'nin üzerindeki sıcaklıklarda, deformasyonla oluşan pekleşme DYK mekanizması ile dengelenir. Öncesinde yalnızca dinamik toparlanmanın söz konusu olduğu ϵ_c deformasyon değeri civarında başlayan dinamik yeniden kristalleşme, (σ_p) maksimum gerilme değerine ϵ_p deformasyon değerinde ulaşılır. Plastik gerilme, σ_p maksimum değerine ulaşıncaya kadar deformasyon sertleşmesi hızını yavaş yavaş azaltır ve σ_p değerinden sonra malzemede yumuşama başlar. Malzemede görülen yumuşamanın etkisi altında artan deformasyon ile gerilme azalarak, akma gerilmesi (σ_a) ile maksimum gerilme (σ_p) arasındaki kararlı hal değerine (σ_s) ulaşır (Şekil 3.43 a) [314, 334].

DYK oluşumu için pik gerinmeden ϵ_p biraz daha düşük bir kritik gerinmeye ϵ_c ulaşılmalıdır. Eş. 3.20'de [335] verilen bu kritik bir deformasyon (ϵ_c) değerinin altında yeniden kristalleşme gerçekleşmemektedir. Bu kritik gerinme ve pik gerinme, azalan Zener-Hollomon parametresi (Z) ile sabit bir şekilde azalır (Eş. 3.21). Deformasyon sıcaklığına, uygulanan deformasyon hızına ve malzemenin başlangıç tane büyüklüğüne bağlı olarak, gerilme-gerinme grafiğinde tekli pik veya çoklu pikler gözlemlenebilir. Kararlı hal gerilmesi σ_s , Eş. 3.22'de ki Zener-Hollomon parametresi ile ilişkili olup, başlangıçtaki tane boyutundan bağımsızdır (Şekil 3.43 a ve b). Grafikteki eğri formu, sıcaklık T arttıkça ya da

deformasyon hızı $\dot{\epsilon}$ azaldıkça tekli-pik noktasından çoklu-pik tipine değişir. Süreksiz DYK çekirdeklenmesi genellikle önceden var olan tane sınırlarında başlar. Başlangıç tane boyutu ve yeniden kristalize tane boyutu arasında büyük bir fark olduğunda, eş-eksenli tanelerden kolye tipi yapı oluşur (Şekil 3.43 c). Yeniden kristalleşme kinetikleri, başlangıç tane boyutu ile deformasyon hızının azalması ve deformasyon sıcaklığının artması ile hızlanır (Şekil 3.43 d). Süreksiz DYK sırasında, tane boyutu uygunluk değeri D_s 'ye doğru gelişir ve bu daha sonra yeniden kristalleşme ilerledikçe değişmez. Başlangıçtaki tane büyüklüğüne ve deformasyon koşullarına bağlı olarak ya tane inceltme ya da tane kalınlaşması gerçekleşir. Yüksek Z değerlerinde sapma gözlenmesine rağmen, kararlı-hal tane boyutu D_s ile Zener-Hollomon parametresi Z arasında genellikle ters orantılı bir ilişki gözlenir (Şekil 3.43 e ve f) [227, 231].

$$\epsilon_c = A \cdot \epsilon_p \quad (3.20)$$

Eş. 3.20'de ki A sabit değerinin 0,65 ile 0,85 arasında değiştiği literatürde bildirilmiştir [336]. Ayrıca kritik deformasyon (ϵ_c) değerinin, Zener-Hollomon parametresinin bir fonksiyonu olduğu ve malzemenin başlangıç tane boyutuna (D_o) bağlı olduğu Eş. 3.21'de ifade edilmiştir [337].

$$\epsilon_c = A \cdot Z^p \cdot D_o^q \quad (3.21)$$

$$f(\sigma_p) = Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.22)$$

Eş. 3.22'de $\dot{\epsilon}$; deformasyon (gerinim) hızı, R; gaz sabiti (8,32 kJ/(mol·K)), T; deformasyon sıcaklığı (K), Q; dinamik yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisi (çelikler için yaklaşık 320 kJ/mol) ve $f(\sigma_p)$; gerilme fonksiyonu olup, eşitliğin sağ tarafı Zener-Hollomon Parametresi (Z) olarak belirtilir. Şekil 3.43'de belirtildiği gibi düşük σ_p ve dolayısı ile Z değerlerinde, malzemede çok-pikli dinamik yeniden kristalleşme davranışı gözlemlenirken, yüksek σ_p veya Z değerinde tek-pikli dinamik yeniden kristalleşme davranışı gözlemlenir [231, 314, 338].

Şekil 3.43 (b)'de görüldüğü üzere DYK koşullarında, plastik-akış eğrisinin şekli ilk tane boyutundan hassas bir şekilde etkilenir. Başlangıç tane boyutu D_o arttıkça, plastik-akış eğrisi şekilleri çoklu-pik noktasından tek-pik şekline dönüşür. Başka bir deyişle, başlangıçtaki

mikroyapı ince taneli olduğunda çoklu-pik noktaları ortaya çıkar; bu durumda, kararlı tane boyutu D_s elde edilene kadar tane kabalaşması gerçekleşir. Aksi durumda, tek-pik tipi plastik-akış, kaba taneli başlangıç malzemelerindeki tane inceltme ile ilişkilidir (Şekil 3.43 e). Dolayısıyla, plastik-akış eğrisinin çoklu veya tek-pik tipinde olup olmadığı, başlangıçtaki tane boyutunun nihai tane boyutuna oranı D_0/D_s ile belirlenir ve sadece Eş. 3.22’de ki Z değerine bağımlı değildir [231]. Ayrıca Eş. 3.23’de görüldüğü üzere, dinamik yeniden kristalleşme sonucu meydana gelen tane boyutu (D_s), kararlı hal gerilmesiyle (σ_s) ters orantılıdır [314, 334];

$$\sigma_s = k_1 + k_2 D_s^{-q} \quad (3.23)$$

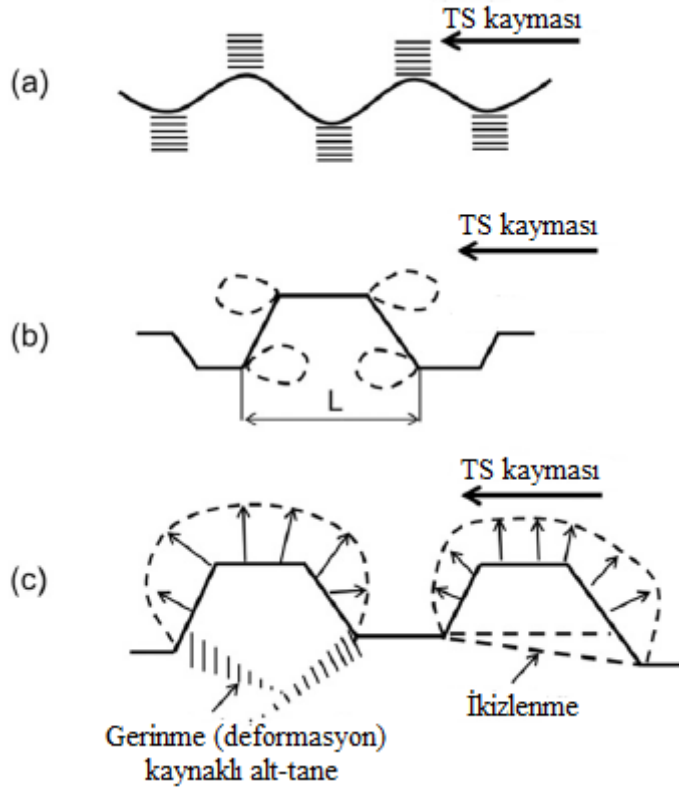
Dinamik yeniden kristalleşmede tane büyümesinin, tane içi pekleşme (deformasyon sertleşmesi) ile sınırlı olduğu düşünülür. Pekleşme düşük sıcaklık ve yüksek deformasyon hızlarında (yani yüksek Z değerlerinde) daha fazla olur. Bu nedenle, düşük Z değerleri altında deforme edilen numunelere kıyasla yüksek Z koşulları altında deforme edilen numunelerin mikro yapıları daha incedir. DYK tane boyutu genellikle Zener-Hollomon parametresinin güçlü bir temel fonksiyonudur. Kaba taneli yapıya kıyasla ince taneli yapıya sahip malzemelerde daha hızlı ve homojen DYK meydana gelir. Çünkü tane boyutu küçüldükçe yükselen tane sınırı alanlarında daha çok çekirdeklenme meydana gelerek DYK gelişecektir. Dinamik yeniden kristalleşmiş yapıdaki ortalama tane boyutu Eş. 3.24 ile ifade edilir [229].

$$D_{DYK} = A \cdot Z^{-p} \quad (3.24)$$

Eş. 3.23’da D_{DYK} ; dinamik yeniden kristalleşen tanelerin ortalama çapını, Z ; Zener-Hollomon parametresini, A ve p ise malzeme katsayılarını ifade etmektedir.

Ayrıca Şekil 3.43(b)’de görünen, deformasyon sürecinde malzemenin dinamik yeniden kristalleşen kısmi hacmi (X_{DYK}) Eş. 3.25 ile ifade edilebilir [337].

$$X_{DYK} = 1 - \exp \left[B \cdot \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{C \cdot \varepsilon_p} \right)^k \right] \quad (3.25)$$

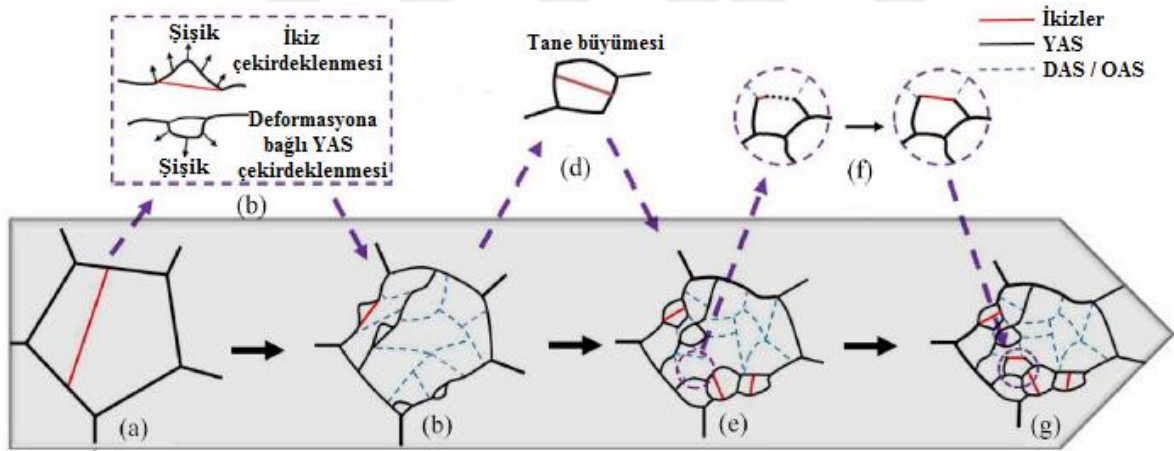


Şekil 3.44. Süreksiz DYK tanesinin çekirdeklenmesini gösteren şematik grafik, a) alt-sınır (subboundary) evriminin eşlik ettiği dalgalı sınırlar, b) homojen olmayan lokal deformasyonların yol açtığı kısmi tane sınırı kayması, c) dislokasyonlardan oluşan alt- sınırların veya ikizlenmenin gelişimi ile birlikte tane sınırının tırtıklı kısmının şişmesi (bulging) yeni bir süreksiz DYK tanesinin oluşumuna yol açar (TS: Tane Sınırı) [227]

Genellikle süreksiz DYK'nin, östenitik paslanmaz çelikler, Cu ve Ni alaşımları gibi nispeten düşük istif hata enerjisine (SFE) sahip alaşımlarda en yaygın yumuşatma mekanizması olduğu kabul edilir. Ancak, uygulanan işlem parametreleri değiştirildiğinde, süreksiz DYK mekanizması sürekli DYK mekanizmasına dönebilir [230]. Süreksiz DYK, sürekli DYK'de yer alan bir mekanizmaya benzer şekilde, Şekil 3.44'de gösterilen tane sınırı şişmesi/kayması yoluyla da meydana gelebilir. Plastik deformasyon sırasında, taneler arasındaki uyumsuzluklar nedeniyle sınır çizgisinde dalgalanmalar meydana gelir. Gelişen dalgalanmalar daha fazla tane sınırı kaymasını önleyerek dislokasyon birikmesine ve yüksek dislokasyon yoğunluğu gradyanlarına yol açar. Nihayetinde deformasyonla yükselen dislokasyon yoğunluğundaki bazı lokal farklılıklar yeni tanelerin çekirdeklenmesine izin verecek kadar yüksek bir seviyeye ulaşır. Bu durumu Şekil 3.44(a)'da gösterildiği gibi orijinal tane sınırları yakınında alt-tane oluşumu izler. Sürekli deformasyon nedeniyle gelişen lokal gerinme konsantrasyonu sonucu meydana gelen kısmi tane sınırı kayması ilave

homojen olmayan gerinime neden olur (Şekil 3.44 b). Düşük sıcaklık veya yüksek deformasyon hızı altında, deformasyona bağlı alt-tane sınırı oluşurken, yüksek sıcaklık veya düşük deformasyon hızı altında ikizlenme meydana gelir. Şekil 3.44(c)'de gösterildiği gibi, ek homojen olmayan gerinme tarafından desteklenen tırtıklı tane sınırlarının bir kısmının şişmesi ile süresiz DYK çekirdekleri oluşur. Çekirdeklenme oluşumunu, yüksek açılı sınırların uzun menzilli göçü takip eder. Sonuç olarak, çekirdeklenme ve büyüme aşamalarını içeren iki aşamalı süresiz DYK işlemi meydana gelir [227, 231].

Sıcak deformasyon veya tavlama ile oluşturulan ikiz sınırlar, bu tür düşük SFE alaşımların DYK sürecinde önemli bir rol oynarlar. İkiz sınırı oluşumu sadece yeniden kristalleşen yapının bir sonucu olmayıp, aynı zamanda yeniden kristalleşme işleminde de etkilidir. Östenit paslanmaz çeliklerin düşük deformasyon hızlarında görülen süresiz DYK sürecinde, meydana gelen şişiklerin tane sınırlarından ayrılmasının ikiz oluşumları ile arttığı gözlenmiştir [230].



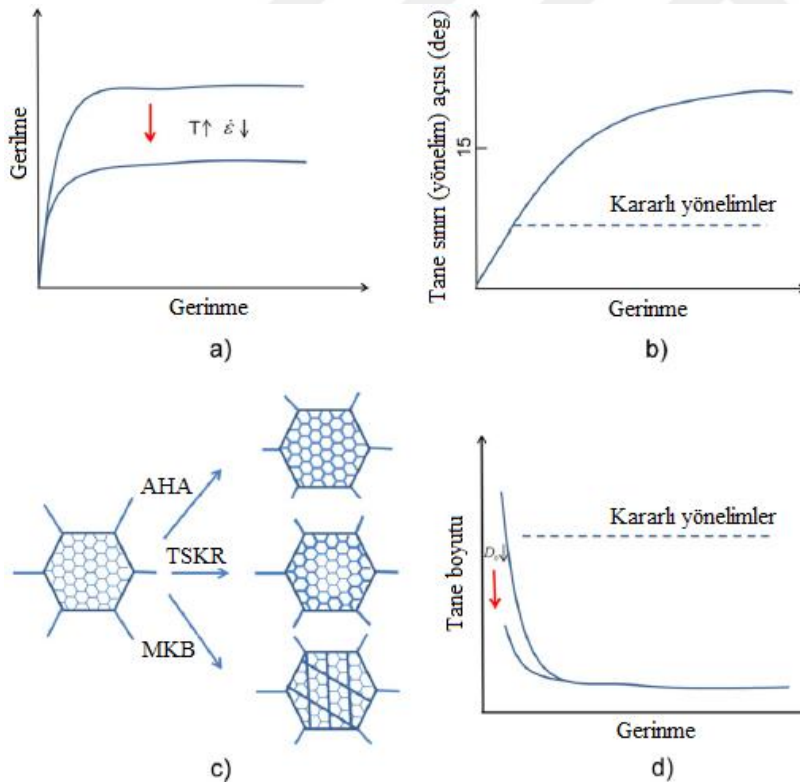
Şekil 3.45. Düşük deformasyon hızındaki DYK sürecinde mikroyapının şematik gelişimi (DAS: Düşük Açılı Sınırlar, OAS: Orta Açılı Sınırlar, YAS: Yüksek Açılı Sınırlar) [230]

Mikroyapısını oluşturan orijinal tanelerde yoğun şekilde tavlama ikizi (Şekil 3.45 a) bulunduran östenitik paslanmaz çelik vb. alaşımlar için düşük deformasyon hızlarında oluşacak bir başka muhtemel DYK süreci ve mikroyapı gelişimi Şekil 3.45'de sergilenmiştir. Mevcut tavlama ikiz sınırı, ikiz ilişkisini kaybeder ve bir çekirdeklenme yeri olarak işlev görür (Şekil 3.45 b). Şişik kısımlar, yüksek açılı sınırlar ve ikiz sınırları ile orijinal taneden kopararak ayrılır. Orijinal tane sınırları boyunca çok sayıda DYK çekirdeği üretilir (kolye tipi yapı) (Şekil 3.45 c). DYK çekirdekleri büyür ve büyüme çarpışması

mekanizmasıyla ikiz sınırları oluşur. İkizlerle büyüyen DYK taneleri orjinal tane sınırlarını işgal ederken, tane içlerinde düşük açılı sınırlar oluşmaya devam eder (Şekil 3.45 e). Yeni oluşan ikiz sınırları, alt-tanelerin orjinal taneden ayrılmasına yardımcı olur (Şekil 3.45 f). Sonuç olarak deforme olmuş tanelerde yeniden kristalleşmiş taneler oluşur (Şekil 3.45 g) [230].

3.10.2. Sürekli dinamik yeniden kristalleşme

Yüksek deformasyon hızlarında, işlem sıcaklığı yüksek olsa dahi tane sınırı kayması için yeterli zaman olmadığından deformasyon sadece dislokasyon hareketi ile oluşmaktadır. Deformasyon sürecinde alt-tanelerin progresif rotasyonu ile yüksek açılı tane sınırlarına sahip yeni taneler oluşur. Yeniden kristalleşmiş tanelerin fark edilebilir çekirdeklenme ve büyüme evrelerinin olmadığı, mikroyapının nispeten homojen bir şekilde geliştiği bu gibi durumlar sürekli DYK sınıflandırmasına girer [226, 227].



Şekil 3.46. Sürekli DYK sürecinde tipik olarak gözlenen deneysel özelliklerin şematik gösterimi; a) gerilme-gerinme eğrisi, b) yüksek sıcaklıklarda ($>0,5T_m$) ortalama gerinmenin neden olduğu alt-tane sınırı açısı gelişimi; c) sürekli DYK oluşma mekanizmaları; ince çizgiler düşük açılı tane sınırlarını temsil eder, kalın çizgiler yüksek açılı tane sınırlarını veya mikro-kayma bantlarını temsil eder, d) ortalama tane boyutunun gelişimi [227]

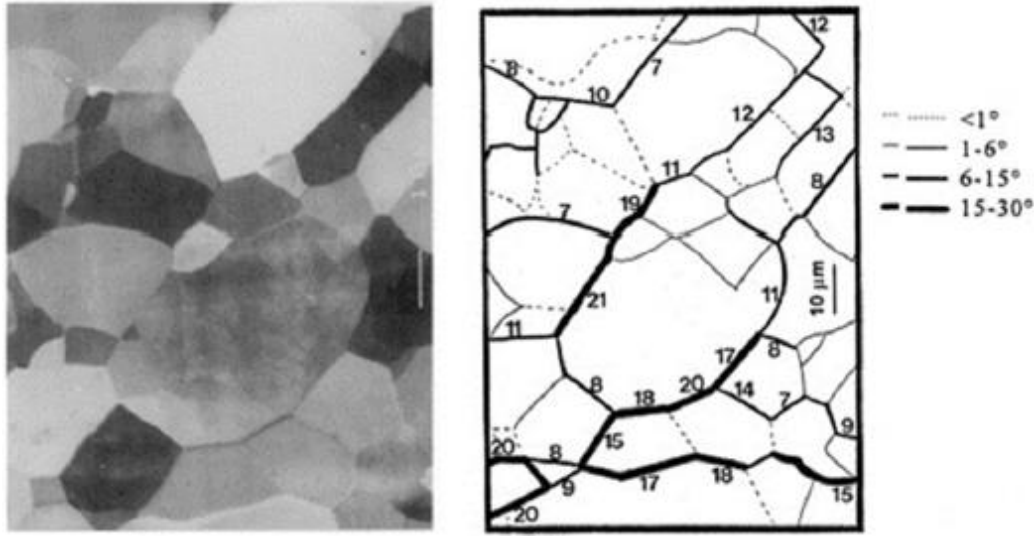
Sürekli DYK sürecini tamamlamak ya da başlatmak için gerekli büyük deformasyon basma veya çekme testlerinden ziyade APD işlemleri ile sağlanır. Sıcak deformasyonda gözlemlenen sürekli DYK'nın temel özellikleri, Şekil 3.46'da ki dört farklı husus dikkate alınarak özetlenebilir:

Şekil 3.46(a)'da görüldüğü üzere gerilme, gerinme (deformasyon) ile artar. Başlangıç tane boyutundan bağımsız, azalan deformasyon sıcaklığının yanında yükselen deformasyon ve deformasyon hızı ile artan kararlı-hal gerilmesine (σ_s) ulaşılır. Al ve Mg alaşımları için gerilme-gerinme eğrisinde tek-pik gözlenirken, paslanmaz çelik ve bakır alaşımları için net bir pik sergilenmez. Şekil 3.46(b)'de görüldüğü üzere ortalama tane sınırı açısı gerinme (deformasyon) ile artar ve düşük deformasyon hızları bu prosesi hızlandırır. Ayrıca yüksek açılı tane sınırlarına dönüşmek için yeterli olmayan bazı kararlı yönelimler vardır. Düşük açılı tane sınırlarının, yüksek açılı tane sınırlarına dönüşümü; Şekil 3.46(c)'de şematik olarak gösterildiği gibi, çok yüksek sıcaklıkta düşük açılı tane sınırlarındaki açının (yönelim farkının) homojen artışı (AHA), tane sınırları yakınında progresif kafes rotasyonu (TSKR) ve daha büyük deformasyonlarda mikro-kayma bantlarının (MKB) oluşumuyla gerçekleşir. Sıcak deformasyonun ilk evrelerinde, tanelerin alt-bölünmesi, tane yöneliminden güçlü bir şekilde etkilenmektedir. Ortalama tane boyutu deformasyon (gerinme) ile azalır ve büyük gerinmelerde “sabit kararlı bir değere” ulaşırken, bazı kararlı orijinal taneler büyük gerinmelerde dahi aynı boyutta kalırlar (Şekil 3.46 d). Büyük gerinimli bir deformasyon altında, başlangıç tane boyutundaki azalma, tane inceltme kinetiğini önemli ölçüde hızlandırırken gerinim yolunun sürekli DYK kinetiği üzerinde çok az etkisi vardır. Büyük gerinmelerde güçlü bir kristalografik tekstür oluşur [227]. Diğer yandan sürekli DYK için farklı mekanizmalar aşağıda özetlenmiştir:

Tane sınırı açısındaki homojen artış (AHA) yoluyla sürekli DYK

Nispeten yüksek deformasyon sıcaklıkları altında, dislokasyonların progresif birikimi sonucu açılal değerini arttıran düşük açılı tane sınırları ile sürekli DYK oluşur ve nihayetinde tane sınırı açısı kritik bir değere ($\theta_c \approx 15^\circ$) ulaştığında yüksek açılı tane sınırları meydana gelir (Şekil 3.47). Diğer yandan bazen deformasyondan sonra gözlenen yüksek açılı tane sınırları, düşük açılı tane sınırlarının açılal değerindeki progresif bir artıştan kaynaklanmak yerine, başlangıçtaki tane sınırlarının evriminden de kaynaklanabilir. Ayrıca ince taneli yapılar üretmek için kullanılan küçük partiküller tarafından tane sınırları

kısıtıldığında, düşük açılı tane sınırlarının yüksek açılı tane sınırlarına dönüşümü artar [226]. Bu yöntem, dislokasyon yoğunluğunu arttırmak için önceden soğuk ve/veya ılık deformasyon ve ardından alt tanelerin hızla oluştuğu sıcak deformasyonun takip ettiği iki aşamalı bir prosesi içerir. Alt-sınırlar belirli bir deformasyon seviyesinden sonra küçük parçacıklar tarafından kısıtılır ve dislokasyonların sürekli olarak bu sınırlara hapsolmesi sonucu yüksek açılı tane sınırlarına dönüşmelerine yol açar [227].

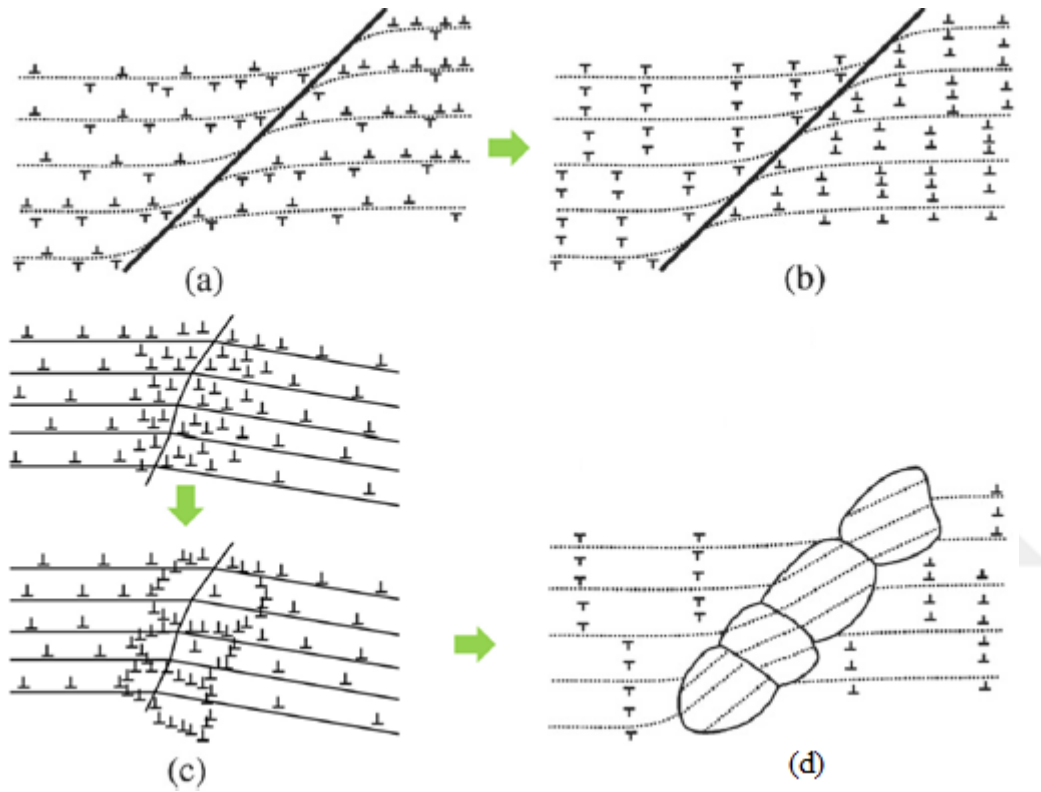


Şekil 3.47. $\epsilon = 1,5$ gerinme değerine kadar deforme edilmiş monokristalin numunelerin SEM mikrografları ve tane sınırı açısı haritaları. Saf 1199 alüminyumun tek kristali, sıkıştırma eksenine paralel (resimlerdeki dikey yön) $\langle 001 \rangle$ doğrultularına sahiptir [227]

Tane sınırı civarında progresif kafes rotasyonu yoluyla sürekli DYK

Belirli malzemelerdeki deformasyon sırasında, tane sınırlarına komşu alt-tanelerin progresif rotasyonu sonucu DYK meydana gelir [227, 339]. Mg alaşımlarının sıcak deformasyonu sırasında da görülen yeni tanelerin oluşumunu açıklamak için genel olarak Şekil 3.48'de basit bir mekanizma önerilmiştir. SPH yapılar da sıklıkla görülen bağımsız kayma sistemlerinin eksikliği nedeniyle Mg alaşımındaki deformasyon homojen değildir ve bu nedenle lokal kayma önce tane sınırları civarında gelişir (Şekil 3.48 a). Lokal kayma tane sınırı civarındaki kafes rotasyonunu sürdürdükçe, bölgede alt-tanelerin oluşumu için bir yandan da dinamik toparlanma (DT) gerçekleşir (Şekil 3.48 b). DT işlemi, yoğun gerilme nedeniyle orijinal tane sınırı civarında daha aktif olan dislokasyonların çapraz kayması ile gerçekleşir. Çapraz kayma ve tırmanma hareketleri yapan dislokasyonların yeniden düzenlenmeleri ile orijinal

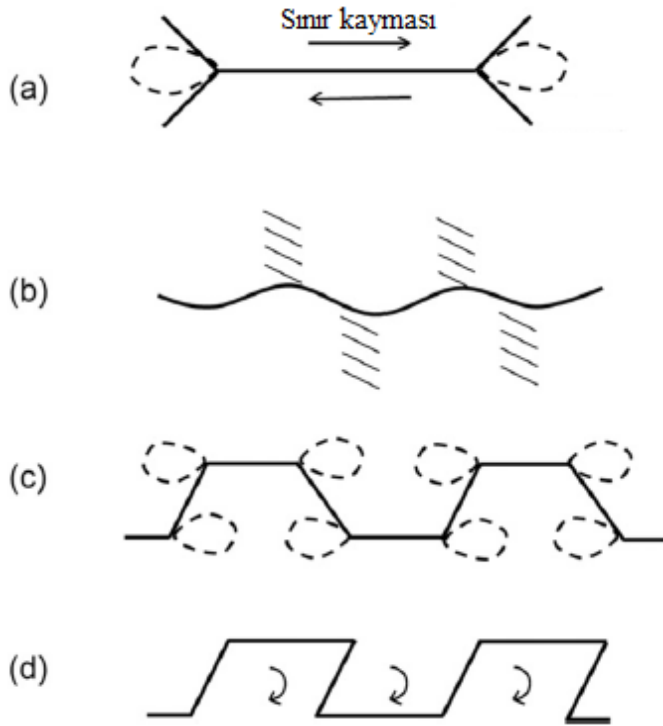
tane sınırı bölgesinde düşük açılı tane sınır ağı gelişir (Şekil 3.48 c). Düşük açılı tane sınırlarındaki dislokasyonların sürekli emilmesi ile yeni taneler oluşur (Şekil 3.48 d). Diğer yandan yüksek deformasyon sıcaklıklarının daha fazla kayma sistemini aktif hale getirerek, deformasyonu daha homojen hale getirmesi sonucu süreksiz DYK mekanizması da devreye girebilir. Sonuç olarak az miktarda alt-sınır göçü, sınırların birleşmesine ve yüksek açılı tane sınırlarına sahip yeni taneciklerin oluşumuna yol açar [227, 231, 340, 341].



Şekil 3.48. Prograsif kafes rotasyonu ve tane sınırlarında DT ile magnezyumda önerilen DYK mekanizmasını gösteren şematik diyagram [227]

Deformasyon sürecinde tane sınırlarında kafes rotasyonu sadece Mg alaşımlarına özel bir mekanizma değildir. Bakır, titanyum ve tantal gibi sırasıyla YMK, SPH ve HMK kristal yapıları başka malzemeler ile büyük gerinme (sırasıyla 1,9;1,2;4,4), yüksek deformasyon hızı değerleri ($4 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$) altında gerçekleştirilen APD sürecinde rotasyonel DYK meydana gelir [228]. Ayrıca Al-Mg alaşımları ve Al-Zn alaşımları gibi Al alaşımlarında kafes rotasyonu oluşur. Örneğin Al-Mg alaışımının sıcak deformasyonu sırasındaki mikroyapı gelişimi aşağıdaki şekilde açıklanmıştır. Tane sınırı kayması Şekil 3.49(a)'da şematik olarak gösterildiği gibi tercihen uygun yönelimli tane sınırlarında gerçekleşir. Bu sınırlar boyunca depolanmış enerji farkından dolayı yüksek açılı tane sınırlarının göçü tırtık (şişik)

oluşumuna yol açar (Şekil 3.49 b). Şekil 3.49(a)'da gösterildiği gibi tane sınırı kayması gelişmiş küçük tırtıkları yok edebildiğinden, Şekil 3.49(c)'de gösterildiği gibi büyük tırtıklar veya şişkinlikler öncelikle kaymanın olmadığı sınırlarda büyük gerilmelerde gelişir. Şişkinlikler oluştuğunda, şişkinlik kısımlar üzerindeki tane sınırı kayması hala aktif olabilir ve sınırın geri kalan kısımları, şekil değişimini (gerinimi) plastik deformasyonla sağlamak zorunda olup, bu da Şekil 3.49(d)'de gösterildiği gibi lokal kafes rotasyonuna ve sınırın asimetrik şekline, son olarak da alt-tane oluşumuna yol açar. Alt-tane sınırı açısı, yeterince büyüyünce yeni taneler oluşur. Diğer yandan benzer bir mekanizma daha önce süreksiz DYK sürecini açıklamak için Şekil 3.44'de sunulmuştu [227, 342].

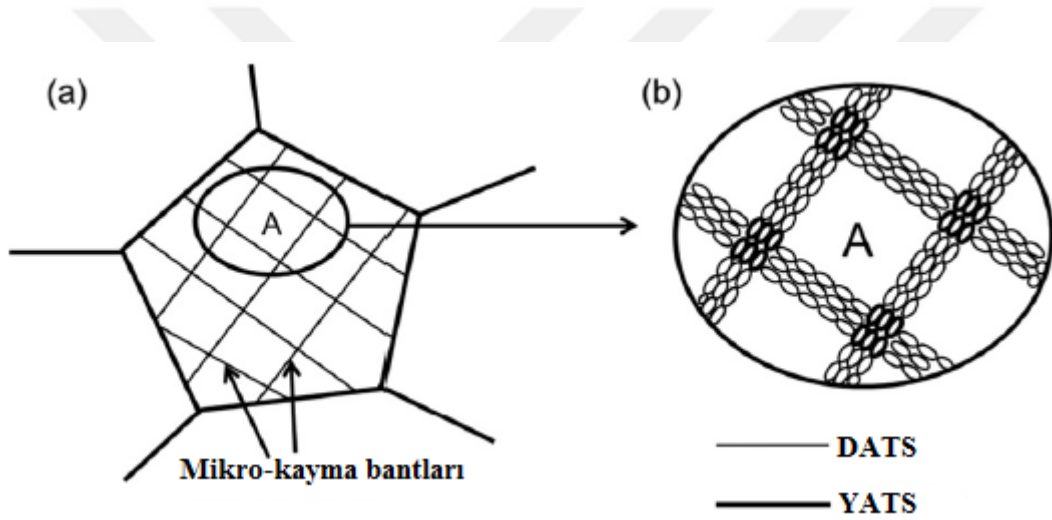


Şekil 3.49. Lokal kafes rotasyonu ile sürekli DYK sürecini gösteren şematik grafik; a) üçlü noktalarda gerilme konsantrasyonlarına yol açan tane sınırı kayması, b) lokal göçle oluşan sınır şişkinlikleri (bulged), c) kabuk oluşumuna yol açan kısmi kayma ve kısmi dislokasyon hareketi, d) kabuktaki şişkinliklerin-çıkıntıların kayması, asimetrik şişkinliklere ve lokal kafes rotasyonuna yol açar [227, 342]

Mikro-kayma bantları yardımıyla sürekli DYK

APD soğuk ve ılık sıcaklıklarda gerçekleştirildiğinde, mikro ölçekte bir gerilme lokalizasyonu meydana gelir ve mikro-kayma bantlarının (MKB) oluşumuna yol açar. MKB, büyük gerilmelerde (deformasyonlarda) ultra ince taneli (UİT) mikro-yapıların

geliştirilmesinde önemli rol oynamaktadır [231]. Bir diğer sürekli DYK mekanizması da APD sırasında, UİT mikro yapıların oluşmasına neden olan mikro-kayma bant destekli sürekli DYK sürecidir. Sıcak deformasyon sırasında, tane içlerinde ortalama kristalografik yönelim açısında (tane sınırı açısında) hızlı bir artışa yol açan çoklu mikro-kayma bantları oluşabilir. Bunlar Şekil 3.50(a)'da gösterildiği gibi, mikro-kayma bantları ağı oluştururlar. Müteakip deformasyon, mikro-kayma bantları yoğunluğunun yanı sıra yüksek açılı tane sınırlarında ve düşük açılı tane sınırlarında hızlı bir artışa yol açar. Ancak materyal içinde homojen bir şekilde meydana gelmeyen bu fenomenler, esas olarak mikro-kayma bantlarının içinde ve daha çok kesişme noktalarında görünürler. İlerleyen deformasyonla birlikte artan UİT yapı, eş-eksenli bir mikroyapının tüm hacim boyunca yayılmasına yol açar [227].

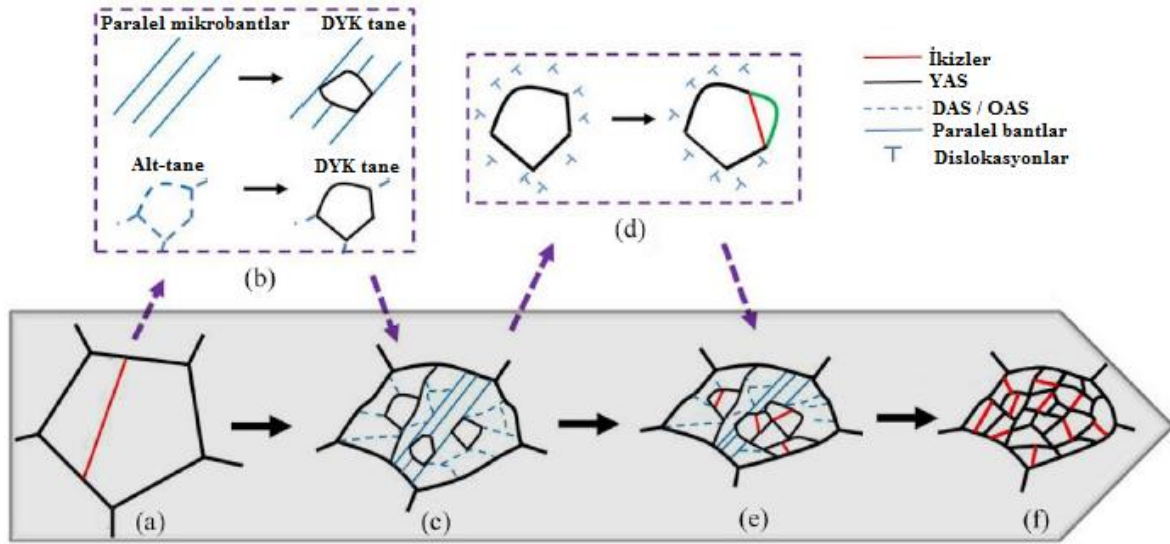


Şekil 3.50. Tane içi mikro-kayma bantları gelişiminin şematik çizimi; a) düşük gerinmelerde mikro-kayma bantları, b) kesişme noktalarında ve yeterince büyük gerinmelerde bantlar boyunca müteakip yeni tanelerin oluşumu (DATS: Düşük Açılı Tane Sınırı, YATS: Yüksek Açılı Tane Sınırı) [227]

Diğer yandan tane sınırı civarında progradif kafes rotasyonu yoluyla sürekli DYK mekanizmasına benzer şekilde yeni taneler, ilk önce heterojen biçimde deforme olmuş bölgelerde yani orijinal yüksek açılı tanelerin veya mikro-kayma bantlarının civarında oluşur. Yeniden kristalleşen taneler, ilerleyen deformasyon ile mikroyapının kalan kısmına homojen bir şekilde yayılarak, çekirdeklenme ve büyüme aşamaları içeren iki aşamalı konvansiyonel süresiz DYK sürecinden farklı bir davranış sergilerler [227].

Orjinal tanelerde yoğun şekilde tavlama ikizi (Şekil 3.51 a) bulunduran östenitik paslanmaz çelik vb. alaşımlar için yüksek deformasyon hızlarında oluşacak muhtemel DYK süreci ve

mikroyapı gelişimi Şekil 3.51’de sergilenmiştir. Mevcut tavlama ikiz sınırı, ikiz ilişkisini kaybeder ve yüksek açılı sınırlara dönüşür. Daha sonra, paralel mikro-bantlar ve alt-tanelerin rotasyonu ile DYK taneleri oluşturulur (Şekil 3.51 b). Başlangıçta deforme olmuş tanelerin üzerindeki her yerde DYK taneleri oluşur (Şekil 3.51 c). Dislokasyonların kısıtlanmasının üstesinden gelmek için taneler arası ikiz sınırları oluşturulur. Mevcut yüksek açılı sınırlar durgunlaştığında, sınırın (yeşil renk) yönelimi, DYK alanının genişlemesini destekleyen ikizlenme ile uyarılır (Şekil 3.51 d). Aynı zamanda ikiz sınırlara sahip DYK taneleri başlangıçta deforme olmuş taneleri kaplar. Tamamen yeniden kristalleşen başlangıç tanesinde DYK taneleri homojen bir şekilde dağılır (Şekil 3.51 e-f) [230].



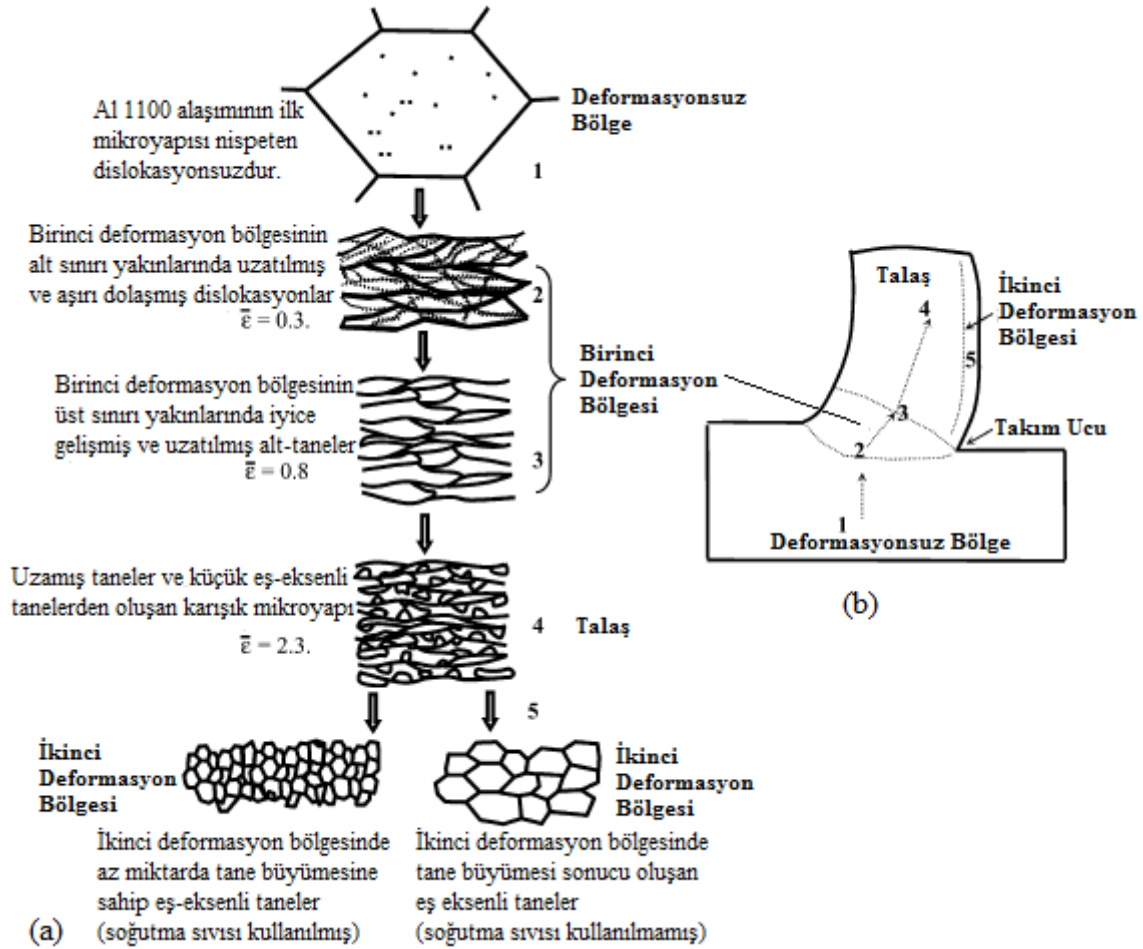
Şekil 3.51. Yüksek deformasyon hızındaki DYK sürecinde mikroyapının şematik gelişimi (DAS: Düşük Açılı Sınırlar, OAS: Orta Açılı Sınırlar, YAS: Yüksek Açılı Sınırlar) [230]

3.11. Talaşlı İmalatta Dinamik Yeniden Kristalleşme

Önceki bölümlerde anlatıldığı üzere, mikroyapısal değişikliğin, özellikle de tane boyutunun metal alaşımlarının mekanik özellikleri üzerinde bir etkisi vardır. Bu nedenle talaşlı imalat işleminden kaynaklanan tane inceltme mekanizmasını anlamak gerekir. Meyers ve arkadaşları, bakır (YMK), titanyum (SPH) ve tantal (HMK) dâhil olmak üzere çeşitli malzemelerin yüksek şekil değiştirme hızları ($>10^4 \text{ s}^{-1}$) altında deformasyonunu inceledikleri araştırmada, kayma bantlarında tane incelmesinin meydana geldiğini ve mekanizmanın rotasyonel dinamik yeniden kristalleşme (RDYK) olduğunu tespit etmişlerdir [228].

Talaşlı imalat süreci, yüksek gerinim (deformasyon) (tipik olarak 2~10), yüksek gerinim hızları (10^6 s^{-1}) ve yüksek sıcaklık oluşumu özelliklerinden dolayı bir APD sürecidir. Özel koşullar altında talaşlı imalat, bir nano-kristalin yüzey tabakasını oluşturmak için kullanılabilir [24]. APD ve DYK ile oluşturulan bu ultra ince taneli malzemeler, kaba taneli muadilleriyle karşılaştırıldıklarında genellikle daha yüksek sertliğe sahip olup, gelişmiş mekanik özellikler (aşınma direnci, korozyon direnci, yorulma ömrü vb.) gösterirler. Bununla birlikte yüzeyde nano/ultra ince tane yapısı oluşturarak fonksiyonel performansın geliştirilmesi için talaşlı imalatın kullanılabileceği bildirilmiştir [25, 27-30].

YMK yapıya sahip alüminyum alaşımının talaşlı imalatında meydana gelen DYK süreci Şekil 3.52’de gösterilmiştir. Al 1100 alüminyum alaşımının dik kesme işlemi sırasında takım ucu önündeki malzemede meydana gelen deformasyon sonucu oluşan mikroyapı gelişiminin ana yönlerini özetleyen şemada, dik kesme işleminden önce Al 1100 alaşımının ilk mikroyapısı, 1. Adımda gösterildiği gibi çapı $4,6 \mu\text{m}$ olan eş-eksenli tanelerden oluşmaktadır. Adım 2 ve 3’ de görüldüğü üzere, deformasyon sonucu tane uzaması-yönlenmesi ve alt-tane oluşumu, birinci deformasyon bölgesi mikroyapısının ana özelliğidir. Orta ve yüksek istif hata enerjisine sahip malzemeler grubunda olan alüminyum alaşımları için kesici takım ucu önündeki malzemede oluşan küçük uzun alt taneciklerin gelişimi ile ilgili olarak aşağıdaki açıklamalar verilebilir: Uygulanan deformasyona karşılık, ilk tane yapısı daha az kayma sistemine sahip daha küçük bölgelere parçalanır. Nispeten küçük deformasyon (gerinim) değerlerinde, malzeme birinci deformasyon bölgesinin alt sınırına hareket ederken, tanelerin daha küçük birimlere veya hücre bloklarına bölünmesi gerçekleşir. Buradaki hücre blokları düşük enerjili dislokasyonlardan oluşmaktadır. Hacimsel elemanlar arasındaki sınırlar, komşu hücre blokları içindeki farklı kayma yönleri arasında ortaya çıkan farklı kafes yönelimleri sonucu oluşur. Yoğun dislokasyon bantları ve mikro bantlar dâhil olmak üzere geometrik olarak gerekli sınırlar, alt-tane bölme işlemi sırasında üretilir. Deformasyon (gerinim) arttıkça, mikroyapı, küçük ila orta dereceli yönelim açısı sınırları içeren lamelli bir yapıya dönüşür. Bu durum, değeri 0,8’e kadar olan yüksek gerinimlerin gözlemlendiği, Al 1100 alaşımının birinci deformasyon bölgesinde görülen alt-tanelerin oluşumuna yol açar. Alt tanelerin iç kısımlarında göreceli olarak dislokasyon olmadığına dikkat çekilmiştir. Bu gelişme, takım ucunun önündeki malzemede deformasyona bağlı sıcaklık artışının bir sonucu olarak, birinci deformasyon bölgesinde dislokasyonların yok olmasına yol açan dinamik toparlanma işleminin gerçekleştiğini gösterir [234].



Şekil 3.52. a) Dik kesme işlemi uygulanan Al 1100 malzemesindeki mikroyapısal gelişimin ana adımlarının şematik gösterimi. b) Takım ucu önündeki iş parçası kesitinde tane incelmesi sürecinin ardışık gösterimi [234]

Kesilmiş talaşta oluşan mikroyapının ana elemanları, Şekil 3.52'nin 4. Adımında gösterilmiştir. Bu elemanlar, hemen hemen dislokasyonsuz iç kısımlara sahip uzatılmış-yönlenmiş alt-taneler ve küçük eş-eksenli tanelerdir. Deformasyon (gerinim) %100'den fazla artmasına rağmen, işlenmiş talaşta alt-tane boyutlarının birinci deformasyon bölgesine kıyasla anlamlı bir şekilde düşmeyerek sabit kalması ilginç bir durumdur. Yüksek gerinimli deformasyon işlemi sırasında alüminyum alaşımlarındaki alt taneciklerin dinamik bir toparlanma süreci geçirdiği açıklanmıştır. Bununla birlikte, ilave gerinim alt-tanecik rotasyonuna neden olmuştur [234].

AZ31B Mg alaşımının kriyojenik sıvı azot ile talaşlı imalatı sürecinde APD sonucu numune yüzeyinde meydana geldiği tahmin edilen DYK'nin etkilediği nano katmandaki tanecik boyutunu tahmin etmek için aşağıda verilen ampirik formül (Eş. 3.25) kullanmıştır [185].

$$\frac{D_{DYK}}{D_0} = 10^3 \times Z^{-1/3} = 10^3 \left[\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{-1/3} \quad (3.26)$$

Eşitlikteki D_{DYK} ; dinamik yeniden kristalleşen tane boyutu, D_0 ; başlangıç (işlemeden önceki) tane boyutu, Z ; Zener-Hollomon parametresi, $\dot{\epsilon}$; gerinim (deformasyon) hızı, Q ; aktivasyon enerjisi, R ; gaz sabiti, T ; sıcaklık şeklindedir. Eş. 3.26'ya göre, talaşlı imalat sürecindeki yüksek gerinim hızı ve kriyojenik uygulamadan kaynaklanan düşük sıcaklık çok ince tanecik boyutu oluşmasına neden olur. Optik mikroskop ve SEM görüntülerinde belli olmayan tane sınırlarının görüntülenebilmesi için TEM veya AFM cihazları gerekmektedir [185].

3.12. Deformasyona (Gerinmeye) Bağlı Faz Dönüşümü

Malzemelerin XRD desenlerindeki pik pozisyonlarında oluşan açı kayması latislerdeki atom düzlemleri arasındaki mesafenin (d_{hkl}) değişmesi anlamına gelir ki bu durum deformasyona bağlı faz dönüşümüne işaret etmektedir [311]. Talaş kaldırma prosesinin neden olduğu faz dönüşümü önemli bir yüzey bütünlüğü özelliğidir. Çünkü talaşlı imalat işleminde oluşan sıcaklık ve gerinmeler işlenen malzemelerin yüzey katmanında faz dönüşümüne sebep olabilmektedir. Deformasyona bağlı martenzit oluşumu, östenitik paslanmaz çeliklerle ilgili yaygın olarak bilinen bir faz dönüşümüdür. Özellikle düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen plastik deformasyon östenitik paslanmaz çeliklerin yapısında östenit-martenzit dönüşümüne neden olmaktadır. Gerinime bağlı martenzitin zararlı bir etki olarak tanımlanmasının yanında mekanik özellikleri iyileştirici yönlerinden de bahsedilmektedir. Bu bağlamda deformasyona bağlı faz dönüşümü malzemenin akma gerilmesi, pekleşme hızı, kırılma tokluğu ve yorulma ömrü gibi fonksiyonel performans özelliklerini doğrudan etkiler [140, 172, 186-190].

Östenitik paslanmaz çelikler normal şartlarda tamamen YMK (Yüzey Merkezli Kübik) yapıdaki östenit fazından (γ) meydana gelmekte olup kafes parametresi $a=3,60000 \text{ Å}$ değerindedir. Deformasyona uğramış paslanmaz çeliklerdeki pekleşmesinin martenzit oluşumundan kaynaklandığı yaygın olarak kabul edilmektedir. Martenzit, plastik deformasyon sırasında mekanik veya termal etkilerinden dolayı östenitik çeliklerde oluşabilir [199]. Deformasyon işlemi, östenitik paslanmaz çeliklerde iki tip martenzit oluşumunu indükleyebilir. İlki ϵ martenzit; östenit içinde sıkı paket (111) düzlemlerde

oluşan, SPH (Sıkı Paket Hegzagonal) kristal yapıya sahip ve paramanyetik iken, diğeri α' martenzit; (111) sıkı paket düzlemlerinde hatalı östenit tabakaları ile sınırlanmış gruplar halinde (225) düzlemleri ile plakalar oluşturan, HMK (Hacim Merkezli Kübik) kristal yapıda ve ferromanyetiktir. Östenitik çelikler için gerinime bağlı faz dönüşümü dizisi, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ olarak önerilmiştir [343, 344]. Öte yandan, dislokasyon reaksiyonları yoluyla doğrudan dönüşümünde $\gamma \rightarrow \alpha'$ mümkün olduğu bildirilmiştir [344].

ϵ ve α' martenzit miktarı, stres durumu, sıcaklık ve deformasyon hızı gibi işlem parametrelerine bağlıdır [345]. Aynı zamanda çelik bileşiminin ve istif hata enerjisinin de büyük etkisi vardır. Eş. 3.27 [345], α' martenzit oluşum sıcaklığının (M_s) yaklaşık bir değerini verir. Bu sıcaklık, tüm 300 serisi östenitik paslanmaz çelikler için kriyojenik sıcaklık aralığına denk gelir.

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 1305 - 41,7(\% \text{Cr}) - 61,1(\% \text{Ni}) - 33,3(\% \text{Mn}) - 27,8(\% \text{Si}) - 1666,7(\% [\text{C} + \text{N}]) \quad (3.27)$$

Martenzit dönüşümü için gerekli enerjiyi plastik deformasyon sağlar. Bu enerji martenzit oluşum sıcaklığını M_d' ye (deformasyon altında martenzitin oluşacağı sıcaklık) kadar yükseltir. Farklı çelikler için sıcaklığın bileşim ile olan bağımlılığı Eş. 3.28 ile formüle edilmiştir [346]. Denklemdaki $M_{d(30/50)}$, çekme koşulunda %30 gerçek deformasyondan sonra, α' martenzitin %50'sinin üretildiği sıcaklıktır.

$$M_{d(30/50)}(^{\circ}\text{C}) = 413 - 13,7(\% \text{Cr}) - 9,5(\% \text{Ni}) - 8,1(\% \text{Mn}) - 18,5(\% \text{Mo}) - 9,2(\% \text{Si}) - 462(\% [\text{C} + \text{N}]) \quad (3.28)$$

İstif hata enerjisi (SFE) martenzit oluşumunu etkileyen bir diğer önemli faktördür. Kimyasal bileşimin istifleme hata enerjisi ile ilişkisi Eş. 3.29 ile ifade edilmiştir [347].

$$\text{SFE}(\text{mJ.m}^{-2}) = -53 + 6,2(\% \text{Ni}) + 0,7(\% \text{Cr}) + 3,2(\% \text{Mn}) + 9,3(\% \text{Mo}) \quad (3.29)$$

Çizelge 3.7'de östenitik paslanmaz çeliklerden AISI 301LN'nin ve orta seviye istifleme hata enerji çeliği olan AISI 316L'nin M_s , M_d ve SFE değerleri karşılaştırılmıştır. Değerler Eş. 3.27, 3.28 ve 3.29 ile hesaplanmıştır. M_s için her iki değer de sıfırın çok altındadır. %30 deformasyonla östenitin %50 sinin martenzite dönüştürüldüğü sıcaklığı öneren M_d değerleri, oda sıcaklığında AISI 301LN için martenzit oluşumunun çok daha kolay olduğunu

göstermektedir. Çizelgeye göre östenitik paslanmaz çeliklerin metastabilitesi (yarı kararlılığı) SFE'nin azalması ile artmaktadır. AISI 301LN için SFE değeri çok düşük olup, bu durum malzemedeki östenit fazının zayıf kararlılığını (stabilitesini) gösterir[191].

Çizelge 3.7. AISI 301LN ve AISI 316L için hesaplanan Ms, Md ve SFE değerleri [191]

Numune	Ms (°C)	Md (°C)	SFE (mJ.m ⁻²)
AISI 301LN	-161,8	19,1	7,4
AISI 316L	-179,6	-67,1	50,8

Östenitik paslanmaz çeliklerde, paramanyetik ve ferromanyetik koşullar arasındaki geçiş düşük sıcaklıklarda gerçekleşmektedir. Bu nedenle, ferromanyetizmin bulunmadığı durumlarda östenitik paslanmaz çeliklerin kullanılması düşünülebilir. Özellikle talaşlı imalat işleminde oluşan gerinime bağlı martenzit, talaş boyunca üniform değildir ve martenzit oluşumu Md sıcaklığıyla da ilişkilendirilebilir. Bu nedenle, kesme ve talaş oluşumu sırasındaki hem sıcaklık dağılımı hem de gradyan, martenzit oluşum bölgelerini tanımlamak için önemlidir. Talaşlı imalat sürecindeki bu faz dönüşümü termal martenzit olarak değerlendirilemezken, gerinime bağlı martenzit oluşumu bazen bir mıknatıs vasıtasıyla kalitatif (nitelik) olarak tespit edilebilir [198].

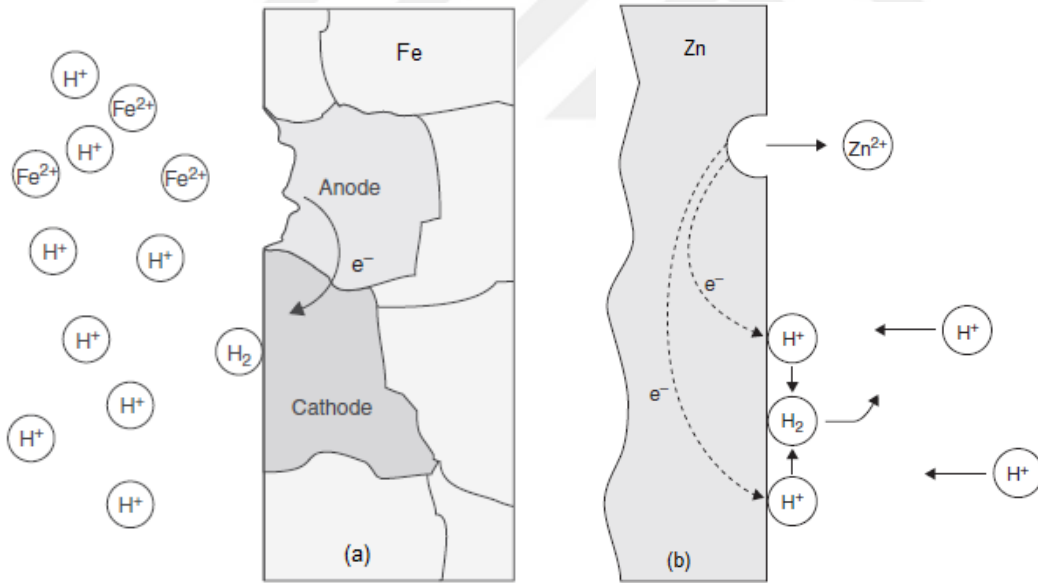
3.13. Korozyon

3.13.1. Korozyonun tanımı ve reaksiyonları

Metal ve alaşımların bulundukları çevre ile yaptığı kimyasal ve elektrokimyasal reaksiyonlar sonucu metalik özelliklerinin yıpranmasına korozyon denir. Doğada genellikle oksit ve sülfür bileşikleri halinde mineral bulunan metaller, en kararlı halde olup, serbest enerjileri en düşük durumdadır. Mineraller belirli proseslerle metalürjik fırınlarda enerji harcanarak metalik hale dönüştürülür. Fakat metaller üretilirken almış oldukları enerjiyi geri vererek doğada mineral olarak bulundukları hale dönmek eğilimindedirler. Örneğin, genellikle doğadan elde edilen hematit ve manyetit gibi oksit minerallerinin yüksek fırınlarda enerji harcanması ile üretilen demir metali, zamanla korozyona uğrayarak doğadaki demir oksit minerallerine benzer bileşimdeki pası oluşturur [238, 348]. Sonuç olarak korozyon, metal veya alaşımın fiziksel, kimyasal, mekanik veya elektriksel özelliklerinde istenmeyen

değişiklikler meydana getirir.

Sıvı ortamda korozyona uğrayan metal elektrot gibi davranır ve bir elektrolit ile temastadır [349]. Birbirleri ile temasta olan iki metal parçası elektrolit içerisinde bir elektrokimyasal hücre oluşturarak, hücrede devrenin tamamlanması ile elektrokimyasal korozyon ve/veya elektro-kaplama oluşur [318]. Korozyon, anotta oksidasyon, katotta redüksiyon (indirgeme) şeklinde aynı anda gerçekleşen iki elektrokimyasal reaksiyondan meydana gelir. Kendiliğinden akım üreten bir galvanik pil gibi çalışan korozyon mekanizmasının yürümesi için mutlaka iki ayrı metalin bulunmasına gerek yoktur. Metalin yapısında veya yüzeyinde bulunan bazı bölgesel farklılıklar nedeniyle oluşan potansiyel farkı, metal yüzeyinde bazı bölgelerin anot, bazılarının da katot gibi davranmasına sebep olur (Şekil 3.53). Korozyon, metal üzerindeki anot ile katot bölgeleri arasındaki elektron akımı sonucu anotta meydana gelen oksidasyon ile metalin elektron vererek iyon halinde çözeltiye (ortama) geçmesine neden olur [350].



Şekil 3.53. Metal yüzeyindeki bölgesel bir korozyon hücresinde; anodik bölgede iyon oluşumunun ve katodik bölgede hidrojen salınımının şematik gösterimi; a) demirin elektrokimyasal reaksiyonu, b) çinkonun elektrokimyasal reaksiyonu [348]

Örnek olarak demir metalinin bulunduğu ortamda gerçekleşen genel reaksiyonlar aşağıdaki şekildedir [318, 348]:

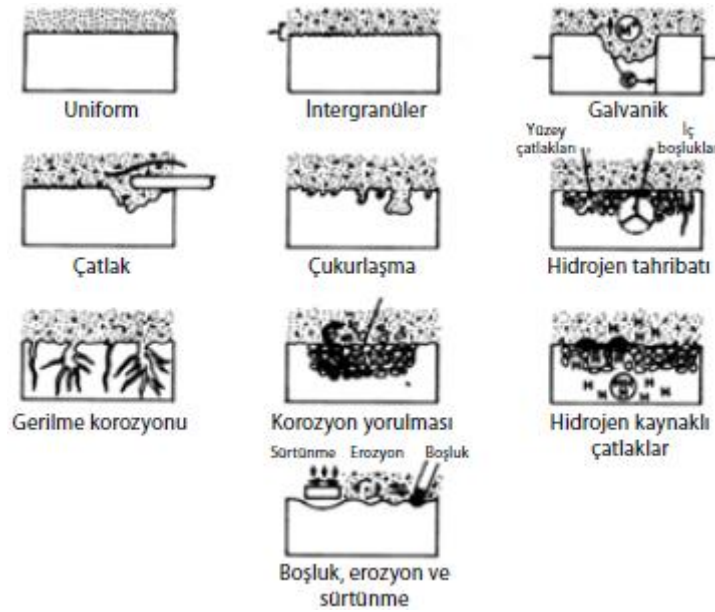
Demir anodik reaksiyon: $\text{Fe(s)} \longrightarrow \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$

Genel katodik reaksiyon: $2\text{H}^+ + 2\text{e}^- \longrightarrow \text{H}_2(\text{g})$

Genel korozyon reaksiyonu: $\text{Fe} + 2\text{H}^+ \longrightarrow \text{Fe}^{2+} + \text{H}_2(\text{g})$

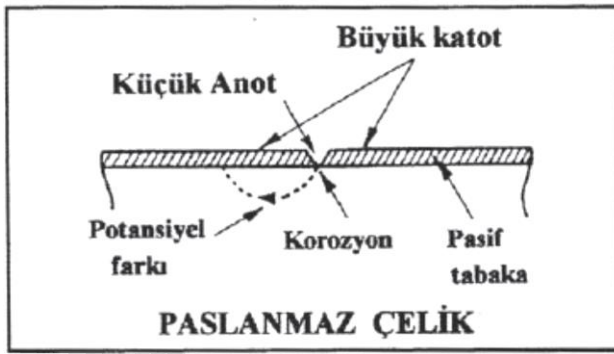
3.13.2. Medikal implantlarda görülen korozyon tipleri

İmplant malzemesi olarak kullanılan metalik malzemelerde sıklıkla rastlanılan bir sorun olan koroziif aşınma tipleri Şekil 3.54’de verilmiştir [12].



Şekil 3.54. İmplantlarda meydana gelen korozyon mekanizmalarının şematik gösterimi [12]

Paslanamaz çelik yüzeyinde çok ince demir-krom-oksit filmi bir tabaka oluşur. Oksitleyici ortamlar içinde stabil olan bu tabaka indirgeyici ortamlarda dayanıklı değildir. Hidroklorik asit gibi indirgeyici özelliği olan bileşiklerin oluşturduğu ortamlar bu oksit tabakasının parçalanmasına ve yeniden oluşmasına engel olarak korozyonun başlamasına sebep olurlar [238]. Paslanmaz çelikler galvanik seride iki farklı yerde bulunurlar. Birincisi pasif hal olup oldukça soy bir bölgede yer alırken, aktif hal ise normal çeliğin potansiyeline yakındır. Paslanmaz çelik yüzeyinde bir noktada pasiflik bozulursa, o bölge anot görevi görerek çevresindeki geniş katot bölgesinin etkisiyle şiddetli korozyona uğrayacaktır. (Şekil 3.55) [238].



Şekil 3.55. Pasifleşmiş bir yüzeyde küçük bir bölgenin bozulması sonucu korozyon olayının oluşumu [238]

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik implantlarda görülen korozyon çeşitleri aşağıda sıralanmıştır.

Üniform korozyon (genel korozyon)

Metalin bütün yüzeyine dağılmış mikro korozyon hücreleri yoluyla yüzeydeki her noktada aynı hızla ilerleyen korozyon tipidir. Metal kalınlığını her noktada aynı oranda incelten üniformkorozyonun normal olarak bu şekilde ilerlemesi beklenir. Metaller için verilen ortalama korozyon hızı değerleri üniform korozyon varsayımına dayanır [238].

Taneler arası korozyon

Paslanmaz çeliklerde taneler arası korozyon oluşumunun nedeni krom karbür Cr_{23}C_6 çökeltisinin taneler arasında meydana gelmesidir. Krom karbür oluşması sonucu söz konusu bölge krom ve karbon yüzdesi bakımından fakirleşir. Azalan krom yüzdesi, bölgenin anodik bir karakter kazanmasına sebep olarak, çevresindeki büyük bir katot bölgesi ve küçük bir anottan oluşan korozyon hücrelerinin oluşmasına neden olur. Diğer yandan 300 °C sıcaklık geçilmediği takdirde paslanmaz çeliklerde taneler arasında krom karbür çekirdeklenmesinin oluşmayacağı bildirilmiştir. Ayrıca 304L ve 316L sınıfı paslanmaz çeliklerde karbon oranının %0,03' ün altına olması taneler arası korozyon olayına çözüm getirmiştir [238].

Galvanik korozyon

İmplant malzemesi olarak kullanılan iki metal arasında bir potansiyel farkı varsa yüksek potansiyelde olandan düşük potansiyelde olana iyon akışı olur ve böylelikle galvanik korozyon oluşur. Bu nedenle farklı metaller bir arada kullanılmamalıdır. Aynı metalden yapılmış implantlar arasında dahi üretim işlemlerine bağlı farklı stres bölgelerinin doğurduğu farklı potansiyeller olabilir ve galvanik korozyon ortaya çıkabilir. Aynı metal alaşımından yapılmış bir plak ile vida arasında alaşımı oluşturan metal yüzdeleri farklılığı potansiyel farka ve dolayısıyla da galvanik korozyona neden olabilir [12]. Ayrıca çelik yüzeyinde deformasyon sonucu meydana gelen farklı stres bölgeleri, potansiyel fark oluşturarak korozyon hücresi oluşmasına neden olabilir [238].

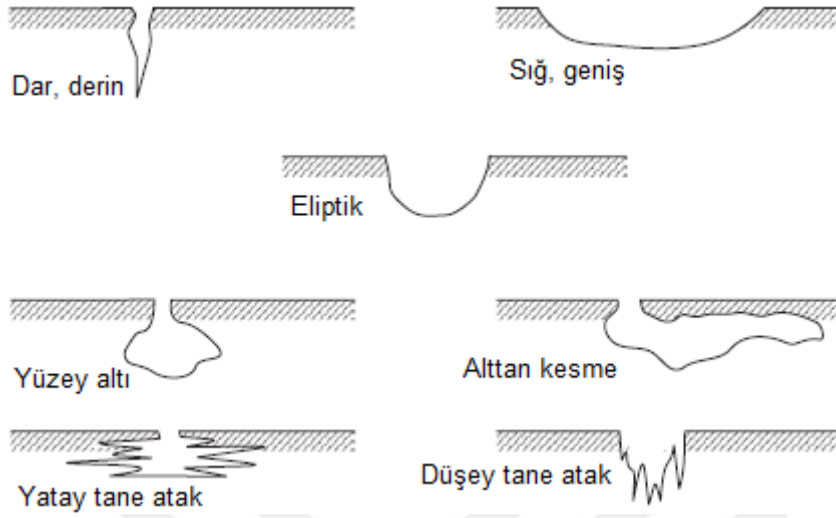
Çatlak / Aralık korozyonu

Östenitik paslanmaz çelik, çatlak korozyonuna karşı duyarlıdır. Metal yüzeyinde bulunan çatlak ve aralık gibi çözeltinin durgun olduğu bölgelere oksijen transferi güçleşir. Oksijenin az olduğu çatlaklar anot, çevre yüzeyler ise katot görevi görür. Anot görevi gören aktif çatlak yüzeyi ile çevresindeki pasif yüzey arasında galvanik pil oluşması sonucu çatlak veya aralık yüzeyleri anot gibi çözünerek şiddetli bir korozyon başlar. Çatlak korozyonu sadece metal yüzeyinde bulunan bir çatlakta değil, kalça implantları gibi farklı malzemelerin montajından meydana gelen komponentlerde, metal ve metal olmayan bir malzeme ara yüzeyinde meydana gelebilir. İlerleyen süreçte çatlak veya aralık içindeki oksijen tükenerek O_2 indirgemesi sona erer [238, 348].

Çukurcuk (pitting) korozyonu

Pasifleşebilen metaller olarak nitelenen paslanmaz çelik alaşımları çukurcuk korozyonuna çok duyarlıdır. Metalin potansiyelinin yüzeydeki pasif filmin çözünme potansiyelini geçtiği noktalarda oksit tabakanın delinerek değişik çukurcuk şekillerinin meydana geldiği korozyon tipidir (Şekil 3.56). Genelde gözle görülemeyecek kadar küçük olan çukurcukların derinliği çapları kadardır. Bu tip korozyon olayında pasif filmin bozulduğu anot bölgeleri ve katot bölgeleri birbirinden kesin şekilde ayrılmıştır. Yüzeydeki herhangi bir noktada oluşan çukur içindeki dar bölge anot, çukur çevresindeki geniş alan ise katot görevi görür. Zamanla ilerleyen korozyon sonucu çukurcuk gittikçe büyüyerek metalin delinmesine sebep

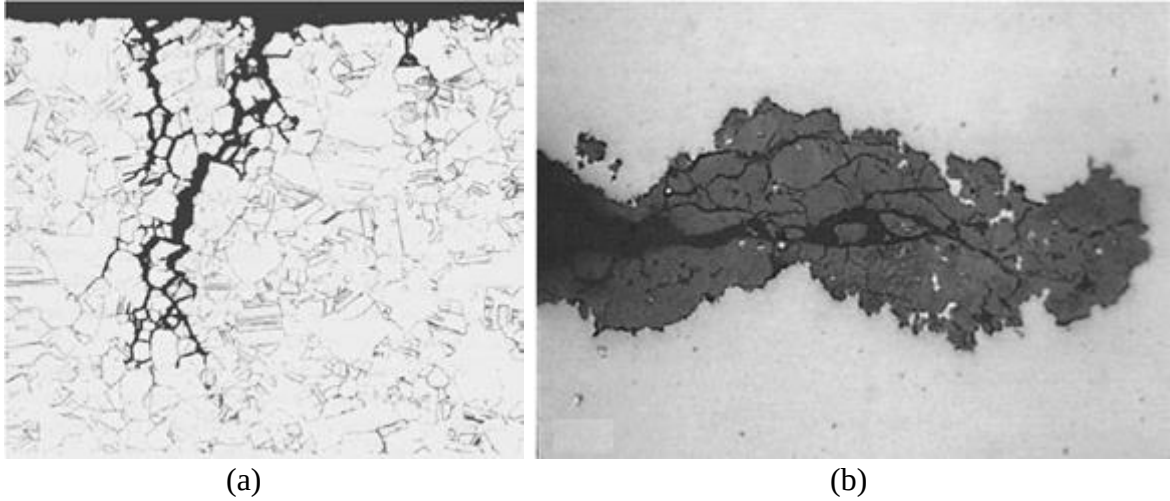
olduğundan çukurcuk korozyon çok tehlikeli bir korozyon tipi olarak kabul edilir [238, 348].



Şekil 3.56. Çukurcuk korozyonu şekillerinin tipik kesit görüntüleri [348]

Gerilmeli korozyon

Statik gerilme altında ve koroziv ortamda bulunan parçaların, gerilme ve korozyonun bileşik etkisinden dolayı malzemenin akma gerilmesinin altındaki değerlerde gevrek biçimde aniden çatlayıp kırılmasına yol açan yıkıcı bir korozyon tipidir. Parça yüzeyinde korozyon ürünleri tarafından oluşturulan koruyucu film tabakanın stres altında iken oluşamaması veya hasara uğraması sonucu, hızla ilerleyen korozyon parçanın çatlamasına neden olur [238]. Çevresel çatlaklar erken gelişim döneminde mikroskobik olduğundan, gerilmeli korozyon çatlakları ve diğer çevresel çatlama türleri en sinsi korozyon formlarıdır. Birçok durumda görsel inceleme ile gözlemlenemediğinden, sadece optik veya taramalı elektron mikroskobu ile tespit edilebilirler. Genellikle taneler arası veya tane içi şeklinde ilerleyen çatlaklar hasar ile sonuçlanır. Taneler arası çatlaklar malzemedeki tane sınırlarını takip ederken, tane içi çatlaklar, tane sınırına bakmaksızın taneleri keserek geçerler (Şekil 3.57) [348].



Şekil 3.57. Gerilmeli korozyon çatlakları; a) taneler arası b) tane içi [348]

3.13.3. Pasifleşme

Metalin bazı çevresel koşullarda kimyasal olarak reaksiyon verme kabiliyetini yitirmesine pasiflik denir. Çözünmüş oksijen çeliklerin korozyona uğramasının başlıca sebebidir. Oksijen korozyonun azaltılması yolu ile daha az korozyon hızı ve daha uniform korozyon sağlanır. Yüksek oksijen konsantrasyonu paslanmaz çeliklerde pasifleşmeye katkı sağlasa da yüzeydeki aktif noktalarda şiddetli korozyona sebep olur. Korozyona dayanıklı malzemelerin geliştirilmesinde metal ve alaşımların pasifleşme eğilimlerinin tespit edilmesi önem arz eder. Pasifleşme özelliği olan bir metal veya alaşım anodik olarak polarize edilirse, Şekil 3.58’de şematik olarak görüldüğü üzere tipik bir polarizasyon eğrisi elde edilir. Şekildeki eğri incelenecek olursa; aktif iyonların (klor vb.) bulunmadığı ortamlarda pasiflik eğrisi ABCDF şeklinde ilerler. Metalin korozyona uğradığı “aktif bölge” olan AB aralığında, denge potansiyelinden (A noktası) itibaren elektrot potansiyeli anodik yönde arttıkça metalin çözünmesini temsil eden korozyon hızının da arttığı görülmektedir. Eğrinin B noktasına karşılık gelen “birincil pasifleşme potansiyeli” (E_{pp}) değerine erişildiğinde pasifleşme başlar ve BC aralığında metal yüzeyinde oluşan pasif film tabakası sebebiyle artan potansiyel ile korozyon hızı (akım yoğunluğu) düşer. B noktasındaki E_{pp} potansiyele karşılık gelen akım değeri I_{pp} olarak gösterilir. Eğri üzerindeki dikey CD aralığına “pasif bölge” denir. Bu bölgede potansiyel anodik yönde artırılmaya devam edilirse, korozyon hızının değişmediği ve çok düşük olduğu gözlenmektedir. Bu durum metal yüzeyinde oluşan pasif film yırtılıncaya kadar sürer. Pasif bölgenin büyüklüğü metalin cinsine, ortam koşullarına ve yüzey durumuna göre değişiklik gösterir. C noktasındaki potansiyel ”pasifleşme

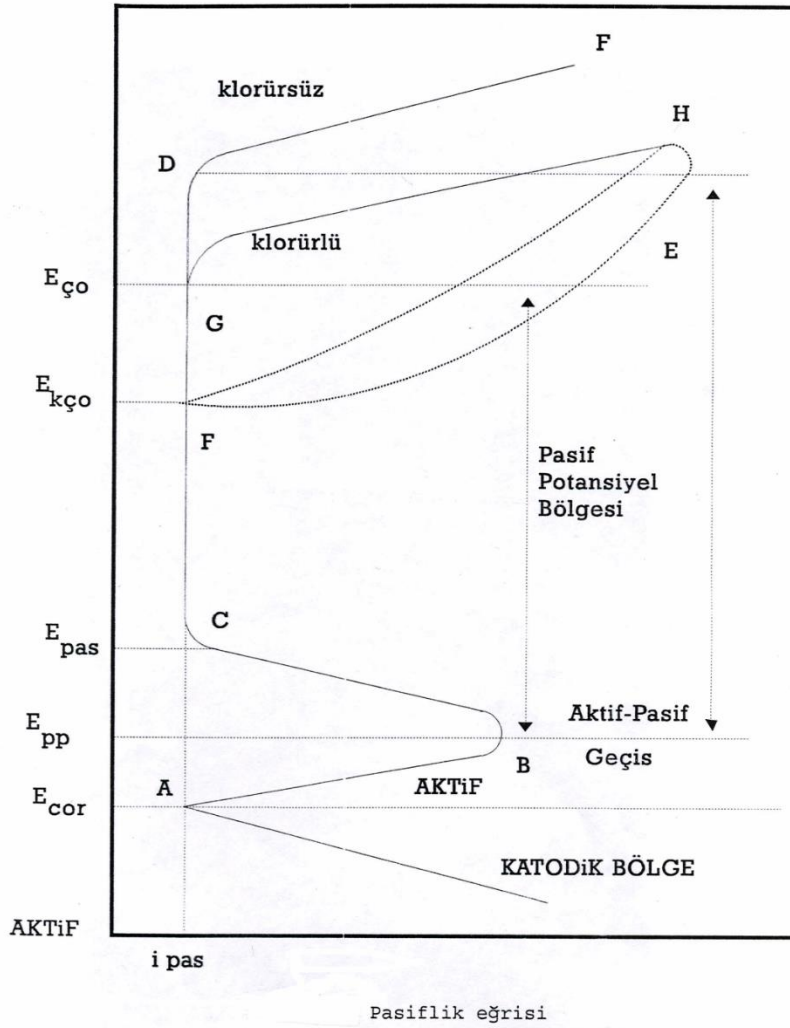
potansiyeli” (E_{pas}) olarak adlandırılırken, akım yoğunluğu da (I_{pas}) olarak gösterilir. Yükselen potansiyel belli bir değere erişince, pasif filmin yırtılarak bozulması sonucu metalin tekrar hızla korozyona uğramaya başladığı DF noktaları arasına “transpasif bölge” denir [350, 351].

Aktif iyonların (klor vb.) bulunduğu ortamlarda ise pasiflik eğrisi ABCGH şeklinde ilerler. Pasifleşebilen metallerde belirli bir anodik potansiyele erişildikten sonra metal yüzeyinde çukurcuk oluşumları ve hızlı metal çözünmesi başlar. “Çukurcuk oluşma potansiyeli” ($E_{ço}$) olarak adlandırılan bu potansiyel değerinde pasiflik bozulur. Çukurcuk oluşma potansiyeli klor, brom iyonu gibi aktif iyon konsantrasyonları yanında inhibitif iyonların konsantrasyon oranına da bağlıdır. Çözeltideki aktif iyon konsantrasyonu arttıkça daha negatif değerlere kayan çukurcuk oluşma potansiyeli, inhibitif iyon konsantrasyonu arttıkça da pozitif değerlere doğru kayar. Diğer yandan çukur oluşmasını önleyecek potansiyeli tespit etme açısından “kritik çukurcuk oluşma potansiyeli” ($E_{kço}$) önemlidir. Transpasif durumdaki metalin potansiyeli çok küçük bir hızla negatif yönde değiştirilirse kritik çukur oluşma potansiyeli elde edilir. Geri dönüşte pasifliğin tekrar sağlandığı F noktası kritik çukur oluşma potansiyeli $E_{kço}$ şeklinde gösterilir. Bu yapılmazsa şekilde görüldüğü üzere elektrokimyasal dengeden sapılarak, grafikteki HF veya HEF eğrileri elde edilir [351].

Metale uygulanan potansiyel (E);

- i) $E < E_{pas}$ ise metal uniform korozyona (genel korozyon) uğrar. $E_{pp} < E < E_{pas}$ durumunda uniform korozyon devam eder, fakat oksitlenmeden dolayı korozyon hızı yavaşlar.
- ii) $E_{pas} < E < E_{kço}$ durumunda metal yüzeyi tamamen pasif olduğundan herhangi bir çukurcuk oluşumu ve büyümesi görülmez.
- iii) $E_{kço} < E < E_{ço}$ durumunda yeni çukurcuklar meydana gelmese de, mevcut çukurcuklar büyümeye devam ederler.
- iv) $E > E_{ço}$ durumunda bozulan pasiflik sonucu yeniden çukurcuk oluşmaya başlar ve korozyon hızla yükselir [351].

SOY



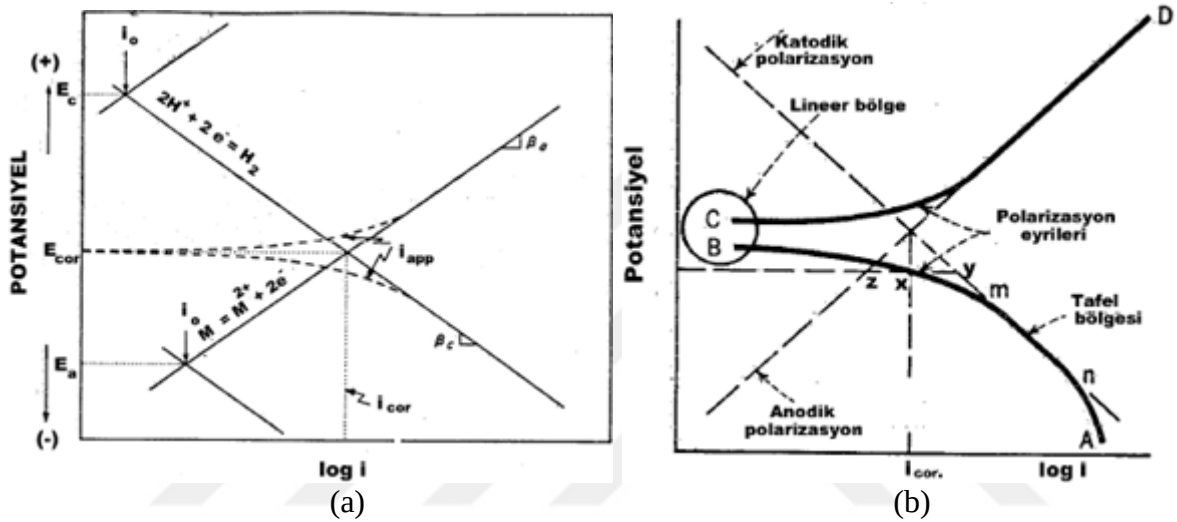
Şekil 3.58. Pasifleşebilen bir metalin polarizasyon grafiğinde çeşitli bölgelerinin şematik gösterimi [351]

3.13.4. Polarizasyon eğrileri

Korozyona uğrayan bir metal elektrotta, anodik reaksiyonun yanında birde katodik reaksiyon meydana gelerek (örneğin hidrojen iyonu redüksiyonu veya oksijen redüksiyonu), elektrot yüzeyinde reaksiyonların dengesi ile oluşan bir karma potansiyel, yani “korozyon potansiyeli” oluşur. Elektrotta meydana gelen reaksiyonlardaki aşırı gerilimler ile akımın logaritması arasında anodik ve katodik polarizasyon eğrileri çizilerek E_{cor} (korozyon potansiyeli) ve I_{cor} (korozyon akımı) değerleri bulunabilir. Şekil 3.59(a)’da görüldüğü gibi, korozyona uğrayan (M) (anodik) elektrotun potansiyeli pozitif yönde, katodik reaksiyonun potansiyeli de negatif yönde değişerek ilerlemektedir. Birbirine yaklaşıyor ilerleyen iki elektrot potansiyeli, bir müddet sonra karma potansiyel değerine E_{cor} ulaşırlar. Karma

potansiyel değerine karşı gelen akım korozyon akımı I_{cor} olarak adlandırılır [350].

Şekil 3.59(b)'de görüldüğü gibi, korozyona uğrayan denge halindeki bir elektrota dış akım uygulanması durumunda potansiyelinde değişimler meydana gelmektedir. Elektrota anodik yönde bir dış akım uygulandığında, potansiyel pozitif yönde CD yolunu izleyerek yükselir. Elektrota katodik yönde bir dış akım uygulandığında, potansiyel negatif yönde AB yolunu izler.

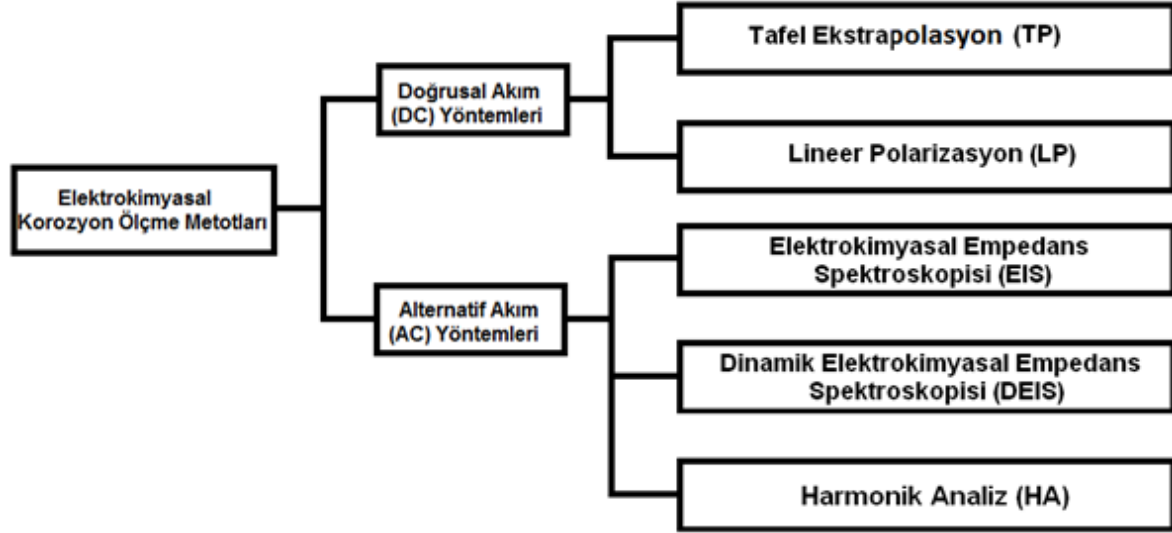


Şekil 3.59. Korozyon reaksiyonunda a) karma potansiyel oluşumu b) anodik ve katodik polarizasyon eğrileri ($E - \log i$) [350]

3.13.5. Korozyon hızının ölçülmesi

Korozyon deneyleri genelde malzemenin kullanılacağı ortama uygun çözelti içinde korozyona dayanma direncinin veya işletme ömrünün belirlenmesi amacı ile yapılır. Ayrıca korozyon deneyleri, metal aksamaları daha dayanıklı hale getirmek amacıyla yapılan geliştirme araştırmaları bünyesinde uygulanır. Metal ve alaşımların birim zamanda çözünme miktarı olarak tanımlanan korozyon hızının belirlenmesi, malzemelerin korozyona karşı dayanımlarının tespiti ve birbirleri ile karşılaştırabilmek için önemlidir. Literatürde korozyon hızının nicel olarak belirlenmesi için değişik yöntemler mevcuttur (Şekil 3.60). Kimyasal olaylarda korozyon hızını; kütle kaybı yöntemiyle, elektrokimyasal olaylarda ise tafel ekstrapolasyon yöntemi, lineer polarizasyon yöntemi ve alternatif akım empedans ölçme yöntemi ile ölçülür. Sıvı ortamlarda meydana gelen korozyon elektrokimyasal nitelikte olduğu için elektrokimyasal korozyon test yöntemleri ile ölçülmesi mümkündür.

Ayrıca diğer yöntemlere kıyasla korozyon hızı elektrokimyasal yöntemlerle daha kısa sürede ölçülür [238, 352].



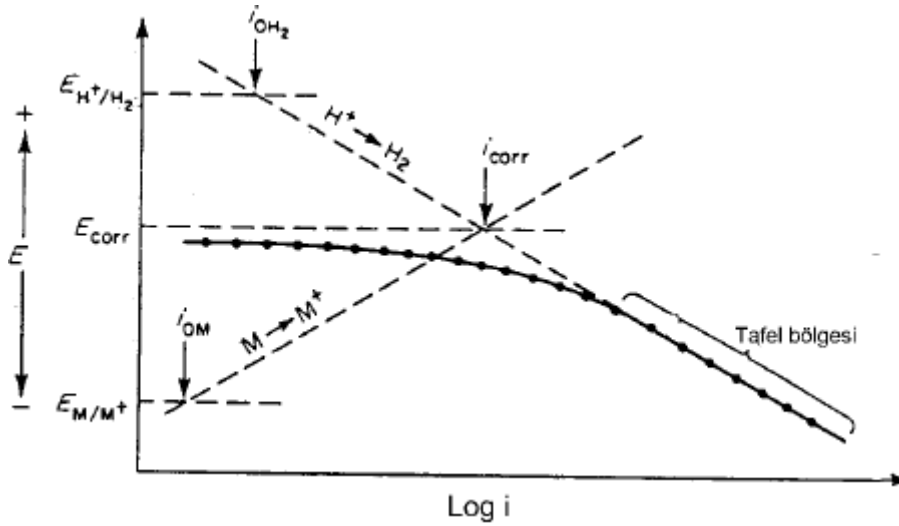
Şekil 3.60. Elektrokimyasal korozyon ölçme metotları [353]

Elektrokimyasal yöntemlerin gelişmesi ile birlikte korozyon hızı polarizasyon eğrileri yardımı ile tespit edilmektedir. Metal veya alaşımın elektrolit içindeki polarizasyon eğrileri potansiyostatikmetot veya galvanostatikmetot ile çizilmektedir. Elektrokimyasal yöntemlerde akım yoğunluğu (I_{cor}), korozyon hızı olarak belirtilir. Deneysel olarak elde edilen polarizasyon eğrileri, metal veya alaşımın elektrolit içindeki korozyon hızının belirlenmesinde kullanılır. Korozyon hızı tespitinde en çok kullanılan elektrokimyasal yöntemler; tafel ekstrapolasyon yöntemi ve lineer polarizasyon yöntemidir [350].

Tafel ekstrapolasyon yöntemi

Şekil 3.61’de görüldüğü üzere, korozyon potansiyeli bölgesinde yatay lineer bir kısım bulunur. Uygulanan dış akım korozyon akımının yaklaşık olarak on katını aştığında polarizasyon eğrileri hafif bir şekilde bükülerek $E - \log i$ arasında lineer bir şekilde değişim gösterirler. Uygulanan dış akımın logaritması ile aşırı gerilimin lineer olarak değiştiği bu kısımlara “Tafel bölgesi” denir. Deneysel olarak elde edilen tafel bölgesindeki doğrunun eğimi “Tafel eğimi” olarak adlandırılır ve korozyon hızının tespitinde kullanılır [350].

Korozyon deneyleri ile elde edilen polarizasyon eğrileri yardımı ile korozyon hızı belirlenebilir. Anodik veya katodik yönde çizilen yarı logaritmik akım-potansiyel eğrileri Tafel eğrileri olarak bilinir. Tafel eğrilerinin lineer kısımları geriye doğru uzatıldığında korozyon potansiyelinde E_{cor} kesişirler. Korozyon potansiyeline karşılık gelen akım ise korozyon akım yoğunluğudur (I_{cor}). Korozyon akımının elektrot yüzey alanına bölünmesiyle elde edilen akım yoğunluğu (I_{corr} (A/cm²)), metalin korozyon hızını verir. Şekil 3.61’de görünen potansiyel-yarı logaritmik akım yoğunluğu grafiğindeki tafel yöntemi ile çizilen eğriler ile korozyon potansiyeli ve korozyon akımı değerleri tespit edilir. Grafik üzerinde bu değerlerin nasıl bulunduğu gösterilmiştir.



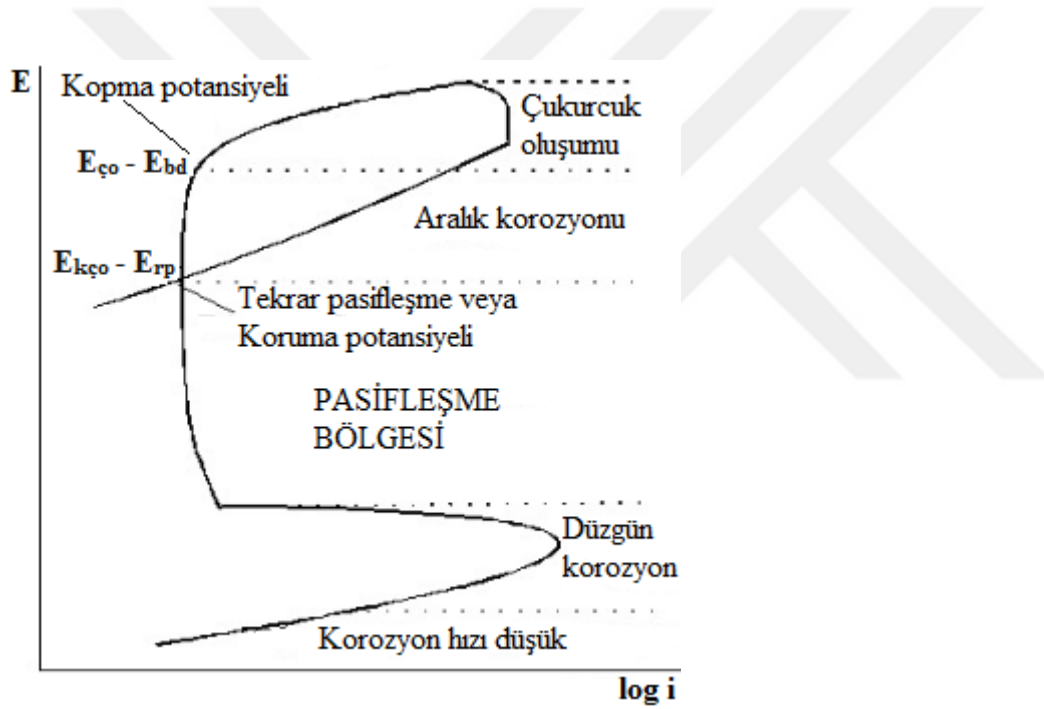
Şekil 3.61. Tafel ekstrapolasyon yöntemi ile korozyon hızının (I_{corr}) belirlenmesi [350]

Çevrimsel (dönüşümlü) polarizasyon

Çevrimsel (dönüşümlü) polarizasyon tekniği, metallerin korozif çözelti ortamında çukurcuk korozyonu eğiliminin ölçüsünü nitel olarak tespit etmek amacıyla kullanılır. Korozyon potansiyelinden başlayarak anodik yönde artarak ilerleyen potansiyel taraması, ölçülen akımın ani artış gösterdiği veya belirli potansiyele ulaştığı değerden sonra katodik yönde geri tarama yaparak gerçekleşir. Şekil 3.62’de görüldüğü üzere, ileri yöndeki taramada akımın ani artış gösterdiği potansiyele çukurcuk oluşma potansiyeli (E_{co}) veya kopma potansiyeli (E_{bd}) denir. İleri yöndeki tarama ile geri yöndeki taramanın kesiştiği potansiyel değerine kritik çukurcuk oluşma potansiyeli (koruma potansiyeli) (E_{kco}) veya tekrar pasifleşme potansiyeli (E_{rp}) denir. Metal yüzeyinde çukurcuk oluşumu; çukurcuk oluşma

potansiyelinin ($E_{\text{ço}}$ veya E_{bd}) üzerinde başlar. Çukurcuk oluşma potansiyeli ile koruma potansiyeli ($E_{\text{kço}}$ veya E_{rp}) arasındaki potansiyellerde yeni çukurcuklar oluşmaz ancak, daha önce oluşan çukurcuklar büyür [354].

Çevrimsel taramadaki kapalı ilmek alanı, lokal korozyona duyarlılığın bir ölçüsü olarak kullanılabilir. İleri ve geri yöndeki potansiyel tarama eğrileri arasındaki farkın büyüklüğü çukurcuk oluşma eğilimini belirlediğinden, iki eğri arasında kalan alan (ilmek) büyüdükçe çukurcuk oluşum (lokal korozyon) eğilimi yükselir. İlmek alanı ne kadar küçükse çukurcuk oluşum eğilimi de o kadar az olur. Koruma potansiyelinin çukurcuk oluşum potansiyelinden büyük olması durumunda çukurcuk eğilimi olmaz [39].



Şekil 3.62. Çevrimsel polarizasyonun şematik gösterimi [354]

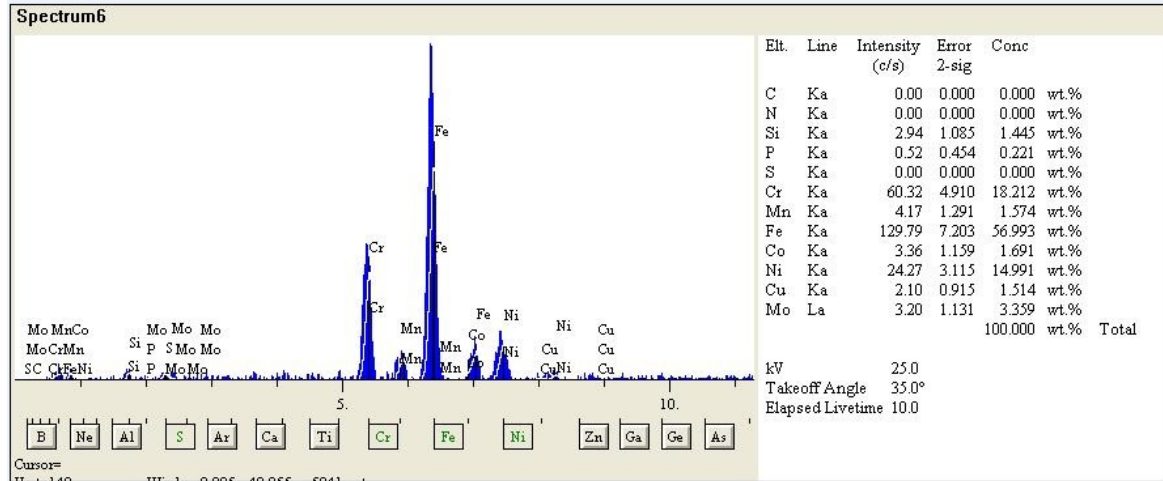
4. MALZEME VE YÖNTEM

4.1. Malzeme

Deneysel araştırmaya konu olan malzeme, östenitik paslanmaz çelik alaşımlarından medikal sınıf AISI 316LVM (1.4441) (DIN 18Cr-14Ni-2,5Mo) (ASTM F 138/13) çeliğidir. ISO 5832.1 standardına uygun, cerrahi implant yapımında kullanılan ASTM F 138/13 paslanmaz çelik bar, 30 mm çapında tavllanmış olarak temin edilmiştir. Malzemenin kimyasal bileşenleri Çizelge 4.1’de, fiziksel özellikleri Çizelge 4.2’de, mekanik özellikleri Çizelge 4.3’de verilmiştir.

Çizelge 4.1. AISI 316LVM malzemenin kimyasal kompozisyonu (% Ağırlık) [355]

Element	% C	%Cr	%Ni	%Mo	%Mn	%Si	%Cu	%N	%P	%S
Min		17	13	2,25						
Max	0,03	19	15	3	2	0,75	0,5	0,1	0,025	0,01
Miktar	0,016	17,509	14,697	2,748	1,799	0,432	0,07	0,076	0,018	0,002



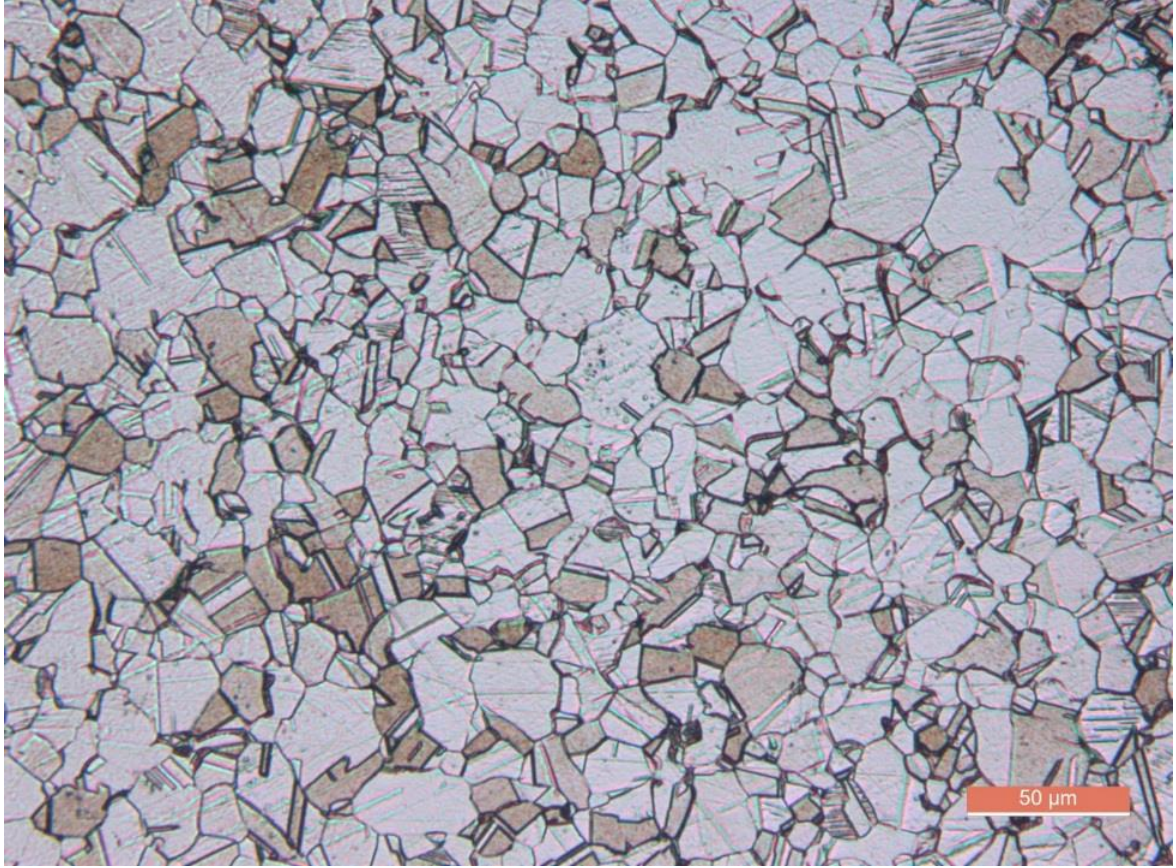
Şekil 4.1. AISI 316LVM deney malzemesinin EDS analizi

Çizelge 4.2. AISI 316LVM alaışımının fiziksel özellikleri (oda sıcaklığında) [32]

Özgül Isı (0-100°C)	Isı İletkenliği	Termal Genleşme	Elastikiyet Modülü	Elektriksel Direnç	Yoğunluk
485 J/(kg/K)	16,3 Wm/K	16,5 mm/(m°C)	200 GPa	7,4 µOhm/cm	7,99 g/cm ³

Çizelge 4.3. AISI 316LVM malzemenin mekanik özellikleri [355]

Çekme Dayanımı	Akma Dayanımı	% Uzama
653 MPa	376 MPa	45



Resim 4.1. İç kısımdaki işlenmemiş AISI 316 LVM deney malzemesinin mikroyapısı

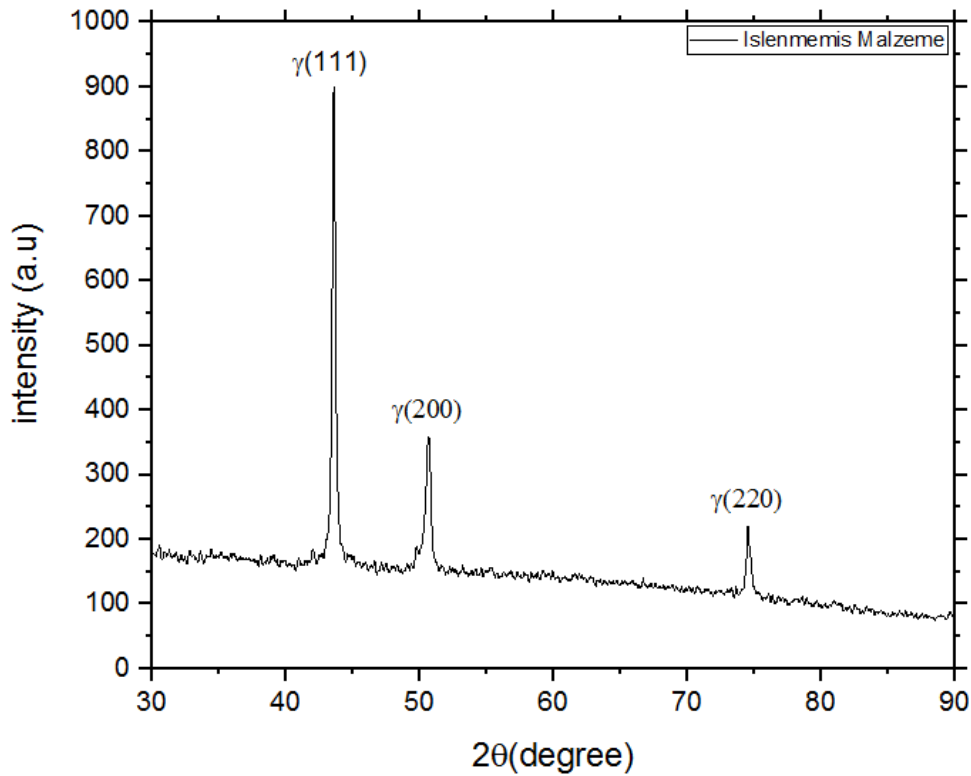
Resim 4.1’de görünen mikroyapıda sıcak haddelemenin neden olduğu yoğun tavlama ikizlerinin yanında östenit taneler içinde kayma bantları görülmektedir. Ayrıca yukarıda mikroyapısı görünen işlenmemiş deney malzemesinin iç kısımlarındaki ortalama tane boyutu; Eş. 4.1 (ASTM E112 kesim metodu tane boyutu hesaplama formülü) [356] ve ImageJ yazılımı yardımı ile 16,80 µm olarak hesaplanmıştır.

$$d = L_T / (P M) \quad (4.1)$$

Eş. 4.1’ deki d; ortalama çizgisel kesim (intercept) uzunluğunu (ölçülen ortalama tane boyutu), L_T ; kesim çizgilerinin toplam boyunu, P; kesilen tane veya tane sınırı sayısını ve

M; büyütme oranını ifade etmektedir.

İşlenmemiş deney malzemesinin Şekil 4.2’de görünen XRD deseninden, malzemenin kristal yapısının tamamen yüzey merkezli kübik (YMK) östenitten (γ) oluştuğunu görmekteyiz. YMK yapıya ait; (111), (200), (220) düzlem ailesi pikleri sırasıyla $43,6^\circ$, $50,7^\circ$ ve $74,5^\circ$ 2θ değerlerinde elde edilmiştir. YMK östenitin kafes sabiti $3,6 \text{ \AA}$ ($1 \text{ \AA} = 0,1 \text{ nm}$).

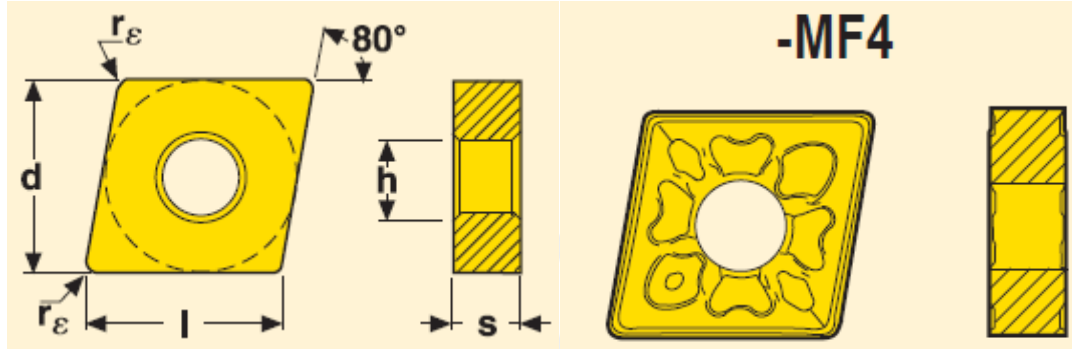


Şekil 4.2. İç kısımdaki işlenmemiş AISI 316LVM deney malzemesinin XRD deseni

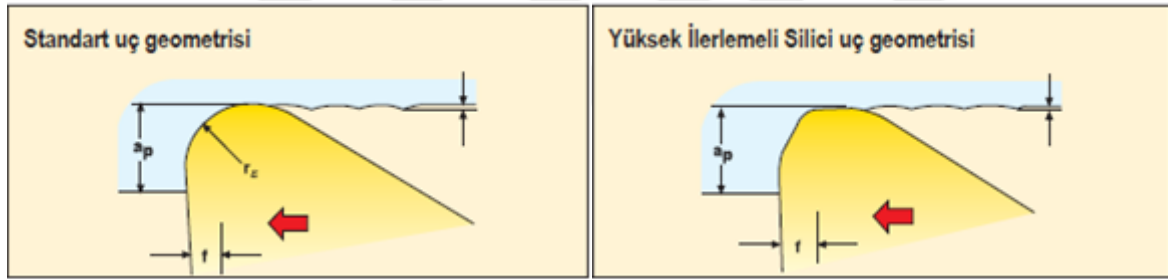
4.2. Kesici Takım

Tornalama deneylerinde, kesici uç üreticisi SECO firmasının kataloğundan, AISI 316L östenitik paslanmaz çelikler önerilen TM4000 kalitesinde, $\text{Ti(C,N)+Al}_2\text{O}_3$ CVD kaplamalı CNMG120408-MF4 konvansiyonel uç geometrisine ve CNMG120408W-MF4 silici uç geometrisine sahip sementit karbür kesici uçlar seçilerek kullanılmıştır. TM400 kalite paslanmaz çeliklerin işlenmesi için çok uygun olan, mükemmel kenar tokluğunun yanında aşınma direnci sayesinde yüksek performans sağlar. MF4 talaş kırıcı geometrisi paslanmaz çeliklerin orta kaba ve finiş işlemleri için tasarlanmış, çok açık ve oldukça pozitif bir geometriye sahiptir. Ayrıca kolay kesme sağlayarak finiş operasyonlarında mükemmel

yüzey kalitesi ve orta kaba işlemlerde iyi verimlilik sunar. SECO yüksek ilerlemeli silici geometrili uçlar; yüksek ilerleme oranlarında/hızlarında mükemmel yüzey kalitesi, normal ilerleme oranlarında/hızlarında üstün yüzey kalitesi sunarlar. Yüksek ilerlemeli silici uçların kullanımı, genelde taşlama da dahil olmak üzere finiş işleme ihtiyacını ortadan kaldırır [301].



Şekil 4.3. Kesici uç özellikleri [301]



Şekil 4.4. Kesici uç geometrileri [301]

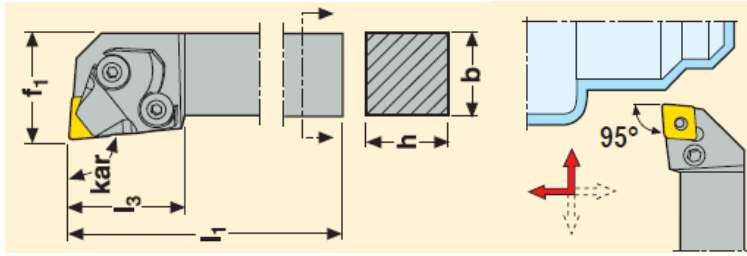
Çizelge 4.4. Kesici uç teknik özellikleri [301]

Model	Uç	Uç açısı	Boşluk açısı	Ebat	d	l	s	h	r_{ϵ}
CNMG120408	Stand.	80°	0°	1204	12,7	12,9	4,76	5,15	0,8
CNMG120408W	Silici	80°	0°	1204	12,7	12,9	4,76	5,15	0,8

4.3. Takım Tutucu

Tornalama deneylerinde takım tutucu olarak ISO 3685 standardına ve deneylerin yapıldığı CNC tezgâh taretine uygun, SECO firmasının ürettiği PCLNL2525M12 standart kater ve

PCLNL2525M12JET özel kater kullanılmıştır.



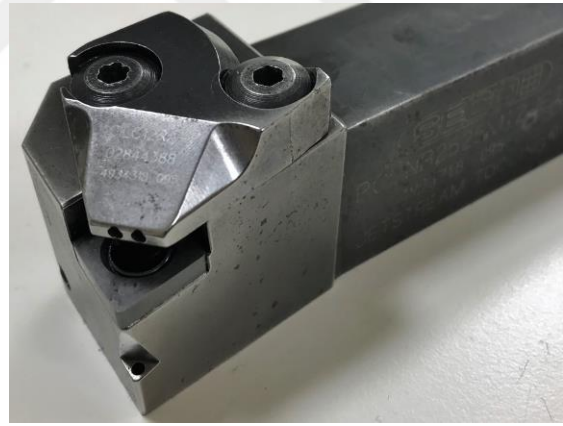
Şekil 4.5. Takım tutucunun özellikleri [301]

Çizelge 4.5. Takım tutucunun teknik özellikleri (γ_0° ; boşluk açısı, λ_s° ; eğim (talaş) açısı, κ_r); giriş açısı) [301]

Model	Kod	h	b	l1	f1	l3	γ_0°	λ_s°	κ_r	Ağırlık (kg)
PCLNL2525M12	STN	25	25	150	32	26	-6	-6	95°	0,8
PCLNL2525M12JET	JET	25	25	150	32	34	-6	-6	95°	0,8



(a)



(b)

Resim 4.2. a) JET katerde soğutma sıvısı uygulaması [301], b) PCLNL2525M12JET kater

PCLNL2525M12JET kater soğutma sıvısının yüksek basınçta jet hızı ile direkt olarak kesici kenara yönlendirilmesi ile tam kesme bölgesine uygulanmasını sağlayan özel tasarlanmış ISO sistemine uygun bir takım tutucudur. Kesici ucun talaş yüzeyinden (R) ve serbest yüzeyinden (F) (Resim 4.2a) jet hızıyla püskürtülen soğutma sıvısı daha iyi talaş kontrolü ve daha uzun takım ömrü sağlar. Boşluk yüzeyinden jet etkisi ile yukarı kaldırıp atılan talaşın kontrolü ile yüksek kesme değerlerinde uzun takım ömrü elde edilir. Soğutma sıvısı kater içine takımın yanındaki veya altındaki soğutma sıvısı girişlerinden verilebilir (Şekil 4.6).

Soğutma sıvısı basıncı standart saplı jet katerde maksimum 4000 psi (275 bar) değerine kadar çıkabilir.



Şekil 4.6. Jet kater ve parçaları [301]

4.4. Takım Tezgâhı

Talaş kaldırma deneyleri; Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Laboratuvarlarında bulunan Fanuc kontrol ünitesine sahip Johnford TC-35 CNC torna tezgâhında yapılmıştır.

Çizelge 4.6. CNC torna tezgâhının teknik özellikleri

Tezgâh gücü	10 KW
Maksimum devir sayısı	4000 rev/min
X eksen hareket	250 mm
Z eksen hareket	600 mm
Hidrolik ayna çapı	250 mm
Ölçü hassasiyeti	0,001 mm
Taret takım kapasitesi	12 adet
İşletim sistemi	Fanuc

4.5. Kesme Parametreleri

Deneylerde kullanılan kesme parametreleri, literatürde yapılan çalışmalar, ISO 3685 (TS 10329) [357] standardı ve üretici firma (SECO) verileri [301] dikkate alınarak seçilmiştir.

Öncelikle standart CNMG kesici uç ile kuru kesme şartlarında ve sabit talaş derinliğinde, kesici uç üreticisinin tavsiye ettiği en yüksek kesme hızı-ilerleme çifti değerlerinde ön testler yapılarak maksimum kesme parametreleri tayin edilmiştir. Sonuç olarak, sabit talaş derinliği (1,2 mm), altı farklı kesme hızı (50, 100, 150, 200, 250, 300 m/min) ve altı farklı ilerleme oranı (0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 0,6 mm/rev) kesme parametresi olarak tespit edilmiştir.

4.6. Soğutma/Yağlama Yöntemleri

Talaşlı imalat deneylerinde; kuru, kesme sıvısı (KS), minimum miktarda yağlama (MQL), kriyojenik sıvı karbondioksit (LCO_2) ve kriyojenik sıvı azot (LN_2) olmak üzere beş farklı kesme şartı uygulanmıştır.

Kuru kesme

Herhangi bir soğutma ve yağlama yöntemi uygulanmamıştır.

Kesme sıvısı (KS)



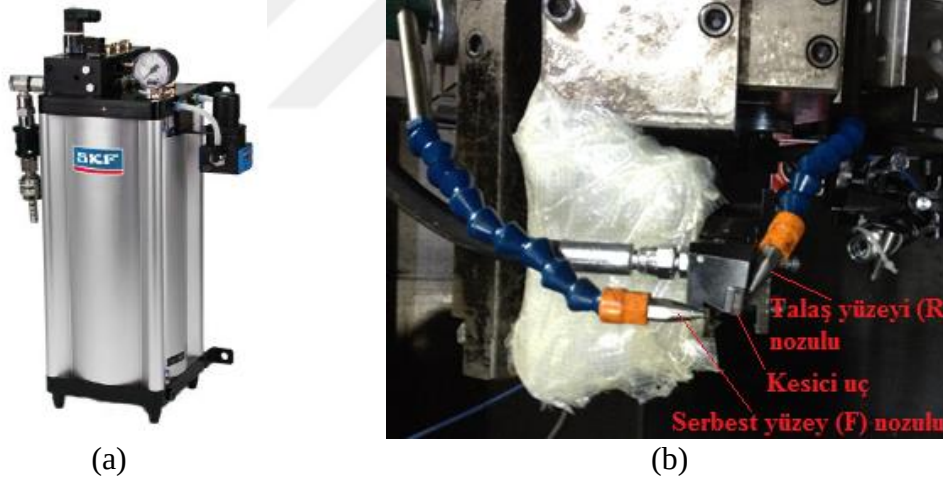
Resim 4.3. Kesme sıvısı uygulaması a) talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyden (R+F) soğutma b) talaş yüzeyinden (R) soğutma

Geleneksel soğutma olarak bilinen bu yöntemde bor yağı ve su 1/20 oranında karıştırılarak kesme sıvısı elde edilmiştir. Kesme sıvısı PCLNL2525M12JET kater ile kesme bölgesine yüksek basınçta jet hızı ile kesici ucun talaş yüzeyinden (R) ve serbest yüzeyinden (F)

püskürtülerek uygulanmıştır (Resim 4.3 a). Ayrıca PCLNL2525M12 kater ile kesme bölgesine yalnızca kesici ucun talaş yüzeyinden (R) harici bir nozul vasıtası ile püskürtülmüştür (Resim 4.3b).

Minumum miktarda yağlama (MQL)

MQL uygulaması için harici uygulamalara uygun SKF UFB20-Basic yağlama sistemi kullanılmıştır (Resim 4.4a). Sistemde kullanılan LubriOil kesme yağı, kesme bölgesine sabit 100 mL/h debi değerinde uygulanmıştır. Debi miktarı, MQL sistemine giren hava basıncı ayarlanarak, hassas ölçekli bir beher içine 1 dakika boyunca gelen yağ miktarı ölçülerek hesaplanmıştır. Sıkıştırılmış hava ile beslenen sistem içindeki kesme yağı, tek kanallı bir sistemle yağ-hava karışımı bir aerosol şeklinde kesme bölgesine iletilmiştir. Aerosol kesme bölgesine kesici ucun talaş yüzeyinden (R) ve serbest yüzeyinden (F) harici nozullarla püskürtülerek uygulanmıştır (Resim 4.4b).



Resim 4.4. a) SKF UFB20-Basic MQL sistemi [358], b) MQL R+F uygulaması

Çizelge 4.7. LubriOil MQL kesme yağı özellikleri [358]

Yağ tipi	İçerik	Viskozite 40 °C, (mm ² /s) DIN 51562	Yoğunluk 20 °C, (g/cm ³) DIN 51757	Yanma noktası (°C) DIN ISO 2592
LubriOil	Ester yağ asidi	47	0,92	265

Kriyojenik soğutma

Talaşlı imalat deneylerinde kriyojenik soğutma işlemi sıvı karbondioksit (LCO_2) ve sıvı azot (LN_2) vasıtası ile yapılmıştır. Soğutucu olarak kullanılan saf ($\%99,9 \text{ CO}_2 / \text{O}_2 < 10 \text{ vpm.} / \text{Nem} < 5 \text{ vpm.} / \text{N}_2 < 50 \text{ vpm.}$) sıvı karbondioksit (LCO_2); 50 bar basıncında, 50 lt hacminde, 35 kg ağırlığındaki özel bir silindir tank ile kriyojenik sıvı olarak Mitan Gaz (Linde) firmasından temin edilmiştir. Soğutulmuş sıvılaştırılmış CO_2 gazının ergime noktası $-78,5^\circ\text{C}$, kaynama noktası $-56,6^\circ\text{C}$ olup, havadan ağır, kokusuz ve renksizdir.

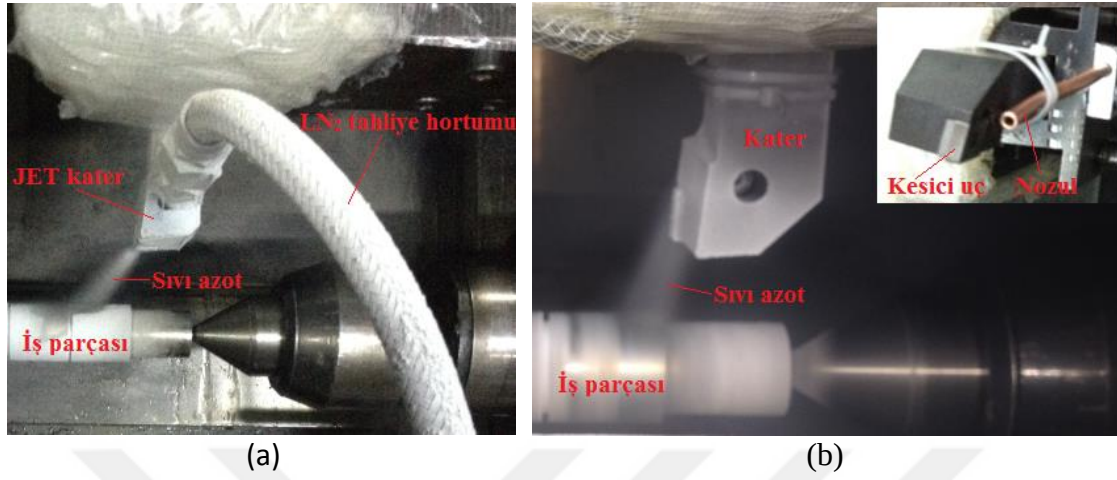
Atmosferde $\%78$ oranında gaz halinde bulunan azotun 1 atm basınçta erime noktası -210°C ve kaynama noktası -196°C dir. Talaşlı imalat işlemlerinde soğutucu olarak kullanılan saf ($\%99,999 \text{ N}_2 / \text{O}_2 < 5 \text{ vpm.} / \text{Nem} < 2 \text{ vpm.} / \text{argon azotun içinde mevcut}$) sıvı azot (LN_2); 15 bar basıncında, 135 kg ağırlığındaki özel vakum yalıtımlı bir silindir tankta kriyojenik sıvı olarak Mitan Gaz (Linde) firmasından temin edilmiştir. Soğutulmuş sıvılaştırılmış N_2 gazının kaynama noktası -196°C olup, havadan ağır, kokusuz, renksiz ve toksik değildir.



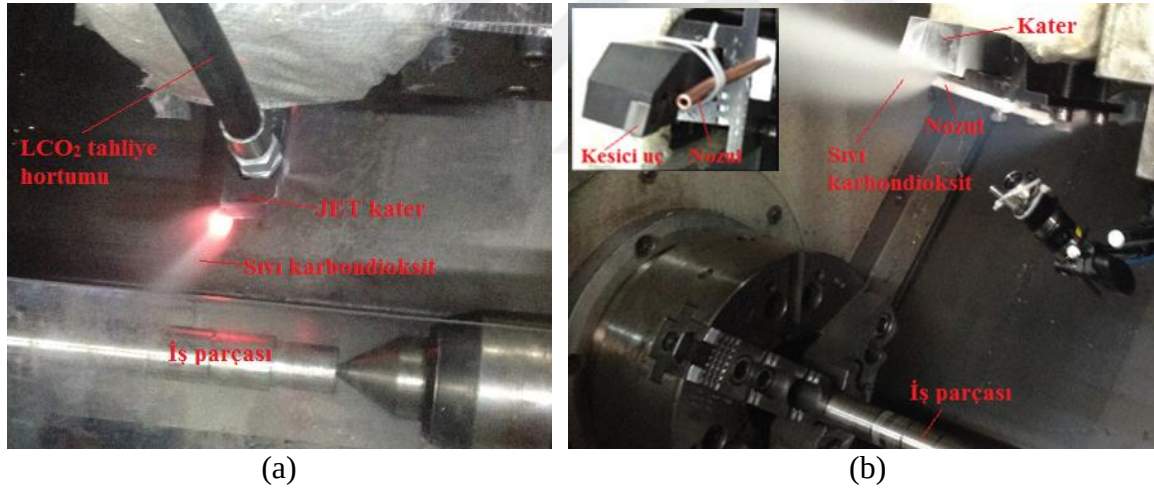
Resim 4.5. Kriyojenik soğutma ekipmanları

Basınçlı silindirlerden özel hazırlanmış basınca dayanıklı izole hortumlar vasıtası ile PCLNL2525M12JET katere iletilen kriyojenik sıvılar, kesme bölgesine yüksek basınçta jet hızı ile kesici ucun talaş yüzeyinden (R) ve serbest yüzeyinden (F) püskürtülerek uygulanmıştır (Resim 4.6a, Resim 4.7a). Ayrıca PCLNL2525M12 kater ile kesme bölgesine yalnızca kesici ucun talaş yüzeyinden (R) harici bir nozul vasıtası ile püskürtülerek

uygulanmıştır (Resim 4.6b, Resim 4.7b).



Resim 4.6. Kriyojenik LN₂ uygulama a) talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyden (R+F) soğutma b) talaş yüzeyinden (R) soğutma

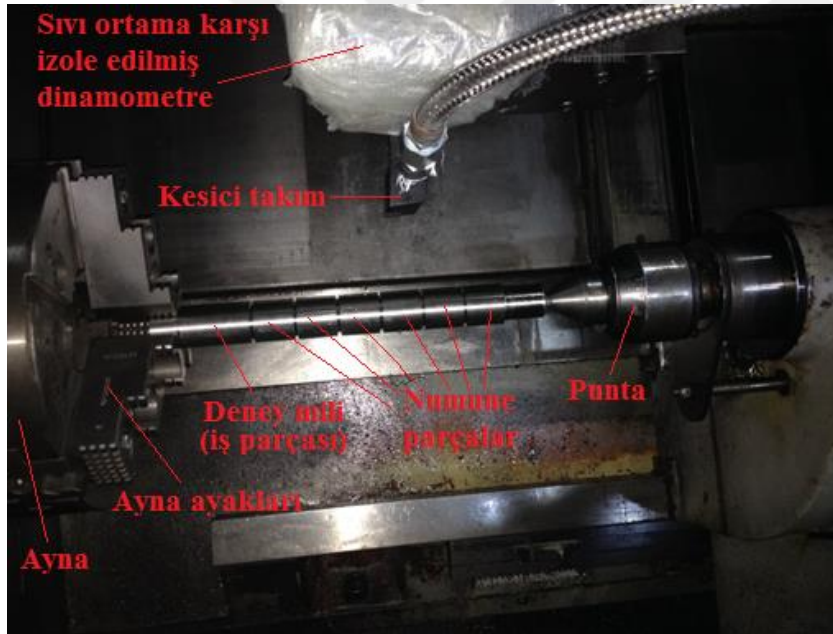


Resim 4.7. Kriyojenik LCO₂ uygulama a) talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyden (R+F) soğutma b) talaş yüzeyinden (R) soğutma

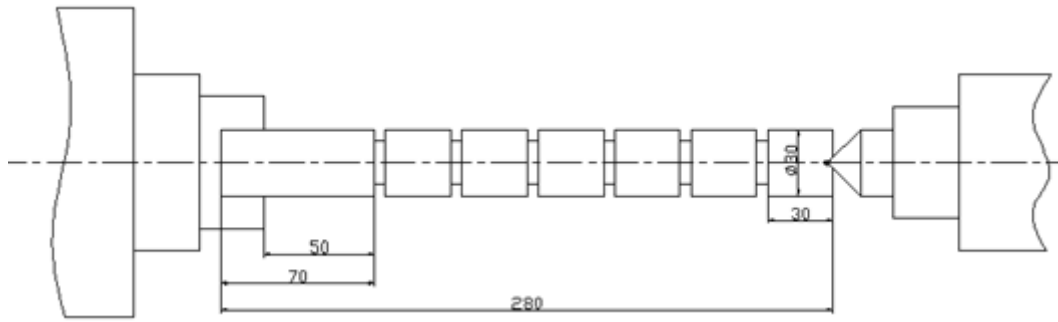
4.7. Talaşlı İmalat Deneyleri

Kullanılan tüm kesme parametrelerinin işlenebilirliğe, yüzey bütünlüğüne ve ürün servis performansına etkisini araştırmak amacı ile tornalama (eğik kesme) deneyleri gerçekleştirilmiş, gerekli veriler toplanmıştır. Tornalama deneylerinden önce Şekil 4.7 de görünen, çapı 30 mm ve boyu 280 mm olan AISI 316LVM (1.4441) deney mili malzemeler CNC torna tezgahında işlenmek üzere hazırlanmıştır. Her bir deney mili üzerinde 6 adet

numune parça bulunmaktadır. Deney mili üzerindeki numune parça sınırları kanal takımı 3 mm derinliğe girilerek belirlenmiştir. Ayrıca deneylerden önce deney millerinin kendi salgısının, bağlamadan dolayı meydana gelebilecek salgının ve haddelenmenin sonuçlar üzerindeki olumsuz etkilerini gidermek için CNC torna tezgâhında deney numuneleri üzerinden çapta 1 mm tabaka, farklı bir kesici uç ile kaldırılmıştır. Bu işlemten sonra deney mili tezgâhtan sökölmeden tespit edilen kesme parametrelerine göre, her bir numune parça üzerinden 1,2 mm sabit talaş derinliğinde ve 30 mm uzunluğunda talaş kaldırılmıştır. Deneylerde işlenen her bir numune için yeni bir kesici uç kenarı kullanılarak kesici takım aşınmasından kaynaklanacak etkiler elimine edilmiştir. Talaş kaldırma deneyleri sonucunda deney mili üzerindeki numuneler kanal takımı ile birbirinden ayrılarak $\sim\text{Ø}26,6 \times 30$ mm ebatlarında 100 adet deney numunesi elde edilmiştir. Uygulanan talaş kaldırma deneyleri Çizelge 4.8’de toplu şekilde görülmektedir.



Resim 4.8. Talaş kaldırma deney düzeneği



Şekil 4.7. Tornalama deney numunesinin teknik resmi

Çizelge 4.8. Deney tasarımı (R: talaş yüzeyi, F: serbest yüzey, JET: PCLNL2525M12JET, STN: PCLNL2525M12)

Kesici uç	Kater	Nozul pozis.	Soğutma/yağlama	Kesme hızı (m/min)	İlerleme (mm/rev)	Talaş derinliği (mm)
CNMG	JET	R+F	Kuru	50, 100, 150, 200 250, 300	0,1	1,2
CNMG	JET	R+F	KS	50, 100, 150, 200 250, 300	0,1	1,2
CNMG	JET	R+F	LCO ₂	50, 100, 150, 200 250, 300	0,1	1,2
CNMG	JET	R+F	LN ₂	50, 100, 150, 200 250, 300	0,1	1,2
CNMG	STN	R+F	MQL	50, 100, 150, 200 250, 300	0,1	1,2
CNMG	STN	R	KS	50, 100, 150, 200 250, 300	0,1	1,2
CNMG	STN	R	LCO ₂	50, 100, 150, 200 250, 300	0,1	1,2
CNMG	STN	R	LN ₂	50, 100, 150, 200 250, 300	0,1	1,2
CNMG	JET	R+F	LN ₂	100, 300	0,1; 0,2; 0,3 0,4; 0,5; 0,6	1,2
CNMGW	JET	R+F	LN ₂	100, 300	0,1; 0,2; 0,3 0,4; 0,5; 0,6	1,2
CNMG	STN	R	LN ₂	100, 300	0,1; 0,2; 0,3 0,4; 0,5; 0,6	1,2
CNMGW	STN	R	LN ₂	100, 300	0,1; 0,2; 0,3 0,4; 0,5; 0,6	1,2



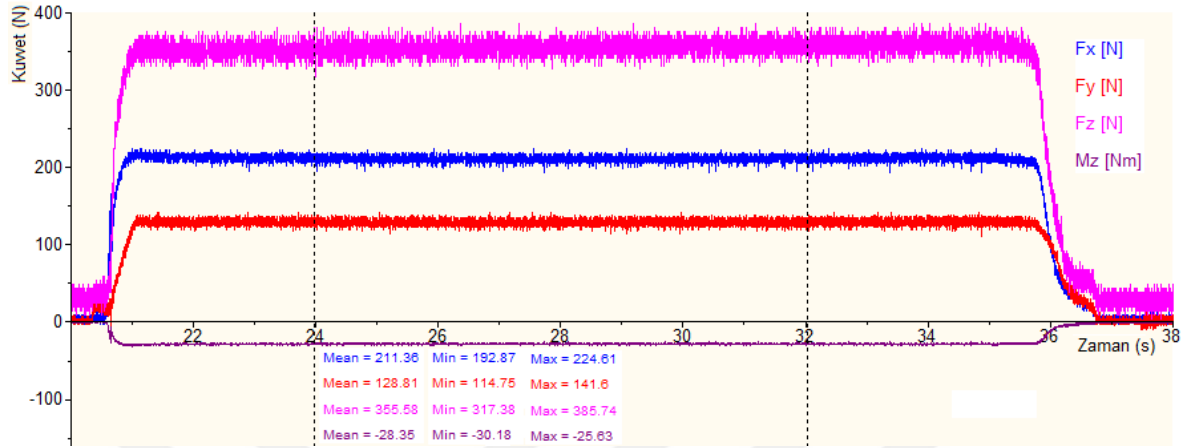
Resim 4.9. Kesme kuvveti ve sıcaklık kayıt sistemi

4.8. Kesme Kuvvetleri

Talaş kaldırma işlemi esnasında oluşan kesme kuvvetleri, ısı oluşumu, takım ömrü, işlenen yüzeyin kalitesi ve iş parçasının boyutları üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Tornalama operasyonunda (eğik kesme modelinde) kesme kuvvetleri; esas kesme kuvveti (F_c), ilerleme kuvveti (F_f), pasif (radyal) kuvvet (F_p) ve bileşke kuvvet (F_r) şeklinde ifade edilir [268]. Talaş kaldırma deneyleri sırasında, tüm test koşullarında kesme kuvveti değerlerini ölçmek için Kistler 9257B tipi üç kuvvet bileşenini (F_c , F_f , F_p) ölçebilen piezoelektrik bir dinamometre kullanılmıştır. Dinamometrenin tespit ettiği gerilim değerleri Kistler Tip 5019B130 çok kanallı şarj amplifikatörü (yükselteç) ve Tip 2855A3 A/D Board CIO-DAS 1602/12 veri alma kartı ile Dynoware yazılımı yardımıyla bilgisayar ortamına aktararak sayısal değerlere dönüştürülmüştür. Dinamometre ve şarj amplifikatörünün teknik özellikleri sırasıyla Çizelge 4.9 ve Çizelge 4.10'da gösterilmektedir. Dinamometre, soğutma ve yağlama sıvılarından etkilenmemesi için uygun biçimde silikon ile izole edilmiştir.

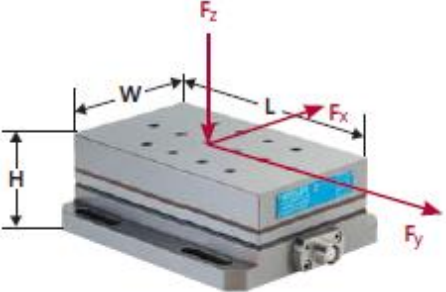
Deneylerden elde edilen verilerden, Şekil 4.8'deki örnekte görüldüğü üzere kesme kuvvetlerinin kararlı olduğu bölgedeki kuvvet değerlerinin ortalamaları alınarak F_c , F_f ve F_p

kuvvetleri belirlenmiştir. Kartezyen kuvvet bileşenlerini ölçen dinamometreden elde edilen kuvvet değerleri F_x , F_y , F_z olup, sırasıyla $F_x = F_f$, $F_y = F_p$ ve $F_z = F_c$ şeklindedir.



Şekil 4.8. Dynoware yazılımı ile elde edilen örnek kesme kuvveti grafiği

Çizelge 4.9. Kistler 9257B tip dinamometrenin teknik özellikleri [359]

	Kuvvet aralığı	F_x, F_y, F_z	kN	-5 ... 5
	F_x ve $F_y \leq 0,5 F_z$	F_z	kN	-5 ... 10
	Kalibre edilmiş ölçüm aralığı	F_x, F_y	kN	0...5; 0...0,5; 0...0,05
		F_z	kN	0...10, 0...1, 0...0,1
	Hassasiyet	F_x, F_y	pC/N	$\approx -7,5$
		F_z	pC/N	$\approx -3,7$
	Doğal frekans	f_{nx}, f_{ny}	kHz	$\approx 2,3$
		f_{nz}	kHz	$\approx 3,5$
	Çalışma sıcaklığı		°C	0 ... 70
	Boyutlar (LxWxH)		mm	170x100x60
	Ağırlık		kg	7,3
	Koruma sınıfı	IEC/EN		IP67
	60529			
	Bağlantı			FischerFlanş 9-kutup

Çizelge 4.10. Tip 5019B130 çok kanallı şarj amplifikatörü (yükselteç) teknik özellikleri [359]

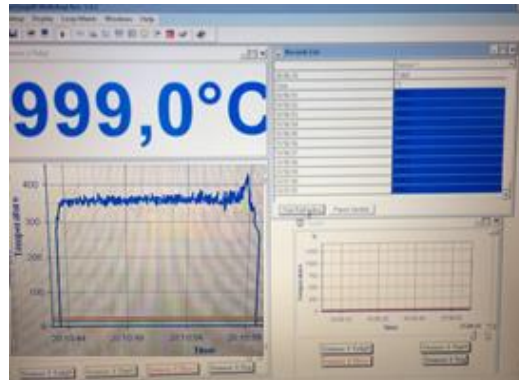
Kanal sayısı	kN	3
Ölçme aralığı FS	pC	$\pm 10 \dots 999000$
Sensör hassasiyeti	pC/M.Ua	0,01...9990
Doğrusallık hataları	%FSb	$\leq \pm 0,05$
Frekans aralığı	kHz	$\approx 0 \dots 200$
Çıkış sinyali	V	± 10
Çalışma sıcaklığı	°C	-10...60
Boyutlar (LxWxH)	mm	396x280x170
Ağırlık	kg	≈ 8
^a M.U. = Mekanik birim (örneğin bar, N..)		
^b FS = full scale (ölçme aralığının son değeri)		

4.9. Kesme Bölgesi Sıcaklığı

Talaşlı imalat performansındaki ve yüzey bütünlüğü özelliklerindeki değişimlerin anlaşılması ve analizi için talaş kaldırma esnasında oluşan sıcaklığın ölçümü önemlidir. Kesme bölgesi sıcaklığı, talaş kaldırma işlemi sırasında temassız kızılötesi sıcaklık ölçümüyle sürekli olarak izlenmiştir. Kesme bölgesi sıcaklığının ölçümü için Raytek MI3 kızılötesi temassız sıcaklık ölçer (pirometre) kullanılmıştır (Resim 4.10 a). Pirometer sensörü, tezgah taretine kesici takım ucundan 30 cm mesafe uzaklıkta lazer ışını kesici uca odaklanacak şekilde tespit edilmiş ve veri kablosu aracılığı ile sıcaklık kayıt bilgisayarına USB ile bağlanarak DataTemp yazılımı yardımıyla sayısal değerlere dönüştürülmüştür (Resim 4.10 b). Pirometrenin teknik özellikleri Çizelge 4.11’de verilmiştir.

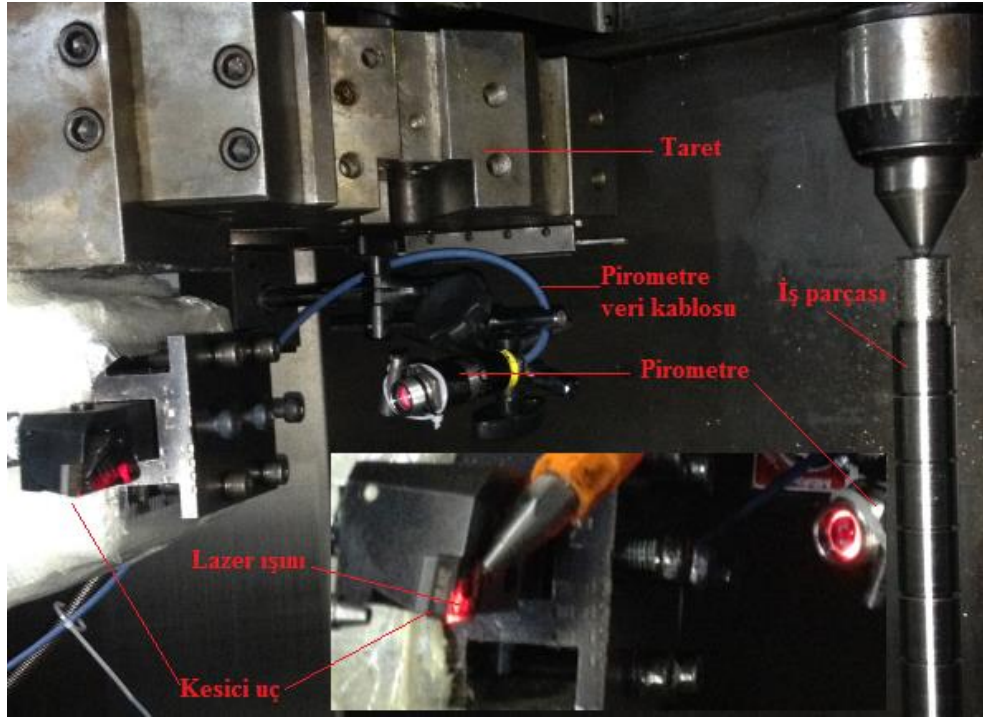


(a)



(b)

Resim 4.10. a) Raytek MI3 kızılötesi sıcaklık ölçüm cihazı (Pirometre) [360], b) örnek ölçüm



Resim 4.11. Sıcaklık ölçüm cihazı (Pirometre) yerleşimi

Çizelge 4.11. Raytek MI3 pirometrenin teknik özellikleri [360]

Ölçülebilen sıcaklık aralığı	250-1400 °C
Spectral cevap	1,6 μm
Optik çözünürlük	100:1
Tepki süresi	10 ms
Hassasiyet	$\pm$ (Okumanın %0,5 + 2 °C)
Tekrarlanabilirlik	$\pm$ (Okumanın %0,25 + 1 °C)
Sıcaklık katsayısı	Okumanın %0,01/K
Emisiviti (yayma)	0,100 – 1.100
Transmisyon (aktarma)	0,100 – 1.100
Çevrim süresi	4 ms

4.10. Yüzey Pürüzlülüğü ve Yüzey Kalitesi

CNC torna tezgâhında işlenen numune parçaların yüzey pürüzlülükleri Mahr Perthometer M1 cihazı kullanılarak ölçülmüştür. Yüzey pürüzlülüğü ölçme cihazının teknik özellikleri Çizelge 4.12’de verilmiştir. $\approx \text{Ø}26,6 \times 30$ mm boyutlarındaki silindirik numunelerin işleme

yönüne göre giriş ve çıkış bölgelerinde, işleme yönünde ve çevresel olarak 120° aralıklarla yapılan 6 ölçümün aritmetik ortalaması alınarak, yüzey pürüzlülük değerleri (Ra, Rz, Rmax) tespit edilmiştir. Örnekleme uzunluğu (λ_c) 0,8 mm ve ölçüm uzunluğu (L_1) örnekleme uzunluğunun 7 katı olacak şekilde 5,6 mm tayin edilmiştir.

Çizelge 4.12. Mahr Perthometer M1 yüzey pürüzlülük ölçme cihazının teknik özellikleri [361]

Ölçme prensibi	Stylus (izleyici uç) metodu
Tarama hızı	0,5 mm/s
Elmas tarama uç yarıçapı	2 μ m
Ölçüm aralığı	100-150 μ m
Profil çözünürlüğü	12 nm
Örnekleme uzunlukları (Cut-off)	0,08 ; 0,25 ; 0,8 ; 2,5 mm
Tarama uzunlukları	1,75 – 5,6 – 17,5 mm
Boyutlar	190x170x75 mm
Ağırlık	90 g
Güç kaynağı	NiCd şarjlı pil
Ölçülen parametreler	Ra, Rz, Rmax

4.11. Takım Aşınması

Takım aşınması, talaş kaldırma işlemi sırasında kesici takımda oluşan malzeme kaybından dolayı orijinal geometrisinin kaybolmasına ve kesme performansının azalarak kaybolmasına neden olur. İlerleyen aşınma, kesme kuvvetlerinin ve sıcaklığın yükselmesine, istenmeyen yüzey kalitesinin artmasına sebep olur. Kesici takımın talaş yüzeyinde, serbest ve uç kısmında meydana gelen ve zamanla ilerleyen sırasıyla krater, yan yüzey ve burun aşınmalarının yanında ayrıca kırılma ve plastik deformasyon sonucunda kesici takım kesme yeteneğini kaybeder. Bu nedenle, kesici takım ömrünü uzatmak ve istenen yüzey kalitesini elde etmek için en uygun kesme koşullarında talaş kaldırma işlemlerini gerçekleştirmek önemlidir. Kesme koşullarının kesici takım aşınması üzerindeki etkilerini belirlemek için kesici uçlarda meydana gelen aşınma tipleri incelenmiştir. Kesici takımlarda meydana gelen aşınmayı tespit etmek için her bir kesici kenarın dijital bir mikroskop (Dino-Lite AM4113T) ile serbest yüzeyden, burundan ve talaş yüzeyinden fotoğrafları çekilmiştir.

4.12. Metalografik İncelemeler ve Numune Hazırlığı

Medikal implantların servis performansını önemli derecede etkileyen yüzey bütünlüğü özelliklerini incelemek için talaş kaldırma deneylerinde elde edilen numuneler üzerinde birtakım metalografik numune hazırlama çalışmaları yapılmıştır. CNC torna tezgâhında işlenen numunelerin yüzey ve yüzey altı tabakalarının; mikroyapı analizi, mikrosertlik ölçümü, faz ve kristalografik yönlenme analizi için gerekli hazırlıklar yapılmıştır. Metalografik analizler pahalı ve zaman alıcı işlemler olduğu için CNC torna tezgâhında işlenen numunelerin hepsi yerine, maksimum, minimum ve bazen orta değerdeki kesme parametreleri ile işlenen numunelere metalografik analiz işlemleri uygulanmıştır. Metalografik analiz uygulanan numunelerin listesi Çizelge 4.13'te verilmiştir. Metalografik numune hazırlama çalışmaları Gazi Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Metalografi Laboratuvarında yapılmıştır. Metalografik incelemeye tabi tutulacak numunelerin, mikroyapılarında herhangi bir değişiklik meydana gelmeden gerekli ebatlarda kesilmesi için elmas disk ile çalışan hassas kesme cihazı kullanılmıştır (Resim 4.12 a). Mikroyapı analizi, mikrosertlik ölçümü, faz dönüşümü ve kristalografik oryantasyon analizi için farklı numune parçaları kesilerek hazırlanmıştır. Mikroyapı analizi ve mikrosertlik ölçümü için kesilen numune parçaları ayrı ayrı gruplanarak sıcak bakalite alma cihazı ile her bir kalıpta 4 numune olacak şekilde kalıplanmıştır (Resim 4.13). Kalıplanan numunelere otomatik zımparalama ve polisaj cihazı (Resim 4.12 b) ile yüzey hazırlama işlemi yapılmıştır. Yüzey hazırlama işleminde sırasıyla 180, 320, 500, 800, 1200, 2500 kum numaralı silisyum karbür zımparalar ve akabinde yapılan parlatma işleminde 1 µm elmas pasta kullanılmıştır. Parlatma işleminden sonra numuneler AISI 316LVM malzeme için hazırlanmış hacimce %3 Gliserin + %5 HCl + %1 HNO₃ formülüne sahip bir çözelti ile 5 dakika dağlanmıştır.



(a)

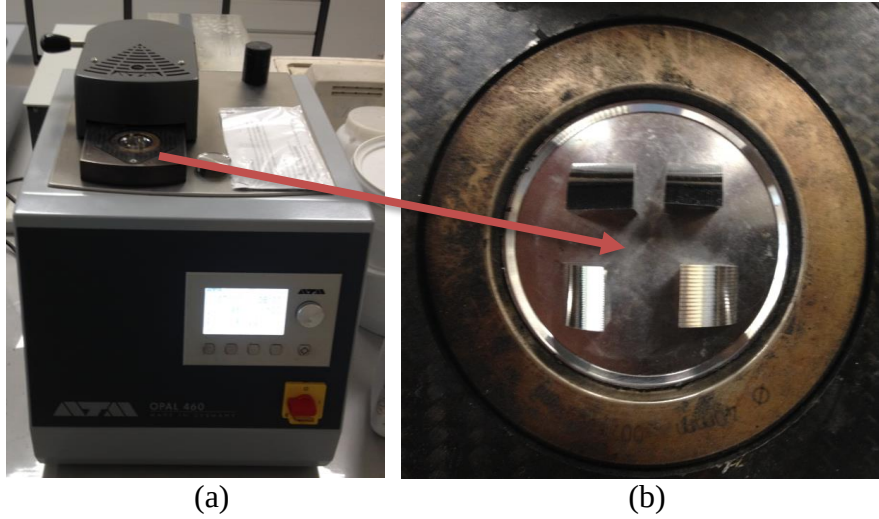


(b)

Resim 4.12. a) Hassas kesme cihazı, b) otomatik zımparalama ve polisaj cihazı

Çizelge 4.13. Metalografik analiz yapılan numuneler (OM: Optik Mikroskop, SEM: Taramalı Elektron Mikroskopu, EDS: Enerji Dağılım Spektrometre, AFM: Atomik Kuvvet Mikroskopu, MS: Mikrosertlik)

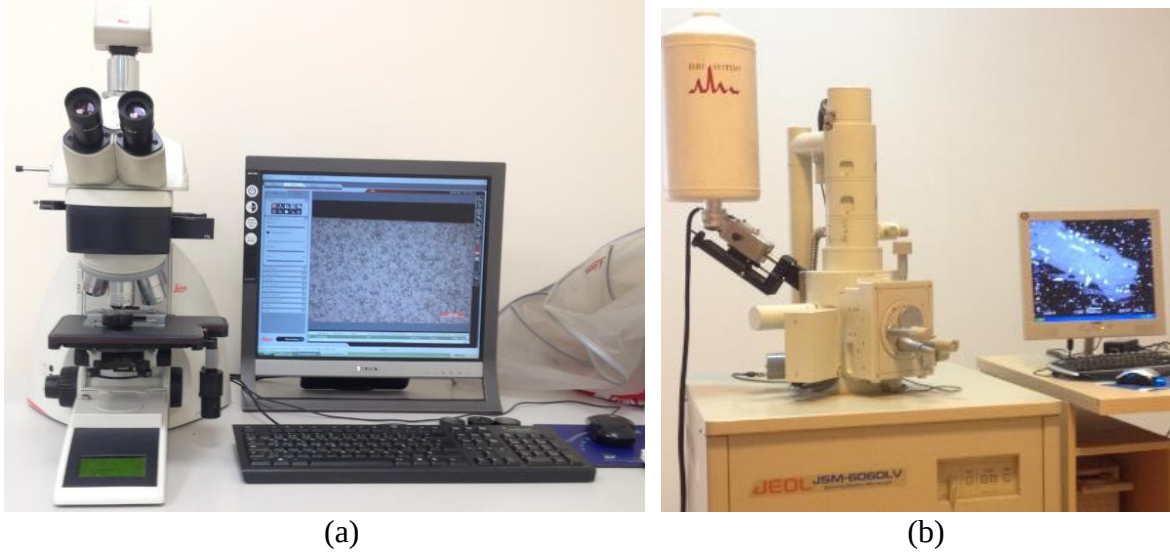
No	Soğutma	Nozul	Kesici Uç	V (m/min)	f (mm/rev)	Analiz
1	Kuru	R+F	CNMG	50	0,1	OM, SEM, EDS, XRD MS
6	Kuru	R+F	CNMG	300	0,1	OM, SEM, XRD, MS
7	LN ₂	R+F	CNMG	50	0,1	OM, SEM, XRD, MS
12	LN ₂	R+F	CNMG	300	0,1	OM, SEM, XRD, MS
13	LCO ₂	R+F	CNMG	50	0,1	OM, MS
18	LCO ₂	R+F	CNMG	300	0,1	OM, MS
19	KS	R+F	CNMG	50	0,1	OM, XRD, MS
24	KS	R+F	CNMG	300	0,1	OM, XRD, MS
25	MQL	R+F	CNMG	50	0,1	OM, MS
30	MQL	R+F	CNMG	300	0,1	OM, MS
49	LN ₂	R+F	CNMG	100	0,1	OM, XRD
51	LN ₂	R+F	CNMG	100	0,3	OM, MS
53	LN ₂	R+F	CNMG	100	0,5	OM, XRD, MS
55	LN ₂	R+F	CNMG	300	0,1	OM, XRD
57	LN ₂	R+F	CNMG	300	0,3	OM, AFM, MS
59	LN ₂	R+F	CNMG	300	0,5	OM, XRD, MS, AFM SEM
61	LN ₂	R+F	CNMGW	100	0,1	OM, SEM, XRD, MS
63	LN ₂	R+F	CNMGW	100	0,3	OM, MS
65	LN ₂	R+F	CNMGW	100	0,5	OM, SEM, XRD, MS
67	LN ₂	R+F	CNMGW	300	0,1	OM, XRD, MS
69	LN ₂	R+F	CNMGW	300	0,3	OM, MS
71	LN ₂	R+F	CNMGW	300	0,5	OM, EDS, XRD, MS



Resim 4.13. a) sıcak bakalite alma cihazı, b) kalıplanan numunelerin detayı

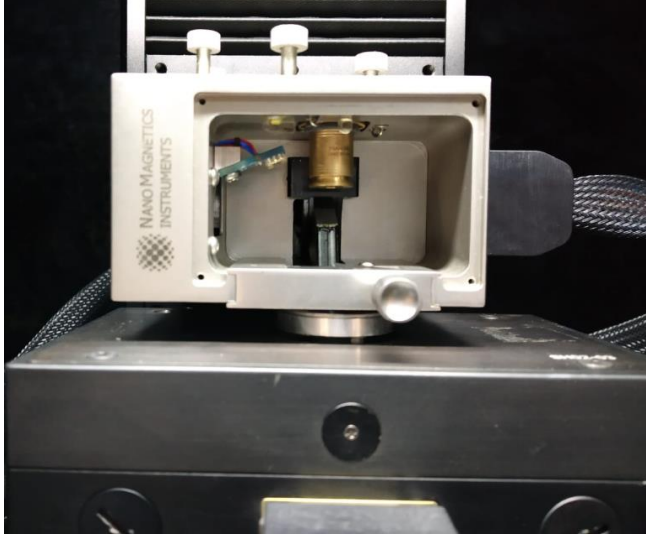
4.13. Mikroyapı

Metalografik hazırlık aşaması tamamlanan Çizelge 4.13’de OM kodu ile belirtilen numunelerin işlenen yüzey ve yüzey altı mikroyapıları, Gazi Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Metalografi Laboratuvarında bulunan Leica marka DM 4000M optik mikroskop (OM) cihazı (Resim 4.14 a) yardımı ile görüntülenmiştir. Elde edilen mikroyapı fotoğrafları ve ImageJ 1,52a yazılımı ile ASTM-E112 standardına uygun kesim metodu esasına dayalı tane boyutu hesabı yapılmıştır [356]. Optik mikroskop görüntüsünde tane sınırlarının belli olmadığı, aşırı plastik deformasyona (APD) uğramış yüzey altı tabakaya sahip olan bazı numunelerin (Çizelge 4.13’de SEM kodu ile belirtilenler) mikroyapıları, yüksek büyütmede mikroyapı görüntüsü sağlayabilen bir Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) cihazında yeniden görüntülenmiştir. SEM görüntülemeleri ve EDS element analizleri Gazi Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan 0,5-30 kV hızlanan gerilim ve 15X-100.000X büyütme oranına sahip olan JEOL JSM 6060LV marka EDS (Enerji Dağılım Spektrometre) ünitesine sahip cihaz (Resim 4.14 b) ile yapılmıştır.



Resim 4.14. a) Optik Mikroskop (OM) cihazı b) Taramalı elektron mikroskopu (SEM) cihazı

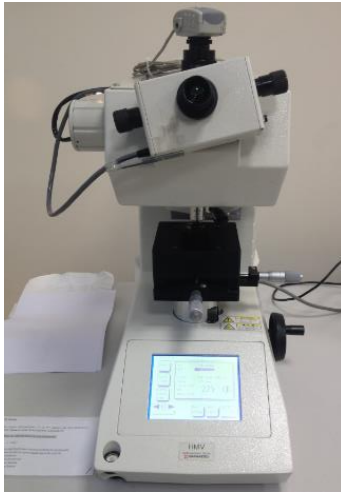
Atomik Kuvvet Mikroskopu (AFM); yüzey topografyası taramada kullanımının yanında nano ölçekteki yüzeylerin mekanik özelliklerini araştırmada da kullanılmaktadır. AFM yarı-temas mod (tapping) faz görüntüleme yönteminin nano boyutlu taneciklere sahip malzemelerde tane sınırlarını başarıyla sağladığı bildirilmiştir [185, 362, 363]. Tane boyutu ölçümlerinin doğruluğunun $\pm \%10$ hassasiyetle TEM ölçümleri ile karşılaştırılabilir olduğu iddia edilmiştir [23, 363]. Bu sebeple, SEM cihazında da tane sınırları görüntülenemeyen yüzey altı APD tabakasına sahip olan bazı numuneler (Çizelge 4.13’ de AFM kodu ile belirtilenler), AFM cihazında yarı-temas (tapping) modunda, nano ölçekte ve yüksek çözünürlükte taranmıştır. APD katmanı içindeki $2 \times 2 \mu\text{m}$ ölçüsündeki referans alan, 161 kHz rezonans frekansında yaklaşık 50 N/m sabit kuvvet ile ticari bir silikon yay-iğne sistemi (cantilever) (Nanosensörler, tip: PPP-NCL-50) kullanılarak taranmıştır. Kullanılan AFM cihazının yay iğne sisteminin eğrilik yarıçapı $<10 \text{ nm}$ ve uç yüksekliği $10\text{-}15 \mu\text{m}$ ’dir. İTÜ, Fizik Mühendisliği Bölümü Nanomekanik Laboratuvarında bulunan NanoMagnetics Instruments marka cihaz (Resim 4.15) ile yapılan AFM taramaları, NMI Image Analyzer v1.4 yazılımı ile analiz edilerek fotoğraf görüntülerine dönüştürülmüştür.



Resim 4.15. Atomik kuvvet mikroskobu (AFM) cihazı

4.14. Mikrosertlik

Metalografik hazırlık aşaması tamamlanan Çizelge 4.13’de MS kodu ile belirtilen numunelerin işlenen yüzey-altı tabakasındaki mikrosertlik değişimleri, Gazi Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Metalografi Laboratuvarında bulunan SHIMADZU marka HMV-2 Vickers sertlik test cihazı (Resim 4.16 a) kullanılarak ölçülmüştür. Mikrosertlik ölçümleri işlenen yüzeyden sırayla 10, 15, 20, 30, 50, 75, 100, 150, 200, 500, 1000 ve 2000 μm derinliklerde en az iki tekrar yapılarak gerçekleştirilmiş ve her derinlikteki ölçümlerin aritmetik ortalaması alınmıştır. Sertlik testlerinde numunelere ilk önce 15 saniye boyunca 490 mN (HV 0,05) yük uygulanmıştır. İşlenen yüzeye yakın mesafelerde uygulanan yükün numune kenarlarında patlatma yapmasından dolayı, 10 μm ve 15 μm derinliklerde 245 mN (HV 0,025), diğer derinliklerde 490 mN (HV 0,05) yük 15 saniye boyunca uygulanmıştır (Resim 4.16 b).



(a)



(b)

Resim 4.16. a) Mikrosertlik cihazı, b) mikrosertlik ölçümleri örneği

4.15. Faz Yapısı, Deformasyon Sertleşmesi ve Kristalografik Oryantasyon

Çizelge 4.13’de XRD kodu ile belirtilen numunelerin işlenen yüzeyindeki faz yapısı, deformasyon sertleşmesi ve kristalografik oryantasyon analizlerinde, Gazi Üniversitesi, Fotonik Uygulama ve Araştırma Merkezi, XRD Laboratuvarında bulunan GNR marka APD 2000 PRO marka X-ışını difraksiyonu (XRD) cihazından (Resim 4.17) ve elde edilen difraksiyon desenlerinin sayısallaştırılması için MATCH yazılımından faydalanılmıştır. XRD desenleri 30° ila 90° 2θ açıları arasında step 0,1 ve $1,54060 \text{ \AA}$ dalga boyuna sahip $\text{CuK}\alpha$ katot kullanılarak oluşturulmuştur.



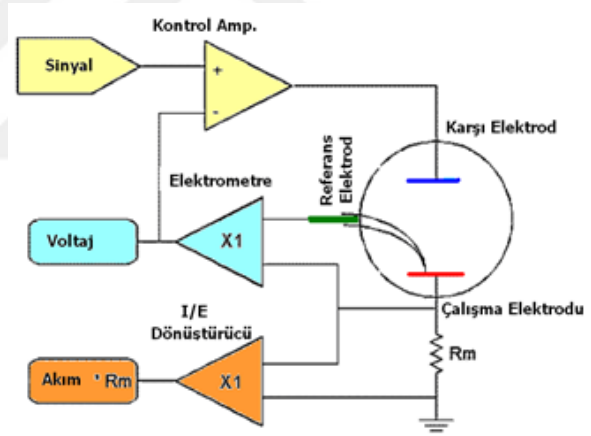
Resim 4.17. X-ışını Kırınım (XRD) cihazı

4.16. Korozyon

CNC torna tezgâhında işlenen silindirik numunelerin servis performansına yüzey bütünlüğü parametrelerinin etkisini incelemek için talaş kaldırma deneylerinde elde edilen bazı numunelerin silindirik yüzeylerine elektrokimyasal korozyon testi uygulanmıştır. Yapay vücut sıvısı çözeltisi içindeki elektrokimyasal korozyon testleri, Gamry Interface 1000 model bilgisayar destekli Potansiyostat/Galvanostat ve Gamry Framework v6.04 yazılımı kullanılarak yapılmış, korozyon veriler elde edilmiştir. Hacmi 1 lt olan cam hazneden ve 3 elektrottan oluşan Gamry marka hücre düzeneği, elektrokimyasal korozyon ölçüm hücresi olarak kullanılmıştır (Resim 4.18 a). Yüksek yoğunluklu grafit karşı elektrot olarak, Gamry marka doymuş kalomel elektrot (SCE) referans elektrot ve incelenen numune çalışma elektrotu olarak kullanılmıştır. Gamry Echem Analyst v6.04 yazılımı ile korozyon verilerinin analizi gerçekleştirilmiştir.



(a)



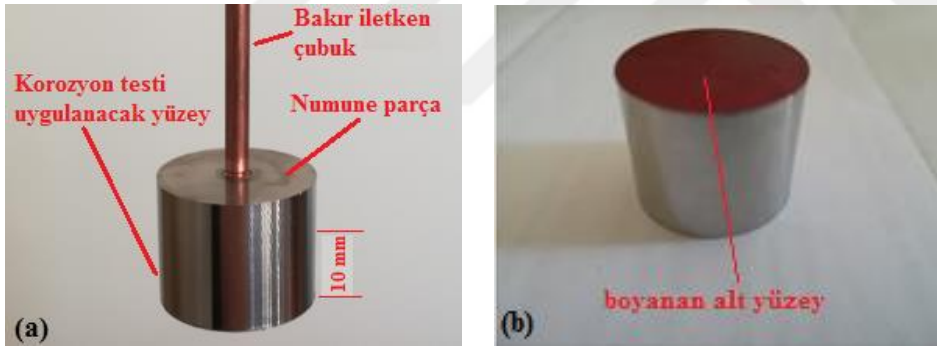
(b)

Resim 4.18. a) Üç elektrotlu elektrokimyasal korozyon ölçüm hücresi ve b) şeması

Öncelikle numunelerin sıvı içinde kalacak olan silindirik yüzey haricindeki düz alt yüzeyleri asidik ortama dayanıklı bir oje ile boyanarak sıvı ile teması önlenmiştir (Resim 4.18 b). Üst yüzeylerine delik delinip M5 diş açılan numunelere bakır çubuk vidalanıp elektrik bağlantısı sağlanarak numuneler korozyon testlerine uygun hale getirilmiştir (Resim 4.19 a). Oda sıcaklığında gerçekleştirilen deney süresince çözelti içine numunenin sadece silindirik yüzeyinin ilk 10 mm'lik kısmı daldırılmıştır. Yaklaşık 600-650 mL ısıtılmış saf su içerisine; 8 g NaCl, 0,40 g KCl, 0,15 g CaCl₂, 0,10 g MgCl₂, 0,06 g MgSO₄, 0,35 g NaHCO₃, 0,60 g NaH₂PO₄, 0,06 g HNa₂PO₄, 1,00 g Glukoz sırayla tek tek eklenip karıştırılarak 1 litre yapay

vücut sıvısı (SBF) çözeltisi [364, 365] hazırlanmıştır. Çözeltinin pH değeri laktik asit ilavesi ile pH=3,0 değerine ayarlanmıştır.

Elektrokimyasal korozyon testlerini gerçekleştirmeden önce özellikle açık devre potansiyeli (OCP) ölçümü gerçekleştirilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon (Tafel eğrileri) deneylerinde numuneler açık devre potansiyeli (OCP) değerine göre - 250 mV den + 250 mV değerine kadar (SCE ye göre) olan aralıkda 1.0 mV/s hızla polarize edilmiştir. Numunelerin lokal (çukurcuk (pitting) ve taneler arası) korozyonuna karşı dayanımını belirlemek için çevrimsel-döngüsel polarizasyon testleri gerçekleştirilmiştir. Çevrimsel polarizasyon testinde numuneler -500 mV değerinden bir maksimum (apex) potansiyele kadar polarize edilip daha sonra ters yönde 0 mV (SCE ye göre) değerine kadar polarize edilmiştir. İleri ve geri yöndeki polarizasyon hızları sırasıyla 5 ve 2,5 mV/s olarak gerçekleştirilmiştir. İleri ve geri polarizasyon eğrilerinde görülen kapalı ilmek ve alanı, çukurcuk korozyonunun belirtisi ve ölçüsü olarak değerlendirilmiştir.



Resim 4.19. a) Korozyon numunesi ve bakır iletken, b) numunenin alt yüzeyi

Çizelge 4.14. SBF içinde elektrokimyasal korozyon testi uygulanan numuneler

Numune No	Kesme Şartı	Nozul Pozisyonu	Kesici Uç	V (m/min)	f (mm/rev)
1	Kuru	R+F	CNMG	50	0,1
3	Kuru	R+F	CNMG	150	0,1
6	Kuru	R+F	CNMG	300	0,1
7	LN ₂	R+F	CNMG	50	0,1
9	LN ₂	R+F	CNMG	150	0,1
12	LN ₂	R+F	CNMG	300	0,1
13	LCO ₂	R+F	CNMG	50	0,1
15	LCO ₂	R+F	CNMG	150	0,1
18	LCO ₂	R+F	CNMG	300	0,1
19	KS	R+F	CNMG	50	0,1
21	KS	R+F	CNMG	150	0,1
24	KS	R+F	CNMG	300	0,1
25	MQL	R+F	CNMG	50	0,1
27	MQL	R+F	CNMG	150	0,1
30	MQL	R+F	CNMG	300	0,1
49	LN ₂	R+F	CNMG	100	0,1
51	LN ₂	R+F	CNMG	100	0,3
53	LN ₂	R+F	CNMG	100	0,5
55	LN ₂	R+F	CNMG	300	0,1
57	LN ₂	R+F	CNMG	300	0,3
59	LN ₂	R+F	CNMG	300	0,5
61	LN ₂	R+F	CNMGW	100	0,1
63	LN ₂	R+F	CNMGW	100	0,3
65	LN ₂	R+F	CNMGW	100	0,5
67	LN ₂	R+F	CNMGW	300	0,1
69	LN ₂	R+F	CNMGW	300	0,3
71	LN ₂	R+F	CNMGW	300	0,5

5. TALAŞLI İMALAT DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

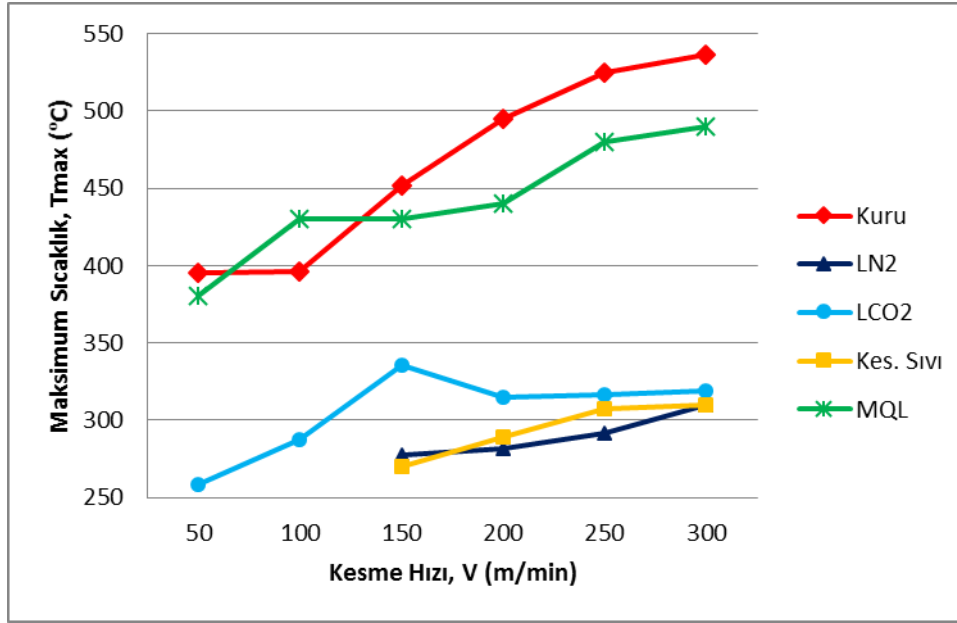
5.1. Kesme Bölgesi Sıcaklığı

Talaşlı imalat sürecindeki sıcaklık; kesme kuvvetleri, tedrici kesici takım aşınması gibi işlenebilirlik performansı özelliklerinin yanında mikroyapı, mikrosetlik gibi işlenmiş yüzey tabakasındaki yüzey bütünlüğü özelliklerini anlamaya yardımcı olan önemli bir çıktıdır. İşlenebilirlik açısından kesme bölgesi sıcaklığı, kesici takımın yumuşama veya sertliğini kaybetme sıcaklığına ulaşması ya da yaklaşması açısından çok önemlidir. Bu gibi durumlarda aşınma artışında hızlanma ve akabinde kesici takım ömrünün kısa sürede bitmesi beklenir. Tornalama işlemi sırasında deney düzeneği nedeniyle kesici takım ile talaş arasındaki maksimum sıcaklığın ölçülmesi zor bir işlemdir. Bu problemten dolayı genelde literatürdeki çalışmalarda kesici takım ile yeni üretilen talaş arasındaki maksimum sıcaklığı ölçmek yerine, kesme bölgesinde yeni oluşmakta olan talaşın maksimum sıcaklığı ölçülür [144, 270]. Fakat ölçülen talaş sıcaklığı gerçek anlamda kesme bölgesindeki en yüksek sıcaklığı vermese de yaklaşık bir değer verdiği kabul edilebilir. Bu araştırmada kesme sıcaklığı ölçümü için kesme bölgesine odaklanılmış olup, kesme esnasında pirometre yazılımının kaydettiği maksimum sıcaklık dikkate alınmıştır.

5.1.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının sıcaklığa etkisi

AISI 316LVM malzemenin altı farklı kesme hızı, beş farklı kesme şartı (soğutma-sıvı), sabit ilerleme (0,1 mm) ve talaş derinliği (1,2 mm) altında işlenmesi sürecinde ölçülen kesme bölgesi sıcaklıkları Şekil 5.1’de sunulmuştur. Tornalama testlerinde ölçülen sıcaklık değerlerinden, kesme hızı ve kesme şartlarının kesme bölgesi sıcaklığına önemli etkisi olduğu anlaşılmaktadır.

Genel olarak tüm kesme şartlarında artan kesme hızı ile kesme bölgesinde sıcaklık yükselmiştir. Kesme hızının kesme bölgesi sıcaklığına olan bu etkisi, kesme esnasında harcanan enerjinin hemen hemen tamamının kayma düzleminde ve kesici ucun çevresinde ısı enerjisine dönüşmesiyle açıklanabilir [46, 62]. Ayrıca kesme hızı ile birlikte deformasyon hızının artması sonucu birinci ve ikinci deformasyon bölgelerinde sıcaklığın yükselmesi literatürde bildirilmiştir [26, 35, 366, 367].



Şekil 5.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının kesme bölgesi sıcaklığına etkisi

Şekil 5.1’de görüldüğü üzere; talaşlı imalat deneylerinde ölçülen en yüksek kesme bölgesi sıcaklığı (T_{max}); kuru kesme şartında 300 m/min kesme hızında 536 °C olarak ölçülmüştür. Diğer kesme şartlarında ölçülen en yüksek sıcaklık (T_{max}) değerleri; MQL 490 °C, kriyojenik sıvı karbondioksit (LCO_2) 336 °C, kesme sıvısı ve kriyojenik sıvı azot (LN_2) 310 °C şeklindedir. Bu değerler özellikle kaldırılan talaştan ölçülen sıcaklıklar olup, kesici takım ile iş parçası arasındaki sıcaklığın bu değerlerden daha yüksek olduğu tahmin edilmektedir. Çünkü literatürde AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemenin kuru kesme şartında işlenmesi sürecinde daha düşük kesme hızında (100 m/min), 0,1 mm/rev ilerleme oranı ve 1 mm talaş derinliğinde 550 °C sıcaklık ölçüldüğü bildirilmiştir [33]. Şekil 5.1’de ki grafikten anlaşılabileceği üzere, kuru kesme ve MQL ile tornalama operasyonlarında en yüksek sıcaklık değerleri ölçülmüştür. Genel olarak en yüksek sıcaklıklar kuru kesme şartlarında ölçülürken, MQL kesme şartında hava-yağ karışımının kesme bölgesine püskürtülmesi ile sıcaklıkların düştüğü görülmektedir. Literatürde kuru kesmeye nazaran MQL yönteminde kesme bölgesi sıcaklığının düştüğü birçok araştırmada bildirmiştir [283, 286, 291, 303, 368-371].

Talaş kaldırma deneylerinde sıcaklık ölçümü için kullanılan ölçü aletinin (pirometre) ölçebildiği en düşük sıcaklık değeri 250 °C dir. Bu yüzden kriyojenik sıvı azot ve kesme sıvısı ile yapılan talaşlı imalat işlemlerinde, 50 m/min ve 100 m/min kesme hızı değerlerinde kesme bölgesindeki etkin soğutmadan dolayı operasyon esnasında herhangi bir veri elde edilememiştir. Deneylerde en düşük kesme bölgesi sıcaklığı değerlerinin, basınçlı akışkan

püskürtme esasına dayanan kriyojenik sıvı azot, kriyojenik sıvı karbondioksit ve kesme sıvısı soğutma yöntemleri ile yapılan işlemlerde ölçüldüğü görülmektedir. Kesme bölgesine ve takım-talaş ara yüzeyine püskürtülen basınçlı akışkanın soğutucu etkisiyle talaş kaldırma sıcaklığını düşürdüğü ve özellikle sıcaklık artış hızında sağladığı yavaşlama ile yüksek kesme hızlarında daha fazla soğutma etkisi meydana getirdiği anlaşılmaktadır [26]. Artan kesme hızı ile kesici takım talaş yüzeyinde takım-talaş temas alanının azalması sonucu bu bölgedeki sürtünmenin sebep olduğu sıcaklığın azalacağı belirtilmiştir [44, 35, 54, 74-76, 100, 372]. Ayrıca, takım-talaş temas alanının püskürtülen basınçlı akışkan ile azaltılması sonucu ısı oluşumunda büyük etkisi olan sürtünme alanının önemli ölçüde azaltılmış olması ve talaşın akışkan üzerinden kayması sağlanarak sürtünme kuvvetlerinin düşürülmüş olması ısının düşmesinde önemli etkiye sahiptir. Akışkan püskürtme işleminin önemli diğer etkileri de, basınçlı akışkanın talaş kırıcı görevi görmesi ve kesici takım üzerindeki sıcak talaşların hızla uzaklaştırılarak ısınmanın minimize edilmesidir [26]. Yüksek sıcaklıkların meydana geldiği kuru kesme koşulları ile kıyaslandığında kriyojenik yöntem mekanik etkinin daha dominant olduğu ve ısının kesme bölgesinden hızlı şekilde uzaklaştırılabildiği bir yaklaşımdır. Kriyojenik soğutucular (LN_2 ve LCO_2) ile talaşlı imalat işlemlerinde, kuru işlemeye nazaran kesme sıcaklığının önemli ölçüde azaldığı literatürde bildirilmiştir [270].

Kesme bölgesi sıcaklığının genel değerlendirmesi yanında kesme şartlarındaki durumu detaylı olarak incelenmiştir. Kuru kesme şartında, artan kesme hızı ile kesme bölgesi sıcaklığının yükseldiği görülmüştür. Ölçülen en düşük ve en yüksek sıcaklık sırasıyla, 50 m/min kesme hızında 395 °C ve 300 m/min kesme hızında 536 °C'dir.

MQL kesme şartında; artan kesme hızı ile kesme bölgesi sıcaklığının çok fazla değişmeyerek 375~475 °C bandında seyrettiği görülmektedir. Özellikle 100-200 m/min kesme hızı aralığında sıcaklığın pek yükselmediği görülmektedir. Bu durum MQL yönetimin orta seviye kesme hızlarında daha etkili olduğunu göstermektedir. 250 m/min kesme hızı değerinde sıcaklığın ani artışı kesici takımda başlayan aşınmalara bağlı olarak kesme kuvvetlerindeki değişime atfedilmiştir. Bu değerden sonra 300 m/min kesme hızı değerinde sıcaklığın yükselmeye devam etmesi, MQL yönteminin yüksek sıcaklıklarda avantajını kaybetmesine [132] atfedilmiştir. Ölçülen en düşük ve en yüksek sıcaklık sırasıyla, 50 m/min kesme hızında 359 °C ve 300 m/min kesme hızında 490 °C dir. MQL yönteminde kesme bölgesine gönderilen basınçlı hava içindeki çok küçük yağ damlaları, iş parçası ile kesici takım arasında ince bir yağ filmi oluşturarak sürtünmeyi düşürür ve ısı oluşumunu en aza

indirir [286, 289]. MQL yönteminde kesme bölgesine püskürtülen yağ sisi içindeki yağ damlacıklarının boyutları ve dağılımı homojendir. Bu durum yüksek ıslatma kabiliyeti sağlamanın yanında, çok küçük yağ damlacıklarının kapılar etki ile zor ulaşılabilen bölgelere sızmasını da sağlayarak, sürtünmenin ve dolayısıyla ısı oluşumunun azalmasına neden olur [283, 373].

Kriyojenik sıvı azot (LN_2) kesme şartında atan kesme hızı ile kesme bölgesi sıcaklığının yükseldiği görülmektedir. Ölçülen en yüksek sıcaklık, 300 m/min kesme hızında 310 °C dir. Diğer kesme şartları ile karşılaştırıldığında, elde edilen en düşük sıcaklık verileri kriyojenik sıvı azot ile soğutmada ölçülmüştür. Bu durum, -196 °C'de izole edilmiş tanklarda depolanan sıvı azotun kesme bölgesine püskürtülmesine atfedilmiştir [140, 297, 298]. Bu sebeple sıvı azot kesme şartında gerçekleştirilen talaşlı imalat işlemlerinde, kesme bölgesinde, daha etkin bir soğutma meydana geldiği bildirilmiştir [140, 374].

Kriyojenik sıvı karbondioksit (LCO_2) ile soğutma altında yapılan talaşlı imalat işleminde, ölçülen kesme bölgesi sıcaklığı, kriyojenik soğutmanın etkisinden dolayı düşük olsa da sıvı azot şartındakinden biraz daha fazla olduğu görülmektedir. Çünkü kullanım koşulları açısından sıvı azot -196 °C sıcaklıkta izole edilmiş tanklarda depolanırken sıvı karbon dioksit ise 57 bar basınçtaki tüplerde -78,5 °C sıcaklıkta depolanmaktadır [140, 297, 298]. Artan kesme hızı ile kesme bölgesi sıcaklığının yükseldiği görülmektedir. Ölçülen en düşük ve en yüksek sıcaklık sırasıyla, 50 m/min kesme hızında 259 °C ve 150 m/min kesme hızında 336 °C dir. En yüksek kesme hızı olan 300 m/min değerinde en fazla 319 °C sıcaklık tespit edilmiştir. Bunun sebebi araştırıldığında, 150 m/min kesme hızında kesme kuvvetlerinde de benzer bir ani yükselme olduğu tespit edilerek, sıcaklık verisinin desteklendiği görülmüştür. Kesme kuvvetleri ile birlikte artan sürtünme sıcaklığı yükseltmiş olabilir. Bu duruma kesici takım aşınması ve yüksek BUE oluşumunun yanında iş parçasına talaş sarması gibi negatif etkilerin neden olabileceği düşünülmektedir.

Kesme sıvısı ile yapılan talaşlı imalat işleminde artan kesme hızı ile kesme bölgesi sıcaklığının yükseldiği görülmektedir. Ölçülen en yüksek sıcaklık, 300 m/min kesme hızında 310 °C dir. Diğer kesme şartları ile karşılaştırıldığında, kesme sıvısı ile soğutmada zaman zaman daha düşük sıcaklık değerleri elde edilmiştir. Örneğin 150 m/min kesme hızında kriyojenik sıvı azot ve kesme sıvısı ile soğutmada ölçülen en yüksek sıcaklıklar sırasıyla 278 °C ve 270 °C'dir. Diğer taraftan en yüksek kesme hızı olan 300 m/min değerinde sıvı azot

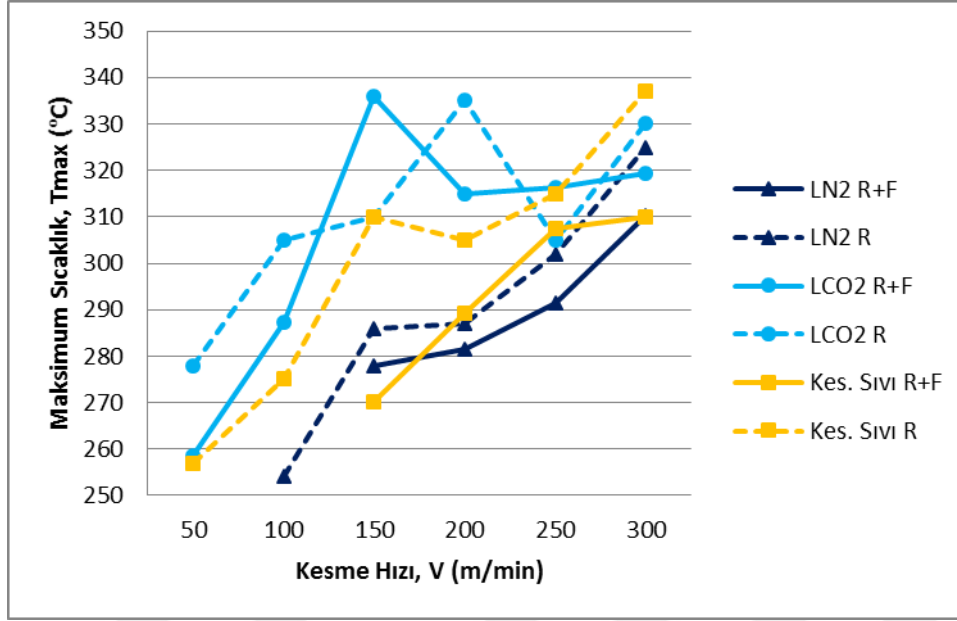
ve kesme sıvısı ile soğutma yapılan operasyonlarda ölçülen en yüksek kesme bölgesi sıcaklığı 310 °C dir. Kesme sıvısı ile soğutmada ölçülen kesme bölgesi sıcaklıklarının, kriyojenik sıvı karbondioksit ile soğutmada ölçülenden daha düşük, sıvı azot ile ölçülen değerlere yaklaşık eşit olması ilginçtir. Basınçlı tankda sıvı halde bulunan kriyojenik akışkanın atmosferik ortam olan kesme bölgesine ulaştığında sıvı+gaz formunda olması normaldir. Kriyojenik şartlarda ölçülen kesme bölgesi sıcaklıklarından, sıvı+gaz formunun büyük kısmının gaz halinde olduğu anlaşılmaktadır. Çünkü kesme sıvısı ile ölçülen sıcaklıkların bu kadar düşük çıkması sıvıların gazlardan çok daha yüksek ısı taşıma katsayılarına sahip olmasına atfedilebilir [375].

5.1.2. Soğutucu nozul sayısının sıcaklığa etkisi

AISI 316LVM malzemenin; sabit ilerleme (0,1 mm/rev), sabit talaş derinliği (1,2 mm), altı farklı kesme hızı, üç farklı kesme şartı (soğutma, yağlama) ve iki farklı soğutucu nozul konumunda (tek nozul (R): talaş yüzeyi, çift nozul (R+F): talaş yüzeyi ve serbest yüzey) işlenmesi sürecinde ölçülen kesme bölgesi sıcaklıkları Şekil 5.2’de gösterilmiştir. Soğutma yönünden en etkili üç kesme şartında (sıvı azot, sıvı karbondioksit ve kesme sıvısı) farklı noktalardan kesme bölgesine gönderilen soğutucu akışkanın, kesme bölgesi sıcaklıklarına etkisi araştırılmış ve birbirleri ile kıyaslanmıştır.

Şekil 5.2’de görüldüğü üzere genel olarak çift nozul (R+F) ile soğutma altında yapılan deneylerde daha düşük sıcaklıklar ölçüldüğünden daha etkin bir soğutma gerçekleştiği anlaşılmış olup, bu durum literatür ile uyumludur [144]. Genel olarak tüm kesme koşullarında artan kesme hızı ile kesme bölgesinde sıcaklık yükselmiştir. Kesme sıvısı ve kriyojenik sıvı azot ile soğutmada, 150 m/min değerinin altındaki kesme hızlarında yapılan deneylerde kesme bölgesi sıcaklıkları 250 °C’nin altında olduğu için herhangi bir veri elde edilememiştir.

Kesme sıvısı altında yapılan işlemede, çift nozul (R+F) ile daha etkin bir soğutma sağlandığından ölçülen sıcaklıkların daha düşük olduğu görülmektedir. Tek nozul (R) ile soğutmada, 150 m/min kesme hızında sıcaklıktaki ani artışın, kesici takımında oluşan aşınmadan veya muhtemel talaş sıkışmasından olduğu düşünülmektedir.



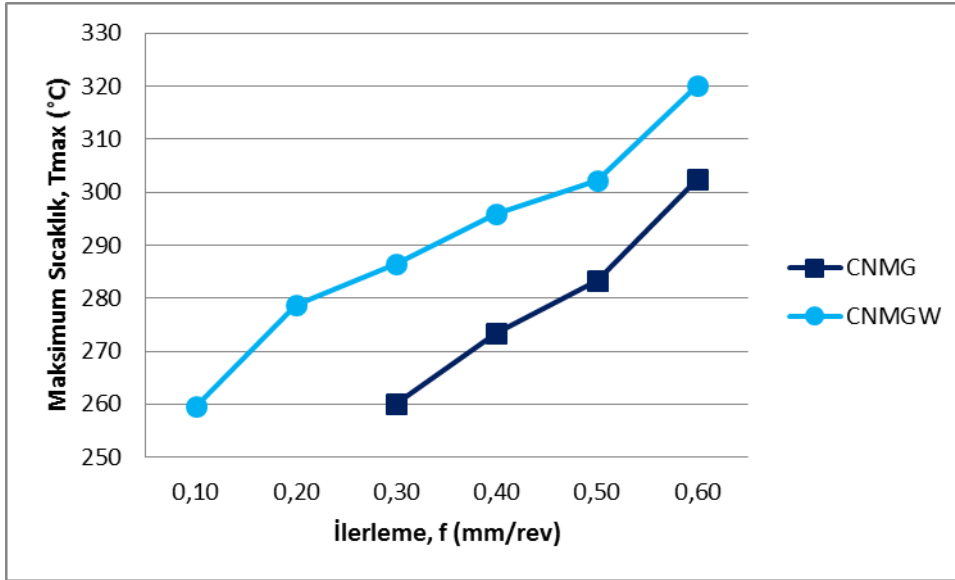
Şekil 5.2. Soğutucu nozul sayısının kesme bölgesi sıcaklığına etkisi

Kriyojenik sıvı karbondioksit (LCO_2) ile işlemede ölçülen sıcaklıklar göz önüne alındığında, farklı nozul konumlarının kesme bölgesi sıcaklığına etkisi belli bir seviyede gerçekleşmiş olsa da çift nozul ile soğutmanın daha etkin olduğu söylenebilir. Çift nozul (R+F) ile soğutmada, 150 m/min kesme hızında sıcaklıktaki ani artış kesme kuvvetlerine paralel olup, bu durumun kesici takımda görülen aşınmadan ve yüksek BUE oluşumundan kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca tek nozul (R) ile soğutmada, 200 m/min kesme hızında, sıcaklıktaki ani artışın kesici takımdaki aşınmadan ve BUE oluşumundan oluştuğu tahmin edilmektedir.

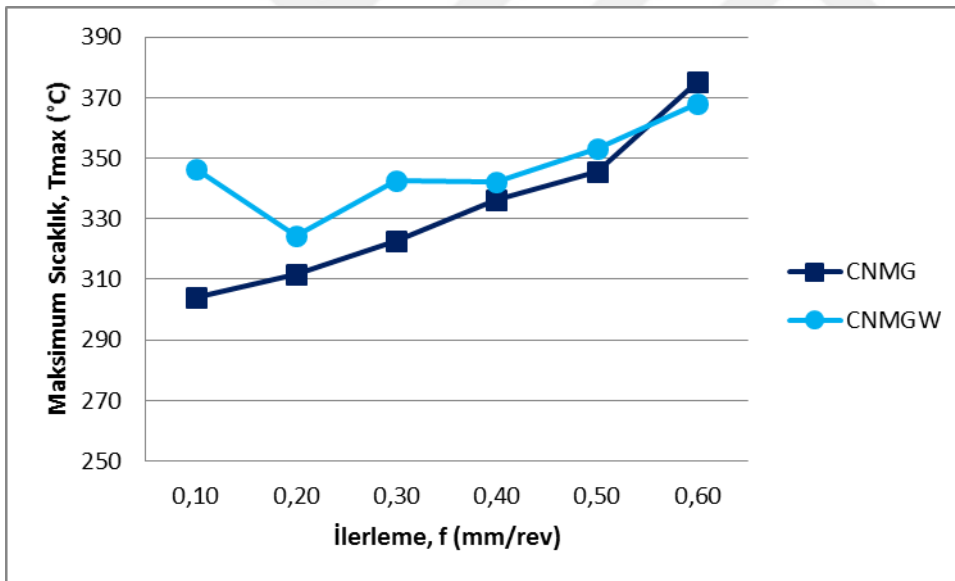
Kriyojenik sıvı azot (LN_2) ile işlemede ölçülen sıcaklıklar incelendiğinde; genel olarak çift nozul ile soğutmada daha düşük sıcaklıklar ölçüldüğü görülmektedir. Ölçülen düşük sıcaklık değerlerinden, çift nozul (R+F) ile daha etkin bir soğutma sağlandığı anlaşılmaktadır.

5.1.3. İlerlemenin ve kesici uç geometrisinin sıcaklığa etkisi

AISI 316LVM malzemenin, sabit talaş derinliğinde (1,2 mm), iki farklı kesme hızında, iki nozul (R+F: talaş yüzeyi + serbest yüzey) ile uygulanan kriyojenik sıvı azot soğutma altında, farklı ilerleme değerlerinde ve farklı uç geometrisine (klasik uç: CNMG, silici uç: CNMGW) sahip kesici uçlar ile işlenmesi sürecinde ölçülen kesme bölgesi sıcaklıkları Şekil 5.3 ve 5.4'de gösterilmiştir.



Şekil 5.3. İlerleme ve kesici uç geometrisinin kesme bölgesi sıcaklığına etkisi (LN₂ soğutma, V=100 m/min, a_p=1,2 mm)



Şekil 5.4. İlerleme ve kesici uç geometrisinin kesme bölgesi sıcaklığına etkisi (LN₂ soğutma, V=300 m/min, a_p=1,2 mm)

Tüm kesme koşullarında artan ilerleme ile birlikte sıcaklık artmıştır. Ayrıca deneylerde artan ilerleme ile kesici takımlardaki aşınma miktarı da arttığından kesme kuvvetlerine paralel olarak sıcaklığın yükseldiği tespit edilmiştir. İlerlemenin sıcaklık üzerindeki bu etkisinin; ilerleme oranındaki/hızındaki artışla birlikte artan talaş kesiti sonucu takım-talaş temas alanının ve sürtünmenin yükselmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Diğer yandan genel olarak silici geometrili takımlar ile daha yüksek sıcaklık değerleri ölçülmüştür. Talaş

kaldırma deneylerinde ortaya çıkan bu durum; klasik geometrili kesici takıma nazaran silici geometrili takımların sahip olduğu geniş kesici uç profilinin neden olduğu daha fazla sürtünmeden kaynaklanmış olabilir.

Şekil 5.3’de görüldüğü üzere, düşük kesme hızında (100 m/min) yapılan talaşlı imalat deneylerinde, kesici uç geometrisinin kesme bölgesi sıcaklığı üzerinde etkili olduğu görülmektedir. Tüm ilerleme değerlerinde silici geometrili CNMGW uç ile daha yüksek sıcaklık değerleri ölçülürken, artan ilerleme değerleri ile aradaki fark azalmıştır. Aradaki farkın giderek azalması tedrici olarak artan takım aşınması (burun aşınması); kesici takım uç yarıçapının yükseltilmesine atfedilmiştir. Düşük kesme hızında farklı kesici uç geometrisinin kesme bölgesi sıcaklığı üzerindeki etkisi daha belirgindir. Diğer taraftan en yüksek ilerleme değerinde (0,6 mm/rev) aniden artan kesici takım aşınmadan (burun aşınması) kaynaklı olarak klasik ve silici geometrili kesici uçlara ait sıcaklık değerlerinin artışında ani bir hızlanma görülmüştür. Diğer yandan silici geometrisinden ve aşınmadan kaynaklı olarak kesici uç yarıçapı artışı ile yükselen pasif kuvvette paralel olarak [74, 77-80, 160] artacağı bildirilen termal ve mekanik yüklerin [74, 77-80], kesme bölgesi sıcaklığını yükselttiği düşünülmektedir. Ayrıca AISI 316L malzemenin dik kesme sürecinde, büyük kesici kenar yarıçapı ile iş parçası sıcaklığındaki artış literatürde bildirilmiştir [250].

Yüksek kesme hızında (300 m/min) ölçülen sıcaklık davranışları düşük kesme hızındakine benzer olsa da zaman zaman farklı davranışlar gözlenmiştir (Şekil 5.4). Genel olarak artan ilerleme ile sıcaklık değerleri yükselmiş olup özellikle klasik geometrili CNMG kesici uç ile lineer bir artış göstermiştir. Düşük kesme hızındakine benzer olarak silici geometrili CMGW kesici takımlar ile daha yüksek sıcaklık değerleri ölçülmüştür. Fakat kesici uç geometrileri arasındaki sıcaklık değerleri farkının daha az olması ve en yüksek ilerleme değerinde (0,6 mm/rev) klasik uç ile daha yüksek sıcaklığın ölçülmesi, yüksek kesme hızlarında klasik kesici takımların daha hızlı aşınmasına bağlanmıştır. Bu durum klasik geometrili takımların, silici uç geometrisine göre daha zayıf uç mukavemetine sahip olmasına atfedilmiştir.

5.2. Kesici Takım Aşınması

Talaşlı imalatta verimliliği etkileyen önemli faktörlerden biri de takım ömrüdür [103]. Kesme parametrelerine, kesme şartlarına ve takım geometrisine bağlı olan kesici takım aşınması işlenebilirlik performansı ve yüzey bütünlüğü özelliklerini etkileyen önemli bir

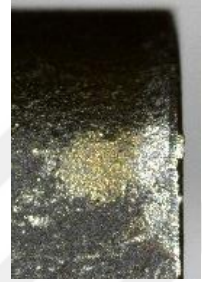
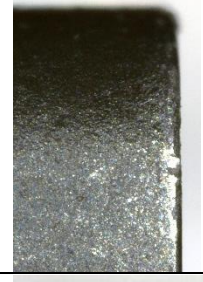
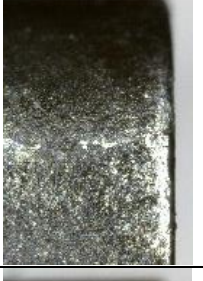
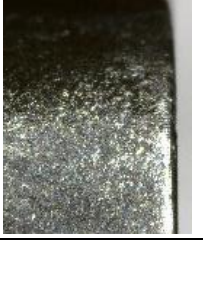
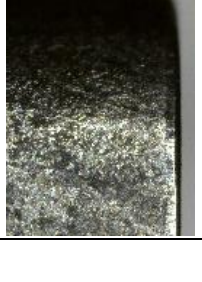
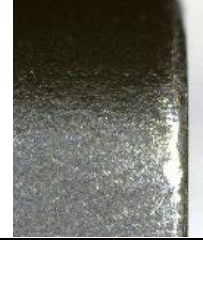
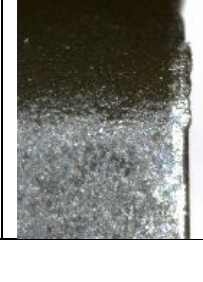
çıktır [144, 271, 376]. Östenitik paslanmaz çelikler gibi işlenebilirliği zor malzemelerin talaşlı imalatında, kesici takım ömründeki büyük düşüş, işleme sürecini daha da zor hale getirir [212]. Kesme sürecinde takım-talaş ara yüzünde ve iş parçası yüzey tabakasında meydana gelen yüksek ısı konsantrasyonunun, iş parçası malzemesinin düşük termal iletkenlik katsayısından (16,3 W/mK) [32, 377] dolayı malzemenin iç bölgelerine hızlı ve yeteri kadar transfer olamadığından dolayı kesici takımı negatif yönde etkileyeceği düşünülmektedir. Gerçekleştirilen talaşlı imalat deneylerinde kullanılan kesici takımlarda krater aşınmasına rastlanmaz iken yan yüzey aşınması, burun aşınması ve BUE oluşumu gibi aşınma tipleri gözlenmiştir.

5.2.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının takım aşınmasına etkisi

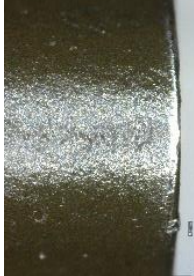
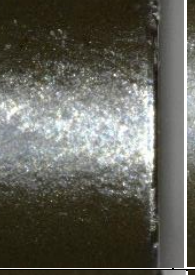
AISI 316LVM malzemenin klasik CNMG karbür kesici uçlarla, altı farklı kesme hızı, beş farklı kesme şartı (soğutma-sıvı), çift nozul soğutma (R+F: talaş yüzeyi + serbest yüzey), sabit ilerleme (0,1 mm) ve talaş derinliği (1,2 mm) altında 30 mm kesme boyunda işlenmesinde kullanılan kesici uçlara ait yan yüzey ve burun aşınması resimleri sırasıyla Çizelge 5.1 ve 5.2’de gösterilmiştir. Çizelgelerdeki kesici uç resimlerinde görüldüğü üzere, kaplama kalkması, minik BUE oluşumları, küçük miktarlardaki burun aşınması ve yan yüzey aşınmaları dışında kayda değer bir aşınmaya rastlanmamıştır. Kısa tornalama sürecinde, kesme hızı ve kesme şartlarının takım aşınmasına önemli bir etkisinin gözlenmediği söylenebilir. Bu durum kısa kesme boyundan dolayı kaldırılan talaş miktarının az olmasına, kesici ucun üst düzey kenar tokluğuna sahip olmasına ve ince TiCN/Al₂O₃ kaplamanın üstün aşınma direncine bağlanabilir. Çünkü deneylerde kullanılan kesici uçlardaki ince PVD kaplamalar yüksek tokluğun yanı sıra aşınma direncinde de artış sağlarlar [36, 378].

Deneylerde kullanılan kesici takımların talaş yüzeylerinde genel olarak krater aşınması ile talaş yapışması görülmemiştir. Kısa kesme boyunun ve takımın talaş yüzeyinden uygulanan basınçlı soğutma sıvısının bu sonucu sağladığı bildirilmiştir [26, 42]. Ayrıca krater aşınması oluşmaması; kesici takımlardaki TiCN/Al₂O₃ kaplama malzemesinin sergilemiş olduğu üstün performansla ilişkilendirilebilir. Kaplamanın farklı tabakalarının dikkat çeken bazı özellikleri şu şekildedir. Al₂O₃ tabaka, krateri azaltmaya yardım ederken, yüksek sertlik sağlayan TiCN tabaka aynı zamanda krater oluşumunu önlemeye yardımcı olur [91, 97].

Çizelge 5.1. Kesme hızı ve kesme şartlarının yan yüzey aşınmasına etkisi

	Kuru	Kesme Sıvısı	MQL	LCO ₂	LN ₂
50 m/min					
100 m/min					
150 m/min					
200 m/min					
250 m/min					
300 m/min					

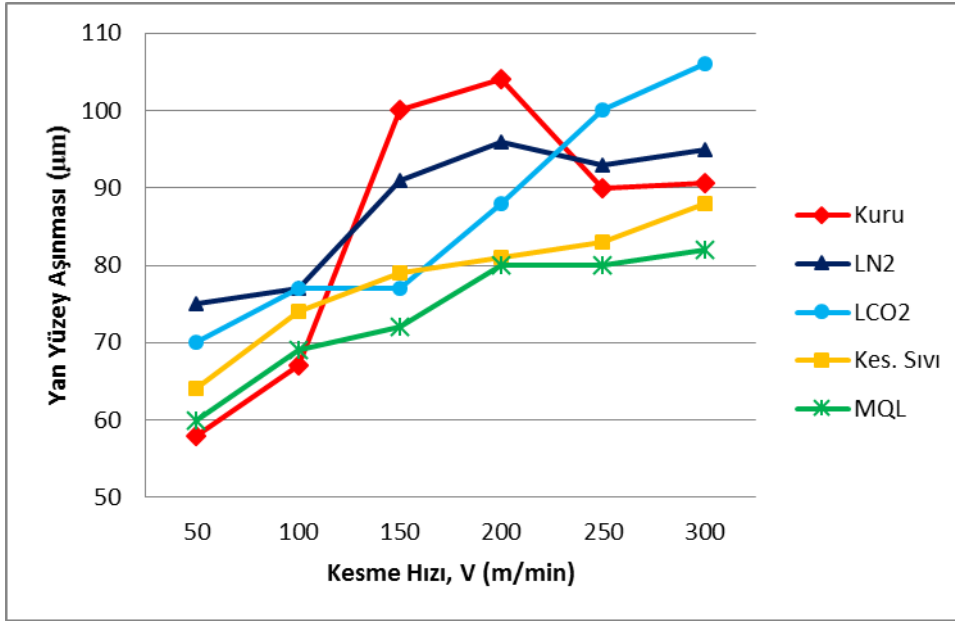
Çizelge 5.2. Kesme hızı ve kesme şartlarının burun aşınmasına etkisi

	Kuru	Kesme Sıvısı	MQL	LCO ₂	LN ₂
50 m/min					
100 m/min					
150 m/min					
200 m/min					
250 m/min					
300 m/min					

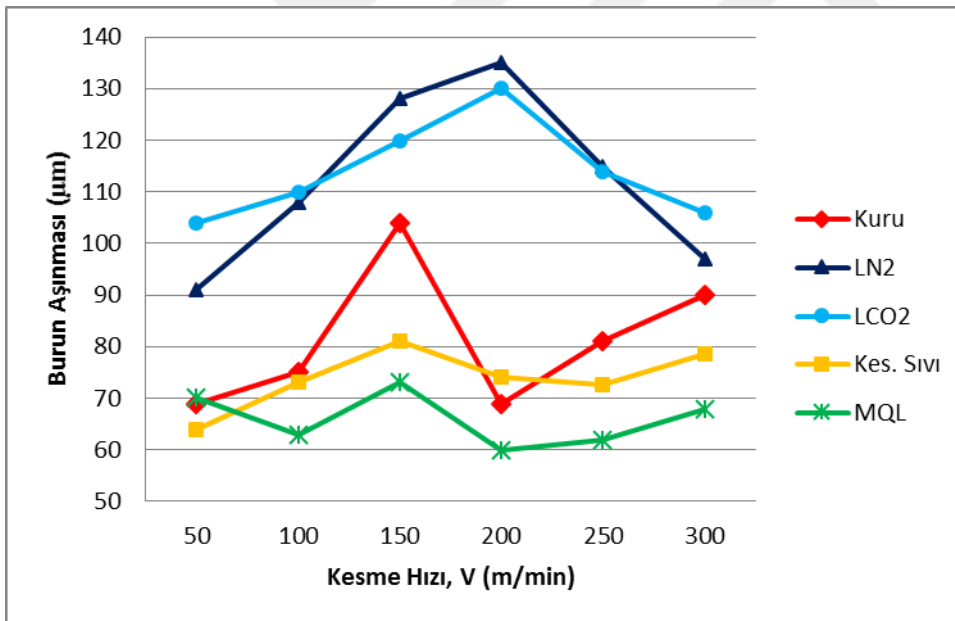
Çizelge 5.1 ve 5.2’de ki kesici uçlarda görünen BUE oluşumlarına; kuru kesme şartında düşük kesme hızlarında (50, 100 m/min), kesme sıvısı şartında 100, 200, 250 m/min değişken kesme hızlarında, MQL kesme şartında 100, 150, 200 m/min kesme hızlarında, LCO₂ kesme şartında 150 m/min kesme hızında, LN₂ kesme şartında ise yüksek kesme hızlarında (250-300 m/min) rastlanmıştır. Kuru kesme, kesme sıvısı ve MQL kesme şartlarında, düşük ve orta düzey kesme hızlarında meydana gelen BUE, kriyojenik kesme şartlarında (özellikle LN₂) yüksek kesme hızlarında oluşmuştur. Genel olarak çeliklerin işlenmesinde düşük kesme hızlarında meydana gelen BUE oluşumu, kriyojenik soğutmanın etkisi ile yüksek kesme hızlarına taşınmıştır. BUE oluşumunun, adhezyon aşınma mekanizması etkisi ile malzeme yapışması sonucu meydana geldiği bildirilmiştir [91].

Genelde artan kesme hızının kesme işlemini kolaylaştıracağı ve kesici takımdaki BUE oluşumunu engelleyeceği belirtilir. Fakat karbon çeliklerine nazaran sünek bir yapıya sahip olan östenitik paslanmaz çelik alaşımlarının işlenmesi sürecinde kesici takım aşınmasından ziyade sık sık takıma talaş sıvanması söz konusudur. Östenitik paslanmaz çeliklerde, düşük kesme hızlarının yanında yüksek kesme hızlarında da meydana gelen BUE oluşumu ile birlikte talaş kontrolü de sıkıntılıdır. Kesme hızındaki artış birim zamanda kaldırılan talaş oranını artırarak, kesici takımın daha fazla yük altında kalmasına ve takımdaki titreşimlerin artmasına neden olabilir. Yükselen titreşimin dinamik yüklerle; kesici takımdaki aşınma mekanizmalarını hızlandıracağı bildirilmiştir [288].

Kesme şartlarının takım aşınmasına etkisi, talaş kaldırma sürecindeki iki mekanizma ile açıklanabilir [283, 379]. Kuru kesmede oluşan yüksek kesme bölgesi sıcaklığı, kolay talaş oluşumu sağlayarak, soğutma sıvısı uygulanan kesme şartlarına göre daha düşük takım aşınması meydana getirir. Kuru kesmenin bu avantajına rağmen, yüksek kesme bölgesi sıcaklığı, kesici takımın sıcak sertliğini olumsuz etkileyerek, takım aşınmasını hızlandırır ve talaş kaldırmada kaymayı zorlaştırır. Diğer yandan soğutma sıvılarının etkisi sonucu oluşan düşük kesme bölgesi sıcaklığı kesici takımın sıcak sertliğini olumsuz etkilemese de, iş parçasının termal yumuşamasını engelleyerek, kesilmesini ve talaş kaldırmayı zorlaştırıp takım aşınmasını hızlandıracağı belirtilmiştir [283, 380].



Şekil 5.5. Kesme hızının ve kesme şartlarının yan yüzey aşınmasına etkisi



Şekil 5.6. Kesme hızının ve kesme şartlarının burun aşınmasına etkisi

Kesme şartlarının ve kesme hızının yan yüzey aşınmasına etkisi Çizelge 5.1 ve Şekil 5.5’de, burun aşınmasına olan etkileri ise Çizelge 5.2 ve Şekil 5.6’da sunulmuştur. Genel olarak artan kesme hızı ile birlikte yan yüzey aşınmasının bütün kesme şartlarında arttığı görülmüştür (Şekil 5.5). Bu duruma yüksek kesme hızlarındaki yüksek deformasyon hızı sonucu malzemede oluşan pekleşmenin doğurduğu kesme zorluğu ile kesme bölgesinde artan sıcaklığın takım sıcak sertliğini negatif etkilemesinin neden olduğu düşünülmektedir.

Elde edilen verilerden, gerek yan yüzey ve gerekse burun aşınmasına ait en düşük aşınma değerleri genel olarak MQL ve kesme sıvısı şartlarında gözlenmiştir. MQL tekniğinde kullanılan yağın, takımda oluşabilecek aşınmaların azalmasını sağlayacağı bildirilmiştir [132, 381]. Ayrıca kuru kesmeye ve kesme sıvısına kıyasla MQL tekniğinin takım ömrü açısından daha iyi sonuçlar verdiği belirtilmiştir [283, 291, 303, 382]. MQL tekniğinde, hava ile karışan yağ damlacıkları, iş parçası ve kesici takım ara yüzünde bir yağ filmi oluşturarak sürtünmeyi ve ısınmayı azaltarak takım aşınmasının yavaşlamasını sağlar [283, 286, 289, 373]. MQL yönteminde kesme bölgesine püskürtülen yağ sisinin, kesici ucun soğumasını sağlarken diğer yandan deformasyon bölgesindeki sıcaklık artışıyla iş parçası malzemesinin yumuşamasını sağlayarak, takım aşınmasını azaltacağı açıklanmıştır [283, 383].

Yan yüzey aşınmasının genel olarak tüm kesme şartlarında benzer bir eğilim sergilediği Şekil 5.5’de görülmektedir. Diğer yandan Şekil 5.6’da görüldüğü üzere; kuru, kesme sıvısı ve MQL şartlarında kesici uçlarda oluşan burun aşınması benzer bir eğilim sergilerken, kriyojenik şartlardaki burun aşınması oluşumunun bunlardan farklı olarak kendi içinde benzer bir eğilim sergilediği görülmektedir. Özellikle kuru kesme şartında talaş kontrolünün zor olmasından dolayı, talaşlı imalat sırasında meydana gelen talaş sarmasının ve sıkışmasının, grafiklerdeki ani yükselmelere sebep olduğu tahmin edilmektedir. Bu minvalde, kuru kesme şartında 150 m/min kesme hızında burun ve yan yüzey aşınmasında meydana gelen ani artışın, talaş kaldırma sırasında iş parçasına saran talaşın doğurduğu talaş sıkışmasından meydana geldiği düşünülmektedir.

Genel olarak MQL ve kesme sıvısı kesme şartlarına nazaran kuru kesme şartında daha fazla aşınma değerleri ölçülmesine rağmen 50 m/min kesme hızında daha düşük yan yüzey aşınması tespit edilmiştir. Bu duruma, diğer kesme şartlarına nazaran kuru kesme şartında oluşan daha yüksek kesme bölgesi sıcaklığının doğurduğu iş parçası termal yumuşamasının talaş kaldırma deformasyonunu kolaylaştırmasının neden olduğu düşünülmektedir. Kesme sıvısı şartında sağlanan etkin soğutma ve talaşın kesme bölgesinden uzaklaştırılması ile özellikle yükselen kesme hızlarında, kuru kesmeye nazaran daha düşük aşınma değerleri ölçülmüştür. Ayrıca kesme sıvısının soğutma ile birlikte yağlayıcı özelliğine sahip olmasının aşınmayı azaltacağı belirtilmiştir [178].

Şekil 5.5 ve 5.6’daki grafiklerden, en yüksek aşınma değerlerinin genel olarak kriyojenik şartlarda meydana geldiği görülmüştür. Bu durum kriyojenik yöntemlerin yüksek soğutma

etkisi ile işlenen malzemenin akma mukavemetinin yükseltmesi sonucu, kesici takıma etkiyen kuvvetlerin ve basınçların yükselerek takım aşınmasını arttırmasına atfedilmiştir [26]. Literatürde [217], talaşlı imalat sırasında kriyojenik soğutma uygulamasının iş parçası malzemesinin gevrekleşmesine yol açtığı bildirilmiştir. Ayrıca kuru işlemeye nazaran kriyojenik şartlarda kesme bölgesi sıcaklığının ciddi şekilde düşmesine rağmen kesici takım performansının daha kötü olması iki nedene bağlanmıştır. Birincisi kriyojenik soğutucular ile kesici takım arasındaki reaksiyon ihtimali, ikincisi ise kriyojenik soğutucuların takım-talaş ara yüzüne yeterince nüfuz edemeyerek herhangi bir yağlama etkisi oluşturmaması olarak bildirilmiştir [270].

Kriyojenik şartlarda artan kesme hızı ile birlikte yan yüzey aşınmasının arttığı görülmüştür (Şekil 5.5). Bu duruma yüksek kesme hızlarındaki yüksek deformasyon hızı sonucu malzemede meydana gelen pekleşme artışının doğurduğu kesme zorluğunun ve kriyojenik soğutmadan kaynaklı akma mukavemetindeki artışın neden olduğu düşünülmektedir. Ayrıca aşırı düşük sıcaklıktaki kriyojenik akışkanların, iş parçasında ön soğutma yaparak, kesme kuvvetlerinin yükseltmesine ve kesici takımın abrazyona uğramasına neden olduğu bildirilmiştir [138, 400]. Diğer yandan kriyojenik şartlarda oluşan burun aşınması 200 m/min değerine kadar kesme hızı ile artmış, fakat bu değerden sonra artan kesme hızı ile azalmaya başlamıştır (Şekil 5.6). Kriyojenik şartların etkin soğutması altında 200 m/min kesme hızına kadar yapılan talaşlı imalat işlemlerinde, artan kesme hızı ile yükselen deformasyon hızı sonucu iş parçası malzemesinde oluşan pekleşmenin termal yumuşamayı bastırması ve kriyojenik soğutmadan kaynaklı akma mukavemetindeki artışın, kesme işlemini zorlaştırarak burun aşınmasının artmasına sebep olduğu düşünülmektedir [140]. Kesme hızının 250 ve 300 m/min değerlerine yükselmesi ile kriyojenik soğutmadan ve yüksek deformasyon hızından kaynaklı malzeme mukavemetindeki artışa nazaran iş parçası malzemesindeki termal yumuşamanın daha baskın olmasının aşınmayı azalttığı tahmin edilmektedir.

Genelde 250 m/min kesme hızına kadar LCO₂ şartına nazaran daha yüksek soğutma kapasitesine sahip olan LN₂ şartında daha yüksek aşınma değerleri ölçülmüştür. Bu duruma LN₂ kriyojenik soğutmadan kaynaklı iş parçası akma mukavemetindeki artışın daha fazla olmasının neden olduğu düşünülmektedir. Diğer yandan daha yüksek kesme hızında bu durumun tersine dönerek LN₂ kesme şartında daha az takım aşınmasının olduğu görülmüştür. Bu durum ise yüksek kesme hızında meydana gelen ve kesici takım sıcak

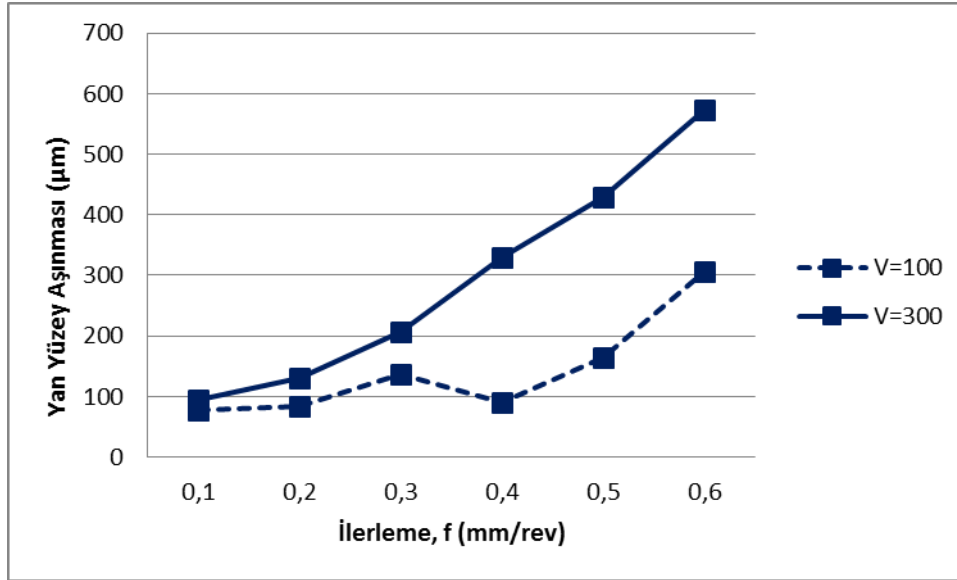
sertliğini olumsuz etkileyen yüksek kesme bölgesi sıcaklığının etkin LN₂ kriyojenik soğutma ile düşürülmesine atfedilmiştir. Sonuç olarak kesici takım aşınması açısından düşük ve orta seviye kesme hızlarında LCO₂ kesme şartının daha iyi performans gösterdiği, yüksek kesme hızlarında ise LN₂ kesme şartının daha iyi performans gösterdiği söylenebilir.

5.2.2. İlerlemenin takım aşınmasına etkisi

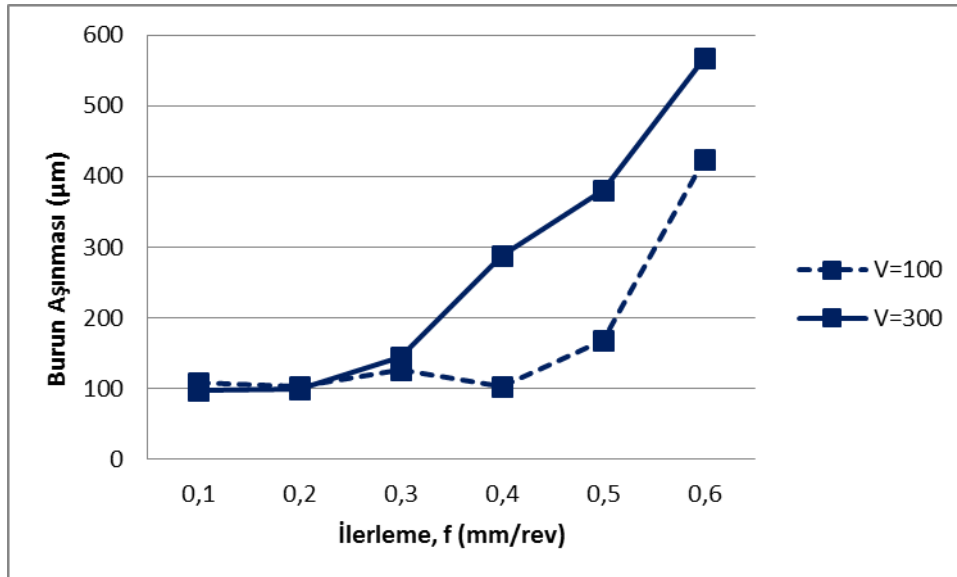
AISI 316LVM malzemenin klasik CNMG karbür kesici uçlarla, iki farklı kesme hızı (100 ve 300 m/min), altı farklı ilerleme oranı, kriyojenik sıvı azot (LN₂) kesme şartında, çift nozul soğutma (R+F: talaş yüzeyi + serbest yüzey) ile sabit talaş derinliği (1,2 mm) altında 30 mm kesme boyunda işlenmesinde kullanılan kesici uçlara ait yan yüzey ve burun aşınması grafikleri sırasıyla Resim 5.7 ve 5.8’de verilirken, kesici uçların aşınma fotoğrafları Çizelge 5.3’de sunulmuştur.

Çizelge 5.3’ de görüldüğü üzere, kesici takımlarda kaplama kalkması, BUE oluşumları ve yükselen ilerleme ile birlikte artan yan yüzey ve burun aşınması gözlenmiştir. Düşük ve yüksek kesme hızlarında 0,3 mm/rev ilerleme değerine kadar takım aşınmaları benzer eğilime sahipken, bu ilerleme değerinden itibaren farklılık göstermiştir. Genel olarak 300 m/min yüksek kesme hızı değerinde daha fazla aşınma tespit edilirken, 0,3 mm/rev ilerleme değerinden sonra aşınmanın çok hızlı geliştiği görülmüştür. Şekil 5.7 ve 5.8’de görüldüğü üzere, 100 m/min kesme hızı değerinde yapılan talaşlı imalat deneylerinde, 0,4 mm/rev ilerleme değerine kadar gerek yan yüzey aşınması gerekse burun aşınması genel olarak sabit seyrederken, bu ilerleme değerinden sonra artan ilerleme ile aşınmanın hızlandığı görülmektedir. Düşük ilerleme değerlerinde (0,1 ve 0,2 mm/rev), düşük ve yüksek kesme hızlarındaki aşınmaların birbirine yakın çıkması, yüksek kesme hızında (300 m/min) iş parçası malzemesindeki termal yumuşamaya atfedilebilir. Genel olarak artan kesme hızı ve ilerleme ile kesme bölgesi sıcaklığının yükselmesi sonucu kesici uçların sıcak sertliğinin olumsuz yönde etkilenmesinin aşınmayı hızlandırdığı söylenebilir. Çünkü karbür kesici uçların 800 °C’deki sertlik değeri, oda sıcaklığındaki sertliğine nazaran yaklaşık %50’den daha azdır [270, 384]. Kesme hızının aşınmaya olan bu etkisi, kesme esnasında harcanan enerjinin hemen hemen tamamının kayma düzleminde ve kesici ucun çevresinde ısı enerjisine dönüşmesiyle açıklanabilir [46, 62]. Ayrıca kesme hızı ile birlikte deformasyon hızının artması sonucu birinci ve ikinci deformasyon bölgelerinde sıcaklık yükselmesi literatürde bildirilmiştir [26, 35, 366, 367]. Diğer yandan ilerlemenin aşınma üzerindeki

etkisinin; ilerleme oranındaki artışla birlikte artan talaş kesiti sonucu takım-talaş temas alanının ve sürtünmenin yükselmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Böylece kesici takım yüzeyinde oluşan gerilmelerin daha geniş bir alanda etkili olacağı belirtilmiştir [54, 106, 385].

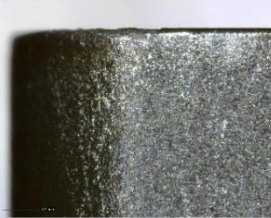
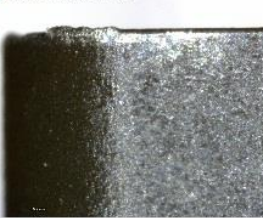
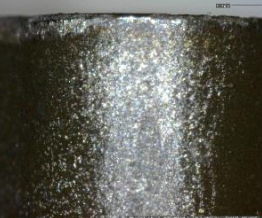
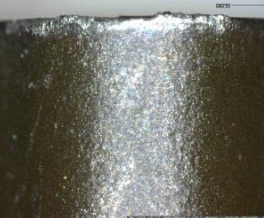
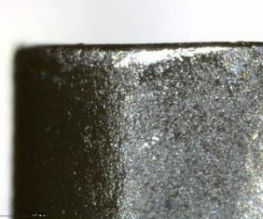
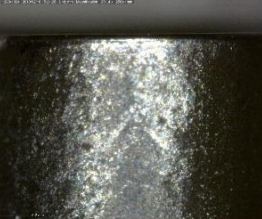
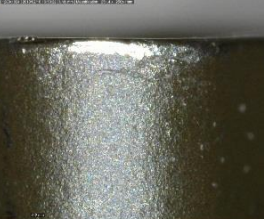
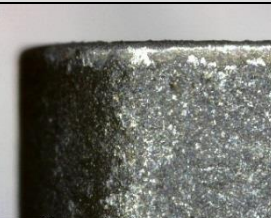
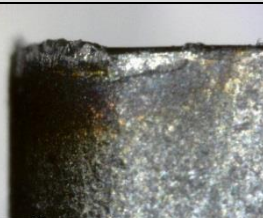
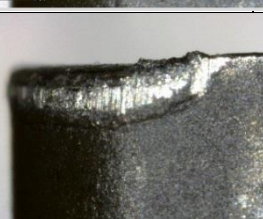
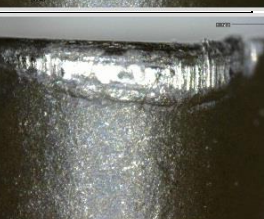
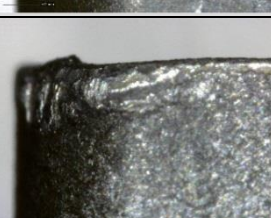
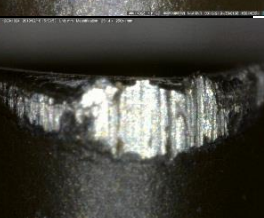


Şekil 5.7. Kesme hızının ve ilerlemenin yan yüzey aşınmasına etkisi (CNMG, LN₂, R+F)



Şekil 5.8. Kesme hızının ve ilerlemenin burun aşınmasına etkisi (CNMG, LN₂, R+F)

Çizelge 5.3. Kesme hızı ve ilerlemenin takım aşınmasına etkisi (CNMG, LN₂, R+F)

	Yan Yüzey Aşınması		Burun Aşınması	
	V=100 m/min	V=300 m/min	V=100 m/min	V=300 m/min
f=0,1 mm/rev				
f=0,2 mm/rev				
f=0,3 mm/rev				
f=0,4 mm/rev				
f=0,5 mm/rev				
f=0,6 mm/rev				

Çizelge 5.3’de ki kesici uç fotoğraflarındaki aşınma mekanizmaları incelendiğinde, farklı kesme parametrelerine göre değişiklikler görülmektedir. Yüksek ilerleme değerlerindeki (0,4; 0,5; 0,6 mm/rev) kesici uç fotoğraflarındaki aşınma mekanizmaları incelendiğinde, aşınmanın artışıyla abraziv (yenme) aşınma mekanizmasının hâkim olduğu görülmektedir.

Kesici uçlarda genel olarak aşındırıcı çizik izleri ve talaş yapışması birlikte gözlenmiş olup, benzer durum literatürde bildirilmiştir [42]. Aşırı düşük sıcaklıktaki ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) kriyojenik LN_2 soğutma, iş parçasında ön soğutma yaparak, kesme kuvvetlerinin yükseltilmesine ve kesici takımın abrazyona uğramasına neden olduğu belirtilmiştir [138, 300]. Diğer yandan düşük ve orta düzey ilerleme değerlerinde (0,1; 0,2; 0,3 mm/rev) adheziv (yapışma) aşınma mekanizmasının etkin olduğu görülmektedir. Ayrıca yüksek ilerleme değerlerindeki aşınmış yüzeylerde görülen parlaklık iş parçası malzemesi sıvanmasına, yani adheziv aşınma mekanizmasının varlığına işaret etmektedir. Bütün bunlara ilave olarak, yüksek kesme hızında 0,4 mm/rev ilerleme oranından sonra ve düşük kesme hızında 0,6 mm/rev ilerleme oranında kesici takımda meydana gelen plastik deformasyonun yüksek kesme kuvvetlerine ve yüksek kesme bölgesi sıcaklığına neden olduğu söylenebilir.

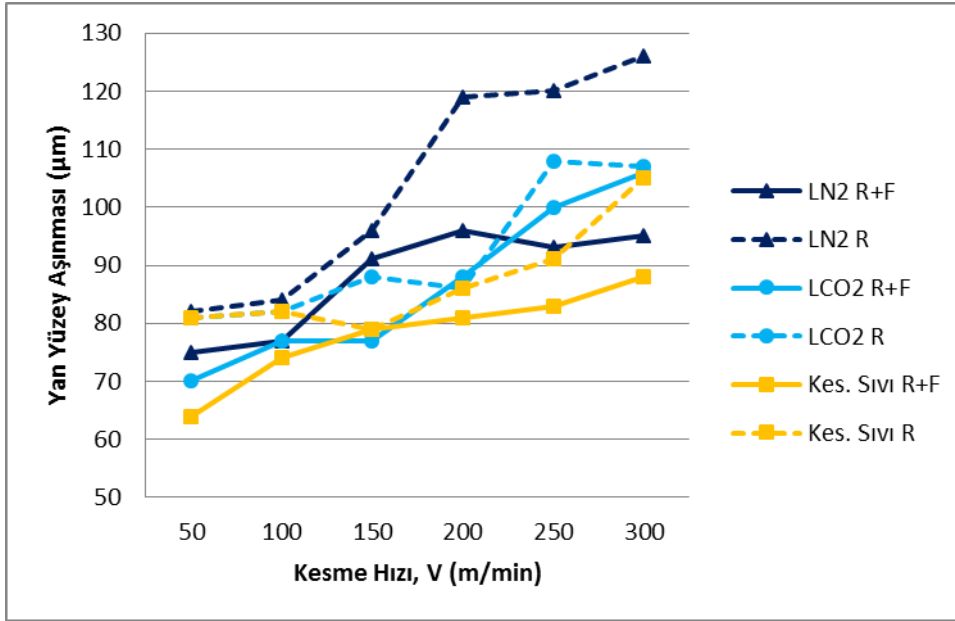
5.2.3. Soğutucu nozul sayısının takım aşınmasına etkisi

AISI 316LVM malzemenin; sabit ilerleme oranı (0,1 mm/rev), sabit talaş derinliği (1,2 mm), altı farklı kesme hızı, üç farklı kesme şartı (soğutma, yağlama) ve iki farklı soğutucu nozul konumunda (tek nozul (R): talaş yüzeyi, çift nozul (R+F): talaş yüzeyi ve serbest yüzey) işlenmesi sürecinde kullanılan kesici uçlara ait yan yüzey ve burun aşınması değerleri sırasıyla Şekil 5.9 ve 5.10'da sunulurken, aşınma fotoğrafları sırasıyla Çizelge 5.4 ve 5.5'de gösterilmektedir.

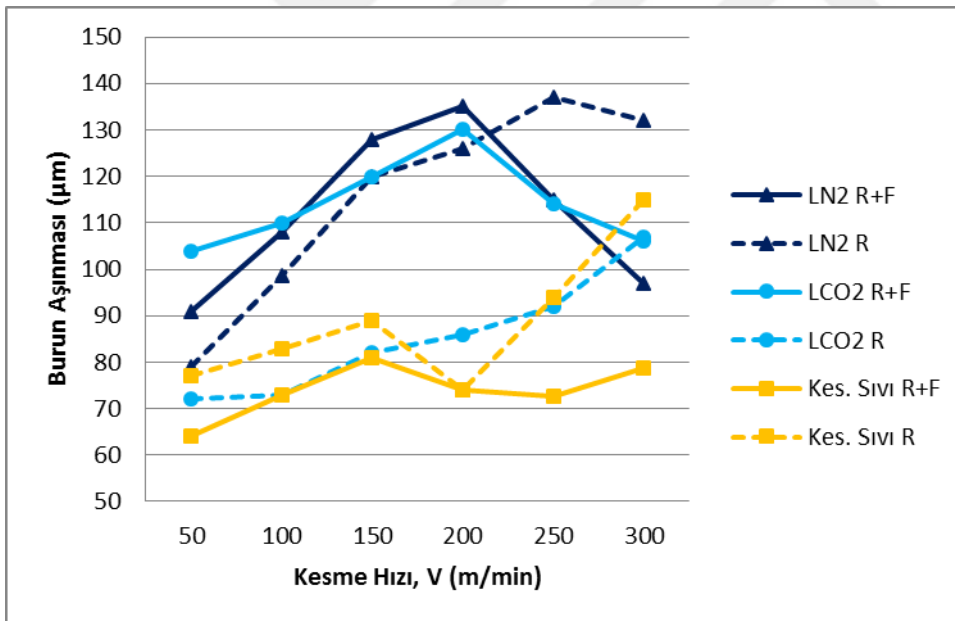
Deneylerde kullanılan en etkili üç kesme şartında (sıvı azot, sıvı karbondioksit ve kesme sıvısı) farklı noktalardan kesme bölgesine gönderilen soğutucu akışkanın, kesici takım aşınmasına etkisi araştırılmış ve birbirleri ile kıyaslanmıştır. Şekil 5.9'da görüldüğü üzere, genel olarak kesme hızı ile birlikte aşınma artarken, talaş yüzeyinden tek nozula kıyasla, talaş ve serbest yüzeylerden çift nozul soğutma ile kesici takımlarda daha az yan yüzey aşınması tespit edilmiştir. Sadece talaş yüzeyinden uygulanan soğutucu akışkanın, iş parçasından ayrılmakta olan talaşa uyguladığı basınç sonucu takım-talaş ara yüzeyinde temas gerilmesini artıracak ve talaşı serbest yüzeye çarpmaya zorlayacağı düşünülmektedir. Aksine ilave serbest yüzeyden uygulanan basınçlı soğutucu akışkanın, oluşan talaşın serbest yüzeye temas etmeden uzaklaştırılmasını sağlayacağı ve aşınmanın düşmesine neden olacağı öngörülmektedir. Ayrıca daha önce tüm kesme koşullarında artan kesme hızı ile kesme bölgesinde sıcaklığın yükseldiği belirtilmişti. Karbür kesici uçların $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'deki sertlik değeri oda sıcaklığındaki sertliğine nazaran yaklaşık %50'den daha az olduğundan [270, 384]

yükselen kesme bölgesi sıcaklığının kesici uçların sıcak sertliğini olumsuz etkilediği düşünülmektedir. Çift nozul ile yapılan etkin soğutma sonucu kesme bölgesi sıcaklığının düşürülmesi ile kesici uçların sıcak sertliği korunarak aşınmanın engellendiği tahmin edilmektedir.

Yüzey pürüzlülüğü, yüzey topografyası ve boyutsal doğruluk gibi yüzey bütünlüğü özellikleri açısından işlenebilirlik performansını etkileyen bir başka takım aşınma tipi de burun aşınmasıdır. Şekil 5.10'da sergilenen burun aşınması grafiklerinde, yan yüzey aşınmasında olduğu gibi kesme sıvısı şartında tek nozula kıyasla, çift nozul soğutma ile kesici takımlarda daha az burun aşınması tespit edilmiştir. Diğer yandan kriyojenik şartlarda tek nozula kıyasla, çift nozul soğutma ile kesici takımlarda daha fazla burun aşınması tespit edilmiştir. Kesici takımın serbest yüzeyinden yapılan kriyojenik soğutma burun aşınmasının artmasına neden olmuştur. Literatürde [217], talaşlı imalat sırasında kriyojenik soğutma uygulamasının iş parçası malzemesinin gevrekleşmesine yol açtığı bildirilmiş olup, gevrekleşen malzemenin kesici takımın serbest yüzeyinde abraziv aşındırıcı etkisi yaptığı düşünülmektedir. Ayrıca kriyojenik şartlarda tek nozul soğutmaya kıyasla çift nozulun yüksek soğutma etkisi ile işlenen malzemenin akma mukavemetinin yükseltmesi sonucu, kesici takıma etkiyen kuvvetlerin ve basınçların yükselerek takım aşınmasını arttırmasına bağlanabilir [26]. Fakat 250 ve 300 m/min yüksek kesme hızlarında kriyojenik şartlarda, özellikle LN₂ kesme şartında, çift nozul soğutma altında daha az takım aşınması meydana gelmiştir. Bu duruma yüksek kesme hızlarında artan kesme bölgesi sıcaklığı ile iş parçası malzemesinde oluşan dominant termal yumuşamanın neden olduğu düşünülmektedir. Yüksek kesme hızında kesme bölgesine çift nozuldan püskürtülen kriyojenik akışkan, kesici ucun daha iyi soğumasını ve sertliğini muhafaza etmesini sağlarken, iş parçası malzemesinde meydana gelen termal yumuşama ile kesme işlemi kolaylaşarak takım aşınmasını engellemiştir. Farklı nozul pozisyonlarında uygulanan kriyojenik şartlar altındaki yüksek kesme hızı uygulamalarında benzer burun aşınması sonuçlarına literatürde de rastlanmıştır [144].



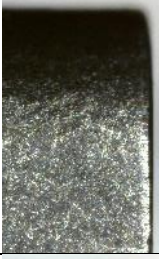
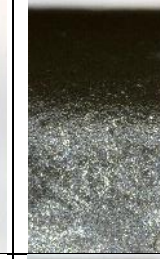
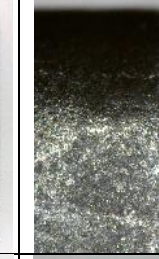
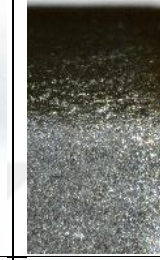
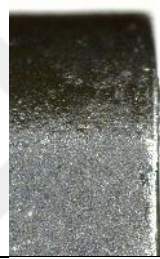
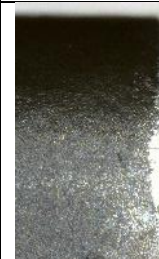
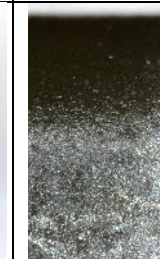
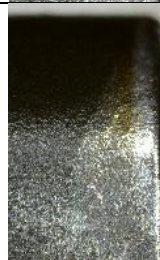
Şekil 5.9. Soğutucu nozul sayısının yan yüzey aşınmasına etkisi



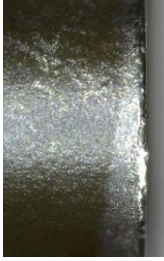
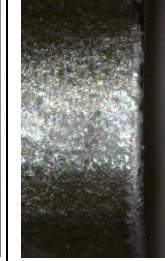
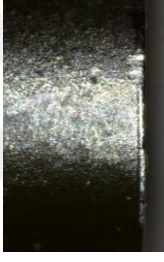
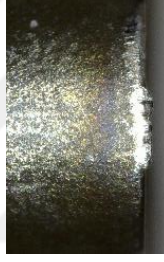
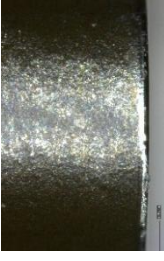
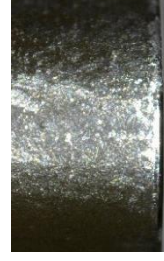
Şekil 5.10. Soğutucu nozul sayısının burun aşınmasına etkisi

Kesici uçlarda yan yüzey ve burun aşınmasının yanında özellikle kriyojenik şartlar altında yüksek kesme hızlarında BUE oluşumu gözlenmiştir (Çizelge 5.4 ve 5.5). Çizelge 5.4’de görüldüğü üzere 250 ve 300 m/min yüksek kesme hızlarında, tek nozul ile LN₂ kesme şartında kesici takımında yüksek aşınmanın yanında, aşınan yüzeylere talaş yapışması sonucu ciddi oranda BUE oluşumu meydana gelmiştir. Daha önce belirtildiği üzere kriyojenik soğutmanın etkisi ile BUE oluşumu yüksek kesme hızlarına taşınmıştır.

Çizelge 5.4. Soğutucu nozul sayısının yan yüzey aşınmasına etkisi (CNMG)

	Kesme Sıvı R+F	Kesme Sıvı R	LCO ₂ R+F	LCO ₂ R	LN ₂ R+F	LN ₂ R
50 m/min						
100 m/min						
150 m/min						
200 m/min						
250 m/min						
300 m/min						

Çizelge 5.5. Soğutucu nozul sayısının burun aşınmasına etkisi (CNMG)

	Kesme Sıvı R+F	Kesme Sıvı R	LCO ₂ R+F	LCO ₂ R	LN ₂ R+F	LN ₂ R
50 m/min						
100 m/min						
150 m/min						
200 m/min						
250 m/min						
300 m/min						

Kriyojenik kesme şartlarında 250 ve 300 m/min kesme hızlarında kullanılan kesici takımların aşınma profiline bakıldığında, özellikle tek nozul kullanılan kriyojenik LN₂ kesme şartında takım ile iş parçasının temas ettiği bölgenin sonunda çentik aşınmasına benzer derin aşınmalar görülmektedir. Bu durum kriyojenik kesme şartlarında oluşan kısa talaşın, sadece talaş yüzeyinden akışkan püskürtülen tek nozul soğutmada serbest yüzeye çarpması ile açıklanabilir. Kesme sıvısı yönteminde meydana gelen sürekli talaş, talaşın olduğu birinci bölgeye kesme sıvısının püskürtülmesi sonucu serbest yüzeye temas etmeden uzaklaştırılmıştır. Benzer duruma literatürde MQL ve CO₂ kesme şartlarında rastlanmıştır [291].

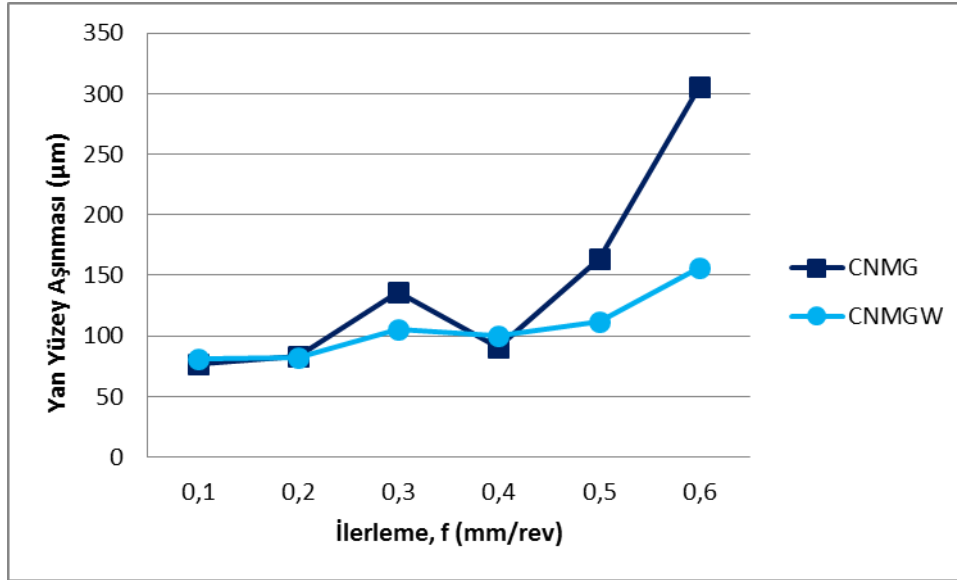
Özetle farklı nozul konumlarının takım aşınmasına etkisi özellikle yüksek kesme hızlarında daha açık görünürken aynı zamanda değişik eğilimler de sergilemiştir. Kesici takımın sadece talaş yüzeyinden uygulanan soğutmaya kıyasla talaş yüzeyine ilave olarak serbest yüzeyden uygulanan soğutucu akışkan genel itibari ile yan (serbest) yüzey aşınmasını azaltmıştır. Fakat ilave serbest yüzeyden uygulanan kriyojenik akışkanlar burun aşınmasını 200 m/min kesme hızı değerine kadar artırırken, bu değerden daha yüksek kesme hızlarında tersine bir eğilim izleyerek kayda değer şekilde azaltmıştır. Sonuç olarak, literatürde [144] belirtildiği üzere, ilave serbest yüzeyden uygulanan soğutucu akışkanın takım aşınmasını azaltarak AISI 316LVM paslanmaz çeliğin işlenebilirlik performansını artırdığı söylenebilir.

5.2.4. Kesici uç geometrisinin takım aşınmasına etkisi

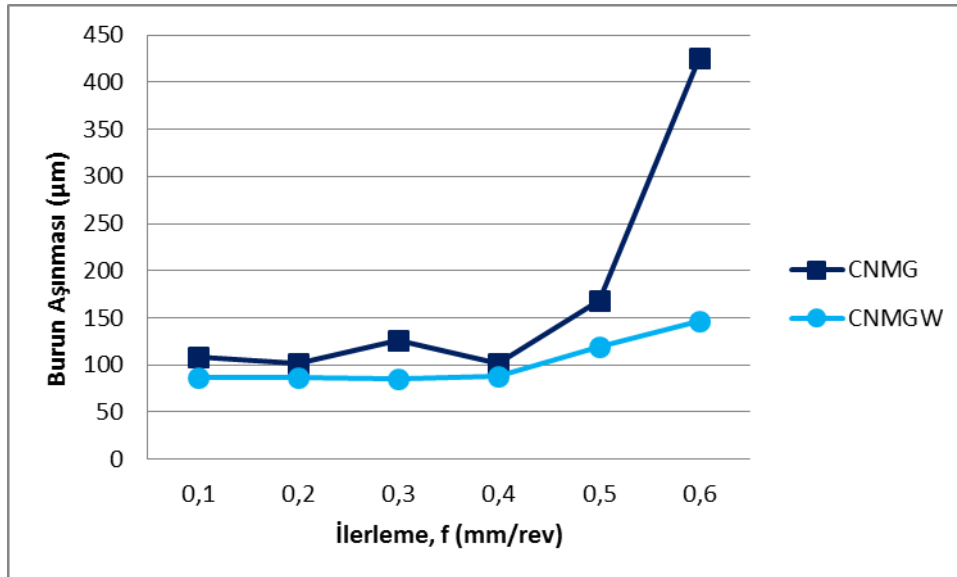
AISI 316LVM malzemenin, iki farklı kesme hızı (100 ve 300 m/min), altı farklı ilerleme oranı, kriyojenik sıvı azot (LN₂) kesme şartında, çift nozul soğutma (R+F: talaş yüzeyi + serbest yüzey) ile sabit talaş derinliği (1,2 mm) altında 30 mm kesme boyunda işlenmesinde kullanılan CNMG klasik ve CNMGW silici geometriye sahip kesici uçlara ait yan yüzey ve burun aşınması grafikleri Şekil 5.11 ile Şekil 5.14’de verilirken, kesici uçların aşınma fotoğrafları Çizelge 5.6 ve 5.7’de sunulmuştur. Klasik ve silici uç geometrilerinin kesici takım aşınmasına etkisi araştırılmış ve birbirleri ile kıyaslanmıştır.

Şekil 5.11 ve 5.12’de görüldüğü üzere, 100 m/min kesme hızında, 0,1 ila 0,4 mm/rev ilerleme değerleri arasında klasik ve silici geometrili kesici uçlara ait aşınma değerleri birbirine yakın hızlarda seyrederken, 0,4 mm/rev ilerleme değerinden sonra farklı aşınma hızı sergilemişlerdir. Şekil 5.11’de görülen yan yüzey aşınması değerleri 0,4 mm/rev

ilerleme değerine kadar genel olarak aynı hızda yükselirken, bu ilerleme değerinden klasik geometrili takım daha hızlı aşınmıştır. Şekil 5.12’de görünen burun aşınması değerleri de, 0,4 mm/rev ilerleme değerine kadar kısmen sabit değerlerde seyrederken, bu ilerleme değerinden sonra aynı şekilde klasik geometrili takım daha hızlı aşınmıştır.



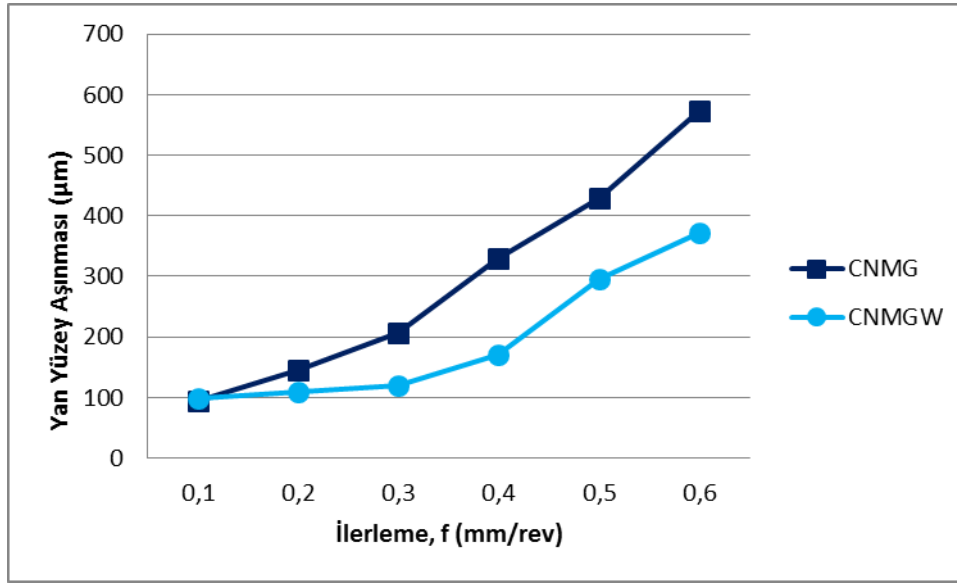
Şekil 5.11. Kesici uç geometrisinin yan yüzey aşınmasına etkisi ($V=100$ m/min, LN_2 , R+F)



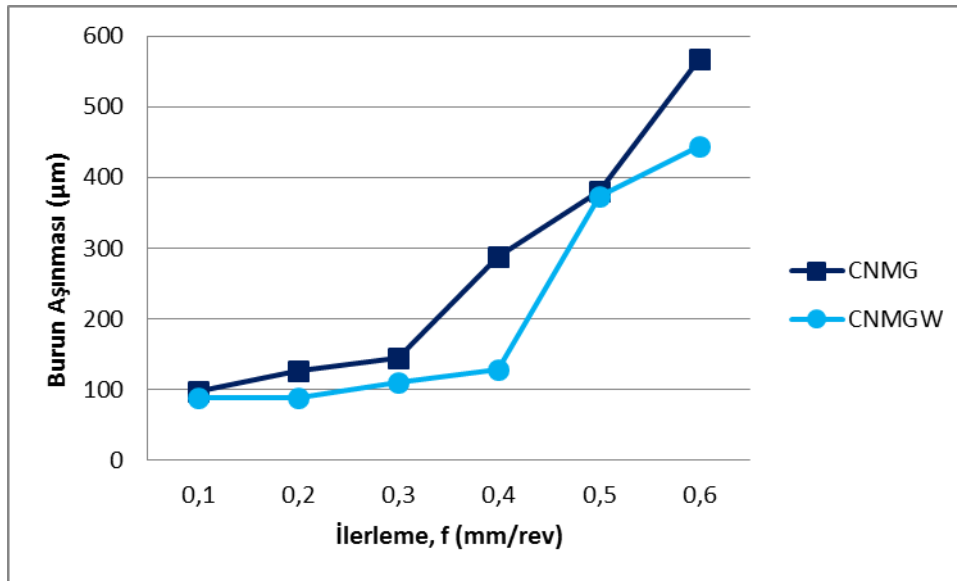
Şekil 5.12. Kesici uç geometrisinin burun aşınmasına etkisi ($V=100$ m/min, LN_2 , R+F)

Şekil 5.13 ve 5.14’de görüldüğü üzere, 300 m/min kesme hızında, 0,1 ila 0,3 mm/rev ilerleme değerleri arasında klasik ve silici geometrili kesici uçlara ait aşınma değerleri

birbirinden farklı hızlarda seyrederken, 0,3 mm/rev ilerleme değerinden sonra genelde benzer aşınma hızı sergilemişlerdir. Şekil 5.13’de görülen yan yüzey aşınması değerleri 0,3 mm/rev ilerleme değerine kadar farklı hızda yükselirken, bu ilerleme değerinden sonra aradaki aşınma farkı kısmen korunarak genelde benzer aşınma hızı sergilemişlerdir. Şekil 5.14’de görünen burun aşınması değerleri de, 0,3 mm/rev ilerleme değerine kadar aynı hızda yükselirken, bu ilerleme değerinden sonra klasik geometrili takım doğrusal şekilde hızlanarak daha fazla aşınmıştır.

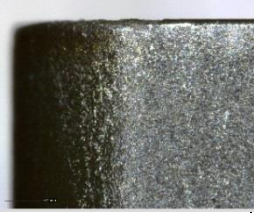
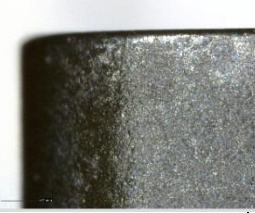
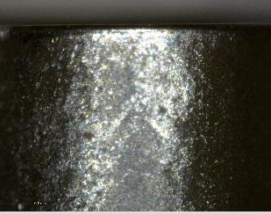
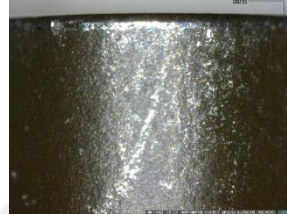
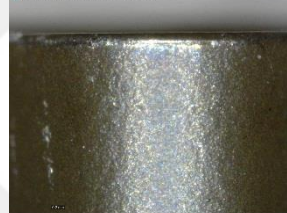
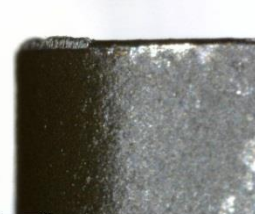
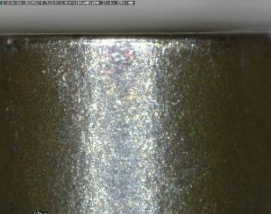
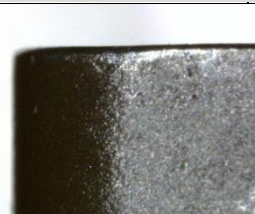
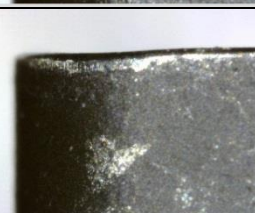
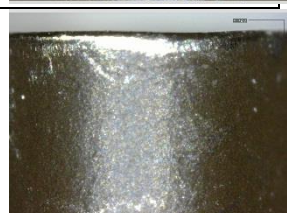


Şekil 5.13. Kesici uç geometrisinin yan yüzey aşınmasına etkisi ($V=300$ m/min, LN_2 , R+F)



Şekil 5.14. Kesici uç geometrisinin burun aşınmasına etkisi ($V=300$ m/min, LN_2 , R+F)

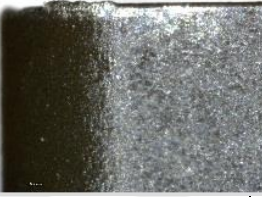
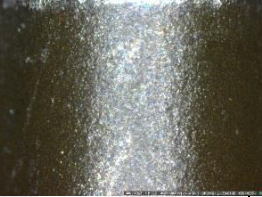
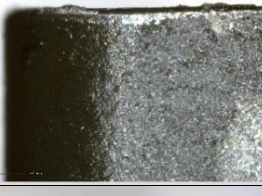
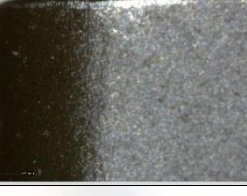
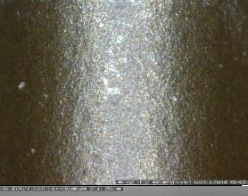
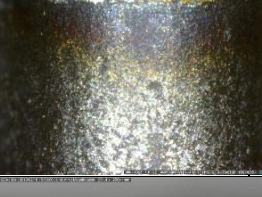
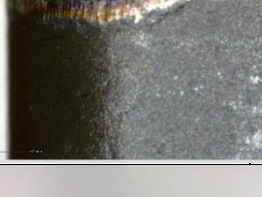
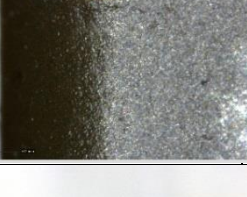
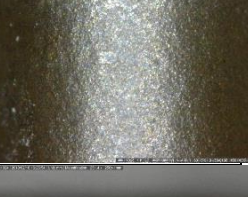
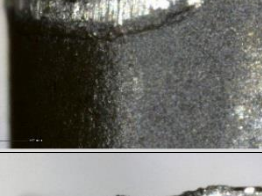
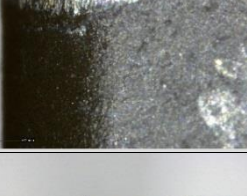
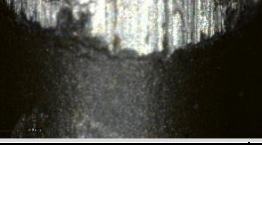
Çizelge 5.6. Kesici uç geometrisinin takım aşınmasına etkisi (V=100 m/min, LN₂, R+F)

	Yan Yüzey Aşınması		Burun Aşınması	
	CNMG	CNMGW	CNMG	CNMGW
f=0,1 mm/rev				
f=0,2 mm/rev				
f=0,3 mm/rev				
f=0,4 mm/rev				
f=0,5 mm/rev				
f=0,6 mm/rev				

Çizelge 5.6’da görünen aşınma fotoğraflarından, kesici uçlarda ilerleme ile artan abraziv aşınma mekanizmasının hakim olduğu görünürken, özellikle 0,4 mm/rev ilerleme değerinden sonra adheziv aşınma mekanizmasının doğurduğu BUE oluşumları gözlenmiştir. Abraziv aşınma mekanizmasına kriyojenik LN₂ soğutmanın iş parçası malzemesinde

meydana getirdiği akma mukavemeti artışı ve gevrekleşmenin neden olduğu düşünülürken, 0,4 mm/rev değerinden yüksek ilerleme oranlarında BUE oluşumuna yine kriyojenik LN₂ soğutmanın neden olduğu düşünülmektedir.

Çizelge 5.7. Kesici uç geometrisinin takım aşınmasına etkisi (V=300 m/min, LN₂, R+F)

	Yan Yüzey Aşınması		Burun Aşınması	
	CNMG	CNMGW	CNMG	CNMGW
f=0,1 mm/rev				
f=0,2 mm/rev				
f=0,3 mm/rev				
f=0,4 mm/rev				
f=0,5 mm/rev				
f=0,6 mm/rev				

Çizelge 5.7’de görünen aşınma fotoğraflarında, kesici uçlarda ilerleme ile artan aşındırıcı çizik izleri (abraziv aşınma mekanizması) yanında adheziv aşınma mekanizmasının doğurduğu talaş yapışması (BUE) birlikte gözlenmiştir. Benzer sonuçlar literatürde belirtilmiştir [42]. Abraziv aşınma mekanizmasına kriyojenik LN₂ soğutmanın iş parçası malzemesinde meydana getirdiği akma mukavemeti artışı ve gevrekleşmenin neden olduğu düşünülürken, yüksek kesme hızında BUE oluşumuna yine kriyojenik LN₂ soğutmanın neden olduğu düşünülmektedir. Aşırı düşük sıcaklıktaki (-196 °C) kriyojenik sıvı azotun LN₂, iş parçasında ön soğutma yaparak, kesme kuvvetlerinin yükseltilmesine ve kesici takımın abrazyona uğramasına neden olduğu bildirilmiştir [138, 300]. Ayrıca klasik uçlarda 0,3 mm/rev ilerleme değerinden sonra ve silicili uçlarda 0,4 mm/rev ilerleme değerinden sonra yükselen kesme kuvvetlerinin ve kesme bölgesi sıcaklığının neden olduğu plastik deformasyonun olduğu görülmektedir.

Sonuç olarak, Şekil 5.11 ila 5.14’ de verilen aşınma grafiklerinden görüldüğü üzere klasik geometrili CNMG uçlara nazaran silici geometrili CNMGW kesici uçlarda genelde daha az aşınma tespit edilmiştir. Silici geometrili CMGW kesici takımlar ile daha yüksek kesme bölgesi sıcaklık değerleri ölçülmesine rağmen, aşınma değerlerinin daha düşük çıkması, klasik geometrili kesici uçlara nazaran silici geometrili takımların kesici uç mukavemetinin geometriden kaynaklı olarak daha güçlü olmasına atfedilmiştir. Ayrıca genel olarak kesici uçlarda aşındırıcı çizik izleri ve talaş yapışması birlikte gözlenmiş olup, benzer durum literatürde bildirilmiştir [42]. Aşırı düşük sıcaklıktaki (-196 °C) çift nozul soğutmalı LN₂ kesme şartı, iş parçasını ön soğutmaya maruz bırakarak, kesme kuvvetlerinin yükseltilmesine ve kesici takımın abrazyona uğramasına neden olduğu belirtilmiştir [138, 300].

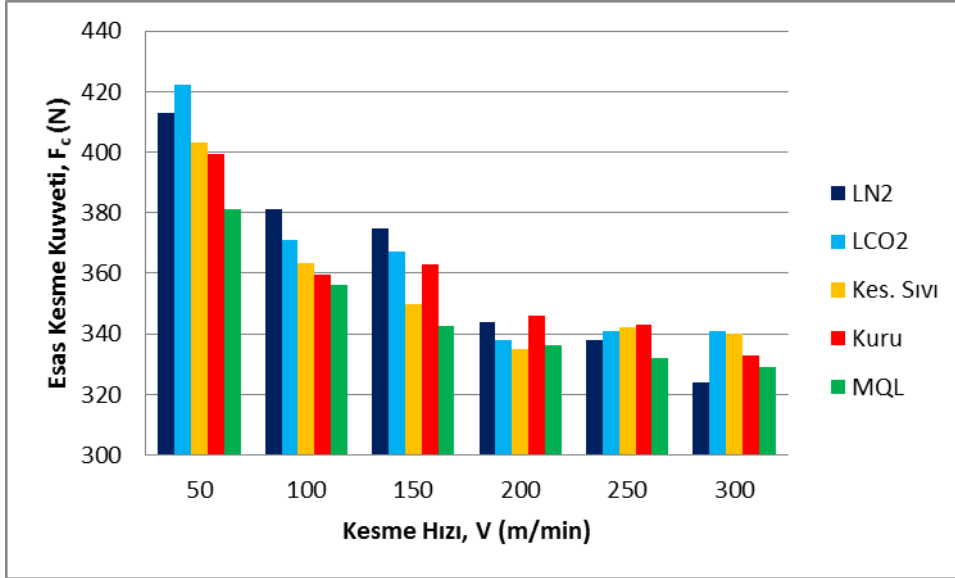
5.3. Kesme Kuvvetleri

Talaşlı imalat sürecinin takibi ve kontrolünde en önemli parametrelerden birisi de kesme kuvvetleridir. Kesme kuvvetleri sadece kesme performansı konusunda değil, aynı zamanda işlenen parçanın yüzey bütünlüğü karakteristiklerinin anlaşılandırılması ve analizi için ölçülmesi ve değerlendirilmesi gereken bir parametredir [140].

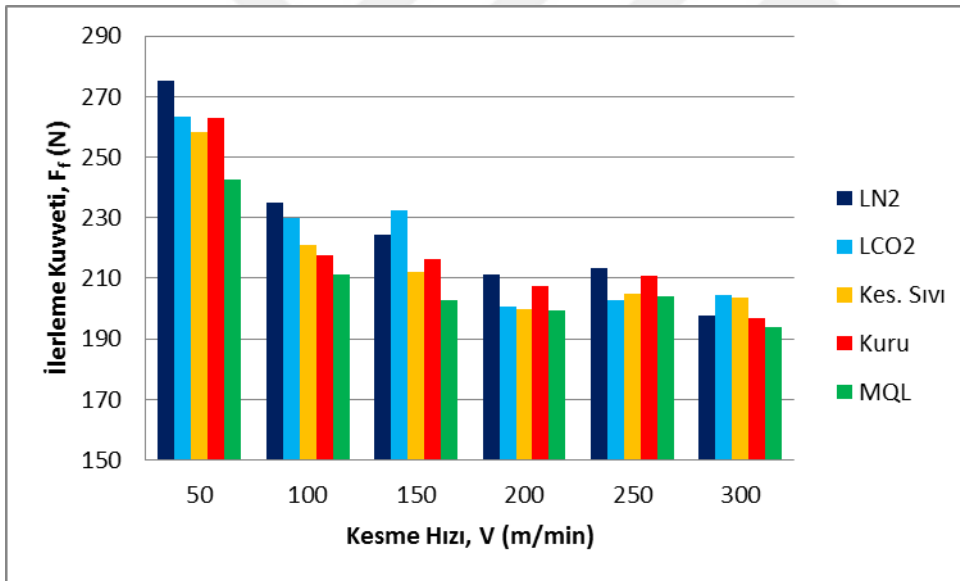
5.3.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının kesme kuvvetlerine etkisi

AISI 316LVM malzemenin altı farklı kesme hızı, beş farklı kesme şartı (soğutma-yaglama), sabit ilerleme oranı (0,1 mm/rev) ve talaş derinliği (1,2 mm) altında işlenmesi sürecinde ölçülen kesme kuvvetleri Şekil 5.16, 5.16 ve 5.17’de sunulmuştur. Talaş kaldırma deneylerinde ölçülen kesme kuvveti bileşenleri; kesme hızı ve kesme şartlarının kesme kuvvetlerine önemli etkisi olduğunu göstermektedir. Tüm kesme şartlarında artan kesme hızı ile esas kesme ve ilerleme kuvvetleri azalmıştır. Kesme hızının artırılması normalde kesme kuvvetlerini iki farklı şekilde etkileyebilir. Birincisinde artan ısı üretimi daha yüksek sıcaklığa yol açar ve kuvvetleri azaltırken, ikincisinde artan gerilme oranı daha güçlü deformasyon sertleşmesine yol açar ve kuvvetleri yükseltir. Bu araştırmada kuvvetlerin azalması, termal yumuşamanın deformasyon sertleşmesi etkisinden ağır basmasına bağlı olabilir. Kesme hızının kesme kuvvetlerine olan bu etkisi, kesme esnasında harcanan enerjinin hemen hemen tamamının kayma düzleminde, kesici ucun çevresinde ısı enerjisine dönüşmesiyle açıklanabilir [46, 62]. Çünkü artan kesme hızıyla birlikte kesme bölgesinde oluşan ısının yükselmesiyle yumuşayan iş parçası malzemesinin plastik şekil değişimi için daha az kuvvet harcanacaktır. Sonuç olarak birincil ve ikincil deformasyon bölgelerinde kesme hızıyla birlikte artan sıcaklık, işlenen malzemenin akma mukavemetini düşürerek kesme kuvvetlerinde azalmaya sebep olur [26, 35, 44, 62, 63, 81, 87, 366, 377]. Diğer taraftan artan kesme hızı ile kayma düzlemi açısı küçülürken, kısmen kesici takım talaş yüzeyinde takım-talaş temas alanının azalması sonucu sürtünme azalır. Ayrıca azalan sürtünme, artan kesme hızı sonucu sıcaklığın artmasıyla takım talaş yüzeyindeki akma bölgesinde (ikinci deformasyon bölgesi) yapışan malzemenin kayma dayanımının azalmasına neden olur [35, 44, 54, 74-76, 100, 372].

Kesici takımın hareketi yönündeki ilerleme kuvvetleri incelendiğinde (Şekil 5.16); özellikle yükselen kesme hızlarında kuvvetlerin azalmasıyla, esas kesme kuvvetine benzer davranış görülmektedir. Ancak altı çizilmesi gereken husus, kesme hızının ilerleme kuvveti üzerinde dominant etki yaptığıdır. Kesme hızının artmasıyla tüm kesme koşullarında ilerleme kuvvetlerinde oldukça önemli oranda azalma görülmektedir.



Şekil 5.15. Kesme hızının ve kesme şartlarının esas kesme kuvvetine etkisi



Şekil 5.16. Kesme hızının ve kesme şartlarının ilerleme kuvvetine etkisi

Tüm kesme şartlarında 200 m/min değerinden yüksek kesme hızlarında, esas kesme ve ilerleme kuvvetlerindeki azalma eğiliminin yavaşlaması, durması veya bazen tersine artması yüksek kesme hızlarında muhtemel takım aşınması ile ilişkilendirilebilir [44]. Ayrıca bu durumun; kesme bölgesine ve takım/talaş ara yüzeyine püskürtülen basınçlı soğutma ve yağlama akışkanlarının soğutucu etkisiyle talaş kaldırma sıcaklığını düşürdüğü, özellikle yüksek kesme hızlarında daha fazla soğutma etkisi meydana getirmesine atfedilmesi literatüre uygundur [26]. Zira daha fazla soğutma etkisiyle işlenen malzemenin artan akma

mukavemeti, kesme kuvvetlerinde de bir miktar artış eğilimi göstermiştir. Ancak, takım-talaş ara yüzeyine püskürtülen akışkanın, takım-talaş temas uzunluğunu kısaltarak sağladığı sürtünme kuvvetlerindeki avantajın, soğutma etkisiyle sağlanan akma mukavemetindeki artış dezavantajı kesme şatlarına göre farklılık arz ederek, kesme kuvvetlerinde azalma ve artma yönünde hareket sergilenmesine sebep olmuştur [26].

Kesme şartları tek tek incelendiğinde şu detaylar ile karşılaşılmıştır. Sıvı CO₂ ile işleme operasyonlarında kesme kuvvetleri 200 m/min kesme hızına kadar artan kesme hızı ile azalmış, bu kesme hızı değerinden sonra ise kuvvetlerdeki azalma eğilimi sona ermiştir. Ayrıca 150 m/min kesme hızında kesme kuvvetlerindeki değişen trend kesici takımda oluşan BUE oluşumuna atfedilmiştir. Kuru işlemede kesme kuvvetleri genel olarak artan kesme hızı ile azalmıştır. 150 m/min ve 250 m/min kesme hızlarında kesme kuvvetlerinde gözlenen küçük artışlar yüksek kesme hızlarında muhtemel takım aşınması ile ilişkilendirilebilir [44]. MQL ile işlemede kesme kuvveti genel olarak artan kesme hızı ile azalmıştır. 150 m/min kesme hızından sonra kuvvetlerdeki azalma eğiliminin yavaşlaması artan kesici takım aşınması ve BUE oluşumuna atfedilmiştir. Sıvı N₂ ile işlemede kesme kuvveti artan kesme hızı ile azalmıştır. 250 m/min kesme hızında ilerleme kuvvetindeki küçük artış, kesici takım aşınması ve BUE oluşumuna atfedilmiştir.

Kesme şartları açısından değerlendirildiğinde en düşük kesme kuvvetleri MQL yöntemi ile en yüksek kesme kuvvetleri de kriyojenik yöntemler ile işleme operasyonlarında elde edilmiştir. MQL soğutma-yağlama şartında meydana gelen düşük kesme kuvvetleri, MQL uygulamasında kesme bölgesine gönderilen basınçlı hava içindeki çok küçük yağ damlalarının iş parçası ile kesici takım arasında ince bir yağ katmanı oluşturarak sürtünmeyi azaltmasına ve takım aşınmasını minimum seviyede tutmasına atfedilebilir [286, 289, 293, 386, 387]. Ayrıca basınçlı hava-yağ karışımı, talaş kırıcı görevi yaparak takım-talaş temas alanını küçültmüş ve talaşın hava üzerinde kaymasını sağlayarak ikinci deformasyon bölgesindeki sürtünme kuvvetlerini düşürerek, kesme ve ilerleme kuvvetlerinin düşmesine sebep olmuş olabilir [26]. Yapılan araştırmalarda takım-talaş ara yüzeyinin ve talaş sıcaklığının düşürülmesinde, kesme sıvısı yöntemine nazaran püskürterek soğutmanın ısı taşıma kapasitesinin, daha üstün olduğu bildirilmiştir [26, 131, 382, 388]. MQL yönteminde yağ sisinin, kesici ucu soğutmasının yanında deformasyon bölgesindeki sıcaklığın yükselmesine izin vererek malzemenin yumuşamasını sağlaması sonucu takım aşınması azalır [283, 383]. Genel olarak, kuru ve kesme sıvısı ile yapılan işlemeye nazaran MQL

kullanılarak kesme kuvvetlerinde bir miktar azalma sağlanması literatüre uygundur [26, 131, 291, 283, 389, 390]. Ayrıca kuru kesmeye nazaran MQL yönteminde sıcaklıkların daha az olması, talaşın takım-talaş ara yüzeyine olan yapışmasını azaltarak, kesme kuvvetlerinin düşmesine sebep olur [291, 389].

Kesme sıvısı ile soğutmada kesme kuvvetleri 200 m/min kesme hızına kadar MQL yöntemi sonuçlarına paralel şekilde azalan bir eğilim izlese de MQL den daha yüksektir. Islak şartlardaki yağlama ve soğutma etkisinin kesici takım-talaş ve kesici takım-iş parçası ara yüzeyleri arasında sürtünme ve kesici kenarda BUE oluşumunu azaltarak düşük kesme kuvveti değerlerinin elde edilmesini sağladığı söylenebilir. Kesme sıvısı uygulanan operasyonlarda kesme kuvvetlerinin, 200 m/min kesme hızı değerinden sonra eğilim değiştirerek, LCO₂ koşulları benzer şekilde yükselmesi aşınma ve BUE oluşumuna atfedilmiştir.

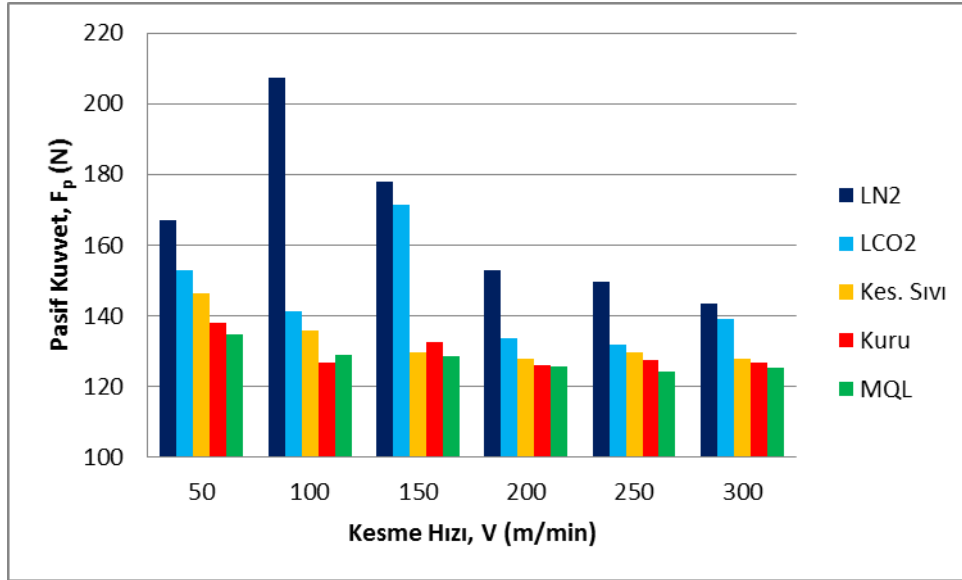
Kesme sıvısı ile soğutma yönteminin MQL uygulamasına nazaran verimsizliği, takım-talaş ara yüzüne soğutma sıvısının yeterince ulaşamamasından kaynaklanmaktadır. MQL yönteminde, yağ sisi içindeki yağ damlacıklarının boyutları ve dağılımı homojendir. Bu durumda yüksek ısılatma kabiliyeti sağlanmasının yanında, çok küçük yağ damlacıklarının kapılar etki ile zor ulaşılabilen bölgelere sızması da sağlanmaktadır. MQL yönteminde soğutucu-yaglayıcı sıvı kesme bölgesinin içine işleyerek takım ve iş parçasını soğutmasının yanında yağlama görevini de yaparak, sürtünmeyi ve dolayısıyla talaştan takıma geçen ısıyı azaltılmış olur ve dahası basınçlı hava özelliği ile çıkan talaşların uzaklaşmasına yardım eder [283, 373, 382, 388]. 200 m/min ve daha yüksek kesme hızlarında MQL yönteminin düşük kesme hızlarına nazaran avantajını yitirdiği grafiklerden görülmektedir. Bu durum MQL yönteminin yüksek sıcaklıklarda avantajını kaybetmesine atfedilmiştir [132].

Kuru kesme yönteminde, düşük kesme hızlarında (50-100 m/min) elde edilen kuvvetler, MQL ile kesme sıvısındakilerin arasında ve kesme sıvısındakilerden düşük olmasına rağmen, 100 m/min değerinden sonra artan kesme hızı ile birlikte yükselen takım aşınması ve BUE oluşumundan kaynaklı olarak kesme sıvısından daha yüksek çıkmıştır. Kuru kesme koşulunda elde edilen esas kesme kuvvetlerinin kesme sıvısına göre daha düşük olduğu benzer durumlar literatürde mevcut olup [194, 391], bu durum kesme bölgesinde oluşan sıcaklığın etkisiyle iş parçasında termal yumuşama meydana gelmesi ve bunun sonucunda malzemeyi işlemek için daha az kuvvete ihtiyaç duyulmasından kaynaklanmaktadır [194].

Bu çalışmada diğer kesme şartlarına nazaran kriyojenik şartlarda özellikle düşük kesme hızlarında (50; 100; 150 m/min) yüksek kesme kuvvetlerinin olduğu görülmektedir (Şekil 5.15, 5.16). Kriyojenik şartlarda ölçülen kesme kuvvetlerinin diğer soğutma yağlama yöntemleri ile yapılan talaş kaldırma işlemlerinde oluşan kuvvetlerden daha yüksek olması ve tüm kesme şartlarında özellikle esas kesme kuvvetlerinin ve ilerleme kuvvetlerinin kesme hızındaki artış ile azalma eğilimi göstermesi literatüre uygundur [140]. Kriyojenik yöntemlerde kesme kuvvetlerinin yüksek çıkması kesici takımın diğer kesme şartlarına nazaran daha fazla aşınmış olmasına atfedilmiştir. Ayrıca kriyojenik yöntemlerin daha fazla soğutma etkisiyle işlenen malzemenin artan akma mukavemeti, kesme kuvvetlerinde ve takım aşınmasında artış eğilimine sebep olmuş olabilir [26]. Diğer taraftan 316LVM paslanmaz çelik deformasyon sonucu pekleşme kabiliyeti yüksek bir malzemedir.

Özellikle düşük kesme hızlarında (50; 100; 150 m/min) deformasyon hızının düşük olması sebebiyle iş parçasında termal yumuşama meydana gelmezken, malzemenin yüksek pekleşme eğilimine sahip olması ve kriyojenik şartlardan kaynaklanan akma mukavemetindeki artış yüksek kesme kuvvetleri oluşumuna sebep olmuş olabilir [140]. Literatürde [217] işlenebilirliği zor bir diğer malzeme olan Inconel 718 ile yapılan delme testlerinde kriyojenik şartların kesme kuvvetlerinde %3~10 aralığında bir artışa neden olduğu bildirilmiştir. Düşük sıcaklıklarda (-196 °C) gerçekleştirilen kriyojenik soğutma uygulamasının iş parçası malzemesinin gevrekleşmesine ve dolayısı ile mukavemetinin artmasına neden olması ve bu sebeple, kriyojenik şartlarda kesme kuvvetlerinin artma eğilimi göstermesi literatüre uygundur [217, 392].

Genel olarak tüm kesme şartlarında artan kesme hızı ile pasif (radyal) kuvvette hafif bir şekilde azalma görülmekte olup, en yüksek pasif kuvvet değerleri kriyojenik şartlarda ölçülmüştür (Şekil 5.17). Fakat kuru, kesme sıvısı ve MQL soğutma şartlarında artan kesme hızı ile pasif kuvvette önemli bir değişim gözlenmez iken kriyojenik kesme şartlarında takım aşınmasından kaynaklı ani yükselmeler ve düşüşler gözlenmektedir. Örneğin kesme sıvısı kullanılan operasyonda kullanılan kesici takımda önemli bir aşınma oluşmaması, genel olarak pasif kuvvetin kesme hızı ile azalarak normal seyretmesine sebep olmuştur. Fakat sıvı CO₂ ile kesme operasyonunda pasif kuvvetin 150 m/min kesme hızında ani yükselişi kesici uçtaki BUE oluşumundan ve aşınmadan, sıvı N₂ ile kesme operasyonunda 100 m/min kesme hızında pasif kuvvetteki ani yükselişin ise takım aşınmasından kaynaklandığı anlaşılmaktadır.

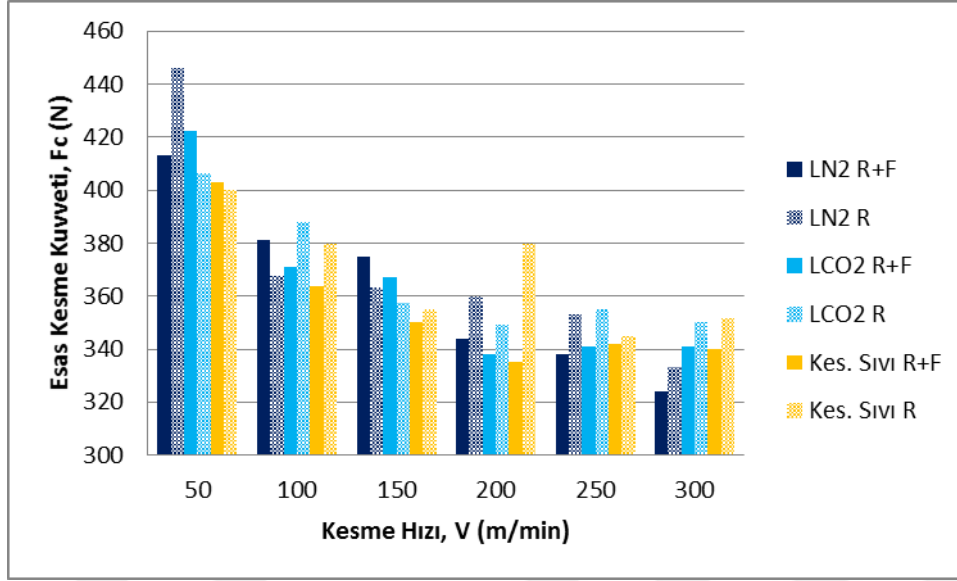


Şekil 5.17. Kesme hızının ve kesme şartlarının pasif kuvvete etkisi

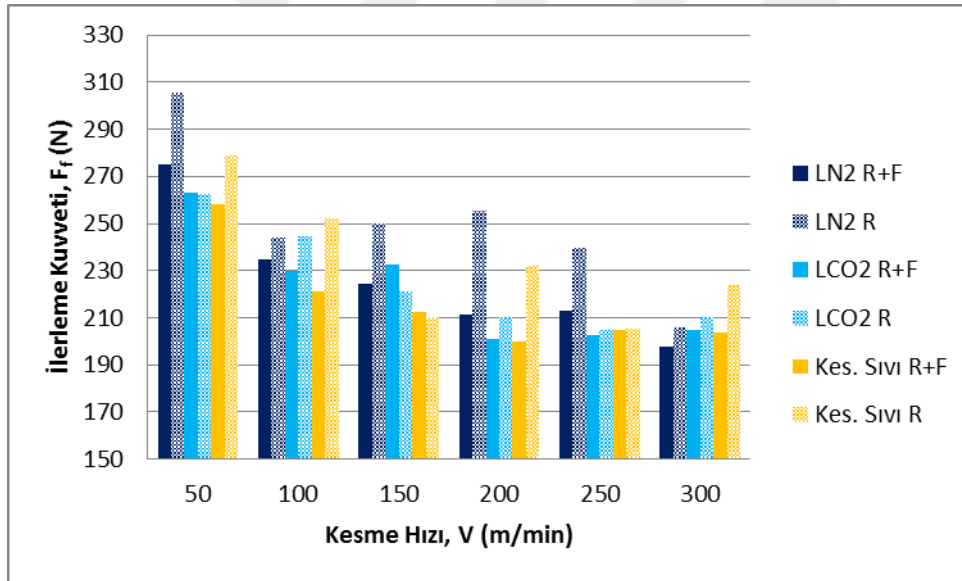
Aşınmadan kaynaklı kesici uç yarıçapı artışı ile pasif kuvvetin artması literatüre uygundur [74, 77-80]. Çünkü kesici takım uç yarıçapının değişimi kesici kenar giriş açısının (yaklaşma açısı) değişimine sebep olmaktadır. Kesici takım uç yarıçapı arttıkça küçülen kesici kenar giriş açısı ile F_p pasif kuvvette artma, F_f ilerleme kuvvetinde azalma ve F_c esas kesme kuvvetinde ise çok az bir artış olacağı literatürde bildirilmiştir [74, 77-80]. Diğer yandan radyal yöndeki yüksek kesme kuvvetleri, aşınmadan kaynaklı büyük kesici uç yarıçapının neden olduğu artan kazıma (ploughing) etkisine atfedilebilir. Ayrıca artan kazıma etkisinin işlenmiş yüzeyde ve yüzey altında daha fazla plastik deformasyon meydana getireceği bildirilmiştir [23, 28]. Sonuç olarak kesme kuvveti bileşenlerinin kesme şartlarından sınırlı seviyede etkilenmesi ve kesici takım aşınmasına bağlı olarak artış eğilimi sergilemeleri literatüre uygundur [140, 194].

5.3.2. Soğutucu nozul sayısının kesme kuvvetlerine etkisi

AISI 316LVM malzemenin; sabit ilerleme (0,1 mm/rev), sabit talaş derinliği (1,2 mm), altı farklı kesme hızı, üç farklı kesme şartı (soğutma, yağlama) ve iki farklı soğutucu nozul konumu (tek nozul (R): talaş yüzeyi, çift nozul (R+F): talaş yüzeyi ve serbest yüzey) altında işlenmesi sürecinde ölçülen kesme kuvvetleri Şekil 5.18, 5.19 ve 5.20’de gösterilmiştir.



Şekil 5.18. Soğutucu nozul sayısının esas kesme kuvvetine etkisi

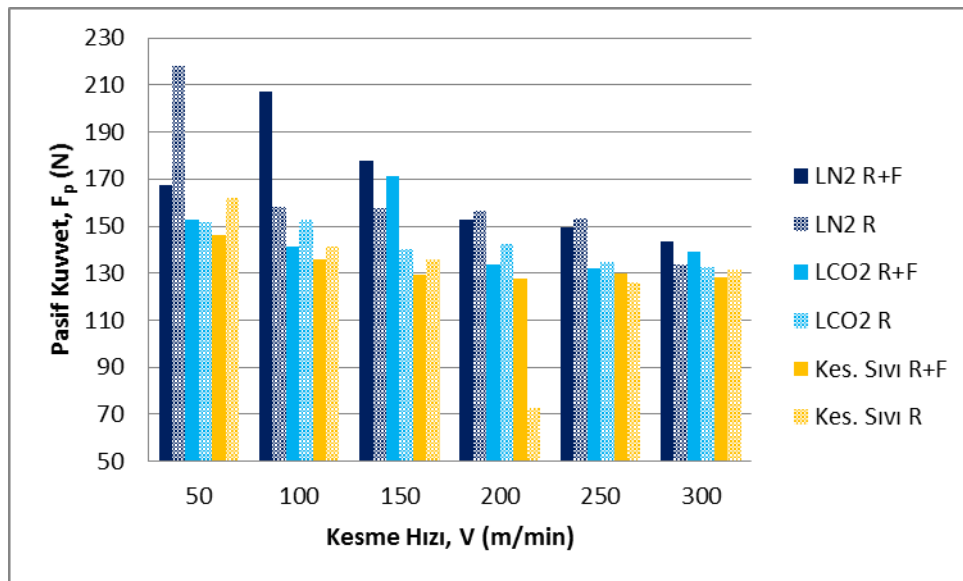


Şekil 5.19. Soğutucu nozul sayısının ilerleme kuvvetine etkisi

Farklı noktalardan kesme bölgesine gönderilen en etkili üç kesme şartının (sıvı azot, sıvı karbondioksit ve kesme sıvısı) kesme kuvvetlerine etkisi araştırılmış ve birbirleri ile kıyaslanmıştır. Talaşlı imalat deneylerinde nozulların etkisini incelemek için kesici takımın talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyinden birlikte ve ayrıca sadece talaş yüzeyinden olmak üzere iki farklı şekilde nozullar konumlandırılmıştır.

Kesme sıvısı ile işlemede kesme kuvvetleri ve kesici takım aşınmaları incelendiğinde; genel olarak çift nozul (R+F) ile soğutmada kesici takımın daha az aşındığı ve buna karşılık kesme kuvvetlerinin daha düşük olduğu görülmektedir. Tek nozul (R) ile soğutmada, 200 m/min ve 300 m/min kesme hızlarında, kesme kuvvetlerindeki ani artış kesici takımdaki aşınmaya ve BUE oluşumuna atfedilmiştir. Her iki nozul tipinde, 200 m/min kesme hızı değerinden sonra kuvvetlerdeki azalma eğiliminin değişmesi ve tersine dönmesi yüksek kesme hızlarındaki artan takım aşınmasına ve BUE oluşumuna atfedilmiştir.

Kriyojenik sıvı CO₂ ile işlemede kesme kuvvetleri ve kesici takım aşınmaları incelendiğinde; 50 m/min kesme hızında çift nozul ile soğutmada kesici takım aşınması daha fazla olduğundan esas kesme kuvvetinin daha yüksek çıktığı düşünülmektedir. 100 m/min kesme hızında tek nozul ile soğutmadaki BUE oluşumu kesme kuvvetlerinin daha yüksek çıkmasına sebep olmuş olabilir. 150 m/min kesme hızında çift nozul ile soğutmada kesici takım aşınmasının daha fazla olması ve yüksek BUE oluşumu kesme kuvvetlerinin yüksek çıkmasına neden olabilir. 200 m/min ve daha yüksek kesme hızlarında tek nozul ile soğutmadaki BUE oluşumlarından dolayı kesme kuvvetleri daha yüksek çıkmış olabilir. Gerek nozul, gerekse çift nozul soğutmada, 200 m/min kesme hızı değerinden sonra kuvvetlerdeki azalma eğiliminin değişmesi ve tersine dönmesi yüksek kesme hızlarında artan kesici takım aşınmasına ve BUE oluşumuna atfedilmiştir.



Şekil 5.20. Soğutucu nozul sayısının pasif kuvvete etkisi

Kriyojenik sıvı azot LN_2 ile işlemede kesme kuvvetleri ve kesici takım aşınmaları incelendiğinde; genel olarak çift nozul ile soğutmada kesici takımın daha az aşındığı ve buna karşılık kesme kuvvetlerinin daha düşük olduğu görülmektedir. 50 m/min kesme hızında tek nozul ile soğutmada kesici takım aşınması daha fazla olduğundan kesme kuvvetleri daha yüksek çıkmış olabilir. 100 m/min kesme hızında çift nozul ile soğutmada kesici takımın daha fazla aşınmış olmasının, esas kesme kuvvetinin daha yüksek çıkmasına sebep olduğu düşünülmektedir. 150 m/min kesme hızında çift nozul ile soğutmada BUE oluşumundan dolayı esas kesme kuvveti daha yüksek çıkmış olabilir. 200 m/min ve daha yüksek kesme hızlarında tek nozul ile soğutmada kesici takımın daha fazla aşınması ve BUE oluşumlarından dolayı kesme kuvvetleri daha yüksek çıkmış olabilir. Tek nozul ile soğutmada, 150 m/min ve 200 m/min kesme hızlarında esas kesme kuvvetinin çok fazla değişmezken, ilerleme kuvvetinin artan kesme hızı ile yükselmesinin sebebi kesme hızı ile birlikte artan takım aşınmasına atfedilmiştir.

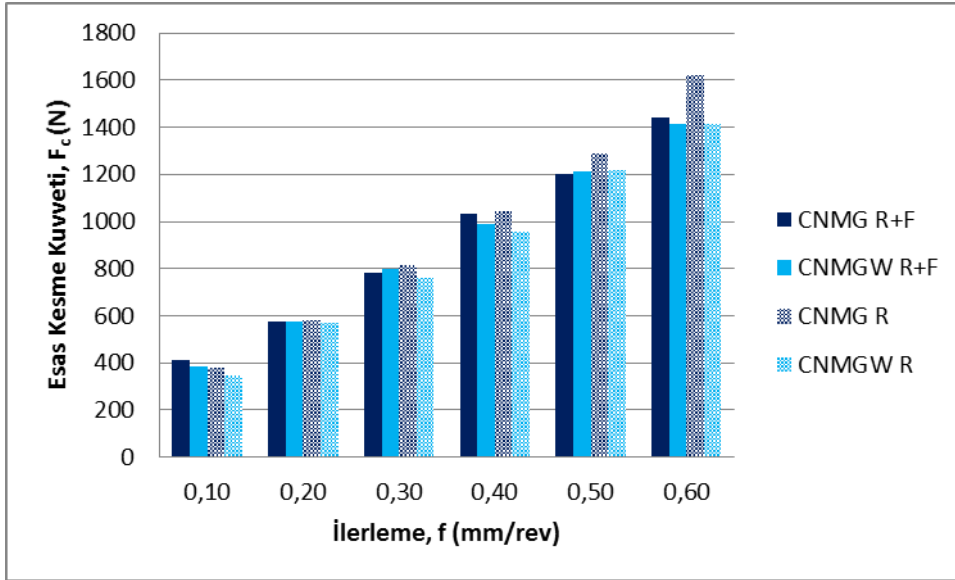
Sonuç olarak nozul sayısının kesici takımda meydana gelen takım aşınmasını ve BUE oluşumunu etkilemesinin, dolaylı yoldan kesme kuvveti bileşenleri üzerinde bir etki oluşturduğu anlaşılmıştır. Kesme kuvvetlerinin kesici takım aşınmasına bağlı olarak artış eğilimi göstermesi literatüre uygundur [140, 194].

5.3.3. İlerleme ve kesici uç geometrisinin kesme kuvvetlerine etkisi

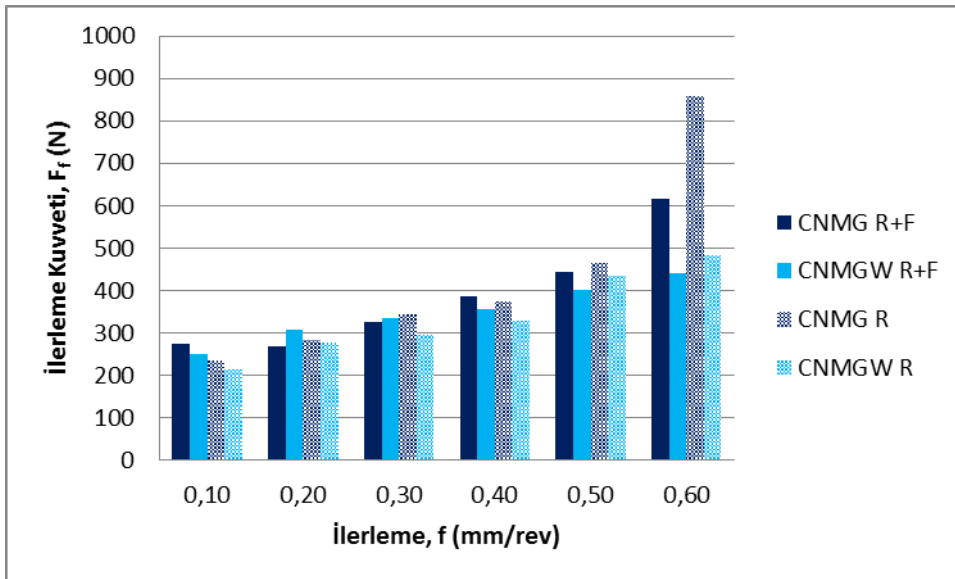
AISI 316LVM malzemenin, sabit talaş derinliğinde (1,2 mm), iki farklı kesme hızında, iki farklı soğutucu nozul (tek nozul (R): talaş yüzeyi, iki nozul (R+F): talaş yüzeyi ve serbest yüzey) ile uygulanan kriyojenik sıvı azot soğutma altında, farklı ilerleme değerlerinde ve farklı uç geometrisine (klasik uç: CNMG, silici uç: CNMGW) sahip kesici uçlar ile işlenmesi sürecinde ölçülen kesme kuvvetleri Şekil 5.21'den 5.26'ya kadar olan grafiklerde gösterilmiştir.

Tüm kesme koşullarında artan ilerleme ile esas kesme kuvveti lineer olarak artmıştır. Ayrıca deneylerde artan ilerleme ile takımdaki aşınma miktarı da arttığından esas kesme kuvvetlerinde de ilave bir artış eğilimi oluşmuştur. Genel olarak ilerleme arttığında kesme kuvvetlerinin arttığı, buna karşın kesme hızındaki artışla birlikte kesme kuvvetlerinin azaldığı söylenebilir [34, 73]. İlerlemenin kesme kuvveti değerleri üzerine bu etkisini; ilerleme oranındaki/hızındaki artışla birlikte talaş kesitinin artmasından kaynaklandığı

düşünülmektedir. Talaş kesitinin artması takım-talaş temas alanını artırmaktadır. Böylece kesici takım yüzeyinde oluşan gerilmeler daha geniş bir alanda etkili olmaktadır [54, 106, 385]. Kesme kuvvetlerinin artışında literatüre uygun olarak ilerlemenin kesme hızından daha etkili olduğu görülmüştür [54, 372, 393, 394].

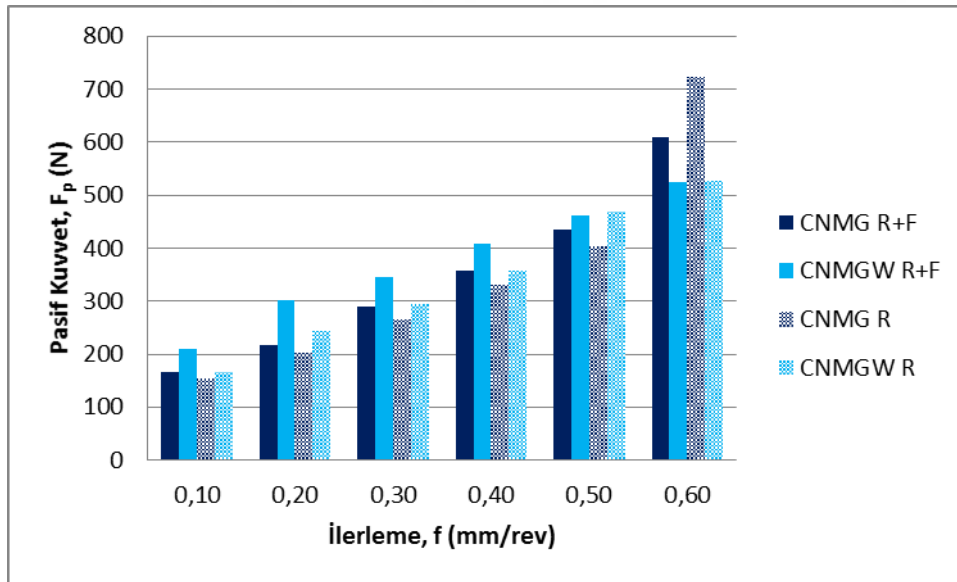


Şekil 5.21. İlerleme ve kesici uç geometrisinin esas kesme kuvvetine etkisi (LN_2 soğutma, $V=100$ m/min, $a_p=1,2$ mm)



Şekil 5.22. İlerleme ve kesici uç geometrisinin ilerleme kuvvetine etkisi (LN_2 soğutma, $V=100$ m/min, $a_p=1,2$ mm)

Düşük kesme hızında (100 m/min) yapılan talaşlı imalat deneylerinde ölçülen kesme kuvveti değerlerinden çıkarılan sonuçlar şunlardır. Şekil 5.21 ve 5.22’de farklı kesici uç geometrisinin esas kesme kuvveti ve ilerleme kuvveti üzerinde etkisinin sınırlı olduğu görülmektedir. Esas kesme kuvveti ve ilerleme kuvvetlerinin benzer bir eğilim gösterdiği izlenmiştir. Esas kesme ve ilerleme kuvveti açısından tüm kesme koşulları kıyaslandığında, farklı ilerleme oranlarında en düşük kesme kuvvetleri genellikle silici uç kullanıldığında ölçülmüş olup, benzer sonuçlar literatürde bildirilmiştir [155, 160]. Talaş kaldırma deneylerinde ortaya çıkan bu durum; klasik geometrili kesici uçlara nazaran silici geometrili takımların kesici uç mukavemetinin geometriden kaynaklı olarak daha güçlü olması sonucu daha az aşınmasına atfedilmiştir. Ayrıca en düşük (0,1 mm/rev) ilerleme oranında, çift nozul (R+F) soğutmalı klasik geometrili CNMG kesici takıma ait ilerleme kuvvetinin daha yüksek ilerleme oranındaki (0,2 mm/rev) kuvvet değerinden fazla çıkması (Şekil 5.22), 0,1 mm/rev değerinde kesici takımında oluşan aşınmaya atfedilmiştir. En yüksek ilerleme oranında (0,6 mm/rev) çift nozul (R+F) ve tek nozul (R) soğutmalı klasik geometrili CNMG takımında aniden artan kesici takım aşınmasından (burun aşınması) kaynaklı olarak ilerleme kuvvetinde ani bir yükseliş gözlenmektedir (Şekil 5.22).



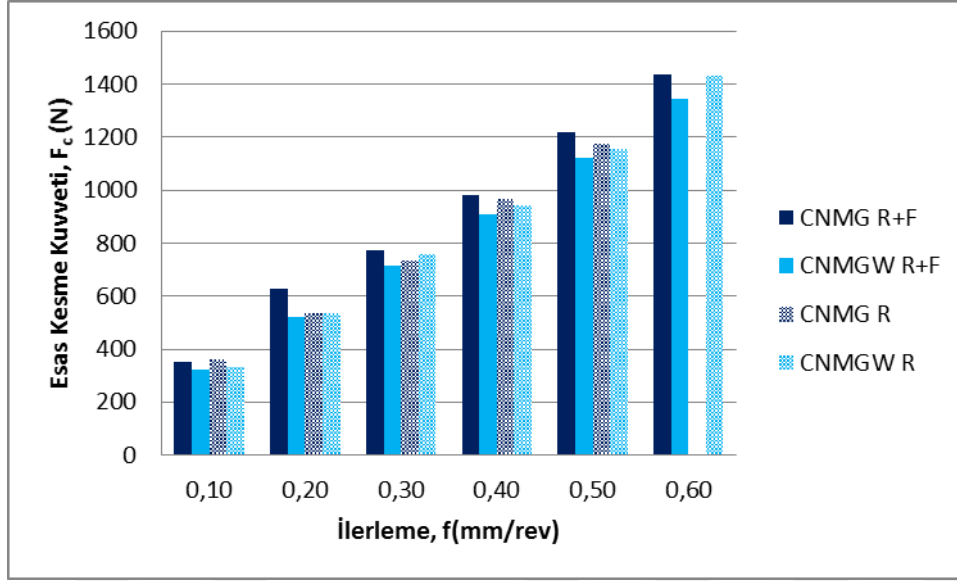
Şekil 5.23. İlerleme ve kesici uç geometrisinin pasif kuvvete etkisi (LN₂ soğutma, V=100 m/min, a_p=1,2 mm)

Şekil 5.23’de görüldüğü üzere, ilerleme ile beraber pasif kuvvetin arttığı görülmektedir. Düşük kesme hızında genel olarak tüm ilerleme değerlerinde silici geometrili CNMGW kesici uç ile daha yüksek pasif kuvvet değerleri elde edilirken, artan ilerleme değerleri ile

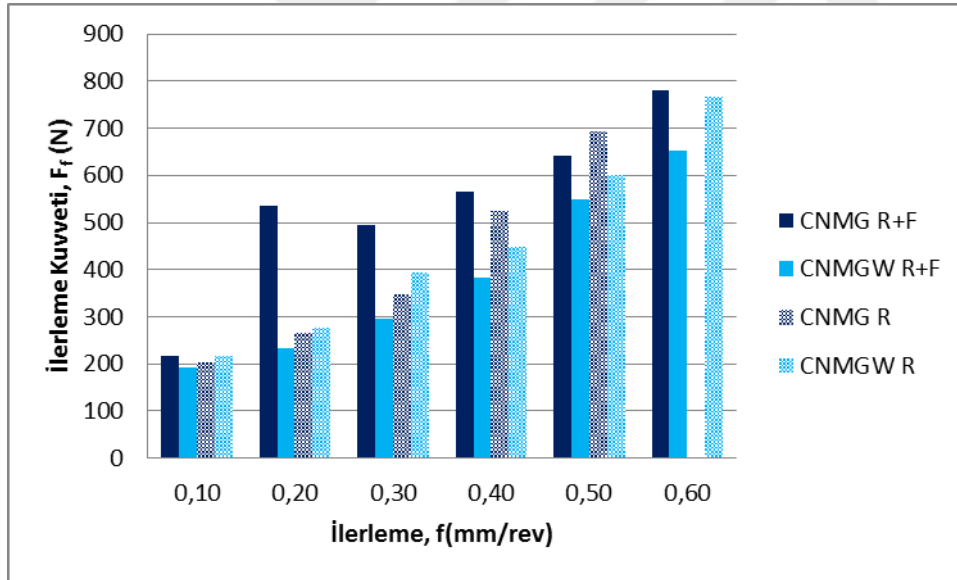
aradaki fark azalmıştır. Aradaki farkın giderek azalması tedrici olarak artan takım aşınmasının (burun aşınması) kesici takım burun yarıçapını yükseltmesine atfedilmiştir. Diğer taraftan en yüksek ilerleme değerinde (0,6 mm/rev) aniden artan kesici takım aşınmadan (burun aşınması) kaynaklı olarak klasik geometrilili CNMG kesici uca ait pasif kuvvet değerleri CNMGW silici uçtan daha fazla çıkmıştır. Silici geometrisinden ve aşınmadan kaynaklı olarak kesici burun yarıçapı artışı ile pasif kuvvetin artması literatüre uygundur [74, 77-80, 160]. Diğer yandan radyal yöndeki yüksek kesme kuvvetleri, aşınmadan kaynaklı büyük kesici uç yarıçapının neden olduğu artan kazıma (ploughing) etkisine atfedilmiştir [23, 28]. Ayrıca F_p pasif kuvvet artışının, yüzeyde termal ve mekanik yüklerin artışına sebep olacağı bildirilmiştir [74, 77-80].

Kriyojenik sıvı azot soğutma altında düşük kesme hızında (100 m/min) yapılan talaşlı imalat işlemlerinde, genel olarak klasik geometrilili takım (CNMG) ile yapılan talaş kaldırma işlemlerinde; tek nozul (R) soğutmada kesme kuvvetlerinin daha fazla ölçülmesi kesici takımın daha fazla aşınmasına atfedilmiştir. Tek nozul (R) ve Çift nozul (R+F) soğutma tipleri arasındaki kesme kuvveti farkının artan ilerleme ile giderek açılması, özellikle tek nozul soğutmada ilerleme ile artan kesici takım aşınmasına atfedilmiştir.

Yüksek kesme hızında (300 m/min) elde edilen esas kesme kuvveti davranışları düşük kesme hızındakine benzer iken ilerleme ve pasif kuvvetlerde zaman zaman farklı davranışlar gözlenmiştir (Şekil 5.24, 5.25 ve 5.26). Genel olarak artan ilerleme ile kesme kuvvetleri artarken, özellikle esas kesme kuvveti lineer bir artış göstermiştir. Yüksek kesme hızında farklı kesici uç geometrisinin esas kesme kuvveti ve ilerleme kuvveti üzerindeki etkisi daha belirgindir. Düşük kesme hızındakine benzer olarak klasik geometrilili CNMG kesici takımlara ait kesme kuvvetlerinin silici geometrilili CNMGW takımlardan fazla çıkması yüksek kesme hızlarında normal geometrilili takımların daha hızlı aşınmasına bağlanmıştır. Bu durum klasik geometrilili takımların, silici uç geometrisine göre daha zayıf mukavemete sahip olmasına atfedilmiştir. Şekil 5.25 ve 5.26' da çift nozul (R+F) soğutmalı klasik geometrilili uç ile 0,1 ve 0,2 mm/rev ilerleme oranlarında yapılan deneylerde ilerleme ve pasif kuvvetlerde ani yükselmeler tespit edilmiştir. Bu durum kesici takımlarda görülen tedrici burun aşınmasına ek olarak BUE oluşumuna atfedilmiştir.



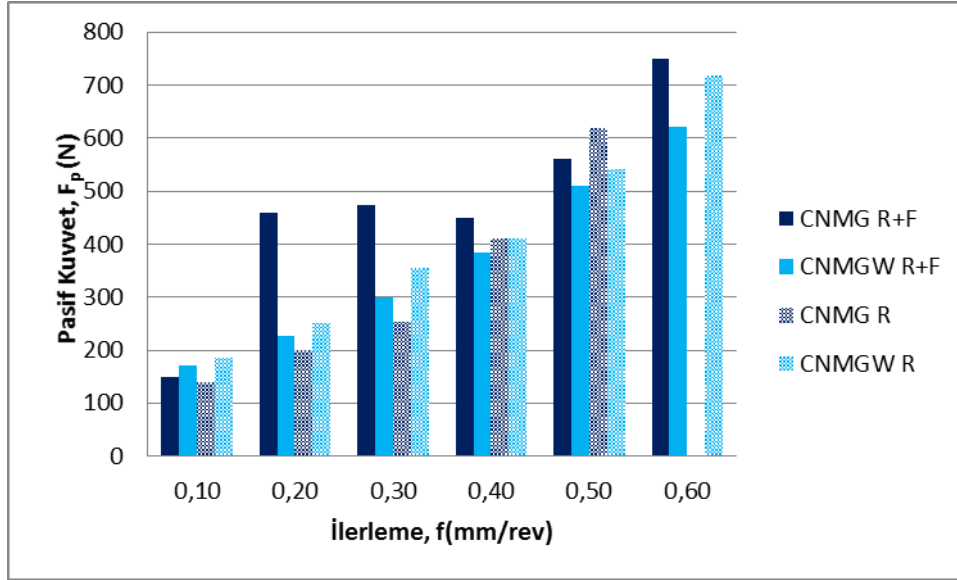
Şekil 5.24. İlerleme ve kesici uç geometrisinin esas kesme kuvvetine etkisi (LN₂ soğutma, V=300 m/min, a_p=1,2 mm)



Şekil 5.25. İlerleme ve kesici uç geometrisinin ilerleme kuvvetine etkisi (LN₂ soğutma, V=300 m/min, a_p=1,2 mm)

Kriyojenik sıvı azot soğutma altında, yüksek kesme hızında (300 m/min) yapılan talaşlı imalat işlemlerinde, genel olarak klasik geometrili CNMG takım ile çift nozul (R+F) soğutmada kesme kuvvetlerinin tek nozul (R) soğutmaya nazaran daha yüksek ölçülmesi kesici takımın daha fazla aşınmasına bağlanmıştır. Bu durum çift yönlü soğutmanın etkisi ile yüksek kesme hızında iş parçası malzemesinde meydana gelebilecek yumuşamanın oluşmaması sonucu yüksek malzeme mukavemetine atfedilmiştir. Diğer yandan silici

geometrilili CNMGW takım ile genel olarak tek nozul (R) soğutmada kesme kuvvetlerinin çift nozul (R+F) soğutmaya nazaran biraz yüksek ölçülmesi kesici takımın daha fazla aşınmasına bağlanmıştır.



Şekil 5.26. İlerleme ve kesici uç geometrisinin pasif kuvvete etkisi (LN_2 soğutma, $V=300$ m/min, $a_p=1,2$ mm)



6. YÜZEY BÜTÜNLÜĞÜ SONUÇLARI VE TARTIŞMA

Bu bölümde, farklı kesme parametreleri ve kesme şartları altında CNC torna tezgâhında işlenen AISI 316LVM numunelerin; yüzey pürüzlülüğü ve yüzey kalitesi, yüzey tabakasının mikroyapısı, mikrosertliği, faz ve doku durumunu bildiren yüzey bütünlüğü analizleri verilmiştir. Kesme parametreleri ve soğutma yağlama şartları ile yüzey bütünlüğü özellikleri arasındaki ilişkiler incelenerek açıklanmıştır.

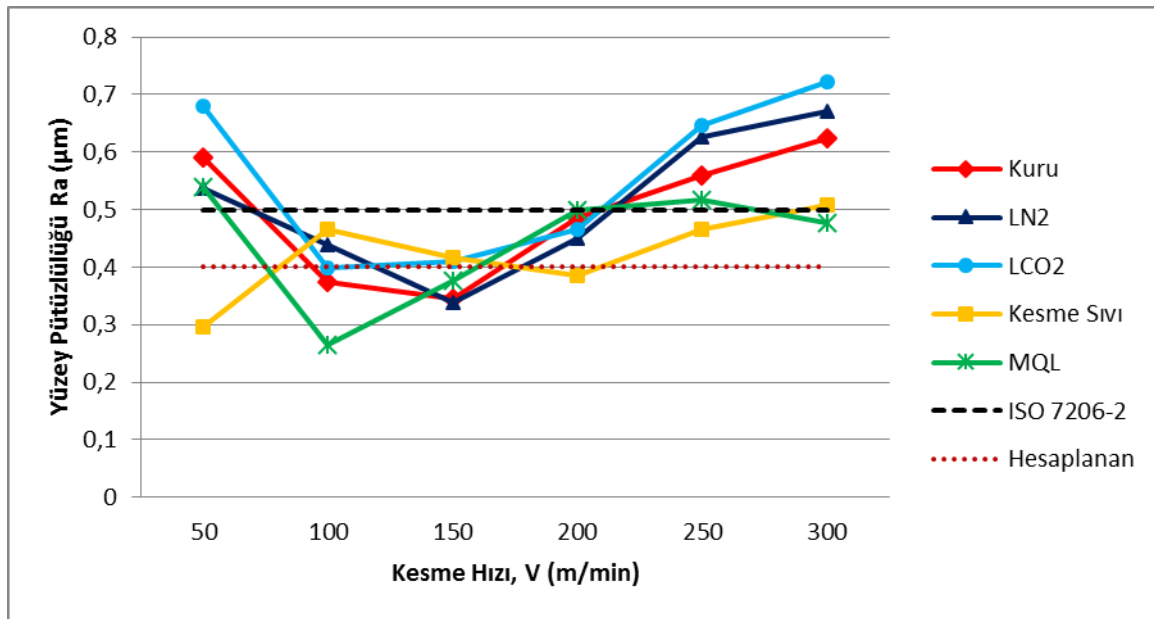
6.1. Yüzey Pürüzlülüğü ve Yüzey Kalitesi

AISI 316LVM östenitik paslanmaz çelik vücut içi biyomedikal implant malzemesi olması nedeni ile talaşlı imalat sürecinde elde edilecek yüzey kalitesi oldukça önemlidir. Tornalama sonrası yüzey kalitesini tanımlamak için yüzey pürüzlülüğü yaygın bir metottur. CNC torna tezgâhında işlenen AISI 316LVM numunelerin ortalama yüzey pürüzlülüğü (R_a) ve yüzey kalitesi ile kesme parametreleri (kesme hızı, ilerleme, kesici uç geometrisi) ve kesme şartları (kuru, kesme sıvısı, MQL, kriyojenik sıvı azot, kriyojenik sıvı karbondioksit) arasındaki ilişki grafikler yardımı ile incelenmiştir. Grafiklerde ayrıca vücut içi ortopedik medikal implant yüzeyleri için ISO 7602-2 standardında bildirilen değer (R_a 0,5 μm) ve Eş. 3.5 ile elde edilen tahmini değer belirtilmiştir.

6.1.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının yüzey pürüzlülüğüne etkisi

AISI 316LVM malzemenin altı farklı kesme hızı, çift nozul (R+F: talaş yüzeyi ve serbest yüzeyden) ile beş farklı kesme şartı (soğutma, yağlama) altında sabit talaş derinliği (1,2 mm) ve ilerleme oranı (0,1 mm/rev) değerlerinde işlenmesi sonucu oluşan ortalama yüzey pürüzlülük değerlerine kesme hızının ve kesme şartlarının etkisi Şekil 6.1’de gösterilmiştir. Genel olarak 50 m/min düşük kesme hızında yüksek olan pürüzlülük değerleri, kesme hızının belirli bir değere kadar (100 ve 150 m/min) artışı ile azalmış, daha sonra tekrar kesme hızı ile birlikte artışa geçmiştir. Kesme hızı ile birlikte iyileşen yüzey kalitesi, paslanmaz çeliklerin düşük kesme hızlarındaki talaşlı imalatında kesici takıma ve iş parçası yüzeyine malzeme yapışmasına neden olan BUE oluşumunun, artan kesme hızı ile birlikte takım-talaş arasındaki düşük temas alanı ve süresinden dolayı azalması ile yüzey kalitesinin gelişmesine atfedilmiştir [36, 111, 138]. Ayrıca kesici takımda oluşan BUE’nin, kesici kenarın yerini

olarak yüzey kalitesinin düşmesine neden olduğu bildirilmiştir [110, 395]. Belirli bir değerden (100 ve 150 m/min) sonra kesme hızı ile birlikte artan pürüzlülük değeri, yüksek kesme hızlarında artan kesme bölgesi sıcaklığının kesici takımın sıcak sertliğini olumsuz etkileyerek aşınma sürecine erken girmesine bağlanmıştır. Bölüm 5.2’de soğutma uygulamalarının, özellikle de kriyojenik soğutmanın BUE oluşumunu yüksek kesme hızlarına taşıdığı görülmüştür. Kesme hızının belli bir değere kadar yükseltilmesi yüzey kalitesi açısından iyi olurken, daha fazla artırılmasının yüzey kalitesinin zayıflamasına neden olduğu literatürde bildirilmiştir [35, 66].



Şekil 6.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının ortalama yüzey pürüzlülüğüne (Ra) etkisi

Kesme hızının artırılmasının takım aşınmasını ve yüzey kalitesini olumsuz etkilediği belirtilse de bu durum şartlara göre değişiklik gösterebilir. Genelde kesme hızındaki artışla yükselen kesme bölgesi sıcaklığının, malzemenin akma mukavemetini düşürerek kesme kuvvetlerini azaltması ve takım-talaş ara yüzündeki sürtünmeyi düşürmesi sonucu kesmeyi kolaylaştırarak, kesici takımdaki BUE oluşumunu engellediği ve özellikle çeliklerin işlenmesinde yüzey kalitesini iyileştirdiği varsayılır [91, 134, 138, 288]. Talaşlı imalatla artan kesme hızı ile birlikte yüzey pürüzlülüğünün düştüğünü bildiren çalışmalar mevcuttur [202]. Fakat karbon çeliklerinden daha sünek olan östenitik paslanmaz çeliklerin talaşlı imalatında, takım aşınmasından ziyade talaşların takıma ve iş parçasına sıvanması söz konusudur. Genelde düşük kesme hızlarında oluşan BUE, talaş kontrolünün sorun olduğu sünek malzemelerin işlenmesinde yüksek kesme hızlarında da sık sık görünür. Oluşan

sürekli talaşlar, artan kesme hızı ile daha da kontrolsüz akarak iş parçası yüzeyine zarar verirler. Diğer yandan artan kesme hızı ile birim zamanda daha çok talaş kaldırmaya maruz bırakılan kesici takım üzerine gelen yük artarak titreşimlerin yükselmesine neden olabilir. Kesici takımdaki rijitliğin bozulmasına sebep olan yüksek titreşimin, dinamik yüklerin tetiklediği aşınma mekanizmalarını hızlandırarak kötü yüzey kalitesi doğuracağı belirtilmiştir [288].

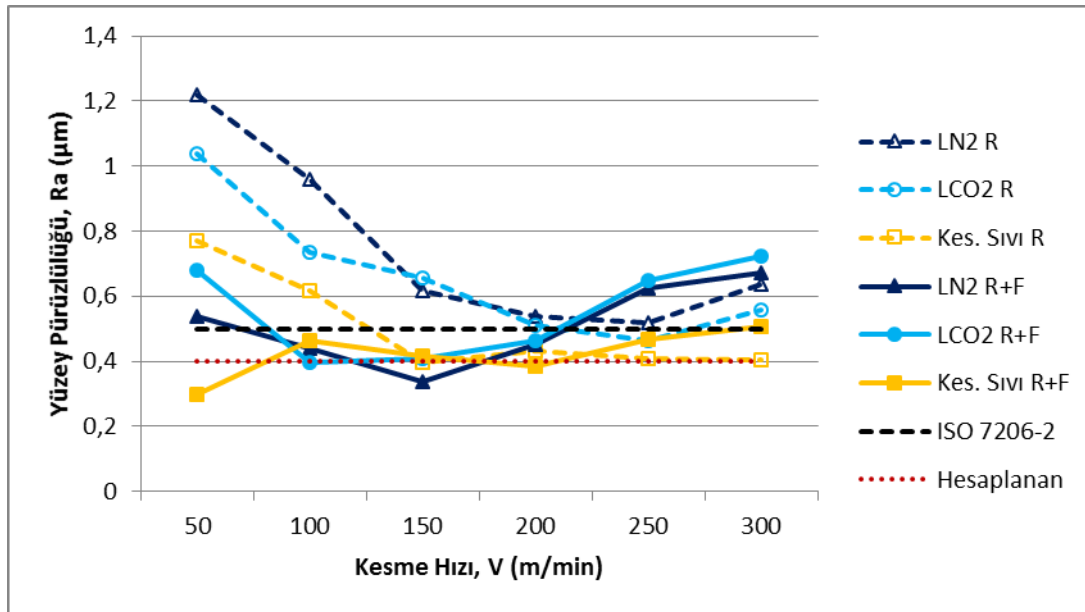
Kesme şartları karşılaştırıldığında (Şekil 6.1), en iyi yüzey kalitesinin sırası ile MQL ve kesme sıvısı ile elde edildiği anlaşılmaktadır. Talaşlı imalat deneyleri neticesinde en iyi pürüzlülük değerleri sırasıyla MQL kesme şartında 100 m/min kesme hızı ile R_a 0,265 μm ve kesme sıvı şartında 50 m/min kesme hızı ile R_a 0,297 μm olarak elde edilmiştir. MQL yönteminin, talaşlı imalat işlemlerinde karşılaşılan yüksek takım aşınması ve düşük yüzey kalitesi gibi olumsuzlukları bertaraf ettiği ve aynı zamanda çevreye duyarlı şekillendirme sağladığı [132] ve yüzey kalitesi açısından MQL ve ıslak işleminin birbirine yakın sonuçlar verdiği [396], fakat MQL uygulamasının daha üstün olduğu daha önce bildirilmiştir [283, 382]. Kesme sıvısının yüksek soğutma etkisi, kesme bölgesi sıcaklığını düşürerek, kesme kuvvetlerinin ve titreşimlerin artmasına neden olur. MQL uygulamasında, yağ sisi içindeki yağ damlacıklarının boyutları ve dağılımı homojendir. Kesme bölgesine püskürtülen yağ sisi, kesici ucun soğumasını sağlarken aynı zamanda deformasyon bölgesindeki sıcaklık artışıyla işlenen malzemenin yumuşamasına da izin verir. Zor ulaşılabilen bölgelere girerek yüksek ıslatma kabiliyeti sağlayan yağ sisinin, takım-talaş ara yüzündeki sürtünmeyi ve dolayısıyla talaştan takıma geçen ısıyı düşürerek, yüksek kesme hızlarında da iyi yüzey kalitesi sağladığı bildirilmiştir [283, 373]. Diğer yandan kuru kesme ve kriyojenik soğutma ile karşılaştırıldığında kesme sıvısının yüzey pürüzlülüğü üzerinde olumlu etki sağladığı benzer sonuçlar literatürde de bildirilmiş olup, bu durum soğutmanın yanında kesme sıvısının yağlayıcı özelliği olmasına atfedilmiştir [178].

En yüksek pürüzlülük değerleri kriyojenik sıvı karbondioksit (LCO_2) ile sırasıyla 300 m/min kesme hızında R_a 0,722 μm ve 50 m/min kesme hızında R_a 0,680 μm olarak elde edilmiştir. Hemen hemen tüm kesme hızlarında LCO_2 ile işlenen numune yüzeylerinde en kaba pürüzlülük değerleri elde edildiği söylenebilir. Kriyojenik soğutma uygulamalarının yüksek soğutma etkisinden dolayı kesme bölgesi sıcaklığının çok düşük olması ve iş parçası malzemesindeki mukavemet artışı sonucu, kesme kuvvetleri ve titreşimler artarak yüksek yüzey pürüzlülüğüne sebep olmuştur.

Tüm kesme şartlarında, 100 m/min, 150 m/min ve 200 m/min kesme hızlarında elde edilen pürüzlülük değerleri vücut içi ortopedik medikal implant yüzeyleri için ISO 7602-2 standardında bildirilen Ra, 0,5 μm değerinin altında ölçülmüştür. Ayrıca genel olarak kesme sıvısı ve MQL şartı altında tüm kesme hızlarında işlenen yüzeylerin pürüzlülük değerleri belirtilen standarda uygun elde edilmiştir.

6.1.2. Soğutucu nozul sayısının yüzey pürüzlülüğüne etkisi

AISI 316LVM malzemenin, altı farklı kesme hızı, üç farklı kesme şartı (soğutma, yağlama) ile iki farklı soğutucu nozul pozisyonu (tek nozul (R): talaş yüzeyi, çift nozul (R+F): talaş yüzeyi ve serbest yüzey) altında, sabit ilerleme (0,1 mm/rev) ve talaş derinliğinde (1,2 mm) işlenmesi sonucu oluşan yüzey pürüzlülük değerleri Şekil 6.2’de sunulmuştur. En etkin üç kesme şartındaki soğutucular farklı açılardan kesme bölgesine gönderilerek yüzey pürüzlülüğüne etkisi araştırılmış ve birbirleri ile kıyaslanmıştır. Soğutucu olarak sıvı azot, sıvı karbondioksit ve kesme sıvısı kullanılmıştır. Talaşlı imalat deneylerinde nozul pozisyonlarının ve sayısının yüzey pürüzlülüğüne etkisini incelemek için kesici takım talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyinden birlikte ve ayrıca sadece talaş yüzeyinden olmak üzere iki farklı şekilde nozullar pozisyonlandırılmıştır.



Şekil 6.2. Soğutucu nozul sayısının ortalama yüzey pürüzlülüğüne (Ra) etkisi (R: talaş yüzeyi, R+F: talaş yüzeyi ve serbest yüzey)

Şekil 6.2’de görüldüğü üzere, yüzey pürüzlülük değerleri kesme hızına ve nozul pozisyonuna bağlı olarak önemli değişimler sergilemiştir. Özellikle tek nozul (R) soğutma altında olmak üzere, genel olarak düşük kesme hızlarında işlenen numuneler yüksek yüzey pürüzlülüğü sergilemişlerdir. Bu durum, talaş kaldırma sürecinde talaştan ayrılan küçük partiküllerin işlenen yüzeye yapışması, oluşan sürekli talaşın işlenen yüzeylere sarması ve yüzeyleri çizmesine atfedilmiştir [144]. Artan kesme hızı ile azalan yüzey pürüzlülüğü, belli bir değerden sonra (R+F; çift nozul için 150 m/min, R; tek nozul için 250 m/min) tekrar yükselmiştir. Artan kesme hızı ile yükselen kesme bölgesi sıcaklığı, kesici takımın sıcak sertliğini olumsuz etkileyerek, kesici takımda aşırı burun aşınmasına neden olmuş ve değişen uç geometrisi yüzey kalitesini etkilemiştir. Kararlı bir aşınmanın uç yarıçapının büyütülerek yüzey pürüzlülüğünü düşüreceği, karasız bir aşınmanın ise değişen uç geometrisi ile yüzey pürüzlülüğünde ani artışlara sebep olacağı bildirilmiştir [144].

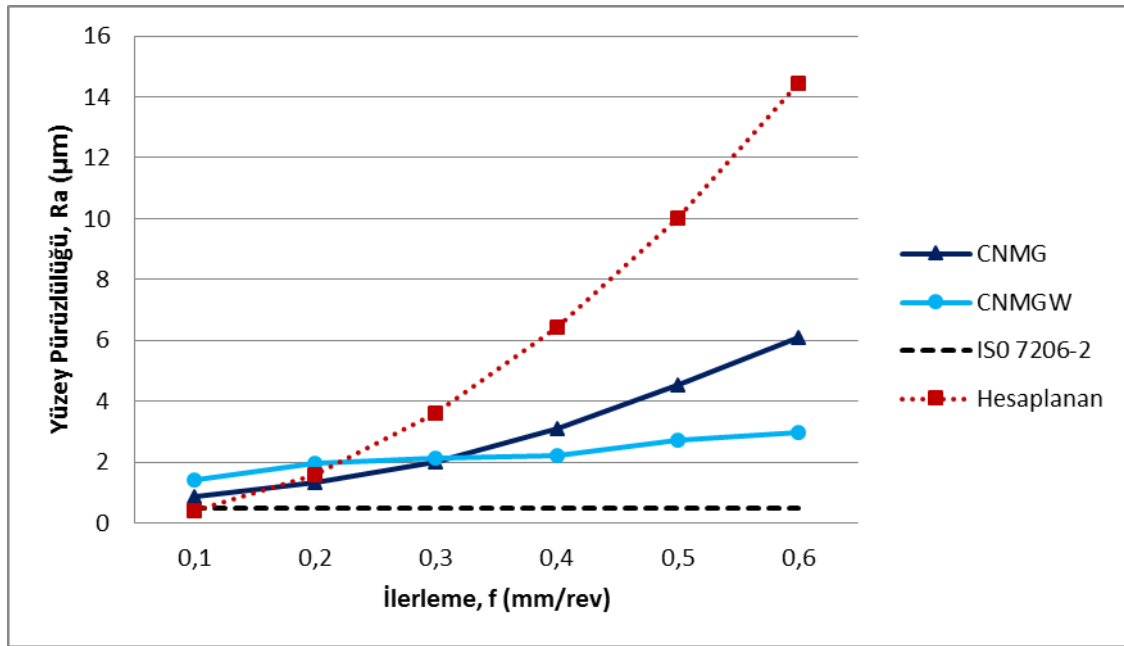
200 m/min kesme hızı değerine kadar çift nozul (R+F) soğutma altında daha düşük pürüzlülük değerleri elde edilirken, daha yüksek kesme hızlarında tek nozul (R) soğutma ile daha düşük pürüzlülük değerleri elde edilmiştir. Bir başka deyişle 200 m/min kesme hızına kadar çift nozul soğutma etkin iken, daha yüksek kesme hızlarında tek nozul soğutmanın etkin olduğu söylenebilir.

Soğutucu nozul konumlarının etkisinin karşılaştırıldığı talaşlı imalat deneyleri neticesinde en iyi pürüzlülük değerleri, çift nozul soğutma (R+F) altında kesme sıvı ile 50 m/min kesme hızında R_a 0,297 μm ve kriyojenik sıvı azot (LN_2) ile 150 m/min kesme hızında R_a 0,338 μm olarak elde edilmiştir. En yüksek pürüzlülük değerleri ise tek nozul (R) soğutma altında 50 m/min kesme hızında sırasıyla kriyojenik sıvı azot ile R_a 1,218 μm , kriyojenik sıvı karbondioksit ile R_a 1,040 μm ve kesme sıvısı ile R_a 0,772 μm olarak elde edilmiştir.

Çift nozul (R+F) altındaki bütün soğutma uygulamalarında; 100 m/min, 150 m/min ve 200 m/min kesme hızlarında elde edilen pürüzlülük değerleri vücut içi ortopedik medikal implant yüzeyleri için ISO 7602-2 standardında bildirilen R_a 0,5 μm değerinin altında çıkmıştır. Ayrıca kesme sıvısı uygulamasında, çift nozul (R+F) soğutma altında tüm kesme hızlarında işlenen yüzeylerin pürüzlülük değerleri standart değerinin altında elde edilirken, tek nozul (R) soğutma altında 150 m/min ve daha yüksek kesme hızlarında işlenen yüzeylerin pürüzlülük değerleri standart değerinin altında elde edilmiştir.

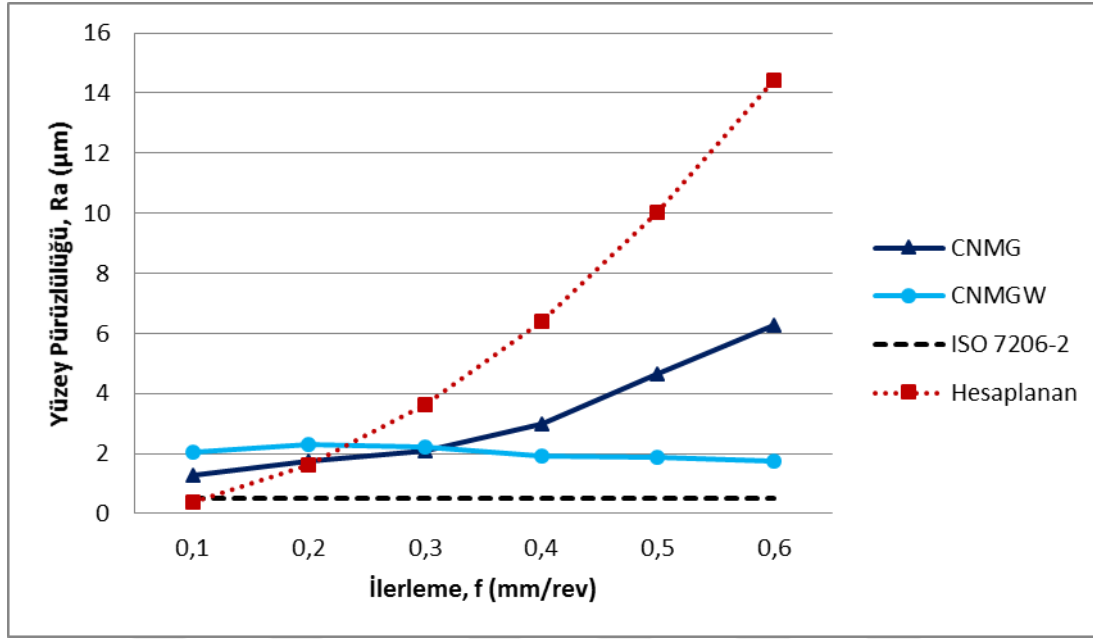
6.1.3. İlerleme ve kesici uç geometrisinin yüzey pürüzlülüğüne etkisi

AISI 316LVM malzemenin, sabit talaş derinliğinde (1,2 mm), çift nozul (R+F: talaş yüzeyi ve serbest yüzey) ile uygulanan kriyojenik sıvı azot (LN₂) soğutma altında, iki farklı kesme hızında (100 ve 300 m/min) farklı ilerleme değerlerinde ve iki farklı geometriye sahip (standart uç: CNMG, silici uç: CNMGW) kesici uçlar ile işlenmesi sonucu oluşan yüzey pürüzlülük değerleri Şekil 6.3 ve 6.4’de gösterilmiştir.



Şekil 6.3. LN₂ soğutma ve 100 m/min kesme hızı altında; ilerleme, kesici uç geometrisi ve nozul pozisyonunun ortalama yüzey pürüzlülüğüne (Ra) etkisi

Şekil 6.3 ve 6.4’de görüldüğü üzere, en düşük pürüzlülük değerleri genel olarak 0,1 mm/rev ilerleme değerinde elde edilirken, en yüksek pürüzlülük değerleri 0,6 mm/rev ilerleme değerinde elde edilmiştir. Standart CNMG kesici uç ile işlenen yüzeylerden elde edilen pürüzlülük değerleri artan ilerleme ile lineer olarak yükselmiştir. Bu durum, Eş. 3.5’de ifade edildiği üzere ilerlemenin yüzey pürüzlülüğü üzerindeki dominant etkisine [57, 66, 202] ve ilerleme ile birlikte lineer olarak artan takım aşınmasına atfedilmiştir. Ayrıca artan ilerleme ile yükselen birim zamanda kaldırılan talaş hacminin, kesme kuvvetlerini ve titreşimi artırarak, yüzey pürüzlülüğünü yükselttiği düşünülmektedir. Paslanmaz çelikler gibi sünek malzemelerin işlenmesinde ilerlemenin arttırılmasının yüzey kalitesini olumsuz etkilediği bildirilmiştir [113, 138, 288].



Şekil 6.4. LN₂ soğutma ve 300 m/min kesme hızı altında; ilerleme, kesici uç geometrisi ve nozul pozisyonunun ortalama yüzey pürüzlülüğüne (Ra) etkisi

Diğer yandan silici geometrili CNMGW kesici uç ile işlenen yüzeylerden elde edilen yüzey pürüzlülüğü değerlerinin genel olarak artan ilerleme ile değişmeyip sabit olduğu söylenebilir. Artan ilerleme ile yükselen kesme bölgesi sıcaklığı, kesici takımın sıcak sertliğini olumsuz etkileyerek, kesici takımda aşırı burun aşınmasına neden olmuştur. Diğer yandan aşınma sonucu değişen burun geometrisinin yüzey kalitesini etkilediği bilinmektedir. Kararlı bir aşınmanın burun yarıçapını büyütürken yüzey pürüzlülüğünü düşürürken, kararsız bir aşınmanın ise değişen burun geometrisi ile yüzey pürüzlülüğünde ani artışlara neden olduğu bildirilmiştir [144]. Bu yüzden ki silici CNMGW uçta meydana gelen kararlı burun aşınmasının yüzey pürüzlülüğünün artışına engel olduğu düşünülmektedir.

Silici geometrili CNMGW uca kıyasla standart CNMG uç ile elde edilen grafiklerde ilerleme ile birlikte artan pürüzlülük hızı, daha zayıf uç geometrisine sahip standart CNMG kesici ucun daha hızlı aşınmasına bağlanmıştır. Şekil 6.3 ve 6.4’de görüldüğü üzere 0,3 mm/rev ilerleme oranına kadar standart CNMG uç ile daha düşük pürüzlülük değerleri elde edilmiştir. Bu durum daha geniş uç profiline sahip olan silici geometrili CNMGW takımın, düşük ilerleme oranlarında/hızlarında kriyojenik sıvı azotun da etkisi ile işlenen yüzeyde oluşturduğu kazıma (ploughing) etkisinin yüzey pürüzlülüğünü yükseltmesine atfedilebilir. Yüksek ilerleme oranlarında/hızlarında ise silici geometrili CNMGW uç ile daha düşük

pürüzlülük değerleri elde edilmiştir. Bu sonuç ise standart CNMG kesici ucun yükselen ilerleme ile daha hızlı aşınmasına bağlanabilir.

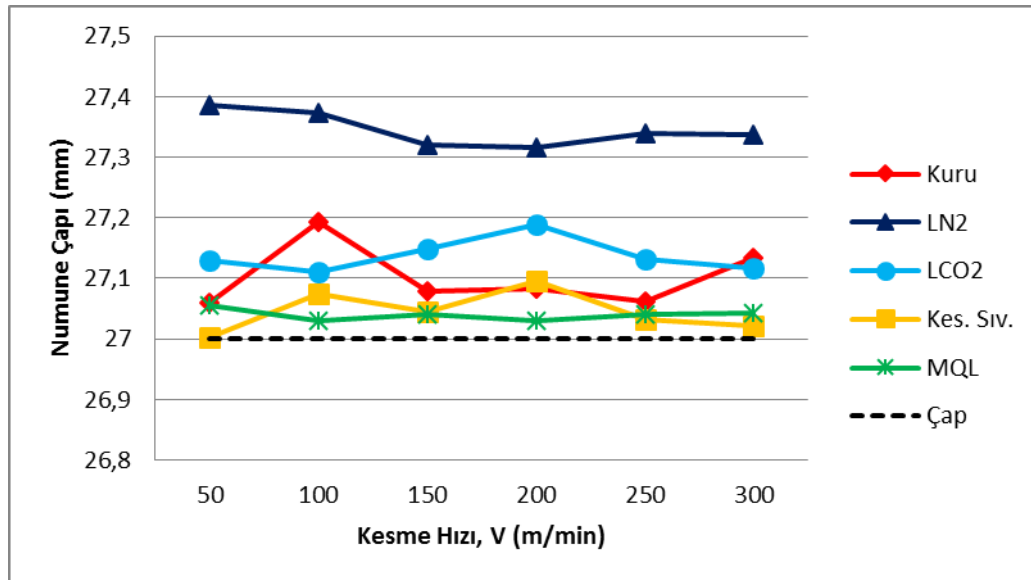
Deneyle neticesinde Şekil 6.3 ve 6.4’de sunulan pürüzlülük değerleri vücut içi ortopedik medikal implant yüzeyleri için ISO 7206-2 standardında bildirilen Ra 0,5 μm değerinin üstünde çıkmıştır. Diğer yandan standart CNMG kesici uç ile 100 ve 300 m/min kesme hızlarında 0,3 mm/rev ilerleme oranına kadar, silici geometrili CNMGW uç ile genel olarak 100 m/min kesme hızında 0,4 mm/rev ilerleme değerine kadar ve 300 m/min kesme hızında tüm ilerleme değerlerinde elde edilen pürüzlülük değerlerinin, diğer medikal implant uygulamaları için istenen Ra 2 μm yüzey pürüzlülüğü değerinin altında veya yakınında olduğunu belirtmekte fayda vardır.

Eş. 3.5’de ifade edilen formülle hesaplanan teorik değerlerle kıyaslandığında, Şekil 6.3 ve 6.4’de ki deneysel pürüzlülük değerleri, 0,1 mm/rev ilerleme oranında hesaplanan teorik değerden biraz fazla çıkmıştır. Deneysel sonuçların 0,2 mm/rev ilerleme oranında genel olarak hesaplanan teorik değere eşit olduğu, bu ilerleme değerinden sonra artan ilerleme ile teorik değerden çok daha düşük olduğu gözlenmiştir.

6.1.4. Boyutsal tolerans

Talaşlı imalat ile şekillendirilen parçaların yüzey pürüzlülüğü ve kalitesinin yanında boyutsal doğruluğu da belli değerlerde olmalıdır. Şekil 6.5’ de görüldüğü üzere, MQL ile işlemede elde edilen çap ölçüleri, bütün kesme hızlarında sabit bir değeri izleyerek istenen değere en yakın sonucu vermiştir. MQL, kuru kesme ve kesme sıvısı şartlarına göre, daha az takım aşınması ve daha iyi yüzey kalitesi sağlayarak en düşük boyutsal sapmayı sağlamıştır. Bu durum, MQL yönteminde kesme bölgesine püskürtülen yağ sisinin, kesici ucun soğumasını sağlarken diğer yandan deformasyon bölgesindeki sıcaklık artışıyla iş parçası malzemeni yumuşatarak, takım aşınmasını azaltmasına ve takımın kesme ağzının keskinliğini muhafaza etmesine atfedilmiştir [283, 383]. Ayrıca MQL tekniğinde yağ sisinin, zor ulaşılabilen bölgelere girerek yüksek iletme kabiliyeti sağlamanın yanında, takım-talaş ara yüzündeki sürtünmeyi ve dolayısıyla talaştan takıma geçen ısıyı düşürerek daha iyi yüzey kalitesi sağladığı bildirilmiştir [283, 373]. MQL kesme şartından sonra ikinci derecede en doğru sonuçlar kesme sıvısı ile işlemede elde edilmiştir. Bu durum, kesme sıvısının soğutmanın yanında MQL tekniğinde olduğu gibi yağlayıcı özelliğinin de olmasına

atfedilmiştir [178]. Diğer yandan sıvı azot ile işleme başta olmak üzere kriyojenik sıvılarla işleme sonucu elde edilen çap değerleri yüksek çıkmıştır. Bu duruma kriyojenik sıcaklıklarda iş parçasının büzülüp küçülerek, yüzeyinden daha az derinlikte bir talaş tabakası kaldırılmış olmasının neden olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.5. Kesme hızının ve kesme şartlarının boyutsal toleransa etkisi

6.2. Mikroyapı

Talaşlı imalat sürecinde termo-mekanik etkilere maruz kalan iş parçalarındaki mikroyapı başkalaşması, ürün performansının doğrudan etkilenmesine yol açan yüzey bütünlüğü özelliklerinden biridir. İşlenen yüzeylerde meydana gelen termal ve mekanik etkilerin, yüzey ve yüzey-altı tabaka mikroyapısında işlenmiş yüzeyden itibaren oluşturduğu başkalaşimleri incelemek amacıyla numuneler optik mikroskop, SEM, AFM ve XRD ile incelenmiştir.

6.2.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının mikroyapıya etkisi

Optik mikroskopta görüntülenen işlenmiş yüzey ve yüzey altı mikroyapıları, düşük ve yüksek iki kesme hızında (50 m/min ve 300 m/min), kuru, sıvı azot (LN₂), sıvı karbondioksit (LCO₂), kesme sıvısı ve MQL olmak üzere beş kesme şartı için gruplandırılarak Resim 6.1 ve 6.2’de sunulmuştur. Mikroyapı resimlerindeki yoğun ikiz oluşumu, Resim 4.1’de sunulan işlenmemiş malzeme ile paralellik arz etmesine rağmen, yüzey tabakadaki tanelerde kayma

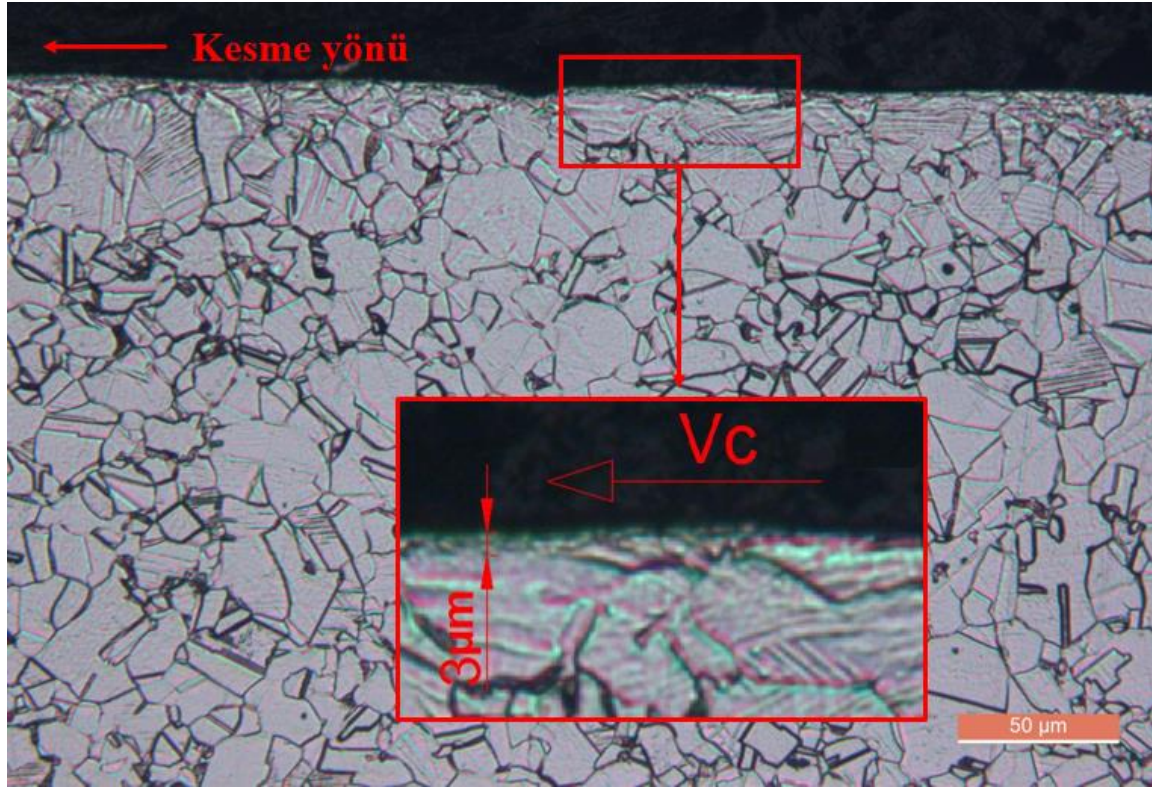
bantları yoğunluğunda plastik deformasyona paralel olarak yüksek bir artış görülmektedir. Bu durum, talaşlı imalat prosesindeki yüksek deformasyon hızının tane içindeki kayma sistemlerini harekete geçirmesine bağlanmıştır [397]. Kayma bantlarının tane içinde düz ve paralel fakat taneden taneye farklılık gösteren yönelimleri, farklı kristalografik yönelimleri işaret etmektedir [243, 397]. CheHaron ve arkadaşları [398], işlenmiş yüzey tabakasındaki mikroyapı oryantasyonu değişikliklerinin veya plastik deformasyonun, yüksek kesme sıcaklığına ve yüksek kesme basıncına maruz kalan işlenmiş yüzeydeki termo-mekanik işlemin bir sonucu olduğunu belirtmişlerdir. Kayma bantları, dislokasyon hareketine engel gibi davranırlar ve artan bant sayısı çevresindeki dislokasyon yoğunluğunda artışa sebep olur. Hareketli dislokasyonların karşılaştığı direnç yüksek deformasyon hızlarında ve düşük sıcaklıklarda artarak deformasyon sertleşmesine neden olur. Benzer durum daha önce yüksek sıcaklıklarda deforme edilen AISI 316L numuneler için bildirilmiştir [397].

İşlenmemiş malzemenin iç kısımlarındaki mikroyapı ve 16,8 μm ortalama tane boyutu göz önünde bulundurulduğunda, kesme hızı ve kesme şartlarının işlenmiş yüzey tabakanın mikroyapısı üzerinde bir etkisi olduğu açıkça görülmektedir. Mikroyapı resimlerinde görüldüğü üzere, 50 m/min düşük kesme hızında işlenen numune yüzeylerinde 3~5 μm kalınlığında (Resim 6.1), 300 m/min yüksek kesme hızında işlenen numune yüzeylerinde 4-7 μm kalınlığında (Resim 6.2) tane sınırlarının net görünmediği, tanelerin deformasyon yönünde uzadığı, süpürülmüş (yönlenmiş) bir aşırı plastik deformasyon (APD) tabakası oluşmuştur. Literatürde talaşlı imalat sürecinde meydana gelen plastik deformasyon sonucu yüzey altında tane incelmesinin baskın olduğu bir APD tabakası olduğu bildirilmiştir [193, 205, 217, 219]. APD tabakası içinde eş eksenli alt-taneler olduğu ve deformasyon sonrası genel mikro yapının eş eksenli taneler ile geniş miktarda ikiz sınırlarından olduğu açıklanmıştır. Bu eş eksenli alt-tanelerin, deformasyon sürecinde DYK sonucu olduğu ve mikroyapıda görünen yüksek miktardaki ikiz sınırının yeniden kristalleşme esnasında ikiz oluşumuna işaret ettiği belirtilmiştir [229, 314].

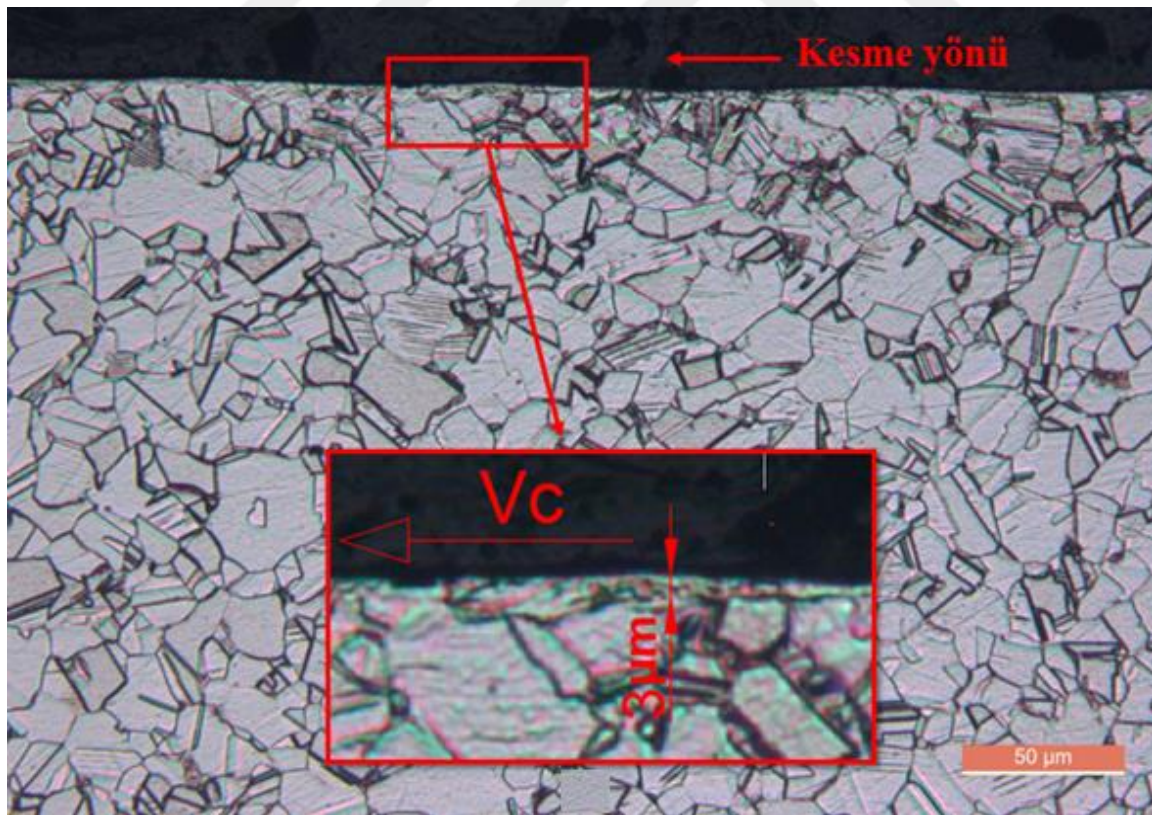
APD tabakasındaki mikroyapı başkalaşması, işlenen yüzeydeki plastik deformasyondan etkilenirken, mikroyapıdaki etkilenen tabaka derinliğinin kesme hızı artışı ile yükselme eğiliminde olduğu görülmektedir. Çünkü kesme hızının 50 m/min'den 300 m/min'e yükselmesi ile artan deformasyon hızı ve sıcaklığı, APD'nin etki alanını derinleştirirken, APD tabakası dâhilinde deformasyonla uzamış tane sınırlarının daha fazla açığa çıkmasını sağlamıştır. Diğer yandan kesme hızı ile birlikte yükselen sıcaklık, DYK'nin başlaması için

gerekli kritik gerinmeyi (Eş. 3.21) azaltan daha küçük bir Z değeri (Eş. 3.22) doğurur [227, 231]. Bu durumun DYK'nin daha erken başlamasına ve APD katman kalınlığının artmasına neden olduğu bildirilmiştir [185]. Kesme bölgesi sıcaklığının belli bir değere kadar yükseltilmesi APD katman kalınlığını artırırken, daha yüksek sıcaklık değerleri DYK'nin daha erken başlaması sonucu APD katmanı içinde yer yer tane sınırlarının meydana çıkmasına neden olmuş olabilir. Özellikle yüzeyde bazı bölgelerde belli belirsiz küçük taneciklerin yanında ikizlerin ve tane sınırlarının olduğu bölgelerde ise bazı oluşumlar göze çarpmaktadır. Kesme hızına paralel olarak gerçekleşen mikroyapı başkalaşmasının, işleme sırasında meydana gelen yüksek ısı üretimi ve takım baskısının bir sonucu olduğu Yazid ve arkadaşlarının [219] çalışmasında da tasdik edilmiştir. Ayrıca AISI 316 LVM gibi zayıf termal iletkenlik özelliği olan malzemelerin, kayma alanı boyunca kesme bölgesi civarında ısı lokalizasyonuna katkıda bulunduğu bildirilmiştir [219]. Diğer yandan işlenen yüzeyde oluşan yüksek ısı konsantrasyonunun, iş parçası malzemesinin düşük termal iletkenlik katsayısından (16,3 W/mK) [32] dolayı iç bölgelere yeterince geçememesi sonucu genel olarak ince APD tabaka kalınlıkları olduğu düşünülmektedir.

Resim 6.1' de görüldüğü üzere 50 m/min düşük kesme hızında, kuru kesme, kriyojenik sıvı azot, kriyojenik sıvı karbondioksit, kesme sıvısı ve MQL kesme şartında meydana gelen APD tabakası kalınlıkları sırası ile 3 μm , 3 μm , 4 μm , 3 μm ve 5 μm 'dir. Diğer yandan Resim 6.2' de görüldüğü üzere 300 m/min yüksek kesme hızında, kuru kesme, kriyojenik sıvı azot, kriyojenik sıvı karbondioksit, kesme sıvısı ve MQL kesme şartında meydana gelen APD tabakası kalınlıkları sırası ile 7 μm , 3,5 μm , 4 μm , 5 μm ve 7 μm 'dir. İşlenen numune yüzeylerinde en kalın APD tabakası MQL ve kuru kesme şartlarında meydana geldiği tespit edilmiştir. Bu duruma Şekil 6.6' de görüldüğü üzere, kuru kesme ve MQL şartlarında meydana gelen yüksek kesme bölgesi sıcaklıklarının neden olduğu düşünülmektedir. Yüksek ısı konsantrasyonunun etkilenmiş tabaka kalınlığının artmasında önemli rol oynadığı bildirilmiştir [213, 217]. Özellikle yüksek kesme hızında, soğutmanın etkin olduğu kesme sıvısı ve kriyojenik şartlarda daha ince bir APD tabakası meydana gelmiştir. Bu durum, etkin soğutma uygulamasının, çok hızlı bir şekilde kesme bölgesindeki ısıyı ortadan kaldırarak deformasyonun yüzeysel kalmasını sağlamasına bağlanabilir. Literatürde APD tabaka kalınlığının kuru kesmeye nazaran kriyojenik şartlarda azaldığı belirtilmiştir [205, 206, 217]. Ayrıca kriyojenik şartlarda iş parçası malzemesinin gevrekleşmesi sonucu, deforme olmuş tabaka kalınlığının diğer şartlara kıyasla azaldığı bildirilmiştir [217].

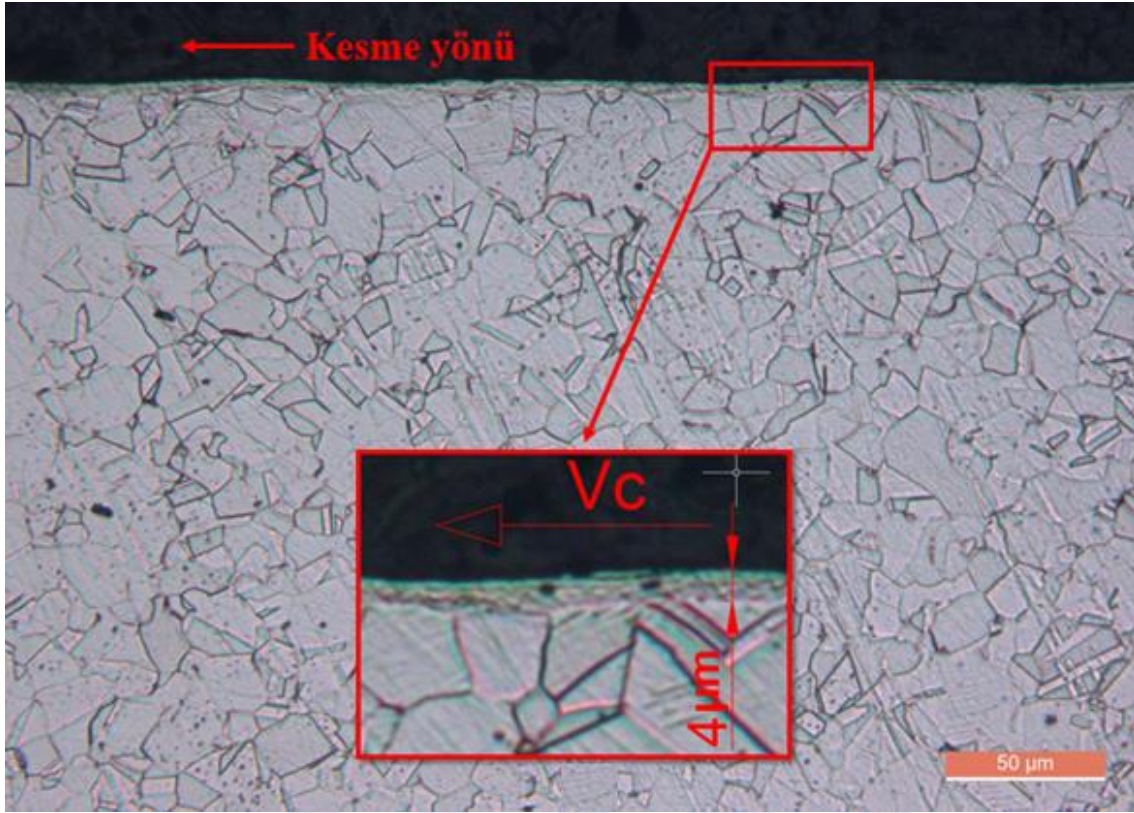


(a)

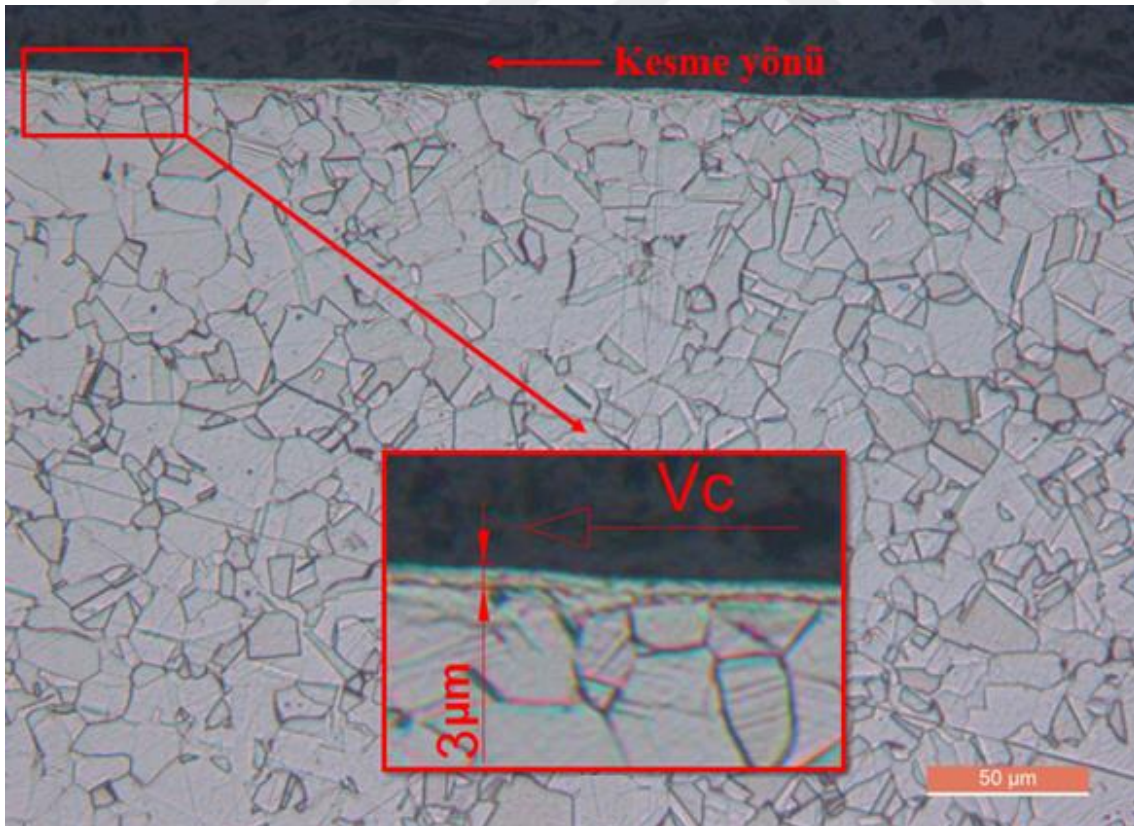


(b)

Resim 6.1. Farklı kesme şartlarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey altı tabakaların optik mikroskopla mikroyapı görüntüleri; a) Kuru, b) LN₂, c) LCO₂, d) Kesme Sıvısı, e) MQL, ($V=50$ m/min, $f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm)

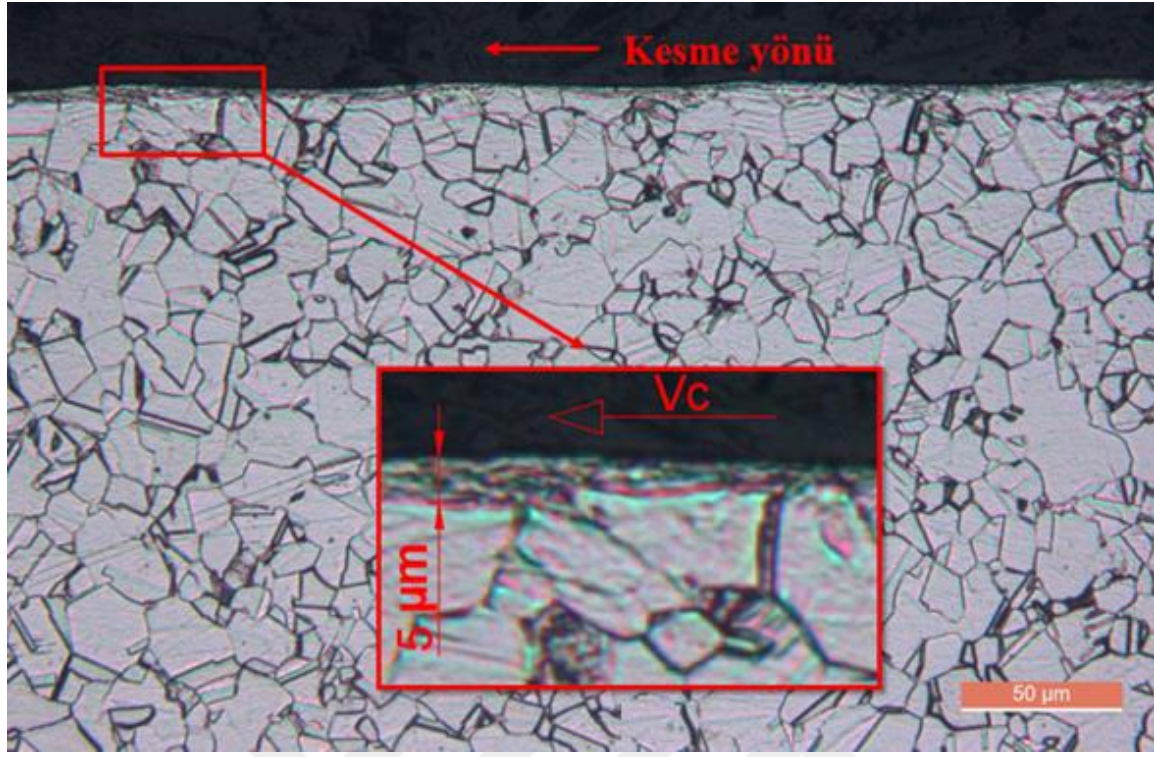


(c)



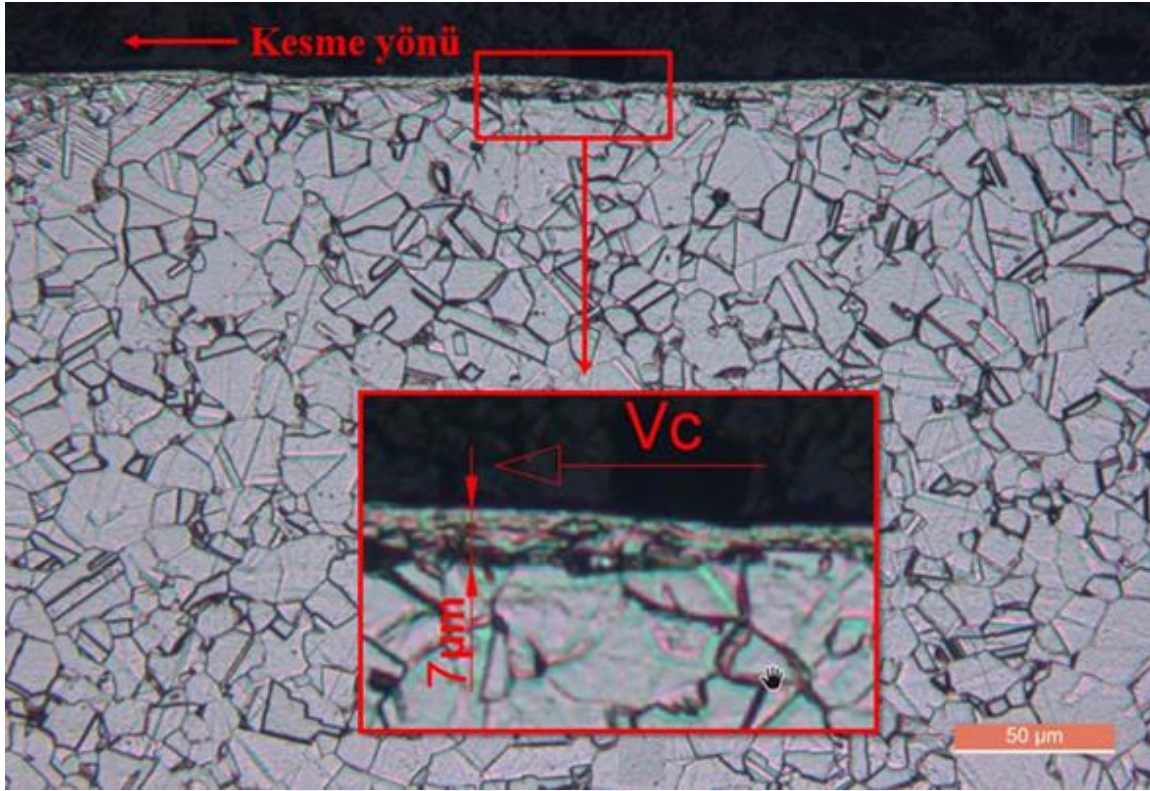
(d)

Resim 6.1. (devam) Farklı kesme şartlarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey altı tabakaların optik mikroskopla mikroyapı görüntüleri; a) Kuru, b) LN_2 , c) LCO_2 , d) Kesme Sıvısı, e) MQL, ($V=50$ m/min, $f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm)

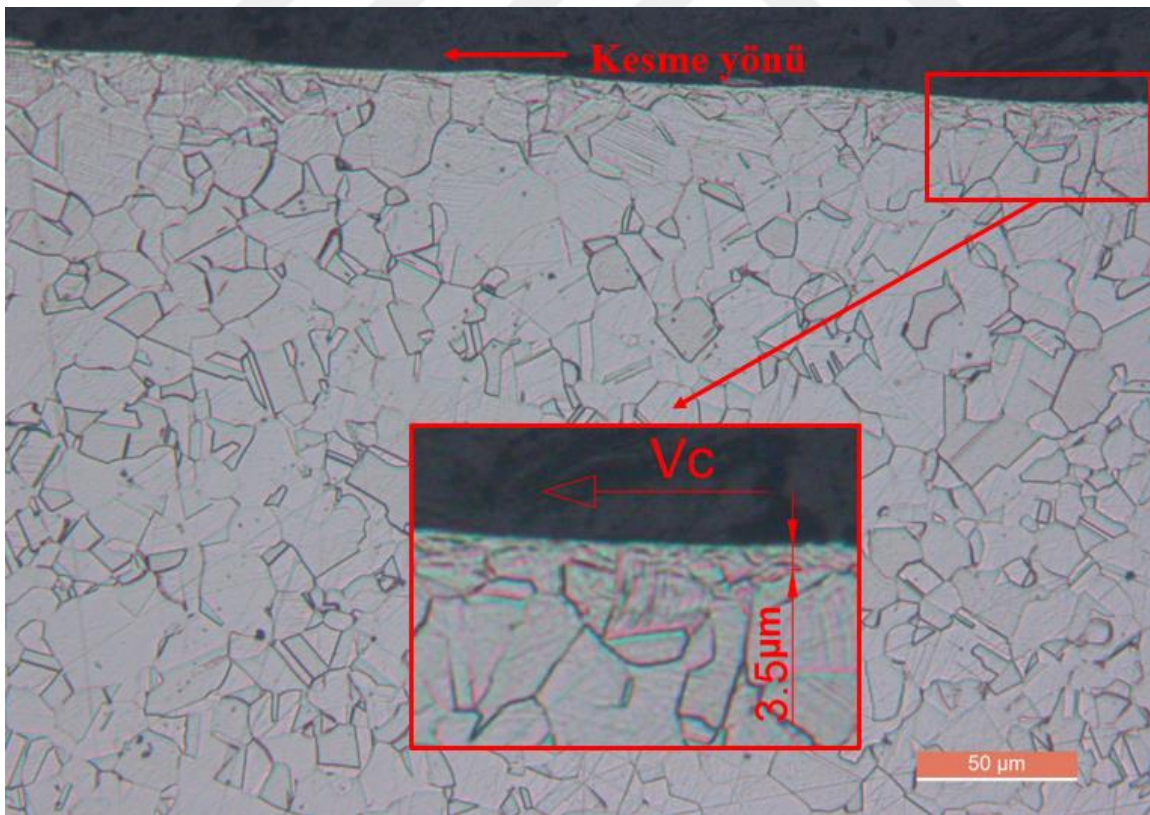


(e)

Resim 6.1. (devam) Farklı kesme şartlarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey altı tabakaların optik mikroskopla mikroyapı görüntüleri; a) Kuru, b) LN_2 , c) LCO_2 , d) Kesme Sıvısı, e) MQL, ($V=50$ m/min, $f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm)

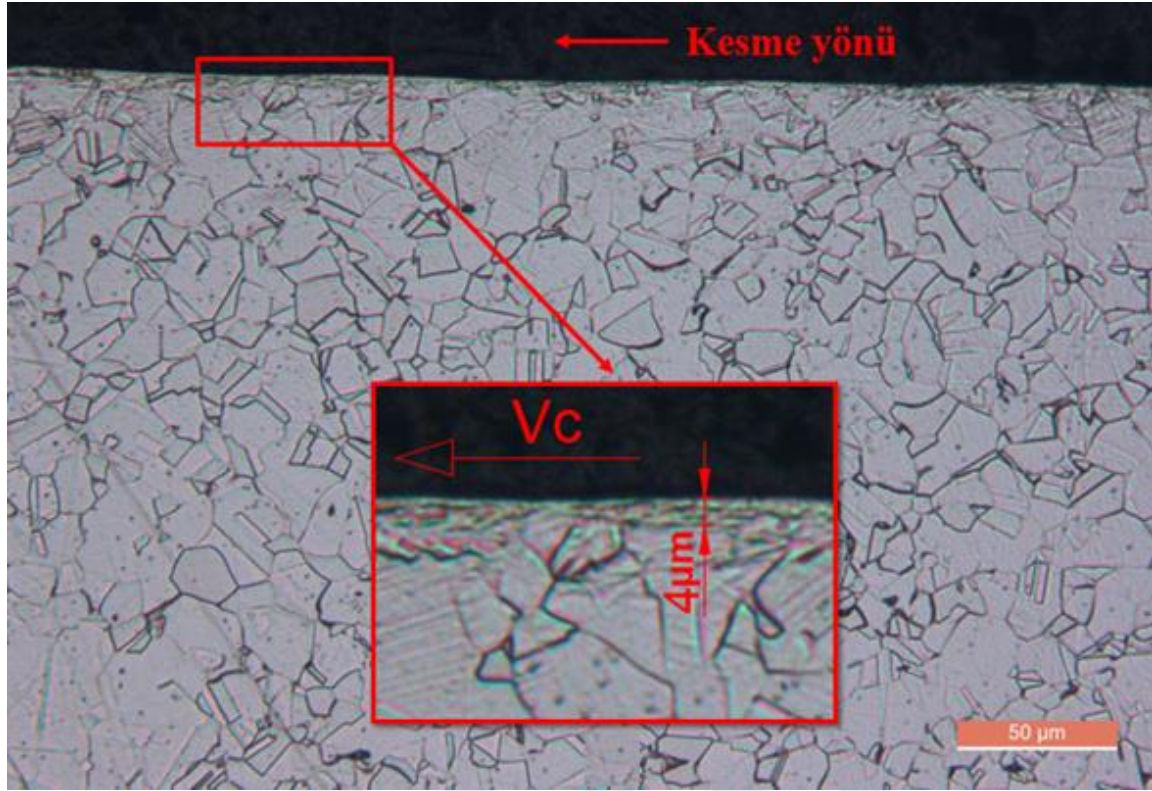


(a)

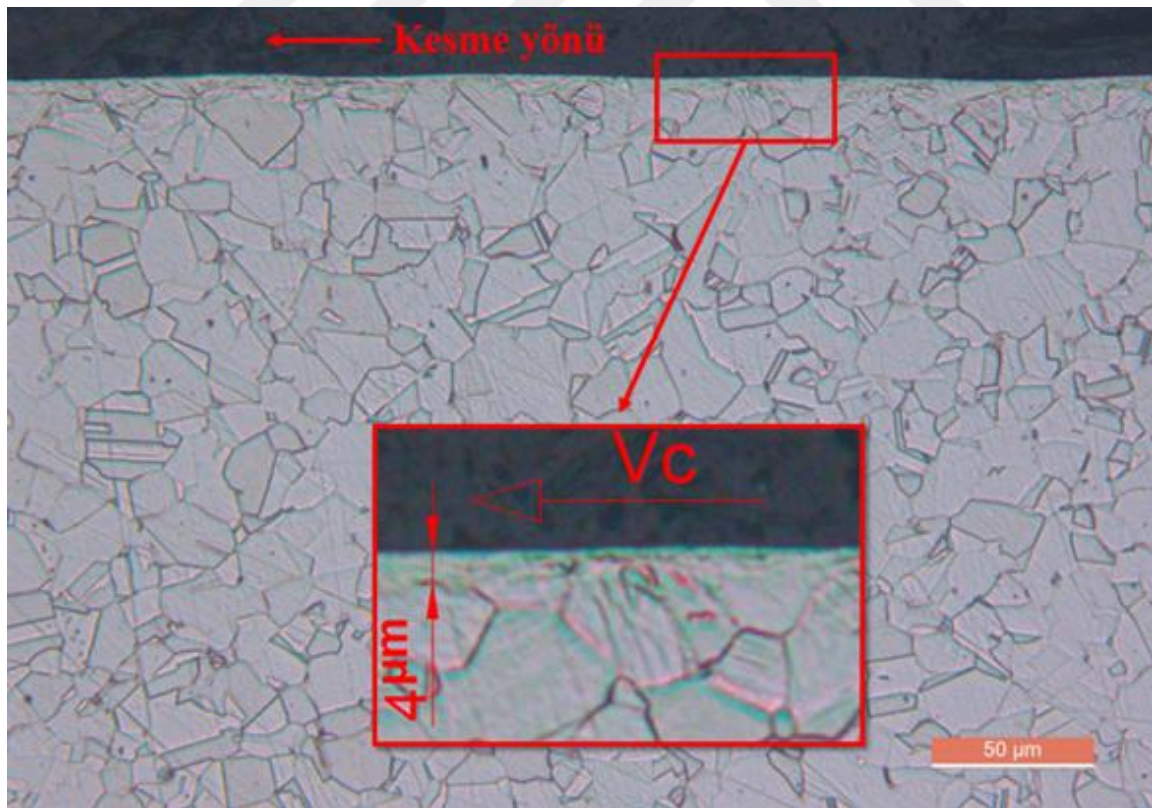


(b)

Resim 6.2. Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey altı tabakaların optik mikroskopla mikroyapı görüntüleri; a) Kuru, b) LN₂, c) LCO₂, d) Kesme Sıvısı, e) MQL, ($V=300$ m/min, $f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm)

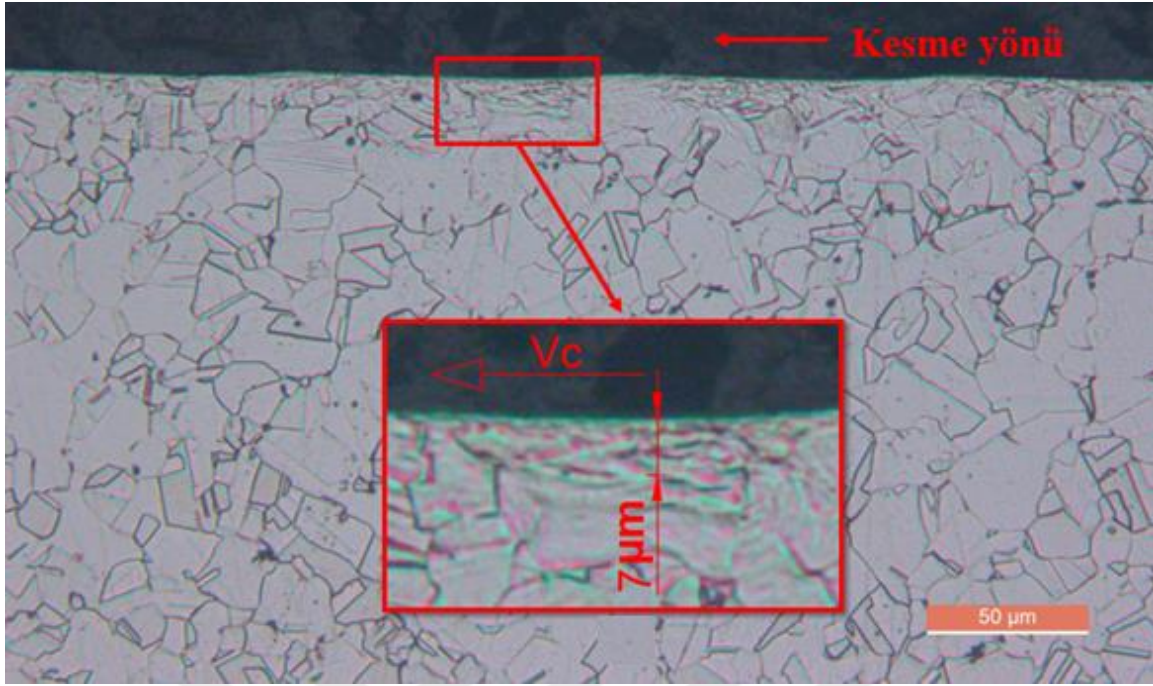


(c)



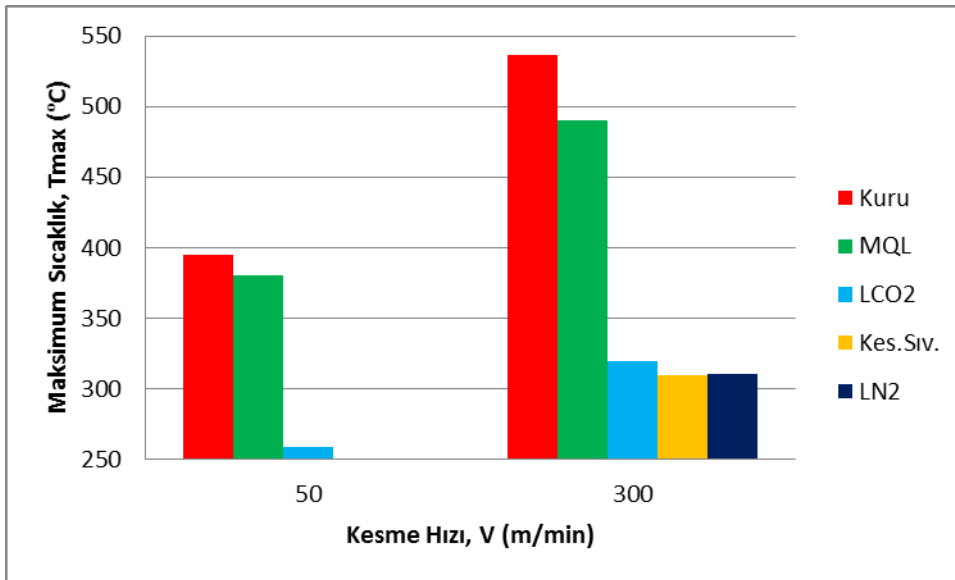
(d)

Resim 6.2. (devam) Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey altı tabakaların optik mikroskopla mikroyapı görüntüleri; a) Kuru, b) LN₂, c) LCO₂, d) Kesme Sıvısı, e) MQL, (V=300 m/min, f=0,1 mm/rev, a_p=1,2 mm)



(e)

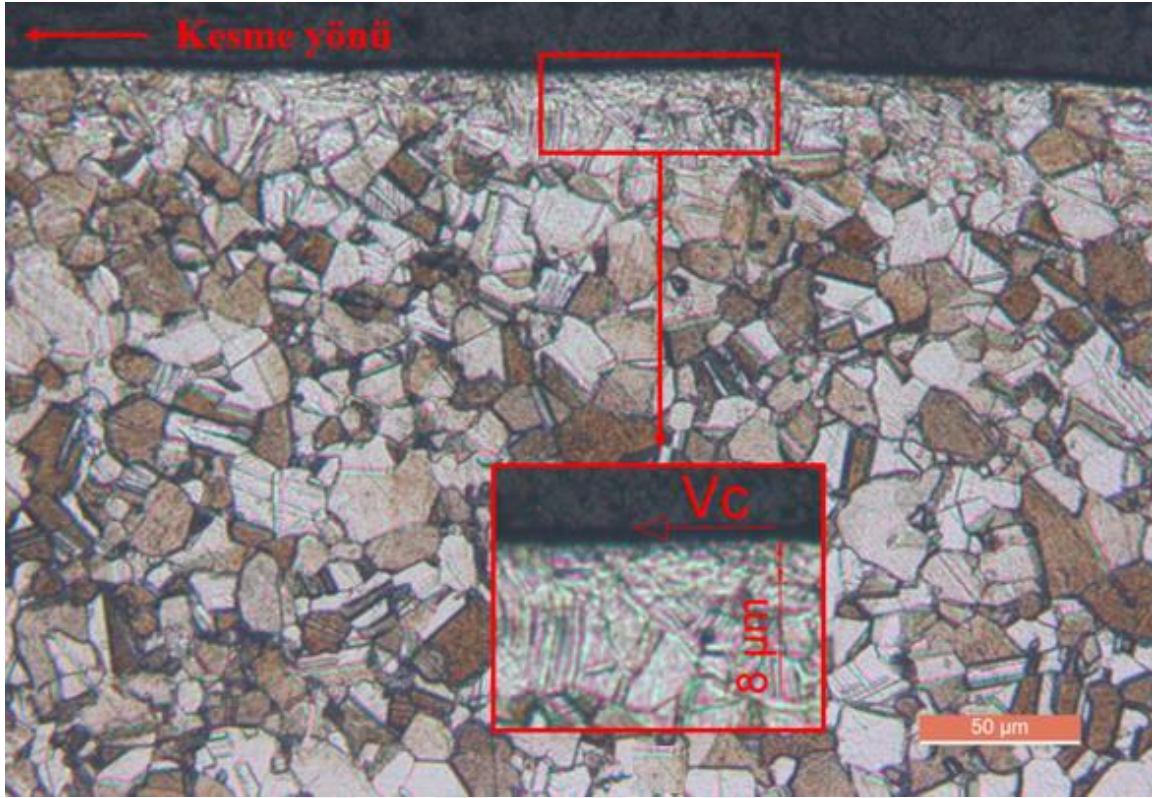
Resim 6.2. (devam) Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey altı tabakaların optik mikroskopla mikroyapı görüntüleri; a) Kuru, b) LN_2 , c) LCO_2 , d) Kesme Sıvısı, e) MQL, ($V=300$ m/min, $f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm)



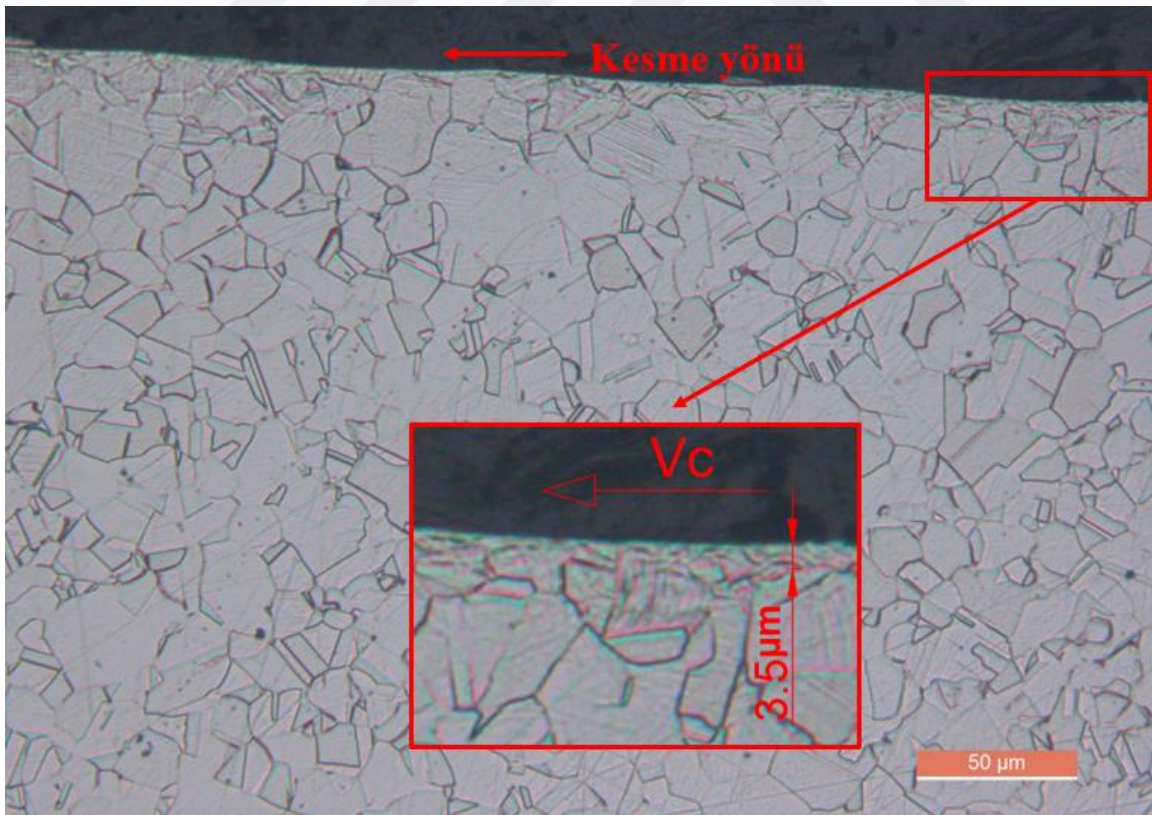
Şekil 6.6. Farklı kesme koşullarında işlenen numunelerin kesme bölgesi sıcaklıkları

6.2.2. Kesici uç geometrisinin mikroyapıya etkisi

Kesici uç yarıçapının mikroyapı, mikrosertlik ve kalıntı gerilme gibi yüzey bütünlüğü özelliklerine etkisi bilinmektedir. Daha büyük kesici uç yarıçapının, yüzey tabakasında daha fazla APD meydana getirdiği bildirilmiştir [23, 24, 166, 185, 221-225]. Bu nedenle, kesici uç geometrisinin işlenmiş numunenin mikroyapısına etkisi incelenmiştir. Yüksek kesme hızında (300 m/min), sıvı azot soğutma altında, iki farklı kesici uç geometrisi ile işlenen numunelere ait yüzey altı tabakalarının optik mikroskopla mikroyapı görüntüleri Resim 6.3'de sunulmuştur. Görüntülerden, kesici uç geometrisinin yüzey tabaka mikroyapısı üzerinde bir etkisi olduğu anlaşılmaktadır. Resim 6.3'de görüldüğü üzere, silici geometrili CNMGW ve klasik geometrili CNMG kesici uçlar ile işlenen numune yüzeylerinde sırasıyla 8 μm ve 3,5 μm kalınlığında, belirgin tane yapılarının görünmediği, deformasyon yönünde uzamış sınırların olduğu, süpürülmüş (yönlenmiş) bir APD tabakası oluşumu tespit edilmiştir. Yüksek APD katman kalınlığına, geniş uç geometrisine sahip CNMGW kesici takımın kazıma (ploughing) etkisinin doğurduğu yüksek pasif kuvvetin ve yüksek kesme bölgesi sıcaklığının neden olduğu düşünülmektedir. Çünkü daha önce Şekil 5.4 ve 5.26'da görüldüğü üzere aynı kesme parametreleri altında, ölçülen kesme bölgesi sıcaklığı ve radyal yöndeki pasif kuvvet değerleri sırası ile klasik geometrili CNMG kesici uçta 150 N ve 304 °C iken silici geometrili CNMGW kesici uçta 170 N ve 346 °C ölçülmüştür. Ayrıca silici geometrili CNMGW kesici uç ile işlenen parçanın yüzey altı tabakasındaki östenit taneler içinde daha yoğun kayma bantları görülmektedir. Dislokasyon hareketleri önünde engel teşkil eden kayma bantlarının çokluğunun, dislokasyon yoğunluğundaki artışı gösterdiği bilinmektedir. Literatürde büyük kesici uç geometrinin neden olduğu artan kazıma (ploughing) etkisinin [23, 28] ve F_p pasif kuvvet artışının yüzeyde termal ve mekanik yüklerin artışına sebep olacağı bildirilmiştir [74, 77-80]. Ayrıca kesme işleminde bir akışkan misali akan talaşın önünde engel teşkil eden kesici uç üzerindeki durgunluk noktasının (stagnation point), daha geniş kenar yarıçapına sahip kesici takımlarda daha yukarı hareket edeceği ve işlenmiş yüzeye daha fazla malzeme akmasına neden olacağı belirtilmiştir. Bu nedenle, büyük kenar yarıçapına sahip kesici takımın, işlenen yüzey üzerinde ezme (burnishing) işlemine benzer bir etki yaratarak, yüzey tabaka mikroyapısında daha derin başkalaşmaya neden olduğu bildirilmiştir [185].



(a)



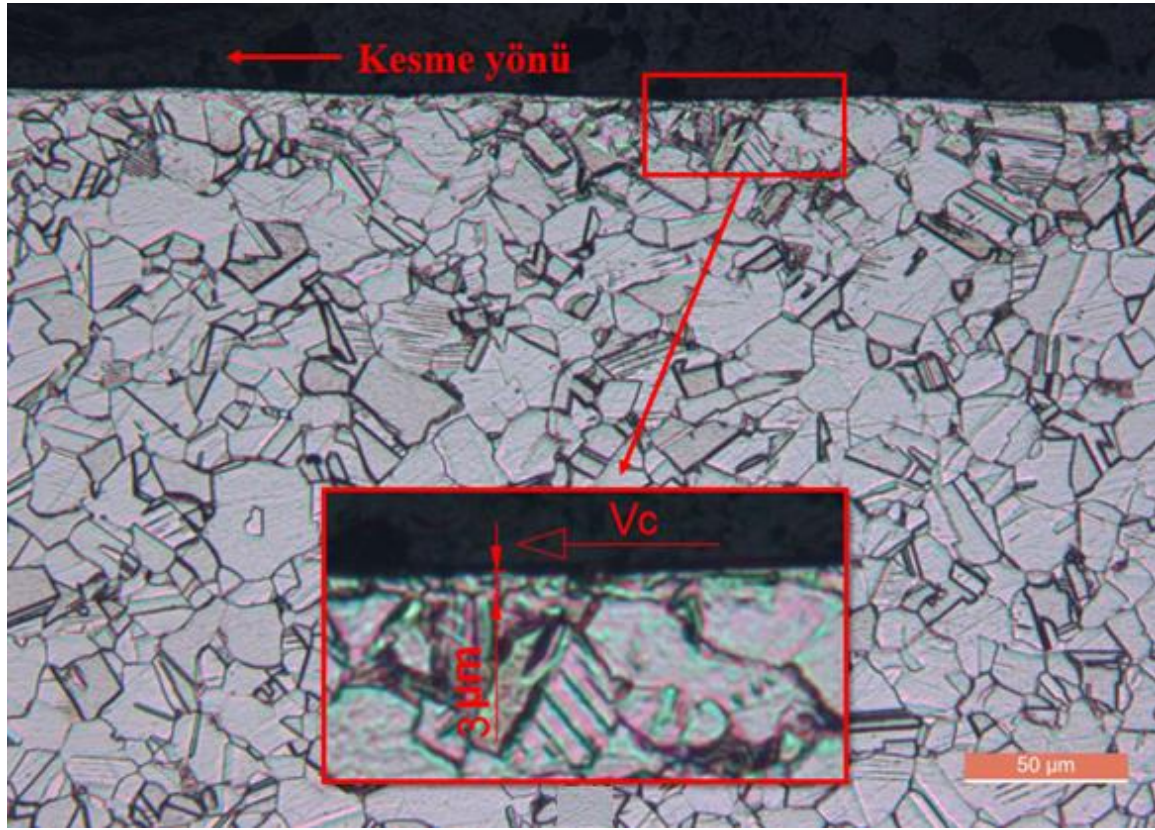
(b)

Resim 6.3. Farklı uç geometrisine sahip kesici takımlarla işlenen numunelerin yüzey altı tabaka optik mikroskop görüntüleri; a) CNMGW, b) CNMG, (LN_2 , $V=300$ m/min, $f=0,1$ mm/rev $a_p=1,2$ mm)

6.2.3. İlerlemenin mikroyapıya etkisi

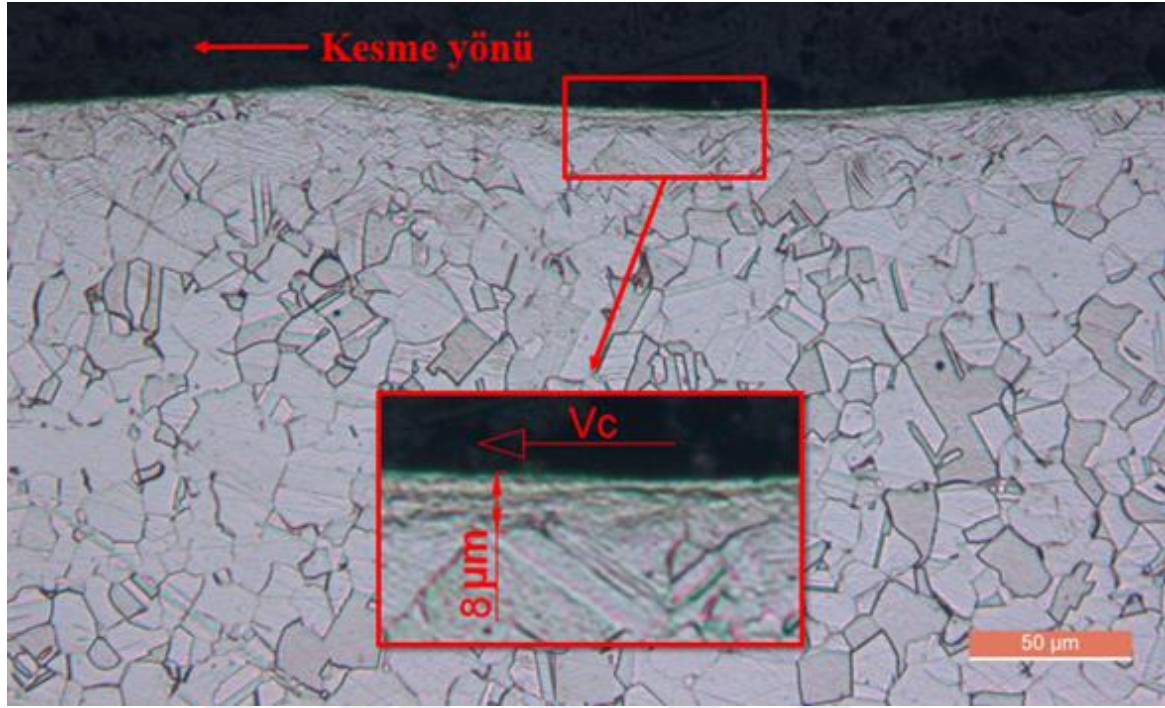
Sıvı azot soğutma altında 100 m/min ve 300 m/min kesme hızlarında üç farklı ilerleme oranında işlenen numunelere ait yüzey altı tabakalarının optik mikroskop mikroyapı görüntüleri Resim 6.4 ve 6.5’de gösterilmektedir. Sonuçlardan, ilerlemenin işlenmiş yüzeyin mikroyapısı üzerinde bir etkisi olduğu anlaşılmaktadır. Resim 6.4’de 100 m/min kesme hızında 0,1; 0,3 ve 0,5 mm/rev ilerleme oranlarında işlenen numune yüzeylerinde sırasıyla 3; 8 ve 8 μm kalınlığında, tane yapılarının bozulduğu, tane sınırlarının kaybolduğu, süpürülmüş (yönlenmiş) bir APD tabakası görülmektedir. Resim 6.5’de 300 m/min kesme hızında 0,1; 0,3 ve 0,5 mm/rev ilerleme oranlarında işlenen numune yüzeylerinde sırasıyla 3,5; 12 ve 13 μm kalınlığında, aynı şekilde bir APD tabakası görülmektedir. Sonuçlar kesme hızına ve ilerlemeye bağlı karşılaştırıldığında mikroyapı görüntülerindeki APD tabakası kalınlığının, kesme parametreleri ile birlikte artan deformasyonla yükseldiği anlaşılmaktadır. Etkilenen özelliiksiz APD katmanının hem kesme hızı hem de ilerleme ile arttığı benzer bir durum literatürde bildirilmiştir [193]. Kesme hızına paralel olarak gerçekleşen mikroyapı başkalaşmasının, işleme sırasında meydana gelen yüksek ısı üretimine ve takım baskısına atfedilirken [219], diğer bir önemli kesme parametresi olan ilerleme ile birlikte artan pasif kuvvetin (Şekil 6.7), işlenen yüzeyde ve yüzey altı tabakada maksimum gerilmelere ve nüfuz etme derinliğinin büyümesine neden olduğu belirtilmiştir [24]. Ayrıca mikroyapıda artan ilerleme ile birlikte kayma bantlarının arttığı görülmektedir. Benzer durum yüksek sıcaklıklarda deforme edilen numuneler için literatürde bildirilmiştir [397]. Resim 6.4 (b) ve (c)’de 0,3 ve 0,5 mm/rev ilerleme oranlarında oluşan APD katmanlarının yaklaşık 8 μm derinliğe sahip oldukları görünürken, Resim 6.5 (b) ve (c)’de 0,3 ve 0,5 mm/rev ilerleme oranlarında oluşan APD katmanlarının sırası ile 12 ve 13 μm derinliğe sahip oldukları görülmektedir. Ayrıca 0,5 mm/rev ilerleme oranındaki yüksek deformasyon ve sıcaklık sonucu, APD katmanı içinde ve altında yer yer küçük tane oluşumları ile bazı sınırların meydana çıktığı gözlenmiştir. Gözlemlenen bu sonuçlar, kesme hızında olduğu gibi artan ilerleme ile birlikte yükselen kesme bölgesi sıcaklığının, DYK’nin erken başlangıcına neden olmasına ve akabinde yüksek sıcaklıktan etkilenen nano-kristal taneciklerin büyüme sürecine girmesine atfedilirken, yükselen sıcaklığın belli bir değerden sonra APD katmanı kalınlığının artışı engellediği ve hatta azalttığı bildirilmiştir [185, 200]. Şekil 6.8’de görüldüğü üzere, kesme hızı ve ilerleme ile birlikte yükselen kesme bölgesi sıcaklığı Eş. 3.22’ye göre Z değerini düşürerek, DYK’nin başlaması için gerekli kritik gerinmenin (ϵ_c) azalmasını sağlayarak yeniden kristalleşmenin erken başlamasına

neden olur [227, 231]. Talaşlı imalat deneylerinde kesici takımın talaş yüzeyinden ve serbest yüzeyinden kesme bölgesine püskürtülen sıvı azotun doğrudan işlenmiş yüzeye etki ederek, yüzeydeki sıcaklığı düşürdüğü ve iş parçası malzemesinin düşük termal iletkenliğinden dolayı daha derine yeterince nüfuz edememesi sonucu derinlerde ısı lokalizasyonu olduğu düşünülmektedir. Bu nedenle APD tabakasında, işlenmiş yüzeye yakın bölgelerde oluşan nano-kristal tane yapıları muhafaza edilirken, daha derinlerdeki tanelerin büyüyerek, APD tabaka kalınlığında bir azalmaya yol açtığı tahmin edilmektedir. Bu açıklamalar ışığında, kriyojenik soğutma altında, ilerleme ile birlikte artan aşırı plastik deformasyonun işlenen yüzey tabakada önemli tane incelmesi meydana getireceği tahmin edilmektedir.

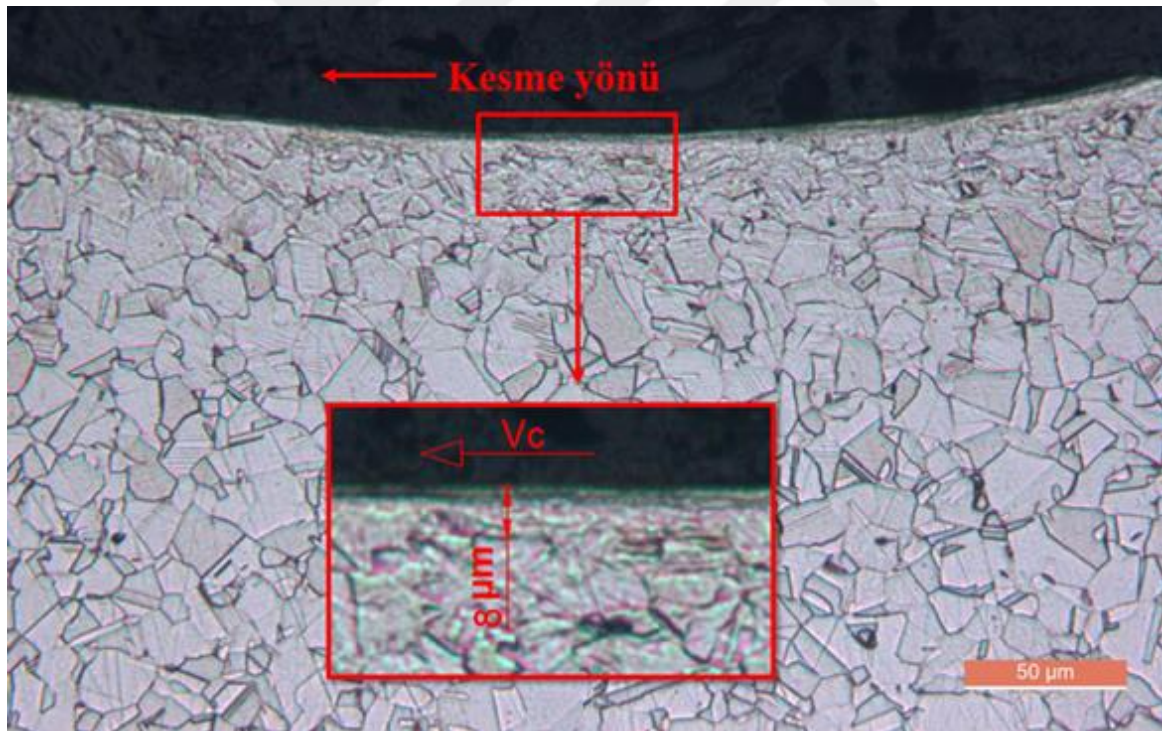


(a)

Resim 6.4. Farklı ilerleme hızlarında işlenen numune yüzey altı tabakasının optik mikroskop görüntüleri; a) 0,1 mm/rev, b) 0,3 mm/rev, c) 0,5 mm/rev, (LN_2 , $V=100$ m/min, $a_p=1,2$ mm)

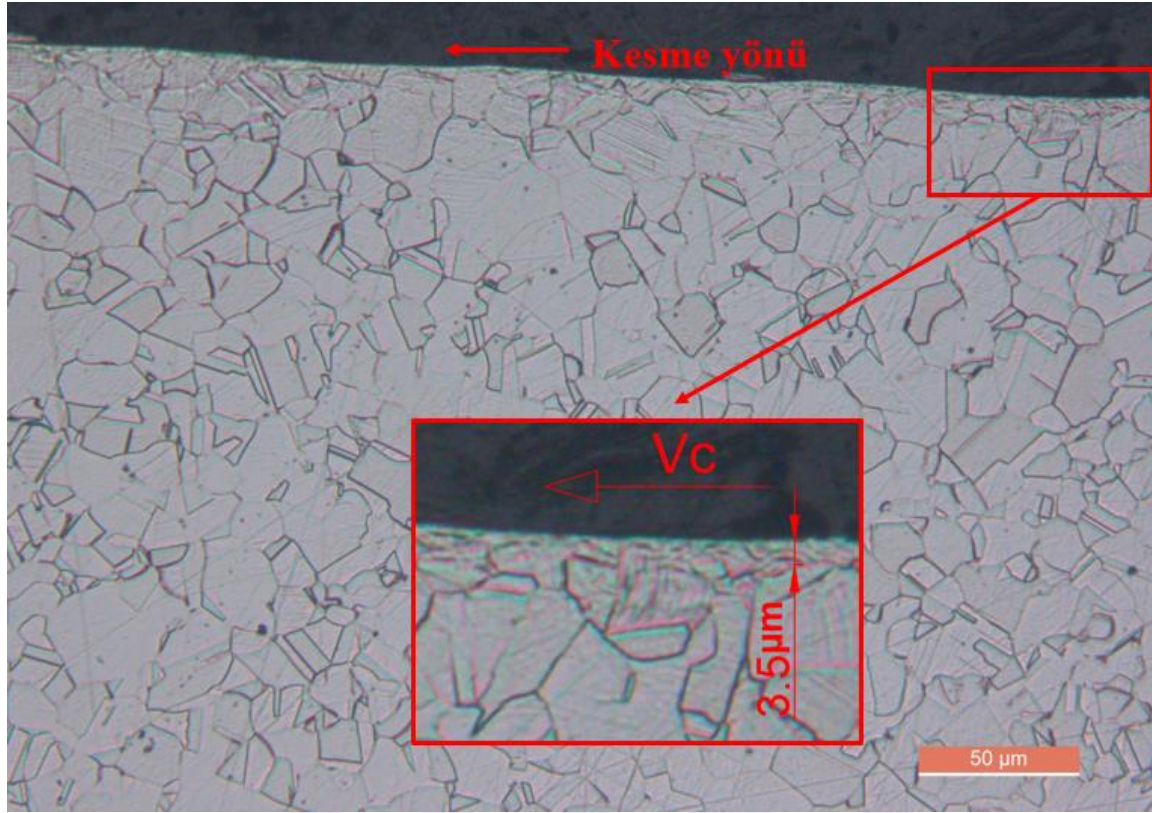


(b)

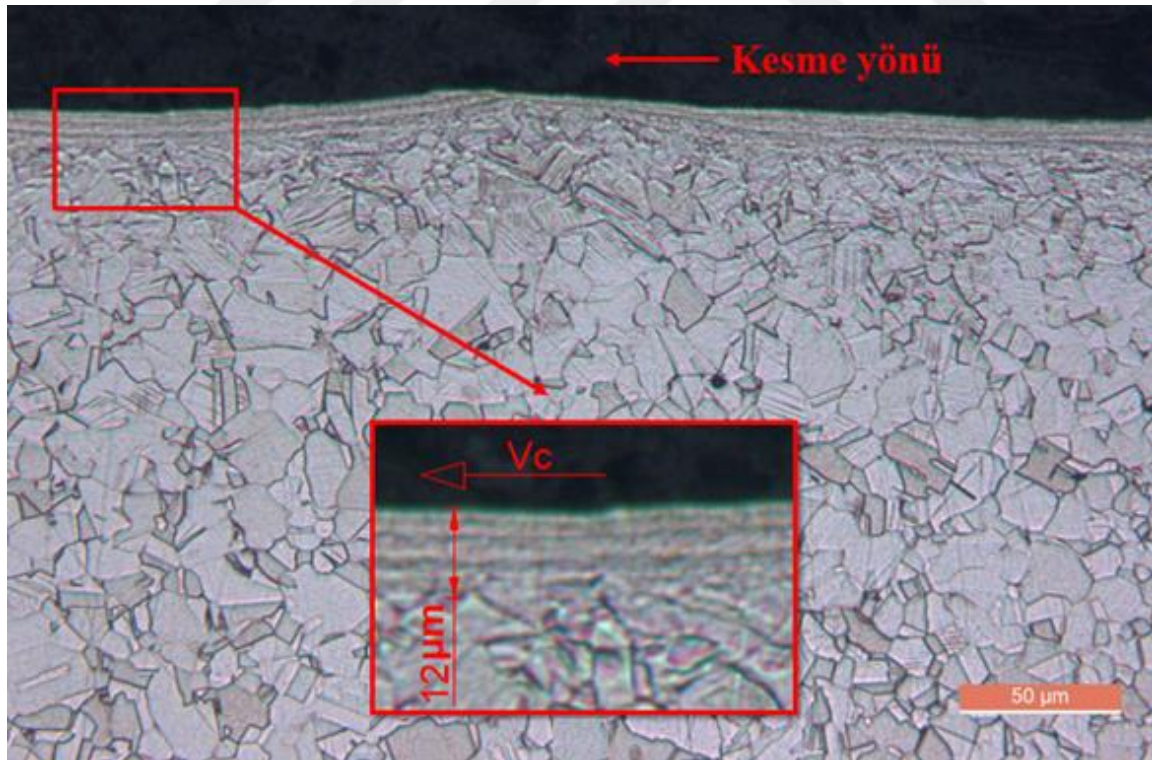


(c)

Resim 6.4. (devam) Farklı ilerleme hızlarında işlenen numune yüzey altı tabakasının optik mikroskop görüntüleri; a) 0,1 mm/rev, b) 0,3 mm/rev, c) 0,5 mm/rev, (LN₂, V=100 m/min, a_p=1,2 mm)

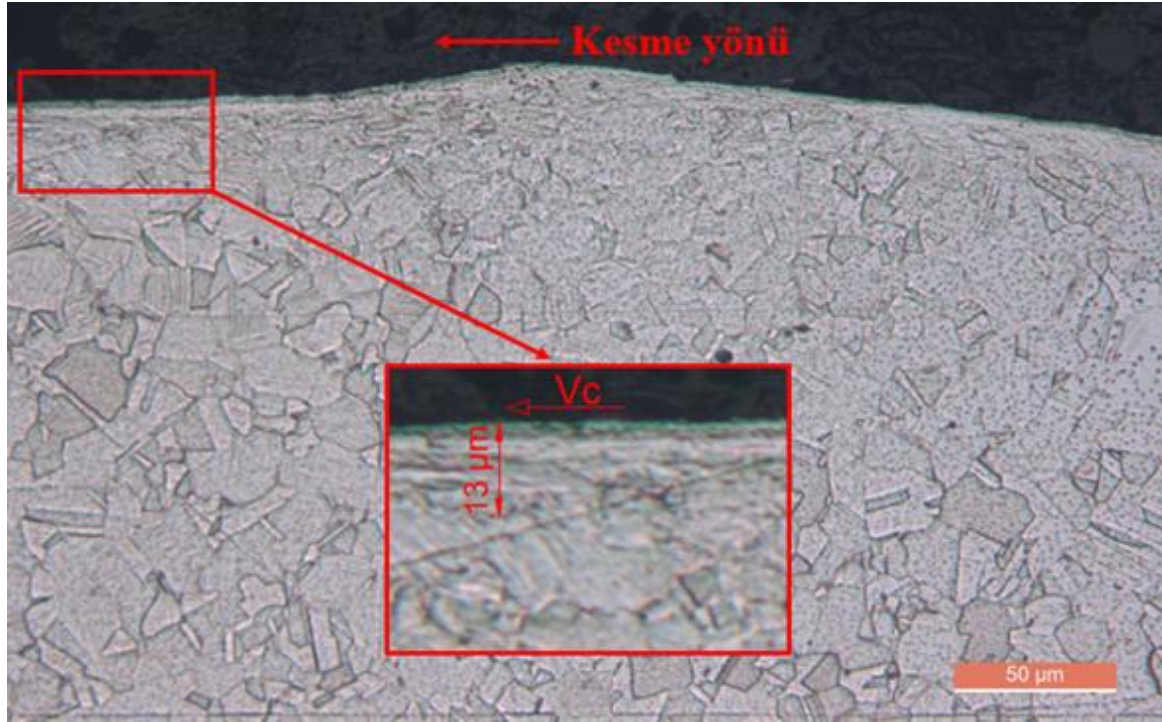


(a)



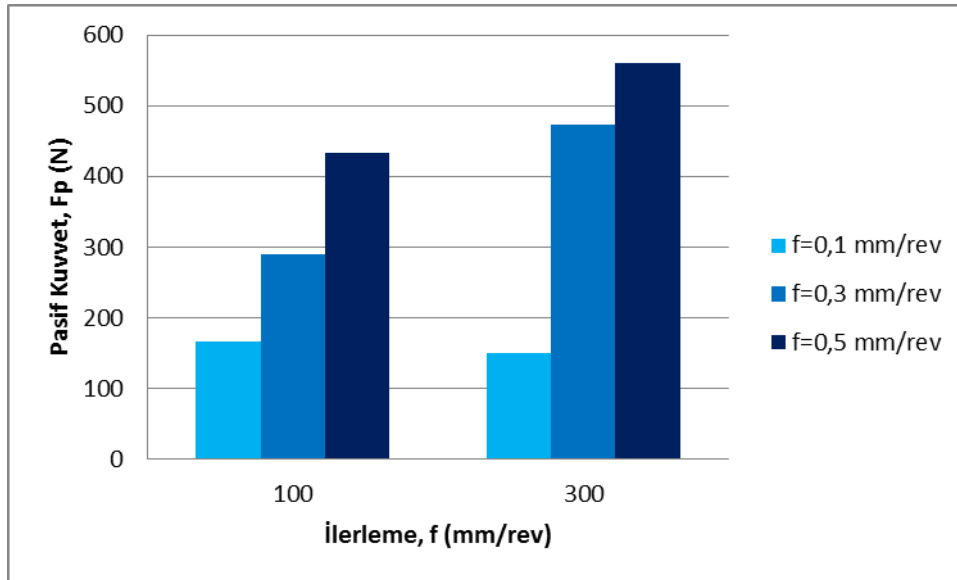
(b)

Resim 6.5. Farklı ilerleme hızlarında işlenen numune yüzey altı tabakasının optik mikroskop görüntüleri; a) 0,1 mm/rev, b) 0,3 mm/rev, c) 0,5 mm/rev, (LN_2 , $V=300$ m/min, $a_p=1,2$ mm)

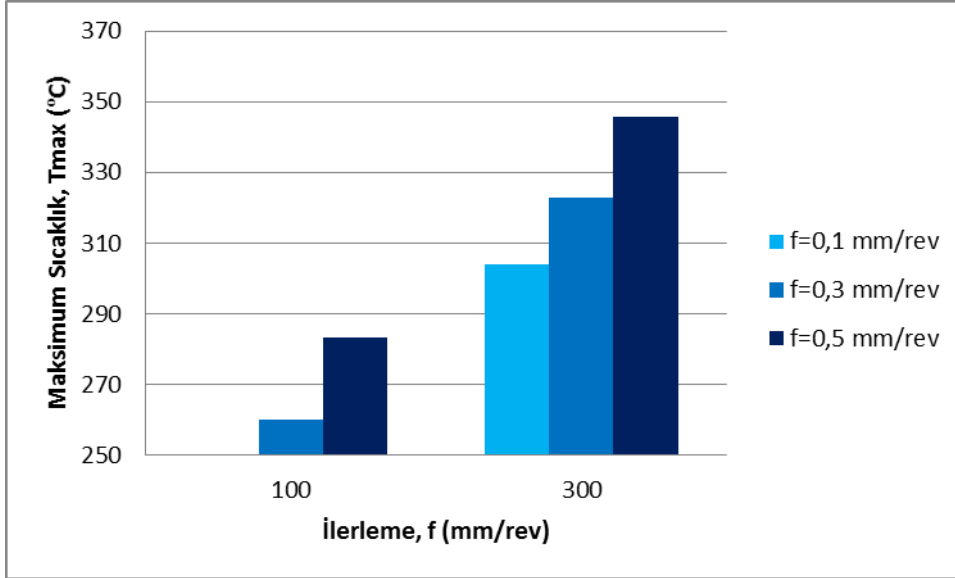


(c)

Resim 6.5. (devam) Farklı ilerleme hızlarında işlenen numune yüzey altı tabakasının optik mikroskop görüntüleri; a) 0,1 mm/rev, b) 0,3 mm/rev, c) 0,5 mm/rev, (LN_2 , $V=300$ m/min, $a_p=1,2$ mm)



Şekil 6.7. LN_2 soğutma altında farklı kesme parametrelerinde ölçülen pasif kuvvetler



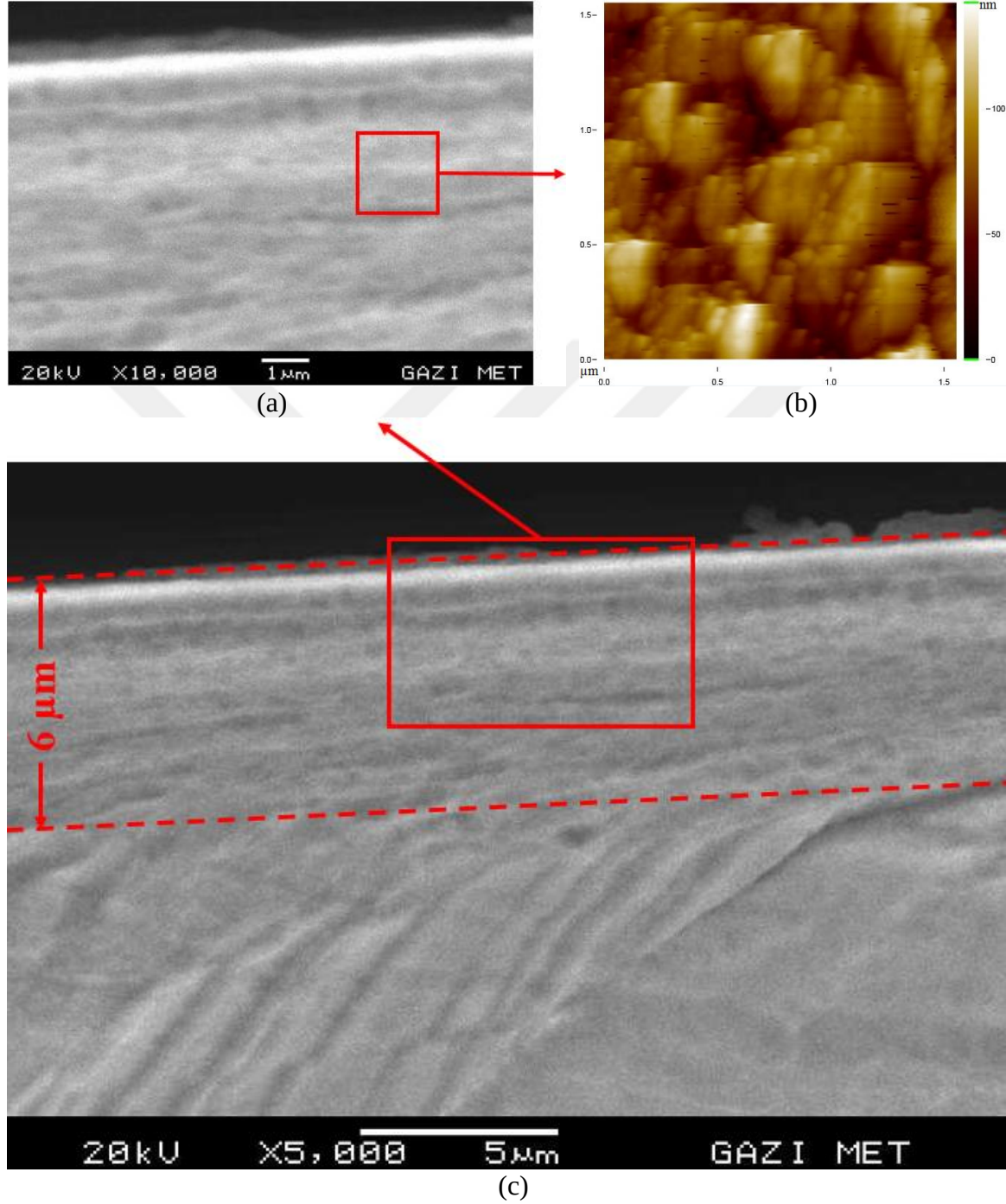
Şekil 6.8. LN₂ altında farklı kesme parametrelerinde ölçülen kesme bölgesi sıcaklıkları

6.2.4. Yüzey-altı tabakada dinamik yeniden kristalleşme ve tane incelmesi

Talaşlı imalat sonucu işlenen yüzeylerde meydana gelen APD tabakasının özelliklerini ve muhtemel yapısını daha iyi incelemek için kriyojenik sıvı azot altında yüksek kesme hızı ve en yüksek ilerleme değerlerinde işlenen numuneye ait olan Resim 6.5(c)'de sunulan mikroyapı daha hassas mikroyapı görüntüleme cihazları ile detaylı şekilde incelenmiştir. İşlenmiş yüzeyin yaklaşık 18 µm civarında başlayan aşırı plastik deformasyon nedeniyle önce deformasyon yönünde uzayan tanelerin, işlenen yüzeye yaklaştıkça sınırları kaybolmuştur. Kesme parametrelerinin, mikroyapının inceltilmesinde önemli bir etkiye sahip olduğu ve tanelerin ilk olarak eş zamanlı çekme gerilmesi ve basma gerilmesi ile uzatıldığı belirtilmiştir [25].

Resim 6.6(c)'de görünen, en üstteki 6 µm kalınlığındaki tabakada tane sınırlarının tamamen kaybolması ile belirgin tane yapılarının yok olduğu görülmektedir. Bu katmanın, Resim 6.6(a)'da sunulan büyütülmüş görüntüsünde de herhangi bir tane yapısına rastlanmamıştır. Bu durumun büyük olasılıkla yapıları bu büyütme altında görüntülenemeyen DYK yoluyla nano boyutta ince tane oluşumlarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Talaşlı imalat sürecindeki yüksek deformasyon hızı ve kriyojenik uygulamadan kaynaklanan düşük sıcaklığın doğurduğu büyük gerilmelerin (deformasyonların) nano ölçekte çok ince tanecik boyutuna sahip APD tabakası meydana getirdiği bildirilmiştir [25, 185, 193, 234]. Numunenin iç kısımlarından ölçülen işlenmemiş malzeme ortalama tane boyutu (16,8 µm)

göz önüne alındığında, yüksek kesme hızı ve yüksek ilerlemeden kaynaklı aşırı plastik deformasyon nedeniyle bu tabakada önemli tane incelmesi beklenmektedir.



Resim 6.6. LN₂ soğutma, 300 m/min kesme hızı ve $f=0,5$ mm/rev ilerleme parametrelerinde işlenen numunenin yüzey-altında oluşan APD tabakası; a) detay SEM görüntüsü b) detayın AFM görüntüsü (ortalama tanecik boyutu 93 nm), c) SEM görüntüsü

Resim 6.6'da görüldüğü üzere, optik mikroskopta olduğu gibi SEM cihazı ile de APD katmanı içinde herhangi bir özellik tespit edilemez iken AFM cihazı ile tane özellikleri gösteren nano boyutta yapılar (Şekil 6.6 b) tespit edilmiştir. Şekil 6.6(b)'de sıvı azot soğutma altında, 300 m/min kesme hızı ve 0,5 mm/rev ilerleme değerlerinde işlenen numuneye ait APD katmanı içinde ortalama boyutu 93 nm olan taneye benzeyen yapılar görülmektedir. Bu sonuç, bakır, titanyum ve tantal alaşımlarının yüksek hızdaki deformasyonlarında [228], AISI 304 östenitik paslanmaz çelik alaşımının düşük ve yüksek hızlardaki deformasyonlarında [230], yine AISI 304 alaşımının sıcak burulma testlerinde [229], AA1421 alüminyum alaşımının EKAP sürecinde [233], saf bakırın APD işleminde [232] ve AZ31B Mg alaşımı [185] ile Al 100 alüminyum alaşımının [234] talaşlı imalatında işlenen yüzey-altı tabakalarında DYK nedeniyle oluşan nano-kristal tanelere dair bulgular ile uyum içindedir.

Resim 6.6(b)'de görüldüğü üzere, işlenen numunenin yüzey-altı tabakasında ortalama tane boyutu 100 nm'nin altında olan bir katman tespit edilmiştir. 100 nm'den küçük taneler nano boyutlu taneler olarak kabul edildiğinden [24, 183] dolayı bu APD tabakası 'nano-katman' olarak adlandırılır. Resim 6.6(b)'de görünen mikroyapı özellikleri, alt-tane sınırlarını oluşturan yüksek yoğunluklu dislokasyon dizileri olabilir [243, 316]. Tane incelmesinin altında yatan etkinin dinamik yeniden kristalleşme (DYK) olduğu ve yüksek sıcaklıktaki plastik deformasyon sırasında, yüksek enerjili alt-tane sınırlarını oluşturan dislokasyon dizilerinin, çekirdek işlevi görerek yeni taneciklerin oluşumuna sebep olduğu açıklanmıştır [24]. Talaşlı imalat gibi yüksek deformasyon hızlarında ($>106 \text{ s}^{-1}$) uygulanan proseslerde, işlenen yüzey sıcaklığı yüksek olsa dahi tane sınırı kayması için yeterli zaman olmadığından deformasyon sadece dislokasyon hareketi ile oluşmaktadır [226, 227]. Kısmi dislokasyonlar arasındaki yüksek istif hata bandı genişliğinden dolayı dislokasyonların çapraz kayma ve tırmanmasının sınırlı ve zor olduğu düşük istif hata enerjisine sahip malzemelerde dinamik toparlanma engellenirken, dinamik yeniden kristalleşmenin daha kolay meydana geldiği bildirilmiştir [314]. AISI 316LVM gibi düşük-orta seviye istif hata enerjisine sahip alaşımların, kriyojenik talaşlı imalat gibi soğuk veya ılık deformasyonu sırasında sürekli DYK oluşabileceği belirtilmiştir [231]. Tane boyutunun dramatik olarak azalmasına yol açan mekanizma, sürekli DYK sürecinde alt-tanelerin progradif rotasyonu ile yüksek açılı tane sınırlarına sahip yeni taneler oluşması şeklinde açıklanmıştır [226-228]. Deformasyondaki artışla beraber kademeli olarak yüksek açılı tane sınırlarına evrilen bu proses sürekli DYK olarak bildirilmiş olmasına rağmen, termo-mekanik proses koşulları

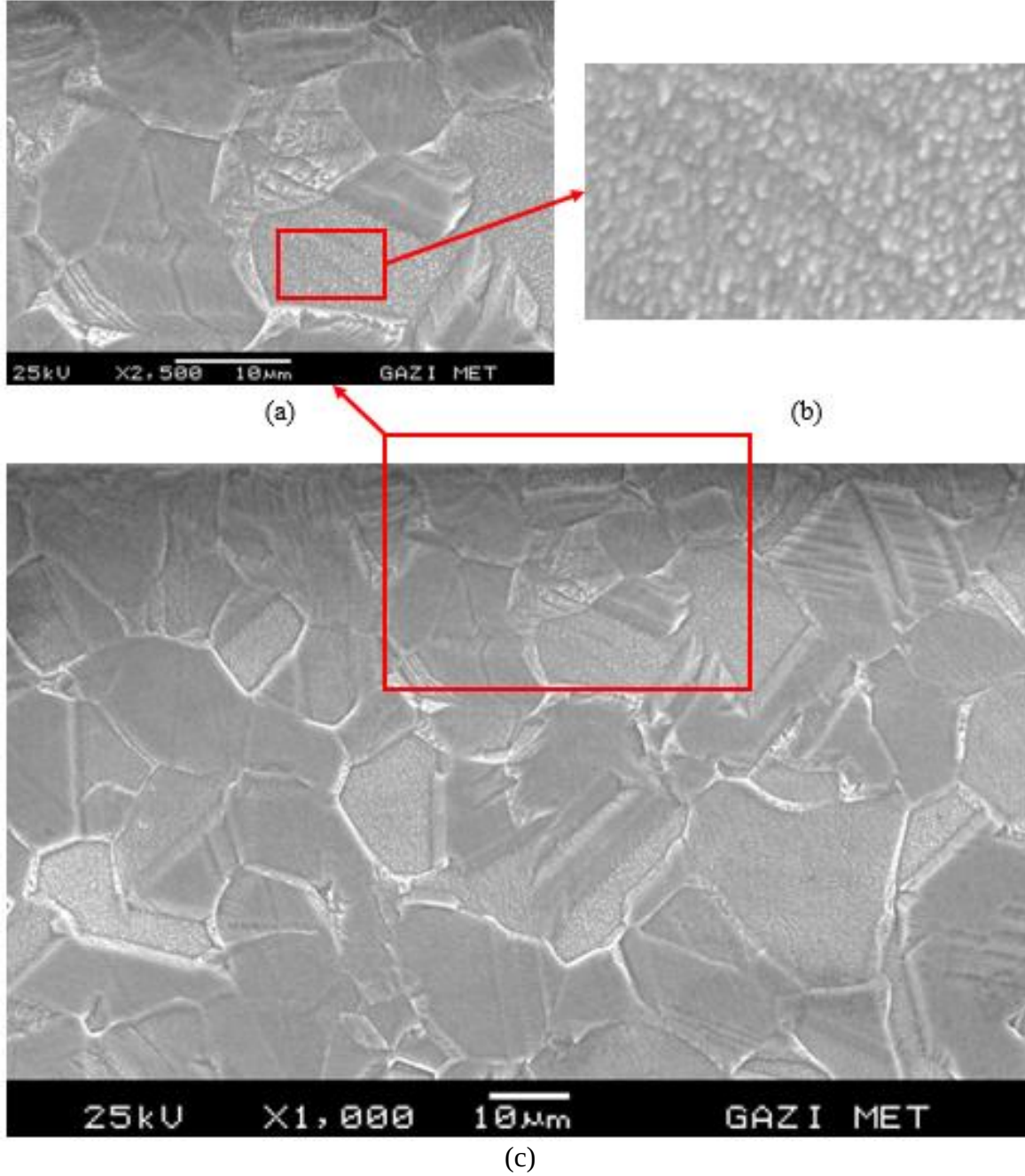
veya başlangıç tane boyutundaki değişiminin, süreksiz DYK'den sürekli DYK'ye geçişe yol açabileceği belirtilmiştir [226, 227, 229].

Yukarıda yapılan açıklamalardan AISI 316LVM alaşımında DYK sürecinin başlaması için kritik bir gerinmenin (ϵ_c) ve sıcaklığın sağlanması gerektiği anlaşılmaktadır. Dönüşümün kinetiğinde sıcaklığın önemi daha önce Zener-Hollomon parametresinde (Eş. 3.22) ifade edilirken, kritik gerinmenin (ϵ_c) ise Zener-Hollomon parametresinin (Z) bir fonksiyonu olduğu Eş. 3.21'de belirtilmiştir. DYK için gerekli termal aktivasyon enerjisinin, kesme işleminde üretilen ısı enerjisinden kaynaklandığı belirtilerek talaşlı imalattaki plastik deformasyonun ve sıcaklığın, tane incelmesi işleminin başlaması için yeterince yüksek olduğu belirtilmiştir [24]. Çünkü yüksek kesme ve ilerleme oranlarının/hızlarının neden olduğu yüksek deformasyon hızındaki aşırı plastik deformasyonun yükselttiği kesme bölgesi sıcaklığının (Şekil 6.8), numune yüzeyindeki sıcaklığı arttırdığı düşünülmektedir. Diğer yandan talaşlı imalat sürecinde işlenen yüzeyde depolanan yüksek enerjinin, malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığını önemli ölçüde azalttığı tahmin edilmektedir. Sonuç olarak, AISI 316LVM alaşımının yeniden kristalleşme sıcaklığını geçtiği düşünülen işlenen yüzeydeki lokal ısının, nano-kristal tanelerin oluşumuna yol açan DYK'nin meydana gelmesine neden olduğu düşünülmektedir.

Resim 6.7'de, kriyojenik sıvı azot altında, yüksek kesme hızı ve yüksek ilerleme değerlerinde yapılan talaşlı imalatın neden olduğu aşırı plastik deformasyonun, APD tabakasına ilave olarak bu tabakanın altındaki derinliklerde, bazı taneler ve ikizler ile tane sınırlarında, SEM görüntülerinde fark edilebilir yeniden kristalleşme oluşumları sergilediği görülmüştür.

Resim 6.7'de görüldüğü üzere, tane içlerinde meydana gelen ve alt-tane oldukları tahmin edilen bu oluşumların ortalama boyutunun 380 nm olduğu tespit edilmiştir. APD tabakasından farklı bir görünüme sahip bu oluşumların sürekli DYK sonucu meydana geldiği tahmin edilirken, muhtemel DYK mekanizması şu şekilde açıklanmıştır: Mikroyapıdaki mevcut tavlama ikizi sınırları, ikiz ilişkisini kaybederek yüksek açılı sınırlara dönüşür. Diğer yandan yüksek açılı sınırların veya mikro-kayma bantlarının civarında progresif kafes rotasyonu yoluyla yeni taneler oluşur. Yeniden kristalleşen taneler, ilerleyen deformasyon ile başlangıç tanesinin kalan kısmına homojen bir şekilde yayılarak,

çekirdeklenme ve büyüme aşamaları içeren iki aşamalı süreçten farklı bir davranış sergilemişlerdir [226, 227].



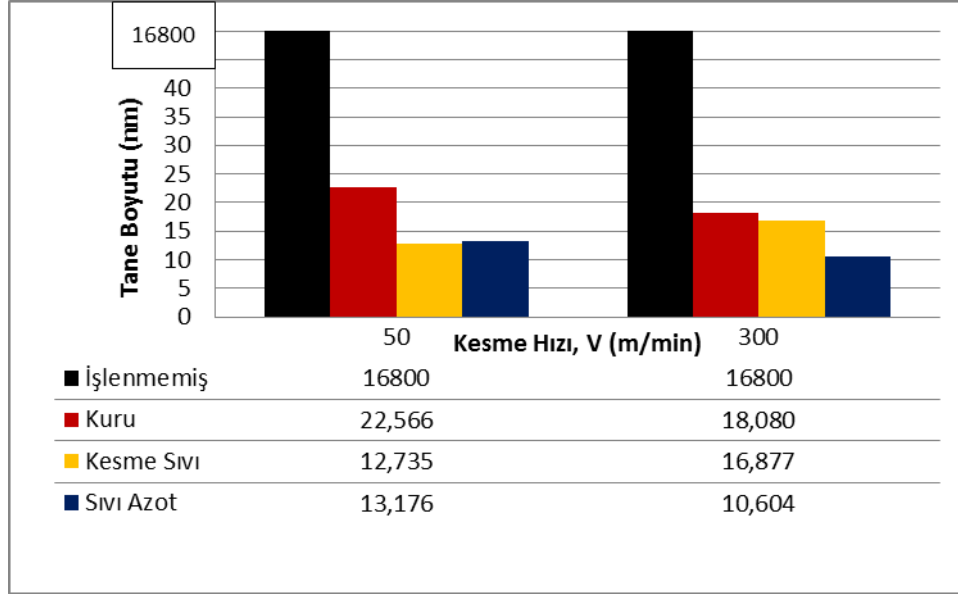
Resim 6.7. LN₂ soğutma, 300 m/min kesme hızı, $f=0,5$ mm/rev parametrelerinde işlenen numunede oluşan sürekli DYK oluşumunun SEM görüntüleri; a) detay görüntü, b) alt-tane detay görüntüsü (ortalama tanecik boyutu 380 nm), c) APD tabakası altındaki mikroyapı

Dinamik yeniden kristalleşmenin mikroyapıda sadece bazı tanelerde görünmesi, hatta bir kısım tanede daha şiddetli iken diğerlerinde daha hafif meydana gelmesi, tanelerin farklı

yönelime (kristalografik oryantasyona) sahip olmasına atfedilmiştir [399-401]. DYK mekaniğinin ve kinetiğinin bazal düzlemlerin konumuna güçlü bir şekilde bağlı olduğu ve aynı zamanda başlangıç tekstürünün yeniden kristalleşmiş tane boyutunu etkilediği bildirilmiştir. Bazal düzlemlerin deformasyon yönüne paralel veya dik açılarda konumlandığı durumlarda daha hızlı ve kapsamlı DYK süreci gözlenirken, deformasyon eksenine 45° açıda konumlandığında DYK'nin daha yavaş olduğu ve oluşan tane boyutunun diğer iki duruma (paralel ve dik) kıyasla daha küçük olduğu belirtilmiştir. Başlangıç tekstürünün DYK üzerindeki bu etkisinin, dislokasyon kayması karakteri üzerindeki etkisinden kaynakladığı açıklanmıştır [399].

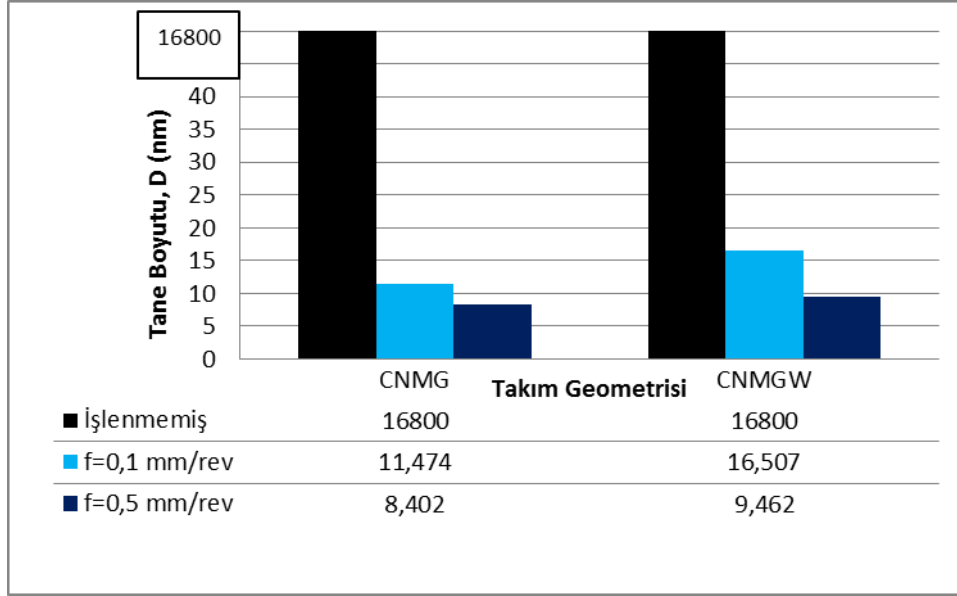
Resim 6.6(b)'de sunulan AFM görüntüsünden elde edilen tanecik boyutu ile karşılaştırmak amacıyla, APD tabakasına sahip; kuru, kesme sıvısı ve kriyojenik sıvı azot şartlarında işlenen numune yüzeyleri ile işlem görmemiş numuneye XRD analizi yapılmıştır. İşlem görmüş numune yüzeylerindeki tanecik boyutu, elde edilen XRD desenlerindeki (Şekil 6.17 ve 6.19) pik genişlikleri (FWHM) (Şekil 6.18(a) ve 6.20(a)) kullanılarak Eş. 3.8'de ki Scherrer formülü ile hesaplanmış, Şekil 6.9 ve 6.10'da sunulmuştur. Şekil 6.9'da sergilenen sonuçlara göre, kesme sıvısı ve sıvı azot altında işlenen numune yüzeylerindeki ortalama tanecik boyutunun kuru kesme şartına kıyasla daha küçük olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca genel olarak yüksek kesme hızında daha küçük tane boyutu değerleri hesaplanmıştır. Bu durum etkin soğutma ile ortamdan daha fazla ısı uzaklaştırılması sonucu DYK başlangıcının geciktirilmesine ve yüksek Zener-Holloman (Z) değerine atfedilebilir [229]. DYK sonucu oluşan tane boyutu Eş. 3.24'de ifade edildiği üzere Zener-Holloman parametresinin güçlü bir temel fonksiyonudur. DYK sürecinde tane boyutunun, tane içi pekleşme ile sınırlı olduğu belirtilirken, düşük sıcaklık ve yüksek deformasyon hızında (yani Eş. 3.22'ye göre yüksek Z değerinde) gerçekleşen daha fazla pekleşme nedeniyle daha ince mikroyapı olduğu bildirilmiştir [229]. Eş. 3.24 göz önüne alındığında, dinamik kristalleşmiş yapıdaki ortalama tane boyutu (D_{DYK}) ile Zener-Holloman (Z) parametresinin ters orantılı olduğu ve yüksek Z değerlerinin daha ince bir yeniden kristalleşmiş mikroyapı doğuracağı anlaşılmaktadır. Ayrıca elde edilen sonuçların, kesme hızının mikroyapı üzerindeki farklı etkilerinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Artan kesme hızı mikroyapıyı iki şekilde etkilemektedir. Birincisinde; artan ısı üretimi daha yüksek sıcaklığa yol açarak, DYK başlangıcı için gerekli eşik değerler olan kritik gerinmenin ve yeniden kristalleşme sıcaklığının düşmesine neden olur. Bu durum düşük Z değerine neden olacağından Eş. 3.24'e göre daha büyük tane boyutu (D_{DYK}) ile sonuçlanır. İkincisinde artan deformasyon hızı, daha fazla deformasyon

sertleşmesine yol açar. Bu durum ise yukarıda açıklandığı üzere yüksek Z değerine neden olacağından Eş. 3.24'e göre daha küçük tane boyutu (D_{DYK}) ile sonuçlanır.



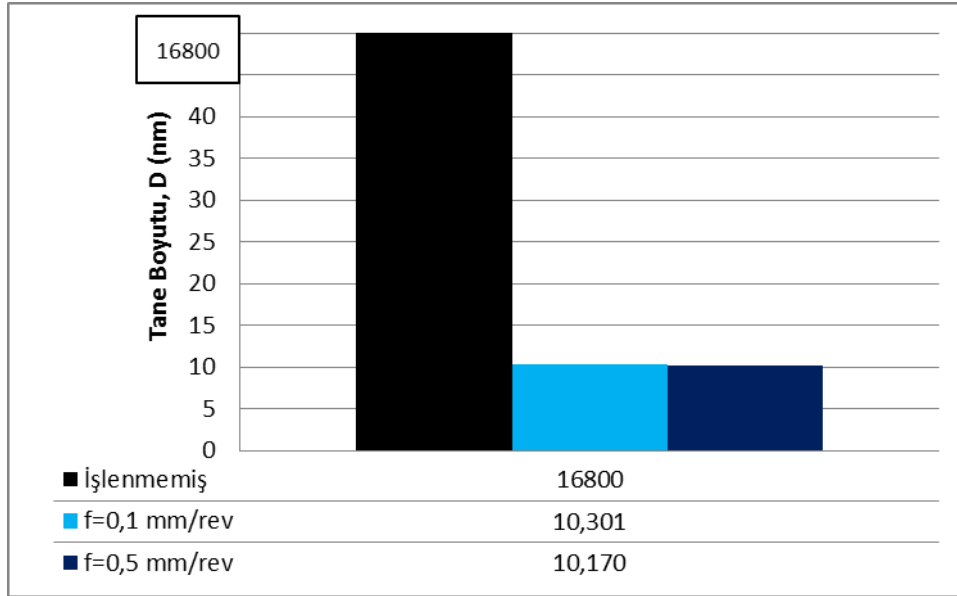
Şekil 6.9. Farklı kesme hızı (50 m/min, 300 m/min) ve farklı kesme şartları (kuru, kesme sıvısı, sıvı azot) ile işlenen yüzeylerin, XRD pik genişlikleri ile hesaplanmış tanecik boyutları ($f=0,1$ mm/rev, $a_p=1,2$ mm)

Şekil 6.10'da sergilenen sonuçlara göre, artan ilerlemenin işlenen yüzeyde daha ince bir mikroyapıya neden olduğu tespit edilmiştir. Bu durum kesme hızında olduğu gibi yükselen ilerleme ile artan deformasyon hızının tane içi deformasyon sertleşmesine neden olarak daha ince mikroyapıya sebep olmasına atfedilebilir [229]. Diğer yandan silici geometrili CNMGW kesici takımın neden olduğu daha büyük plastik deformasyonun beklenildiği üzere işlenen yüzey tabakada önemli tane incelmesi meydana getirmediği, aksine standart CNMG kesici uca nazaran silici geometrili CNMGW kesici uç ile daha büyük tane boyutu oluştuğu saptanmıştır. Bu sonuca geniş uç geometrisine sahip CNMGW kesici takımın kazıma (ploughing) etkisinin doğurduğu daha yüksek kesme bölgesi sıcaklığının (Şekil 5.4) neden olduğu düşünülmektedir. Ayrıca büyük kesici uç geometrisinin işlenen yüzeyde termal ve mekanik yüklerin artışına sebep olacağı bildirilmiştir [74, 77-80]. Bu minvalde, işlenen yüzeydeki yüksek bölgesel sıcaklığın, Eş. 3.22'ye göre Z değerini düşürerek, DYK'nin başlaması için gerekli kritik gerinmeyi (ϵ_c) azalttığı (Eş. 3.21) ve DYK'nin erken başlamasına neden olduğu tahmin edilmektedir. Sonuç olarak yüksek sıcaklıktan etkilenen nano-kristal taneciklerin büyüme sürecine girerek [185], bu sonuca neden olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.10. Farklı ilerleme (0,1 m/rev, 0,5 m/rev) ve farklı kesici takım geometrisi (CNMG, CNMGW) ile işlenen yüzeylerin, XRD pik genişlikleri ile hesaplanmış tanecik boyutları (LN_2 , $V=100$ m/min, $a_p=1,2$ mm)

Diğer yandan 300 m/min kesme hızı ile 0,5 mm/rev ilerleme değerinde, LN_2 soğutma altında işlenen numunenin, Resim 6.6(b)'de sunulan AFM görüntüsünden elde edilen tanecik boyutunun ortalama 93 nm iken Şekil 6.11'de sunulan işlenen yüzeyin XRD desenindeki (Şekil 6.23) pik genişliğinden hesaplanmış tanecik boyutunun ~ 10 nm olduğu görülmektedir. Aradaki değer farkının, XRD deseninin işlenen yüzeyden, AFM görüntüsünün ise işlenen yüzeyden birkaç μm aşağıda APD katmanı içinden alınmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Çünkü talaşlı imalat deneyinde, kesici takımın talaş ve serbest yüzeylerinden kesme bölgesine püskürtülerek doğrudan işlenen yüzeye etki eden kriyojenik sıvı azotun, yüzey sıcaklığını çok düşük seviyeye düşürdüğü tahmin edilmektedir. Bu durum, kriyojenik soğutma nedeniyle işlenmiş yüzeydeki nano-kristal tane yapılar muhafaza edilirken, daha derinlerdeki tanelerin iş parçasının düşük termal iletkenliğinden kaynaklı lokal ısı oluşumu nedeniyle büyüme sürecine girmesine atfedilmiştir [185]. Yapılan yorumlar ışığında elde edilen sonuçların nano seviyede oldukları baz alınarak AFM ile XRD sonuçlarının uyum içinde oldukları söylenebilir.



Şekil 6.11. Farklı ilerleme (0,1 m/rev, 0,5 m/rev) değerlerinde işlenen yüzeylerin, XRD pik genişlikleri ile hesaplanmış tanecik boyutları (CNMG, LN₂, V=300 m/min, a_p=1,2 mm)

6.3. Mikrosertlik ve Pekleşme

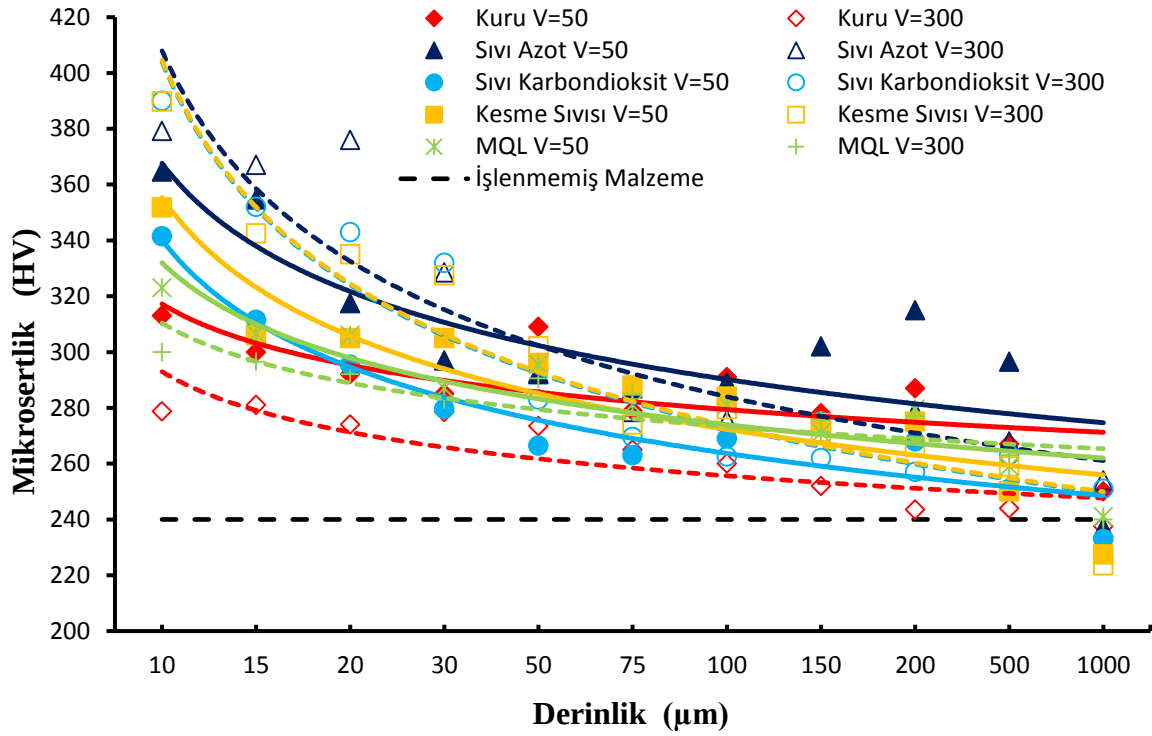
Farklı kesme şartlarında talaşlı imalat işlemi uygulanan yüzeylerin altında kalın bir pekleşme katmanı olduğu bildirilmiştir [53, 182, 193, 219]. Plastik deformasyon sonucu oluşan bu tabakada kesme parametrelerine bağlı olarak bazen mikrosertlik artışı raporlanırken, bazen de yüksek kesme sıcaklığının sonucu oluşan termal yumuşama nedeniyle mikrosertlik değerinde azalma raporlanmıştır [211]. Bu yüzden ürün performansını doğrudan etkileyen yüzey bütünlüğü özelliklerinden biri olan mikrosertliğe talaşlı imalat parametrelerinin etkisi araştırılarak bu başlık altında sunulmuştur.

6.3.1. Kesme hızının ve kesme şartlarının etkisi

Şekil 6.12, 6.13 ve 6.14’de; 50 m/min ve 300 m/min kesme hızlarında, kuru, sıvı azot (LN₂), sıvı karbondioksit (LCO₂), kesme sıvısı ve MQL şartlarında işlenen numunelere ait yüzey altı tabakada meydana gelen, derinliğe bağlı mikrosertlik değişimleri görülmektedir.

Talaşlı imalat işlemine tabi tutulan AISI 316 LVM östenitik paslanmaz çelik numunelerin yüzey-altı tabakasında meydana gelen plastik deformasyona uğramış bölgede, tüm kesme koşullarında sertlik artışı tespit edilmiştir (Şekil 6.12). Talaşlı imalatın işlenen numunelerin

yüzey-altı tabakasında deformasyon sertleşmesine neden olduğu bildirilmiştir [24, 53, 182, 185, 193, 209, 219]. Mikrosertlik değerlerinin yüzeye yakın yerlerde daha yüksek ölçülmesi, yüzey altı tabakada östenitik yapının deformasyonla pekleşmesine bağlanmıştır [203, 219]. Ölçülen sertlik değerlerinin işlenen yüzeyden uzaklaştıkça azaldığı ve belirli bir mesafeden (yaklaşık 1000 μm) sonra işlenmemiş malzeme sertliği civarına düştüğü görülmektedir.



Şekil 6.12. Farklı kesme hızı ve kesme şartlarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey altı tabakada meydana gelen mikrosertlik değişimi ($f=0,1$ mm/rev; $a_p=1,2$ mm; CNMG)

Şekil 6.13 ve 6.14'de ki mikrosertlik grafiklerinin, Resim 6.1 ve 6.2'de ki mikroyapı görüntülerinde sergilenen APD katman derinliklerine benzer bir eğilim sergilediği görülmüştür. Grafiklerden, ölçülen mikrosertlik değerlerinin kesme şartlarına göre iki farklı eğilim sergilediği tespit edilmiştir. Düşük kesme bölgesi sıcaklığına neden olan etkin soğutmanın uygulandığı; kesme sıvısı, kriyojenik sıvı karbondioksit ve kriyojenik sıvı azot kesme şartları ile nispeten daha yüksek kesme bölgesi sıcaklığına neden olan kuru ve MQL kesme şartları farklı bir eğilim sergilemişlerdir. Etkin soğutmanın uygulandığı kesme şartlarında (kesme sıvısı, kriyojenik sıvı karbondioksit ve kriyojenik sıvı azot), düşük kesme hızına kıyasla (50 m/min) yüksek kesme hızında (300 m/min) işlenen numunelerde daha yüksek sertlik değerleri ölçülmüştür. Bu durum, kesme hızı ile birlikte yükselen kesme

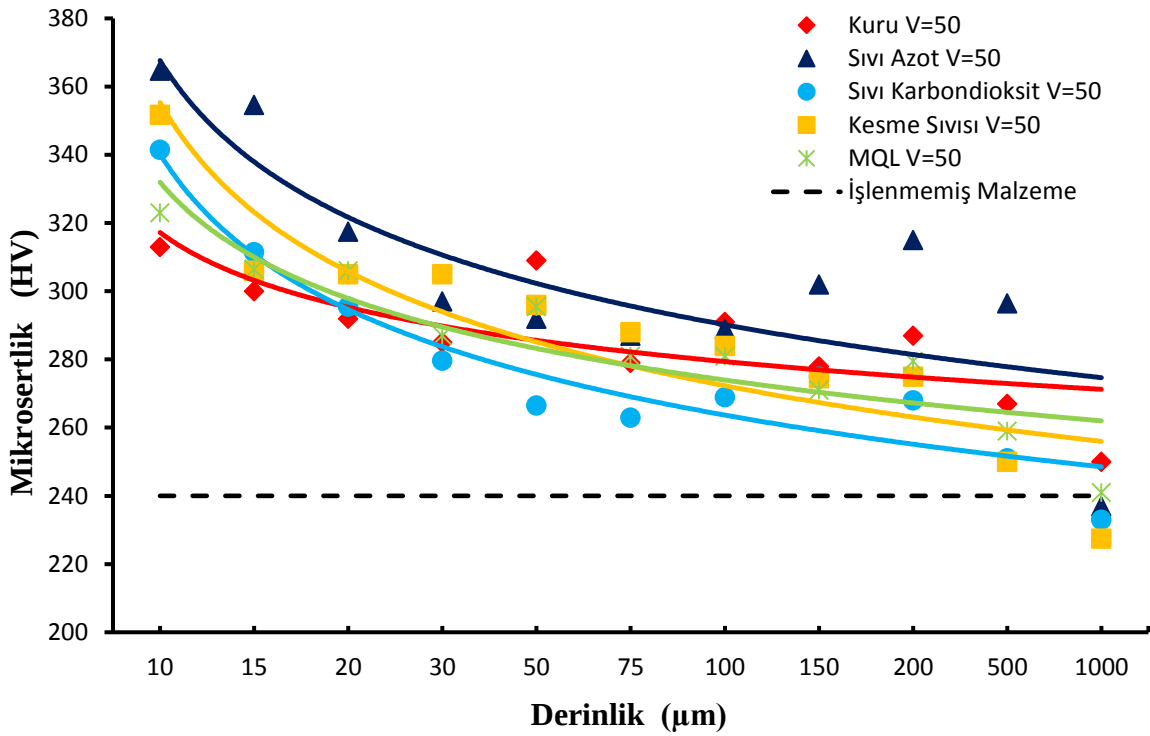
bölgesi sıcaklığının doğurduğu termal yumuşamanın, yine kesme hızı ile artan deformasyon hızının neden olduğu pekleşme tarafından bastırılmasına bağlanabilir. Bu sonuç, AISI 316L [209], AISI 304 [24, 53], Ninomic C-263 [182], Inconel 718 [193] ve AZ31B Mg [185] alaşımlarının talaşlı imalatında elde edilen sonuçlarla uyum içindedir. Yüksek kesme hızında yükselen deformasyon hızının, malzemenin deformasyon sertleşmesi üssünü (n) yükselterek, mukavemetin artmasına ve sünekliğin azalmasına neden olduğu bildirilmiştir [355]. Sonuç olarak, talaşlı imalat işleminde uygulanan etkin soğutmanın kesme bölgesi sıcaklığını düşürerek (Şekil 6.6), termal yumuşamanın etkisini azaltması nedeniyle meydana gelen yüksek kesme hızlarındaki baskın pekleşme etkisinin işlenmiş yüzey-altı tabakadaki sertliği arttırdığı tahmin edilmektedir.

Diğer yandan etkin soğutmanın olmadığı ve yüksek kesme bölgesi sıcaklığı (Şekil 6.6) meydana gelen kuru ve MQL kesme şartlarında tam tersi bir durum sergilenmiştir. Kesme hızı ile birlikte artan kesme bölgesi sıcaklığından dolayı meydana gelen termal gevşemeye bağlı olarak, düşük kesme hızına nazaran yüksek kesme hızında işlenen numunelerde daha düşük sertlik değerleri ölçülmüştür. Bu durum düşük kesme hızında deformasyon sertleşmesinin (pekleşmenin), yüksek kesme hızında ise artan kesme bölgesi sıcaklığı sonucu termal yumuşamanın baskın olmasına bağlanabilir. Genel olarak, pekleşme derecesinin, artan kesme hızı sonucu oluşan yüksek sıcaklıktan dolayı meydana gelen termal gevşemeye bağlı olarak azaldığı bildirilmiştir [182].

Talaşlı imalat sürecinde meydana gelen pekleşme ve termal yumuşama mekanizmalarının altında dislokasyon hareketlerinin olduğu tahmin edilmektedir. Düşük sıcaklık sonucu hareket etme kabiliyeti azalan veya engellenen dislokasyonlar, plastik deformasyon için gerekli kuvvetin yükselmesine ve dolayısı ile malzemenin daha sert ve daha yüksek dayanımlı olmasına neden olurlar [243]. Diğer yandan yüksek sıcaklığın etkisi ile önce dinamik toparlanma sürecinde düzene giren dislokasyonların azalan yoğunluğu sonucu malzemenin deformasyonla kazandığı sertlikte azalma meydana gelir. Ardından kenar dislokasyonlarının düşük açılı sınırlar şeklinde bir araya gelerek alt-tane sınırlarını oluşturması sertlikte düşüşe sebep olduğu bildirilmiştir [314].

Düşük ve yüksek kesme hızlarında kesme şartlarının karşılaştırıldığı sırasıyla Şekil 6.13 ve Şekil 6.14'de ki grafiklere göre; yüzey tabakadaki en yüksek sertlik değerleri sırasıyla 365 HV ve 390 HV olarak kriyojenik kesme şartlarında ölçülürken, en düşük sertlik değerleri

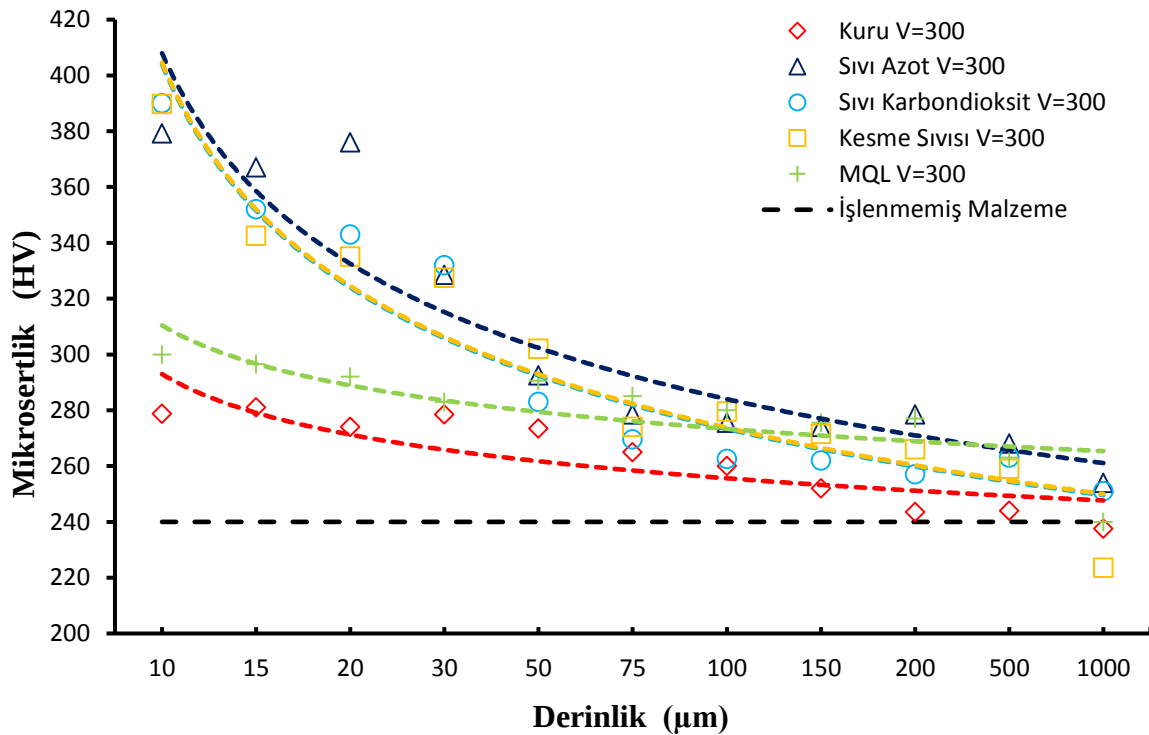
sırasıyla 313 HV ve 279 HV olarak kuru kesme koşulunda ölçülmüştür. İşlenmemiş malzemenin ortalama 240 HV sertlik değeri göz önüne alındığında, ölçülen değerlere göre, kriyojenik şartlarda düşük ve yüksek kesme hızlarında işlenen numunelerin yüzey-altı tabakalarında sırasıyla %52 ve %62,5 mikrosertlik artışı gerçekleşmiştir. Kuru kesme şartına kıyasla, kriyojenik şartlar altında mikrosertlikteki daha fazla artış, daha fazla deformasyon sertleşmesi ve/veya daha küçük tane boyutundan kaynaklanabilir.



Şekil 6.13. Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey altı tabakada meydana gelen mikrosertlik değişimi ($V=50$ m/min; $f=0,1$ mm/rev; $a_p=1,2$ mm; CNMG)

Düşük kesme hızında kesme şartlarına göre değişen yüzey tabakası sertlik değerleri birbirine yakın seyrederken (Şekil 6.13), yüksek kesme hızında etkin soğutma gerçekleşen koşullarla diğerlerinin sertlik değerleri arasında gözle görülür bir fark mevcuttur (Şekil 6.14). Bu nedenle, düşük kesme hızında kuru ve MQL kesme şartlarında işleme sırasında oluşan düşük kesme bölgesi sıcaklığının (Şekil 6.6) neden olduğu deformasyon sertleşmesinin (pekleşmenin) termal yumuşamaya göre daha baskın olduğu ve bu durumun etkin soğutma gerçekleşen kesme sıvısı, LCO₂ ve LN₂ şartlarına yakın miktarda sertleşmeye yol açtığı söylenebilir. Elde edilen sonuçlar farklı kesme şartlarının etkin soğutma kabiliyeti ve kesme bölgesi sıcaklıklarının etkisi altındaki toparlanma ve DYK ile ilişkilendirilebilir. Düşük

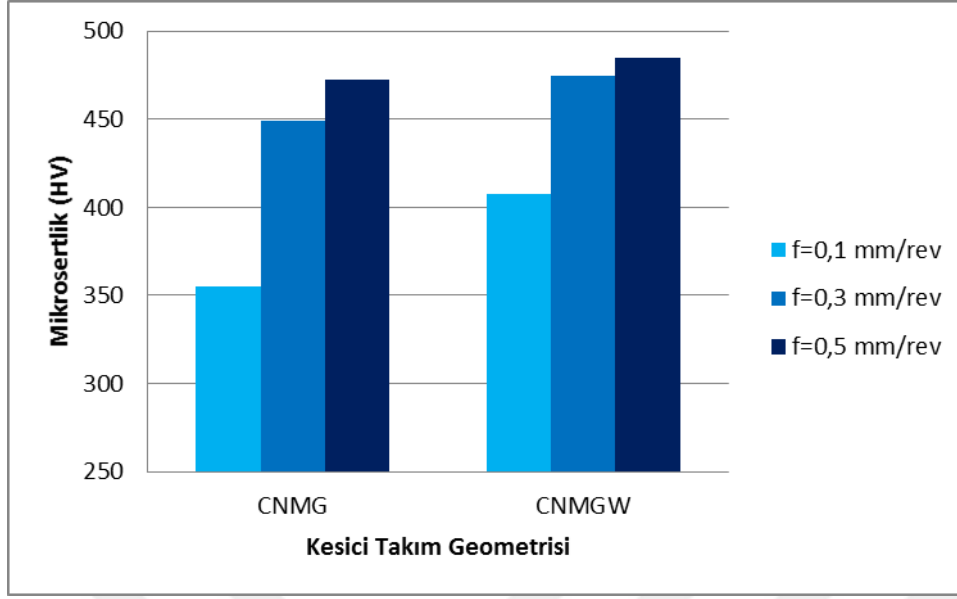
kesme hızında kriyojenik karbondioksit ile yüksek kesme hızında kriyojenik sıvı azot soğutma altında işlenen yüzeye ait sertlik değerlerinin kesme sıvısı şartında işlenen yüzeye ait sertlik değerlerinden düşük çıkması kayda değerdir. Bu durum sıvılarla gazların ısı taşınım katsayıları arasındaki farka atfedilmiş olup [375], basınçlı tanktan çıkarak kesme bölgesine ulaşan kriyojenik sıvıların çoğunlukla gaz halinde olduğu düşünülmektedir. Sıvıların gazlardan çok daha yüksek taşınım katsayılarına sahip olmalarından dolayı kesme sıvısı ile daha etkin bir soğutma yapıldığı tahmin edilmektedir.



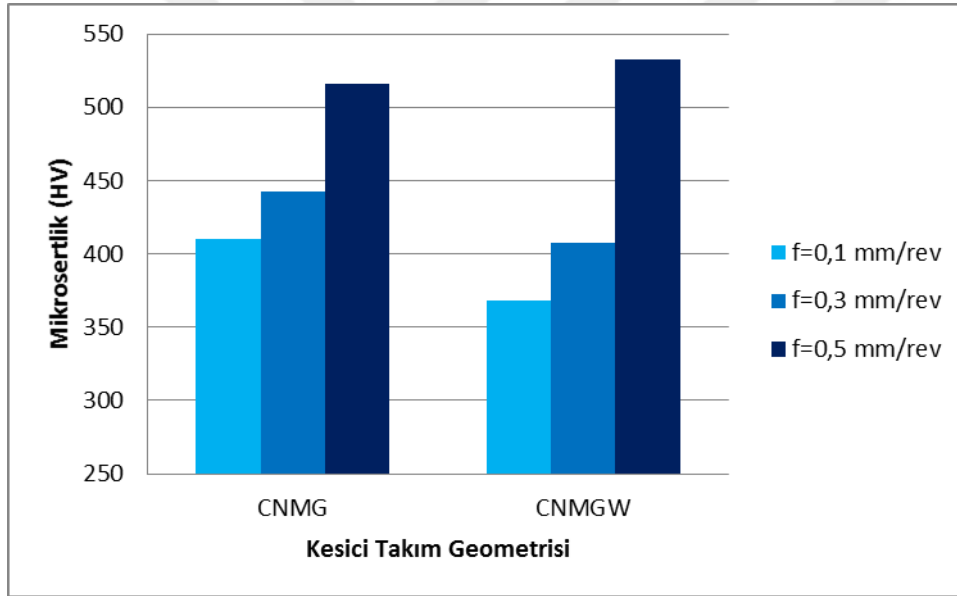
Şekil 6.14. Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzeylerine ait yüzey altı tabakada meydana gelen mikrosertlik değişimi ($V=300$ m/min; $f=0,1$ mm/rev; $a_p=1,2$ mm; CNMG)

6.3.2. İlerlemenin ve kesici takım geometrisinin etkisi

İlerlemenin, takım uç yarıçapının ve kesici uç geometrisinin mikrosertlik değişimi üzerinde etkileri olduğu bildirilmiştir [23, 53, 178, 179, 182, 193]. Şekil 6.15’de 100 m/min ve 300 m/min kesme hızlarında, sıvı azot (LN_2) soğutma altında, standart CNMG ve silici geometrili CMGW kesici uçlar ile üç farklı ilerleme oranında işlenen numunelere ait yüzey tabaka mikrosertlik değerleri görülmektedir.



(a)



(b)

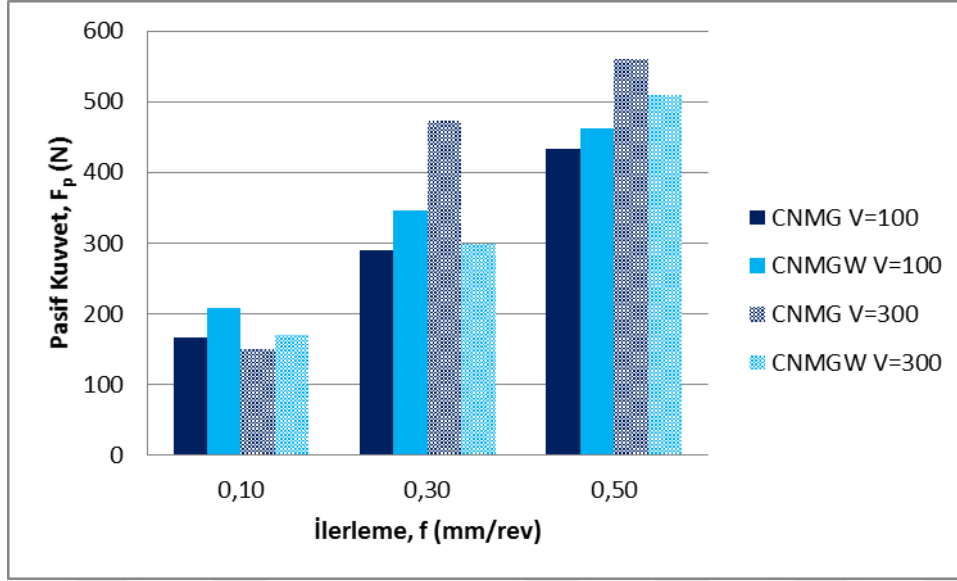
Şekil 6.15. Farklı geometrideki kesici takımlarla, farklı ilerleme değerlerinde işlenen numune yüzey tabakalarının mikrosertlik değerleri; a) $V=100$ m/min, b) $V=300$ m/min ($a_p=1,2$ mm, LN_2)

Şekil 6.15’de ki grafiklerde görünen mikrosertlik değerleri yüzeyden 10 μ m derinlikte bir noktadan HV0,25 yükü uygulanarak ölçülmüştür. Gerek standart CNMG kesici uç, gerekse silici geometrili CNMGW kesici uç ile işlenen numunelerde artan ilerleme ile yüzey tabakadaki mikrosertlik değerlerinin yükseldiği tespit edilmiştir. Bu duruma ilerleme ile birlikte artan kesme kuvvetlerinin ve özellikle işlenen yüzeyde deformasyona sebep olan pasif kuvvetteki artışın neden olduğu düşünülmektedir. Pasif kuvvetteki artışın yüzeyde

termal ve mekanik yüklerin artışına sebep olacağı bildirilmiştir [74, 77-80]. Tornalama işlemi sırasında, takım ve iş parçası arasında oluşan yüksek basıncın işlenen yüzeyde deforme olmuş bir tabaka oluşturarak pekleşmeye (deformasyon sertleşmesine) neden olduğu ve bu durumun işlenmiş yüzeyin hemen altında dislokasyon yığılmasını artırarak mikrosertlik değerlerini yükselttiği belirtilmiştir [182]. Ayrıca artan ilerleme ile yükselen talaş sıkışması sonucu oluşan pekleşmenin mikro sertlikte artışa neden olduğu belirtilmiştir [53, 182]. Diğer yandan Umbrello [193], daha yüksek kesme hızları ve ilerleme oranları/hızları kullanıldığında, sertlik artışına sebep olan tane incelmesi gözlemlendiğini ve tane boyutundaki incelmede ilerlemenin kesme hızından daha etkin olduğunu raporlamıştır.

Şekil 6.15(a)'da görüldüğü üzere 100 m/min kesme hızında, tüm ilerleme değerlerinde silici geometrili CNMGW uç ile işlenen yüzey tabakalarında daha büyük sertlik değerleri ölçülmüştür. Bu duruma, Şekil 6.16'da görüldüğü üzere yüksek pasif kuvvet değerlerinin neden olduğu düşünülmektedir. Geniş yuvarlak kesici kenar yarıçapının işlenen yüzeydeki mekanik yükü arttırdığı bildirilmiştir [24]. Aynı kesme şartında, silici geometrili takımın bu etkisi, geniş kesici uç geometrisi tarafından indüklenen mekanik deformasyon etkilerinin termal etkilere ağır basmasından kaynaklanabilir. Ayrıca büyük kesici uç yarıçapına sahip takım ile daha yüksek yüzey sertliği (pikleşme) ve daha fazla plastik deformasyon (dislokasyon yoğunluğu) elde edildiği açıklanmıştır [225]. Silici geometrisinin, takım ve iş parçası temas alanını genişlettiği ve böylece daha yüksek termo-mekanik yükler (kesme kuvvetleri ve sıcaklık) meydana geldiği belirtilmiştir [166].

Diğer yandan Şekil 6.15(b)'de görüldüğü üzere 300 m/min kesme hızındaki tornalama operasyonlarında ise 0,1 mm/rev ve 0,3 mm/rev ilerleme oranlarında standart CNMG uç ile işlenen yüzey tabakalarında daha büyük sertlik değerleri ölçülmüştür. Bu durum klasik CNMG kesici uçlarda meydana gelen yüksek burun aşınmasına ve aşınmanın tetiklediği büyük pasif kuvvetlere (Şekil 6.16) bağlanabilir. Silici geometrili kesici uca nazaran standart CNMG kesici ucun zayıf mukavemeti sonucu tedrici olarak artan takım aşınmasının (burun aşınması) kesici takım burun yarıçapını yükselttiği düşünülmektedir. Kesici uç geometrisinin mikrosertlik üzerindeki etkisinin, farklı takım geometrilerine ve takım aşınmasına göre değiştiği tespit edilmiştir. Artan takım aşınmasıyla, mikro yapının daha derinlemesine etkilenecek, mikroyapısal değişikliklerin daha belirgin hale geldiği bildirilmiştir [166].



Şekil 6.16. Tornalama operasyonunda oluşan pasif kuvvet değerleri (LN_2 , $a_p=1,2$ mm)

Silici geometri kullanımında veya yükselen aşınma durumunda artan kesici uç yarıçapının neden olduğu iş parçası-takım temas alanı ara yüzündeki sürtünme artışından dolayı kesme kuvvetleri ve özellikle pasif kuvvetler yükselmiştir (Şekil 6.16). Düşük kesme hızında başta pasif kuvvet olmak üzere bütün kesme kuvvetlerinin büyüklükleri, sürtünmenin mekanik etkisinin paslanmaz çelik malzemenin termal yumuşamasından daha büyük olduğunu gösterirken (Şekil 6.15a), yüksek kesme hızında termal yumuşamanın etkisinin daha fazla olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 6.15b). Diğer yandan silici CNMGW uç ile 0,5 mm/rev ilerleme oranında işleme sonucu sertlikteki artış, bu ilerleme değerinde kesici uçta oluşan ani burun aşınması artışının işlenen yüzeydeki kazıma etkisine (ploughing) atfedilebilir. Kazıma etkisinin malzemenin sıkıştırılmasına ve daha derin plastik deformasyona neden olduğu bildirilmiştir [24]. Benzer bir çalışmada aşınmış kesici ucun daha derin deformasyon sertleşmesine neden olabileceği belirtilmiştir [224].

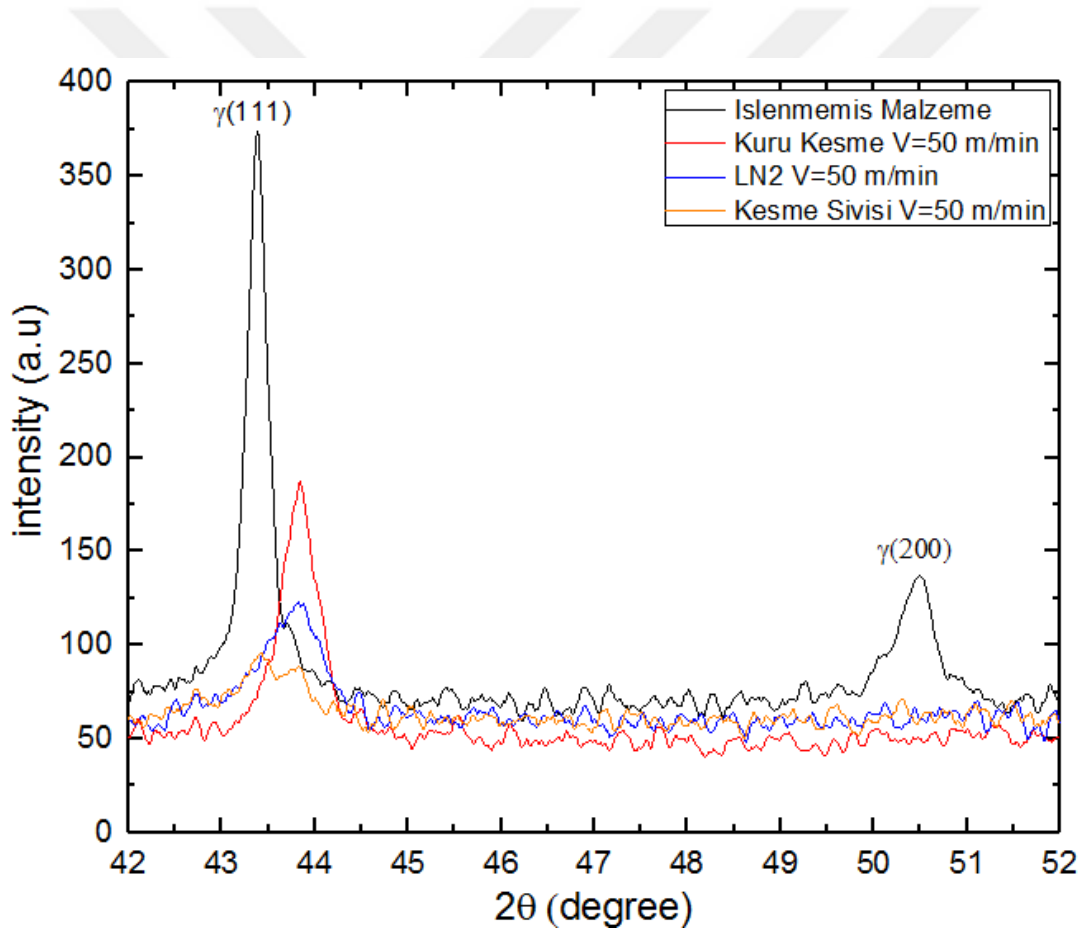
6.3.3. Pekleşmenin (deformasyon sertleşmesinin) ve tane incelmesinin etkisi

Tane boyutu ve deformasyon sertleşmesi bir malzemenin sertliğini etkileyen önemli faktörlerdir. Deformasyon sertleşmesi miktarının, XRD (X-ışını kırınımı) desenindeki pik yarı genişlikleri (FWHM) ölçülerek tahmin edilebileceği literatürde bildirilmiştir [23, 25, 42, 184, 320]. Şekil 6.17’de farklı kesme şartları altında işlenmiş numunelerin, Şekil 6.19’da ise 100 m/min kesme hızında, düşük (0,1 mm/rev) ve yüksek (0,5 mm/rev) ilerleme değerlerinde, sıvı azot kesme şartı altında, silici geometrili CNMGW ve standart geometrili

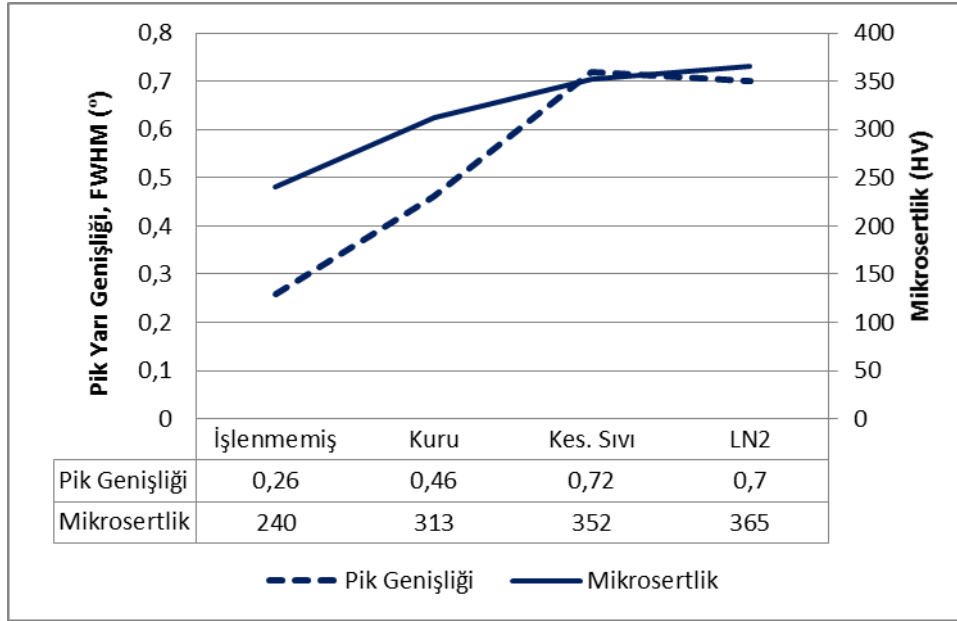
CNMG kesici uçlar ile işlenmiş numunelerin yüzey tabakasına ait XRD deseni görüntüsü sunulmuştur. Şekil 6.18(a) ve Şekil 6.20(a)'da, sırasıyla Şekil 6.17 ve Şekil 6.19'da görünen {111} piklerin yarı genişlik değerlerinin ve numunelerin yüzey tabaka mikrosertlik ölçümlerinin grafikleri görülmektedir. Şekil 6.18(a) ve Şekil 6.20(a)'da sunulan grafiklerden, pik yarı genişliği ile sertlik arasında bir korelasyon olduğu görülebilir. Artan pik yarı genişliği ile birlikte yükselen pekleşme oranının, işlenen yüzey tabakada sertliğin yükselmesine neden olduğu anlaşılmaktadır. İşlenmemiş numuneye ait pik yarı genişlik ($0,26^\circ$) değeri ile karşılaştırıldığında, Şekil 6.18(a)'da, kuru, kesme sıvısı ve LN_2 (kriyojenik sıvı azot) kesme şartlarında işlenen yüzeylere ait pik yarı genişlik değerlerinin sırasıyla, %77, %177, %169 şeklinde arttığı görülürken, Şekil 6.20(a)'da ise artan ilerleme ile pik yarı genişlik değerlerinin sırasıyla, CNMGW kesici uç ile işlenen numunelerde %262 ve %308, CNMG kesici uç ile işlenen numunelerde ise %204 ve %304 arttığı tespit edilmiştir. Ayrıca işlenmemiş numuneye ait mikrosertlik (240 HV) değeri ile karşılaştırıldığında, Şekil 6.18(a)'da, kuru, kesme sıvısı ve LN_2 (kriyojenik sıvı azot) kesme şartlarında işlenen yüzeylere ait mikrosertlik değerlerinin sırasıyla %30, %47, %52 arttığı görülürken, Şekil 6.20(a)'da artan ilerleme ile mikrosertlik değerlerinin sırasıyla, CNMGW kesici uç ile işlenen numunelerde %70 ve %102, CNMG kesici uç ile işlenen numunelerde ise %48 ve %97 arttığı tespit edilmiştir. Bu sonuçlar Resim 6.1(a, b ve d) ve Resim 6.4(a ve c)'deki mikroyapı resimlerinde görülen, yüzey tabakadaki aşırı plastik deformasyon sonucu oluşan pekleşmenin kanıtıdır. Elde edilen değerler incelendiğinde, etkin soğutmanın, artan ilerlemenin ve daha geniş kesici takım geometrisinin pik yarı genişliği ve pekleşme üzerinde çok etkili olduğu görülmektedir. Bu durum deformasyonun; malzemelerin düzenli kristal yapısını bozarak, pik şiddetlerinde düşme ve yarı genişliklerinde artışa sebep olmasına atfedilebilir [311]. Çünkü etkin soğutma, artan ilerleme ve daha geniş kesici uç geometrisi ile birlikte yükselen kesme kuvvetlerinin ve özellikle işlenen yüzeyde daha aşırı plastik deformasyona sebep olan pasif kuvvetteki artışın yüzeyde termal ve mekanik yüklerin artışına sebep olacağı bildirilmiştir [24, 74, 77-80]. Kesici takım ve iş parçası arasında oluşan yüksek basıncın, işlenen yüzeyde deforme olmuş bir tabaka oluşturarak pekleşmeye (deformasyon sertleşmesine) ve işlenmiş yüzeyin hemen altında dislokasyon yığılmasına neden olduğu belirtilmiştir [182].

Artan ilerleme ile yükselen talaş sıkışması sonucu oluşan pekleşmenin mikro sertlikte artışa neden olduğu açıklanmıştır [53, 182]. Ayrıca silici geometrili CNMGW uç ile işlenen yüzey tabakalarında tespit edilen daha yüksek pik genişlemesi ve mikrosertlik değerleri, silici

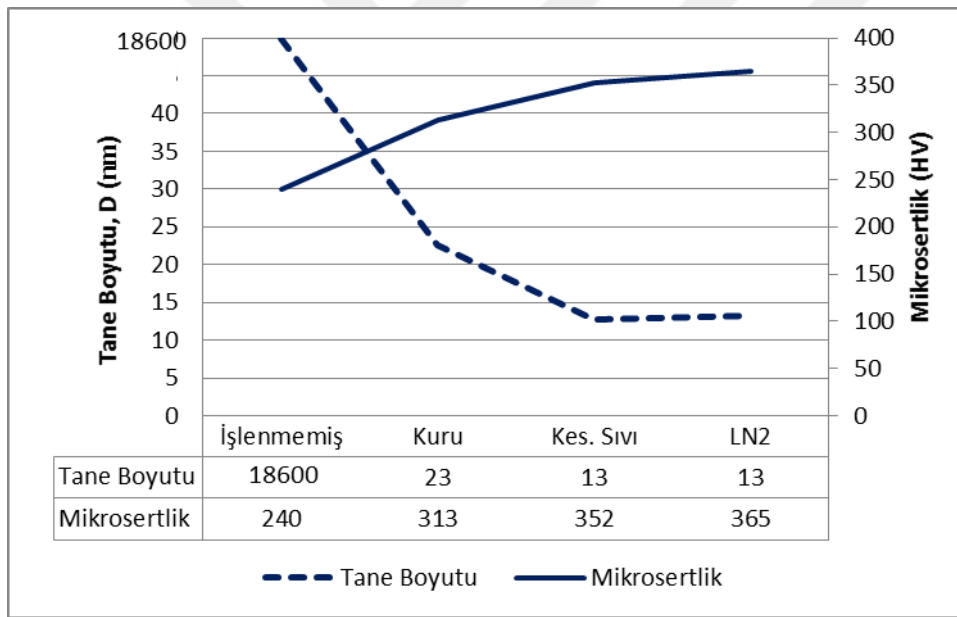
geometrisinin takım ve iş parçası temas alanını genişletmesine ve böylece daha yüksek termo-mekanik yüklere (kesme kuvvetleri ve sıcaklık) sebebiyet vermesine atfedilebilir [166]. Literatürde büyük kesici uç geometrisinin neden olduğu artan kazıma (ploughing) etkisinin, işlenen yüzeyde termal ve mekanik yüklerin artışına sebep olarak, daha fazla plastik deformasyona (dislokasyon yoğunluğu) ve daha yüksek pekleşmeye neden olduğu bildirilmiştir [23, 28, 225]. Ayrıca kesme işleminde akan talaşın önünde engel teşkil eden kesici uç üzerindeki durgunluk noktasının (stagnation point), daha geniş kenar yarıçapına sahip kesici takımlarda yukarıya hareket ederek, işlenmiş yüzeye daha fazla malzeme akmasına ve işlenen yüzeyde ezme (burnishing) işlemine benzer bir etki yaratarak, daha fazla deformasyona neden olacağı belirtilmiştir [185].



Şekil 6.17. Farklı kesme koşullarında işlenen numune yüzey tabakalarının XRD deseni (V=50 m/min; f=0,1 mm/rev; a_p=1,2 mm; CNMG)



(a)



(b)

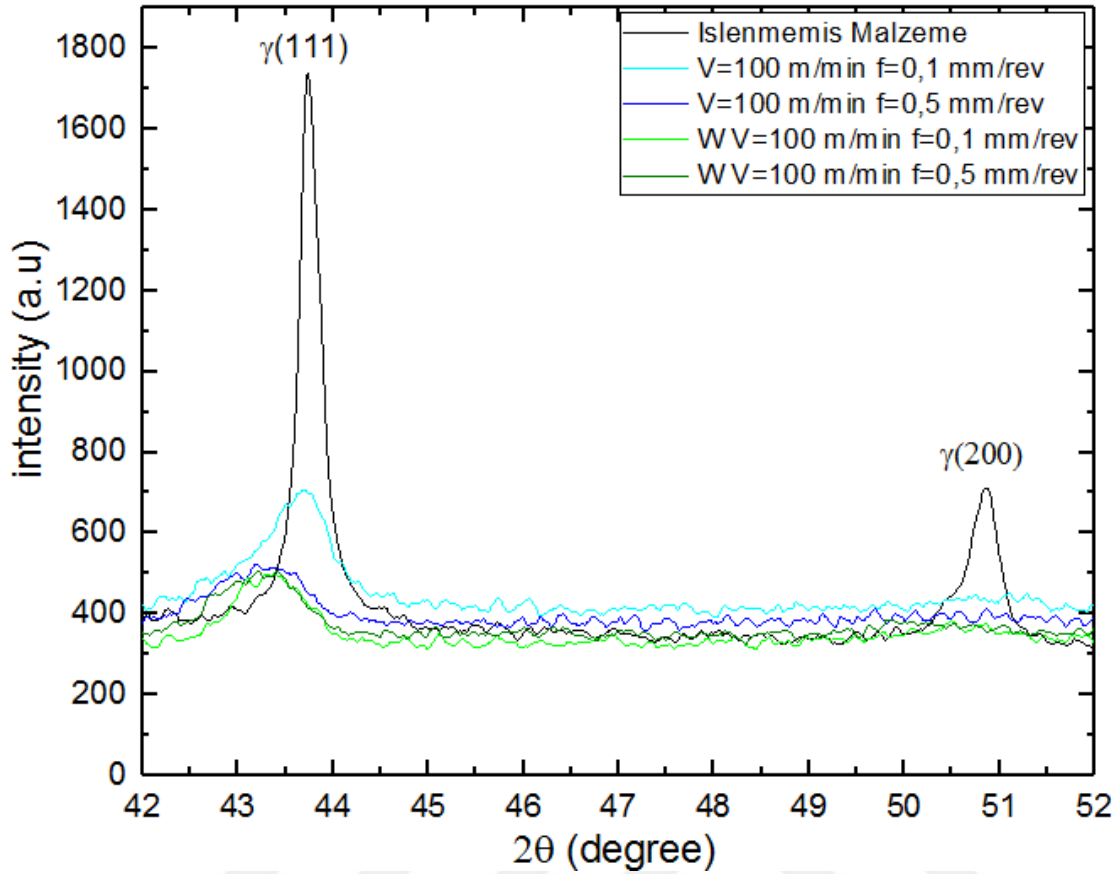
Şekil 6.18. Farklı kesme şartlarında işlenen numune yüzey tabakalarının mikrosertlik değerleri; a) pik yarı genişliğine bağlı değişim b) tane boyuna bağlı değişim, ($V=50$ m/min; $f=0,1$ mm/rev; $a_p=1,2$ mm; CNMG)

Kesme sıvısı ve LN_2 kesme şartlarında işlenen numunelerden elde edilen sonuçların birbirine benzer çıkması ilginçlik arz etmektedir. Bu durum daha önce de açıklandığı üzere kriyonik sıvı azot soğutmaya nazaran kesme sıvısının etkin soğutmasına bağlanabilir. Çünkü basınçlı tank içinden gönderilen -196 °C sıcaklıktaki kriyojenik sıvı azotun kesme bölgesine ulaştığında önemli bir kısmının gaz halinde olduğu düşünülmektedir. Sıvıların gazlardan çok

daha yüksek taşınım katsayılarına sahip olmalarından dolayı [375] kesme sıvısı ile daha etkin bir soğutma yapıldığı tahmin edilmektedir. Kuru kesme koşuluna kıyasla, kesme sıvısı ve sıvı azot soğutma koşulları altında görülen yüksek pik genişlemesinin, daha şiddetli pekleşmeden ve/veya daha küçük tane boyutundan kaynaklanabileceği belirtilmiştir [185]. Ayrıca farklı kesme koşulları altında işlenen yüzey tabakada belirgin bir tane incelmesi gerçekleştiğinden, pik genişlemesinin, pekleşmenin ve küçülen tane büyüklüğünün birleşik etkilerinden kaynaklanabileceği benzer bir çalışmada bildirilmiştir [185].

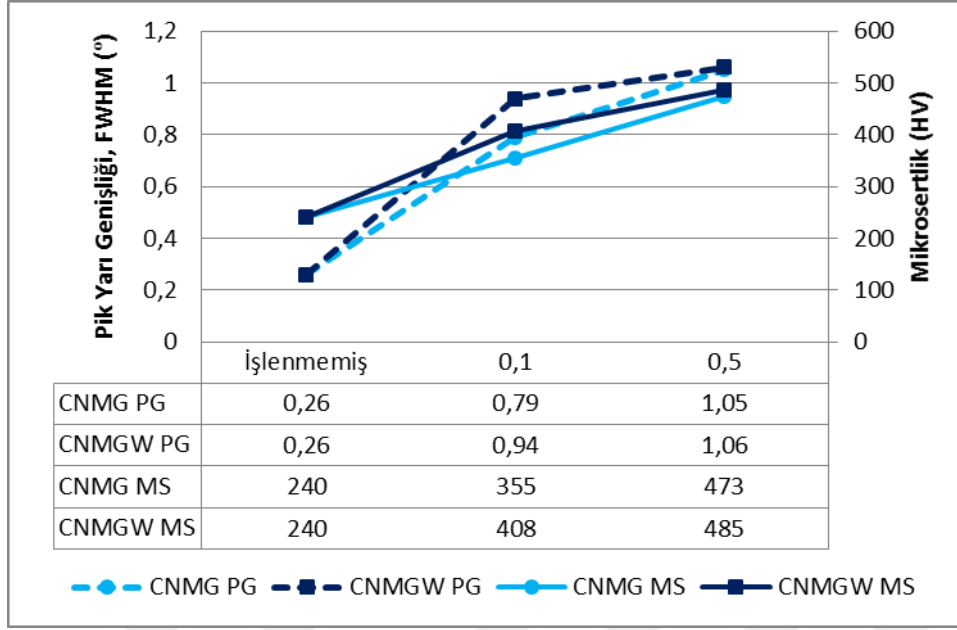
Yukarıda açıklandığı üzere sertlik üzerinde mikroyapısal değişimlerin etkisi göz ardı edilmemelidir. Önemli miktardaki tane incelmesi işleminden sonra sertlikte dramatik bir artış olduğu bilinmektedir [185, 243]. Şekil 6.18(b) ve Şekil 6.20(b)'de görünen, numunelerin yüzey tabakalarındaki tanecik boyutları, Şekil 6.18(a) Şekil 6.20(a)'da görünen pik yarı genişlik değerleri kullanılarak Eş. 3.8'de ki Scherrer formülü vasıtası ile hesaplanmıştır. Şekil 6.18(b) ve Şekil 6.20(b)'de sunulan grafiklerdeki, azalan tane boyutu ile artan sertlikten, tane boyutu ile mikrosertlik arasında bir korelasyon olduğu anlaşılmaktadır. Grafiklerdeki sertlik gelişimi, Hall-Petch ilişkisine benzemektedir [243]. Hesaplanan nano boyuttaki verilerle işlenmemiş malzemenin ortalama tane boyutu (16,8 μm) kıyaslandığında, yüzeylerdeki APD tabakasında aşırı plastik deformasyondan kaynaklı önemli tane incelmesi olduğu söylenebilir.

Şekil 6.18(b)'de sergilenen sonuçlardan, kuru kesme şartına kıyasla, kesme sıvısı ve sıvı azot altında işlenen numune yüzeyleri için hesaplanan tanecik boyutunun küçüldüğü, mikrosertlik değerlerinin de büyüdüğü anlaşılmaktadır. Etkin soğutmanın pekleşmede olduğu gibi yüzey tabakadaki tane incelmesi üzerinde de etkili olduğu görülmektedir. Bu durum daha önce Bölüm 6.2.4'de açıklandığı üzere etkin soğutma ile ortamdan daha fazla ısı uzaklaştırılması sonucu DYK başlangıcının geciktirilmesine ve yüksek Zener-Holloman değerine atfedilebilir [229].

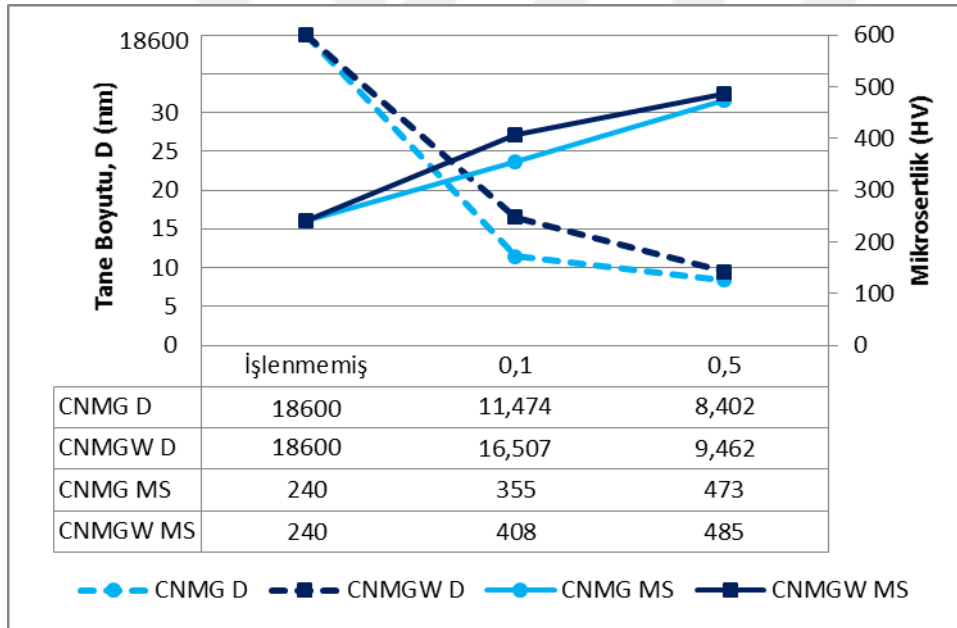


Şekil 6.19. Farklı takım geometrileri ve ilerleme oranlarında işlenen numunelerin yüzey tabakalarının XRD deseni ($V=100$ m/min; $a_p=1,2$ mm; LN_2 ; W: Wiper-Silici)

Şekil 6.20(b)'de görünen sonuçlara göre, ilerleme ile birlikte artan aşırı plastik deformasyonun işlenen yüzeyde daha ince bir mikroyapıya ve daha yüksek mikrosertliğe neden olduğu tespit edilmiştir. Bu durum ilerleme ile artan deformasyon hızının tane içi deformasyon sertleşmesine neden olarak daha ince bir mikroyapıya sebep olmasına atfedilebilir [229]. Çünkü DYK sürecinde tane boyutunun, tane içi pekleşme ile sınırlı olduğu belirtilirken, ilerleme ile birlikte yükselen deformasyon hızının (yani Eş. 3.22'ye göre daha yüksek Z değerinin) daha fazla pekleşmeye neden olarak daha ince mikroyapı oluşturacağı bildirilmiştir [229]. Ayrıca dinamik kristalleşmiş yapıdaki ortalama tane boyutunu ifade eden (D_{DYK}) Eş. 3.24'den, yüksek Z değerlerinin daha ince bir yeniden kristalleşmiş mikroyapı doğuracağı anlaşılmaktadır. Grafikteki azalan tane boyutuna karşı artan mikrosertlik arasındaki ilişkinin, klasik Hall-Petch [243] çizgisini takip ettiği görülmektedir. Sonuç olarak işleme sonrası sertlikteki artış, hem pekleşme (deformasyon sertleşmesi) hem de mikroyapıdaki tane incelmesi gibi çeşitli yüzey bütünlüğü faktörlerinin birleşik etkilerine atfedilebilir [24, 185].



(a)



(b)

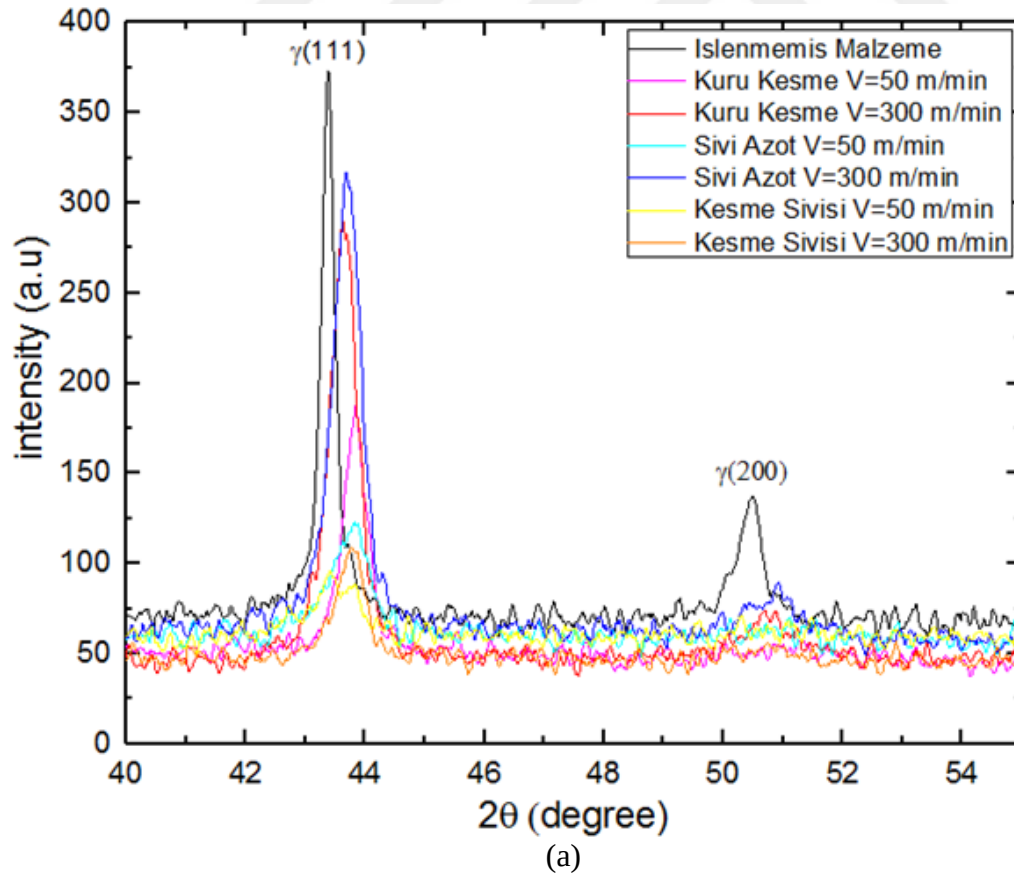
Şekil 6.20. Farklı takım geometrileri ve ilerleme oranlarında işlenen numunelerin yüzey tabakalarının mikrosertlik değerleri; a) pik yarı genişliğine bağlı değişim, b) tane boyuna bağlı değişim ($V=100$ m/min, $a_p=1,2$ mm; LN_2 ; PG: Pik Genişliği; MS: Mikrosertlik)

6.4. İşlenen Yüzey Tabakaların Kristalografik Durumu (XRD Analizleri)

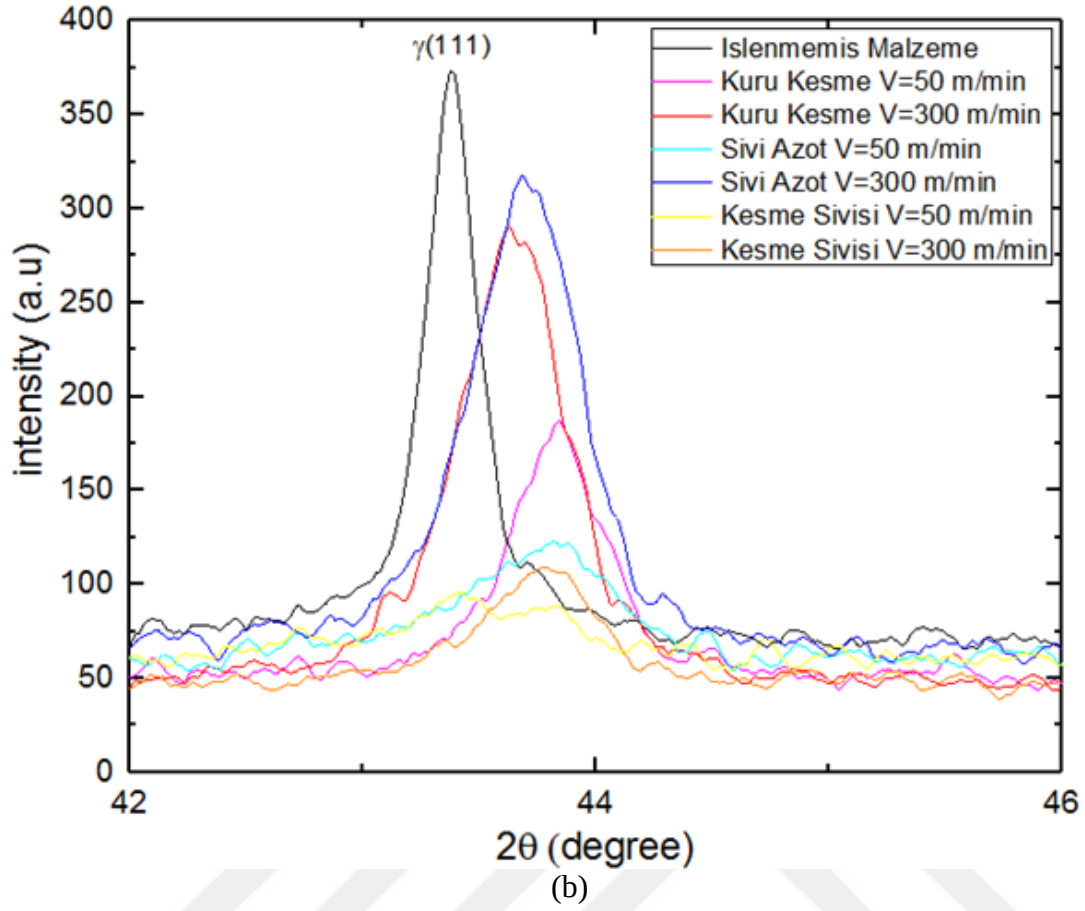
Mekanik deformasyonunun veya tavlamanın, tanelerin yönünü ve malzemenin dokusunu etkilediği bilinmektedir [38]. İşlenmemiş deney malzemesinin Şekil 4.2’de görünen XRD

deseninden, malzemenin kristal yapısının tamamen yüzey merkezli kübik (YMK) östenitten (γ) oluştuğu teyit edilmiştir. YMK yapıya ait; $\{111\}$, $\{200\}$, $\{220\}$ pikleri sırasıyla $43,6^\circ$; $50,7^\circ$ ve $74,5^\circ$ 2θ değerlerinde elde edilmiştir. En yüksek bağıl şiddetin $\{111\}$ pikine ait olduğu ve sırasıyla $\{200\}$, $\{220\}$ piklerinin azalan oranda şiddete sahip oldukları tespit edilmiştir. Diğer yandan talaşlı imalat uygulanmış numune yüzeylerinin XRD ölçümlerinde, bağıl şiddeti çok küçük olan $\{220\}$ pikine, cihaz hassasiyeti ve ölçümlerdeki gürültüden dolayı görüntülenemediğinden yer verilmemiştir.

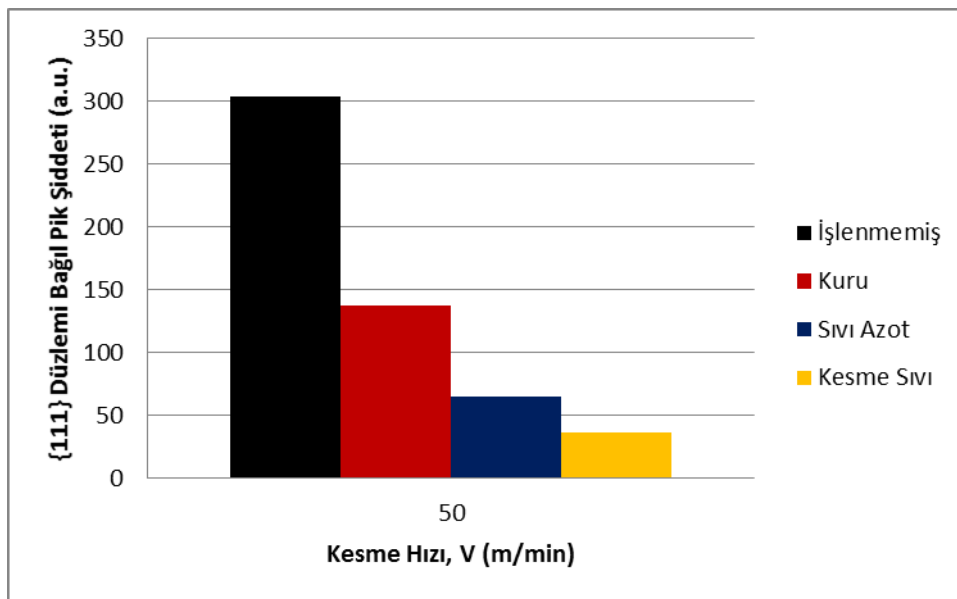
Talaşlı imalatın, yüzey-altı tabakaların kristalografik durumuna etkisini incelemek amacı ile işlenen yüzeylerde XRD ölçümleri yapılmıştır. Şekil 6.21 ve Şekil 6.23’de görüldüğü üzere talaşlı imalatın, deformasyon etkisi ile işlenmiş yüzeylere ait piklerin şiddetlerinde azalmaya, yarı genişliklerinde artmaya neden olduğu tespit edilmiştir. Deformasyonun; malzemelerin düzenli kristal yapısını bozarak, piklerin şiddetlerinde düşmeye, yarı genişliklerinde artışa neden olduğu literatürde bildirilmiştir [311].



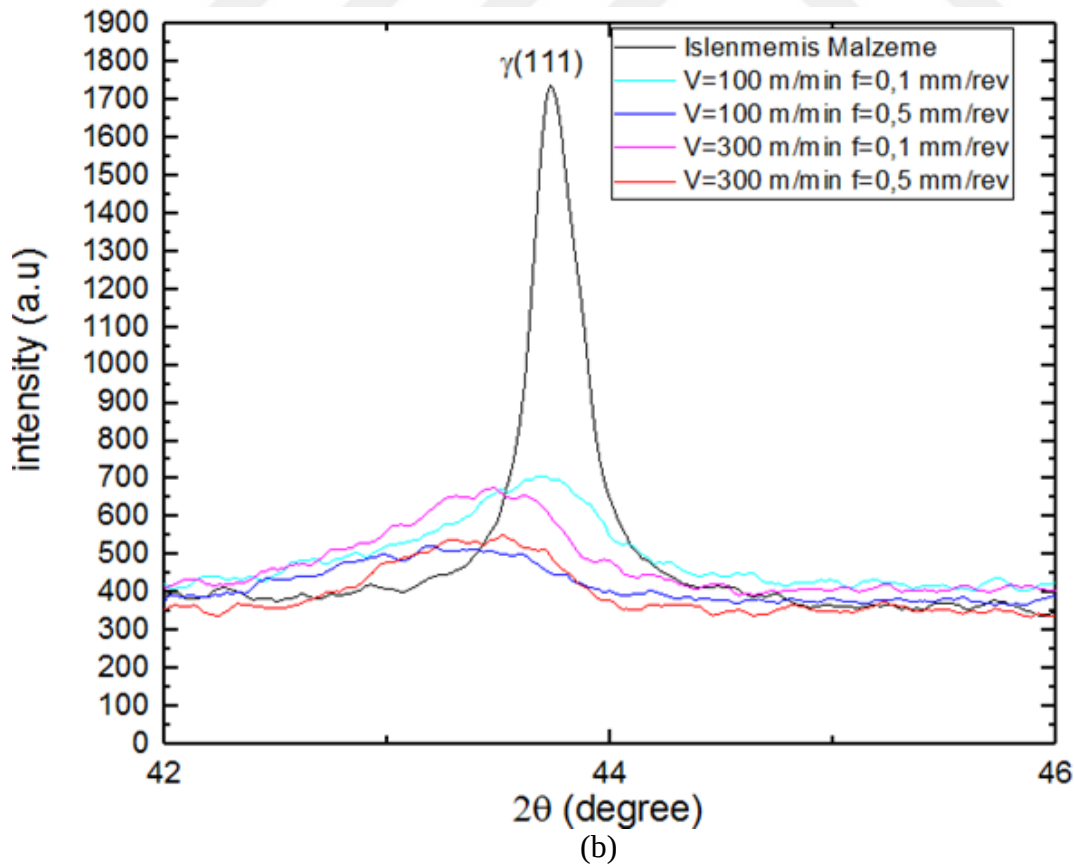
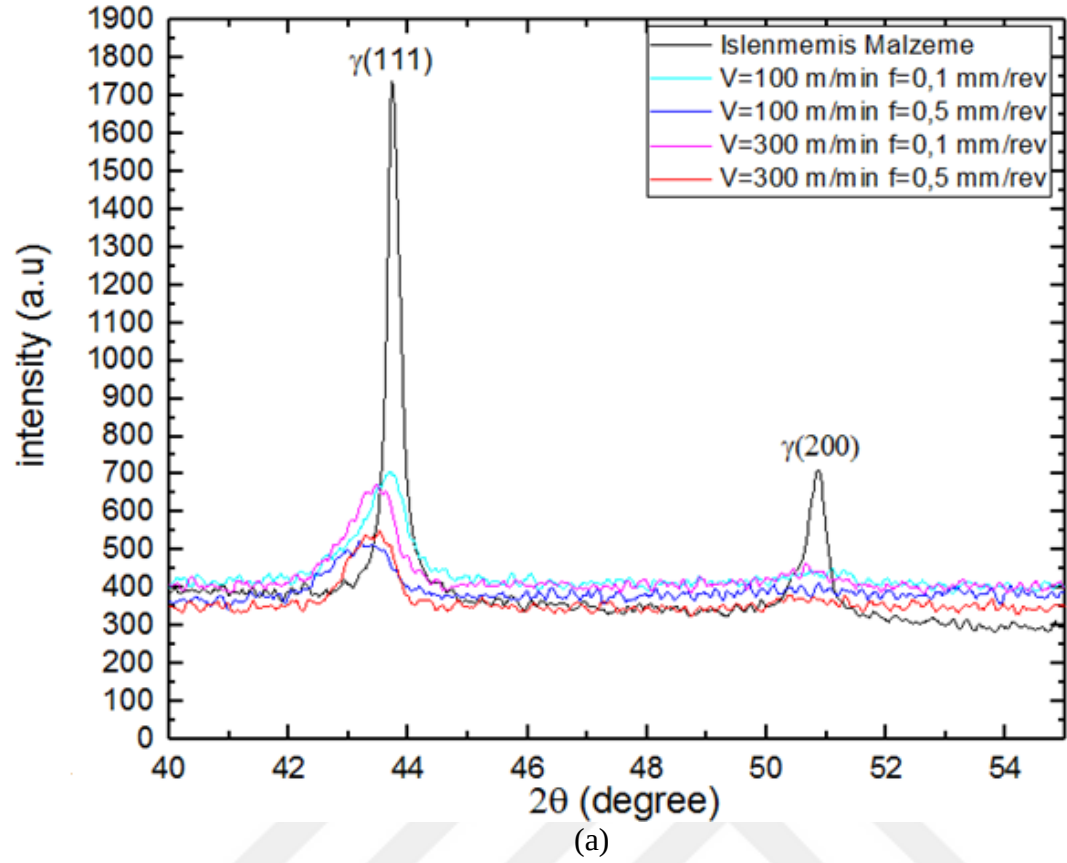
Şekil 6.21. Farklı kesme şartları ve kesme hızlarında işlenmiş AISI 316LVM numunelerin;
a) 40° - 55° aralığında XRD deseni b) $\{111\}$ piklerinin detayı ($f=0,1$ mm/rev;
 $a_p=1,2$ mm)



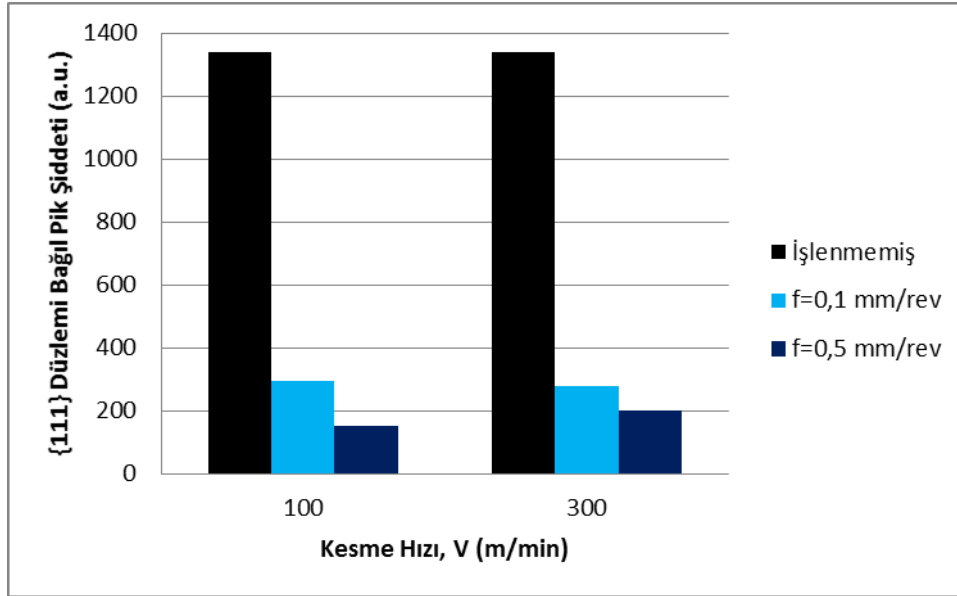
Şekil 6.21. (devam) Farklı kesme şartları ve kesme hızlarında işlenmiş AISI 316LVM numunelerin; a) 40°-55° aralığında XRD deseni b) {111} piklerinin detayı ($f=0,1$ mm/rev; $a_p=1,2$ mm)



Şekil 6.22. Farklı kesme şartlarında işlenen numune yüzey tabakalarının {111} piki bağlı şiddeti ($V=50$ m/min; $f=0,1$ mm/rev; $a_p=1,2$ mm; CNMG)



Şekil 6.23. Farklı ilerleme ve kesme hızlarında işlenmiş AISI 316LVM numunelerin; a) 40°-55° aralığında XRD deseni, b) {111} piklerinin detayı (CNMG, LN₂, a_p=1,2 mm)



Şekil 6.24. Farklı ilerleme ve kesme hızlarında işlenmiş AISI 316LVM numune yüzey tabakalarının {111} piki bağıl şiddeti (CNMG, LN₂, a_p=1,2 mm)

Farklı kesme hızları ile ilerleme değerlerindeki kriyojenik talaşlı imalat sonrası numunelerin yüzey tabakasındaki ve işlenmemiş malzemedeki {111} pikin bağıl şiddetleri Şekil 6.24’de görülmektedir. Grafikten talaşlı imalatın ve ilerlemedeki artışın {111} pikin şiddetini önemli ölçüde düşürdüğü anlaşılmaktadır. Artan kesme hızı ve ilerleme ile birlikte yükselen deformasyonun yanında kesici takımında oluşan burun aşınması iş parçası yüzeyinde ezme işlemine benzer güçlü kazıma etkisi oluşturur. Bütün bu etkilerin işlenmiş yüzeyde görünen {111} düzlemlerinin yoğunluğunun azalmasına yol açtığı düşünülmektedir. Diğer yandan 300 m/min yüksek kesme hızında 0,5 mm/rev ilerleme değerinde işlenen numuneye ait {111} pikin şiddetinin bağıl değeri, 100 m/min kesme hızındaki 0,5 mm/rev ilerleme değerinde işlenen numuneninkinden yüksek çıkmıştır. Yukarıda yapılan analize dayanarak bu duruma yüksek kesme hızı ve ilerleme değerlerinde meydana gelen yüksek kesme bölgesi sıcaklığının neden olduğu söylenebilir. Ayrıca 0,1 mm/rev ilerleme değerinde, kesme hızının 100 m/min değerinden 300 m/min değerine artışı {111} pikin şiddetinden azalmaya neden olmuştur. Bu duruma kesme hızı ile birlikte yükselen deformasyon hızı altında daha az kayma deformasyonu oluşumunun neden olduğu düşünülmektedir.

{111} pikinin bağıl şiddetinin deformasyon etkisiyle azalması, AISI 316LVM alaşımı numunelerin işlenen yüzeylerinde tekstür (doku) değişimine işaret ettiği bildirilmiştir [38, 237]. {111} düzlemleri YMK yapıdaki östenitik paslanmaz çelik alaşımlarında sıkı paket düzlemler olarak kabul edilmekte ve korozyon koruması gerektiren uygulamalarda daha

fazla tercih edilmelerini sağlayan düşük yüzey enerjisine sahiptirler [38, 237]. Bu durum kristal yapının sonu ve belirgin bir arayüz kusuru olan numune dış yüzeyleri açısından oldukça önemlidir. Çünkü numune yüzeyindeki atomlar yapabileceklerinden daha az sayıda komşu atom ile bağ yaptıkları için numunenin iç kısımlardaki atomlara göre daha yüksek enerjiye sahiptirler. Kristalin yüzey enerjisi, eksik bağ sayısı nedeniyle yüzeyin ait olduğu düzlem ailesinin düzlemsel atom yoğunluğuna bağlıdır. Artan düzlemsel atom yoğunluğu ile düzlemdeki atomların koordinasyon numarası (komşu atomların sayısı) yükselerek, gerçekleşen atomik bağların sayısında bir artışa ve gerçekleşmeyen bağların sayısında bir azalmaya neden olur. Gerçekleşmeyen bağ sayısındaki azalma (atomun yüksek oranda komşu atomlarla çevrili olması), yüzey enerjisini düşürür. Diğer bir ifade ile yüzey enerjisi, düzlemsel atom yoğunluğunun artmasıyla azalır [243]. AISI 316LVM östenitik paslanmaz çelik malzemeye ait YMK birim hücresindeki (220), (200) ve (111) düzlemlerine ait düzlemsel atom yoğunluğu değerleri sırasıyla (0,555), (0,785) ve (0,907) olup, $(DzY220) < (DzY200) < (DzY111)$ şeklinde sıralanabilir.

Diğer yandan Şekil 6.21(b)'de görüldüğü üzere, işlenmiş numune yüzey tabakalarına ait $\{111\}$ pikleri $44^\circ 20'$ pozisyonuna doğru kaymıştır. Şekil 6.23(b)'de ise, işlenmiş numune yüzey tabakalarına ait $\{111\}$ piklerinin $43,5^\circ 20'$ pozisyonuna doğru kaydığı görülmektedir. Piklerde görülen bu kaymalar numunenin cihaza tespitindeki problemlerden kaynaklanabileceği gibi, faz dönüşümünden de kaynaklanabilir. Piklerde oluşan aç kaymasının kafeslerdeki atom düzlemleri arasındaki mesafenin (d) değişmesi anlamına geldiği ve bu durumun deformasyon sonucu faz dönüşümüne işaret ettiği bildirilmiştir [311]. Ayrıca olası martenzit piklerinin $43,5^\circ \sim 44^\circ 20'$ aralığında $\{101\}$ ve $44,8^\circ \sim 45^\circ 20'$ aralığında $\{110\}$ şeklinde bulunması muhtemel faz dönüşümünü düşündürmektedir. Deformasyona bağlı martenzit oluşumunun, östenitik paslanmaz çeliklerle ilgili yaygın olarak bilinen bir faz dönüşümü olduğu ve özellikle düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen plastik deformasyonun östenitik paslanmaz çeliklerin yapısında östenit-martenzit dönüşümüne neden olduğu çeşitli çalışmalarda açıklanmıştır [140, 172, 186-192, 199]. Deformasyon işlemi, östenit paslanmaz çeliklerde SPH (Sıkı Paket Hegzagonal) kristal yapıya sahip paramanyetik ϵ martenzit ve HMK (Hacim Merkezli Kübik) kristal yapıda ferromanyetik α' martenzit olmak üzere iki tip martenzit oluşumunu indükleyebilir [343, 344]. Diğer yandan östenitik çeliklerdeki martenzit oluşumu (ϵ ve α'); stres durumu, sıcaklık ve deformasyon hızı gibi işleme parametrelerinin yanında, çelik bileşimine ve istifleme hata enerjisine bağlıdır [345]. Bölüm 3.12 Çizelge 3.7'de AISI 316L alaşımı için martenzit oluşum sıcaklığı

(M_s : -179,6), martenzit dönüşüm sıcaklığı (M_d = - 67,1) ve istif hata enerjisi (SFE = 50,8) değerleri verilmiştir [191]. Çizelgede sunulan M_s ve M_d sıcaklık değerleri kriyojenik sıcaklık aralığına denk gelmektedir. Bu minvalde, özellikle basınçlı tank içinde -196 °C sıcaklıkta bulunan ve özel yalıtımlı borular ile kesme bölgesine gönderilen kriyojenik sıvı azot altında işlenen numunelerin yüzey tabakasında östenit-martenzit dönüşümü gerçekleşmiş olabilir. Deformasyona uğramış paslanmaz çeliklerdeki pekleşmesinin martenzit oluşumundan kaynaklandığı ve martenzitin plastik deformasyon sırasında termomekanik etkilerden dolayı östenitik çeliklerde oluşabileceği bildirilmiştir [199]. Yüzey tabakadaki deformasyona bağlı sertlik artışları bu varsayımı destekler niteliktedir. Fakat kesin kanı için AE (Akustik Emisyon), EBSD (Electron Backscatter Diffraction), TEM (Transmission Electron Microskop) ve Manyetik Berkhausen Gürültüsü (MBN Magnetic Berkhausen Noise) gibi ileri analizlere ihtiyaç vardır.

7. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI VE TARTIŞMA

Biyomedikal uygulamalarda en çok karşılaşılan hasar tipinin korozyon olduğu [12], bu sebeple implantların vücut içinde (in vivo) mükemmel korozyon direncine sahip olmaları gerektiği bildirilmiştir [251]. Ayrıca implant imalatında sıklıkla kullanılan en ekonomik malzemelerden biri olan AISI 316L alaşımının korozyon direncinin hala yetersiz olduğu belirtilmiştir [236]. Diğer yandan deformasyonun östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon direncini etkilediği birçok çalışmada bildirilmiştir [25, 38, 191, 192, 210, 236, 237]. Bu sebeple biyomedikal ürün performansını doğrudan yansıtan korozyon davranışına talaşlı imalat parametrelerinin ve yüzey bütünlüğü özelliklerinin etkisi bu bölüm altında incelenmiştir. CNC torna tezgahında farklı kesme parametreleri ve kesme şartlarında işlenmiş AISI 316LVM numunelerinin, yapay vücut sıvısı ortamında korozyon davranışı potansiyodinamik polarizasyon tekniği kullanılarak araştırılmıştır.

7.1. Genel Korozyon

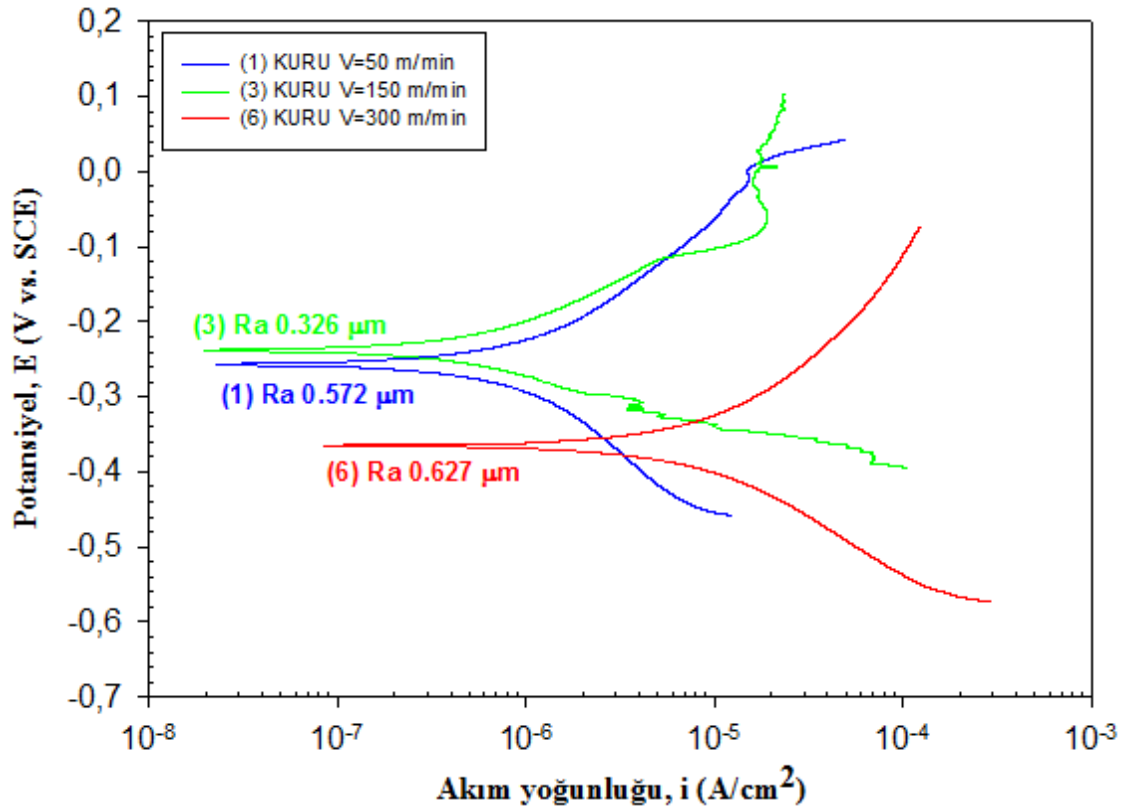
İşlenen yüzeylerin genel elektrokimyasal korozyon davranışını incelemek ve yüzeylerin pasivasyon eğilimini değerlendirmek için potansiyodinamik polarizasyon tekniği kullanılarak tafel eğrileri elde edilmiştir. Korozyon akımı yoğunluğu (korozyon hızı) (I_{corr}) anodik ve katodik tafel eğimleri, korozyon hızı ve korozyon potansiyeli (E_{cor}) değerleri tafel ekstrapolasyon analizlerinden elde edilmiştir. Tafel eğrileri kesme şartlarına, kesme hızına, ilerlemeye ve kesici takım geometrisine göre ayrı ayrı gruplandırılıp yorumlanmıştır.

7.1.1. Kesme hızının genel korozyona etkisi

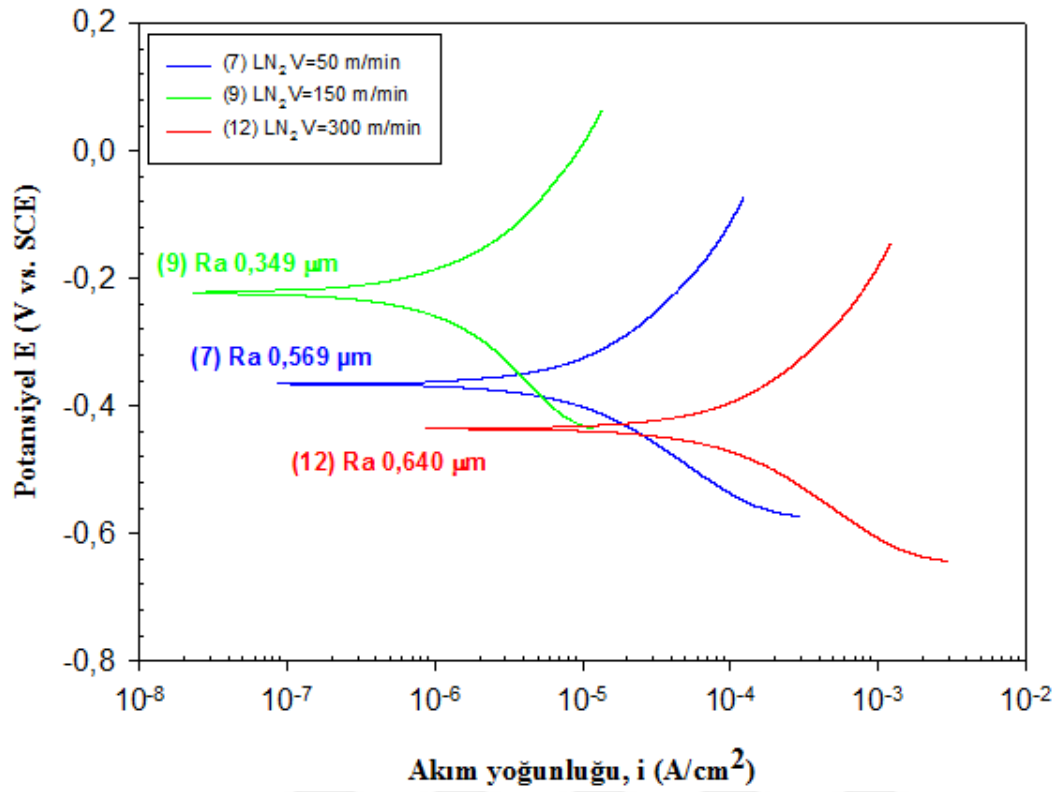
Yapılan korozyon deneyleri neticesinde elde edilen aşağıdaki grafiklerde (Şekil 7.1, 7.2, 7.3, 7.4, 7.5) sunulan potansiyodinamik polarizasyon eğrilerine kesme hızının ve dolayısı ile kesme hızı değişiminden kaynaklanan yüzey pürüzlülüğünün etkisi görülmektedir. Farklı kesme hızı değerlerinde elde edilen yüksek yüzey pürüzlülüğü değerlerinin düşük korozyon potansiyeline sebep olduğu ve korozyon akımı yoğunluğunu (korozyon hızını) artırdığı görülmektedir. Yüzey pürüzlülüğündeki artış ile korozyon akımı yoğunluğu artarken, pasif oksit filmin korozyon potansiyelinin, korozyon direncinin ve kararlılığının azaldığı söylenebilir. Korozi ortamda bulunan, yüksek yüzey pürüzlülüğüne sahip bir numunenin

korozif çözelti ile temas eden yüzey alanının, düşük pürüzlülük değerine sahip olana kıyasla daha fazla olması korozyondan daha çok etkilemesine neden olduğu düşünülmektedir. Yükselen yüzey pürüzlülüğü ile artan yüzey alanının pasif film dengesizleşmesine sebep olduğu bildirilmiş [210] olup, korozyon direncinin yüzey pürüzlüğünden etkilendiği ve pürüzlülüğün yüzey korozyonunu hızlandırdığı belirtilmiştir [240]. Ayrıca korozyon direncindeki azalma, düşük korozyon potansiyeline sahip numune yüzeylerindeki pasif katman yırtıklarına atfedilmiştir [236].

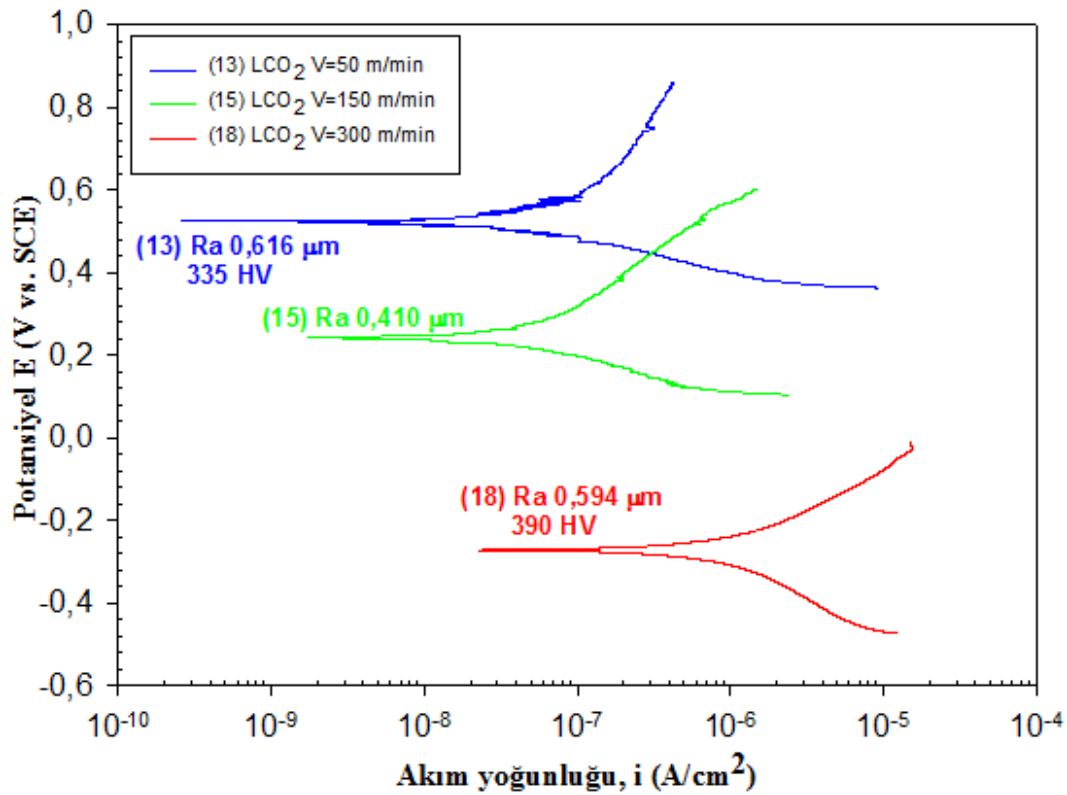
Çizelge 7.1’de aşağıda sunulan tafel eğrilerinden elde edilen korozyon potansiyeli değerleri ve eğrilere uygulanan tafel ekstrapolasyonu ile elde edilen korozyon hızı değerleri verilmiştir. Elde edilen değerlere yüzey pürüzlüğünün etkisi açıkça görülmektedir.



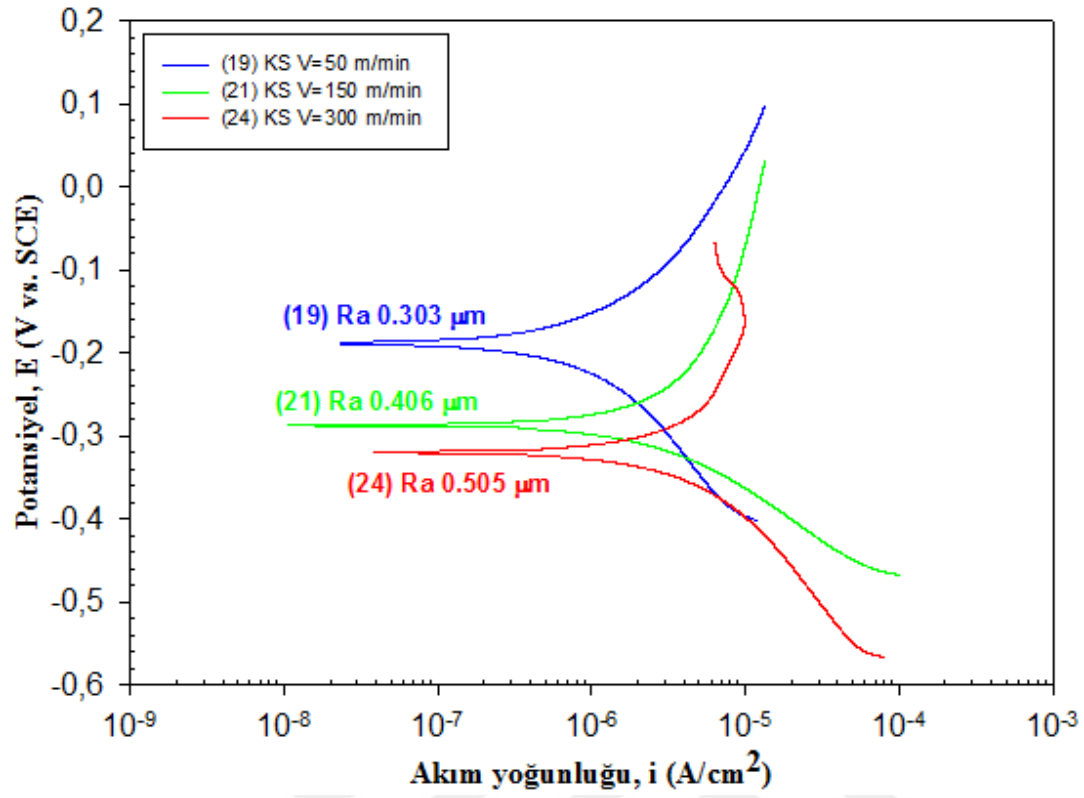
Şekil 7.1. Kuru kesme şartında kesme hızının tafel eğrilerine etkisi



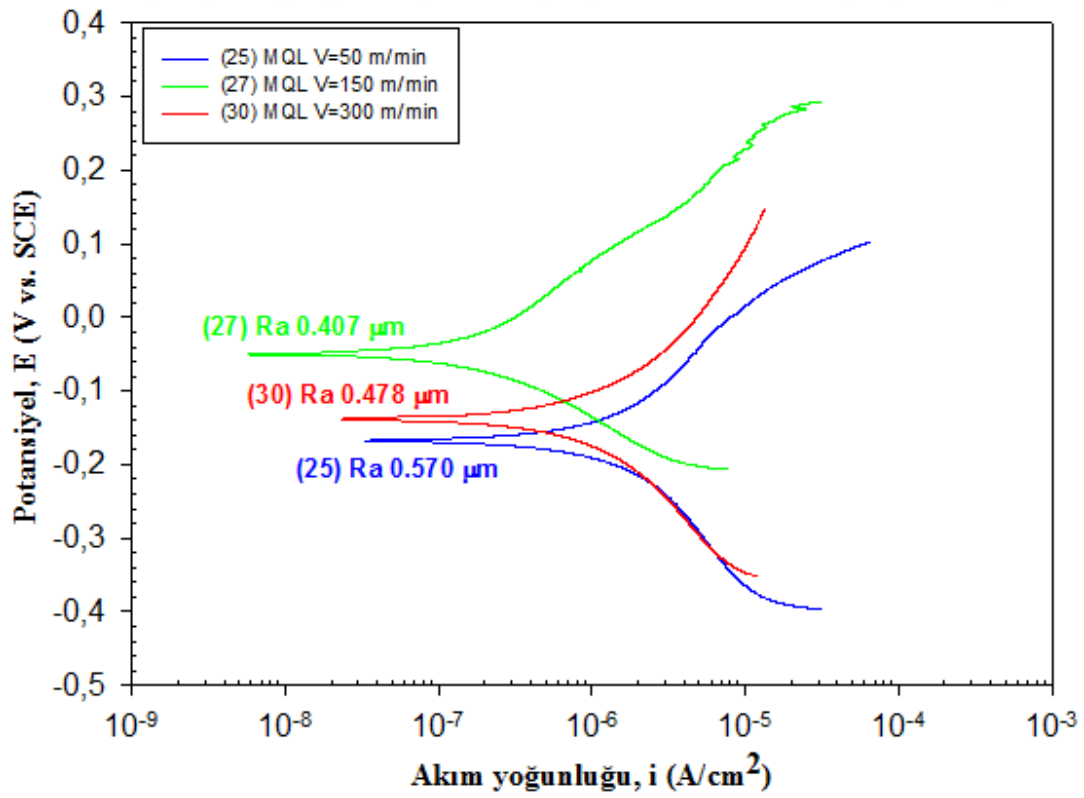
Şekil 7.2. Kriyojenik sıvı azot (LN_2) ile işlemede kesme hızının tafel eğrilerine etkisi



Şekil 7.3. Kriyojenik sıvı karbondioksit ile işlemede kesme hızının tafel eğrilerine etkisi



Şekil 7.4. Kesme sıvısı (KS) ile işlemede kesme hızının tafel eğrilerine etkisi



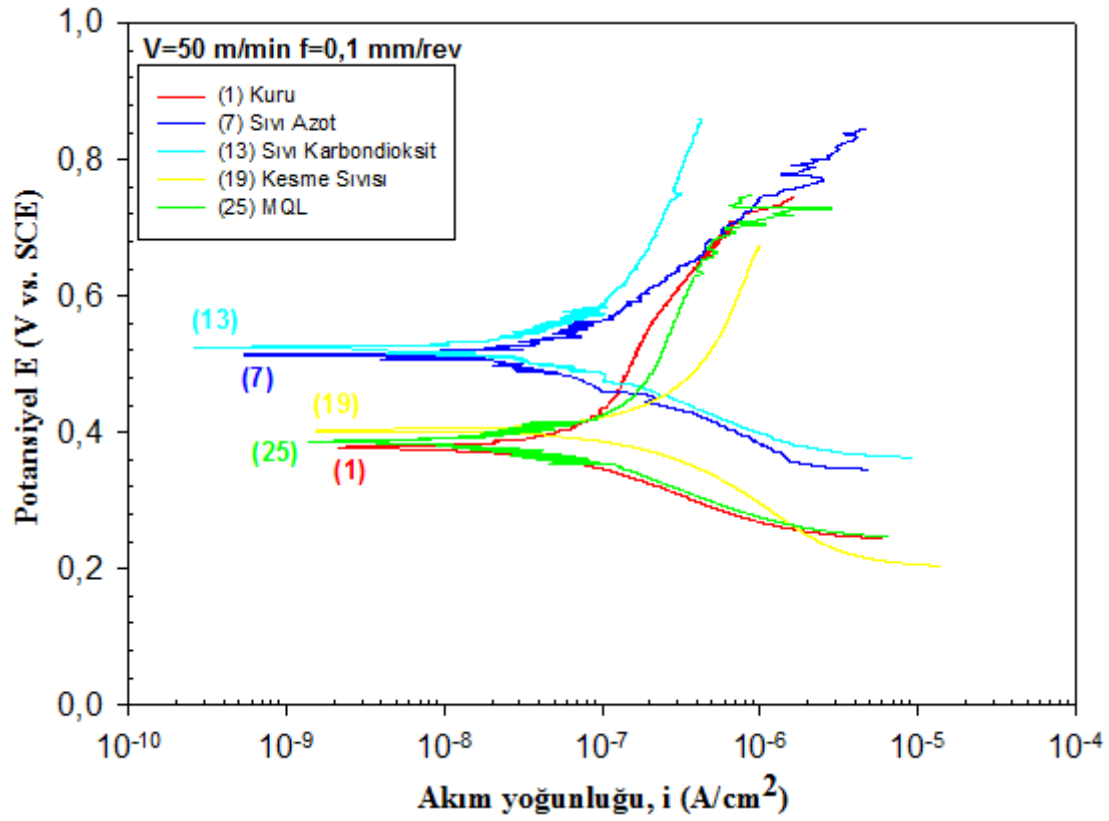
Şekil 7.5. MQL ile işlemede kesme hızının tafel eğrilerine etkisi

Çizelge 7.1. Farklı kesme şartlarında ve kesme hızlarında işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve korozyon potansiyeli değerleri

Kesme Şartı	Numune No	Kesme Hızı (m/min)	Yüzey Pürüzlülük Ra (μm)	Korozyon Potansiyeli E_{cor} (V/SCE)	Korozyon Hızı I_{cor} (A/cm ²)
Kuru Kesme	1	50	0,572	-0,258	$0,85 \times 10^{-6}$
	3	150	0,326	-0,239	$0,32 \times 10^{-6}$
	6	300	0,627	-0,365	$3,2 \times 10^{-6}$
LN ₂	7	50	0,560	-0,365	$7,8 \times 10^{-6}$
	9	150	0,349	-0,223	$2,2 \times 10^{-6}$
	12	300	0,664	-0,463	$7,7 \times 10^{-6}$
LCO ₂	13	50	0,616	0,524	$7,5 \times 10^{-7}$
	15	150	0,410	0,243	$0,46 \times 10^{-7}$
	18	300	0,594	-0,273	$8,6 \times 10^{-7}$
Kesme Sıvısı	19	50	0,303	-0,189	$1,1 \times 10^{-6}$
	21	150	0,406	-0,287	$2,5 \times 10^{-6}$
	24	300	0,505	-0,32	$5,1 \times 10^{-6}$
MQL	25	50	0,570	-0,169	$1,6 \times 10^{-6}$
	27	150	0,407	-0,051	$0,2 \times 10^{-6}$
	30	300	0,578	-0,139	$1,05 \times 10^{-6}$

7.1.2. Kesme şartlarının genel korozyona etkisi

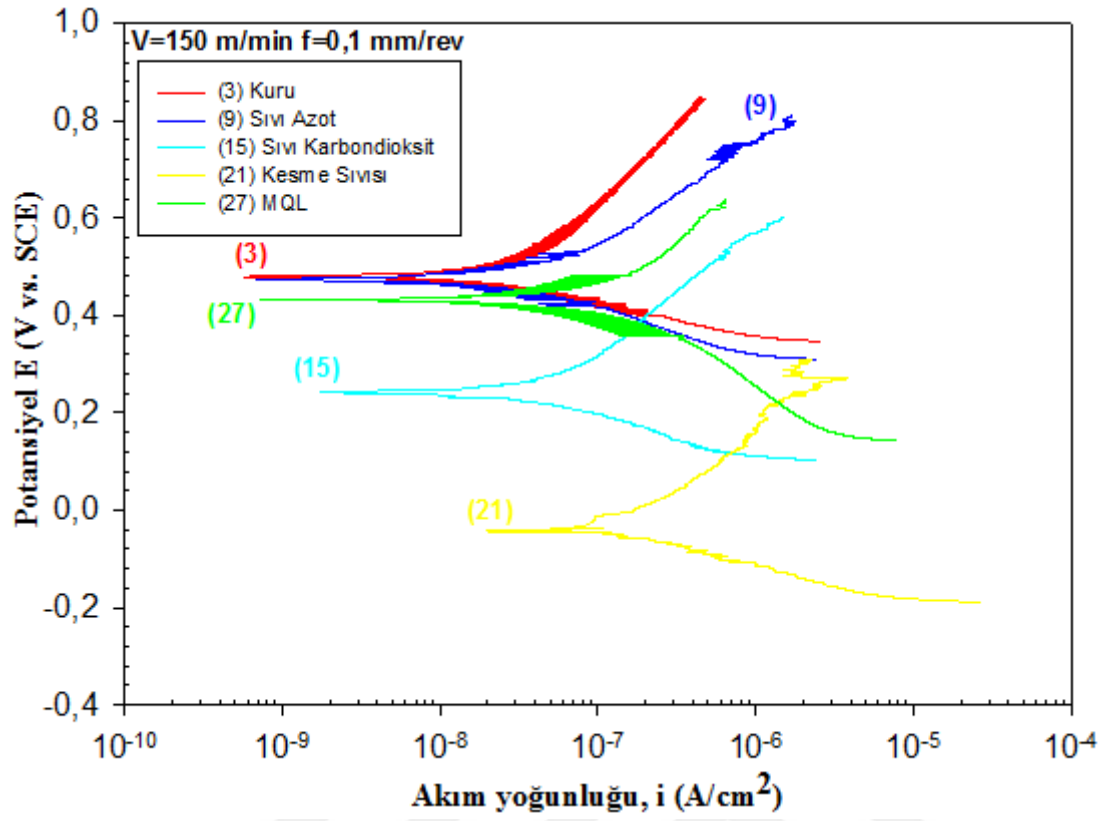
Aşağıda sunulan Şekil 7.6, 7.7 ve 7.8’de ki grafiklerde, sırasıyla 50 m/min, 150 m/min ve 300 m/min kesme hızlarında, farklı soğutma/yağlama şartlarında elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri karşılaştırmalı olarak sunulmuştur. Ayrıca Şekil 7.6, 7.7 ve 7.8’de ki gösterilen tafel eğrilerinden korozyon potansiyeli ve korozyon hızı değerleri elde edilerek sırasıyla Çizelge 7.2, 7.3 ve 7.4’de sunulmuştur. Şekil 7.6’dan, diğer kesme şartlarına kıyasla kriyojenik kesme sıvıları (LN₂ ve LCO₂) ile işlenen numune yüzeylerinin korozyon potansiyeli değerlerinin daha yüksek, korozyon hızlarının ise daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Şekil 7.7 ve 7.8’de ki grafiklerde diğer kesme şartlarına kıyasla yine kriyojenik sıvı azot ile işlenen yüzeylerin, korozyon potansiyellerinin yüksek, korozyon hızlarının daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Kriyojenik şartlarda işlenmiş numunelerin sahip olduğu bu olumlu etki, yoğun dislokasyon ve tane sınırına sahip nano-kristal yüzey tabakası üzerinde oluşan daha hızlı, kararlı ve daha az kusurlu pasif film oluşumu ile açıklanmıştır [25]. Ayrıca kriyojenik işleme ile oluşturulan sert nano-kristal yüzey katmanının koruyucu kaplama olarak işlev gördüğü ve korozyon direncini artırdığı rapor edilmiştir [185].



Şekil 7.6. Farklı kesme şartlarının tafel eğrilerine etkisi ($V=50$ m/min, $f=0,1$ mm/rev)

Çizelge 7.2. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve potansiyeli değerleri

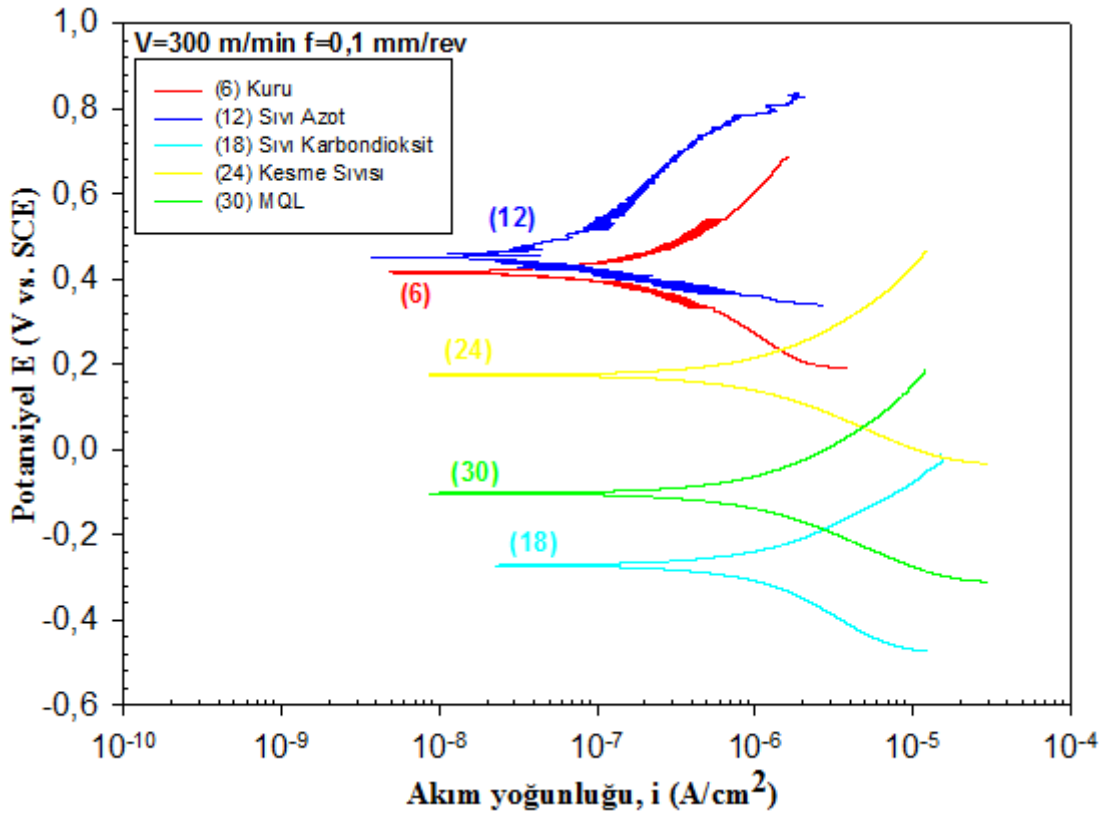
Kesme Parametreleri	Soğutma/Yağlama	Korozyon Potansiyel E_{cor} (V/SCE)	Korozyon Hızı I_{corr} (mm/year)
$V=50$ m/min $f=0,1$ mm/rev $a_p=1,2$ mm	Sıvı Azot	0,5136	0,0130
	Sıvı Karbondioksit	0,5246	0,0132
	Kuru Kesme	0,3765	0,4
	MQL	0,4038	0,5
	Kesme Sıvısı	0,3869	1,1



Şekil 7.7. Farklı kesme koşullarının tafel eğrilerine etkisi (V=150 m/min, f=0,1 mm/rev)

Çizelge 7.3. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve potansiyeli değerleri

Kesme Parametreleri	Soğutma/Yağlama	Korozyon Potansiyel E_{cor} (V/SCE)	Korozyon Hızı I_{corr} (mm/year)
V=150 m/min f=0,1 mm/rev $a_p=1,2$ mm	Sıvı Azot	0,4741	0,001
	Kuru Kesme	0,4787	0,002
	MQL	0,4318	0,003
	Sıvı Karbondioksit	0,2436	0,007
	Kesme Sıvısı	-0,0431	0,3



Şekil 7.8. Farklı kesme koşullarının tafel eğrilerine etkisi ($V=300$ m/min, $f=0,1$ mm/rev)

Çizelge 7.4. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve potansiyeli değerleri

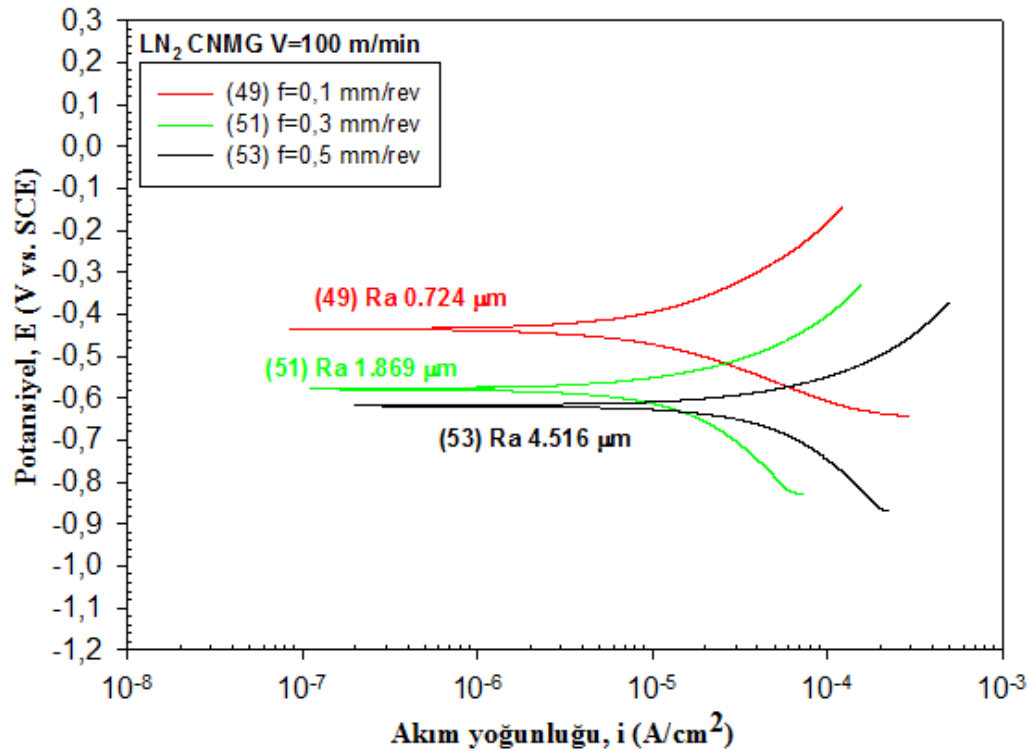
Kesme Parametreleri	Soğutma/Yağlama	Korozyon Potansiyel E_{cor} (V/SCE)	Korozyon Hızı I_{cor} (mm/year)
$V=300$ m/min $f=0,1$ mm/rev $a_p=1,2$ mm	Sıvı Azot	0,4509	0,002
	Kuru Kesme	0,4151	0,005
	Kesme Sıvısı	0,1749	0,008
	MQL	-0,1032	0,65
	Sıvı Karbondioksit	-0,2711	1,02

7.1.3. İlerlemenin genel korozyona etkisi

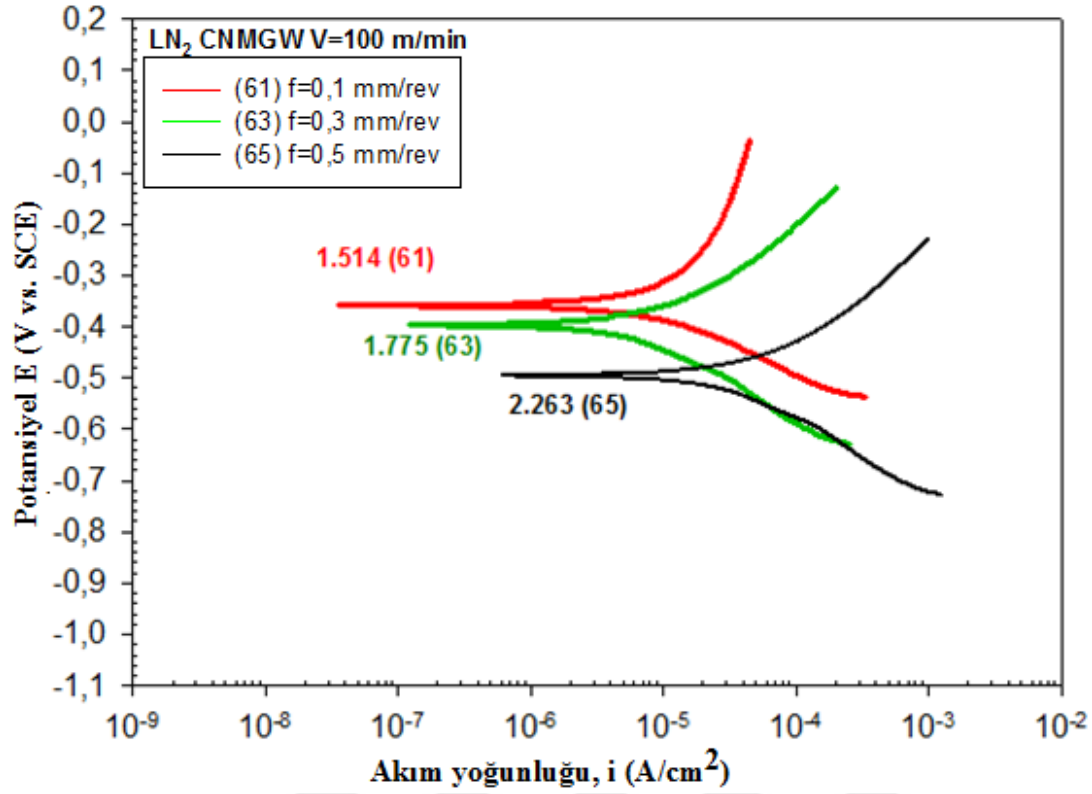
Şekil 7.9 ve 7.10’da kriyojenik sıvı azot (LN_2) altında iki farklı kesici takım (CNMG, CNMW) ile yapılan talaşlı imalat işlemleri ile elde edilen numune yüzeylerine ait potansiyodinamik polarizasyon eğrilerine, ilerlemenin ve dolayısı ile yüzey bütünlüğü

parametrelerinden yüzey pürüzlülüğü ile yüzey sertliğinin etkileri görülmektedir. Ayrıca Şekil 7.9 ve 7.10'da gösterilen tafel eğrilerinden korozyon potansiyeli ve korozyon hızı değerleri elde edilerek sırasıyla Çizelge 7.5'de sunulmuştur. Şekil 7.9 ve 7.10'da görüldüğü üzere, ilerlemedeki artışın korozyon potansiyelinin düşmesine ve korozyon akımı yoğunluğunun (korozyon hızının) artmasına yol açtığı görülmüştür. Ayrıca artan ilerleme ile korozyon akımı yoğunluğu artarken, pasif oksit filminin korozyon potansiyeli yani korozyon direnci ve kararlılığı azalır.

İlerlemedeki değişimin, işlenen yüzeyin korozyon özelliklerini etkilemesinin altında yatan sebep, ilerlemenin yüzey bütünlüğü özellikleri (pürüzlülük ve sertlik) üzerindeki dominant etkisindendir. Grafiklerde artan ilerleme ile yükselen yüzey pürüzlülüğü değerlerinin düşük korozyon potansiyeline neden olduğu görülmektedir. Ayrıca artan ilerlemenin tetiklediği yüksek yüzey sertliğinin korozyon hızını yükselttiği görülmektedir. Deformasyon sertleşmesine maruz kalmış numune yüzeylerinin korozyon direncinin artan sertlikle beraber azalacağı ve deformasyon sertleşmesi sonucu yüzey tabakada artan iç enerjinin daha kısa termodinamik dayanıklılığa neden olarak korozyon oluşma olasılığını arttıracığı bildirilmiştir [236].



Şekil 7.9. Sıvı azot (LN₂) ile işlemede ilerlemenin tafel eğrilerine etkisi (CNMG)



Şekil 7.10. Sıvı azot (LN₂) ile işlemede ilerlemenin tafel eğrilerine etkisi (CNMGW)

Çizelge 7.5. İki farklı kesici takımla, farklı ilerleme değerlerinde işlenen yüzeylerin korozyon hızı ve potansiyeli değerleri

Kesme Parametreleri	Kesici Uç	No	İlerleme (mm/rev)	Yüzey Sertlik (HV)	Yüzey Pürüzlülük Ra (µm)	Korozyon Potansiyel E _{cor} (V/SCE)	Korozyon Hızı I _{corr} (A/cm²)
Sıvı Azot a _p =1,2 mm V=100 m/min	CNMG	49	0,1	355	0,724	-0,435	0,77x10 ⁻⁵
		51	0,3	449	1,869	-0,579	1,5x10 ⁻⁵
		53	0,5	473	4,516	-0,619	5,1x10 ⁻⁵
	CNMGW	61	0,1	408	1,514	-0,36	0,82x10 ⁻⁵
		63	0,3	474	1,774	-0,4	0,77x10 ⁻⁵
		65	0,5	485	2,263	-0,5	4x10 ⁻⁵

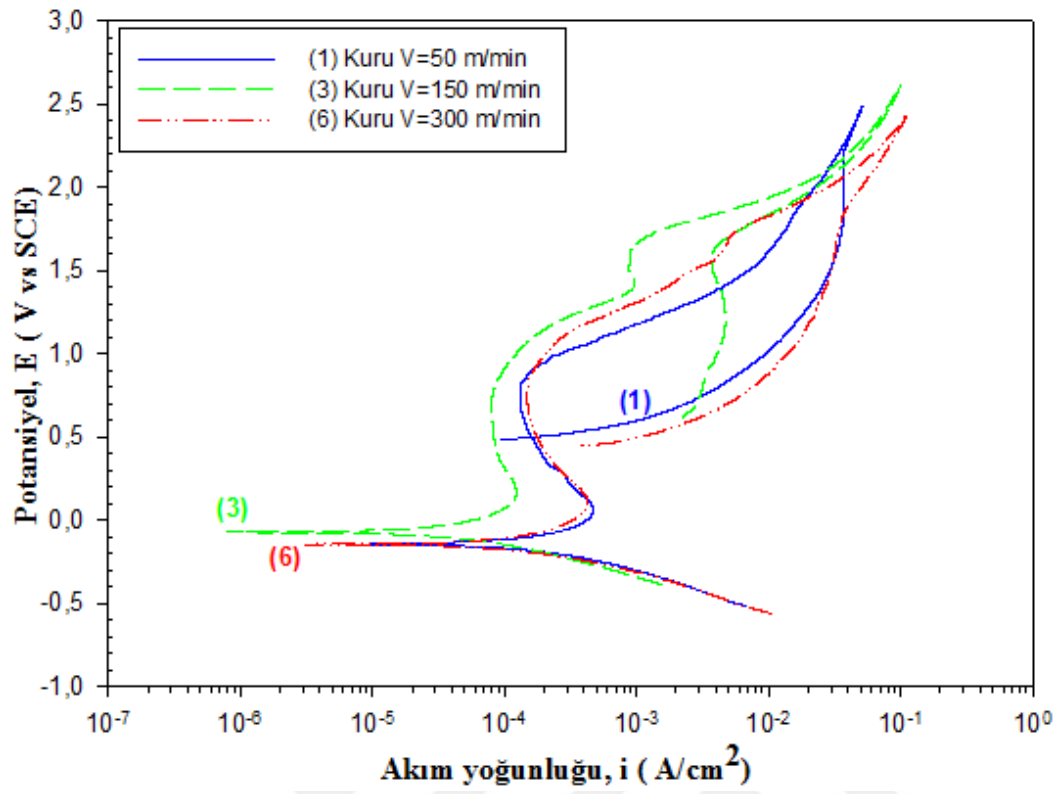
7.2. Lokal Korozyon

Korozif bir ortamda lokal korozyon eğilimini değerlendirmek için çevrimsel (ileri ve geri) polarizasyon tekniği kullanılmıştır. CNC torna tezgahında farklı kesme parametreleri ve farklı kesme şartlarında işlenmiş AISI 316LVM numunelerinin, yapay vücut sıvısı

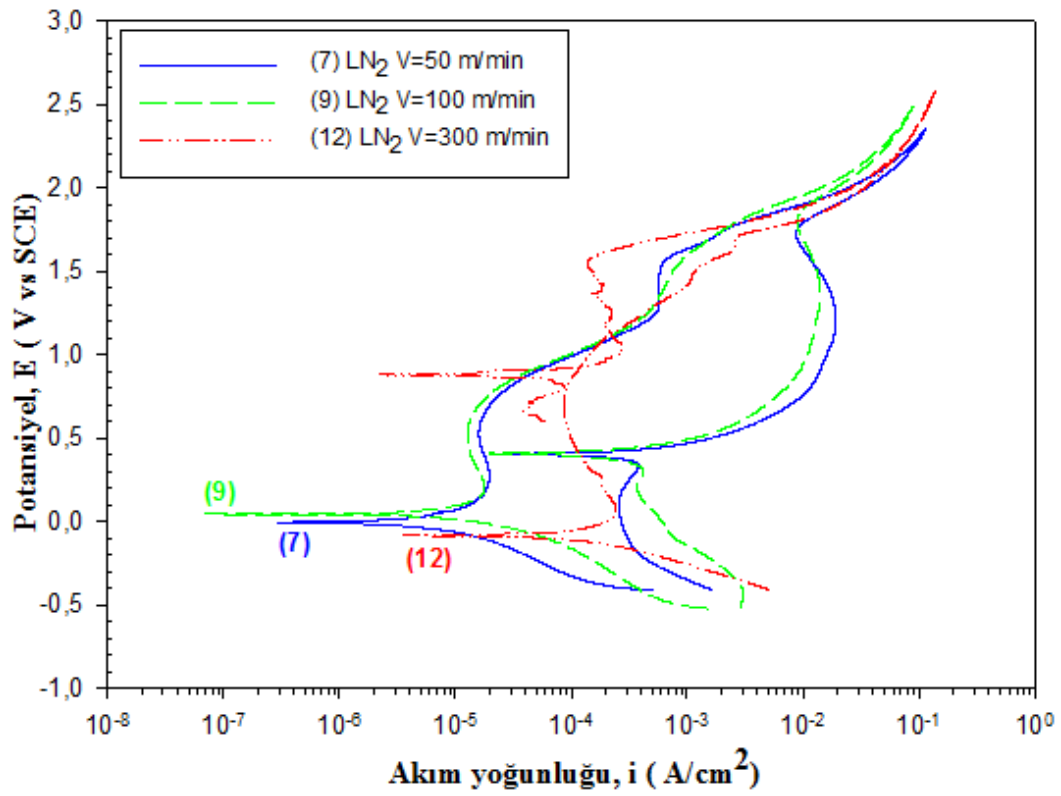
ortamında lokal korozyon davranışını incelemek ve pasivasyon eğilimini değerlendirmek için yapılan potansiyel taramasının anodik yönde aratarak ilerletilmesi sonucu belirli bir potansiyele ulaşıldıktan sonra katodik geri tarama yapılarak uygulanan korozyon testleri sonucu çevrimsel polarizasyon eğrileri elde edilmiştir. Çevrimsel polarizasyondaki ileri ve geri taramalar arasındaki ilmek alanının, çukurcuk oluşumunun kalitatif (nitel) göstergesi olduğu bildirilmiştir [39, 402]. Çevrimsel polarizasyon eğrileri soğutma şartlarına, kesme hızına, ilerleme ve kesici takım geometrisine göre ayrı ayrı gruplandırılmıştır.

7.2.1. Kesme hızının lokal korozyona etkisi

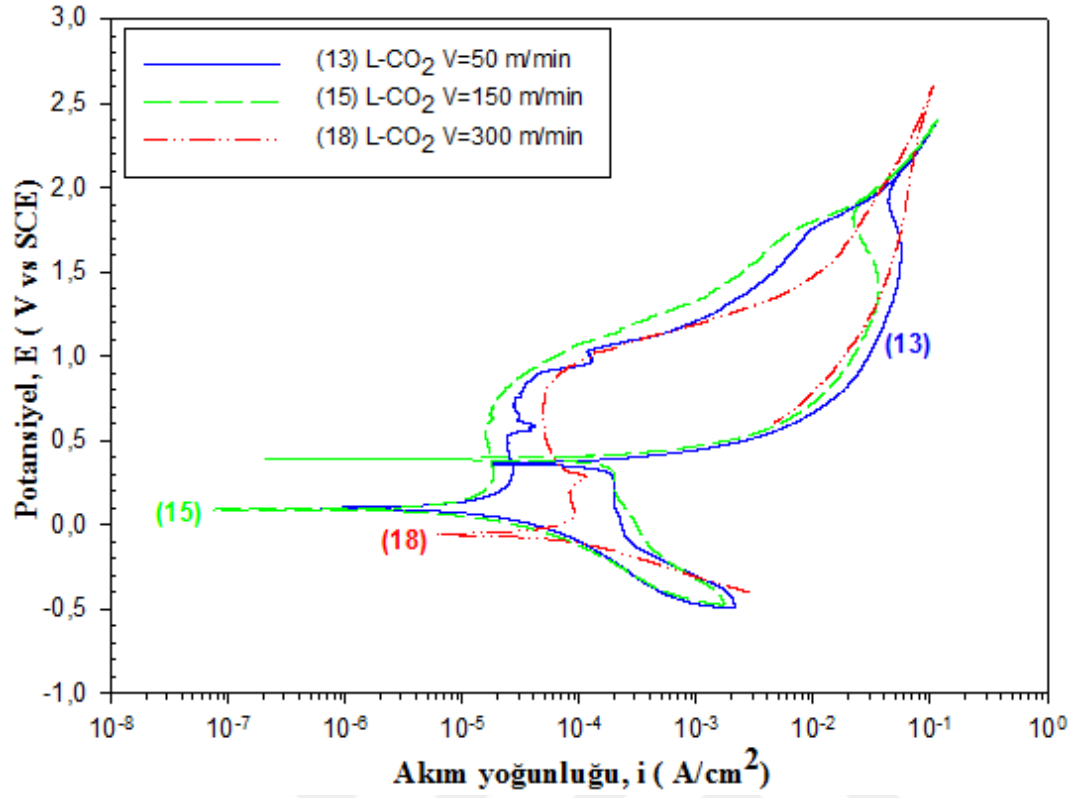
Aşağıda sunulan Şekil 7.11, 7.12, 7.13, 7.14, 7.15’de farklı kesme şartlarında kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrileri üzerindeki etkisi görülmektedir. Ayrıca Çizelge 7.6’da numunelerin yüzey pürüzlülüğü, yüzey tabakası sertliği ve aşağıdaki çevrimsel polarizasyon eğrilerinden elde edilen korozyon potansiyelleri ile ilmek alanı değerleri sergilenmiştir. Kesme hızındaki değişim sonucu oluşan yüzey pürüzlülüğündeki artış, genel olarak korozyon potansiyelini azaltarak numunelerin korozyon akım yoğunluğunu (korozyon hızını) arttırmıştır. Pürüzlülüğün numunelerin korozyon koruma özelliklerini azalttığı söylenebilir. Korozyon direncinin yüzey pürüzlüğünden etkilendiği ve pürüzlülüğün yüzey korozyonunu hızlandırdığı bildirilmiş olup bu durum pürüzlü bir yüzeyde metastabil çukurcuk oluşumunun pürüzsüz bir yüzeye kıyasla daha kolay olmasına bağlanmıştır [240]. Ayrıca çevrimsel polarizasyon eğrilerinde belirgin bir pasif platform olmadığını fark etmek önemlidir. Bazı durumlarda pasif filmin bölgesel olarak parçalanması, küçük bir bölgede çukurcuklaşma denilen metal korozyonu oluşumunu doğurur [402]. Diğer yandan çukurcuk oluşumunun bir göstergesi olan çevrimsel polarizasyon testlerindeki ileri-geri taramalar arasındaki ilmek alanı büyüklüklerinde, azalan ilmek alanı çukurcuk korozyonu direncinin arttığına işaret etmektedir [39, 402]. Çizelge 7.6’da görüldüğü üzere, çukurcuk oluşumunun göstergesi olan ilmek alanının, genel olarak artan yüzey tabakası sertliği ile küçüldüğü tespit edilmiştir. Sonuç olarak kesme hızına bağlı olarak artan yüzey sertliğinin çukurcuk korozyonu direncini artırdığı söylenebilir.



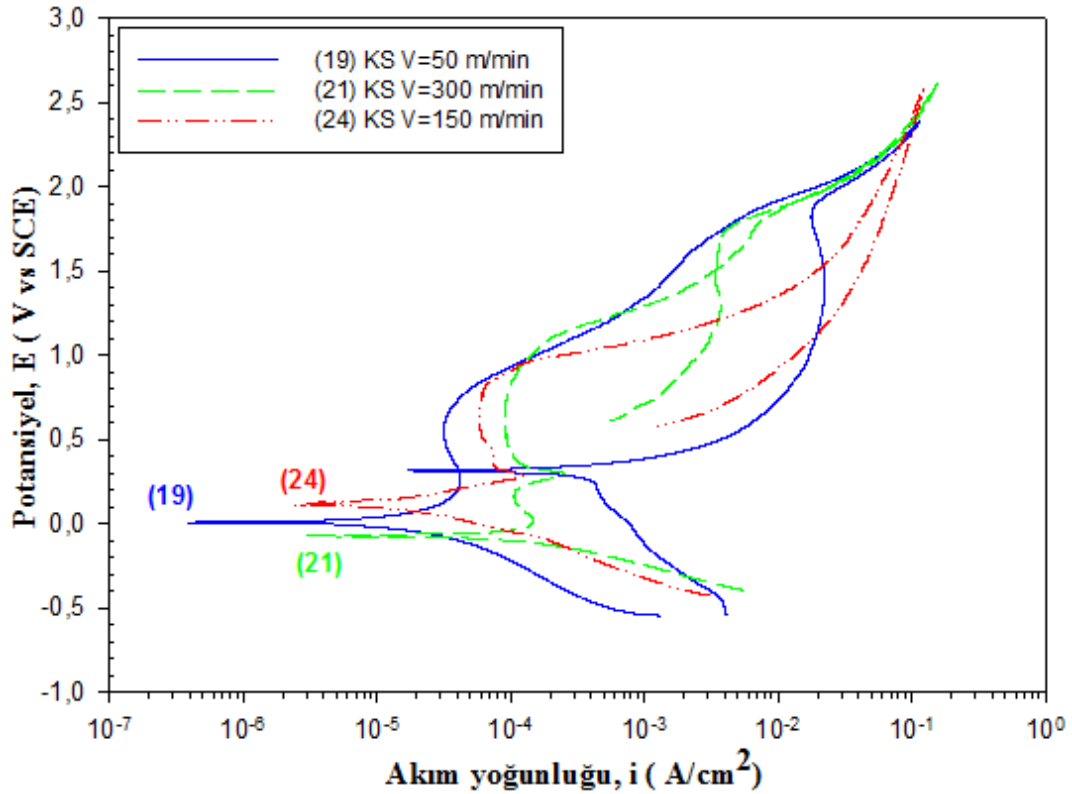
Şekil 7.11. Kuru kesmede, kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi



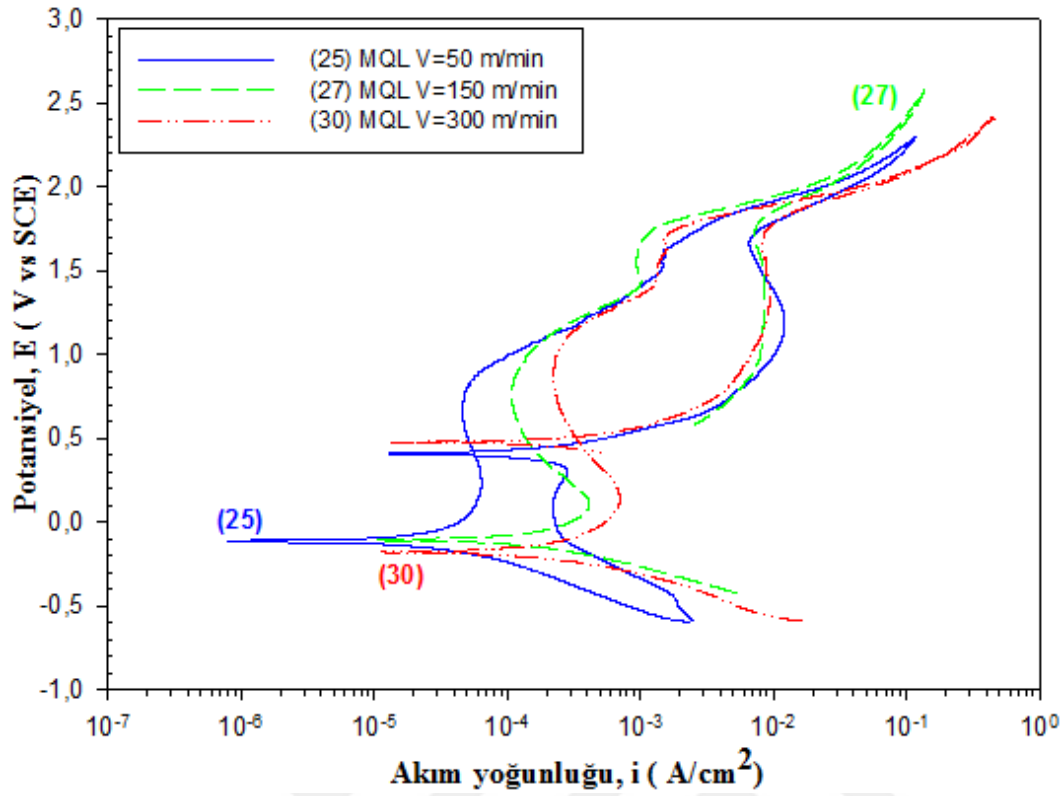
Şekil 7.12. Sıvı azot ile işlemede kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi



Şekil 7.13. Sıvı karbondioksit ile işlemede kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi



Şekil 7.14. Kesme sıvısı ile işlemede kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi



Şekil 7.15. MQL ile işlemede kesme hızının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi

Çizelge 7.6. Farklı kesme hızlarında ve kesme şartlarında işlenen yüzeylerin çevrimsel polarizasyon değerleri

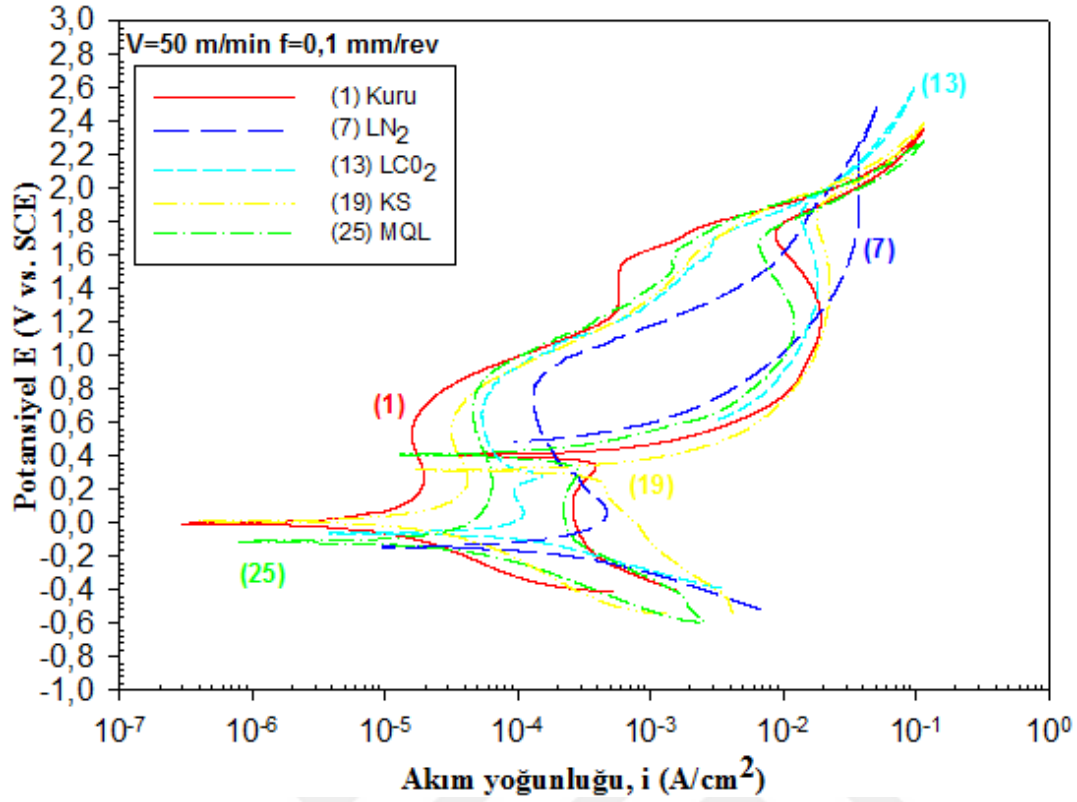
Kesme Şartı	No	Kesme Hızı (m/min)	Yüzey Pürüzlülük Ra (µm)	Yüzey Sertlik (HV)	Korozyon Potansiyeli E _{cor} (V/SCE)	İlmek Alanı (br²)
Kuru Kesme	1	50	0,572	313	-0,145	562
	3	150	0,326	-	-0,070	694
	6	300	0,627	279	-0,146	771
LN ₂	7	50	0,560	365	-0,006	1026
	9	150	0,349	-	0,045	976
	12	300	0,664	379	-0,083	14
LCO ₂	13	50	0,348	342	0,099	1029
	15	150	0,453	-	0,088	1058
	18	300	0,594	390	-0,058	842
Kesme Sıvısı	19	50	0,303	352	0,007	1011
	21	150	0,406	-	-0,070	336
	24	300	0,505	390	0,113	557
MQL	25	50	0,570	323	-0,112	776
	27	150	0,407	-	-0,108	751
	30	300	0,578	300	-0,176	559

7.2.2. Kesme şartlarının lokal korozyona etkisi

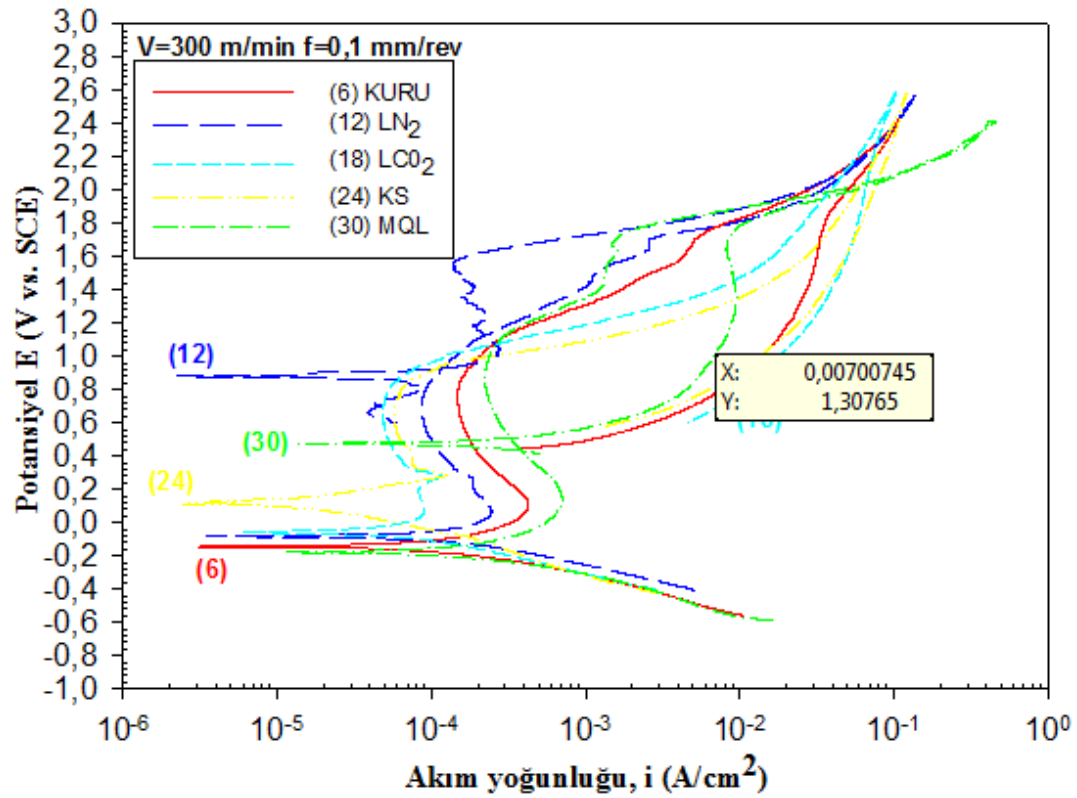
Şekil 7.16, ve 7.17’de ki grafiklerde, düşük ve yüksek kesme hızlarında sırasıyla 50 m/min ve 300 m/min, farklı kesme şartlarının çevrimsel polarizasyon eğrileri oluşumu üzerindeki etkisi görülmektedir. Ayrıca grafiklerdeki çevrimsel polarizasyon eğrilerinin oluşturduğu ilmek alanı büyüklüğü ve yüzey tabakası sertliği değerleri Çizelge 7.7 ve 7.8’de sunulmuştur. Grafikler ve çizelgedeki değerler incelendiğinde, diğer kesme şartlarına kıyasla kriyojenik sıvı azot (LN_2) ile işlenen deneylerden elde edilen numune yüzeylerine ait çevrimsel polarizasyon eğrilerinin oluşturduğu ilmek alanlarının daha küçük olduğu tespit edilmiştir. Bu durum, diğer kesme şartları ile işlenenlere kıyasla kriyojenik sıvı azot ile işlenen yüzeylerin, çukurcuk korozyon direncinin daha yüksek olduğuna işaret etmektedir [39, 402]. Ayrıca Şekil 7.17’de ki kriyojenik sıvı azot ile işlenen numunenin grafiğinde, ilginç bir şekilde diğerlerinden farklı negatif bir ilmek alanı oluştuğu görülmektedir. Genellikle, ters taramadaki pasif akımın ileri taramadakinden daha düşük olduğu durumlarda negatif bir ilmek alanı gözlenir. Bu şekilde bir çevrimsel potansiyodinamik polarizasyon eğrisi ile çukurcuk ve taneler arası korozyon arasında ilişki bulunmadığı gibi bu tip durumlarda çukurcukların yayılma eğiliminin olmadığı bildirilmiştir [403]. Ayrıca koruma potansiyelinin çukurcuk oluşum potansiyelinden büyük olması durumunda çukurcuk eğiliminin meydana gelmeyeceği belirtilmiştir [403]. Kriyojenik şartlarda işlenmiş numunelerin sahip olduğu bu olumlu etki, dislokasyonların ve tane sınırlarının yüksek yoğunluğu nedeniyle malzemenin nano-kristal yüzey tabakası üzerinde oluşan daha hızlı, kararlı ve daha az kusurlu pasif film oluşumuna atfedilmiştir [25].

Çizelge 7.7. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin özellikleri ve ilmek alanı değerleri

Kesme Parametreleri	Soğutma/Yağlama	Yüzey Pürüzlülüğü R_a (μm)	Yüzey Sertliği (HV)	İlmek Alanı (br^2)
V=50 m/min f=0,1 mm/rev $a_p=1,2$ mm	Sıvı Azot	0,560	365	562
	Kesme Sıvısı	0,303	352	1011
	Sıvı Karbondioksit	0,616	342	826
	MQL	0,570	323	776
	Kuru Kesme	0,572	313	1026



Şekil 7.16. Farklı kesme şartlarının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi ($V=50$ m/min)



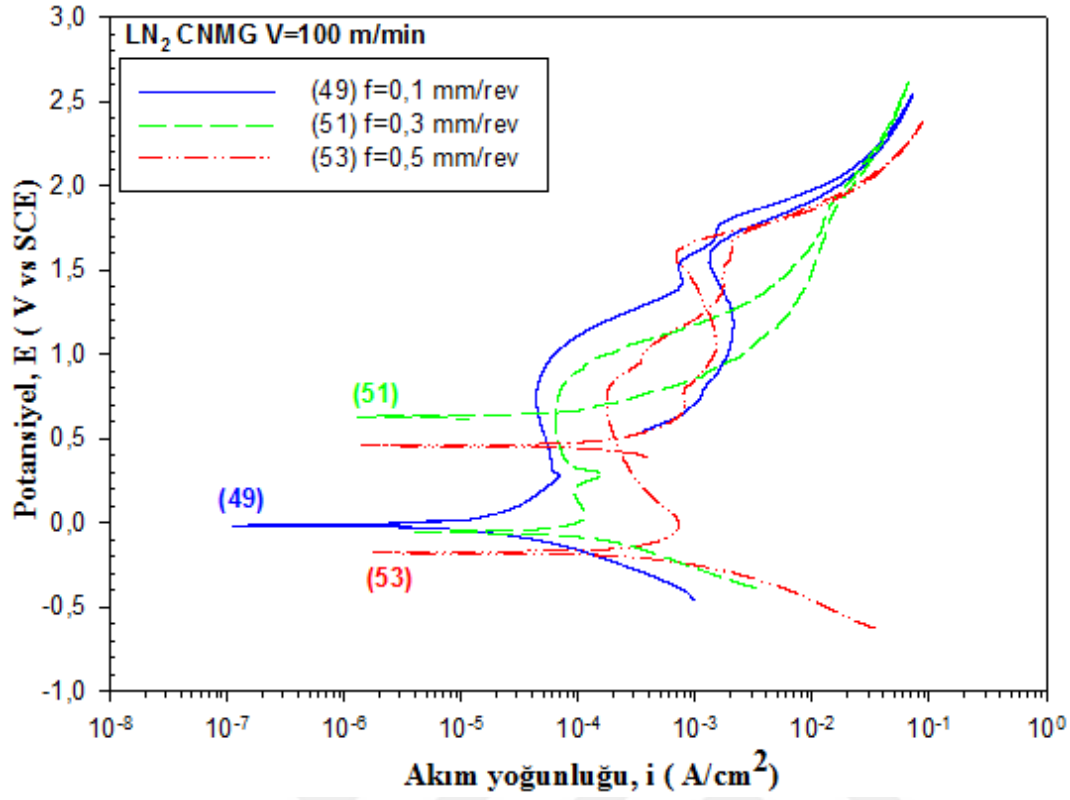
Şekil 7.17. Farklı kesme şartlarının çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi ($V=300$ m/min)

Çizelge 7.8. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin özellikleri ve ilmek alanı değerleri

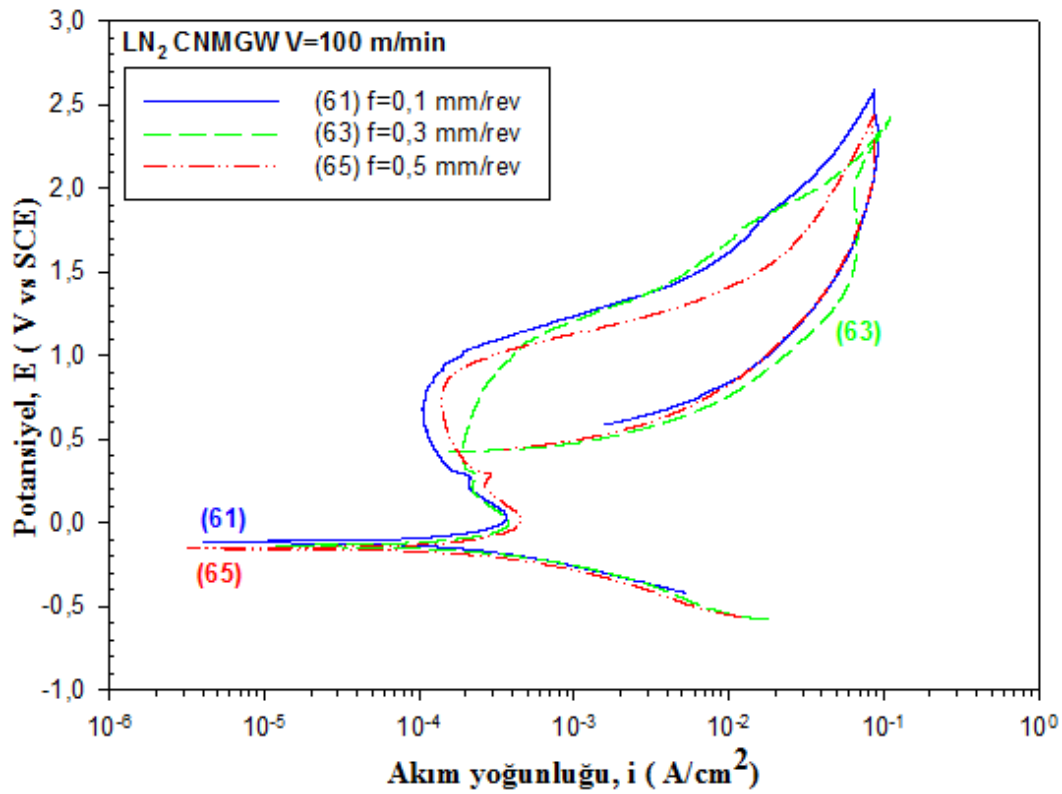
Kesme Parametreleri	Soğutma/Yağlama	Yüzey Pürüzlülüğü Ra (μm)	Yüzey Sertliği (HV)	İlmeğin Alanı (br^2)
V=300 m/min f=0,1 mm/rev a _p =1,2 mm	Sıvı Karbondioksit	0,594	390	841
	Kesme Sıvısı	0,505	390	557
	Sıvı Azot	0,664	379	14
	MQL	0,478	300	559
	Kuru Kesme	0,627	278	771

7.2.3. İlerlemenin lokal korozyona etkisi

Şekil 7.18 ve 7.19’da kriyojenik sıvı azot (LN₂) altında iki farklı kesici takım (CNMG, CNMW) ile yapılan talaşlı imalat işlemleri ile elde edilen numune yüzeylerine ait çevrimsel polarizasyon eğrilerine, ilerlemenin ve dolayısı ile yüzey bütünlüğü parametrelerinden yüzey pürüzlülüğü ile yüzey sertliğinin etkileri görülmektedir. Çizelge 7.9’da numunelerin yüzey pürüzlülüğü, yüzey tabakası sertliği ve aşağıdaki çevrimsel polarizasyon grafiklerden elde edilen korozyon potansiyelleri ile ilmek alanı değerleri sergilenmiştir. Grafiklerde görüldüğü üzere, ilerlemenin artırılması korozyon potansiyelinin düşmesine ve korozyon akımı yoğunluğunun artmasına neden olmuştur. İlerlemenin yüzey pürüzlülüğünü etkileyen birincil faktör olasıdan dolayı, ilerlemenin yükselmesi sonucu oluşan yüzey pürüzlülüğündeki artış, korozyon potansiyelini azaltarak numunelerin korozyon akımı yoğunluğunu arttırmıştır. Yüzey pürüzlülüğündeki artışın, pasif oksit filminin korozyon potansiyelini, korozyon direncini ve kararlılığı azaltırken, numunelerin genel korozyon özelliklerini azalttığı söylenebilir. Bu durum pürüzlü bir yüzeyde metastabil çukurcuk oluşumunun pürüzsüz bir yüzeye kıyasla daha kolay olmasına bağlanmıştır [240]. Diğer yandan ilerlemedeki artış grafiklerdeki ilmek alanının azalmasını sağlamıştır. Çevrimsel polarizasyon testi sırasında ileri ve geri taramalar arasındaki ilmek büyüklüğü, çukurcuk oluşumunun bir göstergesi olup [39, 402], azalan ilmek alanı çukurcuk korozyonu direncinin arttığına işaret eder. Çizelge 7.9’da görüldüğü üzere, çukurcuk oluşumunun göstergesi olan ilmek alanı, ilerleme artışının tetiklediği yükselen yüzey tabakası sertliği ile küçülerek, çukurcuk korozyonu direncinin yükseldiğine işaret etmektedir.



Şekil 7.18. LN₂ ile işlemede ilerlemenin çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi (CNMG)



Şekil 7.19. LN₂ ile işlemede ilerlemenin çevrimsel polarizasyon eğrilerine etkisi (CNMGW)

Çizelge 7.9. İki farklı kesici takım, farklı ilerleme değerlerinde işlenen yüzeylerin özellikleri, korozyon potansiyeli ve ilmek alanı değerleri

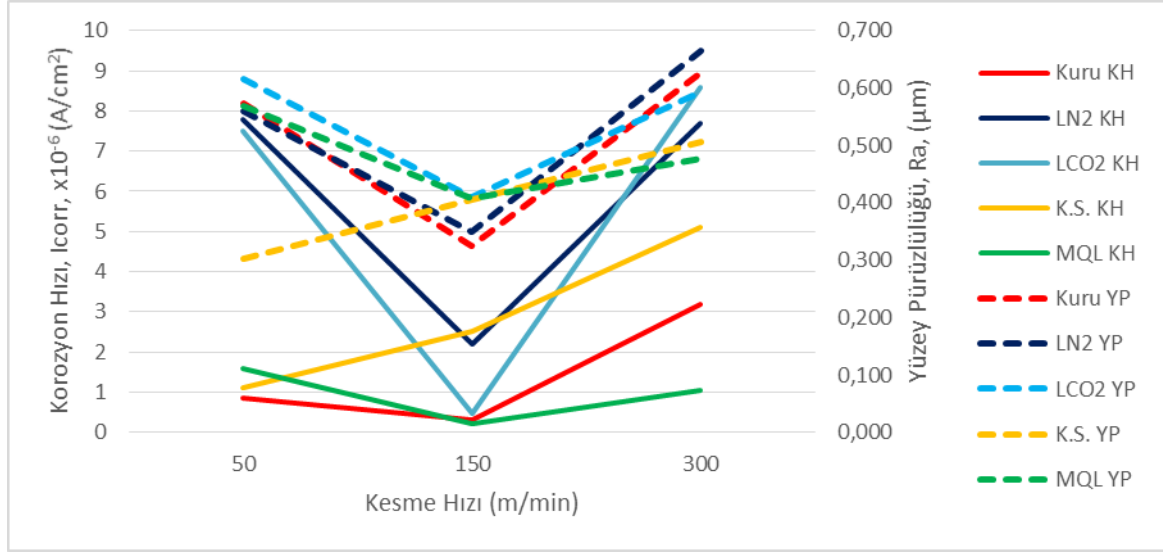
Kesme Parametreleri	Kesici Uç	No	İlerleme (mm/rev)	Yüzey Sertliği (HV)	Yüzey Pürüzlülüğü Ra (μm)	Korozyon Potansiyeli E_{cor} (V/SCE)	İlmeğin Alanı (br^2)
Sıvı Azot $a_p=1,2 \text{ mm}$ $V=100 \text{ m/min}$	CNMG	49	0,1	355	0,724	-0,017	487
		51	0,3	449	1,869	-0,056	260
		53	0,5	473	4,516	-0,178	152
	CNMGW	61	0,1	408	1,514	-0,116	806
		63	0,3	474	1,774	-0,139	769
		65	0,5	485	2,263	-0,154	634

7.3. Yüzey Bütünlüğü Özelliklerinin Korozyona Etkisi

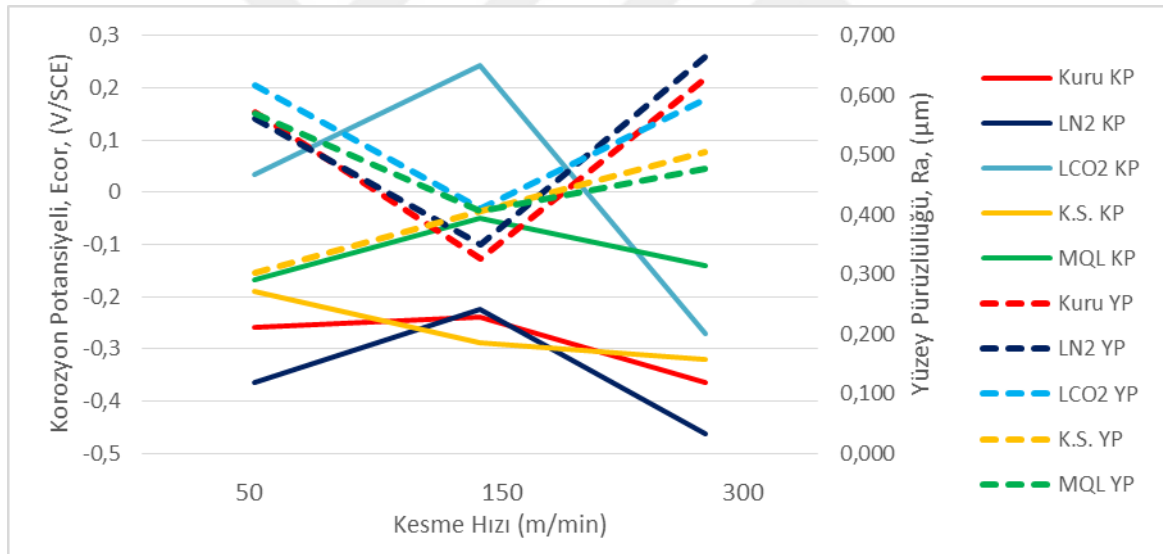
7.3.1. Yüzey pürüzlülüğünün korozyona etkisi

Çizelge 7.1’de sunulan korozyon hızı (I_{corr}), korozyon potansiyeli (E_{cor}) ve yüzey pürüzlülüğü değerleri kullanılarak çizilen grafiklerin yer aldığı Şekil 7.20 ve 7.21’de, kesme hızının etkisi sonucu meydana gelen yüzey pürüzlülüğü değerlerinin korozyon hızı ve korozyon potansiyeli üzerindeki etkisi karşılaştırmalı olarak görülmektedir. Ayrıca Çizelge 7.5’de ki değerler kullanılarak çizilen Şekil 7.22 ve 7.23’teki grafiklerle, ilerlemenin etkisi sonucu meydana gelen yüzey pürüzlülüğü değerlerinin korozyon hızı ve korozyon potansiyeli üzerindeki etkisi karşılaştırmalı olarak sunulmuştur.

Şekil 7.20 ve 7.22’de sergilenen grafiklerden, pürüzlülük ile birlikte artan ve azalan korozyon hızı davranışının yüzey pürüzlülüğüne bağlı olduğu ve düşük yüzey pürüzlülüğünün korozyon hızını düşürerek numunelerin elektrokimyasal korozyon özelliklerini iyileştirdiği söylenebilir.

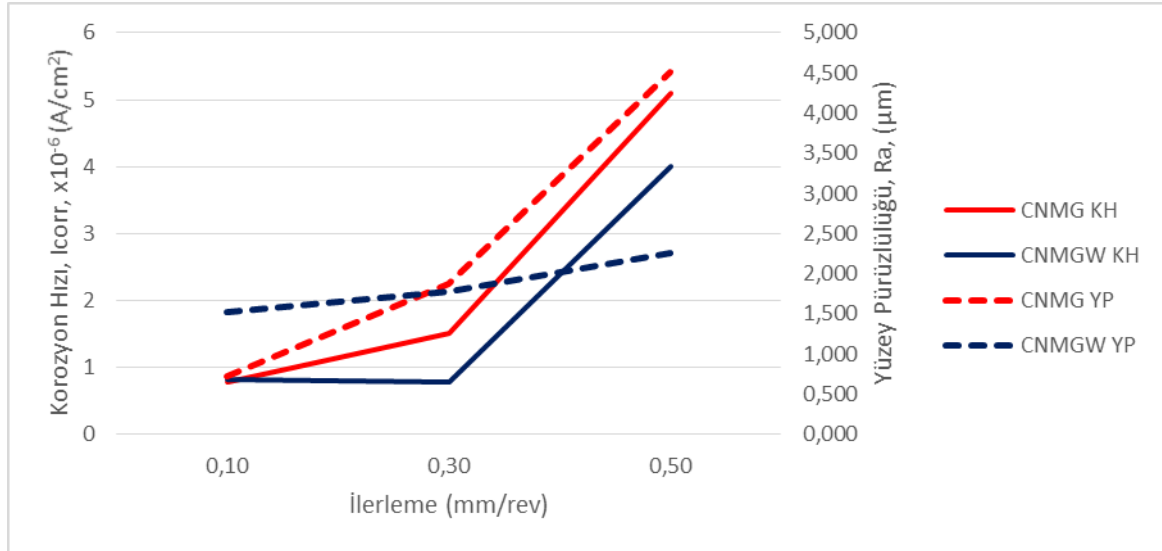


Şekil 7.20. Farklı kesme şartları ve kesme hızları altında, yüzey pürüzlülüğünün korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, YP: Yüzey Pürüzlülüğü)

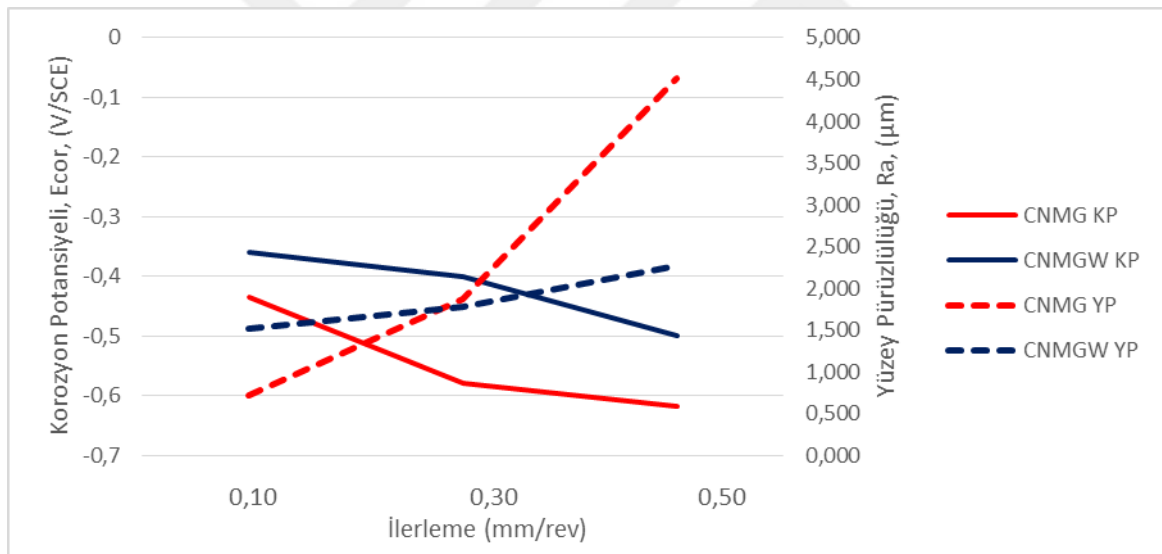


Şekil 7.21. Farklı kesme şartları ve kesme hızları altında, yüzey pürüzlülüğünün korozyon potansiyeline etkisi (KP: Korozyon Potansiyeli, YP: Yüzey Pürüzlülüğü)

Şekil 7.21 ve 7.23’de görüldüğü üzere, azalan yüzey pürüzlülüğünün malzeme yüzeylerinin korozyon potansiyelini (E_{cor}) yükselttiği, artan pürüzlülüğünün ise yüzeylerin (E_{cor}) seviyesini düşürdüğü tespit edilmiştir. Korozyon potansiyelinin (E_{cor}) yüksek olması, elektrokimyasal deney ortamında malzeme yüzeyinin korozyon direncinin yüksek olması anlamına gelir. Yüksek (E_{cor}) değeri, malzemenin belirli bir korozif ortamda SOY ve kararlı olduğunu gösterir. Düşük yüzey pürüzlülüğünün, daha yüksek termodinamik kararlılık sonucu yüzeyin yalıtım yapısına bağlı olarak (E_{cor}) değerini artırdığı bildirilmiştir [402].



Şekil 7.22. Farklı takım geometrisi ve ilerleme oranları altında, yüzey pürüzlülüğünün korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, YP: Yüzey Pürüzlülüğü)



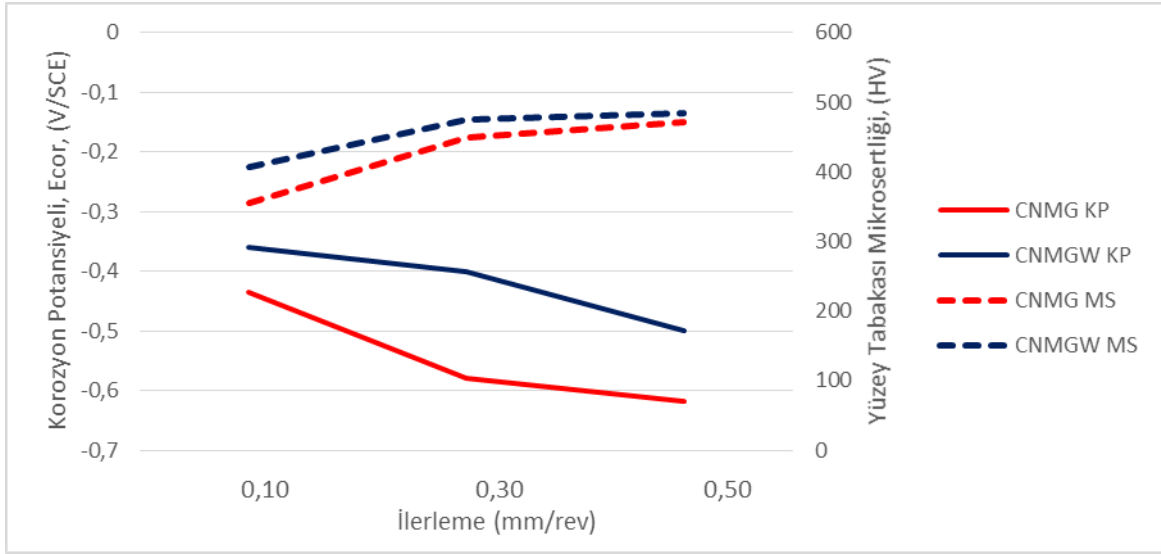
Şekil 7.23. Farklı takım geometrisi ve ilerleme oranları altında, yüzey pürüzlülüğünün korozyon potansiyeline etkisi (KP: Korozyon Potansiyeli, YP: Yüzey Pürüzlülüğü)

Diğer yandan Wang ve arkadaşları [180] östenitik paslanmaz çeliklerde yüzey işleme ile ortaya çıkan yüzey özelliklerindeki karmaşık değişikliklerin, oluşan oksit filmlerin mikroyapısal özellikleri ve korozyon davranışı üzerinde etkili olduğunu bildirilmişlerdir. Araştırmacılara göre oksit filmin altındaki yüzey özellikleri; oksit filmin pul pul dökülmesini, gerilme korozyon çatlaklarının başlamasını ve yayılmasını doğrudan etkiler. Farklı yüzey koşulları, çift katmanlı bir yapıdan oluşan oksit filmlerin kalınlığını ve

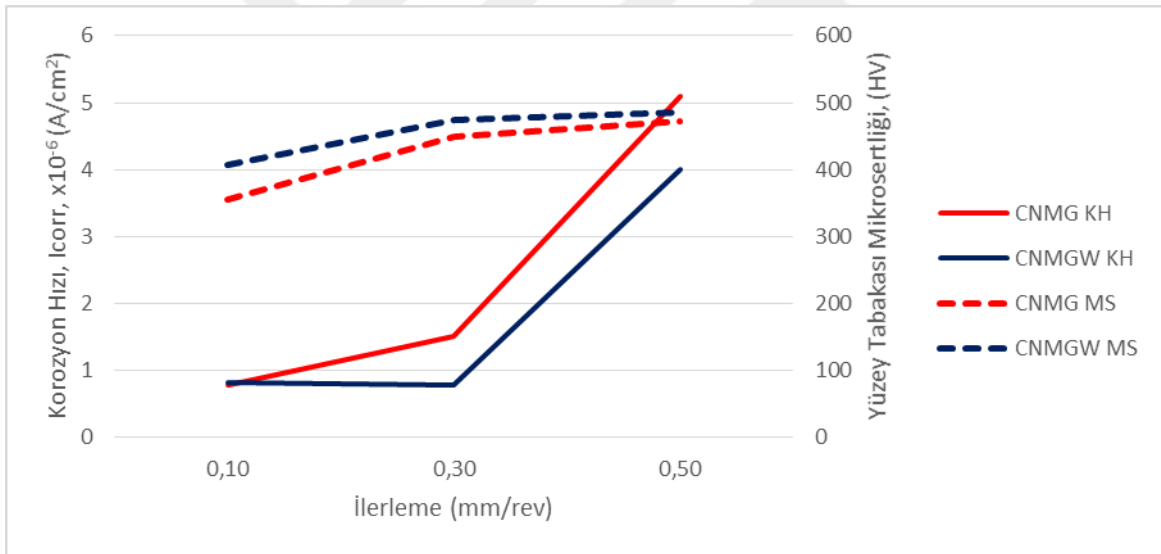
elementel dağılımını etkilerken, özellikle krom bakımından zengin nano-kristallerden oluşan iç katmanın korozyon direncinde önemli bir rol oynar. Nispeten düşük pürüzlülük ve mikrosertlik değerine sahip yüzeydeki oksit filmin iç katmanı en iyi homojenliği, en ince kalınlığı ve en yüksek krom konsantrasyonunu sergiler. Aşırı deformasyon sonucu oluşan yüksek yüzey sertliğinin, oksit tabaka iç filminde daha fazla krom ve demir tükenmesine ve oksit-metal arayüzünde daha fazla nikel zenginleşmesine neden olduğu bildirilmiştir.

7.3.2. Yüzey-altı tabaka mikrosertliğinin korozyona etkisi

Şekil 7.24 ve 7.25’de ilerleme ve kesici takım geometrisi ile değişen yüzey tabakası mikrosertliğinin numune yüzeylerinin genel korozyon davranışına etkisi görülmektedir. İlerleme ile birlikte yükselen mikrosertliğin, korozyon potansiyelinin düşmesine (Şekil 7.24) ve korozyon hızının yükselmesine (Şekil 7.25) sebep olduğu tespit edilmiştir. Korozyon potansiyelinin (E_{cor}) azalması, yüzeyin korozif ortamda kararsız olduğu anlamına gelir. Yüksek yüzey sertliği, daha düşük termodinamik kararlılığa ve yüzeyin yalıtım yapısına bağlı olarak E_{cor} değerini düşürmüştür [402]. Kesme parametrelerinin etkilediği yüzey tabakasındaki artan deformasyon sertleşmesi sonucu yükselen mikrosertliğin işlenen yüzeylerin genel korozyon direncini düşürdüğü anlaşılmıştır. Bu durum deformasyon sertleşmesi sonucu artan iç enerjinin termodinamik dayanıklılığı düşürmesine ve pasif tabakanın hasar görmesine atfedilmiştir [236]. Ayrıca tane incelmesi ile artan tane sınırı yüzey alanının, pasif film dengesizleşmesine sebep olacağı ve bu nedenle ultra ince taneli çeliklerin genel korozyon direncinde bir azalma olacağı belirtilmiştir [210]. Oliveira Silva ve arkadaşları [192], özellikle östenitik paslanmaz çeliklerdeki deformasyona bağlı martenzitik dönüşümün, yüksek hata yoğunluğundan dolayı pasif filmin yırtılmasına sebep olabileceğini belirtmişlerdir. Araştırmacılara göre bu durum iki farklı fazın varlığından kaynaklanan kalıntı gerilme veya galvanik etki yaratır. Ayrıca, mikroyapıların büzülmesinin, östenitik çeliklerin korozyona karşı daha savunmasız olmasına yol açar. Diğer yandan yüksek derecede soğuk deformasyonla birlikte AISI 316L çeliğinin mikrosertliği artarken, korozyon direncinin bozulduğu başka benzer durumlar da literatürde bildirilmiştir [236, 237].



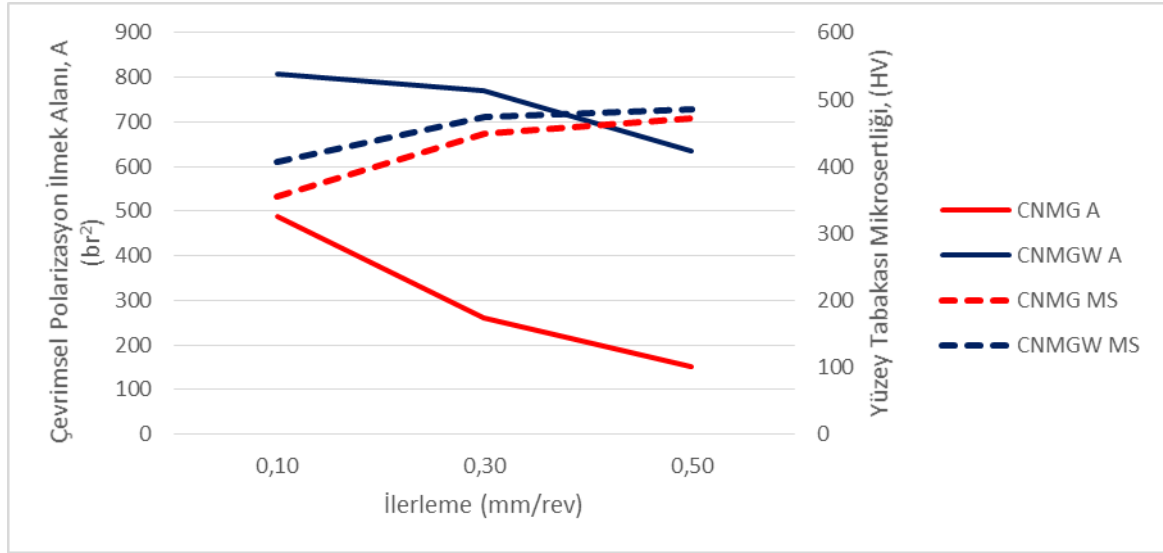
Şekil 7.24. Farklı takım geometrisi ve ilerleme oranları altında, mikrosertliğin korozyon potansiyeline etkisi (KP: Korozyon Potansiyeli, MS: Mikrosertlik)



Şekil 7.25. Farklı takım geometrisi ve ilerleme oranları altında, mikrosertliğin korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, MS: Mikrosertlik)

Şekil 7.26'da ilerleme ve kesici takım geometrisi ile değişen yüzey tabakası mikrosertliğinin numune yüzeylerinin lokal (çukurcuk ve taneler arası) korozyonuna etkisi görülmektedir. Şekildeki grafiklerden ilerleme ile yükselen mikrosertliğin çevrimsel polarizasyondaki ilmek alanının küçülmesine sebep olduğu tespit edilmiştir. Çevrimsel polarizasyon testi sırasında ileri ve geri taramalar arasındaki ilmek büyüklüğünün, lokal korozyonun bir göstergesi olduğu ve azalan ilmek alanının lokal korozyon direncini arttırdığı belirtilmiştir [39, 402]. Ayrıca elde edilen bulgulara benzer olarak, literatürde soğuk haddelenmiş AISI

304 yüzeyinin, ısıtıl işlem görmüş yüzeyden önemli ölçüde daha iyi bir korozyon direnci sergilediği bildirilmiştir [404]. Diğer yandan Deformasyona uğramış AISI 316LVM paslanmaz çelik malzemenin üstün korozyon davranışı, yüzeydeki oksit pasif filmin daha yüksek Cr içeriğine atfedilmiştir [38].



Şekil 7.26. Farklı takım geometrisi ve ilerleme oranları altında, mikrosertliğin lokal korozyona etkisi (A: İlmek alanı, MS: Mikrosertlik)

7.3.3. Yüzey-altı tabakadaki tane boyutunun korozyona etkisi

Aşağıdaki şekillerde bulunan grafikler Çizelge 7.10 ve 7.11’de ki değerler kullanılarak çizilmiştir. Şekil 7.27 ve 7.29’da görüldüğü üzere yüzey tabakada küçülen tane boyutunun korozyon hızını yükselttiği tespit edilmiştir. Grafiklerdeki sonuca paralel olarak Schino ve arkadaşları [210], AISI 304 malzemenin tane boyutu azaldıkça genel korozyon hızının arttığını bildirilmişlerdir. Araştırmacılar tarafından bu durum tane incelmesi sonucu malzemede bir arayüz kusuru olan tane sınırlarının ve sınırlarda yoğunlaşan kusurlara bağlanmıştır. Ayrıca tane incelmesi ile artan tane sınırı yüzey alanının pasif film dengesizleşmesine yol açtığı ve bu nedenle ultra ince taneli çeliklerin genel korozyon direncinde bir azalma meydana geleceği belirtilmiştir.

Şekil 7.28 ve 7.30’da görüldüğü üzere, yüzey tabakada tane boyutu küçüldükçe çevrimsel polarizasyon eğrilerinde oluşan ilmek alanının azaldığı tespit edilmiştir. Çevrimsel polarizasyon testi sırasında ileri ve geri taramalar arasındaki ilmek alanı, lokal (çukurcuk ve

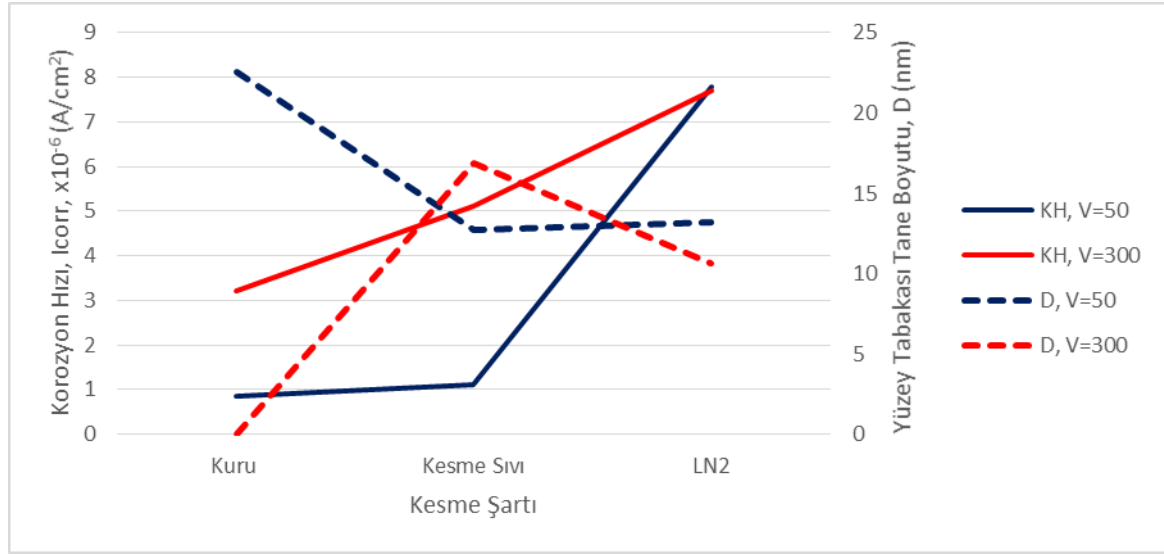
taneler arası) korozyonun bir göstergesi olup, ilmek alanı azaldıkça lokal korozyon direncinin yükseldiği bildirilmiştir [39, 402]. Ayrıca işlenen yüzeylerde deformasyon sonucu oluşan nano/ultra ince taneli katmanların koruyucu kaplamalar olarak işlev gördüğü ve korozyon direncini önemli ölçüde artırdığı bildirilmiştir [185]. Bu durumda azalan tane boyutunun lokal korozyon direncini artırdığı söylenebilir. Mevcut veriler, yüzey nano-kristalizasyonunun metal alaşımlarının korozyon direncini artırdığı son bulgular [25] ile uyumludur. Tane boyutu azaldıkça korozyon direncinin arttığı bildirilmiş olup, genel olarak tüm metallerde bulunan tane boyutu ile korozyon hızı arasındaki bu ilişkinin klasik Hall-Petch ilişkisine benzer olduğu iddia edilmiştir [25].

Diğer yandan tane incelmesinin çukurcuk korozyon direncinin artmasına neden olduğu bildirilmiştir. Kaba taneli çelikte çukurcuklar, tek tük geniş ve derin çukurcuklarda sınırlı olarak başlarlarken, ultra ince taneli çeliğin çukurlaşması çeşitli bölgelerde başladığından korozyon hızının azalmasına sebep olduğu belirtilmiştir [210].

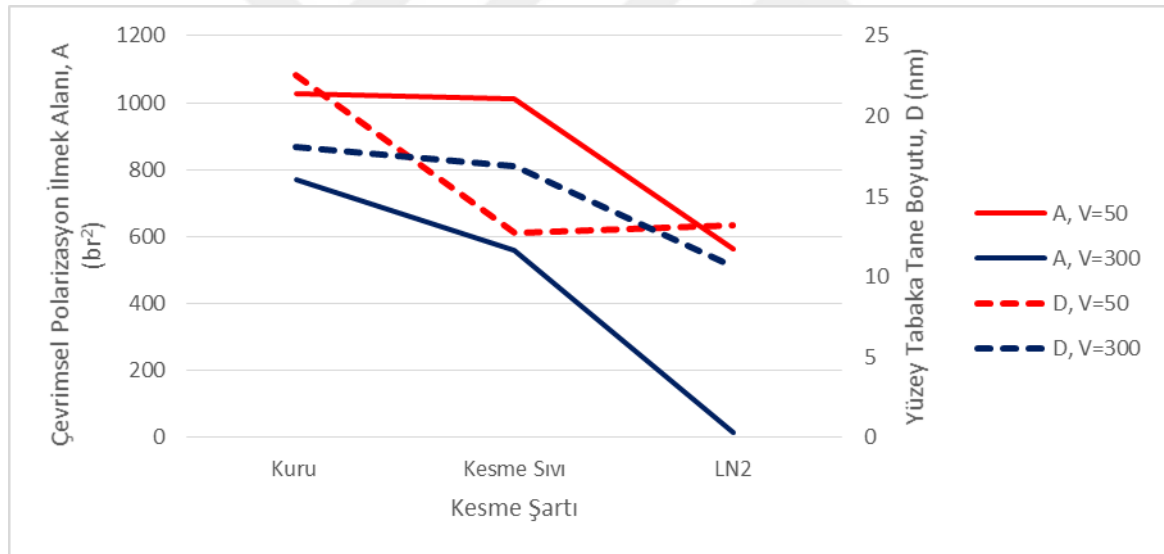
Ayrıca taneler arası korozyonun, krom karbürlerin $Cr_{23}C_6$ tane sınırlarında çökmesinden kaynaklandığı için korozyon hızının, birim tane sınırı alanı başına düşen karbürlerin hacimsel oranından etkilendiği belirtilmiştir. Bu nedenle taneler arası korozyon hızı ve tane sınırı alanı arasındaki bir ilişki varsayılarak, incelenmiş yapıda artan tane sınırı alanı ile taneler arası korozyon hızının düştüğü bildirilmiştir [210].

Çizelge 7.10. Farklı kesme parametreleri ile işlenen yüzeylerin özellikleri ve ilmek alanları

Kesme Hızı (m/min)	Numune No	Soğutma/Yağlama	Yüzey Tane Boyutu D (nm)	Yüzey Sertliği (HV)	Korozyon Hızı I_{corr} (A/cm ²)	İlmek Alanı (br ²)
50	7	Sıvı Azot	13,176	365	$7,8 \times 10^{-6}$	562
	19	Kesme Sıvısı	12,735	352	$1,1 \times 10^{-6}$	1011
	1	Kuru	22,566	313	$0,85 \times 10^{-6}$	1026
300	12	Sıvı Azot	10,604	379	$7,7 \times 10^{-6}$	14
	24	Kesme Sıvısı	16,877	390	$5,1 \times 10^{-6}$	557
	6	Kuru	18,080	278	$3,2 \times 10^{-6}$	771



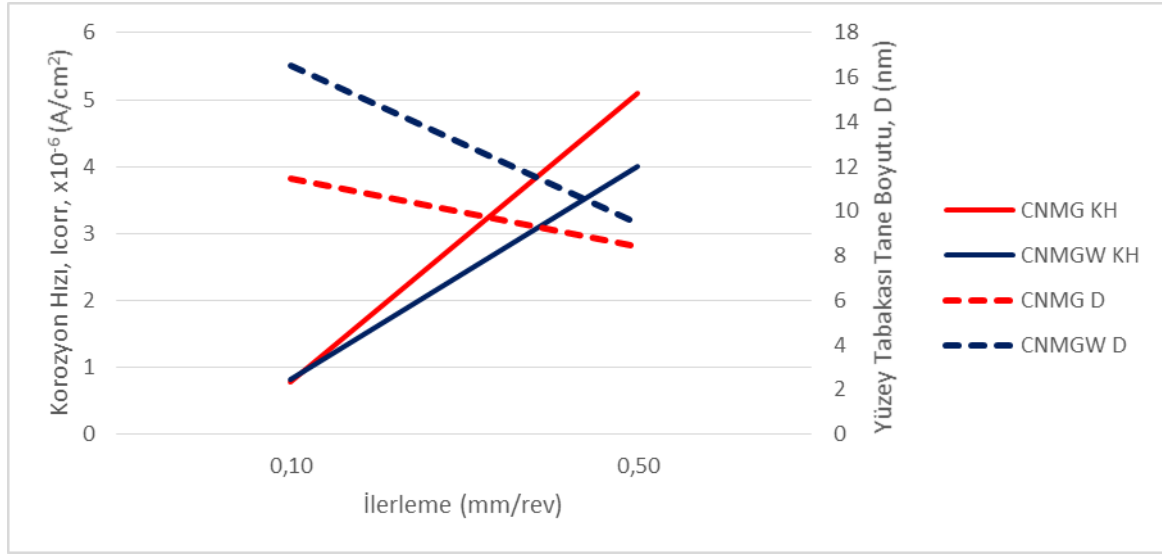
Şekil 7.27. Farklı kesme parametrelerinde işlenen yüzeylerin tane boyutunun korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, D: Tane Boyutu)



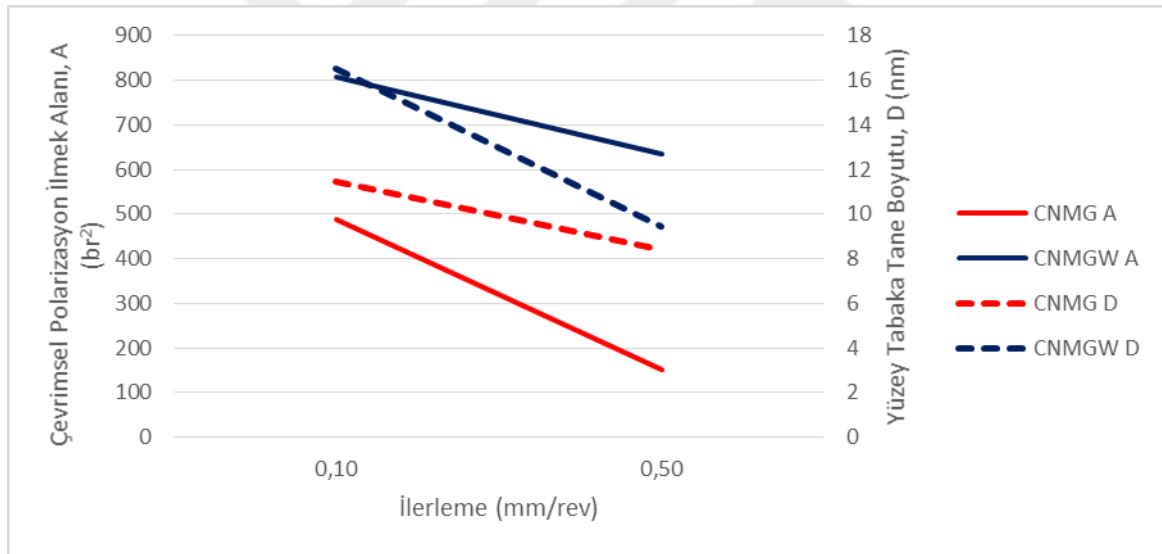
Şekil 7.28. Farklı kesme parametrelerinde işlenen yüzeylerin tane boyutunun lokal korozyona etkisi (A: İlmek alanı, D: Tane Boyutu)

Çizelge 7.11. Farklı kesici ve ilerlemeler ile işlenen yüzeylerin özellikleri ve ilmek alanları

Kesme Parametreleri	Kesici Uç	No	İlerleme (mm/rev)	Tane Boyutu D (nm)	Yüzey Sertliği (HV)	Korozyon Hızı I_{corr} (A/cm ²)	İlmek Alanı (br ²)
Sıvı Azot $a_p=1,2$ mm 100 m/min	CNMG	49	0,1	11,474	355	$0,77 \times 10^{-5}$	487
		53	0,5	8,402	473	$5,1 \times 10^{-5}$	152
	CNMGW	61	0,1	16,507	408	$0,82 \times 10^{-5}$	806
		65	0,5	9,462	485	4×10^{-5}	634



Şekil 7.29. Farklı takım geometrisi ve ilerlemede işlenen yüzeylerin tane boyutunun korozyon hızına etkisi (KH: Korozyon Hızı, D: Tane Boyutu)



Şekil 7.30. Farklı takım geometrisi ve ilerlemede işlenen yüzeylerin tane boyutunun lokal korozyona etkisi (A: İlmek alanı, D: Tane Boyutu)

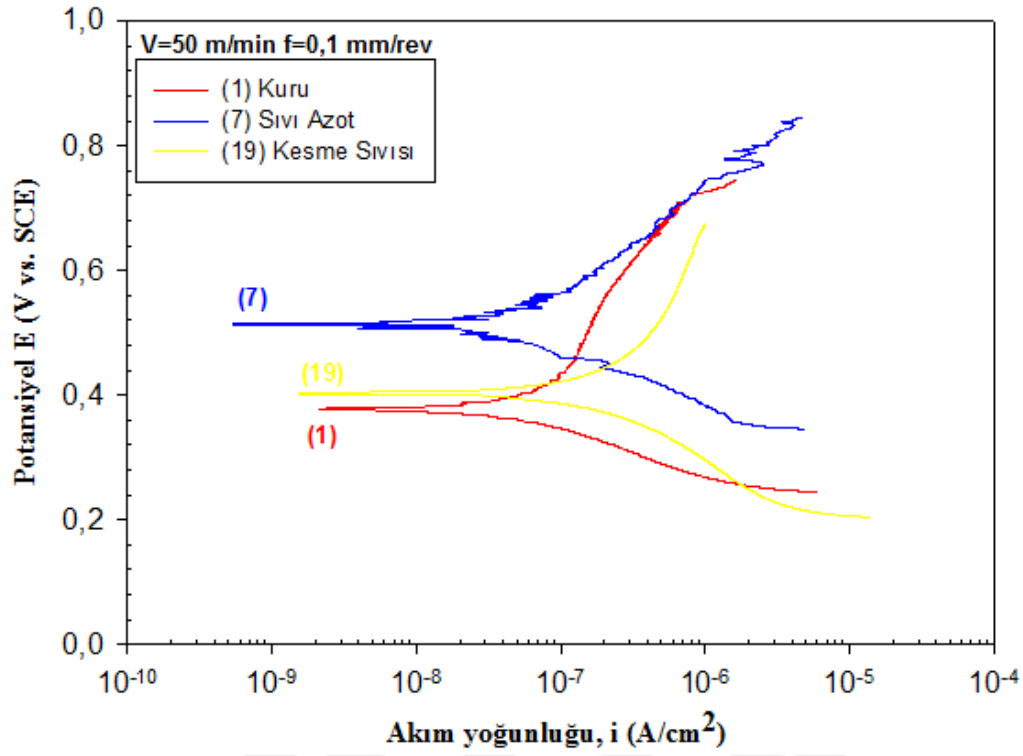
7.3.4. Yüzey tekstürünün (dokusunun) korozyona etkisi

Son zamanlarda yapılan araştırmalarda tane boyutu ve mikrosertliğe ek olarak, kristalografik tekstürün de östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon direncini önemli ölçüde etkileyebileceği bildirilmiştir [38, 237]. AISI 316LVM alaşımının kristalografik dokusunun, malzemenin yüzey çukurcuk direncini etkilediği [38], korozyon özelliklerinin sadece mikroyapıya değil, aynı zamanda geliştirilen yüzey dokusuna da bağlı olduğu belirtilmiştir

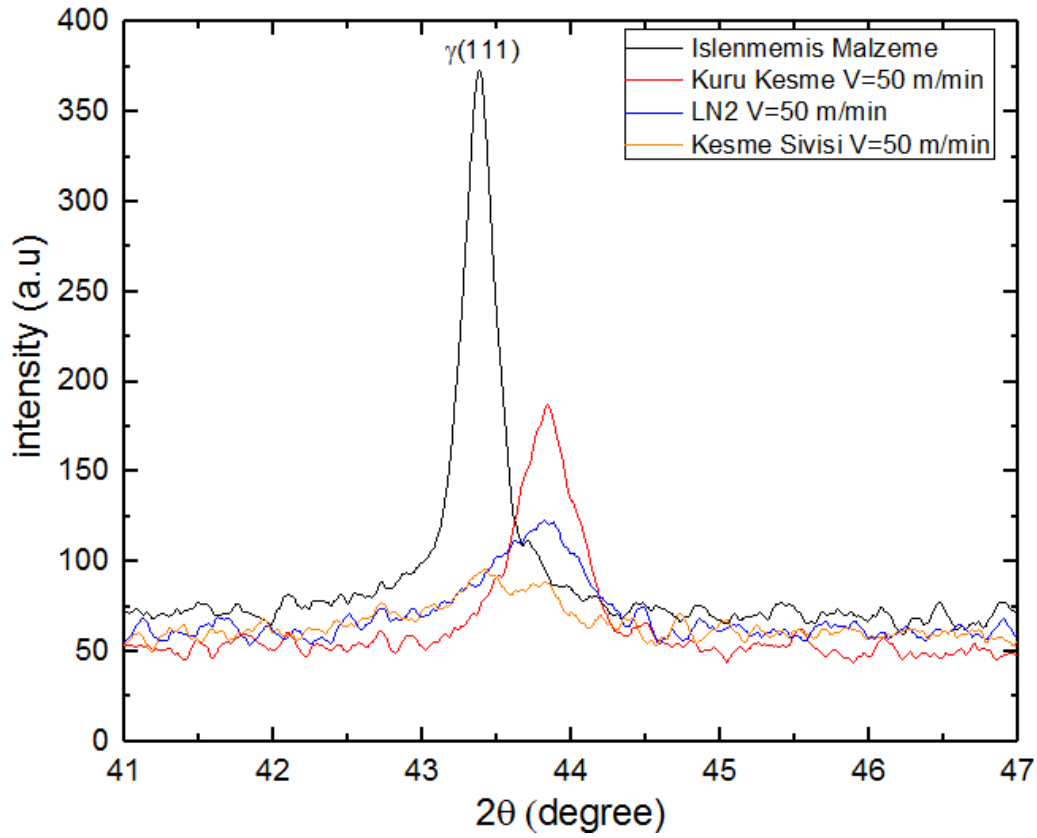
[237]. Ayrıca YMK yapıdaki östenitik paslanmaz çelik alaşımlarda sıkı paket düzlemler olarak kabul edilen {111} düzlemlerinin korozyon koruması gerektiren uygulamalarda daha fazla tercih edilmelerini sağlayan düşük yüzey enerjisine sahip oldukları bildirilmiştir [38, 237]. Bu minvalde numunelerin yüzey tekstürünün korozyon direncine etkisini araştırmak için; 50 m/min kesme hızında, kuru, kesme sıvısı ve kriyojenik sıvı azot kesme şartlarında işlenmiş numune yüzeylerine; potansiyodinamik polarizasyon testi (Şekil 7.31) ve XRD ölçümleri (Şekil 7.32) yapılarak, elde edilen grafiklerden ölçülen veriler Çizelge 7.12’de sunulmuştur. Şekil 7.32’de görüldüğü üzere talaşlı imalat işlemi, işlenmiş yüzeylere ait XRD desenlerindeki {111} piklerinin şiddetlerinde azalmaya, yarı genişliklerinde artmaya neden olmuştur. Şekil 7.33’de işlenmiş yüzeylerin {111} pik şiddetlerinin korozyon hızına etkisi sergilenmiştir. Korozyon testleri sonucunda azalan pik şiddeti ile korozyon direncinin azaldığı ve korozyon hızının yükseldiği tespit edilmiştir. Benzer bulgular soğuk deformasyona uğramış AISI 316L çeliğinin korozyon testleri sonucunda bildirilmiştir [237]. YMK sistemde {111}, {110} ve {100} düzlemlerinin düzlemsel atom yoğunluğu göz önüne alındığında (sırasıyla 0,907 – 0,589 – 0,555), {111} düzlemi en yüksek atom yoğunluğuna sahip olduğundan, kristalografik yönelimlerin çukurcuk duyarlılığında gözlenen eğilimlerinin, her birinin atom yoğunluğu ile ilgili olduğu sonucuna varılabilir [38]. Gerçekten de, yüksek atom yoğunluğuna sahip olan sıkı paket kristalografik düzlemlerde, bağların kopması ve akabinde atomların çözünmesi için daha yüksek bir enerjinin gerekli olduğu bildirilmiştir [237]. Sonuç olarak korozyon dayanımını etkileyen tekstür değişiminin, AISI 316LVM alaşımı uygulamalarında dikkat edilmesi gereken bir özellik olduğu söylenebilir.

Çizelge 7.12. Farklı kesme şartlarında işlenen yüzeylerin XRD ve korozyon değerleri

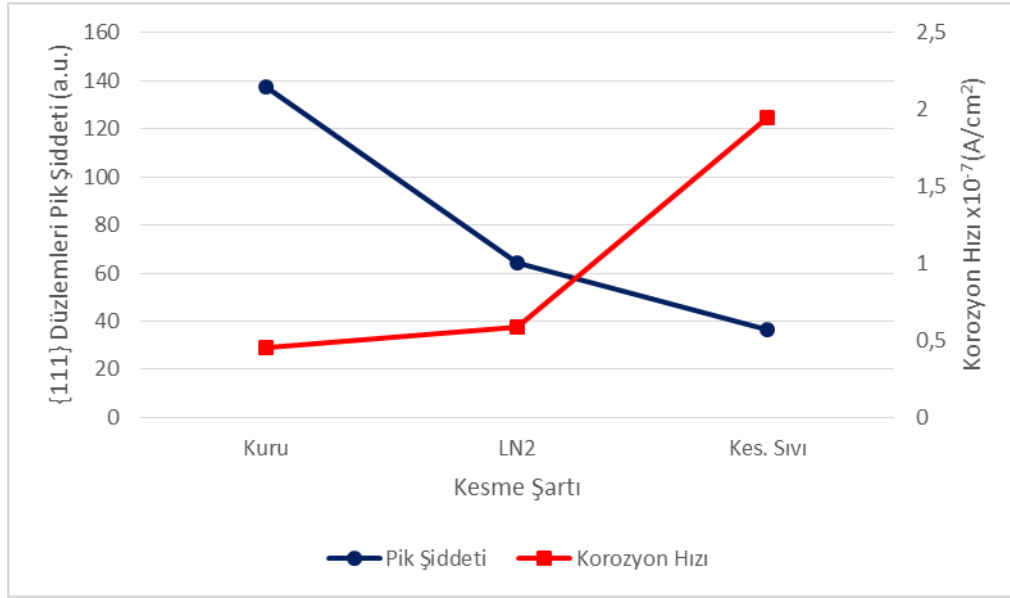
Kesme Hızı (m/min)	Numune No	Soğutma/Yağlama	{111} Pik Şiddeti (a.u.)	{111} Pik Genişliği (°)	Korozyon Potansiyeli E_{cor} (V/SCE)	Korozyon Hızı I_{corr} (A/cm ²)
50	0	İşlenmemiş	303,7	0,26		
	1	Kuru Kesme	137,4	0,46	0,376	$0,45 \times 10^{-7}$
	7	Sıvı Azot	64,48	0,7	0,513	$0,59 \times 10^{-7}$
	19	Kesme Sıvısı	36,34	0,72	0,403	$1,95 \times 10^{-7}$



Şekil 7.31. Farklı kesme şartlarının tafel eğrilerine etkisi (V=50 m/min; f=0,1 mm/rev)



Şekil 7.32. Farklı kesme şartları ile işlenen yüzeylerin XRD deseni (V=50 m/min)



Şekil 7.33. {111} Düzlemleri pik şiddetinin korozyon hızına etkisi (CNMG, $V=50$ m/min; $f=0,1$ mm/rev; $a_p=1,2$ mm)

8. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, kesici takım geometrisinin (standart geometrili CNMG ve silici geometrili CNMGW), kesme şartlarının (kuru, kesme sıvısı, MQL, kriyojenik LCO₂ ve kriyojenik LN₂), farklı kesme hızı ve ilerleme değerleri ile sabit talaş derinliğinden oluşan kesme parametrelerinin, biyomedikal bir malzeme olan AISI 316LVM alaşımının talaşlı imalatında, işlenebilirlik performansına ve yüzey bütünlüğü özelliklerine etkisi deneysel olarak araştırılmıştır. Deneysel çalışma sürecinde ölçülen, kesme kuvvetleri, takım aşınması ve kesme bölgesi sıcaklığı gibi işleme performansı verilerinin yanında yüzey pürüzlülüğü, mikroyapı, mikrosertlik, tane boyutu, faz dönüşümü gibi yüzey bütünlüğü parametreleri incelenmiştir. Ayrıca işlenen numunelerin fonksiyonel performansına yüzey bütünlüğü parametrelerinin etkisini incelemek için yapay vücut sıvısında elektrokimyasal korozyon testleri yapılmıştır. Yapılan araştırmalardan elde edilen başlıca bulgular aşağıda sunulmuştur:

Genel olarak tüm kesme şartlarında artan kesme hızı ile kesme bölgesi sıcaklığının yükseldiği görülmüştür. En yüksek sıcaklıklar kuru kesme şartında meydana gelirken, en yüksek kesme bölgesi sıcaklığı (T_{max}); 300 m/min kesme hızında 536 °C olarak kuru kesme şartında ölçülmüştür. Diğer kesme şartlarında ölçülen en yüksek sıcaklık (T_{max}) değerleri; MQL 490 °C, kriyojenik sıvı karbondioksit (LCO₂) 336 °C, kesme sıvısı ve kriyojenik sıvı azot (LN₂) 310 °C şeklindedir. Çift nozul (R+F) ile soğutma altında yapılan deneylerde daha düşük sıcaklıklar ölçüldüğünden daha etkin bir soğutma gerçekleştiği anlaşılmıştır. Ayrıca artan ilerleme ile birlikte sıcaklık artarken, silici geometrili CNMGW uç ile daha yüksek sıcaklık değerleri ölçülmüştür. Sıcaklık ölçümü için kullanılan ölçü aletinin (pirometre) ölçebildiği en düşük sıcaklık değeri 250 °C olduğundan, etkin soğutma gerçekleşen kriyojenik sıvı azot ve kesme sıvısı şartlarında, 50 m/min ve 100 m/min kesme hızı değerlerinde yapılan talaşlı imalat işlemlerinde operasyon esnasında herhangi bir veri elde edilememiştir.

Takım aşınmasına kesme hızı ve kesme şartlarının etkisinin incelendiği deneylerde, kısa tornalama sürecinden dolayı, kaplama kalkması, minik BUE oluşumları, küçük miktarlardaki burun aşınması ve yan yüzey aşınmaları dışında kayda değer bir aşınmaya rastlanmamıştır. Kuru kesme, kesme sıvısı ve MQL kesme şartlarında, düşük kesme

hızlarında meydana gelen BUE, kriyojenik kesme şartlarında yüksek kesme hızlarında oluşmuştur. Genel olarak artan kesme hızı ile birlikte yan yüzey aşınmasının bütün kesme şartlarında arttığı görülmüştür. En yüksek yan yüzey aşınması değerleri (V_B); MQL, kesme sıvısı, LN_2 ve LCO_2 kesme şartlarında, 300 m/min kesme hızında oluşmuş olup, ölçülen değerleri sırası ile; 82 μm , 88 μm , 95 μm ve 106 μm şeklindedir. Kuru kesme şartında 300 m/min kesme hızında 90 μm yan yüzey aşınması oluşurken, en yüksek yan yüzey aşınması 200 m/min kesme hızında 104 μm olarak gerçekleşmiştir. Görüldüğü üzere, elde edilen yan yüzey aşınması değerleri, iteratürde müsaade edilen en yüksek aşınma değeri olan 0,3 mm 'den oldukça küçüktür. Elde edilen verilerden, gerek yan yüzey ve gerekse burun aşınmasına ait en düşük aşınma değerleri MQL ve kesme sıvısı şartlarında gözlenmiştir. Diğer yandan en yüksek aşınma değerlerinin genel olarak yüksek soğutma etkisi ile işlenen malzemenin akma mukavemetinin yükselmesine neden olan kriyojenik şartlarda meydana geldiği görülmüştür. Kuru, kesme sıvısı ve MQL şartlarında kesici uçlarda oluşan burun aşınması birbirine benzer bir eğilim sergilerken, kriyojenik şartlardaki burun aşınması oluşumu ise, bunlardan farklı olarak kendi içinde benzer bir eğilim sergilemiştir. Düşük ve orta seviye kesme hızlarında LCO_2 kesme şartında daha düşük takım aşınması gözlenirken, yüksek kesme hızlarında LN_2 kesme şartında daha düşük takım aşınması gözlenmiştir.

Kesici takımlarda, artan ilerleme ile birlikte, yükselen yan yüzey ve burun aşınması gözlenmiştir. Düşük ve yüksek kesme hızlarında 0,3 mm/rev ilerleme değerine kadar takım aşınmaları benzer eğilime sahipken, bu ilerleme değerinden itibaren farklılık göstermiştir. Genel olarak 300 m/min yüksek kesme hızında daha fazla aşınma tespit edilirken, 0,3 mm/rev ilerleme değerinden sonra aşınmanın çok hızlandığı görülmüştür. 100 m/min düşük kesme hızında yapılan talaşlı imalat deneylerinde, 0,4 mm/rev ilerleme değerine kadar gerek yan yüzey aşınması gerekse burun aşınması genel olarak sabit seyrederken, bu ilerleme değerinden sonra ilerlemenin artması ile aşınmanın da hızlandığı tespit edilmiştir. Yüksek ilerleme değerlerinde (0,4; 0,5; 0,6 mm/rev), aşınmanın artışında abraziv (yenme) aşınma mekanizmasının hâkim olduğu görülürken, genel olarak kesici uçlarda aşındırıcı çizik izleri ve talaş yapışması birlikte gözlenmiştir. Literatüre göre müsaade edilen en büyük yan yüzey aşınması ($V_B = 0,3$ mm) değerine, 100 m/min kesme hızında 0,6 mm/rev ilerleme hızında, 300 m/min kesme hızında 0,4 mm/rev ilerleme hızında ulaşılmıştır.

Kesici takımın talaş yüzeyinden (tek nozul) yapılan soğutmaya kıyasla, talaş ve serbest yüzeylerinden (çift nozul) yapılan soğutma yan yüzey aşınmasını azaltmıştır. Ayrıca yan

yüzey aşınmasında olduğu gibi kesme sıvısı şartında tek nozula kıyasla, çift nozul soğutma ile kesici takımlarda daha az burun aşınması görülmüştür. Diğer yandan kriyojenik şartlarda tek nozula kıyasla, çift nozul soğutma ile kesici takımlarda daha fazla burun aşınması görülürken, serbest yüzeyden yapılan kriyojenik soğutmanın burun aşınmasının artmasına neden olduğu tespit edilmiştir. Kriyojenik şartlar altında BUE oluşumunun yüksek kesme hızlarına taşındığı görülürken, 250 ve 300 m/min yüksek kesme hızlarında, tek nozul ile LN₂ kesme şartında kesici takımda yüksek aşınmanın yanında, aşınan yüzeylere talaş yapışması sonucu BUE oluşumu gözlemlenmiştir.

Klasik geometrili CNMG uçlara nazaran silici geometrili CNMGW kesici uçlarda genelde daha az aşınma tespit edilmiştir. Düşük kesme hızında (100 m/min), 0,1 ila 0,4 mm/rev ilerleme değerleri arasında klasik ve silici geometrili kesici uçlara ait aşınma değerleri birbirine yakın hızlarda seyrederken, 0,4 mm/rev ilerleme değerinden sonra klasik geometrili takım daha hızlı aşınmıştır. Diğer yandan yüksek kesme hızında (300 m/min), 0,1 ila 0,3 mm/rev ilerleme değerleri arasında klasik ve silici geometrili kesici uçlara ait aşınma değerleri birbirinden farklı hızlarda seyrederken, 0,3 mm/rev ilerleme değerinden sonra genelde benzer aşınma hızı sergilemişlerdir. Kesici uçlarda ilerleme ile artan abraziv aşınma mekanizmasının hâkim olduğu görünürken, özellikle 0,4 mm/rev ilerleme değerinden sonra adheziv aşınma mekanizmasının doğurduğu BUE oluşumları gözlenmiştir.

Talaş kaldırma deneylerinde ölçülen kesme kuvveti bileşenleri; kesme hızı ve kesme şartlarının kesme kuvvetlerine önemli etkisi olduğunu gösterirken, tüm kesme şartlarında artan kesme hızı ile esas kesme ve ilerleme kuvvetleri azalmıştır. Ayrıca tüm kesme şartlarında 200 m/min değerinden yüksek kesme hızlarında, esas kesme ve ilerleme kuvvetlerindeki azalma eğiliminin yavaşladığı ve bazen durduğu görülmüştür. Kesme şartları açısından değerlendirildiğinde en düşük kesme kuvvetleri MQL yöntemi ile en yüksek kesme kuvvetleri de kriyojenik yöntemlerle yapılan işleme operasyonlarında elde edilmiştir. Kriyojenik şartlarda özellikle düşük kesme hızlarında (50; 100; 150 m/min) yüksek kesme kuvvetlerinin oluştuğu görülmüştür. Genel olarak tüm kesme şartlarında artan kesme hızı ile pasif (radyal) kuvvette hafif bir şekilde azalma görülürken, kuru, kesme sıvısı ve MQL soğutma şartlarında önemli bir değişim gözlenmemiştir. Kriyojenik kesme şartlarında takım aşınmasından kaynaklı ani yükselmeler ve düşüşler gözlenirken, en yüksek pasif kuvvet değerleri kriyojenik şartlarda ölçülmüştür.

Nozul sayısının kesici takımında meydana gelen takım aşınması ve BUE oluşumu üzerindeki etkilerinin, dolaylı yoldan kesme kuvveti bileşenleri üzerinde bir etki oluşturduğu görülmüştür. Kesme sıvısı ve Kriyojenik LN₂ ile işlemede, genel olarak çift nozul (R+F) ile soğutmada kesici takımın daha az aşındığı ve buna karşılık kesme kuvvetlerinin daha düşük olduğu anlaşılmıştır.

Tüm kesme koşullarında artan ilerleme ile kesme kuvvetleri genel olarak yükselmiştir. Ayrıca deneylerde artan ilerleme ile esas kesme kuvveti lineer olarak artarken, yükselen kesici takım aşınmasının esas kesme kuvvetlerinde ilave bir artışa neden olduğu görülmüştür. Düşük kesme hızında (100 m/min) yapılan talaşlı imalat deneylerinde, farklı kesici uç geometrisinin esas kesme kuvveti ve ilerleme kuvveti üzerindeki etkisi sınırlı olurken, farklı ilerleme oranlarında en düşük kesme kuvvetleri genellikle silici geometrili CNMGW kesici uç kullanıldığında ölçülmüştür. Düşük kesme hızında artan ilerleme ile beraber pasif kuvvetin arttığı görülürken, genel olarak tüm ilerleme değerlerinde silici geometrili CNMGW kesici uç ile daha yüksek pasif kuvvet değerleri ölçülmüştür. Yüksek kesme hızında (300 m/min) genel olarak artan ilerleme ile kesme kuvvetleri artarken, özellikle esas kesme kuvveti lineer bir artış göstermiştir. Gerek yüksek kesme hızında, gerekse düşük kesme hızında, klasik geometrili CNMG kesici takımlara ait esas kesme ve ilerleme kuvvetlerinin, silici geometrili CNMGW takımların değerlerinden daha yüksek olduğu görülmüştür.

Yüzey pürüzlülüğüne kesme hızının ve kesme şartlarının etkisinin incelendiği deneylerde, genel olarak tüm kesme şartlarında 50 m/min düşük kesme hızında yüksek olan pürüzlülük değerleri, kesme hızının belirli bir değere kadar (100 ve 150 m/min) artışı ile azalmış, daha sonra tekrar kesme hızı ile birlikte artışa geçtiği görülmüştür. Kesme şartları arasında en iyi yüzey kalitesinin sırası ile MQL ve kesme sıvısı ile elde edildiği anlaşılmıştır. Talaşlı imalat deneyleri neticesinde en iyi pürüzlülük değerleri sırasıyla MQL kesme şartında 100 m/min kesme hızı ile Ra=0,265 µm ve kesme sıvı şartında 50 m/min kesme hızı ile Ra=0,297 µm olarak elde edilmiştir. En yüksek pürüzlülük değerleri ise kriyojenik sıvı karbondioksit (LCO₂) ile sırasıyla 300 m/min kesme hızında Ra=0,722 µm ve 50 m/min kesme hızında Ra= 0,680 µm olarak elde edilmiştir. Hemen hemen tüm kesme hızlarında LCO₂ ile işlenen numune yüzeylerinde en kaba pürüzlülük değerleri ölçülmüştür. Tüm kesme şartlarında, 100 m/min, 150 m/min ve 200 m/min kesme hızlarında elde edilen pürüzlülük değerleri vücut içi ortopedik medikal implant yüzeyleri için ISO 7602-2 standardında bildirilen Ra=0,5 µm

değerinin altında ölçülmüştür. Ayrıca genel olarak kesme sıvısı ve MQL şartı altında tüm kesme hızlarında işlenen yüzeylerin pürüzlülük değerleri belirtilen standarda uygun elde edilmiştir.

Yüzey pürüzlülük değerleri nozul pozisyonuna ve kesme hızına bağlı olarak önemli değişimler sergilemiştir. Özellikle tek nozul (R) soğutma altında olmak üzere, genel olarak düşük kesme hızlarında işlenen numuneler yüksek yüzey pürüzlülüğü sergilemişlerdir. 200 m/min kesme hızı değerine kadar çift nozul (R+F) soğutma altında daha düşük pürüzlülük değerleri elde edilirken, daha yüksek kesme hızlarında tek nozul (R) soğutma ile daha düşük pürüzlülük değerleri elde edilmiştir. Soğutucu nozul konumlarının etkisinin karşılaştırıldığı deneylerin sonunda, en düşük pürüzlülük değerleri, çift nozul soğutma (R+F) altında kesme sıvı ile 50 m/min kesme hızında $R_a=0,297 \mu\text{m}$ ve kriyojenik sıvı azot (LN_2) ile 150 m/min kesme hızında $R_a=0,338 \mu\text{m}$ olarak elde edilmiştir. En yüksek pürüzlülük değerleri ise tek nozul (R) soğutma altında 50 m/min kesme hızında sırasıyla kriyojenik sıvı azot ile $R_a=1,218 \mu\text{m}$, kriyojenik sıvı karbondioksit ile $R_a=1,040 \mu\text{m}$ ve kesme sıvısı ile $R_a=0,772 \mu\text{m}$ olarak elde edilmiştir.

Genel olarak 0,1 mm/rev ilerleme oranında en düşük yüzey pürüzlülük değerleri elde edilirken, en yüksek pürüzlülük değerleri 0,6 mm/rev ilerleme oranında elde edilmiştir. Standart CNMG kesici uç ile işlenen yüzeylerden elde edilen pürüzlülük değerlerinin artan ilerleme ile lineer olarak yükseldiği görülürken, silici geometrili CNMGW kesici uç ile işlenen yüzeylerden elde edilen yüzey pürüzlülüğü değerlerinin genel olarak artan ilerleme ile değişmeyip sabit olduğu söylenebilir. İlerleme hızının belli bir değerine kadar (0,3 mm/rev), standart CNMG uç ile daha düşük pürüzlülük değerleri elde edilirken, bu değerden yüksek ilerleme oranlarında silici geometrili CNMGW uç ile daha düşük pürüzlülük değerleri elde edilmiştir. Eş. 3.5’de ifade edilen formülle hesaplanan teorik değerlerle kıyaslandığında, deneysel pürüzlülük değerleri, 0,1 mm/rev ilerleme oranında hesaplanan teorik değerden fazla ölçülürken, 0,2 mm/rev ilerleme oranında genel olarak hesaplanan teorik değere eşit, bu ilerleme değerinden sonra artan ilerleme ile teorik değerden çok daha düşük olduğu gözlenmiştir.

Kesme hızı ve kesme şartlarının boyutsal toleransa etkisinin araştırıldığı deneylerde, MQL ile işlenen numunelerden ölçülen çap değerleri, bütün kesme hızlarında sabit ve istenen sonuca en yakın sonuçları vermiştir. Diğer yandan sıvı azot ile işleme başta olmak üzere

kriyojenik sıvılarla işleme sonucu elde edilen çap değerlerinin arzu edilen değerden yüksek çıktığı görülmüştür.

Mikroyapı resimlerindeki yoğun ikiz oluşumu, işlenmemiş malzeme ile paralellik arz etmesine rağmen, yüzey tabakadaki tanelerde kayma bantları yoğunluğunda plastik deformasyona paralel olarak yüksek bir artış görülmüştür. İşlenmemiş malzemenin iç kısımlarındaki mikroyapı ve 16,8 μm ortalama tane boyutu göz önünde bulundurulduğunda, kesme hızı ve kesme şartlarının işlenmiş yüzey tabakanın mikroyapısı üzerinde bir etkisi olduğu açıkça görülmektedir. 50 m/min düşük kesme hızında işlenen numunelerin yüzey-altı mikroyapısında 3~5 μm kalınlığında, 300 m/min yüksek kesme hızında işlenen numunelerde ise 4-7 μm kalınlığında tane sınırlarının net görünmediği, tanelerin deformasyon yönünde uzadığı, süpürülmüş (yönlenmiş) bir aşırı plastik deformasyon (APD) tabakası oluştuğu görülmüştür. APD tabakasındaki mikroyapı başkalaşması, işlenen yüzeydeki plastik deformasyondan etkilenirken, mikroyapıdaki etkilenen tabaka derinliğinin kesme hızı artışı ile yükselme eğiliminde olduğu görülmektedir. İşlenen numune yüzeylerindeki en kalın APD tabakasının yüksek kesme hızında MQL (7 μm) ve kuru kesme (7 μm) şartlarında meydana gelirken, soğutmanın etkin olduğu kesme sıvısı ve kriyojenik şartlarda daha ince (3~4 μm) bir APD tabakası meydana gelmiştir.

Mikroyapı incelemelerinden, kesici uç geometrisinin yüzey tabaka mikroyapısı üzerinde bir etkisi olduğu anlaşılmıştır. Silici geometrili CNMGW ve klasik geometrili CNMG kesici uçlar ile işlenen numune yüzeylerinde sırasıyla 10 μm ve 3.5 μm kalınlığında, belirgin tane yapılarının görünmediği, deformasyon yönünde uzamış sınırların olduğu, süpürülmüş (yönlenmiş) bir APD tabakası oluşumu tespit edilmiştir. Yüksek APD katman kalınlığına, geniş uç geometrisine sahip CNMGW kesici takımın kazıma (ploughing) etkisinin doğurduğu yüksek pasif kuvvetin ve yüksek kesme bölgesi sıcaklığının neden olduğu düşünülmüştür. Çünkü incelenen numunelere ait kesme bölgesi sıcaklığı ve radyal yöndeki pasif kuvvet değerleri sırası ile klasik geometrili CNMG kesici uçta 150 N ve 304 °C iken silici geometrili CNMGW kesici uçta 170 N ve 346 °C ölçülmüştür. Ayrıca silici geometrili CNMGW kesici uç ile işlenen parçanın yüzey altı tabakasındaki östenit taneler içinde daha yoğun kayma bantları görülmüştür.

İlerlemenin mikroyapıya etkisinin incelenmesinde, 100 m/min kesme hızında, 0,1 mm/rev, 0,3 mm/rev, 0,5 mm/rev ilerleme değerlerinde işlenen numune yüzeylerinde sırasıyla 3 μm ,

8 μm , 8 μm kalınlığında, tane yapılarının bozulduğu, tane sınırlarının kaybolduğu, süpürülmüş (yönlenmiş) bir APD tabakası görülmüştür. Ayrıca 300 m/min kesme hızında 0,1 mm/rev, 0,3 mm/rev, 0,5 mm/rev ilerleme değerlerinde işlenen numune yüzeylerinde sırasıyla 3,5 μm , 12 μm , 18 μm kalınlığında, aynı şekilde bir APD tabakası görülmektedir. Mikroyapıda artan ilerleme ile birlikte kayma bantlarının arttığı görülmüştür. Sonuçlardan, APD tabakası kalınlığının kesme parametreleri ile birlikte artan deformasyonla yükseldiği ve ilerlemenin işlenmiş yüzeyin mikroyapısı üzerinde ciddi bir etkisinin olduğu anlaşılmıştır. Diğer yandan 0,5 mm/rev ilerleme oranındaki yüksek deformasyon ve sıcaklık sonucu, APD katmanı içinde ve altında yer yer küçük tane oluşumları ile bazı sınırların meydana çıktığı gözlenmiştir. Artan kesme hızı ve ilerleme ile birlikte yükselen deformasyonun ve kesme bölgesi sıcaklığının belli bir değerden sonra DYK'nin başlamasına ve akabinde yüksek sıcaklıktan etkilenen nano-kristal taneciklerin büyüme sürecine girmesine neden olduğu düşünülerek, APD katmanı kalınlığının artmasını engellediği görülmüştür.

Kriyojenik sıvı azot soğutma altında, 300 m/min kesme hızı ve 0,5 mm/rev ilerleme oranı değerlerinde işlenen numuneye ait APD katmanında, optik mikroskop ve SEM cihazı ile herhangi bir özellik tespit edilemez iken AFM cihazı ile ortalama boyutu 93 nm olan ve tane özellikleri gösteren yapılar görülmüştür. Ayrıca APD tabakanın altındaki derinliklerde, bazı tane içlerinde, ikizlerde ve tane sınırlarında, alt-tane oldukları tahmin edilen, ortalama boyutunun 380 nm olduğu tespit edilen, SEM görüntülerinde fark edilebilen yeniden kristalleşme oluşumları görülmüştür.

APD tabakasına sahip numune yüzeyleri ile işlem görmemiş numuneye ait XRD desenlerindeki pik genişlemeleri (FWHM) vasıtası ile hesaplanan tanecik boyutlarının; kuru, kesme sıvısı ve kriyojenik sıvı azot şartlarında işlenen numunelerde sırası ile düşük kesme hızında (50 m/min); 22,6; 12,7; 13,2 nm ve yüksek kesme hızında (300 m/min); 18; 16,9; 10,6 nm olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlardan, kesme sıvısı ve sıvı azot kesme şartlarında işlenen numune yüzeylerindeki tanecik boyutunun kuru kesme şartına kıyasla daha küçük olduğu ve genel olarak yüksek kesme hızında daha küçük tane boyutu olduğu görülmüştür. Hesaplanan tanecik boyutlarından, etkin soğutma ile ortamdan daha fazla ısı uzaklaştırmanın, yüksek Zener-Holloman (Z) değerine ve DYK başlangıcının geciktirilmesine neden olarak daha küçük tanecik boyutu doğurduğu anlaşılmıştır. DYK sonucu oluşan tane boyutunun Eş. 3.24'de ifade edildiği üzere Zener-Holloman

parametresinin güçlü bir temel fonksiyonu olduğu görülmüştür. Hesaplanan nano boyuttaki verilerle işlenmemiş malzemenin ortalama tane boyutu (16,8 μm) kıyaslandığında, yüzeylerdeki APD tabakasında aşırı plastik deformasyondan kaynaklı önemli tane incelmesi olduğu gözlenmiştir.

XRD verileri vasıtası ile hesaplanan tanecik boyutlarından, kesme hızında olduğu gibi artan ilerlemenin işlenen yüzeyde daha ince bir mikroyapıya neden olduğu tespit edilmiştir. Hesaplanan tanecik boyutlarının, 0,1 ve 0,5 mm/rev ilerleme değerlerinde, standart geometrili CNMG kesici uç ile işlenen yüzeylerde sırası ile 11,5 nm ve 8,4 nm olduğu, silici geometrili CNMGW kesici uç ile işlenen yüzeylerde sırası ile 16,5 nm ve 9,5 nm olduğu görülmüştür. Silici geometrili CNMGW kesici takımın neden olduğu daha büyük plastik deformasyonun beklenildiği üzere işlenen yüzey tabakada daha fazla tane incelmesi meydana getirmediği, aksine standart CNMG kesici uca nazaran silici geometrili CNMGW kesici uç ile daha büyük tane boyutu olduğu görülmüştür.

Aynı kesme koşullarında (300 m/min kesme hızı, 0,5 mm/rev ilerleme ve LN2 kesme şartı), yüzey-altı tabakanın AFM görüntüsünden elde edilen tanecik boyutu ile işlenen yüzeyin XRD desenindeki pik genişlemesi (FWHM) vasıtası ile hesaplanan tanecik boyutu karşılaştırıldığında; yüzeyde daha ince tane yapısı olduğu (AFM; 93 nm, XRD; ~10 nm) görülmüştür.

Talaşlı imalat işlemine tabi tutulan numunelerin yüzey-altı tabakasında meydana gelen plastik deformasyona uğramış bölgede, tüm kesme koşullarında sertlik artışı tespit edilmiştir. Mikrosertlik, işlenen yüzeye yakın yerlerde daha yüksek ölçülürken, yüzeyden uzaklaştıkça azaldığı ve belirli bir mesafeden (yaklaşık 1000 μm) sonra işlenmemiş malzeme sertliği (240 HV) civarına düştüğü görülmüştür. Etkin soğutmanın uygulandığı kesme şartlarında (kesme sıvısı, kriyojenik sıvı karbondioksit ve kriyojenik sıvı azot), düşük kesme hızına kıyasla (50 m/min) yüksek kesme hızında (300 m/min) işlenen numunelerde daha yüksek sertlik değerleri ölçülmüştür. Diğer yandan etkin soğutmanın olmadığı, yüksek kesme bölgesi sıcaklığı meydana gelen kuru ve MQL kesme şartlarında tam tersi bir durum oluşarak, düşük kesme hızına nazaran yüksek kesme hızında işlenen numunelerde daha düşük sertlik değerleri ölçüldüğü görülmüştür.

Düşük (50 m/min) ve yüksek (300 m/min) kesme hızlarında kesme şartları karşılaştırıldığında, yüzey tabakadaki en yüksek sertlik değerleri sırasıyla 365 HV ve 390 HV olarak kriyojenik kesme şartlarında ölçülürken, en düşük sertlik değerlerinin sırasıyla 313 HV ve 279 HV olarak kuru kesme koşulunda ölçülmüştür. Düşük kesme hızında tüm kesme şartlarındaki yüzey tabakası sertlik değerleri birbirine yakın seyrederken, yüksek kesme hızında etkin soğutma gerçekleşen koşullardaki sertlik değerleri ile diğerleri arasında göze çarpan bir fark görülmüştür. İşlenmemiş malzemenin ortalama 240 HV sertlik değeri göz önüne alındığında, kriyojenik şartlarda düşük ve yüksek kesme hızlarında işlenen numunelerin yüzey-altı tabakalarında sırasıyla %52 ve %62,5 mikrosertlik artışı gerçekleştiği görülmüştür.

Gerek standart CNMG kesici uç, gerekse silici geometrili CNMGW kesici uç ile işlenen numunelerde artan ilerleme ile yüzey tabakadaki mikrosertlik değerlerinin yükseldiği ve mikrosertlik ile işlenen yüzeyde deformasyona sebep olan pasif kesme kuvveti arasında bir ilişki olduğu görülmüştür. 100 m/min kesme hızında, tüm ilerleme değerlerinde silici geometrili CNMGW uç ile işlenen yüzey tabakalarında daha büyük sertlik değerleri ölçülürken, 300 m/min kesme hızındaki tornalama operasyonlarında, 0,1 mm/rev ve 0,3 mm/rev ilerleme oranlarında standart CNMG uç ile işlenen yüzey tabakalarında daha büyük sertlik değerleri ölçüldüğü görülmüştür.

Talaşlı imalat işleminin tetiklediği plastik deformasyon, malzemenin düzenli kristal yapısını bozarak, XRD desenlerindeki pik şiddetlerinde düşme ve yarı genişliklerinde artışa neden olarak, yüzey tabakada pekleşme oluşturduğu görülmüştür. XRD desenlerinde görünen {111} piklerinin yarı genişliği ile ölçülen mikrosertlik arasında bir ilişki görünürken, artan pik yarı genişliği ile birlikte yükselen pekleşmenin, işlenen yüzey tabakada sertliğin yükselmesine neden olduğu görülmüştür. İşlenmemiş numuneye ait pik yarı genişlik ($0,26^\circ$) değeri ile karşılaştırıldığında, kuru, kesme sıvısı ve LN_2 kesme şartlarında işlenen yüzeylere ait pik yarı genişlik değerlerinin sırasıyla, %77, %177, %169 şeklinde arttığı görülürken, artan ilerleme ile pik yarı genişlik değerlerinin sırasıyla, CNMGW kesici uç ile işlenen numunelerde %262 ve %308, CNMG kesici uç ile işlenen numunelerde ise %204 ve %304 arttığı tespit edilmiştir. Ayrıca işlenmemiş numuneye ait mikrosertlik (240 HV) değeri ile karşılaştırıldığında, kuru, kesme sıvısı ve LN_2 kesme şartlarında işlenen yüzeylere ait mikrosertlik değerlerinin sırasıyla %30, %47, %52 arttığı görülürken, artan ilerleme ile mikrosertlik değerlerinin sırasıyla, CNMGW kesici uç ile işlenen numunelerde %70 ve

%102, CNMG kesici uç ile işlenen numunelerde ise %48 ve %97 arttığı tespit edilmiştir. Elde edilen değerler incelendiğinde, etkin soğutmanın, artan ilerlemenin ve daha geniş kesici uç geometrisinin pik yarı genişliği ve pekleşme üzerinde etkili olduğu görülmüştür.

XRD desenlerinde görünen {111} piklerinin yarı genişlik değerleri kullanılarak hesaplanan yüzey tabakadaki tanecik boyutu ile ölçülen mikrosertlik arasında bir ilişki tespit edilirken, azalan tane boyutu ile artan sertlik arasındaki ilişkinin, klasik Hall-Petch çizgisini takip ettiği görülmüştür. Kuru kesme şartına kıyasla, kesme sıvısı ve sıvı azot altında işlenen numune yüzeyleri için hesaplanan tanecik boyutunun küçülürken, mikrosertlik değerlerinin büyüdüğü anlaşılmıştır. Ayrıca ilerleme ile birlikte artan aşırı plastik deformasyonun işlenen yüzeyde daha ince bir mikroyapıya ve daha yüksek mikrosertliğe neden olduğu tespit edilmiştir. Sonuç olarak işleme sonrası yüzey tabakadaki sertlik artışının, hem pekleşme hem de mikroyapıdaki tane incilmesi gibi çeşitli yüzey bütünlüğü faktörlerinin birleşik etkisinden kaynaklandığı görülmüştür.

İşlenmemiş malzemeye nazaran, kuru kesme, LN₂ ve kesme sıvısı şartlarında işlenmiş numunelerin {111} piki bağıl şiddetinin, deformasyon etkisi ile değişik oranlarda azaldığı görülmüştür. Etkin soğutma uygulanan kesme sıvısı ve kriyojenik sıvı azot şartlarına nazaran kuru kesme şartının daha güçlü {111} tekstürüne yol açtığı görülmüştür. Genel olarak talaşlı imalat sürecindeki kesme hızı ve ilerlemedeki artışın {111} pik şiddetini önemli ölçüde düşürdüğü anlaşılmıştır. Diğer yandan, işlenmemiş malzemede 43,6° 2θ pozisyonunda bulunan {111} pikinin, işlenmiş numune yüzey tabakalarında 43,5 ve 44° 2θ pozisyonlarına doğru kaydığı görülmüştür.

Yapay vücut sıvısında yapılan korozyon deneyleri neticesinde, talaşlı imalat sürecinde farklı kesme hızlarında elde edilen yüksek yüzey pürüzlülüğü değerlerinin düşük korozyon potansiyeline sebep olduğu ve korozyon akımı yoğunluğunu (korozyon hızı) artırdığı görülmüştür. Ayrıca talaşlı imalat sürecinde artan ilerleme ile yükselen yüzey pürüzlülüğünün, korozyon potansiyelinin düşmesine ve korozyon akımı yoğunluğunun (korozyon hızının) artmasına yol açtığı görülmüştür. Sonuç olarak, azalan yüzey pürüzlülüğünün, numune yüzeylerinin korozyon potansiyelini (E_{cor}) yükselttiği ve korozyon hızını düşürdüğü ve artan yüzey pürüzlülüğü ile korozyon potansiyelinin düştüğü ve korozyon hızının yükseldiği tespit edilmiştir.

Talaşlı imalat sürecinde artan ilerleme ile yükselen yüzey tabaka sertliğinin, korozyon potansiyelinin düşmesine ve korozyon akımı yoğunluğunun (korozyon hızının) artmasına yol açtığı görülmüştür. Ayrıca yüzey tabakadaki küçülen tane boyutunun korozyon hızını yükselttiği tespit edilmiştir. Numune yüzeylerine ait XRD desenlerindeki {111} pik şiddetindeki azalma ile korozyon direncinin düştüğü ve korozyon hızının yükseldiği belirlenmiştir.

Düşük kesme hızında (50 m/min), kriyojenik kesme sıvıları (LN₂ ve LCO₂) ile işlenen numune yüzeylerinin korozyon potansiyeli değerlerinin, diğer kesme şartlarına kıyasla daha yüksek, korozyon hızlarının ise daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca 150 m/min ve 300 m/min kesme hızlarında, kriyojenik sıvı azot ile işlenen yüzeylerin korozyon potansiyellerinin, diğer kesme şartlarına kıyasla daha yüksek, korozyon hızlarının ise daha düşük olduğu kayıt altına alınmıştır.

Çevrimsel polarizasyon testlerinde, yüksek çukurcuk korozyonu direncine işaret eden azalan ilmek alanının, genel olarak talaşlı imalatta kesme hızına bağlı olarak artan yüzey tabakası sertliği ile küçüldüğü tespit edilmiştir. Ayrıca ilerleme artışının tetiklediği yükselen yüzey tabakası sertliğinin grafiklerdeki ilmek alanını küçülttüğü görülmüştür. Diğer kesme şartlarına kıyasla kriyojenik sıvı azot (LN₂) ile işlenen deneylerden elde edilen numune yüzeylerine ait çevrimsel polarizasyon eğrilerinin oluşturduğu ilmek alanlarının daha küçük olduğu gözlenmiştir.

Numunelerin yüzey tabakalarındaki tane boyutu küçüldükçe çevrimsel polarizasyon eğrilerinde oluşan ilmek alanının küçüldüğü görülmüştür. İşlenen yüzeylerde deformasyon sonucu oluşan nano/ultra ince taneli katmanların koruyucu kaplamalar olarak işlev gördüğü ve korozyon direncini önemli ölçüde artırdığı anlaşılmıştır.

Genel olarak sonuçlar, endüstride kullanılan talaşlı imalat işlemlerinin yüksek masraflara gerek olmadan, bitirme işleminde uygun parametrelerin seçilmesiyle, işlenen numunelerin yüzey ve yüzey-altı mikroyapısı, tane boyutu, mikrosertlik, kristalografik yönelim, faz dönüşümü, yüzey pürüzlülüğü gibi yüzey bütünlüğü parametreleri uyarlanarak medikal implantların korozyon vb. fonksiyonel performansının geliştirilebilmesi için alternatif bir yol göstermektedir.

AISI 316LVM alaşımının talaşlı imalatı ile implant üretimi yapan sektörde, tasarım ve imalat açısından aşağıdaki hususların dikkate alınmasının uygun olduğu düşünülmektedir:

İşlenebilirlik açısından; diğer kesme şartlarına nazaran MQL ve kesme sıvısı altında yapılan deneylerde, en düşük takım aşınması değerleri elde edilmiştir. Ayrıca 0,3 mm/rev ilerleme hızına kadar, gerek 100 m/min, gerekse 300 m/min yüksek kesme hızında takım aşınması değerleri benzer olup bu değerden sonra yüksek kesme hızında aşınmanın hızlandığını belirtmek gerekir. Sadece talaş yüzeyinden yapılan tek nozul soğutmaya nazaran serbest yüzey ve talaş yüzeylerinden yapılan çift nozul soğutmada daha düşük takım aşınması gözlenmiştir. 100 m/min kesme hızında, 0,4 mm/rev ilerleme hızına kadar, standart CNMG kesici uç ve silici geometrili CNMGW kesici uç ile yapılan deneylerde benzer aşınma değerleri ölçülürken, 300 m/min yüksek kesme hızında 0,1 mm/rev ilerleme hızından sonra CNMGW kesici uç ile daha düşük aşınma değerleri ölçülmüştür.

Yüzey bütünlüğü açısından; diğer kesme şartlarına nazaran MQL ve kesme sıvısı altında işlenen yüzeylerde, en düşük ortalama yüzey pürüzlülük değerleri ve boyutsal sapma ölçülmüştür. Ayrıca 200 m/min kesme hızına kadar, talaş yüzeyinden uygulanan tek nozul soğutmaya nazaran çift nozul soğutma altında işlenen yüzeylerde, daha düşük ortalama yüzey pürüzlülük değerleri ölçülmüştür. Yapılan deneyler sonucunda ölçülen ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri ışığında, 0,1 ilerlemenin üzerindeki ilerleme hızlarının vücut içi implant üretimi için uygun olmadığı düşünülmektedir. Korozyon dayanımı etkileyen yüzey tabakadaki ince tane yapısı, 50 m/min düşük kesme hızında, kesme sıvısı ve LN₂ soğutma altında ~13µm olarak elde edilirken, 300 m/min yüksek kesme hızında LN₂ soğutma altında ~11µm elde edilmiştir. Ayrıca 100 m/min kesme hızında, artan ilerleme ile yüzeyde tane icelmesinin yükseldiğini belirtmek gerekir. Diğer yandan korozyon dayanımı etkileyen başka bir unsur olan yüzey tabaka mikrosertliğinin, diğer kesme şartlarına nazaran, kesme sıvısı ve kriyojenik kesme şartlarında en yüksek değerlerine ulaştığı gözlenmiştir. 100 m/min kesme hızında, CNMGW kesici uç ile işlenen numunelerde, daha yüksek yüzey tabaka mikrosertlik değerleri ölçülmüştür. AISI 316LVM malzemenin korozyon dayanımında önemli bir yeri olan işlenen yüzeylerin XRD desenlerindeki {111} piki bağıl şiddetleri, etkin soğutma altında işlenen yüzeylerde ve artan ilerleme ile azalmıştır.

Genel korozyon dayanımı açısından; korozyon direncinin yüzey pürüzlülüğü ile direkt ilişkili olduğu görülmüş olup, artan yüzey pürüzlülüğü ile korozyon direncinin azaldığı tespit

edilmiştir. Diğer kesme şartlarına nazaran MQL altında işlenen yüzeylerin korozyon direncinin daha yüksek olduğu görülmüştür. Yükselen yüzey tabaka mikrosertliğinin genel korozyon direncini düşürürken, aksine lokal (çukurcuk, taneler arası vb) korozyon direncini artırdığı tespit edilmiştir. Diğer yandan yüzey tabakadaki incelmış tane boyutu azaldıkça, genel korozyon direncinin düştüğü, lokal (çukurcuk, taneler arası vb) korozyon direncinin arttığı gözlenmiştir. İşlenen yüzeylerin XRD desenlerindeki $\{111\}$ piki bağlı şiddetlerinin azalırken, genel korozyon direncininde buna paralel olarak azaldığı tespit edilmiştir.

Deneysel araştırmadan elde edilen yukarıdaki bulguların yanında bu tezde mevcut araştırmanın eksiklerini tamamlamak amacıyla yapılması gereken daha fazla çalışmaya ihtiyaç vardır. Gelecekte yapılabilecek çalışmalar aşağıda önerilmiştir:

Tek noktalı bir deformasyon prosesi olan tornalama işleminin haricindeki; frezeleme, taşlama ve delme gibi çok noktalı farklı talaşlı imalat operasyonlarında yüzey bütünlüğü parametrelerinin, medikal implantların fonksiyonel performansına etkileri araştırılabilir.

AISI 316LVM alaşımının yanında, Co-Cr-Mo ve Ti64 gibi medikal implant üretiminde yoğun olarak kullanılan metalik malzemeler için benzer çalışmalar yapılabilir.

Deneysel araştırmadaki çalışmalar gerçek implantlar üzerinde uygulanabilir.

Talaşlı imalat deneylerinde sıcaklık ölçümünde kullanılan kızılötesi temassız sıcaklık ölçer (pirometre) yerine yüksek çözünürlük ve büyütme özelliklerine sahip bir kızılötesi termal kamera kullanılarak daha hassas bir sıcaklık ölçümü yapılabilir. Kesme bölgesinde ölçülen sıcaklık dağılımı, takım aşınması, mikroyapı başkalaşması, pekleşme, faz dönüşümü ve DYK mekanizmasının daha iyi anlaşılmasına yardımcı olacaktır.

Mevcut araştırmada kesme sürecinde, kesici takımın talaş ve/veya serbest yüzeylerinden sabit bir akış hızında akışkan püskürtülmüştür. Değişken akış hızlarının, yüksek basınçlı soğutmanın (HPC) ve ön soğutmanın yüzey bütünlüğü özellikleri üzerindeki etkileri incelenebilir.

Daha iyi soğutma ve yağlama sağlamak için kriyojenik MQL (kriyojenik-sıvı + MQL) gibi farklı soğutma/yağlama tekniklerinin yanında, MQL uygulamasında nozul pozisyonunun

yüzey bütünlüğü özellikleri üzerindeki etkileri incelenebilir.

Kesici takıma ait değişik uç yarıçaplarının ve talaş açılarının yüzey bütünlüğü parametrelerine etkisi araştırılabilir.

Aşırı deformasyon etkisi ile mikroyapıdaki başkalaşmaları daha detaylı incelemek optik mikroskop ile görüntülemenin haricinde daha fazla sayıda SEM ve AFM görüntülemesi yapılabilir.

İşlenen yüzeylerin ve yüzey-altındaki APD tabakasının sertliğini daha doğru ve güvenilir ölçebilmek için, nano sertlik ölçme cihazları kullanılabilir.

Numune yüzeylerinde ve yüzey-altı tabakalarda deformasyon sonucu meydana gelen nano boyuttaki mikroyapı değişimlerini ve faz dönüşümlerini daha iyi anlamak için Geçirimli Elektron Mikroskobu (TEM) kullanımı daha yararlı bilgiler sağlayacaktır.

Talaşlı imalat sürecinde; deformasyon, deformasyon hızı, sıcaklık vb. parametrelerin etkisi ile kristalografik yönelimin nasıl değiştiği hakkında bilgi toplamak için Elektron Geri Saçılım Kırınımı (EBSD) kullanılabilir. Ayrıca EBSD yardımı ile yüzeylerdeki kristalografik yönelimin korozyon performansına etkisi araştırılabilir.

Östenitik çeliklerdeki muhtemel deformasyona bağlı martenzitik dönüşüm tespiti için TEM ve EBSD, Akustik Emisyon (AE) ve Manyetik Berkhausen Gürültüsü (MBN) gibi gelişmiş analiz yöntemleri faydalı olacaktır.

İşlenmiş numune yüzeylerinin korozyon performansını ve pasivasyon eğilimlerini değerlendirebilmek için daha kapsamlı ve uzun süreli korozyon testleri yapılabilir. Ayrıca biyomedikal implantlar için önem arz eden metal iyonu salınımı araştırılabilir. Korozyon testine tabi tutulan yüzeylerin mikroyapıları görüntülenerek, yüzeylerde meydana gelen korozyon bölgeleri ve derinlikleri incelenerek korozyon performansı daha detaylı yorumlanabilir.

Talaşlı imalat parametrelerinin ve yüzey bütünlüğü özelliklerinin, numunelerinin korozyon performanslarına etkisinin yanında yorulma ömrü ve aşınma direncine etkisini de

değerlendirmek için yorulma ve aşınma testleri yapılabilir.

Kriyojenik kesme şartları altındaki talaşlı imalatı işlenen numunelerin yüzey ve yüzey-altı tabakalarında meydana gelebilecek basma kalıntı gerilmeler, medikal implantların korozyon performansı ve yorulma ömrünün arttırılmasında faydalı olduğundan, kesme parametrelerinin etkilerini doğrulamak için kalıntı gerilmeler ölçülebilir.

AISI 316LVM alaşımının yapay vücut sıvısındaki en iyi korozyon performansı sonuçlarını sağlayacak talaşlı imalat parametreleri ve yüzey bütünlüğü özelliklerinin optimum kombinasyonu için optimizasyon çalışmaları yapılabilir.

Talaşlı imalat sürecinde kesme koşullarının AISI 316LVM alaşımında; APD katmanı oluşumunu, DYK mekanizması ile yüzey ve yüzey tabakadaki tane boyutu değişikliklerini, mikrosertlik vb. yüzey bütünlüğü parametrelerini tahmin etmek için bir sonlu elemanlar modeli (FEM) geliştirilebilir.



KAYNAKLAR

1. Taşgetiren, S., Yuran, A.F., Özmen, N. ve Özkan, N. (2015). *Biyomedikal AR-GE 2015 (2015 İtabariyle Türkiye’de Biyomedikal Teknolojileri Alanında Yapılan Araştırma Faaliyetlerinin Mevcut Durumu)*. Afyonkarahisar Kocatepe Üniversitesi, Biyomedikal Mühendisliği Bölümü Yayını, 3-5.
2. İnternet: TÜİK, Sağlık Harcamaları İstatistikleri. URL: http://www.tuik.gov.tr/PreTablo.do?alt_id=1084, Son Erişim Tarihi: 08.02.2015.
3. İnternet: T.C. Sağlık Bakanlığı, Sağlık İstatistikleri Yıllığı 2017. URL: <https://dosyasb.saglik.gov.tr/Eklenti/31096,turkcesiydijiv1pdf.pdf?0>, Son Erişim Tarihi: 23.07.2019.
4. İnternet: BIOMATEN Biyomalzemeler. URL: <http://www.biyomalzeme.org.tr/VH.pdf>, Son Erişim Tarihi: 08.02.2015.
5. İnternet: TÜBİTAK, Bilim ve Teknoloji Yüksek Kurulu 27. Toplantısı Yeni Kararlar. URL: http://www.tubitak.gov.tr/sites/default/files/yeni_kararlar.pdf, Son Erişim Tarihi: 08.02.2015.
6. İnternet: T.C. Kalkınma Bakanlığı, Onuncu Kalkınma Planı 2014-2018. URL: <http://www.kalkinma.gov.tr/Lists/Yaynlar/Attachments/518/Onuncu%20Kalk%C4%B1nma%20Plan%C4%B1.pdf>, Son Erişim Tarihi: 08.02.2015.
7. Şap, E. ve Çelik, H. (2012). Kobalt esaslı alaşımların mikroyapı ve mekanik özelliklerine Ti ve Mn ilavesinin etkisinin incelenmesi. *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 9(3), 25-33.
8. Bronzino, J. D., Park, J. B. and Kim, Y. K. (2000). *Metallic Biometaterials, The Biomedical Engineering Handbook (Second Edition)*. New York: CRC Press.
9. Sarsılmaz, F. (2003). *Polimer-Hidroksiapatit Kompozitlerinin Ortopedik Biyomalzeme Olarak Kullanılmasının Araştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
10. Klocke, F. (2001). *Manufacturing Technology I*. Aachen: WZL-RWTH.
11. Yalçın, B. ve Temiz, D. (2012, 4-5 Ekim). *Implant malzemesi olarak kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kuru tornalanabilirliğinin araştırılması*. 3. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Ankara, 212-224.
12. Pekşen, C. ve Doğan, A. (2011). İmplant dayanımı. *Türk Ortopedi ve Travmatoloji Birliği Derneği Dergisi*, 10(2), 122-128.
13. Akdoğan, G. ve Güney, A. (2010, 21-24 Nisan). *Diz artroplastisinde malzemelerden kaynaklanan biyoyumluluk problemleri*. 15. Biyomedikal Mühendisliği Ulusal Toplantısı, Antalya, 25-30.
14. Heisel, C., Silva, M. and Schmalzried, T. P. (2003). Bearing surface options for total hip replacement in young patients. *Journal of Bone and Joint Surgery-American*, 85A(7), 1366-1379.

15. Köse, N. (2016). *Ortopedi ve Travmatoloji Temel Bilimler ve Araştırma Kitabı, Bölüm 1: Biyomalzeme ve Biyomekanik, Biyomalzemeler ve İmplantlara Biyolojik Yanıt*. Ankara: TOTEK, 3-16.
16. Outeiro, J. C., Umbrello, D. and M'Saoubi, R. (2006). Experimental and numerical modelling of the residual stresses induced in orthogonal cutting of AISI 316L steel. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 46(14), 1786-1794.
17. Yang, S., Dillon Jr., O. W., Puleo, D. A. and Jawahir, I. S. (2013). Effect of cryogenic burnishing on surface integrity modifications of Co-Cr-Mo biomedical alloy. *Journal of Biomedical Materials Research Part B Applied Biomaterials*, 101B(1), 139-152.
18. Field, M. and Kahles, J. F. (1964). The surface integrity of machined and ground high strength steels. *DMIC Report*, Cornell University, 210, 54-77.
19. Arunachalam, R. M., Manan, M. A. and Spowage, A. C. (2004). Surface integrity when machining age hardened Inconel 718 with coated carbide cutting tools. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 44(14), 1481-1491.
20. Kafkas, F., (2007). *Vidaların Talaşlı İmalatında İmalat Parametrelerinin Vida Dış Dindeki Kalıntı Gerilmeler Üzerine Etkilerinin Deneysel Olarak Araştırılması*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
21. Gürbüz, H., (2012). *AISI 316L Çeliğin İşlenmesinde Kesici Takım Geometrisi ve Kaplama Tiplerinin Yüzey Bütünlüğü Üzerindeki Etkilerinin Araştırılması*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
22. Jawahir, I. S., Brinksmeier, E., M'Saoubi, R., Aspinwall, D. K., Outeiro, J.C., Meyer, D., Umbrello, D. and Jayala, A. D. (2011). Surface integrity in material removal processes: recent advances. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 60(2), 603-626.
23. Pu, Z., Outeiro, J. C., Batista A. C., Dillon Jr., O. W., Puleo, D. A. and Jawahir, I. S. (2011). Surface integrity in dry and cryogenic machining of AZ31B Mg alloy with varying cutting edge radius tools. *Procedia Engineering*, 19, 282-287.
24. Klocke F., Döbbeler, B, Lung, S., Seelbach, T. and Jawahir, I. S. (2018). Analysis of surface integrity in machining of AISI 304 stainless steel under various cooling and cutting conditions. *Proceedings of The 21. International ESAFORM Conference on Material Forming, AIP Conference Proceedings 1960*, 070015, 1-6.
25. Tang, J., Luo, H. Y. and Zhang, Y. B. (2017). Enhancing the surface integrity and corrosion resistance of Ti-6Al-4V titanium alloy through cryogenic burnishing. *International Journal Advanced Manufacturing Technology*, 88, 2785-2793.
26. Özçatalbaş, Y. ve Baş, A. (2006). Effect of cooling by air spraying on cutting forces and tool life in turning. *Journal of The Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 21(3), 451-455.
27. Wang, Z.B., Tao, N.R., Li, S., Wang, W., Liu, G., Lu, J. and Lu, K. (2003). Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 352(1-2), 144-149.

28. Shi, Y.N. and Han, Z. (2008). Tribological behaviors of nanostructured surface layer processed by means of surface mechanical attrition treatment. *Key Engineering Materials*, 384, 321-334.
29. Qi, Z., Jiang, J. and Meletis, E. I. (2009). Wear mechanism of nanocrystalline metals. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 9(7), 4227-4232.
30. Yang, S., Puleo, D. A., Dillon Jr., O. W. and Jawahir, I. S. (2011). Surface Layer Modifications in Co-Cr-Mo Biomedical Alloy from Cryogenic Burnishing. *Procedia Engineering*, 19, 383-388.
31. Pürçek, G., Saray, O., Hacısalihoğlu, İ., Karaman, İ. ve Alsaran, A. (2012). Yüksek dayanımlı ve biyouyumlu implant üretiminde yeni bir yaklaşım: Aşırı plastik deformasyon ve yüzey işlemleri. *TMMOB MMO Mühendis ve Makina Dergisi*, 53(628), 50-60.
32. İnternet, AISI 316LVM Paslanmaz Çelik Teknik Özellikleri. URL: <http://www.finetubes.co.uk/products/specialist-tube-materials/stainless-steel-tubes/alloy-316lvm-uns-s31673/>, Son Erişim Tarihi: 08.02.2015.
33. Maranhão, C. and Davim, P. J. (2010). Finite element modelling of machining of AISI 316 steel: Numerical simulation and experimental validation. *Simulation Modelling Practice and Theory*, 18, 139-156.
34. M'Saoubi, R., Outeiro, J. C., Changeux, B., Lebrun, J. L. and Morão Dias, A. (1999). Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI 316L steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 96(1-3), 225-233.
35. Trent, E.M. (1989). *Metal Cutting*. London: Butterworths Press.
36. Çakır, M. C. (2006). *Modern Talaşlı İmalatın Esasları*. Ankara: Nobel Yayın Dağıtım.
37. Kosa, T. and Ney, R. (1989). *Machining of Stainless Steels*. ASM Handbook, 16, 681-707.
38. Shahryari, A., Szpunar, J.A. and Omanovic, S. (2009). The influence of crystallographic orientation distribution on 316LVM stainless steel pitting behavior. *Corrosion Science*, 51(3), 677-682.
39. Bertolini, R., Bruschi, S. and Ghiotti, A. (2009). Enhancement of corrosion resistance to sterilization stages of a biomedical grade AISI 316L stainless steel by means of low temperature machining. *Materialstoday: Proceedings*, 7(1), 552-559.
40. Hermawan, H., Ramdan, D. and Djuansjah, J. R. P. (2011). *Biomedical Engineering From Theory to Applications, Metals for Biomedical Applications*. Rijeka: InTech., 411.
41. Outeiro, J. C., Pina, J. C., M'Saoubi, R., Pusavec, F. and Jawahir, I. S. (2008). Analysis of residual stresses induced by dry turning of difficult to machine materials. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 57(1), 77-80.

42. Habak, M. and Lebrun, J. L. (2011). An experimental study of the effect of high-pressure water jet assisted turning (HPWJAT) on the surface integrity. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 51(9), 661-669.
43. Outeiro, J. C., Ee, K., Dillon Jr., O. W., Wanigarathne P. and Jawahir I. S. (2006). Some observations on comparing the modelled and measured residual stresses on the machined surface induced by orthogonal cutting of AISI 316L steel. *Proceeding of the 9th CIRP International Workshop on Modeling of Machining Operations*, Bled, Slovenia.
44. Çiftçi İ. (2006). Machining of austenitic stainless steels using CVD multi-layer coated cemented carbide tools. *Tribology International*, 39(6), 565-569.
45. Kalpakjian, S. and Schmid, S. R. (2010). *Manufacturing Processes for Engineering Materials*. New York: Pearson Education.
46. Shaw, M. C. (1989). *Metal Cutting Principles*. Oxford: Oxford University Press.
47. Radovanovic, M., Jankovic, P., Petkovic, D. and Madic, M. (2014, 21-22 November). *Optimization of turning parameters of medical stainless steel based on cutting force using taguchi method*. 50. International Scientific Conference, Gabrovo, Bulgaria, III: 304-309.
48. Fedai, Y. ve Ünüvar, A. (2015, 5-7 Kasım). 316L östenitik paslanmaz çeliklerin frezelenmesinde işleme parametrelerinin kesme kuvvetleri ve takım aşınması üzerindeki etkileri. 6. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, İstanbul, 346-355.
49. Özek, C., Haşçalık, A., Çaydaş, U., Karaca, F. ve Ünal, E. (2006). Turning of AISI 304 austenitic stainless steel. *Journal of Engineering and Natural Sciences*, 2, 117-121.
50. Grzesik, W. and Nieslony, P. A. (2003). Computational approach to evaluate temperature and heat partition in machining with multilayer coated tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(13), 1311-1317.
51. Korkut, İ., Kasap, M., Çiftçi, İ. ve Şeker, U. (2004). Determination of optimum cutting parameters during machining of AISI 304 austenitic stainless steel. *Materials & Design*, 25(4), 303-305.
52. Kulkarni, A., Sargade, V. and More, C. (2018). Machinability investigation of AISI 304 austenitic stainless steels using multilayer AlTiN/TiAlN coated carbide inserts. *Procedia Manufacturing*, 20, 548-553.
53. Alexander, D., Bernardo, L., David, J. and Escobar, M. D. (2010). Effect of the variation of cutting parameters in surface integrity in turning processing of an AISI 304 austenitic stainless steel. *Technical Contribution to The First International Brazilian Conference on Tribology*, Brazil, 434-446.
54. Altan Özbek, N., Çiçek, A., Gülesin, M. ve Özbek, O. (2017). AISI 304 ve AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin işlenebilirliğinin değerlendirilmesi. *Politeknik Dergisi*, 20(1), 43-49.

55. Junaidh, A. P., Yuvaraj, G., Josephine, P., Bhuvaneshwari, V. and Kanagasabapathi Karthik, K. (2018). Influence of process parameters on the machining characteristics of austenitic stainless steel (AISI 304). *Materialstoday: Proceedings*, 5(5), 13321-13333.
56. Ezugwu, E. O. and Kim, S. K. (1995). The performance of cermet cutting tools when machining an Ni-Cr-Mo (En 24) steel. *Lubrication Engineering*, 51(2), 139-145.
57. Radovanovic, M., Jankovic, P., Petkovic, D. and Madic, M. (2014). *Application of taguchi method for determining optimum surface roughness in turning of medical stainless steel*. 50. International Scientific Conference, Gabrovo, Bulgaria, III: 316-321.
58. Ok, M., (2009). *AISI 304 Paslanmaz Çeliklerin Frezelenmesinde İşlenebilirliğin İncelenmesi ve Tahmin Modellerinin Oluşturulması*. Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya.
59. Li, D., Chen, H., Xu, M. and Zhong, C. (2010). Study on turning parameter optimization of austenitic stainless steel. *Applied Mechanics and Materials*, 34-35, 1829-1833.
60. Tekaslan, Ö., Gerger, N. ve Şeker, U. (2008). AISI 304 östenitik paslanmaz çeliklerde kesme parametrelerine bağlı olarak yüzey pürüzlülüklerinin araştırılması. *BAÜ FBE Dergisi*, 10(2), 3-12.
61. Tekiner, Z. and Yeşilyurt, S. (2004). Investigation of the cutting parameters depending on process sound during turning of AISI 304 austenitic stainless steel. *Materials and Design*, 25(6), 507-513.
62. Bakırcıoğlu, B., Duran, A., Yazman, Ş. ve Şeker, U. (2012, 4-5 Ekim). *AISI 303 östenitik paslanmaz çeliğin işlenmesinde kesici kenar formunun kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğüne etkisinin araştırılması*, 3. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Ankara, 19-27.
63. Yazman, Ş., Akdemir, A., Uyaner, M. and Sağlam, H. (2012). The effects of cutting speed and depth of cut on machinability characteristics of austempered ductile iron. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 134(2), 021013-021022.
64. Bakırcıoğlu, B., Duran, A., Yazman, Ş. ve Kuş, Ö. (2013, 7-9 Kasım). *AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin işlenmesinde talaş kırıcı formunun kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğü etkisinin araştırılması*. 4. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Kuşadası, 571-579.
65. Kayır, Y., Aslan, S. ve Aytürk, A. (2013). AISI 316Ti paslanmaz çeliğin tornalanmasında kesici uç etkisinin taguchi yöntemi ile analizi. *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 28(2), 363-372.
66. Sandvik Coromant Co. Inc., (1997). *Modern Metal Cutting-A Practical Handbook*. Sweden: Sandvik.
67. Mills, B. and Redford, A. H. (1983). *Machinability of Engineering Materials*. UK: University of Salford, 107-108.

68. Kayır, Y. ve Aytürk, A. (2012). AISI 316Ti paslanmaz çeliğin işlenebilirlik karakteristiklerinin incelenmesi. *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 18(1), 61-71.
69. Yeyen, H. E., Korkut İ., Turgut Y. ve Çiftçi İ. (2009, 13-15 Mayıs). *AISI 303 östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesinde kesme hızı ve ilerlemenin kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkileri*. 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, Karabük, Türkiye.
70. Bahçeci, E. ve Özer, A. (2013). TiC kaplamalı takım ile işlenen AISI 303 ve AISI 410 paslanmaz çeliklerin işlenebilirlik özelliklerinin değerlendirilmesi. *DEÜ Mühendislik Fakültesi Fen ve Mühendislik Dergisi*, 15(3), 45-52.
71. Çiftçi, İ. (2005). The influence of cutting tool coating and cutting speed on cutting forces and surface roughness in machining of austenitic stainless steel. *Journal of The Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 20(2), 205-209.
72. Özçatalbaş, Y. and Ercan, F. (2003). The effects of heat treatment on the machinability of mild steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 136(1-3), 227-238.
73. Sai, W. B., Salah, N. B. and Lebrun, J. L. (2001). Influence of machining by finishing milling on surface characteristics. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(3), 443-450.
74. Gürbüz, H., Kafkas, F. ve Şeker, U. (2012, 4-5 Ekim). *AISI316 çeliğinin işlenmesinde kesici takım burun yarıçapının kalıntı gerilmeler üzerine etkisi*. 3. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Ankara, 35-50.
75. Boothroyd, G. (1981). *Fundamentals of Metal Machining and Machine Tools, International Student ed. 5th Printing*. New York: McGraw-Hill.
76. Zhao, J., Ai, X. and Li, Z. (2006). Finite element analysis of cutting forces in high speed machining. *Materials Science Forum*, 532-533, 753-756.
77. Liu M., Takagi J. I. and Tsukuda A. (2004). Effect of tool nose radius and tool wear on residual stress distribution in hard turning of bearing steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 150(3), 234-241.
78. Xiao, M., Sato, K., Karube, S. and Soutome, T. (2003). The effect of tool nose radius in ultrasonic vibration cutting of hard metal. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 43(13), 1375-1382.
79. Nath, C., Rahman, M. and Neo, K. S. (2009). A study on the effect of tool nose radius in ultrasonic elliptical vibration cutting of tungsten carbide. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(17), 5830-5836.
80. Chen, W. (2000). Cutting forces and surface finish when machining medium hardness steel using CBN tools. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 40(3), 455-466.

81. Çiftçi, İ., (2004). AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin kaplanmış sementit karbür kesici takımla işlenmesi esnasında oluşan takım aşınması. *Teknoloji Dergisi*, 7(3), 489-495.
82. Özler, L., Tosun N. ve İnan A. (2000). Östenitik manganlı çeliğin sıcak talaşlı işlenmesinde yüzey pürüzlülüğünün incelenmesi. *Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences*, 24, 287-296.
83. Altan, E. (1990, 28 Mayıs-2 Haziran). *Yüksek manganlı çeliklerin sıcak talaşlı işlenmesinde takım geometrisinin yüzey pürüzlülüğüne etkisi*. 6. Mühendislik Haftası, Isparta, 181-187.
84. Ünüvar, A. (1988). *Sıcak talaşlı işlemede yüzey pürüzlülüğü denkleminin matematiksel modelle tayini*. 3. Ulusal Makina Tasarım ve İmalat Kongresi, Ankara, 389-396.
85. Altınkaya, E. ve Güllü, A. (2008). AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin işlenmesinde talaş kırıcı formunun takım aşınmasına ve yüzey pürüzlülüğüne etkisi. *Politeknik Dergisi*, 11(1), 13-17.
86. Şahin, Y. (2000). *Talaş Kaldırma Prensipleri I*. Ankara: Nobel Yayın Dağıtım, 163-170.
87. Aydın, M., Uçar, M. ve Cengiz, A. (2010, 11-12 Kasım). *AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin kuru tornalanabilmesine kesme parametrelerinin etkisi*. 2. Ulusal Makina İmalat ve Analiz Kongresi, Balıkesir, 85-94.
88. Liew, W. Y. H., Hutchingsand, I. M. and Willams, J. A. (1999). The interection between tool material environment and process conditions in the machining of aluminium alloys. *Machining Technology*, 3(2), 286-373.
89. Chen, W. C., Tsao, C. C. and Liang, P. W. (1997). Determination of temperature distribution on the rake face of cutting tools using a remote method. *International Communications in Heat and Mass Transfer*, 24(2), 161-170.
90. Altıntaş, Y. (2000). *Manufacturing Automation: Metal Cutting Mechanics, Machine Tool Vibration and CNC Design*, USA: Cambridge University Press.
91. Altan Özbek, N., Çiçek, A., Gülesin, M. ve Özbek, O., (2016, 3-5 November). *AISI 316 çeliğinin tornalanmasında kaplamalı karbür takımlara uygulanan kriyojenik işlemin takım aşınması ve yüzey pürüzlülüğü üzerine etkileri*. 7th International Symposium on Machining, İstanbul, 233-240.
92. Yen, Y. C., Jain, A., Chigurupati, P., Wu, W. T. and Altan, T. (2004). Computer simulation of orthogonal cutting using a tool with ultiple coatings. *Machining Science and Technology*, 8(2), 305-326.
93. Barshilla, H., Yogesh, K. and Rajam, K. (2009). Deposition of TiAlN coatings using reactive bipolar-pulseddirect current unbalanced magnetron sputtering. *Vacuum*, 83(2), 427-434.
94. Smith, G.T. (2008). *Cutting Tool Technology: Industrial Handbook*, London: Springer.

95. Zhang, S. and Zhu, W. (1993). TiN coating of tool steels: A review. *Journal of Materials Processing Technology*, 39(1-2), 165-177.
96. Ma, L., Cairney, J., Hoffman, M. and Munroe, P. (2006). Deformation and fracture of TiN and TiAlN coatings on a steel substrate during nanoindentation. *Surface & Coatings Technology*, 200(11), 3518-3526.
97. Balaji, A. K. and Mohan, V. S. (2002). An effective cutting tool thermal conductivity based model for tool–chip contact in machining with multi-layer coated cutting tools. *Machining Science And Technology*, 6(3), 415-436.
98. Yılmaz, B., Karabulut, Ş. ve Güllü, A., (2016, 3-5 November). *AISI 304 paslanmaz çeliğinin tornalanması esnasında kullanılan dinamik talaş kırıcının yüzey pürüzlülüğü üzerine etkilerinin araştırılması*. 7th International Symposium on Machining, İstanbul, 279-287.
99. Aslantaş, K., Uçun, İ. ve Kara, F. (2013, 7-9 Kasım). Ortogonal Kesme İşleminde Talaş Morfolojisini Etkileyen Parametrelerin Analizi. 4. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Kuşadası, 321-328.
100. Çiftçi, İ. (2005). Östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesinde kesici takım kaplamasının ve kesme hızının kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğüne etkisi. *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 20(2), 205-209.
101. Ranganathan, S., Senthilvelan, T. and Sriram, G. (2009). Mathematical modeling of process parameters on hard turning of AISI 316 SS by WC insert. *Journal of Scientific and Industrial Research (JSIR)*, 68(7), 592-596.
102. Selvaraj, P. and Chandramohan, P. (2010). Optimization of surface roughness of AISI 304 austenitic stainless steel in dry turning operation using taguchi design method. *Journal of Engineering Science and Technology*, 5(3), 293-301.
103. Altan Özbek, N., Çiçek, A., Gülesin, M. and Özbek, O. (2014). Investigation of the effects of cryogenic treatment applied at different holding times to cemented carbide insert on tool wear. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 86, 34-43.
104. Altan Özbek, N., Çiçek, A., Gülesin, M. and Özbek, O. (2016). Effect of cutting conditions on wear performance of cryogenically treated tungsten carbide inserts in dry turning of stainless steel. *Tribology International*, 94, 223-233.
105. Cordes, S. E. (2012). Thermal stability of γ -alumina PVD coatings and analysis of their performance in machining of austenitic stainless steels. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 5(1), 20-25.
106. Kara, F., Aslantaş, K. and Çiçek, A. (2016). Prediction of cutting temperature in orthogonal machining of AISI 316L using artificial neural network. *Applied Soft Computing*, 38, 64-74.

107. Kannan, T. T. M., Rajasekaran, R., Ashok, B. and Pragash B. S. (2014). Experimental investigation of heat partition, tool wear and tool life in hard turning of AISI316 steel using cbn cutting tool insert. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, 3(1), 34-41.
108. Franchi, R., Del Prete, A. and Umbrello, D. (2017). Inverse analysis procedure to determine flow stress and friction data for finite element modeling of machining. *International Journal of Material Forming*, 10, 685-695.
109. Endrino, J. L., Fox-Rabinovich, G. S. and Gey, C. (2006). Hard AlTiN, AlCrN PVD coatings for machining of austenitic stainless steel. *Surface & Coatings Technology*, 200(24), 6840-6845.
110. Paro, J., Hanninen, H. and Kauppinen, V. (2001). Tool wear and machinability of X5 CrMnN 18 18 stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 119(1-3), 14-20.
111. Acayaba, G. M. A. and Escalona P. M. (2015). Prediction of surface roughness in low speed turning of AISI316 austenitic stainless steel. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 11, 62-67.
112. Lin, W. S. (2008). The study of high speed fine turning of austenitic stainless steel. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 27(2), 191-194.
113. Ranganathan, S., Senthilvelan, T. and Sriram, G. (2010). Evaluation of machining parameters of hot turning of stainless steel (Type 316) by applying ANN and RSM. *Materials and Manufacturing Processes*, 25(10), 1131-1141.
114. Pathade, H. P. and Wakchaure, V. D. (2013). Experimental investigation of flank wear in coated carbide tipped tool for machining AISI 304. *International Journal of Mechanical and Production Engineering Research and Development (IJMPERD)*, 3(2), 63-86.
115. Jiang, L., Roos, A. and Liu, P. (1997). The influence of austenite grain size and its distribution on chip deformation and tool life during machining of AISI 304L. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28A, 2415-2422.
116. Wagh, S. S., Kulkarni, A. P. and Sargade, V. G. (2013). Machinability studies of austenitic stainless steel (AISI 304) using PVD cathodic arc evaporation (CAE) system deposited AlCrN/ TiAlN coated carbide inserts. *Procedia Engineering*, 64, 907-914.
117. Fernandez-Abia, A. I., Garcia, J. B. and Lopez de Lacalle, L. N. (2013). High-performance machining of austenitic stainless steels. *Machining and Machine-Tools Research and Development*, Woodhead Publishing Reviews: Mechanical Engineering Series, 29-90.
118. He, N., Lee, T. C., Lau, W. S. and Chan, S. K. (2002). Assessment of deformation of a shear localized chip in high speed machining. *Journal of Materials Processing Technology*, 129(1-3), 101-104.

119. Kone, F., Czarnota, C., Haddag, B. and Nouari, M. (2013). Modeling of velocity-dependent chip flow angle and experimental analysis when machining 304L austenitic stainless steel with groove coated-carbide tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(7), 1166-1178.
120. Chang, C.-S. (1998). Turning of stainless steel with worn tools having chamfered main cutting edges. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 38(4), 291-313.
121. Czarnota, C., Kone, F., Haddag, B. and Nouari, M. (2015). A predictive hybrid force modeling in turning: application to stainless steel dry machining with a coated groove tool. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 79: 65-79.
122. Abou-El-Hossein, K. A. and Yahya, Z. (2005). High speed end milling of AISI 304 stainless steel using new geometrically developed carbide inserts. *International Conference on Mechanical and Materials Engineering*, Gliwice, Poland, 1-6.
123. Nordin, M., Sundstroma, U. R., Selinder, T. I. and Hogmark, S. (2000). Wear and failure mechanisms of multilayered PVD TiN/Ta₂N coated tools when milling austenitic stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 133-134, 240-246.
124. Khan, A. A. and Hajjaj, S. S. (2006). Capabilities of ceramets tools for high speed machining of austenitic stainless steels. *Journal of Applied Science*, 6(4), 779-784.
125. Klocke, F., Rizzuti, S., Frank, P., Gerschwiler, K., Lung, D. and Settineri, L. (2010). Experimental and numerical investigation on the delamination behaviour of PVD-coated tools in turning of austenitic stainless steel. *International Journal of Material Forming*, 3, 435-438.
126. Sensussi, G. H. (2007). Interaction effect of feed rate and cutting speed in CNC turning on chip micro hardness of 304 austenitic stainless steel. *International Journal of Mechanical, Aerospace, Industrial, Mechatronic and Manufacturing Engineering*, 1(4), 121-126.
127. Kaladhar, M., Venkata Subbaiah, K., Srinivasa Rao, C. and Narayana Rao, K. (2010). Optimization of process parameters in turning of AISI 202 austenitic stainless steel. *ARPJ Journal of Engineering and Applied Sciences*, 5(9), 79-87.
128. Kaladhar, M., Venkata Subbaiah, K. and Srinivasa Rao, C. (2011). Performance evaluation of coating materials and process parameters optimization for surface quality during turning of AISI 304 austenitic stainless steel. *Multi-Craft International Journal of Engineering, Science and Technology*, 3(4), 89-102.
129. Kaladhar, M., Venkata Subbaiah, K., Srinivasa Rao, C. and Narayana Rao, K. (2011). Application of taguchi approach and utility concept in solving the multi-objective problem when turning AISI 202 austenitic stainless steel. *Journal of Engineering Science and Technology Review*, 4(1), 55-61.
130. Polishetty, A., Abdullah, M. and Littlefair, G. (2017). Tool wear analysis due to machining in super austenitic stainless steel, 3. *International Conference on Mechatronics and Mechanical Engineering*, MATEC Web of Conf. 95(05006), 1-4.

131. Nguyen, T. and Zhang, L. C. (2003). An assessment of the applicability of cold air and oil mist in surface grinding. *Journal of Materials Processing Technology*, 140(1-3), 224-230.
132. Uysal, A., Demiren F. ve Altan, A. (2015, 5-7 Kasım). *AISI 304 paslanmaz çeliğin nano grafen katkılı bitkisel esaslı kesme sıvısı ve MQL yöntemi kullanılarak frezelenmesinde takım aşınması*. 6. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, İstanbul, 356-363.
133. Dureja, J. S., Singh, R., Singh, T., Singh, P. and Dogra, M. (2015). Performance evaluation of coated carbide tool in machining of stainless steel (AISI 202) under minimum quantity lubrication (MQL). *International Journal of Precision Engineering And Manufacturing-Green Technology*, 2(2), 123-129.
134. Çelik, E. ve Kıvak, T. (2016, 3-5 November). *17-4 PH paslanmaz çeliğin tornalanmasında minimum miktarda yağlamanın yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkileri*. 7th International Symposium on Machining, İstanbul, 214-221.
135. Elmunafi, M. H. S., Noordin, M. Y. and Kurniawan, D. (2015). Tool life of coated carbide cutting tool when turning hardened stainless steel under minimum quantity lubricant using castor oil. *Procedia Manufacturing*, 2, 563-567.
136. Elmunafi, M. H. S., Kurniawan, D. and Noordin, M. Y. (2015). Use of castor oil as cutting fluid in machining of hardened stainless steel with minimum quantity of lubricant. *Procedia CIRP*, 26, 408-411.
137. Gandarias, A., De Lacalle, L. N. L., Aizpitarte, X. and Lamikiz, A. (2008). Study of the performance of the turning and drilling of austenitic stainless steels using two coolant techniques. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 3(1-2), 1-17.
138. Dilip Jerold, B. and Pradeep Kumar, M. (2012). Machining of AISI 316 stainless steel under carbon-di-oxide cooling. *Journal of Materials and Manufacturing Processes*, 27(10), 1059-1065.
139. De Chiffre, L., Andreasen, J. L., Lagerberg, S. and Thesken, I. B. (2007). Performance testing of cryogenic CO₂ as cutting fluid in parting / grooving and threading austenitic stainless steel. *Annals of the CIRP*, 56(1), 101-104.
140. Duman, E. ve Kaynak Y. (2016, 3-5 November). *316L paslanmaz çelik malzemesinin kriyojenik talaşlı imalat sürecinde yüzey bütünlüğü analizi*. 7th International Symposium on Machining, İstanbul, 253-265.
141. Kalyan Kumar, K. V. B. S. and Choudhury, S. K. (2008). Investigation of tool wear and cutting force in cryogenic machining using design of experiments. *Journal of Materials Processing Technology*, 203(1-3), 95-101.
142. Khan, A. A. and Ahmed, M. I. (2008). Improving tool life using cryogenic cooling. *Journal of Materials Processing Technology*, 196(1-3), 149-154.
143. Hong, S. Y. and Broomer, M. (2000). Economical and ecological cryogenic machining of AISI 304 austenitic stainless steel. *Clean Products and Processes*, 2, 157-166.

144. Kaynak, Y., Gharibi, A., Taşcıoğlu, E., Kurt, M. ve Ay, M. (2017, 2-4 November). *316L paslanmaz çeliklerin kriyojenik talaşlı imalatında nozul konumlarının etkisi*. 8th International Symposium on Machining, Antalya, 479-489.
145. Naves, V. T. G., Da Silva, R. and Da Silva, F. J. (2013). Evaluation of the effect of application of cutting fluid at high pressure on tool wear during turning operation of AISI 316 austenitic stainless steel. *Wear*, 302(1-2), 1201-1208.
146. Gharibi, A. and Kaynak Y. (2016, 12-15 July). *The effects of high-pressure coolant on progressive tool wear in machining stainless steel*. The 17th International Conference on Machine Design and Production, Bursa, 781-791.
147. Gharibi, A. and Kaynak Y. (2016, 4-5 October). *Tool wear and surface quality in machining process of stainless steel: The effects of various coolant supply pressures*. 13th International Conference on High Speed Machining, Metz, France.
148. Belluco, W. and De Chiffre, L. (2004). Performance evaluation of vegetable-based oils in drilling austenitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 148(2), 171-176.
149. De Chiffre, L. and Belluco, W. (2000). Comparison of methods for cutting fluid performance testing. *Annals of the CIRP*, 49(1), 57-60.
150. Kuram, E., Özçelik, B., Demirbaş, E. and Şık, E. (2010, 30 June – 2 July). Effects of the cutting fluid types and cutting parameters on surface roughness and thrust force. *Proceedings of The World Congress on Engineering*, II, 1-4
151. Xavior, M. A. and Adithan, M. (2009). Determining the influence of cutting fluids on tool wear and surface roughness during turning of AISI 304 austenitic stainless steel. *Journal of Material Processing Technology*, 209(2), 900-909.
152. Özçelik, B., Demirbaş, E., Kuram, E., Şık, E. and Tansel, İ. N. (2009, 2-3 Ekim). *Geliştirilen ayçiçeği ve kanola esaslı bitkisel soğutma yağlarının AISI 304 malzemenin delinmesindeki performansları*. 1. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, İstanbul, 121-129.
153. Çetin, M. H., Özçelik, B., Kuram, E., Şimşek, B. T. ve Demirbaş, E. (2010, 11-12 Kasım). *AISI 304L çeliğin EP katkılı bitkisel esaslı kesme sıvıları kullanılarak tornalanmasında ilerleme hızının aşınma üstüne etkisi*. 2. Ulusal Tasarım İmalat ve Analiz Kongresi, Balıkesir, 230-241.
154. Çetin, M. H. ve Özçelik, B. (2011). AISI 304 çeliklerin tornalanmasında EP katkılı karma bitkisel esaslı kesme sıvılarının performansı. *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 26(3), 581-589.
155. Kıyak, M., Çetin, M. ve Emiroğlu, U. (2016, 3-5 November). *Silici geometrili kesici uçlarla tornalamada yüzey pürüzlülüğünün incelenmesi*. 7th International Symposium on Machining, İstanbul, 288-296.
156. Kurniawan, D., Yusof, N. M. and Sharif, S. (2010). Hard machining of stainless steel using wiper coated carbide: tool life and surface integrity. *Materials and Manufacturing Processes*, 25(6), 370-377.

157. D'Addona, D. M. and Raykar, S. J. (2016). Analysis of surface roughness in hard turning using wiper insert geometry. *Procedia CIRP*, 41, 841-846.
158. Elbah, M., Yallese, M. A., Aouici, H., Mabrouki, T. and Rigal, J. F. (2013). Comparative assessment of wiper and conventional ceramic tools on surface roughness in hard turning AISI 4140 steel. *Measurement*, 46(9), 3041-3056.
159. Grzesik, W. (2008). Influence of tool wear on surface roughness in hard turning using differently shaped ceramic tools, *Wear*, 265(3-4), 327-335.
160. Stachurski, W., Kruszynski, B. and Midera, S. (2012). Influence of cutting conditions in turning with wiper type inserts on surface roughness and cutting forces. *Mechanics and Mechanical Engineering*, 16(1), 25-32.
161. Yusof, N. M., Zainal, A. M., Hendriko, H. and Kurniawan, D. (2008). Hard turning of cold work tool steel using wiper ceramic tool. *Jurnal Mekanikal*, 25, 92-105.
162. Correia, A. E. and Davim, J. P. (2011). Surface roughness measurement in turning carbon steel AISI 1045 using wiper inserts. *Measurement*, 44(5), 1000-1005.
163. Fulemova, J. and Janda, Z. (2014). Influence of the cutting edge radius and the cutting edge preparation on tool life and cutting forces at inserts with wiper geometry. *Procedia Engineering*, 69, 565-573.
164. Liu, Z., Zhang, P., Guo, P. and Ai, X. (2008). Surface roughness in high feed turning with wiper insert. *Key Engineering Materials*, 375-376, 406-410.
165. Gaitonde, V. N., Karnik, S. R., Figueria, L. and Davim J. P. (2011). Machinability investigations in hard turning of AISI D2 cold work tool steel with conventional and wiper ceramic inserts. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 27(4), 754-763.
166. Guddat J., M'Saoubi, R., Alm, P. and Meyer, D. (2011). Hard turning of AISI 52100 using PCBN wiper geometry inserts and the resulting surface integrity. *Procedia Engineering*, 19, 118-124.
167. Paiva, A. P., Campos, P. H., Ferreira, J. R., Lopes, L. G. D., Paiva, E. J. and Balestrassi, P. P. (2012). A multivariate robust parameter design approach for optimization of AISI 52100 hardened steel turning with wiper mixed ceramic tool. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 30(1), 152-163.
168. Grzesik, W. and Wanat, T. (2006). Surface finish generated in hard turning of quenched alloy steel parts using conventional and wiper ceramic inserts. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 46(15), 1988-1995.
169. Neslusan, M., Grzesik, W. and Zak, K. (2012). Analysis of surface roughness on bearing steel parts after cutting, superfinishing and burnishing operations. *Journal of Machine Engineering*, 12(1), 111-118.

170. Davim, J. P., Figueira, L. and Zak, K. (2007). Comparative evaluation of conventional and wiper ceramic tools on cutting forces, surface roughness, and tool wear in hard turning AISI D2 steel. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 221(4), 625-633.
171. Gaitonde V. N., Karnik S. R., Figueria L. and Davim J. P. (2011). Performance comparison of conventional and wiper ceramic inserts in hard turning through artificial neural network modeling. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 52, 101-114.
172. Kaynak, Y., Lu, T. and Jawahir, I. S. (2014). Cryogenic machining-induced surface integrity: a review and comparison with dry, MQL, and flood-cooled machining. *Machining Science and Technology*, 18(2), 149-198.
173. Azushima, A., Kopp, K., Korhonen, A., Yang, D. Y., Micari, F., Lahoti, G. D., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, A. and Yanagide, A. (2008). Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 57(2), 716-735.
174. Furukawa, M., Horita, Z., Nemoto, M. and Langdon, T. G. (2001). Processing of metals by equal channel angular pressing. *Journal of Materials Science*, 36, 2835-2843.
175. Teoh, S. H. (2000). Fatigue of biomaterials: A review. *International Journal of Fatigue*, 22(10), 825-837.
176. Griffiths, B. J. (2001). *Manufacturing Surface Technology in: Surface Integrity and Functional Performance*. London: Penton Press.
177. Jawahir, I. J., Kaynak, Y. and Lu, T. (2014). The impact of novel material processing methods on component quality life and performance. *Procedia CIRP*, 22, 33-34.
178. Aslan, N. (2012). *Ti-6Al-4V Alaşımının İşlenmesinde Kriyojenik Soğutmanın Yüzey Pürüzlülüğü Üzerindeki Etkisinin Araştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Afyonkarahisar Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyonkarahisar.
179. M'Saoubi, R., Outeiro, J. C., Chandrasekaran, H., Dillon Jr, O. W. and Jawahir I. S. (2008). A review of surface integrity in machining and its impact on functional performance and life of machined products, *International Journal of Sustainable Manufacturing*, 1(1-2), 203-236.
180. Wang, S., Hu, Y., Fang, K., Zhanga, W. and Wang, X. (2017). Effect of surface machining on the corrosion behaviour of 316 austenitic stainless steel in simulated PWR water. *Corrosion Science*, 126, 104-120.
181. Tao, N. R., Wang, Z. B., Tong, W. P., Sui, M. L., Lu, J. and Lu, K. (2002). An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment. *Acta Materialia*, 50(18), 4603-4616.
182. Ezilarasan, C., Senthil Kumar, V. S. and Velayudham, A. (2013). Effect of machining parameters on surface integrity in machining Nimonic C-263 super alloy using whisker-reinforced ceramic insert. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(6), 1619-1628.

183. Padmanabhan, K. A. 2001, Mechanical properties of nanostructured materials. *Materials Science and Engineering: A*, 304-306, 200-205.
184. Prevey, P. S. and Young, W. B. (Editör) (1987). *The Measurement of Subsurface Residual Stress and Cold Work Distributions in Nickel Base Alloys. Residual Stress in Design, Process and Materials Selection*. OH: ASM, Metals Park, 11-19.
185. Pu, Z., Outeiro, J. C., Batista, A. C., Dillon Jr, O.W., Puleo, D. A. and Jawahir, I.S. (2012). Enhanced surface integrity of AZ31B Mg alloy by cryogenic machining towards improved functional performance of machined components, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 56, 17-27.
186. Patel, J. and Cohen, M. (1953). Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation. *Acta Metallurgica*, 1(5), 531-538.
187. Kelly, P. and Nutting, J. (1961). The morphology of martensite. *Journal of The Iron and Steel Institute*, 197, 199-211.
188. Rosen, A., Jago, R. and Kjer, T. (1972). Tensile properties of metastable stainless steels. *Journal of Materials Science*, 7, 870-876.
189. Zackay, V. F., Parker, E. R., Fahr, D. and Busch, R. (1967). The enhancement of ductility in high-strength steels. *ASM Trans Quart*, 60, 252-259.
190. Bhandarkar, D., Zackay, V. and Parker, E. (1972). Stability and mechanical properties of some metastable austenitic steels. *Metallurgical Transactions*, 3, 2619-2631.
191. Abreu, H. F. G., Carvalho, S. S., Lima Neto, P., Santos, R. P., Freire, V. N., Oliveira Silva, P. M. and Tavares, S. S. M., (2007). Deformation induced martensite in an AISI 301LN stainless steel: Characterization and influence on pitting corrosion resistance. *Materials Research*, 10(4), 359, 366.
192. Oliveira Silva, P. M., Abreu, H. F. G., Albuquerque, V. H. C., Lima Neto, P. and Tavares, S. S. M. (2011). Cold deformation effect on the microstructures and mechanical properties of AISI 301LN and 316L stainless steels. *Materials & Design*, 32(2), 605, 614.
193. Umbrello, D. (2103). Investigation of surface integrity in dry machining of Inconel 718. *International Journal Advanced Manufacturing Technology*, 69, 2183-2190.
194. Kıtay, Ö., Kırmacıoğlu, K. E. ve Kaynak, Y. (2017, 2-4 November). *P20 takım çeliğinin karbondioksit yardımcı talaşlı imalat performansının değerlendirilmesi*. 8th International Symposium on Machining, Antalya, 206-218.
195. Kaynak, Y. (2014). Machining and phase transformation response of room-temperature austenitic NiTi shape memory alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23, 3354-3360.
196. Ramesh, A., Melkote, S. N., Allard, L. F., Riester, L. and Watkins, T. R. (2005). Analysis of white layers formed in hard turning of AISI 52100 steel. *Materials Science and Engineering: A*, 390(1-2), 88-97.

197. Mitwally, M. E. and Farag, M. (2009). Effect of cold work and annealing on the structure and characteristics of NiTi alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 519(1-2), 155-166.
198. Chagas, G. M. P., Barbosa, P. A., Barbosa, C. A. and Machado, I. F. (2013). Thermal analysis of the chip formation in austenitic stainless steel. *Procedia CIRP*, 8, 293-298
199. Sanchez, M. A., Miguelez, H., Canteli, J. A. and Cantero, J. L. (2009, 7-11 September). *The influence of tool wear in surface integrity when machining austenitic stainless steel*. 9th International Conference on The Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading, Brussels, Belgium, 1823-1829.
200. Ben Moussa, N., Sidhom, H. and Braham, C. (2012). Numerical and experimental analysis of residual stress and plastic strain distributions in machined stainless steel. *International Journal of Mechanical Sciences*, 64(1), 82–93.
201. Maiya, P. S. and Busch, D. E. (1975). Effect of surface roughness on low-cycle fatigue behavior of type 304 Stainless Steel. *Metallurgical Transactions A*, 6A, 1761-1766.
202. Galanis, N. I. and Manolakos, D. E. (2009). Surface roughness of manufactured femoral heads with high speed turning. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 5(4), 371-382.
203. Groover, M. P. (2010). *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes and Systems (5th ed.)*. NJ: John Wiley & Sons Inc.
204. Hong, S.Y. and Ding, Y. (2001). Cooling approaches and cutting temperatures in cryogenic machining of Ti-6Al-4V. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(10), 1417-1437.
205. Umbrello, D., Pu, Z., Caruso, S., Outeiro, J. C., Jayal, A. D., Dillon, O. W. and Jawahir, I. S. (2011). The effects of cryogenic cooling on surface integrity in hard machining. *Procedia Engineering*, 19, 371-376.
206. Umbrello, D., Micari, F. and Jawahir, I. S. (2012). The effects of cryogenic cooling on surface integrity in hard machining: A comparison with dry machining. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 61(1), 103-106.
207. Yang, S., Umbrello, D., Dillon, O.W., Puleo, D.A. and Jawahir, I. S. (2015). Cryogenic cooling effect on surface and subsurface microstructural modifications in burnishing of Co–Cr–Mo biomaterial. *Journal of Materials Processing Technology*, 217, 211-221.
208. Hong, S.Y. and Zhao, Z. (1999). Thermal aspects, material considerations and cooling strategies in cryogenic machining. *Clean Technologies and Environmental Policy*, 1(2), 107-116.
209. Bruschia, S., Pezzatob, L., Ghiottia, A., Dabalàb, M. and Bertolinia R. (2019). Effectiveness of using low-temperature coolants in machining to enhance durability of AISI 316L stainless steel for reusable biomedical devices. *Journal of Manufacturing Processes*, 39: 295–304

210. Schino, A.D. and Kenny, J.M. (2002). Effects of the grain size on the corrosion behavior of refined AISI 304 austenitic stainless steels, *Journal Of Materials Science Letters*, 21, 1631-1634.
211. Duman, E. ve Kaynak Y. (2017). 15-5 ph çelik malzemesinin kriyojenik talaşlı imalat sürecinde yüzey bütünlüğü analizi, *Makine Tasarım ve İmalat Dergisi*, 15(1), 19-26.
212. Pusavec, F., Hamdi, H., Kopac, J. and Jawahir, I.S. (2011). Surface integrity in cryogenic machining of nickel based alloy-Inconel 718. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(4), 773-783.
213. Zhou, J.M., Bushlya, V. and Stahl, J.E. (2012). An investigation of surface damage in the high speed turning of Inconel 718 with use of whisker reinforced ceramic tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(2), 372-384.
214. Thakur, A. and Gangopadhyay, S. (2016). State-of-the-art in surface integrity in machining of nickelbased super alloys. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 100, 25-54.
215. Pervaiz, S., Rashid, A., Deiab, I. and Nicolescu, M. (2014). Influence of tool materials on machinability of titanium and nickel based alloys: A review. *Materials and Manufacturing Processes*, 29(3), 219-252.
216. Uçak, N. (2017). *The Effects of Cutting Conditions on Cutting Temperature and Hole Quality in Drilling of Inconel 718 Using Solid Carbide Drills*. Yüksek Lisans Tezi, Ankara Yıldırım Beyazıt Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
217. Uçak, N. and Çiçek, A. (2019). Investigation of the effects of cryogenic cooling on drilling performance in drilling of Inconel 718 superalloy. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 34(3), 1241-1252.
218. Kaynak, Y., Tobe, H., Noebe, R., Karaca, H. and Jawahir, I. S. (2014). The effects of machining on the microstructure and transformation behavior of NiTi alloy. *Scripta Materialia*, 74, 60-63.
219. Yazid, M. Z. A., İbrahim, G. A., Said, A. Y. M., CheHaron, C. H. and Ghani J. A. (2011). Surface integrity of Inconel 718 when finish turning with PVD coated carbide tool under MQL. *Procedia Engineering*, 19, 396-401.
220. Fredj, N. B. and Sidhom, H. (2006). Effects of the cryogenic cooling on the fatigue strength of the AISI 304 stainless steel ground components, *Cryogenics*, 46(6), 439-448.
221. Thiele, J. D., Melkote S. N., Peascoe, R. A. and Watkins T. R. (2000). Effect of cuttingedge geometry and workpiece hardness on surface residual stresses in finish hard turning of AISI 52100 steel. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 122(4): 642-649.
222. Thiele, J. D. and Melkote, S. N. (1999). Effect of cutting edge geometry and workpiece hardness on surface generation in the finish hard turning of AISI 52100 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 94(2-3), 216-226.

223. Thiele, J. D. and Melkote, S. N. (2000). Effect of tool geometry on workpiece subsurface deformation and through-thickness residual stresses for hard turning of AISI 52100 steel, *Journal of Manufacturing Processes*, 2(4), 270-276.
224. Yan, L., Yang, W., Jin, H. and Wang, Z. (2011). Microstructure changes of machined surfaces on austenitic 304 stainless steel. *International Journal of Mechanical, Aerospace, Industrial, Mechatronic and Manufacturing Engineering*, 5(9), 1883-1887.
225. Yuan, Z. J., Zhou, M. and Dong, S. (1996). Effect of diamond tool sharpness on minimum cutting thickness and cutting surface integrity in ultraprecision machining. *Journal of Material Processing Technology*, 62(4), 327-330.
226. Humphreys, F. J. and Hatherly, M. (2003). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Second Edition*. Oxford: Elsevier.
227. Huang, K. and Loge, R.E. (2016). A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. *Materials and Design*, 111, 548-574.
228. Meyers, M. A., LaSalvia, J. C., Nestorenko, V. F., Chen Y. J. and Kad, B. K. (1997). Dynamic recrystallization in high strain rate deformation, *Proceeding of The Third International Conference on Recrystallization and Related Phenomena*, 279-286.
229. Dehghan-Manshadi, A., Barnett, M. R. and Hodgson, P. D. (2008). Recrystallization in AISI 304 austenitic stainless steel during and after hot deformation. *Materials Science and Engineering A*, 485(1-2), 664-672.
230. Wang, X., Wang, D., Jin, J. and Li, J. (2019). Effects of strain rates and twins evolution on dynamic recrystallization mechanisms of austenite stainless steel. *Materials Science & Engineering A*, 761, 138044.
231. Sakai, T., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Miura, H. and Jonas, J. J. (2014). Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions, *Progress in Materials Science*, 60, 130-207.
232. Sakai, T. and Jonas, J. J. (2001). *Plastic Deformation: Role of Recovery And Recrystallization*. In *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, Oxford: Elsevier, 7, 7079-7084.
233. Musin, F., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Motohashi, Y., Itoh, G. and Tsuzaki, K. (2010). Microstructure evolution in a cast 1421Al alloy during hot equal-channel angular extrusion, *Reviews on Advanced Materials Science*, 25(2), 107-112.
234. Ni, H., Elmadağlı, M. and Alpas, A. T. (2004). Mechanical properties and microstructures of 1100 aluminum subjected to dry machining. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 385(1-2), 267-278.
235. Pu, Z., Yang, S., Song, G. L., Dillon O. W, Puleo D. A. and Jawahir I.S. (2011). Ultrafine-grained surface layer on Mg-AL-Zn alloy produced by cryogenic burnishing for enhanced corrosion resistance. *Scripta Materialia*, 65(6), 520-523.

236. Rutkowska-Gorczyca, M., Podrez-Redziszewska, M. and Kajtoch, J. (2009). Corrosion resistance and microstructure of steel AISI 316L after cold plastic deformation. *Metallurgy and Foundry Engineering*, 35(1), 35-43.
237. Bakhtiari, A. and Berenjani, I. (2015). Texture, microhardness and corrosion resistance of 316L stainless steel. *Association of Metallurgical Engineers of Serbia*, 21(1), 1-5.
238. Yalçın, H. ve Koç, T., (1997) *Mühendisler için Korozyon*. Ankara: TMMOB Kimya Mühendisleri Odası Yayınları.
239. Taira, M. and Lautenschlager, E. P. (1992). In vitro corrosion fatigue of 316L cold worked stainless steel. *Journal of Biomedical Materials Research*, 26(9), 1131-1139.
240. Li, W. and Li, D. Y. (2006). Influence of surface morphology on corrosion and electronic behavior, *Acta Materialia*, 54(2), 445-452.
241. Lee, S. M., Wan, G. L. and Kim, Y. H. (2012). Surface roughness and the corrosion resistance of 21Cr ferritic stainless steel. *Corrosion Science*, 63, 404-409.
242. Stephenson, D. A. and Agapiou, J. S. (2016). *Metal Cutting Theory and Practice, Third Edition*. NY: CRC press.
243. Callister, W. D. and Rethwisch D. G. (2014). *Application and Processing of Metal Alloys, In Material Science and Engineering, 9th Edition*. NY: John Wiley & Sons.
244. Peckner, D. and Bernstein, I. M. (1977). *Handbook of Stainless Steels*. NY: McGraw-Hill Book Co.
245. Maruyama, N., Mori, D., Hiromoto, S., Kanazawa, K. and Nakamura, M. (2011). Fatigue strength of 316L type stainless steel in simulated body fluids. *Corrosion Science*, 53(6), 2222-2227.
246. Smith, F. W. (2004). *Foundations of Materials Science and Engineering, 3rd Edition*. NY: The McGraw-Hill Co., 101, 495-497.
247. Kınıkoğlu, N. G. (2009). *Malzeme Bilimi ve Mühendisliği*. İstanbul: Literatür Yayıncılık, 95, 516-517.
248. Çelik, Ö., Kayalı, E. S., and Çimenoglu, H. (2009, 13-15 Mayıs). *Nitriding of austenitic stainless steels for orthopedic applications*. 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, Karabük.
249. Odabaş, C. (2004). *Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı*. İstanbul: Kaynak Tekniği Sanayi ve Ticaret A.Ş. Yayını.
250. Nasr, M. N. A, E., Ng, E. G. and Elbestawi, M. A. (2007). Modelling the effects of tool-edge radius on residual stresses when orthogonal cutting AISI 316L. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(2), 401-411.
251. Havıtcıoğlu, H. (2011). İmplant malzemelerinin yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi. *Türk Ortopedi ve Travmatoloji Birliği Derneği Dergisi*, 10(2), 178-183.

252. Park, J. B. and Bronzino, J. D. (2003). *Biomaterials: Principles and Applications*. NY: CRC Press.
253. Altıntaş, M. (1994). *Klinik Gelişim*. İstanbul: İstanbul Tabip Odası Yayını.
254. Korkusuz, P. and Korkusuz, F. (2004). *Hard Tissue-Biomaterial Interactions*. In *Biomaterials in Orthopedics*. (Edited by Yaszemski, M. J., Trantolo, D. J., Lewandowski, K. U., Hasırcı, V., Altobelli, E., Wise, D. L.,). NY: Marcel Dekker Inc., 1-210.
255. Gümüş, S., Polat, Ş., Lackner, J. M. ve Waldhauser, W. (2012, 5-8 Eylül). Darbeli lazer çöktürme yöntemi ile nano boyutta kaplanmış polimerik biyomalzemelerin yüzey karakterizasyonu ve biyouyumluluk açısından değerlendirilmesi. IV. Ulusal Polimer Bilim ve Teknolojileri Kongresi, Çanakkale.
256. Vladkova, T. G. (2010). Surface Engineered Polymeric Biomaterials with Improved Biocantact Properties. *International Journal of Polymer Science, Polymeric Biomaterials for Tissue Engineering Application*, 2010, 1-22.
257. Güven, Ş. Y. (2014). Biyouyumluluk ve biyomalzemelerin seçimi. *Süleyman Demirel Üniversitesi Mühendislik Bilimleri ve Tasarım Dergisi*, 2(3), 303-311.
258. Long, M. and Rack, H. J. (1998). Titanium alloys in total joint replacement - a materials science perspective. *Biomaterials*, 19(18), 1621-1639.
259. Gibson, I. (2005). *Advanced Manufacturing Technology for Medical Applications*. London: John Wiley & Sons.
260. Gümüşderelioğlu, M. (2002). *Biyomalzemeler*. Ankara: Bilim ve Teknik Dergisi Yayını, 2-4.
261. Niinomi, M. (2002). Recent metallic materials for biomedical applications. *Metallurgical And Materials Transactions A*, 33A, 477-486.
262. Raval, A., Choubey, A., Engineer, C. and Kothwala, D. (2004). Development and assessment of 316LVM cardiovascular stents. *Materials Science and Engineering A*, 386(1-2), 331-343.
263. Hanawa, T. (1999). In vivo metallic biomaterials and surface modification. *Materials Science and Engineering A*, 267(2), 260-266.
264. Garrett, W. E. Jr., Swiontkowski, M. F., Weinstein, J. N., Callaghan, J., Rosier, R. N., Berry, D. J., Harrast, J. and Derosa, G. P. (2006). American board of orthopaedic surgery practice of the orthopaedic surgeon: Part-II, certification examination case mix. *The Journal of Bone and Joint Surgery*, 88(3), 660-667.
265. Mohanty, M., Baby, S. and Menon, K. V. (2003). Spinal fixation device: A 6-year postimplantation study. *Journal of Biomaterials Applications*, 18(2), 109-121.
266. Güven, Ş. Y. (2010, 11-12 Kasım). *Ortopedik malzemelerin biyouyumlulukları ve mekanik özelliklerine göre seçimi*. 2. Ulusal Tasarım İmalat ve Analiz Kongresi, Balıkesir, 472-484.

267. Geringer, J., Forest, B. and Combrade, P. (2006). Wear analysis of materials used as orthopaedic implants. *Wear*, 261(9), 971-979.
268. Şeker, U., Kurt, A. and Çiftçi, İ. (2002). Design and construction of a dynamometer for measurement of cutting forces during machining with linear motion. *Materials and Design*, 23(4), 355-360.
269. Kivak T. ve Çetin Ş. (2014, 23-25 Ekim). 15-5 PH paslanmaz çeliğin tornalanmasında kesme kuvvetinin taguchi metodu ile optimizasyonu. 5. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Bursa, 437-447.
270. Gharibi, A. and Kaynak Y. (2016, 3-5 November). *The influence of liquid nitrogen and carbon dioxide cryogenic coolants on machining performance of hardened steel*. 7th International Symposium on Machining, Istanbul, 177-191.
271. Kaynak, Y., Karaca, H. and Jawahir, I. S. (2011, 23 June). *Cryogenic machining of NiTi shape memory alloy*. 6th International Conference and Exhibition on Design and Production of Machines and Dies/Molds, Ankara, 23-26.
272. Grzesik, W. and Nieslony, P. (2004). Prediction of friction and heat flow in machining incorporating thermophysical properties of the coating – chip interface. *Wear*, 256(1-2), 108-117.
273. Zhang, J.H., “Theory and technique of precision cutting”, Pergamon Press, Oxford, 1-50 (1991).
274. Özçatalbaş Y. (1996). 1050, 4140, 8620 Çeliklerinin Isıl İşlemle Değişen Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklerine Bağlı İşlenebilirlikleri. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1-18.
275. Kuş, A. (2013). AISI 52100 Rulman Çeliğinin Tornalanmasında Uygun Kesici Takım ve Kesme Parametrelerinin Belirlenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 20-24.
276. Sarıkaya, M. (2014). Kobalt Esaslı Haynes 25 Süper Alaşımının İşlenebilirliğinin İncelenmesi. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 53-56.
277. Altınkaya E. ve Güllü A. (2008). AISI 316 Östenitik paslanmaz çeliğin işlenmesinde kesme hızının ve takım kaplamasının takım aşınmasına etkileri. *Politeknik Dergisi*, 11(3), (243-247).
278. Klocke, F. (2010). *Simulation in Manufacturing Technology: Lecture 8, Principles of Cutting*. Aachen: RWTH.
279. Puertas Arbizu, I. and Luis Perez, C. J. (2003). Surface roughness prediction by factorial desing of experiments in turning processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144, 390-396
280. Zeyveli, M. ve Demir, H. (2009). AISI 01 Soğuk iş takım çeliğinin işlenebilirliğinin kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğü açısından araştırılması. *Engineering Sciences*, 4(3), 323-331.

281. Özel, T. and Karpat, Y. (2005). Predictive modeling of surface roughness and tool wear in hard turning using regression and neural networks. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(4-5), 467-479.
282. Benardos, P. G. and Vosniakos, G. -C. (2003). Predicting surface roughness in machining: a review. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(8), 833-844.
283. Akben, U. ve Erten, M. (2009, 2-3 Ekim). *Minimum miktarda yağlama yöntemi ile sulu kesme yönteminin takıma ve yüzey pürüzlülüğüne etkilerinin incelenmesi*. 1. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, İstanbul.
284. Byers, J. P. (2006). *Metalworking Fluids, Second Edition*. Boca Raton: CRC Press.
285. Raj, A., Wins, K. L. D. and Varadarajan A. S. (2016). *Evaluation of the performance during hard turning of OHNS steel with minimal cutting fluid application and its comparison with minimum quantity lubrication*. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, Bengaluru, Karnataka, India.
286. Kaçal, A. (2017, 2-4 November). *PMD 23 Çeliğin tornalanmasında % 0,15 Nano-MoS2 Katkılı minimum miktarda yağlama (MMY) performansının incelenmesi*. 8th International Symposium on Machining, Antalya, 340-351.
287. Debnath, S., Reddy, M. M. and Yi, Q. S. (2014). Environmental friendly cutting fluids and cooling techniques in machining: a review. *Journal of cleaner production*, 83, 33-47.
288. Çakır, A., Yağmur, S. ve Şeker, U. (2013, 7-9 Kasım). *Farklı şartlarda uygulanan minimum miktarda soğutma yönteminin AA7075 alüminyum alaşımının tornalanması sürecine olan etkisinin deneysel olarak incelenmesi*. 4. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Kuşadası.
289. Priarone, P. C., Robiglio, M., Settineri, L. and Tebaldo, V. (2015). Effectiveness of minimizing cutting fluid use when turning difficult-to-cut alloys. *Procedia CIRP*, 29, 341-346.
290. Autret, R. and Liang, S. Y. (2003). *Minimum quantity lubrication in finish hard turning*. HNICEM, Philippines.
291. Kuzu, A. T., Tülü, T., Baysal, G., Çelik, C. ve Bakkal, M. (2013, 7-9 Kasım). *CO₂-MQL sisteminin işlenebilirliğe etkisi*. 4. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Kuşadası.
292. Thornburg J. and Leith D., 2000, "Size Distribution of Mist Generated During Metal Machining", *Applied Occupational and Environmental Hygiene* 15(8):618-628.
293. Yıldırım, Ç. V., Kıvak T. ve Erzincanlı, F. (2015, 5-7 Kasım). *Minimum miktarda yağlama tekniğinin delme ve taşlama operasyonlarındaki uygulamaları üzerine bir derleme*. 6. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, İstanbul, 247-263.
294. Itoigawa, F., Childs, T. H. C., Nakamura, T. and Belluco, W. (2006). Effects and mechanisms in minimal quantity lubrication machining of an aluminum alloy. *Wear*, 260(3), (339-344).

295. Çakır, O. ve Kılıçkap, E. (2001, 2-3 Kasım). *Metallerin soğuk talaşlı işlenmesi*. Makine Tasarım ve İmalat Teknolojileri Kongresi, Konya, 279-283
296. Jawahir, I., Attia, H., Biermann, D., Duflou, J., Klocke, F. and Meyer, D. (2016). Cryogenic manufacturing processes. *CIRP Annals, Manufacturing Technology*, 65(2), 713-736.
297. Busch, K., Hochmuth, C., Pause, B., Stoll, A. and Wertheim, R. (2016). Investigation of cooling and lubrication strategies for machining high-temperature alloys. *Procedia CIRP*, 41, 835-840.
298. Blau, P., Busch, K., Dix, M., Hochmuth, C., Stoll, A. and Wertheim, R. (2015). Flushing strategies for high performance, efficient and environmentally friendly cutting. *Procedia CIRP*, 26, 361-366.
299. Rotella, G., Dillon Jr., O., Umbrello, D., Settineri, L. and Jawahir, I. S. (2014). The effects of cooling conditions on surface integrity in machining of Ti6Al4V alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 71, 47-55.
300. Hong, S. Y., Irel, M., and Jeong, W. C. (2001). New cooling approach and tool life improvement in cryogenic machining of titanium alloy Ti-6Al-4V. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(15), 2245-2260.
301. Seco. (2015). *Katalog ve Teknik Rehber 2015, Tornalama*. Seco, İsveç.
302. Sharma, V. S., Dogra, M. and Suri, N. M. (2009). Cooling techniques for improved productivity in turning. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 49(6), 435-453.
303. Dhar, N. R. ve Islam, S. and Kamruzzaman, M. (2007). Effect of minimum quantity lubrication (MQL) on tool wear, surface roughness and dimensional deviation in turning AISI-4340 steel. *Journal of The Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 20(2), 23-32.
304. Sarıkaya, M. and Güllü, A. (2014). Taguchi design and response surface methodology based analysis of machining parameters in CNC turning under MQL. *Journal of Cleaner Production*, 65, 604-616.
305. Karaguzel, U., Olgun, U., Uysal, E., Budak, E. and Bakkal, M. (2015). Increasing tool life in machining of difficult-to-cut materials using non conventional turning processes. *International Journal of Advance Manufacturing Technology*, 77, 1993-2004.
306. Jiang, L., Roos, A. and Liu, P. (1997). The influence of austenite grain size and its distribution on chip formation and tool life during machining of AISI 304L. *Metallurgical and Materials Transactions*, 28A, 2415-2422.
307. Selinder, T. I., Sjostrand, M. E., Nordin, M., Larsson, M., Ostlund, A. and Hogmark, S. (1998). Performance of PVD TiN/TaN and TiN/TiNbN superlattice coated cemented carbide tools in stainless steel machining. *Surface and Coating Technology*, 105(1-2), 51-55.
308. Savaşkan, T. (2007). *Malzeme Bilgisi ve Muayenesi*. Trabzon: Derya Kitabevi

309. Field, M., Kahles, J. and Cammett, J. (1972). Review of measuring methods for surface integrity. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 21(2), 219-238.
310. İğdil, M. C., Tosun, M. ve Trabzon, L. (2012). Plazma Nitrürleme İşleminin 316L Ostenitik Paslanmaz Çeliğinin Malzeme Özelliklerine Mikro ve Nano Etkisi. *TMMOB MMO Mühendis ve Makina Dergisi*, 53(630), 54-68.
311. Çörekçi, S., Dugan, S., Öztürk, M. K., Çetin S. Ş., Çakmak, M., Özçelik, S. and Özbay, B. (2016). Characterization of AlInN/AlN/GaN heterostructures with different AlN buffer thickness. *Journal of Electronic Materials*, 45(7), 3278-3284.
312. Venkateswarlu, K., Sandhyarani, M., Nellaippan, T. A. and Rameshbabu, N. (2014). Estimation of crystallite size, lattice strain and dislocation density of nanocrystalline carbonate substituted hydroxyapatite by x-ray peak variance analysis. *Procedia Materials Science*, 5, 212-221
313. Herbert, C., Axinte, D., Hardy, M. and Brown, P. D. (2012). Investigation into the characteristics of white layers produced in a nickel-based superalloy from drilling operations. *Machining Science and Technology*, 16(1), 40-52.
314. Yıldırım, S. (2001). *Saf Bakırın Yüksek Sıcaklıktaki Mekanik Davranışı: Dinamik Yeniden Kristallşeme ve Dinamik Tane Büyümesi*. Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
315. Byrne, J. G. (1965). *Recovery, Recrystallization and Grain Growth*. NY: The Macmillan Co.
316. Reed-Hill, R. E. (1973). *Physical Metallurgy Principles*. NY: Litton Educational Publishing, 267-325.
317. İnternet: Malzeme Mühendisliği Akademisi, İkişlenme. URL: <https://muhendishane.org/kutuphane/temel-malzeme-bilgisi/ikizlenme/>, Son Erişim Tarihi: 30.01.2020.
318. Askeland, D. R. (1990). *The Science and Engineering of Materials*. London: Chapman & Hall.
319. Kayalı, E. S. ve Ensari, C. (1991). *Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları*. İstanbul: İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi.
320. Suryanarayana, C. and Norton, M. G. (1998). *X-Ray Diffraction, A Practical Approach*. NY: Springer Science+Business Media.
321. Xu, C., Furukawa, M., Horita, Z. and Langdon, T. G. (2004). Severe plastic deformation as a processing tool for developing superplastic metals. *Journal of Alloys and Compounds*, 378(1-2), 27-34.
322. Zhao, Y. H., Liao, X. Z., Jin, Z., Valiev, R. Z. and Zhu, Y. T. (2004). Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing. *Acta Materialia*, 52(15), 4589-4599.

323. Prangnell, P. B., Bowen, J. R. and Apps, P. J. (2004). Ultra-fine grain structures in aluminium alloys by severe deformation processing. *Materials Science and Engineering A*, 375-377, 178-185.
324. Wu, X., Tao, N., Hong, Y., Xu, B., Lu, J. and Lu, K. (2002). Microstructure and evolution of mechanically-induced ultrafine grain in surface layer of AL-alloy subjected to USSP. *Acta Materialia*, 50(8), 2075-2084.
325. Liu, Y. G., Li, H. M. and Li, M. Q. (2015). Characterization of surface layer in TC17 alloy treated by air blast shot peening. *Materials & Design*, 65, 120-126.
326. Zhu, K. Y., Vassel, A., Brisset, F., Lu, K. and Lu, J. (2004). Nanostructure formation mechanism of α -titanium using SMAT. *Acta Materialia*, 52(14), 4101-4110.
327. Dai, K., Villegas, J. and Shaw, L. (2005). An analytical model of the surface roughness of an aluminum alloy treated with a surface nanocrystallization and hardening process. *Scripta Materialia*, 52(4), 259-263.
328. Yang S. (2012). *Cryogenic Burnishing of Co-Cr-Mo Biomedical Alloy for Enhanced Surface Integrity and Improved Wear Performance*. PhD Theses, University of Kentucky.
329. Balusamy, T., Sankara Narayanan, T. S. N., Ravichandran, K., Park, I. S. and Lee, M. H. (2013). Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel. *Corrosion Science*, 74, 332-344.
330. Nakajima, M., Tokaji, K., Itoga, H. and Ko, H. N. (2003). Morphology of stepwise S-N curves depending on work-hardened layer and humidity in a high-strength steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structure*. 26(12), 1113-1118.
331. Ambrosy, F., Zanger, F., Schulze, V. and Jawahir, I. S. (2014). An experimental study of cryogenic machining on nanocrystalline surface layer generation. *Procedia CIRP*, 13, 169-174.
332. Ulutan, D. and Özel, T. (2011). Machining induced surface integrity in titanium and nickelalloys: A review. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 51(3), 250-280.
333. Courtney, T. H. (1990). *Mechanical Behavior of Materials*. NY: McGraw-Hill.
334. Roberts, W. (1984). *Dynamic Changes That Occur During Hot Working and Their Significance Regarding Microstructural Development and Hot Workability in Deformation Processing and Structure*. OH: American Society for Metals, Metals Park, 109-184.
335. Meriç, C., Atik, E. ve Özkaya, E. (1997). Deformasyon sıcaklığının ve deformasyon hızının Al 99.0'un mekanik özelliklerine etkisinin incelenmesi. *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 3(1), 293-298.
336. Fernandez, A. I., Uranga, P., Lopez, B. and Rodriguez-Ibabe, J.M. (2003). Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb-Ti microalloyed steels. *Material Science and Engineering A*, 361(1-2), 367-376.

337. Totten, G. E., Xie, L. and Funatani, K. (2004). *Handbook of Mechanical Alloy Design, 1st Edition*. NY: CRC Press.
338. Ueki, M., Horie, S. and Nakamura, T. (1987). Factors affecting dynamic recrystallization of metals and alloys. *Materials Science and Technology*, 3(5), 329-337.
339. White, S. H. (1976), The effects of strain on the microstructures fabrics and deformation mechanisms in quartzites: Philosophical transactions of the royal society of London. *Mathematical and Physical Sciences*, 283(1312), 69–86.
340. Ion, S. E., Humphreys, F. J. and White, S. H. (1982). Dynamic recrystallisation and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium. *Acta Metallurgica*, 30(10), 1909-1919.
341. Hardwick, D., Sellars, C. M. and Tegart, W. J. (1961). Structural changes during the deformation of copper, aluminium and nickel at high temperatures and high strain rates. *J Inst Met*, 90, 17-21.
342. Drury, M. R. and Humphreys, F. J. (1986). The development of microstructure in Al-5% Mg during high temperature deformation. *Acta Metallurgica*, 34(11), 2259–2271
343. Mangonon, J. R. and Thomas, G. (1970). Martensitic transformation in metastable austenitic stainless steel. *Metall. Trans*, 1, 1587-1594.
344. Alteinberger, I., Scholtes, B., Martin, V. and Oetel, H. (1999). Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304. *Materials Science and Engineering A*, 264(1-2), 1-16.
345. Padilha, A. F. and Rios, P. R. (2002). Decomposition of austenite in austenitic stainless steel. *ISIJ International*, 42(4), 325-337.
346. Padilha, A. F., Plaut, R. L. and Rios, P. R. (2003). Annealing of cold-worked austenitic stainless steels. *ISIJ International*, 43(2), 135-143.
347. Schram, R. E. and Reed, R. P. (1975). Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*. 6(7), 1345-1351.
348. Roberge, P. R. (2008). *Corrosion Engineering Principles and Practice*. NY: McGraw-Hill.
349. Cramer, S. D. and Covino, B. S. (2003). *ASM Metals Handbook, Volume 13A, Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection*. OH: Materials Park, ASM International.
350. Yalçın, H. ve Koç, T. (2000). *Elektrokimya*. Ankara: Palme Yayınevi, 99-112.
351. Topal, E. (2007). *Bazı Aminoasitlerin Sulu Çözeltilerde Paslanmaz Çeliğin Korozyonu Üzerine İnhibitör Etkilerinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 24-27.

352. Gerengi, H. (2008). *Tafel Polarizasyon (TP), Lineer Polarizasyon (LP), Harmonik Analiz (HA) ve Dinamik Elektrokimyasal Empedans Spektroskopisi (DEIS) Yöntemleriyle Düşük Karbon Çeliği (AISI 1026), Pirinc-MM55 ve Nikalium-118 Alaşımlarının Yapay Deniz Suyunda Korozyon Davranışları ve Pirinc Alaşımlarına Benzotriazol'un İnhibitor Etkisinin Araştırılması*. Doktora Tezi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
353. Bereket, G. ve Gerengi, H. (2015). How truly electrochemical measurements are evaluated in corrosion researches. *Korozyon Dergisi*, 21(1-3), 33-44.
354. Asan, A. (2004). *Yumuşak Çelikler Üzerine Polipirol Kaplama Koşullarının Araştırılması ve Korozyondan Koruma Etkinliğinin Belirlenmesi*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1-130.
355. UGITECH. (2015). *Malzeme Muayene Sertifikası ASTM F 138/13 (AISI 316 LVM)*. UGITECH, Fransa.
356. ASTM International. (2013). *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size (ASTM E 112)*. ASTM, USA.
357. Türk Standartları Enstitüsü. (1992). *Torna Kalemleri Ömür Deneyi (TS 10329 (ISO 3685))*. Türk Standartları Enstitüsü, Ankara.
358. İnternet: SKF Lubrioil MQL Yağının Teknik Özellikleri, URL: https://www.skf.com/binaries/pub12/Images/0901d19680126cc5-1-5102-EN_tcm_12-32233.pdf, Son Erişim Tarihi: 20.07.2019.
359. Kistler. (1997). *Kistler Type 9257B Three Component Dynamometer Operating Instructions*. The Kistler Group, Switzerland.
360. Raytek. (2011). *Miniature Infrared Sensor Operating Instructions (Raytek MI3)*. Raytek Co., USA.
361. Mahr. (2005). *MARSURF Mobile Roughness Measurement Devices Operation Manuel (Mahr Perthometer M1)*. Mahr GmbH, Germany.
362. Alexander, L. (2007). Atomic force microscopy grain structure characterization of perpendicular magnetic recording media. *Engineering Physics, University of Arizon*, 134-135.
363. Pang, C. H., Hing, P., and See, A. (2002). Application of phase-imaging tapping-mode atomic-force microscopy to investigate the grain growth and surface morphology of TiSi₂. *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures* 20(5), 1866-1869.
364. Kokubo T. and Takadama H. (2006), How useful is SBF in predicting in vivo bone bioactivity. *Biomaterials*; 27(15): 2907-2915.
365. Vidal C.V. and Munoz A.I. (2008), Electrochemical characterisation of biomedical alloys for surgical implants in simulated body fluids. *Corrosion Science*, 50(7), 1954-1961.

366. Williams, J. E., Smart, E. F. and Milner, D. R. (1970). The metallurgy of machining- Part 2 Cutting of single-phase, two-phase, and some free-machining alloys.. *Metallurgia*, 81(484), 51-59.
367. Williams, J. E., Smart, E.F. and Milner, D. R. (1970). The metallurgy of machining- Part 1 Basic considerations and the cutting of pure metals. *Metallurgia*, 81(483), 3-10.
368. Shen, B., Shih, A.J. and Tung, S.C. (2008). Application of nanofluids in minimum quantity lubrication grinding. *Tribology Transactions*, 51(6), 730-737.
369. Ueda, T., Hosokawa, A. and Yamada, K. (2006). Effect of oil mist on tool temperature in cutting. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 128, 130-135.
370. Dhar, N.R., Kamruzzaman, M. and Ahmed, M. (2006). Effect of minimum quantity lubrication (MQL) on tool wear and surface roughness in turning AISI-4340 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 172(2), 299-304.
371. Khan, M.M., Mithu A., M.A.H. and Dhar, N.R. (2009). Effects of minimum quantity lubrication on turning AISI 9310 alloy steel using vegetable oil-based cutting fluid. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(15-16), 5573-5583.
372. Işık, Y. (2007). Investigating the machinability of tool steels in turning operations. *Materials and Design*, 28(5), 1417-1424.
373. Kaczmarek, J. (1976). Principles of Machining by Cutting, Abrasion and Erosion, Stevenage: Peter Peregrinus Ltd.
374. Hriberšek M., Šajn V., Pušavec F., Rech J. and Kopač J. (2016). The procedure of solving the inverse problem for determining surface heat transfer coefficient between liquefied nitrogen and inconel 718 workpiece in cryogenic machining. *Strojniški vestnik-Journal of Mechanical Engineering*, 62, 331-339.
375. Incropera, F.P. and DeWitt, D.P. (2011), *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*, 7th Edition. Canada: John Wiley & Sons.
376. Kaynak, Y., Karaca, H., Noebe, R, and Jawahir, I. S. (2013). Tool-wear analysis in cryogenic machining of NiTi shape memory alloys: A comparison of tool-wear performance with dry and MQL machining. *Wear*, 306(1-2), 51-63.
377. Hussein A., Hao L., Yan C. and Everson R. (2013). Finite element simulation of the temperature and stress fields in single layers built without-support in selective laser melting. *Materials & Design*, 52, 638-647.
378. Hosseini, A. and Kishawy, H. A. (2014). Cutting tool materials and tool wear. In Machining of titanium alloys. *Springer*, 31-56.
379. Diniz, A. E. and Ferreira, J. R. (2003). Influence of refrigeration/lubrication condition on SAE 52100 hardened steel turning at several cutting speeds. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43-3, 317-326.

380. Bruni, C., Forcellese, A., Gabrielli, F. and Simoncini, M., (2006). Effect of the lubrication-cooling technique, insert technology and machine bed material on the workpart surface finish and tool wear in finish turning of AISI 420B, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 46(12-13), 1547–1554.
381. Kurt M., Bakır B., Mutlu B., Atakök G. ve Girit O. (2012 4-5 Ekim). *INVAR 36 Demir-nikel alaşımının minimum miktarda yağlama (MQL) tekniği ile frezelenmesinde kesme parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkilerinin incelenmesi*. 3. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Ankara, 233-239.
382. İlhan, M., Çavuşoğlu, O., Dutan, A. ve Şeker, U. (2013 7-9 Kasım). *Talaş kaldırma işlemlerinde minimum miktarda yağlama (MQL) uygulamasının kesme hızı ve yağlama debisine bağlı olarak yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisinin araştırılması*. 4. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Kuşadası, 637-643.
383. Bruni, C., d'Apolito, F., Forcellese, A., Gabrielli, F. and Simoncini, M., (2008). Surface roughness modelling in finish face milling under MQL and dry cutting conditions. *International Journal of Material Forming*, 1(1), 503-506.
384. Ezugwu, E. O. (2005). Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(12-13), 1353-1367.
385. Uçun, İ., Aslantaş, K. ve Apaydın, D. (2010). Çok Kaplamalı Kesici takımla tornalama işleminin sonlu elemanlar yöntemiyle modellenmesi. *Electronic Journal of Machine Technologies*, 7(1): 69-82.
386. Sutherland, J. W., Kulur, V. N., King, N. C. and Von Turkovich, B. F. (2000). An experimental investigation of air quality in wet and dry turning. *Cirp Annals*, 49(1), 61-64.
387. McCabe, J. and Ostraff, M. A. (2001). Performance experience with near-dry machining of aluminum. *Tribology & Lubrication Technology*, 57(12), 22.
388. L'opez de Lacalle, L.N., Angulo, C., Lamikiz, A. and S'anchez, J.A. (2006). Experimental and numerical investigation of the effect of spray cutting fluids in high speed milling. *Journal of Materials Processing Technology*, 172(1), 11-15.
389. Dilip Jerold B. and Pradeep Kumar M. (2011). Experimental investigation of turning AISI 1045 steel using cryogenic carbon dioxide as the cutting fluid. *Journal of Manufacturing Processes*, 13(2), 113-119.
390. Vikram, C.H., Kumar, R. and Ramamoorthy, B. (2007). Performance of coated tools during hard turning under minimum fluid application, *Journal of Materials Processing Technology*, 185(1-3), 210-216.
391. Kaynak, Y., Karaca, H. and Jawahir, I. S. (2010, Haziran). *Sustainability evaluation in machining of NiTi shape memory alloy*. In 1st international Conference on Sustainable Life in Manufacturing, 40-47.

392. Hong, S.Y., Ding, Y. and Jeong, W. (2001). Friction and cutting forces in cryogenic machining of Ti-6Al- 4V. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 41(15), 2271-2285.
393. Çiçek, A., Kıvak, T., Turgut, Y., Uygur, İ. ve Ekici, E. (2011, Mayıs). *Derin kriyojenik işlemin kesme kuvvetleri, delik çapları ve takım ömrü üzerine etkileri*. 6th International Advanced Technologies Symposium, Elazığ, 33-36.
394. Kara, F., Aslantaş, K. and Çiçek, A. (2015). ANN and multiple regression method based modelling of cutting forces in orthogonal machining of AISI 316L stainless steel. *Neural Computing and Applications*, 26, 237-250.
395. Dhar N.R., Paul S. and Chattopadhyay A.B. (2002). Machining of AISI 4140 steel under cryogenic coolingtool wear, surface roughness and dimensional deviation. *Journal of Materials Processing Technology*, 123(3), 483-489.
396. Tasdelen B., Wikblom T. and Ekered S. (2008). Studies on minimum quantity lubrication (MQL) and air cooling at drilling. *Journal Of Materials Process Ingtechnology* 200(1-3), 339-346.
397. Lee, W.S., Chen, T.H., Lin, C.F. and Luo, W.Z. (2016). Dynamic mechanical response of biomedical 316L stainless steel as function of strain rate and temperature. *Bioinorganic Chemistry and Applications*, 2011, 1-13.
398. Che Haron, C. H., Ghani, J. A., Kasim, M. S., Soon, T. K., Ibrahim, G. A. and Sulaiman, M. A. (2011). Surface integrity of Inconel 718 under MQL condition. In *Advanced Materials Research*, 150, 1667-1672.
399. Kaibyshev, R., Sokolov, B. and Galiyev, A. (1970). The influence of crystallographic texture on dynamic recrystallization. *Textures and microstructures*, 32, 47-63.
400. Wang, M., Xin, R., Wang, B. and Liu, Q. (2011). Effect of initial texture on dynamic recrystallization of AZ31 Mg alloy during hot rolling, *Materials Science and Engineering: A*, 528(6), 2941-2951.
401. Del Walle, J.A. and Ruano, O.A. (2008), Influence of texture on dynamic recrystallization and deformation mechanisms in rolled or ECAPed AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 487(1-2), 473-480.
402. Mutlu, İ. (2014). Electrochemical corrosion behavior of TiN-coated biomedical Ti-Cu alloy foam in fluoride containing artificial saliva. *Metallurgical And Materials Transactions A*, 45(8), 3640-3649.
403. Linsa, V.F.C., Gonçalves, G.A.S., Leão, T.P., Soares, R.B., Costa, C.G.F. and Vianad, A.K.N. (2016). Corrosion resistance of AISI 304 and 444 stainless steel pipes in sanitizing solutions of clean-in-place process. *Materials Research*, 19(2): 333-338.
404. Phadnis, S.V., Satpati, A.K., Muthe, K.P., Vyas, J.C. and Sundaresan, R.I. (2003). Comparison of rolled and heat treated SS304 in chloride solution using electrochemical and XPS techniques. *corrosion science*, 45(11), 2467–2483.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ÖZDEMİR, Emin
 Uyruğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 12.02.1975, Bozkurt, Kastamonu
 Medeni hali : Evli
 Telefon : 0 (553) 296 60 76
 e-mail : emin.ozdemir@istanbul.edu.tr



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Doktora	Gazi Üniversitesi / İmalat Mühendisliği	Devam ediyor
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi / Makina Eğitimi	2001
Lisans	Trakya Üniversitesi / Makina Mühendisliği	2018
Lisans	Gazi Üniversitesi / Makina Eğitimi	1996

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2018-Halen	İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa Mühendislik Fakültesi	Öğretim Görevlisi
2013-2018	İstanbul Üniversitesi Mühendislik Fakültesi	Öğretim Görevlisi
2012-2013	Kardeş Elektrik A.Ş.	Proje Mühendisi
2009-2011	ARRAY Ltd. Şti.	Kalıphane Mühendisi
2008-2009	Tim Plastik Kalıp Teknolojileri A.Ş.	Kalıp Tasarım Mühendisi
2007-2008	Tezmaksan A.Ş.	Uygulama Mühendisi
2004-2006	Solmaz Mercan A.Ş.	Ürün Geliştirme Mühendisi
2000-2003	Plaset Plastik A.Ş.	Tasarım Mühendisi
1997-1999	Moreks Makina-MCM CNC Ltd. Şti.	Teknik Servis Mühendisi

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

405. Güllü, A., Özdemir, A. ve Özdemir, E. (2006). Experimental investigation of the effect of fibers on the mechanical properties of polypropylene (PP) and polyamide (PA6) plastics. *Material and Design*, 27(4), 316-323.
406. Güllü, A., Özdemir, E., ve Demir, H. (2001). Enjeksiyon parametrelerinin cam elyaf takviyeli polipropilen (PP) ve naylon 6 (PA6) kompozitlerin mekanik özelliklerine etkisinin araştırması. *T.C Niğde Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 5(1), 11-19.





GAZİ GELECEKTİR..