



MARMARA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



**SEÇİCİ LAZER ERGİTME METODU İLE
ÜRETİLMİŞ INCONEL 718 SÜPER ALAŞIM
MALZEMENİN MİKROYAPISAL
KARAKTERİZASYONU VE YÜKSEK
SICAKLIK ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

AKAY NEVCANOĞLU
0723319001

DOKTORA TEZİ

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Programı

DANIŞMAN

Prof. Dr. H. Özkan GÜLSOY

EŞ-DANIŞMAN

Prof. Dr. Bülent AYDEMİR

İSTANBUL, 2025



MARMARA UNIVERSITY
INSTITUTE FOR GRADUATE STUDIES
IN PURE AND APPLIED SCIENCES



**INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURAL
CHARACTERIZATION AND HIGH
TEMPERATURE PROPERTIES OF
INCONEL 718 SUPERALLOY MATERIAL
MANUFACTURED BY SELECTIVE LASER
MELTING METHOD**

AKAY NEVCANOĞLU
o723319001

Ph.D. THESIS

Department of Metallurgy and Materials Engineering
Metallurgy and Materials Engineering Program

Thesis Supervisor

Prof. Dr. H. Özkan GÜLSOY

Thesis Co-Supervisor

Prof. Dr. Bülent AYDEMİR

ISTANBUL, 2025

MARMARA ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Doktora Öğrencisi Akay NEVCANOĞLU'nun "Seçici Lazer Ergitme Metodu İle Üretilmiş Inconel 718 Süper Alaşım Malzemenin Mikroyapısal Karakterizasyonu Ve Yüksek Sıcaklık Özelliklerinin İncelenmesi" başlıklı tez çalışması, tarihinde savunulmuş ve jüri üyeleri tarafından başarılı bulunmuştur.

Jüri Üyeleri

Marmara Üniversitesi Prof. Dr. Hamit Özkan GÜLSOY (Danışman)

Marmara Üniversitesi Prof. Dr. Serdar SALMAN (Üye)

Marmara Üniversitesi Prof. Dr. Münir TAŞDEMİR (Üye)

Kocaeli Üniversitesi Prof. Dr. Rıdvan YAMANOĞLU (Üye)

Gebze Teknik Üniversitesi Prof. Dr. Mustafa TÜRKMEN (Üye)

ONAY

Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun tarih ve sayılı kararı ile Akay NEVCANOĞLU'nun Metalürji ve Malzeme Mühendisliği, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Programında Doktora derecesi alması onanmıştır.

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

Prof. Dr. Bülent MERTOĞLU

TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim ve tez çalışmalarım boyunca; bilgi ve birikiminden her aşamada yararlandığım, tecrübesi, alanındaki bilgi-donanımı, ilgisi ve sonsuz sabrı ile bu süreçte en büyük destekçim olan, saygıdeğer hocam ve tez danışmanım, Sayın Prof. Dr. Hamit Özkan GÜLSOY'a ve eş danışmanım, Sayın Prof. Dr. Bülent AYDEMİR'e minnetlerimi ve teşekkürlerimi sunarım.

Bu tezin hazırlanması sırasındaki teknik desteklerinden dolayı; Sayın Doç. Dr. Meral ÖZOMAY'a, Sayın Prof. Dr. Rıdvan YAMANOĞLU'na, Marmara Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi'ne (Proje No: FDK-2022-10553) ve bu yaşıma kadar eğitimimde emeği geçen tüm hocalarıma teşekkürü borç bilirim.

Çekme testlerini gerçekleştiren Sayın Aygün GÜNGÖR'e ve aşınma testlerini yürüten Sayın Ertuğrul BAYRAM'a emeklerinden dolayı teşekkür ederim.

Bana yaşam sevinci ve heyecanı veren oğlum Demir'e, hiçbir zaman sevgisini ve desteğini esirgemeyen hayat arkadaşım Şeyma'ya ve beni büyüten, faydalı bir birey olmam için hiçbir fedakârlıktan kaçınmayan anne-babama teşekkür ederim.

Demir'e...

MAYIS 2025

AKAY NEVCANOĞLU

İÇİNDEKİLER

ONAY.....	
TEŞEKKÜR	iv
İÇİNDEKİLER	v
ÖZET	ix
ABSTRACT	x
YENİLİK BEYANI.....	xi
SEMBOLLER	xii
SEMBOLLER (Devamı)	xiii
SEMBOLLER (Devamı)	xiv
KISALTMALAR	xv
KISALTMALAR (Devamı)	xvi
ŞEKİL LİSTESİ	xvii
TABLO LİSTESİ	xx
DENKLEMLER	xxi
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
1.1. Giriş	1
1.1.1. Ekllemeli imalat teknolojilerinin tarihsel gelişimi	1
1.1.2. Hızlı prototipleme.....	2
1.1.2.1. CAD ile parçanın modellenmesi.....	2
1.1.2.2. CAD modelinin universal bir yazılım diline çevrilmesi.....	3
1.1.2.3. STL formatındaki modelin katmanlar halinde tanımlanması	4
1.1.2.4. Katmanlar halinde biriktirme ile prototipin üretilmesi	4
1.1.2.5. Prototipin tabladan ayrılması ve bitirme	5
1.1.3. Hızlı prototipleme teknikleri	5
1.1.3.1. Stereolitografi	8

1.1.3.2. Seçici Lazer Sinterleme	9
1.1.3.3. Lamine Obje İmalatı (LOM-Laminated Object Manufacturing)	11
1.1.3.4. Ergiyik Biriktirme Modellemesi.....	12
1.1.3.5. Dijital Işık Prosesi	13
1.1.3.6. Bağlayıcı Püskürtme (Binder Jetting - BJ).....	14
1.1.4. Eklemeli imalat biriktirme teknikleri	15
1.1.4.1. Kütleme	16
1.1.4.2. Sinterleme.....	17
1.1.4.3. Ergime-katılaşma.....	18
1.1.5. Eklemeli imalat yöntemlerinin uygulanabilirliği, avantaj ve dezavantajları	19
1.1.6. Eklemeli imalat yöntemlerinin kullanım alanları	21
1.1.7. Eklemeli imalatta günümüz trendleri ve gelecek projeksiyonu.....	26
1.2. Amaç.....	29
2. GENEL BİLGİLER.....	30
2.1. Süper Alaşımlar	30
2.1.1. Süper alaşımların ortaya çıkışı ve kullanım alanları	30
2.1.2. Süper alaşımların bünyesinde bulunan elementler ve etkileri	33
2.1.3. Süper alaşımlarda yaşlandırma sonrası oluşan fazlar ve özellikleri	34
2.1.3.1. Ostenit matris ve geçiş fazları	34
2.1.3.2. İntermetalik fazlar, karbürler, boritler ve nitrürler	38
2.1.4. Süper alaşımların sınıflandırılması.....	40
2.1.4.1. Demir esaslı süper alaşımlar.....	40
2.1.4.2. Kobalt esaslı süper alaşımlar	42
2.1.4.3. Nikel esaslı süper alaşımlar	44
2.2. Inconel 718™ Nikel Esaslı Süper Alaşım.....	48
2.3. Seçici Lazer Ergitme	52

2.4. Literatürde Konuyla İlgili Çalışmalar	56
3. MATERYAL VE YÖNTEM.....	65
3.1. Çalışmada Kullanılan Toz ve Özellikleri	65
3.2. SLM Üretimi ve Numunelerin Eldesi.....	66
3.3. Isıl İşlemler ve Numunelerin Sınıflandırılması	68
3.4. Yapılan Testler ve Karakterizasyon İşlemleri	70
3.4.1. Yoğunluk tayini	70
3.4.2. Mikrosertlik testleri	70
3.4.3. Mikroyapı İncelemeleri	71
3.4.4. Çekme Testleri.....	72
3.4.5. Aşınma Testleri	73
3.4.6. EDS Analizleri.....	74
3.4.7. XRD Analizleri.....	75
4. BULGULAR ve TARTIŞMA	76
4.1. Yoğunluk Verileri.....	76
4.2. Vickers Mikrosertlik Testi Sonuçları	78
4.3. Çekme Testleri.....	81
4.3.1. Oda sıcaklığı çekme testi sonuçları	81
4.3.2. Yüksek sıcaklık çekme testi sonuçları.....	85
4.4. Aşınma Testleri	90
4.4.1. Oda sıcaklığı aşınma testi sonuçları	90
4.4.2. Yüksek sıcaklık aşınma testi sonuçları.....	96
4.5. Karakterizasyon	101
4.5.1. Mikroyapısal Karakterizasyon.....	101
4.5.2. XRD analizleri.....	109
4.5.3. EDS analizleri.....	114

4.6. Kırık Yüzey İncelemeleri	120
5. SONUÇLAR ve ÖNERİLER	125
5.1. Sonuçlar	125
5.2. Öneriler	126
KAYNAKLAR	127
ÖZGEÇMİŞ	135



ÖZET

SEÇİCİ LAZER ERGİTME METODU İLE ÜRETİLMİŞ INCONEL 718 SÜPER ALAŞIM MALZEMENİN MİKROYAPISAL KARAKTERİZASYONU VE YÜKSEK SICAKLIK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Seçici Lazer Ergitme yöntemi ile üretimi gerçekleştirilen Inconel 718 malzemenin, farklı yaşlandırma prosesleri sonrası, yüksek sıcaklıkta ve oda sıcaklığındaki özellikleri hadde ürünü Inconel 718 ile kıyaslanarak incelenmiştir. Bu bağlamda; üretildiği haliyle, geleneksel yaşlandırma ve soğutma kontrollü yaşlandırma ısıtma işlemleri sonrası hadde ve SLM ürünü numunelere, yoğunluk ve Vickers mikrosertlik ölçümü, oda-yüksek sıcaklık çekme ve aşınma testleri uygulanmıştır. Optik mikroskop ve SEM yardımıyla, mekanik testler öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri alınmıştır. Mekanik testler ve mikroyapı görüntülemelerinden elde edilen bilgiler, XRD ve EDS gibi karakterizasyon teknikleri ile desteklenerek, yorumlanmıştır. Kırık yüzey görselleri üzerinden fraktografik incelemeler yapılmıştır.

Bu çalışma için geliştirilen soğutma kontrollü yaşlandırma ısıtma işlemine tabi tutulmuş numunelerin, oda sıcaklığında geleneksel yolla yaşlandırılmış numunelere kıyasla daha yüksek performans sunduğu anlaşılmıştır. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testlerinde, soğutma kontrollü yaşlandırma ile SLM numunelerin kopma uzamasında yaklaşık %20, hadde numunelerde ise yaklaşık %50'lik bir artış sağlanmıştır. Hem oda sıcaklığı hem yüksek sıcaklık aşınma dayanımında iyileşme tespit edilmiştir. Soğutma kontrollü yaşlandırma sayesinde ostenitik matris oluşumu tam anlamıyla gerçekleşmiş, ostenitik geçiş fazların ve metal karbürlerin çökmesi sağlanmıştır.

Anahtar Kelimeler: Inconel 718, Seçici Lazer Ergitme, Yüksek Sıcaklık Çekme Testi, Yüksek Sıcaklık Aşınma Testi, Elementel ve Faz Analizi, Kırık Yüzey İncelemeleri.

ABSTRACT

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION AND HIGH TEMPERATURE PROPERTIES OF INCONEL 718 SUPERALLOY MATERIAL PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING METHOD

The properties of Inconel 718 material manufactured by Selective Laser Melting at room and high temperatures after different ageing processes have been investigated by comparing them with wrought Inconel 718. In this context, density measurement, Vickers microhardness measurement, room and high temperature tensile and wear tests were performed on the as-produced, wrought and SLM product samples after conventional aging and cooling controlled aging heat treatments. Microstructure images were taken before and after mechanical tests by optical microscope and SEM. The information obtained from mechanical tests and microstructure images were supported and interpreted by characterisation techniques such as XRD and EDS. Fractography analyses were performed on the fracture surface images.

The specimens cooling-controlled aging heat-treated developed for this study were found to offer higher performance at room temperature compared to conventionally aged specimens. In tensile tests carried out at room temperature, an increase of about 20% in the elongation at break of SLM specimens and about 50% in rolling specimens was achieved by cooling-controlled aging. Both room temperature and high-temperature abrasion resistance were improved. Thanks to cooling-controlled aging, austenitic matrix formation was fully realized and austenitic transition phases and metal carbides were precipitated.

Keywords: Inconel 718, Selective Laser Melting, High-Temperature Tensile Testing, High-Temperature Wear Testing, Elemental and Phase Analysis, Fractography.

YENİLİK BEYANI

SEÇİCİ LAZER ERGİTME METODU İLE ÜRETİLMİŞ INCONEL 718 SÜPER ALAŞIM MALZEMENİN MİKROYAPISAL KARAKTERİZASYONU VE YÜKSEK SICAKLIK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Bu doktora tezinde SLM ile üretilen Inconel 718 numunelerin yüksek sıcaklık özelliklerinin incelenmesi, geleneksel yöntemlerle üretilmiş numunelerle kıyaslanarak, detaylıca ve birçok yeni yaklaşım kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmanın literatüre sağlaması beklenen katkılar ve özgün değeri aşağıda halinde sıralanmıştır:

- Süper alaşımların ve Inconel 718'in Türkçe literatürüne katkı sağlayacaktır.
- Eklemeli imalat ile üretilmiş Inconel 718 malzemelerin yüksek sıcaklık özelliklerini bir bütün halinde ve geleneksel yöntemlerle karşılaştırmalı olarak sunan, derleme niteliğinde bir kaynaktır.
- SLM üretimi numunelerin özellikleri incelenirken, literatürde kabul görmüş referansların yanı sıra, hadde ürünü numuneler de aynı aşamalardan geçirilerek objektif bir kıyaslama yoluna gidilmiştir.
- Geleneksel yaşlandırma prosesine potansiyel bir alternatif olarak, konuyla ilgili gelecekte gerçekleştirilecek çalışmalara referans olması beklenen yeni bir yaşlandırma tekniği geliştirilmiştir.
- Eklemeli imalat ile üretilmiş Inconel 718 malzemenin oda sıcaklığında ve 650 °C sıcaklıkta çekme test sonuçları bir arada incelenmiş ve karakterize edilmiştir.
- Literatürde nadir araştırılmış olan "Inconel 718'in yüksek sıcaklık aşınması" konusu detaylıca irdelenmiştir. Çalışmamızın, konuyla ilgili literatürdeki sınırlı bilgiye, yeni ve detaylı veriler sunmasıyla, sıkça başvurulmuş bir kaynak olması beklenmektedir.
- Eklemeli imalat ile üretilmiş Inconel 718'in yüksek sıcaklık çekme ve aşınma testleri sonrası yüzeyleri bir arada incelenmiş ve karakterize edilmiştir.
- Yaşlandırma sonrası SLM ürünü Inconel 718 mikroyapısında kararlı hale gelmiş birçok çökelti ve faz görüntülenmiş ve karakterize edilmiştir.

Prof. Dr. H. Özkan GÜLSOY

Prof. Dr. Bülent AYDEMİR

Akay NEVCANOĞLU

SEMBOLLER

h : Katman Yüksekliği

α : Yığılma Açısı

N : Azot

Ar : Argon

He : Helyum

S : Kükürt

T_s : Sinterleme Sıcaklığı

T_m : Ergime Sıcaklığı

T_h : Homolog Sıcaklık

Ti : Titanyum

Al : Alüminyum

V : Vanadyum

Cr : Krom

Co : Kobalt

Ni : Nikel

K : Kelvin

ϵ_{creep} : Sürünme Gerilmesi

t : Zaman

$d\epsilon/dt$: Sürünme Hızı

Fe : Demir

Mo : Molibden

C : Karbon

Mn : Mangan

Si : Silisyum

P : Fosfor

Nb : Niyobyum

B : Bor

W : Tungsten

V : Vanadyum

Hf : Hafniyum

Ta : Tantalyum

SEMBOLLER (Devamı)

Re	: Renyum
Cu	: Bakır
La	: Lantan
Zr	: Zirkonyum
Mg	: Magnezyum
Y	: İttriyum
δ	: Delta
γ	: Gama
γ'	: Birincil gama
γ''	: İkincil gama
β	: Beta
η	: Eta
χ	: H
μ	: Mi
P	: Larson - Miller Parametresi
E	: Larson - Miller Sabiti
σ_c	: Sürünme Gerilmesi
E_A	: Enerji yoğunluğu - Andrews sayısı
P_L	: Lazer gücü
V	: Tarama hızı
h	: Ergime merkezleri arası mesafe
τ	: Komşu iki ergime havuzunun kesişim bölgesinin yüksekliği
t	: Katman kalınlığı
r	: Ergime havuzunun yarıçapı
Sc	: Skandiyum
D₉₀	: Parçacıkların %90' nının altında olduğu ortalama çap
ρ_t^x	: Teorik yoğunluk
$\%w^x$	: Ağırlık yüzdesi
ρ_t	: Teorik yoğunluk
ρ_{ϕ}	: Ölçülen yoğunluk
ρ_k	: Kısmi yoğunluk
HV	: Vickers sertliği

SEMBOLLER (Devamı)

HCl : Hidroklorik asit

HNO₃ : Nitrik asit



KISALTMALAR

3D	: Üç Boyutlu
AM	: Eklemeli İmalat
ASTM	: Amerikan Test ve Malzemeler Topluluğu
RP	: Hızlı Prototipleme
SLS	: Seçici Lazer Sinterleme
FDM	: Ergiyik Biriktirme Modellemesi
ISO	: Uluslararası Standartlar Organizasyonu
CAD	: Bilgisayar Destekli Tasarım
Ar-Ge	: Araştırma - Geliştirme
STL	: Standart Üçgenleme Dili
SLA	: Stereolitografi
mm	: Milimetre
SLM	: Seçici Lazer Ergitme
UV	: Ultraviyole
VP	: Tekne Polimerizasyonu
DLP	: Dijital Işık Prosesi
CLIP	: Sürekli Sıvı Arayüzü Üretimi
CDLP	: Sürekli Dijital Işık Prosesi
PM	: Toz Metalürjisi
pLS	: Polimer Lazer Sinterleme
IR	: Kızılötesi
PBF	: Toz Yatağı Füzyonu
LOM	: Lamine Obje İmalatı
ABS	: Akrilonitril Bütadien Stiren
PLA	: Poliaktit
nm	: Nanometre
LED	: Işık Yayan Diyot
BJ	: Bağlayıcı Püskürtme
ITAB	: Isı Tesiri Altındaki Bölge
GMAW	: Gaz Metal Ark Kaynağı
STEM	: Bilim - Teknoloji - Mühendislik - Matematik
ANOVA	: Varyans Analizi

KISALTMALAR (Devamı)

HIP	: Sıcak İzostatik Presleme
ağ.	: Ağırlıkça
VIM	: Vakum İndüksiyon Ergitme
AISI	: Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
XRD	: X-Işını Difraksiyonu
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
HMT	: Hacim Merkezli Tetragonal
EDX	: Enerji Dağılımlı X-Işını
GCP	: Geometrik Sıkı Paket
TCP	: Topolojik Sıkı Paket
HSP	: Hekzagonal Sıkı Paket
L-PBF	: Lazer Toz Yatağı Füzyonu
dk	: Dakika
sa	: Saat
LNSM	: Lazer Net Şekli İmalatı
EBSD	: Elektron Geri Saçınım Spektroskopisi
AFM	: Atomik Kuvvet Mikroskobisi
FFM	: Sürtünme Kuvvet Mikroskobisi
TTT	: Sıcaklık/Dönüşüm/Zaman
GY	: Geleneksel Yaşlandırma
SK	: Sürtünme Katsayısı
SKY	: Soğutma Kontrollü Yaşlandırma
HRC	: Rockwell C Sertliği
EBM	: Elektron Demeti Ergitme
keV	: Kilo Elektron Volt

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 1.1. a) Bir fincanın CAD modeli ve b) STL formatı.	3
Şekil 1.2. 3D prototip katmanlarının tasarımı.	4
Şekil 1.3. SLA cihazının şematik gösterimi	9
Şekil 1.4. Parça maliyeti - üretim hacmi ilişkisi.....	9
Şekil 1.5. SLS cihazının şematik gösterimi.....	11
Şekil 1.6. LOM cihazının şematik gösterimi.....	12
Şekil 1.7. FDM cihazının şematik gösterimi.....	13
Şekil 1.8. DLP cihazının şematik gösterimi	14
Şekil 1.9. BJ cihazının şematik gösterimi	15
Şekil 1.10. Kauçuğun vulkanizasyonu.	16
Şekil 1.11. Sinterlemede iki küre modeli	17
Şekil 1.12. Döküm sonrası oluşan farklı mikroyapılar.....	18
Şekil 1.13. a) İçi boş küre ve b) konformal soğutma kanallı, SLM parçalar	21
Şekil 1.14. AM tekniklerinin kullanım alanları (%).....	22
Şekil 1.15. a) Tribün bıçağı tamiri ve b) tamir edilmiş tribün bıçağı	22
Şekil 1.16. a) Yapay kulak kepçesi ve b) diş implantı.....	23
Şekil 1.17. Kontur işçiliği şematik gösterimi	23
Şekil 1.18. AM ile üretilmiş a) BMW ön tamponu b) MINI trim parçası.	25
Şekil 1.19. Ti-6Al-4V alaşımından SLM ile üretilmiş gözenekli uyluk kemiği.	28
Şekil 2.1. General Electric fabrikasında uçak motoru üretimi (1961).....	31
Şekil 2.2. Elementlerin süper alaşımlardaki etkileri.	34
Şekil 2.3. γ matris ve γ' geçiş fazlarına ait birim kafeslerin gösterimi.	35
Şekil 2.4. Yükselen sıcaklıklarda Ni-Al-Ti üçlü denge faz diyagramı.	36
Şekil 2.5. Yaşlandırma sonrası süper alaşım mikroyapısı.....	36
Şekil 2.6. Ostenit fazlarının EDX yardımıyla gösterimi	37
Şekil 2.7. a) Dendrit kolları arası TCP ve b) Yaşlandırma sonrası γ , γ' , γ'' fazları.	39
Şekil 2.8. 900 °C' de Co-W-Al üçlü denge diyagramı.....	43
Şekil 2.9. Geçiş metallerinin periyodik tablodaki yerlerine göre kristal yapıları.....	46
Şekil 2.10. Bazı malzemeler için σ_c -P ilişkisi.	47
Şekil 2.11. Inconel 718 standart ısıtıl işlem basamakları.	51
Şekil 2.12. a) Hadde ve b) standart ısıtıl işlem sonrası SEM görselleri (2kX).	52

Şekil 2.13. SLS ve SLM imalat şeması.	53
Şekil 2.14. a) SLM imal yönü, b) imal yönüne dik, c) şematik gösterimi.....	55
Şekil 2.15. Inconel 718 süper alaşıma ait TTT diyagramı.	60
Şekil 2.16. a) Füzyon bölgesinde ve b) ana metalde Laves fazları.....	61
Şekil 2.17. Metallerde tipik aşınma oranı-yol grafiği ve aşınma bölgeleri	62
Şekil 3.1. Sentese-Bir gaz atomize küresel Inconel 718 toz parçacıkları (500X).	65
Şekil 3.2. EOS M290 SLM cihazı.	66
Şekil 3.3. Deneysel çalışmalar için SLM ile üretilen parçalar.	66
Şekil 3.4. a) Çekme numunesi teknik çizimi, b) fikstüre bağlı çekme numunesi.....	67
Şekil 3.5. a) Çekme ve b) aşınma testleri sonrası hadde ve SLM numuneler.....	68
Şekil 3.6. a) SFL ısıtıl işlem fırını, b) Protherm atmosfer kontrollü tünel tip fırın.....	68
Şekil 3.7. GY ve SKY ısıtıl işlem basamakları.	69
Şekil 3.8. OLYMPUS, BX51M optik mikroskop.	71
Şekil 3.9. JEOL marka JSM-IT100 SEM.....	71
Şekil 3.10. Zwick marka Z600 model çekme testi cihazı.	72
Şekil 3.11. Turkeyus marka POD/HT/WT model aşınma cihazı.....	74
Şekil 3.12. Zeiss marka, Evo-MA10 model SEM.....	74
Şekil 3.13. Shimadzu marka LabX XRD-6100 model XRD cihazı.....	75
Şekil 4.1. Ölçülen ve kısmi yoğunluk değerleri.	76
Şekil 4.2. Optik mikroskop ile elde edilen parlatılmış numune yüzeyleri.	77
Şekil 4.3. Vickers mikrosertlik testi değerleri.....	78
Şekil 4.4. a) Dendritik SLM-HAM ve b) eşeksenli dörtgensel H-HAM mikroyapıları. 79	
Şekil 4.5. a) SLM-SKY ve b) H-SKY numune taneleri (100X).....	80
Şekil 4.6. Oda sıcaklığı gerilme - % uzama grafiği.	83
Şekil 4.7. Çekme testi sonrası a) SLM-GY ve b) SLM-SKY kesit ölçümleri (50X). ...	84
Şekil 4.8. SEM ile elde edilmiş a) SLM-GY ve b) SLM-SKY mikroyapıları (1kX). ...	85
Şekil 4.9. Yüksek sıcaklık (650 °C) gerilme-% uzama grafiği.	88
Şekil 4.10. Yüksek sıcaklık çekme testi a) H-GY, b) SLM-GY kesit ölçümleri (50X). 88	
Şekil 4.11. OM ile elde edilmiş a) H-GY ve b) SLM-GY mikroyapıları.	89
Şekil 4.12. Oda sıcaklığı sürtünme kat sayısı-yol grafiği.	91
Şekil 4.13. a) H-HAM ve b) SLM-HAM aşınmış yüzey mikroyapıları (500X).....	92
Şekil 4.14. a) SLM-GY, b) H-GY, c) SLM-SKY, d) H-SKY aşınma yüzeyi (500X). .	93

Şekil 4.15. a) SLM-GY ve b) SLM-SKY numune aşınma izi ölçümleri (20X).	95
Şekil 4.16. Yüksek sıcaklık sürtünme kat sayısı - yol grafiği.	97
Şekil 4.17. SLM-HAM numune a) oda ve b) yüksek sıcaklık aşınma izleri (50X).	98
Şekil 4.18. a) SLM-GY ve b) SLM-SKY yüksek sıcaklık aşınma mikroyapıları (250X).	99
Şekil 4.19. a) SLM-GY ve b) SLM-SKY yüksek sıcaklık aşınma izleri (50X).	100
Şekil 4.20. Aşınma izi kenarında klivaj a) kırılmış partikül, b) kopmuş yüzey (250X).	100
Şekil 4.21. a) H-HAM, b) H-GY, c) H-SKY, d) SLM-HAM, e) SLM-GY, f) SLM-SKY numunelere ait genel mikroyapı görünümleri.	101
Şekil 4.22. Tarama yönünde SLM-HAM numune mikroyapısı (SEM-100X).	103
Şekil 4.23. SLM-HAM numune ergime havuzu mikroyapısı (OM).	103
Şekil 4.24. SEM ile elde edilmiş, a) H-GY, b) H-SKY, c) SLM-GY ve d) SLM-SKY numune ortalama tane boyutu ölçümleri (100X).	105
Şekil 4.25. a) H-GY ve b) H-SKY tane sınırı çökeltileri (2,5kX).	106
Şekil 4.26. a) SLM-GY ve b) SLM-SKY matrisine yerleşmiş çökeltiler (500X).	107
Şekil 4.27. a) SLM-GY fazları, b) nano boyutta kübik γ'-Ni₃Al fazı.	108
Şekil 4.28. Tüm numunelere ait XRD spektrumları ve tespit edilen fazlar.	109
Şekil 4.29. Tüm numunelere ait EDS spektrumları ve tespit edilen elementler.	115
Şekil 4.30. SLM-SKY numune kırık yüzey kesitinde EDS ile tespit edilen çökeltiler.	116
Şekil 4.31. SLM-SKY numune kırılma yüzeyinde EDS ile tespit edilen çökeltiler. ...	117
Şekil 4.32. Çalışmada tespit edilen diğer MC tipi karbürler; a) Cr_xC_y ve b) NbC.	118
Şekil 4.33. Tane sınırında çökelmiş çubuk tipi NbC fazı partikülleri.	119
Şekil 4.34. SLM-SKY kırık yüzeyinde tespit edilen koyu kontrastta fazlar.	120
Şekil 4.35. a) H-HAM ve b) SLM-HAM numune kırık yüzey SEM görselleri (1kX).	121
Şekil 4.36. a) H-GY, b) H-SKY, c) SLM-GY ve d) SLM-SKY kırık yüzey görselleri (250X).	122

TABLO LİSTESİ

Tablo 1.1. 1999 yılına kadar patenti alınmış RP teknikleri.	6
Tablo 1.1. (Devamı) 1999 yılına kadar patenti alınmış RP teknikleri.	7
Tablo 2.1. Demir ve nikel esaslı süper alaşımlarda tespit edilen başlıca fazlar.	39
Tablo 2.2. Bazı Fe esaslı süper alaşımların başlıca özellikleri.	41
Tablo 2.3. Bazı Ni esaslı süper alaşımlar ve kimyasal bileşimleri (ağ. %)	45
Tablo 2.4. Inconel 718 kimyasal bileşimi (ağ. %).	49
Tablo 2.5. Inconel 718 süper alaşıma ait bazı özellikler.	50
Tablo 2.6. Yaşlandırılmış Inconel 718 için yüksek sıcaklık çekme testi verileri.	58
Tablo 2.7. Inconel 718 yaşlanma sıcaklığı - süresine göre sertlik değerleri (HV).	58
Tablo 3.1. Sentetik-Bir üretimi Inconel 718 toz kimyasal bileşimi (ağ. %)	65
Tablo 3.2. SLM üretim parametreleri.	67
Tablo 3.3. Birçelik A.Ş. firmasından alınan hadde Inconel 718 bileşimi (ağ. %).	67
Tablo 3.4. Numunelerin isimlendirilmesi.	69
Tablo 3.5. Çekme testlerinde kullanılan ISO 6892 standardına uygun parametreler.	72
Tablo 3.6. Aşınma testlerinde kullanılan ASTM-G99 standardında parametreler.	73
Tablo 4.1. Oda sıcaklığı çekme testi verileri.	82
Tablo 4.2. Yüksek sıcaklık (650 °C) çekme testi verileri.	86
Tablo 4.3. XRD yardımıyla tespit edilen fazlara ait bilgiler.	110

DENKLEMLER

Denklem 2.1. Larson-Miller Parametresi.....	47
Denklem 2.2. Enerji Yoğunluğu Bağıntısı.....	54
Denklem 3.1. Teorik yoğunluk.	70
Denklem 3.2. Kısmi yoğunluk.	70



1. GİRİŞ VE AMAÇ

1.1. Giriş

Yıllar boyunca kullanılagelmiş geleneksel üretim yöntemlerinde; çok yüksek sıcaklıklar, aşırı enerji sarfıyatı, büyük miktarlarda hammadde depolama, uzun üretim süreleri, aşınma ya da işleme kayıpları, atıkların kontrolü, otomasyon, tasarım sınırları vb... konularda güçlüklerle karşı karşıya kalınmıştır. Her proses için uygun bir üretim yöntemi geliştirmek ve bunu endüstriyel anlamda uygulanabilir kılmak, mühendisler için her dönemde aşılması gereken bir engel olmuştur. 1970'lerin sonunda seri üretim öncesi hızlı biçimde prototip parça elde edilmesine olanak veren ve Üç Boyutlu (Three Dimensional-3D) Yazıcı olarak bilinen teknoloji geliştirilmeye başlandı. 3D üretim teknolojileri özellikle enerji sarfıyatında ve üretim sürelerinde önemli ölçüde düşüş vadederken, minimum hammadde ile üretime olanak verir. Dolayısı ile daha az atık yaratır. Otomasyon tamamen bilgisayar kontrolü ile sağlanır, tasarım ise üreticinin yaratıcılığına bağlıdır. Nihai parça özelliklerini seri üretim öncesi kontrol edebilmek, üreticilere hayati avantajlar sağlar. Tüm bu gelişmeler olumlu karşılanırsa da ilk uygulamalarda elde edilen parçaların boyut toleransları yetersiz, kullanılan malzemeler kısıtlı ve üretim maliyetleri çok yüksekti. Geniş kitlelerce 3D üretim olarak tanınan bu yöntemler, katmanlar halinde biriktirme ile üretim imkânı sağladığı için endüstriyel ve akademik çevrelerde Eklemeli İmalat (Additive Manufacturing-AM) adı ile anılmaya başlandı [1,2].

1.1.1. Eklemeli imalat teknolojilerinin tarihsel gelişimi

AM, ASTM (American Society for Testing and Materials) F2792-10 [3] standardında, “Geleneksel makineyle işleme gibi çıkarmalı üretim metodolojilerinin aksine, malzemelerin 3 boyutlu model verilerinden nesneler yapmak için genellikle üst üste katmanlar şeklinde birleştirilmesi sürecidir.” ifadesi ile tanımlanmıştır. AM yöntemleri 1980'lerin başından itibaren geleneksel yöntemlerle üretilecek parçaların bir modelinin elde edilmesi ihtiyacı ile gündeme gelmiştir. Üretim geliştirme sürecinin kısaltılması amacıyla yapılan bu model parça üretimi Hızlı Prototipleme (Rapid Prototyping-RP) olarak bilinmektedir. 3D Systems Inc. Firması tarafından, 1982 yılında ilk kez katı hammaddeden 3D parça, 1984 yılında ise ilk 3D yazıcı üretildi. İlk endüstriyel RP cihazı, Kasım 1987'de Detroit'te yapılan Autofact Fuarı'nda aynı firma

tarafından görücüye çıkarıldı. Bir sonraki yıl, Seçici Lazer Sinterleme (Selective Lazer Sintering-SLS) ve Ergiyik Biriktirme Modellemesi (Fused Deposition Modelling-FDM) teknoloji yöntemleri geliştirilmiştir. AM uygulamaları endüstride, 1990'ların ortasından itibaren yüksek çözünürlükte parça üretilmesi sayesinde, ticari anlamda kullanılmaya başlanmıştır. 2000'li yılların sonuna doğru açık kodlu cihazların üretilmesi sonrası, günümüzde AM teknolojileri evlerde kullanılacak kadar yaygın hale gelmiştir. 2008 yılında, AM prosesleri için tüm dünyada harcanan paranın 1 milyar dolar seviyesini aşması, bu teknolojilerin küresel anlamda önemli bir yer edinmeye başladığını göstermiştir. Bu gelişme üzerine, 2009 yılında ASTM ve 2011 yılında Uluslararası Standartlar Organizasyonu (International Organization for Standardization-ISO), AM teknolojilerinin standardizasyonu için komiteler kurdu. İki kurum 2016 yılında Eklemeli İmalat Standartları Geliştirme (Additive Manufacturing Standards Development) adında ortak bir bildiri yayınladı [1,2,4,5].

1.1.2. Hızlı prototipleme

RP, Bilgisayar Destekli Tasarım (Computer Aided Design-CAD) yardımıyla veri tabanlarında tasarlanan parçanın, katmanlar halinde biriktirilerek 3D üretimine dayanır. RP uygulamaları, AM proseslerinin geliştirilmesinde öncü olduğu için stratejik önem taşımaktadır. CAD yardımıyla tasarlanan prototipler RP ile hızlıca üretilir. Böylelikle, nihai parçanın sahip olması istenen özellikler kolaylıkla tasarlanabilir. Prototipler; görsel, yapısal ve mekanik özellikleri bakımından optimize edildikten sonra, en uygun koşullar belirlenir ve kısa sürede seri üretime geçilmiş olur. RP yöntemlerinin geliştirilmesi sayesinde, geleneksel yöntemlerle haftalar süren üretim süreçleri saatler seviyesine düşürülmüştür. İlk dönemlerde RP ürünleri sadece nihai parça hakkında genel olarak fikir verirken, günümüzde ise ticari anlamda ve Ar-Ge (Araştırma-Geliştirme) aşamasında kullanılan 30'un üzerinde proses geliştirilmiştir. RP üretim aşamaları aşağıda genel hatları ile açıklanmıştır [1,4,6].

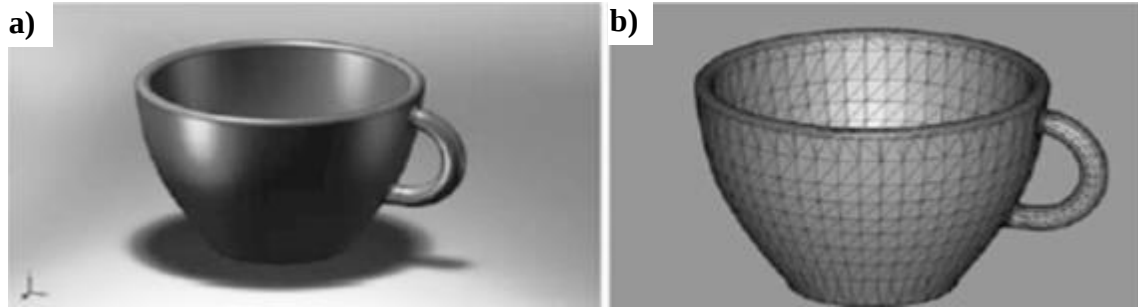
1.1.2.1. CAD ile parçanın modellenmesi

RP teknikleri ile üretimin ilk aşaması parçanın 3D modelinin oluşturulmasıdır. Bu işlem ya parça geometrisinin bir CAD yazılımında tasarlanması ya da tersine mühendislik yöntemleri yardımıyla yine bir CAD yazılımına aktarılması ile gerçekleşir. Parça dizaynı, mühendislik malzemelerinin çalışma performansını doğrudan etkileyen bir etken olmakla birlikte, çalışmamızın konusu değildir. Tersine mühendislik

uygulamaları, özellikle ithal ikamesi ya da maliyet odaklı üretim yapan işletmelerde son 50 yılda sıklıkla kullanılan bir çözümdür. Bu yöntemle yapılan modelleme, mevcutta bulunan bir parçanın genellikle optik ya da lazer tarayıcılar yardımıyla 3D modelinin çıkarılmasına dayanır. Böylelikle parçanın 3D modellenmesi; Autocad, 3DS MAX, SketchUp, Thinkercad, Autodesk123D, Solid... vb. yazılımlardan biri ile tamamlanmış olur. Bu yazılımlar sayesinde, üretim öncesi yapılan modelleme ile yalnızca parça geometrisi değil, elektriksel, termal, statik, dinamik, mekanik, aerodinamik vb... özellikler de tasarlanabilmektedir. CAD ile hazırlanan model; tekrar tekrar tasarlanabilen, başka parçalar ile kombine edilebilen ya da parçalarına ayrılabilen, doğaya zarar vermeden, neredeyse ücretsiz üretilmiş ve defalarca kullanılabilecek elektronik bir kalıp gibidir [1,4,7].

1.1.2.2. CAD modelinin üniversal bir yazılım diline çevrilmesi

CAD modelinin RP cihazlarında tanınarak, işlenebilmesi için uygun bir ara yüzünde dönüştürülmesi gerekmektedir. CAD modelinin RP programına tanıtıldığı bu ara yüzler, modeli çok küçük parçalar halinde tamamlar. AM cihazlarının çoğunda Standart Üçgenleme Dili (Standard Triangulation Language-STL) kullanılmaktadır. STL, CAD modelini üçgensel parçalar halinde AM cihazına tanımlar. Şekil 1.1.'de bir fincanın CAD modeli (a) ve STL formatı (b) gösterilmiştir [1,4].

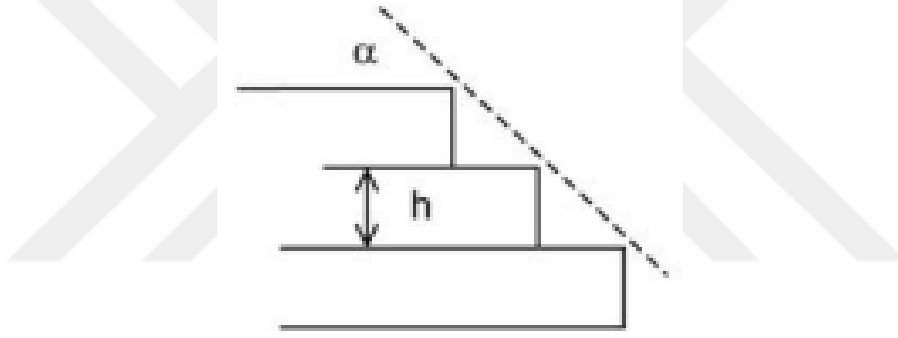


Şekil 1.1. a) Bir fincanın CAD modeli ve **b)** STL formatı [4].

STL formatını oluşturan her üçgen, AM cihazı tarafından üç ayrı vektör noktası olarak tanınır. Böylelikle, modelin matematiksel bir ifadesi elde edilmiş olur. Stereolitografi (SLA), STL formatının kullanıldığı ilk RP tekniği olarak bilinmektedir. Solüsyondan geleneksel polimer üretiminin (polimerizasyon), 3D imalatına adapte edildiği yöntem, STL formatının uyumluluğu sayesinde, AM tekniklerinin günümüze kadar gösterdiği gelişimin başlangıcı olmuştur [4].

1.1.2.3. STL formatındaki modelin katmanlar halinde tanımlanması

STL formatına dönüştürülmüş modelin katmanlar halinde üretimi öncesi, bu katmanların yazılıma tanıtılması gerekmektedir. RP ile elde edilecek 3D prototipin iki boyutlu dilimler halinde tasarımında, eşit yükseklikte katmanlar tanımlanır. Katmanların yüksekliği (h) genellikle 0,01-0,7 mm arasında tasarlanabilir. Üretim öncesi parçanın büyüklüğü, inşa yönü ve tabla üzerindeki yeri belirlenir. Katmanların yüksekliği nihai parçanın yüzey pürüzlülüğünü etkileyecektir. Şekil 1.2. incelenirse; katman yüksekliği arttıkça, yığılma açısına (α) da bağlı olarak, yüzey pürüzlülüğünün arttığı görülmektedir. Bu durum; hem nihai parçanın yüzey kalitesini belirler, hem de yüzey özelliklerinin etki ettiği mekanik özellikleri (yorulma, darbe dayanımı vb.) kontrol eder. Katman yüksekliği seçimi bu anlamda büyük önem taşımaktadır. Eğer prototip inşa edilirken destek kullanılacaksa, yine bu aşamada tasarlanmalıdır [1,7,8].



Şekil 1.2. 3D prototip katmanlarının tasarımı [8].

1.1.2.4. Katmanlar halinde biriktirme ile prototipin üretilmesi

RP uygulamalarının tümünde üretim, hammaddenin katmanlar halinde bir tabla üzerine biriktirilmesi sayesinde yapılır. Hammadde; solüsyon, toz, levha ya da filament formunda olabilir. Malzeme olarak; seramik, cam, organik maddeler (dekoratif gıda üretiminde), polimer, metal ya da reçine seçilebilir. Hammaddenin formu ve malzemesine bağlı olarak birçok teknik geliştirilmiştir. Üretim tekniğine bağlı olarak; ergitme, sinterleme, polimerizasyon ya da kürleme yapılır. Nihai parça inşa edilirken; tabla, enerji kaynağı ya da her ikisi birlikte hareket ettirilerek, istenen forma ulaşılır. Üretim parametrelerinin optimizasyonu ile yüzey pürüzlülüğü, boyut toleransı ve mekanik özellikler kontrol edilebilir [1,6,8].

1.1.2.5. Prototipin tabladan ayrılması ve bitirme

Üretilen prototipin, RP cihazından mekanik hasar verilmeden çıkarılması, tabladan ayrılması, temizlenmesi ve yüzey işlemleri RP üretiminin son aşamasını oluşturur. Her RP tekniği için kendine özgü ayırma yöntemleri uygulanmakla birlikte, prototipin kullanım amacına göre bitirme işlemlerinin de yapılması gerekebilir. RP cihazından ayrılan prototipin üretiminde destek kullanılmışsa öncelikle bu parçalar prototipten ayrılır. Toz hammadde ile üretim sonrası parçanın etrafında birikmiş tozun, solüsyon ya da reçine ile üretim yapılmışsa bu sıvıların uzaklaştırılması gerekir. RP ile üretilen parçaların yüzey pürüzlülüğü ve boyut toleransına bağlı olarak, prototipin zımparalanması hatta bazen taşlanması gerekebilir. Polimerizasyon ya da kürlleme ile üretilen prototiplere ikincil bir kürlleme uygulanabilir. Bazı metal prototiplere bu aşamada ısıtma işlemi yapılır. Metal malzemelere yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla bilye ile dövme gibi uygulamalar yapılabilir. L. Hackel ve ark. [9] 316L paslanmaz çeliğinden Seçici Lazer Ergitme (Selective Laser Melting-SLM) yöntemiyle ürettikleri yorulma test numunelerini; dövülmemiş, mekanik dövülmüş ve lazer ile dövülmüş olarak sınıflandırdılar. Yorulma davranışları incelendiğinde; lazer ile dövülmüş numunelerin, dövülmemişlere kıyasla, %60 ila 80 daha uzun servis süresi sunduğu tespit edilmiştir. Antipas, boya ya da koruyucu kaplamalar da yine bu aşamada yapılan işlemler arasında sayılabilir. Tüm bu işlemler AM literatüründe proses sonrası (post-processing) olarak anılmakta ve parçanın mekanik özelliklerine olumlu etkileri kabul edilmektedir [1,6–9].

1.1.3. Hızlı prototipleme teknikleri

Stereolitografi yönteminin 1970'lerin sonunda keşfi ile başlayan RP tekniklerinin serüveni, günümüzde patenti alınmış ve hali hazırda Ar-Ge aşamasında olan çok sayıda uygulama sayesinde uzun yıllar daha endüstriye yön verecek gibi görünüyor. Bir heykeltıraşın eserinin son halini tasarlamak için polimer hammaddeden basılmış bir heykelcik, bir spor otomobilin yüksek alaşımlı çelikten üretilmiş turbo tribünü ya da atmosfer dışına gönderilecek bir uzay mekiğinin süper alaşım malzemeden elde edilmiş kritik bir parçası gibi çeşitli ihtiyaçlar farklı RP tekniklerinin geliştirilmesine önayak olmuştur. Tablo 1.1.'de 1999 yılına kadar geliştirilen 43 farklı RP tekniği alfabetik sırayla listelenmiştir [1,2,8].

Tablo 1.1. 1999 yılına kadar patenti alınmış RP teknikleri [8].

Yöntemin Adı	Kısa Ad	Türkçe Karşılığı
3 Dimensional Printing	3DP	3 Boyutlu Yazdırma
3 Dimensional Printing-Milling	3DWM	3 Boyutlu Yazdırma-İşleme
Ballistical Partical Manufacture	BPM	Balistik Partikül İmalatı
Contour Crafting	CC	Kontur İşleme
Curved Laminated Object Manufacture	CLOM	Kavisli Lamine Parça İmalatı
Direct Light Fabrication	DLF	Direk Işıkla Üretim
Direct Laser Metal Sintering	DLMS	Direk Lazer Metal Sinterleme
Electrochemical Liquid Deposition	ECLD	Elektrokimyasal Sıvı Birikimi
Extrusion and Deposition of Semi-Solid Metals	EDSSM	Yarı Katı Metallerin Ekstrüzyonu ve Biriktirmesi
Extrusion Free Forming	EFF	Ekstrüzyon Serbest Formlama
Electrophotographic Powder Deposition for Freeform	EPDFE	Serbest Form Elektrofotografik Toz Biriktirme
Fused Deposition of Ceramics	FDC	Ergimiş Seramik Biriktirme
Fused Deposition Modelling	FDM	Ergiyik Biriktirme Modelleme
Fused Deposition of Metals	FDMet	Ergiyik Metal Biriktirme
Fast Freeforming Fabrication	FFF	Hızlı Serbest Form Üretimi
Fast Inkjet	FI	Hızlı Mürekkep Püskürtme
Gas Metal Arc Welding	GMAW	Gaz Metal Ark Kaynağı
Local Chemical Reaction Heat by Laser Scanning	LCRHLS	Lazer Tarama ile Yerel Kimyasal Reaksiyon Isıtma
Laser Chemical Vapour Deposition	LCVD	Lazer Kimyasal Buhar Birikimi
Laser Diode Manufacturing	LDM	Lazer Diyot İmalatı
Laminated Engineering Materials	LEM	Lamine Mühendislik Malzeme

Tablo 1.1. (Devamı) 1999 yılına kadar patenti alınmış RP teknikleri [8].

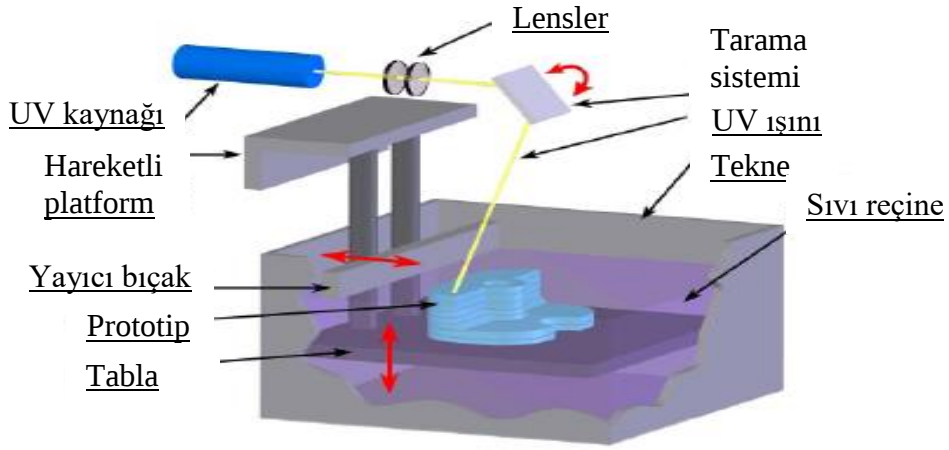
Laser Engineered Net Shape	LENS	Laser Tasarım Ağ Biçimleme
Layered Manufacture	LM	Katmanlı İmalat
Laser Microchemical Lathe	LML	Laser Mikrokimyasal Tornası
Laminated Object Manufacturing	LOM	Lamine Obje İmalatı
Multimaterial Selective Laser Sintering	M2SLS	Çoklu Seçici Lazer Sinterleme
Mesoscopic Shape Deposition Manufacturing	MeSDM	Mezoskopik Şekil Biriktirici İmalat
Mold Shape Deposition Manufacturing	MoSDM	Döküm Şekil Biriktirici İmalat
Pulsed Laser Deposition	PLD	Darbeli Lazer Biriktirme
Pointwise Powder Deposition	PPD	Noktasal Toz Biriktirme
Rapid Freeze Prototyping	RFP	Hızlı Katılaşma Prototipleme
Robocasting	RBC	Robotik Döküm
Rapid Pattern Based Powder Sintering	RPBPS	Hızlı Model Bazlı Toz Birikimi
Refrigerative Stereolithography	RSLA	Soğutucu Stereolitografi
Selective Area Laser Deposition	SALD	Seçici Alan Lazer Biriktirme
Selective Area Laser Deposition and Vapour Infiltration	SADVI	Seçici Alan Lazer Biriktirme ve Buhar Filtreleme
Solid Ground Curing	SGC	Katı Yüzey Kürleme
Stereolithography	SLA	Stereolitografi
Selective Laser Powder Remelting	SLPR	Seçici Lazer Toz Ergitme
Selective Laser Sintering	SLS	Seçici Lazer Sinterleme
Temperature Induced Forming	TIF	Sıcaklık Destekli Biçimleme
Thick Layer Prototyping	TLP	Kalın Katman Prototipleme
Wirefeed Direct Metals	WFDM	Tel Beslemeli Direk Metaller

Tablo 1.1.'de listelenen RP tekniklerinin birçoğu yıllar içinde geliştirilmiş, bir kısmının ise kullanımı azalmış ya da tamamen sonlanmıştır. Endüstride sıklıkla kullanılan RP yöntemleri başlıklar altında anlatılmaya çalışılmıştır.

1.1.3.1. Stereolitografi

SLA prosesi, RP teknikleri arasında en sık kullanılan yöntemlerden biridir. Solüsyondan polimer üretimine olanak sağlayan geleneksel kürleme tekniğinin bir AM yöntemi olarak uyarlanması ile geliştirilmiştir. Temelde, ışığa duyarlı polimer (fotopolimer) sıvı reçinenin ultraviyole (UV) ışık uygulanması yardımıyla katılaşmasına dayanır. Kullanılan reçineler UV ile sertleşebilen özelliktedir. Bir tekne içinde bulunan sıvı fotopolimer reçine yüzeyine uygulanan UV ışını bir katmanın katılaşmasını sağlar. Tabla hareket ettirilerek, yeni bir katman daha katılır (Bkz. Şekil 1.3.). SLA tekniğinde katman kalınlığı 0,05-0,25 mm arasındadır. Parça üretimi tamamlanana kadar bu işlem katman katman devam eder. Üretim sırasında parça formunun korunması için destekler de üretilebilir. SLA yöntemi; boyut toleransı, yüzey kalitesi ve karmaşık şekilli parça üretimi sağlaması gibi özellikleri ile ön plana çıkmaktadır. Üretim sonrası artık reçinenin temizlenmesi ve desteklerin parçadan ayrılması gerekir. Bazı uygulamalarda nihai parçaya fırınlama ya da ikincil bir kürleme yapmak gerekebilir. SLA tekniğinde hammadde olarak en sık kullanılan fotopolimer reçineler; polipropilen, epoksi ve akrilik olarak bilinir [1,6,8,10].

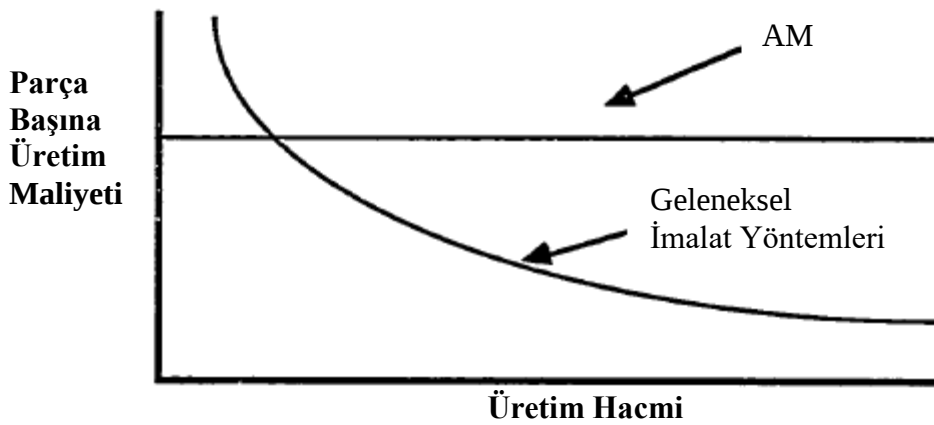
Bir tekne içindeki sıvı fotopolimer reçinelerin elektromanyetik dalgalar ile kürlenerek sertleştirildiği AM teknikleri, Tekne Polimerizasyonu (Vat Polymerization-VP) bilinmektedir. Kürleyici olarak genellikle UV kullanılsa da farklı dalga boylarında ışık kullanılan uygulamalar da mevcuttur. Bu uygulamalarda sıvı reçinenin sertleştirilmesi amacıyla; LED, lazer ışını ya da güçlü bir projektör kullanılabilir. VP uygulamalarında, kürleme sonrası ısıtıldığında formunu koruması nedeniyle termoset polimerler tercih edilir. Termosetlerin fotopolimerizasyonu geri döndürülemez bir işlemdir. Elektromanyetik dalga ışını sayesinde aktive olan karbon bağları, mukavemetli bir yapı oluşmasını sağlar. SLA ve Dijital Işık Prosesi (Digital Light Processing-DLP), VP yöntemleri arasında en sık kullanılan uygulamaların başında gelmektedir. Bunların yanı sıra; Sürekli Sıvı Arayüzü Üretimi (Continuous Liquid Interface Production-CLIP) ve Sürekli Dijital Işık Prosesi (Continuous Digital Liquid Processing-DCLP) önde gelen VP yöntemleri arasında sayılabilir [10–13].



Şekil 1.3. SLA cihazının şematik gösterimi [6].

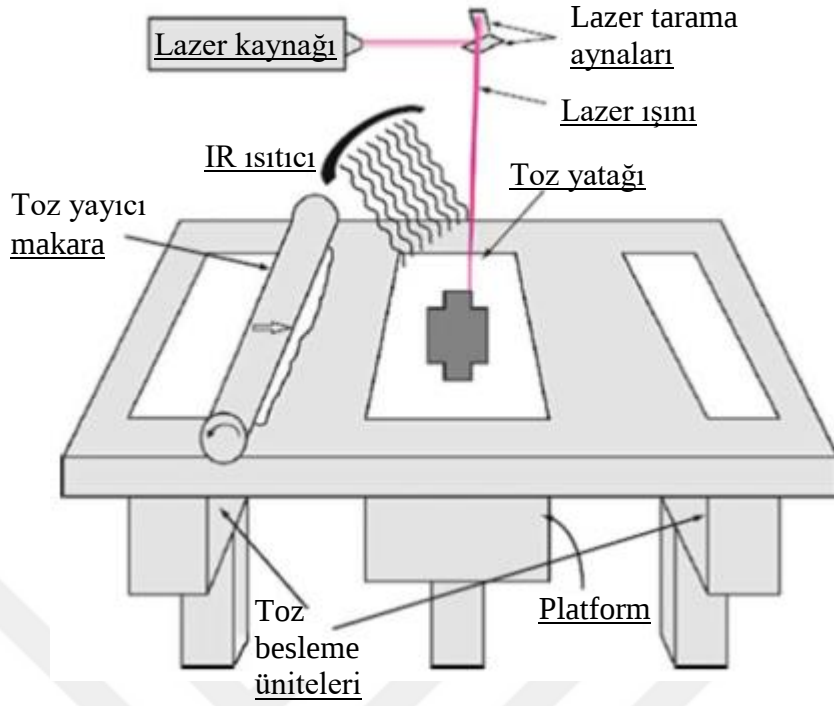
1.1.3.2. Seçici Lazer Sinterleme

Geleneksel Toz Metalürjisi (Powder Metallurgy-PM) üretim prosesinin RP yöntemlerine adapte edilmesi ile geliştirilmiştir. Bir yatağa serilmiş toz hammaddenin yüksek enerjili lazer yardımıyla sinterlenmesi prensibine dayanır. Prosesin mucidi Carl Robert Deckard, SLS yöntemini tanıttığı kitabında; parça maliyetinin üretim hacminin artması ile düşürülebildiğini, bu durumda spesifik parçaların üretilmesi için geleneksel imalat yöntemlerinin yüksek maliyetler yarattığını ortaya koymuştur. Üretilen her bir parçanın maliyetinin, üretim hacmi ile ilişkisini gösteren grafik Şekil 1.4.'te verilmiştir. Ayrıca, SLS ve benzeri 3D yazdırma uygulamalarının karmaşık ya da kavisli şekillere sahip parçaların üretiminde çok daha efektif olduğunu, CAD modeli üzerinden yapılan üretimin süreleri dramatik kısalttığını, bunun da maliyette ciddi tasarruf getirdiğini belirtmiştir [14].



Şekil 1.4. Parça maliyeti - üretim hacmi ilişkisi [14].

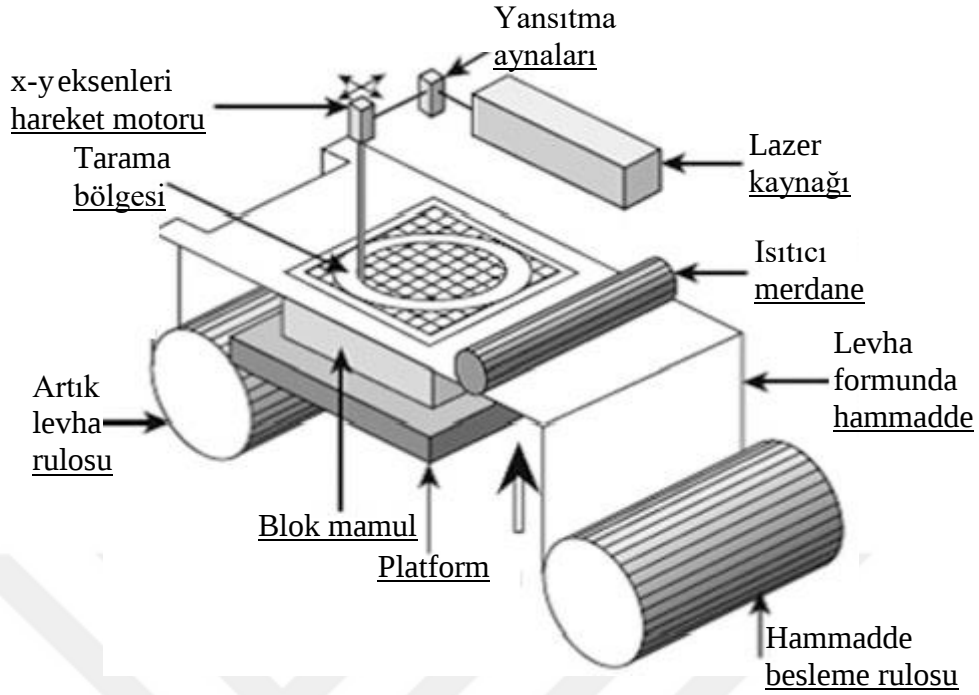
SLS yönteminde, tabla üzerine bir bıçak ya da rulo yardımıyla bir katman toz serilir. Serilen toz yüksek enerjili lazer ışını ile sinterlendikten sonra platform hareket ettirilir, yeni bir katman toz serilir ve yine lazer ile sinterlenir. Parça tamamlanana kadar bu işlem tekrar ettirilir. Polimer Lazer Sinterleme (Polymer Laser Sintering-PLS) başta olmak üzere birçok SLS uygulamasında toz yatağına kızılötesi (Infrared Red-IR) ışık ile ön ısıtma yapılır. Böylelikle sinterleme öncesi atom hareketleri dolayısı ile difüzyon hızlanmış olur. Lazer uygulanması ile difüzyon artar ve sinterleme gerçekleşir. SLS’de parça tozların içerisinde üretildiği için, toz yatağı destek görevi görür. Ayrıca destek üretilmez. Yöntem, bu özelliğinden dolayı Toz Yatağı Füzyonu (Powder Bed Fusion-PBF) teknikleri altında sınıflandırılır. Parça tamamlandıktan sonra etrafındaki tozlar temizlenir, parça tabladan ayrılır. Toz formunda üretilen neredeyse her hammadde toz yatağını oluşturabilir. Polimer, metal ve seramik hammaddede ile uygulamaları çok yaygındır. Çok yüksek mukavemette parça üretimine olanak verir. Tarama hızı, füzyon ile gerçekleşen AM yöntemlerine göre daha düşüktür. SLS’ de katman kalınlığı 0,08-0,5 mm arasındadır. Bu nedenle toz yatağını oluşturan hammaddenin partikül boyutunun 0,5 mm altında olması istenir. Temelde bir sinterleme prosesi olduğu için, üretilen parçanın porozitesi yüksek, yüzey kalitesi düşüktür. Cihazdan çıkarılan parçanın yüzeyi işlendikten sonra kullanımı tavsiye edilir. Geleneksel sinterlemede olduğu gibi toz karışımında bulunabilecek bağlayıcıların uzaklaştırılması gerekebilir. Bu nedenle parça SLS cihazından çıkarıldıktan sonra uygun sıcaklıkta fırınlanır. SLS cihazının kullanımı öncesi lazer kaynağının ısıtılması, işlem bittikten sonra ise soğutulması için uzun sürelere ihtiyaç duyulur. Ayrıca oksidasyon ve bozunmadan korunmak için; genel amaçlı kullanımda azot (N), bazı özel tozlar için ise argon (Ar) ya da helyum (He) atmosferi altında üretim yapılır. Tüm bunlar, üretim girdilerini ve süresini arttırdığı için, parça başı maliyetin yükselmesine neden olmaktadır. SLM yöntemi, sinterleme yerine ergime-katılaşma mekanizmasının kullanıldığı, temel hatları ile SLS yöntemine benzer basamakların izlendiği bir diğer RP yöntemidir. Şekil 1.5.’te SLS cihazının çalışma prensibi şematik olarak gösterilmiştir [1,4,8].



Şekil 1.5. SLS cihazının şematik gösterimi [4].

1.1.3.3. Lamine Obje İmalatı (LOM-Laminated Object Manufacturing)

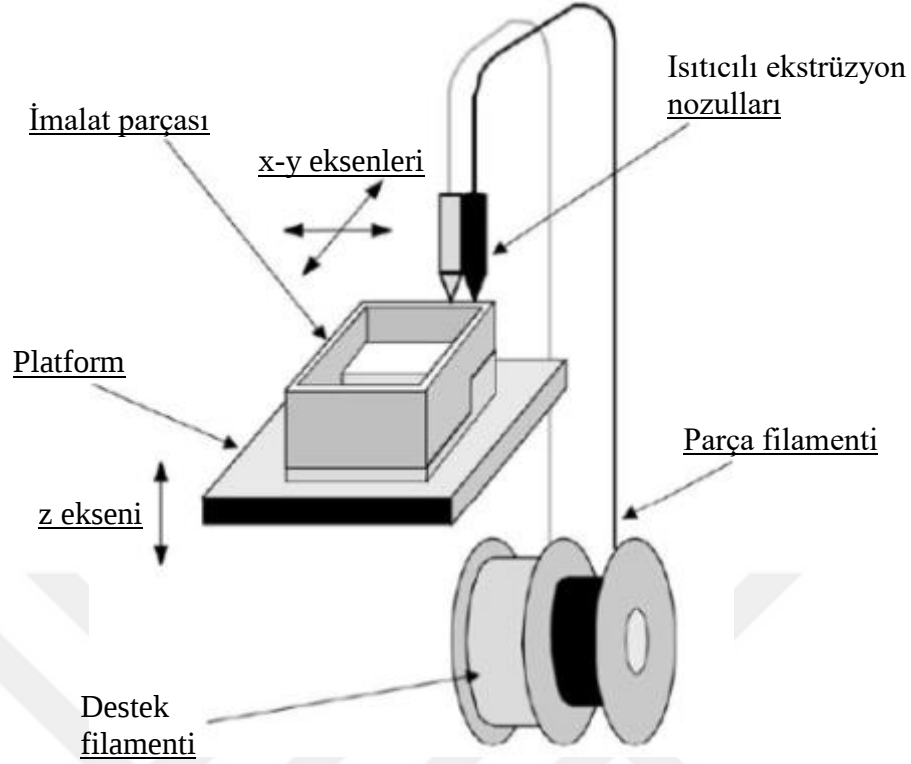
Proses, rulo olarak hazırlanmış levha formunda hammaddenin, ısı ile aktifleşen adeziv yapıştırıcılar sayesinde katmanlar halinde birleştirilmesi prensibine dayanır. Hammadde; metal, polimer, seramik ya da ahşap olabilir. Rulodan tablaya beslenen levhanın alt yüzüne adeziv yapıştırıcı uygulanır. Isıtılmış bir merdane levhanın üzerinden geçerken katmanlar birleşir. Merdane bloğa basınç uygulayarak, katmanların birleştirilmesini kolaylaştırır. Levha birleştirildikten sonra, yüksek enerjili bir lazer kaynağı sayesinde, CAD ortamında tasarlanan parça formu işlenir. Her katman sonrası, platform levha kalınlığı kadar aşağıya iner. LOM prosesinde katman kalınlığı 0,5-0,005 mm arasındadır. Nihai parça için gerekli yüksekliğe ulaşılan kadar, yukarıda anlatılan işlemler devam eder. İmalat tamamlandığında, levhanın parça dışında kalmış bölümleri çıkarılır. Bu bölümler imalat süresince destek görevi görür. Temelde iki boyutlu bir imalat yöntemi olmasına rağmen, hammadde olarak kullanılan levhanın üçüncü boyutu kazandırması sayesinde, 3D imalat yöntemleri arasında sınıflandırılmaktadır. Uygulama kolaylığı ve proses sonrası işleme gerek duyulmadığı için sık kullanılan bir yöntemdir. Ahşap parçadan prototip üretilen uygulamalar en yaygın kullanım alanı olarak bilinir. Şekil 1.6.'da LOM cihazı şematik olarak gösterilmiştir [4,15,16].



Şekil 1.6. LOM cihazının şematik gösterimi [4].

1.1.3.4. Ergiyik Biriktirme Modellemesi

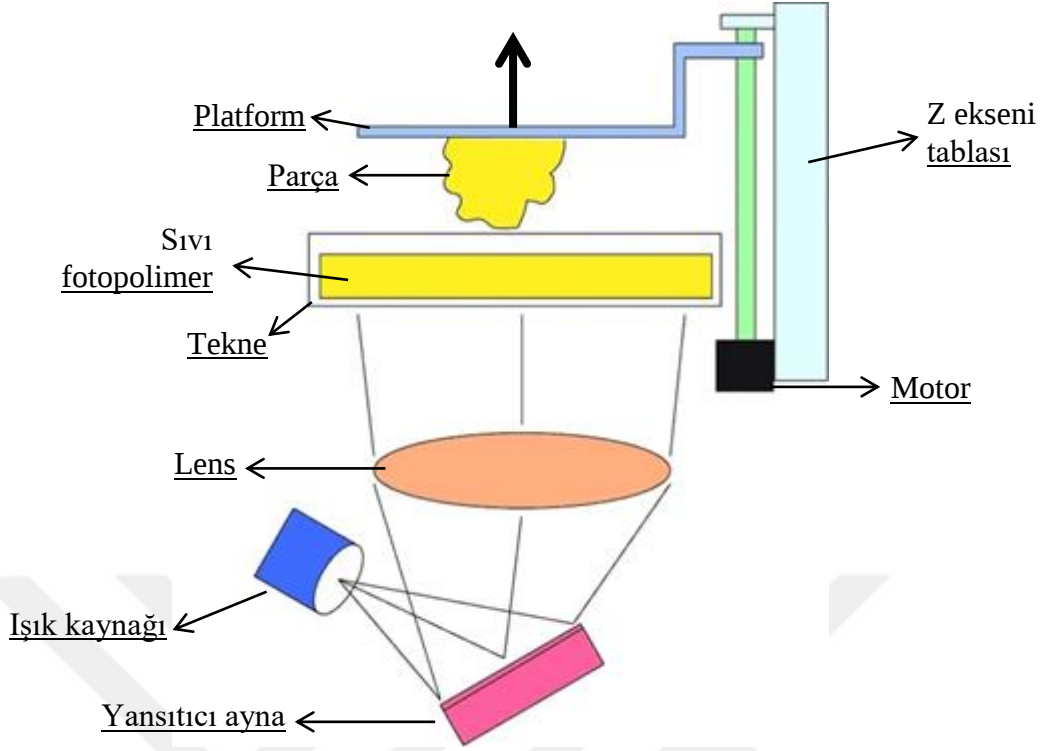
FDM yönteminde, filament formunda hammadde nozullardan ekstrüde edilerek ergitilir. Ergiyen damlacıklar platform üzerinde katılır. CAD yardımıyla tasarlanan parça katmanlar halinde oluşturulana kadar nozullar x-y eksenlerinde hareket ettirilir. Her katman sonrası platform z ekseninde hareket ettirilerek, parça üretilmiş olur. FDM prosesinde üretilen parçalar ABS (Acrylonitrile Butadiene Styrene) ve PLA (Polylactide) gibi termoplastiklerin ergimesi ve katılaşması mekanizması sayesinde elde edildiği için, destek üretimi de gereklidir. Bu nedenle biri ana parça, diğeri destek ünitelerini elde etmek amaçlı iki nozul bulunmaktadır. Parça üretimi tamamlandıktan sonra destekler ortadan kaldırılır. Destek, malzemesine göre; taşlama - zımparalama gibi mekanik yöntemlerin yanı sıra, uygun bir solüsyonda da çözdürülebilir. FDM yöntemi, Stratasy firmasının kurucusu Scott Crump tarafından 1992 yılında patentlendiğinden bu yana, geliştirilmiş tüm AM yöntemleri arasında, polimer malzemeler için en yüksek mukavemeti sağlayan prosestir. Günümüzde, FDM cihazının üretim maliyeti öyle uygun seviyelere gelmiştir ki, bu cihazın pratik versiyonları evlere kadar girmiştir. FDM cihazının şematik gösterimi Şekil 1.7.'de verilmiştir [4,17].



Şekil 1.7. FDM cihazının şematik gösterimi [8].

1.1.3.5. Dijital Işık Prosesi

SLA yöntemine benzer biçimde, hammadde olarak bir tekne içinde sıvı fotopolimer reçine kullanılan yöntemde, platform ve tekne ışık geçiren saydam özelliktedir. Tekne altından uygulanan ışık ile kurlenen reçine sertleşir. Her bir katmanın kurlenmesi sonrası platform z ekseninde aşağıya doğru hareket ettirilir. Parça imalatı tamamlanana kadar bu işlem devam eder. DLP cihazının çalışma prensibi Şekil 1.8.'de şematik olarak gösterilmiştir. DLP yönteminde en sık kullanılan hammadde, serbest radikal ışığa duyarlı reçinelerdir. Bu tip reçinelerin 405 nm altında dalga boyuna sahip ışık türleri ile kurlenmeleri güç ve maliyetlidir. Bu reçinelerin üretiminde, UV ışık yerine daha yüksek dalga boyuna (450 nm) sahip ışık yayan LED (Light Emitting Diode-Işık Yayan Diyot) projektörler kullanılır. Bunun yanı sıra, uygun reçinelerle üretimde, UV ışığın kullanıldığı DLP yöntemleri de mevcuttur. DLP yöntemi, çok yüksek çözünürlükte parça üretimine olanak verir. Böylelikle, proses sonrası işlem gerektirmez. Boyut toleransı mükemmele yakındır. DLP cihazlarının platformları genellikle 100x60 mm ile 190x120 mm arasında sınırlandırılmıştır. Büyük boyutlu parça üretim olanağı yoktur. DLP patentinin ve cihazının pahalı olması da kullanımını sınırlamaktadır [4,10].

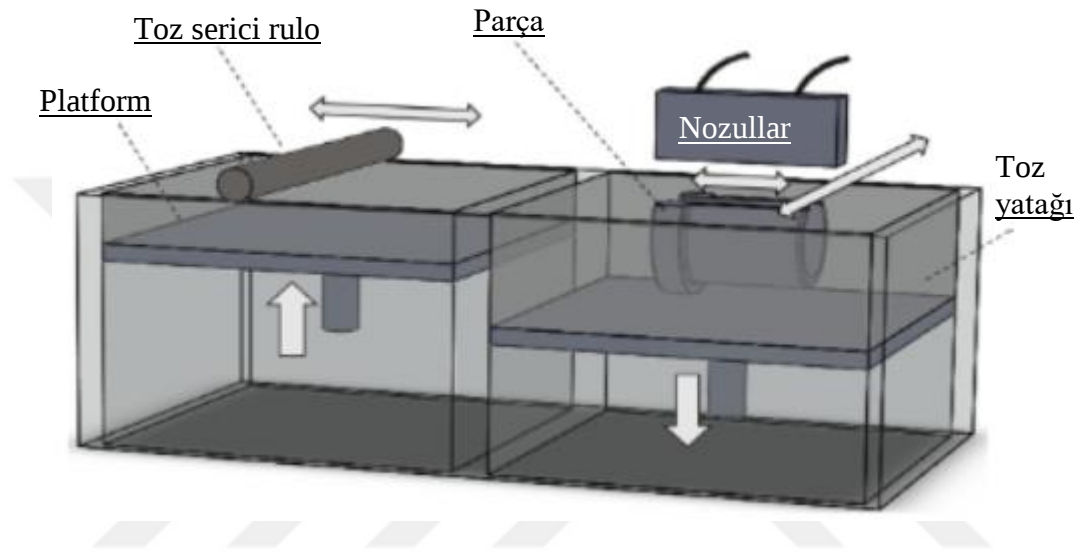


Şekil 1.8. DLP cihazının şematik gösterimi [18].

1.1.3.6. Bağlayıcı Püskürtme (Binder Jetting - BJ)

SLS yöntemine benzer biçimde parçanın bir toz yatağı içinde üretildiği RP yöntemidir. BJ; parçanın bir katmanını oluşturmak üzere, toz parçacıklarını birbirine bağlamak için, nozüllerin mikro incelikte sıvı damlacıkları püskürttüğü bir toz yatağı kullanır. Her püskürtme sonrası platform bir katman kadar aşağıya iner ve işlem bu biçimde devam eder. Toz yatağının titreşimli özelliğe sahip olması, toz serici rulonun basınç ya da ısı uygulamaları gibi ham parça yoğunluğunun dolayısı ile de mukavemetinin artırıldığı uygulamalar mevcuttur. BJ cihazının şematik gösterimi Şekil 1.9.'da verilmiştir. CAD formundaki parça (ham parça) oluşturulduktan sonra bağlayıcı maddeyi uzaklaştırmak ve sinterlemeyi gerçekleştirmek için parça uygun parametrelerde çalışacak bir fırına alınır. BJ ile üretilen parçalar, SLS prototipleri kadar mukavemetli olmasa da, bir seferde bir veya daha fazla parçanın yazdırılmasına izin verir. BJ prosesinin SLS yöntemine kıyasla en büyük avantajı; sinterleme işleminin, her katman için yüksek enerjili bir lazerle yapılması yerine, proses sonrası bir işlem olarak, ham parçanın şekillendirilmesi sonrası tek bir seferde, çok daha düşük enerji sarfiyat ile gerçekleştirilmesidir. Buna bağlı olarak, parça başına üretim süresi de dramatik biçimde azalmaktadır. Bağlayıcının uzaklaşması, difüzyonun tamamlanması, soğuma hızı,

atmosfer ve sıcaklık rejimi gibi parametreler fırında kolaylıkla kontrol edilebilir. Parça SLS yöntemindeki gibi toz yatağı içinde olduğu için destek üretilmez. Ham parça toz yatağından çıkarılır, fazla tozlar uzaklaştırılır, sinterlenir ve proses sonrası işlemlere tabi tutulur. Bağlayıcı ya da ana malzemenin püskürtülmesi sonrası termoset polimerlerin ışık ile kürlendiği AM teknikleri de bulunmaktadır. Yöntem proses akışı olarak BJ yöntemine benzemekle birlikte, katmanlar arası bağ fotopolimerizasyon ile sağlanır [2,4,19].



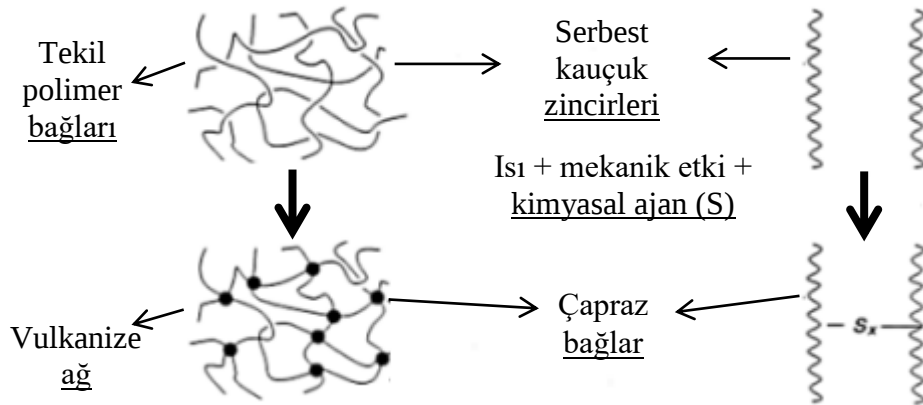
Şekil 1.9. BJ cihazının şematik gösterimi [19].

1.1.4. Eklemeli imalat biriktirme teknikleri

Kullanılan hammaddenin türü, kimyasal bileşimi ve fiziksel özellikleri AM proseslerinde farklı biriktirme teknikleri kullanılmasına neden olmuştur. Polimer, seramik, metal, ahşap, kompozit, organik vb. birçok farklı malzeme AM teknikleri ile üretilir. Üretim esnasında katmanların arasında kurulan bağ temelde; kütleme, sinterleme ya da ergime - katılma ile gerçekleştirilir. Her üç birleştirme tekniği de AM teknolojilerinin keşfinden çok daha önce geleneksel imalat yöntemlerinin geliştirilmesi sayesinde derinlemesine çalışılmış ve endüstride çok farklı kullanım alanları olan yöntemlerdir. Geleneksel tekniklerin AM proseslerine adaptasyonunda kullanılan parametreler, nihai parçanın mikroyapısını, dolayısı ile mekanik özelliklerini belirler. AM proseslerini anlayabilmek için, biriktirme tekniklerine göz atmak, katmanlar arasında oluşan bağların, fiziksel ya da kimyasal mekanizmalarını irdelenmek faydalı olacaktır [2,4].

1.1.4.1. Kürleme

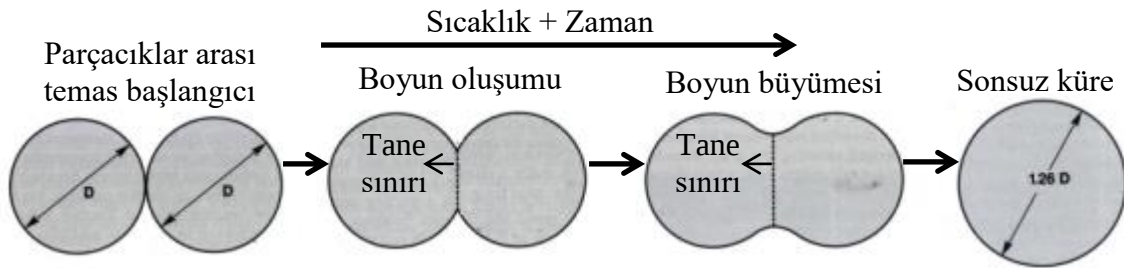
Kürleme, serbest polimer zincirlerinin çapraz bağlanması yardımıyla polimerin sertleştirilmesi prosesidir. Kürlemenin gerçekleşmesini sağlayan etki; ısı, kimyasal reaktörler, elektron ışıını ya da elektromanyetik dalga (ışık) olabilir. Termoset polimerlerin kürlenmesi ile oluşan çapraz bağların kurulması sonrası, aldıkları şekil geri döndürülemez. Kürlenen termoset polimer hammadde, toz ya da fotopolimer reçine formunda olabilir. Isı etkisi ile yapılan geleneksel kürleme; hammaddenin, bağlayıcılar ve kimyasal ajanlar ile birlikte 180 °C sıcaklıkta, bir otoklav fırında yoğunlaştırılarak (mekanik etki), sertleşmesine dayanır. Şekil 1.10.'da kauçuğun kürlenmesini temsil eden proses, vulkanizasyon adı ile bilinmektedir. Vulkanizasyon mekanizmasını hızlandırmak amacıyla katalizör olarak sıklıkla kükürt (S) kullanılır. Sıcaklık ve basınç etkisiyle vakum altında yapılan kürlemede, çapraz bağ yoğunluğu mekanik özellikleri belirler. Yüksek yatırım maliyeti, uzun üretim süresi ve üretim optimizasyonun zorluğu prosesin verimliliğini düşüren etkenler olarak ön plana çıkmaktadır. Kürleme prosesinin AM tekniklerine adapte edilmesi ile geleneksel üretim yöntemlerinin neden olduğu bazı olumsuzlukların önüne geçilebilmektedir. Polimer hammaddenin türü, çalışma sıcaklığındaki fiziksel hali, camsı geçiş sıcaklığı, çapraz bağ yoğunluğu ve ulaşması istenen mukavemet gibi özellikleri AM yönteminin kürleme tipini belirler. AM tekniklerindeki otomasyon kullanımı sayesinde, kürleme parametrelerinin kolaylıkla optimize edilmesi, istenilen mikroyapı özelliklerine ulaşılmasına olanak verir. Otomasyon ile üretim süresi ve kullanılan enerjide de dramatik düşüş sağlanır. Kürlemenin AM tekniklerine adaptasyonu, özellikle havacılık parçalarının üretimine olanak sağlamasıyla çığır açıcı nitelikte bir yenilik olmuştur [11,20].



Şekil 1.10. Kauçuğun vulkanizasyonu [20].

1.1.4.2. Sinterleme

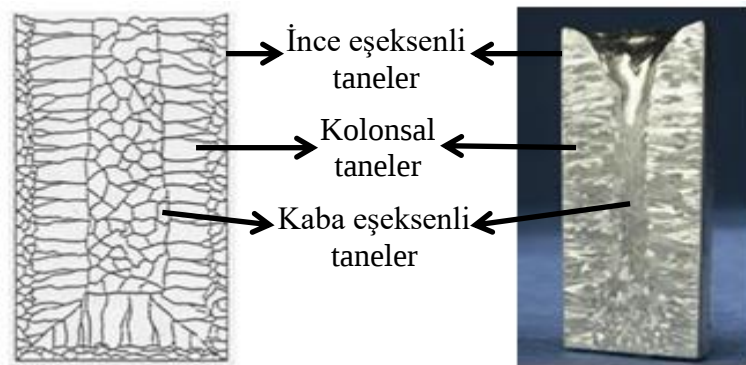
Geleneksel PM üretim yöntemi olan sinterleme, toz partiküllerine belli bir enerji uygulanarak, birçok farklı difüzyon mekanizmasının ilerlemesi sayesinde, madde taşınımı ile yoğunlaşmış bir parça elde edilmesi prensibine dayanır. Uygulanan enerji genellikle, partiküllerin birleşmesi için gerekli kütle taşınımı mekanizmasını aktifleştirecek, ancak ergime sıcaklığına (T_m -Melting Temperature) ulaşılmayacak seviyededir. Sinterleme sıcaklığı (T_s), malzeme ve parçacık boyutuna bağlı olmakla birlikte, çoğu sistemde $0,5-0,8 T_e$ aralığındadır. T_s/T_m , homolog sıcaklık (T_h) olarak bilinir ve malzemenin kimyasal kararlılığı arttıkça bu oran da artar. T_s arttıkça, parçacık boyutu düştükçe ve sinterleme süresi uzadıkça, kütle taşınımı artar, sinterleme daha hızlı gerçekleşir ve yoğunlaşma da artar. Ancak, yüksek T_s bazı olumsuzluklara (aşırı tane büyümesi gibi) neden olabileceği için, endüstriyel uygulamalarda çoğu zaman kimyasal katkıları ile bu sıcaklık düşürülür. Partiküllerin ideal küreler olduğu varsayılan iki küre modelinde, sinterlemenin başladığının göstergesi parçacıklar arasındaki boyun oluşumudur. Şekil 1.11.'de gösterilen iki küre modeli sinterleme süresince ilerleyen; boyun oluşumu, boyun büyümesi ve sonsuz küre aşamalarını temsil etmektedir. Sonuçta teorik olarak, başlangıç partiküllerinin tane sınırları göç etmiş ve ilk parçacık çapının (D) 1,26 katı çapında yeni bir partikül oluşmuştur. Parçacıkların birbirine temas ettiği her noktada bir difüzyon olduğu varsayılır. Bu durum; yüzeysel, hacimsel ve tane sınırlarında gerçekleşen kütle taşınımı ile etkisini gösterir. Sinterlemeyi tetikleyen viskoz ya da plastik akış ve parçacık yüzeyinden buharlaşarak ayrılan maddelerin neden olduğu farklı difüzyon mekanizmaları da vardır. Sinterlemenin biriktirme aşamasında (SLS) ya da biriktirme sonrası (BJ) yapıldığı çeşitli AM uygulamaları mevcuttur [21].



Şekil 1.11. Sinterlemede iki küre modeli [21].

1.1.4.3. Ergime-katılaşma

Geleneksel yöntemlerin çoğunda üretim prensibi ergime-katılaşma mekanizması üzerinden ilerler. Döküm, enjeksiyon kalıplama, atomizasyon, kaynak gibi yöntemlerde sıvı faza geçen malzeme prosese göre şekillendirilir. Şekillendirme, ergiyik malzemenin katılaşması ile gerçekleşir. Sıvı metal katılaşma sırasında; bir kalıp içinde, basınç altında, korumalı atmosferde ya da vakum ortamında bulunabilir. Malzemenin nihai mekanik özellikleri genellikle katılaşma şartlarına bağlıdır. Katılaşma hızı, metallerde malzemenin mikroyapı özelliklerini belirler. Örneğin, yüksek katılaşma hızlarında atomların düzenli bir sırada yerleşmesi için yeterli zaman bulunmaz ve böylelikle amorf katılar üretilebilir. Katılaşma hızının, mikroyapı gelişimine etkisinin en açık biçimde gözlenebileceği örneklerden biri; döküm sonrası kalıpta katılaşan sıvı metalin, kalıbın farklı bölgelerinde sahip olduğu değişen mikroyapılardır. Şekil 1.12.'de döküm sonrası farklı katılaşma hızlarından kaynaklı, tane boyutu ve şeklinde değişiklikler gözlenmektedir. İnce eşeksenli tanelerin olduğu kalıp çeperlerinde, katılaşmanın ısı gradyeni çok yüksektir. Hızlı soğuma şartlarında büyümek için yeterli zamanı bulamayan ve her yönde eşit ölçüde soğuyan sıvı metal, bu bölgede ince eşeksenli taneler halinde katılaşır. Kalıp çeperlerinden uzaklaştıkça ısı gradyeni, sıvı metalin akış yönünde daha düşüktür. Daha düşük soğuma hızı ve sıvı metalin kalıp merkezine doğru akışı nedeniyle, kolonsal taneler meydana gelir. Sıvı metalin daha düşük hızlarda soğuması sonucu kolonlar üzerinde yeni çekirdeklenmeler gerçekleşebilir. Çekirdeklerin büyümesini sağlayacak kadar düşük soğuma hızlarında ise kolonsal tanelerin kollarında yeni kolonlar uzar ve dendrit adı verilen tane yapısı oluşabilir. Kalıp merkezinde soğuma hızı, ilk iki bölgedekinin arasında bir değerdedir ve soğuma her yönde eşit gerçekleştiği için kaba eşeksenli taneler oluşur [22].



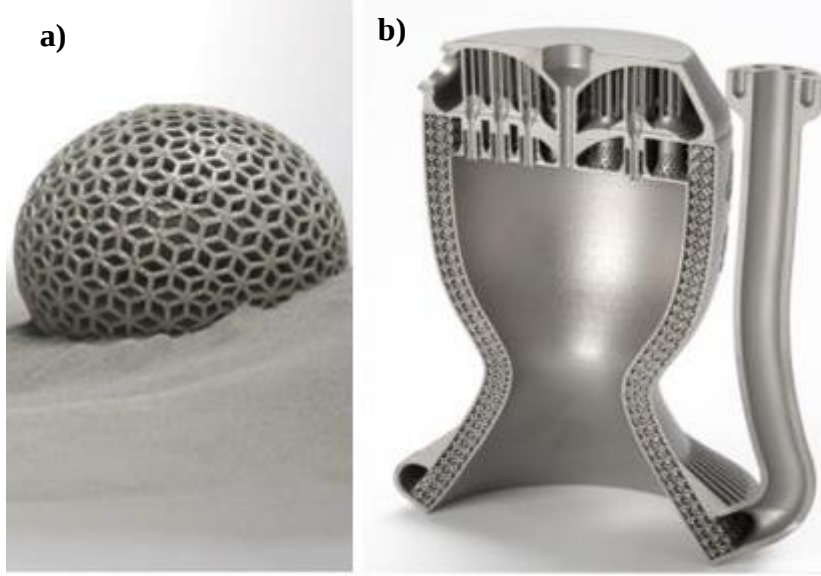
Şekil 1.12. Döküm sonrası oluşan farklı mikroyapılar [23].

Ergime-katılaşma yoluyla gerçekleştirilen üretimde en büyük sorun segregasyondur. Şekil 1.12.'de görülen segregasyon tipi makrosegregasyondur. Sıvı metalin içinde çekirdeklenmenin başladığı bölgeden uzaklaştıkça, kimyasal derişimin azalması nedeniyle gerçekleşen segregasyonlar ise mikrosegregasyon olarak bilinir. Füzyon kaynağı yöntemlerinde de bölgesel ergime-katılaşma mekanizması hakimdir. Füzyon bölgesinden uzaklaştıkça tane yapısı değişir ve ana metal ile füzyon bölgesi arasında bir geçiş profili meydana gelir. Isı tesiri altındaki bölge (ITAB) adı ile bilinen bu geçiş bölgesi, iş parçasında homojen olmayan bir mikroyapıya ve dolayısı ile mekanik özelliklerin kötüleşmesine neden olur. AM yöntemlerinde, ergime-katılaşma mekanizmasının olumsuz sonuçlarını ortadan kaldıran otomasyon kontrolü ile mekanik özelliklerin iyileştirilmesi amaçlanır. Ergime-katılaşma ile biriktirme yapılması sayesinde geliştirilen SLM ve FDM gibi AM uygulamaları olduğu gibi, Gaz Metal Ark Kaynağı (Gas Metal Arc Welding-GMAW) gibi özünde başka amaçla kullanılan uygulamalar, süreç içinde AM yöntemi olarak yeniden tasarlanmıştır [22,24].

1.1.5. Eklemeli imalat yöntemlerinin uygulanabilirliği, avantaj ve dezavantajları

Eklemeli imalat yöntemlerinin kullanımı, prototip ve özel uygulamalarda ihtiyaç duyulan parçaların üretimi ile gündeme gelmiştir. Büyük miktarda ve yıllarca aynı formda parçaların üretildiği üretim hatlarında öncelenen seri üretim avantajının aksine, özel bir amaçla parça üretmek, çoğu zaman yeni bir üretim yöntemi gerektirir. Bu parçaların geleneksel imalat yöntemleri ile üretilmesi; yüksek maliyetler, proses zorluğu, uzun üretim süreleri ve tek adımda üretiminin imkânsızlığı nedeniyle uygulanabilir olmayabilmektedir. Süreç içinde, bu özel uygulamalar için üretim maliyeti göz ardı edilse de gelişen teknoloji ile yeni ve karmaşık şekilli parçaların üretimi günümüz mühendisliği için bir zorunluluk haline gelmiştir. Öte yandan, ilk kez üretimi yapılacak bir parçanın prototipini hazırlayıp, çalışma şartlarındaki performansını değerlendirmek ve proses basamaklarını bu şartlara göre belirlemek, seri üretime geçilmeden önce büyük avantaj sağlamaktadır. Her iki amaçla elde edilen AM parçaların; yatırım ve üretim maliyeti, üretim süresi, otomasyon, hammaddenin depolanması, atıkların kontrolü, parça geometrisi ve proses sonrası işlemler gibi konularda optimum şartları sağlaması istenir. Ayrıca, boyut toleransı ve test verileri de geleneksel yöntemler ile alınan sonuçlara rakip olabilmelidir [2,6,8,14].

AM teknikleri ile üretimin temel avantajı “Gördüğünüz, ürettiğinizdir.” ilkesi ile açıklanan, sadeliğidir. Geleneksel imalat yöntemlerinin aksine, AM ile üretilen parçalar, genellikle yüzey özelliklerini iyileştirecek bir üretim sonrası işlemin ardından, kullanım için hazırdır. Nihai parça formunu bir defada elde etmek, birçok avantajı da birlikte getirmektedir. Teorik olarak, parça ağırlığı kadar hammadde kullanılır. Bu da çok daha az miktarda hammadde depolanmasına, düşük üretim süresine, enerji tasarrufuna ve minimum miktarda atık çıkışına neden olur. Geleneksel imalat, parça formunu üretim tekniği belirlerken, AM tekniklerinde parça formu tamamen tasarımcının hayal gücüne bağlıdır. CAD ile tasarlanabilen neredeyse her parçanın üretimi mümkündür. Hassas döküm gibi ileri üretim teknikleri ile dahi üretilmeyen; içi boş bir küre (Şekil 1.13.a), konformal soğutma kanallı kalıplar ya da karmaşık şekilli havacılık parçaları (Şekil 1.13.b) AM yöntemleri ile elde edilebilir. Geleneksel yöntemlerle üretilmiş bir parçanın istenen tüm özelliklere sahip olması durumunda dahi, uzun üretim süreleri ya da yüksek maliyeti nedeniyle uygun fiyatla piyasaya sürülmesi mümkün olmayabilir. Sanıldığı gibi aksine, endüstride her parçanın çok iyi mekanik özellikler sergilemesi beklenmez. Mühendislik uygulamalarında; büyük yükler altında, korozyon ortamlarında ya da yüksek sıcaklıklarda çalışmayan ancak proses için kritik öneme sahip parçalar çok çeşitlidir. Ayrıca, birçok uygulamada bu parçaların her proses için özel üretilmesi gerekir ve standart bir şekilleri yoktur. AM teknikleri ile üretilen bu parçaların, üretim ve Ar-Ge maliyetlerinin yanı sıra, imalat süreleri de düşmektedir. Geleneksel tekniklere ait üretim tesisleri tasarlanırken, inşa edilirken ve üretim sürecinde devasa maliyetler ortaya çıkmaktadır. Bu tesisler, çok büyük alanlar işgal etmekte, doğaya zarar vermekte ve büyük iş güvenliği riskleri oluşturmaktadır. AM teknikleri ile üretimde ise bir cihaz ve birkaç yardımcı ekipmanla bir oda içerisinde üretim yapmak mümkündür. Otomasyon kontrolü, endüstride çığır açan bir gelişime neden olmuştur. Günümüzde; üretim parametreleri, hammadde reçeteleri, imalat süreci, proses takibi ve üretim sonrası işlemler otomasyona dâhil edilmektedir. AM teknikleri doğası gereği baştan sona otomasyon kontrollü sistemlerdir. Üreticiler, cihazlarının çalışmasını önerdiği parametreleri cihazlar devreye alınırken kullanıcılara sunar. Hatta bu parametreler dışında çalışılan ya da otomasyon kontrolünün devre dışı bırakıldığı kullanımlarda oluşacak arızalar ile ilgili sorumluluk kabul etmemektedirler. Bu sayede her defasında optimum malzeme özelliklerinde standart parça üretimi mümkündür [4,25].

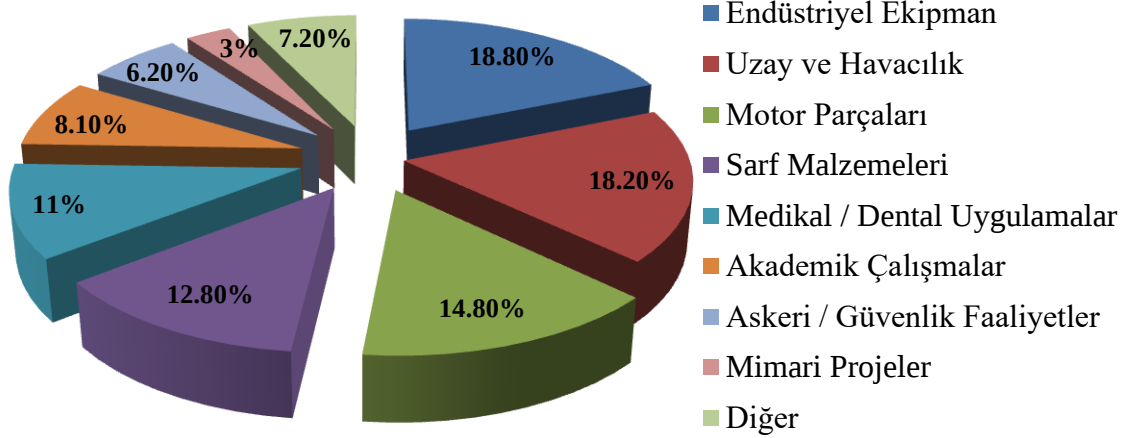


Şekil 1.13. a) İçi boş küre ve b) konformal soğutma kanallı, SLM parçalar [26].

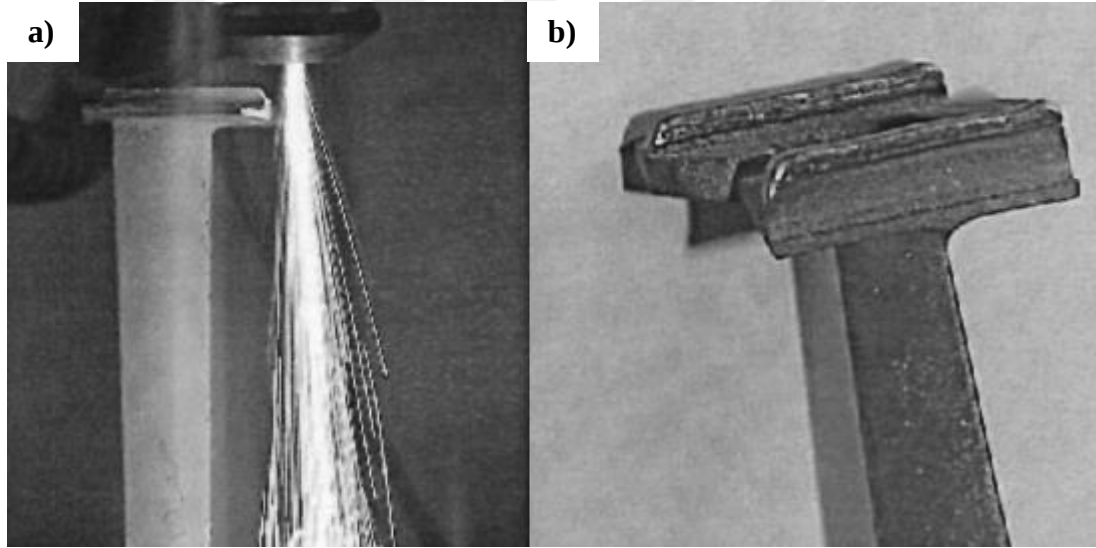
1.1.6. Eklemeli imalat yöntemlerinin kullanım alanları

AM teknikleri endüstride, kritik mühendislik malzemelerinin üretimi ile ön plana çıksa da gıdadan arkeolojiye, eğitimden dental uygulamalara birçok alanda farklı kullanımları vardır. Şekil 14'te AM tekniklerinin kullanım alanlarını yüzdelik dilimlerde gösteren bir grafik verilmiştir. Uzay ve havacılık teknolojilerinin gelişimi; radikal şartlarda çalışan, karmaşık şekilli, özel parçaların AM teknikleri sayesinde üretimiyle paralellik göstermiştir. Elektron ışını ve lazerle metal biriktirilen AM teknikleri yaygın biçimde kullanılmaktadır. PBF yöntemleri uzay ve havacılık malzemelerinin üretiminde rakipsiz bir pozisyonundadır. Şekil 1.13.b'de gösterilen parçada olduğu gibi malzeme özelliklerini iyileştiren şekil avantajlarının, geleneksel yöntemlerle elde edilmesi mümkün değildir. Konformal soğutma kanalları sayesinde soğuma efekti artar, parça ağırlığı azalır, hammadde sarfıyatı ve maliyet azalır. Yüksek sıcaklıklarda çalışan tribün kanatları gibi Şekil 1.13.b'de gösterilen parça ile kıyaslandığında nispeten basit şekilli parçaların tamiri de AM teknikleri sayesinde mümkün olabilmektedir. Malzeme, üretim yöntemi ve kullanım şartları düşünüldüğünde, yeni parçaların üretimi yerine deforme olmuş parçaların revize edilmesi, işletme maliyetlerinde önemli bir düşüş sağlamaktadır. Şekil 1.15. a ve b'de Inconel 713 süper alaşım malzemeden yapılmış tribün bıçağının, Inconel 625 süper alaşım tozu eklenerek lazerle kaplanması prosesi ve tamir edilmiş tribün bıçağı görülmektedir [4,27].

AM Tekniklerinin Kullanım Alanları (%)

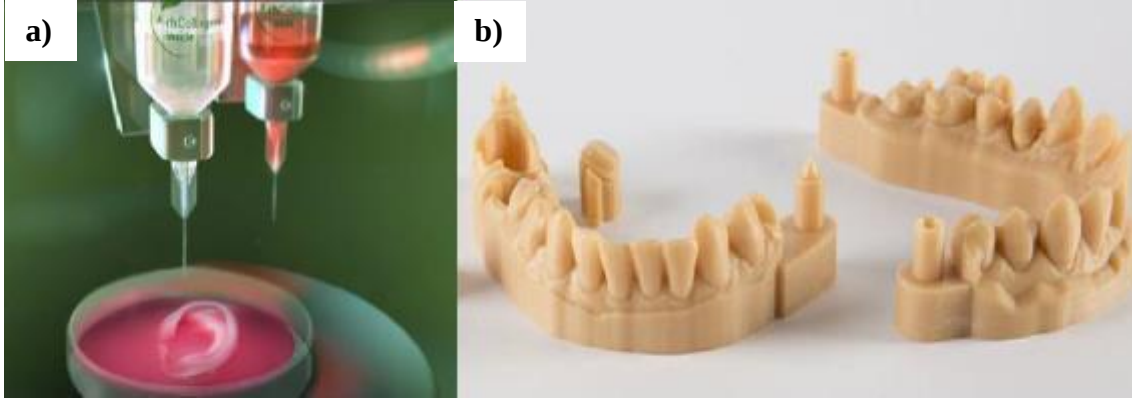


Şekil 1.14. AM tekniklerinin kullanım alanları (%) [28].



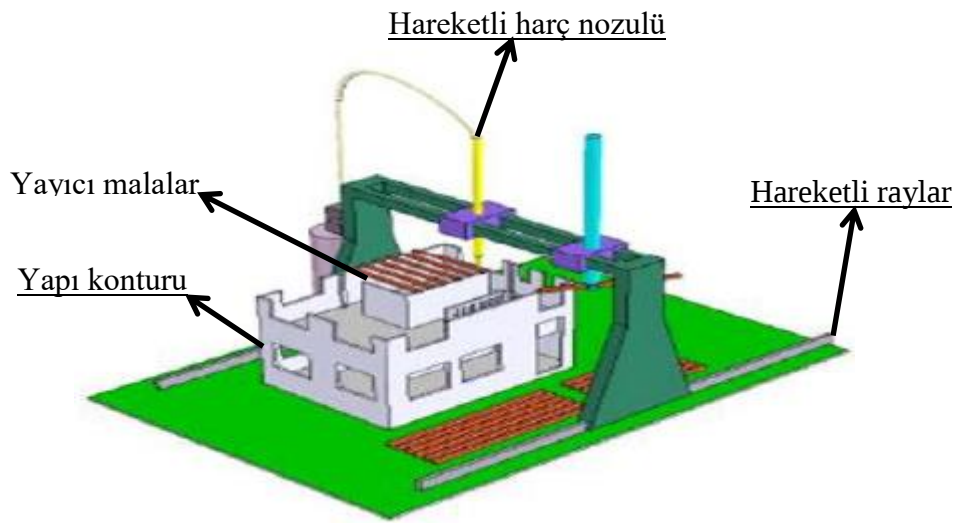
Şekil 1.15. a) Tribün bıçağı tamiri ve b) tamir edilmiş tribün bıçağı [27].

Medikal ve dental uygulamalarda, hastanın kaybedilmiş ya da hasar görmüş uzuv ve organlarının yerine yenisinin eldesinde, AM teknikleri çığır açıcı gelişmelere yol açmıştır. İnsan organ ya da uzuvları ve gerçekleşen hasar, her hastada kendine özgüdür. Hasarlı bölgenin çeşitli yöntemlerle taranması ya da kalıbının çıkarılması ve CAD ortamına aktarılması sonrası, hastalara SLA ve FDM gibi yöntemlerle kişisel protezler üretilmesi mümkün olmaktadır. Şekil 1.16. a ve b’de kişiye özel üretilmiş yapay kulak kepçesi ve diş implantı görselleri verilmiştir [29].



Şekil 1.16. a) Yapay kulak kepçesi ve b) diş implantı [29].

İnşaat ve mimaride AM tekniklerinin kullanımı son 20 yılda gündeme gelmiştir. AM teknikleri ilk olarak inşa edilecek yapıların detaylı prototipinin eldesinde kullanılmıştır. Günümüzde ise kontur işçiliği, beton baskı ve D-şekilli işlem teknikleri sayesinde bir yapının baştan sona üretiminin mümkün olduğu iddia edilmektedir. Kontur işçiliği yönteminde, çerçevesi (kontur) hazır yapının iki tarafına hareketli raylar kurulur. Yapı üzerinden rayların hareketine dik yönde çimento bazlı bir karışım uygulanır ve otomatik malalar ile malzeme yayılır. Yayılan katmanın belli oranda sertleşmesi sonrası, yeni bir katman serilir. Kontur işçiliği yönteminin şematik gösterimi Şekil 1.17.'de verilmiştir. Beton baskı ve D-şekilli işlem yöntemlerinde ise yapıların belli kısımları üretilerek yapıya kombine edilebilmektedir. Bu yöntemler, çalışma mantığı olarak BJ yöntemine benzer bir prensibe dayanır ve özellikle karmaşık şekilli ve dekoratif bölümlerin üretiminde kullanılmaktadır [30].



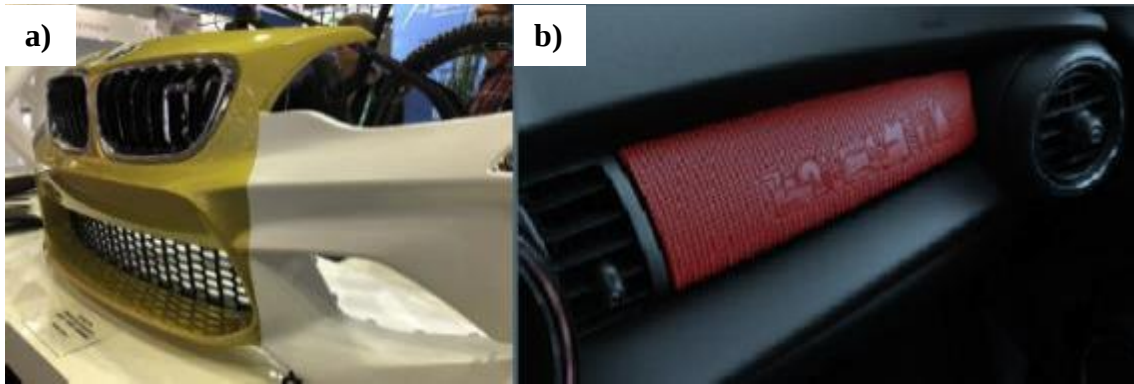
Şekil 1.17. Kontur işçiliği şematik gösterimi [30].

Geleneksel öğrenme teknikleri ele alınırken, öğrenme sırasında not tutma ile başlayan bilgiyi somutlaştırma süreci, günümüzde AM teknikleri ile bambaşka bir noktaya gelmiştir. Son yıllarda ilerleyen teknoloji ve sosyal medya araçları nedeniyle öğrencilerin teorik bilgiye olan ilgisi gün geçtikçe azalmaktadır. Öğrenci ilgisini alışılmış yöntemlerle herhangi bir konuda uzun süre canlı tutmak mümkün olamamaktadır. Yeni kuşakların öğrenme alışkanlıkları ele alındığında; eğitim bilimlerinde radikal çözümler sunulması gereği, geleneksel yöntemden uzaklaştıkça Z kuşağının öğrenme kapasitesinin artacağı düşüncesi, özellikle İskandinav ülkelerinde önemli ölçüde karşılık bulmuştur. Bu ülkelerde, derslerin müfredatları ve uygulanmasında büyük değişikliklere gidilmiştir. Çoğu ders, sınıf ortamı dışında yapılmakta ve öğrencinin motamot not tutması ya da ezber yapması asla istenmemektedir. Bilgiye çok daha kolay ve kısa sürede ulaşılan bu ortamda, görselliğe ve yaratıcılığa dayalı öğrenimler ön plana çıkmakta, bu anlamda AM yöntemleri önemli bir araç olarak kullanılmaktadır. Temel bilimlerin bir arada öğretilmesi prensibini önceleyen Bilim-Teknoloji-Mühendislik-Matematik (STEM-Science-Technology-Engineering-Mathematics) yaklaşımı ile verilen eğitimde, AM teknikleri tüm dünyada aktif olarak kullanılmaya başlanmış ve gelecekte hakim yöntem olacağı konusunda bir görüş birliği oluşmuştur. Sağlık alanında; klinik öncesi inceleme, uzmanlık eğitimi, cerrahi planlama, doku tasarımı gibi birçok konuda eğitim aracı olarak AM teknikleri kullanılmaktadır. Ortopedik rahatsızlıkların anlaşılmasında; kemik, kırık yüzey ve tedavi yönteminin anlatılması yoluyla uzmanlık eğitimi verilebilmektedir. Karmaşık nörovasküler tümör ameliyatlarında; hastaya özgü sinir sisteminin AM ile eldesi sayesinde, müdahale öncesi çalışmalar yapılarak, ameliyat süresi azaltılabılırken, başarı yüzdesi de iyileştirilmektedir. İnsan damarlarının tıbbi müdahalelerde dayanabileceği gerilmeleri önceden belirlemek adına, çeşitli polimerler ile modeller elde edilip, üzerinde çalışmalar yapılabilir. Mühendislik eğitiminde; öğrencilerin tasarladığı parça ya da sistemler, geleneksel yöntemlerle üretim yapan cihaz yeteneklerinin çoğu zaman ötesinde olmakta, bu eğitimler günümüzde AM teknikleri ile verilebilmektedir. Sosyal hizmetler alanında; bedensel engele sahip öğrencilerin fiziksel olarak katılamadıkları dersleri AM yöntemleri ile üretilen araçlar yardımıyla tamamlayabildikleri görülmüştür. Polimer işleyen FDM cihaz fiyatlarının günümüzde 300 dolar seviyesine inmesiyle, hobi amaçlı kullanım da artmıştır [31–34].

Otomotiv sektörü; estetik, aerodinamik, ekonomi ve güvenlik gibi çoğu zaman birbiri ile direk bağlantılı olmayan dört ana konuda optimum koşulların sağlanmasının beklendiği multidisipliner bir alandır. 2013 yılı itibariyle, otomotiv endüstrisi için üretilen parçaların %17'si AM teknikleri ile üretilmektedir. AM teknikleri;

- tasarımcıya sunduğu sınırsız yaratıcılık ile estetik,
- otomasyon sayesinde üretim öncesi özelliklerin belirlenmesi ile aerodinamik,
- gereği kadar ham madde kullanılması ve ağırlık düşüşü ile ekonomik,
- üretim parametrelerinin optimizasyonu ile güvenlik

konularında tatmin edici sonuçlar sunabilmektedir. BMW grubu araçlarda yakın dönemde genellikle plastik enjeksiyon yöntemi ile üretilen tampon ve araç içi trim parçaları, büyük hacimli tekne polimerizasyonu yöntemleri ile üretilmeye başlanmıştır. Şekil 1.18. a ve b'de gösterilen parçaların SLA ile üretiminde plastik enjeksiyona kıyasla daha fazla ayrıntı elde edilebilmekte, bu da estetik açıdan ilgi çeken tasarımlar yapılmasına olanak sağlamaktadır. Ayrıca plastik enjeksiyon ile üretim sonrası parçalara uygulanması gereken; yüzey hazırlama, astarlama, boya ve cila gibi üretim sonrası işlemler ve dolayısı ile toplam üretim maliyeti azalmaktadır. FDM yönteminin geliştirilmesi ile kompozit malzemelerin şasi - motor arası ısıl izolasyonu sağlayan parçalarda kullanımı gündeme gelmiştir. Efsanevi model Shellby Cobra araçların yeni versiyonlarında karbon fiber takviyeli ısı aktarma organı bu şekilde üretilmiştir. Motor sporları araçlarında AM teknikleri 2000 yılından itibaren prototip üretimi ile kullanılmaya başlanmıştır. Formula 1'de araçlara aerodinamik avantajlar sağlayan kritik parçaların üretimi PBF ile yapılmaktadır [4,35].



Şekil 1.18. AM ile üretilmiş **a)** BMW ön tamponu **b)** MINI trim parçası [35].

Avrupa merkezli 2009 küresel krizi ile batı ekonomilerinin emeğe dayalı imalatı Çin gibi uzak doğu endüstrileri ile yarışamayacağı fikri, kıtadan tüm dünyaya yayılmaya başlamıştır. Bu yıllardan itibaren, özellikle Çin ile imalat sektöründeki rekabette; hata oranı azaltılmış, otomasyon kontrolünde ve yenilikçi bir anlayışın etkili olacağı konusunda birleşmiştir. Bugün Endüstri 4.0 olarak anılan bu anlayış, bir çok alanda AM tekniklerinin kullanımını teşvik etmiştir. Kültür varlıklarının orijinaline uygun yeniden üretimi, kişiye özel moda ve tekstil ürünlerinin kalıp maliyeti olmadan detaylı eldesi, dekoratif gıda ürünleri, takı üretimi ve heykelticilik AM tekniklerinin kullanıldığı diğer sektörler arasında sayılabilir [4,29].

1.1.7. Eklemeli imalatı günümüz trendleri ve gelecek projeksiyonu

Günümüzde kullanılan AM yöntemlerinde verimliliğinin artırılması, teknolojiye ayak uydurma, maliyetlerin azaltılması ve konjonktür nedeniyle yeni yaklaşımlara ihtiyaç duyulabilmektedir. AM yöntemlerinin kullanılmaya başlandığı ilk yıllarda, patent sahibi ve teknoloji geliştiricileri tarafından belirlenen üretim parametrelerinin kullanım zorunluluğu vardı. Patent kısıtlamaları, endüstride yeni üretim imkânlarına ulaşma anlamında ciddi bir engel oluşturmaktaydı. Patent ve kullanım hakları sürelerinin dolması, AM parametrelerinin optimizasyonu ve AM yöntemlerinin yaygınlaşması sayesinde, son 20 yılda önemli gelişmeler kaydedilmiştir. Üretim parametreleri, inşa edilen parçanın nihai özelliklerini belirleyen en önemli etkenlerden birisidir. Üretim yöntemi, ham madde ya da birleştirme tekniğine bağlı değişen birçok farklı parametre sayılabilir. Örneğin; FDM ve SLM gibi birleştirmenin füzyon ile gerçekleştiği yöntemlerde ergiyik viskozitesi ya da katılma hızı önem taşıırken, kütleme ile hammaddenin sertleştirildiği SLA yönteminde, UV ışık dalga boyu ve şiddeti etkilidir. Ayrıca; tüm parametrelerin kontrol edilmesi, üretim maliyetinin dramatik artışına neden olabilir. Bu nedenlerle, parametrelerin planlı kontrolü önemlidir. Optimum parametrelerin tespiti; uzun Ar-Ge sürelerine ve yüksek maliyetlere neden olmaktadır. Çoğu zaman ise parametre tespiti için, deneme-yanılma dışında başka bir yol yoktur. Günümüzde bu konuda profesyonel yaklaşımlar ön plana çıkmaktadır. Taguchi, ANOVA (Analysis of Variances-Varyans Analizi), genetik algoritmalar vb. birçok teknik ile parametre optimizasyonu sağlanabilmektedir. Her defada bir faktörün sınanması ile kullanılan tekniğe ve hammaddeye en uygun parametre dizisinin tespiti sayesinde optimum parametreler tespit edilebilir [28,36,37].

Bazı özel üretim parçalarda, talaşlı imalat ile şekil verme yöntemlerinin, AM tekniklerine kombine edilmesi gerekebilir. Bu gereklilik; yüksek üretim maliyeti, üretim zorluğu ya da boyut toleranslarının düzenlenmesi ihtiyacı nedeniyle gündeme gelmektedir. Ayrıca, yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla birçok AM parçaya imalat sonrası işlemler uygulanır. Son yıllarda, iki işlemin ortak bir CAD yazılımı tarafından kontrol edildiği ve eş zamanlı imalat yapılabilen sistemler geliştirilmiştir. Bu sistemler hibrit-AM teknikleri olarak adlandırılmaktadır. Uluslararası Üretim Mühendisliği Akademisi bu terimi; “Birden fazla yerleşik üretim tekniğinin, birbirlerinin avantajlarının uyum içinde bir arada kullanılmasına olanak veren, yeni bir üretim tekniği.” şeklinde tanımlar. Hibrit-AM teknikleri nihai ürün formunun tek seferde elde edilebilmesi gibi bir avantaj ile ön plana çıkarken, geleneksel yöntemlerle kıyaslanınca, birim zamanda daha az sayıda nihai ürün çıktısı ve hammadde kullanımındaki sınırlamalar gibi dezavantajlara sahiptir. Hibrit-AM tekniklerinin kullanılmaya başlanması ile geçmişten bugüne kullanılagelmiş ve doğası gereği AM dışında aşamalar içeren LOM gibi teknikler de bu başlık altında sınıflandırılabilir. Yüzey özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla metal ekstrüzyon yöntemlerine; yüzey şartlama, talaşlı imalat, CNC ile bitirme, boya ya da kaplama işlemleri kombine edilmektedir. Füzyon ya da sinterleme temelli AM teknikleri de benzer amaçlarla haddeleme, bilye ya da lazerle dövme uygulamaları ile birleştirilmektedir. Toz yatağında üretime olanak sağlayan AM teknikleri ise yoğunluğu en üst seviyeye çıkaracak Sıcak İzostatik Presleme (HIP-Hot Isostatic Pres) ve istenen mekanik özellikleri sağlayacak bir ısıl işlemle bitirilmektedir [36–38].

Ön alaşımlı ya da homojen harmanlanmış tozların hammadde olarak beslenmesi sayesinde toz yatağında metal üretimi yapılan AM tekniklerinde üstün mekanik özelliklerde alaşımların üretimi mümkün olmaktadır. Günümüzde, saf Titanyum (Ti)’dan bile daha çok kullanımı olan Ti-6Al-4V alaşımı, Cr-Co esaslı alaşımlar ve süper alaşımlar başarıyla üretilebilmektedir. Vücut implantı ve protezi imalatında ise yarı-biyomalzemeler ile kemik ve eklem üretimi gün geçtikçe popülerleşmektedir. AM teknikleri sayesinde benzersiz mekanik özelliklere sahip biyomalzemelerin üretimi mümkün olabilmektedir. Benzer biçimde alloplastik protez üretiminde seramik ya da polimer tozları da kullanılabilir. Ti-6Al-4V alaşımından SLM ile üretilmiş gözenekli uyluk kemiği Şekil 1.19.’da gösterilmiştir [39,40].



Şekil 1.19. Ti-6Al-4V alaşımından SLM ile üretilmiş gözenekli uyluk kemiği [39].

Katmanlar halinde imalat, sürecin herhangi bir anında sistemin durdurulup, parça geometrisi içinde istenen bölgeye bir cisim ya da parçacık yerleştirilmesini mümkün kılar. Bu avantaj, parçada çatlak başlangıcı, muhtemel korozyon merkezleri ve akışkan içinde çalışan parçalar için, kaçak bölgeleri olabilecek birleşme ara yüzlerini ortadan kaldırır. Böylelikle, birleştirme yöntemine bağlı (perçin, vida, kaynak vb.) oluşacak ek maliyetin de önüne geçilmiş olur. Bir kapsül ya da kafes içine hapsedilen bilye, mil vb. makine elemanları minimum yük ve sürtünme altında çalışır. Dahası, ara yüze eklenen parçanın ana parça ile aynı kimyasal kompozisyona sahip olması şart değildir. Ana parça içine gömülebilen piezoelektrik malzemeler, sensörler ve enerji hücreleri son dönemde sıklıkla kullanılmaktadır [28].

Tedarik zinciri yönetiminde; müşterinin talep ettiği parçayı kendinin tasarladığı ve çevrimiçi yazdırdığı uygulamalar son dönemde gündeme gelmektedir. Yedek parça ve sarf malzemelerine erişimin güç olduğu bölgelerde AM teknikleri ile üretim ciddi bir çözüm gibi görünmektedir. Birçok ebeveyn çocuklarının isteğine göre modelledikleri ya da kendi tasarladıkları oyuncakları ev ortamında FDM ile üretmeye başlamış ve bu durumun yaygınlaşması beklenmektedir. FDM ile üretimin, amatör girişimcilerin butik parça üretip-sattıkları, tamircilerin üretimi bitmiş parçaları imal ettiği, tersine mühendislik ile parça üretiminin kişisel düzeyde yaygınlaştığı yeni pazarlar vadetmektedir [36–40].

1.2. Amaç

Günümüz malzeme mühendisliğinde sadece bir soruna çözüm üreten, tek düze ve alışlagelmiş proses ya da malzemelerin yerini, yeni yaklaşımlara yol açan, çevreci, akıllı, ekonomik ve gelişime açık sistemler almaktadır. Gelişmiş ülkeler yatırımlarını bu yüzyılda; devasa hacimlerle, yüksek enerji maliyeti ve karbon salınımıyla üretim yapan tesisler yerine, ileri teknoloji butik işletmelere, start-up oluşumlarına ve AR-GE merkezlerine yapmaktadır. 21. yüzyılda kapitalist ekonominin dinamikleri, sanayi devriminden bu yana uğruna savaşlar, ekonomik ambargolar ve darbeler dizayn ettiği; yeni pazar, iş gücü, hammadde ve pazarlama stratejileri gibi nedenlere değil, teknolojik gelişmelere bağlı şekillenmektedir. Artık, teknolojik gelişim odaklı bir dünyada yaşıyoruz. Bilgi çağının en kıymetli değeri olan, temel bilgiye erişim ise hiç olmadığı kadar kolay ve ucuz. Yüksek katma değere sahip; uzay, havacılık, savunma, tıp ve robotik gibi endüstriler zorlu koşullarda çalışan malzemelere ihtiyaç duyuyor.

Endüstride yüksek sıcaklık uygulamalarındaki artışa bağlı olarak, yeni alaşımların geliştirilmesi ihtiyacı 20. yüzyıldan itibaren metal ve metal matrisli malzemelere olan talebin her geçen gün çeşitlenmesine neden olmaktadır. Eklemeli imalat yöntemlerinin metal alaşımlarının üretiminde kullanılmaya başlanmasıyla, bu taleplere oluşturulan arz, beklentilerin de ötesinde alternatifler sunmaktadır. Inconel 718, radikal ortamlarda sergilediği ileri mekanik özellikler ve korozyon direnci ile bugün endüstride en yaygın kullanılan süper alaşımlardan biri haline gelmiştir. Eklemeli imalat yöntemlerinin sunduğu sayısız avantaj ile üretildiğinde, birçok konuda rakipsiz bir alaşım olarak ön plana çıkmaktadır. Bu doktora tezinin amacı; SLM ile üretilmiş Inconel 718'in mekanik özelliklerinin, özellikle de yüksek sıcaklık altında, geleneksel yöntemlerle kıyaslanarak incelenmesi ve bu özelliklerin nasıl geliştirilebileceği ile ilgili bir yaklaşım sunmaktır. Çalışma için geliştirilen yeni bir yaşlandırma tekniği ile mekanik özelliklerde kayda değer iyileştirmeler sağlanmıştır. Çalışmada; yoğunluk, sertlik, oda-yüksek sıcaklık çekme ve aşınma davranışları ile ilgili veriler elde edilmiş ve bu veriler birbirleri ile kıyaslanarak yorumlanmıştır. Deney ve testlerden elde edilen veriler çeşitli karakterizasyon yöntemleri ile irdelenmiştir. Ayrıca bu çalışma, literatürde ciddi bir boşluk olarak göze çarpan “SLM ürünü Inconel 718'in yüksek sıcaklık aşınma davranışları” konusunda kayda değer bilgiler ve tespitler sunmaktadır.

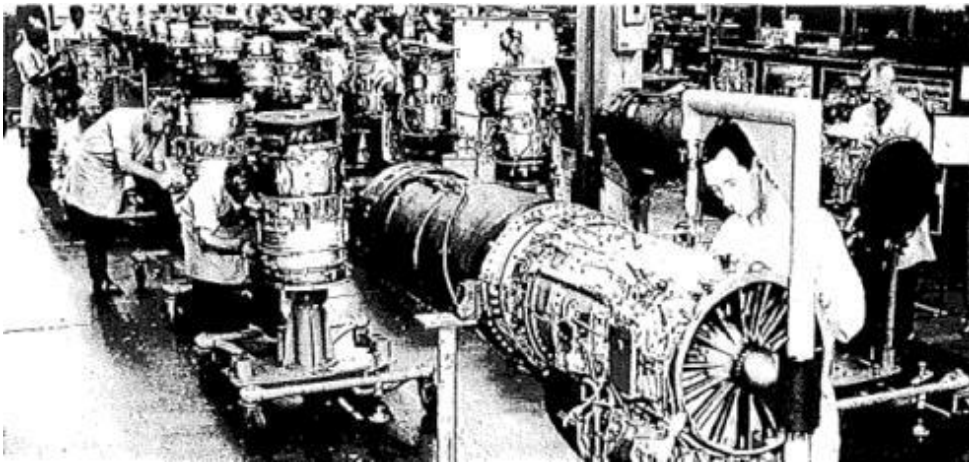
2. GENEL BİLGİLER

2.1. Süper Alaşımlar

2.1.1. Süper alaşımların ortaya çıkışı ve kullanım alanları

Süper alaşımlar ilk olarak, 20. yüzyıl başlarından itibaren kullanımı artan gaz tribünleri için geliştirilmeye başlanmıştır. Gaz tribünleri, yüksek oranda sıkıştırılan havanın üzerine yakıt püskürtülerek yakılması ve bu sayede elde edilen kinetik enerjinin tribünü çevirmesi esasıyla çalışır. Gaz tribünlerinin yanma odalarında sıcaklık 1000 °C üzerine çıkabilmektedir. Böyle yüksek sıcaklıklara çıkıldığında birçok malzemede yeniden kristalleşme gerçekleştiği için, mikroyapı ve faz değişimleri söz konusudur. Bu nedenle, malzeme oda sıcaklığında sahip olduğu mekanik özellikleri kaybeder. Süper alaşımlar, dramatik sıcaklıklarda mekanik özelliklerini büyük ölçüde koruması beklenen, yüksek sıcaklık malzemeleri olarak tasarlanmıştır. Dönemin televizyon dizileri ve çizgi romanlarında gücü, dayanıklılığı ve doğüstü özellikleri ile popülerlik kazanmış “Superman” (Süper adam) karakteri bu alaşımlara ismini vermiştir. Yüksek sıcaklık malzemeleri için T_h değeri 0,6 ya da üzerinde olmalıdır. Bu değer, plastik şekil verme uygulamalarında işlemin sıcak ya da soğuk olarak adlandırılması anlamında da bir sınır olmaktadır. T_h , kriyojenik sıcaklıklarda da karar verici bir özelliktir. -10 °C’ de sabit tutulan bir buz pistinde, zeminin buz pateni yapan insanların uyguladığı basınca dayanabilmesi, T_h değerinin, 263/273~0,96 olması ile açıklanabilir. Yüksek sıcaklıklarda, sabit bir yük altında çalışma yeteneği, malzemenin sürünme özelliği olarak adlandırılır. Sürünme, metaller için ergime sıcaklığının %30’ u ya da üzerinde, sabit bir gerilim altında, malzemenin maruz kaldığı plastik deformasyon oranının zamana bağlı ifadesidir. Sürünmenin derecesi; sürünme gerilmesinin (ϵ_{creep}), zamana (t) göre değişimi ($d\epsilon/dt$) ile ifade edilir ve sürünme hızı olarak adlandırılır. Yüksek sıcaklıklar, birçok korozyon tipi için de uygun bir ortam oluşturur. Oksitlenme, malzemenin mekanik özelliklerinde dramatik düşüşlere neden olur. Yüzeyde oluşan korozyon bölgeleri, genellikle seramik karakterli olduğu için, rijit bir davranış sergiler ve deformasyon başlangıcı olarak davranırlar. Kullanım amacına bağlı olarak; malzemenin çalışma ömrü, mukavemet, sıcaklık, korozyon direnci vb. özelliklerinin tasarlanması gerekir. Süper alaşımlar kullanım alanına bağlı olarak; demir (Fe), kobalt (Co) ve nikel esaslı olmak üzere üç ayrı sınıfta incelenmektedir [41–43].

İkinci Dünya Savaşı sırasında ortaya çıkan, daha hızlı bombardıman uçakları için ağır hizmet gaz tribünü ihtiyacı, savaş öncesi geliştirilmeye başlanan süper alaşımlar üzerine yapılan çalışmaları arttırmıştır. 1940'lı yılların başına kadar sadece demir esaslı tipte ve hadde formunda süper alaşımlar elde ediliyordu. Öncesinde, Avrupa'da deneme aşamasında turbo-jet motorlu uçaklar için yüksek sıcaklık dayanımlı metaller üretiliyordu. O dönem kullanılan yüksek sıcaklık dayanımlı metaller, içeriğinde Cr, Ni ve Ti bulunan ostenitik paslanmaz çeliklerin modifikasyonlarıydı. Bu çelikler sonradan demir esaslı süper alaşımlar adını almıştır. Bu alaşımların bünyesine Co katılması ile yüksek sıcaklık özelliklerinde dramatik iyileşmeler gözlemlendi. Savaşın sonuna doğru, ilk başarılı motor Almanya'da üretildi. Amerika'da ise bu teknoloji yeni anlaşılıyordu. Bu stratejik üretimde Amerika da söz sahibi olmalıydı. General Electric Company 1941 yılında turbo şarjlı uçak motoru üretimine başladı. Fabrikada uçak motoru üretiminin fotoğraflandığı bir görsel Şekil 2.1.'de verilmiştir. Turbo şarjlar tribünden çıkan egzoz gazını sisteme geri yükleyerek verimi en üst seviyeye çıkarır. İngiliz ve Amerikan mühendislerin turbo şarjlı jetleri, savaşın sonuna yetiştirilerek müttefik devletlerin zaferinde önemli rol oynadı. Vakum ergitme yöntemlerinin geliştirilmesi sonrası, dökümün kimyasal kompozisyonu çok hassas biçimde kontrol ediliyor ve safsızlıklar minimuma indiriliyordu. Ni esaslı süper alaşımların endüstriyel anlamda kullanılabilir hale gelmesi, uzay ve havacılık teknolojilerinde büyük gelişmelere ön ayak oldu. 1940'ların ortalarından itibaren; Hastelloy, Stellite, Inconel ve Nimonic ticari adları ile patentleri alınan ve günümüzde de kullanılan süper alaşımlar geliştirildi [43,44].



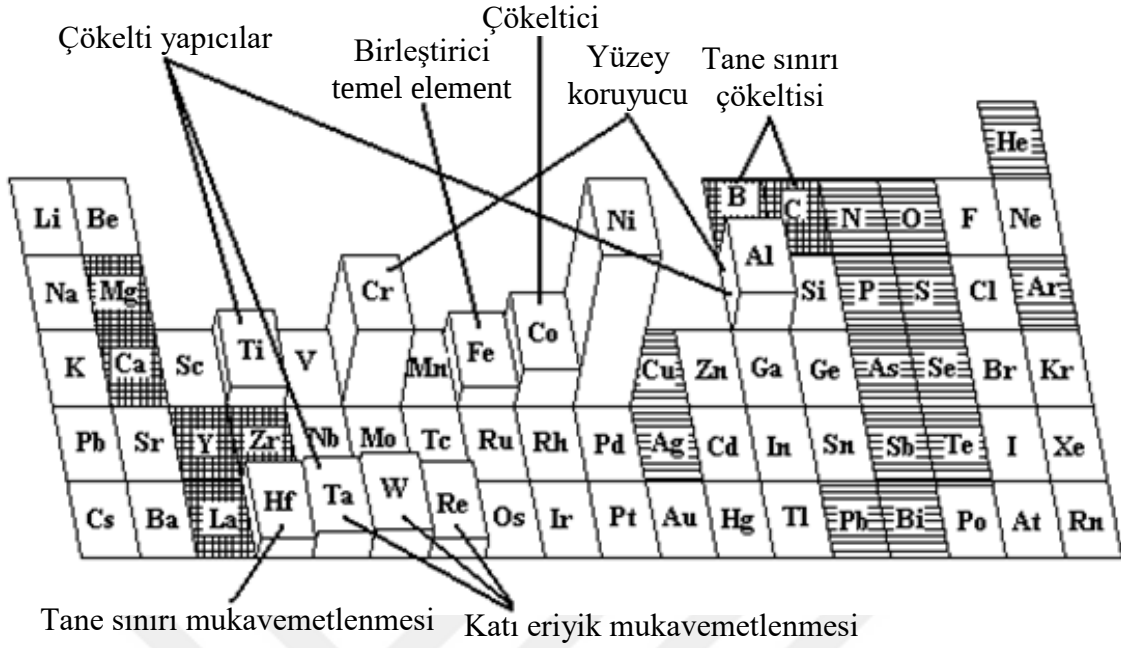
Şekil 2.1. General Electric fabrikasında uçak motoru üretimi (1961) [44].

Vakum İndüksiyon Ergitme (Vacuum Induction Melting-VIM), 1960'larla birlikte tüm süper alaşımlar için standart üretim tekniği haline geldi. Basınç düştükçe, faz değişim sıcaklıklarının da düştüğü Gay-Lussac tarafından, 150 yıldan daha uzun süre önce, 1805'te ispatlanmış bilimsel bir gerçektir. Vakum altında yapılan ergitme sayesinde, çalışma sıcaklığı ve buna bağlı enerji sarfiyatı azalırken, fırın ve refrakter ömrü uzuyordu. Bu temel avantajın yanı sıra, döküm içinde gözeneklere neden olan ve gevrek fazlar oluşturan, oksijen ve azot gibi gazlar uzaklaştırılmış oluyordu. VIM sayesinde, istenen kimyasal kompozisyon tam isabet ile sağlanabiliyordu. Empüritelere arınmış, kontaminasyona maruz kalmamış ve yüksek alaşımlı döküm malzeme, sadece süper alaşımlar için değil birçok metal malzemenin üretimi için ideal bir yöntemdi. Yıllar içinde, VIM ve türevleri yüksek alaşımlı metal imalatında rekabetsiz bir konuma sahip oldu. 1950'li yıllarda bir gaz tribününün %10'u süper alaşımlardan üretilirken, 1990'lı yıllara gelindiğinde bu oran %50'leri geçmiştir. Bu 40 yıllık dönemde, çeşitli seramik bileşikler, Ti ve W alaşımları gibi yüksek sıcaklık malzemeleri geliştirilse de süper alaşımlar pazarda liderliğini hep sürdürmüştür. Süper alaşımlar günümüzde;

- gaz tribünlerinin bıçak, disk, yanma odası, egzoz parçaları, brülör, şaftlarında,
- buhar tribünlerinin civata, kanat, kanatçık ve bacalarında,
- pistonlu motorların turbo şarj, egzoz valfi, sıcak tapa, valf yuvası parçalarında,
- sıcak iş takımlarının pres parçalarında,
- uzay araçlarının atmosfer gömlekleri ve benzeri sıcak sürtünme karşıtı parçalarında,
- petrokimya tesislerinde boru, kanal ve reaksiyon kaplarında,
- ısıtım tesislerinde konveyör bandı, sepet, fan ve fırın susturucularda,
- füzyon kaynağı ve eklemeli imalat ile parça tamirinde dolgu metali olarak,
- nükleer enerji tesislerinde rot sürücü tahrik mekanizmalarında,
- roket motorlarının birçok parçasında,
- tıbbi ve dental uygulamalarda,
- endüstriyel baca yıkama sistemlerinde, egzoz fanlarında, ısı değiştiricilerde, kömür gazlaştırma ve sıvılaştırma sistemlerinde, endüstriyel fırınlarda ve metal tozu üretim tesislerinde, geniş alanda kullanıma sahiptir [41,43,44].

2.1.2. Süper alaşımların bünyesinde bulunan elementler ve etkileri

Paslanmaz çeliklerde bulunan Ni ve Cr, korozyon direnci kazandırırken, Cr oranı ağırlıkça en az %16 olmalıdır. Sofra çeliklerinde sıkça kullanılan ostenitik AISI 304 paslanmaz çeliği, geleneksel olarak ağırlıkça (ağ.) % 18/8, Cr/Ni oranına sahiptir. Deniz ortamı için geliştirilmiş paslanmaz çeliklerde ise ağ. % 11 ila 13 arasında Ni bulunur. Gemi ve yat yapımında sıklıkla kullanılan AISI 316L ostenitik paslanmaz çeliği, içerdiği ağ. % 2-3 oranında molibden (Mo) sayesinde, tuzlu su ortamına dayanıklıdır. “L” ibaresi düşük karbon (C) içeriğine işaret eder ve böylelikle kaynak kabiliyeti de iyileştirilmiştir. Sade çeliklerde olduğu gibi, mukavemet artırıcı olarak mangan (Mn) ve silisyum (Si), eser miktarlarda ise kükürt (S) ve fosfor (P) ostenitik paslanmaz çeliklerin diğer alaşım elementleridir. Süper alaşımların ilk versiyonları, ostenitik paslanmaz çeliklerin geliştirilmesi sayesinde elde edilen demir esaslı tipleridir. Dolayısıyla, süper alaşımların kimyasal bileşimleri, ostenitik paslanmaz çeliklerin kimyasal kompozisyonuna yapılan eklemeler ile belirlenir. Yaşlandırma ısı işlemi sonrası mikroyapıda kararlı hale gelmesi beklenen ostenitik fazların elde edilmesi amacıyla, en az ağ. % 25 oranında Ni bulundurlar. Ni gibi korozyon direnci kazandıran Cr içeriğinin bir diğer etkisi, süper alaşımların sertlik ve aşınma dayanımlarına yaptıkları katkıdır. Al, Ti ve niyobyum (Nb) yaşlandırma sonrası ostenit geçiş fazlarını oluştururlar. Bu fazların oluşumu temel mukavemet kazandırma mekanizmasını mümkün kılar. Yaşlandırma sonrası kararlı hale gelen ostenit fazları, yüksek sıcaklık mukavemeti kazandırmaları açısından için kritik öneme sahiptirler. Bor (B), tungsten (W), Ti, vanadyum (V), Si gibi metaller ise C ile karbür yapar. Bu karbürler yapıda çökeltiler halinde dağılarak, süper alaşımlarda çökelti mukavemetlenmesine neden olurlar. Çökelen metal karbürler sayesinde, süper alaşımlarda ikincil bir mukavemet kazandırma mekanizması da aktifleşir. Co ve Ni esaslı süper alaşımlarda, Fe tamamlayıcı olarak yer alır. Tane sınırlarında çökelen bor karbürler ve hafniyum (Hf) bileşikleri tane sınırı mukavemeti kazandırır. Tantalyum (Ta) ve renyum (Re) ara yer atomu olarak katı eriyik mukavemetlenmesinde, Co ise karbür yapıcı ve tane küçültücü olarak etki eder. Süper alaşımların bünyesine farklı oranlarda; bakır (Cu), lantan (La), zirkonyum (Zr), magnezyum (Mg) ve itriyum (Y) katılabilir. Şekil 2.2’ de elementlerin süper alaşımlara etkisi periyodik tablo üzerinde gösterilmiştir [41,43–45].



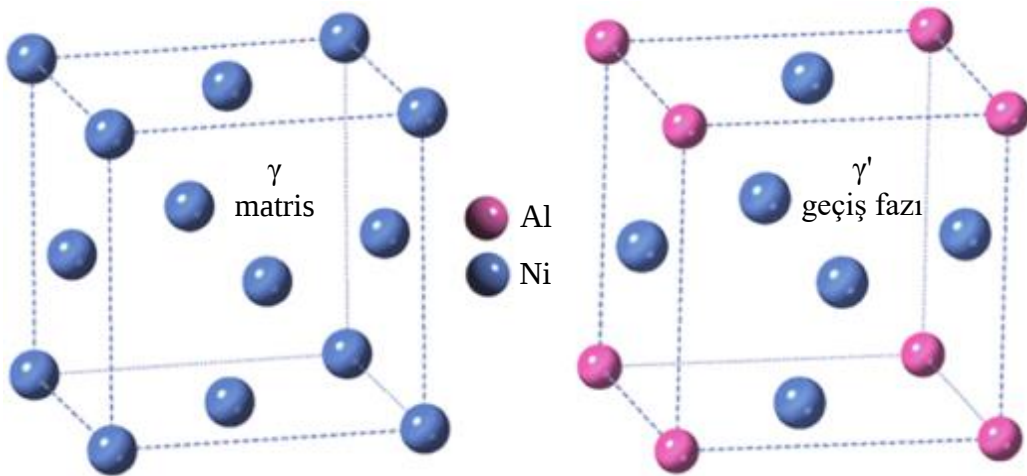
Şekil 2.2. Elementlerin süper alaşımlardaki etkileri [45].

2.1.3. Süper alaşımlarda yaşlandırma sonrası oluşan fazlar ve özellikleri

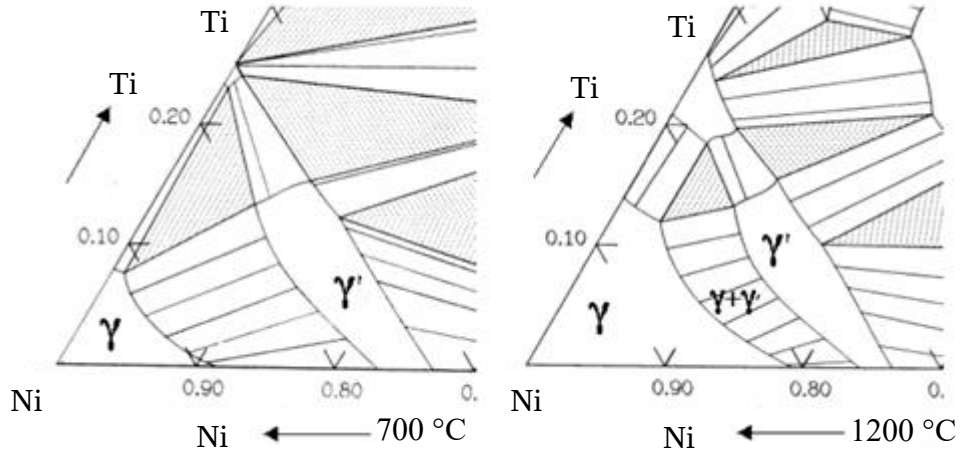
2.1.3.1. Ostenit matris ve geçiş fazları

Süper alaşımları rakipsiz kılan temel unsur, dramatik sıcaklıklarda yüksek dayanım sergileyebilmeleridir. Ni esaslı süper alaşımlarda, yaşlandırma öncesi Hacim Merkezli Kübik (HMK) kristal yapıda olan δ (delta)-Ni(Al,Ti) matris, yaşlandırma sonrası Yüzey Merkezli Kübik (YMK) kristal yapıda γ (gamma-gama)-Ni₃Ti matrise dönüşür. Bu matris üzerinde çökelen γ' (gamma prime-birincil gama)-Ni₃Al ve γ'' (gamma double prime-ikincil gama) -Ni₃Nb ostenit geçiş fazları alaşıma yüksek sıcaklık mukavemeti kazandırır. Bu etki, atom yarıçapı farkları düşük, birbiri içinde belli bir çözünürlüğe sahip metal alaşımlarında görülür ve katı çözeltili mukavemetlenmesi olarak bilinir. Aynı dönemde konuyu araştıran iki kristal bilimci tarafından, bu alaşımların yüksek sıcaklıktan, oda sıcaklığına hızlı soğutulması sonrası, yeni matris üzerinde bazı fazlar oluştuğu, X-Işını Difraksiyonu (X-Ray Diffraction-XRD) analizleri sayesinde tespit edilmiştir. Alaşım yüksek sıcaklıkta tutulduğunda, kristal kafes içinde farklı elementel bileşimde yoğunlaşmış bazı bölgeler vardır. Bu bölgeler kâşifleri André Guinier ve George Dawson Preston adındaki bilim insanlarına atfen, Guinier-Preston (GP) bölgeleri olarak anılır. Yüksek sıcaklıkta artan difüzyon nedeniyle, düşük çözünürlükteki bileşene ait atomların ara yer atomu gibi davranması sonucu oluşan GP

bölgeleri, matris ile benzer atom dizilimine sahiptir. Bu nedenle, yeni bir faz olarak yorumlanmaz. Ancak, matris ile aralarında artık kristal simetri yoktur. Kristal ara yüzeyleri bağdaşmaz bir özellik gösterir. Sıcaklık yükseldikçe, GP bölgelerinin yeni matrise dönüşmesi beklenir. Kristal ara yüzeyleri arasındaki bağdaşmazlık nedeniyle, yeni matris oluşumu için ihtiyaç duyulan atom hareketi artar. Bu yüzden, sisteme daha yüksek enerji verilmesi gerekir. Yani, sıcaklık ya da süre arttırılmalıdır. Süper alaşımlarda, GP bölgelerinin yeni matrise dönüşümü sırasında hızlı bir soğutma yapılırsa, γ matris ile kristal ara yüzü uyumlu olan γ' geçiş fazı oluşur. Şekil 2.3.'te YMK kristal yapısındaki γ matris ve kafes köşelerinde Al atomlarının yerleştiği, γ' geçiş fazının birim kafesleri gösterilmiştir. İki elementin atom yarıçapları yakın olduğu için, γ/γ' fazları ara yüz enerjisi düşüktür. Bu nedenle, γ' geçiş fazının, γ matris üzerine homojen biçimde çökmesi, δ matrisin direk γ matrise dönüşmesine göre daha kolaydır. Şekil 2.4'te Ni-Ti-Al için 700 °C ve 1300 °C' de elde edilmiş üçlü denge faz diyagramı görülmektedir. Ni-Al alaşımı içerisinde bulunan en az ağırlık % 0,1 oranında Ti sayesinde, yükselen sıcaklıklarda γ ve γ' fazları mikroyapıda stabil hale gelir. Üçlü denge diyagramında gözleneceği gibi, sıcaklık yükseldikçe; $\gamma + \gamma' \rightarrow \gamma$ dönüşümü sayesinde, γ fazının miktarı artar. Bu nedenle, süper alaşımlarda birbirini izleyen bir solüsyona alma ve 600-700 °C civarında gerçekleştirilen yaşlandırma ile $\gamma'-\gamma''$ ostenit geçiş fazları ve süper alaşımın kimyasal bileşimine göre farklı formasyonlarda metal karbürler, γ matris üzerine çöker. Ni esaslı süper alaşımlar için, bu sıcaklıklarda γ , γ' ve γ'' fazların oluşması ve oranları çok önemlidir. Yüksek sıcaklık dayanımı ve sürünme özellikleri bu fazların varlığına ve formasyonuna bağlıdır. [41,43,46–48].

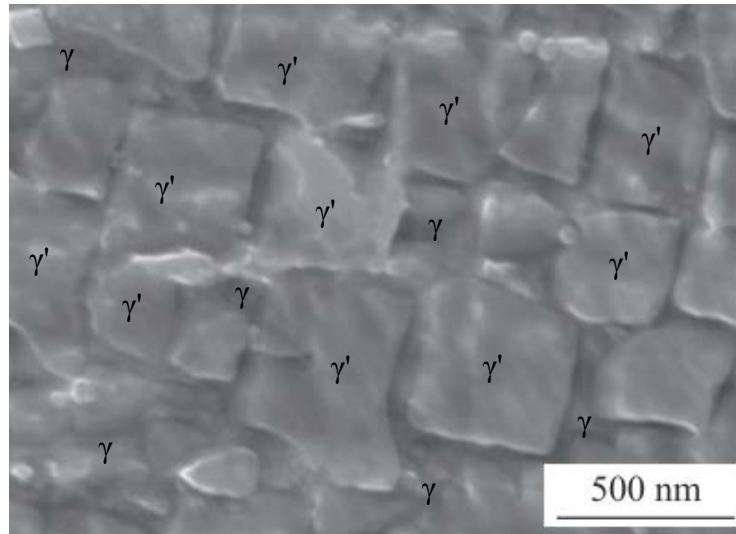


Şekil 2.3. γ matris ve γ' geçiş fazlarına ait birim kafeslerin gösterimi [47].



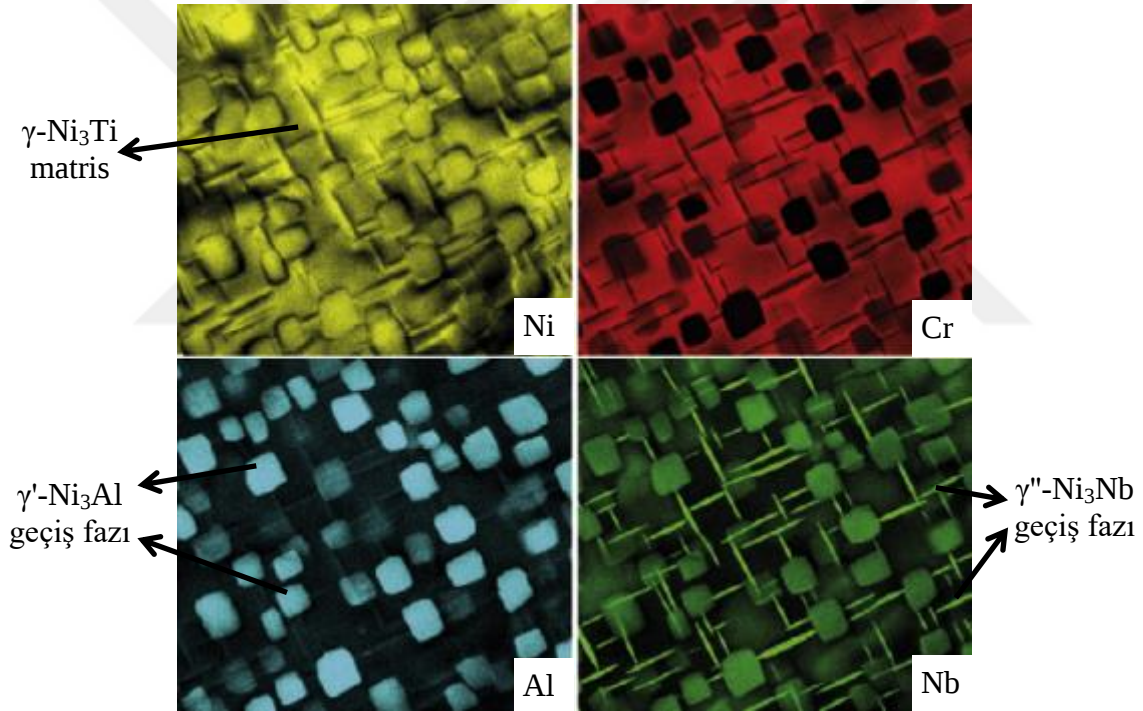
Şekil 2.4. Yükselen sıcaklıklarda Ni-Al-Ti üçlü denge faz diyagramı [48].

SEM (Scanning Electron Microscope-Taramalı Elektron Mikroskobu) görselinde (Şekil 2.5.), γ matris üzerine yerleşmiş, kübik formda, γ' geçiş fazı görülmektedir. Matris üzerinde, nm tane boyutunda, matrisle büyük oranda bağdaşık oluşan γ' geçiş fazı, sıcaklık yükseldikçe γ matris içinde çözünür (Bkz. Şekil 2.4.). Süper alaşımdaki Al ve Ni oranı arttırılarak, geçiş fazlarının daha yüksek sıcaklıklarda da yapıda stabil hale gelmesi sağlanabilir. Çalışma sıcaklıklarında γ'' fazının da γ' fazı ile birlikte mikroyapıda hâkim olabilmesi için süper alaşımın içeriğinde yeterli miktarda Nb olması gerekir. Nb atomları Şekil 2.3.'te verilen görseldeki gibi kristal kafeste köşelere yerleşir. Böylelikle, γ' fazının oluşumuna benzer mekanizma ile γ'' geçiş fazı da oluşur. Oda sıcaklıklarında ostenit fazlarının mikroyapıda yerleşmesi için yaşlandırmanın hızlı soğutma ile sonlandırılması gerekir. [41,47,48].



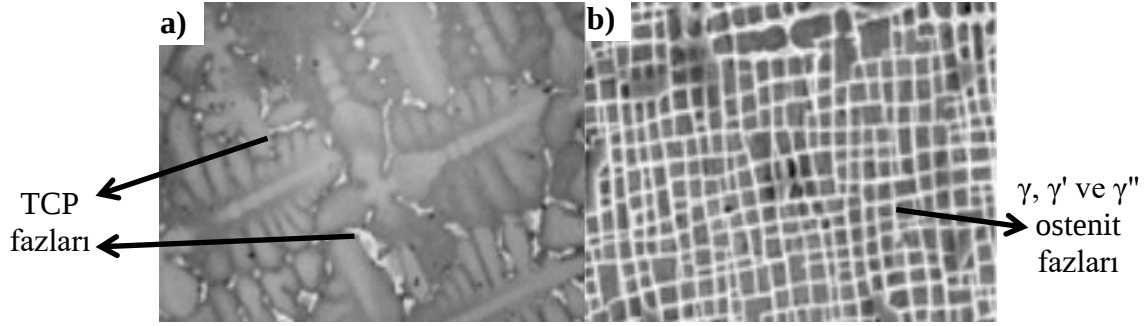
Şekil 2.5. Yaşlandırma sonrası süper alaşım mikroyapısı [47].

Hacim Merkezi Tetragonal (HMT) kristal yapıdaki γ'' fazının, ağırlık % Al/Nb oranı 0,3 ve altında olan Ni esaslı süper alaşımlarda olduğu bilinmektedir. γ'' geçiş fazı, stabil olduğu süper alaşımların 650 °C civarındaki dayanımını olumlu yönde etkiler. Dolayısıyla jet tribünü bıçakları ve disklerinde kullanılan süper alaşımların mikroyapısında istenen bir fazdır. 700 °C üzerinde kararlılığını kaybeden (yarı kararlı) γ'' fazının kafes parametresi γ ve γ' fazlarının yaklaşık iki katı uzunluğundadır. Bu nedenle, matris ile yarı bağdaşık bir özellik gösterir. Al oranı dışında, 650-750 °C aralığında yapılacak yaşlandırma ve süresi de γ'' geçiş fazının oluşumuna etki eder. Enerji Dağılımlı X-Işını (Energy Dispersive X-Ray-EDX) analizi ile tespit edilen elementel kompozisyonun, mikroyapıda dağılımını gösteren haritalama (mapping) yöntemi sayesinde elde edilmiş görsel, Şekil 2.6.'da verilmiştir [48,49].



Şekil 2.6. Ostenit fazlarının EDX yardımıyla gösterimi [49].

Yaşlandırma sonrası Ni esaslı süper alaşımlarda; Ni, Fe, Cr ve Ti içeren ve matrisi oluşturan γ -Ni₃Ti, matrisle bağdaşık ve kübik formda geçiş fazı γ' -Ni₃Al ve bazen Nb yerine V ile stabil hale gelen, matrisle yarı-bağdaşık γ'' -Ni₃Nb geçiş fazı gözlenir. Sıcaklık yükseldikçe yerini tamamen γ -Ni₃Ti matrise bırakan geçiş fazları, süper alaşımların yükselen sıcaklıklarda sunduğu mukavemetin temel sebebidir. Bu fazlar, Geometrik Sıkı Paket (GCP-Geometrically Close Packet) adıyla bilinir [43].



Şekil 2.7. a) Dendrit kolları arası TCP ve **b)** Yaşlandırma sonrası γ , γ' , γ'' fazları [54].

Metallerde TCP oluşumunun karakteristik örneği, Laves fazlarıdır. Laves fazları; atom çapları oranı 1,05-1,67 arasındaki iki metalin, A_xB formunda oluşan intermetalik bileşikleridir. Genellikle, kübik ya da hekzagonal A metalin (Ni) kristalinin etrafına dizili B metalin (Nb) tetrahedralinden oluşan birim hücrelere (δ -Ni₃Nb) sahiptirler. Malzeme özelliklerine etkileri değişmekle birlikte, birçok alaşımda diğer TCP fazlarına benzer davranış sergilerler. Genelde istenmeyen bir faz olarak ön plana çıkarlar. Ancak, birçok alaşım için varlıklarının malzemeye etkileri hala tam anlamıyla anlaşılmamıştır. Matrise göre yüksek elektriksel iletkenlikleri ve düşük süneklikleri ile bilinirler. Demir ve nikel esaslı süper alaşım tiplerinde karşılaşılan fazlar Tablo 2.1’de verilmiştir [55,56].

Tablo 2.1. Demir ve nikel esaslı süper alaşımlarda tespit edilen başlıca fazlar [41].

Fazlar	Demir Esaslı Süper Alaşımlar	Nikel Esaslı Süper Alaşımlar
Matris	γ	γ
GCP Fazları	γ' , γ'' , η , δ , β	γ' , γ'' , η , δ
TCP Fazları	σ , G, μ , χ , Lavesler (Ti, Nb, V, Zr, Ta)C Cr_7C_3	σ , G, μ , Lavesler (Ti, Mo, Nb, Ta, W)C Cr_7C_3
Karbürler	(Cr, Ni, Mo, Fe) ₂₃ C ₆ (Fe, Cr) ₂₁ Mo ₃ C, Fe ₃ Nb ₃ C	(Cr, Mo, Co, W, Nb) ₂₃ C ₆ (Ni, Co) ₃ Mo ₃ C, (Ni, Co) ₂ W ₄ C
Boritler	-	(Mo, Ti, Cr, Ni, Co) ₃ B ₂
Nitritler	Ti(C, N), Nb(C, N)	Ti(C, N)
Diğerleri	Cr ₃ Ni ₂ Si, Ti ₄ C ₂ S ₂	Ti ₄ C ₂ S ₂ , ZrS _x

2.1.4. Süper alaşımların sınıflandırılması

2.1.4.1. Demir esaslı süper alaşımlar

Fe esaslı süper alaşımlar, ostenitik paslanmaz çeliklerin geliştirilmesi sayesinde elde edilmiştir. Yapılarında YMK matrisi stabil edecek kadar ve genellikle de en az ağ. %15-20 seviyesinde Ni barındırırlar. Cr içeriği, matrise oda sıcaklığında korozyon direnci ve dayanım kazandırır. Ayrıca, geleneksel süper alaşım elementleri olan; Co, Mo, W, Nb, Al, Cu, Ti, Mn, Si, C ve B gibi katkıları ile kullanım alanlarına göre süper alaşım tasarlanabilir. C, yapıdaki refrakter metallerle karbür ve karboboritler oluşturarak mukavemeti artırır. B içeriği Zr ile birlikte, tane sınırlarında intermetalik fazlar halinde çökerek, tane sınırı yırtılmasının önüne geçer ve sürünme şartlarında kopma mukavemetini iyileştirir. Co, ostenit matris oluşumunu kolaylaştırır. Bu nedenle, korozyon direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı için önemlidir. Co içeriği ayrıca, takım çeliklerinde olduğu gibi, sertliği artırıcı rol oynar. Ni, Ti ve Al ile stabil hale gelen; γ/γ' fazları ve aralarındaki uyum sayesinde 500 °C' ye kadar dayanımları tatmin edicidir. 650 °C üzerinde ise birçok tipinin kopma dayanımı 300 MPa seviyesinin altındadır. Dolayısı ile bu sıcaklıklarda, 600 MPa ve üzerinde kopma dayanımına sahip Ni esaslı süper alaşım tiplerine ve 300 MPa üzerinde akma dayanımına sahip Co esaslı süper alaşımlara kıyasla çok daha ucuzdurlar. Bu durumun temel nedeni, bu süper alaşımların birçok tipinin ağ. %50 ya da üzerinde ve Mo, Co, Al, Cu, W, Ti vb. alaşım elemanlarına nispeten uygun maliyetli Fe içermesidir. Endüstriyel anlamda; bir uzay aracını atmosfer dışına gönderecek büyüklükte bir patlama sonrası dahi servise devam etmesi istenen parçalara ihtiyaç duyulacağı gibi, 500 °C' de kızgın yağın transfer edildiği mekanik hatlarda kullanılacak alaşımlara talep te oldukça yüksektir. Bir tribün diski ele alındığında; disk kenarlarındaki Ni esaslı süper alaşım bıçaklar yüksek sıcaklıklara ve aşınma sürtünmesine maruz kalırken, diskin göbeğinde daha az stratejik bir Fe esaslı süper alaşım kullanılabilir. Buhar ve kızgın yağ jeneratörleri, gaz tribünleri, yakıt ikmal hatları, şaft ve disk parçaları bu grup süper alaşımların kullanıldığı alanlar arasında gösterilebilir [41,46].

Fe esaslı süper alaşımlar, mukavemetlenme mekanizmasına bağlı olarak 3 grupta incelenebilir. Martenzitik tiplerin mukavemetlenme mekanizması, takım çeliklerine benzer biçimde işler. Martenzitik matrisin sağladığı sertleşme, birincil ve ikincil karbürlerin matris üzerinde çökmesi sayesinde kazanılan mukavemet ile desteklenir.

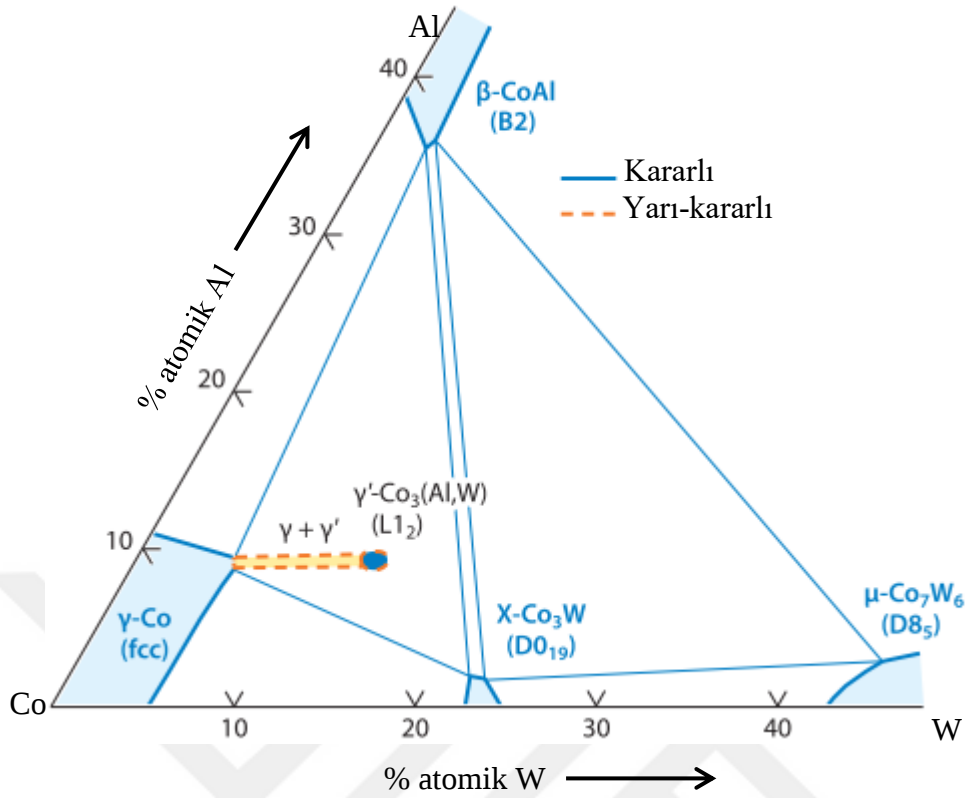
Malzeme maliyetini yükselten; Ni, Cr, Al, Ti ve Co gibi alaşım elementlerinin oranları düşüktür. Yüksek sıcaklık dayanımları ve korozyon dirençleri kısıtlıdır. Genellikle, yüksek mukavemet gerektiren, nispeten düşük servis sıcaklıklarında çalışan, statik parçalarda kullanılırlar. Bu tip süper alaşımlar, AISI600-635 kalite sınıfları altında gruplandırılmıştır. İkinci tip Fe esaslı süper alaşımlar, sıcak ya da soğuk deformasyon ile mukavemet kazandırılan çeliklerdir. İlk tipe göre daha yüksek oranda Ni içerdikleri ve bu nedenle ostenitik matrise sahip oldukları için, plastik deformasyon ile üretime uygundurlar. Mukavemetlenme mekanizmaları, pekleşme ve sıcak şekillendirme sonrası su verme ile yapıda kararlı hale gelen ikincil fazlar üzerinden tamamlanır. AISI660-665 kalite çelikler bu grupta incelenir. Bazı çevrelerce, katı çözültü mukavemetlenmesi uygulanamadığı ve süper alaşımların bazı geleneksel alaşım elementlerini içermedikleri için bu iki tip, süper alaşımlar sınıfına dâhil edilmez. Ticari anlamda kullanılan Fe esaslı süper alaşımlar; sıcak iş takım çeliklerinin yeterli olmadığı alanlarda sıklıkla kullanılan, yaşlandırma sonrası ostenitik matris üzerinde çökelmiş geçiş fazları ve karbürleri içeren bir mikroyapı sergilerler. Yaşlandırma sayesinde; katı çözültü mukavemetlenmesi ve çökelti sertleşmesi ile mukavemet kazanırlar. Endüstriyel olarak sıklıkla kullanılan bazı Fe esaslı süper alaşımların başlıca özellikleri Tablo 2.2’de verilmiştir [41,46].

Tablo 2.2. Bazı Fe esaslı süper alaşımların başlıca özellikleri [41].

Alaşım Adı	Yoğunluk (g/cm ³)	Ergime Sıcaklığı (°C)	Akma Dayanımı 20 °C (MPa)	Akma Dayanımı 650 °C (MPa)	Termal İletkenlik (W/m·K)
Alloy 901	8.21	1230	1205	960	13.30
A-286	7.91	1370	1005	720	12.70
Discaloy	7.97	1380	1000	720	13.30
Haynes 556	8.23	1371	815	590	11.56
Incoloy 800	7.95	1355	595	405	11.60
Incoloy 903	8.14	1320	1310	1000	16.80
N-155	8.19	1275	400	295	12.30

2.1.4.2. Kobalt esaslı süper alaşımlar

Geleneksel Co alaşımları ve Co alaşımlı çelikler, sahip oldukları ostenit matris içinde dağılmış, birincil ve daha küçük tane boyutundaki ikincil karbürler sayesinde, çökelti sertleşmesi mekanizmaları ile mukavemet kazandırılan malzemelerdir. Sıcak iş takım çeliği ve yüksek hız çeliği olarak sıklıkla kullanılan Co alaşımlı çelikler, sıcak şekil verme sıcaklıklarındaki dayanımları ve uzun servis süreleri ile dikkat çekmektedir. Co esaslı süper alaşımların ilk tipleri de bu çeliklerin modifikasyonları olmuştur. Ancak, son 20 yıla kadar, sürünme şartlarındaki performansları yeterli olmadığı için, daha yüksek sıcaklık ve gerilim şartlarında yerlerini, Ni esaslı süper alaşımlara bırakmışlardır. Fe, Co ve Ni ergime sıcaklıkları ve atom yarıçapları birbirine yakın metaller olmakla birlikte, Co alaşımları yüksek sıcaklıklarda çok daha iyi bir performans sergiler. Bu durumun temel sebebi; çelikte artan Co katkısının, solidüs eğrisini diğer iki metale göre daha yüksek sıcaklıklara çıkarabilmesidir. Bu bağlamda, üç metalin ergime sıcaklığı büyüklükleri ile çeliklerde yüksek sıcaklık dayanımına yaptıkları katkı arasında direk bir ilişki olmadığı görülmektedir. Ni esaslı süper alaşımlarda ostenit matris üzerine yerleşen geçiş fazları sayesinde, sürünme dayanımı geleneksel Co alaşımlarının önüne geçmiştir. Son 20 yılda yapılan çalışmalar, Co alaşımlarına doğru oranda Al, W ve Ti katkısı ile Ni esaslı süper alaşımlarda olduğu gibi, matris üzerine bir ostenit geçiş fazı yerleştiğini göstermiştir. Co esaslı süper alaşımların yaşlandırma sonrası mikroyapısı, öncülleri olan Co katkılı takım çeliklerinden farklı olarak; YMK γ -Co matris üzerinde çökelmiş, kübik formda, yarı-stabil, γ' -Co₃(Al,W) ostenit geçiş fazını barındırır. 2006 yılında keşfedilen γ' -Co₃(Al,W) fazı sayesinde geliştirilen Co esaslı süper alaşımlar ile ilgili Ni esaslı süper alaşımlar kadar geniş bilgi henüz edinilmemiş olmakla birlikte; daha yüksek sıcaklıklarda çalışabildikleri, çevresel korozyon dirençlerinin üstün olduğu, aşınma ömürlerinin daha uzun olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca, kaynak kabiliyetleri de daha iyidir. Co esaslı süper alaşımlarda, Ni esaslı süper alaşımlardan farklı olarak, Co ostenit matrisin dönüşümü sırasında γ'' geçiş fazı oluşmaz. Bunun yerine, mikroyapıda γ ve $\gamma+\gamma'$ fazlarının bir kompozisyonu hâkimdir. Yüksek sıcaklık mukavemetini sağlayan temel mekanizma bu fazların dağılımı ile sağlanır. Solüsyona alma işlemi 1350 °C civarında yapıldıktan sonra, malzemenin 900 °C' de uzun süre ile tutulması ile yaşlandırma tamamlanmış olur. 900 °C' de, Co-Al-W üçlü denge diyagramı, oluşan kararlı ve yarı-kararlı fazlar Şekil 2.8.'de görülebilmektedir [41,46,57].



Şekil 2.8. 900 °C’ de Co-W-Al üçlü denge diyagramı [57].

Atomik olarak; yaklaşık %10 W ve Al içeriğinden itibaren, 900 °C’de yarı-kararlı hale gelen $\gamma+\gamma'$ faz kompozisyonu, Şekil 2.8.’de gözleneceği gibi, çok dar bir aralıkta yapıda stabildir. Dolayısı ile tamamen γ ve $\gamma+\gamma'$ faz kompozisyonunda bir mikroyapının elde edilmesi, hem kinetik açıdan zor, hem de uzun ve maliyetli yaşlandırma ısıtma işlemleri gerektirmektedir. Tüm bu metalürjik zorluklar göz önüne alındığında, Co esaslı süper alaşımlarda, içeriklerine göre; γ , $\gamma+\gamma'$, β -CoAl, χ -Co₃W ve μ -Co₇W₆ fazları bulunabilir. Malzeme özellikleri tasarlanırken, bu fazların varlığı ve miktarları kritik önem taşır. Ayrıca, istenmeyen Co₂W gibi Laves fazları da yapıda bulunabilir. Co-Al-W üçlü alaşımlarının ve Co esaslı süper alaşımların bu fazlar üzerine yapılacak çalışmalar ile gelecekte geliştirilebileceği ön görülmektedir. Ti, Ta ve Hf ilavesi ile ostenit alanı genişletilebilir. Böylelikle, γ' fazı kararlı hale getirilebilir. Atomik olarak %1’lik Ta ilavesi ile γ' -Co₃(Al,W) alanı yaklaşık 50 °C genişler. Co esaslı süper alaşımlarda ostenit yapıcı Ni ve Mn gibi elementlerin katkısı ile de ostenit alanı genişletilebilir. Cr, Fe ve Nb gibi ferrit yapıcılar ise MC tipi karbürlerin oluşumunu teşvik ederek, Fe ve Ni esaslı süper alaşımlarda olduğu gibi çökelti sertleşmesine neden olurlar [41,46,57].

2.1.4.3. Nikel esaslı süper alaşımlar

İdeal bir mühendislik malzemesinde aranan başat özellikler göz önüne alınca; malzemenin servis sıcaklığında, tatmin edici mekanik özelliklere sahip olması, ortam kaynaklı korozyona direnç göstermesi, istikrarlı bir üretim yöntemi ile elde edilebilmesi ve üretim-servis maliyetlerinin uygun olması ön plana çıkar. Uzay havacılığı malzemeleri tasarlanırken, dramatik sıcaklıklarda ileri mühendislik özelliklerine sahip malzemelere duyulan ihtiyaç gündeme gelmektedir. Ni esaslı süper alaşımlar, hem kriyojenik, hem de birçok metal ve alaşımı için yeniden kristalleşmenin başladığı sıcaklıklarda sergiledikleri üstün mekanik özellikler ile alanında rakipsizdir. Ni esaslı süper alaşımlar dramatik sıcaklıklarda dahi; ileri korozyon direnci, ısıl dayanım ve yüzey kararlılığı gibi özelliklere sahiptirler. Sergiledikleri bu performans sayesinde, günümüzde başta gaz ve buhar tribünleri, jet motorları, enerji üretim santralleri ve petro-kimya tesisleri gibi agresif koşullarda çalışılan ortamlarda tercih edilirler. Özellikle, jet motorlarında geçmiş yüzyılda sağlanan ilerleme, Ni esaslı süper alaşımların gelişimi ile paralellik göstermiştir. Kolay kaynak edilebilirlikleri, korozyon dirençleri ve yüksek sıcaklık dayanımları ile bu sektöre ciddi anlamda yön vermişlerdir. Daha önceki bölümlerde, yüksek sıcaklıklarda sergiledikleri dayanım ve bu özellikleri sağlayan fazlar ile ilgili detaylı bilgi verilmişti (Bkz. 2.1.3. Süper alaşımlarda yaşlandırma sonrası oluşan fazlar ve özellikleri). Ni esaslı süper alaşımlarda, temel mukavemetlenme mekanizmaları ile yapıda kararlı hale gelen γ , γ' ve γ'' fazları ve MC tipi karbürler 750 °C'ye kadar daha etkin, bu sıcaklıkların üzerinde γ' fazı, η -Ni₃Ti fazına dönüşmeye başlar. η -Ni₃Ti fazı mikroyapıda, hekzagonal kristal düzende ve lamelli formda tane sınırlarında ya da iğnesel formda tane içlerinde stabildir. GCP bir faz olsa da tek başına değerlendirildiğinde, sürünme ve kopma dayanımına olumsuz etkileri bilinmektedir. γ - η faz kompozisyonu ise ostenit geçiş fazları kadar olmasa da yüksek sıcaklık dayanımına katkı sağlar. Daha yüksek sıcaklıklarda, W ve Mo gibi refrakter metallerin Ni ile yaptığı intermetalik; Laves, G, χ ve μ gibi TCP fazları aktifleşmeye başlar. Bu fazlar, malzemenin sünekliğini düşüren ve genellikle istenmeyen, zararlı fazlar olarak ele alınırlar. Ancak son yıllarda, tane sınırı mukavemetlenmesi ya da tane büyümesini önleyici gibi olumlu özellikleri ile yeniden değerlendirilmektedirler. Tablo 2.3.'te bazı hadde ürünü Ni esaslı süper alaşımların elementel kompozisyonları verilmiştir [41,46,48].

Tablo 2.3. Bazı Ni esaslı süper alaşımlar ve kimyasal bileşimleri (ağ. %) [41,58].

Alaşım	Ni	Fe	Cr	Co	Al	Ti	Nb	W	Mn	Mo	C
Incoloy800 ¹	32,5	45,7	21	-	0,4	0,4	-	-	0,8	-	0,05
Discoloy	26	55	13,5	-	0,25	1,75	-	-	0,9	2,75	0,04
V-57 ²	27	54	0,75	-	0,25	3	-	-	0,35	1,25	0,04
Incoloy907	38	42	0,1	13	0,03	1,5	4,7	-	0,3	-	0,01
Rene 80	Kal.	0,12	14	9,5	3	5	-	4	0,03	4	0,17
HasteloyX	47	18,5	22	1,5	-	-	-	1,5	0,5	9	0,1
Waspaloy ³	Kal.	0,25	16	12,3	1,2	3	-	-	0,45	3,8	0,06
Inconel625	Kal.	2,5	21,5	-	0,2	0,2	4	-	-	8,5	0,06
Inconel718 ⁴	52,5	Kal.	19	0,5	0,5	0,9	5,1	-	0,2	3	0,04
Haynes556	20	29	22	20	0,3	-	0,1	2,5	1,5	3	0,1
1: % 0,4 Cu 2: % 0,5 V 3: % 0,5 Zr 4: % 0,3 Cu Kal.: Kalan											

Tablo 2.3.'te listelenen süper alaşımlar, üretici firmalar tarafından verilen adlar ile anılmaktadır. Her grup kendine özgü alaşım karakterine sahiptir. Örneğin; Incoloy 800 ve Inconel 718 içerdikleri Fe oranı dışında benzer bileşimlerdedir. Yüksek Fe içeriği, Incoloy 800 alaşımının uygun maliyetli olmasına ve soğuk şekil verme uygulamalarına daha çok kullanılmasına neden olur. Inconel 718 süper alaşım, ağ. %50'nin üzerindeki Ni içeriğinin yanı sıra, mikroyapıda intermetalik bileşikler oluşturan; Mo ve Co gibi alaşım elementlerini ve ostenit fazlarını oluşturan Ti, Al ve Nb elementlerini daha yüksek oranda bulundurur. Bu bağlamda; Inconel serisi süper alaşımlar yüksek sıcaklık özellikleri ile ön plana çıkarken, Incoloy serisi alaşımlar ise düşük ortam sıcaklıklarında uygun maliyeti ile tercih edilir. Incoloy 907 ve Inconel 625 karşılaştırıldığında, verdiğimiz örneğin aksine Incoloy 907' nin daha karmaşık bir bileşime sahip olduğu görülmektedir. Süper alaşımlar değerlendirilirken; bileşim dışında, ısıtıl işlem sonrası oluşacak fazlar ve bu fazların malzeme özelliklerine etkileri de göz önüne alınmalıdır. Ayrıca, maliyet de bu değerlendirmenin önemli bir etkenidir. Inconel serisi süper alaşımlar en az ağ. %50 Ni içerirler. Ni içeriği ile çeliklerin

maliyetindeki artış paralellik göstermektedir. Bu yönüyle Inconel serisi, yaklaşık ağı. %12-16 içeren AISI300 serisi paslanmaz çeliklere kıyasla en az 4-5 kat daha pahalıdır. Inconel 625, Incoloy 907 ile kıyaslanınca yaklaşık iki katı oranında ağı. %Ni içerdiği görülmektedir. Dolayısı ile Inconel 625 çok daha maliyetli bir alaşımdır. Incoloy 907'nin yeterli olduğu durumlarda, özellikle maliyet kaynaklı tercih sebebi olabileceği anlaşılmaktadır [59,60].

Yüksek sıcaklık malzemelerinde Ni esaslı alaşımların üstünlüğü, bu alaşımların çok yüksek T_h değerlerinde çalışabilmesine bağlanmaktadır. Cannon Muskegon Corporation tarafından geliştirilen, içeriğinde ağı. %65-70 Ni bulunan, tek kristal CMSX-4 süper alaşımın; 1288 °C (1561 K)'de HIP ile üretilmiş olduğu bildirilmiştir. Alaşımın T_m değeri, katılaşma sıcaklığı olan 1340 °C (1613 K) olarak kabul edilirse, T_h değerinin yaklaşık 0,97 olduğu görülmektedir. Öte yandan, Ni'in periyodik tablodaki yeri göze alınınca (Bkz. Şekil 2.9.); yüksek sıcaklık uygulamalarında mukavemeti sağlayan ostenit fazlarının yer alan atomlarını köşelerde barındırabilecek YMK kristal yapıdaki metallerin, tabloda geçiş elementlerinin son sütunlarında bulunduğu görülmektedir. HMK ve Hekzagonal Sıkı Paket (HSP) yapılarda bu imkân yoktur. Bu YMK metallerin bir kısmı çok düşük ergime sıcaklıklarına sahipken, diğerlerinin maliyetleri Ni'den dahi yüksektir. Ni alaşımları artan sıcaklıkla YMK kristal yapısını genellikle korur ya da en azından matrisle yarı uyumlu, HMT γ'' -Ni₃Nb gibi fazlar barındırır. Bu sayede matriste ek deformasyonlara neden olacak çarpılmalar gözlenmez. Ayrıca, Ni yüksek sıcaklıklarda, Al'un düşük sıcaklıklarda oluşturduğu gibi bir film sayesinde korozyon dayanımı sağlar ve bu film artan sıcaklıklarda da kararlıdır [43,61].

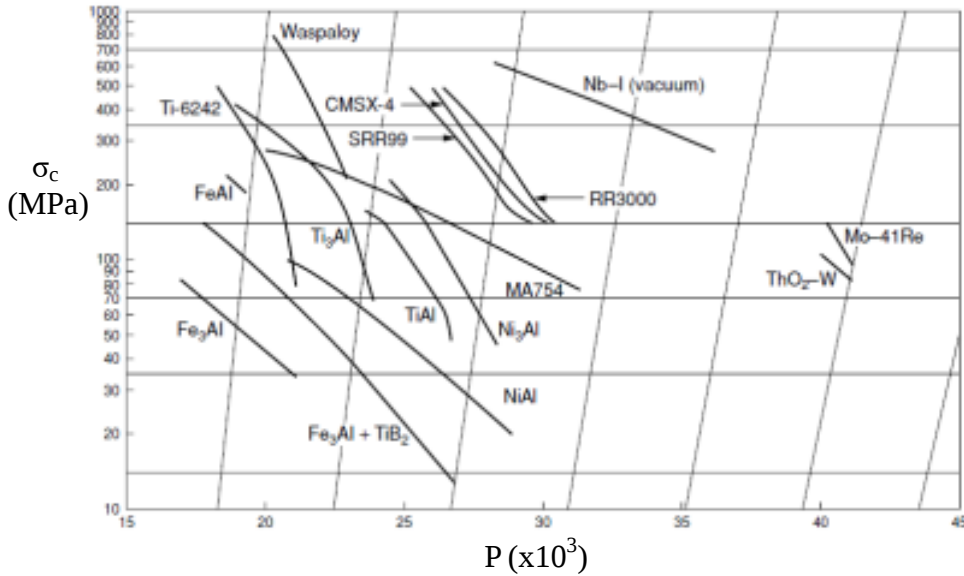
HMK									
IIIB	IVB	VB	VIB	VIIIB	VIIIB	VIIIB	IB	IIB	
21 Sc 44.956	22 Ti 47.90	23 V 50.942	24 Cr 51.996	25 Mn 54.9380	26 Fe 55.847	27 Co 58.9332	28 Ni 58.71	29 Cu 63.54	30 Zn 65.37
39 Y 88.905	40 Zr 91.22	41 Nb 92.906	42 Mo 95.94	43 Tc [99]	44 Ru 101.07	45 Rh 102.905	46 Pd 106.4	47 Ag 107.870	48 Cd 112.40
* 57 La 138.91	72 Hf 178.49	73 Ta 180.948	74 W 183.85	75 Re 186.2	76 Os 190.2	77 Ir 192.2	78 Pt 195.09	79 Au 196.967	80 Hg 200.59
HSP					YMK				

Şekil 2.9. Geçiş metallerinin periyodik tablodaki yerlerine göre kristal yapıları [43]

Ni esaslı süper alaşımlar arasında tercih yaparken, hangi başka olguların öncelenmesi gerektiği de göz önüne alınmalıdır. Yüksek sıcaklıklarda sergilenen mukavemetin karşılığı, sürünme dayanımı olarak ifade edilir. Sürünme dayanımı testleri genellikle, sabit sıcaklık ve yük altında yapılır. Seçilen malzeme için sürünme sıcaklığının, mutlak ergime sıcaklığının yarısından fazla olması istenir. Sisteme verilen enerji nedeniyle, bu sıcaklıklarda atom hareketleri artar ve deformasyon miktarının da daha fazla olması beklenir. Yüksek sıcaklık malzemeleri; belli sıcaklıklara kadar dislokasyon hareketlerinin sınırlanmasıyla, oda sıcaklıklarında pekleşme (deformasyon sertleşmesi) ile kazanılan mukavemetlenme gibi bir mekanizma (sürünme sertleşmesi) sayesinde akma göstermez. Artan atom hareketlerini karşılayan sürünme sertleşmesinin büyüklüğü, Larson-Miller Parametresi ile ifade edilir ve P ile gösterilir. E ise Larson-Miller Sabiti olarak bilinir ve metaller için genellikle 20 olarak kabul edilir. Denklem 2.1.'de gösterildiği gibi P, mutlak sürünme sıcaklığı (T) ve sürünme süresinin (t) bir fonksiyonudur. Buna göre, metaller için kabaca söylemek gerekirse; sürünme sıcaklığı ve süresi, P değerini belirlemektedir. P değeri ile sürünme sırasında uygulanan gerilmenin (σ_c -Creep Stress) kıyaslandığı Şekil 2.11.'deki diyagramın sağ üst köşesine gidildikçe, sürünme dayanımının arttığı söylenebilir [41,43,44,61].

Denklem 2.1. Larson-Miller Parametresi.

$$P = T(E + \log_{10} t) \quad [43].$$



Şekil 2.10. Bazı malzemeler için σ_c -P ilişkisi [43].

Beklendiği ve Şekil 2.11.'de de görüleceği gibi en iyi sürünme dayanımı performanslarını SRR99, CMSX-4 ve RR3000 gibi tek kristal Ni esaslı süper alaşımlar sergilemektedir. Metallerde, azalan ortalama tane boyutu neredeyse tüm mekanik özelliklerin gelişmesine neden olur. Sürünme dayanımı içinse tam tersi bir durum söz konusudur. Yüksek sıcaklık deformasyonunun tane sınırlarındaki kayma hareketi ile gerçekleşmesi nedeniyle, toplam tane sınırı alanının minimize edilmesi gerekir. Bu nedenle, tek kristal yüksek sıcaklık alaşımları bu alanda rakipsizdir. Ancak, bu malzemelerin VIM ile üretilmeleri ve yüksek alaşımlı olmaları maliyetlerini dramatik biçimde yükseltmekte, bu durum da yüksek sıcaklık uygulamaları dışında çok fazla tercih edilmemelerine neden olmaktadır. Diyagrama bakılınca; Waspaloy gibi süperalaşımların ya da yüksek dayanımlı Ni, Ti, Al alaşımlarının P değerlerinin yükselen sürünme gerilmesi ile hızla düştüğü görülmektedir. Yine de birim metal maliyeti ve spesifik yoğunluk-dayanım ilişkisi göz önüne alınınca, bu alaşımlar da tercih edilebilmektedir [43,61,62].

2.2. Inconel 718TM Nikel Esaslı Süper Alaşım

Inconel alaşım ailesinin keşfi, günümüz kullanımının aksine, zamanında çok daha basit bir amaca hizmet eden Inconel 600'ün üretimine dayanır. Bugün nükleer reaktörlerde de kullanılan Inconel 600, ağırlık % 72 Ni, 17 Cr ve 10 Fe içerir ve ilk üretimi sonrasında alaşım ile süt depoları imalatı yapılmıştır. International Nickel Company (Inco) tarafından geliştirilen alaşım ailesi, ismini bu firmadan almıştır. Inconel ailesinin tüm patent hakları 1998 yılında Special Metals Corporation tarafından satın alınmıştır. 1920'lerde hava subayı Frank Whittle tarafından patenti alınan Whittle turbo jet motorunu geliştirme çalışmaları, Inconel alaşımları sayesinde tamamlanmıştır. Bu atılım, İkinci Dünya Savaşı'nın seyrine etki eden en önemli gelişmelerden biri olarak kabul edilir. Inconel ailesi süper alaşımlar içeriğinde en az ağırlık %50 Ni bulundururken, Fe ise Ni ile birlikte ısıtılma işlem öncesi matrisi oluşturur. Cr ağırlıkça en çok bulunan bir diğer alaşım elementidir. Alaşıma; korozyon direnci, sertlik ve aşınma dayanımı kazandırır. Ni esaslı süper alaşımlarda; ostenit fazlarının kararlı hale gelmesini sağlayacak oranda Ti, Al ve Nb' un yanı sıra karbür oluşturma amacıyla ağırlık % 0,1'den az C bulunur. Inconel içeriğinde ayrıca; intermetalik fazlar oluşturmak amacıyla Mo-Co ikilisi, ostenit alanını genişletecek Mn, yüksek sıcaklık mukavemetini arttırmak

amacıyla W ve yüksek sıcaklık korozyon dayanımı için V bulunabilir. Standart çeliklerin bünyesinde bulunan Si ve Cu ile birlikte eser oranlarda bulunan; Hf, Zr, Ta, B, P ve S bu alaşım ailesinin kimyasal kompozisyonunu belirler [41,63].

Inconel 600 üretimi sonrası yıllar için de geliştirilerek bu alaşımın birçok modifikasyonu elde edilmiştir. Bileşimi ve kristal yapısı nedeniyle soğuk deformasyon dışında mukavemetlenme mekanizması olmayan Inconel 600'ün aksine, Inconel 625 çözeltiye alma sonrası hızlı soğutma ile karbür oluşumu sayesinde sertleştirilebilir. Agresif asit ve tuzlu ortamlar gibi zorlu koşullarda dahi yüksek korozyon direnci ve mukavemet sergileyen alaşım üzerine yapılan çalışmalar sırasında, yaşlandırma sonrası çok daha yüksek mukavemet sergileyebilen Inconel 718 süper alaşımı elde edilmiştir. Yüksek mukavemetine ek olarak, kaynak kabiliyeti ve yüksek sıcaklıklarda gösterdiği performansla günümüzde en popüler mühendislik malzemelerinden biri haline gelmiştir. VIM ile dökümü sonrası, hadde formunda kullanımı yaygın olsa da gaz atomizasyonu sonrası 50 µm ve daha küçük ortalama parçacık boyutunda eldesi sayesinde, toz metalürjisi ve AM teknikleri ile de üretilmektedir. Inconel 718'in nihai mukavemetine ulaşması için, Ni esaslı süper alaşımların çoğunda olduğu gibi solüsyona alma ve çift yaşlandırma ısı işlemleri uygulanır. Oda sıcaklıklarındaki mukavemetini yükselen ve kriyojenik sıcaklıklarda da büyük oranda korur. Bu özellikleri ile kritik mühendislik uygulamalarında sıkça kullanılır. Başlıca kullanım alanları; petro-kimya tesisleri, gaz tribünleri, yanma ve patlama odaları, turbo şarj rotorları, jet motorları, kriyojenik depolama tankları sayılabilir. Tablo 2.4. ve 2.5.'te Inconel 718 alaşım için Special Metals Corporation tarafından listelenen, geleneksel kimyasal bileşim ve süper alaşımın bazı özellikleri verilmiştir [41,43,44,64].

Tablo 2.4. Inconel 718 kimyasal bileşimi (ağ. %) [65].

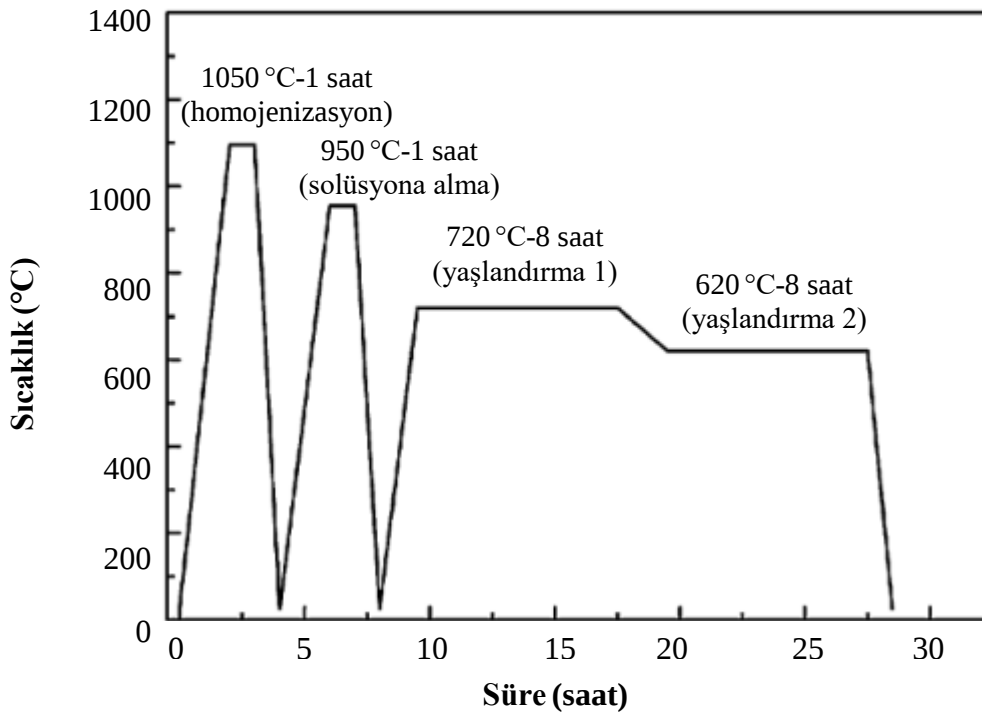
Element	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
En az	-	-	-	-	-	17	50	2,80
En çok	0,08	0,35	0,015	0,015	0,35	21	55	3,30
	Nb	Ti	Al	Fe	Ta	Cu	B	Co
En az	4,75	0,65	0,20	kalan	-	-	-	-
En çok	5,50	1,15	0,80	kalan	0,05	0,30	0,006	1

Tablo 2.5. Inconel 718 süper alaşıma ait bazı özellikler [65].

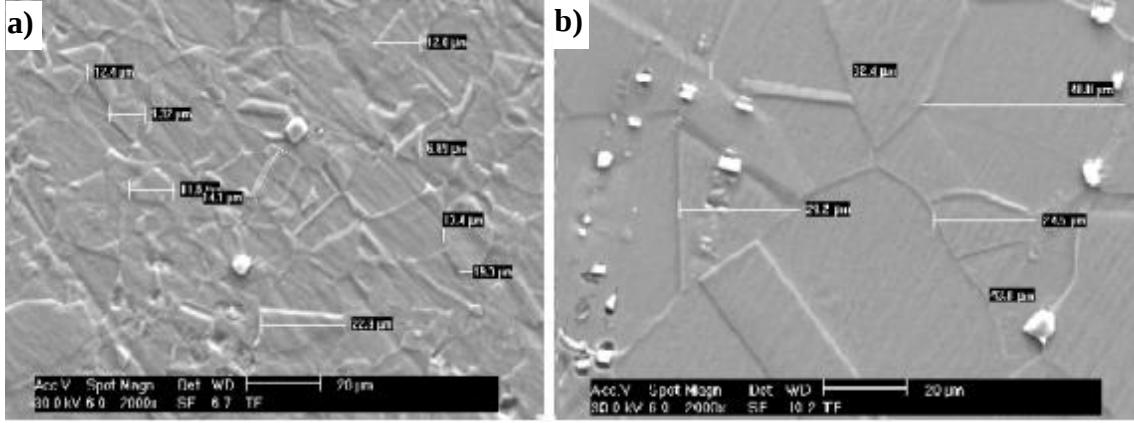
Özellik	Açıklama
Diğer Adları	UNS N07718, Alloy 718, W.Nr.2.4668
İlk Üretim Tarihi	24 Temmuz 1962
Öncülü	Inconel 625
Teorik Yoğunluğu	8,19 g/cm ³
Erime Sıcaklığı	1260 °C
Curie Sıcaklığı	-196 °C
Spesifik Isısı (21 °C ‘de)	435 j/kg°C
Vickers Sertliği (Soğuk işlenmiş)	354 HV*
Elastisite Modülü (Soğuk işlenmiş)	200 GPa*
Akma Dayanımı (Yaşlandırılmış)	1035 MPa*
Çekme Dayanımı (Yaşlandırılmış)	1240 MPa*
*Hadde ürünü alaşımın oda sıcaklığındaki değerleridir.	

Inconel 718’in standart ısıtıl işleminin ilk aşaması, malzemenin 1050 °C civarında 1-2 saat tutulması sonrası suda ya da havada yapılan hızlı soğutma ile tamamlanan homojenizasyon işlemidir. Ostenit matriste karbürlerin çökmesini sağlamak amacıyla, 950 °C’de solüsyona alma işlemi uygulanır. 1 saat bu sıcaklık civarında tutulan malzeme hızlı soğutulur. Solüsyona alma sonrasında, ostenit matris üzerinde MC tipi karbürler tane içi ve sınırlarında çöker. Tane sınırlarında çökelen karbürler, taneleri tamamen saracak kadar belirgindir. Karbürler, SEM görsellerinde matrise göre çok daha parlak oldukları için rahatlıkla gözlenebilirler. Homojenizasyon ve solüsyona alma sonrası, eş eksenli dörtgensel matriste tane büyümesi ve ostenit matrisli malzemelerin tavlanması sonucu meydana gelen ikizlenmeler gözlenir. Homojenizasyon öncesi HMK kristal dizilime sahip δ -Ni(Al,Ti) matrisin, tamamıyla γ -(Ni₃Ti) YMK matrise dönüşmesi istenir. Döküm yoluyla imal edilen Inconel 718 slabları, sıcak hadde ile istenilen kalınlıkta sac, levha ya da plaka formuna getirilir. Döküm nedeniyle oluşan

segregasyon, sıcak hadde sayesinde büyük oranda giderilirken, istenilen kalınlığa da ulaşılmış olur. Slabların su püskürtme ile soğutulması nedeniyle, yassı ürünlerde eş eksenli dörtgensel matriste dağılmamış halde karbürler gözlenebilir. Inconel 718'in yüksek sıcaklık mukavemeti kazanabilmesi için; 720 °C ve 620 °C' de 8-10 saat yapılacak iki yaşlandırma sonrası, hızlı soğutma ile ısıtma işleminin sonlandırılması gerekir. Isıtma rejimi (10 °C/dk) de mümkün olduğunca yüksek seçilir. 720 °C'den 620 °C'ye yapılan soğutma, fırın içinde yapıldığı için daha yavaş olmaktadır. Yaşlandırma sonrası, γ -(Ni₃Ti) matris üzerinde γ' -Ni₃Al ve γ'' -Ni₃Nb ostenit geçiş fazları kararlı hale gelir. Gaz tribünlerinde kritik sıcaklık olan 650-700 °C'de gerekli mukavemetin sağlanabilmesi, bu fazların doğru kompozisyon ve oranda yapıda kararlı olmalarına bağlıdır. γ'' -Ni₃Nb fazının varlığı bu anlamda çok önemlidir. Isıl işlem sonrası oluşan fazlar ve mekanik özelliklere etkilerinden daha önce detaylı biçimde bahsedilmiştir (Bkz. 2.1.3. Süper alaşımlarda yaşlandırma sonrası oluşan fazlar ve özellikleri). Şekil 2.12.'de Inconel 718 için standart ısıtma işlem basamakları ve Şekil 2.13.'te ısıtma işlem öncesi-sonrası oluşan mikroyapıların SEM görselleri verilmiştir [41,50,57,66-70].



Şekil 2.11. Inconel 718 standart ısıtma işlem basamakları [66].



Şekil 2.12. a) Hadde ve b) standart ısıt işlem sonrası SEM görselleri (2kX) [71].

2.3. Seçici Lazer Ergitme

Metal tozlarının yüksek enerjili lazer yardımıyla, μm boyutundaki katmanlar halinde ergitilerek, sonuçta istenen parça formuna ulaşılan kadar bu döngünün devam ettirildiği, en popüler AM tekniklerinden biridir. Ergitilen her katman sonrası, yayıcı yardımıyla yeni bir katman toz serilir. Üretim parametrelerinin her katmanda değiştirilebilmesi ve kaynaşan taneler üzerinde katılaştıran yeni katmanın özelliklerinin kontrol edilebilmesi nedeniyle, Seçici Lazer Ergitme adı ile anılır. Toz yatağında füzyon ile birleştirmenin sağlandığı AM teknikleri, Toz Yatağı Füzyonu genel başlığı altında toplanır. SLM tekniği bu bağlamda, Lazer Toz Yatağı Füzyonu (L-PBF) olarak ta bilinir. SLM ile %99 üzerinde kısmi yoğunluğa ulaşılabilir. İmalat sonrası oluşan çekilme boşlukları ve gözenekler nedeniyle, hassas döküm, vakum ergitme, enjeksiyon kalıplama gibi yüksek maliyetli yöntemlerle dahi bu orana ulaşmak mümkün olmamaktadır. Dökümle yapılan imalatla karşılaşılan en büyük sorun, kütüğün dıştan içe değişen katılma hızından kaynaklı gerçekleşen makro segregasyondur (Bkz. Şekil 1.12.). Ayrıca, geleneksel yöntemlerle yapılan imalat; kalıp maliyeti, cüruftan kurtulma, zehirli gazların filtrasyonu, talaşlı imalat ve atıkların kontrolü gibi zorluklarla karşılaşılır. Tüm bu zorluklar SLM ile ortadan kaldırılmış olur. Tekniğin avantajların yanı sıra, birim parça üretim maliyetinin yüksek olması ve yüzey özelliklerinin yetersizliği gibi dezavantajları vardır. Metallerde çatlak başlangıcının çoğunlukla yüzeydeki hatalardan kaynaklanması, SLM parçaların mukavemet, kırılma tokluğu ve yorulma dayanımı gibi mekanik özelliklerinde düşüşe neden olur. Bu nedenle, SLM sonrası iş parçasına bir yüzey işlemi yapılması önerilir [2,4,9,72].

SLM tekniğinin öncülü ve çalışma prensibinin transfer edildiği teknik SLS yöntemidir. Carl Robert Deckard, 1988 yılında henüz Ar-Ge aşamasında olan tekniği açıkladığı eserinin [14] önsözünde SLS yöntemini: “Özel takım ya da insan müdahalesi olmadan, serbest formda, 3 boyutlu katı objeler üretmek için yeni bir proses.” olarak tanımlamıştır. SLS tekniği, endüstride kullanılan ilk RP yöntemlerinden biridir. Yöntem, “1.1.3.2. Seçici Lazer Sinterleme” başlığı altında detaylı biçimde anlatılmıştır. STL’de tasarlanan parçanın her katmanı için farklı parametreler belirlenebilir. Genel işlem basamakları Şekil 2.14.’te verilen SLS ve SLM ile imalat sonrası, toz yatağında lazer ile imalatı yapılan parça bağlı olduğu altlıktan uygun bir yöntemle çıkarılır ve yüzey bitirme işlemleri yapılır. Yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla iş parçasına; bilye püskürtme, ultrasonik ya da lazer darbeleme gibi yöntemler uygulanır. Bazı malzemelerin istenen mekanik özelliklere ulaşması için, nihai formuna ulaşan parçaya ısıtma işlemi yapılması gerekebilir. SLM ile metal, polimer, seramik ve kompozit malzeme imalatı mümkündür [1,14,73].



Şekil 2.13. SLS ve SLM imalat şeması [73].

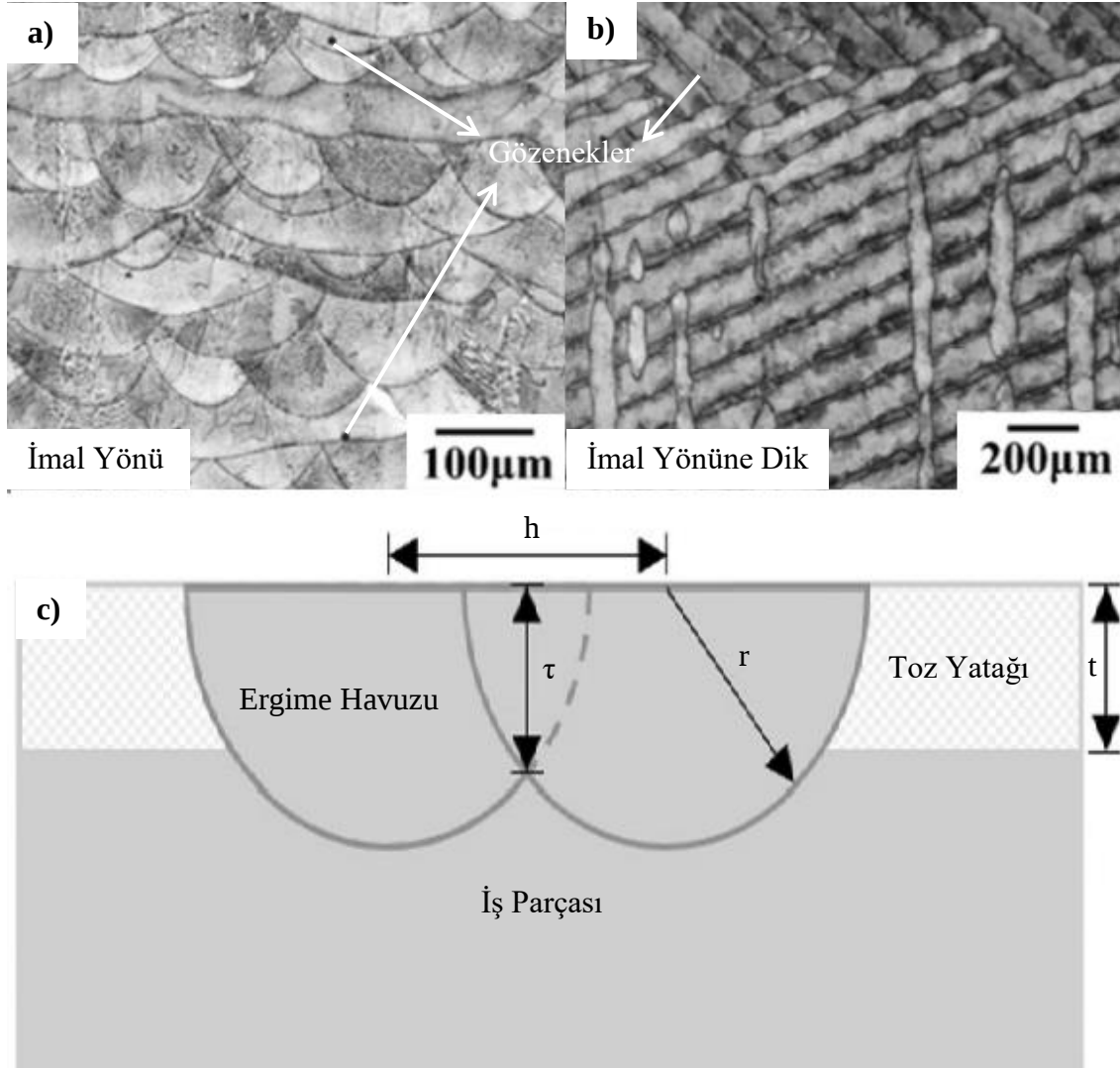
SLM, ergime-katılaşma mekanizması yoluyla üretim yapılan bir yöntemdir. Füzyon ile imalat yapılan yöntemlerde; ısı girdisi, soğuma hızı, katılaşma sırasında oluşan gerilmeler ve fazlar dikkate alınmalıdır. Füzyon kaynağı yöntemlerinde bu değişkenleri kontrol eden ve ısı girdisi olarak adlandırılan parametrenin AM için karşılığı, genellikle enerji yoğunluğu (ya da parametreyi tanımlayan bilim insanına ithafen Andrews sayısı- E_A , Denklem 2.2.) olarak bilinir. Enerji yoğunluğunu belirleyen

temel parametreler; lazer gücü (P_L), tarama hızı (V), ergime merkezleri arası mesafe (hatch spacing-h) ve katman kalınlığıdır (t). E_A için joule/mm³, P_L için Watt, V için mm/s, h ve t için mm birimleri kullanılır [4].

Denklem 2.2. Enerji Yoğunluğu Bağıntısı.

$$E_A = \frac{P_L}{V \times h \times t} \quad [4].$$

P_L arttıkça, toz partikülleri arasındaki difüzyon ve dolayısı ile kaynaşma efekti artar. P_L artışı ile daha hızlı bir soğuma sağlandığı için, V maksimize olur. Buna bağlı E_A 'daki düşüşe paralel olarak; parçacık mikroyapısı eş eksenli kristalinden, daha yüksek mukavemetli dendritik forma dönüşme eğilimindedir. E_A azaldıkça, dendrit kolları uzama fırsatı bulamaz. Kolonsal dendritik mikroyapı yerine hücrel dendritler hâkimdir. Benzer mekanizma, füzyon kaynağı sonrası mikroyapıda da gözlenir. Ana metal ile füzyon bölgesi arasında ısı gradyeni düştükçe değişen mikroyapı, ITAB adı verilen geçiş bölgesine neden olur. ITAB, dendritik füzyon bölgesi ile eş eksenli ana metal arasında oluşur. ITAB' da mikroyapı segregasyonu, mikro çatlaklar ve katılma hızı farkından kaynaklı yırtılmalar gözlenir. Tüm bu özellikleri ile ITAB, füzyon kaynağı yöntemleri ile imal edilen iş parçalarında en çok hata görülen bölge olarak ön plana çıkar. SLM parçaların mikroyapısı imalat yönünde incelendiğinde, genellikle yarım daire biçiminde ergime havuzları gözlenir. Ergime havuzları, farklı soğuma hızları ve yönleri nedeniyle oluşmuş, hücrel ve kolonsal dendritlerden meydana gelir. SLM ile imal edilen parçalarda soğuma, füzyon bölgesi ile kısıtlanabildiği için, ITAB'daki gibi bir mikroyapı geçişi gözlenmez. Bunu sağlamak amacıyla, lazerin tesir ettiği bölge (laser spot), oluşturduğu ergime havuzu ile optimum mesafede (h) üst üste bindirilir (overlapping). Üst üste bindirme sayesinde, dendritik mikroyapı tüm iş parçası boyunca gözlenir. Böylelikle, mikrosegregasyonun önüne geçilerek, mümkün olduğunca homojen bir mikroyapıya ulaşılır. SLM sonrası ergime havuzlarından oluşan karakteristik mikroyapı Şekil 2.15. a ve b'de şematik gösterimi ise c'de verilmiştir. İmal yönünde yarım daire biçiminde gözlenen ergime havuzları, kesitten bakıldığında uzamış kolonlar halindedir. Üst üste binme derecesi komşu iki ergime havuzunun kesişim bölgesinin yüksekliği (τ) ile de ifade edilebilir. τ değeri, katman kalınlığı (t) ve h parametrelerini belirlediği için kritiktir. Lazer tipi, ışın genişliği ve dalga boyu; lazerin tesir alanını, dolayısı ile de ergime havuzunun yarıçapını (r) belirler [4,71-73].



Şekil 2.14. a) SLM imal yönü, b) imal yönüne dik, c) şematik gösterimi [75,76].

Artan P_L , tarama hızının düşürülebilmesi sayesinde üretim maliyeti ve dolayısı ile toplam maliyeti de düşürür. Çok yüksek P_L , toz partiküllerinin yüksek ısı nedeniyle plazma haline geçip, buharlaşmasına neden olabilir. Bu durumda, yarım daire yerine dairesel ergime havuzları gözlenir, gözeneklilik artar, kısmi yoğunluk ve mukavemet azalır. P_L -V optimizasyonu, SLM iş parçasının mekanik özelliklerinin tasarlanmasında kritik öneme sahiptir. Her hammadde için bu iki parametrenin en uygun değerleri genellikle tecrübe ile belirlenir. Enerji yoğunluğu bağıntısındaki diğer değişken olan h ise iki lazer noktası arasındaki soğuma gradyeni ile ilişkilendirilir. SLM lazer kaynaklarının çapı 50-180 μm aralığındadır. Bu nedenle, ortalama parçacık boyutunun 50 μm altında olması gerekir. Üst üste bindirilen iki ergime havuzu arasında dendritik mikroyapının korunması beklenir. Üst üste bindirme nedeniyle, dendritler kabalaşarak

kolonsal, daha da düşük soğuma hızlarında eş eksenli forma dönüşebilir. Çok yüksek h değerleri ise ergime havuzlarının neredeyse tamamen üst üste binmesine neden olacaktır. Böylelikle dendritik mikroyapı korunur ancak, t artar. İki durum da mukavemet düşüşüne neden olacağından, h ve t değerinin de optimize edilmesi gerekir. Tüm bu nedenlerden dolayı, enerji yoğunluğu bağıntısında yer alması da tüm değişkenlerin göz önüne alınması zorunludur. İmalat sırasında genellikle bir koruyucu gaz (Ar) kullanılır. İmalatın yapıldığı hacimde %0,1'den az oksijen kalması istenir. İmalat için küresel formda tozlar tercih edilir. Isıl şoka karşı bazı malzemelerin SLM ile imalatından önce, toz yatağının ön ısıtılması gerekebilir. İmalat için optimum şartlar sağlansa dahi SLM imalatından sonra yüzeyin tasfiye edilmesi gerekir. Gerekirse iş parçasının kullanımına uygun bir ısıl işlem uygulanarak, imalat tamamlanmış olur [4,14,77].

2.4. Literatürde Konuyla İlgili Çalışmalar

Inconel 718 üzerine konu ile ilgili ilk çalışmalardan biri 1965 yılında NASA (National Aeronautics and Space Administration-Ulusal Havacılık ve Uzay İdaresi) adına, T. M. Cullen ve J. W. Freeman [78] tarafından hazırlanmış, hadde formundaki numunelerin oda sıcaklığı ve 425-538-650 °C sıcaklıklarındaki mekanik özelliklerinin incelendiği rapordur. Çentikli ve çentiksiz numuneler 955 ya da 1065 °C'de solüsyona alınıp, 720 ve 620 °C'de sırasıyla 8 ve 10 saat çift yaşlandırılmıştır. NASA bu çalışmada tüm numuneler için 650 °C'ye kadar benzer değerler ölçmüşlerse de bu sıcaklıkta, 1065 °C'de solüsyona alınan numunelerin rakiplerine göre çok daha yüksek çekme ve sürünme dayanımı sergilediklerini tespit etmişlerdir. Special Metals Co. [65] tarafından listelenmiş, hadde formundaki Inconel 718'in yaşlandırma sonrası yüksek sıcaklık çekme testi verileri Tablo 2.6.'da görülmektedir. Y. Wu ve ark. [47] yukarıda bahsedilen işleyişi açıklarken, yüksek sıcaklık mukavemetini sağlayan ostenit fazlarının (γ -Ni₃Ti, γ' -Ni₃Al ve γ'' -Ni₃Nb) mikroyapıda dağılımının ve tane büyüklüklerinin önemine dikkat çekmektedir. Ni bazlı süperalaşımların 650 °C civarında uzun süre yaşlandırması ile γ/γ' kompozisyonunda optimizasyon sağlanabildiği belirtilmiştir. Çalışmada, yüksek sıcaklık mekanik özelliklerinin γ matris üzerinde γ' kabalaşması ile iyileştiği öne sürülmüştür. Hadde formunda Inconel 718'in yaşlandırma sıcaklığı ve süresine göre sertlik değerleri Tablo 2.7.'de verilmiştir.

A. Epishin ve ark. [61] bir başka Ni esaslı süperalaşım olan tek kristal CMSX-4 üzerinde yaptıkları sürünme testlerinde; Ni esaslı süperalaşımların yüksek sıcaklık mekanik özellikleri incelenirken, etkin mekanizmanın γ/γ' ara yüzünün stabilizasyonu ve γ' ve γ'' fazlarının varlığı olduğunu onaylamakla birlikte, sürünme özelliklerinin düzlemsel olarak değiştiğini tespit etmişlerdir. Tek kristal CMSX-4, $T_h=0,97$ değeri sayesinde endüstride mükemmel sürünme özellikleri ile bilinmektedir. Yüksek sıcaklık altında uygulanan gerilmelerin farklı sıcaklıklarda değişen düzlem ve yönlerde en yüksek kayma gerilmelerine neden olduğu ortaya atılmıştır. Çalışmada elde edilen veriler incelendiğinde, en yüksek sürünme mukavemeti değerini 750 °C'de sergileyen tek kristal CMSX-4, 950 °C' de en uzun sürünme ömrüne sahiptir. Sürünme mukavemetindeki bu anizotropi nedeniyle, tek kristal malzemenin düzlem indislerinin de önemli olduğu vurgulanmaktadır. C. M. Kuo [66] ve ark. Inconel 718 üzerinde yaptıkları sürünme testleri sonucunda; tane sınırlarında çökelmiş zararlı $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazının, sürünme özelliklerine olumsuz etki eden birincil faktör olduğunu ortaya atmıştır. Araştırmacılar, tane sınırı ile uyumsuz çökelen $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazının, geleneksel ısıtıl işlem çevriminde (Bkz. 2.12.) 950 °C'de yapılan solüsyona alma işleminin iptal edilmesi ile ortadan kaldırıldığını, böylelikle sürünme özelliklerinde dramatik iyileşme sağlandığını iddia etmişlerdir. S. Azadian [68] ise tane sınırlarında çökelmiş $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazının yüksek sıcaklık mekanik özelliklerine olumsuz etkisine ve tane sınırlarındaki B segregasyonun bu fazın oluşumuna neden olduğuna dikkat çekmiştir. Y. Gao ve ark. [79] da iğnesel $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazının, tane içi ve sınırlarında çökerek gerilme merkezleri haline gelmesi nedeniyle mukavemeti düşürdüğünü belirtmektedir. Çalışmada ayrıca, Inconel 718'den yüksek performans beklendiği bir sıcaklık olan 650 °C civarında $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazı oluşumunun, yüksek sıcaklık dayanımı sağlayan temel mekanizma olduğu ve çalışma sıcaklığında $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazının varlığı nedeniyle, bu fazın miktarının kısıtladığına dikkat çekilmiştir. Uzun süreli sürünme şartları altında belli oranda kararlı hale gelen $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazı, fazladan bir mukavemet artışı sağlayarak, yüksek sıcaklık özelliklerini iyileştirmektedir. Bu sıcaklıklardan önce $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazının yapıda kararlı hale gelmesi, Nb miktarının azalmasına neden olmaktadır. Bu durum, $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazı oranının sınırlanmasına ve sürünme özelliklerinin kötüleşmesine neden olmaktadır. Çözüm olarak, geleneksel ısıtıl işlem çevriminde (Şekil 2.12.) gösterilen solüsyona alma öncesi, homojenizasyon işleminin mutlaka uygulanması gerektiği belirtilmiştir.

Tablo 2.6. Yaşlandırılmış Inconel 718 için yüksek sıcaklık çekme testi verileri [65].

Sıcaklık (°C)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Akma Gerilmesi (MPa)	Akma Uzaması (%)	Kesit Daralması (%)
Oda sıcaklığı	1365	1124	21	30
315	1262	1076	16	34
538	1193	1020	16	30
649	1103	965	15	25
705	1007	930	8	10
760	848	800	5	10
816	724	690	15	20

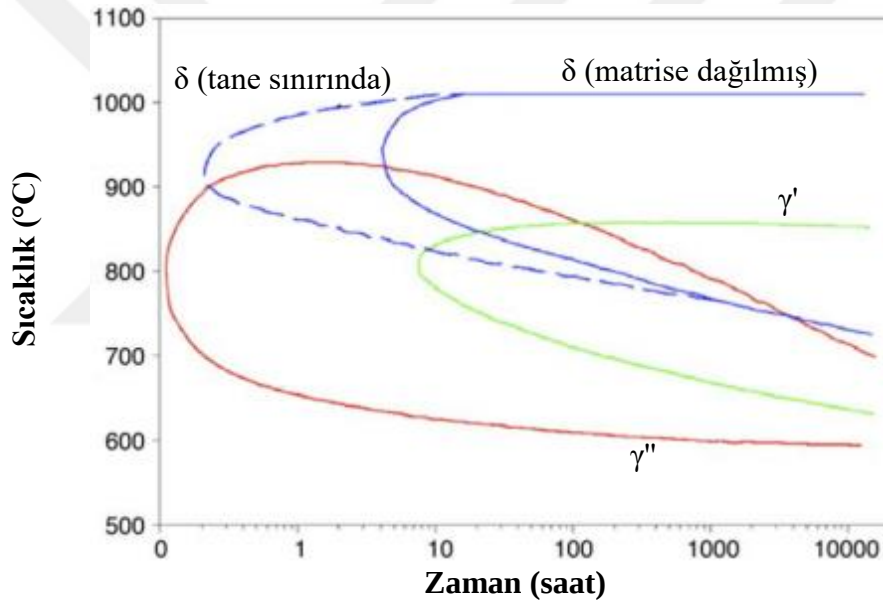
Tablo 2.7. Inconel 718 yaşlanma sıcaklığı-süresine göre sertlik değerleri (HV) [68].

Sıcaklık (°C)	Süre (dk/sa)							
	0 dk	5 dk	10 dk	100 dk	8 sa	16 sa	24 sa	50 sa
650	194	225	214	230	294	250	361	412
750	232	304	325	412	419	415	445	431
850	265	301	305	309	322	309	308	271
950	192	190	193	190	217	236	228	277
1025	238	235	238	194	187	186	189	183

Inconel 718'in AM teknikleri ile eldesi gün geçtikçe yaygınlaşmaktadır. Üretim parametrelerinin optimizasyonu, mekanik özelliklerin iyileştirilmesi, mikroyapı ve faz dönüşümleri, ısıtım işlemleri ve dramatik sıcaklıklardaki özellikler en sık çalışılan araştırma konuları olarak ön plana çıkmaktadır. Çalışmaların çoğunda öncelikle farklı üretim parametrelerinde deneme numuneleri elde edilmektedir. Araştırma, genellikle bu numuneler içerisinde çalışılacak konu ile ilgili optimum özellikleri sunan üretim parametreleri üzerinden devam ettirilmektedir. Lazer Net Şekilli İmalatı (Laser Net

Shape Manufacturing-LNSM) çalışma prensibi olarak SLM ile büyük ölçüde benzeşen, ancak boyut toleransı ve nihai iş parçasının gelişmiş yüzey özellikleri ile ön plana çıkan bir AM yöntemidir. Yöntemde, hazır bir toz yatağı üzerinde birleştirme yapmak yerine, katılan katman üzerine bir nozul yardımı ile yeni bir katman toz serilir. M. Azer ve ark. [51] bu yöntemle ürettikleri Inconel 718 numunelerinin standart ısıtma işlemi sonrası mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Çalışmada, PBF yöntemlerine göre katmanlar arası bölgelerde tane boyutunun incelendiği iddia edilmiştir. PBF ile üretilmiş malzeme mikroyapısı genellikle, ergime havuzları içinde kolonsaldan, hücresel dendritik mikroyapıya bir geçiş gösterir. Katmanlar arası geçiş bölgelerinde tane yapısının incelenmesi sonucu bu mikrosegregasyonun minimize edildiği ve böylelikle mukavemet artışı sağlandığı kaydedilmiştir. M. Ni ve ark. [62] tarafından yazılan, L-PBF ile üretilmiş Inconel 718 bünyesine ağırlık %0,3 Sc (Skandiyum) ilavesi ile mekanik özelliklerin iyileştirilmesinin amaçlandığı makalede, tane sınırlarında nano boyutta Sc_2O_3 çökeltileri elde edilmiştir. Araştırmacılar, Sc_2O_3 partiküllerinin dislokasyon yığılması mekanizmasını geliştirerek, süneklikte dramatik bir artışa neden olduğuna dikkat çekmiştir. S. Periane ve ark. [80] SLM ile üretilmiş Inconel 718'in yorulma davranışlarını inceledikleri çalışmada, HIP ile yüzey gözeneklerinin minimize edildiğini, böylelikle %20 daha yüksek yorulma gerilmesine ve %6 daha uzun yorulma ömrüne ulaşıldığını not etmişlerdir. S. Holland ve ark. [74] SLM ile üretilmiş Inconel 718'in standart ısıtma işlemine homojenizasyon sonrası HIP adımı ekleyerek, numune üzerine çoklu karakterizasyon teknikleri uygulamışlardır. Çalışmada, HIP sonrası sertlik ve aşınma dayanımı gibi mekanik özelliklerin geliştiğini; SEM, EBSD (Electron Back Scattered Spectroscopy-Elektron Geri Saçınımli Spektroskopisi), AFM (Atomic Force Microscopy-Atomik Kuvvet Mikroskopisi), XRD ve FFM (Friction Force Microscopy-Sürtünme Kuvvet Mikroskopisi) gibi birçok karakterizasyon tekniği ile ortaya koymuşlardır. S.-H. Sun ve ark. [81] EBM ile farklı açılarda (0° , 45° , 55° ve 90°) yaptıkları biriktirme ile üretilmiş Inconel 718 rotlarını karakterize etmişlerdir. Farklı açılarda yapılan üretim sonrası, rot boyunca hâkim düzlemlerin belirlenebileceği ortaya konmuştur. Çekme testi sonucunda, en yüksek mukavemete 55° 'lik açıyla üretilen rotta, $\langle 111 \rangle$ doğrultusunda ulaşıldığı belirtilmiştir. Çalışmada, böyle bir tercihlili yönlendirme ile mukavemetin en yüksek değere çıkarılabileceği belirtilmiştir.

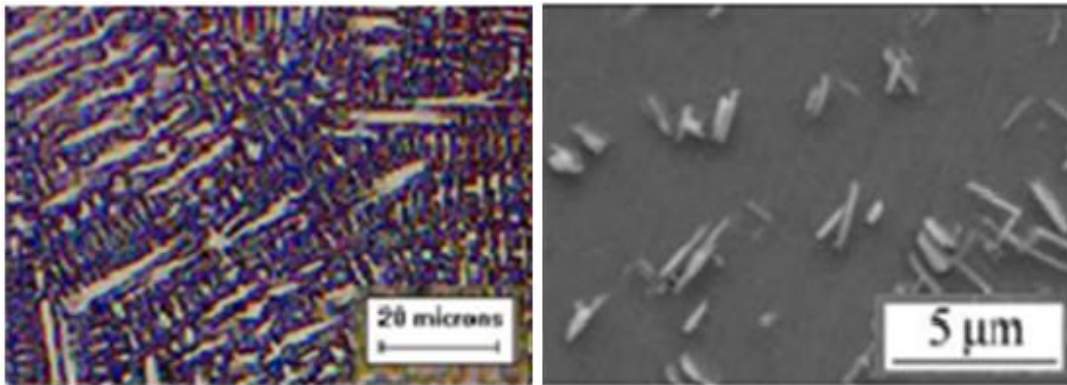
Inconel 718 ile ilgili yapılan çalışmaların büyük bölümünü dramatik sıcaklıklardaki davranışları üzerine yapılan araştırmalar oluşturmaktadır. Yalnız yüksek sıcaklıklarda değil, kriyojenik sıcaklıklarda da sıkça kullanılan bir süper alaşım olan Inconel 718'in, 650-750 °C civarındaki mekanik özellikleri, gaz tribünü bıçaklı diskleri gibi kritik mühendislik malzemeleri için hayati önem taşımaktadır. A. Thomas ve ark. [82] Inconel 718'in standart ısıtıl işlemi sonrası γ matris üzerinde çökerek, yüksek sıcaklıklarda sergilediği üstün mekanik özellikleri sağlayan γ' - γ'' fazlarının ve mukavemet düşüşüne neden olan δ fazını içeren TTT (Temperature/Transition/Time-Sıcaklık/Dönüşüm/Zaman) diyagramını elde etmişlerdir. Şekil 2.15.'de gösterilen diyagram incelendiğinde, tüm bu fazların kararlı hale geldiği sıcaklık aralığının 600-1000 °C olduğu görülmektedir.



Şekil 2.15. Inconel 718 süper alaşıma ait TTT diyagramı [82].

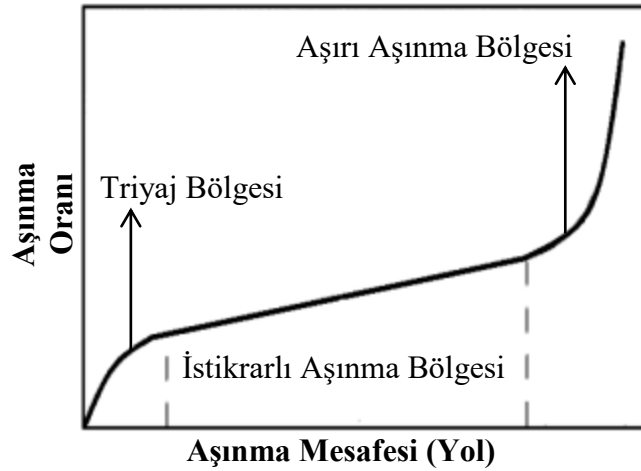
TTT diyagramında, γ' fazının çökmesi için 700 °C' nin altında 100 saat üzerinde bir tutma süresinin gerekli olduğu görülürken, bu sıcaklık üzerinde çok daha kısa süreler yeterli olmaktadır. 10 saat altındaki tutma sürelerinde ise tane sınırlarında, istenmeyen δ fazı çökmektedir. 1050 °C üzerinde tutulan malzemeye yapılacak, hızlı bir soğutma δ fazının kararlı hale gelmesini engelleyecektir. Sonrasında, 700 ve 600 °C üzerinde sıralı iki yaşlandırmanın, γ' - γ'' fazlarının yapıda kararlı hale gelmesini sağladığı anlaşılmaktadır. Inconel 718'in standart ısıtıl işlemi (Şekil 2.12.) bu şartları sağlayan aşamalar içerir. Mukavemete olumsuz etkisinden bahsedilen δ -Ni₃Nb fazının, 1050 °C üzerinde yapılan homojenizasyon sırasında, bölgesel Nb birikimlerinin

dağılması ile ortadan kaldırılabildiği anlaşılmaktadır. Y. Gao ve ark. [79] ise δ -Ni₃Nb fazının, mikroyapıdaki konumunun, dağılımının ve morfolojisinin ayrıca önem arz ettiğini belirtmişlerdir. Çalışmada, 900 °C üzerinde daha üniform bir morfolojide (çubuk ya da rot) çöken sınırlı miktarda δ -Ni₃Nb fazının; tane sınırı mukavemetini arttırarak, tane büyümesini kısıtlayarak, tane içinde ise dislokasyon hareketlerine engel olarak, mekanik özellikleri iyileştirdiği ortaya konmuştur. Ayrıca, Laves fazlarının ortadan kaldırılması durumunda dahi, tane sınırlarında MC tip karbürlerin çökeldiği ve belli oranda mukavemet düşüşünün önüne geçilemediği not edilmiştir. Laves fazlarının yüksek sıcaklık özelliklerine etkisi henüz tam olarak anlaşılamamıştır. Ancak, Inconel 718 özelinde olumsuz etkilerine dikkat çekilmektedir. M. Cao ve ark. [83] SLM ile üretilmiş Inconel 718'in yaşlandırma öncesi mikroyapısını incelemiştir. Makalede, dendritler arasında yerleşik Laves fazlarının, tane sınırı hareketlerini engellemesi nedeniyle, yüksek sıcaklık mukavemetinin düştüğü belirtilmiştir. Laves fazının dendritler arasında benzer yerleşimi, Inconel 718'in TIG kaynağı sonrası A. Nevcanoğlu tarafından [71] füzyon bölgesinde de OM yardımıyla (Şekil 2.17.a.) tespit edilmiştir. J. Joshy ve B. Kuriachen [84], L-PBF ile üretilmiş Inconel 718 ile yaptıkları çalışmada, Laves fazı miktarının; enerji yoğunluğunun azaltılması ve ısıl işlem sırasında soğutma hızının arttırılması ile minimize edildiğini ve yüksek sıcaklık dayanımının arttığını belirtmişlerdir. X. Fei ve ark. [85] Inconel 718'in füzyon kaynağı sonrası, kaynak dikişinden uzaklaştıkça, daha düşük hızla soğuyan ana metal bölgesinde iğnesel Laves fazını, matriste dağılmış biçimde gözlemiştir. Şekil 2.17.b'de iğnesel formda δ -Ni₃Nb fazına ait olduğu anlaşılan çökeltiler görülmektedir.



Şekil 2.16. a) Füzyon bölgesinde ve **b)** ana metalde Laves fazları [71,85].

Tribolojik özelliklerin belirlenmesinde, belli bir yük ve ilerleme hızına sahip yüksek sertlikte bir takımın, iş parçasını periyodik olarak aşındırması prensibinden sıklıkla yararlanılır. Aşınma mesafesi boyunca, iş parçası yüzeyindeki işleme derecesinin değişimi, sürtünme katsayısı (SK)-yol ya da zaman grafikleri olarak kaydedilir. Çoğu mühendislik malzemesi aşınma sırasında, takım ile arasındaki sürtünme nedeniyle yüksek plastik deformasyona maruz kalır. Bunun sonucunda, iş parçası gerinim sertleşmesi ile mukavemet kazanır. Ulaşılan bu mukavemet seviyesi teorik olarak, aşınma testi boyunca iş parçasının takıma gösterdiği en yüksek dayanımı temsil eder. Numune üzerinde istikrarlı bir aşınma izinin olduğu bu bölge, metallerin aşınmasında sıklıkla görülür ve alıştırma, triyaj ya da rodaj adıyla bilinir. Triyaj bölgesini genellikle SK değerlerinin ortalama olarak sabit bir trend izlediği istikrarlı aşınma ve yükselen sıcaklık nedeniyle çoğunlukla matrisin tavlama yumuşamasına maruz kaldığı, SK değerlerinin dramatik olarak düştüğü aşırı aşınma bölgeleri takip eder. Aşınma testi sırasında elde edilen SK verilerinin yanı sıra, ağırlık kaybı ve ağırlık kaybına bağlı elde edilen aşınma oranı da aşınma dayanımı ve tribolojik özellikleri belirlemede kullanılan özellikler arasındadır. Metallerin aşınması sonrası elde edilen geleneksel aşınma oranı-yol grafiği Şekil 2.17.'de verilmiştir. Grafikte metallerin aşınması sırasında gözlenen üç tipik bölge gösterilmiştir [41,86,87].



Şekil 2.17. Metallerde tipik aşınma oranı-yol grafiği ve aşınma bölgeleri [41].

Tribolojik özellikler değerlendirilken, malzemenin sahip olduğu mekanik özelliklerin yanı sıra, ısı özellikleri de belirleyici rol oynar. Ni esaslı süper alaşımlar, sünek matrisleri ve düşük ısı transfer katsayıları nedeniyle işlenmesi güç malzemelerdir. Inconel 718 aşınma sırasında, ostenitik matrisinin kendi üzerine ve takıma sıvanması

nedeniyle yaşılandırma öncesi talaşlı imalatı tercih edilmeyen bir süper alaşımdır. Inconel 718'in işlenmesi sırasında, süper alaşımın düşük ısı transfer katsayısı nedeniyle, takımlar matrise kıyasla çok yüksek sıcaklıklara çıkar. Bu nedenlerle, adeziv aşınma ve difüzyon aşınması baskındır. Difüzyon aşınması; yorulma çatlaklarından kopup takıma yapışan aşınma artıklarının, sürtünme ile artan sıcaklıklarda tekrar yüzeye bağlanması ile açıklanır. Tekrarlı adeziv aşınma sonucu yüzeye bağlanan aşınma artıkları, maruz kaldığı yüksek plastik deformasyon nedeniyle, matrise kıyasla çok daha yüksek sertliğe ulaşır. Inconel 718'in aşınmış yüzeyi mikroyapısı, baskın adeziv aşınma nedeniyle genellikle pürüzsüz bir görünüme sahiptir. Bu nedenle, sünek matristeki gibi pürüzsüz bir bağlanma sağlanamaz. Aşınma artıkları pulsu plakalar halinde matris üzerine tutunur. Difüzyon aşınmasının devreye girmesiyle, bu pulsu plakalar aşınma yüzeyi üzerinde yoğun biçimde gözlenmeye başlanır [24,88].

Inconel 718' in tribolojik özellikleri birçok araştırmacı [88–100] tarafından derinlemesine çalışılmış bir konudur. Üretim yöntemine ya da ısıl işleme bağlı mikroyapıda ve faz dağılımında gözlenen değişim nedeniyle, Inconel 718' in aşınma karakteristiği genellikle birçok mekanizmanın birlikte çalıştığı karmaşık bir sistemdir. Böyle karışık bir tribolojik sistem için, talaşlı imalat süresinin en aza indirilmesi gerekir. Bu nedenle, Inconel 718'in işlenmesinde mümkün olan en yüksek besleme hızlarını sağladığı için seramik takımlar, metal karbür uçlara tercih edilir. Al_2O_3 ya da Al_2O_3 -TiC, WC-Co, BCN ve Si_3N_4 gibi uçlar, Inconel 718'in işlenmesinde en sık kullanılan takım malzemeleri olarak ön plana çıkmaktadır. S. P. Natarajan ve ark. [101] hadde ve SLM ile üretilmiş Inconel 718 numunelerin işlenmesinde, SLM parça üzerinde çalışmanın takım ömrünü arttırdığını vurgulamışlardır. Çalışmada, SLM numune ile çalışıldığında; yağlayıcı olmaksızın %80, yağlayıcı ile ise %43 daha uzun takım ömrü tespit edilmiştir. H. Ji ve ark. [102] SLM ile ulaşılan daha yüksek takım ömrünü, hadde numunelerde elde edilen daha yüksek ortalama mikrosertlik değerlerine bağlamışlardır. A.K. Parida [91] talaş geometrisini inceleyerek, takım ömrünün geliştirilmesinin amaçladığı çalışmada; artan sıcaklıkla difüzyon aşınmasının etkinliğinin arttığını, yüzeyden talaş kaldırmanın sıvanma nedeniyle zorlaştığını ve takım ömrünün tespitinin de karmaşıklaştığını belirtmiştir. D.G. Thakur ve ark. [95] bu zorluğu aşmak için deformasyon hızının düşük tutulması gerektiğini belirtmiştir. Çalışmada, Inconel 718'in işlenmesi sırasında yüksek kesme hızlarının, matrisin yumuşamasına neden olacak

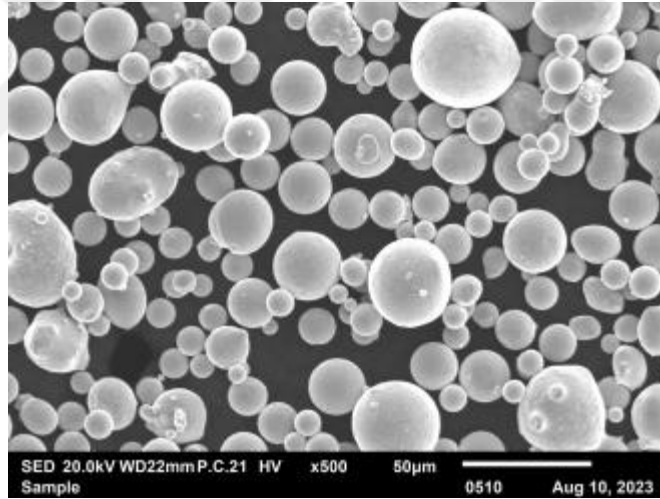
biçimde sıcaklığı dramatik arttırdığını, bu nedenle de adheziv aşınmanın ve difüzyon aşınmasının etkin olduğunu bildirmişlerdir. Yaşlandırma sonrası mukavemet ve sertlik kazanan Inconel 718 alaşımın, aşınma dayanımının da gelişmesi, beklenen bir durumdur. Yaşlandırma öncesi nispeten sünek matrisin neden olduğu sıvanma ile sonuçlanan yoğun adheziv aşınma, yerini belli oranda abrasif aşınmaya bırakır. Z. Zhao ve ark. [103] SLM ile üretilen Inconel 718 numunelerin farklı sıcaklıklara solüsyona alındıktan sonra yaşlandırılması sonucunda, matriste çöken sert partiküllerin koparak, takım ve iş parçası arasında kayması ile abrasif aşınmanın etkinliğini arttırdığını belirtmiştir. Y.C. Chen ve Y.S. Liao [89] da delerek işledikleri Inconel 718 numune ve delici uç yüzeylerini incelemiş, abrasif aşınmanın etkinliğinin izlendiği bölgelerde, matristen kopmuş, sert metal karbürlerle rastladıklarını belirtmişlerdir.

Inconel 718'in yüksek sıcaklık aşınma davranışları literatürde çok çalışılmamış bir konu olmamakla birlikte, artan sıcaklığın takım ömrünü azaltacağı ancak, işleme kabiliyetini arttıracak kabul edilmektedir. A.K. Parida ve K. Maity [94] bu görüşü destekler biçimde; Inconel 718'in oda sıcaklığında işlenmesi sonrası elde edilen talaşların süresiz, yüksek sıcaklıkta işlenmiş numune talaşlarının sürekli tipte olduğunu tespit etmişlerdir. A.K. Parida ve K. Maity [97] konuyla ilgili hazırladıkları bir başka çalışmalarında ise; 600 °C'de yapılan işleme sonrası elde edilen Inconel 718 talaşlarının, takım malzemesi ile olan temas uzunluğunun, bir başka Ni esaslı süper alaşım olan Monel 400'e kıyasla daha kısa olduğunu ileri sürmüşlerdir. Son yıllarda, yaşlandırma sonrası Inconel 718'in yüksek sıcaklık aşınma mekanizmaları ilgili yapılmış nadir bir çalışmada; J. Joshy and B. Kuriachen [84], Inconel 718'in kriyojenik yaşlandırması sonrası artan sıcaklıklardaki aşınma performansını incelemiştir. Çalışmada, kriyojenik yaşlandırma ile aşınma dayanımının arttığı belirtilmiştir. Ancak, solüsyona alma basamağının tatmin edici bir sebep öne sürülmeden atlandığı anlaşılmaktadır. Oysa metal karbürlerin çoğunlukla solüsyona alma sayesinde çökelebildiği bilinmektedir. Bu durumda abrasif tipte aşınmanın etkinleşmesi de zorlaşacaktır. Y. Liu ve ark. [87] LDED yöntemi ile üretilmiş Inconel 718 numunelerin, 600 °C'de yapılan aşınma testleri sonrası, difüzyon aşınmasının çoğunlukla baskın aşınma mekanizması olduğunu, sıcaklık yükseldikçe aşındırıcı bilye ile matris arasında konsolide olan aşınma artıklarının, aşınma dayanımını belli oranda arttırdığını belirtmişlerdir [43,48,104].

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Çalışmada Kullanılan Toz ve Özellikleri

SLM üretiminde kullanılan toz, Sentas-Bir firması tarafından gaz atomizasyon yöntemi ile üretilmiştir. Firma, ticari nedenlerle üretim parametrelerini paylaşmayı tercih etmemektedir. Gaz atomizasyon ürünü toz parçacıkları Şekil 3.1.'deki SEM görselinde görüleceği üzere, küresel ve küresele yakın şekle sahiptir. Parçacıkların bir kısmının yüzeyinde uydu formunda daha küçük parçacıkların olduğu görülmektedir. ASTM B822 [105] standardında yapılan ortalama parçacık boyutu tayini sonucu $D_{90}=43,5 \mu\text{m}$ 'dir. SLM yönteminde kullanılan tozların, küresel formda ve ortalama parçacık boyutunun ise $50 \mu\text{m}$ 'nin altında olması büyük önem taşır (Bkz. 2.3. Seçici Lazer Ergitme). Tozun görünür yoğunluğu ASTM B 212 [106] standardına göre $4,35 \text{ g/cm}^3$ olarak belirlenmiştir. Tozun kimyasal bileşimi Tablo 3.1.'de verilmiştir [107].



Şekil 3.1. Sentas-Bir gaz atomize küresel Inconel 718 toz parçacıkları (500X).

Tablo 3.1. Sentas-Bir üretimi Inconel 718 toz kimyasal bileşimi (ağ. %) [107].

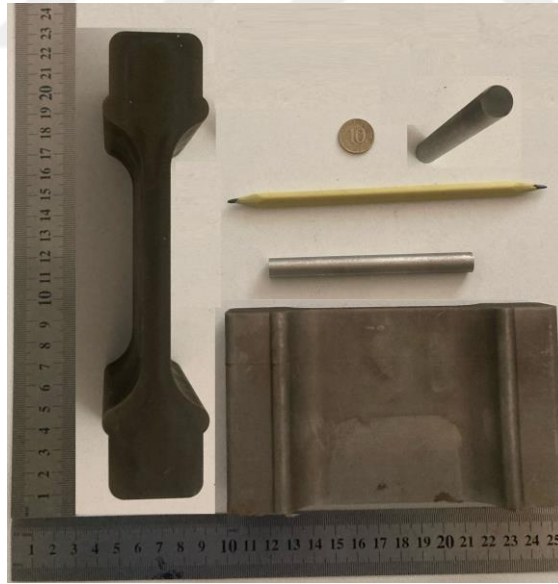
Element	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
	0,01	0,003	-	-	0,10	19,63	52,26	3,24
Element	Nb	Ti	Al	Fe	Ta	Cu	B	Co
	5,26	0,92	0,60	17,55	0,01	0,03	0,004	0,38

3.2. SLM Üretimi ve Numunelerin Eldesi

Çalışmamızda kullanılan SLM üretimi parçalar, Sentes-Bir firmasına ait EOS-M290 (Şekil 3.2.) cihaz ile üretilmiştir. Standarda uygun çekme numunesi formunda, 100 mm yüksekliğinde bir parçanın yanı sıra, mikroyapı ve aşınma testlerinde kullanılmak üzere, 10 mm çapında ve 100 mm yüksekliğinde, çubuk şeklinde iki parça daha üretilmiştir (Şekil 3.3.).



Şekil 3.2. EOS M290 SLM cihazı.



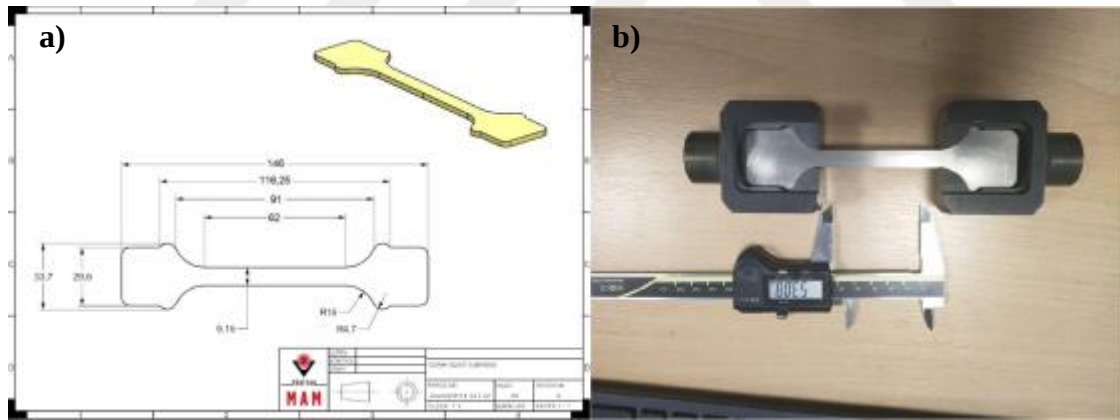
Şekil 3.3. Deneyisel çalışmalar için SLM ile üretilen parçalar.

SLM üretim parametreleri Tablo 3.2.'de verilmiştir. Çalışmamız üretim parametreleri ile ilişkili bir araştırma konusu içermemektedir. Bu nedenle, EOS firması tarafından tavsiye edilen parametrelere sadık kalınmıştır. Denklem 2.2.'ye göre hesaplanan E_A değeri $67,47 \text{ J/mm}^3$ 'tür. Standardizasyon için lineer tarama stratejisi

seçilmiştir. 1 mm kalınlığındaki çekme testi numuneleri Şekil 3.3'te gösterilen ana parçadan, tel erozyon yardımıyla dilimlenmiştir. Sac formundaki Inconel 718 malzemeden de standarda uygun çekme numuneleri tel erozyon yardımıyla, mikroyapı incelemeleri ve aşınma testleri için dikdörtgen formunda parçalar ise hassas kesme cihazı ile çıkarılmıştır. 1 mm kalınlığında, hadde ürünü Inconel 718 malzeme, Huntington Alloys Company firmasından, Birçelik A.Ş. tarafından ithal edilmiş ve kimyasal bileşimi Tablo 3.3.'te verilmiştir. Çekme testlerinde kullanılan ASTM E8/E8M-22 [108] standardındaki numunelerin teknik çizimi ve çekme testi öncesi fıkstüre bağlanmış bir numune Şekil 3.4. a ve b'de gösterilmiştir. Çubuklardan ise 10 mm kalınlığında silindirik numuneler hassas kesme cihazı yardımıyla dilimlenmiştir. Mekanik testler sonrası numuneler Şekil 3.5. a ve b'de görülmektedir.

Tablo 3.2. SLM üretim parametreleri.

Lazer Gücü (P _L)	Tarama Hızı (V)	Bindirme Mesafesi (h)	Katman Kalınlığı (t)
285 W (J/s)	960 mm/s	0,11 mm	0,04 mm



Şekil 3.4. a) Çekme numunesi teknik çizimi, **b)** fıkstüre bağlı çekme numunesi.

Tablo 3.3. Birçelik A.Ş. firmasından alınan hadde Inconel 718 bileşimi (ağ. %) [60].

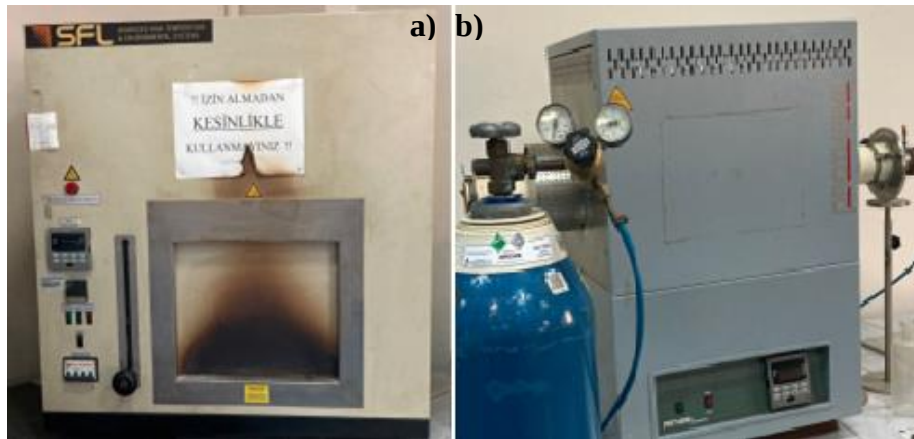
Element	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
	0,03	0,1	0,009	0,001	0,07	18,25	53,48	3,01
Element	Nb	Ti	Al	Fe	Ta	Cu	B	Co
	5,10	0,94	0,54	18,06	0,03	0,1	0,001	0,17



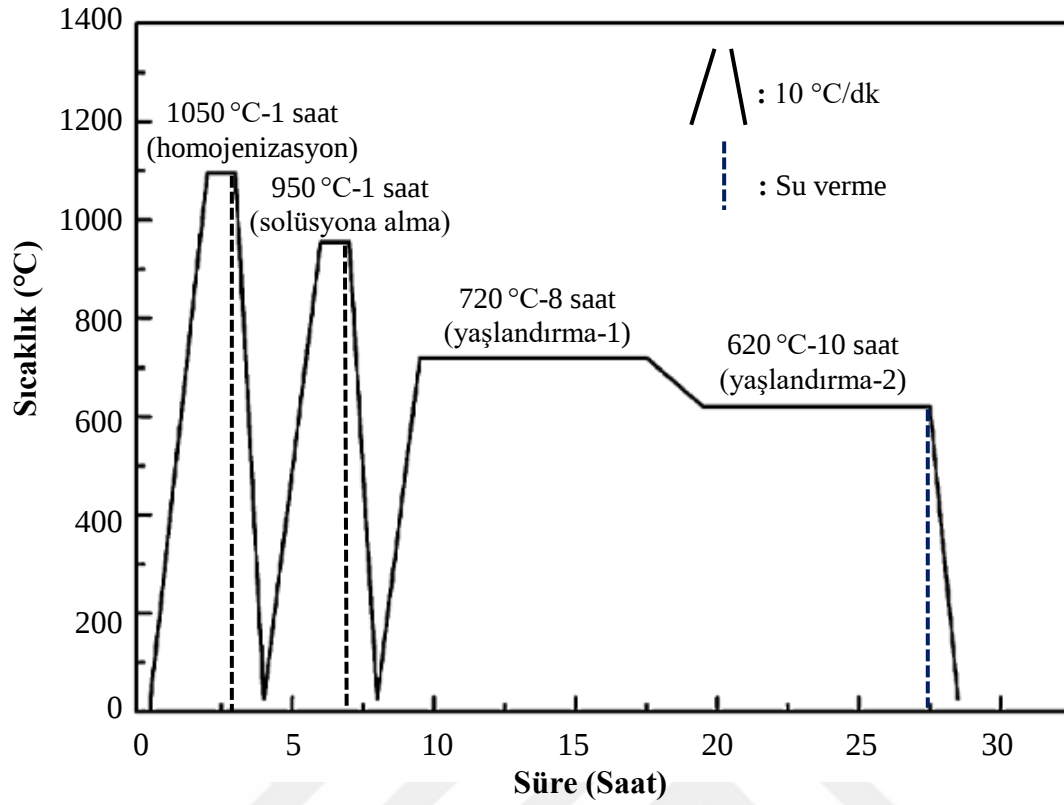
Şekil 3.5. a) Çekme ve b) aşınma testleri sonrası hadde ve SLM numuneler.

3.3. Isıl İşlemler ve Numunelerin Sınıflandırılması

Inconel 718'in geleneksel ısıtıl işleminden “2.2. Inconel 718 Nikel Esaslı Süper Alaşım” başlığı altında bahsedilmiştir. Şekil 2.12.'de verilen standart ısıtıl işlem; homojenizasyon, solüsyona alma ve yaşlandırma basamaklarını içermektedir. Hazırlanan hadde ve SLM ürünü numunelere, bu standart ısıtıl işlemin yanı sıra, soğutmanın Ar atmosferinde, sıcaklık kontrollü bir fırında yapıldığı bir proses daha eklenmiştir. Geleneksel yaşlandırma (GY) Şekil 3.6. a'da gösterilen SFL marka klasik bir ısıtıl işlem fırınında, soğutma kontrollü yaşlandırma (SKY) ise Şekil 3.6. b'de gösterilen, Protherm marka atmosfer kontrollü tünel tipi fırında gerçekleştirilmiştir. Isıtma ve iki yaşlandırma adımı arasındaki soğutma hızları literatüre uygun biçimde 10 °C/dk olarak belirlenmiştir. GY ısıtıl işleminde soğutma suda yapılmıştır. SKY ısıtıl işleminde ise soğutma hızı yine 10 °C/dk olarak seçilmiştir (Şekil 3.7.).



Şekil 3.6. a) SFL ısıtıl işlem fırını, b) Protherm atmosfer kontrollü tünel tip fırın.



Şekil 3.7. GY ve SKY ısıtım işlem basamakları.

Numuneler ısıtım işlem türü ve üretim yöntemi temel alınarak isimlendirilmiştir. Ayrıca, elde edilen verilere ait grafiklerde kolaylıkla ayırt edilebilmeleri açısından, her numuneye bir renk atanmıştır. Çalışmanın bundan sonraki bölümlerinde numuneleri kısaca tanımlayabilmek için yapılan bu sınıflandırma Tablo 3.4.'te verilmiştir.

Tablo 3.4. Numunelerin isimlendirilmesi.

No	Numunenin Kısa Adı	Açıklama	Numuneyi Temsil Eden Renk
1	H-HAM	Hadde, ısıtım işlemsiz	Yeşil
2	H-GY	Hadde, geleneksel yaşlandırılmış	Mavi
3	H-SKY	Hadde, soğutma kontrollü yaşlandırılmış	Purpur
4	SLM-HAM	SLM, ısıtım işlemsiz	Sarı
5	SLM-GY	SLM, geleneksel yaşlandırılmış	Altın
6	SLM-SKY	SLM, soğutma kontrollü yaşlandırılmış	Kırmızı

3.4. Yapılan Testler ve Karakterizasyon İşlemleri

3.4.1. Yoğunluk tayini

Farklı üretim yöntemleri ve ısıt işlemlerin, numune yoğunluklarında değişimlere neden olabileceği ön görülmüştür. Faz tipi ve miktarlarındaki farklılıklardan kaynaklanan bu yoğunluk değişimlerini belirlemek amacıyla, numunelerin Arşimet prensibine dayalı yoğunluk ölçümleri yapılmıştır. Ölçümler, Precisa 205 model hassas terazi ile gerçekleştirilmiştir. Cihaz, %0,1 hassasiyettedir ve Arşimet yoğunluk ölçüm kitine sahiptir. Sentex-Bir firması tarafından üretilen ve çalışmamızda kullanılan Inconel 718 tozun teorik yoğunluğu Denklem 3.1.'e göre hesaplanmıştır. Tozun içeriğinde bulunan elementlerin teorik yoğunlukları (ρ_t^x), alaşımdaki ağırlıkça yüzdelere (%w^x) oranlanmıştır. Alaşımın içeriğinde bulunan her element için hesaplanan bu kesirlerin ($\rho_t^x/\%w^x$) toplamı, çalışmamızda kullanılan tozun teorik yoğunluğunu (ρ_t) belirlemiştir. Numunelerin ölçülen yoğunlukları (ρ_o), ρ_t ile oranlanarak (Denklem 3.2.) kısmi yoğunluk (% ρ_k) değerleri elde edilmiştir.

Denklem 3.1. Teorik yoğunluk.

$$\rho_t = \sum_n^x \rho_t^{x \rightarrow n} / \%w^{x \rightarrow n} \quad [109].$$

Denklem 3.2. Kısmi yoğunluk.

$$\% \rho_k = \rho_o / \rho_t \times 100 \quad [109].$$

3.4.2. Mikrosertlik testleri

Mikrosertlik ölçümleri, FUTURE-TECH marka, FM-310e model mikrovickers cihazı ile yapılmıştır. Kare piramit elmas uç, HV_{0,2} yük ile 15 s boyunca, metalografik olarak hazırlanmış yüzeyde en az 10 farklı bölgeye batırılmış, ortalama sertlik değerleri kaydedilmiştir. Sac numuneler için hadde yönünde ve kesitten, SLM numuneler için ise imalat ve tarama yönlerinde ayrı ayrı ölçüm yapılmıştır.

3.4.3. Mikroyapı İncelemeleri

Optik mikroskop ve SEM yardımıyla farklı büyütmelerde mikroyapı görselleri elde edilmiştir. Mikroyapı incelemeleri için bakalite alınan numuneler, geleneksel metalografi yöntemleri ile zımparalama, parlatma ve dağlama aşamaları sonrası optik mikroskop ve SEM’de incelenmek üzere hazırlanmıştır. Numunelerin dağlanmasında, ASTM E-407 [110] standardına uygun 87-Glyceregia çözeltisi, damlatma tekniği ile kullanılmıştır. Çözelti hacimce; %50 hidroklorik asit (HCl), %33,3 gliserin ve %16,7 nitrik asit (HNO₃) içermektedir. Optik mikroskop görüntülemelerinde OLYMPUS marka, BX51M model cihaz kullanılmıştır. SEM incelemelerinde ise JEOL marka JSM-IT100 bir cihaz kullanılmıştır. Mikroyapı incelemelerinde kullanılan optik mikroskop ve SEM, Şekil 3.8.’de ve Şekil 3.9.’da gösterilmiştir.



Şekil 3.8. OLYMPUS, BX51M optik mikroskop.



Şekil 3.9. JEOL marka JSM-IT100 SEM.

3.4.4. Çekme Testleri

Testler; oda sıcaklığında ve 650 °C sıcaklıkta, ASTM E8/E8M-22 standardına uygun, hadde ve SLM ürünü numuneler ile gerçekleştirilmiştir. Şekil 2.16.'da verilen, Inconel 718'e ait TTT diyagramı incelenirse, faz dönüşümlerinin 650 °C seviyesinde başladığı görülecektir. Inconel 718'in endüstride en kritik kullanımlarından biri turbo jet motorlarının tribün kanatlarıdır. Bu kanatların çalışma sıcaklığı da 650 °C civarındır. Bu sıcaklıkta yapılan sürünme testleri, tribün kanatlarının çalışma koşullarındaki dayanımını belirlemede birçok araştırmacı [66,82,111,112] tarafından güvenilir bir yöntem olarak görülmüştür. Ancak, uzun sürünme testleri sırasında numunelerde faz dönüşümlerinin gerçekleşmesi kaçınılmazdır. Ayrıca, sürünme testleri sabit yük altında yapılmakta, çalışma koşullarında parçaya etki eden yük ise sürekli değişiklik göstermektedir. Tüm bu nedenlerle, çalışmamızda yüksek sıcaklık özelliklerinin anlaşılması amacıyla sürünme yerine 650 °C'de çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Çekme testleri TUBİTAK-MAM laboratuvarlarında yapılmıştır. Oda ve yüksek sıcaklık çekme testleri için belirlenen ISO-6892 [113] standardına uygun parametreler Tablo 3.5.'te verilmiştir. Testlerin yapıldığı 600 kN kapasiteli, Zwick marka, Z600 Universal model çekme cihazı Şekil 3.10.'da gösterilmiştir. Cihaz, sahip olduğu ısıtıcı kabin sayesinde yüksek sıcaklık çekme testlerinin yapılmasına olanak sağlamaktadır.

Tablo 3.5. Çekme testlerinde kullanılan ISO 6892 standardına uygun parametreler.

Sıcaklık (°C)	Ön Yük (N)	Çekme Hızı (mm/s)	Deformasyon Hızı (mm/s)
25	30	0,014	0,0007
650	250	0,014	0,0007



Şekil 3.10. Zwick marka Z600 model çekme testi cihazı.

3.4.5. Aşınma Testleri

Oda sıcaklığında ve 400 °C’de gerçekleştirilen testlerde, Si₃N₄ bilyeler aşınma testleri için hazırlanan numuneler üzerinde (ball-on-disc) 500 m boyunca aşındırılmıştır. Aşınma testleri sırasında endüstriyel uygulama koşullarına uyumlu bir aşınma yüzeyi oluşması ve elde edilecek verilerin başkaca bir değişken tarafından etkilenmemesi amacıyla herhangi bir yağlayıcı kullanılmamıştır. Kullanılan Si₃N₄ bilyelerin; çapı 5 mm, sertliği ise 78 HRC (Hardness Rockwell C-Rockwell C Sertliği) olarak ölçülmüştür. Bu değer, Vickers skalasında 1700 HV üzerinde bir değere karşılık gelmektedir. Literatürde [51,114–118] çeşitli yöntemlerle üretilmiş Inconel 718 numunelerin en yüksek sertliğine ulaştığı direk yaşlandırma koşullarında dahi bu değer 500 HV seviyelerinde olmaktadır. Bu nedenle, aşınma testleri sırasında kullanılan bilyelerde teorik olarak aşınma kaybı olmadığı varsayılmıştır. Yüksek sıcaklıkta yapılan aşınma testleri için, sürtünme nedeniyle gerçekleşecek sıcaklık artışı da dikkate alınarak, test sırasında faz dönüşümlerinin önlenmesi amacıyla çalışma sıcaklığı 400 °C olarak belirlenmiştir. Çalışmamız için üretilen hadde ürünü numunelerin aşınma cihazına bağlanabilmesi için, bu numuneler bakalite alınmıştır. Ancak, 400 °C sıcaklıkta bakalitlerin kullanılmaz duruma gelmesi nedeniyle, yüksek sıcaklık aşınma testleri yalnız SLM ürünü numunelere uygulanmıştır. Aşınma testleri, bir ısıtıcıya sahip, Turkeyus marka POD/HT/WT model cihazda (Şekil 3.11.), ASTM-G99 [119] standardına uygun biçimde yürütülmüştür. Cihaz, aşınma testi süresince elde edilen sürtünme katsayısı değerlerini (SK), SK-yol ya da SK-zaman grafiği olarak sunan bir bilgisayar uygulaması ile koordineli olarak çalışmaktadır. Inconel 718 talaşlı imalatının zorluklarıyla bilinen bir süper alaşımdır. Yoğun adeziv tipte aşınma ve yüksek ısıl direnci nedeniyle, işleme sırasında alaşımın takımlara sıvanması ya da takımların aşırı ısınması nedeniyle işlenmesi güçtür. Aşınma sırasında gerçekleşen yüksek plastik deformasyon ve aşınma artıklarının iş parçası ya da takım üzerinde kalması objektif bir ağırlık kaybı tespitini zorlaştırır. Bu nedenle, ağırlık kaybı ve aşınma oranı gibi özellikler bu çalışmada irdelenmemiştir. Aşınma testi parametreleri Tablo 3.6.’da verilmiştir.

Tablo 3.6. Aşınma testlerinde kullanılan ASTM-G99 standardında parametreler.

Sıcaklık (°C)	İlerleme Oranı (rpm)	İlerleme Hızı (mm/s)	Uygulama Kuvveti (N)	Mesafe (m)
25	300	47,10	10	500
400	200	62,83	20	500



Şekil 3.11. Turkeyus marka POD/HT/WT model aşınma cihazı.

3.4.6. EDS Analizleri

Isıl işlemler sonrası Inconel 718 matrisi üzerinde farklı şekil ve kimyasal bileşimde birçok faz oluşabilmektedir. Özellikle, ostenit geçiş fazları ve metal karbürler her zaman tane büyüklükleri ya da şekillerine göre isabetli biçimde ayırt edilmeyebilmektedir. Bu fazları birbirlerinden ayırabilmek, mikroyapıda yerleştikleri bölgelerin ve şekillerinin mekanik özelliklere etkisini anlayabilmek için, EDS analizleri yapılmıştır. EDS analizleri için her numunede matrisin ve yerleşmiş çökeltilerin SEM görüntüsü alındıktan sonra, farklı noktalardan karakteristik X-Işını spektrumu alınmıştır. Matrisin genel kimyasal bileşimi için, metalografik olarak hazırlanmış numune yüzeylerinden, metal karbürler ve diğer çökeltilerin karakterizasyonu için ise çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzeylerden, görüntü ve spektrum alınmıştır. EDS analizleri için, Zeiss marka Evo-MA10 model bir SEM kullanılmıştır (Şekil 3.12.).



Şekil 3.12. Zeiss marka, Evo-MA10 model SEM.

3.4.7. XRD Analizleri

Inconel 718; döküm, hadde, toz metalürjisi ve AM gibi birçok farklı yöntemle üretilir. Kimyasal bileşimi oluşturan elementlerin ağırlık % Tablo 2.4.'te belirlenen aralıklarda olması gerekir. Ancak, üretim yöntemine ve üretim sonrası yapılan ısıtma işlemlere bağlı olarak faz dağılımı değişkenlik göstermektedir. Çalışmamızda; hadde ve SLM olmak üzere iki farklı üretim yöntemi ile üretilmiş numunelerin yanı sıra, soğutma hızı farklı iki tip yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmış numuneler kullanılmıştır. Her numune için oluşan fazların belirlenmesi, bu fazların ısıtma işlemi sonrası evrimi ve oranlarının tespiti, Inconel 718'in mekanik özelliklerine etkileri anlamında önem taşımaktadır. XRD analizleri için numunelerden uygun kalınlıkta parçalar çıkarılmıştır. Faz analizlerinde Shimadzu marka LabX XRD-6100 model bir cihaz kullanılmıştır. $2\theta=20-100^\circ$ arasında yapılan taramalar sonucu elde edilen pikler, cihazın kütüphanesinde ve literatürde bulunan pikler ile eşleştirilerek, faz dağılımı belirlenmiştir. Şekil 3.13.'te deneysel çalışmalarda kullanılan XRD cihazı gösterilmiştir.

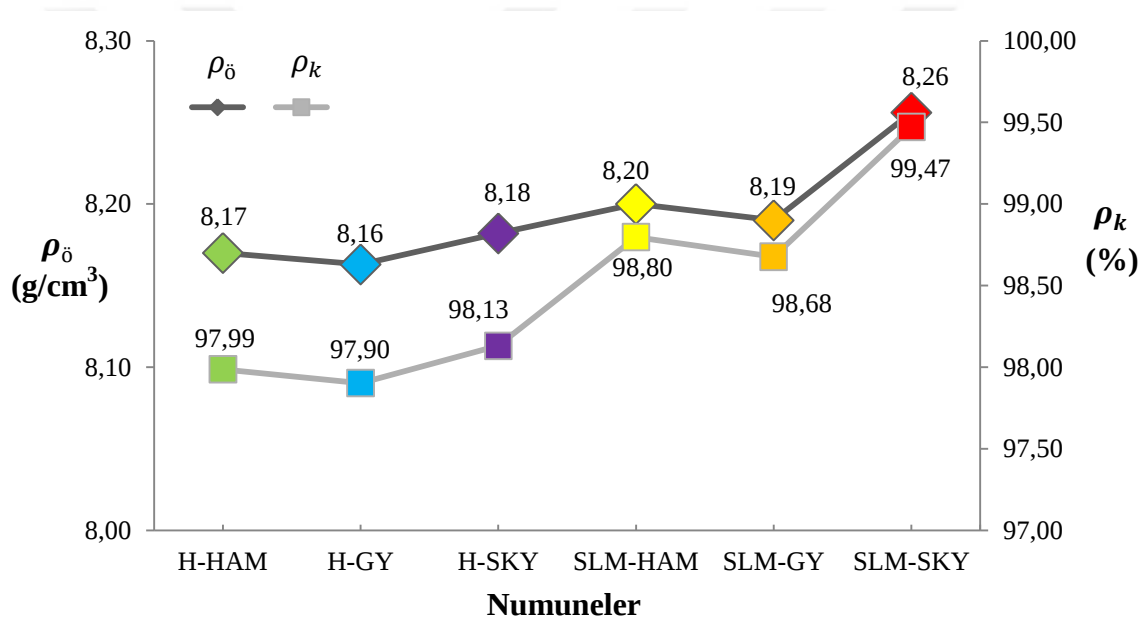


Şekil 3.13. Shimadzu marka LabX XRD-6100 model XRD cihazı.

4. BULGULAR ve TARTIŞMA

4.1. Yoğunluk Verileri

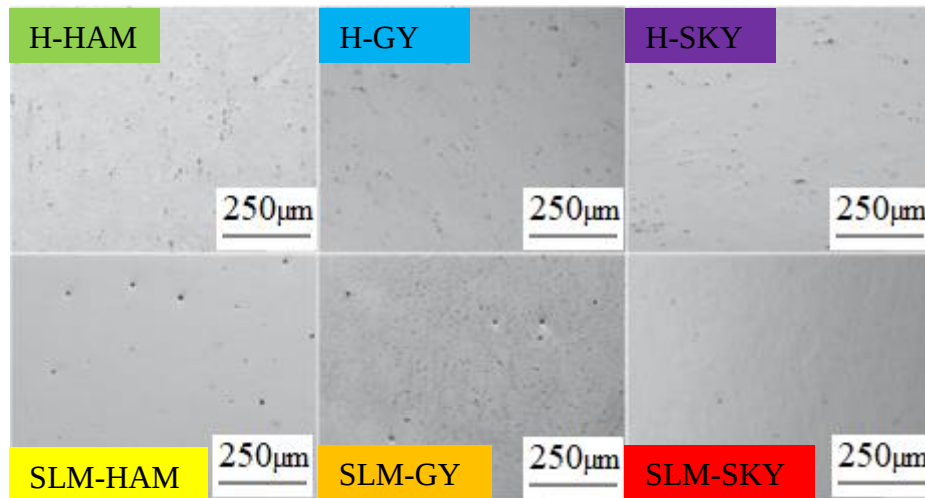
Çalışmamıza konu olan hadde ve SLM ürünü numunelerin yoğunluklarının hesabında Denklem 3.1. ve 3.2.'den faydalanılmıştır. SLM ürünü numunelerin teorik yoğunluğunun hesaplanmasında Tablo 3.1.'deki, hadde ürünü numunelerin teorik yoğunluğu içinse Tablo 3.3.'teki elementel kompozisyon bilgileri kullanılmıştır. Buna göre teorik yoğunluk değerleri; hadde ürünü numuneler için $\rho_t^H = 8,3378 \text{ g/cm}^3$, SLM ürünü numuneler içinse, $\rho_t^{SLM} = 8,2998 \text{ g/cm}^3$ olarak hesaplanmıştır. Şekil 4.1.'de ölçülen (ρ_o) ve kısmi (ρ_k) yoğunluk değerleri grafik üzerinde gösterilmiştir.



Şekil 4.1. Ölçülen ve kısmi yoğunluk değerleri.

SLM ile ulaşılan %98,5 üzerindeki ρ_k değerleri, Sentas-Bir A.Ş. tarafından üretilen tozun ve EOS tarafından önerilen SLM üretim parametrelerinin amaçlarına gerektiği gibi hizmet ettiğini göstermektedir. Atmosfer koruması olmayan durumlarda Inconel 718 yüzeyi, Al ve Ti gibi metallerde görüldüğü gibi bir oksit filmi ile kaplanır. Bu oksit filmi, üzerinde yeni oksit tabakalarının oluşmasını zorlaştırır. Bu mekanizma, Inconel 718'in tatmin edici oksidasyon direncini sağlayan temel faktördür. Artan sıcaklıkla, bu oksit filminin oluşumu ilk aşamada hızlı bir biçimde absorpsiyon ile gerçekleşir. İleri aşamalarda gerçekleşecek difüzyon ile sağlanan oksijen atomu taşınımı, ilk etapta absorpsiyon ile gerçekleşen miktara göre çok daha kısıtlıdır [77].

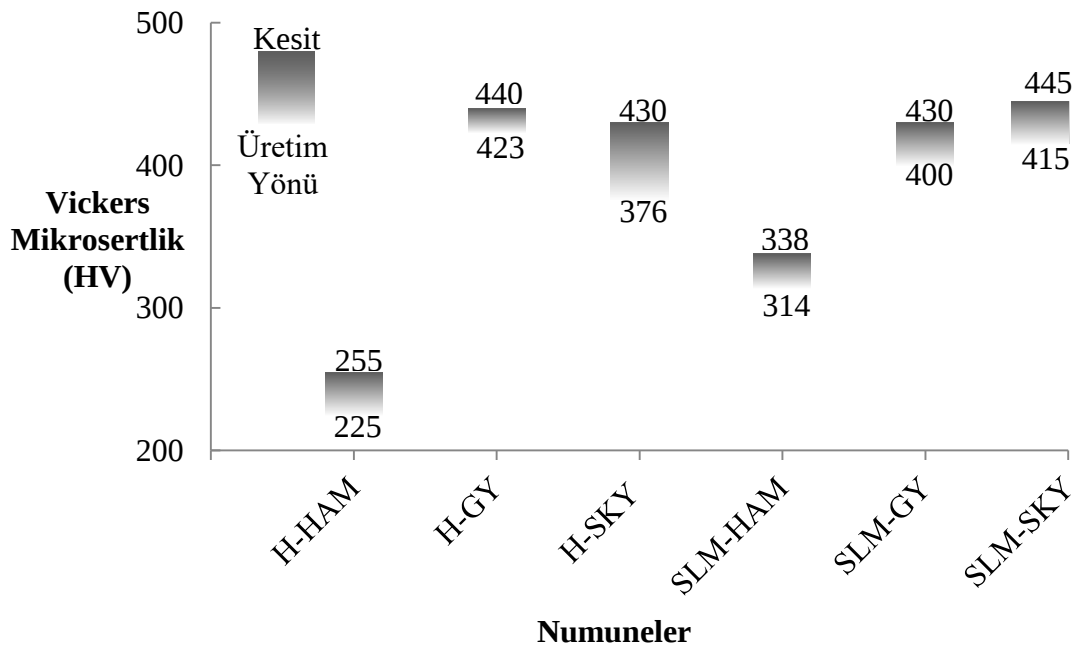
SLM ile üretim sayesinde, geleneksel hadde ile üretime kıyasla daha yüksek yoğunluğa ulaşıldığı Şekil 4.1.'de gözlenebilmektedir. Daha yüksek teorik yoğunluğa sahip hadde ürünü numunelerin, üretim sonrası ölçülen yoğunluklarının da daha yüksek olması beklenebilirdi. Ancak AM üretimi sayesinde, geleneksel yöntemlere kıyasla ulaşılan daha homojen mikroyapı ve daha düşük segregasyon miktarı, taneler arası konsantrasyon farkının azalmasına neden olmaktadır. Böylelikle, oksijen atomlarının yüzeyden numune merkezine doğru difüzyonu zorlaşır. Oksijenin atom ağırlığının Inconel 718 bünyesindeki alaşım metallerinin atom ağırlıklarına kıyasla göre çok düşük olması nedeniyle, artan oksijen difüzyonu yoğunlukta düşüşe neden olacaktır. SLM numunelerde hadde ürünü numunelere kıyasla gerçekleşen kısıtlı oksijen difüzyonu, daha yüksek yoğunluk değerlerinin en önemli sonucu olarak göze çarpmaktadır. GY sonucunda, HAM numunelere göre hem hadde hem de SLM numunelerde elde edilen yoğunluk değerlerinde bir düşüş gözlenmektedir. Bu düşüşte, atmosfer kontrolü olmadan gerçekleştirilen GY sırasında, numune merkezine doğru difüze olan yüksek miktarda oksijenin temel sebep olduğu anlaşılmaktadır. Aksine, SKY ile yoğunluk değerlerinde dikkate değer bir artış tespit edilmiştir. Ar atmosferinde gerçekleştirilen SKY'da numuneye oksijen difüzyonu asgari düzeydedir. Böylelikle, kusursuza yakın bir yoğunlaşma sağlanmıştır. Hadde ürünü numunelerde döküm ve sıcak hadde boşlukları, SLM numunelerde ise gözenekler Şekil 4.2.'de görülebilir. Görsellerde gözenekler ve boşluklar dışında görülen siyah noktalar üretim ya da yaşlandırma sonrası matriste çöken karbür ve diğer fazlara aittir. Numune yüzeylerindeki gözenek miktarları, Şekil 4.1.'de verilen yoğunluk değerleri ile tutarlılık göstermektedir.



Şekil 4.2. Optik mikroskop ile elde edilen parlatılmış numune yüzeyleri.

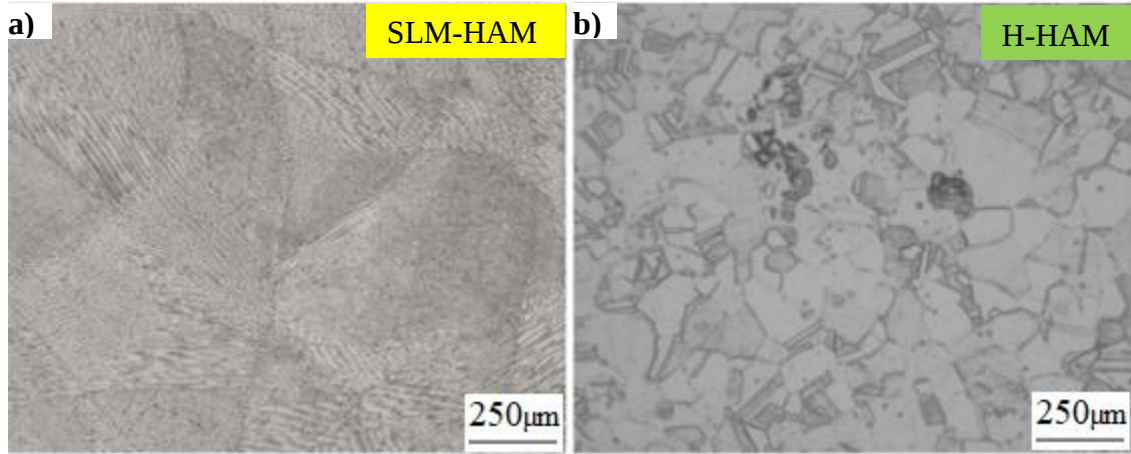
4.2. Vickers Mikrosertlik Testi Sonuçları

Çalışmamızda 6 farklı numune tipinden alınan ortalama Vickers mikrosertlik değerleri Şekil 4.3.'te verilmiştir. Elde edilen en yüksek ve en düşük mikrosertlik değerleri arasında ± 7 HV seviyesinde bir değişim gözlenmiştir. Sac numunelerde hadde yönünün, SLM numunelerde ise inşa yönünün yanı sıra, kesitlerden de sertlik değerleri alınmıştır. Endüstriyel uygulamalarda, iş parçaları değişen yönlerde çevrimli yükler altında çalışmaktadır. Üreticiler için imalat yönteminden bağımsız olarak, iş parçasının hangi ekseninde ne kadar yük altında çalışılabileceği önem taşır. İki üretim yöntemine ait numunelerde de kesitten (üretim yönüne dik yönde) daha yüksek Vickers mikrosertlik değerleri elde edilmiştir. Haddeleme sonrası baskı kuvveti ile gerçekleşen dramatik daralma nedeniyle kesitten, hadde yönüne kıyasla daha yüksek sertlik sonuçları elde edilmesi beklenen bir durumdur. H-SKY numunede tespit edilen %14' ün üzerinde daha yüksek ortalama sertlik değeri bu gerçeğin bir sonucudur. AM parçalarda üretim yönüne bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişim, birçok araştırmacı [66,81,115,116,120] tarafından irdelenmiş bir konudur. E. Chlebus ve ark. [115] SLM ile üretilen Inconel 718 rotların kesitlerinden aldıkları sertlik değerlerinin, üretim yönüne göre ortalama %7 artış gösterdiğini bildirmiştir. Çalışmamızda da SLM numunelerin kesitten elde edilen Vickers mikrosertlik değerlerinin en az %7 daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.3. Vickers mikrosertlik testi değerleri.

Yaşlandırma öncesi sertlik değerleri incelendiğinde; SLM ile üretim sonucu sıcak hadde sonrası elde edilen numuneye göre %30 üzerinde ortalama Vickers mikrosertlik değerleri elde edildiği görülmektedir. Bu durumun temelinde sıcak hadde ve SLM üretimi sonrası soğuma hızı farklılığı yatmaktadır. SLM-HAM numunede ergime havuzlarının merkezinden sınırlarına doğru gidildikçe, hüreselden-kolonsala dönüşen dendritik bir mikroyapı gözlenmiştir (Şekil 4.a). H-HAM numune mikroyapısında ise eşeksenli dörtgensel mikroyapı hâkimdir (Şekil 4.b).

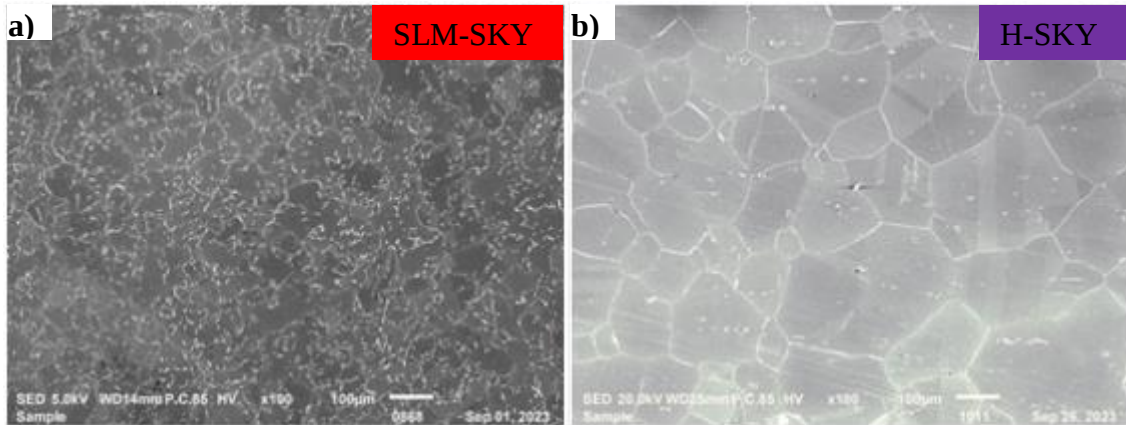


Şekil 4.4. a) Dendritik SLM-HAM ve **b)** eşeksenli dörtgensel H-HAM mikroyapıları.

Teorik olarak, dendritik mikroyapının, eşeksenli dörtgensel mikroyapıya kıyasla daha yüksek sertlik değerleri sunması beklenir. A. Nevcanoğlu tarafından [71] tespit edilen, TIG ile kaynak edilmiş Inconel 718'in; füzyon bölgesinde hâkim olan dendritik mikroyapıya ve ITAB' da gözlenen eş eksenli dörtgensel mikroyapıya ait bölgesel sertlik farkı, bu gerçeğin en somut örneklerinden biridir. Aynı numunenin, farklı mikroyapılara sahip iki bölgesinden alınan sertlik değerleri, istisnai numuneler dışında, her numunede füzyon bölgesi lehine en az %5 daha yüksek seyretmiştir. Sertlik değerlerine etki eden bir diğer önemli etmen yoğunlaşmadır. Elde edilen %98 üzeri kısmi yoğunluk değerleri (Bkz. Şekil 4.1.) göz önüne alınınca, çalışmamızda yaşlandırma öncesi sertlik değerlerini belirleyen faktörlerin, mikroyapı ve faz dağılımı olduğu anlaşılmaktadır.

Yaşlandırma sonrası, bu çalışmanın ilgili bölümünde (Bkz. 2.1.3. Süper alaşımlarda yaşlandırma sonrası oluşan fazlar ve özellikleri) anlatılan mukavemet artırıcı fazların yapıda kararlı hale gelmesiyle, sertlikte dramatik bir artış sağlanmıştır. Hadde numunelerin sertliği neredeyse iki katına çıkmıştır. SLM numunelerin de benzer

sertlik değerlerine ulaştığı görülmektedir. S. Periane et al. [80] SLM ile üretilmiş Inconel 718 parçaların yorulma davranışını inceledikleri bildiride, yaşlandırma öncesi HIP uygulanan numunelerin en yüksek sertliğe ulaştığını belirtmişlerdir. Elde edilen sertlik değerleri, 450 HV_{0,2} seviyesinin hemen altında seyretmektedir. Bu değerlerin, yaşlandırılmış soğuk hadde Inconel 718 parçaların sertliğine yakın olduğuna vurgu yapılmıştır. Çalışmamızda, yaşlandırma sonrası numunelerin kesitlerinden yapılan ölçümlerde, aynı seviyede sertlik değerleri sunmuş olması dikkat çekicidir. Ancak yaşlandırma öncesi gerçekleştirilen HIP ile sağlanabildiği ön görülen maksimum yoğunlaşmanın; toz hammadde, parametre, ısıl işlem ve imalat yönü seçiminin isabetli yapılması ile ciddi oranda sağlanabildiği, çalışmamızdan elde edilen tatmin edici yoğunluk ve sertlik değerleri sayesinde anlaşılmaktadır. Bu gerçeğin yanı sıra; ortalama tane boyutu, mikroyapıda kararlı haldeki fazlar-çökeltiler de elde edilen Vickers mikrosertlik değerleri ile ilişkilendirilmelidir. Sonraki bölümlerde yeri geldikçe bu konuya tekrar değinilecektir. Yaşlandırma sonrası numunelerin Vickers mikrosertlik değerleri, genel olarak birbirine yakın kaydedilse de en yüksek sertliğe SLM-SKY numunenin kesitinden alınan ölçümlerde ulaşıldığı görülmektedir. Bu numunenin Şekil 4.1.'de verilen yüksek kısmi yoğunluğu (%99,47), aradaki küçük ama anlamlı farkın sorumlusu olabilecek niteliktedir. H-SKY ve SLM-SKY numunelerin SEM ile elde edilmiş ve mikroyapıları Şekil 4.5. a ve b'de verilmiştir. 100X büyütmede ölçülen tanelerin ortalama boyutları hesaplanınca bu değer; H-SKY numune için 186,25 µm, SLM-SKY numune içinse 146,43 µm seviyesinde olduğu anlaşılmaktadır (Bkz. 4.5.1. Mikroyapısal Karakterizasyon). H-GY ve H-SKY numunelerin Vickers mikrosertlik değerleri arasındaki fark ta aynı olgu ile açıklanabilir.



Şekil 4.5. a) SLM-SKY ve b) H-SKY numune taneleri (100X).

Aynı yaşlandırma koşullarına tabi tutulan bu iki numunenin, ortalama tane boyutları arasındaki fark, ilk bakışta anlamsız görülebilir. Ancak, iki numunenin yaşlandırma öncesi mikroyapıları (Şekil 4.4. a ve b) göz önüne alınırsa, bu farkın nedeni anlaşılmaktadır. SKY süresince; hadde ürünü numunede tane genişlemesi ve yeni ikiz oluşumu gerçekleşirken, SLM numunede öncelikle dendritik mikroyapı, eşeksenliye dönmek zorundadır. Tane büyümesi ve yeni ikiz oluşumu için süre kısıtlıdır. Daha düşük ortalama tane boyutuna sahip SLM-SKY numunenin, sahip olduğu yaklaşık %3 ile 10 seviyesinde daha yüksek sertlik bu gerçek ile de açıklanabilir. Y. Gao ve ark. [79] 980 °C ve 1080 °C’ de solüsyona aldıkları SLM ürünü numunelerde yaşlandırma sonrası dendritik mikroyapının, düzensiz eşeksenli bir mikroyapıya dönüştüğünü doğrulamışlardır. Dahası, 980 °C üzerinde tane sınırlarında çökmüş iğnesel δ -Ni₃Nb fazının, bu sıcaklığın üzerinde tane içlerine dağıldığını, böylelikle δ -Ni₃Nb fazının tane büyümesini engelleyen etkisinin ortadan kalktığını ve tane irileşmesi gerçekleştiğini belirtmişlerdir.

4.3. Çekme Testleri

4.3.1. Oda sıcaklığı çekme testi sonuçları

Oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testleri sonrasında elde edilen veriler Tablo 4.1.’de listelenmiştir. Çalışmamızda elde edilen kopma mukavemetleri, numunelerin çekme testlerinde ulaştığı en yüksek gerilme değerleri olduğu için, bu terim, çalışmamızda çekme gerilmesi/dayanımı olarak isimlendirilecektir. Üreticiler ve geçmiş araştırmacılar [55,65,116] hadde ürünü Inconel 718 numunelerin oda sıcaklığında yapılan çekme testlerinde 1000 MPa’nın hemen üzerinde akma dayanımı değerlerine ulaşabildiğini bildirmişlerdir. Bu çalışmada GY sonrası, hem hadde hem de SLM ile üretilmiş numunelerin akma dayanımının 1100 MPa gerilme değerlerine yaklaştığı görülmektedir. Endüstride kritik uygulamalarda kullanılan Inconel 718 parçalar için, oda sıcaklığında sağlanan %5-6 seviyesindeki bu artış, önemli bir iyileştirme olarak kabul edilebilir. Bu çalışma için tasarlanan SKY ısıtma işlemi sonrası, elde edilen gerilme değerlerinin de bu seviyeye yakın seyrettiği gözlenmektedir. H-HAM numune ile karşılaştırılınca, SLM-HAM numunenin akma dayanımında %50’nin üzerinde daha yüksek gerilme değeri sunduğu görülmektedir. Bu çalışmada kullanılan hadde ürünü numunelerin üreticisi Special Metals Corporation [65], soğuk işlenmiş

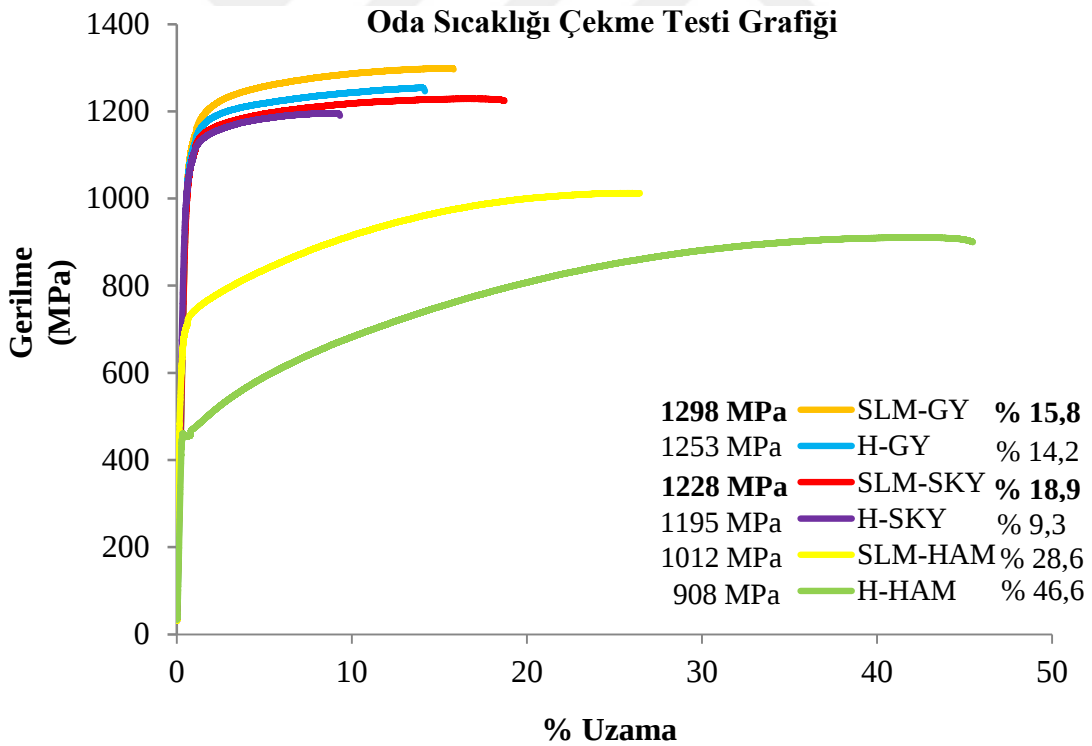
Inconel 718 parçalar için, 200 GPa elastisite modülü değerini standart olarak vermektedir. SLM-HAM numune üretimi sonrası; herhangi bir ısıtıl işleme, yüzey şartlamaya ya da plastik şekil vermeye tabi tutulmadan bu değere ulaşmıştır. SLM-HAM numunenin sunduğu göreceli yüksek elastisite modülü, Sentas-Bir A.Ş. üretilen tozun başarısını ve SLM üretimi için EOS tarafından önerilen parametrelerin uyguladığını ortaya koymaktadır.

Tablo 4.1. Oda sıcaklığı çekme testi verileri.

Numune Adı	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Elastisite Modülü (GPa)	Kopma Uzaması (%)	Kesit Daralması (%)
H-HAM	456	911	185	46,6	46,3
H-GY	1080	1254	199	14,2	13,8
H-SKY	1034	1196	236	9,3	8,9
SLM-HAM	692	1013	199	28,6	28,4
SLM-GY	1099	1299	192	15,8	15,4
SLM-SKY	1055	1229	202	18,9	18,5

SLM üretimi sırasında gerçekleşen katman katman üretiminin doğası gereği, her yeni eklenen katman önceden inşa edilmiş parçanın üretim süresince yüksek sıcaklıklarda kalmasına neden olur. Üretim tekniğinden kaynaklanan bu mekanizma, yaşlandırma ile hedeflenen faz dağılımının tamamen olmasa da belli oranda sağlanması ile sonuçlanır. S.-H. Sun ve ark. [81], SLM parça üretimi süresince Inconel 718 mikroyapısında belli oranda ostenit geçiş fazlarının ve metal karbürlerin çökelediğini belirtmişlerdir. Bu durum, çalışmamızda tespit edilen, H-HAM ve SLM-HAM numuneler arasındaki mukavemet farkını açıklamaktadır. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testleri sonrası elde edilen gerilme-% uzama grafiği Şekil 4.6.'da verilmiştir. Yaşlandırma ısıtıl işleme tabi tutulan numunelerin gerilme-% uzama eğrileri birbirlerine yakın profiller sergilemiştir. SLM numunelerin hadde numunelere kıyasla daha yüksek % uzama, GY numunelerin ise SKY numunelere kıyasla az da olsa daha yüksek gerilme değerleri sunduğu görülmektedir. Çekme mukavemeti ve % kopma uzaması değerleri Şekil 4.6.'da gösterilen yaşlandırılmış numunelerin, % kopma uzaması verileri Tablo 4.1.'den de gözlemlenebileceği gibi farklılıklar göstermektedir. Yakın gerilme değerleri sunan bu yaşlandırılmış numuneler arasında en yüksek % kopma uzaması SLM-SKY numunesine aittir. Aralarında en yüksek çekme gerilmesini

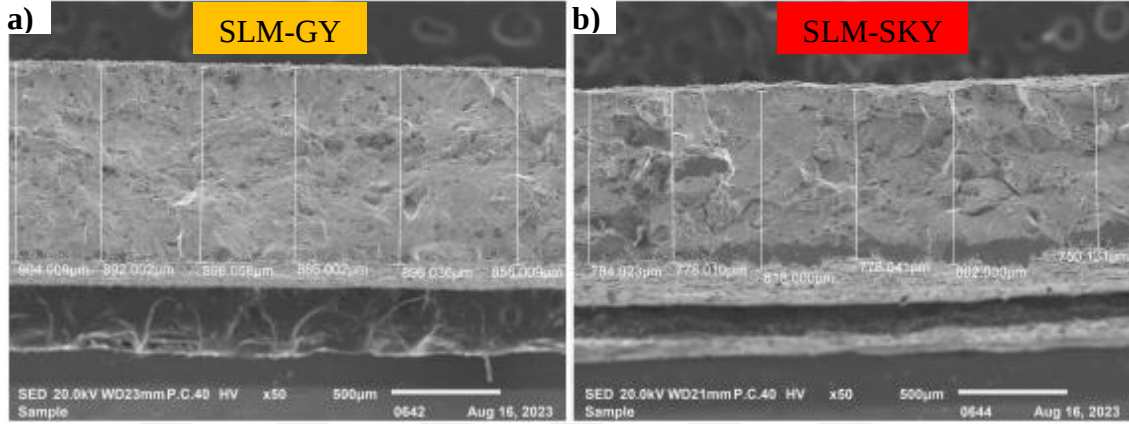
(1298 MPa) sunan SLM-GY numunesi, %15,8'lik kopma uzamasına sahiptir. Yaklaşık %6 daha düşük çekme gerilmesine (1228 MPa) sahip SLM-SKY numunesinin % kopma uzaması değeri ise %18,9'dur. SLM-SKY numunenin SLM-GY numuneye kıyasla sunduğu %6'lık düşük çekme gerilmesinin karşılığında, yaklaşık %20'lik daha yüksek % kopma uzamasına sahip olduğu anlaşılmaktadır. SLM-SKY numunenin elastisite modülü (202 GPa) de SLM-GY numunesininkine (192 GPa) kıyasla daha yüksektir. Artan % kopma uzaması yüksek tokluğun bir göstergesidir. Bu durumun elastisite modülünde görece düşüşe neden olması beklenirdi. Bu gerçek, SLM-SKY numunenin ulaştığı % kopma uzaması değerinin büyük oranda plastik şekil değişimi sırasında gerçekleştiğini göstermektedir. Şekil 4.4. dikkatle incelenirse; çalışmamızda kullanılan tüm numunelerin elastik şekil değişimlerinin, plastik şekil değişimlerine kıyasla çok kısıtlı olduğu görülmektedir. Birbirine yakın gerilme profillerine sahip yaşılandırılmış numuneler arasında; SLM-SKY numune, eriştiği % kopma uzaması ile ön plana çıkmaktadır [65].



Şekil 4.6. Oda sıcaklığı gerilme - % uzama grafiği.

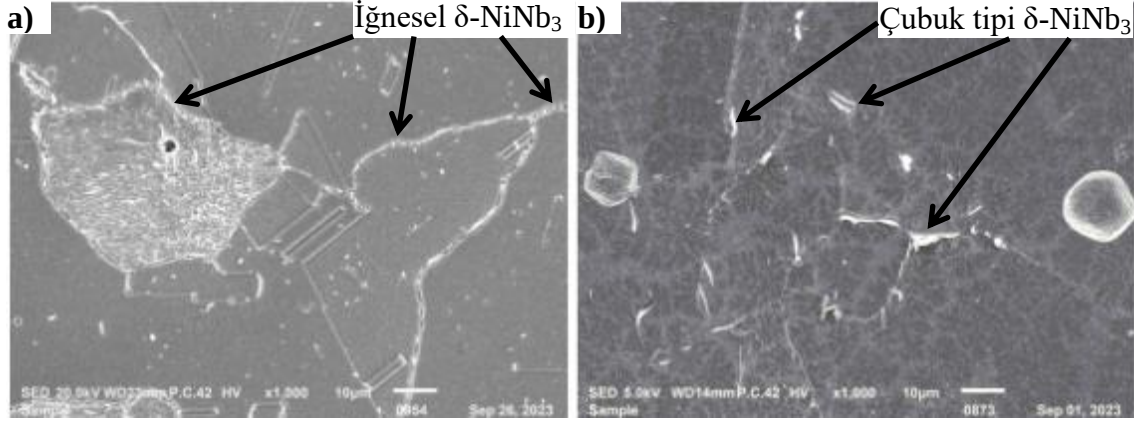
Tokluğun bir göstergesi olan % kopma uzaması, çekme testleri sonrası kesitteki daralma oranları ile ilişkilendirilebilir. Teorik % kesit daralması değerleri Tablo 4.1.'de verilmişti. Çekme testleri öncesi 1 mm kalınlığında olan numunelerin kesitleri, çekme

testleri sonrası SEM yardımıyla da ölçülmüştür. Şekil 4.7. a ve b’de SLM-GY ve SLM-SKY numunelerin çekme testi sonrası SEM görselleri ve ölçülen kesit kalınlıkları verilmiştir. SLM-GY numunenin kesiti ortalama 890 μm seviyesinde ölçülürken, SLM-SKY numunenin ortalama kesit kalınlığı ise 800 μm seviyesinin altında ölçülmüştür.



Şekil 4.7. Çekme testi sonrası **a)** SLM-GY ve **b)** SLM-SKY kesit ölçümleri (50X).

SLM-SKY numunenin oda sıcaklığında ulaştığı tatmin edici tokluk özellikleri SKY ve GY sonrası mikroyapılar ile açıklanabilir. GY sonrası, iğne formunda ve tane sınırlarına çöken $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazının tokluğu olumsuz etkilediği bilinmektedir. $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazı, rijitliği ve köşeli formu nedeniyle stres merkezleri gibi davranarak, kırılma başlangıcını kolaylaştırır. Bu fazın Inconel 718 içindeki oranı arttıkça, benzer elementel içeriğe sahip güçlendirici ostenit geçiş fazlarının ($\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ ve $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$) miktarını azaltır. Bu da genel bir mukavemet düşüşüne neden olur (Bkz. 2.1.3. Süper alaşımlarda yaşlandırma sonrası oluşan fazlar ve özellikleri). Şekil 4.8.’de aynı büyütmde SEM ile elde edilmiş SLM-GY ve SLM-SKY numune mikroyapılarının genel görünümleri verilmiştir. SLM-GY mikroyapısında iğnesel formda ve tane sınırlarında çöken $\delta\text{-NiNb}_3$ fazının, SLM-SKY mikroyapısında büyüyerek, stres merkezi oluşturmada daha düşük etkisi olan çubuk formuna dönüşme eğilimde olduğu ve tane içlerine doğru yer değiştirdiği görülmektedir. Öte yandan, $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazı miktarında bir miktar artış göze batmaktadır [50,118,121,122].



Şekil 4.8. SEM ile elde edilmiş **a)** SLM-GY ve **b)** SLM-SKY mikroyapıları (1kX).

SKY ile GY işlemine kıyasla sağlanan daha yavaş soğuma sayesinde, δ -Ni₃Nb fazı çökeltilerinin büyüdüğü ve kısmi miktarının arttığı gözlenmiştir. Böylelikle; δ -Ni₃Nb fazının istenmeyen iğnesel formu daha az zararlı çubuk tipine dönüşmüştür. Ayrıca, dislokasyon hareketlerine engel olarak sünekliğin artmasına olanak sağlayan tane sınırlarının, δ -Ni₃Nb fazının tane içlerine doğru hareket etmesiyle, mukavemetinde artış sağlandığı söylenebilir. SLM-SKY ile artan δ -Ni₃Nb fazı oranı nedeniyle SLM-GY numunesine kıyasla kopma dayanımında bir miktar düşüş yaşansa da (1298 MPa-1228 MPa) süneklikte sağlanan artışın kayda değer olduğu anlaşılmaktadır. S.-H. Sun ve ark. [81] SLM ile benzer bir katılaşma sürecine sahip EBM (Elektron Demeti Ergitme) ile üretilen parçaların son katmanlarında daha hızlı soğuma nedeniyle, merkeze doğru karşılaşılan plaka tipi δ -Ni₃Nb fazı oranının azaldığına dikkat çekmiştir. Çalışmada, daha hızlı soğuyan son katmanların tokluğunda düşüş tespit edilmiştir. Soğuma hızı farklılığı GY ve bu tez için geliştirilen SKY işlemleri arasındaki temel farktır. S.-H. Sun ve ark. tarafından ortaya konulan bu bilgiler ve bu çalışmada oda sıcaklığı çekme testleri ile elde edilen verilerin uyduğu anlaşılmaktadır. Oda sıcaklığında yapılan çekme testleri, önceki bölümde irdelenen Vickers mikrosertlik testleriyle elde edilen verileri destekler sonuçlar sunmuştur.

4.3.2. Yüksek sıcaklık çekme testi sonuçları

Yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen çekme testlerine ait veriler Tablo 4.2.'de listelenmiştir. Yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen deformasyonun, hem matriste gerçekleşen yumuşama, hem de artan atom hareketliliği nedeniyle daha düşük dayanımlar ile sonuçlanması beklenen bir sonuçtur. Ham numunelerde oda sıcaklığının dahi ötesinde % uzama verileri kaydedilirken, yaşlandırılmış numunelerde akma noktası

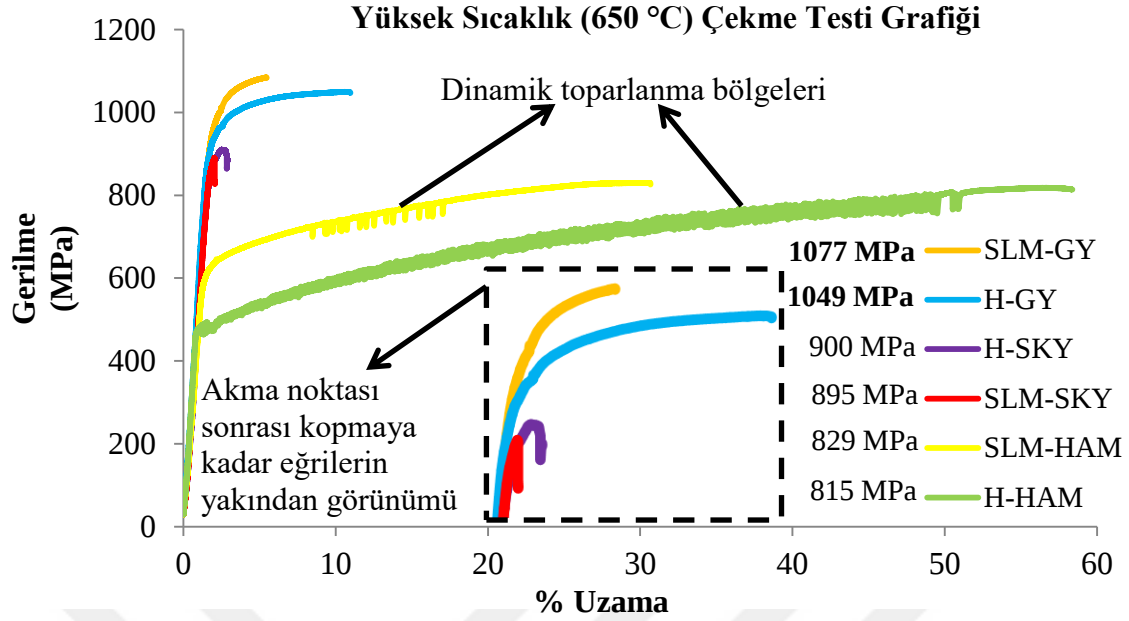
sonrası % uzama miktarları oda sıcaklığı testlerinde elde edilen değerlerin çok altında seyretmiştir. H-HAM numunenin yüksek sıcaklık % kopma uzaması değeri oda sıcaklığına kıyasla %25'in üzerinde artış gösterirken, çekme gerilmesinde ise %11 seviyesinde bir düşüş tespit edilmiştir. Şekil 4.9.'da tüm numunelere ait yüksek sıcaklık gerilme-% uzama eğrileri ve çekme dayanımı değerleri verilmiştir. Ham numunelere ait eğrilerin plastik deformasyon bölgesinde, dayanımın ani düşüp-arttığı bölgeler dikkat çekmektedir. Yüksek sıcaklıkta gerçekleşen deformasyon sırasında, artan atom hareketliliği nedeniyle, bozulan atomlar arası bağlar yeniden kristalleşme ile tekrar tekrar oluşabilir. Yeniden kristalleşme ile deformasyon sertleşmesine neden olan mekanizmanın önüne geçilirken, böylelikle oda sıcaklığında mümkün olanın çok ötesinde şekil verme kabiliyeti kazanılır. Soğuk plastik deformasyon sırasında yığılan dislokasyonların, sıcak deformasyonda yeniden düzenlenmesi de bu sürece katkı verir. Dinamik yeniden kristalleşme ya da toparlanma adı verilen bu mekanizmanın gerilme-% uzama eğrileri üzerinde tespit edilmesine olanak sağlayan bölgeler Şekil 4.9.'da gösterilmiştir. Ham numunelerin, yüksek sıcaklık çekme testlerinde ulaştığı ileri % uzama kabiliyeti, esasında dinamik toparlanma sürecinin bir sonucudur. H-HAM numunede elde edilen %58,52'lik kopma uzamasının tamamına yakının, plastik deformasyon bölgesinde, dinamik toparlanma sayesinde elde edildiği anlaşılmaktadır. Böylece, H-HAM numunenin sıcak şekillendirilmeye uygun olduğu söylenebilir [41].

Tablo 4.2. Yüksek sıcaklık (650 °C) çekme testi verileri.

Numune Adı	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Elastisite Modülü (GPa)	Kopma Uzaması (%)	Kesit Daralması (%)
H-HAM	479	818	61	58,52	58,49
H-GY	898	1050	61	10,96	11,21
H-SKY	854	910	56	3,05	2,95
SLM-HAM	601	830	49	30,67	30,96
SLM-GY	949	1085	57	5,53	6,03
SLM-SKY	871	890	54	2,09	2,02

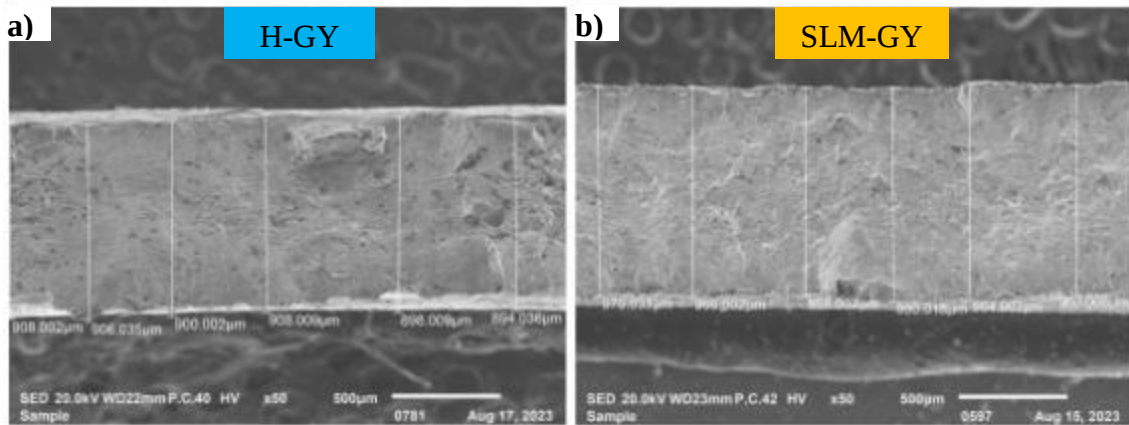
Bir önceki başlık altında, SKY ile sağlandığı anlaşılan oda sıcaklığındaki ileri tokluk özelliklerine, yüksek sıcaklık çekme testlerinde ulaşamadığı görülmektedir. Oda sıcaklığı çekme dayanımları ile 650 °C'de elde edilen çekme dayanımları kıyaslandığında; GY numunelerde %20 düşüş gözlenirken, SKY numunelerde bu

düşüşün %32'nin üzerinde olduğu anlaşılmaktadır. SKY numunelerin % kopma uzaması verilerinde de dramatik düşüşler gözlenmiştir. H-SKY' de bu oran %3,05 iken, SLM-SKY numunede kopma uzaması yalnızca %2,09 ölçülmüştür. SLM-SKY numuneye ait yüksek sıcaklık gerilme-% uzama eğrisinde, akma noktası sonrası neredeyse hiç uzama tespit edilememiştir. Aynı şekilde, H-SKY numunede de akma sonrası uzamanın çok düşük olduğu gözlenmiştir. Buna karşılık, GY numuneler akma noktası sonrası belli miktarda uzama sergilemiştir. GY işleminin yüksek sıcaklık çekme testlerinde, hem dayanım hem de uzama anlamında SKY işleme üstün geldiği anlaşılmaktadır. Inconel 718'in TTT diyagramı incelenirse (Bkz. Şekil 2.15. Inconel 718 süper alaşıma ait TTT diyagramı); yüksek sıcaklık çekme testlerinin gerçekleştirildiği 650 °C' de, γ'' -Ni₃Nb fazının γ -Ni₃Ti matris içinde çekirdeklenmeye başladığı görülecektir. HMT kristal yapıdaki γ'' -Ni₃Nb ostenitik geçiş fazının, YMK γ -Ni₃Ti matris ve γ' -Ni₃Al fazları üzerinde yarı bağdaşık yerleşimi literatürde [64,68,83,100,120,123,124], Inconel 718'in yüksek sıcaklıklardaki mukavemetini sağlayan en önemli faktör olarak göze çarpmaktadır. 650 °C' den itibaren $\gamma \rightarrow \gamma''$ ve $\gamma \rightarrow \gamma' + \gamma''$ dönüşümleri başlar. Yeterli süre sağlanırsa, kararsız olan bu ostenit fazları, Ni esaslı süper alaşımlarda istenen γ'/γ'' kompozisyonunu sağlayacak, hızlı bir soğutma sonucu oda sıcaklığında kararlı hale gelirler. Ni esaslı süper alaşımların iki aşamalı yaşlandırma basamakları temelde bu amaca hizmet eder. Her durumda, bir miktar istenmeyen δ -Ni₃Nb (iğnesel) fazı da yapıda kararlı hale gelir. Soğutma hızı düştükçe, δ -Ni₃Nb fazının çökmesi de kolaylaşır. SKY işleminde soğutmanın fırında gerçekleştirilmesi nedeniyle, GY işleme kıyasla daha düşük bir soğutma hızı sunarak, alaşım bünyesinde bulunan kısıtlı Nb içeriğinin daha büyük bir miktarının δ -Ni₃Nb fazına kaybedilmesine neden olduğu anlaşılmaktadır. Oda sıcaklığında GY numunelerin tokluk özelliklerine olumsuz etkileyen iğnesel δ -Ni₃Nb fazın, yüksek sıcaklık çekme testi koşullarında çubuk tipine dönmeye başlaması beklenir. Yine bu fazın, GY numunelerde tane sınırlarından tane içlerine hareketi yüksek sıcaklıkta kolaylaşacaktır. Bu iki mekanizma, 650 °C' de yapılan çekme testlerinde GY numunelerin hem gerilme hem de % uzama anlamında SKY numunelere üstün gelmesinin başka bir nedeni olarak gösterilebilir. Yüksek sıcaklık şekil değişiminin, büyük oranda tane sınırlarının hareketi ile gerçekleştiği göz önüne alınınca, test süresince δ -Ni₃Nb fazının SKY numunelerin tane sınırlarında yeniden çekirdeklenmeye başladığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.9. Yüksek sıcaklık (650 °C) gerilme-% uzama grafiği.

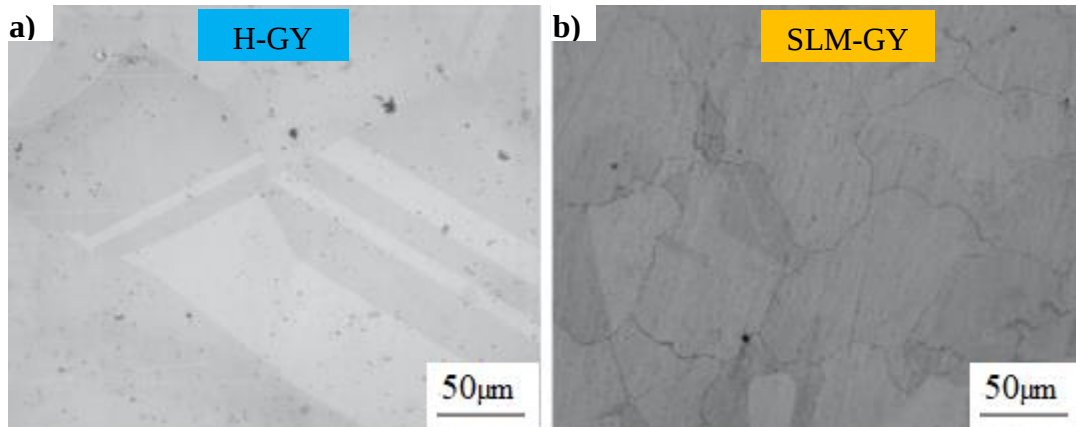
Yüksek sıcaklık çekme testlerinde, yaklaşık %11 seviyesinde % kopma uzaması ve 1000 MPa üzerinde çekme dayanımı sunan H-GY numunenin optimum özellikleri sunduğu söylenebilir. SLM-GY numune daha yüksek dayanım değerleri sunsa da H-GY numuneye göre %50 seviyesinde daha düşük % kopma uzamasına sahiptir. Yüksek sıcaklık çekme testi sonrası SEM yardımıyla ölçülen H-GY ve SLM-GY numunelerin kırık yüzey kesitlerinin büyüklükleri de bu gerçeği ortaya koymaktadır (Şekil 4.10.).



Şekil 4.10. Yüksek sıcaklık çekme testi a) H-GY, b) SLM-GY kesit ölçümleri (50X).

Yüksek sıcaklık çekme testleri sonrası H-GY numunenin kesiti ortalama 900 µm seviyesinde ölçülürken, SLM-GY numunenin ortalama kesit kalınlığı 970 µm'nin üzerindedir. Bu iki numunenin çekme testleri öncesi optik mikroskop ile 200X büyütmede elde edilen mikroyapıları Şekil 4.11. a ve b'de verilmiştir. Yüksek sıcaklık

mukavemetini belirleyen en önemli etken, tane sınırlarının göçü sayesinde gerçekleşen tane irileşmesi ile açıklanır. Bu nedenle, oda sıcaklığında sertlik ve çekme dayanımı gibi özellikler ele alındığında; düşük ortalama tane boyutu istenen bir özellikken, yüksek sıcaklık çekme dayanımı için mümkün olduğunca büyük taneli bir mikroyapı, hatta tek kristal süper alaşımlar tercih edilir. Bu çalışmanın önceki bölümlerinde belirtildiği gibi, 980 °C üzerinde solüsyona alma ile iğnesel δ -Ni₃Nb çökeltileri tane sınırlarından tane içlerine doğru hareket imkânı bulur. Bu nedenle, iki yaşlandırma prosesi için de (GY-SKY) 1050 °C’de bir homojenizasyon gerçekleştirilmiştir. Bu sıcaklık aynı zamanda 1020 °C olan solvus sıcaklığının 30 °C üzerindedir. Bu sayede, ostenitik fazların çekirdeklenmesine olanak verilmiş olur. H-GY numunede düzgün eşeksenli dörtgensel taneler göze çarparken, SLM-GY mikroyapısında eşeksenli tanelerin şekillerinin düzensiz olduğu görülmektedir. H-GY mikroyapısının ortalama tane boyutu daha büyüktür. H-GY mikroyapısında çok sayıda ve büyüklükte ikiz düzlemi gözlenmiştir. Ayrıca, SLM-GY numunede çökeltilerin çoğunlukla tane sınırlarında ve küçük boyutlarda olduğu, H-GY numunede izlenen çökeltilerin ise mikroyapıda dağıldığı görülmektedir. Tane sınırlarına yerleşmiş çökeltilerin tane büyümesini engellediği ve SLM-GY numunenin yüksek sıcaklık mukavemetini düşürdüğü anlaşılmaktadır. Mikroyapılar arasında gözlenen bu farklılıklar, H-GY numunenin SLM-GY numuneye kıyasla yüksek sıcaklıkta sergilediği daha iyi % kopma uzaması performansını desteklemektedir. SLM üretimi sonrası dendritik mikroyapıya sahip SLM numunelerde eşeksenli tane çekirdeklenmesinin başladığı bu süreçte, hadde numunelerin taneleri, büyüme ve fazladan ikiz düzlemleri oluşturma fırsatı bulabilmektedir. Tane sınırlarındaki çökeltiler de aynı süreçte tane içlerine göç edebilmiştir.



Şekil 4.11. OM ile elde edilmiş **a)** H-GY ve **b)** SLM-GY mikroyapıları.

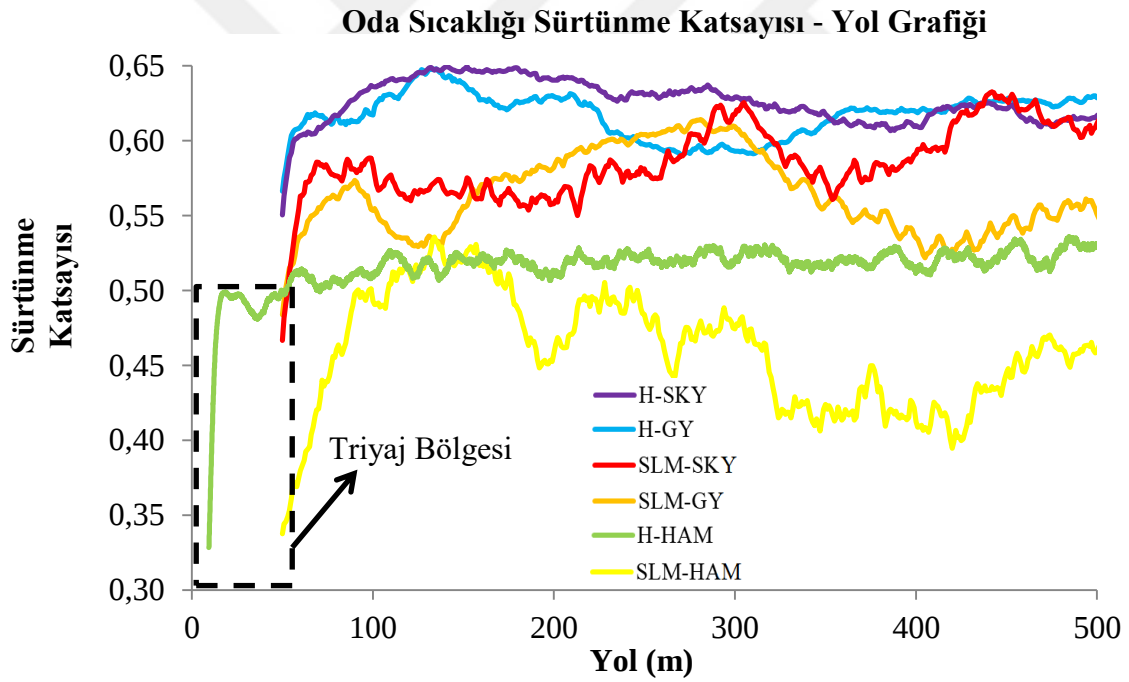
GY prosesi özünde hadde ve döküm ile üretilmiş Inconel 718 malzemelerin optimum mekanik özelliklerine kavuşması için tasarlanmış bir ısıtma işlemidir. Bu açıdan bakıldığında, füzyon kaynağı ya da AM gibi daha hızlı soğuma hızları ile üretilen Inconel 718 parçalarda yüksek sıcaklık mukavemeti için arzu edilen mikroyapıya tam anlamıyla ulaşılamaması muhtemeldir. R. Cortés ve ark. [125] TIG ile birleştirdiği Inconel 718 malzemenin HAZ bölgesinde gözlenen geleneksel dörtgensel eşeksenli mikroyapının, GY sonrası da korunduğunu göstermiştir. Füzyon bölgesi incelendiğinde ise dendritlerin büyüdüğü ancak, eşeksenli tanelerin oluşmadığı görülmektedir. E. Chlebus ve ark. [115] da SLM ile üretilen Inconel 718 malzemenin GY ısıtma işlemi sonrası elde ettikleri SEM görsellerinde, Şekil 4.11. b’de verilen düzensiz eşeksenli taneleri SEM yardımıyla görüntülemiştir.

4.4. Aşınma Testleri

4.4.1. Oda sıcaklığı aşınma testi sonuçları

Oda sıcaklığında yapılan aşınma testleri sonrası elde edilen SK-yol grafiği Şekil 4.12.’de verilmiştir. Yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığında gerçekleştirilen aşınma testlerinin triyaj bölgeleri (ilk 50 m) grafikten çıkarılmıştır. Triyaj bölgesi; yaşlandırılmış numunelerde hemen hemen aynı hızda geçilirken, H-HAM numunede bu bölge çok daha kısa mesafede (yaklaşık 10 m), SLM-HAM numunede ise neredeyse 100 m’lik bir aşınma mesafesinde tamamlanmıştır. H-HAM numunenin aşınma eğrisi incelendiğinde; triyaj sonrası ulaşılan ortalama SK değerinin, test sonuna kadar istikrarlı biçimde korunarak, sabit kaldığı gözlenmektedir. Inconel 718’in yaşlandırma öncesi işlenmesi ile ilgili literatürde [72,74,84,89,92,95,97,99,103,126] bahsedilen zorluklar, sünek matrisin takım ve iş parçası yüzeyine defalarca sıvanması ile doğrudan ilintilidir. Aşınma sırasında yüzeyde yüksek plastik deformasyon gerçekleşmesine ve çok fazla miktarda aşınma artışı oluşmasına rağmen, kaldırılan malzeme sistem içinde kalarak, ağırlık kaybı ya da SK gibi tribolojik özelliklerinin ölçülmesini zorlaştırmaktadır. H-HAM numunenin aşınma eğrisi yakından incelendiğinde, birim mesafede daha fazla SK verisi elde edildiği görülmektedir. İşlenmemiş SK verileri de bu gerçeği doğrulamaktadır. Aşınma cihazı tarafından, H-HAM numuneden diğer numunelere kıyasla daha sık SK verisi elde edilmesi, yüksek aşınma oranının bir işareti olarak kabul edilebilir. H-HAM numune, yaşlandırma sonrası mikroyapıda tam anlamıyla kararlı

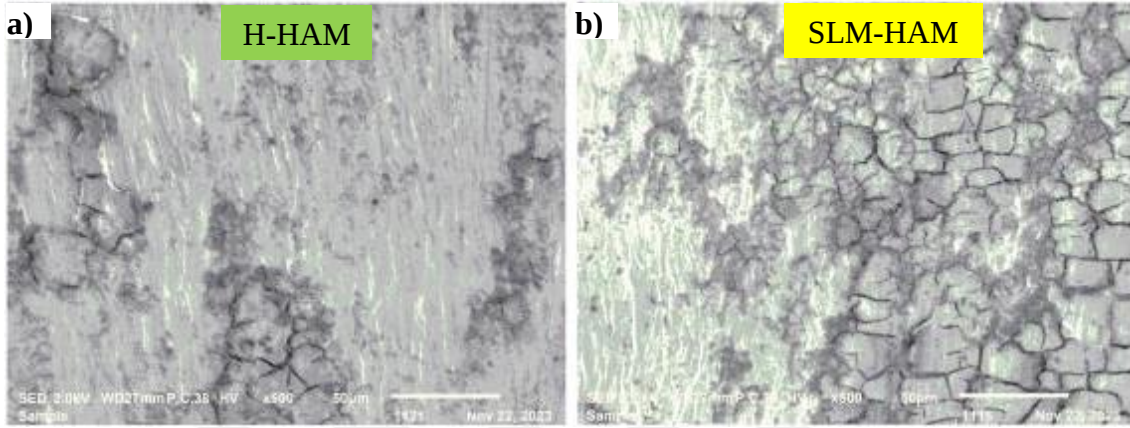
gelen ostenitik fazlar ve metal karbür çökeltilerinden oluşan kompozisyona sahip olmadığı için, aşınma mekanizmasının büyük oranda adeziv tipte olması beklenir. Ayrıca, Inconel 718’de sıklıkla gözlenen difüzyon aşınmasının da etkin olması beklenmektedir. Tüm bu nedenlerle, SK değerleri daha yüksek izlenen H-HAM numunenin, SLM-HAM numuneye kıyasla daha düşük aşınma dayanımına sahip olduğu anlaşılmaktadır. Çalışmamızda elde edilen H-HAM aşınma eğrisinin özünde; Inconel 718 yüzeyindeki ham matris ile aşındırıcı bilye üzerine sıvanan, plastik deformasyon sonrası sertleşmiş matris arasında elde edildiği söylenebilir. Bu yüzden, H-HAM numunesine ait SK verileri objektif bir bakış açısı sunmaktan uzaktır. Bu bakış açısını destekler biçimde, SLM-HAM numunenin H-HAM numuneye kıyasla, SLM üretimi ile sağlanan yüksek soğuma hızı sayesinde, daha yüksek Vickers mikrosertlik ve çekme dayanımı değerleri sunduğu önceki bölümlerde tespit edilmiştir.



Şekil 4.12. Oda sıcaklığı sürtünme kat sayısı-yol grafiği.

H-HAM ve SLM-HAM numunelerine ait aşınmış yüzey SEM görselleri Şekil 4.13. a ve b’de verilmiştir. İki numune yüzeyinde de, adeziv aşınmanın sonucu olan pürüzsüz bir yüzeyin yanı sıra, pulsu bölgeler dikkat çekmektedir. Bu pulsu bölgeler, difüzyon aşınmasına işaret eder. SLM-HAM numunenin aşınma yüzeyinde yukarıda bahsedilen iki bölge dışında, yüzeyden koparak ayrılan parçalara ait bölgeler ve

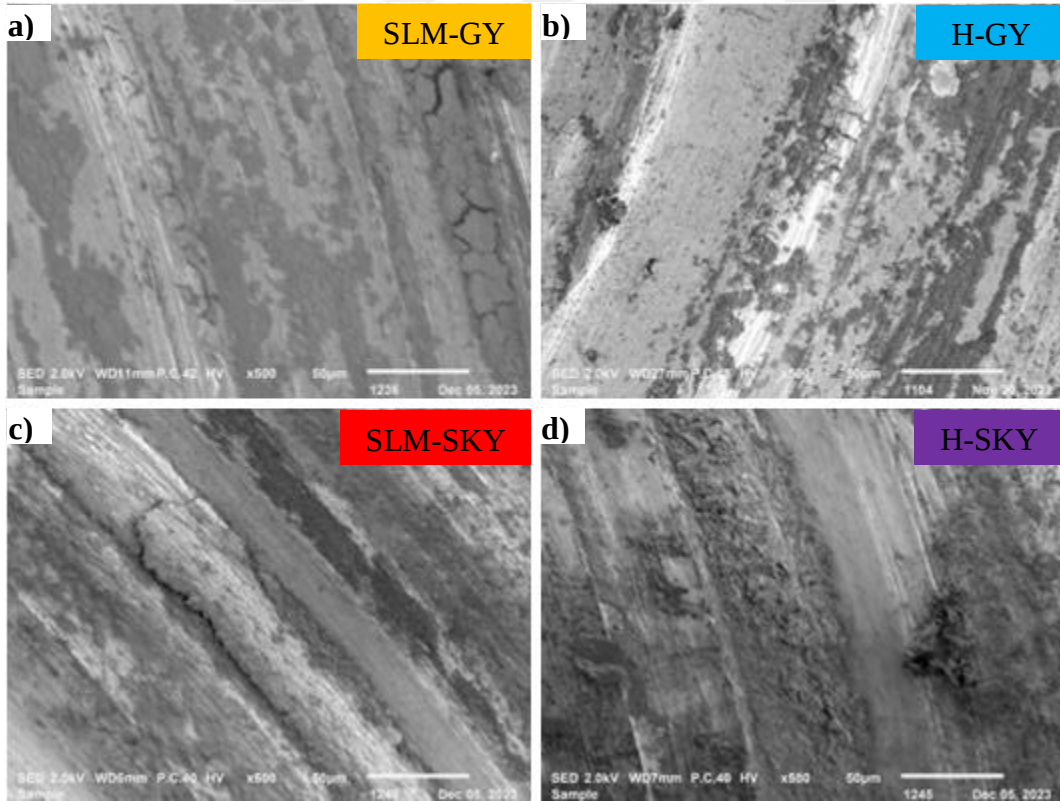
pudramsı aşınma artıkları da gözlenmiştir. Bu durum, kısıtlı da olsa belli oranda abrasif aşınmanın da devreye girdiğini göstermektedir. Üç farklı aşınma mekanizmasının etkin olması nedeniyle, istikrarlı bir aşınma izi oluşumu güçleşmiş, SLM-HAM numunenin triyaj mesafesi uzamış olabilir. Nihayetinde difüzyon aşınmasının baskın olduğu üçlü mekanizmanın izleri, SLM-HAM numune aşınma yüzeyinde gözlenmektedir.



Şekil 4.13. a) H-HAM ve b) SLM-HAM aşınmış yüzey mikroyapıları (500X).

Ham numune aşınmış yüzeylerinde baskın olan adeziv ve difüzyon aşınma mekanizmaları sonucu, ortalama SK değerleri 0,50'nin altında izlemiştir. Yaşlandırılmış numunelerin SK-yol eğrileri ortalama 0,55-0,65 aralığında SK değerleri sunmuştur. Hadde numunelerin SK değerlerinin aşınma mesafesi boyunca istikrarlı bir trend izlediği, SLM numunelerde ise bu değerlerin ani değişimler gösterdiği gözlenmiştir. Hadde numunelerin SLM numunelere, SKY ısıtılmasının GY ısıtılmasına kıyasla daha yüksek ortalama SK değerleri sunduğu görülmektedir. Bu bağlamda, H-SKY numunenin en yüksek ortalama SK değerleri ulaştığı anlaşılmaktadır. Y. Karabulut ve ark. [127] hadde ve SLM ürünü Inconel 718 numunelerin aşınma dayanımını kıyasladıkları çalışmada, bu çalışmada elde edilen verilere benzer biçimde, SLM ile daha yüksek SK değerleri ulaşıldığını ve ham numunelerde elde edilen ortalama SK değerlerinin 0,50, yaşlandırma sonrası ise bu değerin 0,55-0,65 aralığında seyrettiğini tespit etmiştir. F. Liu ve ark. [126] da SLM ile hadde ürünü numunelere kıyasla daha yüksek ortalama SK değerleri elde edildiğini belirtmiştir. Çalışmada, yaşlandırma öncesi SK değerlerindeki SLM lehine olan fark, bu çalışmanın daha önceki bölümlerinde de dikkat çekildiği üzere, SLM üretimi sırasında gerçekleşen hızlı soğuma sayesinde, hadde ile üretim sonucu ulaşılamayan, belli oranda ostenitik geçiş fazının (γ' - γ'') kararlı hale gelmesiyle açıklanmıştır.

Yaşlandırılmış numunelere ait aşınmış yüzey mikroyapıları Şekil 4.14.'te verilmiştir. SKY numune aşınma yüzeylerinde, abrasif aşınmanın belirtisi olan tırmık deseni, yoğun plastik deformasyon sonucu oluşan kayma bantları ile birlikte gözlenmiştir. Ayrıca, yine abrasif aşınma sonucu saçılmış pudramsı aşınma artıkları da dikkat çekmektedir. H-SKY numunede gözlenen, yüzeyden kopmuş sert partiküller ve bu partiküllerden geriye kalan kopma bölgeleri, bu numunede aşınma mekanizmasının büyük oranda abrasif tipte olduğunu göstermektedir. SLM-SKY numunesine ait görselde, kayma bandı üzerinde konsolide olmuş aşınma artığının üzerinde çatlak oluştuğu gözlenmiştir. GY numunelerde de benzer aşınma yüzeyleri izlense de kayma bantlarının daha dar, tırmık deseninin daha kısıtlı, aşınma artıklarının da daha az olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca, bilyenin numune yüzeyine nispeten daha düşük basıncı uyguladığı yanal aşınma bölgelerinde, kayma bantlarının içinde sınırlı kalmış pulsu bölgelerin varlığı izlenmiştir. Bu bölgeler, GY numunelerde kısıtlı da olsa hala belli oranda difüzyon aşınmasının varlığına işaret eder.

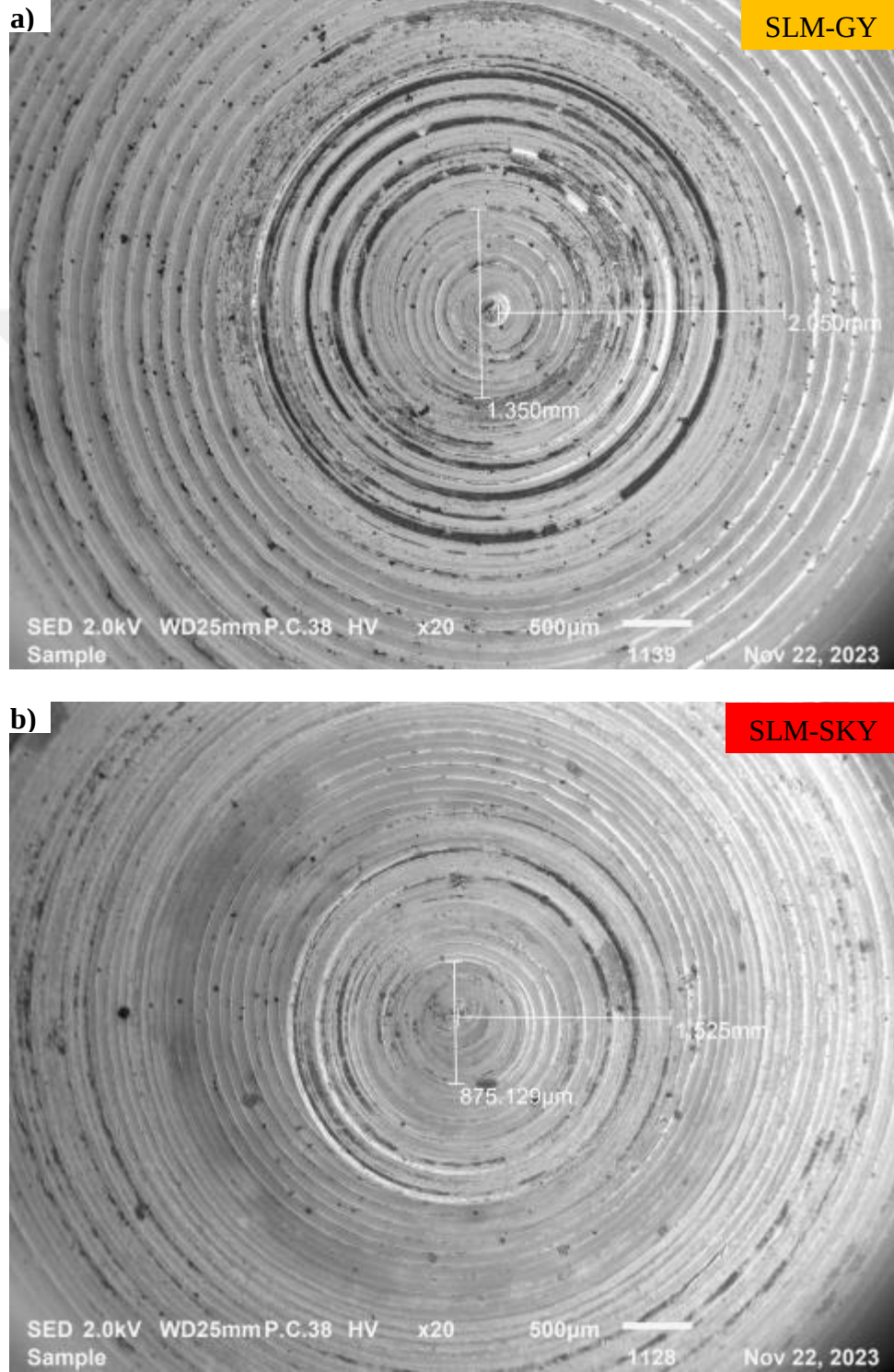


Şekil 4.14. a) SLM-GY, b) H-GY, c) SLM-SKY, d) H-SKY aşınma yüzeyi (500X).

Aşınmış yüzey mikroyapıları, numunelerin üretim ve yaşlandırma süreçlerinde maruz kaldıkları soğutma hızına bağlı olarak, difüzyon mekanizmalarının adezivden, abrasife doğru değiştiğini göstermiştir. H-HAM numunede neredeyse pürüzsüz bir aşınma yüzeyi gözlenmiştir. SLM-HAM numunenin sahip olduğu nispeten daha sert matris nedeniyle, aşınmanın ilerleyen aşamalarında oluşan yorulma çatlaklarının birleşmesi ve yüksek sıcaklıkta etkinleşen difüzyon aşınması sonucu matris, pulsu plakalar ve kısıtlı da olsa belli miktarda pudramsı aşınma artışıyla kaplanmıştır. SKY numunelerde, abrasif aşınmanın göstergesi olan aşınma artıklarının aşınmış yüzeylerde tamamen hâkim olduğu, pürüzsüz ve pulsu bölgelerin ise bu numunelerde gözlenmediği anlaşılmaktadır. Ayrıca, SLM numunelerde abrasif aşınma sonucu görülen tırmık izleri sıklaşmış, birçok bölgede sert partiküller ya da bu partiküllerin kopup ayrıldığı boşluklar gözlenmiştir. F. Liu ve ark. [126] Inconel 718’de gözlenen bu tip bir aşınma yüzeyinin, baskın abrasif aşınma nedeniyle geliştiğini, bu morfolojinin oluşmasında, aşınmanın ilerleyen aşamalarında matristen kopan sert partiküllerin de katkısı olduğunu belirtmiştir. Z. Zhao ve ark. [103] matristen kopan bu sert partiküllerin, büyük oranda gerilim merkezi haline gelen Laves fazları olduğunu ve abrasif tipte aşınma mekanizmasını tetiklediğini belirtmiştir.

Metalik malzemelerin ortalama SK ve sertlik değerleri birbirleri için referans kabul edilen mekanik özelliklerdir. Genel olarak yüksek sertlik; iş parçası için daha iyi aşınma dayanımına, takımınsa daha kısa servis ömrü sunmasına işaret eder. Bu anlamda, Şekil 4.3.’te verilen Vickers mikrosertlik ve Şekil 4.12.’de gösterilen SK-yol grafikleri tutarlılık göstermektedir. Yaşlandırılmış numunelerin Vickers mikrosertlik değerleri birbirlerine çok yakın seyretmiş, en yüksek ortalama sertlik değerlerine SLM-SKY numunenin ulaştığı tespit edilmiştir. Bu bağlamda, SLM-SKY numunenin en yüksek ortalama SK değerlerine sahip olması beklenirdi. S.P. Natarajan ve ark. [92] Inconel 718’in SLM+HIP ve direk yaşlandırılmış SLM+HIP numune mikroyapıları arasındaki farka dikkat çekerek, daha yüksek sertlikteki yaşlandırılmış SLM+HIP numune için gereken kesme kuvvetinin SLM+HIP numuneye göre daha düşük olduğunu bildirmiştir. Çalışmada, mikroyapıdaki metal karbürler, ostenitik geçiş fazları ve δ -Ni₃Nb gibi fazların farklı dağılımlarının ve boyutlarının SLM+HIP numunede kademeli takım aşınmasına neden olduğu, böylelikle bu beklenmeyen sonucun elde edildiği vurgulanmıştır.

Aşınma dayanımının tespitinde başvurulan bir diğer yöntem, aşınma izi derinliği ya da genişliğinin ölçümüdür. SLM numunelerin aşınma izi genişlikleri SEM yardımıyla ölçülmüştür. Şekil 4.15. a ve b’de 3 mm çapındaki bilyenin numuneler üzerinde aşındırdığı yüzeylerin genişlikleri yatayda ve dikeyde gösterilmiştir.

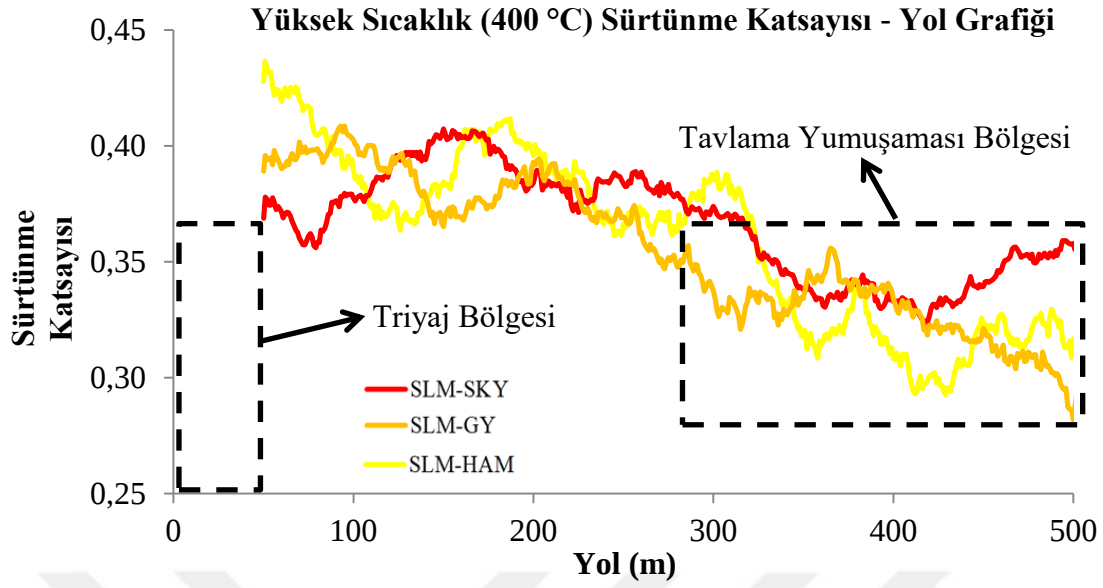


Şekil 4.15. a) SLM-GY ve b) SLM-SKY numune aşınma izi ölçümleri (20X).

Şekil 4.15. a ve b’de gözlenebileceği gibi; SLM-GY numune yüzeyi üzerinde yatayda yaklaşık 2 mm genişliğinde bir aşınma izi ölçülürken, SLM-SKY yüzeyinde ise aşınma izinin genişliği 1,5 mm seviyesindedir. Aşındırıcı bilyenin dikeyde bıraktığı aşınma izlerinin genişlikleri ise sırasıyla 1,35 mm ve 875 µm olarak ölçülmüştür. SKY sayesinde, GY ısıtıl işlemine kıyasla ulaşılan yüksek aşınma dayanımı, Şekil 4.12.’de verilen SK-yol grafiği ve Şekil 4.14.’te gösterilen aşınma yüzeyi görselleri ile açıklanmıştır. Aşınma izi genişlikleri de bu gerçeği doğrulamaktadır. GY numunede ölçülen daha geniş aşınma izi genişlikleri, daha yüksek aşınma oranına dolayısı ile daha düşük aşınma dayanımına işaret etmektedir. Çalışmamızda, aşınma mekanizması adezivden abrasife döndükçe, yatay ve dikey aşınma yüzeylerinde bilyenin bıraktığı aşınma izi genişlikleri azalan bir trend izlemiştir. SLM-HAM numunede yatay ve dikey aşınma yüzeylerinde bilyenin bıraktığı izin genişliği sırasıyla, yaklaşık 2,2 mm ve 1,8 mm olarak ölçülmüştür. F. Liu ve ark. [126] LDED ile üretilmiş Inconel 718 numunelerde üretim yönüne göre aşınma dayanımının değiştiğini iddia etmiştir. Üretim yönüne paralel doğrultuda geniş bir aşınma izi ve baskın adeziv aşınma izlenirken, dikey doğrultuda ise daha dar aşınma izi ve baskın abrasif aşınma tespit edilmiştir.

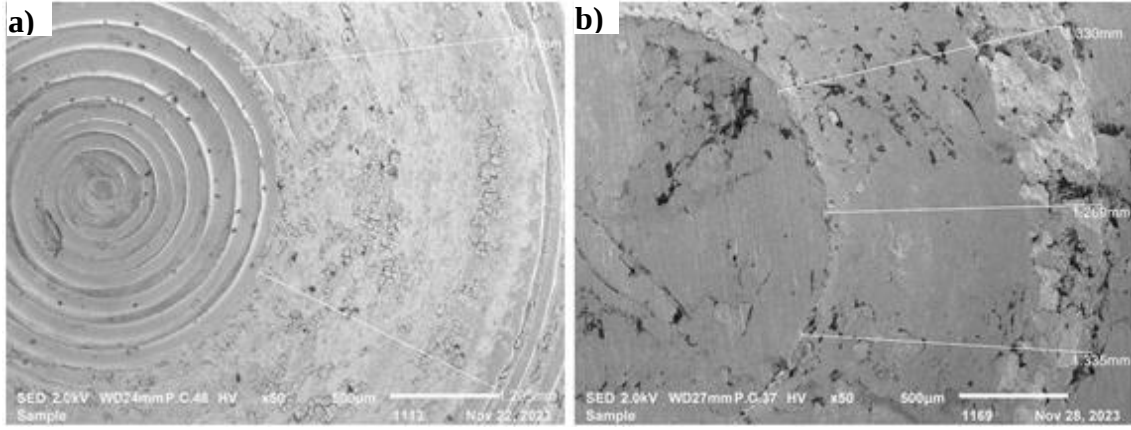
4.4.2. Yüksek sıcaklık aşınma testi sonuçları

Yüksek sıcaklıkta SLM numuneler üzerinde gerçekleştirilen aşınma testleri sonrası elde edilen SK-yol grafikleri Şekil 4.16.’da verilmiştir. 400 °C sıcaklıkta yapılan testler sırasında 1 mm kalınlığındaki hadde numunelerin cihaza bağlanamaması nedeniyle, yalnızca SLM numunelere ait aşınma eğrileri elde edilmiştir. Triyaj bölgeleri, grafikten çıkarılmıştır. Triyaj bölgelerinin, oda sıcaklığı aşınma testlerinde olduğu gibi, yaklaşık 50 m’lik bir aşınma mesafesinden sonra geçildiği gözlenmektedir. Triyaj sonrası en yüksek SK değerine SLM-HAM numune ulaşmıştır. Triyaj sırasında SLM-HAM numune yüzeyinin yüksek plastik deformasyon nedeniyle, defalarca matris ile kaplandığı anlaşılmaktadır. Inconel 718 yüksek sıcaklık dayanımı yüksek bir malzeme olarak, bu sıcaklıklarda dikkate değer bir mukavemet düşüşüne uğramaz. Ancak, yüksek sıcaklıkta SLM-HAM numunenin yüzeyindeki sıvanma miktarının, oda sıcaklığında gerçekleşenden daha yüksek olması kaçınılmazdır. Dolayısı ile H-HAM numunenin oda sıcaklığında gösterdiği davranışa benzer, hatta adeziv tipte aşınmanın tek başına hâkim olduğu bir mekanizma nedeniyle, SLM-HAM numunenin triyaj bölgesinde elde edilen SK değerlerinin yanıltıcı olabileceği gözden kaçırılmamalıdır.



Şekil 4.16. Yüksek sıcaklık sürtünme kat sayısı - yol grafiği.

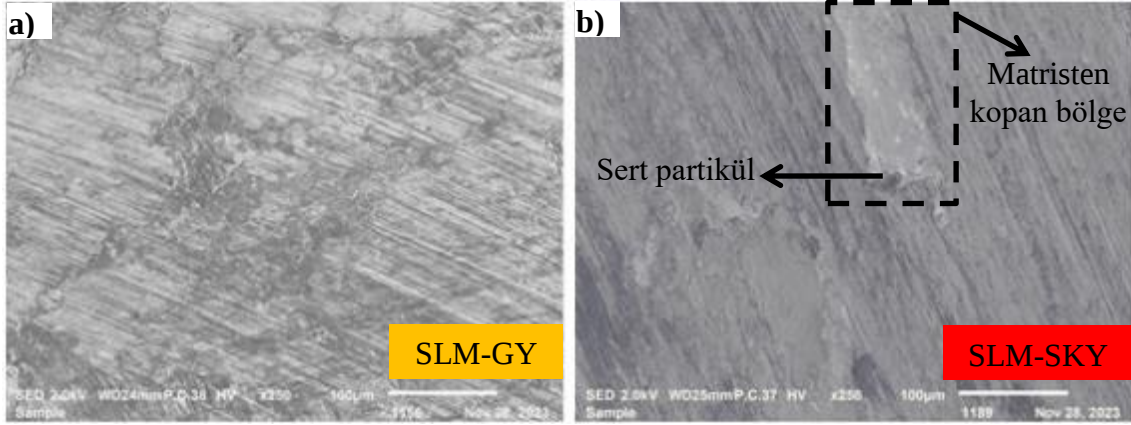
SLM-HAM numuneye ait oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklık aşınma testleri sonrası elde edilen aşınma izleri Şekil 4.17. a ve b’de verilmiştir. Bir önceki bölümde, SLM-HAM numunenin oda sıcaklığında yapılan aşınma testlerinde belli oranda difüzyon aşınmasının etkinleştiği tespit edilmiştir. Yüksek sıcaklıkta ise aşınmanın tamamen adeziv tipte gerçekleştiği gözlenmektedir. Yatay aşınma izi genişlikleri ise yakın seviyelerde ölçülmüştür. Yüksek sıcaklıkta daha geniş bir aşınma izi beklenebilirdi. Ancak, oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklık SK-yol grafikleri incelendiğinde, ulaşılan en yüksek SK değerlerinin de birbirlerine yakın olduğu gözlenmektedir. İşlenmemiş SK verileri de bu gerçeği doğrulamaktadır. Yüksek sıcaklık testlerinin triyaj bölgesinde gerçekleşen tekrarlı sıvanma nedeniyle, yüzeyden kaldırılan malzeme miktarı olması gerekenden daha azdır. Bu nedenle, aşınma oranı ve aşınma izi genişliği beklenenden düşük seyretmiştir. SLM-HAM numunenin triyaj bölgesinin sonunda ulaştığı SK değeri, yüksek sıcaklık aşınma testleri boyunca üç numunenin ulaştığı en yüksek değer olarak dikkat çekmektedir. İstikrarlı aşınma ve aşırı aşınma bölgeleri sonrasında ise tüm numunelerin ortalama SK değerlerinde dramatik bir düşüş yaşanmıştır. Sürtünmenin katkısı ile sıcaklığın daha da yükseldiği bu bölgelerde, ortalama SK değerlerinde düşüş gözlenmesi beklenen bir olgudur. Ancak, SLM-HAM numunede bu düşüş çok daha belirgin bir trend seyretmiştir. Yüksek sıcaklık aşınma testlerinin aşırı aşınma bölgesi, numunenin tavlama yumuşaması ile gerçekleşir. Bu bölgede SLM-HAM ve SLM-GY numune 0,30 altında SK değerleri sunmuştur.



Şekil 4.17. SLM-HAM numune **a)** oda ve **b)** yüksek sıcaklık aşınma izleri (50X).

Inconel 718 malzemenin 650 °C'ye kadar oda sıcaklığında izlenene yakın mekanik özellikler sunduğu bilinmektedir. A. Parida ve K. Maity [94] Inconel 718 iş parçasını işledikleri çalışmada, talaş tipinin 600 °C'deki testlerde sürekli tipe döndüğünü belirtmişlerdir. Bu sıcaklığın üzerine çıkıldıkça, ostenitik matriste gerçekleşen tavlama yumuşaması etkisi, yüksek sıcaklık aşınma testlerinin aşırı aşınma bölgesinde dikkat çekmektedir. İstikrarlı aşınma bölgesinde de üç numunenin ortalama SK değerlerinde bir düşüş gözlenmektedir. Ancak, yüksek adeziv aşınma nedeniyle yüzeyin tekrar tekrar matrisle kaplanması sonucu, SLM-HAM ve SLM-GY numunede yaklaşık her 50 m'lik aşınma mesafesi, SK değerlerinde periyodik bir yükselişe neden olmuştur. SLM-SKY numune bu bölgede en yüksek ortalama SK değerini sunmuştur. Yumuşama tavlama etkisi ile ortalama SK değerlerinin dramatik olarak düştüğü aşırı aşınma bölgesinde dahi, testin son 100 m'lik bölümünde, SLM-SKY numunenin SK değerlerinde gözlenen artış dikkat çekicidir.

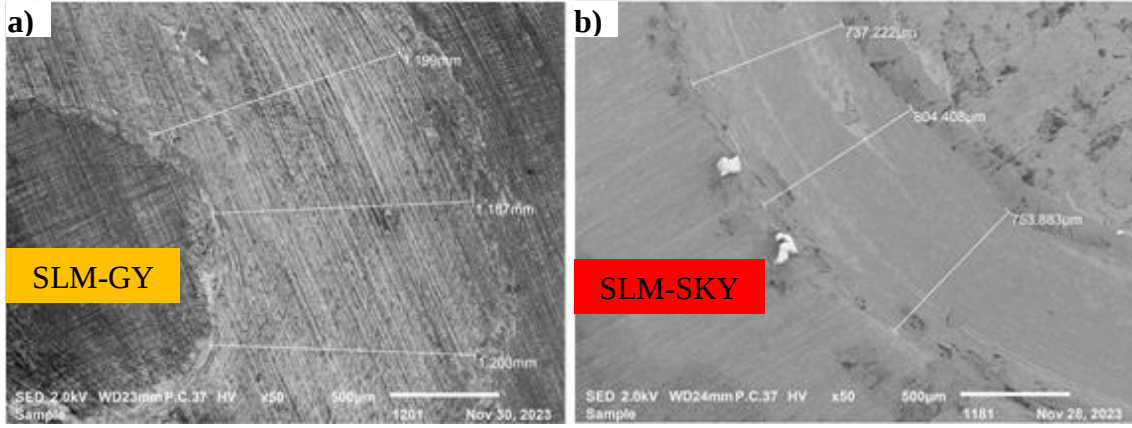
SLM-GY ve SLM-SKY numunelere ait aşınmış yüzey mikroyapıları Şekil 4.18.'de sergilenmiştir. İki numuneye ait aşınma yüzeyinde de pürüzsüz matris üzerinde aynı doğrultuda yönelmiş tırmık deseni dikkat çekmektedir. SLM-GY numunede bu izlerin daha derin ve sık olduğu görülmektedir. Bu çiziklere matristen kopan sert partiküllerin neden olduğu ön görülmüştür. Bu partiküllerin yüksek sıcaklığın da etkisiyle, aşınma bilyesi ile yüzey arasında sürüklenerek, SLM-GY numunelerde daha ince, SLM-SKY numunelerde ise daha geniş çizikler oluşturduğu gözlenmiştir. SLM-SKY aşınmış yüzeyinde matristen kopmuş bu partiküller ve matristen kopan bölgeler gösterilmiştir. İki numune aşınmış yüzeyi arasındaki bu morfolojik farklar, SLM-SKY numunenin sahip olduğu yüksek aşınma dayanımını destekler niteliktedir.



Şekil 4.18. a) SLM-GY ve b) SLM-SKY yüksek sıcaklık aşınma mikroyapıları (250X).

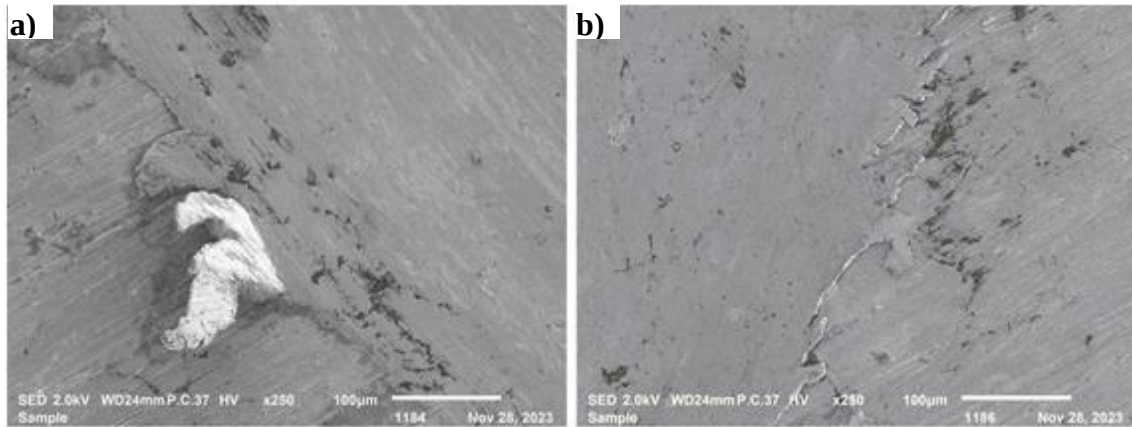
Bir partikülün başlangıcını oluşturduğu yüzeyden kopma şeklinde gerçekleşen aşınma tipi, abrasif mekanizmaya işaret eder. D. Zhu ve ark. [99] yüzeyden bu tarzda malzeme kaldırılmasına neden olan bir metal karbürün; boyutu, şekli ve bulunduğu yer itibarıyla, Inconel 718 iş parçasının aşınma oranında ve takımın plastik deformasyonunda önemli etkisi olduğunu bildirmiştir. Ortalama SK değerlerinde, SLM-GY numune ile karşılaştırılınca, SLM-SKY numunenin lehine olan fark, bu partiküllerin yarattığı abrasif aşınma efektine bağlanabilir. A.R.C. Sharman ve ark. [93] bu sert partiküllerin Inconel 718'in işlenmesi sırasında takımda plastik deformasyona neden olup, yüzey altı mikroyapısını hasara uğrattığını gözlemlemiştir. S.P. Natarajan ve ark. [92] Inconel 718 işlenmesinde, takımlarda izlenen yanıl aşınmanın temel sorumlusu olarak yine bu partikülleri göstermiştir. İşlemenin ileri safhalarında, yanıl aşınmanın takımın kırılmasına neden olduğu da eklenmiştir.

Genel olarak, aşınma dayanımı yüksek malzemeler işletme koşullarında uzun servisi ömrü sundukları için tercih edilirler. Ancak, ikincil bir imalat ya da yüzey bitirmeye ihtiyaç duyulan parçalarda, takım ömrü ve işleme kolaylığı da önemli bir özellik olarak değerlendirilmektedir. SLM-HAM numunede izlenen tamamen adeziv tipte bir aşınma, hem düşük aşınma dayanımı hem de takıma sıvanma nedeniyle tercih edilmeyecektir. SLM-GY numunenin de istikrarlı aşırı aşınma bölgesinden itibaren, tavlama yumuşaması etkisiyle SLM-HAM numune gibi tamamen adeziv tipte aşındığı, SK-yol eğrisi ve aşınma yüzeyi görselleri sayesinde anlaşılmaktadır. Bu açıdan bakıldığında, SLM-SKY numunenin hem aşınma dayanımı hem de işleme kabiliyeti olarak diğer iki numuneye üstün geldiği söylenebilir. SLM-GY ve SLM-SKY numunelere ait aşınma izi genişlik ölçümleri Şekil 4.19. a ve b'de gösterilmiştir.



Şekil 4.19. a) SLM-GY ve b) SLM-SKY yüksek sıcaklık aşınma izleri (50X).

Aşınma izi genişlikleri arasında yaklaşık %50’lik bir fark (~1,2 mm-800 μm) tespit edilmiştir. Yüksek sıcaklık aşınma testleri sonrası, çok daha dar bir aşınma izine sahip olduğu gözlenen SLM-SKY numunenin aşınma izi kenarlarında, abrasif aşınma sonucu yüzeyden kopan partiküller tespit edilmiştir. Aşınma izi kenarlarında; SLM-GY numunede yüksek plastik deformasyon sonrası sünek kırılma, SLM-SKY numunede ise aniden gerçekleşen gevrek tipte kırılma gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Şekil 4.20. a ve b’de SLM-SKY numunenin aşınma izi kenarlarında gevrek kırılmaya açıkça işaret eden; klivaj tipte kırılmış partikül ve matristen kopan yüzeyler gösterilmiştir. Tablo 4.2.’de verilen yüksek sıcaklık çekme testi verileri incelenirse, SLM-GY numunenin SLM-SKY numuneye göre 2 katın üzerinde % kopma uzaması değeri sunduğu gözlenmektedir. Aşınma izi genişliği, aşınma izi kenarlarındaki kırılma tipi ve % kopma uzaması verileri birlikte değerlendirildiğinde, SLM-SKY numunenin yüksek sıcaklık aşınmasında belli oranda etkin olan abrasif tipte mekanizma sayesinde, aşınma oranındaki düşüş ve dolayısı ile aşınma dayanımındaki gelişim daha anlamlı hale gelmektedir.

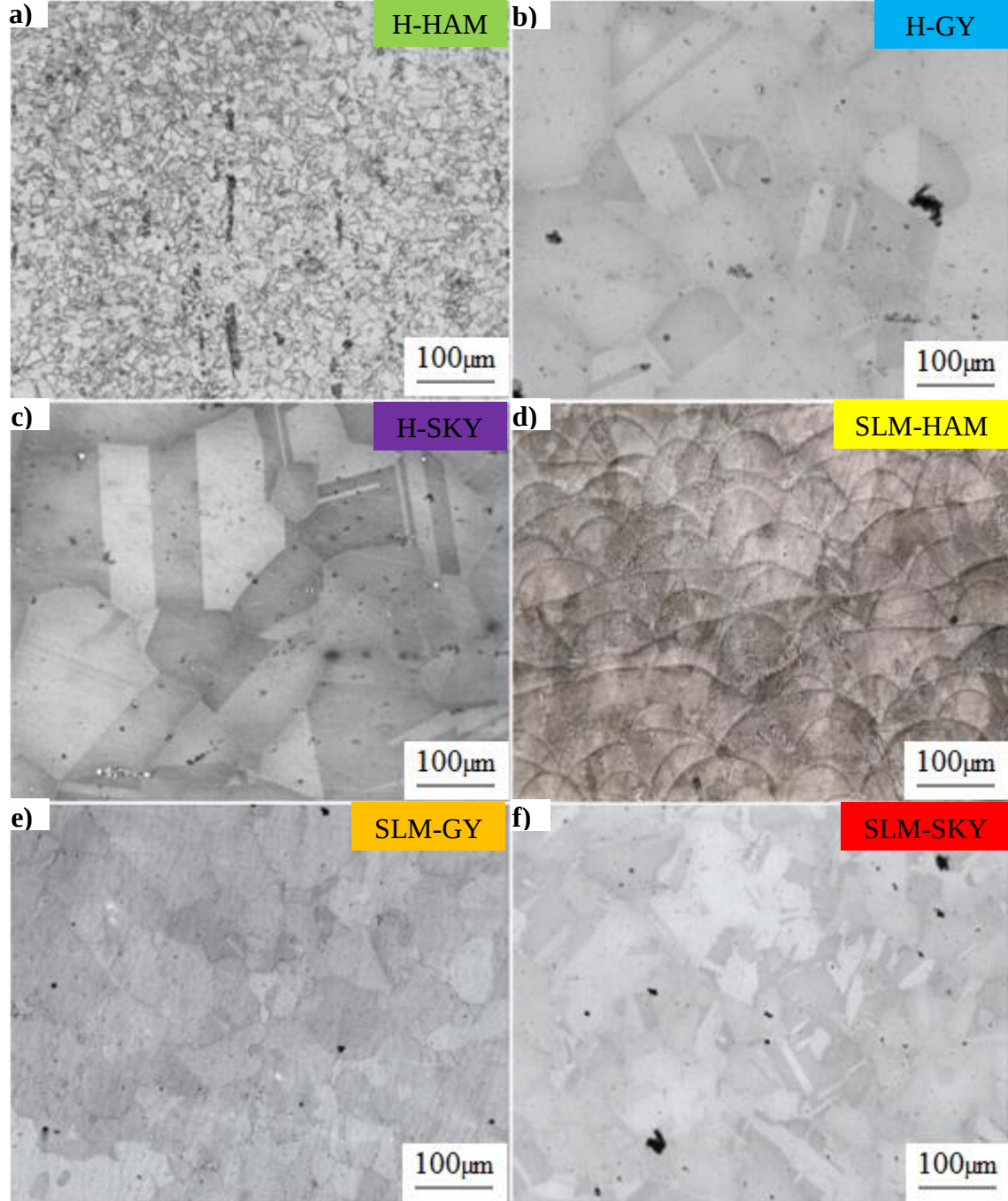


Şekil 4.20. Aşınma izi kenarında klivaj a) kırılmış partikül, b) kopmuş yüzey (250X).

4.5. Karakterizasyon

4.5.1. Mikroyapısal Karakterizasyon

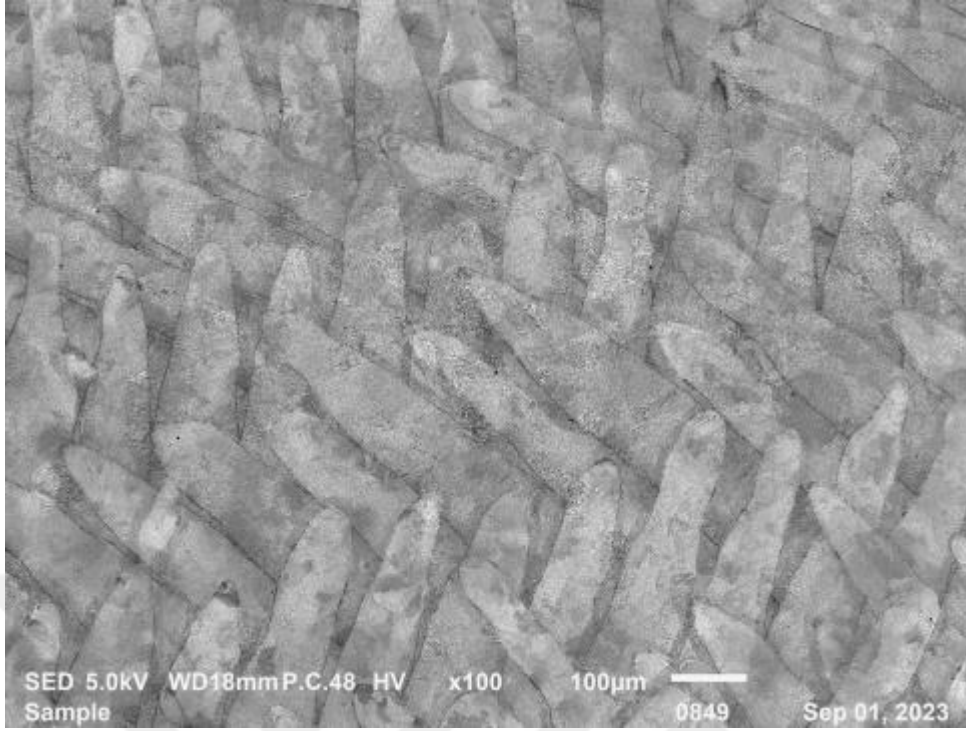
Bu çalışma için imal edilen 6 ayrı tipte numunenin, optik mikroskop ile aynı büyütmede elde edilmiş, genel mikroyapı görünümleri Şekil 4.21’de verilmiştir.



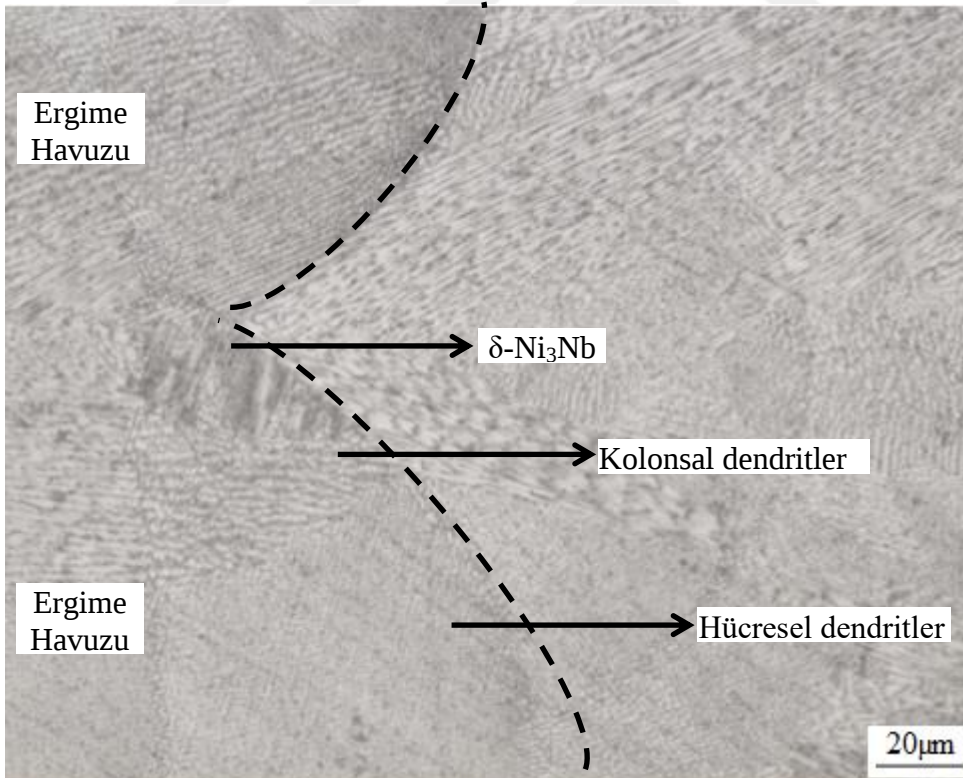
Şekil 4.21. a) H-HAM, b) H-GY, c) H-SKY, d) SLM-HAM, e) SLM-GY, f) SLM-SKY numunelere ait genel mikroyapı görünümleri.

H-HAM numune mikroyapısı, ostenitik çeliklerde sıklıkla rastlanan, eşeksensel dörtgensel tanelerin bulunduğu geleneksel yapıya bir örnektir. Tavlama ikizleri, döküm ya da hadde boşlukları, döküm sırasında oluşmuş ve hadde yönünde yerleşmiş segregasyonlar (çoğunlukla Laves fazlarına atfedilen), yaşlandırma öncesi hadde Inconel 718 mikroyapısının dikkat çeken diğer özellikleridir. Ingottlardan hadde mamule geçişte, Nb'un neden olduğu segregasyon ve intermetaliklerin birikimi nedeniyle oluşan rijit fazlar, H-HAM Inconel 718'in mekanik özelliklerini olumsuz etkileyen en önemli safsızlıklar olarak göze çarpmaktadır. Nb içeriği bu anlamda kritik önem taşır. Nb içeriği arttıkça; süper alaşımın katılaşma sıcaklığı düşer, Nb segregasyonu ve özellikle kalın ingot merkezlerinde Laves fazı miktarı artar. Bu elementin segregasyonu, Nb içeriğinin düşük olduğu bölgelerde erken yeniden kristalleşme sonucu tane büyümesine neden olur. İngotlar bu nedenle, hadde öncesi uzun süreler ostenit sıcaklığında tutulur. Nb segregasyonu ve Laves fazlarının hadde mamulde mevcudiyeti bu yolla sınırlandırmaya çalışılsa da önemli miktarda iğnesel formda δ -Ni₃Nb fazı tane sınırlarında çöker. Tane sınırlarını sabitleyici etkisiyle hadde Inconel 718'in tane büyümesini engelleyen δ -Ni₃Nb fazı, Şekil 4.21.a'da verilen ince taneli mikroyapıya neden olur. Mekanik özelliklere olumsuz etkilerinden bu çalışmada da bahsedilen (Bkz. 2.4. Literatürde Konuyla İlgili Çalışmalar) iğnesel formda δ -Ni₃Nb fazı oranının minimize edilmesi ya da çubuk formunda tane içlerine dağıtılması tavsiye edilir [69].

SLM-HAM numune mikroyapısı üretim yönünde yarım daire şeklinde ergime havuzlarından oluşmaktadır. SLM-HAM numunenin tarama yönündeki SEM görseli Şekil 4.22.'de verilmiştir. Ergime havuzları tarama yönünde, silindirik şeklinde uzanan kolonlar halindedir. SLM üretimi sonucu, bu ergime havuzları içindeki tane tipi dendritiktir. Lazer ile ergitmenin yapıldığı, yarım daire şeklindeki ergime havuzunun merkezinden, daire konkavlarına doğru gidildikçe, dendrit tipinin hücrelerden-kolonsala doğru değiştiği, daire konkavlarının ise keskin kenarlara sahip farklı bir tipte mikroyapı ile tamamlandığı görülmektedir. Lazerin tesir ettiği noktada soğuma hızının en yüksek olması ve daire konkavlarına gidildikçe sıcaklık gradyanının arttığı göz önüne alınınca, dendrit tipindeki bu değişim anlam kazanmaktadır. Sıcaklık gradyanının en yüksek olduğu, daire konkavlarına yerleşmiş fazın ise, düşük soğuma hızlarında çökelen δ -Ni₃Nb olduğu anlaşılmaktadır. Üst üste binen bölgelerde bu üç tipte mikroyapı, soğuma hızındaki değişime göre sıralanmış biçimde gözlemlenmektedir (Şekil 4.23.).

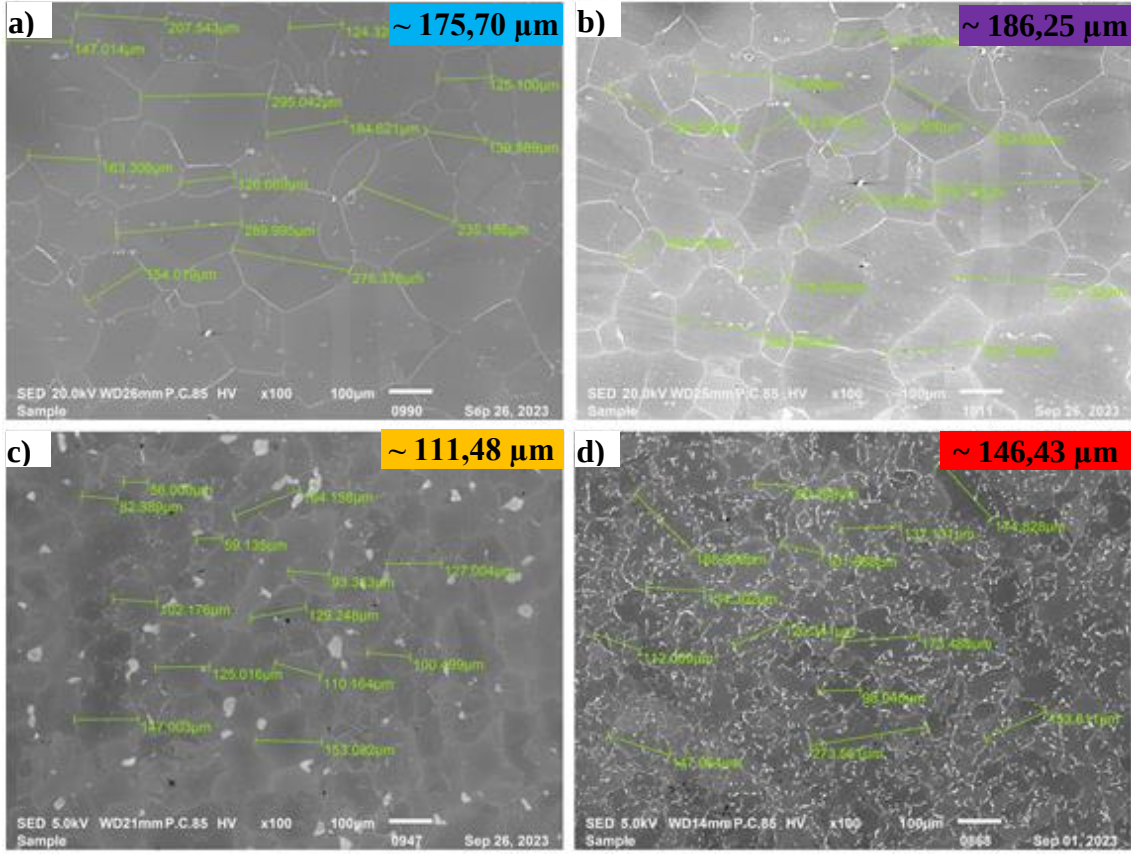


Şekil 4.22. Tarama yönünde SLM-HAM numune mikroyapısı (SEM-100X).



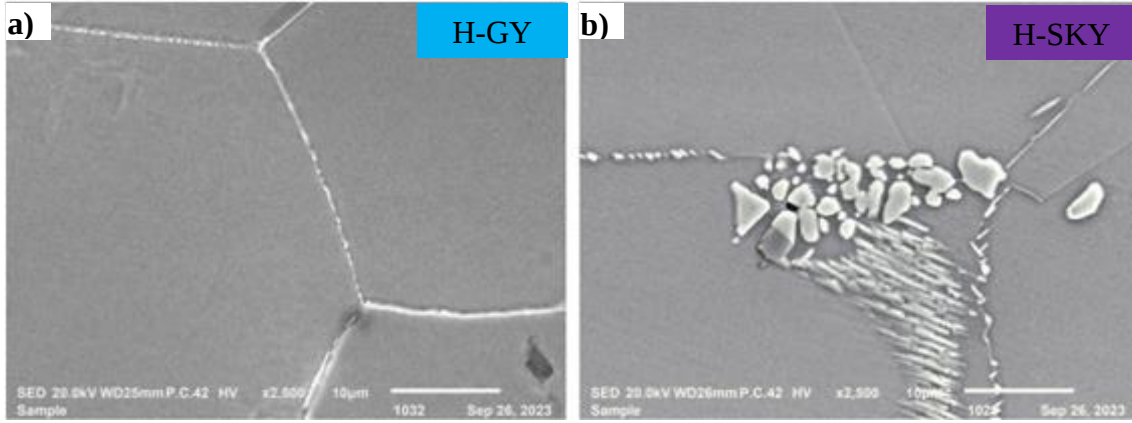
Şekil 4.23. SLM-HAM numune ergime havuzu mikroyapısı (OM).

Yaşlandırılmış numune mikroyapıları (Şekil 4.21.b,c,e,f) küçük ama kritik farklarla birbirlerine benzemektedir. Eşeksenli dörtgensel tane yapısı ve farklı boyut, şekil ya da kontrastta birçok çökelti, dört numune mikroyapısının ortak özellikleri arasındadır. Hadde numunelerde düzgün dörtgensel bir tane yapısı izlenirken, SLM numunelerde mikroyapı dönüşümü Şekil 4.21.d’de gözlenebileceği gibi yarım daire şeklinde ergime havuzlarından gerçekleştiği için, eşeksenli dörtgensel tanelerin şekli düzensizdir. Yaşlandırma öncesi, homojenizasyon ve solüsyona alma basamaklarında yüksek sıcaklıklarda tutulmaları nedeniyle (Bkz. Şekil 3.7. GY ve SKY ısıtım işlem basamakları), H-HAM numuneye kıyasla çok daha yüksek bir ortalama tane boyutuna ulaşan yaşlandırılmış numunelerde, şerit biçiminde karakteristik tavlama ikizleri göze çarpmaktadır. C.-M. Kuo ve ark. [112] hadde Inconel 718’de yaşlandırma öncesi ortalama tane boyutunun 25 µm olduğunu, farklı yaşlandırma prosesleri sonrası bu değerin 170 µm seviyesine kadar çıktığını tespit etmişlerdir. Yaşlandırılmış numunelerin ortalama tane boyutların ölçüldüğü SEM görselleri Şekil 4.24.’te verilmiştir. Her numunede 13 farklı taneden alınarak hesaplanan ortalama tane boyutu ölçümleri; hadde numunelerin SLM numunelere, SKY numunelerin ise GY numunelere oranla daha yüksek ortalama tane boyutuna sahip olduğunu göstermektedir. Ayrıca, SKY numunelerin GY numunelere kıyasla daha fazla ikiz düzlemine ve daha fazla çökeltiye sahip olduğu gözlenmiştir. SKY numunelerde mevcut çökeltilerin, matrise daha homojen dağıldığı ve miktarının da daha fazla olduğu görülmektedir. SKY’nin GY ısıtım işlemine kıyasla sunduğu daha düşük soğuma hızının, tanelerin büyümesine, ikizlenmenin artmasına ve çökeltilerin dağılmasına neden olduğu anlaşılmaktadır. Hadde numunelerin daha yüksek ortalama tane boyutuna sahip olması beklenen bir durumdur. “4.2. Vickers Mikrosertlik Testi Sonuçları” başlığı altında Vickers mikrosertlik değerleri arasındaki farklar açıklanırken, yarım daire şeklinde ergime havuzlarının eşeksenli tanelere dönüşümünün, SLM numuneler için yaşlandırma sırasında aşılması gereken fazladan bir basamak olduğu, bu nedenle de daha düşük ortalama tane boyutu nedeniyle, daha yüksek sertlik değerlerine ulaşıldığı belirtilmiştir. Difüzyon için daha uzun süre sağlanması sonucunda, GY ile elde edilen geleneksel yaşlandırılmış Inconel 718 mikroyapısının SKY ısıtım işlemi ile geliştirildiği sonucuna varılabilir.



Şekil 4.24. SEM ile elde edilmiş, **a)** H-GY, **b)** H-SKY, **c)** SLM-GY ve **d)** SLM-SKY numune ortalama tane boyutu ölçümleri (100X).

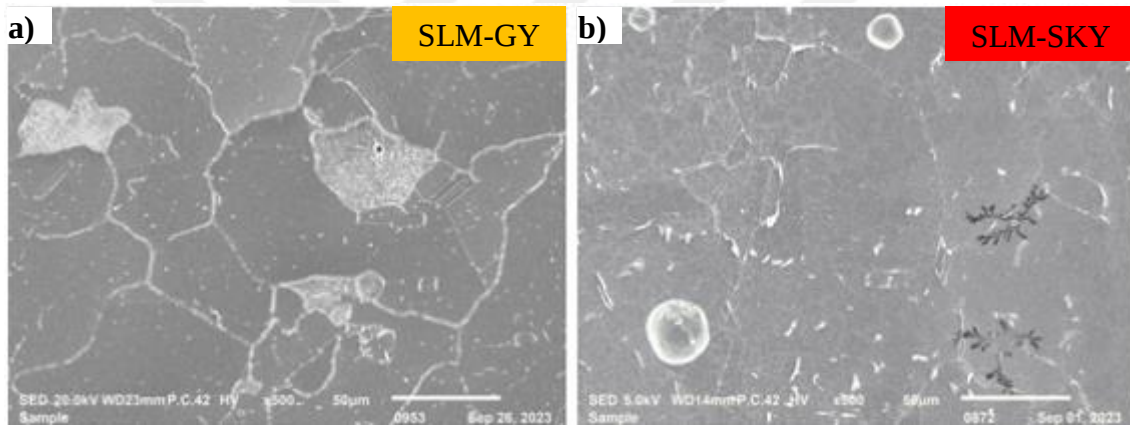
Yaşlandırılmış numunelerin ortalama tane büyüklükleri yaklaşık olarak; H-SKY 186,25 μm , H-GY 175,70 μm , SLM-SKY 146,43 μm ve SLM-GY 111,48 μm olarak ölçülmüştür. Yüksek sıcaklıkta hızlanan difüzyon ile tane sınırlarının göçü ve dolayısı ile tane büyümesi artar. Ortalama tane boyutunun artışı ile sürünme ve yüksek sıcaklık dayanımının iyileştiği göz önüne alınınca, H-SKY numunenin en iyi yüksek sıcaklık dayanımına sahip olması beklenirdi. Ancak, SKY numunelerin akma noktası sonrasında neredeyse hiç uzamadan koptuğu gözlenmiştir (Bkz. Şekil 4.9. Yüksek sıcaklık gerilme-% uzama grafiği). Şekil 4.25. a’da en iyi yüksek sıcaklık % kopma uzamasına sahip H-GY, b’de ise en yüksek ortalama tane boyutuna sahip H-SKY numune tane sınırlarındaki çökeltiler gösterilmiştir. H-GY tane sınırlarının, matrise göre parlak kontrastta gözlenen, küçük taneli çökeltilerle tamamen kaplandığı gözlenmektedir. H-SKY tane sınırlarında ise iğnesel formu ile $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazı olduğu anlaşılan çökeltilerin yanı sıra, irileşerek tane içlerine dağılmış farklı şekil ve büyüklükte çökeltiler tespit edilmiştir. Bu çökeltilerin kimyasal bileşimleri “4.5.3. EDS Analizleri” başlığı altında incelenecektir.



Şekil 4.25. a) H-GY ve b) H-SKY tane sınırı çökeltileri (2,5kX).

H-SKY mikroyapısının tane sınırlarında tespit edilen, iğne biçiminde δ -Ni₃Nb çökeltilerinin, yüksek sıcaklık testleri sırasında tane sınırı göçünü engellediği, böylelikle H-SKY numunenin, yüksek sıcaklık çekme testinde akma noktası sonrası aniden kopmasına neden olduğu anlaşılmaktadır. H-GY numune tane sınırlarının, tane büyümesi için çok daha elverişli olduğu görülmektedir. Inconel 718 tane sınırlarında çöken iğne formunda δ -Ni₃Nb partiküllerinin bu etkisi çalışmamızın “2.4. Literatürde Konuyla İlgili Çalışmalar” bölümünde detaylıca açıklanmıştır. Inconel 718 mikroyapısında; Laves ve metal karbür gibi tane sınırlarına çöken rijit fazların yaşlandırma sırasında bulunması, aşırı tane büyümesinin önlenmesi anlamında arzu edilir. Öte yandan, bu rijit fazların tane sınırlarından tümüyle tane içlerine taşınımları, aşırı tane büyümesinin yanı sıra, güçlendirici γ' -Ni₃Al ve γ'' -Ni₃Nb fazlarının hacimsel oranını azaltarak ta mekanik özelliklere olumsuz etki eder. Kinetik açıdan bakıldığında, serbest enerjisi yüksek tane sınırlarında, yüksek sıcaklıkta gerçekleşen katılaşma sırasında, yeni fazların çekirdeklenmesi kaçınılmazdır. S. Azadian [68], δ -Ni₃Nb partiküllerinin büyüklüğü, şekli, çökeldiği bölge ve hacimsel oranının optimizasyonu ile Inconel 718 mekanik özelliklerinin, uygun ısı çevrimle belirlenmesi gerektiğini belirtmiştir. Bu fazın, soğuk ya da sıcak şekillendirme şartlarına ve kaynaklanabilirliğe etkilerinin de ayrıca irdelenmesi gerektiği belirtilmiştir. SKY ile sağlanan ve daha düşük soğuma hızı sayesinde ulaşılan, daha büyük ortalama tane boyutu, SKY numunelerin yüksek sıcaklık çekme testlerinde 850 MPa (Tablo 4.2.) gibi tatmin edici bir akma dayanıma ulaşılmasını sağlamıştır. SKY numunelerde ulaşılan çekme dayanımı ise 900 MPa seviyesindedir. Tane büyümesini engelleyen iğne formunda δ -Ni₃Nb fazı nedeniyle, akma noktası sonrası çok kısıtlı bir uzama gerçekleştiği anlaşılmaktadır.

Düşük soğutma hızının mikroyapılar üzerinde neden olduğu önemli bir özellik te SKY numunelerde gözlenen yoğun ve dağılmış çökeltilerdir. Şekil 4.26. a ve b’de SLM-GY ve SLM-SKY numunelerine ait çökeltiler görülmektedir. SLM-GY numunede, tane sınırına yerleşmiş ve iğnesel formda δ -Ni₃Nb fazına ait olduğu ön görülen partiküller ve tane içlerinde küçük çökeltiler gözlenmiştir. SLM-SKY numune mikroyapısında ise farklı şekil, boyut ve konumda birçok çökelti dikkat çekmektedir. SLM-GY mikroyapısında bazı tanelerin parlak kontrastta olduğu görülmüştür. Inconel 718 süper alaşımın ikincil mukavetlenme mekanizması, çökelti sertleşmesi ile metal karbürlerin matris üzerine yerleşmesi sayesinde sağlanır. Tane içlerine çökelmiş, farklı tipteki çökeltilerin, büyük oranda bu metal karbürlere ait olduğu öngörülmüştür. SLM-SKY numune tane içlerinde (Şekil 4.26. b), düzgün şekilli küresel partiküller tespit edilmiştir.

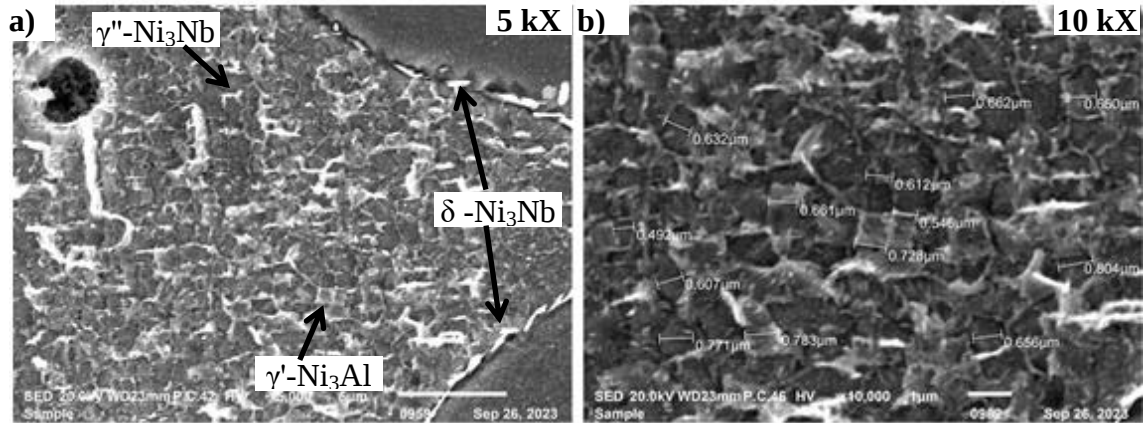


Şekil 4.26. a) SLM-GY ve b) SLM-SKY matrisine yerleşmiş çökeltiler (500X).

Şekil 4.26.’da yüksek çözünürlükte verilen iki numuneye ait SEM görselleri, ortalama tane büyüklükleri arasındaki farklılığı ortaya koymaktadır. SEM görsellerinde, SLM-GY numunenin 10’nun üzerinde tanesi görüntülenebilirken, daha büyük ortalama tane boyutuna sahip SLM-SKY numunenin aynı büyütme oranında 3-4 tanesi vardır. Ayrıca, SLM-GY numune tane sınırları tamamen çökeltiler ile kaplanmışken, SLM-SKY numunede bazı tane sınırları belirsizdir. SLM-SKY numunede tespit edilen küresel çökeltiler, K.J. Ducki [58] tarafından analiz edilmiştir. Çalışmada, yaklaşık 10 µm çapındaki bu çökeltilerin TiC partikülleri olduğu ve bu partiküllerin etrafında dislokasyon yoğunluğunun arttığını bildirmişlerdir. Yaşlandırılmış numunelerde matrise dağılmış çökeltiler, ilgili başlık altında detaylıca incelenecektir (Bkz. 4.5.3. EDS Analizleri). SLM-SKY numunede görüntülenen çökeltilerin; metal karbürlere,

intermetaliklere ve Laves fazlarına ait olduğu ön görülmüştür. S.P. Natarajan [101] ve ark. bu çökeltiler etrafında abrasif aşınma sonucu oluşmuş, pudramsı aşınma artıkları tespit etmişlerdir. A. De Bartolomeis ve ark. [90] ise Şekil 4.26. b’de görüntülenen TiC ve NbC gibi refrakter metallere ait karbürlerin abrasif aşınma mekanizmasını tetikleyerek, aşınma dayanımını arttırdığını bildirmiştir. SLM-SKY numunenin, 400 °C’de gerçekleştirilen aşınma testlerinde, ulaştığı yüksek ortalama SK değerleri matrise dağılmış bu çökeltilerin varlığına bağlanabilir.

SLM-GY numune matrisinde parlak kontrastta olduğu görülen taneler, Şekil 4.27. a ve b’de daha yüksek çözünürlükte görüntülenmiştir. Bu tanelerin sınırlarında iğnesel δ -Ni₃Nb çökeltileri görülmektedir. Tane içleri daha yüksek çözünürlükte incelendiğinde, nanometre seviyesinde ayırt uzunluğuna sahip kübik partiküller, üzerlerinde ise lamel formunda ikincil bir faz çökeldiği anlaşılmaktadır. Yaşlandırma sonrası, Inconel 718 matris üzerine kübik γ' -Ni₃Al ve lamel formda γ'' -Ni₃Nb fazının yerleştiği bilinmektedir. Inconel 718’ in temel mukavemetlenme mekanizmasını sağlayan bu iki faz “2.1.3. Süper alaşımlarda yaşlandırma sonrası oluşan fazlar ve özellikleri” başlığı altında detaylıca açıklanmıştır.



Şekil 4.27. a) SLM-GY fazları, b) nano boyutta kübik γ' -Ni₃Al fazı.

Literatür incelendiğinde [41,43,44], nanometre seviyesinde genişliğe sahip kübik çökeltilerin γ' -Ni₃Al, bu çökeltiler üzerine lamel formunda yerleşmiş fazların ise γ'' -Ni₃Nb olduğu anlaşılmaktadır. Bu iki fazın GY sonrasında, bazı bölgelerde matris üzerine dağılmadığı ve mikroyapıda mikrosegregasyona neden olduğu anlaşılmaktadır. SLM-SKY numunenin, H-GY numuneye kıyasla oda sıcaklığında ulaştığı üstün mekanik özellikler, bu mikrosegregasyon ile de açıklanabilir.

Çalışmamızda kullanılan numunelerden elde edilen XRD spektrumları ve fazlar Şekil 4.28.'de verilmiştir. $2\theta=62-65^\circ$ arasındaki pikler, numunelerin sabitlendiği Al altlık (AA) malzemeden gelmektedir. Bu pik analizlerde göz ardı edilmiştir.



Bu çalışmaya konu 6 numune için yapılan XRD analizleri sonucu tespit edilen ve Şekil 4.28.'de farklı şiddet ve açılarda gösterilen fazlara ait detaylı bilgi Tablo 4.3.'te verilmiştir. Literatürde [50,61,62,74,77,116,120,128,129], farklı yöntemlerle üretilmiş Inconel 718 malzemelere ait XRD analizleri irdelendiğinde, olası tüm piklerin $2\Theta=20-100^\circ$ arasında olduğu anlaşılmaktadır. Çalışmamızda gerçekleştirilen XRD analizleri sayesinde; $\delta\text{-Ni(Al,Ti)}$, $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ti}$, $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$, $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$, $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ ve metal karbürler için ait pikler tespit edilmiştir. XRD spektrumlarında $\delta\text{-Ni(Al,Ti)} \rightarrow \gamma\text{-Ni}_3\text{Ti}$, $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ti} \rightarrow \gamma'\text{-Ni}_3\text{Al} + \gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ ve $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ti} \rightarrow \gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb} + \delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ dönüşümleri sonrası, bu fazlara ait piklerde birkaç derecelik kayma olduğu gözlenmiştir. A. Epishin ve ark. [61] tek kristal Ni esaslı süper alaşımlarda, tek kristal tane ile alt tanelerin yönelimi arasında 1 ila 3 derecelik bir değişim olduğunu ortaya koymuştur. Q. Jia ve D. Gu [77], SLM ile farklı ısı girdilerinde üretilen Inconel 718 numunelerde, tane boyutundaki değişimler nedeniyle, $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ti}$ fazına ait bir pikin $42-45^\circ$ arasında yer değiştiğini gözlemiştir. Şekil 4.28'deki XRD spektrumunda tespit edilen 2Θ değerlerindeki bu tipik kaymaların da kafes parametrelerindeki değişiklikler, matris üzerine çöken ikincil tanelerin farklı yönelimleri, farklı tane yapıları ve tane boyutundaki değişiklikler nedeniyle gerçekleştiği anlaşılmaktadır.

Tablo 4.3. XRD yardımıyla tespit edilen fazlara ait bilgiler.

Formülü	Pikler Üzerinde Gösterimi	Tespit Edildiği 2Θ Açıları ($^\circ$)
$\delta\text{-Ni(Al,Ti)}$	Ni(Al,Ti)	52, 82, 91
$\gamma\text{-Ni}_3\text{Ti}$	γ	27, 42, 44, 45, 51, 58, 75, 78, 91
$\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$	γ'	54, 82, 96, 99
$\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$	γ''	28, 45, 51, 54, 58, 78, 96, 99
$\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$	δ	25, 28, 38, 45, 50, 53
M_xC_y	MC	33-39

Inconel 718 matrisine solüsyona alma sonrası yerleşen ve genellikle Cr, Nb, Ti ya da Si gibi refrakter metallerin karbürlerine ait pikler, spektrumda $33-39^\circ$ arasında tespit edilmiştir. Çalışmamızın “2.1.3.2. İntermetalik fazlar, karbürler, boritler ve nitrürler” başlığı altında tanımlanan bu karbürler, Inconel 718 matrisinde çökelti sertleşmesi yoluyla ikincil mukavemetlenme mekanizmasını sağlar. Farklı metallere ait MC tipi metal karbürler MC, M_{23}C_6 , M_7C_3 ve M_6C kimyasal formülünde olabilir. Bazı metal karbürlerin karakterizasyonu “4.5.3. EDS Analizleri” bölümünde yapılmıştır.

H-HAM ve H-GY numunede tespit edilen, HMK δ -Ni(Al,Ti) fazı, döküm sonrası soğuma koşullarında matrisi oluşturan, sünek, ferritik fazdır. Solüsyona alma sonrası, dönüşerek yerini büyük oranda ostenitik YMK γ -Ni₃Ti fazına bırakması beklenir. A. Nevcanoğlu tarafından [71], bu çalışmada tespit edilene benzer pikler elde edilmiş, bu piklerin yaşlandırma sonrası γ' -Ni₃Al ve γ'' -Ni₃Nb geçiş ostenitik fazlarına ait piklerden ayrılarak, tamamen γ -Ni₃Ti fazına ait pikler oluşturduğu gözlenmiştir. H-GY numune spektrumunda, $2\theta=91^\circ$ 'deki γ -Ni₃Ti fazının çatallandığı gözlenmiştir. Bu durum bir miktar δ -Ni(Al,Ti) fazının dönüşmeyerek, matriste varlığını sürdürdüğünü göstermektedir. H-GY numunenin, H-SKY numuneye kıyasla oda sıcaklığında ulaştığı yüksek % kopma uzaması (%14,2-%9,3) ve düşük ortalama SK değerleri bu fazın varlığıyla ilişkili olabilir. Böylelikle, GY numunelerde, Şekil 4.26. ve 4.27.'de tespit edilen mikrosegregasyonun SLM numunelerle sınırlı olmadığı anlaşılmaktadır. GY sonrası hem hadde hem de SLM numunelerde tespit edilen mikrosegregasyonlara, SKY numunelerde rastlanmamıştır. SKY numunelerin oda sıcaklığı mekanik özellikleri kıyaslandığında, GY numunelere karşı üstünlüğü bu mikrosegregasyonlar ile ilişkilendirilebilir.

H-GY ve H-SKY numunelere ait XRD spektrumları, H-HAM numunede tespit edilen δ -Ni(Al,Ti) ve γ -Ni₃Ti matrislerine ait piklerin, yaşlandırma ile birçok alt pike ayrıştığını göstermiştir. Her iki numune spektrumunda da güçlendirici γ' -Ni₃Al ve γ'' -Ni₃Nb fazlarına ait piklerin sayısında ve şiddetlerindeki artış dikkat çekicidir. H-GY numunede, δ -Ni₃Nb fazına ait pik sayısının ve toplam şiddetinin daha düşük olduğu görülmektedir. Daha düşük soğuma hızı nedeniyle, SKY numunelerde δ -Ni₃Nb fazının kısmi oranının daha yüksek olması, çalışmamızın önceki bölümlerinde de açıklandığı gibi beklenen bir sonuçtur. İki numune spektrumu incelendiğinde, δ -Ni₃Nb fazına ait $2\theta=25^\circ$ ve 53° piklerinin H-SKY numunede çok daha şiddetli olduğu görülmüştür. Yine aynı faza ait $2\theta=28^\circ$, 45° ve 50° piklerinin H-GY numune spektrumunda olmadığı, H-SKY numunede ise γ -Ni₃Ti ve γ'' -Ni₃Nb fazlarına ait piklerden ayrıştığı gözlenmiştir. Bu gözlemler, H-GY numunede δ -Ni₃Nb fazının çoğunlukla ısıtılma işleminin homojenizasyon ve solüsyona alma basamaklarında, H-SKY numunede ise ısıtılma işleminin her basamağında çökeldiğini göstermektedir. Bu gerçeğin yanı sıra, H-SKY numunede δ -Ni(Al,Ti) $\rightarrow$ γ -Ni₃Ti matris dönüşümünün tam olarak gerçekleştiği görülmektedir. H-GY numune spektrumunda γ -Ni₃Ti matrisi piklerinin, γ' -Ni₃Al ve γ'' -Ni₃Nb fazlarına ait

piklere göre çok daha fazla sayıda ve daha şiddetli olması, H-SKY numunenin γ -Ni₃Ti matrisi üzerinde daha dengeli bir γ' -Ni₃Al/ γ'' -Ni₃Nb formasyonu sağlandığına işaret etmektedir. Aynı faza ait farklı 2θ açılarında elde edilen piklerin, bu fazların farklı düzlemlerden gelen sinyallerine ait olduğu bilinmektedir. Şiddeti ve açıları değişen γ' -Ni₃Al ve γ'' -Ni₃Nb fazlarına ait pikler (Bkz. Tablo 4.3.), yaşlandırma sonrası matriste istenen güçlendirici ostenitik faz formasyonunun hadde numunelerde belli oranda da olsa sağlandığını göstermektedir. Öte yandan, H-SKY numune spektrumunda δ -Ni₃Nb fazına ait olduğu anlaşılan, $2\theta=28^\circ$ ve 50° pikleri, bu çalışmadaki başka hiçbir numunede tespit edilememiştir. H-SKY numune hem oda hem de yüksek sıcaklıkta yapılan çekme testlerinde, yetersiz % kopma uzaması değerleri (sırasıyla %9,3-%3,05. Bkz. Tablo 4.1. ve 4.2.) sergilemiştir. Şekil 4.12.'de verilen oda sıcaklığı aşınma eğrileri incelendiğinde ise en yüksek ortalama SK değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Bu veriler de rijit δ -Ni₃Nb fazının H-SKY numunede, diğer numunelere kıyasla daha fazla yön ve düzlemde bulunduğu gerçeğini doğrulamaktadır. Q. Teng ve ark. [116] δ -Ni₃Nb fazının tespit edildiği yönlerde elde edilen % uzama değerlerinin çok daha düşük olduğunu tespit etmişlerdir. Çalışmamızın literatür araştırması bölümünde bahsedilen, Inconel 718'in dayanım özelliklerindeki anizotropi (2.4. Literatürde Konuyla İlgili Çalışmalar), Q. Teng ve ark. tarafından yapılan çalışmada δ -Ni₃Nb fazının farklı yönlerdeki varlığı ile açıklanmıştır.

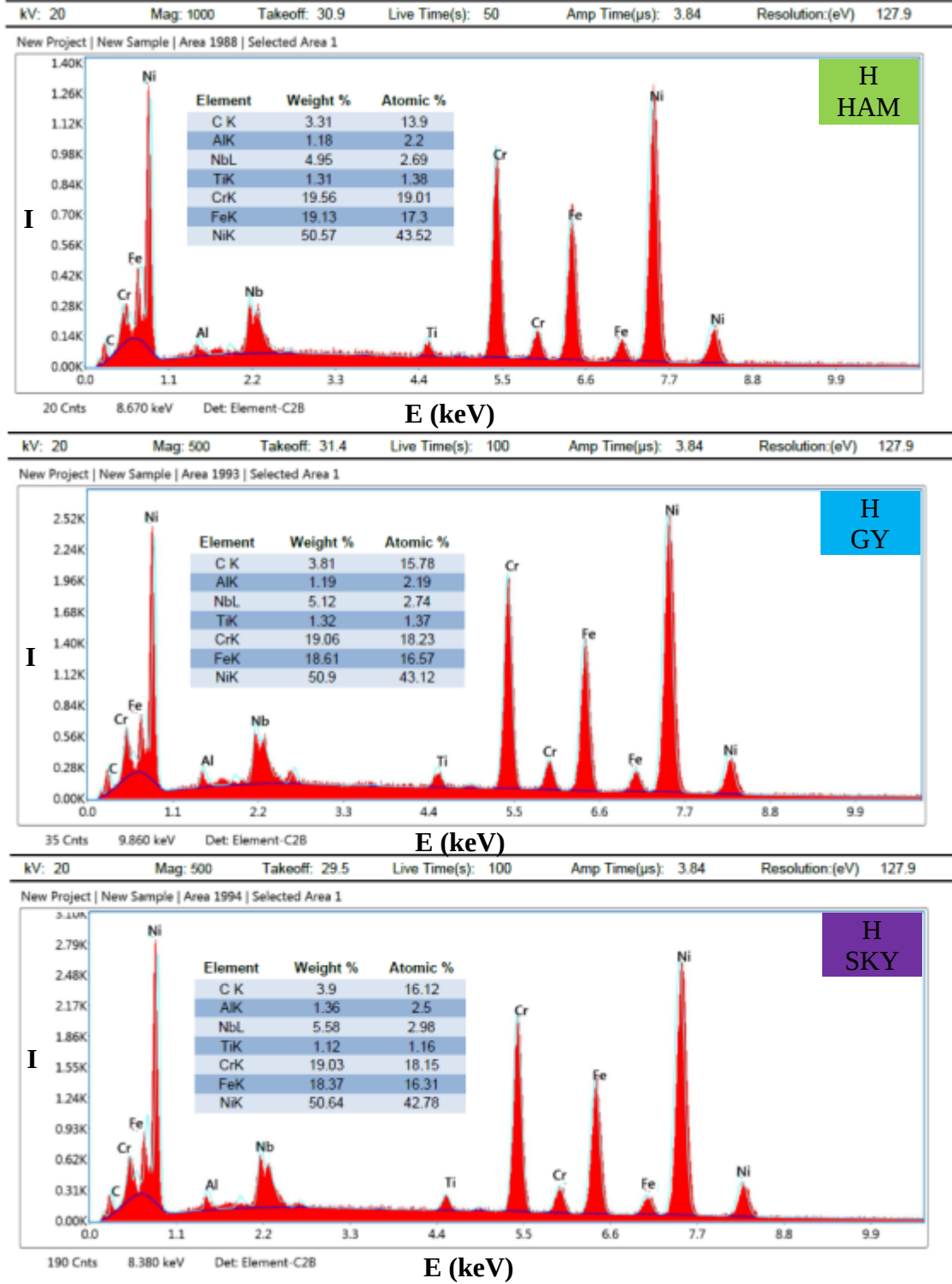
SLM-HAM numuneye ait XRD spektrumu incelendiğinde δ -Ni(Al,Ti) matrisin tamamen ostenitik faza dönüştüğü görülmektedir. Ayrıca, bir miktar ostenitik geçiş fazının, MC tipi karbürün ve δ -Ni₃Nb fazının mikroyapıda kararlı olduğu anlaşılmaktadır. H-HAM numune spektrumu ile karşılaştırılınca, SLM-HAM numune spektrumunda piklerin $1-2^\circ$ sağa kaydığı görülmektedir. Şiddetleri değişmekle birlikte, benzer kimyasal bileşime sahip bu iki numuneden elde edilen piklerin, Şekil 4.4.'te gösterilen mikroyapı farklılığı nedeniyle kaydığı anlaşılmaktadır. Ayrıca, SLM-HAM numune daha az sayıda ve keskin piklerden oluşan bir spektruma sahiptir. SLM-HAM numunenin mekanik özelliklerde H-HAM numuneye karşı sergilediği genel üstünlük, bu gerçek ile ilişkilendirilebilir. Y. Liu ve ark. [120], LDED ile üretilmiş Inconel 718 numunelerde, çalışmamızda SLM-HAM numuneden elde edilene benzer bir XRD spektrumu tespit etmiştir. Q. Jia ve D. Gu [77] da farklı lazer enerjileri ile ürettikleri her SLM numunede benzer XRD spektrumuna ulaşmıştır.

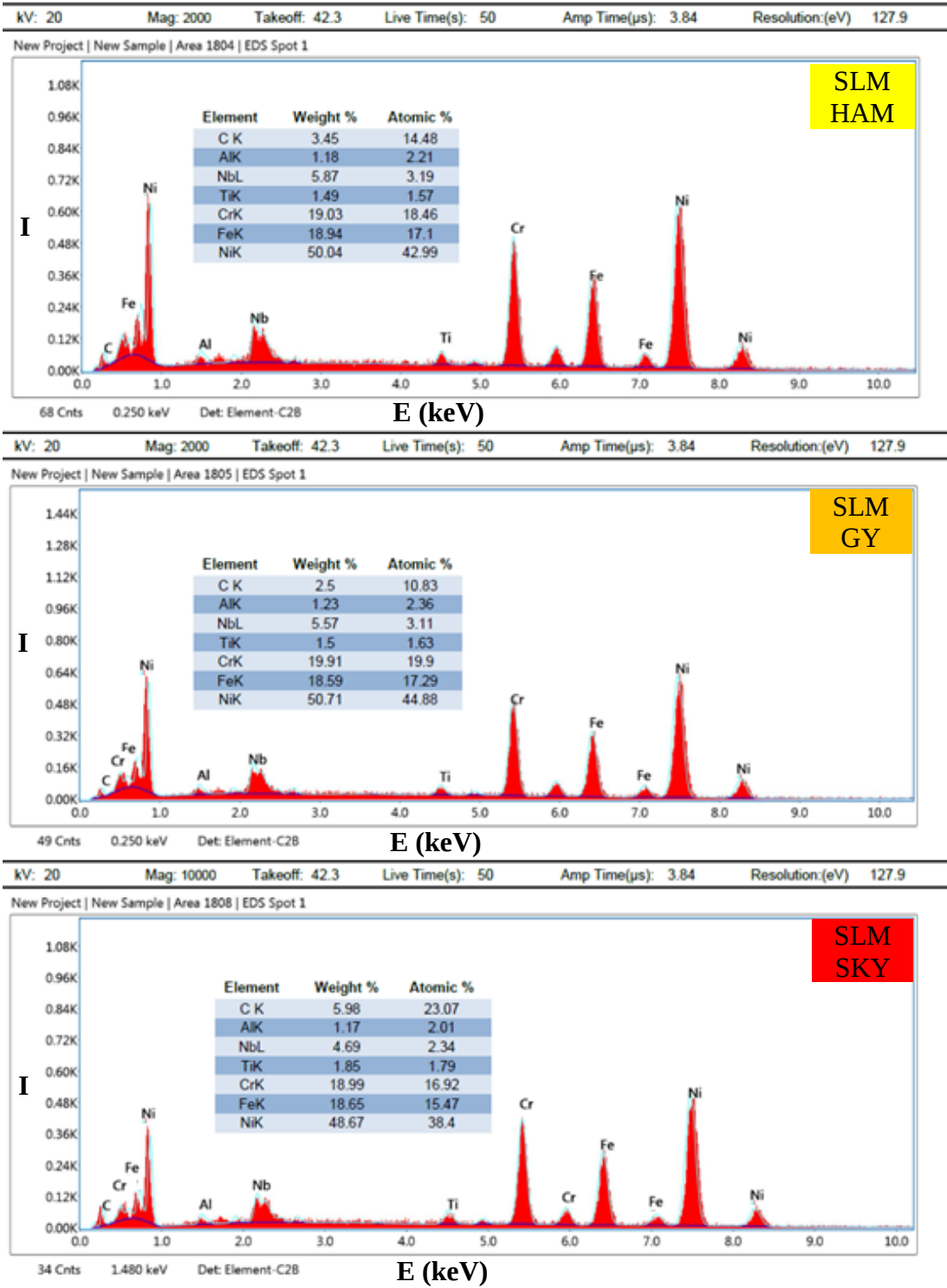
SLM-HAM ve SLM-GY numuneler birbirlerine benzer XRD spektrumlarına sahip olsa da SLM-GY numune spektrumunda γ -Ni₃Ti $\rightarrow$ γ' -Ni₃Al + γ'' -Ni₃Nb dönüşümünün gerçekleştiği anlaşılmaktadır. GY sonrası γ -Ni₃Ti fazına ait $2\Theta=45^\circ$ ve 91° piklerinin şiddetlerinin azaldığı, $2\Theta=75^\circ$ pikinin ise spektrumda olmadığı görülmektedir. GY ısıtılmasının temel amacı, γ' -Ni₃Al ve γ'' -Ni₃Nb ostenitik geçiş fazlarının oluşumunu sağlamak olduğu için γ -Ni₃Ti fazının kısmi oranındaki azalama istenen bir durumdur. SLM-GY numune spektrumunda, δ -Ni₃Nb fazına ait pik şiddetinin de azaldığı gözlenmiştir. GY ısıtılmasının δ -Ni₃Nb fazının kısmi oranını azaltıcı etkisi, çalışmamızın önceki bölümlerinde (Bkz. 2.1.3.2. İntermetalik fazlar, karbürler, boritler ve nitürler) ve literatürde [66,79,82] sıklıkla değinilen bir konudur.

SLM-SKY numuneye ait XRD spektrumu, γ' -Ni₃Al/ γ'' -Ni₃Nb güçlendirici fazlarının yanı sıra, δ -Ni₃Nb fazı ve MC tip karbürlerin kısmi miktarlarında da dramatik bir artışa işaret eden, daha çok sayıda ve yüksek şiddette pik içermektedir. SLM-GY numunede γ -Ni₃Ti fazına ait $2\Theta=45^\circ$ pikinin, SKY sonrası γ'' -Ni₃Nb ve δ -Ni₃Nb piklerine çatallandığı görülmektedir. Şekil 4.25. b ve Şekil 4.26. b’de SLM-SKY numuneye ait SEM görsellerinden de anlaşılabileceği gibi, SKY ile daha yavaş soğuyan numunelerde, γ'' -Ni₃Nb fazının oluşumu için fazlardan süre yaratılmıştır. Ancak, düşük soğuma hızının Inconel 718’de neden olduğu en kronik sorun olan, δ -Ni₃Nb fazı oranı artışı dikkat çekmektedir. “4.5.1. Mikroyapısal Karakterizasyon” bölümünde δ -Ni₃Nb fazının mekanik özellikler üzeri olumsuz etkileri detaylıca irdelenmiştir. Bu fazın SLM-SKY numunede, Şekil 4.25. ve 4.26.’da gösterildiği üzere, SLM-GY numunedeki gibi sadece iğnesel formda ve tane sınırlarında çökelmediği, aksine tüm matrise yayılarak, mekanik özellikler açısından daha çok arzu edilen çubuk formuyla çökeltme eğiliminde olduğu da unutulmamalıdır. M. Cao ve ark. [83], δ -Ni₃Nb çökeltilerinin yeri ve şekli üzerine çalışmamızda elde edilene benzer bir iyileştirmenin, yaşlandırma öncesi homojenizasyon işleminin daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirmesi ile sağlandığını belirtmiştir. Buna göre, 1150 °C’de yapılan homojenizasyon ile δ -Ni₃Nb çökeltilerinin tane içlerine doğru yayıldığı ve şekillerinin iğneselden, çubuk tipine döndüğü, bu sıcaklığın 1240 °C’ye çıkarılması halinde ise δ -Ni₃Nb çökeltilerinin küreselleştiği bildirilmiştir. XRD analizleri bu fazın kısmi oranındaki artışın, γ'' -Ni₃Nb fazının oluşumunu kısıtladığı ve SLM-SKY numunenin yüksek sıcaklık çekme testlerinde düşük performans sunmasına neden olduğu söylenebilir.

4.5.3. EDS analizleri

Çalışmamızda kullanılan tüm numunelerin EDS spektrumları ve ağırlık % elementel bileşimleri Şekil 4.29.'da verilmiştir. Dikey düzlemde piklerin şiddetleri (I), yatay düzlemde ise piklerin tespit edildiği spesifik enerji seviyesi (E) gösterilmiştir.



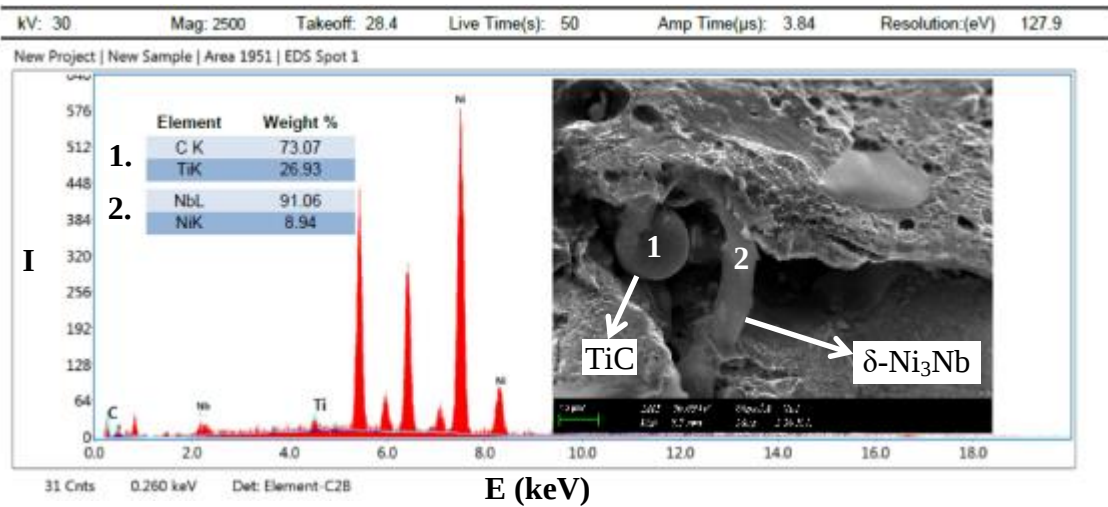


Şekil 4.29. Tüm numunelere ait EDS spektrumları ve tespit edilen elementler.

EDS analizleri sonucu elde edilen ağırlık % elementel kompozisyonlar, Inconel 718'in Tablo 2.4., 3.1. ve 3.3'te de verilen geleneksel bileşimle uyumludur. Numunelerde tespit edilen elementlerin kısmi oranlarının C dışında tutarlı olduğu

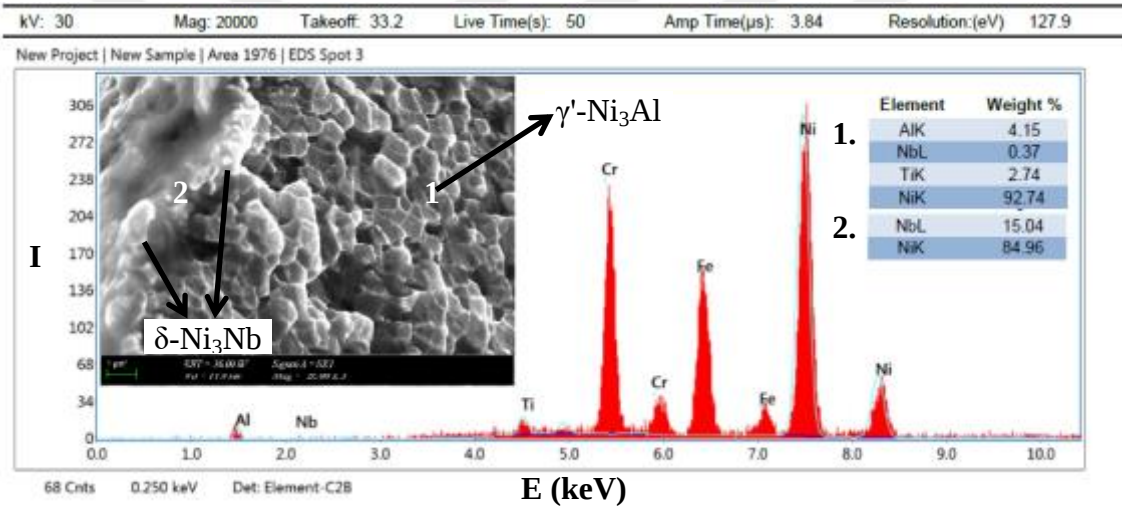
gözlenmiştir. Geleneksel Inconel 718 bileşimi göz önüne alınca, numunelerde tespit edilen ağ. % C oranlarında kayda değer artışlar tespit edilmiştir. Birçok yüksek alaşımlı ostenitik çelikte olduğu gibi, Inconel 718 bünyesinde bulmasına müsaade edilen en yüksek ağ. % C içeriği %0,08'dir. Şekil 4.29.'da verilen kimyasal kompozisyonlar incelenince, ağ. % en düşük C değerinin %2,5 seviyesinde olduğu anlaşılmaktadır. EDS analizi ile elementel kompozisyonlar belirlenirken, dedektör tarafından, ilgili elementin spesifik enerji seviyesindeki karakteristik X-Ray şiddeti tespit edilir. Atom numarası 6 olan C atomunun K kabuğundan elde edilen karakteristik X-Ray enerji seviyesi 0,277 keV iken, atom numarası 22 olan Ti için bu enerji seviyesi 4,510 keV'tur. Atom çapı daha büyük olan Ti, C'na göre çok daha yüksek şiddette karakteristik X-Ray sunar. Bu nedenle, numunede serbest bulunan C atomuna kıyasla, TiC çökeltisinden elde edilen C atomlarına ait karakteristik X-Ray çok daha şiddetli olacaktır. Bu anlamda, numunelerde tespit edilen, geleneksel Inconel 718 içeriğinin çok üzerinde ağ. % C içeriği, MC tipi karbür oluşumuna işaret etmektedir. HAM numunelerde dahi MC tipi karbürlerin çökeldiği anlaşılrken, yaşlandırma sonrası refrakter metallere ait bu karbürlerin kısmi oranında gözlenen artış dikkat çekicidir. Bu artışın, yaklaşık ağ. %6 C içeriği ile SLM-SKY numunede en yüksek olduğu görülmektedir [130].

Şekil 4.30.'da SLM-SKY numunenin çekme testi sonrası kırık yüzey kesitinden elde edilmiş SEM görseli ve EDS analizi verilmiştir. Görselde tane içinde, küresel formda, yaklaşık 10 µm çapında bir çökelti ve tam da kırılmanın gerçekleştiği sınır üzerinde lamel tipte başka bir çökelti dikkat çekmektedir.



Şekil 4.30. SLM-SKY numune kırık yüzey kesitinde EDS ile tespit edilen çökeltiiler.

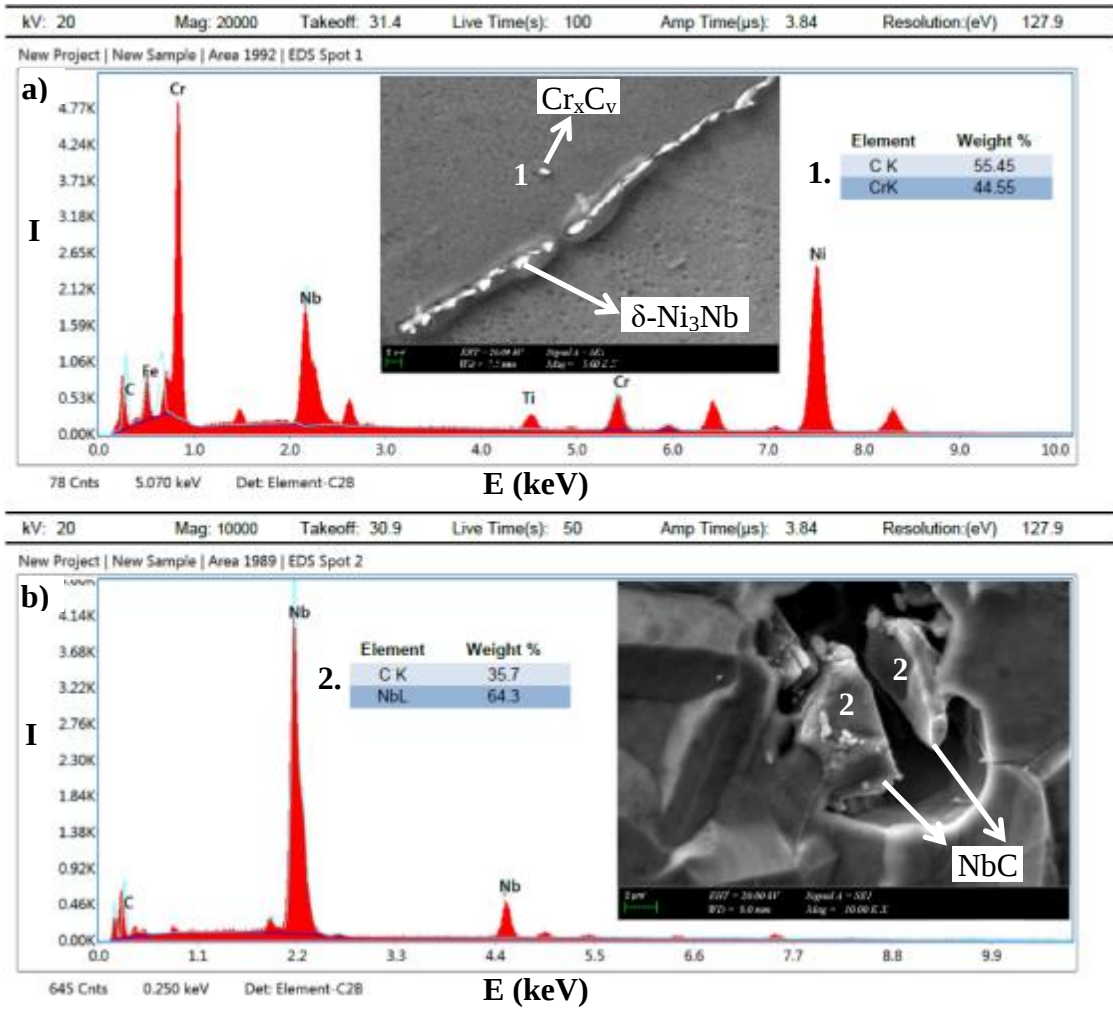
EDS analizleri küresel partikülün TiC, lamel tipte fazın ise δ -Ni₃Nb olduğunu göstermektedir. Tane içindeki TiC çökeltilerinin etrafında dislokasyon yoğunluğunun arttığından ve kırılmayı geciktirici etkisinden “4.5.1. Mikroyapısal Karakterizasyon” bölümünde, Şekil 4.26. b görseli altında bahsedilmiştir. Şekil 4.30.’daki görsel ve EDS ile karakterize edilen çökeltiler ve bulundukları yerler göz önüne alınınca, kırılmanın TiC etrafında biriken dislokasyonların, rijit δ -Ni₃Nb fazına ulaşması ile gerçekleşmiş olabileceği anlaşılmaktadır. Şekil 4.31. aynı numunede kırılmanın gerçekleştiği bir başka bir ara yüzde, yine δ -Ni₃Nb fazının yoğunlaştığını ortaya koymaktadır. Tane içinde mukavemet arttırıcı etkisi bilinen küresel TiC çökeltileri, Inconel 718 mikroyapısında, X-ray mikroprob analizi yardımıyla R. Cozar ve A. Pineau [123] tarafından da tespit edilmiştir.



Şekil 4.31. SLM-SKY numune kırılma yüzeyinde EDS ile tespit edilen çökeltiler.

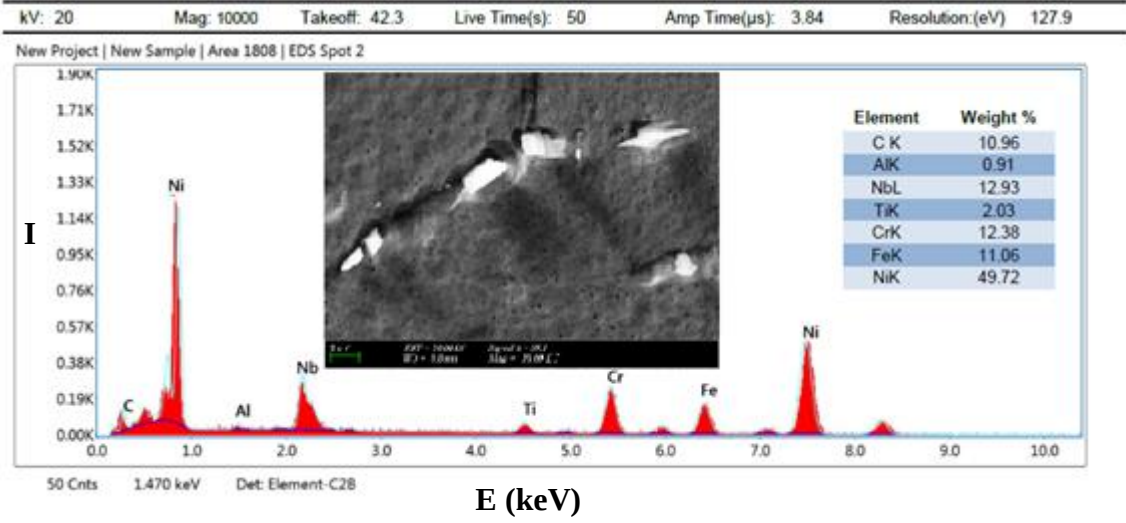
Y. T. Wu ve ark. [47] Ni esaslı süper alaşımlarda, artan Al/Ni oranı ile γ -Ni₃Ti matris üzerinde, ortalama 300 nm ayırıt uzunluğunda, kübik γ' -Ni₃Al fazının çökelme eğiliminde olduğunu belirtmiştir. Çalışmada, Ni esaslı süper alaşımlarda yüksek sıcaklık özelliklerini belirleyen temel faktörün, γ -Ni₃Ti/ γ' -Ni₃Al fazlarının doğru yerleşimi olduğu belirtilmiştir. YMK kafes yapısına sahip bu iki ostenitik fazın ara yüzleri uyumludur. YMK birim kafesinin köşelerinde yer alan atomu olarak yerleşen Al’ un Ni atomlarına oranı bu nedenle önemlidir. Kırık numune yüzeyinde gözlenen kübik nanopartiküllerin γ' -Ni₃Al fazına ait olduğu, Şekil 4.31.’de gösterilen EDS analizi sonuçları ile de doğrulanmıştır. Kırılmanın gerçekleştiği bölgelerde ise daha parlak kontrastta, EDS analizi sayesinde δ -Ni₃Nb fazına ait olduğu anlaşılan çökeltilere rastlanmıştır.

Çalışmamızda kullanılan numune matrislerinde sıklıkla rastlanan diğer MC tipi karbürler olan NbC ve Cr_xC_y ($Cr_{23}C_6$ ya da Cr_7C_3) fazlarına ait EDS analizleri Şekil 4.32. a ve b’de verilmiştir. Görsellerde; Cr_xC_y ’ün H-SKY numune tane içinde, NbC’ün ise H-HAM numunede döküm boşluğunda, taneler arasında bulunduğu tespit edilmiştir. Partikül boyutları değişmekle birlikte MC tipi karbürlerin tane içlerinde yer aldığı, dislokasyon hareketlerini engelleyerek mukavemet artışına neden olduğu birçok araştırmada [50,131–133] ortaya konmuştur.



Şekil 4.32. Çalışmada tespit edilen diğer MC tipi karbürler; **a)** Cr_xC_y ve **b)** NbC.

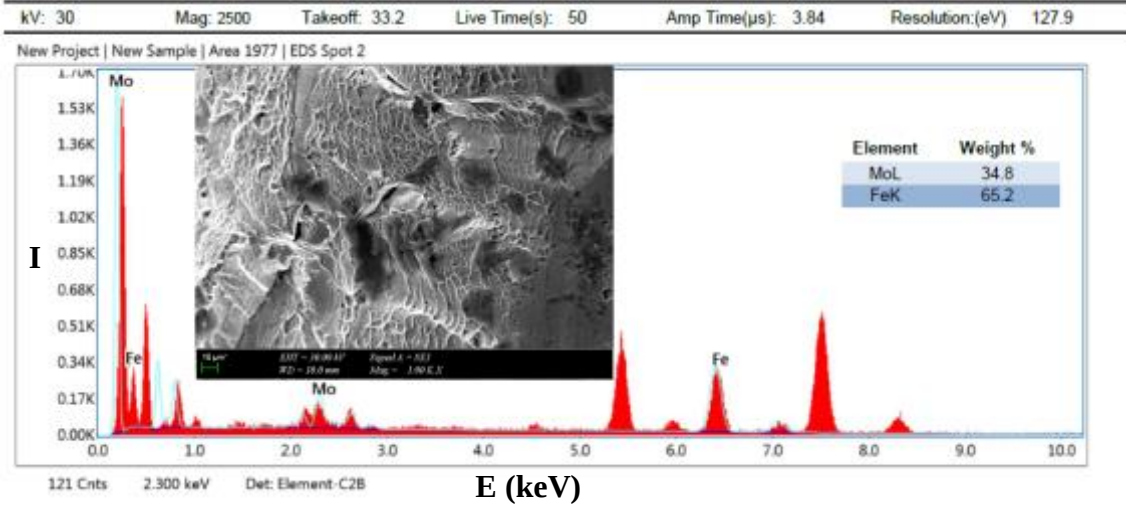
Ni esaslı süper alaşımlarda MC tipi karbürlerin bir diğer etkisi, tane sınırlarına çökerek tane büyümesinin önüne geçmeleridir. Şekil 4.33.’te, EDS analizi sonucu NbC olduğu anlaşılan çökeltilerin, SKY numunelerde tespit edilen çubuk tipi $\delta-Ni_3Nb$ fazına benzer formda, tane sınırlarına yerleştiği görülmektedir. İğnesel forma nazaran, stres merkezi oluşturma anlamında, çubuksu tipte çökeltiler tercih edilir [83,118].



Şekil 4.33. Tane sınırında çökelmiş çubuk tipi NbC fazı partikülleri.

Inconel 718 tane sınırlarında iğnesel δ -Ni₃Nb fazının çökmesi yüksek sıcaklık çekme özellikleri açısından büyük bir problemdir. Ni esaslı süper alaşımlara, Hf ve Zr gibi tane sınırlarında karbür yapıcı metaller takviye edilmesi yoluyla bu özellikler iyileştirilmektedir. Tane sınırlarını iğnesel δ -Ni₃Nb fazından korumak adına bu metallerin karbürlerinin çökmesi teşvik edilir. P. Karthikeyan ve ark. [131] uzay araçlarında kullanılan süper alaşımlarda Hf, Zr, B ve C elementlerini, tane sınırı rafine edici grupta sınıflandırmıştır. Süper alaşımlarla ilgili sıkça başvurulanan bir kaynakta C. Reed [43], bu alaşım elementlerinin tane sınırında karbür ve borür oluşumunu tetiklediğini doğrulamaktadır. Bu açıdan Şekil 4.33.'te, H-GY numune tane sınırlarında çökelmiş görülen NbC partiküllerinin, bu numunenin tatmin edici yüksek sıcaklık çekme dayanımına (Bkz. Şekil 4.9.) katkıda bulunmuş olabileceği anlaşılmaktadır.

Ni esaslı süper alaşımların bünyesinde bulunan Laves fazlarının, yüksek sıcaklık özellikleri üzerindeki olumsuz etkileri konusunda, literatürde [56,115,122,134] fikir birliği vardır. Çalışmamızda, yaşlandırılmış numuneler arasında en kötü yüksek sıcaklık çekme testi performansına sahip, SLM-SKY kırık yüzeyinde gerçekleştirilen EDS analizi Şekil 4.34.'te gösterilmiştir. Sünük kırılmaya işaret eden lifli ve oyuklu kırık yüzeylerin, klivaj kırılmayla birbirinden ayrıldığı görülmektedir. Kırılma mekanizmasının aniden sünekten, gevreğe döndüğü bu bölgede, koyu kontrastta fazlar dikkat çekmektedir. Bu fazlar, EDS analizinin gerçekleştirildiği klivaj kırılan tanenin sınırında, âdeta sıralanmış haldedir.

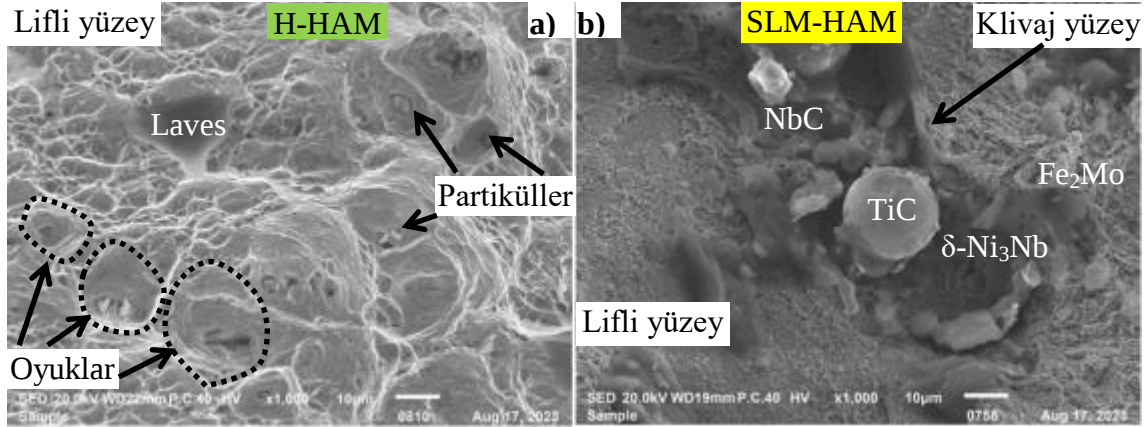


Şekil 4.34. SLM-SKY kırık yüzeyinde tespit edilen koyu kontrastta fazlar.

Kırık yüzey üzerinde yapılan EDS analizleri, düzensiz şekilli ve matrise göre koyu kontrastta olduğu görülen bu çökeltilerin, Fe_2Mo intermetalik bileşiğine ait olduğunu göstermektedir. Matrise göre daha rijit ve yüksek elektrik iletkenliğine sahip olduğu bilinen Laves fazları, genellikle A_2B formunda ve TCP tiptedir. D. Tanner [135], Inconel 718'in füzyon kaynağı sonrası, dendritler arasında Laves faz oluşumunun kaçınılmaz olduğunu ve Şekil 4.34.'te gösterildiği gibi ani kırılmalara sebebi olabildiği için, mikroyapıda istenmediğini belirtmiştir.

4.6. Kırık Yüzey İncelemeleri

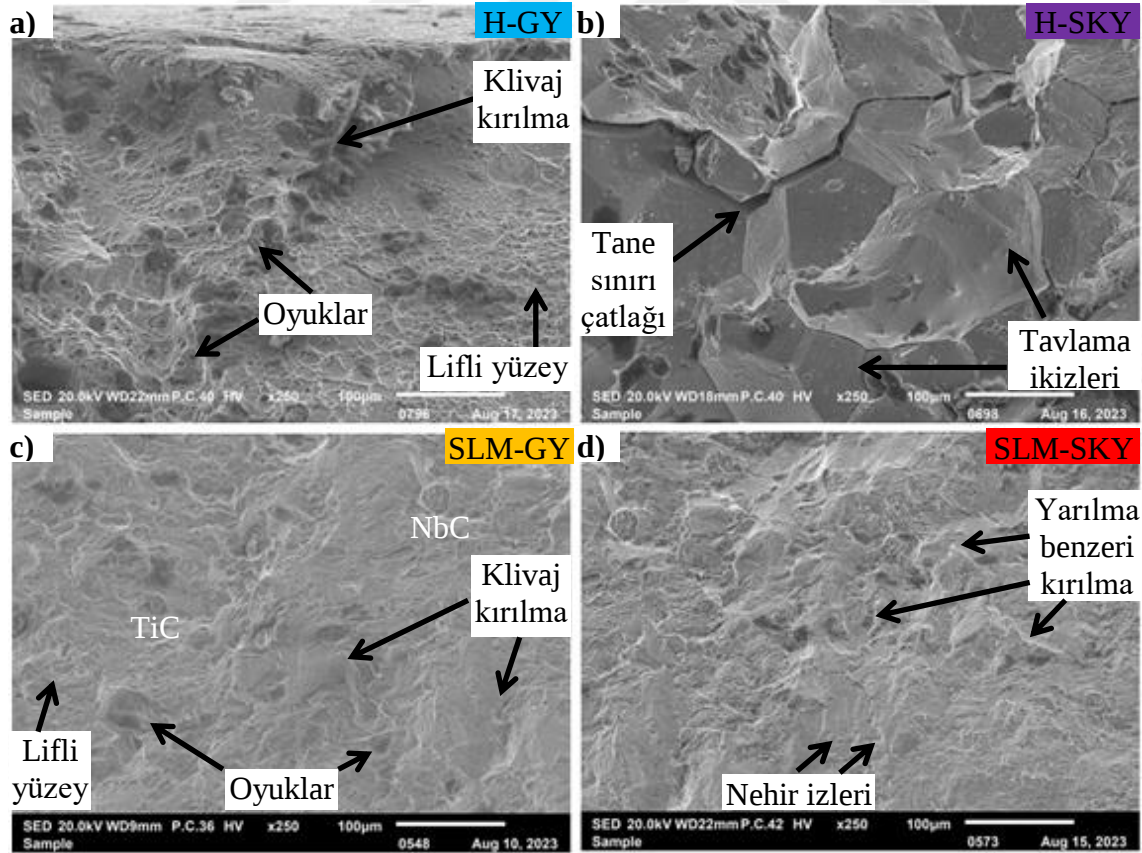
Yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen çekme testleri sonrası, numune kırık yüzeyleri SEM yardımıyla görüntülenmiştir. H-HAM numune kırık yüzeyi, beklendiği gibi neredeyse tamamıyla sünek kırılmaya işaret eden, lifli ve geniş çaplı oyuklardan oluşan bir topografiye sahiptir. Yer yer oyuk içlerine yerleşmiş, küçük boyutlarda çökeltiler gözlenmiştir. Matrise göre çok daha yüksek sertliğe sahip bu partiküller, plastik deformasyon sırasında matristeki uzamaya uyum sağlayamazlar. Sünek kırılmanın baskın olduğu anlaşılan bu yüzeylerde, ilgili çökeltilerin matrisle ayrışması sonucu, oyukların oluştuğu anlaşılmaktadır. Buna karşılık, SLM-HAM numune kırık yüzeyinde lifli görünümün birçok bölgede, klivaj kırılan yüzeylerle kesintiye uğradığı görülmektedir. Liflerin daha sık, oyuk çaplarının çok daha küçük olduğu gözlenmiştir. Kırılma ara yüzü, "4.5. Karakterizasyon" başlığı altında karakterize edilen birçok fazı içermektedir. Yüksek sıcaklık çekme testleri sonrası, kırık yüzeylerden alınan H-HAM ve SLM-HAM numunelere ait SEM görselleri Şekil 4.35. a ve b'de verilmiştir.



Şekil 4.35. a) H-HAM ve b) SLM-HAM numune kırık yüzey SEM görselleri (1kX).

SLM-HAM numunede klivaj kırılmanın gerçekleştiği hat üzerinde, Şekil 4.34.'te gösterilene benzer şekilde, yüksek sıcaklık dayanımına olumsuz etkileri bilinen, δ -Ni₃Nb ve Fe₂Mo intermetalik bileşiklerine ait çökeltilerin bulunduğu görülmektedir. Kırılma öncesi, dislokasyonların yığıldığı anlaşılan tane içlerinde ise mukavemet artırıcı MC tipi iki karbür (TiC ve NbC) tespit edilmiştir. İki numuneye ait yüksek sıcaklık çekme testi % kopma uzaması değerleri (sırasıyla %58,52 ve %30,67, Bkz. Tablo 4.2.) direkt olarak Şekil 4.35.'teki kırık yüzeyleri arasındaki farklılıklar ile açıklanabilir. H-HAM numunenin sergilediği % 50'nin üzerinde daha yüksek % kopma uzaması, büyük oranda lifli görünümde, sünek kırılmış bir yüzeyle sonuçlanmıştır. H-HAM numune kırık yüzey görseli, geleneksel tane içi sünek kırılmaya ait mikroyapının tipik bir örneğidir. H. Qi ve ark. [51], LNSM ile ürettikleri Inconel 718 numunelerin, çekme testleri sonrası kırık yüzeylerinin, Şekil 4.35. a'da gösterilen topografiye benzer olduğunu doğrulamaktadır. E. Chlebus ve ark. [115], SLM-HAM numunenin klivaj kırıldığı hat üzerinde tespit edilen δ -Ni₃Nb ve Fe₂Mo gibi intermetalik bileşiklerin (Laves fazlarının), lazer ile gerçekleştirilen ani ergitmenin bir sonucu olarak, toz partiküller ile matris arasındaki kısmi ergimeye duyarlı olduğunu belirtmişlerdir. Tam olarak ergimeyen partikül-matris ara yüzünde çekirdeklenen Laves fazları, ergime havuzlarının soğuması sırasında kararlı hale gelirler. SLM-HAM numune mikroyapısında Şekil 4.23.'te gösterilen mikrosegregasyonun, çekme testi sonrası Şekil 4.35. b'de gözlenen tipte bir kırılma ara yüzü sunması bu anlamda tutarlıdır. Tüm bu olgulara rağmen, SLM-HAM numune kırık yüzeyinin geri kalan kısımlarının lifli görünümü, kırılmanın genel manada sünek tipte olduğunu doğrulamaktadır.

Yaşlandırılmış numunelerin kırık yüzey SEM görselleri Şekil 4.36.'da verilmiştir. GY numunelerde sünek kırılmaya ait, tipik lifli yüzeyler ve tane içi kırılma hâkimdir. H-SKY numune taneler arasından klivaj kırılırken, SLM-SKY numunede ise yarılma benzeri kırılma gözlenmiştir. H-GY numune kırılma düzlemi üzerinde (Şekil 4.36.b.), sıralanmış Laves fazları görülmektedir. Şekil 4.34. ve Şekil 4.35. b'de de olduğu gibi, Laves fazlarının biriktiği hat üzerinden gerçekleşen kırılma klivaj tiptedir. Birçok numunede gözlenen bu gerçek, Laves fazlarının yüksek sıcaklık dayanımına olumsuz etkisini açıkça ortaya koymaktadır. Yine de H-GY numune kırık yüzeyi incelendiğinde, kırılmanın genel olarak sünek tipte olduğu anlaşılmaktadır. SKY numunelerde tamamıyla gevrek tipte bir kırılma yüzeyi gözlenmiştir. Şekil 36. b'de H-SKY numune tane sınırından ilerleyen çatlak görülmektedir. Tipik taneler arası gevrek kırılma yüzeyi gözlenen H-SKY numune kırık yüzeyinde, sınırlı da olsa tavlama ikizleri de gözlenmiştir. SLM-SKY numunede ise yarılma kırılmasına işaret eden, paralel düzlemler arası çatlak büyümesi nedeniyle oluşmuş, nehir izleri dikkat çekmektedir. Tıraşlanmış düzlemlerden oluşan bu fasetli kırık yüzey, gevrek kırılmanın sonucudur.



Şekil 4.36. a) H-GY, b) H-SKY, c) SLM-GY ve d) SLM-SKY kırık yüzey görselleri (250X).

Yüksek sıcaklık çekme testleri sonrası elde edilen kırık yüzey görselleri, Tablo 4.2. ve Şekil 4.9.'da sergilenen verileri daha da anlamlı hale getiren kanıtlar sunmuştur. Kırık yüzey görsellerinde Laves fazları ve bazı metal karbürler de (TiC ve NbC) gözlenmiştir. GY numunelerin, SKY numunelere kıyasla ulaştığı yüksek % kopma uzaması değerleri, kırık yüzey görsellerinde gözlemlendiği gibi büyük oranda sünek tipte kırılmanın sonucudur. GY numunelerde, çok daha yüksek % kopma uzaması değerlerine ulaşamaması, neredeyse tamamen kırılma hatları üzerindeki Laves fazı birikimi ile açıklanabilir. H-GY numune, SLM-GY numuneye kıyasla yaklaşık; 2 kat daha yüksek % kopma uzamasına (Bkz. Tablo 4.2.) ve %67 daha yüksek ortalama tane boyutuna sahiptir (Bkz. Şekil 4.24.). Bu iki veri de H-GY numunenin sergilediği, ileri yüksek sıcaklık dayanımı ile uyumludur. Şekil 4.36. a ve c'de, bu iki numune kırık yüzeyinin hâkim olduğu gözlenen lifli yüzeyler arasında, bazı farklılıklar dikkat çekmektedir. H-GY kırık yüzeyinde lifli yüzey daha belirgin ve lifler daha sık iken, SLM-GY kırık yüzeyinde lifli yüzeyin belli belirsiz, oyukların sayısının ise kısıtlı olduğu gözlenmiştir. Ayrıca, SLM-GY kırık yüzeyinde kırılmanın klivaj tipte gerçekleştiği çok daha fazla bölge göze çarpmaktadır. D. Zhang ve ark. [53], SLM ile ürettikleri HAM ve GY Inconel 718 numunelerin, çekme testi sonrası kırık yüzeylerinde tespit edilen oyukların, farklı genişliklere sahip olduğunu bildirmiştir. Tüm bu veriler ve literatür ele alınarak bir değerlendirme yapılırsa; H-GY numune kırılma mekanizmasının büyük oranda sünek karakterde gerçekleştiği anlaşılmaktadır. SLM-GY numunede ise SKY numuneler kadar olamasa da kayda değer miktarda gevrek kırılmanın izlerine rastlanmıştır. HAM ve GY numunelerde, yüksek sıcaklık servis ömrünü belirleyen faktörün büyük oranda Laves fazlarının birikimi olduğu anlaşılmaktadır.

SKY numunelerde, gevrek kırılmaya işaret eden iki farklı tipte kırık yüzey tespit edilmiştir. İki numune de yüksek sıcaklık çekme testlerinde çok düşük % kopma uzaması değerleri sunmuştur (Bkz. Tablo 4.2.). 650 °C sıcaklıkta, 900 MPa seviyesinde tatmin edici çekme dayanımına ulaşan iki numunede, akma noktası sonrası neredeyse hiç uzama gerçekleşmediği görülmektedir (Bkz. Şekil 4.9.). H-SKY numunede, tane sınırlarına çökmüş Laves fazlarının neden olduğu taneler arası kırılma nedeniyle, kırık yüzeyde taneler açıkça ayırt edilebilmektedir. Yine, kırılmaya neden olan ve tane sınırlarından ilerleyen çatlaklar Şekil 4.36. b'de gözlemlenebilir. Gevrek kırılmaya ait

bu izlere rağmen, yüksek sıcaklıkta belli oranda plastik deformasyona neden olduğu bilinen tavlama ikizleri de H-SKY numunede gözlenmiştir. Yüksek sıcaklık çekme testi sonrası varlığını sürdüren tavlama ikizleri, H-SKY numunenin SLM-SKY numuneye kıyasla az da olsa daha yüksek olan % kopma uzaması değerini (%3,05-%2,09) açıklar niteliktedir. Zira, SLM-SKY numune kırık yüzeyinin hiçbir bölgesinde herhangi bir plastik deformasyon emaresine rastlanmamıştır. Kırık yüzeyin birçok bölgesinde; seramik malzemelerde ya da rijit çeliklerde (%100 martenzit gibi) görülen fasetli yüzeyler basamaklar halinde gözlenmiştir. Yine çeliklerde gevrek kırılmanın işaretlerinden biri olan nehir izleri de dikkat çekmektedir. Kırılmanın tane içlerinden gerçekleştiği SLM-SKY numunede, yarıлма benzeri kırılma mekanizmasının baskın olduğu söylenebilir. Gevrek kırılmanın sonucu olarak, neredeyse hiç plastik deformasyona uğramadan kırılan SKY numunelerin kırık yüzeyleri, yüksek sıcaklık çekme testlerinde tespit edilen düşük sünekliklerini açıklamaktadır. SKY numunelerin 650 °C gibi yüksek bir sıcaklıkta yapılan çekme testlerinde böylesine rijit davranış sergilemesi büyük oranda, SKY ısıtılmasının sunduğu düşük soğuma hızları nedeniyle kısmi oranı artan Laves fazlarına atfedilebilir. Oysa, SLM-SKY numune oda sıcaklığında en yüksek kopma uzaması değerine (%18,9) ulaşmıştır (Bkz. Şekil 4.6.). Bu veri ilk bakışta çelişkili bir sonuç gibi değerlendirilebilir. Inconel 718' in yüksek sıcaklık dayanımı ile ilgili yapılmış ilk çalışmalardan biri NASA adına gerçekleşmiştir. T. M. Cullen ve J. W. Freeman [78] tarafından hazırlanan raporda, artan yaşlandırma süresinin (ki bu durumda da SKY ısıtılmasında olduğu gibi Laves fazlarına çekirdeklenme için fazladan süre tanınmış olur), 540°C civarında yapılan çekme testleri sonunda %3 seviyesinde kopma uzaması tespit edildiği bildirilmiştir. Tablo 4.2.'de 650°C'de gerçekleştirilen çekme testleri sonucu, SKY numuneler için elde edilen % kopma uzaması değerleri benzer seviyededir. SKY numunelerin tane sınırlarında çökelmiş Laves fazlarının, sabitleyici etkileri ile yüksek sıcaklık çekme testleri sırasında, yüksek sıcaklık dayanımının temel belirleyici faktörü olan tane sınırı hareketini tamamen engellediği anlaşılmaktadır. Yüksek sıcaklık çekme testlerinde, akma noktasına kadar benzer performanslar sergileyen GY ve SKY numunelerin, plastik deformasyon bölgesindeki farklı davranışlarını, tane sınırlarının hareket yeteneğinin belirlediği anlaşılmaktadır. Yüksek sıcaklık dayanımını, numunelerdeki Laves fazlarının kısmi oranından öte, bulundukları yerlerin belirlediği söylenebilir.

5. SONUÇLAR ve ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

- Sentas-Bir A.Ş. tarafından üretilen Inconel 718 tozun, SLM cihazının üreticisi EOS firması tarafından önerilen parametreler ile imalatı sonucunda, %98,5 üzerinde ρ_k değerlerine ulaşılmıştır. Literatürde, bu seviyede bir yoğunlaşmaya ancak HIP sonrası ulaşılabildiği görülmektedir.
- Yaşlandırılmış numune kesitlerinden alınan Vickers mikrosertlik değerlerinin 450 HV_{0,2} seviyesine kadar çıktığı anlaşılmaktadır. Bu seviyede bir sertliğe ancak soğuk işlenmiş yassı Inconel 718 ürünlerinde ulaşılabildiği bilinmektedir.
- Yaşlandırmış numunelerin oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testlerinde 1200 MPa üzerinde çekme dayanımı değerlerine ulaşılmıştır. SLM-SKY numune, ulaştığı % 18,9'luk kopma uzaması ve 1228 MPa çekme dayanımı ile oda sıcaklığında en iyi çekme özelliklerini sergilemiştir.
- Yüksek sıcaklık çekme testlerinde GY numunelerin 1000 MPa üzerinde çekme dayanımına ulaştığı görülmektedir. H-GY numune, ulaştığı % 10,96'luk kopma uzaması ve 1050 MPa çekme dayanımı ile yüksek sıcaklıkta en iyi çekme özelliklerini sergileyen numune olarak ön plana çıkmıştır.
- Oda sıcaklığında yapılan aşınma testleri; HAM numunelerde baskın olan difüzyon aşınmasının, GY numunelerde adeziv aşınma ile birlikte işlediği, SKY numunelerde ise aşınmanın büyük oranda abrasif tipte olduğu anlaşılmıştır.
- SLM-SKY numune aşınma mekanizmasının, yüksek sıcaklık aşınma testlerinde dahi abrasif tipte olduğu tespit edilmiştir. Yüksek sıcaklık aşınma testlerinin son 200 metrelik bölümünde, SLM-HAM ve SLM-GY numunelerin ortalama SK değerlerinde tavlama yumuşaması nedeniyle bir düşüş trendi izlenirken, SLM-SKY numune ortalama SK değerlerinde az da olsa bir artış gözlenmiştir.
- Yaşlandırma sonrası, hadde numunelerin ortalama tane boyutunun, SLM numunelere göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Homojenizasyon sırasında hadde numunelerde tipik tane büyümesi gerçekleşmiş, SLM numunelerde ise öncelikle ergime havuzları içinde yerleşik dendritik tane yapısı eşekslenli forma dönüşmüştür. Hadde numunelerde yaşlandırma sonrası gözlenen düzgün dörtgensel tanelere karşılık, SLM numunelerde tane şekilleri düzensizdir.

- GY numunelerde $\delta\text{-Ni(Al,Ti)} \rightarrow \gamma\text{-Ni}_3\text{Ti}$ matris dönüşümünün tam olarak gerçekleşmediği, SKY numunelerde ise bu dönüşümün tamamen gerçekleştiği ancak $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ fazı kısmi oranında ciddi bir artış olduğu tespit edilmiştir.
- SLM-SKY numune ile elde edilen faz kombinasyonu, Vickers mikrosertlik testlerinde en yüksek sertliği sunarken, oda sıcaklığı çekme testlerinde optimum dayanım özelliklerine, yüksek sıcaklık aşınma testlerinde ise en yüksek aşınma dayanımına servis etmiştir.
- Numune kırık yüzeyleri üzerinde yapılan EDS analizleri sayesinde, kırılma hatları boyunca Laves fazı birikimi ve bu hat öncesinde dislokasyonların yoğunlaştığı bölgede metal karbürler tespit edilmiştir.
- Fraktografi incelemelerinde; H-GY numunenin çoğunlukla sünek, SLM-GY numunenin karışık, H-SKY numunenin çoğunlukla gevrek ve SLM-SKY numunenin ise tamamıyla gevrek tipte mekanizmalarla kırıldığı anlaşılmıştır.

5.2. Öneriler

- SLM üretimi farklı parametreler ve başka üreticilerden temin edilecek tozlar ile tekrarlanarak, nihai malzemenin özellikleri incelenebilir.
- Üretim yönünün etkisinin anlaşılabilmesi için, bu çalışmada kullanılan üretim yönüne dik ve belirli açılarla yeni numuneler üretilebilir.
- Yüksek sıcaklık çekme özellikleri ile kıyaslanması açısından, numunelere sürünme testi uygulanabilir.
- Isıl işlem sırasında mikroyapıda oluşan fazlar ve gelişim sürecinin gözlenebilmesi için yüksek sıcaklık kitine sahip bir XRD kullanılabilir.
- Mikroyapıda tanelerin yönelimi, yaşlandırma sonrası kafes değişiklikleri ve plastik deformasyonun derecesi gibi konuların anlaşılabilmesi için EBSD analizi yapılması faydalı olabilir.

KAYNAKLAR

- [1] Miltiadis, Boboluos. Cad Cam Rapid Prototyping Application Evaluation. Bookboon Learning; 2014.
- [2] EUROAM. Introduction to Additive Manufacturing Technology: A Guide for Designers and Engineers. 2015.
- [3] ASTM International. Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies. 2010. <https://doi.org/10.1520/F2792-10>.
- [4] Gibson I, Rosen D, Stucker B. Additive Manufacturing Technologies. 2015.
- [5] Readers D. Foreword. Addit. Manuf., 2021, p. xix–xix. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818411-0.06001-8>.
- [6] Çelik İ, Karakoç F, Çakır MC, Duysak A. Hızlı Prototipleme Teknolojileri Ve Uygulama Alanları. J Sci Technol Dumlupinar Univ 2013;31:53–70.
- [7] Sönmez S, Kesen U, Dalgiç C. 3 Boyutlu Yazıcılar. 6. Uluslararası MatbaTeknolojileri Sempozyumu, 2018, p. 471–81.
- [8] Upcraft S, Fletcher R. The Rapid Prototyping Technologies. Assem Autom 2003;23:318–30. <https://doi.org/10.1108/01445150310698634>.
- [9] Hackel L, Rankin JR, Rubenchik A, King WE, Matthews M. Laser peening: A tool for additive manufacturing post-processing. Addit Manuf 2018;24:67–75. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.09.013>.
- [10] Quan H, Zhang T, Xu H, Luo S, Nie J, Zhu X. Photo-curing 3D printing technique and its challenges. Bioact Mater 2020;5:110–5. <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2019.12.003>.
- [11] Wang B, Zhang Z, Pei Z, Qiu J, Wang S. Current Progress on the 3D Printing of Thermosets. Adv Compos Hybrid Mater 2020;3:462–72. <https://doi.org/10.1007/s42114-020-00183-z>.
- [12] Dizon JRC, Espera AH, Chen Q, Advincula RC. Mechanical characterization of 3D-printed polymers. Addit Manuf 2018;20:44–67. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.12.002>.
- [13] Jasiuk I, Abueidda DW, Kozuch C, Pang S, Su FY, McKittrick J. An Overview on Additive Manufacturing of Polymers. Jom 2018;70:275–83. <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2730-y>.
- [14] Deckard CR. Selective Laser Sintering. Austin, Texas: 1988.
- [15] Feygin M, Hsieh B. Laminated Object Manufacturing: A Simpler Process. Proc 2nd Solid Free Fabr Symp 1991;0:123–30.
- [16] Park J, Tari MJ, Hahn HT. Characterization of the Laminated Object Manufacturing (LOM) Process. Rapid Prototyp J 2000;6:36–49. <https://doi.org/10.1108/13552540010309868>.
- [17] Sai PC, Yeole SN. Fused Deposition Modeling - Insights, International Conference on Advances in Design and Manufacturing (ICAD&M'14); 2014. <https://doi.org/10.1201/9780203910795.ch8>.
- [18] SICUBE. DLP Schematic Illustration. <https://SicubeshopCom/> n.d. <https://sicubeshop.com/blogs/news/principle-of-dlp-3d-printing-technology>.
- [19] Ziaee M, Crane NB. Binder Jetting: A Review of Process, Materials, and Methods. Addit Manuf 2019;28:781–801. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.031>.
- [20] Dayıoğlu Ak. Vulkanizasyon parametrelerinin doğal kauçukların çapraz bağ yoğunluğu ve malzeme ömrü üzerindeki etkisinin incelenmesi. Bursa Teknik

- Üniversitesi, 2018.
- [21] German RM. Sinterleme Teorisi ve Uygulamaları (Çeviri). 1. Basımda. İstanbul, Türkiye: Nobel Akademik Yayıncılık; 2014.
- [22] Aran A. Döküm Teknolojisi. İstanbul, Türkiye: 2007.
- [23] Dökümcü. Dökümlerin Yapısı. Dökümcüyüz Biz 2012. <http://metalurjistman.blogspot.com/2012/01/dokumlerin-yapisi.html>.
- [24] Volume THE, Were C, Leroy D, Siewert T a, Liu S, Edwards GR. ASM Handbook, Volume 6, Welding, Brazing, and Soldering. vol. 6. 1993. <https://doi.org/10.2134/jeq2003.8650>.
- [25] Pereira T, Kennedy J V., Potgieter J. A comparison of traditional manufacturing vs additive manufacturing, the best method for the job. *Procedia Manuf* 2019;30:11–8. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.02.003>.
- [26] diGiMODE. SLM parçalar n.d.
- [27] Sexton L, Lavin S, Byrne G, Kennedy A. Laser Cladding of Aerospace Materials. *J Mater Process Technol* 2002;122:63–8. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)01121-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)01121-9).
- [28] Srivastava M, Rathee S. Additive manufacturing: recent trends, applications and future outlooks. *Prog Addit Manuf* 2022;7:261–87. <https://doi.org/10.1007/s40964-021-00229-8>.
- [29] Erener Ş, Boz S. Modern Üretim Tekniklerinde Eklemeli İmalat Sistemlerinin Yeri ve Kullanım Alanları. vol. 3. 2021.
- [30] Tümer Mb. Üç boyutlu yazıcılar ve günümüz mimarisinde kullanımı. Işık Üniversitesi, 2020.
- [31] Küçüksolak S. Üç boyutlu yazıcıların eğitimde kullanımı: öğrenciler üzerine bir uygulama. 2019.
- [32] Sezer H, Şahin H. 3D Baskı Materyalini Eğitimde Kullanımı: QuaVadis? *Tıp Eğitimi Dünyası* 2016;15:5–13. <https://doi.org/10.25282/ted.256103>.
- [33] Kökhan S, Özcan U. 3D Yazıcıların Eğitimde Kullanımı. *Bilim Eğitim Sanat ve Teknol Derg* 2018;2:80–5.
- [34] Özsoy K., duman B. Eklemeli imalat (3 boyutlu baskı) teknolojilerinin eğitimde kullanılabilirliği. *Int j 3d print technol digit ind* 2017;1:36–48.
- [35] Vasco JC. Additive manufacturing for the automotive industry. *Addit Manuf* 2021;505–30. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818411-0.00010-0>.
- [36] Dilberoglu UM, Gharehpapagh B, Yaman U, Dolen M. Current trends and research opportunities in hybrid additive manufacturing. *Int J Adv Manuf Technol* 2021;113:623–48. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-06688-1>.
- [37] Sai Kalyan MV., Kumar H, Nagdeve L. Latest trends in Additive manufacturing. *IOP Conf Ser Mater Sci Eng* 2021;1104:012020. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/1104/1/012020>.
- [38] Pérez M, Carou D, Rubio EM, Teti R. Current advances in additive manufacturing. *Procedia CIRP* 2020;88:439–44. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.05.076>.
- [39] Zadpoor AA, Malda J. Additive Manufacturing of Biomaterials, Tissues, and Organs. *Ann Biomed Eng* 2017;45:1–11. <https://doi.org/10.1007/s10439-016-1719-y>.
- [40] Wimpenny DI, Pandey PM, Jyothish Kumar L. Advances in 3D Printing & additive manufacturing technologies. 2016. <https://doi.org/10.1007/978-981-10-0812-2>.

- [41] Zwilsky KM, President, Langer EL, Director M. ASM Metals Handbook, Vol 01. vol. 1. 1990. [https://doi.org/10.1016/S0026-0576\(03\)90166-8](https://doi.org/10.1016/S0026-0576(03)90166-8).
- [42] Akdoğan Eker PDA. Süper Alaşımlar 25.12.2008 2008:1–5.
- [43] Reed RC. The Superalloys Fundamentals and Applications. New York: Cambridge; 2006.
- [44] Kracke A. Superalloys, the Most Successful Alloy System of Modern Times-Past, Present, and Future. 7th Int Symp Superalloy 718 Deriv 2010:13–50. https://doi.org/10.7449/2010/Superalloys_2010_13_50.
- [45] Vedat Veli ÇAY SO. Süper alaşımlar ve Kullanım Alanları 2005.
- [46] Gasson PC. Aerospace Materials Handbook. Aeronaut J 2013;117:1178–80. <https://doi.org/10.1017/S0001924000008782>.
- [47] Wu Y ting, Li C, Li Y fan, Wu J, Xia X chuan, Liu Y chang. Effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ni3Al-based superalloys: A review. Int J Miner Metall Mater 2021;28:553–66. <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2177-y>.
- [48] Bhadesh HKDH. Nickel Based Superalloys 2018:1–9.
- [49] Mignanelli PM, Jones NG, Pickering EJ, Messé OMDM, Rae CMF, Hardy MC, et al. Gamma-gamma prime-gamma double prime dual-superlattice superalloys. Scr Mater 2017;136:136–40. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.04.029>.
- [50] Van D, Dinda GP, Park J, Mazumder J, Lee SH. Enhancing hardness of Inconel 718 deposits using the aging effects of cold metal transfer-based additive manufacturing. Mater Sci Eng A 2020;776:139005. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139005>.
- [51] Qi H, Azer M, Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718. Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci 2009;40:2410–22. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9949-3>.
- [52] Kocaman E, Altuncu E, Kayık R. Nikel Esaslı Tek Kristal Türbin Kanadı Süper Alaşımları Ve Teknolojik Beklentiler. Türk Mühendis ve Mimar Odaları Birliği, Met Mühendisleri Odası 2013:30–9.
- [53] Zhang D, Niu W, Cao X, Liu Z. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy. Mater Sci Eng A 2015;644. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.021>.
- [54] Wilson BC, Hickman JA, Fuchs GE. The effect of solution heat treatment on a single-crystal Ni-based superalloy. J Miner 2003;55:35–40. <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0158-z>.
- [55] Schirra JJ, Caless RH, Hatala RW. The Effect of Laves Phase on the Mechanical Properties 1991:375–88.
- [56] Sui S, Li Z, Zhong C, Zhang Q, Gasser A, Chen J, et al. Laves phase tuning for enhancing high temperature mechanical property improvement in laser directed energy deposited Inconel 718. Compos Part B Eng 2021;215:108819. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.108819>.
- [57] Suzuki A, Inui H, Pollock TM. L12-Strengthened Cobalt-Base Superalloys. Annu Rev Mater Res 2015;45:345–68. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070214-021043>.
- [58] Kazimierz J. Ducki. Analysis of the Precipitation and Growth Processes of the Intermetallic Phases in an Fe-Ni Superalloy. Intech 2016;i:13.

- <https://doi.org/http://dx.doi.org/10.5772/57353>.
- [59] Precision Castparts Corp. Special Metals. <https://WwwSpecialmetalsCom/> 2023. <https://www.specialmetals.com/>.
 - [60] Birçelik Paslanmaz Çelik Tic. A.Ş. Hadde IN718 Elementel Kompozisyon. Virginia: 2017.
 - [61] Epishin A, Fedelich B, Nolze G, Schrieffer S, Feldmann T, Ijaz MF, et al. Creep of Single Crystals of Nickel-Based Superalloys at Ultra-High Homologous Temperature. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2018;49:3973–87. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4729-6>.
 - [62] Ni MChen, CXu, RHosseini, SLi, RZhang XzK. Microstructure and mechanical properties of additive manufactured Inconel 718 alloy strengthened by oxide dispersion with 0.3 wt% Sc addition. *J Alloys Compd* 2022;918. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165763>.
 - [63] Wikipedia. Inconel. <https://EnWikipediaOrg/> 2023. <https://en.wikipedia.org/wiki/Inconel>.
 - [64] Eksbergian R. Aircraft gas turbines. *J Franklin Inst* 1957;264:254–5. [https://doi.org/10.1016/0016-0032\(57\)90996-1](https://doi.org/10.1016/0016-0032(57)90996-1).
 - [65] Special Metals Corporation. Inconel Alloy 718 Data Sheet. 2007.
 - [66] Kuo C-M, Yang Y-T, Bor H-Y, Wei C-N, Tai C-C. Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy. *Mater Sci Eng A* 2009;510–511:289–94. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2008.04.097>.
 - [67] Kazimierz J. Ducki. Analysis of the Precipitation and Growth Processes of the Intermetallic Phases in an Fe-Ni Superalloy. In: Aliofkhazraei M, editor. *Superalloys*, Croatia: IntechOpen; 2015, p. 112–40. <https://doi.org/http://dx.doi.org/10.5772/61159>.
 - [68] Azadian S. Aspects of Precipitation in Alloy Inconel 718. Luleå University of Technology, 2004.
 - [69] Radavich JF. The Physical Metallurgy of Cast and Wrought Alloy 718. *Miner Met Mater Soc* 1989;229–40. https://doi.org/10.7449/1989/superalloys_1989_229_240.
 - [70] Nevcanoğlu A, Bozkurt Y, Salman S. The Effect of TIG Welding Parameters and Automatization for Non-Heat Treated Inconel 718 Sheets. *Arab J Sci Eng* 2021;46:12613–23. <https://doi.org/10.1007/s13369-021-06000-z>.
 - [71] Nevcanoğlu A, Salman S, Pazarlıoğlu S. TIG Kaynağı Yöntemi İle Birleştirilmiş Inconel 718 Süper Alaşım Malzemenin Kaynak Sonrası Özelliklerinin İncelenmesi. 2019.
 - [72] Periane S, Duchosal A, Vaudreuil S, Chibane H, Morandea A, Xavier MA, et al. Selection of machining condition on surface integrity of additive and conventional Inconel 718. *Procedia CIRP* 2020;87:333–8. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.02.092>.
 - [73] Yasa E. Selective laser melting: Principles and surface quality. *Addit. Manuf.*, Elsevier Inc.; 2021, p. 77–120. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818411-0.00017-3>.
 - [74] Holland S, Wang X, Chen J, Cai W, Yan F, Li L. Multiscale characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *J Alloys Compd* 2019;784:182–94. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.380>.
 - [75] Yap CY, Chua CK, Dong ZL. An effective analytical model of selective laser

- melting. Virtual Phys Prototyp 2016;11:21–6. <https://doi.org/10.1080/17452759.2015.1133217>.
- [76] Salome Sanchez, Peter Smith ZX. Powder Bed Fusion of nickel-based superalloys: A review | Elsevier Enhanced Reader. Int J Mach Tools Manuf 2021;165:1–77. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2021.103729>.
- [77] Jia Q, Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties. J Alloys Compd 2014;585:713–21. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.171>.
- [78] T. M. Cullen and J. W F. The mechanical properties 718 sheet alloy at 800, 1000, and 1200 f. washington, D.C.: 1965.
- [79] Gao Y, Zhang D, Cao M, Chen R, Feng Z, Poprawe R, et al. Effect of δ phase on high temperature mechanical performances of Inconel 718 fabricated with SLM process. Mater Sci Eng A 2019;767. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138327>.
- [80] Periane S, Duchosal A, Vaudreuil S, Chibane H, Morandeau A, Anthony Xavier M, et al. Influence of heat treatment on the fatigue resistance of Inconel 718 fabricated by selective laser melting (SLM). Mater Today Proc 2021;46:7860–5. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.02.447>.
- [81] Sun SH, Koizumi Y, Saito T, Yamanaka K, Li YP, Cui Y, et al. Electron beam additive manufacturing of Inconel 718 alloy rods: Impact of build direction on microstructure and high-temperature tensile properties. Addit Manuf 2018;23:457–70. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.017>.
- [82] Thomas A, El-Wahabi M, Cabrera JM, Prado JM. High temperature deformation of Inconel 718. J Mater Process Technol 2006;177:469–72. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.04.072>.
- [83] Cao M, Zhang D, Gao Y, Chen R, Huang G, Feng Z, et al. The effect of homogenization temperature on the microstructure and high temperature mechanical performance of SLM-fabricated IN718 alloy. Mater Sci Eng A 2021;801:140427. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140427>.
- [84] Joshy J, Kuriachen B. Influence of heat-treatment and cryo-treatment on high temperature wear performance of LPBF Inconel 718. Wear 2023;522. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204681>.
- [85] Qu FS, Liu XG, Xing F, Zhang KF. High temperature tensile properties of laser butt-welded plate of Inconel 718 superalloy with ultra-fine grains. Trans Nonferrous Met Soc China (English Ed 2012;22:2379–88. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)61474-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)61474-X).
- [86] Gwidon Stachowiak AWB. Engineering Tribology. Elsevier; 2011.
- [87] Liu Y, Sun S, Wang J, Ouyang W, Xu J, Sheng L, et al. Tribological behaviors of LDED Inconel 718 samples polished with a hybrid laser polishing technique. J Mater Res Technol 2023;25:633–46. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.05.230>.
- [88] Choudhury IA, El-Baradie MA. Machinability of nickel-base super alloys: A general review. J Mater Process Technol 1998;300:278–84. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00429-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00429-9).
- [89] Chen YC, Liao YS. Study on wear mechanisms in drilling of Inconel 718 superalloy. J Mater Process Technol 2003;140:269–73. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00792-1](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00792-1).
- [90] De Bartolomeis A, Newman ST, Jawahir IS, Biermann D, Shokrani A. Future research directions in the machining of Inconel 718. J Mater Process Technol

- 2021;297. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117260>.
- [91] Parida AK. Analysis of Chip Geometry in Hot Machining of Inconel 718 Alloy. Iran J Sci Technol - Trans Mech Eng 2019;43:155–64. <https://doi.org/10.1007/s40997-018-0146-0>.
 - [92] Natarajan SP, Vaudreuil S, Chibane H, Morandea A, Xavier MA, Cormier J, et al. Influence of heat treatment on the tool life while machining SLM Inconel 718 with reference to C&W Inconel 718. J Manuf Process 2022;83:192–202. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.08.054>.
 - [93] Sharman ARC, Hughes JI, Ridgway K. The effect of tool nose radius on surface integrity and residual stresses when turning Inconel 718TM. J Mater Process Technol 2015;216:123–32. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.09.002>.
 - [94] Parida AK, Maity K. Numerical and experimental analysis of specific cutting energy in hot turning of Inconel 718. Meas J Int Meas Confed 2019;133:361–9. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2018.10.033>.
 - [95] Thakur DG, Ramamoorthy B, Vijayaraghavan L. Study on the machinability characteristics of superalloy Inconel 718 during high speed turning. Mater Des 2009;30:1718–25. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.07.011>.
 - [96] Devillez A, Le Coz G, Dominiak S, Dudzinski D. Dry machining of Inconel 718, workpiece surface integrity. J Mater Process Technol 2011;211:1590–8. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.04.011>.
 - [97] Parida AK, Maity K. Comparison the machinability of Inconel 718, Inconel 625 and Monel 400 in hot turning operation. Eng Sci Technol an Int J 2018;21:364–70. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2018.03.018>.
 - [98] Parida AK, Maity K. Effect of nose radius on forces, and process parameters in hot machining of Inconel 718 using finite element analysis. Eng Sci Technol an Int J 2017;20:687–93. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2016.10.006>.
 - [99] Zhu D, Zhang X, Ding H. Tool wear characteristics in machining of nickel-based superalloys. Int J Mach Tools Manuf 2013;64:60–77. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2012.08.001>.
 - [100] Thellaputta GR, Chandra PS, Rao CSP. Machinability of Nickel Based Superalloys : A Review. Mater. Today Proc., vol. 4, 2017, p. 3712–21.
 - [101] Periane Natarajan S, Vaudreuil S, Chibane H, Morandea A, Xavier MA, Cormier J, et al. Tool life and surface integrity characteristics in milling of SLM and C&W inconel 718 in dry and MQL condition. Int J Adv Manuf Technol 2022;121:647–59. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-09327-5>.
 - [102] Ji H, Gupta MK, Song Q, Cai W, Zheng T, Zhao Y, et al. Microstructure and machinability evaluation in micro milling of selective laser melted Inconel 718 alloy. J Mater Res Technol 2021;14:348–62. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.06.081>.
 - [103] Zhao Z, Qu H, Bai P, Li J, Wu L, Huo P. Friction and wear behaviour of Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting after heat treatments. Philos Mag Lett 2018;98:547–55. <https://doi.org/10.1080/09500839.2019.1597991>.
 - [104] Nevcanoglu A, Aydemir B, Gülsoy HÖ. The Effect of Aging Heat Treatments on Room and High-Temperature Wear Performance of the Inconel 718TM Manufactured by Laser Powder Bed Fusion. Arab J Sci Eng 2024. <https://doi.org/10.1007/s13369-024-09523-3>.
 - [105] ASTM. ASTM B822-20 Standard Test Method for Particle Size Distribution of Metal Powders and Related Compounds by Light Scattering. ASTM Int 2020.

- <https://www.astm.org/b0822-20.html>.
- [106] ASTM. ASTM B212-21 Standard Test Method for Apparent Density of Free-Flowing Metal Powders Using the Hall Flowmeter Funnel. ASTM Int 2021. <https://www.astm.org/b0212-21.html>.
 - [107] Serpil KAYA. Inspection Report of Inconel 718 Powder. İzmir: 2022.
 - [108] ASTM E8. ASTM E8/E8M standard test methods for tension testing of metallic materials 1. Annu B ASTM Stand 4 2010:1–27. <https://doi.org/10.1520/E0008>.
 - [109] Lei Y, Wu R, Yang B, Xia R. Factors affecting the compaction and densification behavior of Ti(C, N)-based cermet powders. Int J Appl Ceram Technol 2016;13:23–32. <https://doi.org/10.1111/ijac.12422>.
 - [110] Standard A. E407-07: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. ASTM Int West Conshohocken, PA 2012:1–21.
 - [111] Chaturvedi MC, Han Y. Creep Deformation of Alloy 718. Superalloys 718 Metall Appl 1989:489–98. https://doi.org/10.7449/1989/Superalloys_1989_489_498.
 - [112] Kuo CM, Yang YT, Bor HY, Wei CN, Tai CC. Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy. Mater Sci Eng A 2009;510–511:289–94. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.04.097>.
 - [113] ISO. ISO 6892-2- Tensile Testing Method at Elevated Temperature. vol. 2011. 2011.
 - [114] Agilan M, Venkateswaran T, Sivakumar D, Pant B. Effect of Post Weld Heat Treatment on Mechanical Properties and Microstructure of Nickel Based Super Alloy Welds. Adv Mater Res 2012;585:435–9. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.585.435>.
 - [115] Chlebus E, Gruber K, Kuźnicka B, Kurzac J, Kurzynowski T. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting. Mater Sci Eng A 2015;639:647–55. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.035>.
 - [116] Teng Q, Li S, Wei Q, Shi Y. Investigation on the influence of heat treatment on Inconel 718 fabricated by selective laser melting: Microstructure and high temperature tensile property. J Manuf Process 2021;61:35–45. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.11.002>.
 - [117] Damodaram R, Ganesh Sundara Raman S, Prasad Rao K. Effect of post-weld heat treatments on microstructure and mechanical properties of friction welded alloy 718 joints. Mater Des 2014;53:954–61. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.07.091>.
 - [118] Janaki Ram GD, Venugopal Reddy A, Prasad Rao K, Reddy GM, Sarin Sundar JK. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds. J Mater Process Technol 2005;167:73–82. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.09.081>.
 - [119] ASTM. ASTM G99-17 Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. ASTM Int 2017. <https://www.astm.org/g0099-17.html>.
 - [120] Liu Y, Ouyang W, Wu H, Xu Z, Sheng L, Zou Q, et al. Improving surface quality and superficial microstructure of LDED Inconel 718 superalloy processed by hybrid laser polishing. J Mater Process Technol 2022;300:117428. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117428>.
 - [121] Chang SH. In situ TEM observation of γ' , γ'' and δ precipitations on Inconel 718 superalloy through HIP treatment. J Alloys Compd 2009;486:716–21.

- <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.07.046>.
- [122] Safarzade A, Sharifitabar M, Shafiee Afarani M. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy fabricated by wire arc additive manufacturing process. *Trans Nonferrous Met Soc China (English Ed)* 2020;30:3016–30. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(20\)65439-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65439-5).
 - [123] Cozar R, Pineau A. Morphology of γ' and γ'' precipitates and thermal stability of inconel 718 type alloys. *Metall Trans* 1973;4:47–59. <https://doi.org/10.1007/BF02649604>.
 - [124] Guan Y, Li Y, Wang H. Laser polishing of additive-manufactured Ti alloys and Ni alloys. *Addit. Manuf.*, Elsevier Inc.; 2021, p. 343–68. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818411-0.00002-1>.
 - [125] Cortés R, Barragán ER, López VH, Ambriz RR, Jaramillo D. Mechanical properties of Inconel 718 welds performed by gas tungsten arc welding. *Int J Adv Manuf Technol* 2018;94:3949–61. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1128-x>.
 - [126] Fencheng Liu, Jian Gao, Fenggang Liu, Yang Xu, Qifan You, Chunping Huang, Xiaohan Hu, Haizhong Zheng XL. The anisotropic wear and friction property of Inconel 718 superalloy fabricated by laser directed energy deposition. *Tribol Int* 2023. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.108835> This.
 - [127] Karabulut Y, Tascioglu E, Kaynak Y. Heat treatment temperature-induced microstructure, microhardness and wear resistance of Inconel 718 produced by selective laser melting additive manufacturing. *Optik (Stuttg)* 2021;227. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2019.163907>.
 - [128] Özgün Ö, Gulsoy HO, Yilmaz R, Findik F. Microstructural and mechanical characterization of injection molded 718 superalloy powders. *J Alloys Compd* 2013;576:140–53. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.04.042>.
 - [129] Ece Canan KOŞMAZ. The Effect Of Post Weld Heat Treatment On The Mechanical Properties Of TIG Welded Inconel 718 Alloy. *Dep Mater Sci Eng Mater Sci Eng Program* 2015;49.
 - [130] EDAX G-. Energy Levels of Elements on Periodic Table n.d.
 - [131] Karthikeyan, M. K., R. K. Gupta, K. Thomas Tharian, V. Anil Kumar , K. Sreekumar PPS. Processing and Characterization of Inconel 718 and Inconel-5510-718 Super Alloys for Space Applications. *Icamc-2007* 2007. <https://doi.org/10.13140/2.1.4607.7760>.
 - [132] TWI. Activating Flux - Improving The Performance Of The TIG Process. *Weld Met Fabr* 2000. <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/activating-flux-improving-the-performance-of-the-tig-process-february-2000#ref2>.
 - [133] Ye X, Hua X, Wang M, Lou S. Controlling hot cracking in Ni-based Inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding. *J Mater Process Technol* 2015;222:381–90. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.03.031>.
 - [134] Tao P, Li H, Huang B, Hu Q, Gong S, Xu Q. The crystal growth, intercellular spacing and microsegregation of selective laser melted Inconel 718 superalloy. *Vacuum* 2019;159:382–90. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.10.074>.
 - [135] Tanner DWJ. Life assessment of welded INCONEL 718 at high temperature 2009:278.

ÖZGEÇMİŞ

Akay Nevcanolu

Ağustos 1986, Bitlis doğumluyum. İlk ve orta öğrenimimi Antalya'da tamamladım. Lise mezuniyetim sonrasında girmiş olduğum üniversite sınavı neticesinde, İstanbul Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Lisans Bölümü'ne 2005 yılında kayıt oldum. Lisans eğitimim esnasında ferro-krom sektöründe faaliyet gösteren ETİ Metalürji A.Ş. firmasında stajlarımı tamamladım. Lisans derecem 2009 yılında aldıktan sonra, Anadolu Üniversitesi Dış Ticaret Ön Lisans programını bitirdim. Beş yıl boyunca özel sektörde proje ve bölge müdürü olarak çalıştıktan sonra, 2015 Eylül ayında Marmara Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde Uzman olarak göreve başladım. Halen, aynı bölümün Mekanik Metalürjisi Ana Bilim Dalı'nda öğretim görevlisi olarak çalışmaktayım. 2019 yılında Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Programı'nda yüksek lisans derecesi aldım. B sınıfı İş Güvenliği Sağlığı uzmanıyım. Evliyim. 2 yaşında bir oğlumuz var.