



**EKLEMELİ ÜRETİM YÖNTEMİ ile FARKLI
ORANTASYON AÇILARINDA ÜRETİLMİŞ 316L
PASLANMAZ ÇELİĞİNİN PLAZMA NİTRÜRLEME
İŞLEMİNDEN SONRA, MEKANİK, TRİBOLOJİK,
ELEKTROKİMYASAL ve MANYETİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Mustafa YAZICI

Doktora Tezi

Nanobilim ve Nanomühendislik Ana Bilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Ayhan ÇELİK

2022

(Her hakkı saklıdır.)

T.C.
ATATÜRK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
NANOBİLİM ve NANOMÜHENDİSLİK ANA BİLİM DALI

**EKLEMELİ ÜRETİM YÖNTEMİ ile FARKLI ORANTASYON AÇILARINDA
ÜRETİLMİŞ 316L PASLANMAZ ÇELİĞİNİN PLAZMA NİTRÜRLEME
İŞLEMİNDEN SONRA, MEKANİK, TRİBOLOJİK, ELEKTROKİMYASAL ve
MANYETİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

(Investigation of Mechanical, Tribological, Electrochemical and Magnetic Properties After
Plasma Nitriding Process of 316L Stainless Steel Produced in Different Orientations Angles
by Additive Manufacturing Method)

DOKTORA TEZİ

Mustafa YAZICI

Danışman: Prof. Dr. Ayhan ÇELİK

Erzurum
Mart, 2022

T.C.
ATATÜRK ÜNİVERSİTESİ
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürlüğü

TEZ KABUL VE ONAY TUTANAĞI

EKLEMELİ ÜRETİM YÖNTEMİ ile FARKLI ORANTASYON AÇILARINDA ÜRETİLMİŞ 316L PASLANMAZ ÇELİĞİNİN PLAZMA NİTRÜRLEME İŞLEMİNDEN SONRA, MEKANİK, TRİBOLOJİK, ELEKTROKİMYASAL ve MANYETİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ.

Prof. Dr. Ayhan ÇELİK danışmanlığında, Mustafa YAZICI tarafından hazırlanan bu çalışma, 18/03/2022 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Nanobilim & Nanomühendislik Anabilim Dalı Nonomalzeme Bilim Dalı'nda Doktora tezi olarak **oybirliği (5/5)** ile kabul edilmiştir.

Jüri Başkanı:	Prof. Dr. Mehmet KARAKAN <i>Atatürk Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır
Danışman:	Prof. Dr. Ayhan ÇELİK <i>Atatürk Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır
Jüri Üyesi:	Prof. Dr. A. Fatih YETİM <i>Erzurum Teknik Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır
Jüri Üyesi:	Prof. Dr. Mutlu KUNDAKÇI <i>Atatürk Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır
Jüri Üyesi:	Doç. Dr. Hikmet ÇİÇEK <i>Erzurum Teknik Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır

Bu tezin Atatürk Üniversitesi Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliği'nin ilgili maddelerinde belirtilen şartları yerine getirdiğini onaylarım.

Prof.Dr. Saltuk Buğrahan CEYHUN
Enstitü Müdürü

Aslı ıslak imzalıdır

ETİK BİLDİRİM VE İNTİHAL BEYAN FORMU

Doktora Tezi olarak Prof. Dr. Ayhan ÇELİK danışmanlığında sunulan “Eklemeli Üretim Yöntemi ile Farklı Orantasyon Açılarında Üretilmiş 316L Paslanmaz Çeliğinin Plazma Nitrürleme İşleminde Sonra Mekanik, Tribolojik, Elektrokimyasal ve Manyetik Özelliklerinin İncelenmesi” başlıklı çalışmanın tarafımızdan bilimsel etik ilkelere uyularak yazıldığını, yararlanılan eserlerin kaynakçada gösterildiğini, Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından belirlenmiş olan Turnitin Programı benzerlik oranlarının aşılmadığını ve aşağıdaki oranlarda olduğunu beyan ederiz.

Tez Bölümleri	Tezin Benzerlik Oranı (%)	Maksimum Oran (%)
Giriş	6	30
Kuramsal Temeller	11	30
Materyal ve Yöntem	2	35
Araştırma Bulguları ve Tartışma	0	20
Sonuç ve Öneriler	0	20
Tezin Geneli	8	25

Not: Yedi kelimeye kadar benzerlikler ile Başlık, Kaynakça, İçindekiler, Teşekkür, Dizin ve Ekler kısımları tarama dışı bırakılabilir. Yukarıdaki azami benzerlik oranları yanında tek bir kaynaktan olan benzerlik oranlarının %5'den büyük olmaması gerekir.

Beyan edilen bilgilerin doğru olduğunu, aksi halde doğacak hukuki sorumlulukları kabul ve beyan ederiz.

Tez Yazarı (Öğrenci)	Tez Danışmanı
Mustafa YAZICI	Prof. Dr. Ayhan ÇELİK
7.3.2022	7.3.2022
İmza: Aslı ıslak imzalıdır	İmza: Aslı ıslak imzalıdır

* Tez ile ilgili YÖKTEZ’de yayınlamasına ilişkin bir engelleme var ise aşağıdaki alanı doldurunuz.

Tezle ilgili patent başvurusu yapılması / patent alma sürecinin devam etmesi sebebiyle Enstitü Yönetim Kurulunun/.../.... tarih ve sayılı kararı ile teze erişim 2 (iki) yıl süreyle engellenmiştir.

Enstitü Yönetim Kurulunun/.../.... tarih ve sayılı kararı ile teze erişim 6 (altı) ay süreyle engellenmiştir.

TEŞEKKÜR

Tez çalışmamın tamamlanmasında desteğini ve yardımını hiçbir zaman esirgemeyen değerli tez danışman hocam Sayın Prof. Dr. Ayhan ÇELİK'e ve tecrübesinden her an yararlandığım, desteğini daima hissettiğim, gösterdiği ilgi, sabır, anlayış ve yardımlarından dolayı Prof. Dr. A. Fatih YETİM'e en kalbi saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarım esnasında katkı ve yardımları nedeniyle Sayın Doç. Dr. Tuba YETİM'e, Sayın Doç. Dr. Halim KOVACI'ya, Sayın Doç. Dr. Onur ÇOMAKLI'ya, Arş. Gör. Dr. Yusuf Burak BOZKURT'a, Arş. Gör. M. Taha ACAR'a, Arş. Gör. Burak ATİK'e, Arş. Gör. Yeşim SEÇER'e ve Erzurum Teknik Üniversitesinden Öğr. Gör. Kerem TURALIOĞLU'na, Arş. Gör. Hilmi TEKDIR'e ve Makine Yüksek Mühendisi Merve TAFTALI'ya ayrıca isimlerini sayamadığım tezin hazırlanmasında emeği geçen tüm arkadaşlarıma içtenlikle teşekkür ederim.

Doktora tez çalışması kapsamında hazırlanan numunelerin plazma ile nitrürleme işlemlerinin yapıldığı, İSTANBUL ISIL İŞLEM A.Ş'ye ve Isıl İşlemler Direktörü T. Soydan KENEŞ'e desteklerinden ötürü teşekkür ederim.

Erzurum Teknik Üniversitesi, Yüksek Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi yöneticilerine tez çalışmalarımın yürütülmesi sürecindeki alt yapı olanakları ve çalışma dönemimdeki anlayış ve desteklerinden ötürü teşekkür ederim.

Hayatım boyunca benden desteklerini, sabırlarını, hoşgörülerini ve anlayışlarını esirgemeyen anneme, babama ve kardeşlerime sonsuz teşekkür ederim.

Tez çalışması boyunca beni destekleyen, gösterdiği sabır ve anlayış ile bana güç veren sevgili eşim Dr. Öğr. Üyesi Ayşenur YAZICI'ya teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Mustafa YAZICI

ÖZET

DOKTORA TEZİ

EKLEMELİ ÜRETİM YÖNTEMİ ile FARKLI ORANTASYON AÇILARINDA ÜRETİLMİŞ 316L PASLANMAZ ÇELİĞİNİN PLAZMA NİTRÜRLEME İŞLEMİNDEN SONRA, MEKANİK, TRİBOLOJİK, ELEKTROKİMYASAL ve MANYETİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ İNCELENMESİ

Mustafa YAZICI

Danışman: Prof. Dr. Ayhan ÇELİK

Amaç: Bu çalışmada, üç boyutlu eklemeli üretim yönetimiyle farklı yönelmelerde üretilmiş (0°, 30°, 45°, 60°, 90°), 316L paslanmaz çelik numunelerine 400, 450 ve 500°C’larda 4 saat süre ile plazma nitrürleme işlemi yapıldıktan sonra, mekanik, tribolojik, elektrokimyasal ve fiziksel özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

Yöntem: Bu çalışmada, 316L paslanmaz çelik tozu, seçici lazer ergitme yöntemi ile farklı açılarda numuneler üretilmiştir. Ayrıca geleneksel yöntem ile üretilmiş (GYÜ) olan numuneler ile kıyaslamalar yapılmıştır. Bu iki tür numuneye 400, 450 ve 500°C’lıklarda plazma nitrürleme işlemi 4 saat süre ile yapılmıştır. Nitrürleme işlemi yapılan numunelerin özelliklerini belirlemek için taramalı elektron mikroskobu (SEM), X Işını kırınım difraktometresi (XRD), X Işını fotoelektron spektrometresi (XPS), artık gerilme (Stress analizi), mikrosertlik (vickers) ölçümleri, aşınma deneyleri, korozyon testleri ve fiziksel özelliklerin belirlenmesi için ölçümler yapılmıştır.

Bulgular: Analizler sonucunda, SLE üretim yöntemi ile elde edilen numuneler düşük üretim açılarında daha iyi tribolojik, mekanik ve elektrokimyasal özellik sergilemiştir. Ayrıca SLE üretim yöntemi ile GYÜ deneysel olarak kıyaslanarak optimum üretim yöntemi olarak SLE yöntemi belirlenmiştir.

Sonuç: SLE üretim yöntemi ile üretilen numunelerde 0°’lik üretim açısı diğer açılarda yapılan üretimlerden daha iyi malzeme özelliği sergilemiştir. Plazma nitrürleme işleminin mekanik özellikleri iyileştirdiği belirlenmiştir. Ancak elektrokimyasal özelliklere sadece 400°C’da yapılan plazma nitrürleme işlemi olumlu katkı sağlamıştır. Benzer sonuçlar artık gerilme değerlerinde de gözlemlenmiştir. Aşınma ve sertlik değerlerinde ise en iyi sonuç 500°C’de 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürlenmiş 0°’lik açı ile üretilen numunelerde elde edilmiştir. 500°C’de 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme işleminde yapı içerisinde CrN ve Fe₄N fazlarının yoğunluğunun arttığı gözlemlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Eklemeli İmalat; Plazma Nitrürleme; Seçici Lazer Ergitme; Artık Gerilme; 316L Paslanmaz Çelik; Tribolojik, Mekanik, Elektrokimyasal ve Fiziksel Özellikler

Mart 2022, 118 Sayfa

ABSTRACT

DOCTORAL DISSERTATION

INVESTIGATION OF MECHANICAL, TRIBOLOGICAL, ELECTROCHEMICAL AND MAGNETIC PROPERTIES AFTER PLASMA NITRIDING PROCESS OF 316L STAINLESS STEEL PRODUCED IN DIFFERENT ORIENTATIONS ANGLES BY ADDITIVE MANUFACTURING METHOD

Mustafa YAZICI

Supervisor: Prof. Dr. Ayhan ÇELİK

Purpose: In this study, 316L stainless steel samples produced in different orientations (0° , 30° , 45° , 60° , 90°) with three-dimensional additive manufacturing were subjected to plasma nitriding at 400, 450 and 500°C for 4 hours. It is aimed to examine the mechanical, tribological and electrochemical properties.

Method: In this study, samples were produced at different angles by selective laser melting of 316L stainless steel powder. In addition, comparisons were made with the samples produced by the traditional method (GYU). Plasma nitriding process was applied to these two types of samples at 400, 450 and 500°C for 4 hours. Scanning electron microscopy (SEM), X-Ray diffractometry (XRD), X-Ray photoelectron spectrometry (XPS), residual stress (Stress analysis), microhardness (Vickers) measurements, wear tests and corrosion tests were carried out to determine the properties of the nitrided samples.

Findings: As a result of the analysis, the samples obtained by the SLE production method showed better tribological, mechanical and electrochemical properties at low production angles. In addition, the SLE method was experimentally compared with the SLE production method and the SLE method was determined as the optimum production method.

Results: In the samples produced with the SLM production method, the production angle of 0° exhibited better material properties than the productions made at other angles. It was determined that the plasma nitriding process improved the mechanical properties. However, only plasma nitriding at 400°C contributed positively to the electrochemical properties. Similar results were also observed for residual stress values. In terms of wear and hardness values, the best results were obtained in plasma nitrided samples produced at an angle of 0° at 500°C for 4 hours. It was observed that the density of CrN and Fe₄N phases increased in the structure in the plasma nitriding process performed at 500°C for 4 hours.

Keywords: Additive Manufacturing, Plasma Nitriding, Selective Laser Melting, Residual Stress, 316L Stainless Steel, Tribological, Mechanical and Electrochemical Properties

Mar 2022, 118 pages

İÇİNDEKİLER

KABUL VE ONAY TUTANAĞI.....	i
ETİK BİLDİRİM VE İNTİHAL BEYAN FORMU	ii
TEŞEKKÜR	iii
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
İÇİNDEKİLER.....	vi
TABLolar DİZİNİ.....	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xiv
GİRİŞ.....	1
KURAMSAL TEMELLER.....	11
Biyomalzemeler	11
Metalik Biyomalzemeler.....	11
316L Paslanmaz Çelik.....	13
Eklemeli Üretim	16
Malzeme Püskürtme Sistemleri.....	19
Bağlayıcı Püskürtme Sistemleri	20
Malzeme Ekstrüzyonu Üretimi	21
Toz Yatak Sistemleri.....	22
Elektron Işını Güç Kaynağı.....	24
Lazer Güç Kaynağı	24
Seçici Lazer Sinterleme.....	24
Seçici Lazer Ergitme	25
SLE üretim yöntemine etki eden parametreler.....	27
Yüzey Modifikasyon İşlemleri.....	28
Yüzey Kaplamaları.....	30
Plazma ile Nitrüleme İşlemi	30
Plazma hali	31
Plazma haline ait bazı özellikler	32
Plazma halinin elektrik boşalması ile elde edilmesi	33
Plazma ile nitrüleme proses mekanizması	33
Plazma ile nitrüleme prosesinde meydana gelen iç yapılar	34
Elektriksel Özellikler	35

Manyetik Özellikler	36
MATERYAL ve YÖNTEM	37
Materyal	37
Bilgisayar Destekli Tasarım (CAD) Model Çizimleri	38
Seçici Lazer Ergitme (SLE) Yöntemi ile Örneklerin Üretilmesi	39
Örneklerin Plazma ile Nitürleme İşlemi	40
Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile Görüntü Analizleri.....	42
Üç Boyutlu Optik Profilometre Analizleri	43
X-Işım Difraktometresi (XRD) Faz ve Bası Artık Gerilme Analizleri.....	43
X-Ray fotoelektron Spektroskopisi (XPS) analizleri	44
Mikrosertlik Ölçümleri.....	45
Aşınma Deneyleri.....	46
Korozyon Deneyleri	47
Elektriksel Özdirenç Ölçümü	48
Manyetizasyon (Mıknatıslanma) Ölçümleri	48
ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA	50
XDR Analizleri	50
XPS Analizleri	55
EDS Analizleri	59
İç Yapı Analizleri ve Görüntüleri	65
Mikrosertlik Ölçümleri ve Değerlendirmeleri	69
Artık Gerilme (Residual Stress) Analizi	72
Tribolojik Testler ve Analizleri.....	74
Korozyon Testleri.....	81
Manyetik Ölçüm Analizleri.....	89
Elektriksel Özdirenç Analizleri.....	91
SONUÇ ve ÖNERİLER	93
KAYNAKLAR	97
ÖZGEÇMİŞ	102

TABLolar DİZİNİ

Tablo 1. Metalik Biyomalzeme Olarak Kullanılan Bazı Metallerin ve Kompakt Kemikğin Özelliklerinin Kıyaslaması.....	12
Tablo 2. Toz Haldeki 316L Paslanmaz Çeliğin (CL 20ES Stainless Steel) Kimyasal Kompozisyonu	37
Tablo 3. Geleneksel Olarak Üretilmiş 316L Paslanmaz Çeliğin Kimyasal Kompozisyonu ...	37
Tablo 4. 316L Paslanmaz Çeliğin (CL 20ES Stainless Steel) Fiziksel Özellikleri	38
Tablo 5. Örneklere Ait Nitrürleme Deney Parametreleri.....	42
Tablo 6. Aşınma Deney Şartları.....	47
Tablo 7. Laktatlı Ringer Çözelti İçeriği 1L İçin	47
Tablo 8. SLE ve GYÜ 316L Paslanmaz Çeliklerine ait deneysel sonuçlar.....	54
Tablo 9. SLE üretim yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen ve GYÜ'len numunelerin farklı nitrürleme sıcaklıklarında yapılan nitrürleme numunelerine ve işlemsiz numunelere ait potansiyodinamic ve elektrokimyasal test sonuçları.....	81

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1. İdeal bir metalik biyomalzeme için gerekli olan özellikler.....	12
Şekil 2. Düşük karbon içeriğine sahip olan 316L paslanmaz çeliğin mikro yapısı.....	13
Şekil 3. Demir-karbon ikili faz diyagramı.....	14
Şekil 4. Farklı katman kalınlıkları kullanarak inşa edilen gösteren bir çay fincanının CAD görüntüsü.....	17
Şekil 5. CAD tasarımı yapılan modelin genel üretim süreçleri.....	18
Şekil 6. Malzeme püskürtme sistemi genel şematik gösterimi	19
Şekil 7. Bağlayıcı Püskürtme Sistemi genel şematik gösterimi	21
Şekil 8. Malzeme Ekstrüzyon Üretim Sistemi genel şematik gösterimi	22
Şekil 9. Toz yatağı işlemi kullanılarak üretilen Klein şişesi	23
Şekil 10. Toz yatak sistemi genel şematik gösterimi	23
Şekil 11. Toz partiküllerinin sinterleme oluşum modeli	25
Şekil 12. SLE üretim sürecinin şematik gösterimi	26
Şekil 13. SLE üretim sürecini etkilene bazı faktörler	27
Şekil 14. Yüzey işlemlerinin sınıflandırılması	29
Şekil 15. Nitrürleme Prosesi.....	31
Şekil 16. Farklı boşalma tiplerinin gerilim-akım karakteristiği	33
Şekil 17. Plazma ile nitrürleme proses mekanizması	34
Şekil 18. 316L Paslanmaz Çelik toz partikülleri.....	38
Şekil 19. Farklı üretim açılara sahip örneklerin şematik gösterimi	39
Şekil 20. Örneklerin CAD model çizimleri a) 0°, b) 30°, c) 45°, d) 60° ve e) 90°	39
Şekil 21. Örneklerin üretildiği Concept Lazer MLab R cusing SLE üretim cihazı.	40
Şekil 22. Plazma ile nitrürleme cihazı.....	40
Şekil 23. FEG kaynaklı Taramalı Elektron Mikroskopu.....	42
Şekil 24. 3D Optik Profilometre	43
Şekil 25. X-Işını Difraktometresi Cihazı.....	44
Şekil 26. XPS analizi için temel elemanlar (Azder 2017).....	44
Şekil 27. X-Işını Fotoelektron Spektroskopisi (XPS) Cihazı.....	45
Şekil 28. a) Mikrosertlik ölçüm cihazı b) Vickers sertlik ölçüm tipi ve numunedeki izi	45
Şekil 29. Aşınma deneyi için kullanılan Tribometre cihazı.	46
Şekil 30. Reciprocating aşınma yönteminin şematik gösterimi	46
Şekil 31. İki nokta ölçüm yönteminin şematik gösterimi.....	48
Şekil 32. İşlemsiz örnelelere ait XRD grafiği	50

Şekil 33. 400°C’de 4 saat plazma ile nitrülenmiş örnekler için XRD grafiği.....	51
Şekil 34. 450°C’de 4 saat plazma ile nitrülenmiş örnekler için XRD grafiği.....	52
Şekil 35. 500°C’de 4 saat plazma ile nitrülenmiş örnekler için XRD grafiği.....	53
Şekil 36. İşlemsiz 316L Paslanmaz Çeliğine ait XPS grafiği	55
Şekil 37. 400°C sıcaklıkta 4 saat plazma ile nitrüleme işlemi sonrasında numunelerden elde edilen genel XPS grafiği	56
Şekil 38. 400°C sıcaklıkta 4 saat plazma nitrüleme işlemi sonrası N 1s spektrumuna ait ayrışım grafiği.....	56
Şekil 39. 450°C sıcaklıkta 4 saat plazma ile nitrüleme işlemi sonrasında numunelerden elde edilen genel XPS grafiği	57
Şekil 40. 450°C sıcaklıkta 4 saat plazma nitrüleme işlemi sonrası Fe 2p _{3/2} fotoelektron spektrumuna ait ayrışım grafiği	57
Şekil 41. 500°C sıcaklıkta 4 saat plazma ile nitrüleme işlemi sonrasında numunelerden elde edilen genel XPS grafiği	58
Şekil 42. 500°C sıcaklıkta 4 saat plazma nitrüleme işlemi sonrası Cr 2p _{3/2} spektrumuna ait ayrışım grafiği	58
Şekil 43. 400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°- 400°C, b)30°- 400°C, c)45°- 400°C, d)60°- 400°C, e)90°- 400°C, f) GYÜ’len - 400°C (Devamı).....	59
Şekil 43. 400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-400°C, b)30°-400°C, c)45°-400°C, d)60°-400°C, e)90°-400°C, f) GYÜ-400°C	60
Şekil 44. 450°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-450°C, b)30°-450°C, c)45°-450°C, d)60°-450°C, e)90°-450°C, f) GYÜ’miş-450°C (Devamı)	61
Şekil 44. 450°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-450°C, b)30°-450°C, c)45°-450°C, d)60°-450°C, e)90°-450°C, f) GYÜ’miş-450°C	62
Şekil 45. 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-500°C, b)30°-500°C, c)45°-500°C, d)60°-500°C, e)90°-500°C, f) GYÜ’miş-500°C (Devamı)	63
Şekil 45. 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-500°C, b)30°-500°C, c)45°-500°C, d)60°-500°C, e)90°-500°C, f) GYÜ’miş-500°C	64

Şekil 46. İşlemsiz numunelere ait mikro yapı SEM görüntüleri a) GYÜ'miş 316L Paslanmaz Çeliği, b) SLE yöntemi ile üretilen paslanmaz çelik numunesi.....	65
Şekil 47. SLE yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen 316L paslanmaz çelik numunelerinin katman yönelimleri	66
Şekil 48. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası tabaka kalınlıkları a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L.....	66
Şekil 49. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası tabaka kalınlıkları a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L.....	67
Şekil 50. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası tabaka kalınlıkları a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L.....	68
Şekil 51. Farklı üretim açılarında üretilen işlemsiz 316L paslanmaz çeliklerine ait sertlik dağılımları	69
Şekil 52. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası sertlik dağılımları	70
Şekil 53. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası sertlik dağılımları	70
Şekil 54. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası sertlik dağılımları	71
Şekil 55. İşlemsiz numunelere ve farklı sıcaklıklarda plazma nitrüleme yapılmış numunelere ait artık gerilme grafiği.....	72
Şekil 56. SLE üretim yöntemi ile farklı açılar ile üretilen ve GYÜ'len numunenin plazma nitrüleme öncesi aşınma testlerine ait SEM resimleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L.....	74
Şekil 57. SLE üretim yöntemi ile farklı açılar ile üretilen ve GYÜ'len numunenin plazma nitrüleme öncesi aşınma testlerine ait 3D optik profilometre görüntüleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L	74
Şekil 58. Aşınma testlerinde malzeme iç yapılarının davranışı a) büyük taneli b) ince taneli	75
Şekil 59. SLE yöntemi ile 0°de üretilen numunenin aşınma testindeki davranışının şematik gösterimi.....	76
Şekil 60. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası aşınma testlerine ait SEM resimleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L	76
Şekil 61. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası aşınma testlerine ait 3D optik profilometre görüntüleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L.....	77

Şekil 62. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası aşınma testlerine ait SEM resimleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L	77
Şekil 63. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası aşınma testlerine ait 3D optik profilometre görüntüleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L	78
Şekil 64. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası aşınma testlerine ait SEM resimleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L	78
Şekil 65. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası aşınma testlerine ait 3D optik profilometre görüntüleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L.....	79
Şekil 66. Plazma ile nitrürlenmiş ve işlemsiz numunelerin aşınma oranları.....	79
Şekil 67. Plazma ile nitrürlenmiş ve işlemsiz numunelerin sürtünme katsayısı grafikleri.....	80
Şekil 68. Plazma nitrürleme işlemi yapılmadan farklı üretim açıları ile üretilen SLE ve GYÜ'len numunelere ait elektrokimyasal empedans spektrometresi ölçümlerine ait grafikler.....	82
Şekil 69. İşlemsiz numuneye ait korozyon sonrası SEM görüntüsü.	83
Şekil 70. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası elektrokimyasal empedans spektrometresi ölçümlerine ait grafikler.	83
Şekil 71. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürlenmiş numunenin korozyon sonrası SEM görüntüsü.	84
Şekil 72. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası elektrokimyasal empedans spektrometresi ölçümlerine ait grafikler.	85
Şekil 73. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürlenmiş numunenin korozyon sonrası SEM görüntüsü.	86
Şekil 74. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası elektrokimyasal empedans spektrometresi ölçümlerine ait grafikler.	87
Şekil 75. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürlenmiş numunenin korozyon sonrası SEM görüntüsü.	88
Şekil 76. Korozyon testlerinde kullanılan eşdeğer devreleri a) İşlemsiz numuneler için b) Plazma ile nitrürleme yapılmış numuneler için.	88
Şekil 77. Metal atomları arası uzaklığın, 3 d ve 4 s yörünge yarıçapı değişiminin mıknatıslanma enerjisine etkisi.	89
Şekil 78. SLE üretim yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen ve GYÜ'len işlemsiz numunelerin ve farklı nitrürleme sıcaklıklarında yapılan nitrürleme numunelerine ait manyetik alınganlık ölçümleri.	90

Şekil 79. SLE üretim yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen ve GYÜ'len işlemsiz numunelerin ve farklı nitrürleme sıcaklıklarında yapılan nitrürleme numunelerine ait elektriksel özdirenç ölçümleri.91



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Å	Angstrom
C	Santigrat
cm	Santimetre
Co	Kobalt
Cr	Krom
CVD	Kimyasal Buhar Biriktirme
EDS	Enerji Dağılım Spektroskopisi
Fe	Demir
GPa	Ciga Paskal
gr	Gram
GYÜ	Geleneksel Yöntemle Üretim
HMK	Hacim Merkezli Küp
J	Joule
K	Kelvin
m	Metre
mm	Milimetre
MPa	Mega Paskal
N	Azot
PVD	Fiziksel Buhar Biriktirme
R	Direnç
s	Saniye
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
Si	Silisyum
SLE	Seçici Lazer Ergitme
SLM	Selective Laser Melting
T	Sıcaklık
XPS	X-Işını Fotoelektron Spektrometresi
XRD	X-Işını Difraktometresi
YMK	Yüzey Merkezli Küp
°	Derece
µ	Mikrometre

GİRİŞ

Gelişmekte olan dünyada; insanların ortalama yaş ömürlerinde, tıbbi ve mühendislik teknolojilerinin sürekli artması nedeniyle büyük bir artış görülmektedir. İnsan eklemleri dejeneratif ve enflamatuar hastalıklara eğilimli bir yapıya sahiptir (Long and Rack 1998). İstatistiklere göre 40 yaşın üzerindeki nüfusun yaklaşık %90'ı dejeneratif eklem hastalığına yakalanmıştır (Basu *et al.* 2010). Dünya genelinde her dört yüz kişiden biri kalça protezi ameliyatı olmakta ve toplamda her yıl 2.250.000'den fazla kalça protezi ameliyatı yapılmaktadır (Chandra *et al.* 2011; Kurtz *et al.* 2007; Lutton and Ben-Nissan 1997). Toplam kalça artroplastisi talebinin 2030 yılında %50 daha artacağı tahmin edilmektedir (Kurtz *et al.* 2007). Kalça protezi ameliyatlarının yaklaşık %10 ile 20'si başarısız şekilde sonuçlanmaktadır yada deforme olan implantların değiştirilmesi için gerçekleştirilir. Kalça protezi operasyonlarının başarı oranı önemli ölçüde artmıştır, ancak implantın operasyon sonrası ömrü hala gerekenden daha düşüktür. Genellikle on yıllık ömür süresine sahip olan implantların kullanılmasından dolayı, hastalar yaşamları boyunca birkaç kez ameliyat olmak zorunda kalmasına neden olmaktadır (Kurtz *et al.* 2007). Bu durum, hem hastalara hem de ülkelere ek bir maliyet oluşturmakta ve hastalarında yaşam kalitesini düşürmektedir (Borstlap *et al.* 1994).

Sentetik implantlar, kırık tedavisinde implant olarak kullanılan malzemelerden bazılarıdır. 1950'lerde kalp damarları ve yapay kalp vanası olarak kullanılmışlardır. Daha sonraki yıllarda kalça protezi olarak kullanıma geçilmiştir. Ancak paslanmaz çelik ile üretilen protezler, sentetik üretimin önüne geçmiş ve hala günümüze kadar kullanılmaktadırlar (Borstlap *et al.* 1994; Edelstein and Cammaratra 1998; Malchau *et al.* 1993). 1970 yıllarında ise kendiliğinden bozunan ameliyat iplikleri üretilmeye başlamıştır. Bu gelişmeler göstermiştir ki polimerik, metalik ve sentetik biomalzemeler insan vücudunun zarar gören yerlerinin onarılmasında ve iyileşmesinde yaklaşık olarak 50 yılı aşkın süredir kullanılmaktadır. Biomalzemeler sadece tıpta değil aynı zamanda eczacılık uygulamalarında da kullanılmaktadır. Günümüzde hemen hemen 3000 civarında tıbbi araçta, 2500'den fazla teşhis ürünü ve 40.000'i aşkın eczacılık ürünlerinde kullanılmaktadırlar. Bu kadar çok kullanım alanı, biyomalzeme pazarını oldukça büyütüştür. Kullanım alanının artmasına rağmen biyomalzemelerle ilgili sorun ve problemler günümüze kadar gelmektedir. Bu sorunların giderilmesi için gen tedavisi ve doku mühendisliği gibi bölümler kurulmuştur. Özellikle

bilgisayar teknolojileri ve nanoteknolojik gelişmeler neticesinde, kusursuz biyomalzeme üretimleri hedeflenmiştir.

Biyomalzemeler sadece insan vücudunda değil aynı zamanda biyoteknolojide; biyosensör, enzim, hücre dokusu olarakta kullanılmaktadır. Biyomalzeme olarak kullanılan implan ve protezler vücudun farklı bölgelerinde farklı ortamlara ve yüklere maruz kalmaktadırlar. Vücut dokularındaki pH değeri tümüyle aynı değerde değildir. Ağız içi dokusu ve kalça eklemi dokularının pH'ları oldukça birbirlerinden farklıdır. Vücuttaki implant ve protezlere yük dağılımı her bir yerde aynı değerde değildir. Örneğin insan vücudunda bulunan kemikler günlük aktiviteler esnasında yaklaşık olarak 4-5 Mpa civarında yüke maruz kalmaktadır. Kalça kemiği diğer kemiklerden farklı olarak günlük faaliyetlerde vücut ağırlığının 3 katına kadar yük taşıyabilmektedir. Fakat vücudun ani veya hızlı (spor yapma, düşme, sıçrama, oturup-kalkma vb.) hareketlerinde ise yaklaşık olarak vücut ağırlığının 10-12 katına kadar yüklenmeye maruz kalmaktadır. Biyomalzeme olarak üretilen protez ve implantların bu zorlu şartlara dayanımlı olması en temel beklentidir. Ayrıca implant ve protezlerin vücuda tam olarak adapte olması en önemli gereksinimdir. Malzemenin kimyasal, fiziksel ve biyolojik olarak, vücut dokularıyla uyumlu olması bir zorunluluktur. Bu kavramların tümünü birden sağlayan malzemelere biyouyumlu malzemeler denilmektedir. Günümüze kadar mevcut olan implant ve protezler hala tam olarak biyouyumluluk göstermemektedir. İmplant ve protez üretim sektöründe sadece metal malzemeler kullanılmaz. Metal malzemelerin yanı sıra polimer, kompozit ve seramik malzemelerde kullanılmaktadır.

Biyomalzeme olarak kullanılan seramik malzemeler aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- ❖ Karbon yapılı,
- ❖ Alüminyum oksit yapılı,
- ❖ Biyoaktif olan Si Camlar,
- ❖ Hidroksiapatit yapılı kaplamalar.

Biyomalzeme olarak kullanılan Polimerler ise genelde şunlardır;

- ❖ Polietilen (PE),
- ❖ Poliüretan (PU),
- ❖ Polimetilmetakrilat (PMMA),
- ❖ Poliasetal (PA),
- ❖ Politetraoroetilen (PTFE),
- ❖ Polietilenteraftalat (PET),
- ❖ Polilaktik asit (PLA),
- ❖ Polisülfon (PS),

- ❖ Silikon kauçuk (SR),
- ❖ Poliglikolik asit (PGA).

Biyomalzeme olarak kullanılan metaller ise genelde şunlardır;

- ❖ Altın, Platin, Gümüş, Zirkonyum,
- ❖ Düşük karbonlu paslanmaz çelikler,
- ❖ CoCr ve titanyum alaşımlarıdır (Yılmaz 1997).

Seramik biyomalzemeler, biyouyumlulukları yüksek ve korozyona karşı dayanıklı olmaları gibi avantajlara sahiptir. Kırılgan olmaları, zor işlenen, mekanik özelliklerinin düşük ve yoğunluklarının yüksek olması ise bazı dezavantajlarıdır. Alternatif olarak kompozit malzemeler geliştirilmiştir. Ortopedik ve diş implantları metalik biyomalzemelerden ve biyoseramiklerden yapılırken, kalp-damar sistemi ve genel plastik cerrahi malzemeleri polimerlerden yapılmaktadır.

Polimerik biyomalzemeler, genel olarak iki gruba ayrılabilir; doğal ve sentetik polimer biyomalzemeler. Nişasta ve selüloz doğal polimerler grubuna dahil iken polietilen (PE), poliüretan (PU), politetrafluoroetilen (PTFE) gibi polimer malzemeler yapay (sentetik) polimerler grubuna dahildirler.

Metalik biyomalzemeler kas-iskelet sistemimizin mekanik koşullarına en iyi uyum gösteren malzemelerin başında gelirler. Metalik biyomalzemeler belirli sınırlarda, ağır, uzun süreli, değişken ve ani yüklemelere karşı özelliklerini kaybetmeden dayanabilmeleri nedeniyle tercih edilmektedirler. Protez ve implant uygulamalarında yaygın olarak kullanılan metalik biyomalzemeler; paslanmaz çelikler, kobalt-krom ve titanyum alaşımlarıdır (Zhao *et al.* 2016). Özellikle 316L paslanmaz çelikler, kimyasallara karşı duyarsızlığı (inertlik), korozyona dirençli olması, paslanmazlığı, dayanımı, daha düşük maliyeti, hammadde sıkıntısının olmaması ve şekillendirilebilirliği gibi nedenlerden dolayı en uygun metalik biyomalzemelerden biridir (Bischoff *et al.* 1994; Gümüşderelioğlu 2002; Hirakawa *et al.* 1996).

Genellikle cerrahi uygulamalarda standart boyutlarda implantlar kullanılmaktadır. Hastanın vücut şekil ve büyüklüğü göz önüne alınmasına rağmen, implantların şekli ve mekanik özellikleri, hastanın kemik dokusu, anatomik yapısı ve kemiğin mekanik özellikleriyle uyumsuz olması durumu yaygındır. İnsanların kafatası kemik yapıları birbirlerinden tamamen farklı olmasından dolayı, özellikle bu uygulamalarda büyük problemler gözlemlenmektedir. Bunların üstesinden gelebilmek için günümüz teknolojisinde gerçekleşen ilerlemelere dayanarak kişiye özel protez ve implant üretimi başlamıştır.

Kişiye özel ve kompleks şekle sahip implant tasarımlarının üretilebilmesi için geliştirilen en uygun ve hızlı üretim yöntemlerden biri, 3 boyutlu (3B) yazdırma teknolojisidir. Eklemeli üretim (EÜ), eski üretim metodolojilerinin aksine, genellikle katman üzerine katman olmak üzere, 3B model verilerinden nesnelere yapmak için malzemeleri birleştirme işlemidir. Katmanlı üretim teknolojileri ve yöntemleri, uygulama ve pazar payı açısından önemi sürekli artmakta, otomotiv, medikal ve havacılık gibi çeşitli imalat bölümlerine yayılmakta ve önümüzdeki yıllar içinde bu hızlı büyümenin devam etmesi beklenmektedir (DebRoy *et al.* 2018; L. E. Murr *et al.* 2010; Sing *et al.* 2016; Stampfl *et al.* 2008; Yan *et al.* 2014). Eklemeli üretim yöntemiyle metaller, seramikler, polimerler ve biyolojik sistemler dahi tüm malzemelerden üretim gerçekleştirilebilmektedir. Özellikle havacılık sanayisi, hafif ve kompleks yapıları malzemelere ihtiyaç duymasından dolayı eklemeli üretim teknolojisinin gelişmesinden oldukça olumlu şekilde etkilenmiştir. Tüm eklemeli üretim süreçlerinin başında, üretilecek olan nihai ürünün bilgisayar destekli tasarım (CAD) modelinin oluşturulması ile başlar (Fukuda *et al.* 2011; Zhang *et al.* 2011). Bu model üretimin yapılacağı üç boyutlu yazıcıya yüklenerek cihaza ürünün tanıtımı gerçekleştirilir. Eklemeli üretim yönteminde, geleneksel üretim süreçlerinden farklı olarak doğrudan net şekle sahip karmaşık üç boyutlu parçalar üretilebilmektedir. Eklemeli üretim yönteminde üretim malzemesinden sifıra yakın malzeme artığına sahip olup (üretim tablası üzerindeki destek elemanları hariç), üretim sonrası başka bir işleme gerek kalmaksızın nihai ürün elde edilebilir. Bu nedenle, eklemeli üretim yöntemi “tasarım özgürlüğü”nü artıran, tasarımcıların ve mühendislerin düşük ekonomik maliyet olarak istenilen hacimde ürünler elde etmesini sağlayan bir yöntemdir (Çelik *et al.* 2013; Giannatsis and Dedoussis 2009). Metal yazıcılarda üretim kaynağı olarak genellikle lazer veya elektron demeti kullanılmaktadır. Bu kaynaklar malzemenin kontrollü bir şekilde ergimesine ve katılaşmasına olanak sağlamaktadır. Seçici lazer ergitme (SLE) bir ürünün bilgisayar kontrollü lazer ışını kullanılarak koruyucu bir atmosfer altında seçilmiş bölgede yer alan toz tabakalarının tabaka tabaka serilip ergitilmesiyle ürün oluşturmayı sağlayan üretim yöntemidir. Seçici lazer ergitme yöntemi geleneksel üretim yöntemleri ile kıyaslandığında SLE yönteminde, geometrik kısıtlama olmaksızın hızlı ve seri bir şekilde malzeme üretimi mümkün olmaktadır. Bu üretim yönteminde yalnızca modeli oluşturan bölgeler lazer ile tarandığı için ergimenin olmadığı bölgelerdeki malzemeler tekrar kullanılma imkanına sahip olup geri dönüşen malzeme tasarruf sağlamaktadır.

Eklemeli üretim yönteminde elde edilecek olan nihai ürünün, yapısal ve mekanik özellikleri, üretim parametreleri tarafından kontrol edilebilmektedir. Bu parametreler şöyle sıralanabilir;

- tabaka katman kalınlığı,
- tarama hızı,
- adım boyu,
- tarama yönü,
- toz parçacık büyüklüğü
- parçanın üretim yönü olarak sıralanabilir.

Ergitmede kullanılan lazer çeşitleride farklılık gösterebilmektedir. CO₂ lazerleri, fiber lazerler ve Nd-YAG lazerleri en çok kullanılan lazer çeşitleridir. Üretim sürecini etkileyen parametrelerden biride üretim ortamında kullanılan gaz çeşitidir. Yanıcı olan malzemelerin üretiminde yanma tepkimesini engellemek için vakum ortamına inert gazların (Argon vs.) eklenmesi tercih edilirken diğer malzemelerde genellikle azot gazı kullanılmaktadır. Lazer gücü, darbe boyu, spot boyutu, darbe frekansı, tarama modeli (adacıklı veya adacıksız) ve tarama hızı gibi parametreler malzemenin yüzey pürüzlülüğü, mukavemeti ve yoğunluğu gibi birçok özelliğini etkilemektedir (Klocke *et al.* 2003).

Tüm malzemelerde olduğu gibi 316L paslanmaz çeliğininde mekanik ve elektrokimyasal özellikleri temel olarak yüzey özellikleri ile ilişkilidir (Castner and Ratner 2002). Bu nedenle 316L paslanmaz çelik malzemelerin biyouyumluluk, mekanik, elektrokimyasal ve tribolojik özellikleri gibi bazı davranışları ısıtma işlemi, elmas benzeri karbon kaplama, nitrürleme, fiziksel buhar biriktirme (PVD), iyon saçırma, lazer yüzey modifikasyonu ve plazma oksidasyon gibi çeşitli yüzey iyileştirme proses işlemleri ile geliştirilebilmektedir (Dong et al. 2000; Arslan et al. 2012; Xu et al. 2016).

316L paslanmaz çelikler genellikle implant ve protez malzemesi olarak kullanılmaktadır. Korozyon direnci yüksek olmasına rağmen çukurcuk (pitting) korozyon direnci oldukça düşüktür. Ayrıca yüksek akma mukavemetine sahip olması ve biyouyumluluğu olması, protez ve implant malzemesi olarak kullanımında tercih sebebidir. Ancak 316L paslanmaz çeliğin tribolojik özelliklerinin ve sertlik değerinin yetersiz olması kullanımını sınırlandırmaktadır. Bu yüzden 316L paslanmaz çeliğin tribolojik özelliklerini geliştirmek için birçok yüzey işleme yöntemi mevcuttur. Bunlardan termal, kimyasal ve elektrokimyasal işlemler yüzey özelliklerinin geliştirilmesinde kullanılan işlemlerden birçoğuna örnektir. Plazma ile nitrürleme işlemi genellikle mekanik ve tribolojik özelliklerin geliştirilmesinde sıkça tercih edilen bir uygulamadır. Plazma ile nitrürleme işlemi; metal örneklerin belirli sıcaklıklarda plazma ortamında nitrojen difüzyonuna tabii tutulmasıyla gerçekleştirilir. Plazma ile nitrürleme işleminden sonra metalik malzemenin üzerinde ana malzemeden daha sert bir tabaka oluşur. Bu tabaka genellikle sert nitrür fazları içerir. Bu işlem esnasında nitrürlerin

malzemenin içerisine daha fazla difüzyon olması nitrür tabakasının daha kalın olmasına neden olur ki buda malzemenin tribolojik özellikleri üzerine olumlu bir etki oluşturur. Ancak bu yöntem tamamen yüzey özelliklerini geliştirmez, özellikle yüksek sıcaklıklarda tribolojik özellikler gelişirken, 316L paslanmaz çeliğinin korozyon direncini oldukça düşürmektedir. Bu nedenle nitrürleme prosesi hem korozyon hemde tribolojik özellikleri olumsuz etkilemeyecek bir sıcaklıkta yapılmalıdır.

Biyomalzeme olarak kullanılan 316L paslanmaz çeliğinin tribolojik, mekanik ve korozyon özelliklerini geliştirmek için yapılan yüzey proseslerinin anlatıldığı literetür çalışmaları aşağıda özetlenmiştir.

Galeneano, O. *et al.* (2020) 316L paslanmaz çeliğine düşük sıcaklıklarda yaptıkları plazma nitrürleme işlemi sonrasında *in vitro* ortamında 316L paslanmaz çeliğinin kan uyumluluk testlerini incelemiştir. Plazma nitrürleme sıcaklıklarının kan uyumluluğuna etkisini görmek için üç farklı sıcaklık kullanmışlardır. Plazma nitrürlemede artan sıcaklık değerleri malzemeler üzerinde pürüzlülük ve ıslatılabilirlik değerlerinde artışa neden olmuştur. 380°C’de yapılan nitrürleme işlemi kanuyumluluğunda en iyi sonucu vermiş olup en düşük uyumluluk 420°C’de elde edilmiştir ki bu değer işlemsiz 316L paslanmaz çeliğinin değerinden bile daha düşüktür(Galeano-Osorio *et al.* 2020).

Jeong, B.Y. *et al.* (2001) 316L paslanmaz çeliğine 400°C’de plazma nitrürleme işlemi uygulamışlardır. Yapıda mevcut olan Fe atom kafesleri içerisine azot difüzyonunu olumlu etkilediğini, yer değiştirme elementi olan Cr atomunun difüzyonunu engellendiği ifade edilmiştir. Yapıya yerleşen yüksek miktardaki azot atomları malzeme içerisinde bası artık gerilmesi oluşumuna neden olduğunu ifade etmişlerdir. 500°C’de ise tabaka içerisinde mikro çatlaklar oluştuğunu ve bu çatlakların, s-fazının kompozisyon ürünleri olan CrN ve Fe₄N fazları arasındaki iç gerilmelerinin farklılığından oluştuğunu gözlemlemişlerdir (Jeong and Kim 2001).

Godec, M. *et al.* (2020) SLE ile üretilmiş ürünlere ve geleneksel olarak elde edilmiş 316L paslanmaz çeliklere düşük sıcaklıklarda plazma nitrürleme işlemi yaparak korozyon, aşınma ve mikro yapıdaki değişimleri incelemiştir. Aynı şartlarda yapılan plazma nitrürleme sonrasında her iki yöntemdede 13-16µm kalınlığında s-fazı tabakası oluştuğu gözlemlenmiştir. Geleneksel malzemenin sertlik değeri işlemsiz malzemeye kıyasla yüksek olmasına rağmen SLE ile üretilen malzemenin sertlik değerinden daha düşüktür. Bunun sebebi olarak oluşan artık gerilmeler, dislokasyon yoğunlu fazlalığı ve oluşan CrN fazlarının çökmesi olarak gösterilmiştir (Godec *et al.* 2020).

Mingolo. N *et al.* (2006), 316L paslanmaz çeliğini düşük sıcaklıkta (400°C) ve yüksek sıcaklıkta (550°C) farklı nitrürleme gazı karışımları altında gerçekleştirmişlerdir. 316L

östenitik paslanmaz çeliklerin plazma nitrülmesinden sonra, 400°C'de nitrülenen numunelerin nitrülenmiş tabakasında bir miktar krom ve demir nitrür çökeltisi gözlenmesine rağmen, baskın olarak genişletilmiş östenit yapılar gözlemlendiği belirtilmiştir. Genişletilmiş östenit fazı, katı çözeltiliyi aşırı doygun hale getiren yüksek nitrojen varlığından dolayı kafes açılarındaki bir miktar bozulma olarak tanımlanmıştır. Kafes içerisine difüze olan N atomları yaklaşık olarak %45'lik oranda kafesin yapısında ortalama olarak %10'luk bir genişlemeye neden olduğu ve bu durumda malzemenin yapısında artık gerilmelere neden olduğu gözlemlenmiştir. 550°C sıcaklığında yapılan nitrüleme sonrasında ise daha az azot çökmesi daha az kafes yapısında genişleme ve tabii olarak daha az artık gerilmelerin olduğu sonucu elde edilmiştir (Mingolo *et al.* 2006).

Singh, V *et al.* (2002) yaptıkları çalışmada, 316L paslanmaz çeliğini düşük sıcaklıklarda plazma nitrüleme işlemine tabii tutmuşlardır. 450°C sıcaklığın altında m-fazı olarak adlandırdığı tetragonel yapıya sahip oluşumlar elde edilmişlerdir. İşlenmemiş örneklerle kıyaslama yapıldığında plazma nitrüleme sonrasında yüzey sertlik değerlerinde yaklaşık olarak 4 kat bir artış olduğu ifade edilmiştir. Ayrıca sürtünme katsayılarında ve aşınma oranlarında da önemli derecede azalmalar meydana geldiği gözlemlenmiştir (Singh *et al.* 2002).

Sun, Y. *et al.* (1998) yaptıkları bir çalışmada plazma nitrüleme işlemi sonrasında aşınma dirençlerinin arttığını gözlemlenmişlerdir. Çalışmalarında tüm deneyleri hem sıvı hemde kuru ortamda gerçekleştirmişlerdir. Aşındırıcı top olarak Al₂O₃ ve paslanmaz çelik kullanmışlardır. Çalışmanın sonuçlarını aşındırıcı yüzeye, termokimyasal işlem sıcaklığına ve testi gerçekleştirdikleri ortam koşulları ile ilişkili olduğunu belirtmişlerdir. Aşınma ortamının kuru olması durumunda aşınma oranlarının işlemsiz numunelerin aşınma oranlarına göre yaklaşık olarak iki üç kat azaldığını belirtmişlerdir. Aşınma ortamında korozif sıvı olması durumunda ise aşınma dirençlerinde azalma meydana gelmiştir (Y. Sun and Bell 1998).

Li G-J. *et al.* (2008) düşük sıcaklıklarda 350-480°C aralığında yapmış oldukları plazma nitrüleme işlemi neticesinde 350 ve 400°C arasındaki sıcaklıklarda tek bir genişlemiş östenit tabakası (s-fazı) elde etmişlerdir. 480°C sıcaklıkta ise CrN tabakasının oluştuğunu gözlemlenmişlerdir. Sertlik değerleri ve kuru aşınma şartlarında yapılan aşınma değerlerinde iyileşme elde etmişlerdir. Numulardan s-fazına sahip olanlar aşınma direnci olarak en iyi değerleri sergilemişlerdir. İşlemsiz örneklerde aşınma anında oksitlenme ve aşırı plastik deformasyon gözlemlenmişlerdir. S-fazı sürtünme anında örneklerin üzerinde yağlama davranışı sergileyerek aşınmanın daha hafif şekilde oluşmasına neden olduğu elde edilmiştir (G.-j. Li *et al.* 2008).

Linda. G, *et al.* (2006), yapay diz veya kalça eklemlerinin yanı sıra dahili sabitleme uygulamalarında yaygın olarak kullanılan 316L paslanmaz çeliğini %25N₂ - %75H₂ gaz oranında, 410°C sıcaklıkta ve 8 saat boyunca plazma ile nitrürleme işlemine tabii tutmuşlardır. Uyguladıkları işlem sonrasında malzemenin yüzeyinde yapışık olarak 6µm kalınlığında genişlemiş östenit (s-fazı) yapısının oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Ancak nitrürleme yapılmış örneklerin korozyon davranışlarında istedikleri kadar bir iyileşme elde edememişlerdir. Bunun nedenini ise yapıda CrN fazlarının çökmesiyle ilişkilendirmişlerdir (Gil *et al.* 2006).

Kim, H. *et al.* (2005) paslanmaz çeliği kullandıkları çalışmalarında numune yüzeyinde oluşturdukları Cr₂O₃ yapıları sayesinde korozyon direnci değerlerinde artış gözlemlemişlerdir. Çalışmalarında kullandıkları işlemsiz 316L paslanmaz çeliklerin mekanik ve tribolojik özelliklerinin düşük olduğunu tespit etmişlerdir. Bu özellikleri geliştirmek için yüzey modifikasyonu yapma gereği duymuşlardır. Ancak numunelerde oluşan CrN fazların paslanmaz çeliğin korozyon dayanımını azalttığını tespit etmişlerdir. 320°C-500°C sıcaklık aralığında ki nitrürleme işleminde hem korozyon hemde aşınma dayanımının arttığını belirtmişlerdir (Kim *et al.* 2005).

Stinville, J.C. *et al.* (2010) 316L paslanmaz çeliklerin tekrarlı yüklemelere karşı dayanıklılığı ve stress uygulamalarındaki performanslarını geliştirmek için yaklaşık olarak 400°C sıcaklıkta 20dk'dan 160 saat'e kadar plazma ile nitrürleme işlemi uygulamışlardır. Malzemenin üzerinde meydana yapının kalınlığı sıcaklığın artışı ile 1µm'den 25 µm'ye kadar yükseldiğini gözlemlemişlerdir. Nitrürleme işleminin malzemenin ilk yapısına bağlı olarak yeniden tekstüre olduğunu belirlemişlerdir. Bu yeni yapıya neden olan etkinin azot atomlarının yapıyı oluşturan kafeslerde meydana getirdiği genişlemenin etki olduğunu ifade etmişlerdir. Kafeslerde meydana gelen bu genişlemenin sonucu olan artık gerilmeler, malzemenin yorulma ömür artışlarında olumlu rol oynadığını hesaplamışlardır (Stinville *et al.* 2010).

Eklemeli üretim proses parametrelerinin, elde edilen nihai ürünler üzerinde oluşturduğu etkilerin bazıları aşağıdaki literatür çalışmalarında sunulmuştur.

Alsalla, H.H. *et al.* (2018) yaptıkları çalışmada, SLE yöntemi ile farklı inşa yönlerinde ürettikleri 316L paslanmaz çeliklerin, malzeme yoğunluklarını, mekanik özelliklerini, yüzey kalitesini ve mikro yapısını incelemişlerdir. Yönelim olarak yx ve zx olarak adlandırdıkları örneklerde mikroyapıda kusurların ve çatlakların varlığından bahsedilmiştir. Bu kusurlar kırılma tokluğu, akma mukavemeti ve toplam uzamayı olumsuz olarak etkilemiştir (Alsalla *et al.* 2018).

Zhang, LC. *et al.* (2011) lazer gücünün SLE ürünlerinin mikro yapısı üzerindeki etkisini tartıştı. Daha yüksek lazer gücüyle yeterli girdi enerjisinin kesintisiz erimiş izler üretebileceğini

ve nispeten yoğun bir bileşenle sonuçlanabileceğini keşfettiler. Ayrıca, güç yoğunluğunun, eriyik havuzunun merkezinden kenarına kadar farklı sıcaklık gradyanları aralığı ile sonuçlanabileceğini, bunun da sıcaklık gradyanı boyunca dendrit morfolojisinden hücrel morfolojiye dönüşüme yol açtığını ve böylece farklı mikro yapıların üretildiğini de gösterdiler (Zhang *et al.* 2011).

Amanda, W. *et al.* (2014), eklemeli üretim ile 316L paslanmaz çeliğini tarama adacıklarının büyüklüklerini değiştirerek malzeme üzerinde meydana gelen artık gerilmelerin değişimini incelemişlerdir. İlk olarak 3x3mm boyutlarındaki adacıklarla örnekleri elde edip daha sonra 5x5mm boyutlarındaki adacıklarla örneklerini üretmişlerdir. 3x3mm boyutlarındaki adacıklı örneklerde artık gerilmelerin, gözenekli yapının ve elastik modülün diğer örneklere kıyasla önemli ölçüde azaldığını belirlemişlerdir (Wu *et al.* 2014).

Alexander, L. *et al.* (2018), eklemeli üretim yöntemi ile ürettikleri ürünlerin üretim anındaki farklı açıların malzemenin mikro yapısı üzerine etkilerini incelemişlerdir. 30° ve 45°'lik üretim açılara sahip örneklerin ergime anında açığa bağlı olarak yatay örneklerden daha uzun tanelerin oluştuğunu gözlemlemişlerdir (Leicht *et al.* 2018).

Shrestha, R. *et al.* (2019) yaptıkları bir çalışmada eklemeli üretim yöntemlerinde biri olan lazer bed füzyon ile 316L paslanmaz çeliklerin farklı üretim yönlerinin ve yüzey pürüzlülüklerinin, yorulma dayanımı üzerine etkilerini incelemişlerdir. Üretimde yatay, çapraz ve dikey yönelimler kullanmışlardır. En yüksek yorulma dayanımını yatay olarak ürettikleri örneklerden elde etmişlerdir. En düşük yorulma dayanımı ise dikey üretilen örneklerden ölçülmüştür. Bu durum, eklemeli üretim prosesi sırasında hızlı bir soğutma/katılma oranından kaynaklanan daha ince mikro yapıya ilişkili olduğu belirtilmiştir. Yüzey pürüzlülüğünün etkisi ise oneli derecede yorulma dayanımı üzerine etki etmediği belirtilmiştir (Shrestha *et al.* 2019).

Sender, G. *et al.* (2021) 316L paslanmaz çeliğini farklı üretim yönlerinde üreterek bu yönelimlerin malzemenin korozyon değerleri üzerine artık gerilme ve üretim yönelimlerinin etkisini incelemişlerdir. SLE ile yapılan üretimlerde yönelim oldukça kritik bir parametre olup malzemenin mikroyapısında oldukça farklılıklara neden olduğunu bilinmektedir. Yapılan bu çalışmada üretimi yatay olan malzemelerde grainler en büyük değere sahip olurken 45° ve dikey üretimlerde grainler daha küçük ve eş eksenli oluşumlar meydana gelmiştir. Oluşan bu anizotropik yapılar SLE esnasında termal ısıtma ve soğutma göndüleri ile ilişkilendirilmiştir. Üretim sonucunda elde edilen tüm örnekler dövme ile üretilen örneklerden daha yüksek korozyon direnci ve pasifleşme değerine sahip olmuşlardır. SLE prosesi sonunda malzeme meydana gelen bası ve çeki artık gerilmeleri örneklerin korozyon davranışına önemli bir etkisi olmadığı ortaya çıkmıştır (Sander *et al.* 2021).

Wang, D. *et al.* (2016) SLE üretiminde meydana gelen katılaşmanın sıcaklığın gradyanı ve ısı akısının yönlerinin farklı kristalleşmelere neden olduğunu ortaya koyan bir çalışma yapmıştır. Isı-kütle transfer etkisinden dolayı ısı akısı yönü değiştirilerek tanelerin büyüme yönü büyük ölçüde etkilendiğini ifade etmişlerdir (Wang *et al.* 2016).

SLE yöntemi ile üretilen ürünlerin mekanik ve elektrokimyasal özellikleri, mühendislik uygulamalarında detaylı şekilde incelenmiş olmasına rağmen, SLE ürünlerinin bazı zayıf yönleri mevcuttur. Genellikle düşük aşınma dirençleri gibi üretimin getirdiği bazı doğal problemler vardır. Bu problemlerin giderilmesi için, lazer gücü, tarama mesafesi, hız ve tarama stratejisinin yanı sıra üretim yönü gibi parametreler, SLE ürünlerinin kalitesini ve ürün güvenilirliğini önemli ölçüde etkilemektedir (Cherry *et al.* 2015). En ideal olacak şekilde üretim parametrelerinin kullanılması, SLM ürünlerinin, mekanik ve fonksiyonel özelliklerini önemli ölçüde etkileyerek ürünün mikro yapısına, yüzey özelliklerine ve artık gerilmelere neden olabilmektedir (Hua Li *et al.* 2018).

SLE üretim yönteminde, 316L paslanmaz çelik tozları, yüksek tokluğu ve yüksek korozyon direnci nedeniyle yaygın olarak kullanılmaktadır (Z. Sun *et al.* 2016). SLE yöntemiyle üretimde, 316L paslanmaz çelik tozlarının ergime esnasında yapı içerisinde gözenek oluşturması ve ergimenin tam olarak gerçekleşmemesi gibi bazı sorunlar oluşmaktadır (Liverani *et al.* 2017).

Stendal, J. (2018) geleneksel olarak dövme yöntemi ile üretilen 316L paslanmaz çeliğini ve SLE ile üretilen 316L paslanmaz çeliğinin, yapay vücut sıvısı (SBF) içerisinde tribokorozyonunu ve korozyon davranışlarını kıyaslamıştır. Elektrokimyasal kıyaslamalarda, dövülmüş 316L paslanmaz çeliği SLE ile elde edilen 316L paslanmaz çeliğinden daha düşük bir pasivasyon kapasitesi oluşturmuştur. Ayrıca SLE ürünleri çukurcuk korozyonuna karşı daha az hassasiyet ortaya koyduğu gözlemlenmiştir (Stendal *et al.* 2018).

Literatürde yapılan çalışmalardan plazma ile nitrüleme işleminin 316L paslanmaz çeliğinin aşınma direncini, korozyon direncini ve yorulma dayanımı artırdığı belirlenmiştir. Ancak eklemeli imalatın yönlenme (anizotropi) etkisinden dolayı yapılan nitrüleme işlemi sırasında difüzyon derinliğinin değişimi ile ilgili bir çalışma bulunmamaktadır. Bu tezin hazırlanma amacı malzeme içerisine optimum difüzyonu elde etmek için eklemeli üretimdeki, üretim açısını belirleyebilmektir.

KURAMSAL TEMELLER

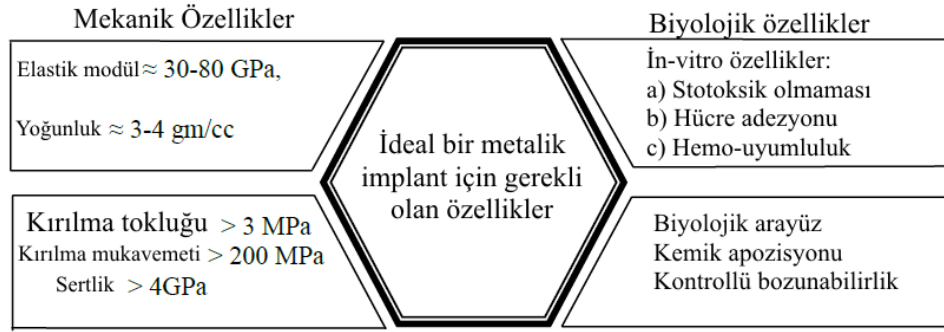
Biyomalzemeler

Biyomalzemeler, minimum deformasyonla uzun yıllar kullanımı bir arada sunmak üzere biyolojik sistemlerle etkileşime girebilen cihazlar yapmak için kullanılan malzemelerdir. Williams biyomalzemeleri ‘tıbbi cihazlarda kullanılan, biyolojik sistemlerle etkileşime girmesi amaçlanan cansız malzemeler’ olarak tanımlamıştır (Williams 1981). Biyomalzemeler; kemikler, eklemler ve dişler gibi kas-iskelet sisteminin hastalıklı veya hasarlı kısımlarının onarımında, değiştirilmesinde veya çoğaltılmasında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bir biyomalzemenin temel gereksinimi, malzemenin ve vücudun doku ortamının birbirleri üzerinde istenmeyen veya uygunsuz bir etki oluşturmadan bir arada bulunabilmesidir. Biyomalzemeler için temel bir gereklilik olan biyoyumluluk, malzemenin uygulamanın yapıldığı bölge ile etkin bir şekilde uyumluluk gösterme yeteneğini ifade eder. Biyomalzemelerden yapılan yaygın tıbbi cihazlar arasında kalça protezleri, protez kalp kapakçıkları ve daha az yaygın olan nörolojik protezler ve implante edilmiş ilaç dağıtım sistemleride yer alır. Vücut içine yerleştirildiklerinde bu malzemeler, ömürlerinin sonuna kadar uzun süreli uygulama için vücutta kalıcı olarak sabitlendiklerinde protez olarak adlandırılırlar (von Recum 1998). Ortopedik implantlar, genellikle iyileşmeye yardımcı olmak, deformeleri düzeltmek ve orijinal parçanın kaybolan işlevlerini geri kazandırmak için insan vücudunun iskelet sistemine monte edilir. Bunlardan bazıları; destekleyici kemik plakaları, vidalar, kalça eklemleri, diz eklemleri, dirsek eklemleri, omuz eklemleri ve tendonlardır. İmplantlar, insan vücudunun fizyolojik koşulları olan biyokimyasal ve dinamik ortamına maruz kalmaktadırlar. Ayrıca tasarımlarında kullanılacak olan canlı anatomisi tarafından belirlenir. Son 25 yılda, üretimde kullanılan otomatik olarak çalışan makinelerin kullanımındaki artış, birçok kişinin spora katılımı, savunma faaliyetleri ve gündün güne artan trafik kazalarından dolayı sayılarda doku ve organ kayıplarında muazzam bir artışa neden olmuştur. Bu insanların rutin faaliyetlerine hızlı ve erken bir şekilde yeniden başlayabilmeleri, ortopedik implantların kullanımında artışa neden olmuştur.

Metalik Biyomalzemeler

Metalik biyomalzeme olarak kullanılan protezlerde gerekli olan bazı özellikler arasında; biyolojik uyumluluk, sertlik, mükemmel mekanik özellikler, statik ve yorulma mukavemeti, termal iletkenlik, düşük sürtünme kuvveti ve yüksek mekanik şok direnci gibi istenen bazı özelliklere sahip olması gerekmektedir. Ayrıca metaller, vücut içerisinde implantasyonun görünürlüğünü sağlamak için kullanılan X-Ray görüntüleme görünürlüğe sahiptir. Aşınma ve korozyon direnci gibi tribolojik özellikler de metalik biyomalzemeler için oldukça önemli

özelliklerdir. Metal formdaki implant malzemelerin de avantajlarının en önemlisi, implantların vücut sıvısı ile reaksiyona girerek elektrokimyasal tepkimeleri oluşturmasıdır. Bu reaksiyon metal formdaki implanların zamanla korozyona uğramasına neden olmaktadır. Çoğu hücre, aşınmış parçacık partiküllerini metabolize edemez, bu durum vücutta zararlı enfeksiyonlara yol açmaktadır. İmplantların tribolojik özelliklerinin geliştirilmesi toksik iyonların in vivo salınmasını azaltır. İmplant malzemelerden salınan iyonların kontaminasyonu, metalik biyomalzemeler için çözülmesi gereken önemli bir sorundur. Biyomedikal uygulamalar için implant malzemesi üretiminde göz önünde bulundurulması gereken iki önemli özellik vardır; mekanik özellikleri sağlayan malzeme seçimi ve biyouyumluluk özellikleri sağlayan malzeme yüzeylerinin seçimi. İdeal metalik bir biyomalzemenin gerekli olan özellikleri Şekil 1’de verilmiştir. Biyomalzemelerde, vücudun gerek duyduğu hem biyolojik özellikleri hemde mekanik özellikleri aynı anda sağlamak oldukça zordur.



Şekil 1. İdeal bir metalik biyomalzeme için gerekli olan özellikler

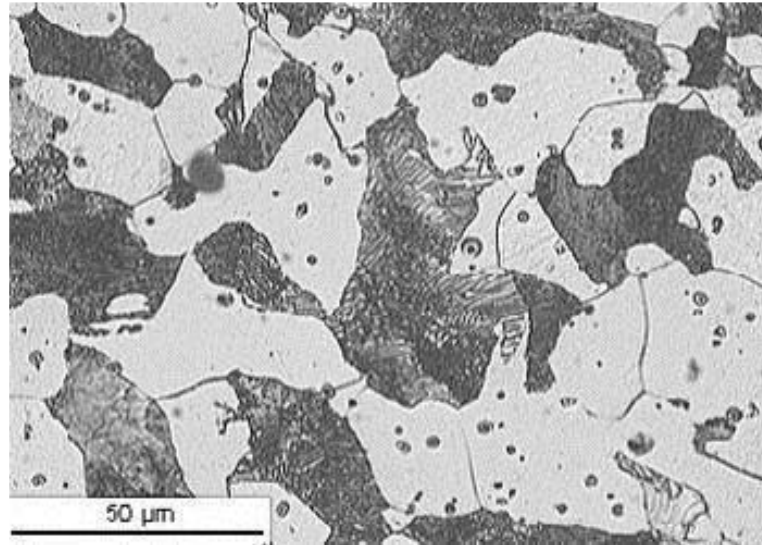
Metalik biyomalzeme olarak kullanılan en yaygın üç metal 316L paslanmaz çeliği, Ti-6Al-4V ve Co-Cr alaşımlarıdır (Dearnley 1999; Ratner *et al.* 2004; Shimmin *et al.* 2008). Tablo 1’de kobalt krom alaşımlarının, paslanmaz çeliklerin, titanyum alaşımlarının ve sağlam yapıdaki kemiğin mekanik özellikleri verilmiştir.

Tablo 1. Metalik Biyomalzeme Olarak Kullanılan Bazı Metallerin ve Kompakt Kemiğin Özelliklerinin Kıyaslaması

	<i>316L Paslanmaz Çelik</i>	<i>Co-Cr-Mo</i>	<i>Ti-6Al-4V</i>	<i>Kompakt Kemik</i>
<i>Elastik Modül (GPa)</i>	192	241	112	9-19
<i>Eğilme Day. (MPa)</i>	483	824	901	121
<i>Sertlik (GPa)</i>	236	431	324	-
<i>Süneklik</i>	41	11	13	~2

316L Paslanmaz Çelik

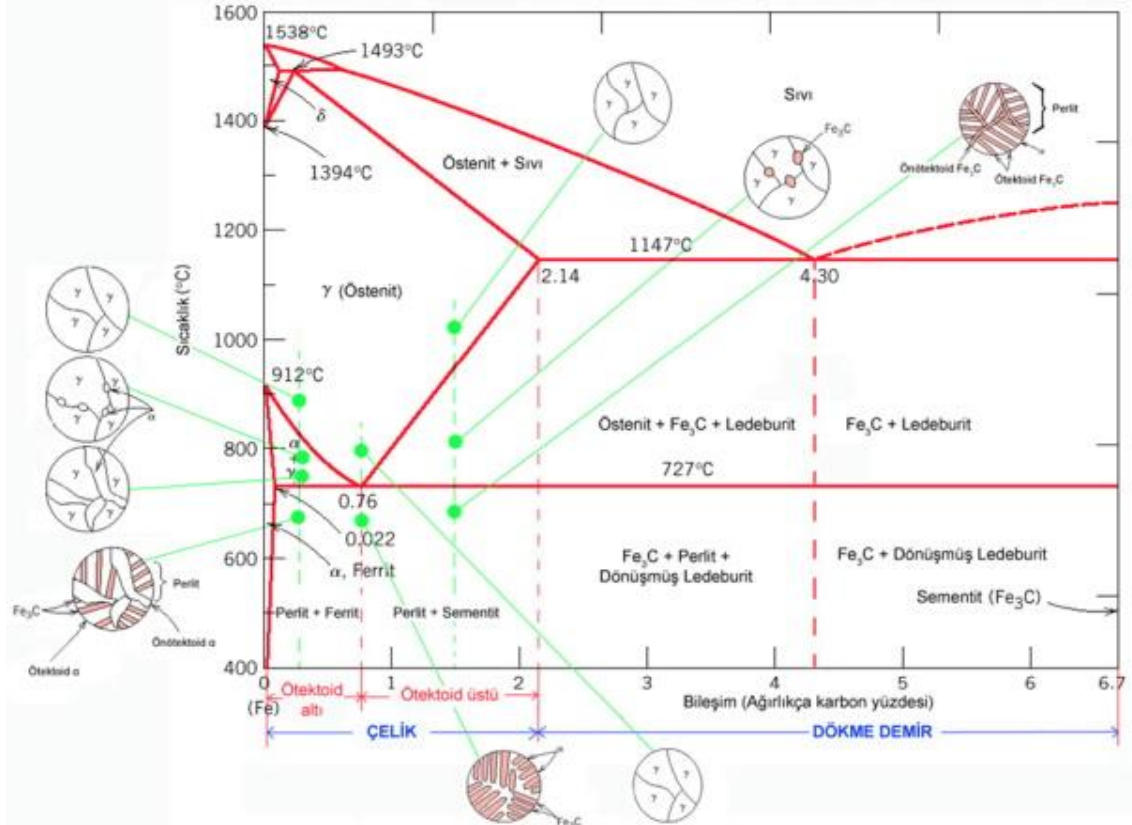
Paslanmaz çeliklerden 302 çeliği, implant olarak kullanılan çeliklerden ilkidir, ancak korozyon dayanımının düşük olması bu çeliğin geliştirilmesini gerektirdi. Çelik malzemesi içerisine az miktarda Mo eklenmesi ile 316L çeliği geliştirildi. 1950'de, 316 paslanmaz çelik, taneler arası korozyon atakları riskini azaltmak için karbon içeriği % 0.08'den maksimum %0.03'e düşürülerek daha da geliştirildi (Dearnley 1999). Karbon içeriğinin bu düşük oranından dolayı 316L paslanmaz çelik olarak adlandırılmıştır. Biyomedikal uygulamalar için çok önemli olan korozyon direncinin artırılması 316L paslanmaz çelikleri bu alandaki kullanımda oldukça popüler yapmıştır. Uluslararası standart kuruluşu (ISO) ve Amerikan Test ve Materyalleri Topluluğu (ASTM) da 316L paslanmaz çeliğini implant olarak kullanılmasını önermektedir (Bronzino 2000). 316L paslanmaz çeliğindeki nikel içeriği maksimum %17 ila %20 olarak belirlenmiştir. Bu oran, östenitik fazı oda sıcaklığında stabilize etmek için ve korozyon direncini arttırmak için uygundur. Fakat, yüksek orandaki Ni:Cr konsantrasyonları vücutta alerjik enfeksiyonlara neden olduğu da bulunmuştur (Hierholzer *et al.* 1984). Östenitik fazı korumak için gereken minimum miktar %10 Ni'dir. Çelik bileşiminde az miktarda silisyum bulunur. Silisyum ferritin sertliğini artırır, oksidasyon direncini artırır ve etkili bir oksijen gidericidir. 316L paslanmaz çeliğinin, yüksek stresli ve oksijeni tükenmiş bir bölgede belirli koşullar altında paslanabileceğine dikkat edilmelidir. Bu yüzden 316L paslanmaz çeliğin yorulma dayanımını, elektrokimyasal direncini, aşınma direncini ve mukavemet özelliklerini geliştirmek gereklidir (Bronzino 2000). %0,1 C içeren 316L paslanmaz çeliğin yüzeyinin kimyasal olarak dağlanmasıyla ilgili iç yapısı Şekil 2'de verilmiştir.



Şekil 2. Düşük karbon içeriğine sahip olan 316L paslanmaz çeliğin mikro yapısı (Chikarakara 2012)

Çeliğin, ferrit ve perlit olmak üzere iki ana bileşeni vardır. Mikro yapının açık renkli bölgesi ferrittir. Koyu renkli olan kısımlar perlit fazını ve ferrit fazları arasındaki grain sınırları görünür halidir. Perlit, "porozlu" bir doku olarak görülebilen ince bir ferrit ve demir karbür karışımından oluşur. Perlit fazı sert bir yapıya sahiptir ve çeliğe mukavemet verir. Ferrit fazı ise yumuşaktır ve çeliğe süneklik ve tokluk özelliği verir. Çeliğin içeriğindeki karbon elementinin ağırlıkça yüzdesi arttırılırsa, çeliğin içerisindeki perlit fazının varlığını arttırır. Bilindiği üzere çelik içerisindeki perlit fazının artışı, mukavemeti arttırırken tokluk ve sünekliği azaltmaktadır (Gilbert 2010). Şekil 2'de ferrit fazını oluşturan tanelerin içerisindeki siyah noktalar, oksijen ve sülfür kalıntıları veya safsızlıklardır. Malzemelerin mekanik ve tribolojik özellikleri mikro yapı ile ilişkilidir. Tane boyutunun küçültülmesi; perlit fazı miktarını azaltır, çeliğin sünekliğini, mukavemetini ve tokluğunu ise arttırır (Chikarakara 2012).

Faz diyagramı: 316L paslanmaz çeliğine ait mekanik özellikler, mikro yapısının ve termal geçişinin bir fonksiyonudur. Faz diyagramı, alaşımların kristalleşmesi ve erimesi ile ilgili bilgiler vermektedir. Alaşımları oluşturan her bir faz, tek tip kimyasal ve fiziksel özellik gösteren homojen yapılar olarak tanımlanabilir (Chikarakara 2012). Demir-karbon faz diyagramları paslanmaz çeliklerin faz dönüşümlerini belirlemek için kullanılmaktadırlar. Şekil 3, Fe-C faz diyagramının demir açısından zengin kısmını göstermektedir.



Şekil 3. Demir-karbon ikili faz diyagramı (Callister 2020).

316L paslanmaz çeliğinde karbon oranı %0.02 dir. Bu yüzden grafikte sadece sol dikey eksen boyunca kalan alan dikkate alınır. Erimesinden önce demirde meydana gelen iki kristal yapı dönüşümü vardır. Hacim merkezli kübik yapıya sahip olan ferrit fazları oda sıcaklığında kararlı haldedir. Yaklaşık 912°C sıcaklıkta polimorfik bir dönüşüm, ferrit faza sahip FCC östeniti (γ demir) meydana getirir. Östenit fazı 1394°C sıcaklıkta, hacim merkezli kübik ferrit fazına tekrar gelir. Bu yapı, yüksek sıcaklıklarda kararlı olması dışında α demirinkine benzerdir. Sadece karbon ile alaşımlandığında, östenit fazının 727°C'nin altındaki sıcaklıklarda kararsız olduğu bilinmektedir. Alaşım elementlerinin eklenmesi, yapıyı daha düşük sıcaklıklarda stabilize etmektedir. 1538°C sıcaklıkta erime olayı gerçekleşir. 316L paslanmaz çelik gibi demir alaşımlarında, karbon elementini östenit fazın yanı sıra α ve δ ferrit fazları ile katı çökeltiler oluşturan bir arayer safsızlığı meydana getirir. Karbon elementinin demir alaşımlarında çok küçük ağırlık yüzdelerinde kullanılması bile çeliğin mekanik özelliklerinde çok büyük değişiklikler meydana getirir. Ferrit yapılarının oldukça yumuşak yapıda oldukları bilinmektedir. Mekanik olarak sementit fazı çok sert ve kırılımandır, sementit fazının varlığında çeliklerin mukavemeti artırır. Cr, Ni ve Ti gibi alaşım elementlerinin çelik yapısına eklenmesi Demir-Karbon diyagramından oldukça farklılıklar oluşturacaktır. Şekil 3'te gösterilen faz dönüşümleri, son derece yavaş soğutma hızlarında gerçekleşmektedir. Sertlik özelliklerini geliştirmek için ısı işlemleri bu kadar düşük soğutma hızlarında gerçekleştirmek zordur. Öte yandan lazer eritme yönteminde, son derece yüksek soğutma hızlarına (10^6 K/s) kolayca ulaşılabilir. Düşük karbonlu çeliklerde bu kadar yüksek soğutma hızlarının kullanılması, onları ısı işleme uygun hale getirebilir. Yüksek soğutma hızı, reaksiyonun hem termodinamik olarak hem de kinetik olarak erişilebilir olduğu dar bir zaman penceresi sağlayarak düşük sıcaklıkta faz dönüşümlerinin oluşmasını önler. Bu, kristalliği azaltarak sertlik ve aşınma direnci gibi mekanik özellikleri artırabilir. Martenzit yapının oluşturulması, çelik sertliğini radikal bir şekilde iyileştirir, bu faz östenit fazının kararsız olduğu ötektoid noktasından hızlı soğutulmasıyla elde edilir.

İyon Salınımı: 316L paslanmaz çeliğinde nikel ve krom elementlerinin bulunması insan vücudu için tehlikeli olan iyon salınımına neden olur. 316L paslanmaz çeliği, bazı hastalarda alerjiye neden olan Ni iyonlarını salma eğilimindedir (Diaz *et al.* 2008). Metal iyon salınımının hücresel protein ve enerji üretimini değiştirdiğini ve makrofajın inflamatuvar yanıtı yönlendirme yeteneğinde fonksiyonel eksikliklere neden olduğu kanıtlanmıştır (Wataha *et al.* 1991). Nikel ve krom salınımını azaltmak için bazı biyomedikal implant üreticileri paslanmaz çeliği poliamidlerle kaplar, ancak bu kaplamalar trombosit hücrelerinin yapışması neden olan yüzeyler oluşturarak polimerin aşınmasına olanak sağlar. Paslanmaz çelikleri oksitlemek için iyon implantasyon yönteminde kullanılmaktadır hemde poliamid yöntemine göre daha iyi

sonuçlar elde edildiği bilinmektedir. Fakat, oksijen, paslanmaz elik yüzeyinden çok düşük bir derinlikte kimyasal reaksiyon yapar. Bu durum, iyon salınımında hafif bir azalmaya neden olur. Literatürdeki bazı çalışmalar, oksit oluşununun metalik implantların iyon salınımında çok önemli bir rol oynadığını bulmuştur. Yüzeyde oluşturulan oksit filmler, metal implantların vücut içerisine iyon salınımı yapmasını engellemektedir (Hanawa 2004; Uo *et al.* 2001). Hanawa *et.al* (2004) yaptıkları çalışmada, düşük konsantrasyonlarda çözünmüş oksijenin, inorganik iyonların varlığının ve protein hücrelerinin varlığının metal iyon salınımını hızlandırdığını kaydetti. Ayrıca yüzeydeki oksit filmin oluşumu ve parçalanması, iyon salınım miktarını büyük oranda etkilediği belirtilmiştir.

Isıl İşlem: Alaşımlama, eliğin ısıl işlenebilirliğinin temelini oluşurmaktadır. Demir elementi, çelikte denge unsuru iken, demir üzerindeki güçlendirici etkisi açısından karbon en önemli alaşım elementidir.

Eklemeli retim

Eklemeli retim, eskiden hızlı prototipleme olarak adlandırılan ve yaygın olarak üç buyutlu baskı (3B) olarak tanımlanan yöntemin resmileştirilmiş ismidir. Hızlı prototipleme (HP) terimi, çeşitli endüstrilerde, nihai sürüm ürünün ticarileşmesinden önce hızlı bir şekilde parça temsili veya bir sistem oluşurmaya yönelik süreci tanımlamak için kullanılır. Başka bir deyişle, hızlı bir şekilde bir şeyler üretmeye ve daha fazla modelin ve nihayetinde nihai ürünün tretileneği bir prototip temel model oluşurma anlamında kullanılır. Yazılım mühendisleri ve AR-GE danışmanları da hızlı prototipleme ifadesini ürün geliştirme sürecini tanımlamak için kullanmayı tercih etmektedirler.

Uluslararası teknik komite bünyesinde bulunan ASTM, yakın zamanda, yeni bir terminoloji benimsenmesi gerektiğine karar vermiştir. Bu durum hakkında belirsizlikler olmasına rağmen, ASTM tarafından belirlenen standartlarda *eklemeli imalat* ifadesi kullanılmaya başlanmıştır. Eklemeli imalat (Eİ) yönteminin temel prensibi, üretilmek istenen ürünün ilk başta, üç boyutlu bilgisayar tasarımı (3B CAD) yazılımları ile katı bir modelin oluşturulması ile başlar. Eklemeli imalat yöntemi, oldukça karışık geometrideki nesnelere CAD verilerini kullanarak üç boyutlu olarak oldukça basit bir şekilde üretmeye imkan vermektedir. Eklemeli imalat yönteminde süreci tamamlayan farklı öğeler mevcuttur. Bunlardan bazıları nesnelere üç boyutlu olarak görsel şekilde tarayan kamera sistemleridir. Tarama ile elde edilen ürün görseli dijital olarak işlenerek CAD verileri elde edilmektedir. Bu verilerin dikkatli şekilde incelenip analiz edilmeside eklemeli imalat sürecinin bir parçasıdır. Eklemeli imalatın çalışma prensibi; son ürünün katman katman st üste malzeme eklenerek yapılması mantığına dayanmaktadır. Üretimdeki herbir katman CAD datalarından alınan nihai ürünün ince bir

katmanından oluşmaktadır. CAD datalarından elde edilen herbir katmanın nihai (sonlu) bir kalınlığı olması gerekmektedir. Bu nedenle nihai ürünün geometrisi, Şekil 4'teki şekilde olduğu gibi dijital verilerin yaklaşık bir değeri olacaktır.



Şekil 4. Farklı katman kalınlıkları kullanarak inşa edilen gösteren bir çay fincanının CAD görüntüsü

Eİ, sanal CAD tanımından fiziksel sonuç kısmına geçen bir dizi adımı içerir. Tüm Eİ parçaları, dış geometriyi tam olarak tanımlayan bir yazılım modelinden başlamalıdır. Bunu gerçekleştirirken hemen hemen her profesyonel CAD katı modelleme yazılım kullanımımümkündür, ancak tasarımın son şekli 3B katı bir şekil veya yüzeyi temsil eder olmalıdır. Bu tasarımları oluşturmak için tersine mühendislik ekipmanı (örneğin lazer ve optik tarama) sistemleri kullanılmaktadır. Tüm Eİ makineleri, neredeyse bir standart haline gelen STL dosya formatını kabul eder ve günümüzdeki her CAD sistemi böyle bir dosya formatı çıktısı verebilmektedir.

Şekil 5'te tasarımı CAD şeklinde yapılmış bir tasarımın üretim aşamaları gösterilmiştir. İlk olarak CAD tasarımı tanımlanır. Daha sonra parçayı açıklayan STL dosyası Eİ makinesine aktarılmaktadır. Eİ cihazı, üretim işleminden önce doğru şekilde ayarlanmalıdır. Bu ayarlardan bazıları, malzeme kısıtlamaları, enerji kaynağı, katman kalınlığı, zamanlamalar vb. gibi yapı parametreleridir.



Şekil 5. CAD tasarımı yapılan modelin genel üretim süreçleri

Parçanın oluşturulması tamamen otomatik bir süreçtir ve makine büyük ölçüde denetim olmadan devam etmektedir. Eİ cihazı yapıyı tamamladıktan sonra parçalar çıkarılabilir durumdadır. Parçalar makineden çıkarıldıktan sonra kullanıma hazır hale gelmeden önce bir miktar ek temizlik işlemi gerekmektedir. Bu işlemden sonra artık nihai olarak elde edilmiş olacaktır. Talaşlı imalata kıyasla malzeme israfı ve üretim süreleri önemli ölçüde azaltılabilir. Geleneksel yöntem ile üretim (GYÜ), özellikle az sayıda üretilecek olan malzemelerin üretimi için, Eİ'e kıyasla oldukça zor olan bir üretim teknolojisidir. Bazı durumlarda, Eİ tarafından üretilen ürünler, geleneksel yöntem ile üretilen (GYÜ) ürünlerde daha iyi malzeme özellikleri sergiler ve Eİ parçaları üretiminde bir kalıp kullanımına ihtiyaç duyulmaz (Heralic 2012). Ayrıca Eİ, geleneksel üretim yöntemleri ile üretilebilecek ürünlerden daha karmaşık geometriler üretme olanakları sunmaktadır. Geliştirilmiş malzeme özellikleri ve artırılmış tasarım özgürlüğü, azaltılmış ağırlık ve malzeme kullanımı ile daha optimum bileşen tasarımına olanak tanır ve bu da daha sürdürülebilir ürüne yol açar. Eİ'in dezavantajları temel olarak aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Prosese bağlı olarak, ortaya çıkan malzeme kalitesi, sıcaklık artışı gibi proses bozuklukları nedeniyle ürün boyunca değişebilir.
- Eİ sistemleri tipik olarak daha küçük bileşenlere yöneliktir.
- Teknolojik bir sisteme yatırım yapmak ve bu teknolojiye üretim yapabilecek çalışanların eğitim için yatırım maliyetlidir, endüstriyi Eİ'tan caydırabilir.

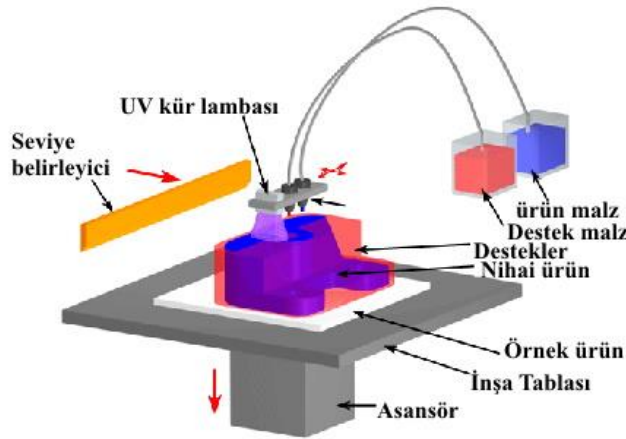
- Belirli uygulamalar dışında, Eİ üretimleri için üretim standartları henüz standardize edilmemiştir. Bu nedenle ürünler nasıl üretilmesi gerektiğine karar verildiğinde güvenilir olacaktır.

Mevcut olarak kullanılan ve geliştirilmekte olan çok çeşitli eklemeli üretim teknolojileri bulunmaktadır. Bu üretim yöntemlerindeki temel farklılıklar, malzemenin prosese nasıl taşındığı, malzemenin yeniden yapılandırılması veya eritilmesi için hangi güç kaynağının kullanıldığıdır.

Malzeme Püskürtme Sistemleri

Malzeme püskürtme, iki boyutlu mürekkep püskürtmeli yazıcıya benzer bir yöntemle nesnel oluşturur. Malzeme, sürekli veya seçilmiş bölgeler üzerine işleme (DOD) yaklaşımı kullanılarak bir yapı platformuna püskürtülür. Malzeme, katılaştığı ve modelin katman katman oluşturulduğu yapı yüzeyine veya platforma püskürtülür. Malzeme, yapı platformu boyunca yatay olarak hareket eden bir enjeksiyondan püskürtülür. Makinelerin karmaşıklığı ve malzeme birikimini kontrol etme yöntemleri farklıdır. Malzeme katmanları daha sonra ultraviyole (UV) ışık kullanılarak kürlenir ve sertleştirilir. Malzeme püskürtme sistemlerinin basamak basamak gerçekleştirilmesi aşağıdaki şekilde gerçekleşir;

- Baskı kafası, yapı platformunun üzerine yerleştirilmiştir.
- Malzeme damlacıkları, termal veya piezoelektrik yöntem kullanılarak gerektiğinde yüzeye baskı kafasından bırakılır.
- Malzeme damlacıkları katılaştır ve ilk katmanı oluşturur.
- Diğer katmanlar, öncekinin üzerine daha önce olduğu gibi oluşturulur.
- Katmanların soğumasına ve sertleşmesine izin verilir veya UV ışığı ile kürlenir. İşlem sonrası destek malzemesinin çıkarılmasını içerir.



Şekil 6. Malzeme püskürtme sistemi genel şematik gösterimi

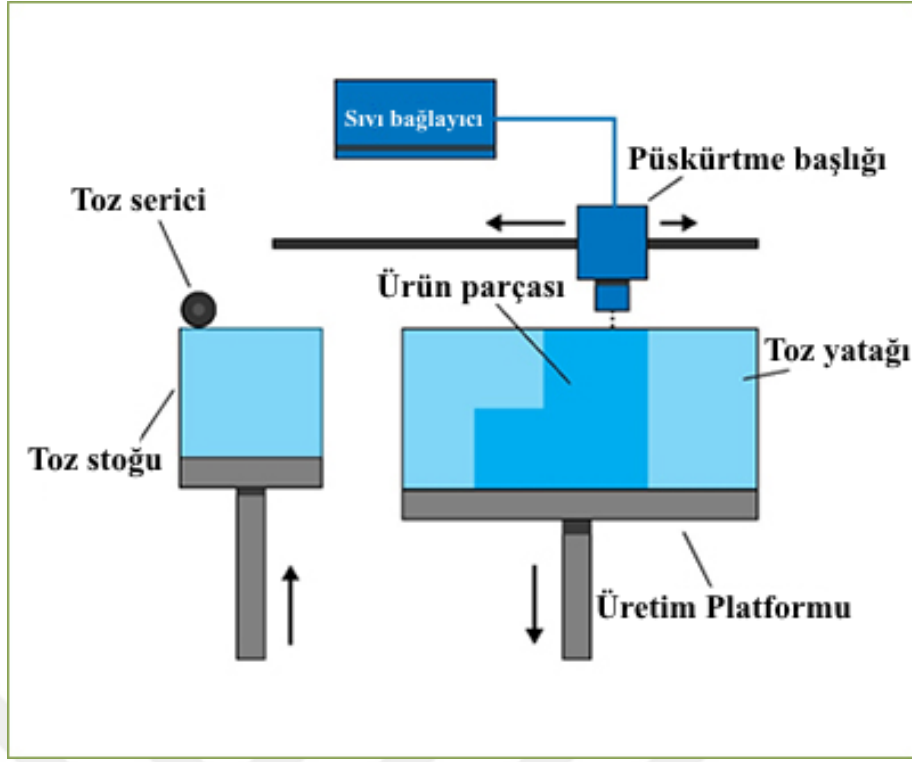
Bağlayıcı Püskürtme Sistemleri

Bağlayıcı püskürtme işleminde iki malzeme kullanılır; toz bazlı bir malzeme ve bir bağlayıcı. Bu bağlayıcının görevi, toz tabakalarının birleştirmesidir. Bağlayıcıyı genel olarak sıvı halde ve üretim materyali ise toz şeklindedir. Üretimi gerçekleştiren baskı ucu, üretim platformunda x ve y eksenleri boyunca hareket etmektedir. Bu hareket boyunca yapı malzemesini ve bağlama malzemesini katmanı oluşturacak şekilde biriktirmektedir. Katmanların herbirinin tamamlanmasından sonra, yazdırılmış olan ürün yapı platformuna doğru aşağı indirilir. Bu yöntemde, malzemelerin üretimlerinde kullanılan baskı (yazma) hızı görecelidir buda üretimi oldukça hızlandırabilmektedir.

Tüm toz malzemeli üretim yöntemlerinde olduğu gibi, üretilen ürün toz yatağı içerisinde kendini destekleyen elemanlarından ve nihai ürün tamamlandıktan sonra bağlanmamış tozdan çıkarılır. Telif hakkına sahip olan bu üretim teknolojisine 3DP üretim teknolojisi denilmektedir.

Bağlayıcı püskürtme sistemlerinin basamak basamak gerçekleştirilmesi aşağıdaki sıralanmıştır;

- Üretimi yapılmak istenen toz haldeki malzeme, bir serici kullanılarak inşa platformunun üzerine eşit şekilde serilir.
- Baskı kafası, gerektiğinde tozun üzerine bağlayıcı yapıştırıcıyı bırakır.
- Yapı platformu, modelin katman kalınlığı kadar düşürülür.
- Daha önce serilmiş olan tabakanın üzerine bir başka toz tabakası serilir.
- Ürün, tozların sıvı ile bağlandığı bölgelerde oluşur.
- Bağlanmamış toz, nesneyi çevreleyen pozisyonda kalır.
- Bu işlemler, nihai ürün yapılıncaya kadar tekrarlanır.



Şekil 7. Bağlayıcı Püskürtme Sistemi genel şematik gösterimi

Malzeme Ekstrüzyonu Üretimi

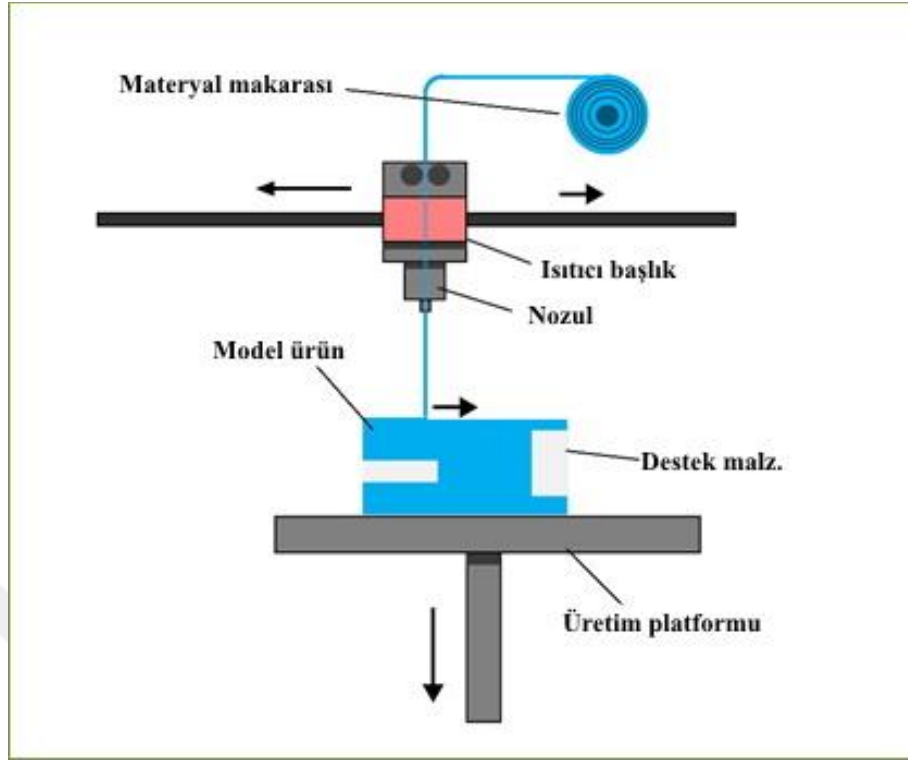
Kaynak biriktirme modellemesi (FDM), yaygın bir malzeme ekstrüzyon işlemidir ve *Stratasys* şirketinin ticari markasıdır. Malzeme bir nozuldan çekilir, burada ısıtılır ve ardından katman katman biriktirilir. Nozul yatay olarak hareket edebilir ve her yeni katman yerleştirildikten sonra bir platform dikey olarak yukarı ve aşağı hareket eder. Birçok ucuz ve hobi amaçlı 3D yazıcılarda yaygın olarak kullanılan bir tekniktir.

Malzeme ekstrüzyon üretim yönteminde nihai ürünün kalitesini etkileyen parametrelerin sayısı oldukça fazladır. Kaynak biriktirme modellemesi (FDM) yönteminde diğer üç boyutlu malzeme üretim yöntemlerine benzer şekilde tabaka tabaka üretim mevcut olsada materyalin nozülden sabit bir basınç altında ve süreklilik gerektiren bir akışa ihtiyaç duymaktadır. İstenilen özellikte malzemelerin üretilmesi için bu basınç ve sürekli olan akış en önemli etkidir (Gibson *et al.* 2010). Malzemeyi oluşturmak için serilen her bir katman, kimyasal katalizörlerin etkisi ile veya sıcaklık etkisi ile bağlanmaktadır. Malzeme genellikle aşağıdaki şekilde gösterildiği gibi makara şeklinde makineye eklenir.

Malzeme ekstrüzyonu sistemlerinin üretimi basmaklar halinde aşağıda sıralanmıştır;

- Birinci katman, birinci nesne diliminin enine kesit alanı üzerine, nozul ürünlerini biriktirir.
- Aşağıdaki katmanlar önceki katmanların üstüne eklenir.

- Malzeme erimiş halde olduğu için katmanlar biriktirme üzerine birbirine kaynaşır.



Şekil 8. Malzeme Ekstrüzyon Üretim Sistemi genel şematik gösterimi

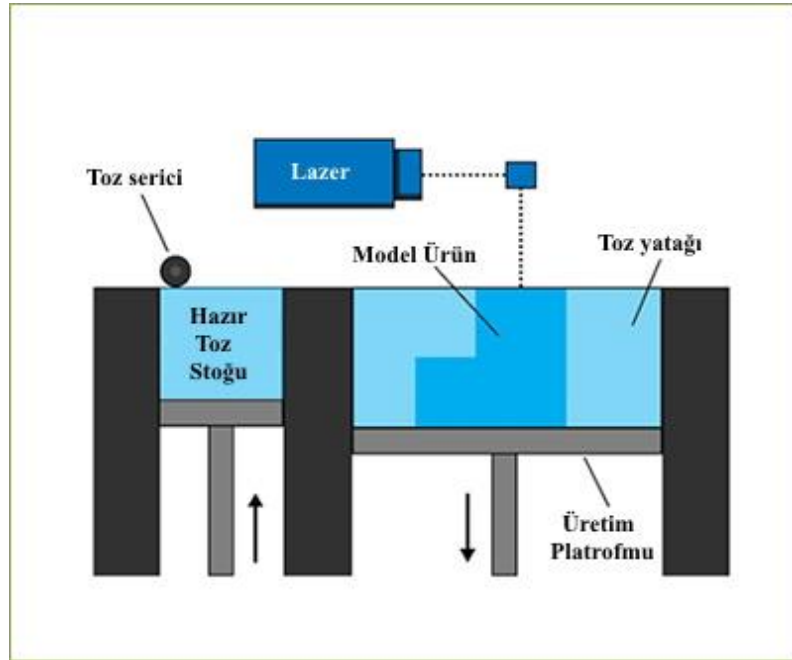
Toz Yatak Sistemleri

Pek çok ticari sistemin mevcut olduğu EI üretim yöntemi içinde belki de en iyi geliştirilmiş teknoloji, toz yatağı tabanlı sistemdir. İnce bir metal tozu tabakası bir platform üzerine dağıtılır ve bir güç kaynağı vasıtasıyla seçici olarak eritilir ve yeniden katılaştırılarak tozu istenen geometride eritir. Bir öncekinin üzerine başka bir toz tabakası yerleştirilir ve tıpkı bir önceki tabaka gibi seçici olarak eritilir. Bu üretim yönteminde toz katmanları tabaka tabaka serilir ve serilen bu toz tabakası seçici olarak eritilmesiyle çok karmaşık geometrideki parçaları üretmek mümkün hale gelmektedir. Şekil 9’da gösterilen Klein şişesi gibi içi boş ve aksenel olmayan geometriler bu yöntemlerle oluşturulabilir.



Şekil 9. Toz yatağı işlemi kullanılarak üretilen Klein şişesi

Toz yataklı Eİ sistemleri genellikle çok hassas doğrulukla geometriler oluşturulur ve çok yüksek derecede tasarım özgürlüğü sağlar (Spierings *et al.* 2011). Bununla birlikte, bu yöntemler kullanılırken yüzey kalitesi, ürün boyutları sınırlaması ve üretim hızının yavaşlığı önemli problemler oluşturmaktadır.



Şekil 10. Toz yatak sistemi genel şematik gösterimi

Elektron Işını Güç Kaynağı

İsveçli bir şirket olan *Arcam* tarafından, ilk kez toz yatağı ve elektron ışını teknolojisinin kombinasyonu geliştirilmiştir. Bu cihazla, ortopedik implant üretimi (*Cronskär et al. 2013*) ve havacılık endüstrisine (*Zäh 2013*) yönelik ürünlerin üretimini gerçekleştirmişlerdir. Bu uygulama alanlarında genellikle titanyum ve kobalt-krom alaşımları kullanılmıştır. Üretim prosesi, düşük basınçlı bir üretim odasında gerçekleşir ve elde edilen nihai ürün GYÜ malzemelerinden daha iyi olduğu ve dövme malzemeyle karşılaştırılabilir olduğu görülmüştür (*Hagqvist 2015*). Elektron ışınlarının kullanılması, gözeneklilik ve pürüzlülük gibi yüzey parametrelerinin ayarlanması olanağını sunar.

Lazer Güç Kaynağı

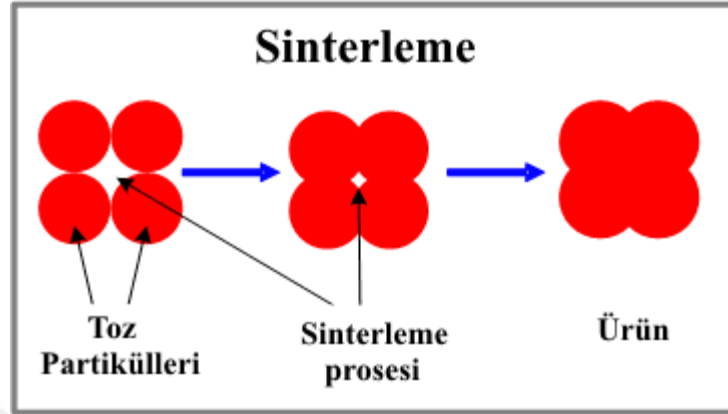
Toz yatak teknolojisi ile birlikte lazer güç kaynağının kullanılması, bir dizi ürünlerin kusursuz şekilde üretimin gerçekleştirildiği bir teknolojidir (*HagqvistChristiansson et al. 2015*; *HagqvistHeralić et al. 2015*).

Genellikle Seçici Lazer Eritme (SLM) olarak adlandırılan bu sistemler, karmaşık geometrilere, ince duvarlara, içi boş yapılara vb. sahip daha küçük bileşenler için çok uygundur. Ancak bazı uygulamalarda, sıkışmış yarı erimiş toz parçacıkları nedeniyle yüzey pürüzlülüğü nispeten yüksektir. Bu nedenle, nihai ürünü frezeleme gibi bir son işlem gerektirebilir. Bir işlem odasının kullanılması, üretilen bileşenlerin boyutunu da ciddi şekilde sınırlar. Bu, nispeten yavaş bir üretim hızı ile birlikte, sayıda üretilen daha küçük bileşenler için kullanışlıdır. Lazerin bir güç kaynağı olarak kullanılması, elektron ışını gibi bölmede bulunan gaz tarafından saptırılmadığından, atmosfer basıncında kullanıma izin verir. Literatür çalışmalarından elde edilen sonuçlara göre, statik ve mekanik özelliklerinin dövme malzemeninkilerle karşılaştırılabilir olduğunu ve geleneksel malzemelere kıyasla yorulma mukavemetinin azaldığını görülmüştür (*Spierings et al. 2011*). Bu üretim yönteminde genellikle paslanmaz çelik, takım çeliği, kobalt-krom, titanyum ve alüminyum alaşımları gibi malzemeler üretilmektedir.

Seçici Lazer Sinterleme

Seçici lazer sinterleme (SLS) cihazları üç bileşenden oluşur (*Gibson et al. 2010*). Malzemeyi kaynaştırmak için bir ısı kaynağı, bu ısı kaynağını kontrol etmek için bir yazılım ve önceki katmana yeni malzeme katmanları eklemek için bir serici. Yapım süreci boyunca SLS işlemi ek destek yapısı gerektirmemektedir. Üretim platformu, sıcaklığın genellikle malzemenin erime noktasının birkaç derece altında olduğu, lazerin katmanları birbirine kaynaştırma bağımlılığını azaltan, sıcaklık kontrollü bir oda içinde gerçekleşmektedir. Üretimin

gerçekleştiği kapalı alan, modelin oksidasyonunu ve son kalitesini en üst düzeye çıkarmak için genellikle nitrojen ile doldurulur. Modeller, füzyon kalitesi sağlamak için soğuma sürecine ihtiyaç duyarlar. Bazı üretim cihazları, kaliteyi artırmak için lazerin gücünü ve watt değerini, katmanların sıcaklığını katman katman takip ederek ayarlar.

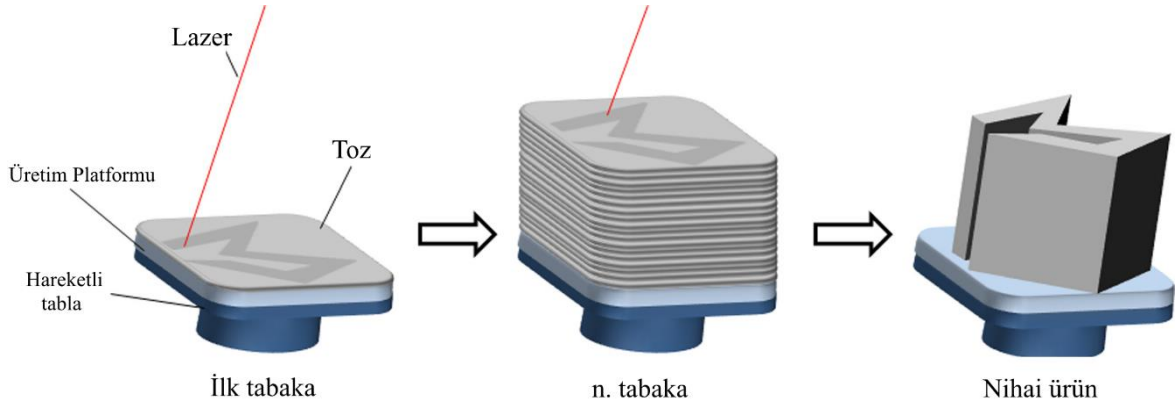


Şekil 11. Toz partiküllerinin sinterleme oluşum modeli

Seçici Lazer Ergitme

Eklemeli üretim yöntemlerinde biri olan seçici lazer eritme (SLE) yöntemi, metalik tozlardan metal ürünler üretmek için, Dr. M. Fockele and Dr. D. Schwarze of F & S Stereolithographietechnik GmbH, with Dr. W. Meiners, Dr. K. Wissenbach, and Dr. G. Andres of Fraunhofer ILT kişi ve firmaları tarafından geliştirilen bir yöntemdir. Temelde, bilgisayar destekli tasarım (CAD) verilerine göre, tozun seçici bölgelerini katman katman eritmek ve kaynaştırmak için bir enerji kaynağı olarak yüksek yoğunluklu lazer kullanan, toz yatağı eritme işlemidir. Bu teknolojinin patenti ilk olarak 1997 yılında Alman Patent ve Ticari Marka Ofisine başvurulmuş ve 1998 yılında ise yayınlanmıştır (Meiners *et al.* 1998). SLE üretim süreci, CAD verilerinin hazırlanmasından, üretilen ürünlerin inşa platformundan çıkarılmasına kadar bir dizi adımdan oluşur. Tasarım ürünlerinin üretimi için, CAD verileri SLE cihazına yüklenmeden önce destek yapılarını oluşturmak, model dilimlemesi (slics) yapmak ve lazer tarama yolunu belirlemek için STereoLithography (STL) dosyaları bazı yazılımlar ile oluşturulur. Üretim süreci, inşa alanındaki platforma ince bir metal tozu tabakası sermekle başlar. Toz serildikten sonra, işlenmiş verilere göre seçilen bölgeleri eritmek ve kaynaştırmak için yüksek enerji yoğunluklu bir lazer kullanılır. Lazer taraması tamamlandığında, inşa platformu alçaltılır, üstüne tekrar toz tabakası serilir ve lazer yeni bir tabakayı tarar. Bu işlem, model ürün tamamen inşa edilene kadar ardışık toz katmanları için tekrarlanır (Yeong and Chua 2014). Üretimi gerçekleştirmek için belirlenmesi gereken bazı parametreler şunlardır; lazer gücü, tarama hızı, tarama aralığı ve katman kalınlığıdır. Lazer tarama işlemi tamamen bittikten

sonra, kullanılmamış tozlar inşa platformundan çıkarılır ve nihai ürün, alt tabaka plakasından manuel olarak destek elemanlarından ayrılır.

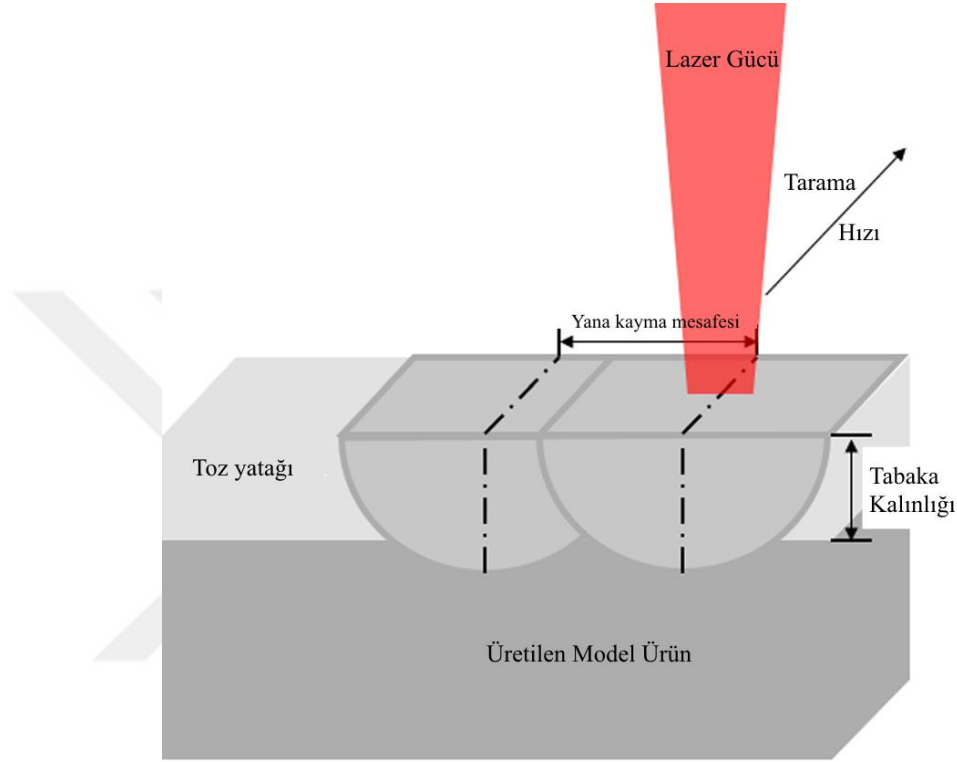


Şekil 12. SLE üretim sürecinin şematik gösterimi

Şekil 12’de SLE üretim sürecinin şematik gösterimini verilmiştir. SLE işlemi sırasında, lazerin oluşturduğu ısının, metal partiküllerin oksitlenmesine karşı korumak için inert nitrojen gazı veya argon gazı inşa odasına doldurulur. Üretimin gerçekleştirmek için genellikle katmanlar 20-100 µm arası kalınlıkta serilir. Katmanların kalınlığı ürünün yüzey kalitesini ve bazı mekanik özelliklerini etkilemektedir (Clare *et al.* 2008). Daha büyük partikül boyutlarına sahip tozlar, düşük çözünürlük ve boyut hassasiyetlerinde tutarsızlıklara neden olurken, küçük boyutlara sahip tozlar, van der Waals kuvvetleri nedeniyle kolayca bir araya gelme eğilimi gösterir, bu da yapının homojen ve daha az pürüzlü olmasına neden olmaktadır. Literatür çalışmaları, SLE'nin toz malzemeyi tamamen eritebildiğini, parçaların ve desteklerin alt tabaka plakasından çıkarılması dışında son işleme gerek kalmadan tamamen yoğun net şekilli ürünler üretebildiğini göstermiştir. Bu, SLE'yi katı hal sinterleme veya bağlayıcı maddelerin eritilmesi yoluyla toz malzemeleri bağlayan yüksek gözenekli ve düşük mukavemetli parçalar oluşturan SLS'ye kıyasla üstün bir Eklemeli Üretim (AM) işlemi yapar. Genellikle SLS ürünlerini geliştirmek için ihtiyaç duyulan son işlemler zaman alıcıdır ve süreci önemli ölçüde uzatır. SLE yönteminde, tozun tam erimesi, yüksek yoğunluklu lazer kullanımıyla elde edilir ve bağlayıcı malzemelere gereksinim duyulmaz, bu da yukarıda belirtilen son işleme olan ihtiyacı ortadan kaldırır. Mevcut SLM teknolojisi, bağlayıcı bazlı lazer sinterleme işlemlerine kıyasla ürün kalitesinde, işlem süresinde ve üretim güvenilirliğinde iyileştirmeler sağlamaktadır. Doğrudan üretime ek olarak, SLE ayrıca hasarlı ürünler üzerinde onarım yapmak üzere kullanılmaktadır (Yap *et al.* 2015). Hasarlı malzemedeki çatlakları ve delikleri kapatmak için hasarlı bölgeye serilen toz partiküllerini eritmekte yüksek güçlü Nd:YAG lazer kullanılabilir.

SLE üretim yöntemine etki eden parametreler

Bu yöntemde, istenilen malzemeyi kusursuz bir şekilde üretebilmek için birçok parametre kullanılmaktadır. Tarama hızı ve yönü, toz partikül boyutu, lazer gücü, toz tabaka kalınlığı ve üretim yönelimi gibi değişkenler bunlardan bazılarıdır. Bu tez çalışmasında ise, SLE üretim yöntemi ile farklı üretim yönelimlerinde üretilen 316L paslanmaz çeliğinin plazma nitrüleme işleminden sonra malzeme özellikleri üzerine etkisi detaylı şekilde araştırılmıştır.



Şekil 13. SLE üretim sürecini etkileyen bazı faktörler

Yapılan literatür çalışmaları incelendiğinde; SLE ile üretilen 316 L paslanmaz çelik ürünlerinin, dövme muadillerine kıyasla SLE sırasında değişen mikroyapılarına sahip olduğu bildirilmiştir (Yasa and Kruth 2011). Genel olarak, numuneler SLE ile üretildiğinde bu tür alaşımlı yapıya sahip malzemelerin mekanik özellikleri ve dayanıklılığı değişmeye meyillidir. Örneğin, birkaç çalışma, SLE ile elde edilen 316 L paslanmaz çeliğin geleneksel olarak üretilen muadillerinden daha yüksek akma dayanımına sahip olduğunu göstermiştir (Bartolomeu *et al.* 2017; Herzog *et al.* 2016; Mower and Long 2016). Bunun nedeni, genellikle küçük tane boyutu dağılımına, tane anizotropisine ve plastik deformasyonu engelleyen taneler arası mikro hücresel dislokasyon yapılarına bağlanmıştır (L. Murr 2018). Tane morfolojisindeki bu değişiklikler, SLE sırasında gözlemlenen ısı transferi geçmişi ile ilişkilendirilmiştir (Yasa and Kruth 2011). Üretim sürecinde her katman eritildikten sonra, alttaki katmanlar, üst katmanlardan (lazer erimesine tabi olan) alt katmana (yani taban) doğru sıcaklık gradyanı nedeniyle döngüsel yeniden ısıtmaya tabi tutulur. SLE'de, ısı transferi geçmişi ve hızlı soğutma oranları da bu

üretim yöntemiyle üretilen ürünlerde artık gerilmelerin oluşmasına neden olmaktadır (Bartlett and Li 2019; Wu *et al.* 2014).

Yüzey Modifikasyon İşlemleri

Malzemelerin yüzeylerine ait bazı özellikleri iyileştirmek için yapılan işleme yüzey modifikasyon işlemi adı verilmektedir. Yüzeyi modifiye yapılan malzemelerin bazı yüzey özellikleri; yüzey görüntüsü, malzeme sertliği, elektrokimyasal ve aşınmaya karşı direnci, yorulma özellikleri gibi özellikler değiştirilmektedir. Malzemeler, kullanım alanlarında genellikle yüzeyleri buldukları ortamda termal, mekanik ve kimyasal olarak etkileşimde girerler. Bu yüzden malzemeler, beklenen temel özellikleri sağlaması gerekmektedir (Haefer 2013). Bu temel gereksinim (fonksiyonlar)'dan bazıları;

- Aşınma direnci,
- Korozyon direnci,
- Dekoratif görünüm,
- Optik davranış,
- Beklenen tribolojik davranış,
- Temaslı olduğu arayüzey davranışlarıdır.

Malzemelerin, mühendislikte beklenen üç önemli özelliği bulunmaktadır;

- I. Ekonomi
- II. Emniyet
- III. Estetik

Günlük hayatta kullanılan en temel uygulamalarda bile bir malzemeye etki eden yük ilk önce malzemelerin yüzeyine etki etmektedir. Uygulamada kullanılan bu malzemelerin yüzeyleri gerektiği gibi istenilen şekilde iyileştirilebilirse mekanik ve elektrokimyasal etkileşimlerin neden olacağı deformasyonlar minimum seviyeye indirilmiş olur. Bu yüzden maliyet olarak çok pahalı olan ana malzemeleri değiştirmek yerine yüzey modifikasyonu yapılarak hem maliyet hemde malzeme tasarrufu sağlanmaktadır. Yüzeye uygulanan modifikasyonlar sonucunda malzemenin iç yapısında artık gerilmeler meydana gelmektedir. Bu artık gerilmeler malzemenin mekanik özellikleri üzerinde önemli değişiklikler oluşturur.

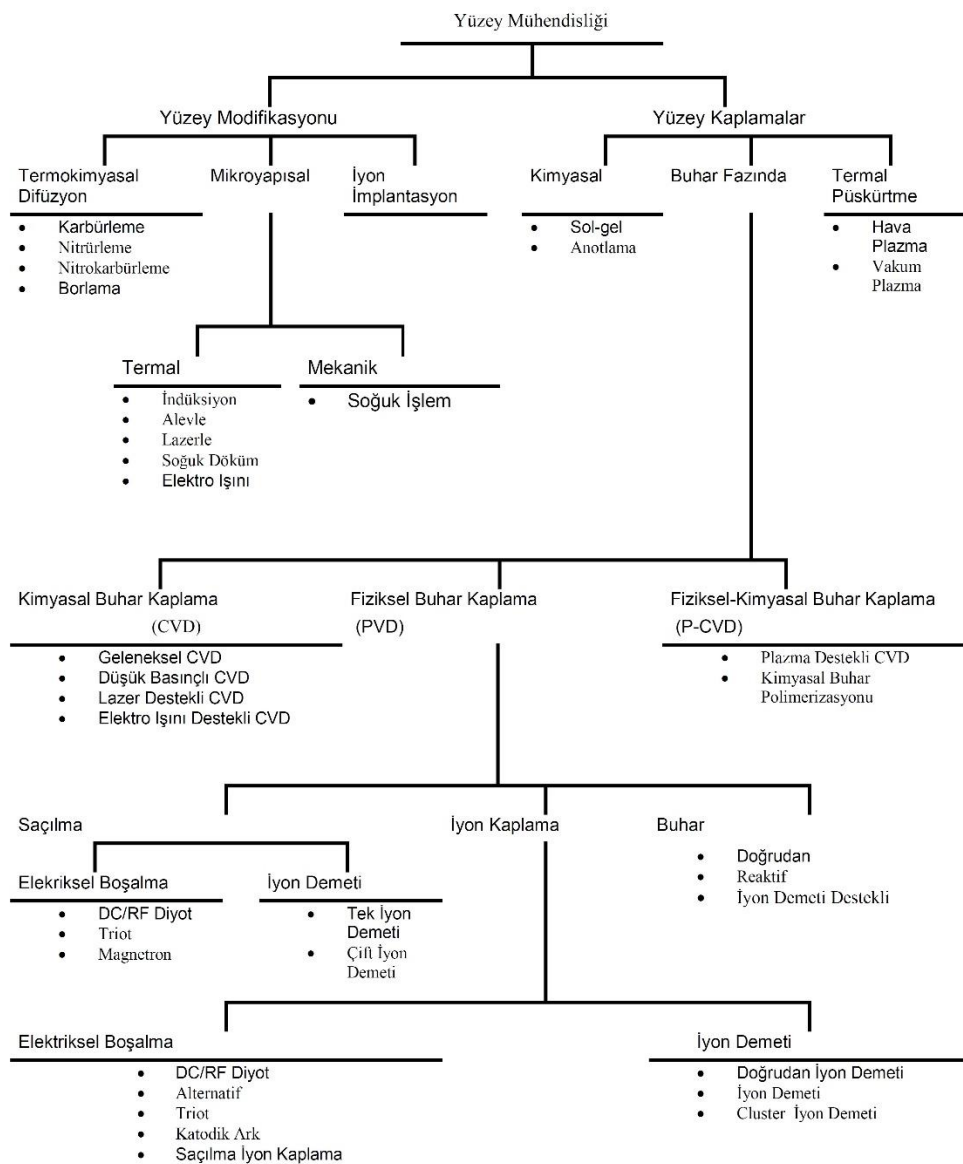
Genel olarak malzemenin yüzeyinde modifikasyon yapmanın iki farklı yöntemi vardır;

- ✓ Malzeme yüzey modifikasyonu prosesinde taban malzemenin üzerinde yeni bir tabakanın eklenmesi ile yapılan yöntem,

- ✓ Taban malzemenin orjinal boyutunda herhangi bir değişiklik yada yeni bir tabaka inşası olmadan yapılan termokimyasal difüzyon işlemleri ile yapılan yöntemlerdir.

Malzemenin yüzey özelliklerinin iyileştirmek için yeni katmanlar yada yeni tabakalar, taban malzeme ile organik yada inorganik bağ yapan katmanların elde edilmesi için yapılır.

Malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirmek için taban malzeme yüzeyi üzerinde yeni bir katman oluşturmaksızın difüzyon işlemi ile modifiye işlemi yapılmaktadır. Termokimyasal bir yöntem olan difüzyon prosesi yüzey özelliklerini geliştirmek için kullanılan yöntemlerin en yaygın olanıdır. Malzemelerin yüzey özelliklerinin geliştirilmesi için birçok neden vardır bunlardan bazıları; elektrokimyasal tepkimeleri azaltmak, malzeme içerisinde artık gerilme oluşturmak, faz yapısını değiştirmek, sertlik değerlerini artırmak ve mekanik özelliklerini arttırmaktır.



Şekil 14. Yüzey işlemlerinin sınıflandırılması

Plazma nitrüleme işlemleri termokimyasal işlemlerle kıyaslandığında en çok kullanılan yüzey modifikasyon yöntemidir. Plazma yüzey işlemlerinin en büyük avantajı işlem sıcaklığının düşük sıcaklıklarda gerçekleşiyor olması ve işlemde kullanılan gaz miktarının daha az olmasıdır. Diğer yüzey modifikasyon işlemleri ile karşılaştırıldığında plazma ile yüzey modifikasyonu gaz tüketiminin az olması, proses sıcaklığının düşük olması difüzyon işleminin gerçekleşmesi için oldukça hızlı bir süreçtir.

Yüzey Kaplamaları

Malzemelerin bazı gereksinimleri karşılaması için yüzeylerini birçok farklı yöntem ile kaplama veya yüzey modifikasyon prosesi geliştirilmiştir. Kaplama tekniklerinde yada yüzey sertleştirme işlemlerinde, taban malzemenin yapısal ve boyutsal özellikleri, kullanılacak proses cihazının uygunluğu ve maliyet gibi unsurlar oldukça çok önem arz etmektedir. Yüzey kaplamaları temel olarak üç ayrı grupta incelenmektedir. Bunlar kimyasal kaplamalar, termal püskürtme ve buhar fazında yapılan kaplamalardır.

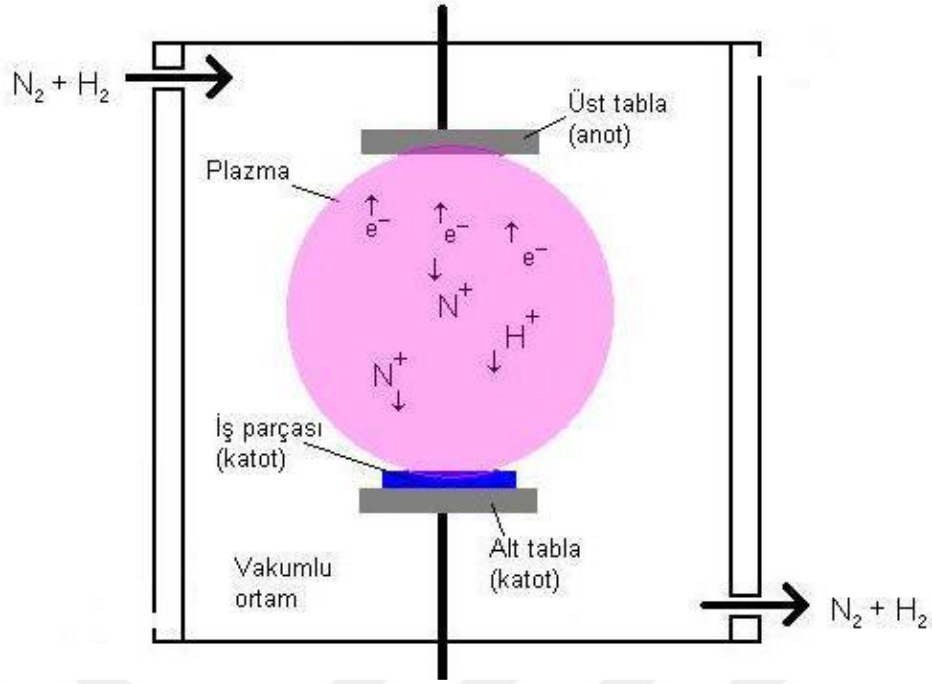
Kimyasal kaplama yöntemlerinde, bir çözelti içerisinde elektrokimyasal reaksiyonlar veya organik inorganik reaksiyonlar vasıtasıyla gerçekleştirilmektedir.

Termal püskürtme kaplama yönteminde, taban malzemesinin üzerine kaplama yapılmak istenen malzeme eritilerek buhar fazının püskürtülmesiyle gerçekleştirilir. Buhar fazında taban malzeme üzerinde bulunan kaplama malzemesi, istenilen sıcaklığa kadar soğutularak katı faza geçirilmesi ile kaplamanın son hali oluşturulmuş olur.

Plazma ile Nitrüleme İşlemi

Plazma nitrüleme yöntemi uzun yıllardır kullanımda olan bir süreçtir. Süreçte kullanılan azot ve diğer gazlardan oluşan plazma hali, yöntem adı vermektedir. Süreç vakum ortamında gerçekleşir. Ortama gönderilen azot gazı uygulanan elektrik yükü ile iyonlaştırılır. İyonlaşan bu azot gazları katotta bulunan iş parçasının yüzeyine elektrik alan ile çarptırılır. Elektrik alanın sağlayan güç, DC 350-1100V'dur. Bu gerilim azot atomlarının son yörüngesinde bulunan elektronları koparmak için yeterlidir. Bu işlem belirli bir süre yapıldığında kopan azot iyonlarının malzemenin içerisine difüze olmasına neden olmaktadır. Bu işlemlerin gerçekleşebilmesi için DC güç kaynağı kullanımı şarttır.

Şekil 15'te nitrüleme mekanizması temel olarak gösterilmektedir. Nitrüleme için kullanılan gaz N_2 , N_2+H_2 gaz karışımı veya amonyak (NH_3) olabilir.



Şekil 15. Nitrüleme Prosesi (İğdil *et al.* 2012).

Nitrüleme prosesinde HN_3 , N_2 , H_2 , Ar ve H_2 gibi gazlar kullanılabilir. Plazma prosesinde N_2 veya N_2 ile birlikte H_2 veya Ar gazı birlikte kullanılabilir. H_2 ile birlikte yapılan nitrüleme işleminde proses ortamına ilk olarak hidrojen gazı verilir. Hidrojenli ortama gerilim uygulanmasıyla numunenin yüzeyine hidrojen bombardımanı başlatılmış olur. Bu işlem numune yüzeyinde bulunan kirlilikleri kırarak ortamdaki uzaklaştırmasına neden olur. Sadece hidrojen gazı ile yapılan bombardımanda uygulanan potansiyel ile ortamın rengi mavi renkte olur. Daha sonra ortama gönderilen azot gazı ile birlikte ortam mor renkte olur. Ortam renklerinin farklı olmasının sebebi iyonize olan gazların enerjilerindeki farklılıktır. Plazma ile nitrüleme işleminde numune yüzeyinde nitrür fazlarını içeren tabaka iki kısımdan oluşur. Bunlar; numune yüzeyinde beyaz tabaka diye adlandırılan sert, ince ve gevrek yapıdaki kısım, diğeri ise malzeme yüzeyinden tabana doğru ilerleyen kısım difüzyon (yayınım) tabakası denilen tabakalar oluşmaktadır.

Plazma hali

Doğada maddeler genel olarak dört halde bulunurlar. Bunlar gaz hali, sıvı hali, katı hali ve plazma halidir. Malzemenin katı halinde malzemeyi oluşturan atomlar kristalografik düzlemler halinde sıralanarak yapı oluştururlar, belli bir mukavemetleri ve kırılma yapıları vardır. Sıvı halde, maddeyi oluşturan kristal yapılar olmadığı için belirli bir şekilleri yoktur içerisinde buldukları kabın şeklini alırlar. Sıvı hale benzer şekilde gaz atomlarının da belirli bir şekilleri mevcut değildir. Gaz atomları içerisinde kondukları ortamın hem şeklini hemde hacmini alırlar. Plazma halinde olan madde, sadece plazma halinde mevcut olan özelliklere ve

yüksek enerjili yapıya sahiptirler. Maddenin dört hali arasındaki farklılıkların temel nedeni o haller arasında mevcut olan enerji farklılıklarıdır. Maddenin sahip olduğu enerjinin değişim ile maddenin bulunduğu hal bir başka hale dönüştürülebilir. Katı bir forma sahip olan bir madde, enerjisi artırılarak sıvı haline, sıvı halinin enerjisi dahada artırılarak gaz haline getirilebilir. Hal değişimleri, ters yönde uygulanarak dönüşüm sağlanabilmektedir.

Katı + E_1 \rightleftharpoons Sıvı hal (Erime)

Sıvı + E_2 \rightleftharpoons Gaz hali (Buharlaşma)

Gaz + E_3 \rightleftharpoons Plazma hali (İyonlaştırma) (A. Yetim 2009)

Bir maddenin enerji seviyesi olarak en düşük olduğu hal katı hali, en yüksek olduğu hali ise plazma iyon halidir (Kaluç and Taban 2004).

Plazma haline ait bazı özellikler

Plazma halinin bileşenlerinden bazıları şu şekilde sıralanabilir.

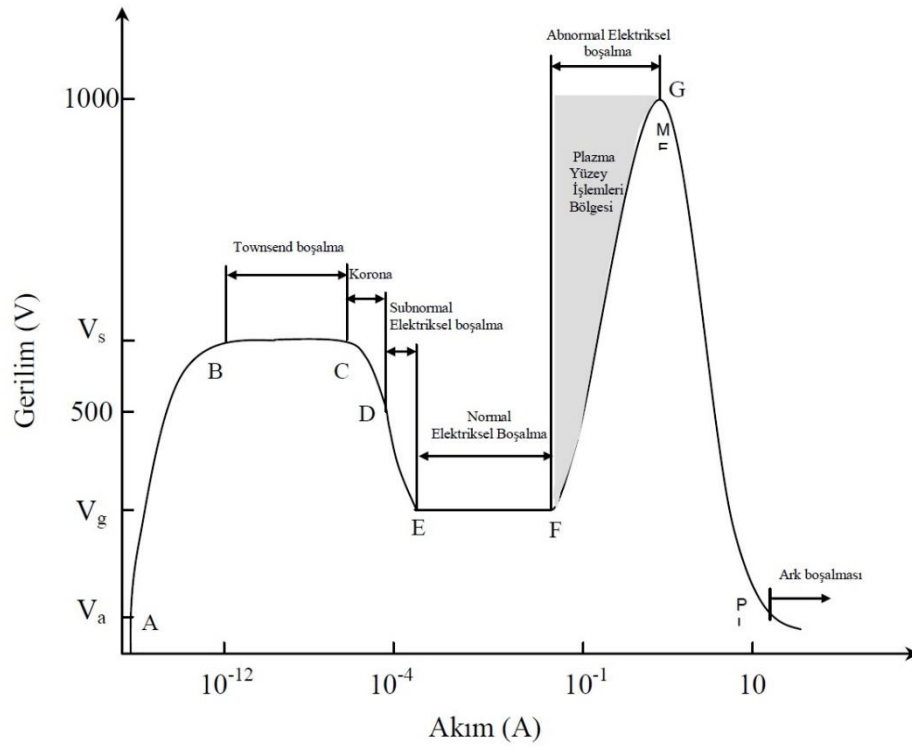
- *İyon:* Malzemeyi oluşturan atomlardaki negatif yüklerin sayısının pozitif yüklerin sayısından farklı olmasıyla gerçekleşen yapılardır. Atomlar elektronlarını bir başka atoma verir veya bir başka atomdan elektron aldıklarında iyon haline gelirler.
- *Elektronlar:* Malzemeyi oluşturan atomların yörüngelerinde mevcut olan parçacıklardır. Her bir elektronun elektriksel olarak yük değeri $1,6 \times 10^{-19}$ Coulomb'tur.
- *Nötr yükte bulunan atomlar:* Plazma ortamda bulunan negatif yüklü ve pozitif yüklü atomların sayıca eşit olması durumunda gerçekleşir.
- *Uyarılmış Atomlar:* Doğadaki elementlere dışarıdan enerji verildiğinde elementte bulunan atomlar veya atom enerji olarak daha yüksek enerji seviyelerine çıkabilirler. Bu atomun uyarılmış halidir. Uyarılan atomlar oldukça kararsız yapıdadırlar.

Plazma halinin kendine ait özellikleri, maddenin diğer hallerinden farklı özellikler göstermektedir. Bu özellikler aşağıda sıralanmaktadır;

- Plazma halinin yükü, dış ortama karşı nötr'dür.
- Plazma ortamı içerisinde disosyasyon, iyonizasyon ve rekombinasyon olayları meydana gelmektedir.
- Yüksek sıcaklıklarda ya da düşük basınç değerlerinde oluşur.
- Plazma hali, enerji yoğunluğu olarak yüksek yoğunluğa sahiptir.
- Plazma ortamı elektriği ve ısı iletme özelliğine sahiptir.
- Plazma ortamına elektrik ve manyetik alan etki etmektedir.

Plazma halinin elektrik boşalması ile elde edilmesi

Plazma ortamında nötr haldeki atomları, elektronları, iyonları, fotonları veya molekülleri bulandıran bir karışımdır. Plazma ortamını oluşturmak için birçok yöntem vardır. Bu yöntemlerden elektrik boşalması en önemlilerinden biridir. Bu yöntem, plazma oluşturmak istenen gaz ortamında iletken iki plakanın uçlarına elektrik gerilim kaynağından gerilim uygulanır, uygulanan bu gerilim değeri ortamda mevcut olan gazın delinme gerilim değerinden fazla olduğu anda iletken plakalar arasında elektriksel boşalma oluşur ve bu iletken levhalar arasında elektrik akımı meydana gelir. Oluşan akımın şiddetine bağlı olarak elektriksel boşalma farklı şekillerde sınıflandırılmaktadır. Şekil 16'da gaz delinme bölgelerinin ve elektrik boşalma bölgelerinin voltaj-akım değerleri belirtilmiştir.

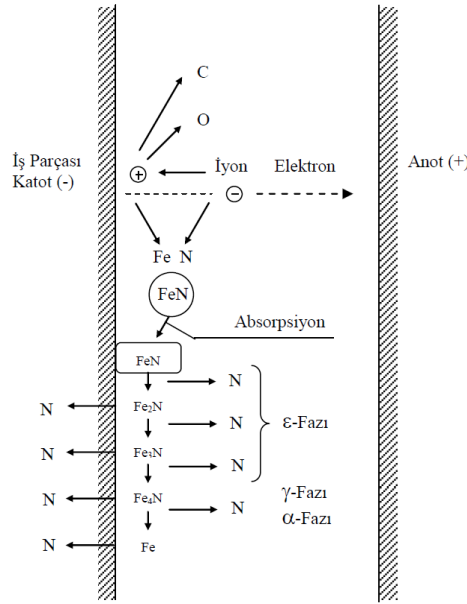


Şekil 16. Farklı boşalma tiplerinin gerilim-akım karakteristiği (A. Yetim 2009).

Plazma ile nitrüleme proses mekanizması

Elektriksel boşalma ortamında azot gazı iyonlaşır. İyonlaşan azot atomları elektrik alanında ivmelenerek katotda bulunan iş parçasının yüzeyini bombardımana mağruz bırakır. İyonların yüzeye çarması, yüzey sıcaklığı artışına yol açar ve bu durum buharlaşmaya neden olur. Plazma ortamındaki numunenin yüzeyinde bulunan demir ve diğer bazı elementler, karbon, oksijen, azot ve elektronlar yüzeyden uzaklaşır. Bu oluşuma saçılma denilmektedir. İyonlar yüzeye çarpıklarında çok az bir kısmı malzeme içerisine yayılmaktadır. Bu yayınma doğrudan implantasyon denilir. İyonların çoğu saçılma olayının sürekliliğini sağlamaktadır.

İyonlaşmış olan demir atomları yüksek enerjiye sahip olan azot atomları ile birleşerek yüzey üzerinde FeN yapısını oluşturur. Bu oluşum ise yoğunlaşma olarak tanımlanmaktadır. Yüzey sıcaklığının yüksek olması FeN yapılarının, daha kararlı olan Fe₂N, Fe₃N, Fe₄N yapılarına dönüşmesine neden olmaktadır. Bu dönüşüm anında demir atomlarından ayrılan azot atomlarının bir kısmı malzemenin içerisine doğru yayılırken bir kısmında plazma ortamına tekrar geri döner. Bu olay kimyasal absorpsiyon olarak adlandırılır. Yoğunlaşma, saçılma ve kimyasal absorpsiyon olayları kullanılan gazın çeşidine, ortam basıncına ve uygulanan gerilim değerleri gibi değişkenlerin değişiminden etkilenmektedir (Edenhofer 1974).



Şekil 17. Plazma ile nitrürleme proses mekanizması (A. Yetim 2009)

Plazma ile nitrürleme prosesinde meydana gelen iç yapılar

Prosesin sıcaklığı, prosesin zamanı ve proste kullanılan gazların karışım oranları gibi etmenlerin değişimi ile plazma nitrürleme işlemi sonrasında çeşitli iç yapıların oluşumu meydana gelmektedir (A. Yetim 2009).

Beyaz Tabaka: Malzemenin en dışında demir nitrürlerden oluşan ince bir tabakadır. Kimyasal ortamlardan etkilenmiyor olması bu tabakaya beyaz tabaka denilmesine yol açmıştır. Bu tabakanın mekanik ve fiziksel özellikleri yapıyı meydana getiren nitrür fazlarının dağılımının homojen olarak oluşmasına ve oluşturulan tabaka kalınlığına bağlıdır.

Oluşturulan bu beyaz tabaka, sadece ϵ veya γ nitritlerinden birinden meydana geliyorsa malzemenin mekanik özelliklerinin iyileşerek arttığı görülmüştür. Oluşan beyaz tabaka heterojen bir yapıda birden fazla faz (ϵ ve γ) içerebilmektedir. Fazların sahip olduğu kendilerine ait kafes yapıları tanelerin geçiş yerlerinde iç (artık) stresler oluşturmaktadır. Bu yapıya küçük kuvvet etki etmesi halinde bile mikro çatlaklar oluşabilir. Bilindiği üzere tabaka kalınlığının

artışı sünekliği azaltmaktadır. Bu iki durum göz önünde bulundurulduğunda istenilen tüm özellikleri sağlayan optimum parametreler, tekbir faza sahip bir faz yapısı ve minimum kalınlığa sahip beyaz tabaka kalınlığıdır (A. Yetim 2009).

Difüzyon tabakası: nitrürleme işlemi sonrasında oluşan beyaz tabaka oluşumunun hemen altında, azot yoğunluğu ve sertliğin nispeten daha az olduğu bölgedir. Malzemenin yüzeyinden, malzemenin tabanına doğru geçiş sağlar. Malzeme içerisinde meydana gelen difüzyon bölgesinde, metal ile bağ yapan nitrür fazlarının çökmesi, azot atomları ile α -fazının doyuma ulaşması, iç yapıdaki stress dağılımı, C atomunun malzeme içerisindeki dağılımını yeniden oluşması ve tane sınırı fazının oluşumu gibi birkaç olay meydana gelir. Ayrıca difüzyon bölgesinde malzemenin kendi iç yapısında bulunan krom, alüminyum, molibden ve mangan gibi alaşım elementleri ile azot atomlarının birleşerek bağ yapması ile malzemenin sertlik değerinde önemli bir artışa neden olur (A. F. Yetim *et al.* 2012).

Elektriksel Özellikler

Elektriksel iletkenlik, maddeyi oluşturan atomların herbirine düşen elektrik yükü ile ölçülebilir. Malzeme içerisinde bulunan serbest yükler malzemeyi oluşturan ortamda kolay hareket etme isteğindedir. Bu durum mobilite olarak adlandırılır. Mobilite, elektrik alanında elektriksel yükün hızı ile belirlenir.

E elektrik alanı, v ise elektrik yükünün hızı temsil edilirse mobilite;

$$\mu = \frac{v}{E} \quad (1)$$

olarak yazılmaktadır. formülde μ 'nün birimi $\text{cm}^3/\text{volt}\cdot\text{sn}$ dir. Elektriksel iletkenlik, elektrik alan başına düşen akım yoğunluğudur. Elektriksel iletkenlik, malzemenin iç yapısının sahip olduğu öz direncin değersel olarak tersine eşittir.

Elektriksel iletkenlik;

$$\rho = J/E \quad (2)$$

olarak verilir. Birimi ise $(\text{ohm}\cdot\text{cm})^{-1}$ dir. Maddenin uçları arasına gerilim uygulandığı zaman oluşan J akım yoğunluğu;

$$J = q n v \quad (3)$$

formülü ile hesaplanır. Burada q elektrik yükü, n birim hacimdeki yüklü parçacık sayısıdır. Bu durumda elektriksel iletkenlik;

$$\rho = q n \mu \quad (4)$$

mobilité değeri cinsinden hesaplanır.

Manyetik Özellikler

Maddeyi oluşturan atomların çevrelerinde yörünge hareketi yapan ve aynı anda kendi etraflarında da dönme hareketi yapan elektronlara sahiptirler. Elektronlar bu dönüş hareketini yaparken etraflarında hareketlerinin yönüne bağlı olarak bir manyetik kutup oluştururlar. Bu manyetik kutuplar, her bir elektronun mıknatıs gibi davranmasına neden olurlar. Tek bir elektronun magnetik momentine Borh manyetizması denir ve değeri $9.27 \times 10^{-24} \text{ Am}^2$ 'dir. Elektronlar dönme hareketi yaptıkları atomların çevresinde bir manyetik alan meydana getirirler. Enerji düzeyleri aynı olan elektronların hareketleri birbirlerine göre ters yönlerde hareket ederler. Bu zıt hareket elektrik alanlarını sıfırlar. Bu yüzden malzemedeki toplam manyetik alan sıfır olur. Atomların dış yörüngelerinde mevcut olan serbest valans elektronları malzeme içerisinde birbirleri ile etkileşimleri düzensiz durumdadır. Bu durum kütleli manyetik özelliğini etkilememektedir. Atomun sahip olduğu valans elektronlarının sayısı tek ise yani valans altı yörüngeyi tam doldurmuş ise atomda manyetik kutup oluşumu meydana gelir. Dış yörüngesindeki valans elektron enerji düzeyi çift oluşturacak şekilde yapıya sahip olduğunda manyetik kutuplaşma meydana gelmez. Peryodik tabloda yer alan geçiş elementlerinin valans enerji düzeylerinde bulunan çiftlenmemiş elektronlar sayısı manyetik kutup oluşmasına neden olmaktadır. Geçiş elementlerine genellikle nikel ve demir gibi elementler örnek verilmektedir. Atomun valans yörüngesinde tek kat sayıda bulunan elektron dış bir manyetik alana maruz bırakıldığında manyetik davranışı her bir element için farklılaşmaktadır. Bu davranışın çeşitli manyetikliğin hangi türde olduğunu belirler. Malzemeyi oluşturan atomlar gruplar şeklinde aynı yönde yönelmeleri durumunda net bir manyetik kutup oluştururlar. Paramagnetik ve diamagnetik malzemelerde manyetik alan şiddeti ile mıknatıslanma doğrusal olarak lineer bir orantıya sahiptir. Fakat paramagnetik malzemelerde alan ve mıknatıslanma aynı yönlerde, diamagnetizmde ise zıt yönlerde. Malzemedeki mıknatıslanma M , manyetik alan şiddeti H ile ifade edildiğinde aralarındaki bağıntı;

$$M = \chi H \quad (5)$$

şeklindedir ve 5 nolu denklemdeki χ değeri malzemenin manyetik alınganlığının bir katsayısı olup boyutsuzdur.

Bu durum ferromanyetizma için geçerli değildir. Curie sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda dış manyetik alan olmaksızın kalıcı şekilde manyetik momente sahip olan atomların oluşturduğu malzemeye ferro manyetik malzemeler denilmektedir.

MATERYAL ve YÖNTEM

Materyal

Bu tez çalışmasında biyomalzeme olarak kullanılan 316L paslanmaz çeliğinin toz hali kullanılmıştır. Concept Lazer firmasının sunduğu ve ticari adı CL 20ES Stainless steel olan bu toz malzemeye ait kimyasal bileşim Tablo 2’de verilmiştir.

Tablo 2. Toz Haldeki 316L Paslanmaz Çeliğin (CL 20ES Stainless Steel) Kimyasal Kompozisyonu (Concept Lazer 2016).

Elementler	Yüzde ağırlık (%)
Fe	Kalan
Cr	16,4 – 18,4
Ni	10,1 – 13,1
Mo	2,1 – 2,6
Mn	0 – 2,1
Si	0 – 1,1
P	0 – 0,044
C	0 – 0,029
S	0 – 0,028

Ayrıca bu tezde, toz haldeki paslanmaz çelik ile üretilen örnekleri kıyaslayama yapabilmek için geleneksel üretimle yöntemiyle üretilen 316L paslanmaz çelikler kullanılmıştır. Bu geleneksel üretime sahip olan 316L paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu ise Tablo 3’de verilmiştir.

Tablo 3. Geleneksel Olarak Üretilmiş 316L Paslanmaz Çeliğin Kimyasal Kompozisyonu

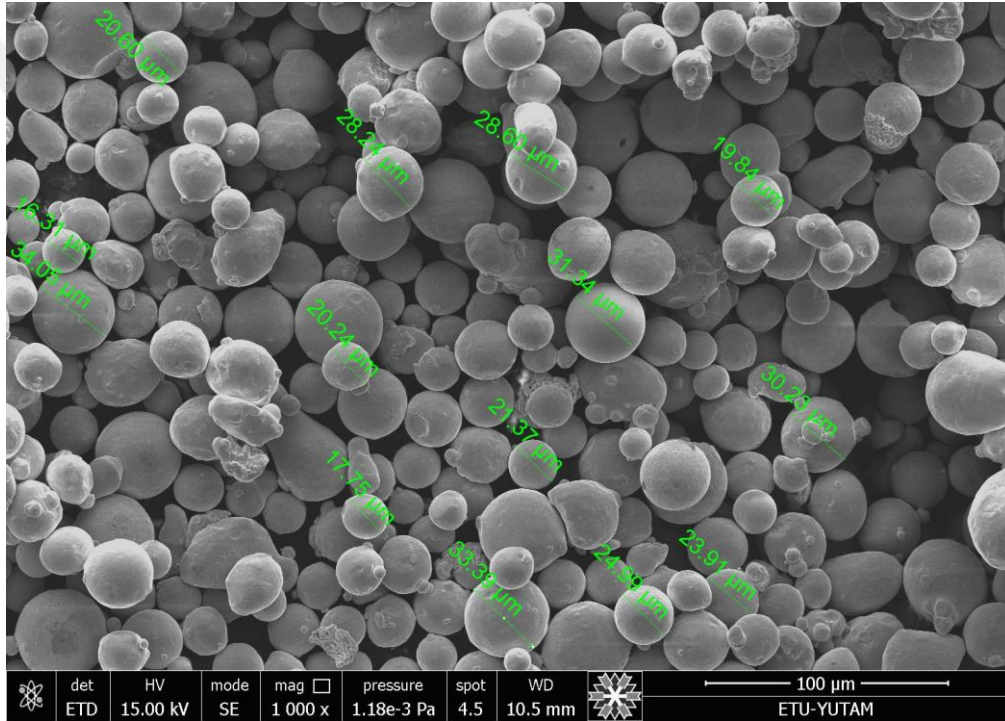
Elementler	Yüzde ağırlık (%)
Fe	68,56
Cr	17,2
Ni	15,3
Mo	2,7
Mn	1,76
Si	0,21
Al	0,0163
C	0,01
Nb	0,0618
Cu	0,514

Tez çalışmasında kullanılan toz haldeki 316L paslanmaz çeliğin (CL 20ES Stainless steel) fiziksel özellikleri Tablo 4’te verilmiştir.

Tablo 4. 316L Paslanmaz Çeliğin (CL 20ES Stainless Steel) Fiziksel Özellikleri (Concept Laser 2016).

Özellikler	Değerler
Akma Noktası R_e	470 N/mm ²
Çekme Gerilmesi R_m	570 N/mm ²
Uzama A	>% 15
Elastik Modül	$\sim 2 \times 10^5$ N/mm ²
Termal İletkenlik	~ 15 W/mK
Sertlik	20 HRC

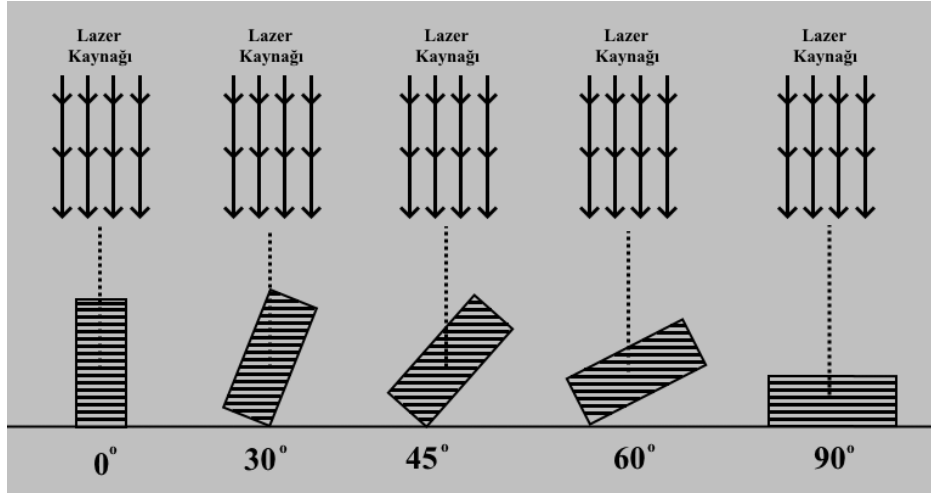
Şekil 18’de toz haldeki 316L paslanmaz çelik partiküllerine ait SEM görüntüsü gösterilmiştir.



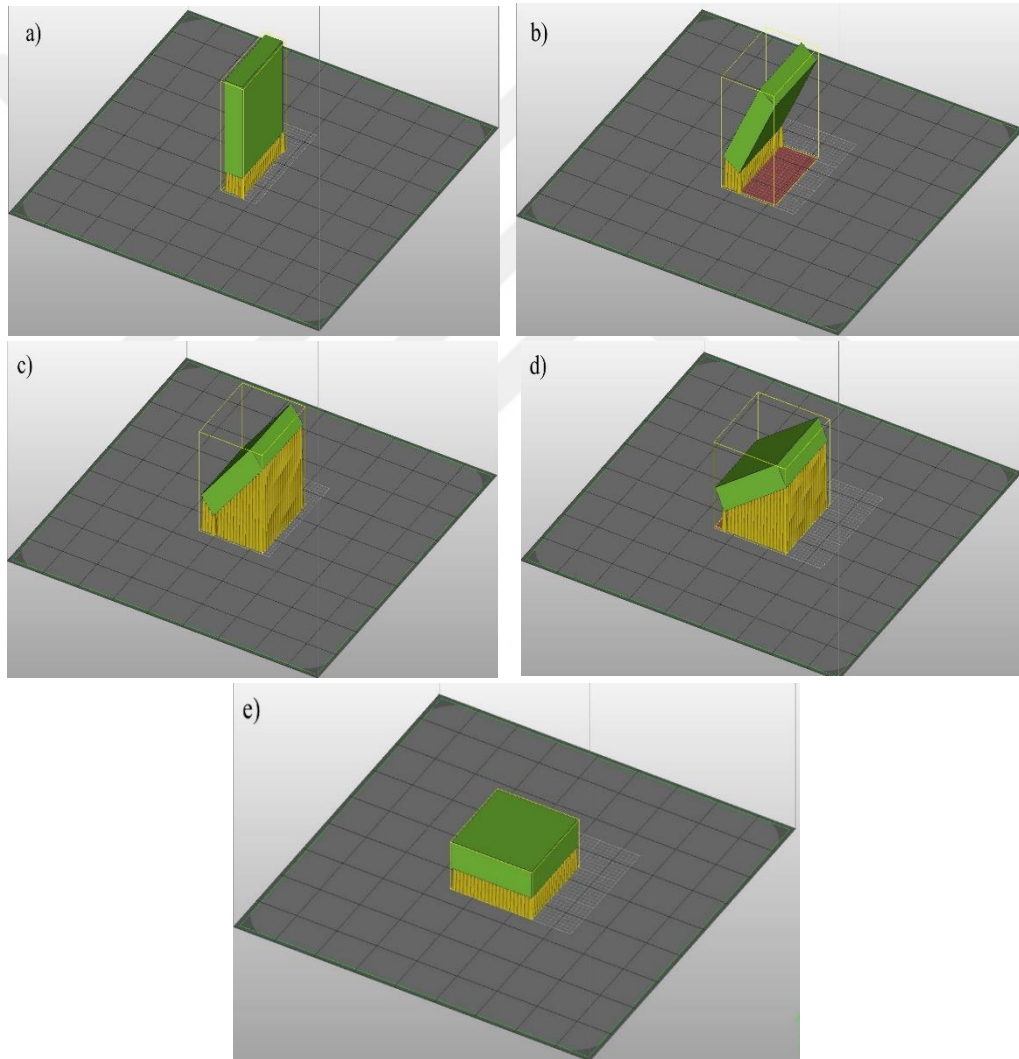
Şekil 18. 316L Paslanmaz Çelik toz partikülleri

Bilgisayar Destekli Tasarım (CAD) Model Çizimleri

Tez çalışması kapsamında, örnekleri SLM cihazında üretebilmek için lazer ışınının geliş açısı ile 0°, 30°, 45°, 60° ve 90°’lik açılar yapacak şekilde AutoFab yazılımı kullanılarak üç boyutlu olarak 20x20x5mm ölçülerinde CAD modellemesi yapılmıştır. Oluşturulan bu CAD modeller SLM cihazına yüklenebilmesi için .STL (stereolithography) formatına dönüştürülmüştür. Model oluşturulurken üretim adında örneklerin üretim tablasına tamamen yapışmasını engellemek ve proses anında çökmeleri engellemek için belirli bölgelere destek elemanları yerleştirilmiştir.



Şekil 19. Farklı üretim açlarına sahip örneklerin şematik gösterimi



Şekil 20. Örneklerin CAD model çizimleri a) 0°, b) 30°, c) 45°, d) 60° ve e) 90°

Seçici Lazer Ergitme (SLE) Yöntemi ile Örneklerin Üretilmesi

Şekil 21'de gösterilmiş olan SLE cihazı örneklerin üretimde kullanılmıştır. Tez örneklerinin tamamı Erzurum Teknik Üniversitesi, Yüksek Teknoloji Uygulama ve Araştırma

Merkezi'nde (YÜTAM) bulunan Consept Lazer MLab Cusing R markalı SLE cihazı ile üretilmiştir. Cihazda 100W güce sahip Nd:YAG lazer mevcut olup 90x90x80 mm boyutlarında üretim hacmine sahiptir. Üretim için Consept Laser firması tarafından lisanslı olarak belirlenmiş olan 316L paslanmaz çelik parametresi kullanılmıştır. Üretim gerçekleştirilirken oksitlenmeyi engellemek için ortama azot gazı gönderilmiştir. Ortamdaki oksijen seviyesi, % 0,3 - 0,8 aralığında tutulmuştur. Üretim anında serilen her bir takanın toz katman kalınlığı 25µm dir.



Şekil 21. Örneklerin üretildiği Concept Lazer MLab R cusing SLE üretim cihazı.

Örneklerin Plazma ile Nitrürleme İşlemi

Plazma ile nitrürleme işlemleri İstanbul Isıl İşlem A.Ş. tarafından yapılmıştır. Üretimin yapıldığı fabrikaya ait plazma nitrürleme sistemi görüntüsü Şekil 22'de verilmiştir.



Şekil 22. Plazma ile nitrürleme cihazı

Sistem temel olarak; vakum odası, gaz dağıtım düzeneği ve güç ünitesinden oluşmaktadır. Vakum odasında, anot ve katot kutupları yerleştirilmiş olup, katot kutupta bulunan numune sabitleyici mekanizmanın tam ortasında termokupul bağlanmıştır. Örneklerin sıcaklık kontrolleri, 0.4 mm çapa sahip olan Ni-CrNi alaşımlı termokupuldan yapılmıştır. Ortamda oluşan plazmayı, örneklerin tümüne homojen olarak uygulayabilmek için silindirik anot kutup kullanılmıştır. Plazma nitrüleme prosedürüne ait adımlar aşağıda sıralanmıştır.

- 20x20x5 mm boyutlarında üretilmiş olan örneklerin üst yüzeyleri 60-2000 numaralı zımparalar kademeli olarak artırılarak kaba parlatma yapıldıktan sonra sırasıyla 0,5 ve 0,3 µm boyutlarındaki alimüna solüsyonları ile işlemlerin yapılacağı tüm yüzeyler parlatıldı.
- Parlatması yapılan tüm numuneler etil alkol (C₂H₅OH) ile yüzeyleri temizlenerek numune sabitleyiciye yerleştirildi ve ortam vakumu 3×10^{-2} mbar değerinde basınca getirildi.
- Plazma ile nitrüleme prosesine geçilmeden önce ortama, numune tutucuya sabitlenmiş örneklerin yüzeylerinde numune hazırlığı esnasında kalabilecek olan kirlilikleri uzaklaştırmak için 350-400V değerinde bir gerilim 25-30dk'lık bir süreçte H₂ gazı gönderilmiştir. Bu işlem saçtırma (sputter) olarak tanımlanmaktadır.
- Temizlik işlemi bittikten sonra ortamdaki H₂ gazı tekrar ortamdan uzaklaştırılarak vakuma alınır.
- Deneyde tüm örneklerin nitrülenmesi için %50H₂ - %50N₂ gaz oranları kullanıldı.
- Vakum odasının basınç değeri 500 Pa'a sabitlendi.
- Basınç değeri istenilen ölçüye geldiğinde elektrik boşalma kaynağı devreye alındı.
- Numunelerin sıcaklık değerleri 400, 450 ve 500°C sıcaklıklarda üç farklı şartta gerçekleştirildi. Sıcaklık ölçümlerindeki farklılık değeri $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 'dir.
- Üç farklı şart içinde zaman süresi 4 saat olarak sabit tutuldu.
- 4 saatlik plazma nitrüleme işleminin sonunda uygulanan gerilim kapatılarak sıfıra indirilmiştir. Fakat ortamda mevcut olan sıcaklığın oksitlenmelere neden olmaması için vakumlama işlemi numunelerin sıcaklığı oda sıcaklığına düşünceye kadar devam ettirildi.

Tablo 5'te tez çalışmasına ait deney şartları ve parametreleri verilmiştir.

Tablo 5. Örneklerle Ait Nitrüleme Deney Parametreleri

Numune İsimleri	Nitrüleme Sıcaklığı	Nitrüleme Süresi	Gaz Karışım Oranları
0°	400°C	4 saat	%50N ₂ - %50H ₂
	450°C		
	500°C		
30°	400°C	4 saat	%50N ₂ - %50H ₂
	450°C		
	500°C		
45°	400°C	4 saat	%50N ₂ - %50H ₂
	450°C		
	500°C		
60°	400°C	4 saat	%50N ₂ - %50H ₂
	450°C		
	500°C		
90°	400°C	4 saat	%50N ₂ - %50H ₂
	450°C		
	500°C		
GYÜ 316L Paslanmaz Çelik	400°C	4 saat	%50N ₂ - %50H ₂
	450°C		
	500°C		

Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile Görüntü Analizleri

Tez çalışması için üretilmiş olan tüm numunelerin yüzey görüntüsü, malzemelerin içyapısı, aşınma sonrası oluşan izleri, korozyon deneyi sonrası oluşan yüzey görüntüleri Erzurum Teknik Üniversitesi YÜTAM bünyesinde bulunan FEI - Quanta FEG 250 marka ve model SEM (taramalı elektron mikroskobu) ile incelenmiştir.



Şekil 23. FEG kaynaklı Taramalı Elektron Mikroskobu

Şekil 23'te SEM cihazına ait resim verilmiştir. Hazırlanmış olan tüm numunelerin yüzeyleri kimyasal (dağlama) olarak aşındırılmıştır. Bu işlem genellikle iç yapıların belirlenmesi ve fazların görünürlüğünü artırmak için yapılmaktadır. Bu kimyasal aşındırmada; HCl, Gliserin, HNO₃ çözeltileri 2/3/1 oranlarında karıştırılarak kullanılmıştır. Kimyasal aşındırma işlemi sonrasında istenilen faz ve iç yapıların görünürlükleri ZEIS AXIO A1 ışık mikroskobu ile belirlenmiştir.

Üç Boyutlu Optik Profilometre Analizleri

Örneklere yapılan aşınma deneyleri sonrasında oluşan aşınma hacimlerinin belirlenmesinde ve aşınma izlerinin görüntülenmesinde Erzurum Teknik Üniversitesi bünyesindeki YÜTAM biriminde bulunan Bruker Contour GT markalı profilometre cihazı kullanılmıştır. Cihaz, 10Å hassasiyete sahip interferometre mekanizması ile ölçümleri gerçekleştirmiştir. Ölçümlerde 5X büyütme objektif ve ışık kaynağı olarak beyaz ışık kullanılmıştır. Tüm değerlendirmeler ve ölçümler cihaza ait yazılım kullanılarak hesaplanmıştır. Çalışmada kullanılan 3D optik profilometre cihazı Şekil 24'te verilmiştir.



Şekil 24. 3D Optik Profilometre

X-Işını Difraktometresi (XRD) Faz ve Bası Artık Gerilme Analizleri

Plazma ile nitrüleme sonrasında oluşan fazları belirlemek ve işlemsiz örneklerin yapısını belirlemek için Erzurum Teknik Üniversitesi YÜTAM bünyesinde bulunan GNR-Explorer model X-ışını kırınım ölçer (XRD) cihazı kullanılmıştır (Şekil 25). Ölçümler $\lambda = 1,7903\text{Å}$ dalga boyuna sahip Co K α katot tüpü ile gerçekleştirilmiştir. Yapılan ölçümlerin sonuçları Match! 2 lisanslı programı kullanılarak kütüphanesine tanımlı olan JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standards) data listeleri ile karşılaştırılarak oluşan fazların bileşimleri (kompozisyonları) tespit edilmiştir.

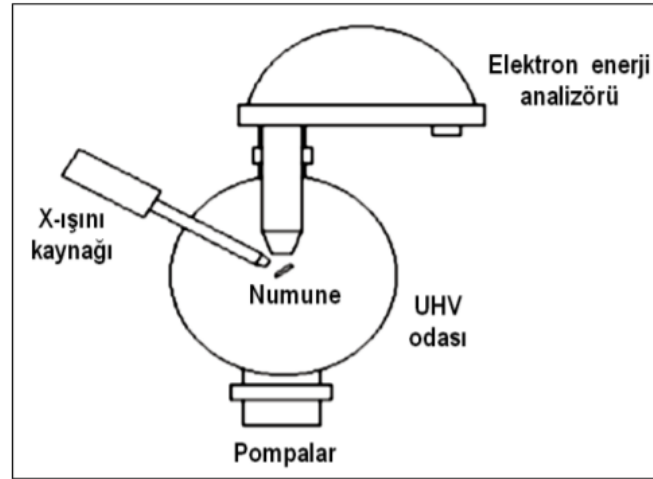


Şekil 25. X-Işını Difraktometresi Cihazı

Bası artık gerilme (Residual Stress) ölçümlerinde yine aynı cihaz ile sintilatör dedektörü kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bası artık gerilmelerin ölçümünde $\sin^2\psi$ metodu kullanılmıştır. Bu metotta fazların düzlemler arası d mesafesinin değişimi malzemede meydana getirdiği gerilim değerleri SAX lisanslı yazılım ile doğrudan hesaplamaktadır.

X-Ray fotoelektron Spektroskopisi (XPS) analizleri

XPS ölçümleri Atatürk Üniversitesi, DAYTAM bünyesinde bulunan XPS cihazı ile gerçekleştirilmiştir. XPS cihazına ait temel elemanlar Şekil 26'da verilmiştir.



Şekil 26. XPS analizi için temel elemanlar (Azder 2017).

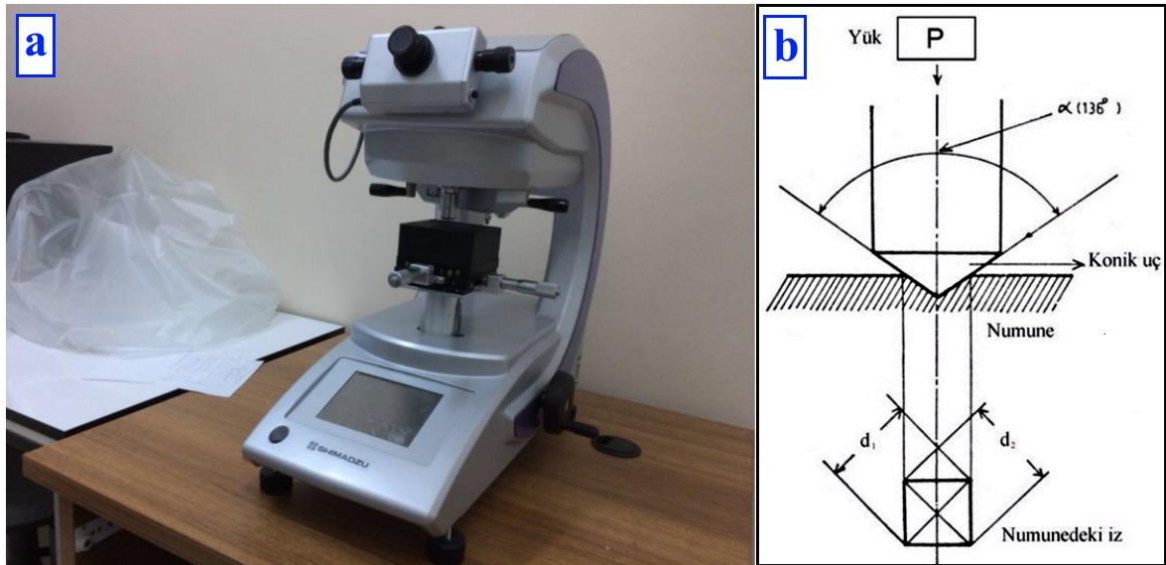
Ölçümlerde x-ışını kaynağı olarak 1486.6 eV enerjisine sahip Al K α (15kV,20mA) kaynağı kullanıldı. Nitrürlenmiş yüzeylerden yayımlanan fotoelektronların kinetik enerjileri Specs-Flex markalı elektron enerji analizörü tarafından analiz edildi. Toplanan elektronların enerjisini 150 mm yarıçaplı yarı küresel analizör ile analiz etmek için 2D CCD dedektörü kullanıldı.



Şekil 27. X-Işını Fotoelektron Spektroskopisi (XPS) Cihazı

Mikrosertlik Ölçümleri

Çalışmada, tez örnekleri nitrürlemeden önce üretim açısının mikrosertliğe etkisini incelenmek için ölçümler alınmıştır daha sonra nitrülenmiş örneklerin sertlik ölçümleri yapılmıştır. Nitrülenmiş yüzeyler sırasıyla 60-2000 numaralı zımparalara vurulduktan sonra yüzeyler 0,5 mikronluk alimüna toz ile parlatılmıştır. Bu parlatma işlemi yüzeyden malzemenin içine doğru difüzyon bölgesi boyunca sertlik değerlerinin değişimini daha doğru okuyabilmek için yapılmıştır. Sertlik değerlerini tespit edebilmek için 10 gram yük altında ve 15 sn yükleme süresinde Şekil 28'de gösterilen Shimadzu markalı mikrosertlik cihazı ile sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 28. a) Mikrosertlik ölçüm cihazı b) Vickers sertlik ölçüm tipi ve numunedeki izi

Nitrülenmiş numunelerin difüzyon tabakası kalınlığını belirlemek için de mikrosertlik cihazı kullanılmıştır. Sertlik ölçümleri en dış kısımdan başlamak üzere numunenin iç kısımlarına doğru sabit aralıklarla ölçümler gerçekleştirilmiştir. İşlemsiz numunelerde ve

plazma ile nitrülenmiş örneklerde oluşmuş olan fazların sertlik değerleri belirlenmiştir. 316L paslanmaz çeliğinde difüzyon tabakası oluşmadan beyaz tabakanın varlığı gözlemlenmiştir.

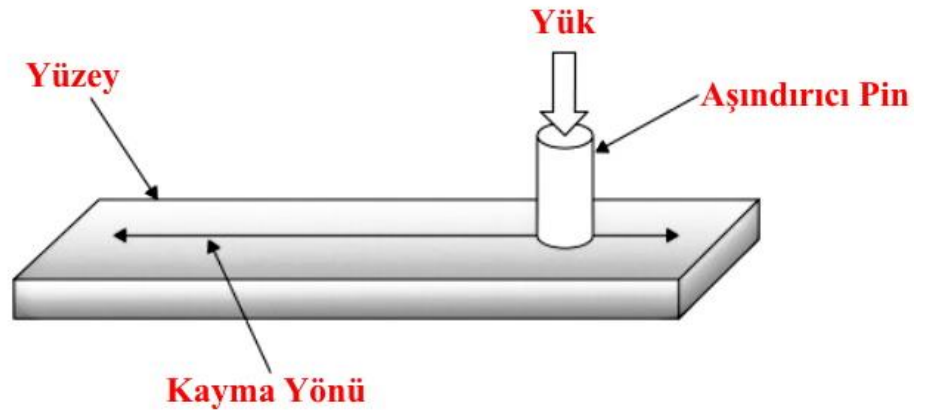
Aşınma Deneyleri

Birbirleri ile temas halinde bulunan iki yüzey uygulana kuvvetler neticesinde, malzemeye ait olan yüzeyde meydana gelen kopmalar aşınmayı meydana getirmektedir. Bu durum gerçekleşirken her iki yüzdede şekil değişiklikleri meydana gelebilmektedir. Aşınma genel olarak; abrazyon, yorulma, adezyon, fretting, yorulma, akışkan, korozyon veya kavitezyon sonucunda oluşan erozyon şeklinde meydana gelmektedir. Malzemenin aşınma özelliklerini belirlemek için Şekil 29'da gösterilen Bruker UMT-2 Universal test cihazı kullanılmıştır.



Şekil 29. Aşınma deneyi için kullanılan Tribometre cihazı.

Aşınma yöntemi olarak reciprocating (karşılıklı lineer) aşınma yapılmıştır. Reciprocating aşınmanın şematik olarak gösterimi Şekil 30'de verilmiştir.



Şekil 30. Reciprocating aşınma yönteminin şematik gösterimi

Yapılan aşınma deney şartları Tablo 6’da verilmiştir. Aşınma deneylerinde sürtünme katsayısı anlık olarak saniyede 10 data alacak şekilde cihaz tarafından otomatik olarak kaydedilmiştir. Malzemelerin aşınma oranı 6 numaralı denklem vasıtasıyla belirlenmiştir.

$$\text{Kaplama Aşınma oranı} = \frac{\text{Aşınılan hacim}}{\text{Uygulanan yük} \cdot \text{Aşınma mesafesi}} \quad (6)$$

Tablo 6. Aşınma Deney Şartları

Parametreler	Değerler
Uygulanan Yük	2 N
Aşınma iz boyu	7 mm
Sıcaklık	Oda sıcaklığı
Aşındırma süresi	3600 sn
Aşındırma mesafesi	141 m

Örneklerin aşınma sonrası oluşan iz hacimleri temassız olarak 3 boyutlu optik profilometre ile ölçülmüştür.

Korozyon Deneyleri

Korozyonun genel tanımı, metal malzemelerin buldukları ortam ile kimyasal yada elektrokimyasal tepkimeler gerçekleştirmesiyle, malzemenin deformasyona uğraması ve zamanla metalik fonksiyonunu kaybetmesi olarak tanımlanmaktadır. Nötr haldeki metal atomlarının son yörüngelerindeki elektronları ortama vererek oluşturdukları akım korozyon olayının gerçekleşmesine neden olmaktadır. Korozyon testleri farklı üretim açıları ile üretilip nitrülenen malzemelerin davranışlarının değişimini incelemek ve biyomalzeme olarak kullanımında yapay vücut sıvısındaki davranışını belirlemek için yapılmıştır. Korozyon deneylerinde laktatlı ringer çözeltisi kullanılmış olup çözelti içeriği Tablo 7’de verilmiştir.

Tablo 7. Laktatlı Ringer Çözelti İçeriği 1L İçin

Reaktif	Miktar
Sodyum Laktat	3 gr
Sodyum Klorür	6 gr
Potasyum Klorür	0,4 gr
Kalsiyum Klorür Dihidrat	0,3 gr
Steril Enjeksiyonluk Su	1 L

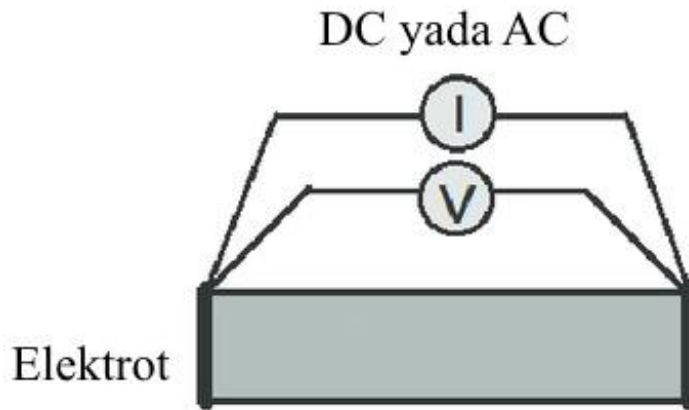
Çalışmada kullanılan tüm numunelerin elektrokimyasal özelliklerini belirlemek için GAMRY Series G750TM ölçüm cihazı kullanılmıştır. Ölçümler üç elektrot yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Numunelerin polarizasyon davranışları için Ag/AgCl elektrotu referans

olarak kullanılmıştır. Tüm ölçümlerde karşı elektrot olarak Grafit kullanılmıştır. İş elektrotu olarak hazırlanmış numuneler kullanılmıştır.

Örneklerin akım denge potansiyellerinin belirlenmesi için açık devre potansiyelleri (OCP) 5000 sn süresince kaydedilmiştir. Tafel eğri uydurma ile korozyon parametrelerinin belirlenebilmesi amacıyla numunelerin açık devre potansiyellerinin 50 mV altından (katodik bölge) 50 mV üzerine kadar (anodik bölge) olan potansiyel kontrollü taramalar 0,5 mV/s hızda gerçekleştirilmiş ve okunan akım yoğunluğu değerleri kaydedilmiştir. Elektrokimyasal empedans spektroskopisi deneyleri numunelere başlangıç frekansı 100 kHz ve bitiş frekansı 0,01 Hz olacak şekilde polarizasyon uygulanmadan önce ve uygulandıktan sonra gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar numunelerin korozyondan önce ve sonraki yüzey durumlarının bir elektriksel devre ile ifade edilmesinde kullanılmış ve devre elemanlarındaki değişimler doğrultusunda korozyon dirençleri ve mekanizmaları değerlendirilmiştir.

Elektriksel Özdirenç Ölçümü

Elektriksel özdirenç ölçümleri Hacettepe Üniversitesi, Fizik Mühendisliği Bölümünde iki nokta metodu ile ölçülmüştür. Bu ölçüm metodunda altın probalar kullanılmıştır. Altın probe kullanılmasının nedeni, numune ile temas eden proba ait özdirenci en az seviyede tutabilmektir. Böylece numunenin özdirenci en az hata ile ölçülmüş olmaktadır. Ölçümde hatayı en aza indirmek için numune yüzeyleri 0.3µm boyutundaki alimüna tozları ile iyice parlatılmıştır. Daha sonra kirliliklerin uzaklaştırılması için sonikatör ve etil alkol ile temizleme işlemi yapılmıştır.



Şekil 31. İki nokta ölçüm yönteminin şematik gösterimi.

Manyetizasyon (Mıknatıslanma) Ölçümleri

316L paslanmaz çelikler vücut içerisinde biomedikal uygulamalarda implant ve protez olarak kullanılmaktadır. Günlük uygulamalarda hastahanelerde MR görüntüleme cihazları çokça kullanılmaktadır. Hasta vücudunda implant yada protez olarak kullanılan paslanmaz

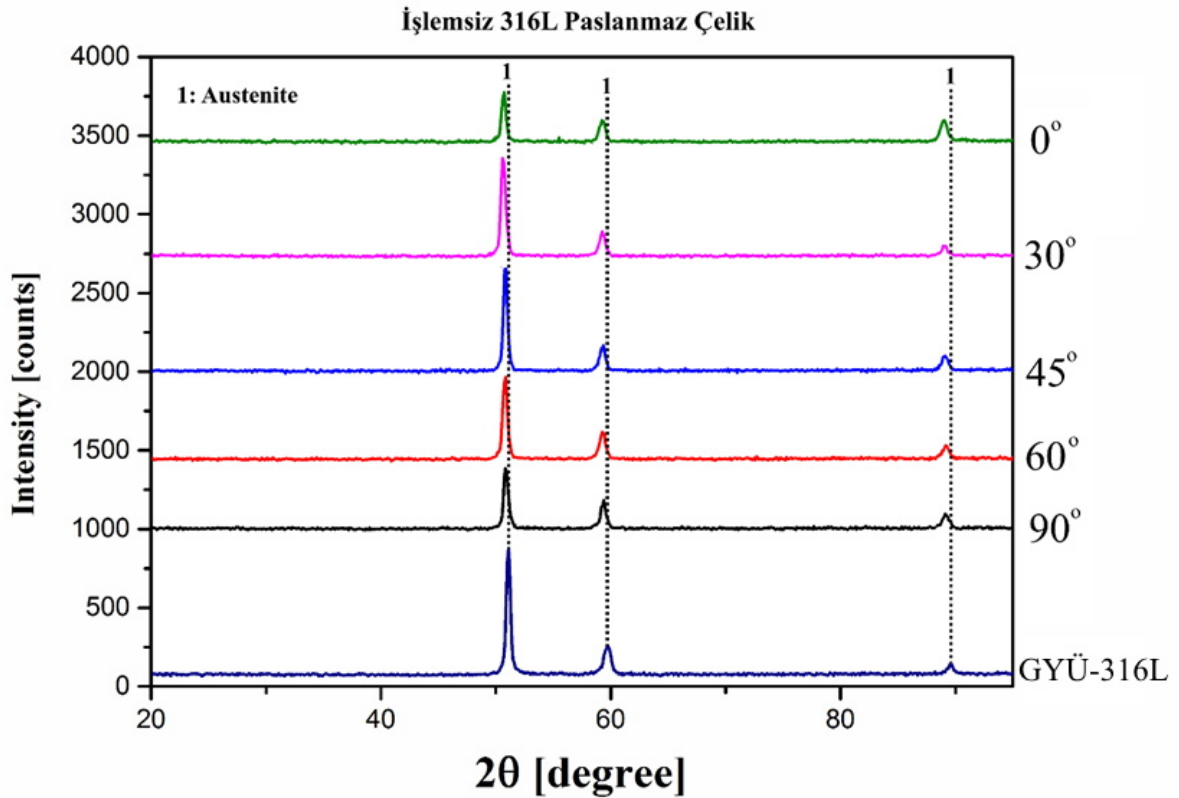
Çelikler bu dış manyetik alandan oldukça etkilenmektedir. MR görüntülemesi sonrasında hastanın vücudunda kalıcı bir manyetik alanın oluşmaması istenen bir durumdur. Bu nedenle implant ve protezlerin üretileceği malzemelerin manyetizasyonu önem kazanmaktadır. Manyetizasyon lmleri Hacettepe Üniversitesi, Fizik Mühendisliği Bölümünde bulunan PPMS cihazı ile 36°C’de gerçekleştirilmiştir.



ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

XDR Analizleri

Çalışmada kullanılan GYÜ'len işlem görmemiş 316L paslanmaz çeliği ve farklı üretim açılarında (0°, 30°, 45°, 60° ve 90°) SLE yöntemi ile üretilen paslanmaz çelik örneklerine ait XRD grafiği Şekil 32'de verilmiştir. Şekil 32 incelendiğinde işlemsiz numunelerin yalnızca yüzey merkezli kübik (YMK) ostenit demire ait pikler verdiği tespit edilmiştir.



Şekil 32. İşlemsiz örnelelere ait XRD grafiği

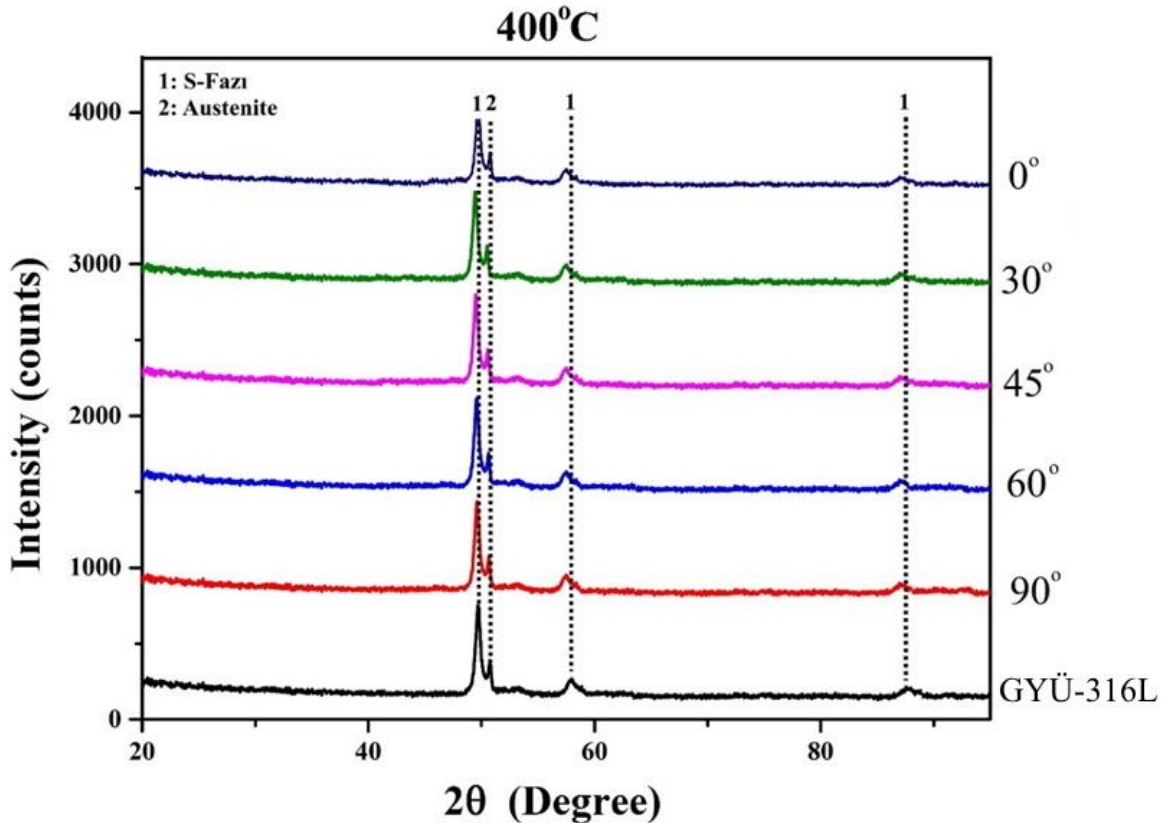
Şekil 32'de görüldüğü gibi tüm örnekler ostenit fazına sahip olmasına rağmen SLE yöntemi ile farklı açılarda üretilen örneklerin ostenit piklerinde daha düşük yansıma açlarına (grafiğin soluna) doğru bir kaymanın olduğu gözlemlenmektedir. Bu kaymaların sebebi, üretim yönlerinde meydana gelen farklı soğuma hızlarının değişiklik göstermesidir. Hızlı soğuma esnasında, Fe atomları kafesteki yerlerine tam gelmeden katılaşma meydana gelmektedir (Cullity and Weymouth 1957). Bu hızlı katılaşma XRD piklerinde düşük yansıma açlarına (sola doğru) kaymanın temel nedeni durumundadır (Simson *et al.* 2017). GYÜ'mi yapılmış paslanmaz çeliğin soğuma hızı, SLE yöntemi ile üretilen örneklerin soğuma hızıyla karşılaştırıldığında oldukça yavaştır. Hem GYÜ'miş örneklerin hemde SLE yöntemi ile üretilen örneklerin ortalama tane boyutları (Grain size) Scherrer eşitliği kullanılarak hesaplanmıştır.

$$FWHM = \frac{b\lambda}{D \cos(\theta)} \quad (7)$$

$$D = \frac{b2\pi}{FWHM(Q)} \quad (8)$$

FWHM ölçümdeki piklerin tam genişliği, 2θ radyan cinsinden saçılma açısı, λ ölçümde kullanılan X ışınının dalga boyu, Q saçılma vektörünün büyüklüğü, b katsayı olup değeri 0,89 ile 0,94 arasında fonksiyona bağlı bir değerdir. D ölçümü yapılan malzemenin kristal boyutunu temsil etmektedir. Örneklerin ortalama kristal boyutları Tablo 8’de verilmiştir. Tablo 8’de görüldüğü gibi işlemsiz örneklerin üretim açısı artışı ile ortalama kristal boyutlarında da artış meydana gelmiştir. En küçük ortalama kristal boyut 0° ’lik açı ile üretilmiş örneklerden elde edilmiştir.

400°C’de 4 saat plazma ile nitrürlenmiş örneklerin XRD grafikleri Şekil 33’te verilmiştir.

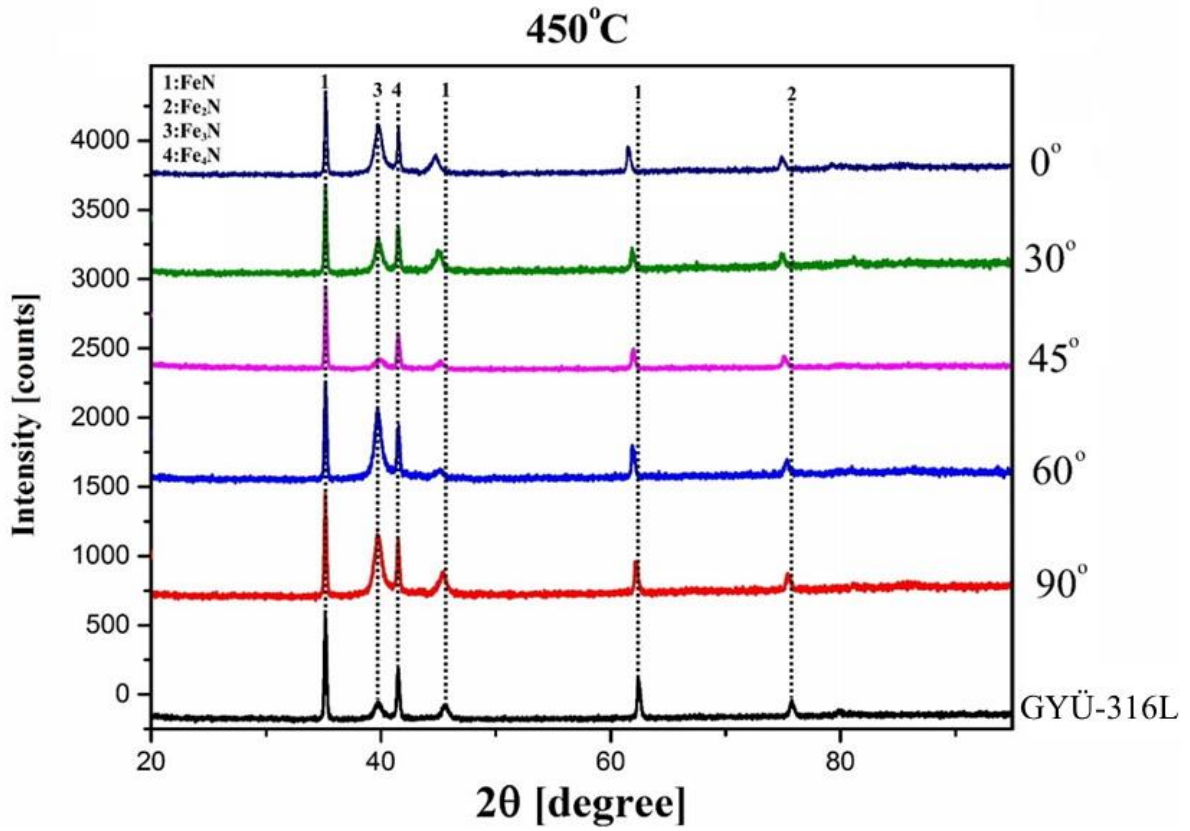


Şekil 33. 400°C’de 4 saat plazma ile nitrürlenmiş örneklere ait XRD grafiği

Şekil 33’teki grafik incelendiğinde tüm örneklerdeki faz oluşumunun aynı olduğu gözlemlenmektedir. 400°C’de 4 saat plazma ile nitrürlenmiş örneklere hem ostenitik fazı

hemde S-fazı kırınım desenleri elde edilmiştir. Ancak üretim açısının azalması ile S-fazı piklerinde hem keskinleşme hemde sola doğru kaymaların arttığı gözlemlenmiştir. S-fazı; plazma ortamında Fe atomları ile bağ yapacak yeterli enerjiye sahip olamayan N atomlarının Fe kafes yapıları arasına difüze olarak kafeslerin genişlemesine yada çarpılmasına neden olmaktadır. Yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan ostenik faz, N atomlarının difüzyonu ile genişleyerek düzlemler arası (d) mesafesinin artmasına neden olmaktadır. Düzlemler arası (d) mesafesinin, üretim açısının artışı ile ters orantılı olarak azaldığı tespit edilmiştir.

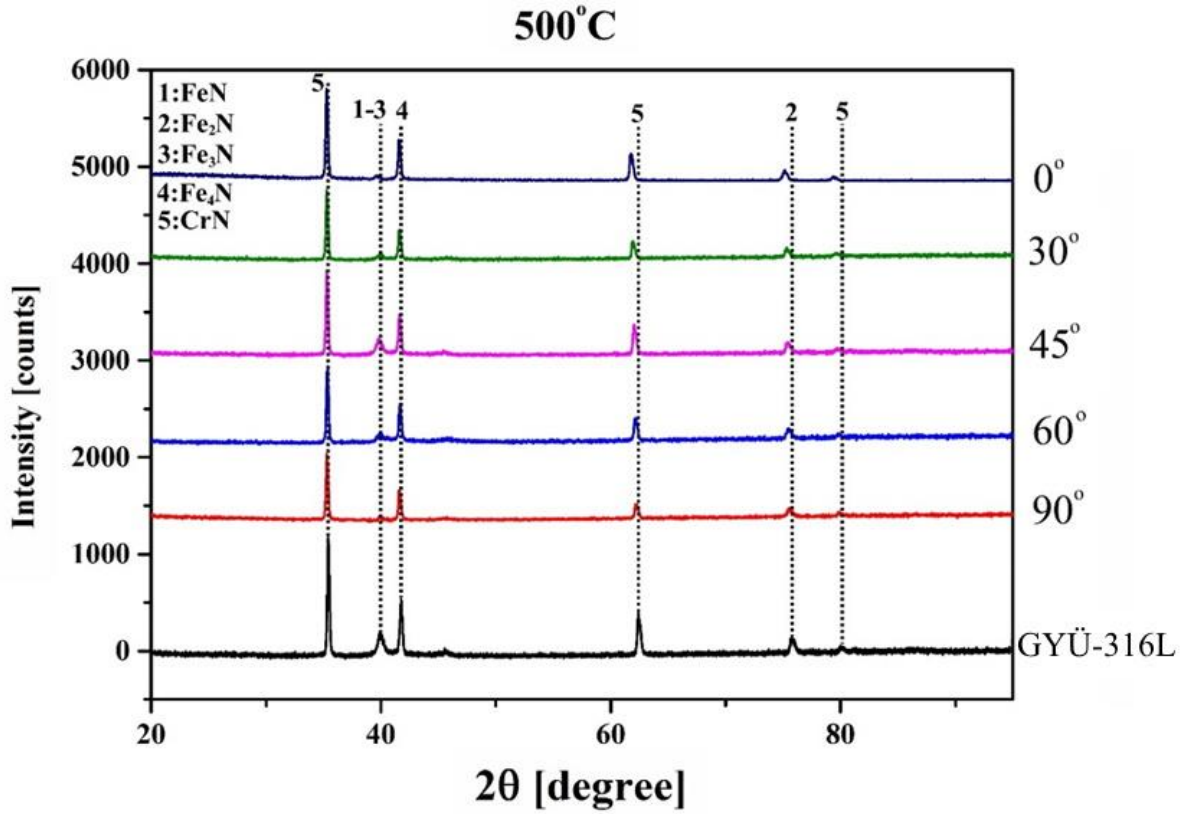
Şekil 34'te 450°C'de 4 saat plazma ile nitrürlenmiş örneklere ait XRD grafiği verilmiştir.



Şekil 34. 450°C'de 4 saat plazma ile nitrürlenmiş örneklere ait XRD grafiği

Hem SLE yöntemi farklı üretim açılarında (0°, 30°, 45°, 60° ve 90°) üretilen hemde GYÜ'mi yapılmış 316L paslanmaz çelik numunelerinin plazma ile nitrüleme prosesi sonrasında numunelerde, modifiye olmuş tabaka içerisinde FeN, Fe₂N, Fe₃N ve γ -Fe₄N fazları meydana gelmiştir. Tüm örneklerde aynı fazların oluşmasına rağmen üretim açısının etkisi ile X-ışını kırınım piklerinin şiddetleri ve yansıma açılarında farklılıklar olduğu gözlemlenmiştir. Özellikle yüksek kırınım açılarında oluşmuş olan FeN ve Fe₂N fazlarına ait kırınım açılarında üretim açısının azalması ile sola doğru kaymalar artış göstermiştir.

Şekil 35'te 500°C'de 4 saat plazma ile nitrürlenmiş örneklere ait XRD grafiği verilmiştir.



Şekil 35. 500°C’de 4 saat plazma ile nitrülenmiş örneklere ait XRD grafiği

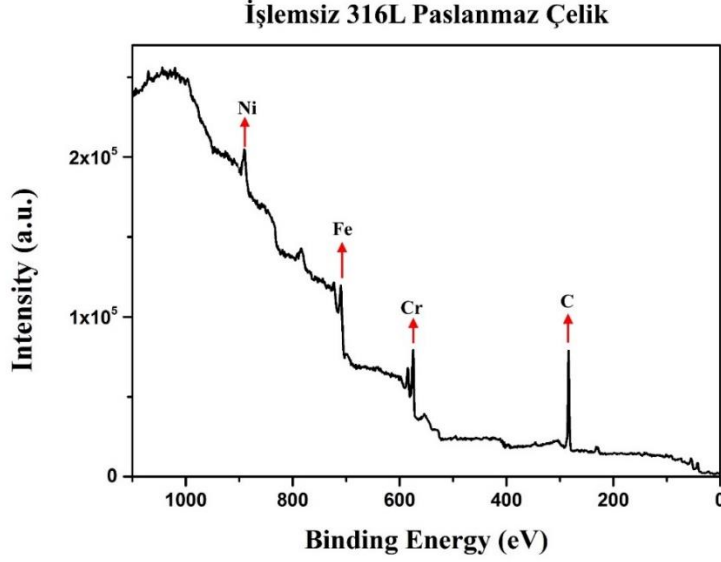
500°C’de 4 saat plazma ile nitrüleme işlemi sonrasında hem SLE yöntemi ile farklı üretim açılarında (0°, 30°, 45°, 60° ve 90°) üretilen hemde hemde GYÜ’miş 316L paslanmaz çelik numunelerde modifiye olmuş tabaka oluşmuştur. Bu tabakalar içerisinde FeN, Fe₂N, Fe₃N, γ' -Fe₄N ve CrN fazları meydana gelmiştir. Ayrıca işlem sonrasında taban malzeme olarak kullanılan 316L paslanmaz çeliğinin ostenitik pikleri tamamen kaybolmuş olup sadece modifiye tabakada oluşan fazların X-ışını kırınım desenleri elde edilmiştir. İşlem sıcaklığının artışı ile yapı içerisindeki azot miktarı yoğunluğunun artışı tespit edilmiştir. Bu artışın sonucu olarak Fe atomları ile bağ yapan N atomları yukarıda sıralanan fazları oluşturmuşlardır. Diğer işlem sıcaklıklarında görülmeyen CrN fazları, 500°C’de Fe kübik kafeslerinden ayrılan N atomları Cr atomları ile bağ yaparak çökelti oluşturduğu tespit edilmiştir. Bu durum literatürde aynı sıcaklıkta yapılan çalışmalarda gözlemlenmiştir (De Souza *et al.* 2004; Y. Li *et al.* 2014).

Tablo 8. SLE ve GYÜ 316L Paslanmaz Çeliklerine ait deneysel sonuçlar.

Sıcaklık	SLE Üretim Açısı	Sertlik (HV _{0.01})	Tabaka Kalınlığı (µm)	Yüzey Pürüzlülüğü (Ra)	Sürtünme Katsayısı (COF)	Aşınma Oranı (mm ³ /Nm)x10 ⁻⁵	Ortalama Tane Boyutu (Grain Size) (nm)
400°C	0°	939	4.55	0.17	0.63	4.8	12.15
	30°	924	3.66	0.14	0.68	7.3	14.31
	45°	911	3.48	0.14	0.64	7.6	15.41
	60°	889	3.11	0.12	0.59	7.9	23.47
	90°	876	3.01	0.12	0.67	8.0	28.91
	GYÜ	864	2.81	0.10	0.62	9.1	48.66
450°C	0°	1300	13.49	0.53	0.65	1.9	9.37
	30°	1250	13.22	0.51	0.71	5.8	11.93
	45°	1234	13.01	0.48	0.76	6.3	13.17
	60°	1185	11.33	0.44	0.72	7.5	21.11
	90°	1164	10.98	0.41	0.62	8.1	27.34
	GYÜ	1143	10.21	0.39	0.58	8.3	45.17
500°C	0°	1364	37.77	0.61	0.79	1.6	4.99
	30°	1351	34.53	0.59	0.69	1.8	10.11
	45°	1343	31.57	0.58	0.81	1.9	11.93
	60°	1332	31.03	0.55	0.77	2.08	17.17
	90°	1324	25.10	0.53	0.73	2.11	25.93
	GYÜ	1315	21.59	0.53	0.72	3.8	39.12
İşlemsiz-316L	0°	297	-	0.09	0.44	7.8	28.93
	30°	286	-	0.08	0.52	9.8	32.11
	45°	279	-	0.08	0.58	10.4	37.15
	60°	274	-	0.06	0.49	11.7	45.34
	90°	268	-	0.06	0.57	11.9	48.17
	GYÜ	265	-	0.05	0.46	13.8	65.12

XPS Analizleri

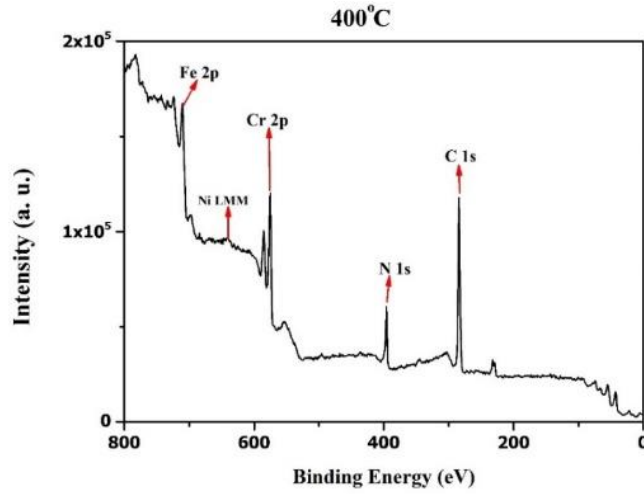
Tez çalışması kapsamında kullanılan GYÜ'miş işlem görmemiş 316L paslanmaz çeliği ve farklı üretim açılarında (0°, 30°, 45°, 60° ve 90°) SLE yöntemi ile üretilen paslanmaz çelik numunelerine ait X-Işını Fotoelektron Spektrometresi (XPS) grafiği Şekil 36'de verilmiştir.



Şekil 36. İşlemsiz 316L Paslanmaz Çeliğine ait XPS grafiği

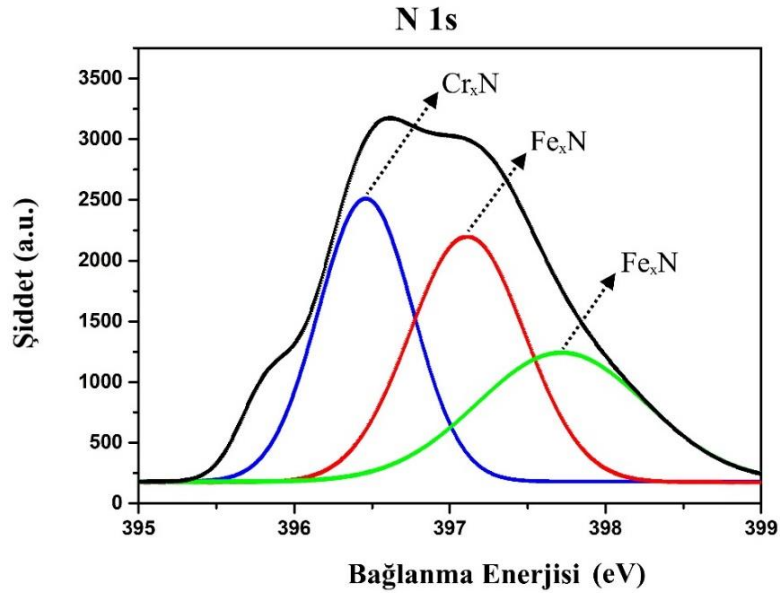
Şekil 36 incelendiğinde, işlemsiz numunelerde temel olarak C, Cr, Fe ve Ni gibi çelik bileşenlerin varlığı tespit edilmiştir. Farklı sıcaklıklarda yapılan plazma ile nitrüleme işlemi sonrasında da numuneler X-Işını Fotoelektron Spektrometresi (XPS) ile analiz edilmiştir. Bu ölçümlerde numunelerin hem genel ölçümü hemde yapısında mevcut olan fazların hassas ölçümü yapılmıştır. Numunelerin tümünde yüzeyden 25 nm kalınlığında bir tabaka kaldırıldıktan sonra tarama yapılmış olup yüzeyden gelebilecek kirlilikler uzaklaştırılmıştır. XPS analizleri her bir sıcaklık grubundan üç farklı yönelimden alınmıştır. Bu sonuçlar XRD sonuçları ile birlikte değerlendirildiğinde aynı gruptan aynı fazların elde edildiği gözlemlenmiştir. Bu nedenle XPS ölçümlerinde tek bir sonuç değerlendirilmeye alınmıştır.

Şekil 37'de 400°C sıcaklıkta 4 saat plazma ile nitrüleme işlemi sonrasında numuneden genel XPS ölçüm sonucu grafik olarak verilmiştir. Şekil 37'deki grafikten görüleceği üzere işlemsiz örneklerin XPS grafiğinden farklı olarak N 1s pikinin varlığı gözlemlenmiştir. Diğer tüm bileşenler ise işlemsiz örneklerinki ile aynıdır. Bu nedenle N 1s fotoelektron bölgesi detaylı olarak hassas şekilde tekrar taranmıştır.



Şekil 37. 400°C sıcaklıkta 4 saat plazma ile nitrüleme işlemi sonrasında numunelerden elde edilen genel XPS grafiği

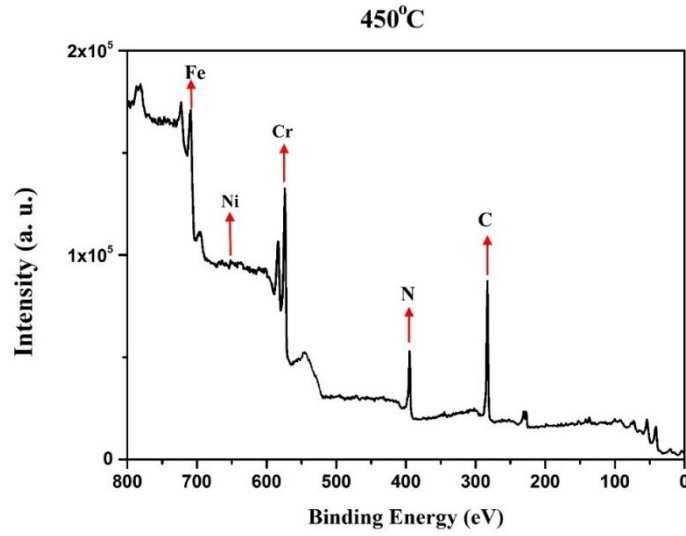
Şekil 38, 400°C sıcaklıkta 4 saat plazma nitrüleme işlemi sonrası N 1s fotoelektron bölgesine ait spektrumunun ayrışımını göstermektedir.



Şekil 38. 400°C sıcaklıkta 4 saat plazma nitrüleme işlemi sonrası N 1s spektrumuna ait ayrışım grafiği

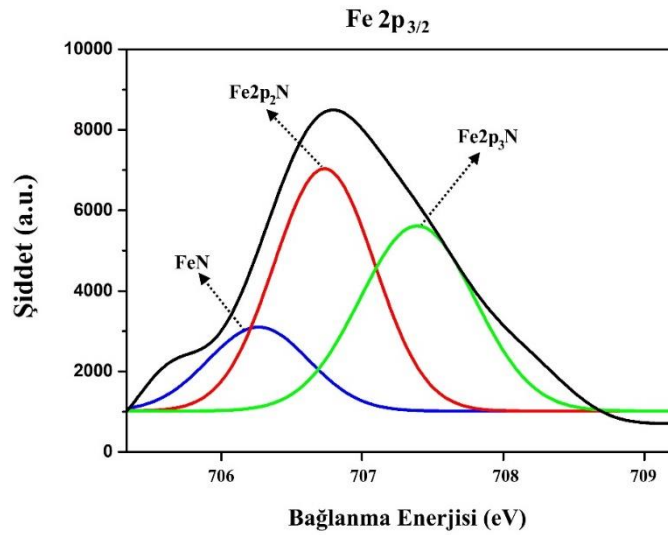
N 1s fotoelektron bölgesinde Gaussian fitting işlemi yapıldıktan sonra Cr_xN ve Fe_xN fazlarına 0,7 eV yakınlıkta pikler elde edilmiştir. Oluşan bu fark N atomlarının henüz Cr ve Fe ile bağ yapmadığını göstermektedir. Cr_xN ve Fe_xN fotoelektron pik bölgelerine ait değerler sırası ile 396.4 eV, 397.3 eV ve 397.8 eV'tur. Oluşan bu pikler literatürde tanımlanmayan yapılar olarak adlandırılmıştır (Y. Li *et al.* 2014). Bu durum yapı içerisinde nitrojenin varlığını kanıtlarken diğer atomlarla (Fe, Cr) bağ oluşturmadan serbest halde katı çökelti oluşturduğunu göstermektedir (Y. Li *et al.* 2014).

Şekil 39, 450°C sıcaklıkta 4 saat plazma ile nitrürleme işlemi sonrasında numuneden elde edilen genel XPS ölçüm grafiğini göstermektedir. Plazma ile nitrürleme işleminin sonucu olarak yapıda nitrojen varlığı tespit edilmiştir.



Şekil 39. 450°C sıcaklıkta 4saat plazma ile nitrürleme işlemi sonrasında numunelerden elde edilen genel XPS grafiği

Plazma nitrürleme işlemi sonrasında yapıda varlığı tespit edilen nitrojenin hangi atomlara bağlanarak hangi bileşikler oluşturduğunu tespit etmek için Fe 2p_{3/2} fotoelektron bölgesi hassas bir şekilde tekrar taranmıştır.

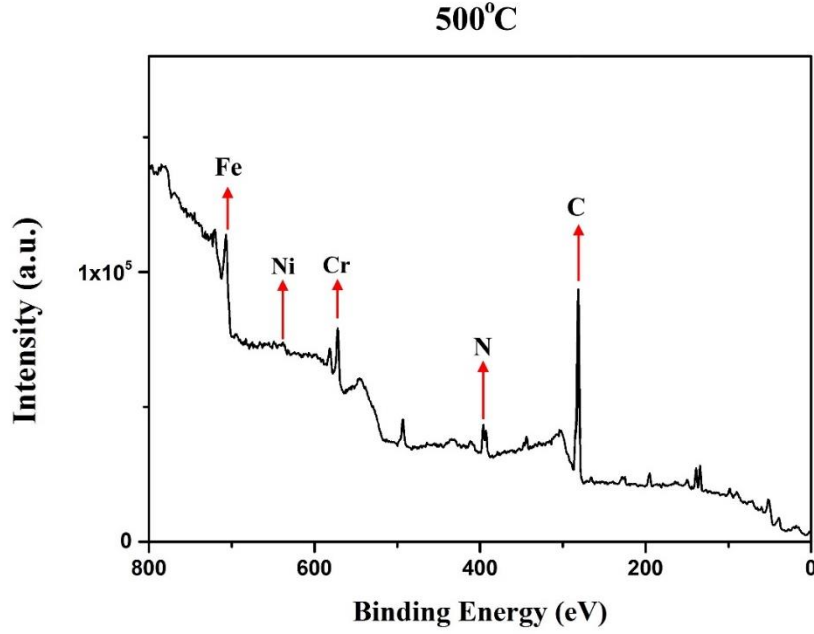


Şekil 40. 450°C sıcaklıkta 4 saat plazma nitrürleme işlemi sonrası Fe 2p_{3/2} fotoelektron spekturumuna ait ayrışım grafiği

Şekil 40'ta Fe 2p_{3/2} fotoelektron bölgesine ait XPS Gaussian ayrışım grafiği gösterilmiştir. Fe 2p_{3/2}'nin ayrışım spekturumunda 706.3 eV, 706.8 eV ve 707.4 eV pik noktaları demirin bileşik yaptığı bağlanma enerjilerine denk gelmektedir. Bu piklerden ilki 706.3 eV değerindeki FeN bileşiğine ait bağlanma enerjisidir. 706.8 eV bağlanma enerjisine

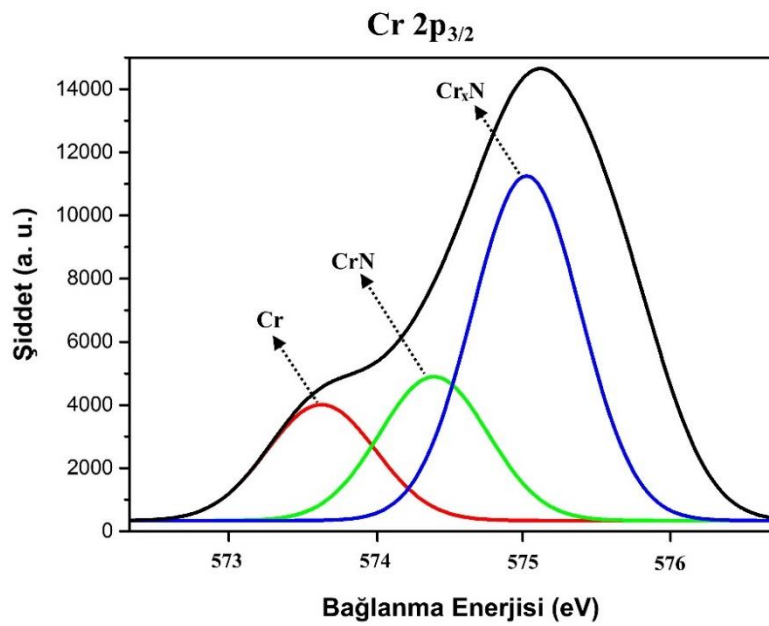
sahip olan ikinci pik ise Fe_2N ve Fe_4N hegzagonal (hcp) yapılarına aittir. 707.4 eV bağlanma enerjisine denk gelen yapı ise Fe_3N bileşiğidir (Y. Li *et al.* 2014).

Şekil 41, 500°C sıcaklıkta 4 saat plazma ile nitrürleme işlemi sonrasında numuneden elde edilen genel XPS ölçüm grafiğini göstermektedir. Plazma ile nitrürleme işleminin sonucu olarak yapıda paslanmaz çeliğin bileşenlerinin yanısıra nitrojenin varlığında tespit edilmiştir.



Şekil 41. 500°C sıcaklıkta 4 saat plazma ile nitrürleme işlemi sonrasında numunelerden elde edilen genel XPS grafiği

Plazma nitrürleme işlemi sonrasında yapıda varlığı tespit edilen nitrojenin oluşturduğu fazları tain etmek için Cr 2p_{3/2} fotoelektron bölgesi hassas bir şekilde tekrar taranmıştır.



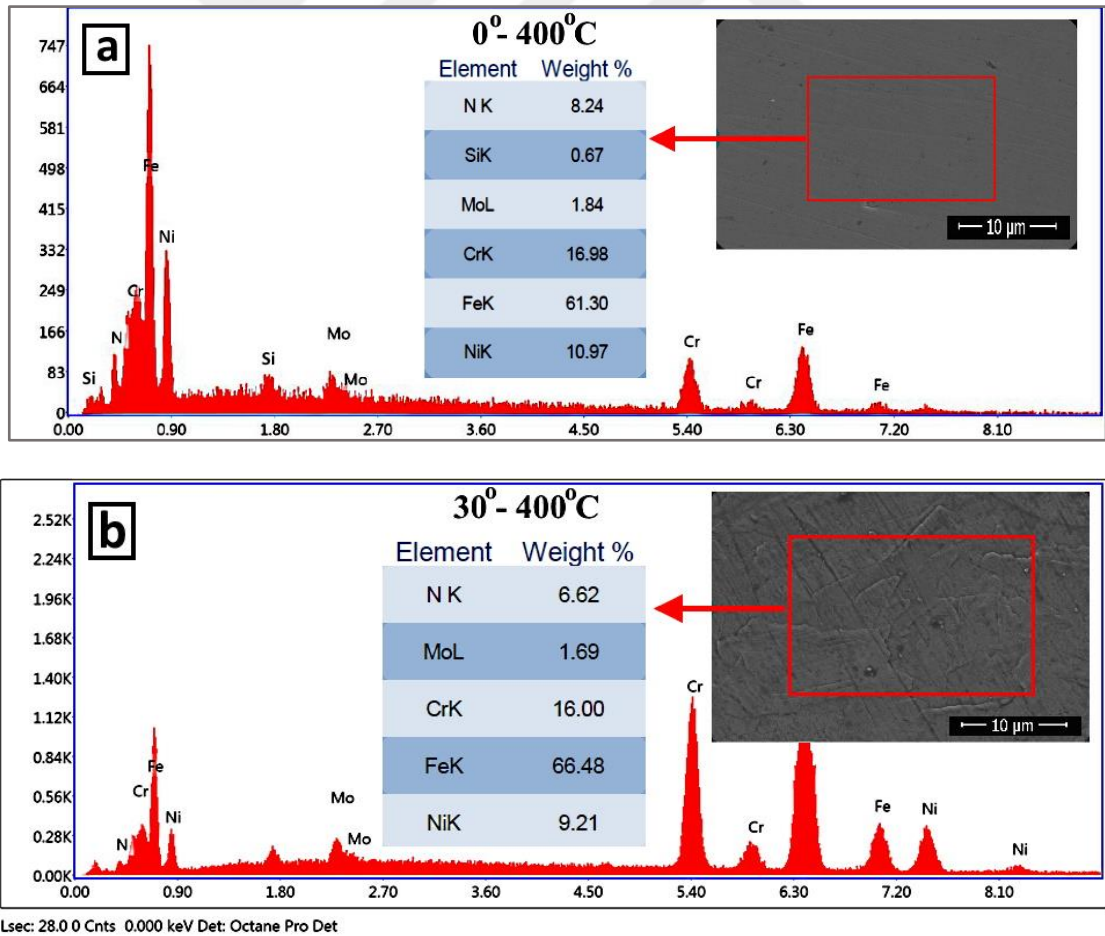
Şekil 42. 500°C sıcaklıkta 4 saat plazma nitrürleme işlemi sonrası Cr 2p_{3/2} spekturumuna ait ayırışım grafiği

Şekil 42’de Cr 2p_{3/2} fotoelektron bölgesine ait XPS Gaussian ayrışım grafiği gösterilmiştir. Cr 2p_{3/2}’nin ayrışım spekturumunda 573.6 eV, 574.3 eV ve 575.1 eV pik noktaları kromun bileşik yaptığı bağlanma enerjilerine denk gelmektedir. Bu piklerden ilki 573.6 eV değerindeki metalik bağlanmaya ait Cr-Cr yapısına ait bağlanma enerjisidir. 574.3 eV bağlanma enerjisine sahip olan ikinci pik ise CrN bileşiğini göstermektedir. 575.1 eV bağlanma enerjisine denk gelen yapı ise Cr_xN tanımlanamayan yapıyı temsil etmektedir (Y. Li *et al.* 2014).

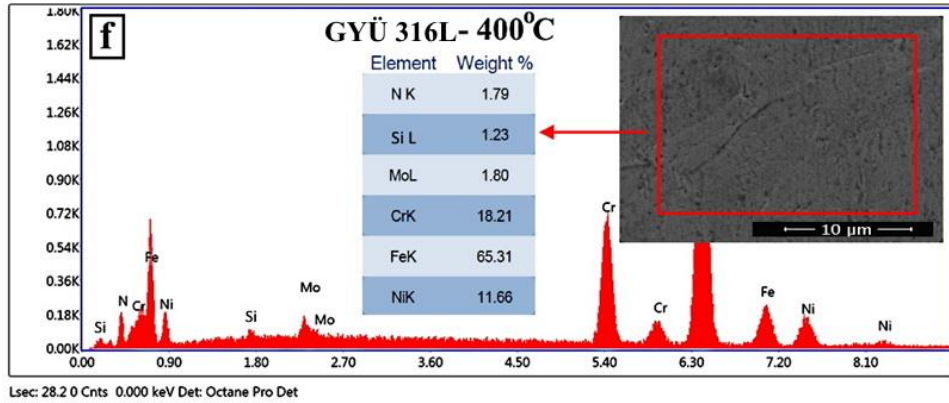
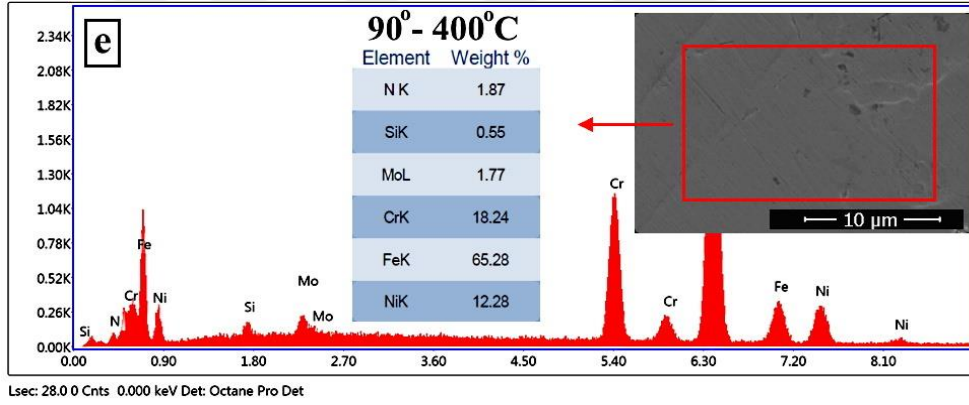
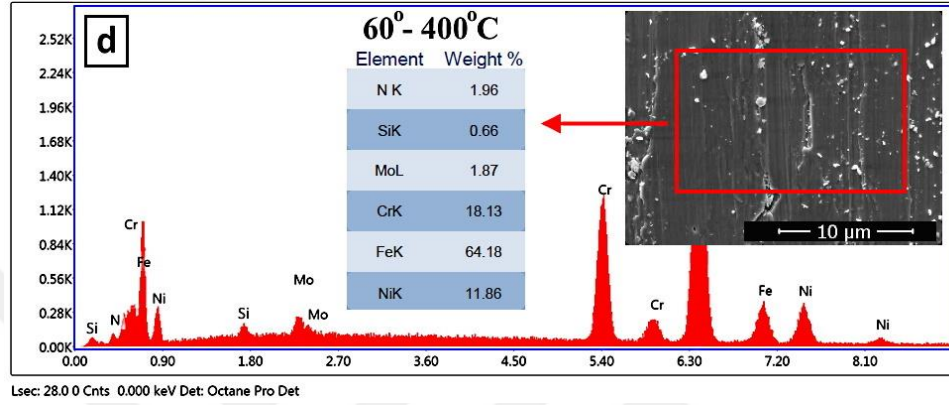
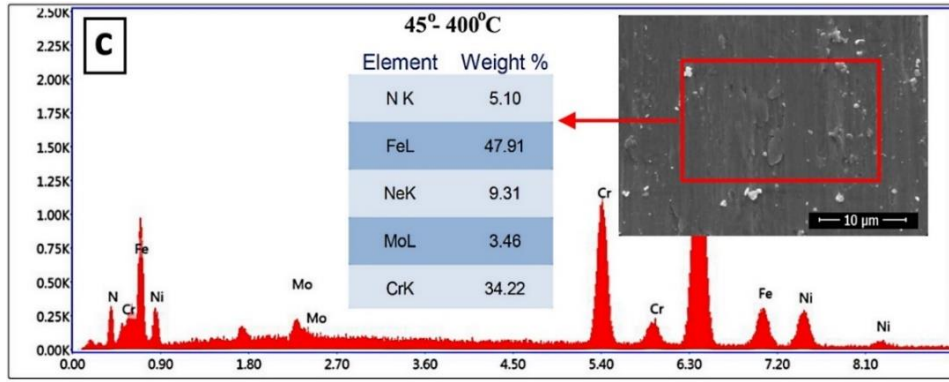
EDS Analizleri

Tez çalışması kapsamında GYÜ’miş 316L paslanmaz çeliği ve farklı üretim açılarında (0°, 30°, 45°, 60° ve 90°) SLE yöntemi ile üretilen paslanmaz çeliklere farklı sıcaklıklarda (400°C, 450°C ve 500°C) yapılan plazma nitrüleme işlemi sonrasında EDS ölçümleri yapılmıştır.

Şekil 43’te 400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri verilmiştir.



Şekil 43. 400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°- 400°C, b)30°- 400°C, c)45°- 400°C, d)60°- 400°C, e)90°- 400°C, f) GYÜ’len - 400°C (Devamı)

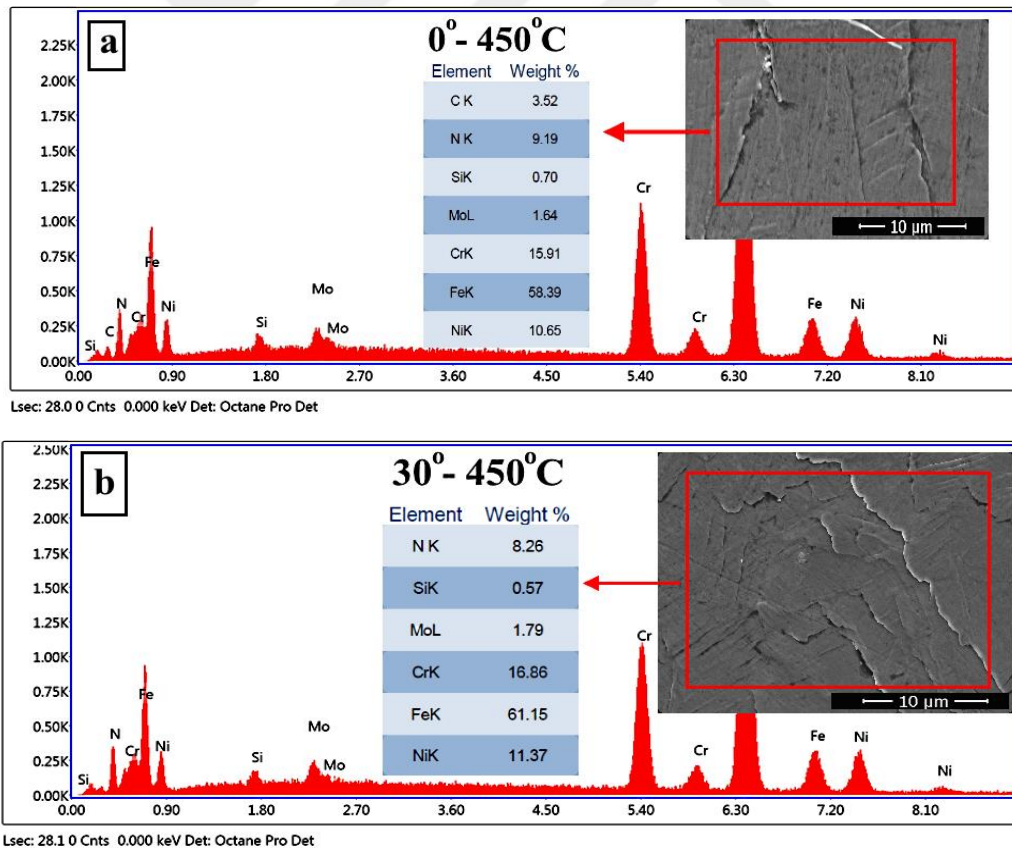


Şekil 43. 400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitürleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-400°C, b)30°-400°C, c)45°-400°C, d)60°-400°C, e)90°-400°C, f) GYÜ-400°C

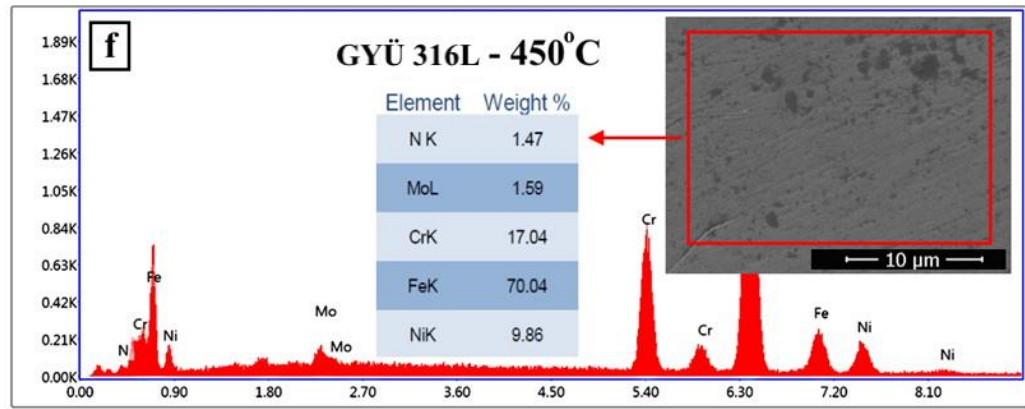
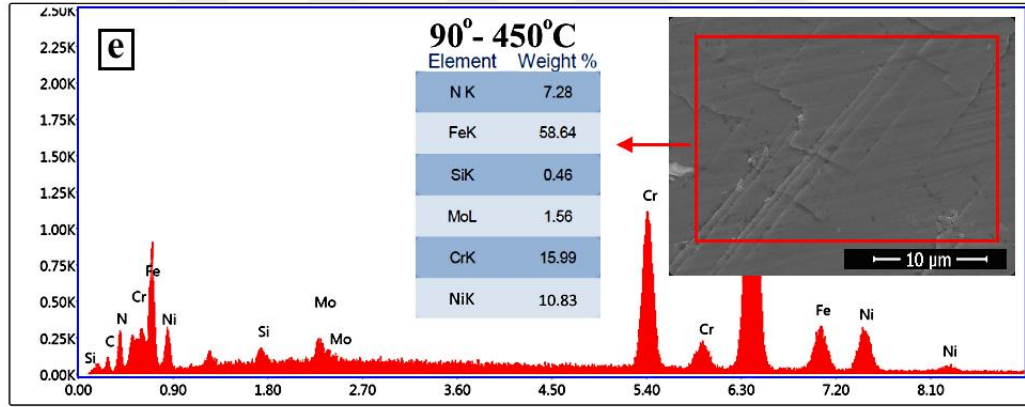
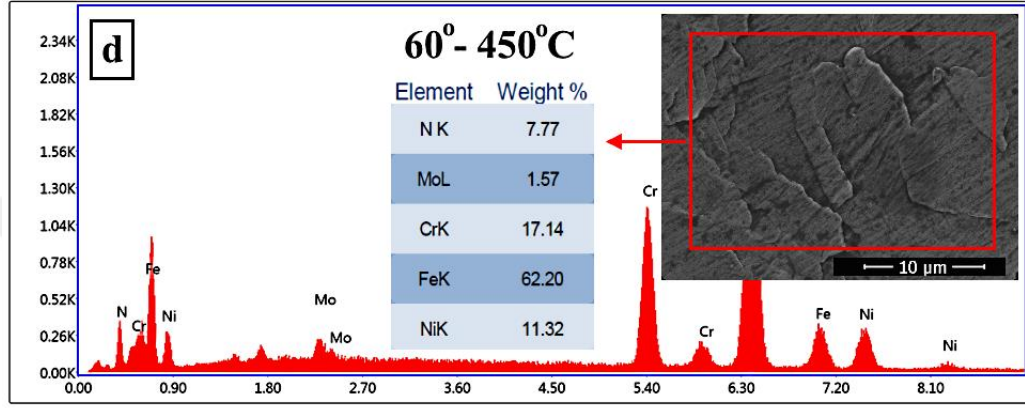
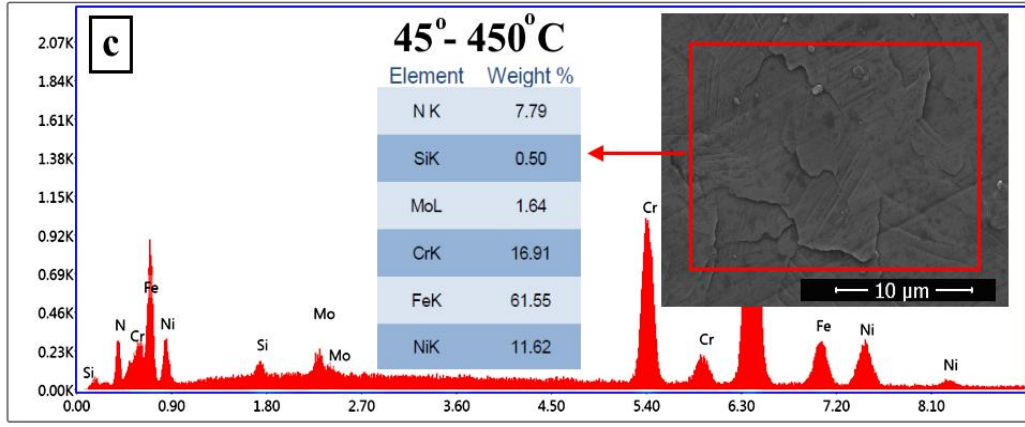
Numunelere 400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitürleme işlemi sonrasında EDS analizinde malzemede ağırlıkça yüzde azot oranı en yüksek olan numune 0° yöneliminde

üretileen numuneden %8.24 olarak ölçülmüştür. 30° yöneliminde üretileen numunede azotun ağırlıkça yüzdesi %6.62 olarak ölçülmüştür. Sırasıyla 45°,60° ve 90°'lik açı yönelimi ile üretileen örnekleerin ağırlıkça yüzde azot oranları; %5.10, %1.96 ve %1.87 dir. Malzeme içeriisindeki azot atomunun ağırlıkça yüzdesi, üretim açısının artışı ile ters orantılı olarak azalma eğilimi göstermiştir. Bu durum üretim anında meydana gelen eriğik havuzlarının düşük açılı üretimde mikro yapıların kolon şeklinde, yüksek açılı üretimlerde ise tabaka şeklinde oluşması ile açıklanabilir (X. Li *et al.* 2021). En düşük azot yüzdesi ise GYÜ'miş paslanmaz çelikten %1.79 olarak ölçülmüştür. 400°C sıcaklığında elde edilen yüzdece azot oranı, 450°C ve 500°C sıcaklıklarındakiye kıyasla en düşük orana sahiptir.

Şekil 44'te 450°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri verilmiştir. 400°C sıcaklıkta yapılan ve üretim açısının artmasıyla azalan yüzdece ağırlık oran 450°C sıcaklıkta da elde edilmiştir. En yüksek yüzdece azot oranı 0° açı ile üretileen numunelerden ölçülmüş olup, en düşük yüzdece azot oranı GYÜ'miş çelikten elde edilmiştir. 0°'lik üretimdeki yüzdece ağırlık oranı %9.19 iken GYÜ'miş çelikte %1.47 dir.

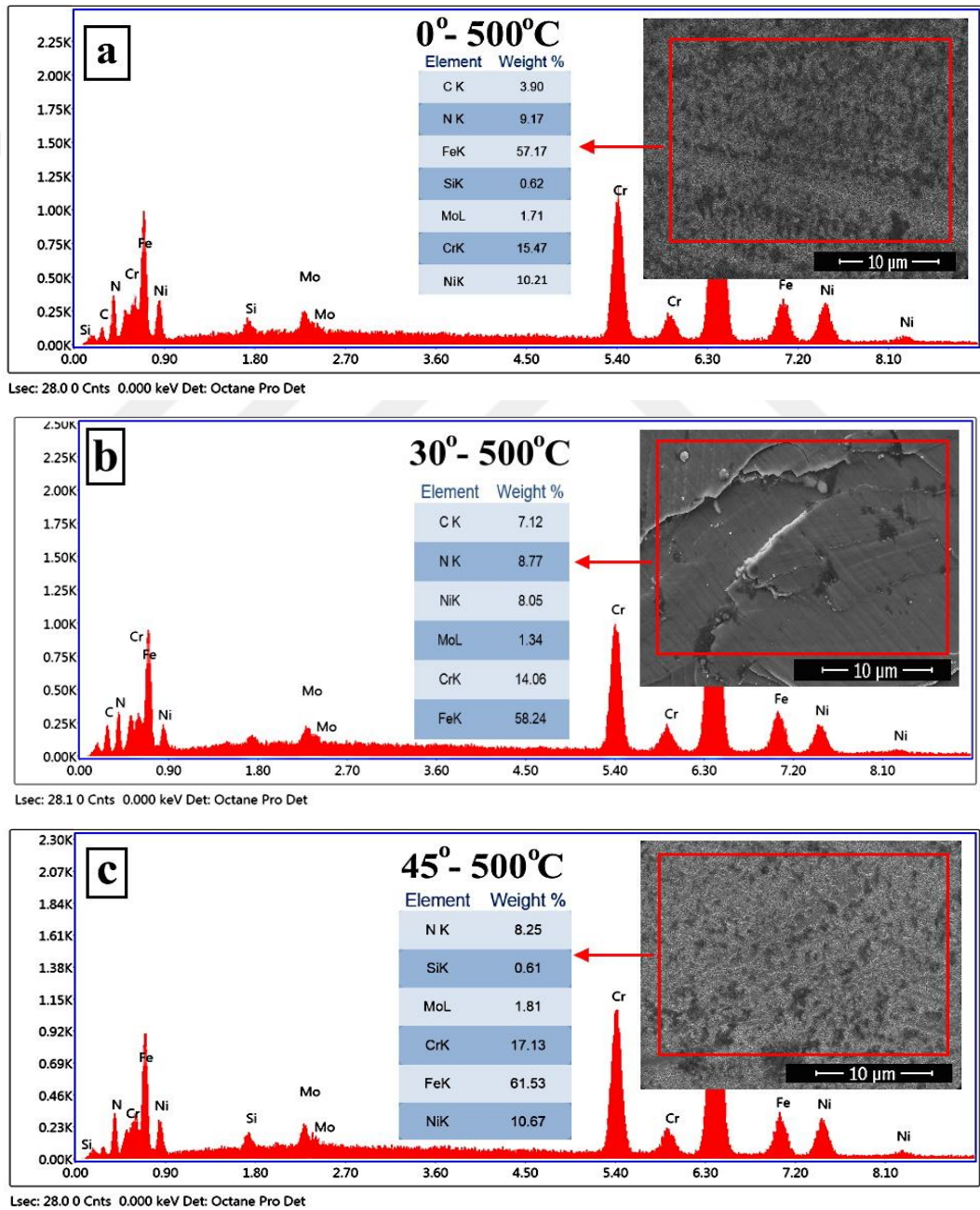


Şekil 44. 450°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-450°C, b)30°-450°C, c)45°-450°C, d)60°-450°C, e)90°-450°C, f) GYÜ'miş-450°C (Devamı)

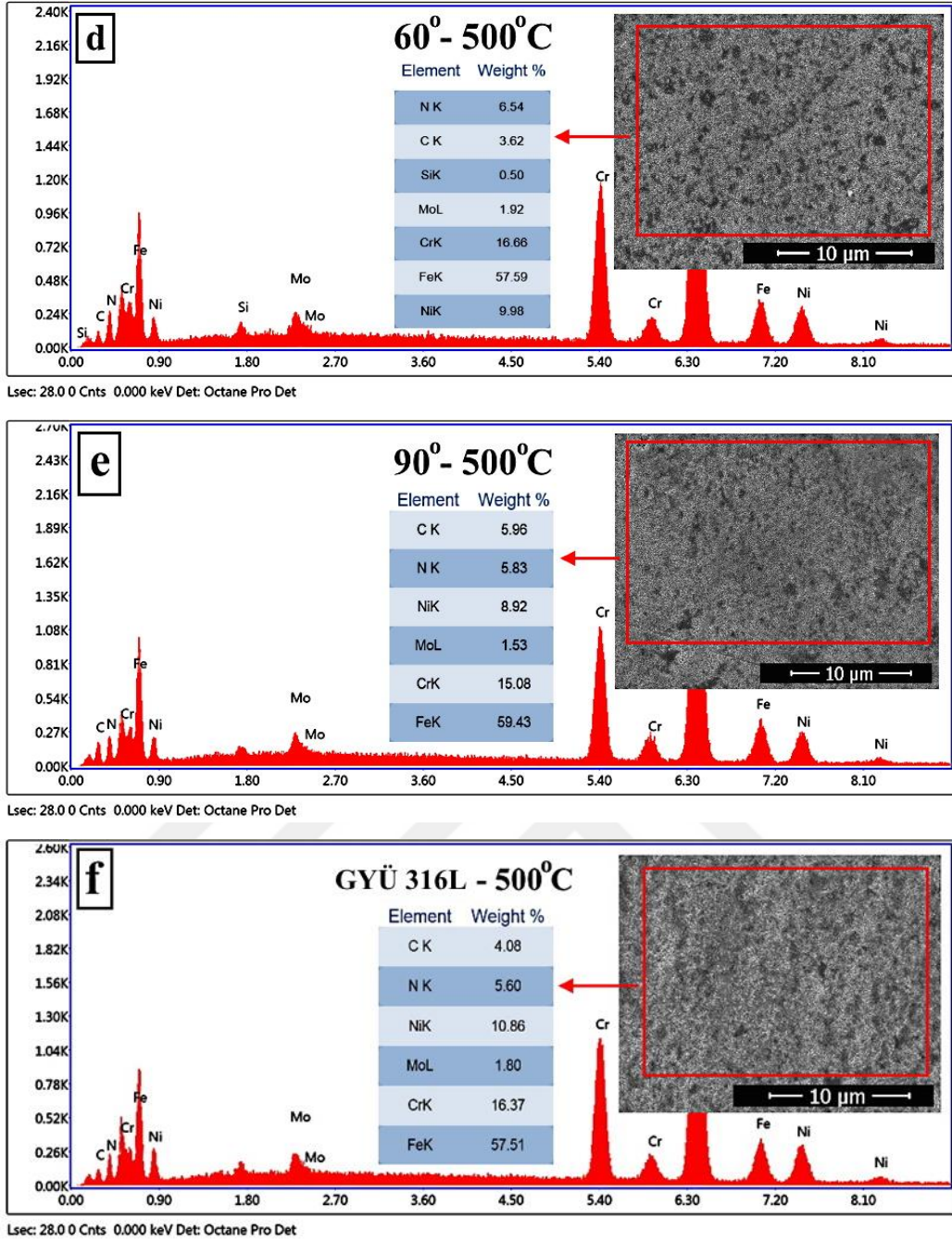


Şekil 44. 450°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-450°C, b)30°-450°C, c)45°-450°C, d)60°-450°C, e)90°-450°C, f) GYÜ'miş-450°C

450°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme işlemi sonrası numunelerden elde edilen azot atomu için yüzdece ağırlık oranları sırasıyla; 0°, 30°, 45°, 60°, 90° ve GYÜ’miş çelik için %9.19, %8.26, %7.79, %7.77, %7.28 ve %1.47 dir. SLE yöntemi ile üretilen numunelerdeki azot oranı üretim açısının artışı ile ters orantılı olarak azalmaktadır. GYÜ’miş çelikteki azotun yüzdece ağırlık oranı en düşüktür. Bu durum SLE yönteminin mikro iç yapısının GYÜ’miş çeliğe göre daha porozlu (boşluklu) yapıya sahip olmasıyla açıklanabilir (Yan *et al.* 2014). Şekil 45’te 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri verilmiştir. Tez kapsamında diğer sıcaklıkta yapılan ve üretim açısının artmasıyla azalan yüzdece ağırlık oran 500°C sıcaklıkta da elde edilmiştir.



Şekil 45. 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-500°C, b)30°-500°C, c)45°-500°C, d)60°-500°C, e)90°-500°C, f) GYÜ’miş-500°C (Devamı)



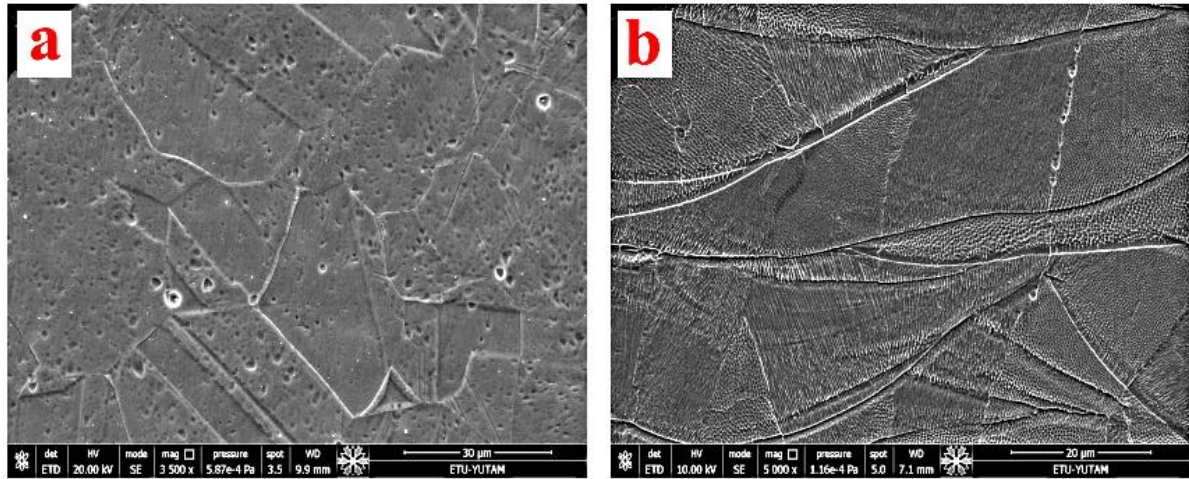
Şekil 45. 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitürleme sonrası numune yüzeylerinde alınan EDS analiz grafikleri. a)0°-500°C, b)30°-500°C, c)45°-500°C, d)60°-500°C, e)90°-500°C, f) GYÜ'miş-500°C

Plazma ile nitürleme işlemi sonrasında numunelerden ölçülen yüzde azot ağırlığı oranının en yüksek olduğu sıcaklık 500°C'dir. Bu işlem sıcaklığı yapıda yüksek oranda bulunan Cr atomlarının aktivasyon enerjisinde bir artışa neden olarak hem plazma ortamında serbest halde bulunan azot atomlarına hemde ostenitik yapı içerisine difüze olmuş s fazını oluşturan azot atomlarına bağlanmasına neden olmuştur (A. Yetim 2009). 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitürleme işlemi sonrası numunelerden elde edilen azot atomu için yüzdece ağırlık oranları sırasıyla; 0°, 30°, 45°, 60°, 90° ve GYÜ'miş çelik için %9.17, %8.77, %8.25, %6.54, %5.83 ve %5.60 dir. SLE yöntemi ile üretilen numunelerdeki azot oranı üretim açısının artışı

ile ters orantılı olarak azlamaktadır. GYÜ'miş çelikteki azotun yüzdece ağırlık oranı en düşüktür.

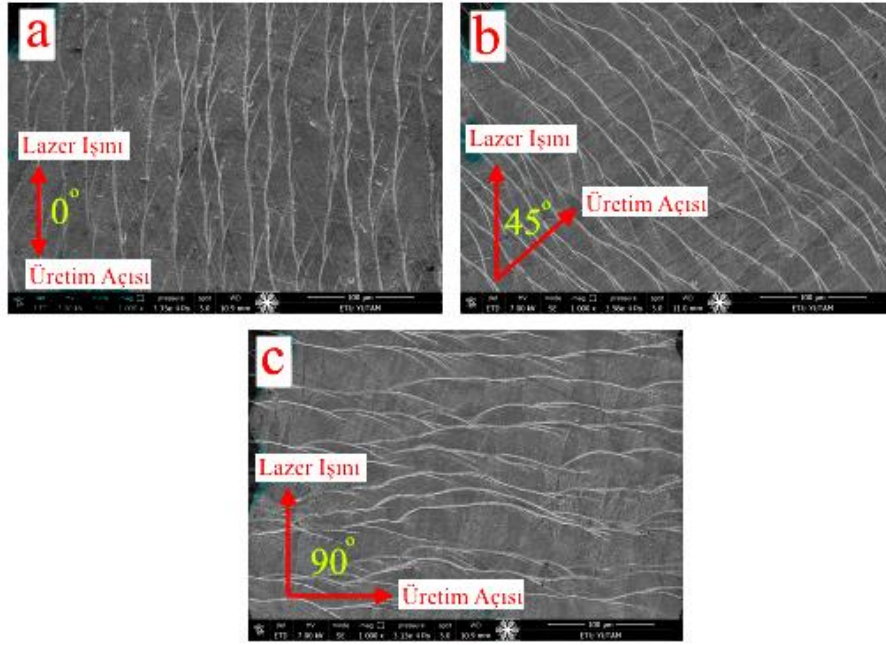
İç Yapı Analizleri ve Görüntüleri

Farklı üretim açıları ile üretilen numunelere plazma nitrüleme işlemi yapıldıktan sonra iç yapı analizi yapılabilmesi için yüzeyde oluşan tabaka mekanik olarak kaldırıldıktan sonra kimyasal dağlama işlemi ile mikro yapıların ve tabaka oluşumlarının görünürlüğü sağlanmıştır. Mikro yapıların görüntüleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile alınmıştır.



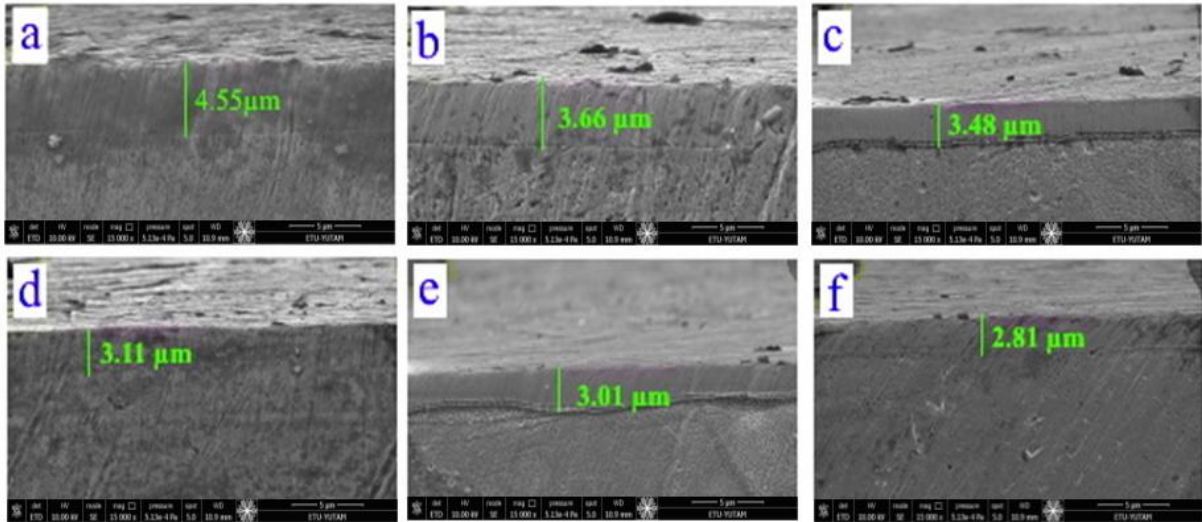
Şekil 46. İşlemsiz numunelere ait mikro yapı SEM görüntüleri a) GYÜ'miş 316L Paslanmaz Çeliği, b) SLE yöntemi ile üretilen paslanmaz çelik numunesi

İşlemsiz numunelere ait mikro yapı SEM görüntüleri Şekil 46'da verilmiştir. Paslanmaz çeliği oluşturan ostenit faz taneleri ve dövme işlemi sonrasında malzemenin üretiminden kaynaklanan kayma banları, ikizlemeler açıkça görülmektedir (Şekil 46a). Eklemeli imalat yöntemi ile üretilen metal malzemeler genel karakteristik mikro yapıya sahiptirler. SLE metodunda hızlı katılaşmaya maruz kalan metal tozlar erime havuzları oluşturarak katılaşır (Şekil 46b). Bu hızlı katılaşma malzeme içerisinde dislokasyon oluşumlarına ve bunun neticesi olarak iç stres birikimlerine neden olmaktadır (Godec *et al.* 2020). Daha sonra işlemsiz numunelerde seçilen nitrüleme parametrelerine bağlı olarak ϵ ve γ , sadece γ' yada S fazı oluşumları meydana gelmiştir. Oluşan yapılar difüzyon derinliği oluşturmadan modifiye tabaka halinde keskin bir hat ile ana yapıdan ayrılmıştır.



Şekil 47. SLE yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen 316L paslanmaz çelik numunelerinin katman yönelimleri

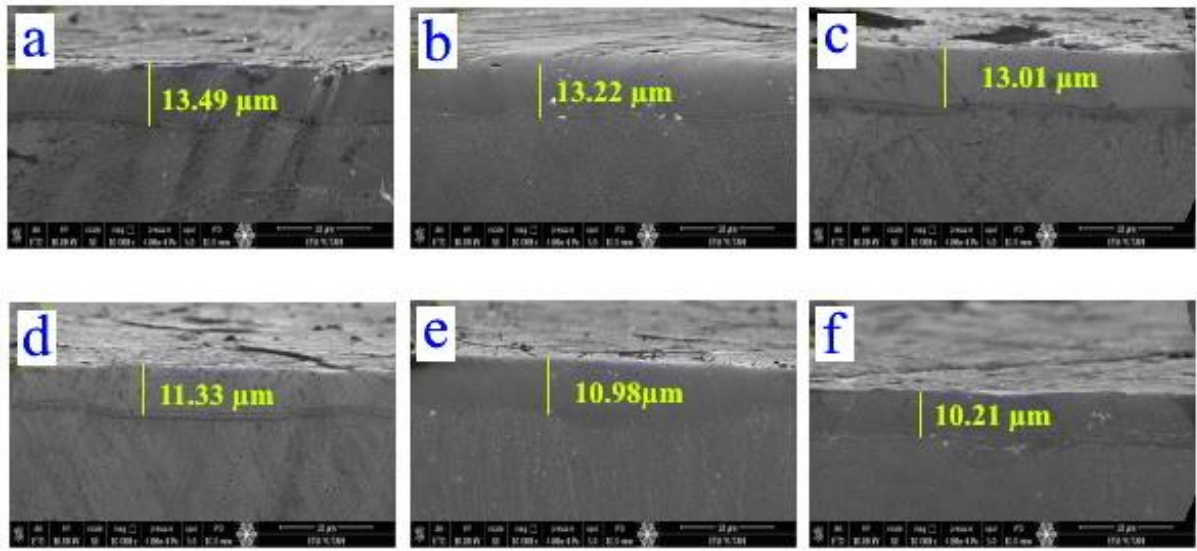
SLE yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen 316L paslanmaz çelik numunelere ait katmanların mikro yapı yönelimleri Şekil 47’de verilmiştir. Şekil 47 dikkatli şekilde incelendiğinde eriğik havuzlarının, üretim açısı artışı ile termal gradyanın azalması sonucu olarak büyüdüğü gözlemlenmiştir. Bu durum erime havuzlarının üretim açısı yöneliminde genişlemesine neden olmaktadır (Liverani *et al.* 2017).



Şekil 48. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası tabaka kalınlıkları a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L

Şekil 48’de, 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme işlemi sonrası farklı üretim açılarında oluşan tabakaların kalınlıkları gösterilmiştir. Şekil 48’de nitrüleme sonrasında oluşan tabaklar tüm numunelerde keskin şekilde taban malzemeden ayrılarak tüm yüzey kesiti boyunca aynı kalınlıkta homojen bir yapı oluşturmuştur. Plazma nitrüleme işlem

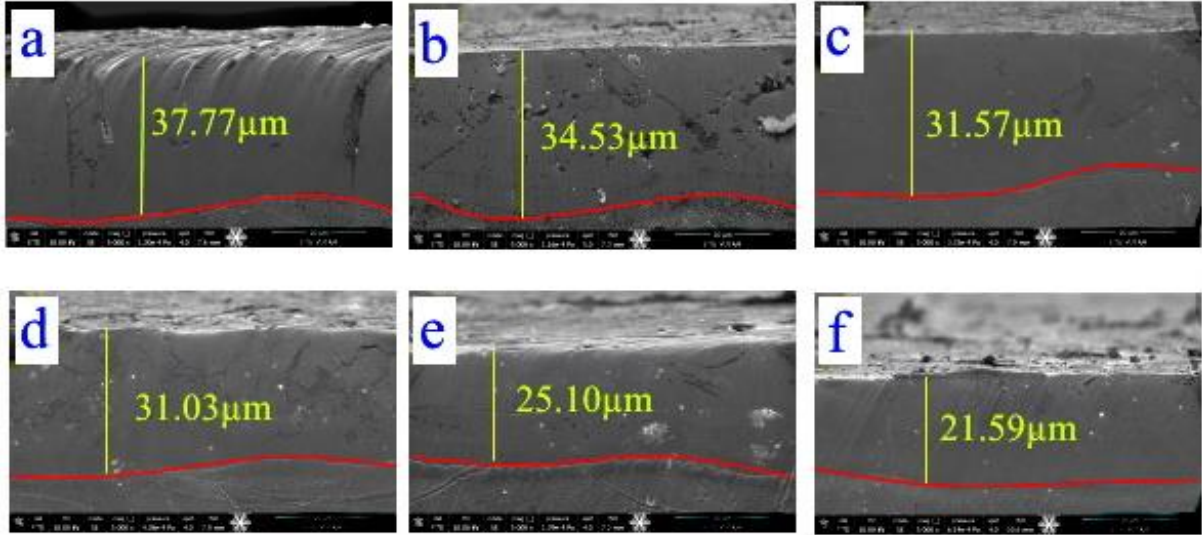
sıcaklığının sabit olduğu ve sadece üretim açısının değişimi neticesinde numuneler üzerinde yönelime bağlı olarak farklı kalınlıklarda tabakalar oluşmuştur. En yüksek tabaka kalınlığı 0°'de üretilen numunelerden 4.55 μm olarak ölçülmüştür. En düşük tabaka kalınlığı ise GYÜ'miş numunelerden 2.81 μm olarak ölçülmüştür. 30°,45°, 60° ve 90°'lik üretim açılarında sahip örneklerde tabaka kalınlıkları sırasıyla 3.66 μm , 3.48 μm , 3.11 μm ve 3.01 μm olarak ölçülmüştür. Plazma nitrürleme işlemi sonrasında artan üretim açısı ile ters orantılı olarak tabaka kalınlığı azalmıştır. Bu durum üretim açısındaki değişimin sonucu olarak tabakaları oluşturan erime havuzlarındaki değişim ile ilişkilendirilebilir (Sander *et al.* 2021). Düşük üretim açılarında oluşan küçük erime havuzları nitrojenin malzeme içerisine difüze olmasını kolaylaştırırken yüksek üretim açılarındaki daha büyük erime havuzları difüzyonu azaltarak küçük tabaka oluşumuna neden olmuştur.



Şekil 49. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası tabaka kalınlıkları a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L

Şekil 49'da, 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme işlemi sonrası farklı üretim açılarında oluşan tabakaların kalınlıkları gösterilmiştir. Şekil 49'da nitrürleme sonrasında oluşan tabakalar tüm numunelerde keskin şekilde taban malzemedan ayrılarak tüm yüzey kesiti boyunca aynı kalınlıkta homojen bir yapı oluşturmuştur. Plazma nitrürleme işlem sıcaklığının sabit olduğu ve sadece üretim açısının değişimi neticesinde numuneler üzerinde yönelime bağlı olarak farklı kalınlıklarda tabakalar oluşmuştur. En yüksek tabaka kalınlığı, 0°'de üretilen numunelerden 13.49 μm olarak ölçülmüştür. En düşük tabaka kalınlığı ise GYÜ'miş numunelerden 10.21 μm olarak ölçülmüştür. 30°,45°, 60° ve 90°'lik üretim açılarında sahip örneklerde tabaka kalınlıkları sırasıyla 13.22 μm , 13.01 μm , 11.33 μm ve 10.98 μm olarak ölçülmüştür. Plazma nitrürleme işlemi sonrasında artan üretim açısı ile ters orantılı olarak tabaka kalınlığı azalmıştır. Bu durum üretim açısındaki değişimin sonucu olarak tabakaları

oluşturan erime havuzlarındaki değişim ile ilişkilendirilebilir (Sander *et al.* 2021). Düşük üretim açılarında oluşan küçük erime havuzları nitrojenin malzeme içerisine difüze olmasını kolaylaştırırken yüksek üretim açılarındaki daha büyük erime havuzları difüzyonu azaltarak küçük tabaka oluşumuna neden olmuştur.

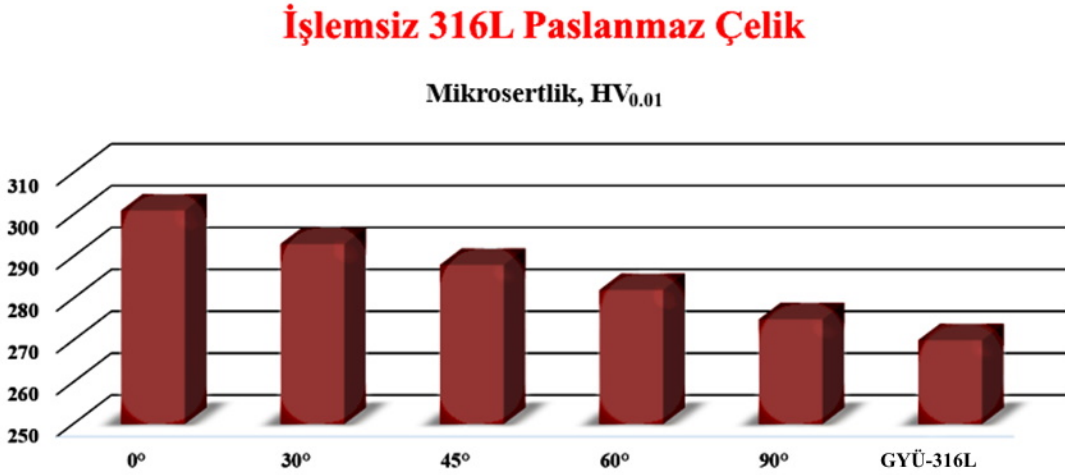


Şekil 50. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası tabaka kalınlıkları a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L

Şekil 50’de, 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme işlemi sonrası farklı üretim açılarında oluşan tabakaların kalınlıkları gösterilmiştir. Şekil 50’de nitrürleme sonrasında oluşan tabakalar tüm numunelerde keskin şekilde taban malzemeden ayrılarak tüm yüzey kesiti botunca aynı kalınlıkta homojen bir yapı oluşturmuştur. Plazma nitrürleme işlem sıcaklığının sabit olduğu ve sadece üretim açısının değişimi neticesinde numuneler üzerinde yönelime bağlı olarak farklı kalınlıklarda tabakalar oluşmuştur. En yüksek tabaka kalınlığı, 0°’de üretilen numunelerden 37.77 μm olarak ölçülmüştür. En düşük tabaka kalınlığı ise GYÜ’miş numunelerden 21.59 μm olarak ölçülmüştür. 30°,45°, 60° ve 90°’lik üretim açılarında sahip örneklerde tabaka kalınlıkları sırasıyla 34.53 μm, 31.57 μm, 31.03 μm ve 25.10 μm olarak ölçülmüştür. Plazma nitrürleme işlemi sonrasında artan üretim açısı ile ters orantılı olarak tabaka kalınlığı azalmıştır. 400°C ve 450°C sıcaklıklarındaki plazma nitrürleme işlemi sonrasında artan üretim açısı ile ters orantılı olarak tabaka kalınlığındaki azalma eğilimi 500°C içinde aynı şekilde olmuştur. Bu durum üretim açısındaki değişimin sonucu olarak tabakaları oluşturan erime havuzlarındaki değişim ile ilişkilendirilebilir (Sander *et al.* 2021). Düşük üretim açılarında oluşan küçük erime havuzları nitrojenin malzeme içerisine difüze olmasını kolaylaştırırken yüksek üretim açılarındaki daha büyük erime havuzları difüzyonu azaltarak küçük tabaka oluşumuna neden olmuştur.

Mikrosertlik Ölçümleri ve Değerlendirmeleri

GYÜ'miş işlem görmemiş numunelere, farklı üretim açısı ile SLE yöntemiyle üretilen numunelere ve farklı plazma nitrüleme sıcaklıklarına tabii tutulmuş 316L paslanmaz çelik numunelerine ait ortalama sertlik değerleri Tablo 8'de verilmiştir. SLE yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen ve GYÜ'miş 316L paslanmaz çelik örneklerin mikrosertlik ölçüm değerleri Şekil 51'de verilmiştir. Ölçümler her bir örnekten 5 farklı noktadan alınarak ortalama sonuçlar verilmiştir. GYÜ'miş çelik numunelerin sertlik değerleri ortalama 265 HV_{0.01} olarak ölçülmüştür. En yüksek sertlik değeri 0°'lik açı ile üretilen numunelerden ortalama 297 HV_{0.01} olarak ölçülmüştür. Yaklaşık olarak %12'lik bir artış oluşmuştur. Bu artışın temel sebebi olarak SLE üretim yöntemindeki hızlı soğumanın (katılaşıma), GYÜ kıyasla oldukça hızlı olması gösterilebilir.

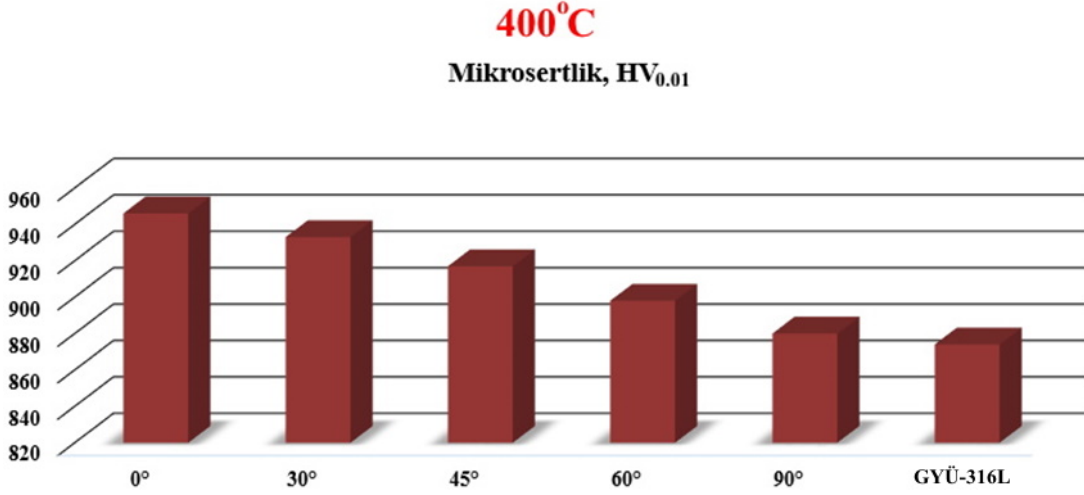


Şekil 51. Farklı üretim açılarında üretilen işlemsiz 316L paslanmaz çeliklerine ait sertlik dağılımları

Literatürde hızlı soğuma malzemenin iç yapısında (grain size) değişime neden olarak, hızlı soğumada küçük tane boyutu, yavaş soğumada ise daha büyük tane boyutu oluşumuna neden olmaktadır (Bartolomeu *et al.* 2017). Bilindiği üzere tane boyutunun küçülmesi malzemenin sertlik değerinde artışa neden olmaktadır (Cherry *et al.* 2015). Düşük açılı üretimdeki soğuma hızı üretim açısının artışı ile azalmaktadır. Bu durum sertlik değerlerinde azalma eğilimi oluşturarak en düşük sertlik değeri GYÜ çelikten elde edilmiştir.

400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası sertlik dağım grafiği Şekil 52'de verilmiştir. Bu işlem sıcaklığındaki sertlik değerleri plazma nitrüleme öncesi örneklerin sertlik değerlerinden 2-3 kat fazladır. Sertlik değerlerindeki değişim işlemsiz örneklerdekine benzer olarak üretim açısının artışı ile azalma eğiliminde olup, en düşük sertlik

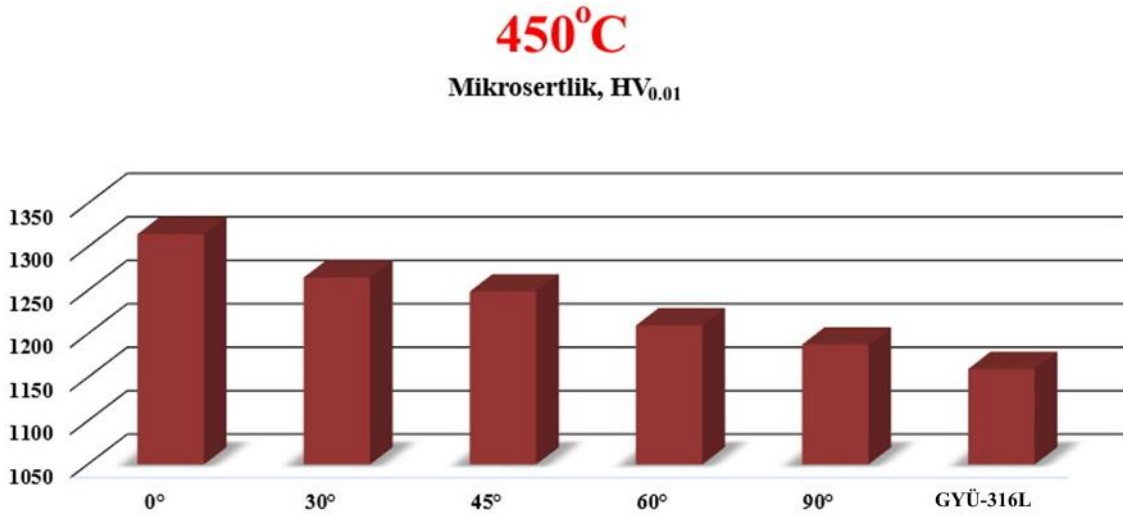
değeri GYÜ örneklerden elde edilmiştir. Numunelere ait ortalama sertlik değerleri Tablo 8’de verilmiştir.



Şekil 52. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası sertlik dağılımları

400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme işlemi sonrasında yapı içerisinde s-fazı oluşumu işlemsiz örneklerle kıyasla artışa neden olan bir diğer etkidir. Paslanmaz çeliğin yapısını oluşturan ostenit kafes yapıları nitrüleme işlemi sonrasında kafes yapıları içerisine arayer atomu olarak yerleşen azot atomları ostenit kafesin genişleyip yapıda çarpılmalara neden olmasıyla sertlik değerinde artışa neden olmaktadır (Fossati *et al.* 2006).

450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası sertlik dağım grafiği Şekil 53'te verilmiştir.

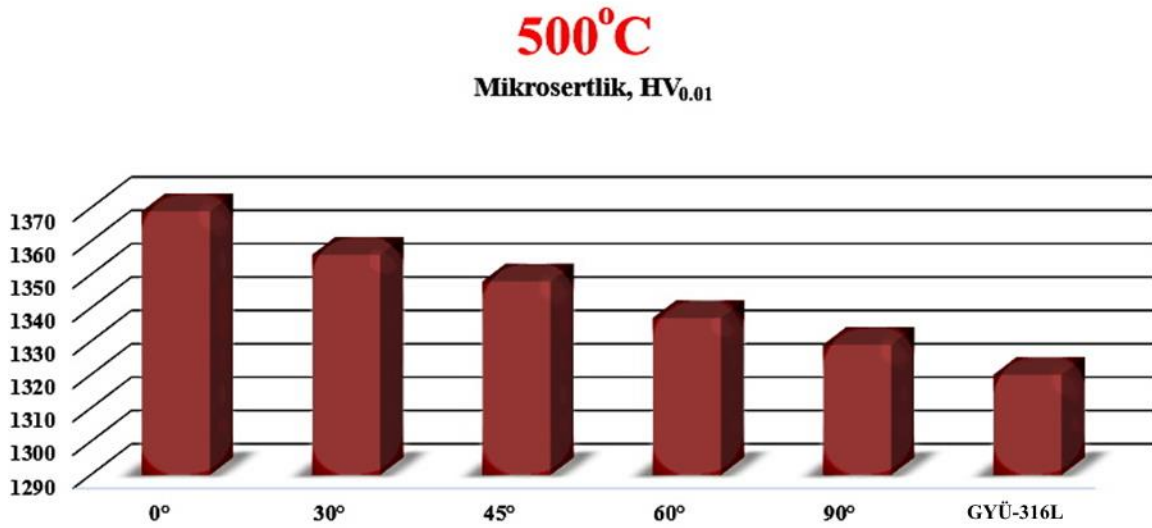


Şekil 53. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası sertlik dağılımları

450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme işlemi sonrasında oluşan tabaka kalınlıkları, 400°C’de oluşan tabaka kalınlıklarından yaklaşık olarak dört kat fazla olması sertlik değerlerinde artışa neden olmuştur. Modifiye olmuş tabakanın kalınlığındaki artış

daha az sertlikteki taban malzemenin yüzey sertliğine etkisini azaltarak yüksek sertlik değerlerinin elde edilmesini sağlamıştır. Sertlik değerlerindeki değişim işlemsiz örneklerdekine benzer olarak üretim açısının artışı ile azalma eğiliminde olup, en düşük sertlik değeri GYÜ örneklerden elde edilmiştir. Numunelere ait ortalama sertlik değerleri Tablo 8’de verilmiştir.

500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası sertlik dağımı grafiği Şekil 54’te verilmiştir. En büyük tabaka kalınlığı tüm numunelerde 500°C sıcaklıkta yapılan nitrüleme işleminde elde edilmiştir. Oluşan bu modifiye tabaka çoğunlukla CrN ve Fe₄N fazlarından meydana gelmiştir.

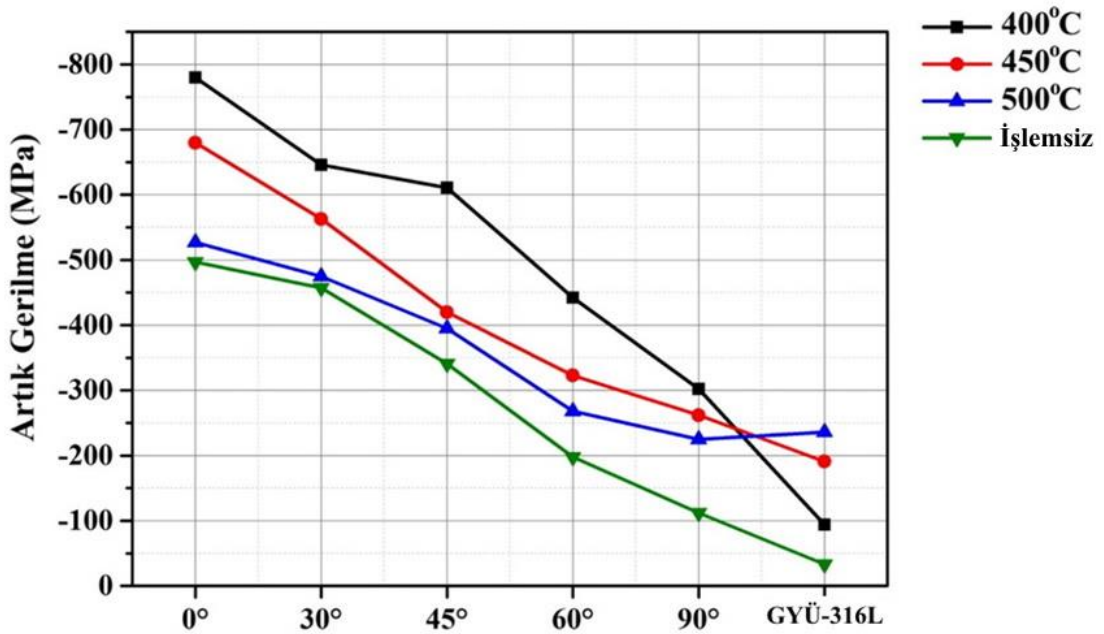


Şekil 54. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası sertlik dağımları

Modifiye olmuş tabakanın kalınlığındaki artış daha az sertlikteki taban malzemenin yüzey sertliğine etkisini azaltarak yüksek sertlik değerlerinin elde edilmesini sağlamıştır. Modifiye tabakayı oluşturan bu fazlar ostenit fazından ve s-fazından oldukça sert bir yapıya sahiptir. Hem tabaka kalınlığının artışı hemde bu fazların oluşumu en yüksek sertlik değerlerinin, 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrüleme yapılan numunelerde elde edilmesine neden olmuştur. Üretim açılarındaki artış ile sertlik değerleri azalma eğilimi göstermiştir. Bu durum üretim açısındaki değişimin sonucu olarak tabakaları oluşturan erime havuzlarındaki değişim ile ilişkilendirilebilir. Düşük üretim açılarındaki oluşan küçük erime havuzları nitrojenin malzeme içerisine difüze olmasını kolaylaştırırken yüksek üretim açılarındaki daha büyük erime havuzları difüzyonu azaltarak küçük tabaka oluşumuna neden olmuştur (Sander *et al.* 2021). Sertlik değerlerindeki değişim işlemsiz örneklerdekine benzer olarak üretim açısının artışı ile azalma eğiliminde olup, en düşük sertlik değeri GYÜ örneklerden elde edilmiştir. Numunelere ait ortalama sertlik değerleri Tablo 8’de verilmiştir.

Artık Gerilme (Residual Stress) Analizi

Şekil 55'te işlem görmemiş numunelere ve farklı üretim açısı ile SLE yöntemiyle üretilip farklı sıcaklıklarda plazma nitrüleme yapılmış 316L paslanmaz çelik numunelerine ait artık gerilme grafiği verilmiştir. Tüm örneklerde bası artık gerilme (compressive stress) gözlemlenmiştir. SLE yöntemi ile üretilen numunelerde termal gradyantın sonucu olarak hızlı katılaşma neticesinde, plazma nitrüleme işlemi sonrasında ise fazların genişlemesi nedeni ile bası artık gerilmeler oluşmuştur. Bası artık gerilmesi kendini oluşturan nedenin ters yönelimi sonucu oluşmaktadır (Lecis *et al.* 2006). SLE yöntemi ile üretilen numunelerde oluşan eriğik havuzlarının, üretim açısı artışı ile termal gradyantın azalması sonucu olarak büyüdüğü gözlemlenmiştir. Eriğik havuzlarının büyümesi soğuma hızını azaltarak stres oluşumunu azaltmaktadır. SLE yöntemi ile üretilen numuneler sadece hızlı katılaşmadan kaynaklanan artık gerilmelere sahiptir. SLE yöntemi ile üretilen ve nitrüleme işlemi yapılmayan numunelerin artık gerilmeleri plazma ile nitrülenmiş örneklerle kıyaslandığında en az artık gerilme değerlerine sahiptir. SLE yöntemi ile üretilen ve plazma nitrüleme yapılmayan numuneler kendi aralarında kıyaslandığında artık gerilme değerleri üretim açısının artışı ile azalmaktadır. En düşük artık gerilme değeri işlemsiz GYÜ'len numuneden -33 MPa olarak ölçülmüştür. SLE yöntemi ile üretilen 0°, 30°, 45°, 60° ve 90° işlemsiz numunelerinin artık gerilme değerleri sırası ile -497, -457, -341, -198 ve -112 MPa'dır.



Şekil 55. İşlemsiz numunelere ve farklı sıcaklıklarda plazma nitrüleme yapılmış numunelere ait artık gerilme grafiği

SLE yöntemi ile üretilip 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme işlemi sonrasında numuneler üzerinde iki farklı nedene bağlı olarak artık gerilmeler

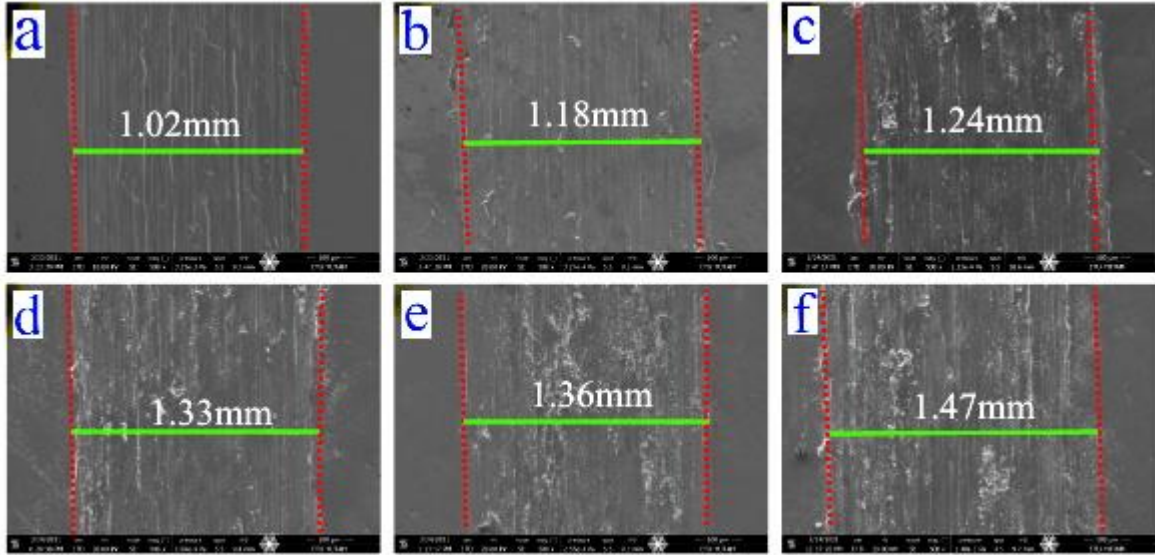
oluşmaktadır. Bu nedenlerin ilki malzemenin SLE yöntemi ile üretimi esnasında hızlı katılaşma neticesinde meydana gelen artık gerilme, diğeri ise plazma nitrürleme sonucu ostenit yapının genişlemesi sonucu oluşan artık gerilmedir. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme işlemi sonrasında numunelerde en yüksek artık gerilme değeri 0°'lik üretimde -780 MPa olarak ölçülmüştür. En düşük artık gerilme değeri GYÜ'len numuneden -94 MPa olarak ölçülmüştür. SLE yöntemi ile üretilen ve 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürleme yapılan 30°,45°, 60° ve 90°'lik numunelerin artık gerilme değerleri sırası ile -646, -611, -442 ve -302 MPa'dır.

Plazma nitrürleme sıcaklığındaki artış, malzemede hızlı katılaşma nedeni ile var olan artık gerilmelerin azalmasına neden olmuştur. Bu durum düşük karbonlu 316L paslanmaz çeliklerin gerilim giderme sıcaklığı olan 455-550°C sıcaklık aralığına yaklaşması ile açıklanabilmektedir. SLE yöntemi ile üretilen ve 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürleme yapılan numunelerin artık gerilme değerleri 400°C sıcaklıkta oluşan artık gerilme değerlerinden daha düşük bir eğilim göstermiştir. Bu durum 316L paslanmaz çeliklerin gerilim giderme sıcaklık aralığına yaklaşması ile açıklanabilir. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürleme yapılan numunelerde artık gerilmeyi oluşturan etkenler, genişleyen demir nitrür fazları ve hızlı katılaşmanın azalan etkisidir. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme işlemi sonrasında numunelerde en yüksek artık gerilme değeri 0°'lik üretimde -680 MPa olarak ölçülmüştür. En düşük artık gerilme değeri GYÜ'len numuneden -191 MPa olarak ölçülmüştür. SLE yöntemi ile üretilen ve 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürleme yapılan 30°,45°, 60° ve 90°'lik açılara sahip numunelerin artık gerilme değerleri sırası ile -563, -420, -323 ve -262 MPa'dır.

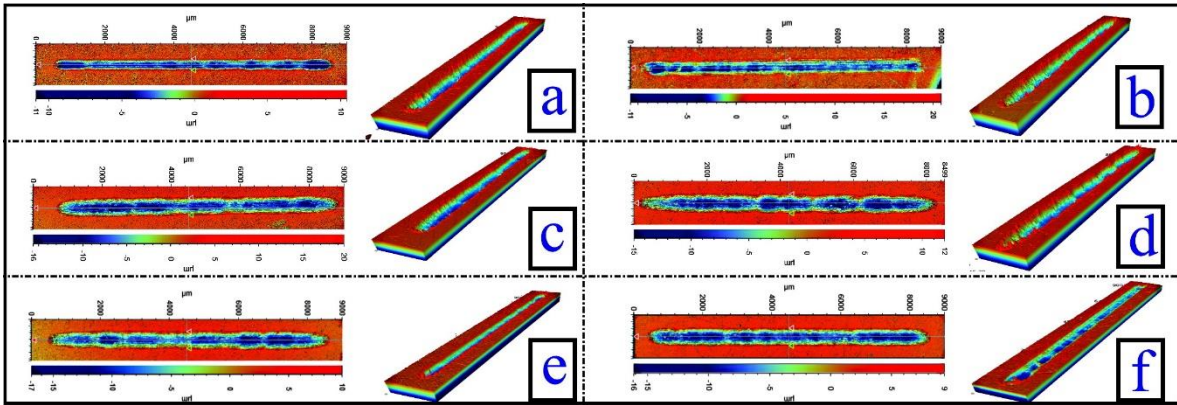
SLE yöntemi ile üretilen ve 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürleme yapılan numunelerin artık gerilme değerleri diğeri iki (400 ve 450°C) sıcaklıktaki artık gerilme değerlerinden daha düşüktür. Bu durum 500°C'de malzemenin yapısında hızlı katılaşmadan dolayı var olan artık gerilmelerin sıcaklığın etkisi ile tamamen giderilmiş olmasıyla açıklanabilir. 500°C'de sadece nitrürleme işlemi ile oluşan CrN ve FeN fazlarının yapı içerisinde çökmesi ile oluşturdukları artık gerilmeler meydana gelmiştir. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme işlemi sonrasında numunelerde en yüksek artık gerilme değeri 0°'lik üretimde -527 MPa olarak ölçülmüştür. En düşük artık gerilme değeri GYÜ'len numuneden -236 MPa olarak ölçülmüştür. SLE yöntemi ile üretilen ve 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürleme yapılan 30°,45°, 60° ve 90°'lik açılara sahip numunelerin artık gerilme değerleri sırası ile -475, -395, -268 ve -225 MPa'dır.

Tribolojik Testler ve Analizleri

Şekil 56'da plazma ile nitrüleme yapılmadan önce SLE yöntemiyle 0° , 30° , 45° , 60° , 90° 'lik açılar ile üretilen ve GYÜ'len numunelere ait aşınma SEM resimleri verilmiştir. Tez çalışması kapsamında tüm numunelere lineer (Reciprocating Wear) aşınma testleri 2N yük altında gerçekleştirilmiştir.



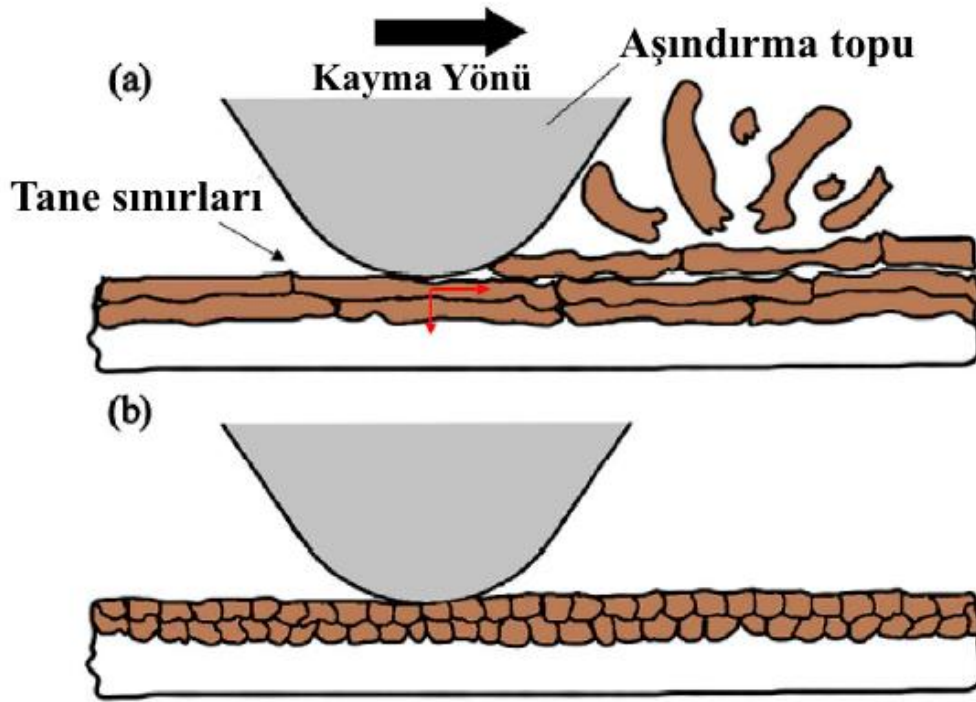
Şekil 56. SLE üretim yöntemi ile farklı açılar ile üretilen ve GYÜ'len numunenin plazma nitrüleme öncesi aşınma testlerine ait SEM resimleri a) 0° , b) 30° , c) 45° , d) 60° , e) 90° , f) GYÜ-316L



Şekil 57. SLE üretim yöntemi ile farklı açılar ile üretilen ve GYÜ'len numunenin plazma nitrüleme öncesi aşınma testlerine ait 3D optik profilometre görüntüleri a) 0° , b) 30° , c) 45° , d) 60° , e) 90° , f) GYÜ-316L

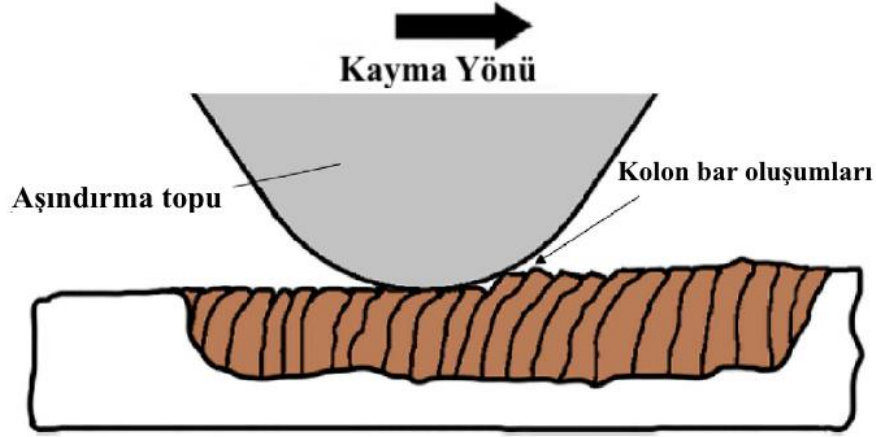
Şekil 56'da ve Şekil 57'de aşınma sonucu numuneler yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM ve 3D optik profilometre görüntüleri verilmiştir. En yüksek aşınma izi genişliği GYÜ 316L numunelerinden 1.47 mm olarak ölçülmüştür. Endüşük aşınma izi genişliği ise 0° 'lik SLE yöntemi ile üretilen numunelerden 1.02 mm olarak ölçülmüştür. Ayrıca SLE yöntemi ile üretilen numunelerin üretim açısı artışı ile aşınma izi genişliği de artmaktadır. Literatürde; SLE ve GYÜ numuneler arasındaki aşınma izi genişlik farkının nedeni olarak soğuma hızlarının

birbirlerinden oldukça farklı olması ile açıklanmaktadır. Hızlı soğuma malzemenin iç yapısında (grain size) değişime neden olarak, hızlı soğumada küçük tane boyutu, yavaş soğumada ise daha büyük tane boyutu oluşumuna neden olmaktadır (Bartolomeu *et al.* 2017). Bilindiği üzere tane boyutunun küçülmesi malzemenin aşınmaya karşı dirençli olmasına neden olmaktadır (Cherry *et al.* 2015). SLE yöntemi ile üretilen numunelerdeki aşınma izi farklılıkları ise üretim açısındaki değişimin sonucu olarak tabakaları oluşturan erime havuzlarındaki değişim ile ilişkilendirilebilir (Sander *et al.* 2021). Düşük üretim açılarında oluşan küçük erime havuzları aşınma topuna karşı birbirlerini desteklerken, büyük üretim açılarında büyük eriyik havuzları malzemeden kopmaya daha çok meyillidir. Şekil 58’de numunelerin aşınma testi esnasında tane yapılarının şematik olarak davranışını göstermektedir.



Şekil 58. Aşınma testlerinde malzeme iç yapılarının davranışı a) büyük taneli b) ince taneli

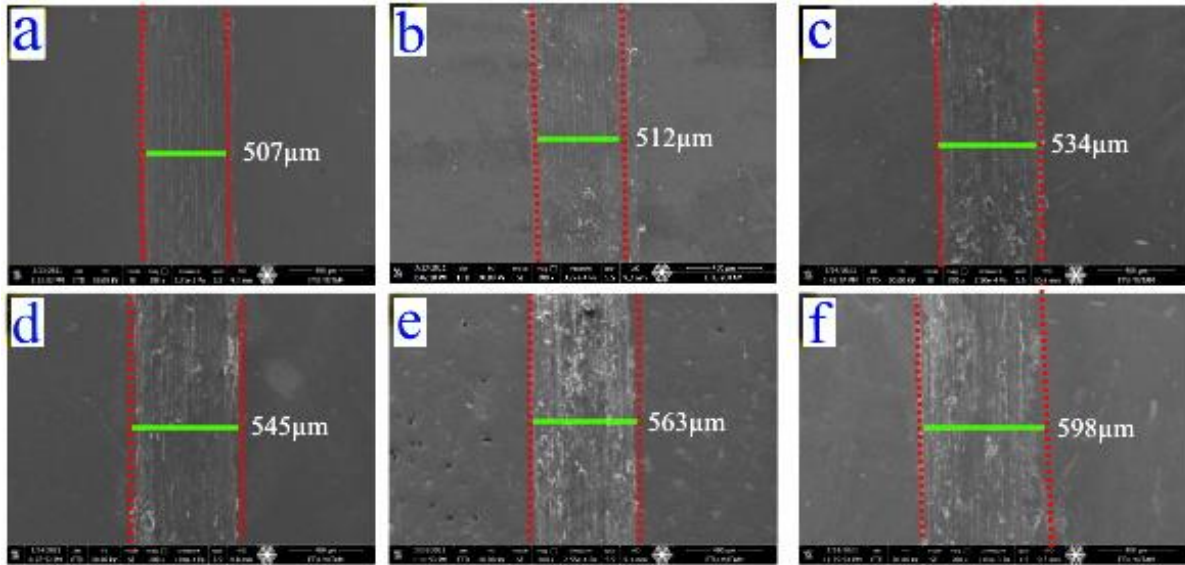
Malzemeyi oluşturan yapıların tane büyüklüğü dislokasyon hareketlerini doğrudan etkilemektedir. Tane boyutlarının küçülmesi dislokasyon yoğunluğunu artırmakta ve üzerine etkiyen yüke karşı daha fazla direnç göstermektedir. Şekil 59’da SLE yöntemi ile üretilen numunelerin aşınma testi esnasında erime havuzlarının şematik olarak davranışını göstermektedir.



Şekil 59. SLE yöntemi ile 0° 'de üretilen numunenin aşınma testindeki davranışının şematik gösterimi.

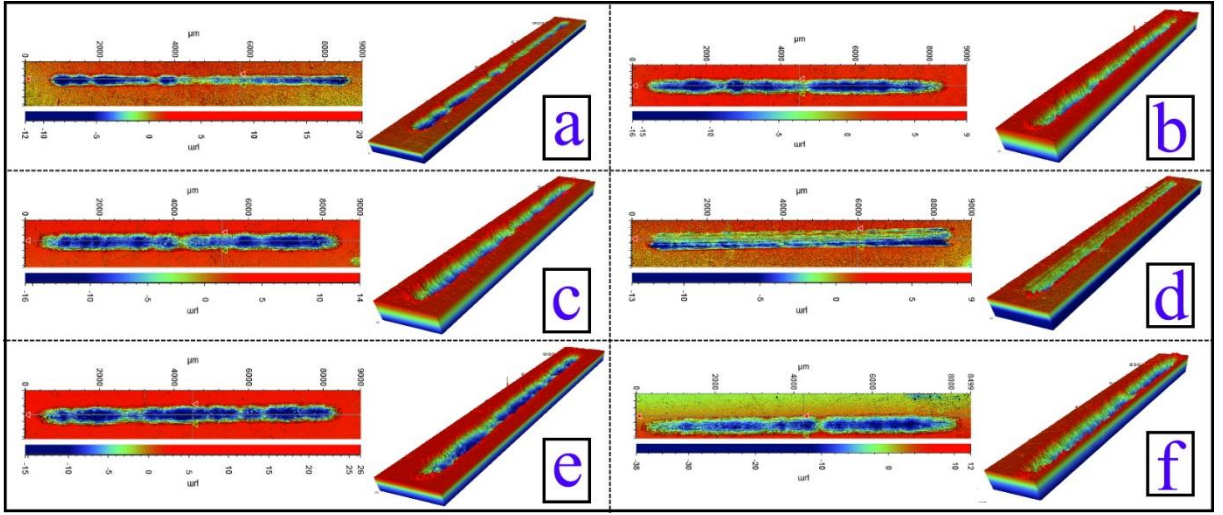
SLE yöntemi ile yapılan üretimde katmanları oluşturan eriğik havuzları üretim açısı yönünde büyüme göstermektedir. Bu eriğik havuzları, üretim açısının artışı ile üretim yönünde büyüme eğilimi göstermiştir. 0° 'lik üretim açısında eriğik havuzları kolon bar şeklinde oluşurken, 90° 'lik üretim açısında eriğik havuzları yatay katmanlar şeklinde oluşmuştur.

Şekil 60'da ve Şekil 61'de 400°C sıcaklıkta plazma nitrüleme işlemi sonrasında yapılan aşınma testine ait aşınma izi SEM ve 3D optik profilometre görüntüleri verilmiştir.



Şekil 60. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası aşınma testlerine ait SEM resimleri a) 0° , b) 30° , c) 45° , d) 60° , e) 90° , f) GYÜ-316L

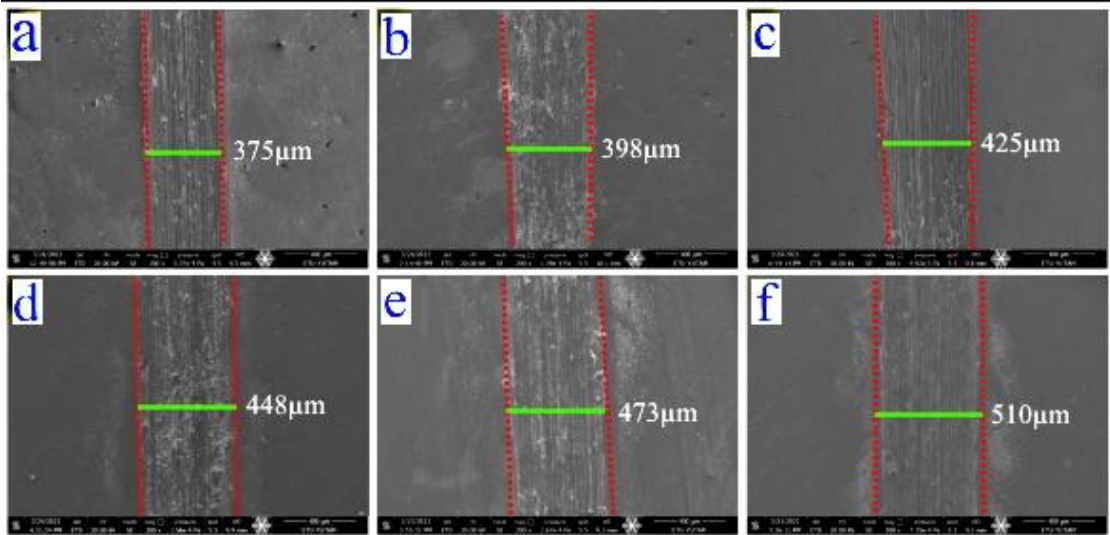
En yüksek aşınma izi genişliği, GYÜ 316L paslanmaz çelik numunesinde $598\ \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür. En düşük aşınma izi genişliği ise 0° 'lik SLE yöntemi ile üretilen numuneden $507\ \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür.



Şekil 61. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası aşınma testlerine ait 3D optik profilometre görüntüleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L

Ayrıca SLE yöntemi ile üretilen numunelerin üretim açısı artışı ile aşınma izi genişliği de artmaktadır. 400°C sıcaklıkta plazma nitrüleme işlemi sonrasında yapıyı oluşturan östenit fazların genişleyerek s-fazını oluşturması aşınma izi genişliklerinde azalmaya neden olmuştur. Östenit yapıların genişlemesi yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan paslanmaz çeliğin kafes yapılarında çarpılmasına neden olmuştur.

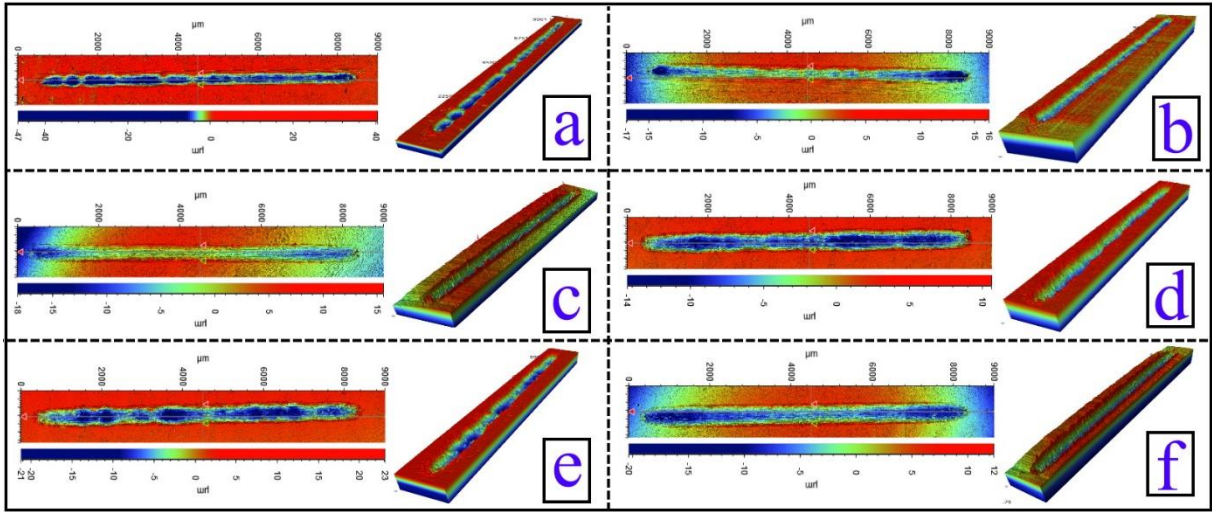
Şekil 62’de ve Şekil 63’te 450°C sıcaklıkta plazma nitrüleme işlemi sonrasında yapılan aşınma testine ait aşınma izi SEM ve 3D optik profilometre görüntüleri verilmiştir.



Şekil 62. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası aşınma testlerine ait SEM resimleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L

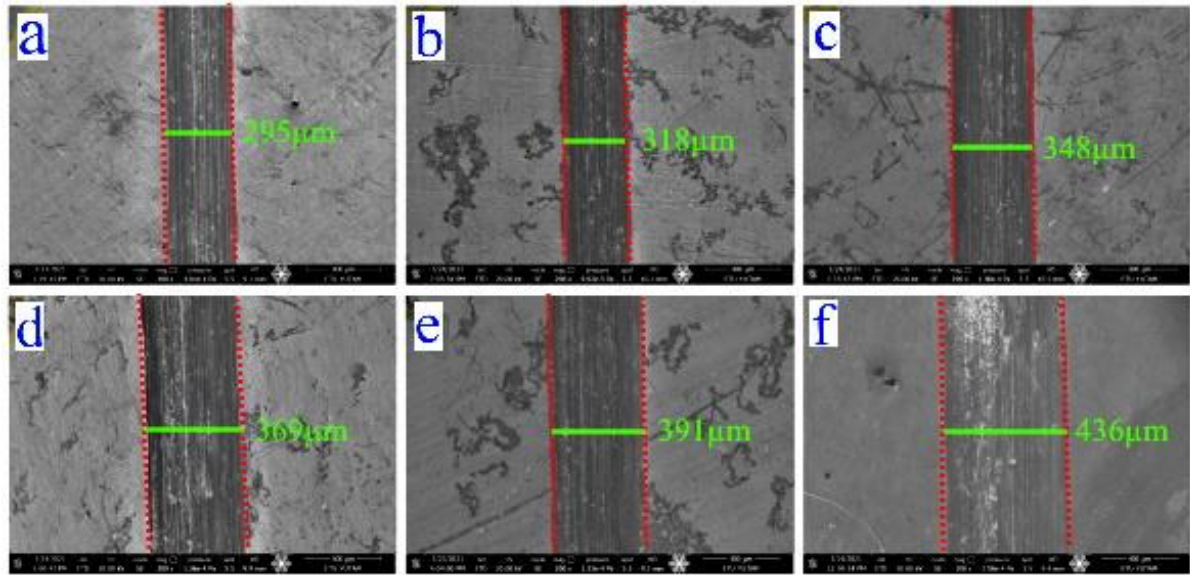
En yüksek aşınma izi genişliği, GYÜ 316L paslanmaz çelik numunesinde 510 µm olarak ölçülmüştür. En düşük aşınma izi genişliği ise 0°’lik SLE yöntemi ile üretilen numuneden 375 µm olarak ölçülmüştür. Ayrıca SLE yöntemi ile üretilen numunelerin üretim açısı artışı ile aşınma izi genişliği de artmaktadır. 450°C’ta modifiye olmuş tabakanın

kalınlığındaki artış daha az sertlikteki taban malzemenin yüzey sertliğine etkisini azaltarak daha düşük aşınma izi ve derinliği oluşturmasına neden olmuştur. Ayrıca 450°C sıcaklıkta modifiye tabaka içerisinde oluşan demir nitrür fazları seramik yapıya sahip olduğu için aşınma izi genişliklerinde azalmaya neden olmuştur.

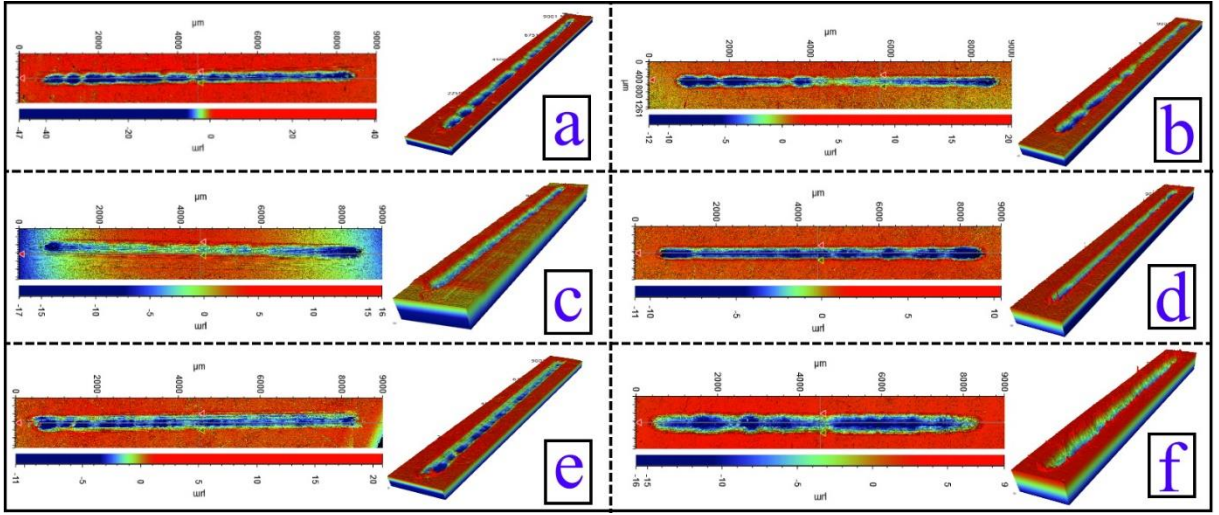


Şekil 63. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası aşınma testlerine ait 3D optik profilometre görüntüleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L

Şekil 64'te ve Şekil 65'te 500°C sıcaklıkta plazma nitrüleme işlemi sonrasında yapılan aşınma testine ait aşınma izi SEM ve 3D optikprofilometre görüntüleri verilmiştir. En yüksek aşınma izi genişliği, GYÜ 316L paslanmaz çelik numunesinde 436 µm olarak ölçülmüştür. En düşük aşınma izi genişliği ise 0°'lik SLE yöntemi ile üretilen numuneden 295 µm olarak ölçülmüştür.



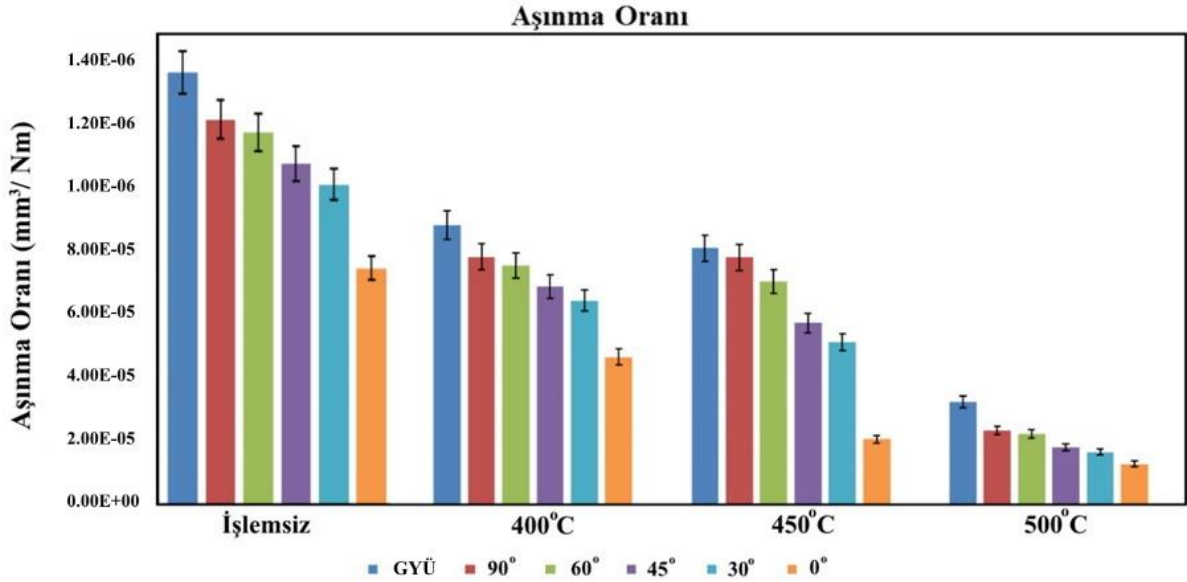
Şekil 64. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası aşınma testlerine ait SEM resimleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L



Şekil 65. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası aşınma testlerine ait 3D optik profilometre görüntüleri a)0°, b)30°, c)45°, d)60°, e)90°, f) GYÜ-316L

Ayrıca SLE yöntemi ile üretilen numunelerin üretim açısı artışı ile aşınma izi genişliği de artmaktadır. 500°C sıcaklıkta plazma nitrüleme işlemi sonrasında modifiye tabakada sert yapıya sahip olan Fe₄N ve CrN fazları aşınma izi genişlemesine engel olmuştur.

Şekil 66’da işlem görmemiş numunelere, farklı üretim açısı ile SLE yöntemiyle üretilen ve GYÜ’miş 316L paslanmaz çelik numunelerine ve farklı sıcaklıklarda plazma nitrüleme yapılmış numunelere ait aşınma oranları grafiği verilmiştir.

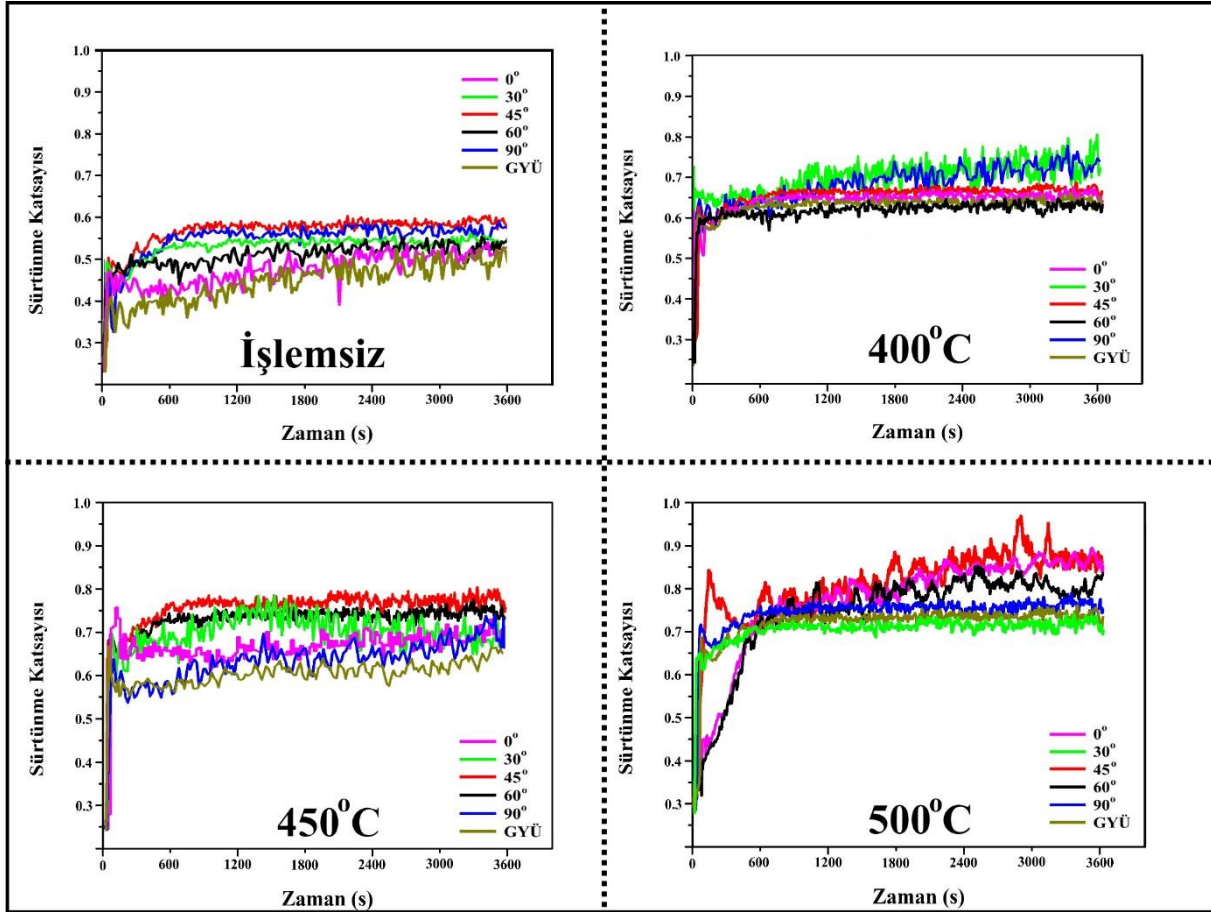


Şekil 66. Plazma ile nitrülenmiş ve işlemsiz numunelerin aşınma oranları

Şekil 66’da görüldüğü üzere artan plazma nitrüleme sıcaklığı ile numunelerin aşınma oranları azalmıştır. Bu azalışın en temel nedeni sıcaklık artışı ile numunelerde oluşan modifiye tabaka kalınlığının artışı gösterilebilir. İşlemsiz örneklerde meydana gelen aşınma türü adeziv aşınma ile açıklanabilmektedir. Ancak bu aşınma türünün yanında plastik deformasyon ve abrazyon aşınma türleride görülmektedir. Plazma nitrüleme işlemi sonrasında yapılan aşınma

teslerinde aşınma türü oldukça değişiklik göstermiştir. Plazma nitürleme işleminin neticesinde oluşan modifiye tabaka kohezif aşınma türü oluşumuna neden olmuştur. Modifiye tabakanın kalınlığındaki artış aşınma derinliğinin tabaka içerisinde kalarak taban malzemeye ulaşmasına engel olmuştur.

Şekil 67’de işlem görmemiş numunelere, farklı üretim açısı ile SLE yöntemiyle üretilen ve GYÜ’miş 316L paslanmaz çelik numunelerine ve farklı sıcaklıklarda plazma nitürleme yapılmış numunelere ait sürtünme katsayısı grafiği verilmiştir.



Şekil 67. Plazma ile nitrülenmiş ve işlemsiz numunelerin sürtünme katsayısı grafikleri

İşlemsiz numunelerde sürtünme katsayısı, plazma nitürleme yapılmış numunelerinkinden daha düşük bir değerdedir. Ancak işlemsiz örneklerde sürtünme katsayısı kendi aralarında önemli farklılıklar oluşturmadan üretim açısından bağımsız olarak bir dağılım göstermiştir. En yüksek sürtünme katsayısı 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitürleme işleminde elde edilmiştir. Bu sıcaklıktada üretim açısından bağımsız olarak farklı dağılımda sürtünme katsayısı değerleri elde edilmiştir. Aynı durum 400°C ve 450°C sıcaklıklarında yapılan plazma nitürleme işlemi sonrasındaki sürtünme katsayıları içinde geçerli olmuştur.

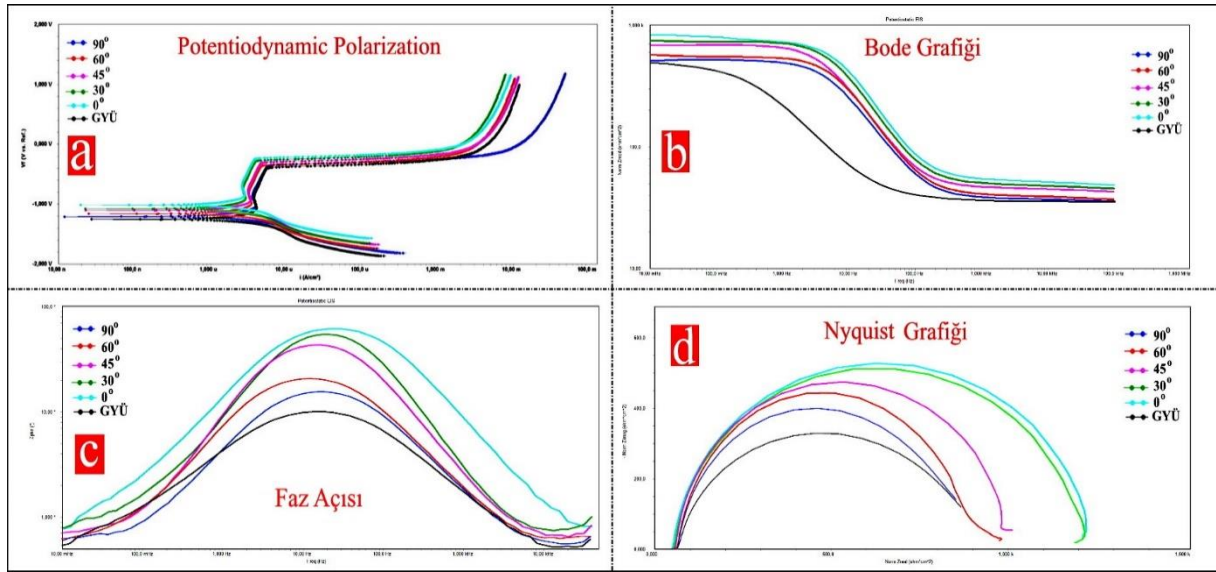
Korozyon Testleri

SLE üretim yöntemi ile farklı üretim açılarında (0°, 30°, 45°, 60° ve 90°) üretilen ve GYÜ'len işlemsiz numunelerin ve farklı nitrüleme sıcaklıklarında (400°C, 450°C ve 500°C) yapılan nitrüleme numunelerine ait manyetik alınganlık ölçümleri.

Tablo 9. SLE üretim yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen ve GYÜ'len numunelerin farklı nitrüleme sıcaklıklarında yapılan nitrüleme numunelerine ve işlemsiz numunelere ait potansiyodinamic ve elektrokimyasal test sonuçları.

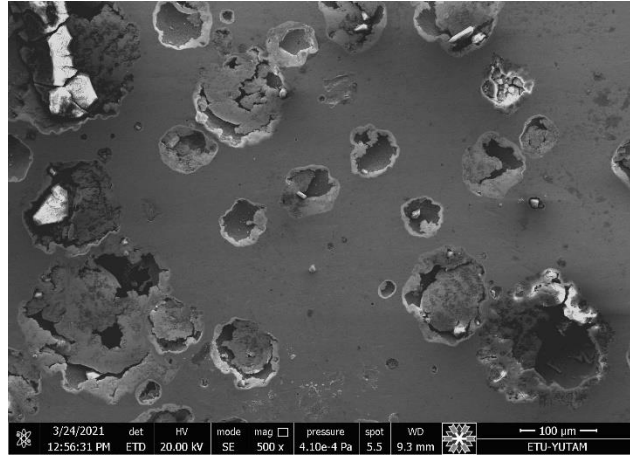
		$E_{corr}(mV)$	$I_{corr}(\mu A/cm^2)$	$\beta_a(mV/decade)$	$\beta_c(mV/decade)$	$R_p(10^3 \Omega cm^2)$
<i>İşlemsiz</i>	<i>GYÜ</i>	-1310	3.162	115.8	120.2	8.099
	0°	-950	1.415	112.6	123.1	18.046
	30°	-1110	1.921	114.5	120.6	13.276
	45°	-1180	2.192	116.7	122.3	11.829
	60°	-1210	2.484	113.1	121.2	10.226
	90°	-1280	2.983	112.8	119.9	8.460
400°C	<i>GYÜ</i>	-386	0.283	143.6	129.8	104.604
	0°	129	0.112	146.4	135.4	272.713
	30°	50	0.125	145.3	133.8	241.968
	45°	-113	0.171	144.6	131.9	175.157
	60°	-198	0.202	144.1	130.7	147.325
	90°	-260	0.251	143.9	130.1	118.200
450°C	<i>GYÜ</i>	-651	0.562	149.5	174.6	62.226
	0°	-212	0.324	152.9	177.2	109.998
	30°	-251	0,390	152.2	176.9	91.086
	45°	-473	0.425	151.7	175.8	83.197
	60°	-530	0.482	150.8	175.3	73.028
	90°	-584	0.512	149.9	174.9	68.456
500°C	<i>GYÜ</i>	-1425	4.641	101.5	110.7	4.954
	0°	-805	2.023	105.3	113.9	11.744
	30°	-943	2.121	104.4	113.4	11.128
	45°	-1001	2.225	102.7	112.1	10.459
	60°	-1125	2.664	102.4	111.8	8.711
	90°	-1394	3.143	101.9	110.9	7.336

Şekil 68'te farklı üretim açıları ile üretilmiş SLE ve GYÜ'miş işlemsiz numunelere ait potansiyel dinamik ve elektrokimyasal empedans testlerine ait grafikler verilmiştir.



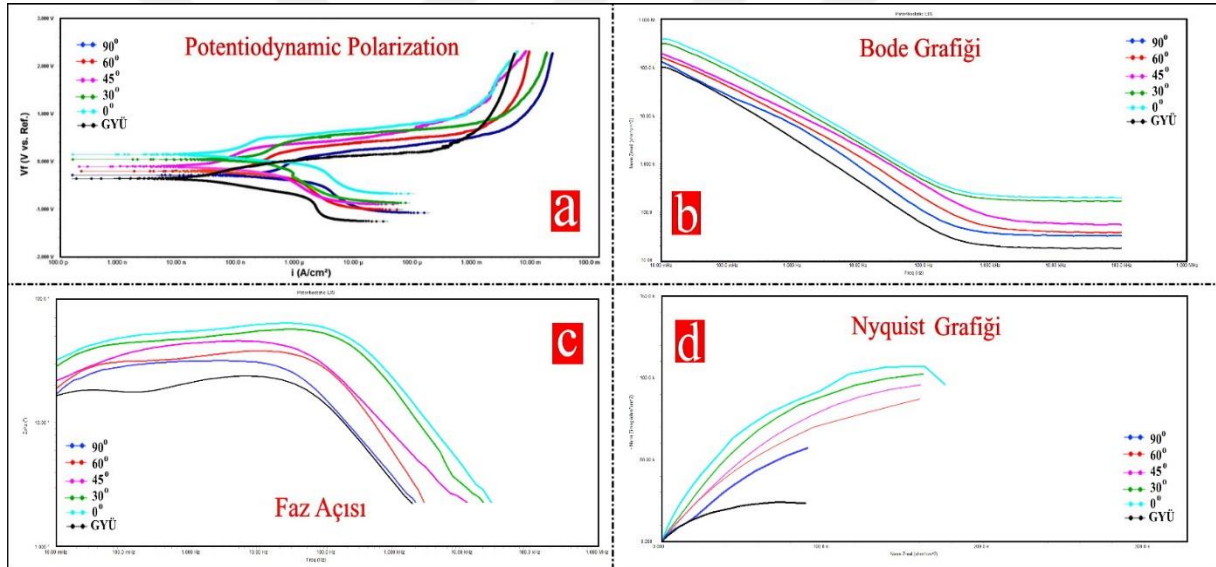
Şekil 68. Plazma nitrüleme işlemi yapılmadan farklı üretim açıları ile üretilen SLE ve GYÜ'len numunelere ait elektrokimyasal empedans spektrometresi ölçümlerine ait grafikler.

İşlemsiz tüm numuneler tafel bölgesinden sonra sabit bir potansiyelde pasifleşme ve ardından kırılma potansiyeli değerine ulaşır. Elektrokimyasal empedans ölçümlerinde empedans değeri düşük frekanslarda en yüksek olan numune SLE ile 0°'lik açıda üretilen örnekten elde edilmiştir. En düşük empedans değeri ise GYÜ'len numuneden elde edilmiştir. Yüksek frekanslarda ise empedans değerleri tüm numunelerde düşüş eğilimi göstermiştir. Faz açısı değerleri incelendiğinde numuneler 25 Hz değerinde en yüksek faz açısı değerlerine sahip olmuşlardır. Analizlerde en yüksek faz açısı değeri SLE ile üretilen 0°'lik numuneden elde edilmiş olup SLE üretim açısının artışı ile faz açısı değeri düşüş göstermiştir. En düşük faz açısı değeri GYÜ'len numuneden elde edilmiştir. Nyquist grafikleri incelendiğinde kapasitif eğri yarıçapı en küçük olan numune GYÜ'len numuneden elde edilmiştir. Bilindiği üzere kapasitif eğri yarıçapının küçülmesi korozyon direncinin azalmasına neden olmaktadır. En yüksek kapasitif yarıçap değeri SLE ile üretilen 0°'lik numuneden elde edilmiş olup SLE üretim açısının artışı ile kapasitif eğri yarıçapı değeri düşüş göstermiştir. Genel olarak SLE yöntemi ile üretilen numuneler GYÜ'miş malzemeden daha iyi bir korozyon direnci sağlamıştır. SLE üretim açısının azalması ile korozyon direnci artmıştır. Şekil 69'da işlemsiz numunenin korozyon testi sonrası SEM görüntüsü verilmiştir. Şekil 69'da işlemsiz numune yüzeyinde sadece çukurcuk (Pitting) korozyonu olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum hem SLE ile üretilen hemde GYÜ'len numunelerde meydana gelmiştir.



Şekil 69. İşlemsiz numuneye ait korozyon sonrası SEM görüntüsü.

Şekil 70’te 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası farklı üretim açıları ile üretilmiş SLE ve GYÜ numunelerinin potansiyel dinamik testleri ve elektrokimyasal empedans testlerine ait grafikler verilmiştir.



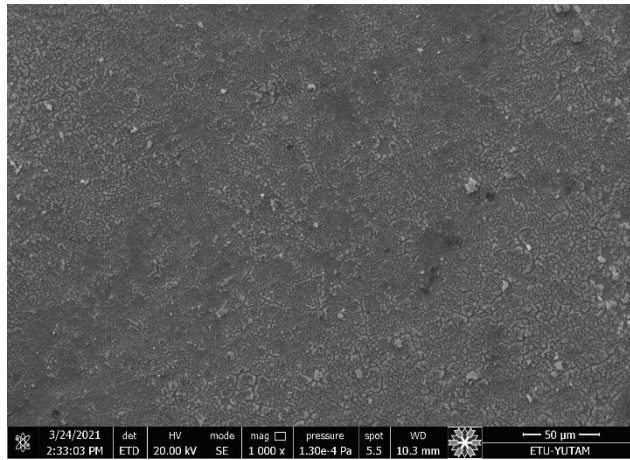
Şekil 70. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası elektrokimyasal empedans spektrometresi ölçümlerine ait grafikler.

400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası numunelerin akım yoğunluğu potansiyel davranışı değişmiştir. Numunelerin potansiyel değerleri sabit kalırken akım yoğunluğu artış eğilimindedir. Bu durum plazma nitrülemenin neticesinde oluşan modifiye tabakanın kırılmasına kadar devam etmektedir. Tabaka kırıldıktan sonra hem akım yoğunluğu hemde potansiyel değerleri birlikte artış göstermiştir. Plazma nitrüleme yapılan GYÜ numunenin potansiyel değeri diğer numunelerin potansiyel değerinin altında kalmıştır. Bilindiği üzere korozyon potansiyel değerinin düşük oluşu numunenin korozyon direncinin düşük olduğu anlamına gelir (HY Li *et al.* 2013). Elektrokimyasal empedans ölçümlerinde empedans değeri düşük frekanslarda en yüksek olan numune SLE ile 0°’lik açıda üretilen

örnekten elde edilmiştir. En düşük empedans değeri ise GYÜ'len numuneden elde edilmiştir. Yüksek frekanslarda ise empedans değerleri tüm numunelerde düşüş eğilimi göstermiştir. Faz açısı değerleri incelendiğinde numuneler 15 mHz değerinde en yüksek faz açısı değerlerine sahip olmuşlardır. Analizlerden en yüksek faz açısı değeri SLE ile üretilen 0°'lik numuneden elde edilmiş olup SLE üretim açısının artışı ile faz açısı değeri düşüş göstermiştir. En düşük faz açısı değeri GYÜ'len numunden elde edilmiştir. Nyquist grafikleri incelendiğinde; GYÜ'len numune en küçük kapasitif yarıçapa eğrisine sahip olan numunedir. En yüksek kapasitif yarıçap değeri SLE ile üretilen 0°'lik numuneden elde edilmiş olup SLE üretim açısının artışı ile kapasitif eğri yarıçapı değeri düşüş göstermiştir.

400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme işlemi paslanmaz çeliğin çukucuk korozyonu oluşturmaması yapı içerisinde oluşmayan CrN fazları ile açıklanabilir. Çünkü yapı içerisinde CrN fazlarının artışı paslanmaz çelik içerisinde bulunan serbest Cr atomlarının azalmasına, doğal krom oksit filmin oluşma olasılığı ve homojenliği azalır. S-fazı oluşumunda azot atomları, östenit yapısının uygun kafes boşluklarına ara yer atomları olarak yerleşir ve genişlemiş östenit yapısını oluşturur. Bu durum çeliğin paslanmazlık özelliğini korumaktadır. Tüm bu analizlerin sonucunda genel bir değerlendirme ile korozyon direnci olarak en düşük değere sahip olan numune GYÜ'miş olan numunedir. SLE yöntemi ile 0°'lik açıda üretilen numunenin korozyon direnci en yüksek değere sahiptir. SLE üretim açısının artması ile numunelerin korozyon direnç değerleri azalmaktadır.

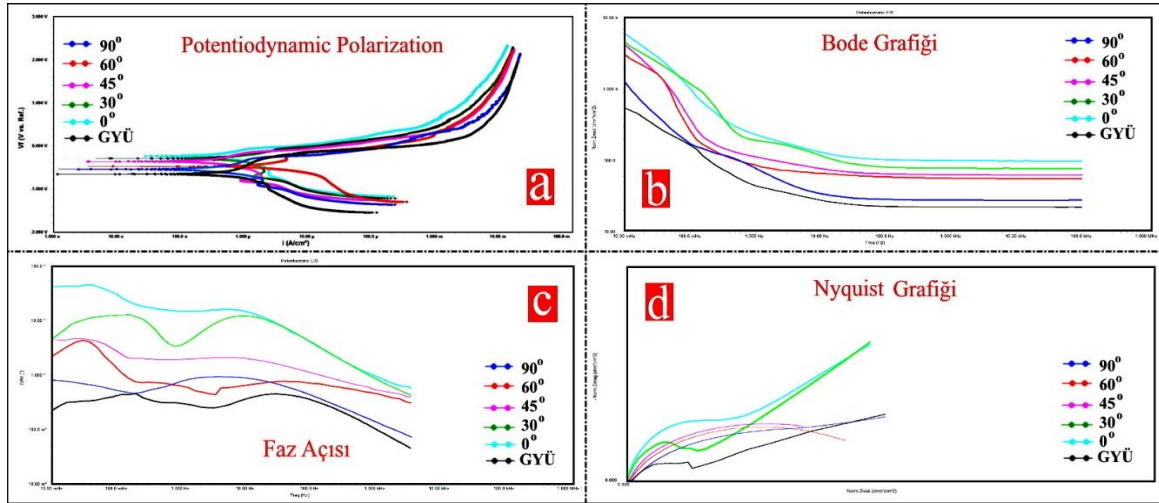
Şekil 71'de 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrülenmiş numunenin korozyon testi sonrası SEM görüntüsü verilmiştir. Şekil 71'de 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrülenmiş numunenin yüzeyinde işlemsiz numunelerin korozyon davranışından oldukça farklı bir davranış sergilediği gözlemlenmektedir. Yüzey üzerinde neredeyse hiç çukurcuk korozyonuna raslanmamış sadece farklı tonlarda oluşumlar tespit edilmiştir.



Şekil 71. 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrülenmiş numunenin korozyon sonrası SEM görüntüsü.

Genişleyen östenit yapı ve küçülen tane boyutu numunenin korozyon direncinde artışa neden olmuştur. Bu durum hem SLE ile üretilen hemde GYÜ'len numunelerde aynı şekilde meydana gelmiştir. Bu sıcaklıkta yapılan nitrüleme işlemi malzemenin mekanik özelliklerini bozmadan korozyona karşı direncini artırmıştır.

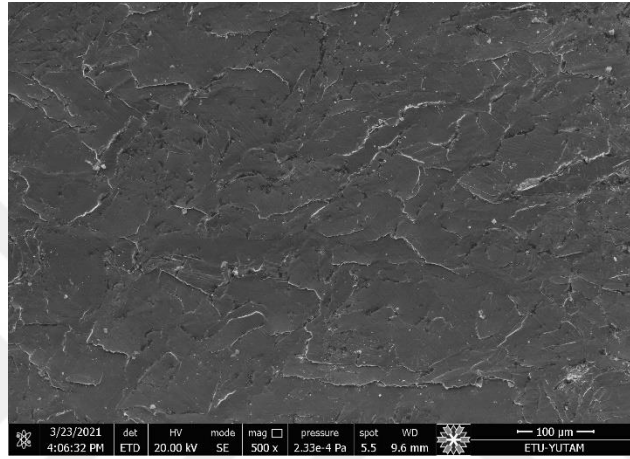
Şekil 72'de 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası farklı üretim açıları ile üretilmiş SLE ve GYÜ numunelerinin potansiyel dinamik testleri ve elektrokimyasal empedans testlerine ait grafikler verilmiştir.



Şekil 72. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası elektrokimyasal empedans spektrometresi ölçümlerine ait grafikler.

450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrüleme sonrası numunelerin akım yoğunluğu potansiyel davranışı değişmiştir. Numunelerin potansiyel değerleri ve akım yoğunluğu artış eğilimindedir. Bu durum plazma nitrülemenin neticesinde oluşan modifiye tabakanın kırılmasına neden olmaktadır. Tabaka kırıldıktan sonra hem akım yoğunluğu hemde potansiyel değerleri birlikte hızlı bir artış göstermiştir. Plazma nitrüleme yapılan GYÜ numunenin potansiyel değeri diğer numunelerin potansiyel değerinin altında kalmıştır. Bilindiği üzere korozyon potansiyel değerinin düşük oluşu numunenin korozyon direncinin düşük olduğu anlamına gelir (HY Li *et al.* 2013). Elektrokimyasal empedans ölçümlerinde empedans değeri düşük frekanslarda en yüksek olan numune SLE ile 0°'lik açıda üretilen örnekten elde edilmiştir. En düşük empedans değeri ise GYÜ'len numuneden elde edilmiştir. Yüksek frekanslarda ise empedans değerleri tüm numunelerde düşüş eğilimi göstermiştir. Faz açısı değerleri incelendiğinde numuneler 30 mHz değerinde en yüksek faz açısı değerlerine sahip olmuşlardır. Analizlerden en yüksek faz açısı değeri SLE ile üretilen 0°'lik numuneden elde edilmiş olup SLE üretim açısının artışı ile faz açısı değeri düşüş göstermiştir. En düşük faz açısı değeri GYÜ'len numunden elde edilmiştir. Nyquist grafikleri incelendiğinde; GYÜ'len numune en küçük kapasitif yarıçapa eğrisine sahip olan numunedir. En yüksek kapasitif yarıçap değeri SLE ile üretilen 0°'lik numuneden elde edilmiş olup SLE üretim açısının artışı ile

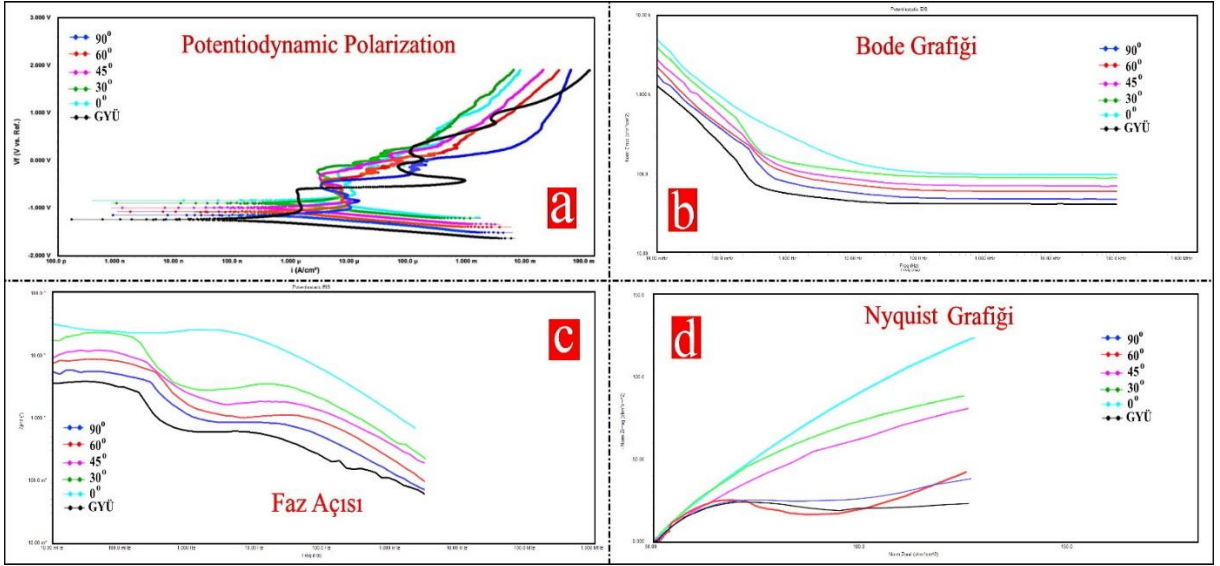
kapasitif eğri yarıçapı değeri düşüş göstermiştir. 450°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrürleme işlemi paslanmaz çeliğin lokal korozyonu oluşturması, yapı içerisinde meydana gelen CrN fazları ile açıklanabilir. 450°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrürleme işlemi sonrasında yapı içerisinde oluşmaya başlayan CrN fazları korozyon değerlerinde azalmaya neden olmaktadır. Paslanmaz çeliğe paslanmazlık özelliğini veren ana element Cr atomudur. Cr atomları azot atomları ile bağ yapmaya başlayınca korozyon ortamında bulunan yüklü iyonlar artık demir atomları ile bağ yapmaya başlar. CrN fazlarının artışı paslanmaz çelik içerisinde bulunan serbest Cr atomlarının azalmasına, doğal krom oksit filmin oluşma olasılığını ve homojenliğini azaltır. Bu durum korozyon direncinin azalmasına neden olmaktadır.



Şekil 73. 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrürlenmiş numunenin korozyon sonrası SEM görüntüsü.

Şekil 73'te nitrürlenmiş yüzeyin korozyon neticesinde modifiye tabakanın kırılarak deforme olduğunu göstermektedir. Korozyon türü değişerek lokalleşmeye başlamaktadır. Bu lokal yapılar malzemede galvanik pil gibi davranış ortaya çıkararak korozyon direncinin azalmasına neden olmaktadır.

Şekil 74'te 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası farklı üretim açıları ile üretilmiş SLE ve GYÜ numunelerinin potansiyel dinamik testleri ve elektrokimyasal empedans testlerine ait grafikler verilmiştir. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası numunelerin akım yoğunluğu potansiyel davranışı değişmiştir. Numunelerin potansiyel değerleri ve akım yoğunluğu artış eğilimindedir. Bu durum plazma nitrürlemenin neticesinde oluşan modifiye tabakanın kırılmasına neden olmaktadır. Tabaka kırıldıktan sonra hem akım yoğunluğu hemde potansiyel değerleri birlikte hızlı bir artış göstermiştir. Plazma nitrürleme yapılan GYÜ numunenin potansiyel değeri diğer numunelerin potansiyel değerinin altında kalmıştır. Bilindiği üzere korozyon potansiyel değerinin düşük oluşu numunenin korozyon direncinin düşük olduğu anlamına gelir.

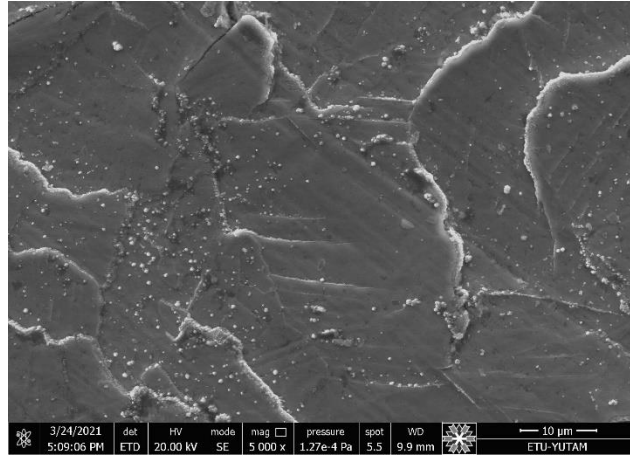


Şekil 74. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme sonrası elektrokimyasal empedans spektrometresi ölçümlerine ait grafikler.

Elektrokimyasal empedans ölçümlerinde empedans değeri düşük frekanslarda en yüksek olan numune SLE ile 0°'lik açıda üretilen örnekten elde edilmiştir. En düşük empedans değeri ise GYÜ'len numuneden elde edilmiştir. Yüksek frekanslarda ise empedans değerleri tüm numunelerde düşüş eğilimi göstermiştir. Faz açısı değerleri incelendiğinde numuneler 35 mHz değerinde en yüksek faz açısı değerlerine sahip olmuşlardır. Analizlerden en yüksek faz açısı değeri SLE ile üretilen 0°'lik numuneden elde edilmiş olup SLE üretim açısının artışı ile faz açısı değeri düşüş göstermiştir. En düşük faz açısı değeri GYÜ'len numuneden elde edilmiştir. Nyquist grafikleri incelendiğinde; GYÜ'len numune en küçük kapasitif yarıçapa eğrisine sahip olan numunedir. En yüksek kapasitif yarıçap değeri SLE ile üretilen 0°'lik numuneden elde edilmiş olup SLE üretim açısının artışı ile kapasitif eğri yarıçapı değeri düşüş göstermiştir.

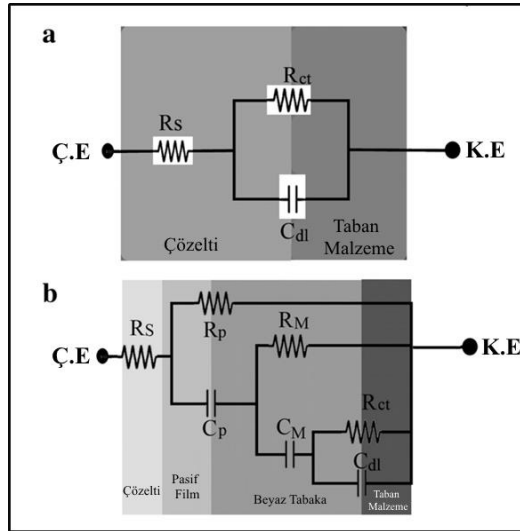
500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrürleme işleminde yapı içerisinde krom nitrür ve demir nitrür fazları artık baskın fazlar olarak ortaya çıkmaktadır. Nitrojen atomlarının, korozyona karşı malzemeyi koruyan krom atomlarına bağlanması malzemeyi zayıflatarak korozyona karşı dirençsiz kalmasına neden olmaktadır. 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrürleme işlemi sonrasında malzemenin korozyon direnci işlemsiz numunelerin bile korozyon direncinin altına düşürmektedir.

Şekil 75'te görüldüğü gibi malzeme üzerinde oluşan modifiye tabaka tamamen deforme olarak homojenliğini kaybetmiştir. Homojenliği bozulan tabaka ayrı ayrı pil hücresi gibi davranarak malzemenin daha kolay korozyona uğramasına neden olmuştur.



Şekil 75. 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitrülenmiş numunenin korozyon sonrası SEM görüntüsü.

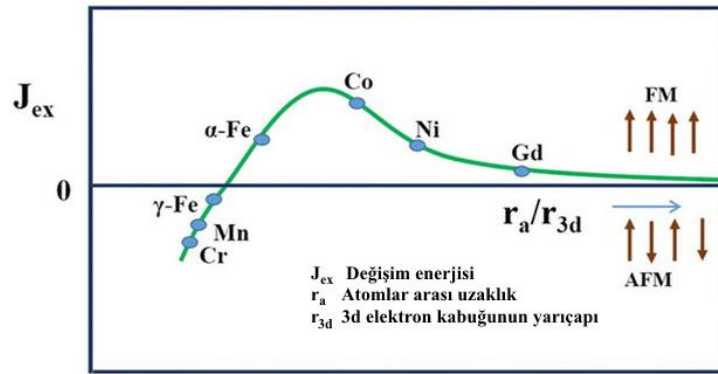
Şekil 76’da hem işlemsiz 316L paslanmaz çeliklerine hemde plazma nitrüleme işlemi sonrası numunelere yapılan korozyon testlerine ait temel eşdeğer elektrik devreleri verilmiştir. Bu temel eşdeğer elektrik devresi Zsimpwin yazılımı kullanılarak elde edilmiştir. İşlemsiz 316L paslanmaz çeliklerin spektrumları bir zaman sabitli davranış sergilemiştir. Bu yüzden *Randle* adı verilen temel bir eşdeğer elektrik devresi ile modellenmiştir. Burada R_s , çözelti direncini temsil eder ve C_{dl} ve R_{ct} , sırasıyla metal çözelti arayüzünde oluşan çift tabakanın kapasitansı ve çeliğin yük transfer direncini ifade etmektedir. Plazma ile nitrülenmiş 316L paslanmaz çelik numunelerin spektrumları ise iki zaman sabitli davranış ile karakterize edilmiştir. Burada R_s çözelti direnci, R_p pasif alayışımın direnci, C_p pasif katmanın kapasitansı, R_M modifiye katmanın direnci, C_M modifiye katmanın kapasitansı, C_{dl} taban malzemesinin ve difüzyon tabakasının kapasitansıdır ve R_{ct} değişim transferinin direncidir.



Şekil 76. Korozyon testlerinde kullanılan eşdeğer devreleri a) İşlemsiz numuneler için b) Plazma ile nitrüleme yapılmış numuneler için.

Manyetik Ölçüm Analizleri

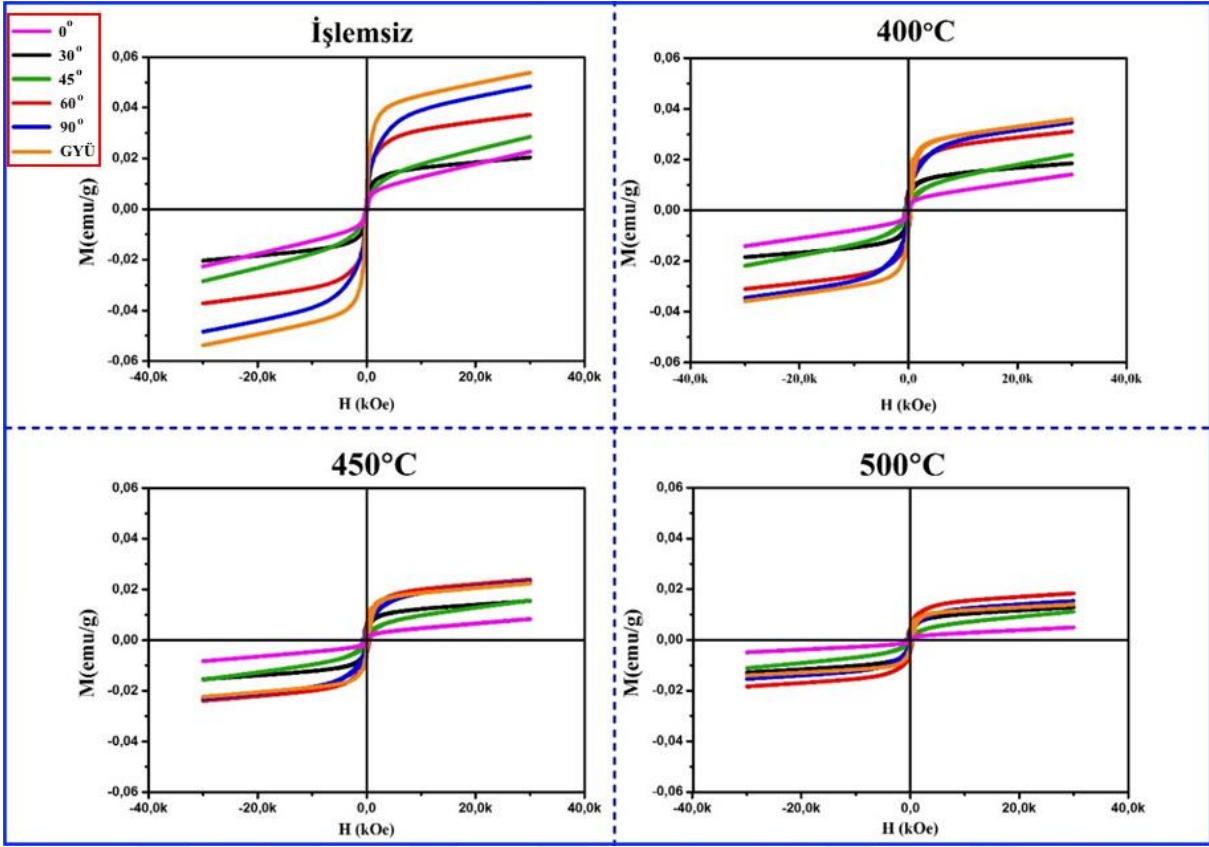
Şekil 78'de hem GYÜ'len hemde SLE üretim yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen işlemsiz numunelerin ve farklı nitrüleme sıcaklıklarında yapılan nitrürlenmiş numunelerin manyetik alınganlık ölçümleri gösterilmiştir. İşlemsiz numunelerin XRD analizlerinden, SLE yöntemi ile farklı açılarda üretilen örneklerin ostenit piklerinde sola doğru bir kaymanın olduğu gözlemlenmiştir. Bu kaymaların temel sebebi, üretim yönlerinde meydana gelen farklı soğuma hızlarının değişiklik göstermesidir. GYÜ'len paslanmaz çeliğin soğuma hızı, SLE yöntemi ile üretilen numunelerin soğuma hızıyla karşılaştırıldığında oldukça yavaştır. Hem GYÜ'miş örneklerin hemde SLE yöntemi ile üretilen örneklerin ortalama tane boyutları (Grain size) Scherrer eşitliği kullanılarak hesaplanmış ve Tablo 8'de verilmiştir. Bu hesaplama sonucunda işlemsiz numunelerde en yüksek grain size, GYÜ'len numuneye aittir. SLE yöntemi ile üretilen numunelerin ortalama grain size'ları üretim açısının azalması ile azalmaktadır. Manyetizasyonu etkileyen en önemli etken, maddeyi oluşturan atomların arasındaki mesafedir (Ozturk et al. 2009). Bethe-Slater, atomlar arası mesafe ile mıknatıslanma arasında kolerasyon kuran ilk çalışmayı yapmıştır. Bethe-Slater, aynı iki atomun arasındaki mesafeyi r_a ile atomun 3d yörüngesinin yarıçapını ise r_{3d} olarak ifade etmiştir. Yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan paslanmaz çelikte iki demir atomu arasındaki uzaklık $2r_a$ dır. Şekil 77'de Bethe-Slater, mıknatıslanma enerjisinin atomlar arası mesafe ile 3 d ve 4 s kabuğunun yarıçapı ile değişimini göstermektedir. Grafikte görüldüğü üzere iki atom birbirine yaklaştığında, 3 d ve 4 s kabuğunun yarıçapı sabit kaldığı için mıknatıslanma enerjisi azalmaktadır.



Şekil 77. Metal atomları arası uzaklığın, 3 d ve 4 s yörünge yarıçapı değişiminin mıknatıslanma enerjisine etkisi.

SLE üretim yöntemi ile düşük açıda üretilen numunelerin Grain size'larının küçülmesi manyetik alınganlıklarında azaltmaktadır. İşlemsiz numunelerin mıknatıslanması kıyaslandığında, dış manyetik alının artışı ile mıknatıslık özelliği en çok artan numune GYÜ'len işlemsiz numunedir.

SLE ile 90°'de üretilen numune düşük üretim açısında üretilen örneklerden daha fazla mıknatıslanma göstermiştir. SLE üretim açısının azalması ile numunelerin mıknatıslanma eğilimi azalmıştır.



Şekil 78. SLE üretim yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen ve GYÜ'len işlemsiz numunelerin ve farklı nitrürleme sıcaklıklarında yapılan nitrürleme numunelerine ait manyetik alınganlık ölçümleri.

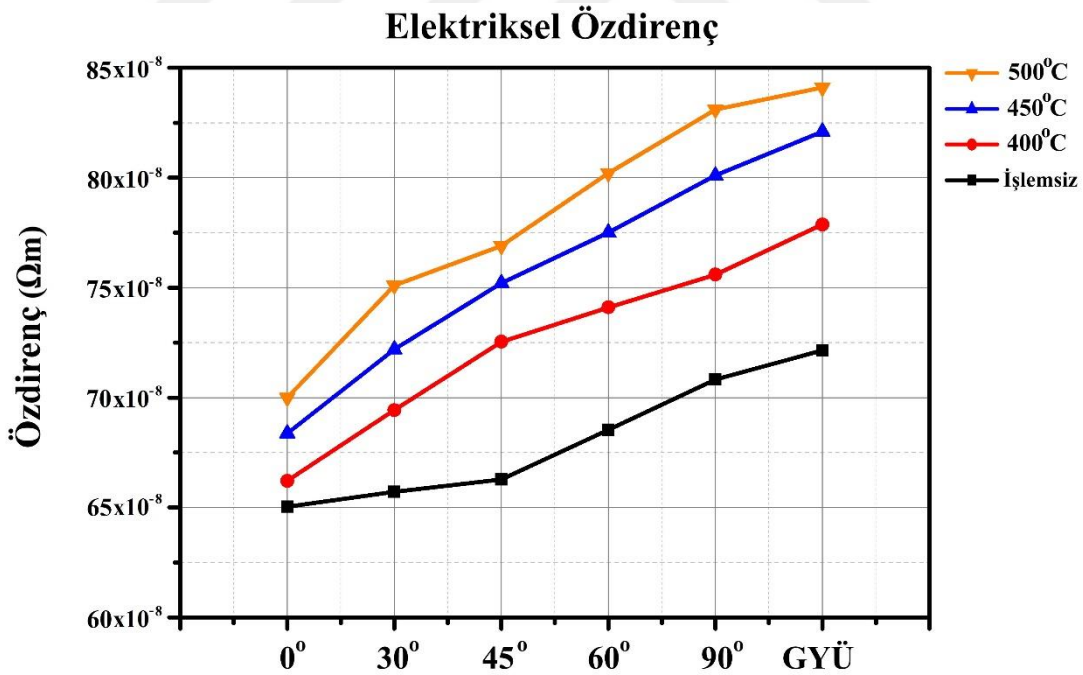
400°C'de 4 saat plazma ile nitrürlenmiş örneklerde hem ostenitik fazı hemde S-fazı kırınım desenleri XRD analizlerinden elde edilmiştir. S-fazı; plazma ortamında Fe atomları ile bağ yapacak yeterli enerjiye sahip olamayan N atomlarının Fe kafes yapıları arasına difüze olarak kafeslerin genişlemesine yada çarpılmasına neden olmaktadır. Yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan ostenik faz, N atomlarının difüzyonu ile genişleyerek düzlemler arası (d) mesafesinin artmasına neden olmaktadır. Artan düzlemler arası mesafe ve hızlı soyuma nedeni ile grain size boyutu azalmaktadır. Bu durum demir atomları arasındaki mesafeyi azaltarak manyetik alınganlık değerini düşürmüştür. SLE üretim açısının azalması ile numunelerin mıknatıslanma eğilimi azalmıştır.

450°C ve 500°C sıcaklıklarında 4 saat plazma ile nitrürlenmiş hem SLE yöntemi ile farklı üretim açılarında (0°, 30°, 45°, 60° ve 90°) üretilen hemde GYÜ ile üretilmiş 316L paslanmaz çelik numunelerde, modifiye olmuş tabaka içerisinde FeN, Fe₂N, Fe₃N, γ'-Fe₄N ve CrN fazları meydana gelmiştir. Oluşan bu fazların genel yapısı seramik formda oluşmaktadır. Fe atomunun son yörüngesinde bulunan elektronlar azot atomları ile bağ yaparak çiftlenmemiş

elektron sayıları azalmıştır. Bu azalma neticesinde 450°C ve 500°C’de 4 saat süre ile plazma nitrürlenmiş tüm numunelerin mıknatıslanma değerleri işlemsiz numunelerin mıknatıslanma değerlerine göre oldukça azalmıştır.

Elektriksel Özdirenç Analizleri

Metal malzemelerin elektriksel özdirençleri uygulama alanlarında oldukça önem taşımaktadır. Metal malzemeler genellikle iletken olmalarına rağmen bazı metallerin elektriksel özdirençleri oldukça yüksektir. Bu durum elektronik uygulamalarda ve enerji nakillerinde oldukça büyük kayıplara neden olmaktadır. Metal malzemelerin özdirençini oluşturan temel durum, serbet elektron hareketlerinin malzemeyi meydana getiren atomların oluşturduğu düzlemsel kusurlar ile hareketinin kısıtlanmasıdır. Elektriksel özdirenç etkileyen bir diğer durumda safsızlıktır. Yani malzemeyi oluşturan atomların farklı elementlerden meydana gelmesi durumudur. Safsızlığın artması özdirenç değerini yükseltmektedir. Fazların arasındaki tane sınırları, boşluklar, yüzey kusurları ve dislokasyonlar elektriksel özdirenç oldukça etkilemektedir. Şekil 79’da, SLE üretim yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen ve GYÜ’len işlemsiz numunelerin ve farklı nitrüleme sıcaklıklarında yapılan nitrüleme numunelerine ait elektriksel özdirenç ölçümleri verilmiştir.



Şekil 79. SLE üretim yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen ve GYÜ’len işlemsiz numunelerin ve farklı nitrüleme sıcaklıklarında yapılan nitrüleme numunelerine ait elektriksel özdirenç ölçümleri.

Şekil 79’da görüldüğü gibi hem SLE hemde GYÜ’len işlemsiz numunelerin elektriksel özdirenç değeri plazma nitrüleme yapılan numunelerden daha düşüktür. XRD analizlerinde, SLE yöntemi ile farklı açılarda üretilen örneklerin ostenit piklerinde sola doğru bir kaymanın

oluştugu gözlemlenmiştir. Bu kaymaların temel sebebi, üretim yönlerinde meydana gelen farklı soğuma hızlarının değişiklik göstermesidir. GYÜ'len paslanmaz çeliğin soğuma hızı, SLE yöntemi ile üretilen numunelerin soğuma hızıyla karşılaştırıldığında oldukça yavaştır. SLE üretim yönteminde hızlı soğuma sonucunda oluşan fazların tane yapısı XRD analizlerinden de hesaplandığı üzere küçülmüştür. Küçülen bu tane yapıları elektronların iletiminde kullandıkları ortalama serbest yolu kısaltmışlardır. SLE üretim yönteminde üretim açısının artması ile tane sınırlarının büyüdüğü gözlemlenmiştir. Bu durumda elektronların iletiminde kullandıkları ortalama sertbest yolu uzatarak elektriksel özdirenci artırmıştır. En büyük tane yapısı GYÜ'len işlemsiz numuneden ölçüldüğü için en büyük elektriksel özdirenç bu numunenin elde edilmiştir.

400°C'de 4 saat plazma ile nitrülenmiş örneklerin XRD analizlerinde yapı içerisinde hem ostenitik fazı hemde S-fazı kırınım desenleri elde edilmiştir. S-fazı literatürde genişlemiş ostenit yapısı olarak adlandırılmaktadır. 400°C'de yapılan plazma ile nitrüleme işlemi neticesinde ortamda bulunan azot atomları yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan demir atomları arasına yerleşerek kafes yapısının genişlemesine ve çarpılmasına neden olmaktadır. Bu durum elektriksel iletkenliği azaltan bir etkiye sahiptir. Genişleyen kafes yapısı dislokasyonların oluşumuna neden olarak iletkenliği sağlayan elektronların ortalama serbest yolunun artmasına neden olmuştur. Artan ortalama serbest yol numunenin elektriksel özdirencinde artış meydana getirmiştir.

450°C ve 500°C sıcaklıklarında 4 saat plazma ile nitrülenmiş hem SLE yöntemi ile farklı üretim açılarında (0°, 30°, 45°, 60° ve 90°) üretilen hemde GYÜ ile üretilmiş 316L paslanmaz çelik numunelerin XRD analizlerinde modifiye olmuş tabaka içerisinde FeN, Fe₂N, Fe₃N, γ'-Fe₄N ve CrN fazları meydana gelmiştir. Oluşan bu yapılar seramik formdadır. Metal malzemelerde elektronların serbest olarak hareket etmelerinin sebebi, iletkenlik ve valans bantlarının çok yakın olmasıdır. Seramik gibi yalıtkan malzemelerde yada yarıiletken olan malzemelerde valans ve iletkenlik bantları arasındaki mesafe yüksektir. İletkenliği sağlayan elektronlar bu bantlar arasındaki mesafeyi geçerken sahip oldukları enerjilerinin büyük bir kısmını kaybederler. Sahip oldukları toplam enerji bu bantlar arası geçiş için yeterli ise elektronlar enerji kaybederek hareketlerine devam eder, enerjileri bantlar arası mesafeyi geçecek kadar değil ise hareket durur ve malzeme yalıtkan özellik gösterir.

SONUÇ ve ÖNERİLER

Bu tez çalışması kapsamında GYÜ'len 316L paslanmaz çeliğine ve SLE yöntemi ile farklı üretim açılarında üretilen numunelere farklı sıcaklıklarda plazma ile nitrüleme işlemi sonrası yapısal, mekanik, tribolojik, elektrokimyasal, elektriksel özdirenç ve manyetik özellikleri incelenerek elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

- SLE üretim yöntemi ile 0°, 30°, 45°, 60° ve 90°'lik açılarda üretilen ve GYÜ'len numunelerin plazma nitrüleme işlemi öncesi XRD analizlerinden tüm numunelerin ostenit piklerden oluştuğu görülmüştür. Ancak SLE üretim yöntemi ile düşük üretim açısına sahip olan numunelerin piklerinde sola doğru kaymalar tespit edilmiştir.
- GYÜ ve SLE üretim yöntemli numunelerin tane boyutları değişmiştir. Özellikle SLE üretim yönteminde hızlı soğumanın netice olarak taneler hızlı katılaşma eğilimi göstermiştir.
- Plazma nitrüleme işleminden sonra hem GYÜ'len hemde SLE yöntemi ile üretilen örnekler aynı sıcaklıkta aynı fazlara sahip olmuşlardır.
- 400°C sıcaklıkta genişlemiş östenit fazları, 450°C sıcaklıkta demir nitrür türevleri, 500°C sıcaklıkta ise demir nitrür türevleri yanı sıra krom nitrür fazlarının varlığı tespit edilmiştir.
- Plazma nitrüleme işlemi öncesinde XPS analizlerinde yapıda sadece paslanmaz çeliği oluşturan elementlerin varlığı tespit edilmiştir.
- 400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme işlemi sonrasında XRD analizlerinde gözlemlenemeyen azot varlığı XPS analizlerinde tespit edilmiştir.
- 450°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme işlemi sonrasında XPS analizlerinde azot atomlarının demirle bağ yaptığı belirlenmiştir.
- 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme işlemi sonrasında XPS analizlerinde yapı içerisinde bulunan krom atomlarının azot atomları ile bağ yaptığı tespit edilmiştir.
- Plazma nitrüleme işleminden sonra numuneler yapılan EDS analizlerinde işlem sıcaklığının artışı ile modifiye tabaka içerisindeki azot yoğunluda artmıştır. En düşük azot oranı 400°C, en yüksek azot yoğunluğu ise 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme numunelerinde ölçülmüştür.
- Plazma nitrüleme işleminden sonra numuneler üzerinde oluşan modifiye tabaka kalınlıkları 400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitrüleme işleminde en küçük tabaka kalınlığına sahiptir. Ancak SLE yöntemi ile 0°'lik üretim açısına sahip

olan numunelerde diğerklerine göre en yüksek tabaka kalınlığı elde edilmiştir. Benzer durumlar 450 ve 500°C'lık larında yapılan plazma nitrürleme işlemleri sonrasında da elde edilmiştir. Sıcaklık artışı tabaka kalınlığını doğrudan etkilemiştir. En kalın modifiye tabaka 500°C sıcaklıkta yapılan nitrürleme işlemlerinden sonra elde edilmiştir.

- Aşınma dirençleri kıyaslanan işlemsiz örneklerde en yüksek aşınma direnci SLE yöntemi ile 0°'lik açıda üretilen numuneden alınmıştır. Bunun nedeni olarak hızlı soğuma ve üretim yönünde oluşan kolonsu yapılar gösterilmiştir.
- Plazma nitrürleme yapılmış numunelerde aşınma direnci en yüksek olan 500°C sıcaklıktaki SLE üretim yöntemi ile 0°'lik üretim açısına sahip olan numuneden alınmıştır. Aşınma direncindeki artışı; yapı içerisindeki CrN, FeN fazları ve tabaka kalınlığının artışı ile açıklanmıştır.
- GYÜ'miş ve SLE üretim yöntemi ile üretilmiş numunelerin hem plazma nitrürleme işleminden önce hemde plazma nitrürleme işleminden sonra sürtünme katsayılarında önemli farklılıklar görülmemiştir. Bu duruma numunelerin hazırlanmasında yapılan yüzey parlatma işleminin neden olduğu düşünülmektedir.
- GYÜ'miş çelik numunelerin sertlik değerleri ortalama 265 HV_{0.01} olarak ölçülmüştür. En yüksek sertlik değeri 0°'lik açı ile üretilen numunelerden ortalama 297 HV_{0.01} olarak ölçülmüştür. Yaklaşık olarak %12'lik bir artış oluşmuştur. Bu artışın temel sebebi olarak SLE üretim yöntemindeki hızlı soğumanın (katılaşma), GYÜ kıyasla oldukça hızlı olması gösterilmiştir.
- 400°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme işlemi sonrasında yapı içerisinde s-fazı oluşumu işlemsiz örneklere kıyasla mikro sertlik değerlerinde artışa neden olan bir diğerk etkidir. Paslanmaz çeliğin yapısını oluşturan ostenit kafes yapıları nitrürleme işlemi sonrasında kafes yapıları içerisine arayer atomu olarak yerleşen azot atomları ostenit kafesin genişleyip yapıda çarpılmalara neden olmasıyla sertlik değerinde artışa neden olmuştur.
- 450°C sıcaklıkta 4 saat süre ile yapılan plazma nitrürleme işlemi sonrasında oluşan tabaka kalınlıkları, 400°C'de oluşan tabaka kalınlıklarından yaklaşık olarak dört kat fazla olması sertlik değerlerinde artışa neden olmuştur. Modifiye olmuş tabakanın kalınlığındaki artış daha az sertlikteki taban malzemenin yüzey sertliğine etkisini azaltarak yüksek sertlik değerlerinin elde edilmesini sağlamıştır.

- Modifiye tabakayı oluşturan CrN ve demir nitürün türev fazları ostenit fazından ve s-fazından oldukça sert bir yapıya sahiptir. Hem tabaka kalınlığının artışı hemde bu fazların oluşumu en yüksek sertlik değerlerinin, 500°C sıcaklıkta 4 saat süre ile plazma nitürleme yapılan numunelerde elde edilmesine neden olmuştur.
- Üretim açılarındaki artış ile sertlik değerleri azalma eğilimi göstermiştir. Bu durum üretim açısındaki değişimin sonucu olarak tabakaları oluşturan erime havuzlarındaki değişim ile ilişkilendirilmiştir. Düşük üretim açılarındaki oluşan küçük erime havuzları nitrojenin malzeme içerisine difüze olmasını kolaylaştırırken yüksek üretim açılarındaki daha büyük erime havuzları difüzyonu azaltarak küçük tabaka oluşumuna neden olduğu gözlemlenmiştir.
- SLE üretim esnasında yapıdaki termal gradyentin hızlı olması neticesinde hızlı katılma meydana gelmektedir. Bu durum malzeme içerisinde artık gerilmelerin oluşumuna neden olmaktadır. En yüksek artık gerilme değerleri SLE üretim yöntemi ile 0°'lik üretim açısına sahip olan numuneden elde edilmiştir.
- Korozyon dirençleri kıyaslandığında en yüksek korozyon direnci değeri SLE üretim yöntemi ile 0°'lik üretim açısına sahip olan ve 400°C sıcaklıkta yapılan plazma nitürleme numunelerinden elde edilmiştir.
- Korozyon direnci endüyük olan numune GYÜ'miş 500°C sıcaklıkta yapılan plazma nitürleme numunelerinden elde edilmiştir. Korozyon direncindeki bu düşüşe CrN fazlarının sebep olduğu belirlenmiştir.
- 316L paslanmaz çelik numuneler doğal ortamda ferromanyetik davranış sergilemektedir. SLE yöntemi ile üretilen numuneler artan üretim açısı ile dış manyetik alanda mıknatıslanma eğilimide artmaktadır. Bu durum plazma nitürleme işleminden sonrada gözlemlenmiştir.
- Plazma nitürleme işleminin sıcaklık artışı numunelerin manyetik alınganlıklarını azaltmıştır.
- SLE üretim yönteminde hızlı soğuma sonucunda oluşan fazların tane yapısı küçülmüştür. Küçülen bu tane yapıları elektronların iletiminde kullandıkları ortalama serbet yolu kısaltmışlardır. SLE üretim yönteminde üretim açısının artması ile tane sınırlarının büyüdüğü gözlemlenmiştir. Bu durumda elektronların iletiminde kullandıkları ortalama sertbest yolu uzatarak elektriksel özdirenci artırmıştır. En büyük tane yapısı GYÜ'len işlemsiz numuneden ölçüldüğü için en büyük elektriksel özdirenç bu numuden elde edilmiştir.

- 450°C ve 500°C sıcaklıklarında 4 saat plazma ile nitrürlenmiş hem SLE yöntemi ile farklı üretim açılarında (0°, 30°, 45°, 60° ve 90°)  retilen hemde GYÜ ile üretilmiş 316L paslanmaz  elik numunelerin XRD analizlerinde modifiye olmuş tabaka içerisinde FeN, Fe₂N, Fe₃N,  '-Fe₄N ve CrN fazların oluştuğu gözlemlenmiştir. Oluşan bu yapılar seramik formdadır ve bu yapılar elektriksel özdirenç değerlerini yükseltmiŐtir.

Tez  alıŐması kapsamında hazırlanan numuneler biyomedikal uygulamalar için tasarlanmıŐtır. Bu yüzden tez çalıŐmasının devamı olarak hazırlanan numunelerin biyo uyumluluk testleri, antibakteriyel özellikleri ve anti biyofilm davranışlarının incelenmesi önerilmektedir.



KAYNAKLAR

- Alsalla, H. H., Smith, C. and Hao, L., 2018. Effect of build orientation on the surface quality, microstructure and mechanical properties of selective laser melting 316L stainless steel. *Rapid prototyping journal*.
- Azder, M. A., 2017. Çok tabakalı grafinin azot katkılanması, transferi ve PEM yakıt pilinde kullanılmasının çalışılması, Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi/Fen Bilimleri Enstitüsü/Fizik Anabilim Dalı.
- Bartlett, J. L. and Li, X., 2019. An overview of residual stresses in metal powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 27, 131-149.
- Bartolomeu, F., Buciumeanu, M., Pinto, E., Alves, N., Carvalho, O., Silva, F. and Miranda, G., 2017. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting. *Additive Manufacturing*, 16, 81-89.
- Basu, B., Katti, D. S. and Kumar, A., 2010. *Advanced biomaterials: fundamentals, processing, and applications*, John Wiley & Sons.
- Bischoff, U., Freeman, M., Smith, D., Tuke, M. and Gregson, P., 1994. Wear induced by motion between bone and titanium or cobalt-chrome alloys. *The Journal of bone and joint surgery. British volume*, 76(5), 713-716.
- Borstlap, M., Zant, J., Van Soesbergen, M. and Van der Korst, J., 1994. Effects of total hip replacement on quality of life in patients with osteoarthritis and in patients with rheumatoid arthritis. *Clinical rheumatology*, 13(1), 45-50.
- Bronzino, J. D., 2000. *Biomedical Engineering Handbook 2*, 2, Springer Science & Business Media.
- Castner, D. G. and Ratner, B. D., 2002. Biomedical surface science: Foundations to frontiers. *Surface Science*, 500(1-3), 28-60.
- Chandra, A., Cutler, D. and Song, Z., 2011. Who ordered that? The economics of treatment choices in medical care. *Handbook of health economics*, 2, 397-432.
- Cherry, J., Davies, H., Mehmood, S., Lavery, N., Brown, S. and Sienz, J., 2015. Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 76(5-8), 869-879.
- Chikarakara, E., 2012. *Laser surface modification of biomedical alloys*, Dublin City University.
- Clare, A. T., Chalker, P. R., Davies, S., Sutcliffe, C. J. and Tsopanos, S., 2008. Selective laser melting of high aspect ratio 3D nickel–titanium structures two way trained for MEMS applications. *International Journal of Mechanics and Materials in Design*, 4(2), 181-187.
- Cronskär, M., Bäckström, M. and Rännar, L. E., 2013. Production of customized hip stem prostheses—a comparison between conventional machining and electron beam melting (EBM). *Rapid Prototyping Journal*.
- Cullity, B. D. and Weymouth, J. W., 1957. *Elements of X-ray Diffraction*. *American Journal of Physics*.
- Çelik, İ., Karakoç, F., Çakır, M. C. and Duysak, A., 2013. HIZLI PROTOTİPLEME TEKNOLOJİLERİ VE UYGULAMA ALANLARI. *Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, (031), 53-70.
- De Souza, S., Olzon-Dionysio, M., Miola, E. and Paiva-Santos, C., 2004. Plasma nitriding of sintered AISI 316L at several temperatures. *Surface and Coatings Technology*, 184(2-3), 176-181.
- Dearnley, P., 1999. A review of metallic, ceramic and surface-treated metals used for bearing surfaces in human joint replacements. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*, 213(2), 107-135.

- DebRoy, T., Wei, H., Zuback, J., Mukherjee, T., Elmer, J., Milewski, J., Beese, A. M., Wilson-Heid, A. d., De, A. and Zhang, W., 2018. Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92, 112-224.
- Diaz, M., Sevilla, P., Galan, A., Escolar, G., Engel, E. and Gil, F., 2008. Evaluation of ion release, cytotoxicity, and platelet adhesion of electrochemical anodized 316 L stainless steel cardiovascular stents. *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials: An Official Journal of The Society for Biomaterials, The Japanese Society for Biomaterials, and The Australian Society for Biomaterials and the Korean Society for Biomaterials*, 87(2), 555-561.
- Edelstein, A. S. and Cammaratra, R., 1998. *Nanomaterials: synthesis, properties and applications*, CRC press.
- Edenhofer, B., 1974. Physical and metallurgical aspects of ionitriding. Pt. 1. *Heat Treatment Metals*, (1), 23-28.
- Fossati, A., Borgioli, F., Galvanetto, E. and Bacci, T., 2006. Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment time. *Surface and Coatings Technology*, 200(11), 3511-3517.
- Fukuda, A., Takemoto, M., Saito, T., Fujibayashi, S., Neo, M., Pattanayak, D. K., Matsushita, T., Sasaki, K., Nishida, N. and Kokubo, T., 2011. Osteoinduction of porous Ti implants with a channel structure fabricated by selective laser melting. *Acta Biomaterialia*, 7(5), 2327-2336.
- Galeano-Osorio, D., Vargas, S., Vélez, J., Mello, A., Tanaka, M. and Castano, C., 2020. Hemocompatibility of plasma nitrided 316L stainless steel: Effect of processing temperature. *Applied Surface Science*, 509, 144704.
- Giannatsis, J. and Dedoussis, V., 2009. Additive fabrication technologies applied to medicine and health care: a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 40(1-2), 116-127.
- Gibson, I., Rosen, D. W. and Stucker, B., 2010. *Additive Manufacturing Technologies, Sheet lamination processes*, Springer, 223-252.
- Gil, L., Brühl, S., Jiménez, L., Leon, O., Guevara, R. and Staia, M. H., 2006. Corrosion performance of the plasma nitrided 316L stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 201(7), 4424-4429.
- Gilbert, T. W., 2010. Investigation of the protein components of the zebra mussel (*Dreissena polymorpha*) byssal adhesion apparatus.
- Godec, M., Donik, Č., Kocijan, A., Podgornik, B. and Balantič, D. S., 2020. Effect of post-treated low-temperature plasma nitriding on the wear and corrosion resistance of 316L stainless steel manufactured by laser powder-bed fusion. *Additive Manufacturing*, 32, 101000.
- Gümüşderelioglu, M. B., 2002. *Bilim ve Teknik Dergisi. TÜBİTAK, Temmuz Özel Sayısı*.
- Haefler, R. A., 2013. *Oberflächen-und Dünnschicht-Technologie: Teil I: Beschichtungen von Oberflächen*, 5, Springer-Verlag.
- Hagqvist, P., 2015. Non-intrusive instrumentation and estimation-Applications for control of an additive manufacturing process, Chalmers University of Technology.
- Hagqvist, P., Christiansson, A.-K. and Heralić, A., 2015 IEEE international conference on automation science and engineering (CASE) 2015, Automation of a laser welding system for additive manufacturing: 900-905.
- Hagqvist, P., Heralić, A., Christiansson, A.-K. and Lennartson, B., 2015. Resistance based iterative learning control of additive manufacturing with wire. *Mechatronics*, 31, 116-123.
- Hanawa, T., 2004. Metal ion release from metal implants. *Materials Science and Engineering: C*, 24(6-8), 745-752.

- Heralic, A., 2012. Monitoring and control of robotized laser metal-wire deposition, Chalmers University of Technology.
- Herzog, D., Seyda, V., Wycisk, E. and Emmelmann, C., 2016. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 117, 371-392.
- Hierholzer, S., Hierholzer, G., Sauer, K. and Paterson, R., 1984. Increased corrosion of stainless steel implants in infected plated fractures. *Archives of orthopaedic and traumatic surgery*, 102(3), 198-200.
- Hirakawa, K., Bauer, T. W., Stulberg, B. N., Wilde, A. H. and Secic, M., 1996. Characterization and comparison of wear debris from failed total hip implants of different types. *JBJS*, 78(8), 1235-1243.
- İğdil, M. C., Tosun, M. and Trabzon, L., 2012. PLAZMA NİTRÜRLEME İŞLEMİNİN 316L OSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİNİN MALZEME ÖZELLİKLERİNE MİKRO VE NANO ETKİSİ. *Engineer & the Machinery Magazine*, (630).
- Jeong, B.-Y. and Kim, M.-H., 2001. Effects of pulse frequency and temperature on the nitride layer and surface characteristics of plasma nitrided stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 137(2-3), 249-254.
- Kaluç, E. and Taban, E., 2004. Plazma arkı ile kaynak ve endüstriyel uygulamaları. *Makine Tek*, (84-85).
- Kim, H., Jung, D., Park, B., Yoo, K., Lee, J. and Joo, J., 2005. The effect of the substrate bias voltage and the deposition pressure on the properties of diamond-like carbon produced by inductively coupled plasma assisted chemical vapor deposition. *Surface and Coatings Technology*, 193(1-3), 255-258.
- Klocke, F., Wagner, C. and Ader, C., Proceedings of the CIRP International Seminar on Manufacturing Systems, Saarbrücken 2003, Development of an integrated model for selective laser sintering: 387-392.
- Kurtz, S., Ong, K., Lau, E., Mowat, F. and Halpern, M., 2007. Projections of primary and revision hip and knee arthroplasty in the United States from 2005 to 2030. *Jbjs*, 89(4), 780-785.
- Lecis, N., La Vecchia, G. M., Boniardi, M. and D'Errico, F., 2006. Fatigue behavior of duplex-treated samples coated with Cr (C, N) film. *Surface and Coatings Technology*, 201(6), 2335-2340.
- Leicht, A., Klement, U. and Hryha, E., 2018. Effect of build geometry on the microstructural development of 316L parts produced by additive manufacturing. *Materials Characterization*, 143, 137-143.
- Li, G.-j., Peng, Q., Li, C., Wang, Y., Gao, J., Chen, S.-y., Wang, J. and Shen, B.-l., 2008. Effect of DC plasma nitriding temperature on microstructure and dry-sliding wear properties of 316L stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 202(12), 2749-2754.
- Li, H., Duan, J. and Wei, D., 2013. Comparison on corrosion behaviour of arc sprayed and zinc-rich coatings. *Surface and Coatings Technology*, 235, 259-266.
- Li, H., Ramezani, M., Li, M., Ma, C. and Wang, J., 2018. Tribological performance of selective laser melted 316L stainless steel. *Tribology International*, 128, 121-129.
- Li, X., Yi, D., Wu, X., Zhang, J., Yang, X., Zhao, Z., Wang, J., Liu, B. and Bai, P., 2021. Study on Mechanism of Structure Angle on Microstructure and Properties of SLM-Fabricated 316L Stainless Steel. *Frontiers in Bioengineering and Biotechnology*, 9.
- Li, Y., Wang, Z. and Wang, L., 2014. Surface properties of nitrided layer on AISI 316L austenitic stainless steel produced by high temperature plasma nitriding in short time. *Applied Surface Science*, 298, 243-250.
- Liverani, E., Toschi, S., Ceschini, L. and Fortunato, A., 2017. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 249, 255-263.
- Long, M. and Rack, H., 1998. Titanium alloys in total joint replacement—a materials science perspective. *Biomaterials*, 19(18), 1621-1639.

- Lutton, P. and Ben-Nissan, B., 1997. Biomaterials in the Marketplace: Focus on Orthopedic and Dental Applications. *Materials Technology*, 12(3-4), 121-126.
- Malchau, H., Herberts, P. and Ahnfelt, L., 1993. Prognosis of total hip replacement in Sweden: follow-up of 92,675 operations performed 1978–1990. *Acta Orthopaedica Scandinavica*, 64(5), 497-506.
- Meiners, W., Wissenbach, K. and Gasser, A., 1998. Shaped body especially prototype or replacement part production. DE Patent, 19.
- Mingolo, N., Tschiptschin, A. and Pinedo, C., 2006. On the formation of expanded austenite during plasma nitriding of an AISI 316L austenitic stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 201(7), 4215-4218.
- Mower, T. M. and Long, M. J., 2016. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials. *Materials Science and Engineering: A*, 651, 198-213.
- Murr, L., 2018. A metallographic review of 3D printing/additive manufacturing of metal and alloy products and components. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 7(2), 103-132.
- Murr, L. E., Gaytan, S., Medina, F., Lopez, H., Martinez, E., Machado, B., Hernandez, D., Martinez, L., Lopez, M. and Wicker, R., 2010. Next-generation biomedical implants using additive manufacturing of complex, cellular and functional mesh arrays. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 368(1917), 1999-2032.
- Ratner, B. D., Hoffman, A. S., Schoen, F. J. and Lemons, J. E., 2004. *Biomaterials science: an introduction to materials in medicine*, Elsevier.
- Sander, G., Babu, A., Gao, X., Jiang, D. and Birbilis, N., 2021. On the effect of build orientation and residual stress on the corrosion of 316L stainless steel prepared by selective laser melting. *Corrosion Science*, 179, 109149.
- Shimmin, A., Beaulé, P. E. and Campbell, P., 2008. Metal-on-metal hip resurfacing arthroplasty. *JBJS*, 90(3), 637-654.
- Shrestha, R., Simsiriwong, J. and Shamsaei, N., 2019. Fatigue behavior of additive manufactured 316L stainless steel parts: Effects of layer orientation and surface roughness. *Additive Manufacturing*, 28, 23-38.
- Simson, T., Emmel, A., Dwars, A. and Böhm, J., 2017. Residual stress measurements on AISI 316L samples manufactured by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 17, 183-189.
- Sing, S., Yeong, W., Wiria, F. and Tay, B., 2016. Characterization of titanium lattice structures fabricated by selective laser melting using an adapted compressive test method. *Experimental Mechanics*, 56(5), 735-748.
- Singh, V., Marchev, K., Cooper, C. and Meletis, E., 2002. Intensified plasma-assisted nitriding of AISI 316L stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 160(2-3), 249-258.
- Spierings, A., Levy, G., Labhart, L. and Wegener, K., 5th International Conference on Advanced Research in Virtual and Physical Prototyping, Leiria, Portugal 2011, Production of functional parts using SLM—Opportunities and limitations: 785-790.
- Stampfl, J., Schuster, M., Baudis, S., Lichtenegger, H., Liska, R., Bartolo, P. and Gestao, E. d. T., 2008. *Virtual and rapid manufacturing*.
- Stendal, J., Fergani, O., Yamaguchi, H. and Espallargas, N., 2018. A Comparative Tribocorrosion Study of Additive Manufactured and Wrought 316L Stainless Steel in Simulated Body Fluids. *Journal of Bio-and Tribo-Corrosion*, 4(1), 1-10.
- Stinville, J., Villechaise, P., Templier, C., Riviere, J. and Drouet, M., 2010. Plasma nitriding of 316L austenitic stainless steel: Experimental investigation of fatigue life and surface evolution. *Surface and Coatings Technology*, 204(12-13), 1947-1951.
- Sun, Y. and Bell, T., 1998. Sliding wear characteristics of low temperature plasma nitrided 316 austenitic stainless steel. *Wear*, 218(1), 34-42.

- Sun, Z., Tan, X., Tor, S. B. and Yeong, W. Y., 2016. Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates. *Materials & Design*, 104, 197-204.
- Uo, M., Watari, F., Yokoyama, A., Matsuno, H. and Kawasaki, T., 2001. Tissue reaction around metal implants observed by X-ray scanning analytical microscopy. *Biomaterials*, 22(7), 677-685.
- von Recum, A. F., 1998. *Handbook of biomaterials evaluation: scientific, technical and clinical testing of implant materials*, CRC Press.
- Wang, D., Song, C., Yang, Y. and Bai, Y., 2016. Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316L stainless steel parts. *Materials & Design*, 100, 291-299.
- Wataha, J. C., Hanks, C. and Craig, R. G., 1991. The in vitro effects of metal cations on eukaryotic cell metabolism. *Journal of biomedical materials research*, 25(9), 1133-1149.
- Williams, D., 1981. Electrochemical aspects of corrosion in the physiological environment. *Fundamental aspects of biocompatibility*, 1, 11-42.
- Wu, A. S., Brown, D. W., Kumar, M., Gallegos, G. F. and King, W. E., 2014. An experimental investigation into additive manufacturing-induced residual stresses in 316L stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(13), 6260-6270.
- Yan, C., Hao, L., Hussein, A., Young, P. and Raymont, D., 2014. Advanced lightweight 316L stainless steel cellular lattice structures fabricated via selective laser melting. *Materials & Design*, 55, 533-541.
- Yap, C. Y., Chua, C. K., Dong, Z. L., Liu, Z. H., Zhang, D. Q., Loh, L. E. and Sing, S. L., 2015. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied physics reviews*, 2(4), 041101.
- Yasa, E. and Kruth, J.-P., 2011. Microstructural investigation of Selective Laser Melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. *Procedia Engineering*, 19, 389-395.
- Yeong, W. Y. and Chua, C. K., 2014. *Bioprinting: principles and applications*, 1, World Scientific Publishing Co Inc.
- Yetim, A., 2009. *Biyomalzeme Olarak Kullanılan AISI316L Paslanmaz Çelik ve Ti6Al4V Alaşımlarının Plazma ile Nitrüleme Davranışı, Ti-DLC İnce Film Kaplama İle Karşılaştırılması*. Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Yetim, A. F., Aslan, M., Yıldız, F., Hacısalihoğlu, İ. and Bayrak, Ö., 2012. CoCrMo İMPLANT ALAŞIMININ PLAZMA OKSİDASYON İŞLEMİ İLE AŞINMA DİRENCİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ. *Engineer & the Machinery Magazine*, (628).
- Yılmaz, Ş., 1997. Volkanik bazalt kayaçlarından cam-seramik malzeme üretim koşullarının araştırılması ve özelliklerinin incelenmesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Zäh, M. F., 2013. *Wirtschaftliche Fertigung mit Rapid-Technologien: Anwender-Leitfaden zur Auswahl geeigneter Verfahren*, Carl Hanser Verlag GmbH Co KG.
- Zhang, L., Klemm, D., Eckert, J., Hao, Y. and Sercombe, T., 2011. Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of a biomedical Ti-24Nb-4Zr-8Sn alloy. *Scripta Materialia*, 65(1), 21-24.
- Zhao, G.-H., Aune, R. E. and Espallargas, N., 2016. Tribocorrosion studies of metallic biomaterials: The effect of plasma nitriding and DLC surface modifications. *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*, 63, 100-114.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler	
Adı Soyadı :	Mustafa YAZICI
Doğum tarihi :	
Doğum Yeri :	
Uyruğu :	
Adres :	
Tel :	
E-mail:	
Eğitim	
Lise :	Adnan Menderes Lisesi (2006)
Lisans :	Atatürk Üniversitesi – Fen Fak. Fizik Bölümü (2011)
Yüksek lisans:	Atatürk Üniversitesi Nanobilim ve Nanomühendislik ABD – Nanomalzeme Bilimdalı (2013)
Doktora :	
Yabancı Dil Bilgisi	
İngilizce :	İyi