**T.C.**

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ**

**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

# HASTELLOY X SÜPERALAŞIMININ SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMİ İLE EKLEMELİ İMALATLANDIRILMASINDA LAZER TARAMA HIZININ ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

**Gizem COŞKUN**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Kimya Mühendisliği Anabilim Dalı

Kimya Mühendisliği Programı

Danışman

Prof. Dr. Hasan SADIKOĞLU

Eş Danışman

Dr. Öğrt. Üyesi Hakan YILMAZER

Eylül, 2025

**T.C.**

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ**

**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

# HASTELLOY X SÜPERALAŞIMININ SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMİ İLE EKLEMELİ İMALATLANDIRILMASINDA LAZER TARAMA HIZININ ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Gizem COŞKUN tarafından hazırlanan tez çalışması 05.09.2025 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Kimya Mühendisliği Anabilim Dalı, Kimya Mühendisliği Programı **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Hasan SADIKOĞLU
Yıldız Teknik Üniversitesi
Danışman

Dr. Öğr. Üyesi Hakan YILMAZER
Yıldız Teknik Üniversitesi
Eş-Danışman

**Jüri Üyeleri**

Prof. Dr. Hasan SADIKOĞLU SOYADI, Danışman
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Prof. Dr. Nil ACARALI, Üye
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Dr. Öğr. Üyesi Faiz MUHAFFEL, Üye
İstanbul Teknik Üniversitesi _____

Danışmanım Prof. Dr. Hasan SADIKOĞLU ve eş danışmanım Dr. Ört. Üyesi Hakan YILMAZER sorumluluğunda tarafımca hazırlanan "Hastelloy X Süperalaşımının Seçici Lazer Ergitme Yöntemi İle Eklemeli İmalatlandırılmasında Lazer Tarama Hızının Etkilerinin Araştırılması" başlıklı çalışmada veri toplama ve veri kullanımında gerekli yasal izinleri aldığımı, diğer kaynaklardan aldığım bilgileri ana metin ve referanslarda eksiksiz gösterdiğimi, araştırma verilerine ve sonuçlarına ilişkin çarpıtma ve/veya sahtecilik yapmadığımı, çalışmam süresince bilimsel araştırma ve etik ilkelerine uygun davrandığımı beyan ederim. Beyanımın aksinin ispatı halinde her türlü yasal sonucu kabul ederim.

Gizem COŞKUN

İmza

Bu çalışma, “Yıldız Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Proje Koordinatörlüğü’nün FBA-2024-6026” numaralı projesi ile desteklenmiştir.



*Aileme*

# TEŞEKKÜR

Yüksek lisans tez çalışmam boyunca bilgi, deneyim ve tecrübesini benimle paylaşan değerli danışman hocam Sn. Prof. Dr. Hasan SADIKOĞLU'na ve Sn. Dr. Öğr. Üyesi Hakan YILMAZER'e,

Yüksek lisans tez çalışmamın ilk etabını tamamlamama yardımcı olan, bilgi birikimi, deneyimi, yardım severliği ve araştırmacı ruhuyla Osaka Üniversitesinden değerli hocam Özkan GÖKÇEKAYA'ya,

Laboratuvar çalışmaları ve analizlerinde yardımları için İstanbul Teknik Üniversitesi'nden değerli hocam Dr. Öğr. Üyesi Faiz MUHAFFEL'e ve doktora öğrencisi Muhammed Enes İLGAZİ'ye teşekkür ederim.

Zor anlarımda benimle olan ve beni yalnız bırakmayan, desteklerini ve yardımlarını esirgemeyen, önümde yeni ufuklar açan sevgili ve değerli Yük. Müh. Harika YILDIZ'a sonsuz teşekkür ederim.

Hayatım boyunca her konuda desteklerini hissettiren ve yanımda olan annem Fatma COŞKUN'a ve aldığım her kararda arkamda durmuş olan kaybettiğim merhum babam Sadem COŞKUN'a ithaf ederim.

Gizem COŞKUN

# İÇİNDEKİLER

**SİMGE LİSTESİ** viii
**KISALTMA LİSTESİ** ix
**ŞEKİL LİSTESİ** x
**TABLO LİSTESİ** xii
**ÖZET** xiii
**ABSTRACT** xv
**1 GİRİŞ** 1
1.1 Hastelloy X ve Katmanlı Üretim Yaklaşımları 1
1.2 Çalışmanın Amacı 2
**2 LİTERATÜR ÇALIŞMALARI** 3
2.1 Eklemeli İmalat ile Üretim Teknolojileri ve Hastelloy X 3
2.2 Eklemeli İmalat 3
2.3 Eklemeli İmalatın Sınıflandırılması 5
2.3.1 Malzeme Ekstrüzyonu 6
2.3.2 Malzeme Püskürtme 7
2.3.3 Bağlayıcı Püskürtme 7
2.3.4 Vat Fotopolimerizasyonu 7
2.3.5 Levha Laminasyonu 8
2.3.6 Yönlendirilmiş Enerji Biriktirme 8
2.3.7 Toz Yatak Füzyonu 9
2.4 Eklemeli İmalatın Avantajları 9
2.5 Seçici Lazer Eritme (SLE) Yöntemi 12
2.6 Süperalaşımlar 16
2.7 Nikel Esaslı Alaşımlar 18
2.8 Hastelloy X'in Özellikleri ve Fiziksel Metalurjisi 20
**3 MATERYAL VE METOD** 23

3.1 Giriş 23
3.2 Malzeme ve Numunelerin Eklemeli İmalat Yöntemi ile Üretimi ..... 23
3.2.1 Malzeme 23
3.2.2 Seçici Lazer Ergitme Yöntemi İle Numune Üretimi 24
3.2.3 Numune Hazırlama 25
3.3 Seçici Lazer Ergitme Yöntemi ile Numune Üretimi ..... 26
3.3.1 Yoğunluk Ölçümü 26
3.3.2 Porozite 27
3.4 Mikroyapı Analizleri ..... 27
3.4.1 X-Işını Difraktometresi (XRD) ile Faz analizi 27
3.4.2 Optik Mikroskobu (OM) 27
3.4.3 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) 28
3.5 Mekanik ve Tribolojik Özelliklerin Karakterizasyonu ..... 29
3.5.1 Vickers Sertlik Testi 29
3.5.2 Aşınma Testi 30
3.6 Elektrokimyasal Korozyon Analizi ..... 30
**4 DENEYSEL SONUÇLAR 32**
4.1 SLE Tarama Hızının Yapısal Özellikler Üzerine Etkileri ..... 32
4.1.1 Yoğunluk 32
4.1.2 Porozite 33
4.2 Mikroyapı Analizi ve Değerlendirmesi ..... 35
4.2.1 X-Işınları Difraksiyon Analizi 35
4.2.2 Optik Mikroskop Değerlendirmeleri 37
4.3 Mekanik ve Tribolojik Özelliklerin Analizi ve Değerlendirmesi ..... 38
4.3.1 Mikrosertlik 38
4.3.2 Tribolojik Özellikler 39
4.4 Elektrokimyasal Özelliklerin Analizi ve Değerlendirilmesi ..... 48
**5 SONUÇ 55**
**KAYNAKÇA 58**
**TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR 65**

# SİMGE LİSTESİ

| | |
|---|---|
| Å | Angström |
| C | Celcius |
| $CO_2$ | Karbondioksit |
| Fe | Demir |
| g | Gram |
| HCl | Hidroklorik Asit |
| HF | Hidroflorik Asit |
| $HNO_3$ | Nitrik Asit |
| mJ/kg | MiliJoule/Kilogram |
| mm/s | Milimetre/Saniye |
| mV/s | Milivolt/Saniye |
| N | Newton |
| NaCl | Sodyum Klorur |
| Ni | Nikel |
| Ti | Titanyum |
| V | Volt |
| μm | Mikrometre |
| λ | Dalga Boyu |

# KISALTMA LİSTESİ

| | |
|---|---|
| 3B | Üc Boyutlu |
| 3D | Three Dimensional |
| BD | Basım Duzlemi (Build Direction) |
| BCC | Hacim Merkezli Kübik (Body-Centered Cubic) |
| CAD | Bilgisayar Destekli Tasarım (Computer-Aided Design) |
| CoF | Surtunme Katsayısı (Coefficient of Friction) |
| DED | Directed Energy Deposition (Yonlendirilmiş Enerji Depozisyonu) |
| EDS | Enerji Dağılımlı X-ışını Spektroskopisi |
| Eİ | Eklemeli İmalat (Additive Manufacturing) |
| $E_{korr}$ | Korozyon Potansiyeli |
| YMK | Yüzey Merkezli Kübik (Face-Centered Cubic) |
| HV | Vickers Sertlik (Hardness Vickers) |
| HX | Hastelloy X |
| $I_{korr}$ | Korozyon Akımı Yoğunluğu |
| OCP | Acık Devre Potansiyeli (Open Circuit Potential) |
| OM | Optik Mikroskop (Optical Microscopy) |
| PBF | Toz Yaatak Füzyony (Powder Bed Fusion) |
| SL | Stereolitografi |
| SLE | Secici Lazer Ergitme (Selective Laser Mealting) |
| XRD | X-Işını Difrasiyonu |

# ŞEKİL LİSTESİ

**Şekil 2.1** Tipik bir eklemeli imalat üretim tekniğinin şematik gösterimi…… **3**

**Şekil 2.2** Eklemeli imalat (3B Baskı) işlem adımları…….. **4**

**Şekil 2.3** Eklemeli imalat üretim teknolojisinin yedi standart kategorisi…… **6**

**Şekil 2.4** Eklemeli imalat üretim teknolojisinin yedi standart kategorisi……**13**

**Şekil 2.5** Süperalaşımların sınıflandırılması……..**18**

**Şekil 3.1** Parlatma Cihazı…….. **25**

**Şekil 3.2** Numunelerin parlatma işleminden sonraki görselleri…… **25**

**Şekil 3.3** Optik Mikroskop Cihazı……**28**

**Şekil 3.4** Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve - enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) dedektörü……. **29**

**Şekil 3.5** Emcotest Mikro Vickers Sertlik Cihazı ……**30**

**Şekil 4.1** Porozite değerlerine ait sütün grafiği…… **38**

**Şekil 4.2** Hastelloy X yüzey görselleri a) HX-600 b) HX-800 c) HX-1000 d) HX-1200 e) HX-1400…… **35**

**Şekil 4.3** Farklı parametrelerde üretilen Hastelloy X numunelerinin XRD profilleri……. **36**

**Şekil 4.4** Numunelerin OM gürüntüleri a) HX-600 b) HX-800 c) HX-1000 d) HX-1200 e) HX-1400…… **38**

**Şekil 4.5** Aşınma testine ait aşınma derinlik profilleri…….. **40**

**Şekil 4.6** Aşınma sonrası numunelerin SEM görüntüleri a) HX-600 2N, b) HX-600 4N, c) HX-800 2N, d) HX-800 4N, e) HX-1000 2N, f) HX-1000 4N, g) HX-1200 2N, h) HX-1200 4N, ı) HX-1400 2N, i) HX-1400 4N ……**43**

**Şekil 4.7** 2N yükte aşınmış yüzeylerin SEM-EDS ile elementel haritalandırılma görüntüsü ve element verileri a) HX-600, b) HX-800, c) HX-1000, d) HX-1200, e) HX-1400…… **45**

**Şekil 4.8** 4N yükte aşınmış yüzeylerin SEM-EDS ile elementel haritalandırılma görüntüsü ve element verileri a) HX-600, b) HX-800, c) HX-1000, d) HX-1200, e) HX-1400…… **47**

**Şekil 4.9** Hastelloy X numunelerinin Elektrokimyasal Potentio-dinamik Polarizasyon Testi ile elde edilmiş Tafel (Potansiyel-Akım değişim) eğrileri……**48**

**Şekil 4.10** Korozyon Numunelerinin SEM Görüntüleri a) HX-600, b) HX-800, c) HX-1000, d) HX-1200, e) HX-1400……...…**51**

**Şekil 4.11** Elektrokimyasal potansiyo-dinamik polarizasyon testi sırasında korozyona uğramış yüzeyin SEM-EDS elementel haritalandırması.. **53**

# TABLO LİSTESİ

**Tablo 3.1** Hastelloy X Süperalaşımının kimyasal bileşimi ..... **24**

**Tablo 3.2** Numunelerin basım parametreleri ..... **24**

**Tablo 4.1** Hastelloy X numunelerinin yoğunluk değerleri ..... **32**

**Tablo 4.2** Hastelloy X Numunelerine Ait Porozite Ölçümleri ..... **41**

**Tablo 4.3** Hastelloy X numunelerinin sertlik değerleri ..... **39**

**Tablo 4.4** Aşınma Deneyi Sonuçları ..... **41**

**Tablo 4.5** Hastelloy X numunelerinin elektrokimyasal potansiyo-dinamik polarizasyon (PDS) testleri sonrası elde edilen Tafel eğrilerinden elde edilen değerler ..... **49**

# ÖZET

**Hastelloy X Süperalaşımının Seçici Lazer Ergitme Yöntemi İle Eklemeli İmalatlandırılmasında Lazer Tarama Hızının Etkilerinin Araştırılması**

Gizem COŞKUN

Kimya Mühendisliği Anabilim Dalı

Kimya Mühendisliği Programı

Yüksek Lisans Tezi

Danışman: Prof. Dr. Hasan SADIKOĞLU

Eş-Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Hakan YILMAZER

Nikel bazlı süperalaşımlar, özellikle yüksek sıcaklık ve korozyon direnci gerektiren uygulamalarda kritik öneme sahiptir. Zorlu koşullara maruz kalan sistemlerde uzun ömürlü kullanım imkanı sunar. Hastelloy X, savunma sanayisinde mekanik dayanıklılığı sayesinde yaygın olarak kullanılır. Eklemeli imalat (Eİ), katman katman malzeme ekleyerek üç boyutlu nesneler üreten bir üretim tekniğidir ve bu yöntem, karmaşık geometrilerin, özelleştirilmiş parçaların hızlı ve maliyet etkin şekilde üretilmesini sağlar. Eİ sürecinin başarısı, doğru parametrelerin seçilmesine ve optimize edilmesine dayanır. Parametrelerin doğru ayarlanması, parçaların mekanik özelliklerini iyileştirirken, daha az atık üreterek üretim verimliliğini, malzeme israfını azaltır. Ayrıca, imalat sırasında oluşan tekstür yapısı, malzemenin mikroyapısını ve mekanik dayanımını doğrudan etkiler. Bu bağlamda, tercihli yönelim büyük önem taşır; çünkü malzeme kristallerinin belirli bir yönde hizalanması, özellikle mekanik performans ve sıcaklık dayanımı açısından ürünün kalitesini artırabilir. Bu sayede, yüksek kaliteli, sürdürülebilir ve maliyet etkin ürünler elde edilmesi mümkün hale gelir. Üretim parametrelerinin yanı sıra tekstür

yapısının optimize edilmesi, özellikle alaşım özelliklerinin geliştirilmesinde ve son ürünün performansının artırılmasında önemli bir rol oynamaktadır.

Çalışma kapsamında farklı parametrelerde SLE yöntemiyle üretilen Hastelloy X numunenin mikroyapısı ve mekanik özelliklerine olan etkileri sistematik olarak incelenmiştir. Numunelerin karakterizasyonu için optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), X-ışını kırınımı (XRD) ve taramalı elektron mikroskobu ile enerji dağılımı spektroskopisi (EDS) gibi çeşitli karakterizasyon yöntemleri kullanılarak analizler gerçekleştirilmiştir. Ayrıca parçaların mekanik özelliklerine farklı parametrelerin etkisini değerlendirmek için Reciprocating aşınma, porozite ve vickers sertlik ölçümü yapılmıştır. Numunelerin korozyon davranışı, 3 elektrotlu korozyon testi kullanılarak oda sıcaklığında %3,5 NaCl çözeltisinde açık devre potansiyeli ve potansiyodinamik taramasıyla incelenmiştir.

Bulgular, üretim parametrelerinin numunelerinin performansını nasıl etkilediğini anlamamıza olanak sağlamıştır. Çalışmada, Eİ sürecinde Hastelloy X gibi karmaşık malzemelerin performansını iyileştirmek için imalat parametrelerinin etkisi incelenmiştir. Bu, endüstriyel uygulamalarda fonksiyonel parçaların üretilmesi için önemli bir adım sunmaktadır.

Bu çalışmanın bulguları, eklemeli imalat teknolojilerinin gelişimine ve endüstriyel uygulamalarda malzeme seçimi ile işleme süreçlerinin iyileştirilmesine destek olmayı hedeflemektedir.

**Anahtar Kelimeler:** Nikel Esaslı Alaşım, Eklemeli İmalat, Seçici Lazer Eritme (SLE), Tercihli Yönlendirilmiş Mikroyapı

# ABSTRACT

**Investigation of the Effects of Laser Scanning Speed in Additive Manufacturing of Hastelloy X Super Alloy with Selective Laser Melting Method**

Gizem COŞKUN

Department of Chemical Engineering
Master of Science

Supervisor: Prof. Dr. Hasan SADIKOĞLU

Co-supervisor: Asst. Prof. Dr. Hakan YILMAZER

Nickel-based superalloys are of critical importance, particularly in applications requiring high temperature and corrosion resistance. They offer long-term usability in systems exposed to harsh conditions. Hastelloy X is widely used in the defence industry due to its mechanical strength. Additive manufacturing (AM) is a production technique that creates three-dimensional objects by layering material, enabling the rapid and cost-effective production of complex geometries and customised parts. The success of the AM process depends on the selection and optimisation of the correct parameters. Proper parameter adjustment improves the mechanical properties of parts while reducing production waste and material wastage. Additionally, the texture structure formed during manufacturing directly affects the microstructure and mechanical strength of the material. In this context, preferred orientation is of great importance; because the alignment of material crystals in a specific direction can enhance the quality of the product, particularly in terms of mechanical performance and temperature resistance. This enables the production of high-quality, sustainable, and cost-effective products. In addition to

production parameters, optimising the texture structure plays an important role in improving alloy properties and enhancing the performance of the final product.

Within the scope of this study, the effects of different parameters on the microstructure and mechanical properties of Hastelloy X samples produced using the SLE method were systematically investigated. Analyses were performed using various characterisation methods such as X-ray diffraction (XRD), optical microscopy (OM), and scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) to characterise the samples. Additionally, reciprocating wear, porosity, and Vickers hardness measurements were performed to evaluate the effect of different parameters on the mechanical properties of the parts. The corrosion behaviour of the samples was investigated at room temperature in a 3.5% NaCl solution using a three-electrode corrosion test, open-circuit potential, and potentiodynamic scanning.

The findings have enabled us to understand how production parameters affect the performance of the samples. In this study, the effect of manufacturing parameters on improving the performance of complex materials such as Hastelloy X in the AM process was investigated. This represents an important step towards the production of functional parts for industrial applications.

The findings of this study aim to support the development of additive manufacturing technologies and the improvement of material selection and processing procedures in industrial applications.

**Keywords:** Nickel-Based Alloy, Additive Manufacturing, Selective Laser Melting (SLM), Preferentially Oriented Microstructure

# 1
# GİRİŞ

## 1.1 Hastelloy X ve Katmanlı Üretim Yaklaşımları

Savunma sanayisinde imal edilen birçok parça gelişen teknoloji ile beraber yenilenmektedir. Bunun en geçerli sebebi var olan dezavantajları ortadan kaldırmaktır. Özellikle son yıllarda yapılan yoğun çalışmalarla beraber çok sayıda metal malzeme daha üstün kimyasal ve mekanik özelliklerle üretilmektedir. Bu metal malzemeler öncelikli havacılık, kimya ve petrol endüstrisi içinde kullanılmaktadırlar. Bu malzemelere bir örnekte süperalaşımlardır. süperalaşımlar, jet motorlarında kullanılan bir grup nikel, demir-nikel ve kobalt alaşımlarıdır. Bu metaller, mükemmel ısıya dayanıklı özelliklere sahiptir ve diğer havacılık yapısal malzemelerinden çok daha yüksek sıcaklıklarda sertliklerini, kuvvetlerini, tokluklarını ve boyutsal kararlılıklarını korurlar.

Süperalaşımlar ayrıca jet motorlarında yüksek sıcaklıklarda kullanıldığında korozyona ve oksidasyona karşı iyi bir dirence sahiptir. En önemli süperalaşım türü, yüksek konsantrasyonda krom, demir, titanyum, kobalt ve diğer alaşım elementlerini içeren nikel bazlı malzemedir. Nikel süperalaşımlar, 800–1000 °C sıcaklıklarda uzun süre çalışabilir, bu da onları gaz türbin motorlarının en sıcak bölümleri için uygun hale getirir. Süperalaşımlar, yüksek basınçlı türbin kanatları, diskler, yanma odası, art yakıcılar ve ters itme motorları gibi motor bileşenlerinde kullanılır. Nikel süperalaşımları geniş bir kullanım alanına, yüksek mukavemet-ağırlık oranına, yorulma direncine ve üstün aşınma direncine sahip olmasıyla en çok tercih edilen süperalaşımlarladır.

Ancak son yıllarda, toz metalurji ve 3B basım yöntemlerinin geliştirilmesiyle talaşlı imalatın dezavanjları yok edilmeye çalışılmıştır. 3B basım yoluyla basılan s

üperalaşımların mekanik özellikleri birçok çalışmayla incelenmektedir.

Seçici lazer eritme işlemi, herhangi bir alet kullanmadan birkaç saat içinde doğrudan 3B CAD dosyalarından çok karmaşık geometrili metal parçalar üretebilir.

Düşük hacimli, yüksek katma değerli uçak motoru sanayi parça imalatı ve prototip geliştirmede potansiyeli yüksek bir uygulamadır.

3B basım aşamasında değişen parametreler basılan malzemenin mekanik özelliklerine etki etmektedir. Basım aşamasındaki lazer ekseninin etkisiyle ilgili bir literatür bilgisi bulunmadığından Hastelloy X malzemesinin farklı basım parametrelerinin mikroyapısı ve mekanik özelliklerine etkisi incelenecektir.

## 1.2 Çalışmanın Amacı

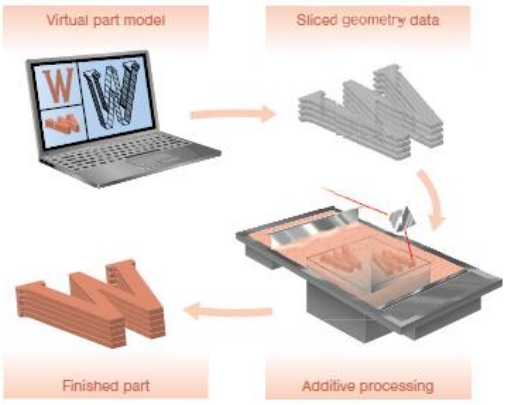
Bu çalışmanın amacı, Seçici Lazer Eritme (SLE) yöntemi ile farklı parametrelerde 3B olarak üretilen numunelerin mekanik ve korozyon testlerine tabi tutulması, optik görüntülerinin incelenmesi ve tercihli yönlenmiş ile yönlenmemiş tekstür yapıların malzemenin mikroyapısına etkisinin anlaşılmasıdır. Ayrıca, üretim parametrelerindeki değişikliklerin yol açtığı farklılıklar arasındaki ilişkilerin tespit edilmesi hedeflenmektedir. Çalışma, 3B üretim teknolojilerinde üretim parametrelerinin alaşımın tekstür özellikleri ve kristalografik yapısı üzerindeki etkilerinin araştırılmasına katkı sağlamayı amaçlamaktadır. Bu bağlamda, Hastelloy X alaşımının Seçici Lazer Eritme (SLE) yazıcı teknolojisi ile farklı parametrelerde üretilmesi ve karakterize edilmesi üzerinde durulacaktır. Üretim parametrelerinin üretilen numunelerin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerinin incelenmesi ve en uygun parametrelerin optimize edilmesi sağlanarak, malzeme üretim parametreleri, kristalografik yapısı, mikroyapısı ve mekanik özellikleri arasındaki korelasyonun daha iyi anlaşılmasına katkı sağlanacaktır.

# 2
# LİTERATÜR ÇALIŞMALARI

## 2.1 Eklemeli İmalat ile Üretim Teknolojileri ve Hastelloy X

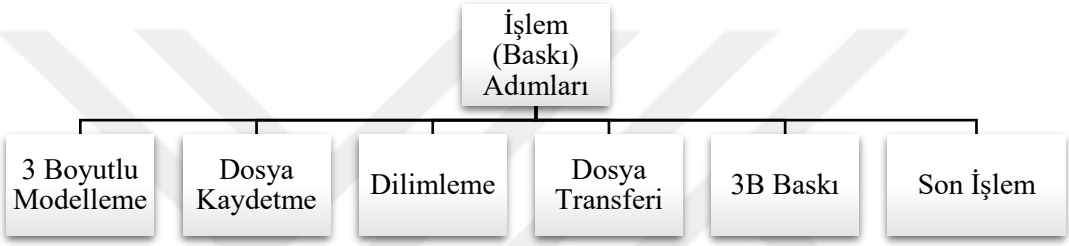
## 2.2 Eklemeli İmalat

Eklemeli imalat olarak da bilinen 3 boyutlu (3B) baskının tarihini düşündüğümüzde, ilk olarak bunun yeni bir gelişme olduğu ve bu teknolojinin endüstride dijitalleşme serüveninde bir devrim olarak öne sürüldüğü bir anlayış bulunmaktadır. Ancak bu teknoloji insanlık tarafından yüz yılı aşkın süredir kullanılmaktadır. Bu konuda ilk patent 1892 yılında J.E. Blanther'e topografik harita üretme yöntemi için verilmiştir [1] Son 30 yılı kapsayan süreçte ise üretim yöntemlerinde hızlı prototipleme olarak adlandırılan süreçte eklemeli imalat sürecine katkı sağlayan birçok araştırma konusunun oluşmasına ve yeni gelişmelere olanak sağlamıştır. Gelişen yöntemler ve sınırsız üretim imkanı katman katman üretim imkanı sunan eklemeli imalatın günümüzde trend bir yöntem olmuştur [2]. Genel eklemeli imalat üretim tekniği şematik gösterimi Şekil 2.1'de gösterilmektedir[2].




**Şekil 2.1** Tipik bir eklemeli imalat üretim tekniğinin şematik gösterimi

Herhangi bir şekilde hat kurulumu ve kalıplama ihtiyacı olmayan ve doğrudan üretim imkanı sağlayan 3 boyutlu (3B) baskı prosesi 6 temel aşamadan oluşmaktadır. Bu aşamalar 3B modelleme, dosya kaydetme, dilimleme, dosya transferi, 3B baskı ve son işlem olarak sıralanabilmektedir. Bu adımlarda üretilmek istenen ürün önce bilgisayar destekli tasarım (CAD) programları ile 3B modellenir. Akabinde model dosyası dilimleme yazılımına uygun olarak belirlenen bir formata çevrilir. Model yazılıma aktarılıp katmanlara ayırıldıktan sonra G-kodları elde edilir ve bu kodlar 3B yazıcıya aktarılır. Belirli parametrelerle uygulama yapılır ve fiziksel olarak üretilmek istenen obje üretilmiş olur. Aşağıdaki Şekil 2.2'de eklemeli imalatın işlem adımları verilmiştir [3]




**Şekil 2.2** Eklemeli imalat (3B Baskı) işlem adımları

Lazer tabanlı yönlendirilmiş enerji biriktirme (DED) yönteminde, metal tozu hammaddesi, lazerle eş eksenli bir nozul aracılığıyla istenilen yere iletilir. Lazer, tozun biriktirildiği alttaki malzemede bir eriyik havuzu oluşturur. Lazer ilerledikçe eriyik havuzu soğur ve metal katılaşarak alttaki katmanla kaynaşır. Sonraki katmanlar 3 boyutlu bir bileşen oluşturmak üzere biriktirildikçe, parçanın çevresindeki metal hızlı termal döngülere tabi tutulur ve bu da dövme muadillerine göre büyük ölçüde farklı mikroyapılara neden olur. Bu nedenle, Eİ işleminin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisinin anlaşılması, Eİ sürecinin nitelendirilmesi ve gelecekteki mühendislik tasarımlarının bu yeni tekniklerden yararlanabilmesi için önemlidir [4]

Eklemeli imalat (Eİ), 1980'lerde hızlı prototipleme tekniklerinden evrilerek gelişmiş ve geleneksel talaşlı üretim yöntemlerinden farklı olarak, üç boyutlu yapıları ardışık katmanlar hâlinde oluşturan bir üretim yaklaşımı sunmaktadır. Bu yöntem, karmaşık geometrilere sahip parçaların, kalıp veya özel takım ihtiyacı olmaksızın doğrudan üretilebilmesine olanak tanır. Böylece üretim süreçleri sadeleşir, işleme süresi kısalır ve takım aşınmaları en aza indirilir. Eİ teknolojisi,

yüksek tasarım esnekliği, kısa üretim süresi, düşük malzeme israfı ve çevresel sürdürülebilirlik gibi avantajlarıyla ön plana çıkmaktadır. Özellikle havacılık ve savunma sanayii gibi yüksek hassasiyet ve malzeme verimliliği gerektiren alanlarda AM, geleneksel yöntemlere kıyasla daha düşük "buy-to-fly" oranı sağlayarak, üretim maliyetlerini ve malzeme kayıplarını önemli ölçüde azaltmaktadır. Ayrıca, bu yöntemle çok parçalı sistemler tek bir yapı içinde bütünleştirilebilmekte; bu da montaj süresini düşürmekte, hata riskini azaltmakta ve yapısal bütünlüğü artırmaktadır. Eİ ile üretilen parçaların iç yapısında optimize edilmiş soğutma kanalları gibi özel detaylar entegre edilebilmekte ve bu sayede yüksek performans gerektiren uygulamalarda etkin ısı yönetimi sağlanmaktadır. Bu teknolojik gelişmeler, özellikle kafes yapılar gibi tekrarlayan birim hücrelere sahip hafif ve dayanıklı geometrilerin üretimine olanak tanımaktadır. Süperalaşımlar, bu tarz yapılar için yüksek sıcaklık ve korozyon dayanımı sunduklarından dolayı ideal malzeme sınıfı olarak öne çıkmaktadır [5]

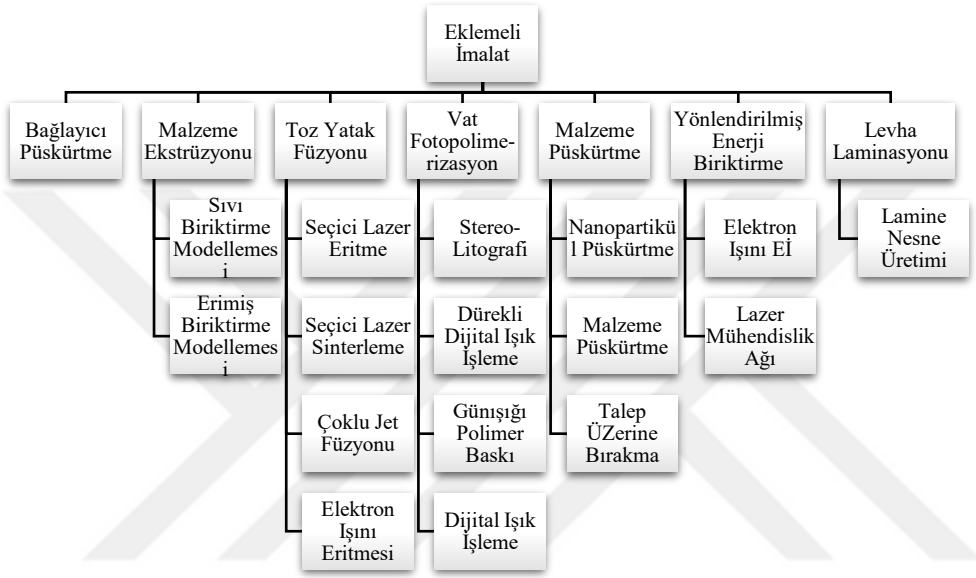
## 2.3 Eklemeli İmalatın Sınıflandırılması

Karmaşık yapıları üretmek için 3 boyutlu model verileriyle katman katman malzemeleri birleştirme eklemeli imalat (Eİ) olarak adlandırılmaktadır. Eklemeli imalat (Eİ) teknolojisi, prototipleme için kullanımın ötesine geçmiş ve yeni gelişen üretim teknolojileri arasında geleneksel üretimin tamamen değişebileceğini kanıtlamıştır. Yapılandırılabilir bir üretim sürecine dönüşmesi bunun sebeplerinden biridir. Kritik ve büyük ölçekli yapıların 3 boyutlu (3B) CAD yazılımı desteğiyle hızlı prototipleme çalışmaları eklemeli imalat uygulamalarının temelini oluşturmuştur. Bu sayede daha kompakt malzemeler birçok açıdan optimum özelliklerde üretilebilmektedir [6].

Ayrıca geleneksel metotlarla üretilmesi mümkün olmayan ya da zor olan parçaların basımı da bu yöntemle yapılabilmektedir. Bu karmaşık parçaların üretim maliyetleri, atıkları ve işleme süreleri de önemli derecede azalmaktadır. 1980'lerde prototipleme ile başlayan bu serüven o zamandan bu yana geçen on yıllarda önemli gelişmeler kaydetmiştir. 2010'lu yılların başında ise endüstriyel üretim boyutlarında ilk kez metal işleme üretme sanayisinde önemli bir boyut kazandı. Eİ teknoloji için üretilen cihazların satışları da bu gelişmeden etkilenerek arttı ve cihaz maliyetinde de kayda değer ölçüde bir azalma olmuştur. 3 boyutlu baskı eklemeli

imalat yöntemlerinden en gelişmiş olandır ve birçok çeşidi bulunmaktadır [7]. Eklemeli imalat üretiminde bazı metotları 3B baskı teknolojisinin dışında kalmaktadır. Eklemeli imalat üretim sürecinde üretim süreci hızı, yüksek verimlilik, çözünürlük, maliyet, yapı boyutu, İyi bir yüzey ve boyutsal doğruluk gibi birçok tasarım parametresi bulunmaktadır [8].

Bu parametreleri de elde edebilen eklemeli imalat teknolojileri Şekil 2.3'de gösterilmiştir [9]. Bunlar şunlardır:




**Şekil 2.3** Eklemeli imalat üretim teknolojisinin yedi standart kategorisi

Günümüzde 3B baskı teknolojisi, birçok sektörde yaygın olarak benimsenmiş olup, belirli üretim süreçlerine uygun farklı teknik varyasyonlar içermektedir. Bu yöntemlerin çoğu, çeşitli malzemelerle uyumlu çalışabilme ve çok renkli parçalar üretebilme gibi esnek özellikler sunar. Her bir üretim tekniği, nihai ürünün mekanik dayanımı açısından farklı avantajlar sağlayabilir. Genellikle hızlı prototipleme ve üretim gereksinimlerini karşılayan bu yöntemler, maliyet açısından da verimli olmaları sayesinde endüstriyel uygulamalarda önemli iyileştirmelere katkı sunmaktadır [6]

### 2.3.1 Malzeme Ekstrüzyonu

Malzeme ekstrüzyonunda malzeme bir nozul veya delikten sabit bir hızla ekstrüze edilir ve sabit bir kesit çapı elde edilir. Hız sabit kaldığı sürece çap da sabit kalır. Bu durum keklere krema uygulamasına benzetilebilir. Bu malzemenin sağlam bir yapıda oluşturulabilmesi için malzemenin daha önce ekstrüde edilmiş malzemeye

bağlanması gereklidir. Malzeme bir önceki katmana yapışır ve yapının bozulmadan tasarımının tamamlanmasını sağlar [10]. Malzeme ekstrüzyonu aynı zamanda FDM olarak da bilinmektedir [6]. Bu teknolojide baskı hızı düşüktür. Renkli ve ucuz polimerlere uygulanabilir. Ayrıca parça çözünürlüğü düşüktür. Yüksek mukavemetli ürün üretilmesine de olanak sağlayabilir. Bu proses için en uygun malzemeler sıvılar, termoplastik filament ve pelletlerdir [9].

### 2.3.2 Malzeme Püskürtme

Bu yöntemde metal, mum veya diğer malzemelerden oluşan damlacıklar katman katman birbirine bağlanır ve bütün bir bileşen oluşturur [6]. Ayrıca bu yöntemde sıvı malzemenin formülasyonu, damlacık oluşumu ve damlacık birikimi kontrolü bir çok zorluk içeren parametrelerdir [11]. Bu proses için uygun olan malzemeler polimerler, mumlar ve fotopolimerlerdir [6].

### 2.3.3 Bağlayıcı Püskürtme

Bir bağlayıcı ince tabakalı toz yatağına basılarak katman katman üretilir. İnorganik ve organik bağlayıcılar kullanılabilir. Bu süreç, bir lazerin toz parçacıklarını eriterek bir parçanın kesit alanını tanımladığı Toz Yatak Füzyonu (PBF) ile karşılaştırılabilir [12]. Bağlayıcı püskürtme yöntemiyle renkli baskılar da yapılabilmektedir. Destek yapılar bu teknikte gerekli değildir. Yüksek baskı hızına sahiptir. Toz plastik, metal, seramik ve kum gibi malzemeler bu yöntem için uygundur [13]

### 2.3.4 Vat Fotopolimerizasyonu

1980'lerin ortalarında Charles (Chuck) Hull, lazer yazıcılarda bulunan sisteme benzer bir tarama lazerine maruz bırakarak UV ile kürlenebilen malzemeler üzerinde deneyler yaparken katı polimer desenlerinin üretilebileceğini keşfetti. Bir önceki katmanın üzerine bir katman daha ekleyerek sağlam bir 3 boyutlu parça üretebilirdi. Bu, stereolitografi (SL) teknolojisinin başlangıcıydı. Kısa bir süre sonra SL makinelerini ürün geliştirme sektörüne "hızlı prototipleme" makineleri olarak pazarlamak amacıyla şirketler kuruldu. O tarihten beri SL ile ilgili çok çeşitli prosesler ve teknolojiler geliştirildi. "Vat Fotopolimerizasyonu" terimi SL ve bu ilgili prosesleri kapsayan genel bir terimdir [14]. Sıvı polimer reçineden oluşan bir lazer veya projektör gibi seçici olarak ışığa maruz bırakılarak kürlenir. Böylece polimerizasyon sürecini ilerletir ve açığa çıkan bölgeyi katı bir bileşene çevrilir.

Fotopolimerizasyon işlemlerinde birincil malzeme olarak sıvı, radyasyonla kürlenebilen reçineler veya fotopolimerler kullanılır. Bu yöntemle iyi bir yüzey kalitesi sağlanabilir. Daha büyük bileşenler bu yöntemle üretilebilir [15].

### 2.3.5 Levha Laminasyonu

Levha laminasyonu, ticari olarak kullanılan en eski yöntem olmasına rağmen pazarda sınırlı bir başarı elde etmiştir. Bu yöntemde malzeme tabakaları ilk olarak kesilir. Daha sonra istiflenir ve bir nesne oluşturmak için birleştirilir. Parçada kullanılmayan fazlalıklar genelde atılmaktadır. Levha malzemeler ucuz olduğu için tercih edilmektedir. Metal, polimer, kağıt ve seramik levhalar piyasada mevcuttur. Katmanlar, plastiklerde yapıştırıcı veya daha farklı kimyasal bağlama yöntemleri ile, metaller ise lehim veya ultrasonik kaynak kullanılarak lamine edilirler. Bu yöntemin endüstriyel uygulamaları şu an için kısıtlı olsa da büyük hacimli nesnelerin üretiminde yararlı olduğu gösterilmiştir. Yüksek üretim oranına sahip maliyet etkin bir yöntemdir. Ayrıca nu yöntemde her katmanda bir levha tüketildiğinden çok fazla malzeme israfı oluşmaktadır. Üretilen parçaların ise mekanik özellikleri anizotropiktir ve yapı düzlemine dik zayıf katmanlar arası bağlanma delaminasyona sebep olmaktadır [16].

### 2.3.6 Yönlendirilmiş Enerji Biriktirme

Yönlendirilmiş Enerji Biriktirme (DED), malzemenin katman katman biriktirilerek eritilmesi yöntemidir. Bu işlemde toz malzeme veya bobin ekstrüdere beslenir ve ısı uygulamasıyla eriyik havuz oluşturulur, parça katman katman inşa edilir. Katmanlar bir sonraki katmanlara yapıştırılarak, lazer veya elektron demeti kullanılarak komple bir bütün elde edilir. Otomatik kaynak yapım proseslerinden biridir. Araştırma ve ticari amaçlı birçok örnekte neredeyse yalnızca metallere uygulanabilmektedir. Mevcut bir parçayı onarmak veya yeni bir özellik eklemek için birçok avantaj sağlamakla beraber dezavantajlarda yaratabilmektedir. ve özellik eklenmesi için özellikle uygun hale getiren benzersiz avantajlar ve dezavantajlar sunar. Eksen ve yön sınırlaması yoktur. Geleneksel yöntemlere kıyasla daha ucuza net şekle yakın sonuç elde edilmektedir. Karmaşık yapıları üretemez. Daha yoğun destek yapılarına ihtiyaç duyar. Parça hassasiyeti zayıftır, yüzey kalitesi nispeten zayıfır, kalıntı gerilimleri olabilir. Bu nedenle istenen özellikleri elde etmek için ısıl işleme ihtiyaç duyulabilmektedir [17].

### 2.3.7 Toz Yatak Füzyonu

Bu teknoloji tamamen termal güçle çalışan prosese dayalı eklemeli imalat yöntemlerinden biridir. Eski ve çok yönlü bir yöntemdir. Ticarileştirilen ilk Eİ proseslerindendir. Polimerler, metaller ve daha az ölçüde seramikler ve kompozitler için son derece uygun bir yöntem olması nedeniyle, hala çok yönlü eklemeli imalat yöntemlerinden biri olmaya devam etmektedir. Bu yöntemde en çok kullanılan kaynak lazerdir. Karmaşık tasarımlar için uygun olduğu kadar birçok malzeme de bu yöntemle işlenebilmektedir. Toz bu işlemde destek malzemesi görevini görmektedir. En aktif kullanılan enerji kaynağı lazerdir. Lazer kaynağı kullanılarak yapılan metal PBF prosesleri gelişime de çok açıktır ce çokça ilgi görmektedir [6]. Prensip olarak, eritilebilen ve yeniden katılaştırılabilen tüm malzemeler PBF işlemlerinde kullanılabilir. Bu yöntemde metaller de işlenebilmektedir. Paslanmaz çelikler, titanyum alaşımları, alüminyum alaşımları, kobalt-krom alaşımları ve nikel bazlı alaşımlar bu yöntemde işlenmiştir. Nadir de olsa gümüş ve altın gibi değerli metallerde bu yöntemle işlenebilmektedir [18]. Toz füzyonu üretim süreçlerinde mevcut olan dört farklı füzyon mekanizması vardır. Bunlar; katı hal sinterleme, kimyasal olarak indüklenen bağlanma, sıvı faz sinterleme ve tam erime dahildir. Çoğu ticari süreçte sıvı faz sinterleme ve eritme tercih edilir.
Çok çeşitli PBF prosesleri geliştirilmiştir. Bunlar ;

- Seçici Lazer Eritme
- Seçici Lazer Sinterleme
- Çoklu Jet Füzyonu
- Elektron Işını Eritmesi

olarak sınıflandırılmaktadır. Bu prosesler arasındaki pratik farkları anlamak için, toz dağıtım yönteminin, ısıtma prosesinin, enerji giriş tipinin, atmosfer koşullarının, optiğin ve diğer özelliklerin birbirlerine göre nasıl değiştiğini bilmek önemlidir [19].

## 2.4 Eklemeli İmalatın Avantajları

Katkılı üretim süreçlerini uygulama açısından dört farklı tür olarak değerlendirilebir. Bunlar hızlı prototipleme, hızlı takımlama, hızlı onarım ve doğruda üretim olarak adlandırılabilir. Bunlar her tür işlevsel açıdan avantajlar

sağlamaktadır. Bu avantajlar tercih edilmesinin nedenlerindendir. Hızlı prototipleme, istenilen işlevsel prototiplerin hızlı prototipleme yöntemiyle nihai ürün haline getirilmesi ifade etmektedir. Hızlı takımlama ise takımların 3 boyutlu baskı yöntemlerinin kullanılmasıyla üretilmesini ifade etmekledir. Hızlı onarımda ise malzemenin yıpranmış veya aşınmış parçaları katman katman onarılmaktadır. Son olarak doğrudan üretimde ise nihai ürün son hale yine katman katman işlenerek getirilir. Tüm bu üretim süreçleri ihtiyaçlar doğrultusunda sağladığı avantajlar da göz önüne alınarak tercih edilmektedir. Katkılı üretim süreçleri, sanal verilerin gerçek (fiziksel) bir bileşene doğrudan dönüştürülmesini sağlamaktadır. Bu sürecin getirdiği bazı avantajlar aşağıda listelenmiştir [20].

- Kalıba ihtiyaç duyulmaz.
- Karmaşık geometriler kolayca üretilir.
- Hızlı prototipleme ve ürün geliştirme sağlanır.
- Tasarım süresi kısalır.
- Tasarım ve üretim uyumu artar.
- Fonksiyonel yapılar (soğutma kanalı gibi) entegre edilebilir.
- Malzeme israfı en aza iner.
- Kişiye özel üretim mümkündür.
- Kurulum maliyetleri ortadan kalkar.
- Üretim süreçleri otomatikleştirilebilir.
- Teslim süresi kısalır, stok ihtiyacı azalır.
- Lojistik kolaylaşır.
- Malzeme özellikleri üretim sırasında kontrol edilir.
- Ekipman ihtiyacı ve alan kullanımı azalır.
- Geleneksel yöntemlerle mümkün olmayan tasarımlar yapılabilir.

Ayrıca katkılı üretim süreçlerinin endüstriyel üretimde devrim yarattığı aşikardır. Üç boyutlu objeler dijital verilerine dayanarak gecikmeden ve yerinde uygun makinelerde dünyanın her yerinde hızla üretilebilirler. Bu durum uzun ve pahalı nakliye masraflarını ortadan kaldırır ve ayrıca nakliyeyle sürecinde meydana gelebilecek $CO_2$ emisyonlarını azaltır. Eklemeli imalat teknolojileri böylece kaynak tüketiminin azaltılmasına katkıda bulunabilir. Güçlü lazerler, büyük termal gradyanlar ve soğutma oranları, güçlü sıvı-sıvı ve buhar akışları ve eriyik

havuzunda heterojenlikler varlığında metal tozlarının hızlı ergimesini ve yeniden katılaşmasını sağlayan yerelleştirilmiş ısı kaynakları olarak kullanılır. Bu yaklaşım, mikroyapı ve malzeme/bileşen özelliklerinin benzeri görülmemiş bir şekilde kontrol edilmesi için potansiyel taşır, ancak bu potansiyelin önemli ölçüde gerçekleştirilmesine doğru ilerleme kalıcı zorluklarla karşı karşıyadır. Karmaşık parçaların imalatında bir çığır açan eklemeli imalat teknolojisi, ürünlerin tasarım özgürlüğünü tamamen serbest bırakır ve mikroyapının özelleştirilmesine ve mekanik özelliklerin özelleştirilmesine olanağını sağlamaktadır. Bu teknolojinin gizli vaadinin büyük bir kısmı, bir yapı boyunca sistematik çeşitlilik yoluyla temel yapı ölçeğindeki özellikleri optimize etmek üzere tasarlanmış, mikroyapıların kontrollü bir şekilde oluşturulma potansiyelinde yatmaktadır. Bu mümkün olduğunda bileşen optimizasyon olanakları ve performans potansiyeli muazzam şekilde genişler [21].

Tane yapısı ve doku kontrolü eklemeli olarak üretilen metal bileşenlerde özelliklerini kontrol etmek ve değiştirmek için önemli bir strateji durumundadır. Malzemenin yüksek sıcaklık ve zorlu koşullarda optimum mekanik dayanıma sahip olması için oldukça yönlenmiş tanelerin ve güçlü bir dokunun etkisinin açıklanması için çalışmalar yapılmaktadır. Nikel bazlı süperalaşımların eklemeli imalat (Eİ) sürecinde, tane ve dendrit büyümesini kontrol etmek amacıyla çeşitli yöntemler geliştirilmiştir. Bu yöntemler arasında lazer parametrelerinin ayarlanması, tarama yollarının ve eritme stratejilerinin optimize edilmesi, alt tabaka yöneliminin değiştirilmesi, elektromanyetik alan destekli ısıtma, lazer giriş açısının ayarlanması ve yapı yönünün değiştirilmesi gibi yaklaşımlar yer almaktadır. Katılaşma sırasında mikroyapının oluşumu büyük ölçüde erimiş havuz içerisindeki termal gradyanlara bağlıdır. Özellikle sütunlu–eş eksenli tane geçişi (CET), tane morfolojisinin belirlenmesinde kritik rol oynamaktadır. Bu bağlamda, AM süreçlerinde katılaşma koşullarının periyodik olarak değiştirilmesinin, dendritik büyüme yönelimi ve katılaşma dokusu üzerinde belirleyici etkileri olduğu gösterilmiştir. Bu nedenle, katılaşma davranışının kontrolüne yönelik daha ayrıntılı çalışmalar gereklidir. Ayrıca, proses parametrelerinin katılaşma dokusu üzerindeki etkilerinin de açıklığa kavuşturulması gerekmektedir [22].

## 2.5 Seçici Lazer Eritme (SLE) Yöntemi

Seçici lazer eritme (SLE), 1980'lerin sonu ve 1990'larda ortaya çıkan yeni katkı üretim tekniklerinden biridir. Seçici Lazer Eritme (SLE), karmaşık geometrilere sahip metal parçaların, toz metal hammaddeden katmanlı olarak üretilmesine olanak tanıyan ileri bir imalat teknolojisidir. Bu yöntemle üretilen parçalar, döküm veya konvansiyonel üretim yöntemleriyle elde edilenlerle karşılaştırılabilir düzeyde mekanik özellikler sergileyebilir. Ayrıca, SLE prosesi, işlevsel olarak derecelendirilmiş yapılar ve çok malzemeli bileşenlerin üretimi açısından da önemli potansiyel taşımaktadır. Tasarımdan prototip üretimine ve düşük hacimli seri üretime kadar ürün geliştirme sürecinin tüm aşamalarında etkin biçimde kullanılabilir [23].

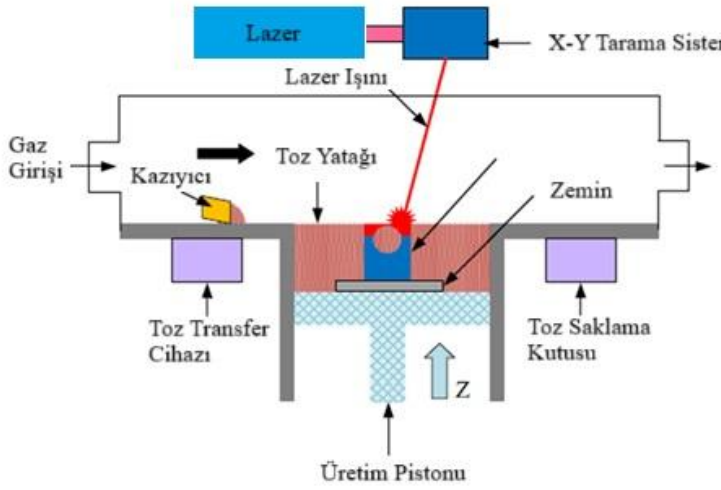
SLE işlemi sırasında, bir lazer ışınının etkileşimiyle ardışık toz katmanlarının seçici olarak eritilmesiyle bir ürün oluşturulur. Işınlama üzerine, toz malzeme ısıtılır ve yeterli güç uygulanırsa erir ve bir sıvı havuzu oluşturur. Daha sonra, erimiş havuz katılaşır ve hızla soğur ve konsolide edilmiş malzeme ürünü oluşturmaya başlar. Bir katmanın kesiti tarandıktan sonra, yapı platformu katman kalınlığına eşit bir miktarda alçaltılır ve yeni bir toz tabakası biriktirilir. Bu işlem, ürün tamamlanana kadar tekrarlanır [24].

Seçici Lazer Eritme (SLE) süreci, ince bir toz tabakasının bir alt tabaka veya daha önce katmanlanmış bir yapı üzerine serilmesiyle başlar. Bu toz yüzeyi, bir lazer ışını tarafından taranarak eritilir ve her katman, erimiş izlerin ardışık şekilde birleştirilmesiyle oluşturulur. Lazer ışını, toz partikülleri boyunca ilerlerken eriyik havuzları meydana getirir ve katılaşma ile birlikte yoğun bir mikroyapı oluşur. Süreç, katman katman tekrarlanarak üç boyutlu bir yapı elde edilir. Elde edilen yapının özellikleri, büyük ölçüde her bir lazer izinin ve katmanın kalitesine bağlıdır. İz stabilitesi; lazer gücü, tarama hızı, toz tabaka kalınlığı, alt tabaka özellikleri ve kullanılan tozun fiziksel nitelikleri gibi birçok parametreye doğrudan bağlıdır. Bu nedenle, farklı granülometrik özelliklere sahip ticari tozların etkin kullanımı için tek iz oluşum mekanizmalarının ve erimiş havuz davranışlarının detaylı biçimde araştırılması gereklidir. Literatürde, kılcal kararsızlıklar ile işlem parametreleri arasındaki ilişkiyi analiz eden çalışmalar, uygun geometrik yapıların elde edilmesi için teknolojik haritaların oluşturulmasında önemli katkılar sunmaktadır [23].

Bu katman katman işlem ilk olarak prototip üretmek için kullanıldı, ancak pahalı takım ve işleme ihtiyacı olmadan karmaşık yapıları bir CAD modelinden ve çok çeşitli malzemelerden net şekilli üretme kabiliyeti nedeniyle eğilim, tasarım ve üretim arasındaki gecikmeyi en aza indirmek için bileşenlerin doğrudan üretimine doğru yöneliyor. Bir diğer avantaj ise tozun sadece lazer tarafından lokal olarak eritilmesi ve tozun geri kalanının daha fazla üretim için geri dönüştürülebilmesidir. Şimdiye kadar, burada Birmingham Üniversitesi'ndeki AMPLab'da, SLE, otomobil ve havacılık uygulamaları için bileşenler ve yapılar üretmek üzere nikel bazlı süperalaşımları, Ti bazlı alaşımları, Al bazlı alaşımları ve Nb bazlı alaşımları seçici olarak eritmek için kullanılmıştır [24].

Seçici Lazer Eritme (SLE), metal parçaların doğrudan üretiminde kullanılan bir eklemeli imalat (Eİ) yöntemidir. Bu teknoloji, karmaşık geometrilere sahip, yüksek yoğunlukta ve üstün mekanik özellikler sergileyen bileşenlerin üretilmesine imkân tanımaktadır. Özellikle havacılık gibi yüksek hassasiyet gerektiren endüstrilerde yaygın bir kullanım alanı bulmuştur [25].

İşleme sırasında neredeyse hiç atık veya kesme olmasa da, SLE sistemindeki yüksek enerjili lazer ışını, koruyucu gaz ve toz sarf malzemeleri olumsuz bir çevresel etkiye sahip olabilir. Aşağıda Şekil 2.4'te SLE işlemine ait üretim şeması verilmiştir [25].




**Şekil 2.4** Eklemeli imalat üretim teknolojisinin yedi standart kategorisi

SLE teknolojisinde, işlem sırasında oksidasyonu önlemek ve oluşan buharlaşmış metal parçacıklarını ortamdan uzaklaştırmak amacıyla yapı haznesi inert gaz (genellikle argon veya azot) atmosferiyle korunur. Bu gaz akışı, yalnızca oksidasyonu engellemekle kalmayıp aynı zamanda eriyik havuzundan çıkan kondensatı uzaklaştırarak parçanın yüzey kalitesi ve bütünlüğünün korunmasına katkı sağlar. Parça kalitesinin sürekliliği açısından, her katmanda homojen bir toz dağılımı sağlanması büyük önem taşır. Lazer taramasından önce, yeni katman için gerekli toz miktarı, besleme haznesinin kontrollü şekilde yükseltilmesi veya bir yeniden kaplayıcı aracılığıyla yapı platformuna yönlendirilir. Bu toz, ters yönde dönen bir silindir, silecek ya da sıyırıcı bıçak yardımıyla yüzeye eşit olarak yayılır. Toz yayma sisteminin, yüksek akış kabiliyeti sunması, parçacık bulutu oluşumunu en aza indirmesi ve önceki katmanda istenmeyen kesme kuvvetlerini azaltması, üretim sürecinin verimliliği ve yapı kalitesi açısından kritik öneme sahiptir [25]. Toz yatak füzyon işlemlerinde işleme parametreleri; katman kalınlığı (t), lazer gücü (P), lazer tarama hızı (v) ve tarama yolu stratejisi, tarama alanı (h) ve lazer nokta boyutu (d), parçacık boyutu ve dağılımı, platform ön ısıtma sıcaklığı ve lazer ışını tarama stratejisini içerir [26]. Seçici lazer eritme, aşağıdaki fiziksel olayları içerir: lazer radyasyonunun emilimi ve saçılması, ısı transferi, faz dönüşümü, yüzey gerilim gradyanının neden olduğu erimiş havuz içindeki akışkan akışı, malzemenin buharlaşması ve emisyonu ve kimyasal reaksiyonlar. SLE süreci ayrıca lazer gücü, tarama hızı, tarama satırı aralığı (tarama mesafesi), katman kalınlığı, tarama stratejisi, çalışma atmosferi, toz yatağının sıcaklığı ve malzeme tabanlı giriş parametreleri gibi işleme parametreleri de dahil olmak üzere çok sayıda parametre ile tanımlanır. Toz Yatak Füzyonu (PBF) süreçlerinde işlem parametreleri genel olarak dört ana başlık altında sınıflandırılabilir: lazer parametreleri (güç, nokta boyutu, darbe süresi, frekans vb.), tarama parametreleri (hız, aralık, desen), toz özellikleri (partikül şekli, boyutu, dağılımı, yatak yoğunluğu, malzeme özellikleri vb.) ve sıcaklık parametreleri (toz yatak sıcaklığı, besleyici sıcaklığı, sıcaklık homojenliği). Bu parametreler çoğunlukla birbiriyle ilişkili olup, süreç üzerinde karşılıklı etkileşim oluşturur. Örneğin, lazer gücü, kullanılan tozun emilim özelliklerine, partikül geometrisine ve yatak sıcaklığına bağlı olarak değişkenlik gösterir. Parçaların iç yapısında oluşan kalıntı gerilmeler üzerinde tarama stratejisi ve tarama deseninin önemli etkileri bulunmaktadır. Ayrıca, toz partikül özellikleri (şekil, boyut, dağılım) lazerin enerji emilimini, yatak yoğunluğunu ve termal

iletkenliği etkileyerek toz yayılmasını doğrudan etkiler. Daha küçük parçacıklar, yüzey alanının artmasıyla birlikte lazer enerjisini daha verimli emer. Bu nedenle, eriyik havuzu boyutu ve buna bağlı olarak yapı doğruluğu, yüzey kalitesi, üretim hızı ve mekanik özelliklerin optimizasyonu için lazer gücü, tarama hızı, aralık ve yatak sıcaklığı parametrelerinin dengeli bir şekilde belirlenmesi gereklidir. Düşük lazer gücü ve düşük yatak sıcaklığı kombinasyonu, yüksek boyutsal hassasiyet sağlasa da düşük yoğunluk ve katmanlar arası delaminasyon riskini artırır. Buna karşılık, yüksek lazer gücü ve düşük yatak sıcaklığı, artık gerilme birikimine ve parça deformasyonuna neden olabilir. Lazerin malzeme üzerinde kaldığı süre, kaynaşma derinliği ve eriyik havuzu genişliğiyle doğrudan ilişkilidir. Uygun parçacık birleştirmesi için düşük lazer gücünde düşük tarama hızları tercih edilmelidir. Eriyik havuzu boyutu, işlem parametrelerinin (lazer gücü, tarama hızı, nokta boyutu, yatak sıcaklığı) kombinasyonuna bağlı olarak değişkenlik gösterir. Bu bağlamda, erimiş hatlar arasında yeterli örtüşme sağlanarak mekanik bütünlük korunmalıdır. Yüksek kaliteli bir yapı, düşük porozite, düşük kalıntı gerilme, mikro çatlak içermeyen eş eksenli tane yapısı ve boyutsal hassasiyet gibi kriterlerle tanımlanır. Al, Ti, Co, Fe ve Ni bazlı alaşımlarda bu kriterler doğrultusunda başarılı uygulamalar rapor edilmiştir. Daha ileri düzeyde ise, mikroyapının yapı boyunca uyarlanmasıyla performans özelliklerinin (mekanik, kimyasal vb.) optimize edilmesi hedeflenmektedir. Bu tür mikroyapı mühendisliği, hem malzeme katılaşma davranışının hem de enerji girişinin hassas kontrolünü gerektirir. Bu alandaki çalışmalar, katkılı üretim teknolojisinin ileri sınırlarını temsil etmektedir [21].

Seçici lazer eritme (SLE) süreci, bir dizi karmaşık fiziksel olayı içerir. Bunlar arasında lazer ışınının malzeme tarafından emilmesi ve saçılması, ısı iletimi, faz dönüşümleri, yüzey gerilimi farkları nedeniyle eriyik havuzunda meydana gelen sıvı akışı, malzemenin buharlaşmasıyla birlikte oluşan gaz fazı salınımları ve çeşitli kimyasal reaksiyonlar yer alır. Süreç aynı zamanda lazer gücü, tarama hızı, tarama mesafesi, katman kalınlığı, tarama deseni, işlem atmosferi, toz yatağı sıcaklığı ve kullanılan malzemenin özelliklerine bağlı olarak birçok işlem parametresiyle kontrol edilir [23]. Özetlemiş olursak seçici lazer eritme (SLE), yüksek sıcaklık dayanımı, korozyon direnci ve mekanik kararlılık gibi üstün özelliklere sahip süperalaşımların işlenmesinde yaygın olarak tercih edilen bir eklemeli imalat (Eİ)

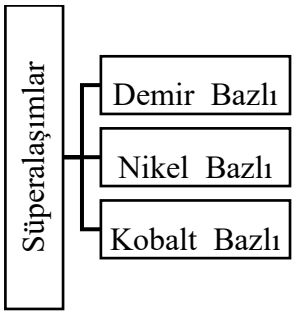
yöntemidir. Özellikle karmaşık iç yapılar, soğutma kanalları veya ısıya dayanıklı parçaların üretilmesi gerektiğinde, geleneksel üretim yöntemlerinin sınırlamaları nedeniyle SLE önemli avantajlar sunar. Bu yöntem, mikroyapının ince taneli ve yönlendirilmiş olmasını sağlayarak süperalaşımların mekanik özelliklerini iyileştirir ve neredeyse tam yoğunlukta parça üretimine olanak tanır. Ayrıca, malzeme israfını azaltması ve kalıplama gibi ek işlemleri gerektirmemesi de tercih sebeplerindendir. SLE, nikel bazlı süperalaşımlar olan Inconel 718, Rene 41, Haynes 282 ve özellikle yüksek oksidasyon direnci ve sıcaklık dayanımı ile öne çıkan Hastelloy X gibi alaşımlarda etkin sonuçlar vermektedir [27].

## 2.6 Süperalaşımlar

Süperalaşım, yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilmiş özel bir malzeme sınıfıdır. Bunun aşındırıcı ortama dayanması, mikro-yapısal faz stabilitesi göstermesi ve yine de tasarlanan strese ve sıcaklığa dayanacak yeterli güce sahip olması bekleniyor. Süperalaşımlar, grup VIIIA bazlı elemente dayalı alaşımlardır ve genellikle 650°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda kullanılır ve birleşik mekanik dayanıklılık ve yüzey kararlılığı gösterir. Baz elementin türüne göre süperalaşımlar, nikel, kobalt veya demir bazlı (yüksek oranda nikel eklenmiş) ve ayrıca döküm, dövme veya toz metalurjisi makro yapıları olarak alt gruplara ayrılan üç gruba ayrılabilir. Bir süperalaşım, genellikle mutlak erime sıcaklığının 0,7'sini aşan yüksek sıcaklıklarda kullanılabilen metalik bir alaşımdır. Sürünme ve oksidasyon direnci ana tasarım kriterleridir. Süperalaşımlar, uçak motoru uygulamaları için en uygun olan demir, kobalt veya nikel bazlı olabilir. Nikel bazlı süperalaşımlardaki temel çözünen, tipik olarak atomik yüzde 10'dan az olan toplam konsantrasyona sahip alüminyum ve/veya titanyumdur. Bu, gama (γ) ve gama-asalından (γ') oluşan iki fazlı bir denge mikroyapısı oluşturur. Malzemenin yüksek sıcaklık mukavemetinden ve sürünme deformasyonuna karşı inanılmaz direncinden büyük ölçüde sorumlu olan γ'dır. Miktarı kimyasal bileşime ve sıcaklığa bağlıdır.

Teknik tanımı şöyledir: Süperalaşımlar, gaz türbinlerinde ve petrol ve gaz ekipmanlarında en sıcak, en zorlu bileşenlerde kullanılan nikel, kobalt ve demir bazlı alaşımlardır. Süperalaşımlar, geliştirilmiş çalışma verimliliğini arttırır ve çevresel emisyonları azaltır.

Hastelloy X alaşımı, üstün mekanik özellikleri ve yüksek sıcaklık performansı sayesinde ileri düzey mühendislik uygulamalarında tercih edilen bir malzemedir. Bu alaşım, sıcak işlenebilirlik kabiliyeti sayesinde arzu edilen ve tutarlı tane yapısının elde edilmesine olanak tanırken, aynı zamanda kalın kesitlerde dahi yüksek mekanik özelliklerin korunmasını sağlar. Isıl işlemlere verdiği olumlu yanıt ile mikroyapısal kontrol sağlanabilirken, mükemmel kaynaklanabilirlik özelliği sayesinde karmaşık geometrilere sahip bileşenlerin üretimi kolaylaşmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda hem güç hem de tokluk açısından üstün performans sergileyen Hastelloy X, oksidasyon ve korozyona karşı gösterdiği direnç ile zorlu çevresel koşullarda güvenilirliğini artırır. Ayrıca, sıcak şekillendirme ve dövme işlemlerine uygunluğu sayesinde üretim sürecinde geniş bir işlenebilirlik yelpazesi sunar. Belirtilen bu üstün özellikler, süperalaşımların tasarım mühendislerine uygulamaya özel çözümler geliştirme konusunda geniş bir esneklik sunmasını sağlar. Bu özellikler sayesinde süperalaşımlar, hem ticari hem de askeri uçaklarda güç üretimi için kullanılan jet motorlarında, elektrik enerjisi üretimine yönelik gaz ve buhar türbinlerinde, yüksek sıcaklık dayanımı gerektiren uçakların sıcak bölgelerinde ve uzay mekiği bileşenleri gibi zorlu koşullarda çalışan uzay uygulamalarında başarıyla kullanılmaktadır. Ayrıca, derin denizlerde ve çelik ya da diğer metallerin yeterli dayanım göstermediği zorlu çevresel koşullarda yapılan petrol ve gaz arama-üretim faaliyetlerinde önemli bir malzeme seçeneği sunar. Süperalaşımlar, düşük sıcaklık dayanımı gerektiren kriyojenik uygulamalarda ve biyouyumlu yapıları sayesinde kobalt bazlı versiyonlarıyla biyomedikal implantlarda da kullanılmaktadır. Bunun yanı sıra, bağlantı elemanları gibi yapısal bütünlük gerektiren parçalarda ve otomotiv sektöründe özellikle turbo şarj sistemlerinde yüksek performanslı malzeme ihtiyacını karşılamaktadır. Bu çok yönlülük, süperalaşımları modern mühendislik uygulamalarında vazgeçilmez hale getirmektedir [28].




**Şekil 2.5** Süperalaşımların sınıflandırılması

## 2.7 Nikel Esaslı Alaşımlar

Nikel bazlı süperalaşımlar, tüm süperalaşımların en karmaşık ve birçok metalurjist için en büyüleyici olanıdır. Nikel bazlı süperalaşımlar, yüksek mukavemetleri ve yüksek sıcaklıklarda yüksek sürünme dirençleri nedeniyle havacılık endüstrisi de dahil olmak üzere çok sayıda endüstri için özel ilgi görmektedir. Metalik toz kullanılarak yapılan katkısal üretim, malzemenin sonraki katmanlarının biriktirilmesi, eritilmesi ve füzyonu ile neredeyse net şekilli bileşenlerin birer katman halinde oluşturulduğu hızla büyüyen bir teknolojidir. Lazer tabanlı yönlendirilmiş enerji biriktirmede (DED), metal tozu hammaddesi, bir lazerle eş eksenli olan bir nozul aracılığıyla istenen yere iletilir. Lazer, tozun biriktirildiği alttaki malzemede bir eriyik havuzu oluşturur. Lazer ilerledikçe eriyik havuzu soğur ve metal katılaşarak alttaki katmana kaynaşır. Sonraki katmanlar 3 boyutlu bir bileşen oluşturmak için biriktirilirken, parçanın çevresindeki metal hızlı termal döngülere tabi tutulur ve bu da işlenmiş muadillerindekinden çok farklı mikroyapılara neden olur. Bu nedenle, Eİ işleminin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisini anlamak, Eİ sürecinin kalifikasyonu için önemlidir ve gelecekteki mühendislik tasarımlarının bu yeni tekniklerden yararlanmasını sağlar [29].

Nikel bazlı süperalaşımlar birçok alaşım elementinden oluşmaktadır. Ni matrisi baskın elementtir ve γ matrisi oluşturur. Cr ise farklı ikinci en bol bulunan elementtir. Çökelti ve ikincil fazlar oluşturur. γ matrisi kübik (YMK) kristal yapıya sahiptir. Bu elementlerin uygun oranlarda eklendiğinde, yüksek sıcaklık uygulamalarında gereken mekanik performansı optimize eder. Örneğin, Al, Ti ve Ta eklenmesi, düzenli ve tutarlı γ′ çökeltilerinin ($Ni_3$ (Al, Ti)) oluşumuna katkıda bulunur. Ayrıca Nb ilavesi, düzenli γ" ($Ni_3$(Nb)) çökeltilerinin oluşumunu

desteklemektedir. Cr ve Al ilavesi ise $Cr_2O_3$ ve $Al_2O_3$ gibi ilgili oksitlerin oluşmasını sağlar. Bu durum süperalaşımların korozyon ve oksidasyon direncini iyileştirmeye yardımcı olur. Az miktarda C ilavesi (ağırlıkça %0,2'ye kadar) tane sınırlarında karbür oluşumunu kolaylaştırır. Bu da sürünme direncini iyileştirmektedir. Borun Cr veya Mo ile birlikte nominal varlığı, nikel bazlı süperalaşımlarının sürünme performansını önemli ölçüde iyileştiren borürler oluşturur. Mikroyapı ayrıca metal karbürler, iğne/levha benzeri ortorombik δ fazı ($Ni_3$ (Al, Ti)) ve topolojik olarak sıkı paketlenmiş hekzagonal Laves fazı (Ni, Fe, Cr)$_2$(Nb, Mo, Ti) içerebilir. γ″ ve δ fazları, γ′ fazının metastabil bir faz ve δ fazının denge fazı olduğu Nb bazlı intermetaliklerdir. δ fazının oluşumu, 650 °C ile 980 °C arasındaki sıcaklık aralığında gerçekleşebilir. Genel olarak, alaşımlama eklemeler, mikroyapı ve bileşen fazlar, alaşımlarının yüksek sıcaklık mekanik özelliklerini kontrol etmede başrol oynar [5].

Nikel bazlı süperalaşımlar genellikle yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemet, oksidasyon ve korozyon direncini gösterirler. Bu muhteşem özellik kombinasyonu onlarca yıllık temel ve uygulamalı araştırma gerektirdi [30]. Nikel bazlı süperalaşımlar, matris elemanı olarak nikele dayalı, 10 veya daha fazla alaşım elemanı ile katkılanmış alaşım sistemidir ve öncelikle havacılık için uçak motoru türbinlerinin ve enerji üretimi için endüstriyel gaz türbinlerinin sıcak bölümündeki bileşenler için kullanılır. Gaz türbinlerinde nikel bazlı süperalaşımların kullanılmasının başlıca nedeni, karşılaşılan sıcaklık aralığındaki olağanüstü mukavemetleri ve oksidasyon dirençleridir. Nikel bazlı alaşımlar, gövde merkezli kübik (BCC) sistemlere göre çok daha yüksek sıcaklıklara kadar iyi çekme, kopma ve sürünme özelliklerini koruyabilme kapasitesine sahip tamamen östenit yüzey merkezli kübik (YMK) bir yapıya sahiptir [31].

Gaz türbini teknolojisinin gereksinimleri süperalaşımların geliştirilmesine olanak sağlamıştır. Günümüzde süperalaşımların çoğu gaz türbini uçak motorlarının (%55 ağırlık) ve endüstriyel gaz türbinlerinin (%30) üretiminde kullanılmaktadır, Dahası elektrik üretimi için ve ayrıca kara ve deniz araçlarında kullanılır. Genel olarak sıcaklıkların 900–1200 °C'yi bulduğu türbin kanatları, diskler, kanatçıklar ve yanma odası gibi en sıcak bileşenlerde kullanılmaktadır [30]. Tam ısıl işlem görmüş koşullarda, istenen γ hacim kesri, türbin diski uygulamaları için gelişmiş toz metalurjisi süperalaşımlarında tipik olarak %50-60 ve türbin kanat uygulamaları

için tek kristal süperalaşımlarında %60-80'dir [31] Ancak, γ'nin yüksek hacim oranına sahip olması nedeniyle, nikel esaslı süperalaşımlar, içsel çatlama duyarlılıkları gelişir. Katılaşma çatlaması, sıcak yırtılma veya sıcak çatlama olarak da bilinir, katılaşmanın son aşamasında meydana gelir [31] Katılaşma çatlamasının kısmen katı halde meydana geldiği ve geri döndürülemez çatlaklara neden olduğu yaygın olarak kabul edilmektedir. Sıvılaşma çatlaması, nikel esaslı süperalaşımlarda sıklıkla görülen bir diğer çatlama mekanizmasıdır. Nikel bazlı süperalaşımların dezavantajlarını ortadan kaldıracak üretim yöntemi ve parametrelerin optimizasyonu üretilen malzemenin mikroyapısı ve tekstürüne olan etkisi de araştırılması ve geliştirilmesi gereken bir alandır. Ticari olarak kullanılan önemli nikel esaslı süperalaşımlar [32];

- Inconel (587, 597, 600, 601, 617, 625, 706, 718)
- Nimonic ( 75, 80A, 90, 105, 115, 263, 942,PE.11, FE.16, PK.33 )
- Astroloy
- Hastelloy
- Waspaloy

Hastelloy X, yüksek oksidasyon direnci, kolay şekillendirilebilirlik ve yüksek sıcaklık dayanımının olağanüstü kombinasyonu sayesinde gaz türbini motorlarında yaygın olarak kullanılan nikel bazlı bir süperalaşımdır. In718, In625 ve diğer başka nkel bazlı süperalaşımlarla karşılaştırıldığında Hastelloy X gerilim-gerinim çatlamasına karşı daha dirençlidir ve 1200 °C kadar yüksek sıcaklıklarda bile iyi süneklik sunmaktadır [33]

## 2.8 Hastelloy X'in Özellikleri ve Fiziksel Metalurjisi

Nikel bazlı süperalaşımlar, yüksek sıcaklık dayanımı, korozyon ve oksidasyon direnci gibi üstün özellikleri sayesinde havacılık, enerji ve nükleer gibi ileri teknoloji gerektiren sektörlerde kritik mühendislik uygulamalarında tercih edilmektedir. Bu alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda uzun süreli çalışmalarda boyutsal kararlılıklarını koruyabilmeleri ve sürünme dayanımlarının yüksek olması sayesinde, özellikle türbin motorları, yanma odaları ve reaktör parçaları gibi yüksek performans gerektiren alanlarda yaygın şekilde kullanılmaktadır [34].

Hastelloy X, nikel esaslı süperalaşımlar arasında, özellikle yüksek sıcaklık oksidasyonuna karşı gösterdiği direnç ile ön plana çıkmaktadır. Alaşımın kimyasal bileşimi yaklaşık olarak %20,93 Cr, %17,89 Fe, %8,73 Mo, %1,46 Co ve geri kalanı Ni olacak şekilde optimize edilmiştir. Bu elementler, alaşımın mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerinde doğrudan etkilidir. Örneğin, Cr elementi alaşıma oksidasyon ve korozyon direnci kazandırırken, Mo ve Fe gibi elementler çözünmüş katı çözelti sertleşmesine katkı sağlar. Ayrıca, düşük oranlarda bulunan Mn ve Si gibi elementlerin, üretim esnasında sıcak çatlama eğilimini etkilediği bilinmektedir [35].

Hastelloy X'in mikroyapısı, genellikle yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapıdaki γ matrisi içinde çökelmiş karbür fazlarıyla karakterizedir. Bu karbür fazları arasında $M_6C$ ve $M_{23}C_6$ türleri en yaygın olanlardır. $M_6C$ karbürleri genellikle tane içi bölgelerde çökelirken, $M_{23}C_6$ karbürleri çoğunlukla tane sınırlarında bulunur. Bu fazların varlığı, özellikle yüksek sıcaklıklarda sürünme dayanımı üzerinde olumlu etkiler sağlamaktadır. Ancak $M_{23}C_6$ fazının tane sınırlarında aşırı çökelmesi, tane sınırı boyunca kırılganlık oluşturabileceği için dikkatle kontrol edilmesi gereken bir husustur [36].

Bu alaşım, özellikle 800–1200 °C sıcaklık aralığında iyi bir mekanik performans sergilemektedir. Yüksek sıcaklıklarda dahi oksidatif ortamlarda yapısal bütünlüğünü koruyabilmesi, onu üstün performanslı bir malzeme haline getirir. Literatürde, 1177 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda Hastelloy X'in yüksek mukavemet ve termal kararlılık gösterdiği rapor edilmiştir. Bu sıcaklıklarda, YMK yapı stabil kalmakta ve tane büyümesi sınırlı düzeyde kalmaktadır [35].

Mikroyapısal incelemelerde, özellikle katılaşma sonrasında oluşan dendritik yapılar ve dendritler arası bölgelerdeki karbür birikimleri dikkat çekicidir. Bu yapı, özellikle lazer tabanlı eklemeli imalat süreçlerinde daha belirgin hale gelir. Seçici Lazer Ergitme (SLE) yöntemiyle üretilen Hastelloy X parçalarının mikroyapıları genellikle ince koloni dendritlerden oluşur. Bu dendritler lazer tarama yönüne dik olarak büyür ve katılaşma sırasında yüksek sıcaklık gradyanları ve soğuma hızları nedeniyle ince bir mikroyapı ortaya çıkar. Ancak, SLE yöntemi ile Hastelloy X üretiminde bazı zorluklar yaşanmaktadır. Bu zorlukların en önemlisi sıcak çatlaklardır. Tomus ve ark. SLE yöntemi ile üretilen Hastelloy X parçalarında sık sık çatlaklar oluştuğunu belirtmiştir. Bu durum, alaşımın geniş bir katılaşma

aralığına sahip olması ve hızlı soğuma koşullarının eriyik havuzunda yüksek termal gerilmelere neden olmasıyla ilgilidir. Ayrıca, Mn ve Si elementlerinin çatlama davranışı üzerinde olumsuz etkileri olduğu belirtilmiştir, bu nedenle bu elementlerin düşük miktarlarda tutulması çatlak oluşumunu azaltabilir [37]. SLE ile üretilen parçalarda, eriyik havuzunun morfolojisi ve hızlı katılaşma etkisiyle mikroyapıda yönlü hücresel-dendritik yapılar gözlemlenir. Bu yapı, tane yönelimini belirleyen önemli bir faktördür. Ayrıca, lazer gücü, tarama hızı, katman kalınlığı gibi işleme parametreleri, mikroyapının homojenliğini ve yoğunluğunu doğrudan etkiler. Bu bağlamda, çatlak oluşumunu önlemek ve gözenekliliği azaltmak için parametrelerin optimize edilmesi gerekmektedir.

Sonuç olarak, Hastelloy X alaşımı, yüksek sıcaklık uygulamaları için gerekli olan mekanik mukavemet, kimyasal stabilite ve mikroyapısal bütünlük gibi özellikleri sayesinde stratejik bir mühendislik malzemesi olarak öne çıkmaktadır. Ancak, özellikle katmanlı üretim yöntemlerinde üretim parametrelerinin dikkatli bir şekilde kontrol edilmesi ve alaşım bileşiminin optimize edilmesi, istenen mikroyapı ve mekanik performansa ulaşmada kritik bir rol oynamaktadır.

# 3
# MATERYAL VE METOD

## 3.1 Giriş

Hastelloy X alaşımı, eklemeli imalat yöntemlerinden biri olan SLE yöntemi ile basıldı ve tarama hızı etkili bir parametre olarak farklı baskı işlemleri gerçekleştirildi. Bu tez çalışmasında, üretilen numunelerin mikroyapı, mekanik özellikler ve korozyon direnci üzerindeki etkileri araştırıldı.

## 3.2 Malzeme ve Numunelerin Eklemeli İmalat Yöntemi ile Üretimi

### 3.2.1 Malzeme

Bu çalışmada, kimyasal bileşimi Tablo 1'de verilen gaz atomize Hastelloy-X tozu (EOS, Krailling, Almanya) kullanılmıştır. Kimyasal bileşimi aşağıdaki Tablo 3.1'de verilmiştir. Çalışmada kullanılan Hastelloy-X metal tozunun morfolojik özellikleri, alan emisyonlu taramalı elektron mikroskobu (FE-SEM; JIB-4610F, JEOL, Tokyo, Japonya) ile karakterize edilmiş ve ilgili mikroyapısal görüntü Şekil 1a'da sunulmuştur. Toz parçacıklarının boyut dağılımı, Mastersizer 3000 (Malvern Panalytical, Malvern, İngiltere) cihazı kullanılarak lazer difraksiyonu ile belirlenmiştir ve bu analizin sonucunda D10 = 17,4 µm, D50 = 33,9 µm ve D90 = 63,1 µm ölçülmüştür. Elde edilen veriler, tozun geniş bir boyut dağılımına sahip olduğunu ve ortalama parçacık çapının mikron altı boyutlardan oldukça büyük boyutlara kadar değişebileceğini göstermektedir. Tozun akış özellikleri, Revolution Powder Analyzer (Mercury Scientific, Newtown, CT, ABD) kullanılarak değerlendirilmiştir. Bu bağlamda, çığ enerjisi 14,68 mJ/kg, çığ açısı 45,1°, dinlenme açısı 34,3° ve yüzey fraktal değeri 1,87 olarak ölçülmüştür [38]. Bu parametreler, tozun döküm ve yayılma davranışları açısından değerlendirildi ve özellikle tozun lazer toz yatak eritme (L-PBF) işlemi için uygunluk düzeyinin belirlenmesinde önemli kriterler olarak kabul edildi.

**Tablo 3.1** Hastelloy X süperalaşımının kimyasal bileşimi

| Element | Ni | Cr | Fe | Mo | W | Co | C | Si | Mn | B | O | N |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **% Ağırlık** | Kalan | 20,93 | 17,89 | 8,73 | 0,84 | 1,46 | 0,01 | 0,18 | 0,01 | <0,003 | 0,019 | 0,009 |

Uçak motorlarında kullanılan ekipmanların üretiminde, kimyasal bileşim ve metalurjik yapı bakımından kararlı mikroyapılar oluşturabilme özelliği nedeniyle toz metalürjisi yöntemi yaygın bir şekilde tercih edilmektedir. Bu üretim tekniği, kontrollü ve stabil şartlar altında yüksek saflıkta ve homojen partikül boyut dağılımına sahip malzemelerin elde edilmesini sağlar. Ayrıca, toz metalürjisi süreci süperalaşımların ön alaşımlama işlemleri ile uyumlu olarak uygulanabilmekte, böylece gelişmiş mekanik özelliklere sahip alaşım tozlarının üretimine olanak tanımaktadır [39].

### 3.2.2 Seçici Lazer Ergitme Yöntemi İle Numune Üretimi

SLE için EOS M 290 (EOS, Krailling, Almanya) kullanıldı ve 10 mm (x yönü), 10 mm (y yönü) ve 50 mm (z yönü; yapı yönü (BD)) boyutlarında numuneler üretildi (Şekil 1b). Bina platformu 80 ◦C'ye kadar ısıtıldı ve bina atmosferi Ar gazı kullanılarak oksijen içeriği 100 ppm'den düşük seviyede tutuldu. Katman kalınlığı tL 0,06 mm, lazer gücü 240 W (60 W'lık adımlarla), tarama hızı v 600–1400 mm/s (200 mm/s'lik adımlarla) ve tarama mesafeleri d 0,08'dir. Hacimsel enerji yoğunluğu Evol [J/mm3], Denklem (3.1) kullanılarak hesaplanabilir. Tarama yönü XY olarak belirlendi.

$$E_{vol} = \frac{P}{V*d} \tag{3.1}$$

SLE yöntemi kullanılarak Hastelloy X toz malzemesiyle 5 adet numune üretilmiştir. EOS N290 3B metal baskı cihazında numuneler basılmıştır. Çalışmada belirlenen parametreler aşağıdaki Tablo 3.2'de verilmiştir.

**Tablo 3.2** Numunelerin basım parametreleri

| Numune İsimleri | Güç,P (W) | Hiz, V (mm/s) | Lazer Arası Mesafe, D (mm) | E=P/Vd | Basım Yönü |
|---|---|---|---|---|---|
| **HX-600** | 240 | 600 | 0,08 | 5,00 | XY |
| **HX-800** | 240 | 800 | 0,08 | 3,75 | XY |
| **HX-1000** | 240 | 1000 | 0,08 | 3,00 | XY |
| **HX-1200** | 240 | 1200 | 0,08 | 2,50 | XY |
| **HX-1400** | 240 | 1400 | 0,08 | 2,14 | XY |

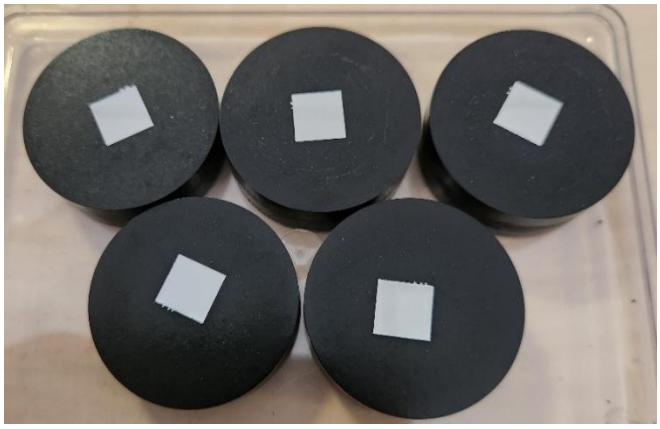
### 3.2.3 Numune Hazırlama

SLE yöntemiyle farklı tarama hızında üretilen Hastelloy X numunelerinin mikroyapılarının incelenmesi için öncelikle zımparalama, parlatma ve dağlama gibi metalografik işlemlere tabi tutuldu.




**Şekil 3.1** Parlatma Cihazı

Numuneler mikroskopta incelenirken incelenecek yüzey belli bir parlaklık ve pürüzlülük değerine sahip olmalıdır. Bu yüzeyi elde edebilmek için numuneler öncelikle Struers Citopress Cihazı ile bakalite alındı. Akabinde otomatik parlatma cihazı Struers Tegramin Cihazı ile 4 aşamalı parlatma işlemine tabi tutuldu. Her aşamada farklı disk ve solüsyonlar kullanıldı. Bu aşamalar cihazda yer alan nikel bazlı malzemeler için önerilen kanalda gerçekleştirildi. Her kademe yüzeydeki deformasyonun minimuma indirilmesine olanak sağladı.



**Şekil 3.2** Numunelerin parlatma işleminden sonraki görselleri

Numunelerin mikroyapılarını incelemek için ve net görüntüler elde edebilmek için literatürde çeşitli kimyasallar önerilmektedir. Bu kimyasallar yüzeyde kontrast farkı yaratarak faz oluşumlarını tane sınırlarını ve yönelimlerini, numune yüzeyindeki kristalografik tekstür yapısının incelenmesine olanak sağlamaktadır. Bu çalışmada numuneleri dağlamak için kullanılan dağlayıcı 80 mL HCl + 13 mL HF + 7 mL $HNO_3$'den oluşmaktadır. Numuneler 80 derecede 1 dakika bekletildikten sonra 40 saniye kimyasal sağlamaya tabi tutulmuştur. Akabinde numunenin çözelti ile ilişkisinin kesilmesi için önce saf su ve daha sonra alkolle yıkanmıştır. Son aşama olarak kurutma makinası ile kurutulmuştur.

## 3.3 Seçici Lazer Ergitme Yöntemi ile Numune Üretimi

### 3.3.1 Yoğunluk Ölçümü

Hastelloy X alaşım numunelerinin yoğunluk tayini, Precisa 205A SCS model yüksek hassasiyetli terazi ve Arşimet prensibine dayalı yoğunluk ölçüm kiti kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu yöntemde, numunenin hacmi ve dolayısıyla yoğunluğu, katı numunenin havadaki ağırlığı ile sıvıdaki ağırlığı arasındaki fark kullanılarak hesaplanmaktadır. Ölçümden önce numuneler, yüzeylerinde kir, oksit, yağ veya nem kalmayacak şekilde temizlendi ve ortam sıcaklığında dengeye ulaşana kadar bekletildi. Ölçümler sırasında damıtılmış su kullanıldı ve sıvının sıcaklığı, ilgili sıcaklıktaki suyun yoğunluğunu referans alarak hassas bir termometre ile belirlendi. Numunenin havadaki ağırlığı (A) ve ardından sıvıdaki ağırlığı (B) ölçüldü ve yoğunluk hesaplaması yapıldı. Ölçümlerin güvenilir sonuçlar vermesi için numunenin sıvı içinde askıda tutulmasına, hava kabarcığı oluşumunun önlenmesine ve terazinin düzenli olarak kalibre edilmesine özen gösterilmiştir. Bu yöntem, metalik malzemelerin doğru ve tekrarlanabilir yoğunluk analizleri için yaygın olarak kullanılır ve özellikle yüksek sıcaklık ve korozyon direnci açısından önemli olan nikel bazlı süperalaşımların karakterizasyonunda güvenilir sonuçlar sağlar. Kullanılan yoğunluk hesaplama formülü aşağıdaki gibidir:

$$\rho_{numune} = \frac{A}{A-B}\rho_{sıvı} \tag{3.2}$$

Burada; A: Numunenin havadaki ağırlığı (g), B: Numunenin sıvı içindeki ağırlığı (g), $\rho_{sıvı}$: Kullanılan sıvının sıcaklığa bağlı yoğunluğu ($g/cm^3$).

### 3.3.2 Porozite

Bu çalışmada, farklı tarama hızlarında SLE yöntemi ile üretilen beş Hastelloy X numunesi kullanılmıştır. Üretimden sonra, her numune mikroyapısal analizden önce standart metalografik prosedürlere uygun olarak yüzey hazırlama işlemine tabi tutulmuştur. Bu işlem kapsamında, numune yüzeyleri zımparalanmış, elmas süspansiyonlarla parlatılmış ve analiz için uygun hale getirmek üzere yüzey deformasyonları giderilmiştir. Hazırlanan numuneler, yüksek çözünürlüklü Carl Zeiss optik mikroskobu kullanılarak ayrıntılı olarak incelendi. Her numunenin üç farklı bölgesinden toplam üç mikrograf elde edildi ve her numune için toplam üç görüntü analiz edildi. Böylece, tüm numunelerden toplam on beş mikroskobik görüntü elde edildi. Bu görüntüler, mikroyapıda gözenek oluşumunu nicel olarak değerlendirmek için otomatik görüntü işleme yazılımına aktarıldı. Yazılım, segmentasyon ve eşikleme tekniklerini kullanarak her görüntüdeki gözenek alanlarını tespit etti ve görüntü başına gözeneklilik değerini otomatik olarak hesapladı. Elde edilen veriler, üretim parametreleri olarak kullanılan farklı tarama hızlarının Hastelloy X alaşımının gözeneklilik özellikleri üzerindeki etkisini karşılaştırmalı olarak araştırmak için değerlendirildi.

## 3.4 Mikroyapı Analizleri

### 3.4.1 X-Işını Difraktometresi (XRD) ile Faz analizi

Numunelerde bulunan kristalin fazları, tane yapıları ve kristalin yapıların oryantasyonları hakkında bilgi XRD analizi ile elde edilmektedir. Çalışmada yer alan tüm numunelerin faz analizleri, X-ışını kırınımı (XRD) yöntemi kullanılmıştır. Ölçümler, PANalytical Empyrean difraktometresi ile yapılmış olup, cihazda Cu Kα radyasyonu (λ = 1.5406 Å) ve Ni filtresi kullanılmıştır. Ayrıca X-ışını tüpü 40 kV voltaj ve 200 mA akım altında çalıştırılmıştır. Kırınım verileri, 1°/dk'lık tarama hızı ile 20° ila 90° 2θ aralığında toplanmıştır.

### 3.4.2 Optik Mikroskobu (OM)

Malzemeler optik olarak incelenirken fazların ve tekstürün belirlenmesi amacıyla önce bakalite alınmış daha sonra otomatik parlatma ve dağlama işlemine tabi tutulmuştur. Numuneler Struers Citopress makinesinde bakalite alanıraka z ekseni incelendi. Daha sonra Struers Tegramin Cihazında 4 aşamadan geçirilerek parlatma

işlemi gerçekleştirildi. Parlatma aşamalarında ilk aşamada 6 dakika Sic Foil #220 disk, ikinci aşamada 15 dakika Largo disk, üçüncü aşamada 15 dakika Mol disk ve son aşamada 15 dakika Chem disk kullanıldı. Sonraki aşama olan dağlama süresi birçok deneme sonucunda 40 saniye olarak belirlenmiştir. Numuneler dağlama öncesi 1 dakika boyunca 70-80°C'de bekletilir. Dağlanmış yüzeylerden Carl Zeiss Optik Mikroskopi cihazı kullanılarak görüntüler alındı.



**Şekil 3.3** Optik Metal Mikroskop Cihazı

### 3.4.3 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)

Bu çalışmada, mikroyapısal ve kimyasal analizler yapmak amacıyla beş numuneye taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) analizleri uygulanmıştır. Yüzey morfolojisini incelemek için Hitachi SU3500 model T2 Taramalı Elektron Mikroskobu kullanılmıştır. Bu cihaz, yüksek çözünürlük kapasitesi ve düşük vakum çalışma özelliği sayesinde numunelerin ayrıntılı yüzey yapısının belirlenmesini sağlamıştır. Element bileşimi analizleri, SEM sistemi ile entegre çalışan Oxford Instruments XACT model enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi (EDS) ile gerçekleştirilmiştir. Her numunenin seçilen bölgelerinden alınan EDS verileri, mevcut elementlerin dağılımı ve yoğunluğu hakkında kalitatif ve yarı kantitatif bilgiler sağlayarak mikroyapısal gözlemlerle birlikte değerlendirilmiştir. Elde edilen veriler, numunelerin üretim parametreleri arasındaki ilişkileri açıklamak amacıyla analiz edilmiştir.



**Şekil 3.4** Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve - enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) dedektörü

## 3.5 Mekanik ve Tribolojik Özelliklerin Karakterizasyonu

Katı bir nesneye uygulanan darbenin mekanik tepkisi ve iç yapısı, malzemelerin birçok özelliğini etkiler. Bu çalışmada, malzemenin mekanik özelliklerini anlamak için bazı mekanik testler gerçekleştirilmiştir. Bunlar; Vickers sertlik testi aşınma testidir.

### 3.5.1 Vickers Sertlik Testi

Mikrosertlik ölçümleri Emcotest DuraVision model sertlik test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ölçümler sırasında her bir noktaya 300 gramlık bir yük (HV0.3) uygulanmış ve yük altında 10-15 saniye boyunca çentik derinliği sabitlenmiştir. Sertlik ölçümleri, üretim yönü dikkate alınarak Z ekseni boyunca belirlenen konumlarda sistematik olarak gerçekleştirilmiştir. Her konumda beş ayrı ölçüm yapıldı, bu değerlerin aritmetik ortalaması hesaplandı ve ilgili bölgenin ortalama mikrosertlik değeri belirlendi. Bu yöntemle, numunelerdeki mikrosertlik dağılımı güvenilir ve temsil edici bir şekilde ortaya çıkarıldı.



**Şekil 3.5** Emcotest Mikro Vickers Sertlik Cihazı

### 3.5.2 Aşınma Testi

Bu çalışmada, Seçici Lazer Eritme (SLE) yöntemiyle farklı tarama hızlarında üretilmiş beş adet Hastelloy X numunesi üzerinde kuru kayma koşullarında aşınma deneyleri gerçekleştirilmiştir. Aşınma testlerinde karşılık malzemesi olarak 6 mm çapında alümina ($Al_2O_3$) bilya kullanılmıştır. Her bir numuneye iki farklı normal yük uygulanarak deneyler 2 N ve 4 N olmak üzere iki ayrı koşulda tekrarlanmıştır. Deneysel parametreler sabit tutulmuş olup, kayma uzunluğu 5 mm, toplam kayma mesafesi 50 mm ve kayma hızı 10 mm/s olarak belirlenmiştir. Aşınma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiş; ayrıca belirli bölgelerde enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) ile kimyasal bileşim analizleri gerçekleştirilerek aşınma mekanizmaları detaylı biçimde değerlendirilmiştir.

## 3.6 Elektrokimyasal Korozyon Analizi

Korozyon testleri, Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya ve Metalurji Fakültesi Malzeme Mühendisliği Bölümü Metalografi Laboratuvarı'nda gerçekleştirilmiştir. Elektrokimyasal testlerde, bilgisayar kontrollü Princeton Applied Research Versastat 3 model potansiyostat cihazı kullanılmıştır. Deneyler oda sıcaklığında ve kontrollü koşullar altında gerçekleştirilmiş, ölçümler polarizasyon tekniği ile yapılmıştır. Numuneler, sadece Y-Z yüzeyleri açıkta kalacak şekilde reçineye

yerleştirildi ve elektrokimyasal hücrede uygun bir test geometrisi sağlandı. Hazırlanan numuneler sırasıyla 2500 kum zımpara kağıdı ile zımparalandı ve ardından pürüzsüz bir yüzey elde etmek için kolloidal silika süspansiyonu ile parlatıldı. Her numune, deneyden önce açık devre potansiyeline (OCP) ulaşmak için 7200 saniye bekletildi. Polarizasyon testleri, Ag/AgCl referans elektrotu, grafit karşı elektrot ve gümüş çalışma elektrotu kullanılarak klasik üç elektrotlu hücre sisteminde gerçekleştirildi. Ölçümler, 1 mV/s tarama hızı ile –0,3 V ila +4 V aralığında uygulandı ve her numune için tek döngülü potansiyo-dinamik polarizasyon (PDS) testi gerçekleştirildi. Testlerin tekrarlanabilirliğini ve güvenilirliğini sağlamak için her numune için üç bağımsız tekrar gerçekleştirilmiştir. Elde edilen veriler ASTM G59-2014 standardına göre değerlendirilmiş ve korozyon potansiyeli (Ecorr), korozyon akım yoğunluğu (Icorr) ve korozyon hızı gibi temel elektrokimyasal parametreler Tafel eğrileri kullanılarak hesaplanmıştır. Elektrokimyasal testlerin ardından, korozif ortama maruz kalan numunelerin yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) analizleri ile incelendi ve yüzey morfolojisi ve kimyasal bileşimi ayrıntılı olarak karakterize edildi.

# 4
# DENEYSEL SONUÇLAR

## 4.1 SLE Tarama Hızının Yapısal Özellikler Üzerine Etkileri

### 4.1.1 Yoğunluk

Nikel bazlı süperalaşım Hastelloy X'in yoğunluk özellikleri, Arşimet yöntemi kullanılarak beş farklı numune üzerinde ölçülmüştür. Numuneler üretimde farklı tarama hızlarında basılmış ve yoğunluk ölçümleri, malzemenin mikroyapısal değişikliklerinin değerlendirilmesinde temel parametrelerden biri olarak kabul edilmiştir. Ölçülen değerler Tablo 4.1'te verilmiştir.

**Tablo 4.1** Hastelloy X numunelerinin yoğunluk değerleri

| Numune İsimleri | Yoğunluk (g/cm$^3$) |
|---|---|
| HX-600 | 8,36778 |
| HX-800 | 8,31259 |
| HX-1000 | 8,32864 |
| HX-1200 | 8,36579 |
| HX-1400 | 8,32084 |

SLE basım parametreleri numunenin yoğunluğu üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Elde edilen verilere göre, HX-600 8,36778 g/cm³ ile en yüksek yoğunluğa sahiptir. HX-800 ise 8,31259 g/cm³ ile en düşük yoğunluk değerine sahiptir. HX-1400'ün yoğunluğu da 8,32084 g/cm³ olarak belirlenmiştir. Yoğunluk değerlerindeki farklılıklar, gözeneklilik oranı ile de ilgilidir. Bu farklılıklar, seçici lazer eritme (SLE) işlemi sırasında enerji yoğunluğunun, malzemenin tam erimesi için yeterli olmadığını göstermektedir [40]. Benzer şekilde, HX-800 numunesinin düşük yoğunluğu ve mikroyapı analizinde gözlemlenen gözenekli yapılar, tarama hızı uygun şekilde seçilmediğinde yoğunlukta azalma olduğunu doğrulamaktadır [41]. Özetlersek, elde edilen yoğunluk değerleri gözeneklilik oranıyla ters orantılıdır.

Ancak her zaman kristal yapı kalitesiyle doğrudan ilişkili olamazlar. Bu, üretim parametrelerinin aynı anda birden fazla yapısal özelliği etkilediğini ortaya koymaktadır.

### 4.1.2 Porozite

Hastelloy X numunelerinde oluşan gözeneklilik miktarı, malzemenin mekanik performansı ve yapısal bütünlüğü açısından kritik bir parametredir. Katmanlı imalat sürecinde, özellikle lazer parametreleri ve tarama stratejileri gözenekliliğin oluşumunu doğrudan etkiler. Bu nedenle, farklı tarama hızlarında üretilen numunelerdeki gözeneklilik dağılımı ayrıntılı olarak incelenmiş ve değerlendirilmiştir. Aşağıdaki Tablo 4.2'de porozite ölçüm sonuçlarına yer verilmiştir.

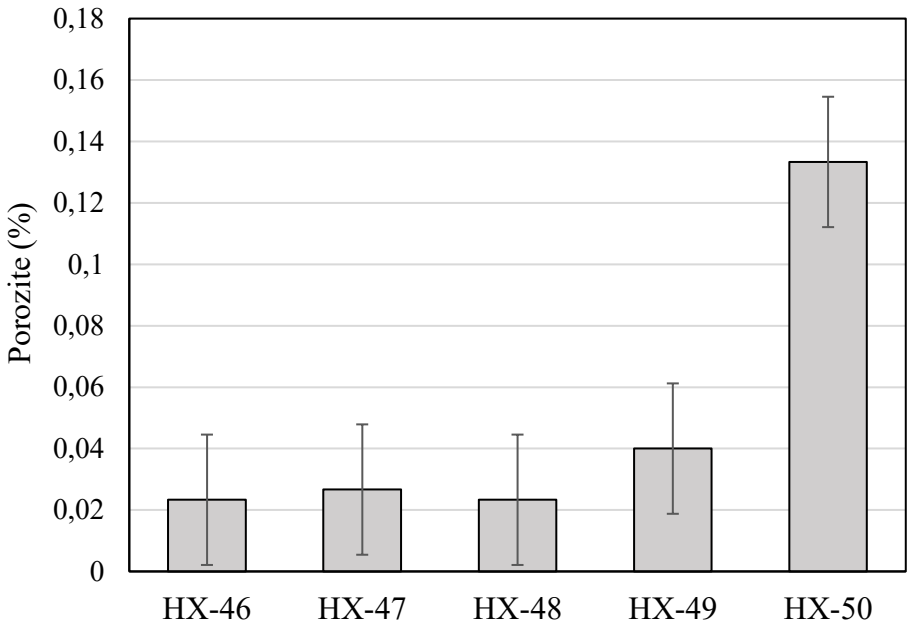
**Tablo 4.2** Hastelloy X Numunelerine Ait Porozite Ölçümleri

| | **1** | **2** | **3** | **ort** |
|---|---|---|---|---|
| **HX-600** | 0,01 | 0,02 | 0,04 | 0,023333 ±0,012 |
| **HX-800** | 0,02 | 0,02 | 0,04 | 0,026667 ±0,009 |
| **HX-1000** | 0,03 | 0,01 | 0,03 | 0,023333 ±0,009 |
| **HX-1200** | 0,03 | 0,04 | 0,05 | 0,04 ±0,008 |
| **HX-1400** | 0,13 | 0,15 | 0,12 | 0,133333 ±0,012 |

Porozite analizi, farklı tarama hızlarında üretilen Hastelloy X numunelerinde oluşan iç yapı kusurlarını ortaya çıkarabilmektedir. Zeiss mikroskobunun kendi programı ile yapılan ölçümlerin sonucunda, düşük ve orta tarama hızlarında (HX-600, HX-800 ve HX-1000 numuneleri) gözeneklilik oranları sırasıyla %0,023 ±0,012, %0,027 ±0,009 ve %0,023 ±0,009 olarak belirlenmiştir.

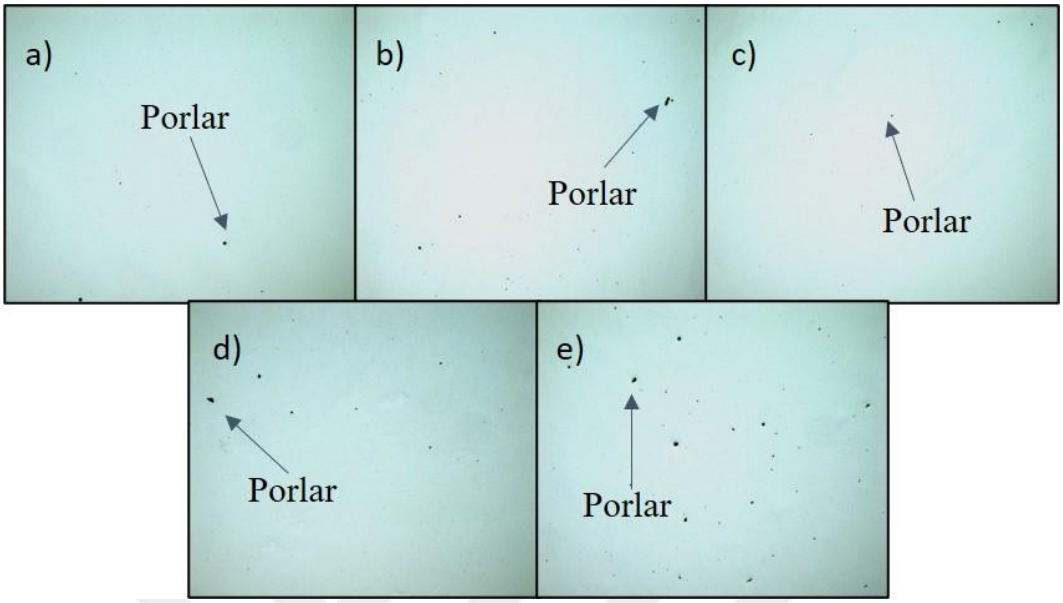
Şekil 4.3'te porozite değerlerinin grafiği yer almaktadır. Bu değerler, yeterli enerji yoğunluğu ile pürüzsüz eriyik havuzu oluşumu ve tam erime sağlandığında gözeneklilik oluşumunun en aza indirgendiğini göstermektedir [34]. Diğer taraftan, yüksek tarama hızlarında gözeneklilik oranlarında önemli bir artış gözlemlenmiştir; HX-1200 numaralı numunede bu oran %0,040 ±0,008 iken, HX-1400 numaralı numunede bu oran %0,133 ±0,012'ye yükselmiştir. Bu durum, yüksek tarama hızlarında lazerin yüzeyde toz malzeme ile daha kısa süre etkileşimde olması nedeniyle yeterli enerji transferi sağlayamamasına bağlanmaktadır. Sonuç olarak, eriyik havuzları arasında tam füzyon sağlanamaz ve "füzyon eksikliği" tipi

gözeneklilikler ortaya çıkmaktadır [42], [43]Özellikle HX-1400'de gözlemlenen yüksek gözeneklilik oranı, yapısal bütünlüğün ciddi şekilde zayıflayabileceğini göstermektedir. En düşük (HX-600) ve en yüksek (HX-1400) gözeneklilik oranlarına sahip numunelerin yüzey görüntüleri Şekil 4.4'de verilmiştir.




**Şekil 4.1** Porozite değerlerine ait sütün grafiği

Şekil 4.4'te X yüzeyinden elde edilen porozite hesaplamasının yapıldığı görseller bulunmaktadır. Bu bulgular, optimum tarama hızının sadece mikroyapı homojenliği için değil, aynı zamanda iç kusurları en aza indirmek için de kritik bir parametre olduğunu ortaya koymaktadır.




**Şekil 4.2** Hastelloy X yüzey görselleri a) HX-600 b) HX-800 c) HX-1000 d) HX-1200 e) HX-1400

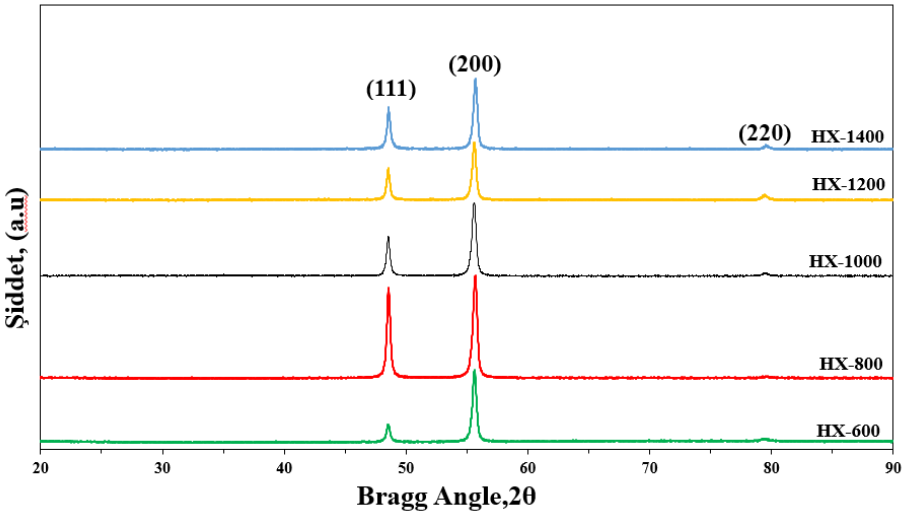
## 4.2 Mikroyapı Analizi ve Değerlendirmesi

### 4.2.1 X-Işınları Difraksiyon Analizi

Hastelloy X numunelerine uygulanan X-ışını difraksiyon (XRD) analizi, faz bileşimi ve kristal yapının belirlenmesi açısından önemli bilgiler sağlar. Katmanlı imalat sürecinden kaynaklanabilecek faz dönüşümleri, kalıntı gerilmeler ve doku oluşumu XRD ile tespit edilebilir. Bu bağlamda, farklı tarama hızlarına sahip 5 numunenin XRD profilleri karşılaştırılarak mikroyapısal değişiklikler değerlendirilmiştir.

X-ışını difraksiyonu (XRD) analizleri, farklı tarama hızlarında üretilen Hastelloy X numunelerinin faz yapısı ve kristal özelliklerini incelemek için gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.2'de görüldüğü gibi, YMK (yüzey merkezli kübik) yapıya ait ana pikler, (111), (200) ve (220) düzlemleri, tüm numunelerde açıkça gözlemlenmiştir. Bu pikler, literatürde bildirilen Hastelloy X'in nikel bazlı YMK matrisine karşılık gelmektedir [44]. HX-600 numunesinin difraktogramında, piklerin yoğunluğu düşüktür ve belirli bir genişleme göstermektedir. Bu, düşük tarama hızında meydana gelen hızlı katılaşma ile ilişkilidir ve kristal büyümesinin sınırlı olduğunu

gösterir [44]. HX-800 ve HX-1000 numunelerinde ise piklerin daha keskin ve belirgin olması, kristal boyutlarının büyüdüğünü ve kristal yapının daha homojen hale geldiğini göstermektedir. Özellikle HX-800 numunesinde (200) düzleminin yüksek şiddeti, belirli düzlemlerde yönelimli büyümenin gerçekleştiğine işaret etmektedir. Bu durum, seçici lazer ergitme (SLM) yönteminde kullanılan orta düzey tarama hızlarında daha kararlı kristalizasyon koşullarının sağlandığını göstermektedir. Buna karşılık, yüksek tarama hızlarında üretilen HX-1200 ve HX-1400 numunelerinde pikler yeniden genişlemeye başlamış, bu da hızlı katılaşma koşulları nedeniyle kristal yapıda tekrar bozulmaların oluştuğunu ve taneler arası yönelimin azaldığını düşündürmektedir. Özellikle HX-1400 numunesinde (220) düzleminin daha belirgin hale gelmesi, rastgele yönelimli kristal büyümelerinin artmış olabileceğini göstermektedir. Ancak, aynı numunedeki yüksek gözeneklilik oranı (%0,133), kristal yapının daha düzenli olmasına rağmen, üretim parametrelerinin bazı bölgelerde tam erime sağlayamadığını ve yapısal bütünlüğün bozulmasına neden olduğunu ortaya koymaktadır [41]. Elde edilen XRD sonuçları, mikroyapı ve gözeneklilik analizleri ile birlikte değerlendirildiğinde, optimum tarama hızının sadece gözeneklilik oranını değil, aynı zamanda kristal yapı kalitesini de etkilediği görülmektedir. Bu bulgular, tarama hızının faz oluşumu ve kristal yapının düzenliliği üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu ortaya koymakta; optimum tarama hızlarının (HX-800 – HX-1000 aralığı) daha homojen ve yönlenmiş mikroyapıların elde edilmesine katkı sağladığını göstermektedir.



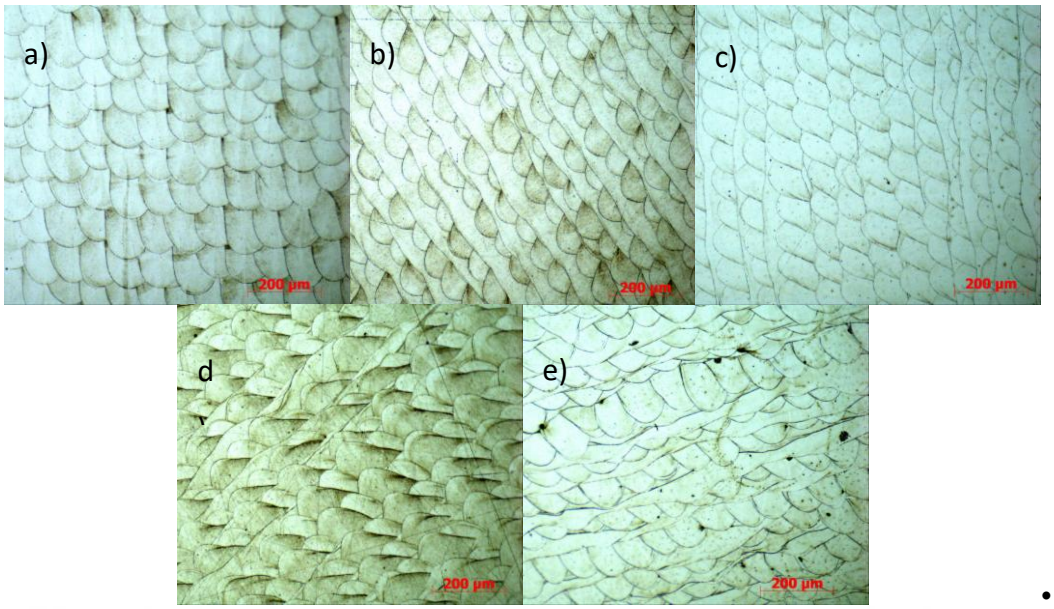

**Şekil 4.3** Farklı parametrelerde üretilen Hastelloy X numunelerinin XRD profilleri

### 4.2.2 Optik Mikroskop Değerlendirmeleri

Hastelloy X, yüksek sıcaklık mukavemeti ve korozyon direnci ile bilinen nikel bazlı bir süperalaşımdır. SLE gibi lazer tabanlı üretim süreçlerinde tarama hızı, mikroyapının önemli parametrelerinden biridir. Tarama hızının artırılması genellikle:

- Isı girişini azaltır, bu da daha hızlı katılaşmaya neden olur.
- Mikroyapıda tane incelmesi veya hücresel/dendritik yapılar ortaya çıkmasına neden olabilir.

Şekil 4.1'de X düzleminden elde edilen OM görüntüleri verilmiştir. Düşük tarama hızında üretilen HX-600 numunesinde, yüzeyde lazerin daha uzun süre kalması nedeniyle büyük ve belirgin eriyik havuzları oluşmuştur. Bu durum, düşük tarama hızlarında yüksek enerji girişi sebebiyle sıcaklık gradyanlarının artmasına ve dengesiz bir katılaşma mikroyapısının oluşması ile ilişkilendirilebilir. [44]. Orta tarama hızlarına sahip HX-800 ve HX-1000 numunelerinde, eriyik havuzlar daha homojen bir dağılım göstermiştir. Ayrıca yapı içinde izotermal çizgiler belirginleşmiş ve yönlendirilmiş ince taneli bir mikroyapı gözlemlenmiştir. Bu, optimum tarama hızlarında enerji yoğunluğunun hem tam erimeyi sağlayacak hem de dengeli katılaşma koşulları yaratacak bir seviyede olduğunu göstermektedir [40]. Ancak, yüksek tarama hızlarına sahip HX-1200 ve HX-1400 numaralı numunelerde, yetersiz enerji girişi sebebiyle eriyik havuzlarının netliğinin azaldığı görülmektedir. Bu numunelerde havuzlar arasındaki bağ zayıflamıştır ve eksik erime, gözeneklilik gibi yapısal kusurlar gözlemlenmiştir. Literatürde belirtildiği üzere, yüksek tarama hızları, lazer ve numune arasında kısa etkileşim süresi nedeniyle yeterli erimeyi engelleyebilir ve kusurlu bölgelerin oluşumuna yol açabilir [43]. Bu bulgular, tarama hızının SLE üretiminde mikroyapısal kontrol açısından kritik bir parametre olduğunu ve yapısal homojenliği sağlamak açısından uygun aralıkta seçilmesinin önemli olduğunu göstermektedir.




**Şekil 4.4** Numunelerin OM gürüntüleri a) HX-600 b) HX-800 c) HX-1000 d) HX-1200 e) HX-1400

## 4.3 Mekanik ve Tribolojik Özelliklerin Analizi ve Değerlendirmesi

### 4.3.1 Mikrosertlik

Bu çalışmada nikel bazlı süperalaşım Hastelloy X'in mekanik dayanımının değerlendirilmesi amacıyla farklı tarama hızlarında üretilen beş farklı numunenin sertlik değerleri Micro-Vickers yöntemi ile ölçülmüştür. Her numune için beş tekrar yapıldı, böylece ölçümlerin doğruluğu ve güvenilirliği artırıldı. Elde edilen sertlik verileri, bir üretim parametresi olan tarama hızının malzemenin sertlik özelliklerine etkisini belirlemek için kullanılmıştır.

Numunelerin sertlik ölçüm sonuçları Tablo 4.3'te verilmiştir. Ölçümler beş tekrar ile yapıldı ve ortalama sertlik değerleri 246.6 Hv ile 257 Hv arasında değişiyor. En yüksek ortalama sertlik değeri HX-800 olarak belirlenirken, en düşük değer HX-1400'e aittir. Bu durum gözlemlenen mikroyapı ve gözeneklilik verileriyle örtüşmektedir. Özellikle HX-1400 numunesinde yüksek gözeneklilik oranı ve düşük yoğunluk gözlenmiş ve bu gözenekli yapı malzemenin sertlik değerini olumsuz etkilemiştir [45]. Öte yandan HX-800 numunesinin mikroyapısında daha homojen taneciklere ve daha az gözenekliliğe sahip olduğu ve aynı zamanda XRD analizinde kristal yapının düzenliliğini koruduğu görülmektedir. Bu özellikler, lazer tarama parametresinin bu numune için en uygun seviyede olduğunu ve böylece

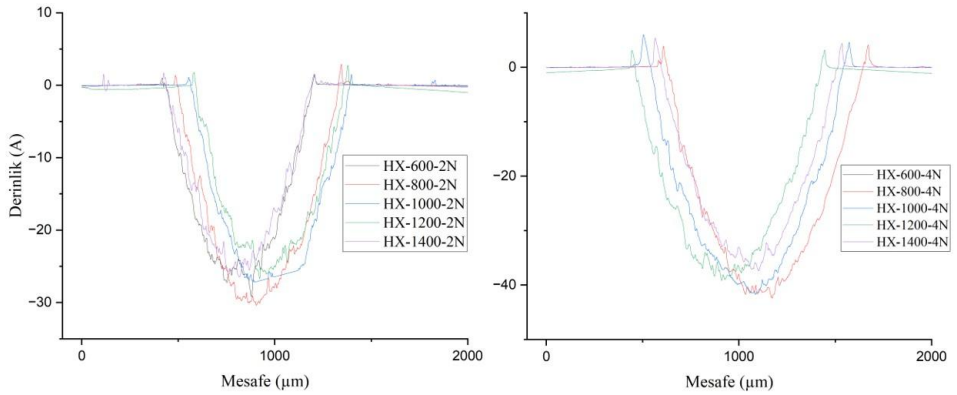
daha kompakt bir yapının elde edildiğini göstermektedir [43]. Sertlik sonuçları, üretim parametrelerinin sadece mikroyapı üzerinde değil, mekanik özellikler üzerinde de doğrudan bir etkiye sahip olduğunu ortaya koymaktadır. Özellikle SLE işlemlerinde, enerji yoğunluğu, bu sonuçlarla açıkça desteklenen mikrosertlik üzerinde bir belirleyicidir.

**Tablo 4.3** Hastelloy X numunelerinin sertlik değerleri

| | **HX-600** | **HX-800** | **HX-1000** | **HX-1200** | **HX-1400** |
|---|---|---|---|---|---|
| **1** | 252 | 256 | 251 | 253 | 250 |
| **2** | 248 | 258 | 250 | 251 | 244 |
| **3** | 253 | 255 | 252 | 250 | 245 |
| **4** | 249 | 259 | 249 | 255 | 247 |
| **5** | 250 | 257 | 248 | 252 | 247 |
| **Ort.** | 250,4 ±1,85 | 257 ±1,41 | 250 ±1,41 | 252,2 ±1,72 | 246,6 ±2,06 |

### 4.3.2 Tribolojik Özellikler

Hastelloy X numunelerine uygulanan aşınma testleri, malzemenin yüzey mukavemetini ve tribolojik performansını değerlendirmek amacıyla gerçekleştirilmiştir. Katmanlı imalatla üretilen numunelerde, üretim parametrelerine bağlı olarak ortaya çıkan mikroyapısal farklılıklar, aşınma davranışını doğrudan etkilemektedir. Bu doğrultuda, 2N ve 4N yükler altında gerçekleştirilen aşınma testleri sonucunda elde edilen veriler analiz edilmiş ve numunelerin yüzey aşınma dirençleri karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Aşağıdaki Şekil 4.5'de aşınma derinlik profili eğrilerine yer verilmiştir.




**Şekil 4.5** Aşınma testine ait aşınma derinlik profilleri

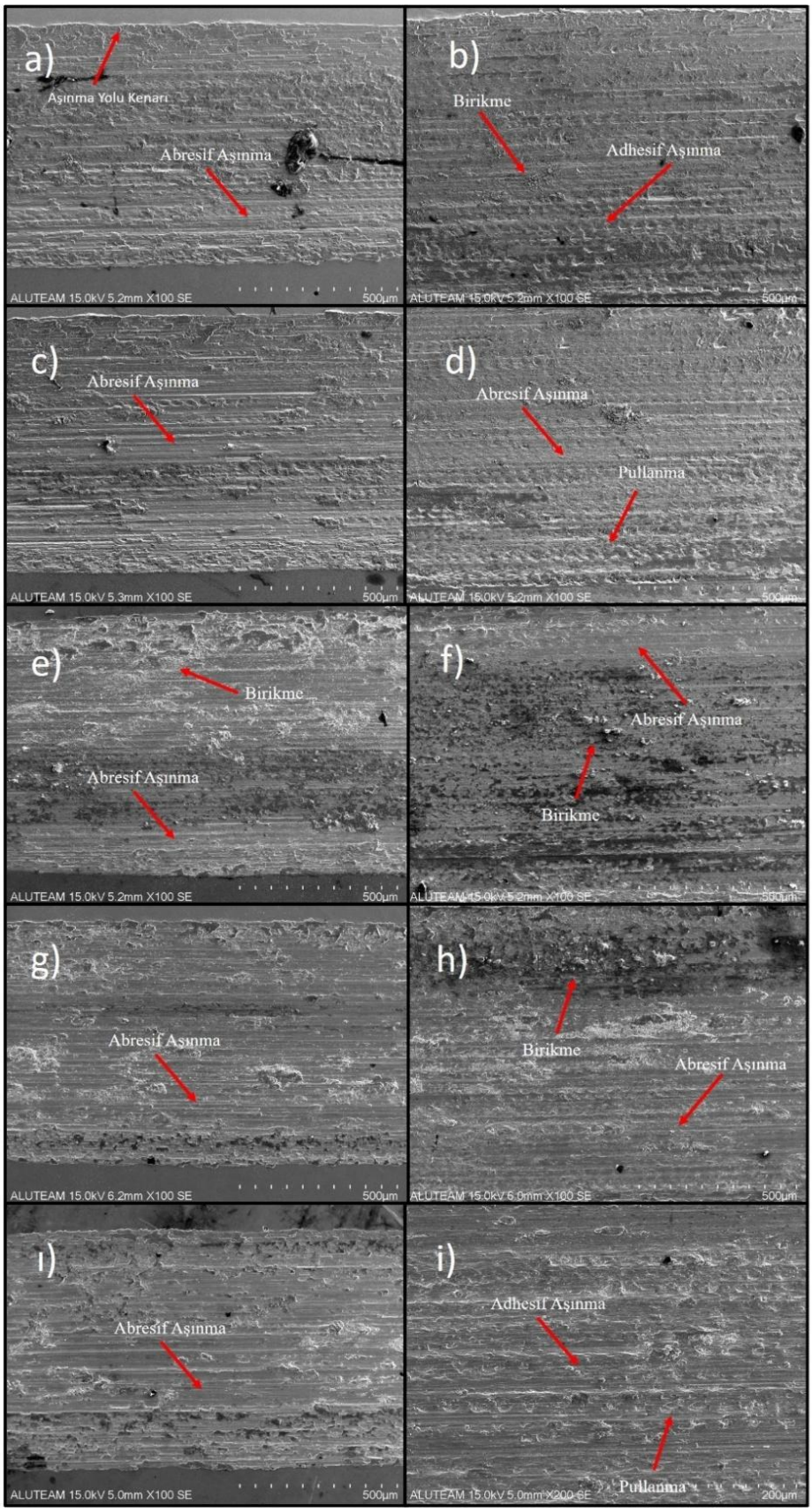
Genel olarak, tüm numunelerde 4N yük uygulandığında aşınma izlerinin derinliğinin önemli ölçüde arttığı gözlemlenmiştir. Bu artış, temas basıncının artmasıyla plastik deformasyonun şiddetlenmesi ve malzeme kaybının artmasına bağlanabilir [46]. HX-600 numunesinde 2N yük ile yaklaşık 7,6 µm ve 4N ile 10,2 µm derinliğe ulaşıldı, bu da yük artışının doğrudan etkisini göstermektedir. HX-800 numunesinde derinlik 6,8 µm'den 11,1 µm'ye yükseldi ve bu da daha büyük bir deformasyon alanına neden oldu. HX-1000 numunesinde, 5,9 µm (2N) ile 13,7 µm (4N) arasında en büyük derinlik farkı gözlemlendi. Bu, malzemenin bu tarama hızında yüksek yük altında daha zayıf direnç gösterdiğini göstermektedir. HX-1200 numunesinde, 2N altında 5,3 µm ve 4N altında 12,9 µm derinlik ölçüldü. HX-1400 numunesi, 2N yük altında en düşük maksimum derinlik (4,7 µm) sergilemiş, 4N'de 10,4 µm'ye yükselmiştir. Ancak profil geometrisi daha simetrik kalmış, bu da daha yüksek tarama hızının mikroyapısal direnç üzerindeki olumlu etkisini yansıtmaktadır [47]. Sonuç olarak, 4N yük altında aşınma derinliğindeki artış, tüm numunelerde ortak bir eğilim göstermektedir. Deney sonucunda elde edilen sürtünme katsayı (COF) değerleri aşağıdaki Tablo 4.4'de verilmiştir.

**Tablo 4.4** Aşınma Deneyi Sonuçları

| Numune İsimleri | Mean COF | Max COF | Aşınma Hacmi Kaybı ($\mu m^3$) | Aşınma Kesit Alanı ($\mu m^2$) |
|---|---|---|---|---|
| **HX-600- 2N** | 0,67 | 0,731 | 61,99 | 12398,7 |
| **HX-600- 4N** | 0,548 | 0,675 | 96,59 | 19318,7 |
| **HX-800-2N** | 0,636 | 0,728 | 74,74 | 14948 |
| **HX-800-4N** | 0,565 | 0,719 | 113,47 | 22694,7 |
| **HX-1000-2N** | 0,636 | 0,701 | 71,17 | 14234 |
| **HX-1000-4N** | 0,569 | 0,708 | 127,02 | 25404,3 |
| **HX-1200-2N** | 0,703 | 0,761 | 61,52 | 12304,3 |
| **HX-1200-4N** | 0,628 | 0,708 | 113,17 | 22634,7 |
| **HX-1400-2N** | 0,704 | 0,77 | 56,73 | 11345,3 |
| **HX-1400-4N** | 0,545 | 0,682 | 100,64 | 20129 |

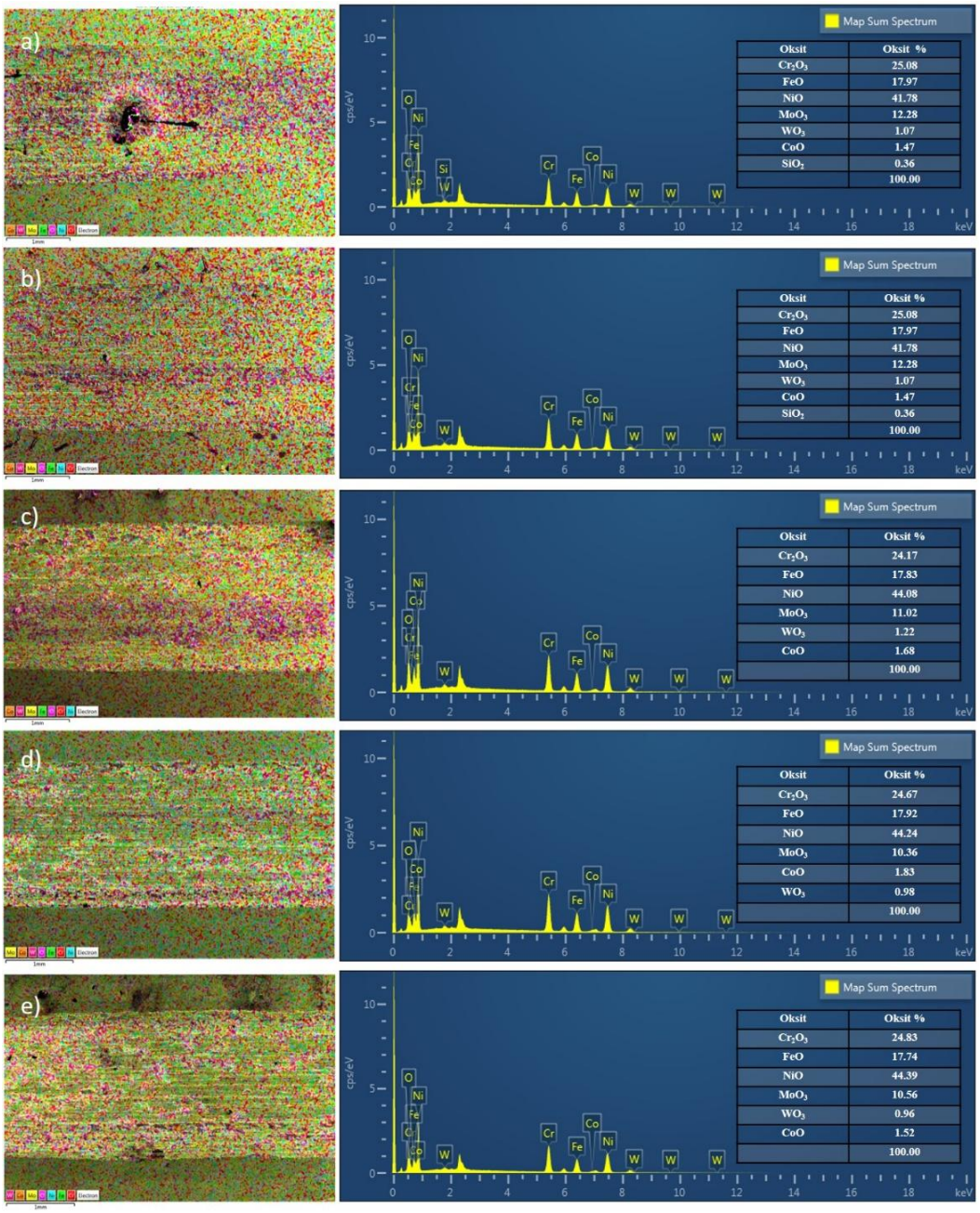
Deney sonuçlarına göre, 4N taramaya tabi tutulan numunelerdeki ortalama COF değerleri, 2N taramaya tabi tutulan numunelerdekinden genel olarak daha düşüktür. Örneğin, HX-600 numunesine uygulanan 2N yükte ortalama COF değeri 0,67 iken, bu değer HX-600 numunesine uygulanan 4N yükte 0,548'e düşmüştür Bununla birlikte, HX-1200 ve HX-1400 numunelerine uygulanan 2N yükte, COF değerleri sırasıyla 4N yükte elde edilen COF değerlerinden daha yüksek olduğu gözlemlenmektedir. Bu durum, yüksek sıcaklıklarda yüzeyde oluşan koruyucu oksit film tabakalarının sürtünmeyi azaltıcı etkisiyle açıklanabilir [48]. Aşınma hacmi ve kesit alanı verileri incelendiğinde, 4N taramalarında aşınma miktarının genel olarak arttığı görülmüştür. Örneğin, HX-1000 2N yükte aşınma hacmi 71,17 $\mu m^3$ iken, bu değer HX-1000 4N yükte aşınma hacmi 127,02 $\mu m^3$'ye yükselmiştir. Benzer şekilde, aşınma kesit alanları da 4N yük uygulanan numunelerde açıkça daha yüksektir. Bu, yüksek tekrarlama sayılarının neden olduğu termal birikimin, mikroyapıda faz çözünmesi, yeniden katılaşma bölgelerinde gevşeme veya tane sınırı zayıflaması gibi etkilere neden olduğu hipotezini desteklemektedir [49], [50]. Ayrıca, aşırı lazer enerjisine maruz kalan bölgelerdeki termal yumuşama ve karbür çözünmesi gibi mikroyapısal değişiklikler de aşınma direncini azaltabilir [51].

Özellikle, HX-1400 numunesi 2N yükte, en düşük aşınma hacmi 56,73 $\mu m^3$ ve en küçük aşınma kesit alanı 11.345,33 $\mu m^2$ ile en iyi tribolojik performansa sahip numune olarak öne çıkmıştır. Bu durum, yüksek sıcaklıklarda oluşan ve yüzeyi koruyucu bir bariyer olarak saran oksit film tabakaları ile açıklanabilir [48]. Genel değerlendirmede, 2N yük altında test edilen numunelerde daha düşük aşınma oranları gözlemlenmiştir. Bu durum, daha kontrollü ısı girişi sayesinde mikroyapısal stabilitenin korunmasıyla ilişkilendirilmiştir. Öte yandan, 4N yük altında yapılan taramalarda Sürtünme Katsayısı (COF) değerlerinde bir azalma olmasına rağmen, aşınma direncinde önemli bir azalma gözlemlenmiştir. En düşük aşınma hacmi ve optimum COF değeri HX-1400 numunesinde 2N yük altında gerçekleştirilen test sonucunda elde edilmiştir; bu, yüksek tarama hızının etkisiyle yüzeyde oluşan oksit tabakasının aşınmaya karşı koruyucu bir rol oynadığını göstermektedir. Aşınma yüzeylerinden elde edilen SEM görüntüleri Şekil 4.6'de verilmiştir.




**Şekil 4.6** Aşınma sonrası numunelerin SEM görüntüleri a) HX-600 2N, b) HX-600 4N, c) HX-800 2N, d) HX-800 4N, e) HX-1000 2N, f) HX-1000 4N, g) HX-1200 2N, h) HX-1200 4N, ı) HX-1400 2N, i) HX-1400 4N

Aşınma sonrası SEM görüntüleri incelendiğinde, numunelerin tarama hızı ve uygulanan yük değişkenlerine bağlı olarak farklı mikroyapısal deformasyon türlerinin meydana geldiği gözlemlenmiştir. 600 mm/s tarama hızında 2N yük altında test edilen numunede (a), yüzeyde belirgin "abrasif" olarak adlandırılan paralel çizik yapıları gözlemlenmiştir. HX-600'de SEM görüntülerinde yüzey üzerinde yoğun çizilme ve oksitlenmiş bölgeler belirginleşmiştir. Bu durum, artan yükle birlikte yüzey temas basıncının yükselmesi sonucu oluşan plastik deformasyon ve tribokimyasal oksitlenme ile ilişkilendirilebilir [52]. Aynı hızda 4N yük altında test edilen numunede (b), gözlemlenen çizikler daha derindir. Yüzeyde birikme olarak nitelendirilen parçacık birikimleri gözlenmiştir. Ayrıca adeziv aşınma da gözlemlenmiştir. Yük artışının yüzey hasarını ağırlaştırdığı söylenebilir. 800 mm/s hızında 2N yük altında test edilen numunede (c), aşınma izleri daha inceydi ve yüzey daha homojendi, 4N yük altında test edilen numunede (d) ise hem enkaz miktarında artış nedeniyle pullanma da gözlemlendi. 1000 mm/s hızında 2N yük ile elde edilen görüntüde (e), birleşmiş geniş oluklar ve yoğun parçacık birikimi gözlemlenirken, 4N yük altındaki numunede (f), parçacık kümeleri ve daha belirgin çizik yapıları yüzeyde koyu alanlar olarak tespit edildi. SEM görüntülerinde sürtünmeye bağlı yüzey erozyonu ve tribofilm kalıntıları gözlenmiştir. Bu tür yüzey etkileşimleri, literatürde belirtildiği gibi, yüksek yük altında sürtünme ile oluşan sıcaklığın artması sonucu meydana gelen tribokimyasal reaksiyonlara bağlanabilir [46]. 1200 mm/s hızında 2N yük ile test edilen numune (g), daha düzenli doğrusal aşınma izleri ile düşük düzeyde hasar gözlemlendi. Ancak, 4N yük ile test edilen numune (h) daha yaygın birikme oluşumu gözlemlendi. 1400 mm/s hızında test edilen numuneler arasında (ı), 2N yük ile test edilen numune nispeten düzenli ve daha az hasarlı bir yüzey yapısı gösterirken, 4N yük altında test edilen numune (i) çizik yoğunluğunun arttığı ve parçacıkların serbestçe dağıldığı bir deformasyon modeli sergiledi. Genel olarak, düşük yük ve yüksek tarama hızı kombinasyonları daha az hasarlı yüzey yapıları oluştururken, yüksek yük yüzeyde daha agresif aşınma mekanizmalarının gelişmesine neden olmuştur. Aşağıdaki şekillerde aşınma deneyi sonrası numunelerde oluşan izlere yapılan element haritalandırması ve element verileri yer almaktadır.



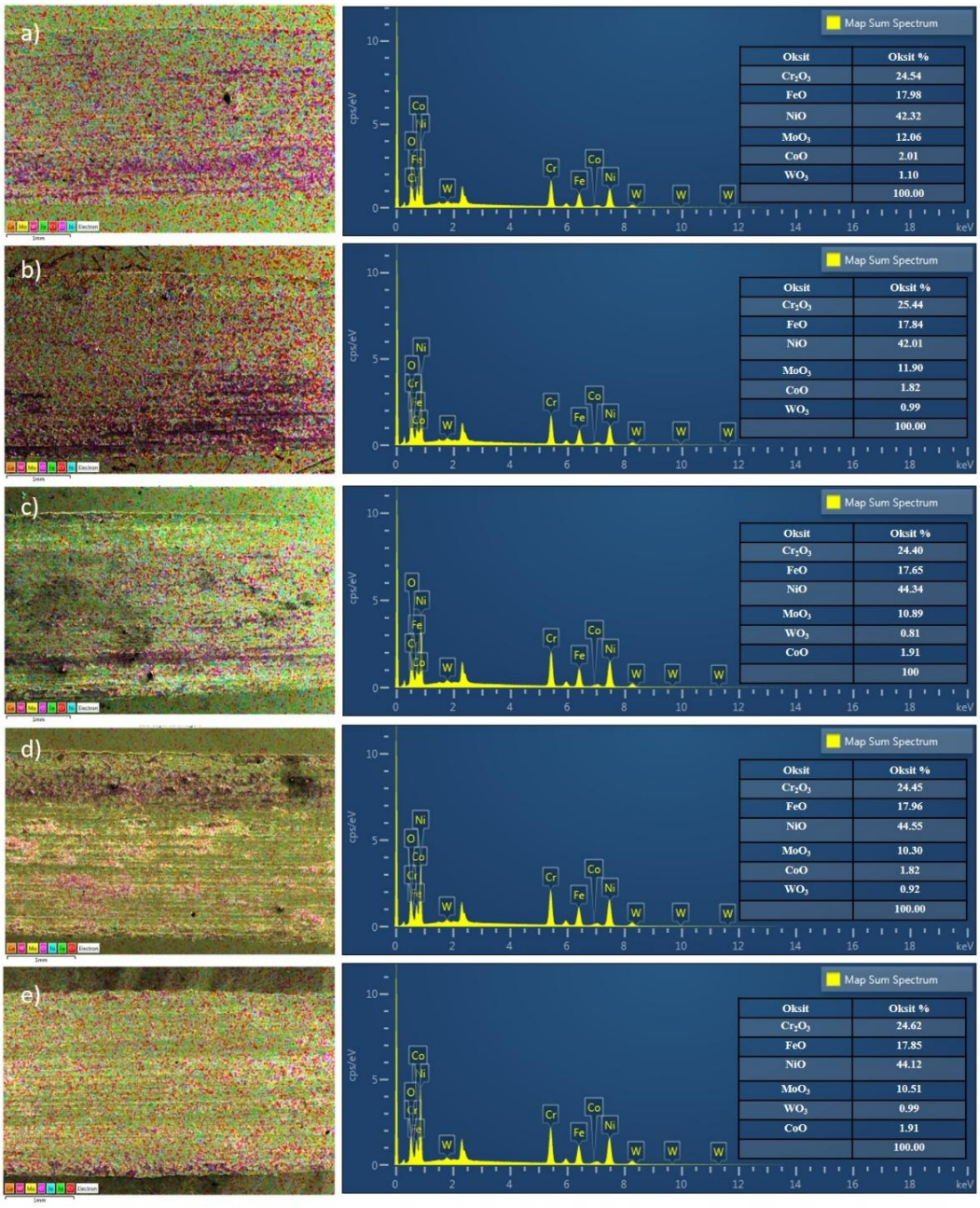

**Şekil 4.7** 2N yükte aşınmış yüzeylerin SEM-EDS ile elementel haritalandırılma görüntüsü ve element verileri a) HX-600, b) HX-800, c) HX-1000, d) HX-1200, e) HX-1400

Aşınma sonrası yapılan EDS analizleri sonucunda Şekil 4.7 ve Şekil 4.8'da verilen haritalandırma görüntüleri ve element verileri yer almaktadır. Tüm tarama hızlarında 2N ve 4N yük seviyelerinde yüzeyde oluşan oksit fazlarının dağılımında belirgin farklılıklar olduğunu göstermektedir. Oksit bileşenlerinin türü ve oranları, hem uygulanan yükün büyüklüğüne hem de tarama hızına bağlı olarak değiştiği görülmüştür. HX-600 numunesinde, 2N yük altında % 41,73 NiO, % 25,08 $Cr_2O_3$

ve % 17,97 FeO gibi oksitler baskınken, 4N yük altında NiO oranı % 42,32'ye çıkmış, $Cr_2O_3$ ise % 24,54'e gerilemiştir. Bu artış, daha yüksek yükte yüzey sıcaklığının ve oksidasyonun arttığını, dolayısıyla NiO oluşumunun yoğunlaştığını göstermektedir [53]. HX-800 numunesinde, 2N yükte % 44,08 NiO, % 24,17 $Cr_2O_3$ ve % 17,83 FeO tespit edilirken, 4N yük altında NiO oranı % 42,01'e düşmüş, $Cr_2O_3$ ise % 25,84'e yükselmiştir. Bu durum, bazı numunelerde yüksek yükün pasivasyon etkisiyle Cr oksit oluşumunu artırabileceğini göstermektedir [54]. HX-800'de ayrıca yüzeyde oksijen ve karbon oranlarında genel bir artış olmuştur. Bu, daha kalın ve tribolojik olarak aktif oksit tabakalarının oluştuğunu göstermektedir. HX-1000 numunesi, 2N yükte % 44,43 NiO içeriğine sahipken 4N yükte bu oran % 44,34 olarak hemen hemen sabit kalmıştır. Buna karşın, $Cr_2O_3$ oranı 2N yükte % 24,67 iken 4N yükte % 24,40'a gerilemiştir. Oksit kompozisyonlarında yük artışının sınırlı etkisi olduğu görülmektedir. Bu sabitlik, orta tarama hızlarında daha dengeli bir mikroyapı oluştuğunu ve bu yapıların aşınma sonrası oksidasyona karşı daha stabil davranabildiğini düşündürmektedir [55]. HX-1200 numunesinde, 2N yükte % 41,45 NiO ve % 24,65 $Cr_2O_3$ tespit edilirken, 4N yükte % 44,55 NiO ve % 24,45 $Cr_2O_3$ oranları belirlenmiştir. Bu değerler, yüksek tarama hızlarında oluşan daha ince mikroyapının oksitlenmeye daha yatkın olduğunu ve yüksek yükte NiO oluşumunun arttığını işaret etmektedir. HX-1400 numunesinde, 2N yükte % 41,12 NiO, % 24,83 $Cr_2O_3$ ve % 17,74 FeO bulunurken, 4N yükte bu oranlar sırasıyla % 44,11, % 24,62 ve % 17,85 olarak gözlenmiştir. Bu artış ve düşüş trendi, daha yüksek tarama hızlarında yük etkisiyle NiO oluşumunun baskınlaştığını ve yüzeyde daha kalın oksit tabakalarının oluştuğunu göstermektedir [56].

Tüm numunelerde görülen ortak eğilim, yük artışıyla birlikte özellikle NiO oluşumunun arttığı, buna karşılık bazı numunelerde $Cr_2O_3$ oranının sabit kaldığı veya hafif azaldığı yönündedir. Bu durum, nikel esaslı alaşımlarda aşınma sonrası oluşan tribokimyasal reaksiyonların, yük ve yüzey sıcaklığı ile doğrudan ilişkili olduğunu ortaya koymaktadır. Ayrıca, yüksek yüklerde aşınma izlerinin daha homojen ve çizgisel olduğu, bu izlerin özellikle 4N koşulunda daha belirgin şekilde oksitlenmiş yüzeyler oluşturduğu gözlemlenmiştir. Element haritalarında da, Cr, Mo ve Ni elementlerinin 2N yük altında daha net konturlarla ve dağınık bir şekilde dağıldığını, bu elementlerin ise 4N yük altında daha geniş ve homojen bir şekilde dağıldığını göstermiştir. Bu fark, yüzeydeki tribokimyasal reaksiyonların yükün

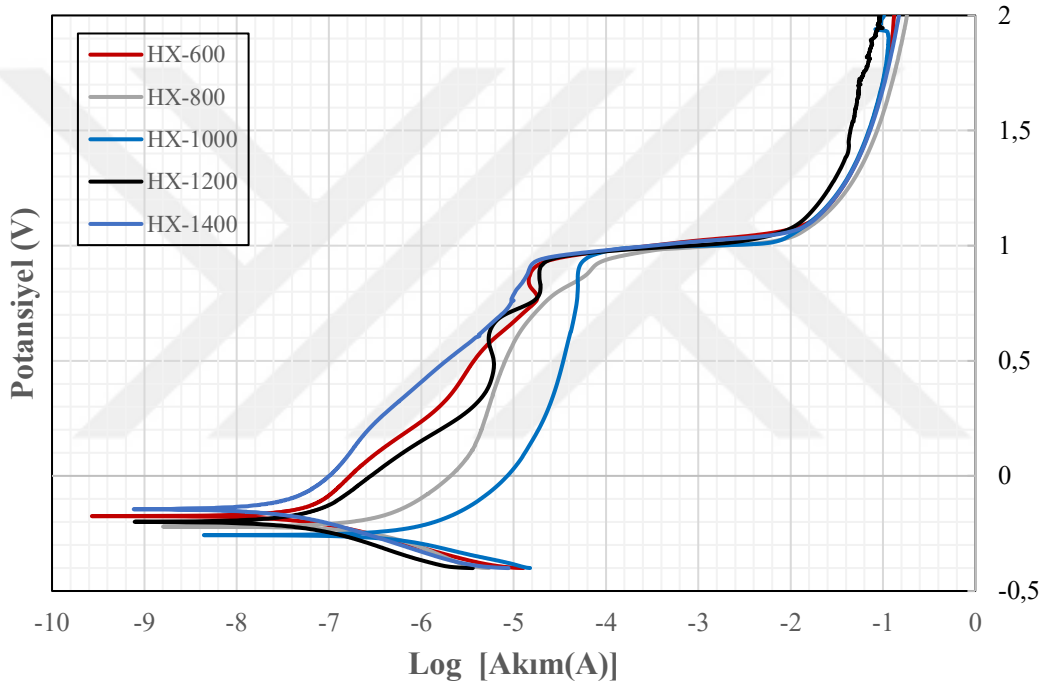
artmasıyla hızlandığını ve daha yoğun bir oksit filminin oluştuğunu kanıtlamaktadır. Genel olarak, 4N yük altında yüzeyde daha yüksek oksidasyon ve elementel yeniden düzenleme meydana gelmiştir.




**Şekil 4.8** 4N yükte aşınmış yüzeylerin SEM-EDS ile elementel haritalandırılma görüntüsü ve element verileri a) HX-600, b) HX-800, c) HX-1000, d) HX-1200, e) HX-1400

## 4.4 Elektrokimyasal Özelliklerin Analizi ve Değerlendirilmesi

Seçici Lazer Eritme (SLM) ile farklı tarama hızlarında üretilen Hastelloy X numunelerine uygulanan korozyon testleri, malzemenin yüzey bütünlüğü ve çevresel direnci açısından önemli bilgiler sağlar. Korozyon davranışı, üretim sırasında oluşan mikroyapısal özellikler, gözeneklilik miktarı, yüzey pürüzlülüğü ve kimyasal homojenlik gibi birçok faktörden etkilenir. Bu kapsamda üretim parametrelerinin korozyon direncine etkileri değerlendirilmiş ve beş farklı tarama hızında üretilen numuneler üzerinde yapılan korozyon testleri ile karşılaştırmalı analizler yapılmıştır.




**Şekil 4.9** Hastelloy X numunelerinin elektrokimyasal potentio-dinamik polarizasyon (PDS) Testi ile elde edilmiş Tafel (Potansiyel-Akım değişim) eğrileri

Elektrokimyasal korozyon testleri sonucunda elde edilen Tafel eğrileri Şekil 4.9'da sunulmuştur. Elde edilen eğriler, Hastelloy X numunelerinin farklı tarama hızlarında üretilen korozyon davranışlarının değiştiğini ortaya koymuştur. Özellikle düşük tarama hızlarında üretilen HX-600 ve HX-800 numunelerinde daha düşük korozyon akımı yoğunluğu (Icorr) ve daha pozitif korozyon potansiyeli (Ecorr) gözlemlenerek bu numunelerin daha pasif bir yüzey davranışı sergiledikleri ve daha iyi korozyon direncine sahip oldukları görülmüştür. Diğer bir açıdan yüksek tarama

hızlarında üretilen HX-1400 numunesinde gözenekli yapıdaki artışa bağlı olarak korozyon akım yoğunluğunun önemli ölçüde arttığı ve böylece korozyon direncinin azaldığı gözlemlenmiştir. Bu durum, literatürde belirtildiği gibi erime havuzunun düzensizliği, elektrolit ile temas yüzeyinin artması ve lokal anot-katot bölgelerinin oluşması sonucu oluşan mikro gözeneklerle açıklanabilir [57]. Aynı zamanda bu yapısal heterojenliklerin galvanik hücre oluşumunu kolaylaştırarak malzemenin korozyona karşı direncini azalttığı belirtilmektedir [58]. Tüm bu veriler, SLE yöntemiyle üretilen Hastelloy X alaşımına uygulanan proses parametrelerinin sadece mekanik değil elektrokimyasal dayanım üzerinde de etkili olduğunu ortaya koymaktadır. Aşağıdaki Tablo 4.5'de tafel eğrilerinden elde edilen Icorr, Ecorr ve korozyon hızı (KH) değerlerine yer verilmiştir.

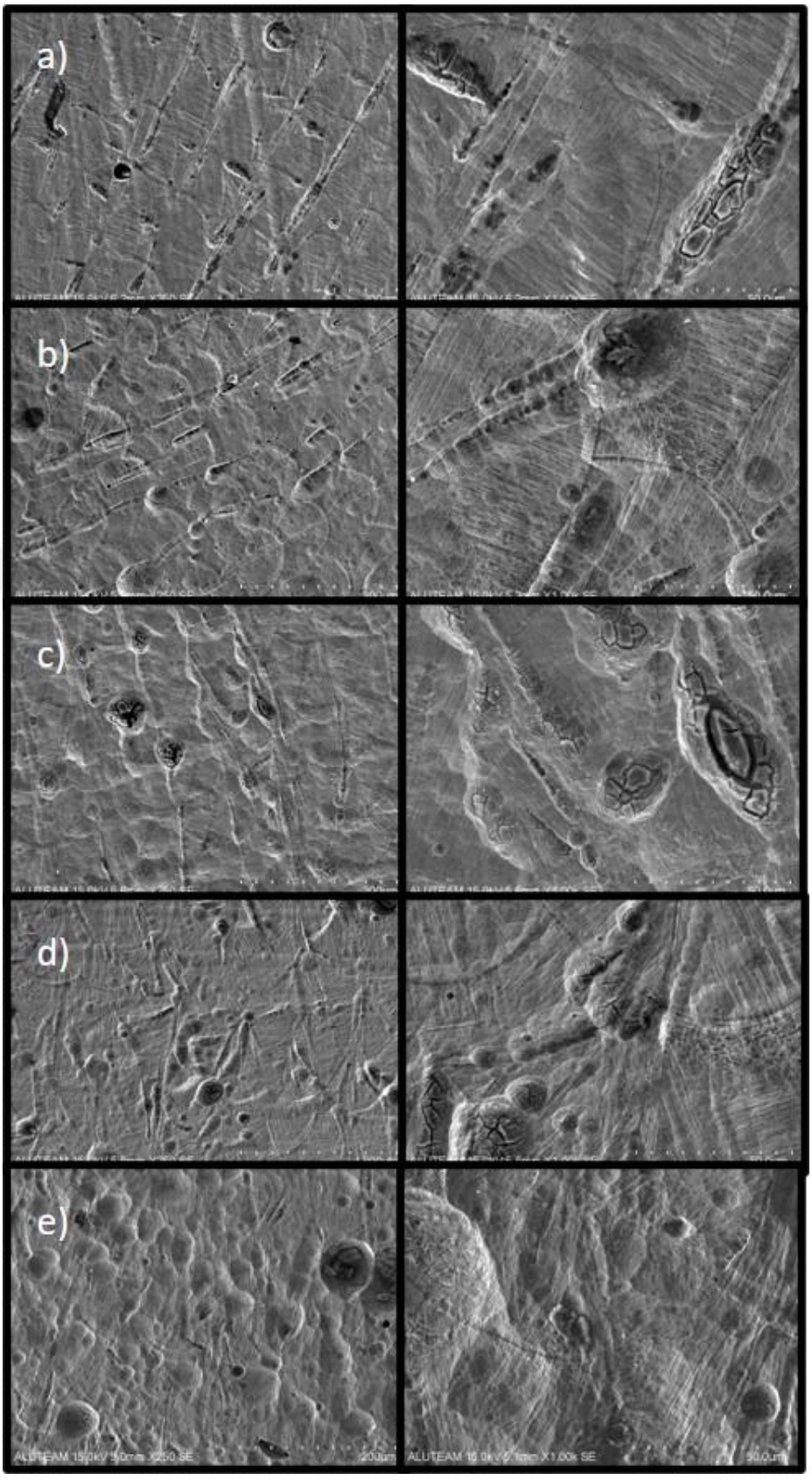
**Tablo 4.5** Hastelloy X numunelerinin elektrokimyasal potansiyo-dinamik polarizasyon (PDS) testleri sonrası elde edilen Tafel eğrilerinden elde edilen değerler.

| | **Ecorr** | **Icorr** | **KH** |
|---|---|---|---|
| **HX-600** | -0,177181 | 7,235075 | 0,090347 |
| **HX-800** | -0,221812 | 6,508099 | 0,081808 |
| **HX-1000** | -0,256173 | 6,407499 | 0,080389 |
| **HX-1200** | -0,197723 | 7,266689 | 0,090763 |
| **HX-1400** | -0,143774 | 7,449146 | 0,093545 |

Farklı tarama hızlarında üretilen Hastelloy X numunelerinin elektrokimyasal korozyon testleri sonucunda korozyon potansiyeli (Ecorr), korozyon akım yoğunluğu (Icorr) ve korozyon hızı (KH) değerleri elde edilmiştir (Tablo 4.5). En düşük tarama hızında üretilen HX-600 numunesi, en pozitif Ecorr; -0,177 V değerine sahiptir. HX- 600'ün Icorr değeri 7,23 μA / $cm^2$ ve korozyon hızı 0,090'dır. Bu, numunenin pasif film oluşumuna daha yatkın olduğunu ve elektrokimyasal olarak daha kararlı bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Öte yandan, HX-1400 numunesi, -0,143 V'luk en pozitif Ecorr değerine sahip olmasına rağmen, en yüksek Icorr; 7,44 μA /cm2 ve korozyon hızı 0,0935 değerleriyle daha agresif bir korozyon davranışı sergilemiştir. Bu sonuçlar, yüksek tarama hızlarının mikro gözenekliliği ve eriyik havuzu kararsızlığını artırdığını göstermektedir,

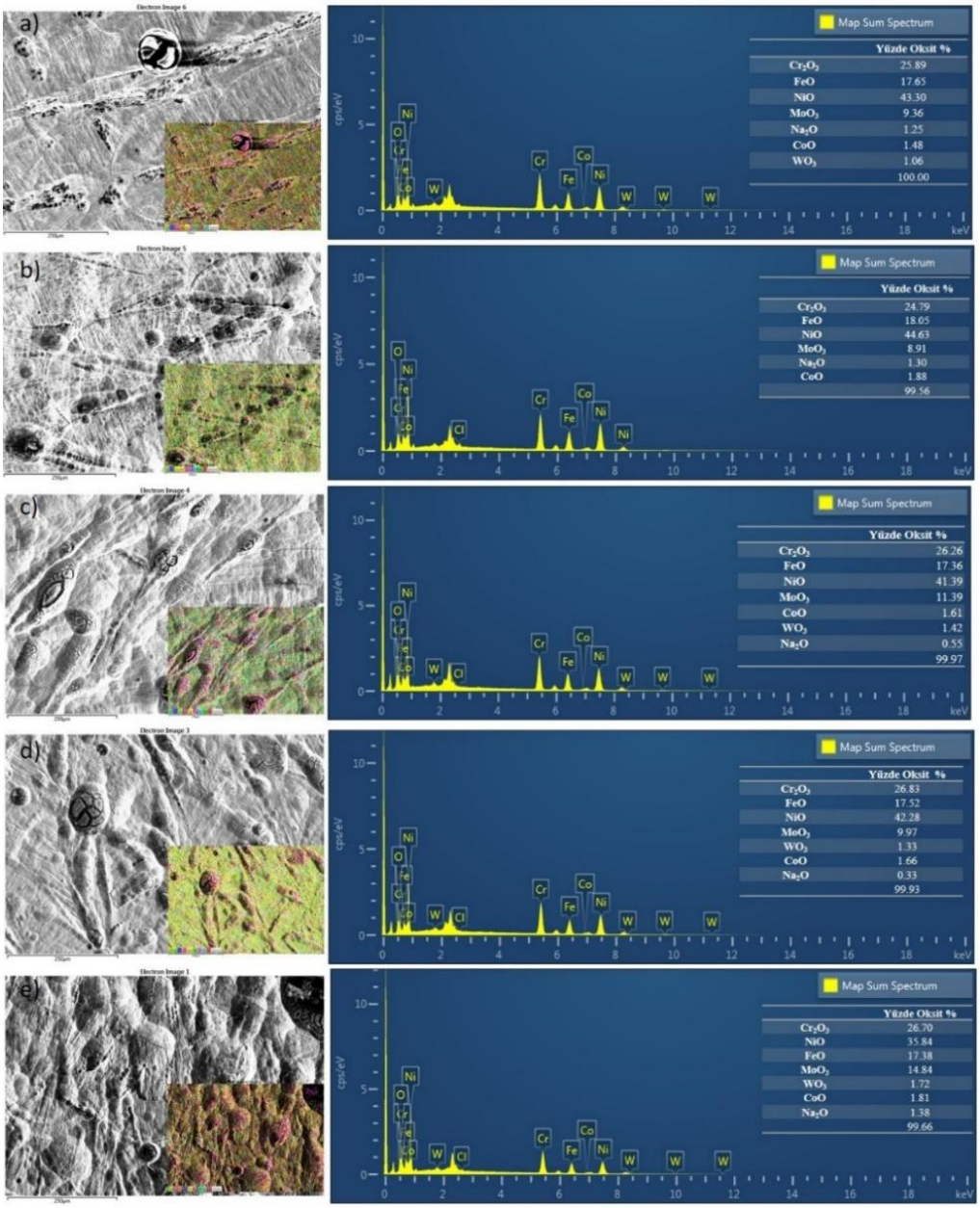
korozyona karşı savunmasız alanlar yaratır [59]. Özellikle HX-1000 numunesinde gözlenen en düşük Icorr; 6.40 µA/cm2 ve en düşük korozyon kızı 0,080 olarak gözlemlenmiştir. Bu değerler optimum tarama hızında üretilen numunelerin korozyon açısından daha stabil davranış sergilediğini göstermektedir. Bu durum, seçici lazer ergitme yöntemiyle üretilen nikel bazlı süperalaşımlarda üretim parametrelerinin mikroyapı üzerinde doğrudan, dolaylı olarak korozyon direnci üzerinde etkili olduğu literatürdeki çalışmalarla tutarlıdır [57], [60].

Şekil 4.10'de korozyon sonrası yüzeyden elde edilen SEM görüntüleri yer almaktadır. NaCl çözeltisinde korozyona maruz kalan Hastelloy X numunelerinin SEM görüntüleri değerlendirildiğinde, tarama hızına bağlı olarak yüzey deformasyonlarında önemli değişiklikler gözlemlendi. HX-600 numunesinde derin çizik izleri ve çukurlaşma oluşumu açıkça gözlemlendi. Bu deformasyonlar HX-800 numunesinde daha da arttı ve düzensiz çukurlaşma gözlemlendi. HX-1000 numunesinde çukurlar daha yuvarlak ve sayıca daha fazlaydı. Bu, mikroyapının aşındırıcı ortamda daha karmaşık bir şekilde bozulduğunu ortaya koymaktadır. HX-1200 numunesinde yüzeydeki çukurlar daha derindi ancak sayıca azalmıştı; ancak bazı bölgelerde kabuklanma ve soyulma izleri gözlendi. Bu, artan tarama hızının yapıyı kısmen daha yoğun hale getirdiği gerçeğiyle açıklanabilir. Son olarak, HX-1400 numunesinde en homojen yüzey morfolojisi gözlendi ve deformasyonlar daha sığ ve daha yaygındı. Yüzeydeki çukurlar genişti ancak derinliği azdı, bu da yüksek tarama hızının yarattığı yoğun mikroyapının korozyon direncini artırdığını göstermektedir. Genel olarak, tarama hızının artırılmasının, daha kompakt bir yapı sayesinde NaCl ortamında yüzey deformasyonlarını azalttığı ve yerel korozyon etkilerini hafiflettiği anlaşılmaktadır. Aşağıda Şekil 4.11'de Elektrokimyasal potansiyo-dinamik polarizasyon testi sırasında korozyona uğramış yüzeyin SEM-EDS elementel haritalandırması verilmiştir.




**Şekil 4.10** Elektrokimyasal potansiyo-dinamik polarizasyon testi sırasında korozyona uğrayan numunelerinin SEM görüntüleri a) HX-600, b) HX-800, c) HX-1000, d) HX-1200, e) HX-1400

HX-600 numunesinin SEM görüntüsünde lokalize çukurcuk korozyonu (pitting) açıkça gözlemlenmektedir. Özellikle yönlü olmayan, yoğun çukurcuk yapılar yüzeyde yoğunlaşmıştır. EDS analizinde yüksek oranda %43,40 NiO ve %17,65 FeO içeriğiyle birlikte %12,89 $Cr_2O_3$ ve %9,36 $MoO_3$ tespit edilmiştir. %1,06 $WO_3$ oranıyla, Tungsten (W) birikimleri dikkate değerdir bu da lokalize korozyon bölgelerinde anot-katot ayrışmalarını destekler niteliktedir. ASTM G48'e göre nikel esaslı süperalaşımlarda lokal çukurcuk oluşumu, düşük tarama hızlarında yoğunlaşan termal gerilim bölgelerinde görülmektedir [61]. HX-800'de yüzeyde hem çukurcuk hem de lokal üniform korozyon izleri gözlemlenmiştir. Çukurcuklar önceki örneğe göre daha geniş ama daha az derindir. %48,63 NiO ve %24,79 $Cr_2O_3$ oranları, pasif film oluşumunun hala etkili olduğunu göstermektedir. %18,05 FeO varlığı, lokal oksitlenmenin arttığını göstermektedir. ASTM G31'e göre pasif filmlerin sürekliliği tarama hızı ile ilişkili olup orta hızlarda geçişli korozyon yapıları görülebilir [62]HX-1000'de üniform korozyon baskındır. Yüzey genelinde yayılmış oksit yapıları ve homojen yapı dikkat çekicidir. EDS analizinde % 41,39 NiO, % 26,26 $Cr_2O_3$ ve % 17,36 FeO gibi pasif film bileşenlerinin dengeli dağılımı mevcuttur. % 0,90 $Na_2O$ varlığı film bozulmasına dair küçük bir izdir. Üniform korozyonun baskın olduğu bu tarz yüzey yapıları, optimum üretim parametrelerine yakın koşullarda yaygındır [63]HX-1200 yüzeyinde çukurcuk yapılar neredeyse yok denecek kadar azalmış, daha homojen bir korozif oksit tabakası görülmektedir. % 42,28 NiO ve % 26,83 $Cr_2O_3$ oranı, yüzeyin pasif durumda kaldığını gösterir. Bu numunede % 9,43 $MoO_3$ ve % 1,33 $WO_3$ oranları ile birlikte daha yüksek Mo ve W stabilizasyonu mevcuttur.




**Şekil 4.11** Elektrokimyasal potansiyo-dinamik polarizasyon testi sırasında korozyona uğramış yüzeyin SEM-EDS elementel haritalandırması

Korozyon testlerinden sonra Hastelloy X numunelerinden elde edilen EDS analizleri, numunelerin yüzeyinde oluşan oksit tabakalarının hem kimyasal bileşiminin hem de stabilitesinin değiştiğini ortaya koymaktadır. Tüm numunelerde gözlemlenen ana oksit fazlar $Cr_2O_3$, FeO ve NiO'dur. Özellikle % 24,79–26,83 arasında $Cr_2O_3$ ile % 35,84–44,63 arasında NiO oranları oldukça yüksektir. Bu durum alaşımın yüzeyinde koruyucu bir pasif tabaka oluştuğunu göstermektedir. $Cr_2O_3$, metal yüzeyi dış ortamlardan izole ederek genel korozyon oranını düşürürken, NiO yapının oksidasyona karşı termodinamik direncine oldukça katkı

sağlamaktadır [54].Ancak bazı örneklerde gözlenen $MoO_3$ (%8,91–14,84) ve $WO_3$ (%1,33–1,72) gibi uçucu oksit fazlarının varlığı, yüksek sıcaklığın etkisiyle lokal oksidatif bozulmanın başladığını ve yüzeyde homojen olmayan pasif bir tabaka oluştuğunu göstermektedir. Bu durum özellikle HX-1000 ve HX-1400 numenlerinde oldukça belirgindir. $MoO_3$ ve $WO_3$ gibi bileşikler oksidasyon sıcaklığı arttıkça uçucu hale gelebilmektedir. Böylece yüzeyden uzaklaşabilirler. Bu durum koruyucu tabakanın sürekliliğini bozar ve metal alt tabakanın daha fazla korozyona maruz kalmasına neden olmaktadır [65]. Ek olarak, düşük miktarlarda gözlenen $Na_2O$ gibi oksitler test ortamından kaynaklanmaktadır ve pasif katmanın yerel özelliklerini etkileyebilir. Örneğin, HX-1400 numunesinde % 1,38 $Na_2O$'nun bulunması, lokal alkalinite artışının pasif filmin çözünürlüğünü artırabileceğini düşündürmektedir. Sonuç olarak numunelerdeki korozyon ürünleri Hastelloy X alaşımının yüksek sıcaklıklarda ve agresif ortamlarda oksidatif stabilitesini koruyabildiğini ancak bazı durumlarda uçucu oksitlerin oluşumu ile pasif film bozulmasına neden olabileceğini göstermektedir.

# 5
# SONUÇ

Bu çalışmada, farklı tarama hızlarıyla SLE metoduyla üretilen Hastelloy X numunelerine yapılan analizler sonucunda elde edilen veriler aşağıda özetlenmiştir.

1. Tarama hızının artmasıyla birlikte, lazer yüzey etkileşimi azalmış ve bu durum mikroyapıda önemli değişimlere yol açmıştır. Tarama hızının artması tane boyutunu ve eriyik havuzların belirginliğine etki etmiştir. Orta seviyede tarama hızına sahip HX-600 ve HX-800 numunelerinde daha dengeli bir mikroyapı gözlemlenmektedir. HX-1400 numunesi ise ince taneli ve gevrektir.
2. Yoğunluk ve porozite ölçümleri, üretim parametrelerinin mikroyapı bütünlüğü üzerindeki etkisini doğrulamıştır. En düşük porozite ve en yüksek yoğunluk HX-600 ve HX-800 numunelerinde ölçülmüştür. Bu durum, mikroyapısal bütünlük açısından önem taşımaktadır. 800 mm/s ve 1000 mm/s saniye tarama hızları içsel kusurların minimize edilmesi açısından kritik parametrelerdir.
3. Yapılan XRD analizinde HX-600 numunesinde pikler geniş ve bu tane boyutu etkisinden olabilmektedir. HX-1000 ve HX-1200'de ise pikler düşük yoğunluktadır ve bu durum mikroyapı homojenliğinin azalmasından kaynaklanabilmektedir. HX-800 numunesinde ise pikler keskin ve yoğundur. Bu durum daha dengeli ve homojen kristal yapının varlığını ve istenmeyen faz oluşumunun minimum düzeyde olduğunu göstermektedir.
4. Hastelloy X alaşımlarının aşınma dirençleri, artan tarama hızları ve değişen lazer parametrelerine bağlı olarak farklılık göstermiştir. Düşük tarama hızlarında daha düşük porozite ve daha yoğun mikroyapılar sayesinde yüksek aşınma direnci elde edilmiştir. Özellikle HX-600 ve HX-800 gibi mikrosertliği yüksek olan numunelerde daha yüksek yük altında bile aşınma direnci görece korunmuştur.
5. Aşınma deneyi sonunda HX-600'ün aşınma hacmi düşük olsa da mikroyapısal kusurlar daha düzensiz bir aşınmaya neden olmuştur. HX-1000, HX-1200 ve HX-1400 numunelerinde yüksek tarama hızlarında belirgin yüzey hasarları

gözlemlenmiştir. HX-800 numunesinde ise 2N ve 4N yüklerde en düşük sürtünme katsayıları (COF), aşınma hacmi kaybı (74,74 $\mu m^3$ ve 113,47 $\mu m^3$) ve en düzenli aşınma izleri görülmüştür. Bu yüzeydeki aşınmanın sınırlı kaldığını göstermektedir. Mikroyapı açısından da daha dengeli bir yapı sergilemesi aşınma direncine katkı sağlamıştır. Yapılan EDS analizi ise bu sonucu destekler niteliktedir. HX-800 numunesinde tespit edilen yüksek Ni ve Cr değerleri metalik matrisin yüzeyde korunduğunu gösterir. Artan yükte gözlemlenen oksijen ve karbon artışında aktif tribofilm oluşumunu göstermektedir. Bu durum yüzey performansını arttırmaktadır.

**6.** Sertlik ölçümleri HX-600 numunesinde en yüksek ve HX-1400 numunesinde en düşük olarak bulunmuştur. Sertlikteki bu fark, mikroyapı bütünlüğü ve tane boyutu homojenliği ile doğrudan ilişkilendirilmektedir. Bu numunelerde elde edilen sertlik dağılımı da kararsızdır. HX-800 ve HX-1000'de ise daha kararlı sertlik dağılımları gözlemlenmektedir. Bu daha kontrollü bir enerji girdisiyle açıklanabilir. Porozite gözlemlenen numunelerde sertlik dağılımının daha kararsız olduğu da gözlemlenmiştir.

**7.** Korozyon deneyleri sonucunda elde edilen Icorr ve KH değerleri incelendiğinde en düşük Icorr ve KH değeri HX-800 numunesinde elde edilmiştir. Icorr düşük olması daha iyi pasif film oluşumu olarak açıklanırken KH değerinin düşük olması ise pasif filmin bozulduğu noktadan sonra numunenin diğer parametrelere göre daha iyi korozyon direnci göstermesi olarak açıklanmaktadır.

**8.** Korozyon sonrası EDS analizleri, $Cr_2O_3$, NiO ve FeO gibi koruyucu oksit fazlarının numune yüzeyinde yoğun olarak bulunduğunu göstermiştir. Bu oksitlerin varlığı, özellikle $Cr_2O_3$'nin %25'in üzerinde olması, alaşımların pasif film oluşturarak yüksek korozyon direnci sağladığını göstermektedir. EDS analizleri incelendiğinde ise $MoO_3$, $WO_3$ varlığı nedeniyle HX-1000, HX-1200 ve HX-1400'ün homojen olmayan bir pasif tabaka oluşturduğu söylenebilir. Bu da korozyon direncini olumsuz etkilemektedir. HX-800 numunesinde ise yüksek krom varlığı pasif film oluşumunu desteklediğinden daha iyi bir Icorr değeri elde edilmesini sağlamıştır. Nikel değerinin de dengeli olması korozyon direncini olumlu etkilediği görülmüştür. Homojen yüzey yapısı da daha yüksek korozyon direncine sahip olduğunu göstermektedir.

**9.** Sonuç olarak bu çalışmada, tüm analiz ve veriler değerlendirildiğinde SLE yöntemiyle farklı tarama hızlarında üretilen Hastelloy X numunelerinden HX-800 numunesinin sergilediği mikroyapısal bütünlük, optimum sertlik değerleri, yüksek korozyon direnci ve düşük aşınma eğilimi ile performans açısından en optimum özelliklere sahip olduğu belirlenmiştir. Bu durum uygun tarama hızı seçildiğinde savunma sanayisinde değerlendirilmek üzere SLE metoduyla istenen mekanik özelliklere sahip parçalar üretilebileceğini göstermektedir.

# KAYNAKÇA


[1] Z. Tadmor, “Melting in Plasticating Exruders Theory ans Experiment.,” pp. 198–217, Jul. 1967.

[2] T. A. Osswald, *Osswald Understanding Polymer Processing*, 2nd ed. 2017.

[3] H. K. SÜRMEN, “EKLEMELİ İMALAT (3B BASKI): TEKNOLOJİLER VE UYGULAMALAR,” *Uludağ University Journal of The Faculty of Engineering*, vol. 24, no. 2, pp. 373–392, Sep. 2019, doi: 10.17482/uumfd.519147.

[4] D. Ma, A. D. Stoica, Z. Wang, and A. M. Beese, “Crystallographic texture in an additively manufactured nickel-base superalloy,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 684, pp. 47–53, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2016.12.028.

[5] M. Shahwaz, P. Nath, and I. Sen, “Recent advances in additive manufacturing technologies for Ni-Based Inconel superalloys – A comprehensive review,” Jan. 05, 2025, *Elsevier Ltd*. doi: 10.1016/j.jallcom.2024.177654.

[6] R. Shanmugam, M. O. Ramoni, J. Chandran, V. Mohanavel, and L. Pugazhendhi, “A review on the significant classification of additive manufacturing,” in *Journal of Physics: Conference Series*, IOP Publishing Ltd, Sep. 2021. doi: 10.1088/1742-6596/2027/1/012026.

[7] T. J. Gordelier, P. R. Thies, L. Turner, and L. Johanning, “Optimising the FDM additive manufacturing process to achieve maximum tensile strength: a state-of-the-art review,” Aug. 21, 2019, *Emerald Group Holdings Ltd.* doi: 10.1108/RPJ-07-2018-0183.

[8] V. Mohanavel, K. S. Ashraff Ali, K. Ranganathan, J. Allen Jeffrey, M. M. Ravikumar, and S. Rajkumar, “The roles and applications of additive manufacturing in the aerospace and automobile sector,” in *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2021, pp. 405–409. doi: 10.1016/j.matpr.2021.04.596.

[9] O. Özsolak, “EKLEMELİ İMALAT YÖNTEMLERİ VE KULLANILAN MALZEMELER,” *International Journal of Innovative Engineering Applications*, vol. 3, pp. 9–14, 2019.

[10] A. Bellini, S. Güçeri, and M. Bertoldi, “Liquefier dynamics in fused deposition,” *J Manuf Sci Eng*, vol. 126, no. 2, pp. 237–246, 2004, doi: 10.1115/1.1688377.

[11] Q. Liu and M. Orme, “On precision droplet-based net-form manufacturing technology,” Oct. 2001.

[12] S. M. Cima *et al.*, “Three Dimensional Printing: Rapid Tooling and Prototypes Directly from CAD Representation.”

[13] M. J. Cima, A. ! Lauder, S. Khanuja, and E. Sachs, “MICROSTRUCTURAL ELEMENTS OF COMPONENTS DERIVED FROM 3D PRINTING.”

[14] Y. Tang, J. D. Muzzy, C. L. Henderson, D. W. Rosen, P. J. Ludovice, and R. Hernandez, “STEREOLITHOGRAPHY CURE PROCESS MODELING A Dissertation Presented to The Academic Faculty,” 2005.

[15] L. Lu’, J. Y. H. Fub’, A. Y. C. Nee’, E. T. Kangz, T. Miyazawa’, and C. M. Cheah’, “ORIGIN OF SHRINKA GE, DISTORTION AND FRACTURE OF PHOTOPOLYMERIZED MATERIAL,” 1995.

[16] R. J. Friel, “Power ultrasonics for additive manufacturing and consolidating of materials,” in *Power Ultrasonics: Applications of High-Intensity Ultrasound*, Elsevier Inc., 2015, pp. 313–335. doi: 10.1016/B978-1-78242-028-6.00013-2.

[17] S. Bontha, N. W. Klingbeil, P. A. Kobryn, and H. L. Fraser, “Effects of process variables and size-scale on solidification microstructure in beam-based fabrication of bulky 3D structures,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 513–514, no. C, pp. 311–318, Jul. 2009, doi: 10.1016/j.msea.2009.02.019.

[18] I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, and M. Khorasani, “Additive Manufacturing Technologies.”

[19] J. P. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh, L. Froyen, and M. Rombouts, “Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting,” 2005. doi: 10.1108/13552540510573365.

[20] K. Questions, “Subject Area From Plastic to Product.”

[21] J. Berry *et al.*, “Toward multiscale simulations of tailored microstructure formation in metal additive manufacturing,” *Materials Today*, vol. 51, pp. 65–86, Dec. 2021, doi: 10.1016/j.mattod.2021.09.024.

[22] H. Xiao, Y. Li, W. Xiao, C. Liu, P. Xie, and L. Song, “Grain structure and texture control of additive manufactured nickel-based superalloy using quasi-continuous-wave laser directed energy deposition,” *Addit Manuf*, vol. 69, May 2023, doi: 10.1016/j.addma.2023.103520.

[23] I. Yadroitsev and I. Smurov, “Selective laser melting technology: From the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape,” in *Physics Procedia*, Elsevier B.V., 2010, pp. 551–560. doi: 10.1016/j.phpro.2010.08.083.

[24] “Introduction of SLM process.”

[25] Q. Wang, M. Gao, L. Li, Z. Ma, and C. Liu, “Emergy-based environmental impact evaluation and modeling of selective laser melting,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 115, no. 4, pp. 1155–1169, Jul. 2021, doi: 10.1007/s00170-021-07290-1.

[26] S. Sun, M. Brandt, and M. Easton, “Powder bed fusion processes: An overview,” in *Laser Additive Manufacturing: Materials, Design, Technologies, and Applications*, Elsevier Inc., 2017, pp. 55–77. doi: 10.1016/B978-0-08-100433-3.00002-6.

[27] B. Graybill, M. Li, D. Malawey, C. Ma, J.-M. Alvarado-Orozco, and E. Martinez-Franco, “ADDITIVE MANUFACTURING OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS,” 2018. [Online]. Available: https://proceedings.asmedigitalcollection.asme.org

[28] A. Kracke, “SUPERALLOYS, THE MOST SUCCESSFUL ALLOY SYSTEM OF MODERN TIMES-PAST, PRESENT AND FUTURE.”

[29] D. Ma, A. D. Stoica, Z. Wang, and A. M. Beese, “Crystallographic texture in an additively manufactured nickel-base superalloy,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 684, pp. 47–53, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2016.12.028.

[30] L. Liu, J. Zhang, and C. Ai, “Nickel-Based Superalloys,” in *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys*, Elsevier, 2021, pp. 294–304. doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.12093-4.

[31] J. Xu, P. Kontis, R. L. Peng, and J. Moverare, “Modelling of additive manufacturability of nickel-based superalloys for laser powder bed fusion,” *Acta Mater*, vol. 240, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.actamat.2022.118307.

[32] G. R. Thellaputta, P. S. Chandra, and C. S. P. Rao, “Machinability of Nickel Based Superalloys: A Review,” in *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2017, pp. 3712–3721. doi: 10.1016/j.matpr.2017.02.266.

[33] Q. Han *et al.*, “Laser powder bed fusion of Hastelloy X: Effects of hot isostatic pressing and the hot cracking mechanism,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 732, pp. 228–239, Aug. 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.07.008.

[34] T. DebRoy *et al.*, “Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties,” Mar. 01, 2018, *Elsevier Ltd*. doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

[35] S. Zhonggang, J. Shuwei, G. Yanhua, L. Yichen, C. Lili, and X. Fei, “Microstructure evolution and mechanical properties of Hastelloy X alloy produced by Selective Laser Melting,” *High Temperature Materials and Processes*, vol. 39, no. 2020, pp. 124–135, Jan. 2020, doi: 10.1515/htmp-2020-0032.

[36] M. L. Montero-Sistiaga, S. Pourbabak, J. Van Humbeeck, D. Schryvers, and K. Vanmeensel, “Microstructure and mechanical properties of Hastelloy X produced by HP-SLM (high power selective laser melting),” *Mater Des*, vol. 165, Mar. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107598.

[37] D. Tomus *et al.*, “Controlling the microstructure of Hastelloy-X components manufactured by Selective Laser Melting,” in *Physics*

*Procedia*, Elsevier B.V., 2013, pp. 823–827. doi: 10.1016/j.phpro.2013.03.154.

[38] S. Hibino *et al.*, "Control of crystallographic texture and mechanical properties of hastelloy-X via laser powder bed fusion," *Crystals (Basel)*, vol. 11, no. 9, Sep. 2021, doi: 10.3390/cryst11091064.

[39] A. Yiğit, "SAKARYA UYGULAMALI BİLİMLER ÜNİVERSİTESİ LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ DİRENÇ SİNTERLEME YÖNTEMİ İLE CO-ESASLI STELLİTE 21 SÜPERALAŞIMININ ÜRETİLEBİLİRLİĞİ YÜKSEK LİSANS TEZİ."

[40] T. DebRoy *et al.*, "Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties," Mar. 01, 2018, *Elsevier Ltd*. doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

[41] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, "Additive manufacturing of metals," *Acta Mater*, vol. 117, pp. 371–392, Sep. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.

[42] H. Gong, K. Rafi, H. Gu, T. Starr, and B. Stucker, "Analysis of defect generation in Ti-6Al-4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes," *Addit Manuf*, vol. 1, pp. 87–98, Oct. 2014, doi: 10.1016/j.addma.2014.08.002.

[43] W. E. King *et al.*, "Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing," *J Mater Process Technol*, vol. 214, no. 12, pp. 2915–2925, 2014, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005.

[44] Z. Chen *et al.*, "Effect of Laser Scanning Speed on the Microstructure and Mechanical Properties of Laser-Powder-Bed-Fused K418 Nickel-Based Alloy," *Materials*, vol. 15, no. 9, May 2022, doi: 10.3390/ma15093045.

[45] I. Yadroitsev, P. Bertrand, and I. Smurov, "Parametric analysis of the selective laser melting process," *Appl Surf Sci*, vol. 253, no. 19, pp. 8064–8069, Jul. 2007, doi: 10.1016/j.apsusc.2007.02.088.

[46] Gwidon W. Stachowiak and Andrew W. Batchelor, "A D H E S I O N A N D 12.1 INTRODUCTION," 2014. doi: https://doi.org/10.1016/C2011-0-07515-4.

[47] Karl-Heinz Zum Gahr, “ROLLING-SLIDING WEAR OF METALS,” 1987.

[48] Z. Cheng, S. Wang, G. Wu, J. Gao, X. Yang, and H. Wu, “Tribological properties of high-entropy alloys: A review,” Mar. 01, 2022, *University of Science and Technology Beijing*. doi: 10.1007/s12613-021-2373-4.

[49] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, “Additive manufacturing of metals,” *Acta Mater*, vol. 117, pp. 371–392, Sep. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.

[50] W. E. Luecke and J. A. Slotwinski, “Mechanical properties of austenitic stainless steel made by additive manufacturing,” *J Res Natl Inst Stand Technol*, vol. 119, pp. 398–418, 2014, doi: 10.6028/jres.119.015.

[51] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. Van Humbeeck, and J. P. Kruth, “A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V,” *Acta Mater*, vol. 58, no. 9, pp. 3303–3312, May 2010, doi: 10.1016/j.actamat.2010.02.004.

[52] A. R. Riahi and A. T. Alpas, “The role of tribo-layers on the sliding wear behavior of graphitic aluminum matrix composites,” 2001.

[53] K. Feng and T. Shao, “The evolution mechanism of tribo-oxide layer during high temperature dry sliding wear for nickel-based superalloy,” *Wear*, vol. 476, Jul. 2021, doi: 10.1016/j.wear.2021.203747.

[54] X. He *et al.*, “The nature of oxide films in process-induced lack-of-fusion defects on laser powder bed fusion-fabricated Hastelloy X Ni-based alloy,” *Addit Manuf*, vol. 101, Mar. 2025, doi: 10.1016/j.addma.2025.104709.

[55] G. Cueva, A. Sinatora, W. L. Guesser, and A. P. Tschiptschin, “Wear resistance of cast irons used in brake disc rotors,” *Wear*, vol. 255, no. 7–12, pp. 1256–1260, 2003, doi: 10.1016/S0043-1648(03)00146-7.

[56] F. H. Stott and G. C. Wood, “The influence of oxides on the friction and wear of alloys Oxide growth in the absence of sliding In essence, there are three overlapping types of oxide growth during the oxidation of metals and alloys in the,” 1978.

[57] N. Guo and M. C. Leu, “Additive manufacturing: Technology, applications and research needs,” Sep. 2013. doi: 10.1007/s11465-013-0248-8.

[58] W. Xu *et al.*, “Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition,” *Acta Mater*, vol. 85, pp. 74–84, Feb. 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2014.11.028.

[59] H. Gong, K. Rafi, H. Gu, G. D. Janaki Ram, T. Starr, and B. Stucker, “Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting,” *Mater Des*, vol. 86, pp. 545–554, Dec. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.07.147.

[60] G. Sander *et al.*, “Corrosion of additively manufactured alloys: A review.”

[61] Y. Kang, X. Leng, L. Zhao, B. Bai, X. Wang, and H. Chen, “Review on the Corrosion Behaviour of Nickel-Based Alloys in Supercritical Carbon Dioxide under High Temperature and Pressure,” May 01, 2023, *MDPI*. doi: 10.3390/cryst13050725.

[62] A. Mishra, D. Richesin, and R. B. Rebak, “Localized corrosion study of Ni-Cr-Mo alloys for oil and gas applications,” 2015. [Online]. Available: https://www.researchgate.net/publication/282921324

[63] S. Cheng, Y. Zhou, and X. Zuo, “Effect of Scanning Speed on Wear and Corrosion Behaviors of High-Speed Laser-Cladded Cu-TiC Coating,” *Metals (Basel)*, vol. 15, no. 6, Jun. 2025, doi: 10.3390/met15060641.

[64] A. J. Sedriks and O. S. Zaroog, “Corrosion of Stainless Steels☆,” in *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, Elsevier, 2017. doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.02893-9.

[65] C. S. Giggins and F. S. Pettit, “Oxidation of Ni-Cr-AI Alloys Between 1000 ~ and 1200~.”

# TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR

**Kongre Bildirileri**

**1**. Coşkun G., İlgazi M. E., Günay Bulutsuz A., Basit S., Sadıkoğlu H., Gökçekaya Ö., Nakona T., Yılmazer H., "The Effect Of Productıon Parameters On Addıtıvely Manufactured Hastelloy-X Alloys By Selectıve Laser Meltıng" Antalya, 8th International Congress On 3D Printing (Additive Mabufavturing) Technologies and Digital Industry, 2024