



**EKLEMELİ İMALAT İLE ÜRETİLEN SS316L-IN718 ALAŞIMLARIN
YÜKSEK SICAKLIK OKSİDASYON VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Mustafa KAŞ

**DOKTORA TEZİ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

TEMMUZ 2025

ETİK BEYAN

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

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

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

Mustafa KAŞ

11/07/2025

EKLEMELİ İMALAT İLE ÜRETİLEN SS316L-IN718 ALAŞIMLARIN YÜKSEK SICAKLIK OKSİDASYON VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

(Doktora Tezi)

Mustafa KAŞ

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Temmuz 2025

ÖZET

Bu tez çalışmasında, SS316L ve IN718 alaşımlarından LYEY yöntemiyle üretilen FGM ve KGM yapıların yüksek sıcaklık oksidasyon davranışları ile mikro-yapı ve mekanik özellikleri detaylı şekilde incelenmiştir. 850 °C'de 500 saat süresince yapılan çevrimsel oksidasyon testleri sonucunda, geçiş tasarımına bağlı olarak FGM yapıların oksidasyon direncinde önemli farklılıklar gözlemlenmiştir. Bileşimsel olarak özellikle $\geq$ %30 IN718 içeriği kritik eşik olarak belirlenmiş, bu değerin altındaki bölgelerde ciddi parçalanmalar tespit edilmiştir. Ayrıca, dış oksit tabakası gelişmiş olsa bile %80 ve üzeri IN718 içeriğine sahip bölgelerde iç oksidasyon gözlenmiş, bu durumun Al ve Ti elementlerinin tane sınırlarında tercihli oksidasyonundan kaynaklandığı değerlendirilmiştir. %10–20 IN718 içeriğine sahip bölgelerde üretim sırasında oluşan katılaşma çatlakları, oksidasyon sırasında malzeme içerisinde iç oksidasyon oluşturunca kusurlar olarak tespit edilmiştir. Tez kapsamında ayrıca, SLE yöntemiyle üretilen, %77 IN718–%23 SS316L içeren orta entropili bir alaşım (M718), ticari IN718 alaşımıyla (P718) karşılaştırmalı olarak mikroyapı ve mekanik özellikler bakımından değerlendirilmiştir. Farklı rekristalizasyon durumlarında gerçekleştirilen mikro-yapı ve çekme/yorulma analizleri, ikizlenme oranı, dislokasyon yoğunluğu, tane boyutu ve çökelme sertleşmesinin mekanik davranış üzerindeki etkilerini ortaya koymuştur. P718 alaşımı, rekristalizasyon sonrası tane boyutunda %64 artış ve %48,9 ikizlenme oranı gösterirken, M718 alaşımı yalnızca %10 tane büyümesi ve %36,1 ikizlenme oranı ile tane büyümesine ve ikizlenmeye karşı belirgin direnç sergilemiştir. Çekme testlerinde P718-NR numunesi 1422 MPa çekme mukavemeti sunarken, M718-NR 1332 MPa değerine ulaşmıştır. Yorulma testleri, M718 alaşımının rekristalize olmayan durumunda daha yüksek ortalama ömür sunduğunu ancak daha fazla dağılma içerdiğini göstermiştir. Elde edilen bulgular, geleneksel ticari alaşımlardan tasarlanan yeni nesil malzemelerin yüksek sıcaklık ortamlarında yapısal bütünlüğünü koruyacak şekilde optimize edilebileceğini ve mekanik performansın entropi tabanlı geliştirilecek farklı kompozisyonlarla iyileştirilebileceğini göstermektedir.

Bilim Kodu : 91438

Anahtar Kelimeler : Eklemeli imalat, LYEY, SLE, FGM, oksidasyon, entropi

Sayfa Adedi : 140

Danışman : Prof. Dr. Oğuzhan YILMAZ

INVESTIGATION OF HIGH-TEMPERATURE OXIDATION AND MECHANICAL
PROPERTIES OF SS316L-IN718 ALLOYS PRODUCED BY ADDITIVE
MANUFACTURING

(Ph. D. Thesis)

Mustafa KAŞ

GAZİ UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

July 2025

ABSTRACT

In this thesis, the high-temperature oxidation behavior, microstructure, and mechanical properties of SS316L and IN718 alloys fabricated via LDED in FGM and KGM designs were comprehensively investigated. Cyclic oxidation tests conducted at 850 °C for 500 hours revealed significant differences in oxidation resistance depending on the compositional transition design. A critical threshold of ≥ 30 wt.% IN718 was identified as the threshold below which severe oxide scale spallation occurred. Furthermore, despite the development of a continuous external oxide layer, internal oxidation was observed in regions containing ≥ 80 wt.% IN718, attributed to the preferential oxidation of Al and Ti elements. In regions containing 10–20 wt.% IN718, solidification cracks formed during production were identified as defects that acted as pathways for internal oxidation during exposure. Additionally, a medium entropy alloy (M718) containing 77 wt.% IN718 and 23 wt.% SS316L, fabricated via SLM, systematically compared with commercial IN718 (P718) in terms of microstructure and mechanical behavior. Microstructural, tensile, and fatigue analyses conducted under various recrystallization conditions revealed the effects of twinning, dislocation density, grain size, and precipitation hardening on mechanical behavior. After recrystallization, the P718 alloy showed a 64% increase in grain size and a twin fraction of 48,9%. In contrast, the M718 alloy exhibited only a 10% increase in grain size and a twin fraction of 36,1%, demonstrating greater resistance to grain growth and twinning. In tensile tests, the P718-NR sample achieved an ultimate tensile strength of 1422 MPa, while the M718-NR sample reached 1332 MPa. Fatigue tests indicated that the non-recrystallized M718 condition exhibited higher average fatigue life but with greater scatter. The findings demonstrate that novel materials designed from conventional commercial alloys can be optimized to maintain structural integrity under high-temperature environments, and that mechanical performance can be improved through entropy-based compositional strategies.

Science Code : 91438

Key Words : Additive manufacturing, LDED, SLM, FGM, oxidation, entropy

Page Number : 140

Supervisor : Prof. Dr. Oğuzhan YILMAZ

TEŞEKKÜR

Üniversite eğitimimin ilk yılında tanıma fırsatı bulduğum, lisans derslerinden itibaren yüksek lisans ve doktora tez çalışmalarım boyunca akademik ve profesyonel duruşuyla her zaman örnek aldığım, bilgi ve tecrübeleriyle yolumu aydınlatan kıymetli danışmanım Prof. Dr. Oğuzhan YILMAZ'a en içten teşekkürlerimi sunarım. Doktora tez çalışmam kapsamında bir yılı aşkın süre birlikte çalışma imkânı bulduğum, laboratuvar olanaklarını ve bilgi birikimini cömertçe paylaşan, bu süreçte kendisinden çok şey öğrendiğim Doç. Dr. Wei XIONG'a ve PMMD grubuna katkılarından dolayı teşekkür ederim. Tez çalışmam boyunca verdikleri destek ve samimi dostluklarıyla yanımda olan AMTRG grubu üyelerine ve değerli arkadaşlarıma içtenlikle teşekkür ederim. Tez izleme komitemde yer alan Prof. Dr. Cengiz BAYKASOĞLU ve Prof. Dr. Gökhan KÜÇÜKTÜRK hocalarıma, değerli görüş ve geri bildirimleri için ayrı ayrı teşekkür ederim. Doktora eğitimim sırasında misafir araştırmacı olarak Pittsburgh Üniversitesi'nde çalışmalarımı yürütmemi mümkün kılan TÜBİTAK BİDEB 2214/A burs programına teşekkür ederim. Ayrıca, doktora tez konumun "öncelikli alan" kapsamında değerlendirilerek desteklenmesini sağlayan TÜBİTAK BİDEB 2211-C burs programına ve deneysel çalışmalarımı 222M032 numaralı proje ile "1002-A Hızlı Destek Modülü" kapsamında destekleyen TÜBİTAK ARDEB'e teşekkürlerimi sunarım. Bu çalışmanın yürütülmesine katkı sağlayan FOA-2023-8507 kod numaralı Öncelikli Alan Araştırma Projesi kapsamında destek veren Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri (BAP) Koordinasyon Birimi'ne de teşekkür ederim.

Hayatım boyunca yanımda olan, destekleriyle her daim güç bulduğum, varlıklarını en derin şükran duygularıyla andığım kıymetli anneme, babama ve sevgili kız kardeşime gönülden teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xi
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xvii
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	5
2.1. Eklemeli İmalat (Eİ) Teknolojileri.....	5
2.2. Tez Çalışmasında Kullanılan Eklemeli İmalat Teknolojileri.....	6
2.2.1. Lazer yönlendirilmiş enerji yığma (LYEY) teknolojisi	6
2.2.2. Seçici lazer ergitme (SLE) teknolojisi.....	8
2.2.3. Eklemeli imalat ile üretilen metal parçaların karakteristik özellikleri	9
2.3. SS316L Paslanmaz Çeliği ve IN718 Süper Alaşımı	14
2.4. Fonksiyonel Geçişli Malzeme (FGM)	15
2.4.1. Zararlı faz oluşumu ve çözünebilirlik sorunu.....	18
2.4.2. Termal özellik uyumsuzluğu	19
2.4.3. Seyrelme (Dilution)	20
2.4.4. Diğer metalürjik sorunlar	23
2.4.5. SS316L-IN718 Birleştirmeleri	24
2.5. Yüksek Sıcaklık Oksidasyonu.....	26
2.5.1. Oksidasyon mekanizması	27

	Sayfa
2.5.2. Oksidasyon termodinamiği.....	28
2.5.3. Oksidasyon kinetiği	31
2.5.4. Oksit tabakasında oluşan gerilim ve bozulmalar.....	33
2.5.5. SS316L ve IN718 alaşımlarının oksidasyon davranışı.....	34
2.6. Orta ve Yüksek Entropili Alaşımlar.....	35
2.6.1. Yüksek entropi.....	37
2.6.2. Kafes bozulması	39
2.6.3. Yavaş difüzyon.....	39
2.6.4. Kokteyl etkisi.....	41
2.6.5. Yüksek entropili alaşımların (HEA) üretim yöntemleri.....	42
2.6.6. Fe-Ni-Cr tabanlı orta ve yüksek entropili alaşımlar	43
3. MATERYAL VE METOT	45
3.1. Tasarım ve Üretim.....	45
3.1.1. LYEEY yöntemi ile SS316L-IN718 FGM ve KGM üretimi.....	45
3.1.2. SLE yöntemi ile SS316L-IN718 orta entropili alaşım üretimi.....	47
3.2. Yüksek Sıcaklık Oksidasyon Karakterizasyonu	55
3.3. Geliştirilen Orta Entropili Alaşım Karakterizasyonu.....	56
4. YÜKSEK SICAKLIK OKSİDASYONU	59
4.1. SS316L-IN718 KGM, FGM Oksidasyon Testi Analizi.....	59
4.1.1. Oksidasyon kinetiği ve modelleri	59
4.1.2. Yüzey morfolojisi ve oksit katman analizi	65
4.1.3. Kesit alanı oksidasyon incelemesi ve mikro-sertlik analizi	74
4.2. Sonuçlar ve Tartışma.....	87
5. SS316L-IN718 KARIŞIMI ORTA ENTROPİLİ ALAŞIM.....	91

Sayfa

5.1. Mikroyapı Karakterizasyonu: M718 Orta Entropili Alaşım ve P718 Karşılaştırması.....	91
5.1.1. Tane boyutu, tane yönlenmesi ve ikizlenme davranışı.....	92
5.1.2. Kalıntı gerilme.....	95
5.2. Mekanik Özellik Karakterizasyonu: M718 Orta Entropili Alaşım ve P718 Karşılaştırması.....	98
5.2.1. Mikro-sertlik özellikleri.....	98
5.2.2. Çekme dayanımı.....	100
5.2.3. Yorulma dayanımı.....	105
5.3. Sonuçlar ve Tartışma.....	113
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	117
KAYNAKLAR.....	121
EKLER.....	135
ÖZGEÇMİŞ.....	139

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. LYEY yönteminde kullanılan üretim parametreleri.....	46
Çizelge 3.2. Üretimde kullanılan SS316L ve IN718 tozlarının kimyasal bileşimi	50
Çizelge 3.3. SLE yönteminde kullanılan üretim parametreleri	51
Çizelge 3.4. P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon durumları için isimlendirmeleri ve uygulanan homojenizasyon ısı işlemlerinin sıcaklık ve zaman değerleri	53
Çizelge 5.1. Orta entropili M718 alaşımından üretilen numunenin elementel EDS sonuçları	92
Çizelge 5.2. P718 alaşımından üretilen numunenin elementel EDS sonuçları	92
Çizelge 5.3. P718 ve M718 alaşımların farklı ısı işlem koşulları sonrası elde edilen tane boyutu, rekristalizasyon oranı ve ikizlenme oranları	95
Çizelge 5.4. M718 ve P718 alaşımların farklı ısı işlem koşulları sonrası yapılan çekme testi sonrası elde edilen akma ve çekme mukavemeti ile uzama miktarları ...	102

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Lazer tabanlı YEEY yönteminde toz akışı, ergitme ve Eİ şematik gösterimi	8
Şekil 2.2. SLE yöntemi ile Eİ sürecinin şematik gösterimi: lazer, toz yatağı ve ergitme mekanizması	9
Şekil 2.3. Havacılık jet motor türbin kanatçığında FGM yapı kullanımı. Türbin kanatçıklarının FGM yapıda tasarlanması ile kanatçık üzerine gelen yükleme şartlarına göre kök kısmından uç kısmına kadar malzeme değişkenlik gösterir	16
Şekil 2.4. Çift toz beslemeli LEEY sistemin şematik görünümü	18
Şekil 2.5. Lazer ile ergitme sürecinde elde edilen yeniden ergitilen (Aalt) ve ergiyen yeni malzeme (Ayıg) bölgelerinden oluşan ergiyik havuz geometrisi	22
Şekil 2.6. Çeşitli oksitler için serbest enerji değişimine bağlı oksijen kısmı basıncının sıcaklıkla değişimini gösteren Ellingham diyagramı [100].....	30
Şekil 2.7. HEA grubunu oluşturan elementlere göre sınıflandırılması: refraktör, geçiş, hafif, değerli, ara geçiş, pirinç ve bronz ile lantanit alaşım grupları ..	36
Şekil 2.8. Oda sıcaklığında basma yükü altında $Al_xCrCo_{2-x}FeNi$ HEA alaşımların mühendislik gerilme-şekil değiştirme eğrileri [127].....	38
Şekil 2.9. $CuCoNiCrAl_xFe$ yüksek entropili alaşımında Al elementinin atomik ağırlığına bağlı sertlik ve kafes parametresi değişimini gösteren grafik [118]	39
Şekil 2.10. $Al_{0.5}CoCrCuFeNi$ HEA'nın; (a) mühendislik gerilimi-gerimi grafiği, (b) 0.1 yükleme oranı ve 10 Hz frekansta dört nokta eğme testi için farklı gerilim miktarlarında kopmaya kadarki yorulma grafiği [131]	41
Şekil 2.11. Geleneksel malzemelerle Yüksek/Orta Entropili alaşımların kırılma tokluğu- akma dayanımının karşılaştırması [133]	42
Şekil 3.1. (a) Keskin ve fonksiyonel geçişli malzeme tasarımlarının şematik görünümü, (b) LEEY ile FGM üretim teknolojisinin şematik gösterimi, (c) LEEY yöntemi ile üretilen fonksiyonel geçişli ve keskin geçişli numuneler	46
Şekil 3.2. (a) Sırasıyla homojenizasyon, yaşlandırma çökmesi ve yüksek sıcaklık oksidasyonunun süreç haritası, (b) yüksek sıcaklık oksidasyon testlerinin gerçekleştirildiği açık uçlu tüp fırın ve alümina pota içerisinde oksidasyon test numunelerin görünümü	47

Şekil	Sayfa
Şekil 3.3. SS316L alaşımdan IN718 alaşıma fonksiyonel geçişli şekilde ağırlıkça IN718 oranının %1 arttırılmasına karşılık gelen konfigürasyonel entropi değişimi.....	48
Şekil 3.4. LYEY yöntemiyle üretilen SS316L alaşımdan IN718 alaşıma ağırlıkça IN718 oranının %25 arttırılması ile elde edilen FGM yapının, (a) optik mikroskop görüntüsü, (b) ağırlıkça %75 IN718 kompozisyona denk gelen tane incelmesi gösteren bölgenin EBSD görüntüsü, (c) %75 IN718 bölgesinin büyütülmüş EBSD görüntüsü [144]	49
Şekil 3.5. M718 ve P718 alaşımların üretildiği EOS M290 SLE sistemi (ANSYS laboratuvarı, Pittsburgh Üniversitesi, ABD).....	50
Şekil 3.6. P718 alaşımından üretilen numunelerin homojenizasyon sonrası rekristalizasyon başlangıç (turuncu) ve bitiş (mavi) çizgileri ve kırmızı çerçeveler ile işaretlenmiş rekristalize olmamış (NR), kısmi rekristalize olmuş (PR), tamamen rekristalize olmuş (R) numuneler.....	52
Şekil 3.7. M718 alaşımından üretilen numunelerin homojenizasyon sonrası rekristalizasyon başlangıç (turuncu) ve bitiş (mavi) çizgileri ve kırmızı çerçevelerle işaretlenmiş rekristalize olmamış (NR), kısmi rekristalize olmuş (PR) ve tamamen rekristalize olmuş (R) numuneler.....	53
Şekil 3.8. (a) P718 ve (b) M718 alaşımları için, sıcaklık-zaman matrislerinden seçilen üç karakteristik rekristalizasyon koşulunun (NR: rekristalize olmamış, PR: kısmen rekristalize olmuş, R: tamamen rekristalize olmuş) süreç diyagramı	54
Şekil 3.9. P718 ve M718 alaşımlarında kullanılan yaşlandırma ısı işlemi için süreç diyagramı	54
Şekil 3.10. Çekme testinde kullanılan ASTM E8 standartlarında numune geometrisi (mm).....	57
Şekil 3.11. Yorulma testinde kullanılan ASTM E466 standartlarında numune geometrisi (mm).....	58
Şekil 4.1. SS316L ve IN718 alaşımlarının döngüsel yüksek sıcaklık oksidasyonu sırasında kütle kazanımı, zaman grafiği.....	60
Şekil 4.2. Yüksek sıcaklık oksidasyon kinetik grafikleri; (a) SS316L'nin kütle kazanımı-zaman grafiği, (b) SS316L'nin kütle kazanımının karesi-zaman grafiği, (c) IN718'in kütle kazanımı-zaman grafiği, (d) IN718'in kütle kazanımının karesi-zaman grafiği.....	62
Şekil 4.3. Geçişli yapıların yüksek sıcaklık oksidasyon kinetik grafikleri; (a) KGM'nin kütle kazanımı-zaman grafiği, (b) FGM'nin kütle kazanımı-zaman grafiği	63

Şekil	Sayfa
Şekil 4.4. 850°C'de 500 saatlik döngüsel oksidasyon sonrası KGM, FGM ve bunların SS316L, IN718 alaşım karışımları için toplam kütle kazanımı (açık mavi çubuklar) ve parçalanma (koyu mavi çubuklar) tablosu.....	65
Şekil 4.5. 850°C'de 500 saat oksidasyon sonrası SS316L yüzeyinde oluşan oksit tabakasının SEM görüntüsü; (a) belirgin oksit adaları ve parçalanmış bölgeler de dahil olmak üzere oksit tabakasının genel görünümünü gösteren SEM görüntüsü, (b) parçalanmamış bölgenin yüksek büyütme görünümü, nokta 1'de Fe açısından zengin hematit (Fe_2O_3) oluşumu, (c) kısmen parçalanmış oksit tabakasının görünümü, (d) tamamen dökülmüş oksit tabakası atındaki bölgenin yüksek büyütme görünümü, nokta 2'de tespit edilen Cr yoğun bölge, (e) dökülme sınırı üzerinde alınan yüksek büyütme görünüm, (f) oksitlenmiş SS316L yüzeyinin şematik görünümü, Ni açısından zengin spinel oksitler üzerinde Fe_2O_3 ve parçalanmış spinel altında Cr_2O_3 oluşumunu gösteriyor, (g) nokta 1, 2 ve 3 için EDS analizinden elde edilen element bileşimini ve karşılık gelen oksit fazlarını göstermektedir.....	69
Şekil 4.6. 850°C'de 500 saat oksidasyon sonrası IN718 yüzeyinde oluşan oksit tabakasının SEM görüntüsü; (a) IN718 yüzeyinde oluşan oksit tabakası bazı koyu bölgelerle birlikte katı ve sürekli bir yapı ile karakterize edilmiştir, (b) IN718 oksit tabakası morfolojisinin yüksek büyütme görünümü solucan benzeri bir morfoloji sergilemiş ve 1, 2 numaralı notada Cr zengin kimyasal bileşim tespit edilmiştir, (c) oksit tabakasında koyu renkli bölgenin yüksek büyütme görünümü, (d) koyu renkli oksit tabakasındaki nodüler çıkıntıların görünümü, (e) koyu renkli oksit tabakasının daha yüksek büyütmesinde görülen yerel oksit büyümeleri ve çatlaklar, (f) oksitlenmiş IN718 yüzeyinin şematik görünümü, Cr_2O_3 üzerinde oluşan Ni-zengin spinel oksitler ve bu oksitlerin oluşturduğu çatlakları, taneler arası oksidasyon bağlı Al_2O_3 ve TiO_2 oluşumlarını görülmektedir, taneler arası oksidasyon oluşumu daha sonra kesit analizi kapsamında detaylı olarak tartışılacaktır, (g) nokta 1, 2 ve 3 için EDS analizinden elde edilen element bileşimini ve karşılık gelen oksit fazlarını göstermektedir	70
Şekil 4.7. 850°C sıcaklıkta ve 500 saat boyunca döngüsel oksidasyon sonrası SS316L (turuncu çizgi) ve IN718'in (yeşil çizgi) yüzeyinde oluşan oksit tabakasının X-ışını kırınım desenleri	72
Şekil 4.8. 850 °C'de 500 saat oksidasyon sonrası SS316L-IN718'den oluşan KGM ve FGM numunelerin yüzey morfolojisini gösteren SEM görüntüsü; (a) KGM numune yüzeyinde oluşan oksit tabakası, (b) KGM numunenin arayüz bölgesinde oluşan oksit tabakasının yüksek büyütme görünümü, (c) FGM numune yüzeyinde oluşan oksit tabakası, (d) FGM numunede SS316L'den ağırlıkça %30 IN718 içeren bölgeye kadarki bölümün yüksek büyütme görünümü.....	74

Şekil	Sayfa
Şekil 4.9. 850°C'de 500 saatlik oksidasyon sonrası oksitlenmiş SS316L numunenin kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve EDS haritası, çatlak oluşumuyla ikiye ayrılan çift katlı oksit tabakası, iç oksit tabakasının altındaki gözeneklilik ile Ni birikmesi ve $M_{23}C_6$ çökelti oluşumunu vurgulayan element dağılımlarının görüntüsü	76
Şekil 4.10. (a) SS316L'nin yüzeyinde oluşan oksitte görülen çatlakların, gözeneklerin ve parçalanmanın SEM görüntüsü; (b) potada biriken SS316L yüzeyinden parçalanmış oksitler, (c) parçalanmış oksitlerin XRD analizi	77
Şekil 4.11. 850°C'de 500 saatlik oksidasyon sonrası oksitlenmiş IN718 numunenin kesit yüzeyi SEM görüntüsü ve EDS haritası, dış oksit tabakası ile Al ve Ti oksitlerin olduğu taneler arası oksidasyonu, dış oksit tabakası altında biriken Nb ağırlıklı Laves faz oluşumunu göstermektedir	79
Şekil 4.12. 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası KGM numunenin kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve karşılık gelen EDS element haritaları: SS316L bölgesi, difüzyon kaynaklı arayüz ve IN718 bölgelerini göstermektedir	80
Şekil 4.13. 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası FGM numunenin kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüleri ve karşılık gelen EDS element haritaları; (a) ağırlıkça %10 IN718 içeren bileşim, (b) ağırlıkça %20 IN718 içeren bileşim ve (c) ağırlıkça %30 IN718 içeren bileşim. SEM görüntüleri, dış oksit tabakası kalınlığının ağırlıkça %30 IN718 içeren bölgede önemli ölçüde azaldığını göstermektedir	81
Şekil 4.14. 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası FGM numunenin kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüleri; (a) ağırlıkça %70 IN718 içeren bölge, (b) ağırlıkça %80 IN718 içeren bölge, (c) ağırlıkça %90 IN718 içeren bölge, (d) ağırlıkça %100 IN718 içeren bölge ve (e) 1, 2, 3 ve 4 numaralı noktalar için elementel içerikleri gösteren EDS sonuçları. SEM görüntüleri, alaşımdaki IN718 içeriğinin ağırlıkça %80 ve üzerinde daha şiddetli hale gelen (daha derin ve daha kalın) taneler arası oksidasyonun oluşumunu göstermektedir	83
Şekil 4.15. 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası FGM numunede ağırlıkça %10 IN718 ve %20 IN718 bileşimlerinde oluşan katılma çatlaklarının enine kesit SEM ve EDS görüntüleri; (a) %10 IN718 bölgede oluşan katılma çatlakları SEM görüntüsü, (b) %10 IN718 bölgedeki katılma çatlakları boyunca oluşan iç oksidasyonun EDS haritalaması, (c) %20 IN718 bölgede oluşan katılma çatlakları SEM görüntüsü, (d) %20 IN718 bölgede oluşan iç oksidasyonunun yüksek büyütme görünümü ve çizgi EDS analizi, (e) %20 IN718 bölgede tane sınırı boyunca oluşan parlak renkli çökeleme, (f) %20 IN718 bölgede tane sınırı boyunca çökelten parlak fazların yüksek büyütme SEM görünümü ve çizgi EDS analizi	85

Şekil	Sayfa
Şekil 4.16. SS316L–IN718 FGM numunede ağırlıkça %10 IN718 içeren bölgede üretim sırasında oluşan çatlakların mikroyapısal karakterizasyonu; (a) SEM görüntüsü çatlak bölgesini göstermektedir, (b) IPF haritası çatlak tane sınırına denk geldiğini göstermektedir, (c) GOS haritası, çatlak boyunca meydana gelen gerilim boşalması nedeniyle bu bölgede düşük gerilme (düşük GOS değeri) birikimi olduğunu göstermektedir	85
Şekil 4.17. FGM numune boyunca üretildiği gibi, ısıtılma işlem görmüş ve oksitlenme sonrası koşullar için ana malzeme bölgesinde ölçülen Vickers mikro sertlik değerleri	87
Şekil 5.1. P718 alaşımının üstte ters kutup figür ve altta tane yapısı haritaları; (a) P718-NR, (b) P718-PR, (c) P718-R, koşulları için	93
Şekil 5.2. M718 alaşımının üstte ters kutup figür ve altta tane yapısı haritaları; (a) M718-NR, (b) M718-PR, (c) M718-R, koşulları için	94
Şekil 5.3. P718 ve M718 alaşımlarının NR, PR ve R koşullarında taneler arası yanlış yönelim açısı (misorientation angle) dağılım grafikleri	97
Şekil 5.4. P718 ve M718 alaşımlarının GOS haritaları; (a) P718-NR, (b) P718-PR, (c) P718-R; (d) M718-NR, (e) M718-PR, (f) M718-R, koşulları için	98
Şekil 5.5. P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon koşulları sonrası yapılan Vickers mikro sertlik testinden elde edilen mikro sertlik değerleri	100
Şekil 5.6. P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon koşulları sonrası yapılan çekme testinden elde edilen gerilme gerinim grafiği	102
Şekil 5.7. P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon koşulları sonrası yapılan çekme testinden elde edilen akma mukavemeti, kopma mukavemeti ve uzama miktarları grafiği	103
Şekil 5.8. M718 numunenin farklı rekristalizasyon koşulları; (a) NR, (b) PR, (c) R sonrası çekme testi kopma yüzeyinden alınan farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri.....	104
Şekil 5.9. P718 numunenin farklı rekristalizasyon koşulları; (a) NR, (b) PR, (c) R sonrası çekme testi kopma yüzeyinden alınan farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri.....	105
Şekil 5.10. Yorulma testinde kullanılan M718-NR ve M718-R numunelerin mikro yapı görüntüleri; (a) M718-NR ters kutup figürü, (b) M718-R tane yapısı, (c) M718-R yanlış yönelim açısı dağılımı, (d) M718-R ters kutup figürü, (e) M718- R tane yapısı ve (f) M718-R yanlış yönelim açısı dağılımı.....	106
Şekil 5.11. M718 numunenin rekristalize olmamış (NR) ve rekristalize olmuş (R) hallerinin yorulma yükü altında kopmaya kadarki döngü sayısı grafiği.....	108

Şekil**Sayfa**

Şekil 5.12. M718-NR numunenin; (a) 500 MPa, (b) 600MPa, (c) 800 MPa ve M718-R numunenin; (d) 400 MPa, (e) 600 MPa, (f) 800 MPa yorulma yükleri altında kopması sonrası numune yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri.....	109
Şekil 5.13. M718-NR ve M718-R numunelerin 800 MPa gerilme ile yorulma testi sonrası numune yüzeyinden alınan mikro yapı görüntüleri; (a) M718-NR ters kutup figürü, (b) M718-NR tane yapısı, (c) M718-NR GOS haritası, (d) M718-R ters kutup figürü, (e) M718- R tane yapısı ve (f) M718-R GOS haritası.....	110
Şekil 5.14. M718-R numunenin 800 MPa yükleme altında yorulma kopması sonrası yüzeyinden alınan SEM görüntüleri, (a-b) x-y ekseninde yorulma çatlak başlangıcı görüntüsü ve (c-d) x-z ekseninde yorulma çatlak başlangıcı görüntüsü.....	111
Şekil 5.15. M718 alaşımı için yorulma arızası başlangıç ve ilerleme mekanizması; (a) M718-NR alaşımı ve (b) M718-R alaşımı.....	113

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler

Açıklamalar

γ

Gamma fazı

γ'

Gamma prime fazı

γ''

Gamma double prime fazı

δ

Delta fazı

ΔG

Gibbs serbest enerji değişimi

Kısaltmalar

Açıklamalar

ASTM

Amerikan test ve malzeme derneği

BCC

Hacim merkezli kübik

Eİ

Eklemeli imalat

FGM

Fonksiyonel geçişli malzeme

FCC

Yüzey merkezli kübik

GOS

Tane yönelim yayılımı

HEA

Yüksek entropili alaşım

HCP

Altıgen sıkı paketlenmiş

IPF

Ters kutup figürü

KGM

Keskin geçişli malzeme

LYEY

Lazer yönlendirilmiş enerji yığma

MEA

Orta entropili alaşım

SLE

Seçici lazer ergitme

1. GİRİŞ

Eklemeli imalat (Eİ) teknolojileri günümüzde sadece prototip geliştirmek yerine karmaşık geometrilerin tamamen yoğun ve işlevsel olarak üretilmesi konusunda seri imalata uygun bir hale gelmiştir. Geleneksel yöntemlerin aksine malzeme çıkarmak yerine ekleme yaparak üretim esasına dayanan bu yöntem, üretim sürecinde sağladığı esneklik sayesinde geometrik anlamda karmaşık yapıların üretimini mümkün kılmaktadır. Böylece geleneksel yöntemlerle üretilemeyen kompleks geometrilerdeki parçaların imalatı yapılabilmektedir. Yıllar içerisinde farklı malzemelerle çalışabilen Eİ yöntemleri geliştirilmiştir. Özellikle 2000'ler sonrası metalik malzeme üretebilen Eİ yöntemlerinin muazzam ve yaygın gelişimi havacılık, uzay, savunma, enerji ve biyomedikal gibi ileri mühendislik alanlarında giderek daha da fazla tercih edilmesini sağlamıştır.

Eİ yöntemleri, yalnızca karmaşık geometri üretiminde değil aynı zamanda malzeme mühendisliği alanında da devrim niteliğinde bir esneklik sunmaktadır. Geleneksel yöntemlerle üretimi zor veya imkânsız olan çok bileşenli ve çok işlevli yapılar ile birden çok elementin yerinde alaşımlandırılmasıyla oluşturulan malzemeleri üretme olanağı sağlamaktadır. Bu doğrultuda geliştirilen fonksiyonel geçişli malzemeler (functionally graded materials, FGM), iki veya daha fazla farklı malzemenin konuma bağlı olarak sürekli ya da kademeli bir biçimde bileşim, mikro yapı ve/veya özellik bakımından değişmesiyle oluşmaktadır. Geleneksel üretim yöntemlerinde malzeme geçişi genellikle keskin geçişli malzeme (KGM) formunda iken Eİ ile FGM yapıda malzemeler de geliştirilebilmektedir. FGM'ler sayesinde, keskin bir arayüz yerine kademeli bir geçiş bölgesi oluşturularak, termal genleşme farklılıkları, kararsız ara faz oluşumu ve mekanik uyumsuzluk gibi arayüz kaynaklı problemlerin önüne geçilebilmektedir. Ayrıca FGM yapılar yüksek verimli deneysel yöntemler (high-throughput experimental approaches) ile malzeme geliştirme sürecine entegre edilerek malzeme geliştirme süreçlerini hızlandırmaktadır. Özellikle yapı içerisinde kompozisyon değişimine sahip numunelerin tek bir üretim adımıyla üretilmesi, oksidasyon, difüzyon ve faz stabilitesi gibi davranışların tek parçada sürekli olarak gözlemlenmesini mümkün kılmakta ve bu sayede malzeme bileşimi ile performans arasındaki ilişki daha hızlı ve sistematik bir şekilde değerlendirilebilmektedir. Böylece hem araştırma süreleri kısaltmakta hem de optimum bileşimlerin belirlenmesinde bilimsel karar desteği sunmaktadır. Benzer yaklaşım entropi temelli alaşım geliştirilmesinde, özellikle karmaşık uygulamalar için geliştirilen özelleştirilmiş kompozisyon tasarımında da

kullanılmaktadır. Entropi temelli alaşım tasarımında temel amaç maksimum konfigürasyonel entropiye sahip olacak alaşım kompozisyonunu belirleyerek katılaşma sırasında faz kararlılığını kontrol etmektir. Geleneksel alaşım tasarım felsefesinin aksine beş veya daha fazla ana elementin yaklaşık eşit oranlarda karıştırılmasıyla elde edilen bileşimsel olarak karmaşık yüksek entropili alaşım (high entropy alloy, HEA) ve orta entropili alaşım (medium entropy alloy, MEA) üretiminde eklemeli imalat yöntemleri birçok avantaj sunmaktadır. Eİ teknolojileri, bu karmaşık yapılı alaşımların homojen biçimde üretilbilmesini sağladığı gibi, üretim sırasında oluşan hızlı katılaşma mekanizması sayesinde geleneksel üretimde kararlı olmayan fazların kontrol altına alınmasını da sağlamaktadır.

Araştırmanın amacı, önemi ve içeriği

SS316L paslanmaz çeliği ile IN718 süper alaşımı üstün mekanik, kimyasal ve termal özellikleri sayesinde mühendislik uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. SS316L iyi kaynaklanabilirlik, tokluk ve korozyon direnci gibi özellikleriyle öne çıkarken, IN718 ise yüksek sıcaklıklarda mekanik dayanımını koruyabilmesi ve oksidasyon direnci sayesinde havacılık motor parçaları, gaz türbinleri ve ısıya dayanıklı yapılar gibi kritik uygulamalarda tercih edilmektedir. Bu iki alaşımın bir araya getirilmesi, çift yönlü performans gerektiren uygulamalarda teorik olarak üstün bir malzeme sistemi oluşturma potansiyeline sahiptir. Ancak, doğrudan birleştirme sırasında kararsız faz oluşumu, termal genleşme farklılıkları ve difüzyon kaynaklı çözünabilirlik sorunları gibi önemli metalürjik zorluklarla karşılaşılmaktadır.

FGM tasarımı, bu iki malzemenin geçişli bir yapı ile birleştirilerek, arayüz problemlerinin giderilmesi ve oksidasyon gibi servis koşullarına karşı dayanımın artırılması açısından yenilikçi bir çözüm sunmaktadır. FGM üretiminde Eİ teknolojilerinin sağladığı hassas kompozisyon kontrolü, konum bazlı alaşım bileşimlerini mümkün kılmakta ve bu sayede yeni malzemelerin geliştirilmesi açısından fırsatlar sunmaktadır. SS316L ile IN718 alaşımlarının FGM yapıda birleştirilmesi ve mekanik özelliklerinin karakterizasyonuna yönelik literatür çalışmaları olsa da yüksek sıcaklık oksidasyon davranışlarının sistematik olarak incelenmesi henüz sınırlı sayıda çalışılmıştır. Oksidasyon malzemelerin mekanik mukavemetini, elektriksel iletkenliğini, termal stabilitesini ve estetik görünümlünü etkileyebilir. Malzemelerin yüksek sıcaklıkta oksidasyon önleyici özelliklerini geliştirmek

için yüzeyde daha fazla oksijen difüzyonunu ve metal kaybını önleyebilecek koruyucu bir oksit tabakası oluşturulmalıdır. Oksit tabakası sürekli, yoğun, yapışkan ve termal olarak kararlı olmalıdır. Ayrıca oksit tabakası termal döngü, mekanik gerilim veya kimyasal etkileşim gibi belirli koşullar altında çatlayabilir, parçalanabilir veya çözülebilir. Bu nedenle, oksit tabakasının bütünlüğünü korumak için malzemelerin uygun bir bileşime, mikro yapıya ve yüzey durumuna sahip olması gerekir. Havacılık ve enerji sektörlerinde artan verimlilik ve maliyet azalışı talebi ile mevcut malzemelerin yüksek sıcaklıktaki oksidasyon önleyici özelliklerini geliştirebilecek yeni malzemeler ve kaplamalar geliştirmek için daha fazla çalışmaya ihtiyaç vardır. Bu çalışmanın ilk bölümünde, SS316L ve IN718'den geliştirilen FGM ve KGM yapıların yüksek sıcaklık oksidasyon özellikleri gerçek çalışma koşullarını taklit edecek şekilde 850°C'de 100'er saat aralıklarla döngüsel olarak 500 saatte test edilmiştir. Oksidasyon testi sonrası mikro yapı, faz bileşimi, kütle kazancı gibi özellikler taramalı elektron mikroskobu, X-ışını kırınımı, hassas terazi gibi ölçüm yöntemleri ile incelenecektir. Ayrıca mekanik özelliklere etkisi hakkında fikir vermesi açısından mikro sertlik ölçümleri gerçekleştirilecektir. Bu bağlamda, tez çalışmasında kurgulanan hem deney tasarımı hem de uygulanan analiz yöntemi FGM malzeme kullanımı açısından bilimsel literatüre katkı sağlamayı hedeflemektedir.

Tezin ikinci kısmında ise, SS316L ve IN718 alaşımlarının belirli oranlarda karıştırılmasıyla elde edilen, yüksek konfigürasyonel entropiye sahip özel bir orta entropili alaşım sisteminin üretimi ve karakterizasyonu gerçekleştirilecektir. Bu tür çok bileşenli sistemlerde, alaşım elementlerinin dağılımı, rekristalizasyon davranışı, kalıntı gerilmeler ve mikro yapı gibi parametrelerin mekanik özelliklere etkisi sistematik bir bilimsel araştırma gerektirmektedir. Özellikle statik ve dinamik mekanik özellikler açısından bu tür yeni alaşım sistemlerinin performanslarının değerlendirilmesi, entropi temelli alaşım mühendisliği kapsamında önemli bir araştırma alanı oluşturmaktadır.

Yukarıda verilen amaç ve hedefler doğrultusunda bu tez çalışması 6 bölümden oluşturulmuştur. Bunlardan ilki tezin konusu ve yapısı hakkında bilgi veren giriş bölümüdür. Bu bölümde kısaca Eİ teknolojisi ve malzeme geliştirmedeki avantajlarından bahsedilmiştir. Yüksek sıcaklık oksidasyonun direncinin önemi ve bu konuda SS316L-IN718 alaşım çiftinden geliştirilen malzemeler ile entropi tabanlı alaşım gelişme çalışmalarından bahsedilmiştir. İkinci bölümde genel olarak Eİ teknolojileri, tez çalışmasında kullanılan Eİ teknolojileri özelinde avantajlar ve zorluklar ile oksidasyon testi ve HEA'lar ile ilgili

literatür bilgileri verilmiştir. Üçüncü bölümde ise tez çalışmasında kullanılan materyal ve metotlar incelenmiştir. Dördüncü bölümde LYEY ile üretilen SS316L-IN718 FGM ve KGM yapıların yüksek sıcaklık oksidasyon özellikleri incelenmiştir. Bu bölüm içerisinde geçiş tipinin ve kompozisyonel bileşimin oksidasyon hızını ve mekanizmasını nasıl değiştirdiği incelenmiştir. Hem dış oksitlenme hem iç oksitlenme açısından, SS316L ve IN718'den oluşan farklı bileşimsel içerikler ile bu içerikler arasındaki arayüz geçişinin oksidasyona etkisi detaylıca araştırılmıştır. Yine bu bölüm içerisinde döngüsel olarak uzun süreli yüksek sıcaklığa maruz kalan SS316L-IN718 FGM'in mekanik özellikleri incelenmiştir. Beşinci bölümde geliştirilen entropili tabanlı SS316L-IN718 alaşımının farklı ısıtma işlem durumlarında mikro yapı kararlılığı ile mekanik özellikleri IN718 alaşımı ile karşılaştırılmıştır. Bu bölümde mikroyapısal olarak faz kararlılığı, tane inceliği ve ikizlenmenin mekanik özelliklere etkisi mikro sertlik, çekme ve yorulma testleri ile araştırılmıştır. Altıncı ve son bölümde ise SS316L ve IN718 alaşımları kullanılarak iki farklı malzeme geliştirme stratejisinin; FGM yaklaşımı ve entropi tabanlı alaşım tasarımı, Eİ ile üretilebilirliği ve deneysel çalışmalarla bu yapıların oksidatif ve mekanik performansları kapsamlı biçimde değerlendirilmiştir. Tez çalışması içerisinde yapılan faaliyetler ve varılan hedefler özetlenmiş, literatüre özgün katkılar tartışılmış ve gelecek çalışmalar için önerilerde bulunulmuştur.

2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

2.1. Eklemeli İmalat (Eİ) Teknolojileri

Eİ geleneksel üretim yöntemlerinin aksine parçadan malzeme çıkarmak yerine dijital bir modelden yola çıkarak katman katman malzeme ekleme ile çalışır. Bu yöntem, karmaşık geometriye sahip yapıların minimum malzeme israfı sağlayarak ve çoğu durumda ek fiktür veya takım tezgâhı ihtiyacı olmadan doğrudan üretilebilmesine olanak sağlar [1]. Bu yönleriyle Eİ, tasarım özgürlüğü, malzeme verimliliği ve hızlı üretim gibi önemli avantajlar sunmaktadır. Amerikan test ve malzeme derneği (ASTM) F42 standartlarına göre kullanılan enerji kaynağı ve hammadde türüne göre 7 temel eklemeli imalat teknolojisi vardır [2]:

- (i) Malzeme Ekstrüzyonu,
- (ii) Malzeme Jetleme,
- (iii) Bağlayıcı Jetleme,
- (iv) Toz Yatak Füzyonu,
- (v) Yönlendirilmiş Enerji Yığma,
- (vi) Tabaka Laminasyonu,
- (vii) Vat Foto polimerizasyonu.

Bu sınıflandırma kullanılan malzeme tipine (toz, tel, reçine vb.) ve enerji kaynağına (lazer, elektron ışını, mekanik ekstrüzyon vb.) göre yapılmış olup, her bir teknoloji belirli uygulamalar için farklı performans avantajları ve sınırlamalar sunmaktadır. Son yıllarda metal malzeme üretiminde eklemeli imalat teknolojilerinin gelişimi yalnızca prototip ve görsel modeller geliştirmek yerine karmaşık geometride parçaların fonksiyonel amaçlarla kullanılmasını da sağlamıştır. Bu gelişmeler aynı zamanda mikro yapısal kontrol, yerinde alaşımlandırma, kompozisyonel geçiş oluşturma gibi yeni araştırma alanlarını da beraberinde getirmiştir. Bu yönüyle Eİ teknolojileri, yalnızca bir üretim yöntemi değil aynı zamanda malzeme tasarımı ve gelişmiş yeni malzeme araştırılmasında kullanılan güçlü bir araç olmuştur.

2.2. Tez Çalışmasında Kullanılan Eklemeli İmalat Teknolojileri

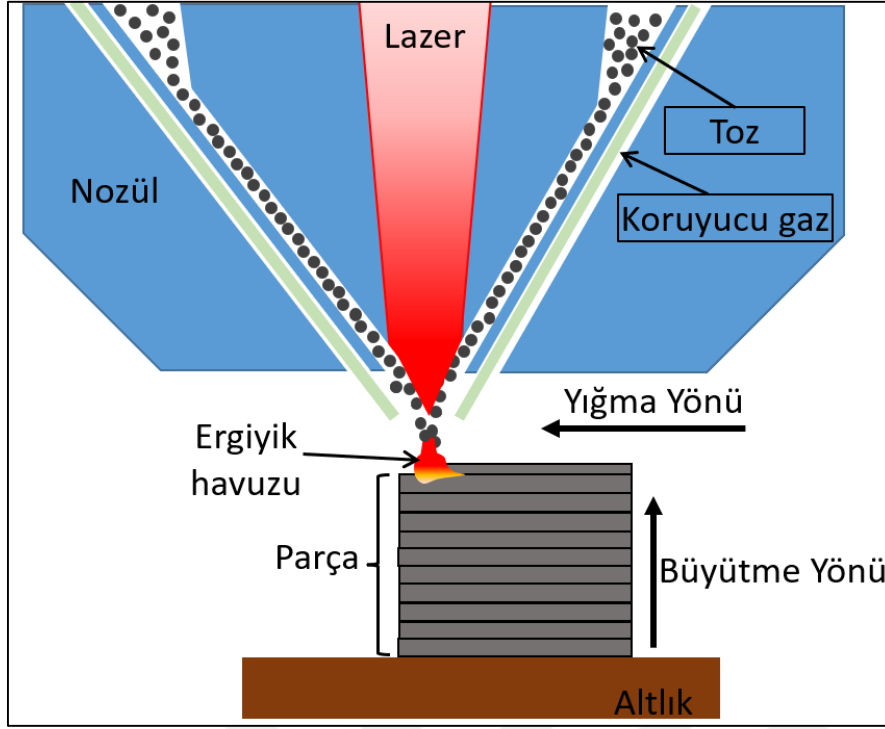
Bu tez çalışması kapsamında SS316L ve IN718 alaşımlarından oluşan malzemelerin üretimi amacıyla iki farklı metal Eİ teknolojisi kullanılmıştır: lazer yönlendirilmiş enerji yığma (LYEY) ve seçici lazer ergitme (SLE). Her iki yöntem de toz formundaki metal hammaddenin lazer enerjisi yardımıyla ergitilerek üç boyutlu yapıların oluşturulmasını sağlamaktadır. Ancak süreç detayları, malzeme tedarik mekanizmaları, üretim boyutları ve elde edilen mikro yapılar bakımından belirgin farklılıklar göstermektedir. Toz yataklı sistem olan SLE yüksek hassasiyet ve detaylı yüzey kalitesi sağlarken, LYEY ise daha yüksek üretim hızı, büyük hacimli parçalar üretme ve yerinde alaşımlandırma esnekliği ile öne çıkmaktadır. Her iki yöntemin temel prensipleri aşağıda ayrı başlıklar altında açıklanmıştır.

2.2.1. Lazer yönlendirilmiş enerji yığma (LYEY) teknolojisi

Eİ yöntemleri teknolojinin günümüzde hızla ilerlemesine paralel olarak yenilikçi malzemelere olan talebi karşılamak için karmaşık ve çok bileşenli yapılar üretmekte sıkça kullanılmaya başlanmıştır. Bu yöntemler arasında LYEY yöntemi, büyük ölçekli parçaların yüksek yığma hızlarında ve destek yapıları gerektirmeden üretimini sağlayan eklemeli üretim teknolojisi olarak öne çıkmaktadır. LYEY yönteminde bir lazer ışını ısı kaynağı, alt tabla üzerine gönderilen toz malzemeyi ergitmek için kullanılır. Çalışma prensibinin şematik olarak Şekil 2.1’de gösterildiği gibi LYEY yönteminde, toz malzeme bir nozul aracılığıyla tabla üzerine gönderilir ve lazer ışını, bu malzemeyi alt tabla üzerinde hassas bir şekilde ergitir ve birleştirir. Bu katman katman ilerleyen süreç istenilen parça geometrisi tamamen oluşana kadar devam eder. LYEY malzeme ve parça özelliklerine bağlı olarak 0,5 ila 2,5 kg/saat arasında değişen yığma hızlarıyla büyük boyutlu parçaların üretiminde çok avantajlıdır. LYEY yöntemi metaller, alaşımlar, kompozitler ve çoklu malzemelerin aynı anda kullanılması gibi üretimde malzeme çeşitliliği sağlar [3]. Ayrıca, LYEY yeni üretime ek olarak, türbin kanatları ve benzeri mühendislik parçalarının aşınan kısımlarının yerinde onarımını sağlayarak malzeme israfını ve hizmet maliyetlerini en aza indiren tamir amaçlı da kullanılabilir [4]. Böylece maliyetli değişimler yerine ucuz ve hızlı çözümler geliştirilebilmektedir.

LYEY yönteminde başarılı bir üretim için dikkatle seçilmesi gereken birçok üretim parametresi vardır. Bunlardan başlıcaları lazer gücü, yığma hızı, toz besleme hızı, gaz

besleme oranı, lazer ışın çapıdır. Toz besleme hızı ve yığma hızı birim zamanda ergiyik havuza beslenen tozun miktarını belirler. Yığma hızı ve lazer ışın çapı ise ergiyik havuza birim zamanda gönderilen lazer enerjisi yoğunluğunu belirlemektedir. Birim zamanda kullanılan toz miktarı ve enerji yoğunluğu da katman kalınlığı, penetrasyon derinliği ve mikro yapı özelliklerini etkilemektedir. Uygun boyutlarda ergiyik havuz geometrisi elde edebilmek için bu iki değerin doğru seçilmesi kritiktir. Aksi takdirde katman kalınlığı ve genişliği tasarlanan değerlerden uzaklaşarak üretilen geometri ile tasarlanan geometri arasında uyumsuzlukların olduğu bozulmalar gerçekleşebilir. Cho ve diğerleri, birim zamanda toz besleme hızının $\lambda_m \geq 14,2$ g/m ve enerji yoğunluğun $GED \geq 60$ J/mm² olduğu koşullarda, optimum seyrelme oranları ve yüksek toz verimliliği elde edildiğini rapor etmişlerdir. Ayrıca sabit lazer gücünde, artan tarama hızının yığma yüksekliğini azalttığı, artan toz besleme oranının ise yığma yüksekliğini artırırken seyrelmeyi azalttığı belirtilmiştir [5]. Düşük lazer güçlerinde gözenek oluşma ihtimalinin daha yüksek olduğu ve yüksek lazer gücü ile bu sorunların aşıldığı [6], ancak çok yüksek lazer güçlerinde malzeme içerisinde bazı elementlerin buharlaştığı ve aşırı seyrelmeye neden olduğunu gösteren çalışmalar bulunmaktadır [7]. Lin ve diğerleri LYEY yöntemiyle üretilen IN718 numunelerde tarama hızı ve lazer güç değişiminin mikroyapıda yönelmiş dentritik yapılar oluşturduğunu, segregasyon miktarını etkilediğini ve değişen soğuma hızına bağlı bölgesel sertlik farklılıklarına neden olduğunu belirtmişlerdir [8]. Segerstark ve diğerleri, LYEY ile IN718 malzeme kullanarak paslanmaz çelik tabla üzerine yaptıkları üretimlerde yüksek enerji yoğunluklarında alt tabladan Fe'nin IN718'e göç ettiğini ve Nb segregasyonuna bağlı zararlı faz çökeltilerin oluştuğunu belirtmişlerdir [9].

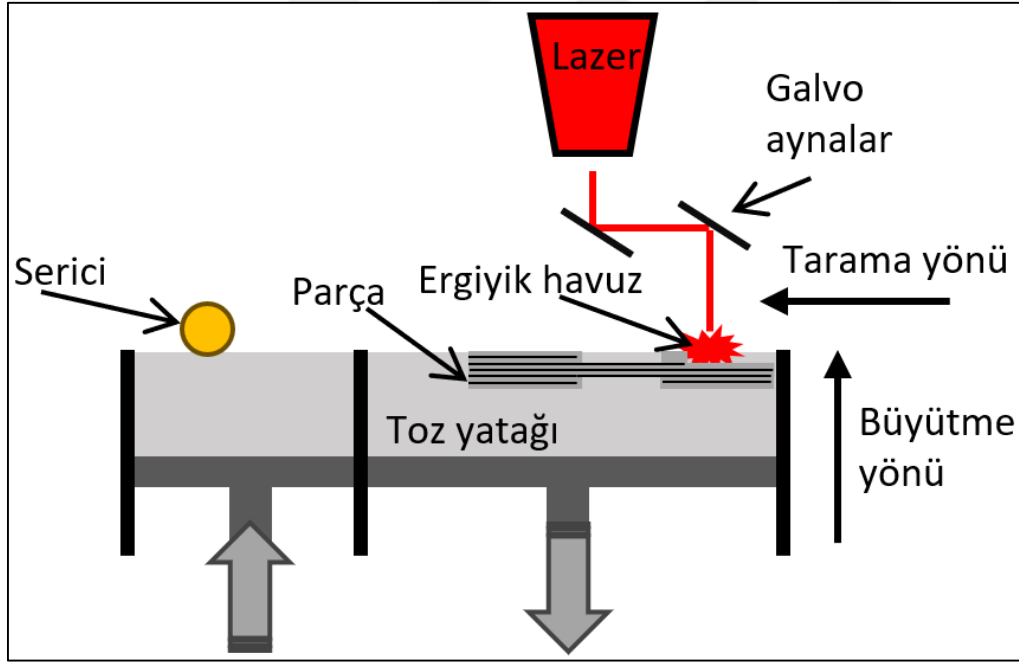


Şekil 2.1. Lazer tabanlı YYY yönteminde toz akışı, ergitme ve Eİ şematik gösterimi

2.2.2. Seçici lazer ergitme (SLE) teknolojisi

SLE yöntemi ASTM sınıflandırmasına göre toz yatak füzyonu (Powder Bed Fusion) sınıfına giren bir Eİ teknolojisidir. Bu teknolojiye metal tozları yatay bir platform üzerine ince bir tabaka halinde serilir ve ardından güçlü bir lazer ışını ile yalnızca üretim yapılacak kesitin bulunduğu alanlar seçici olarak ertilir. Her bir katmanın işlenmesinden sonra platform belirli bir yükseklik kadar aşağıya iner, yeni bir toz tabakası serilir ve süreç bir sonraki katmanla devam eder. Bu işlem tekrarlanarak üç boyutlu yapı, katman katman oluşturulur. SLE yönteminin çalışma mekanizması Şekil 2.2’de şematik olarak açıklanmıştır. SLE yöntemi karmaşık geometrilere sahip, ince detaylı ve yoğunluk oranı yüksek metal parçaların üretiminde önemli avantajlar sunmaktadır [10]. Kullanılan küçük toz boyutu ve düşük katman kalınlığı sayesinde yüksek çözünürlük ve hassasiyet sağlar. SLE, üretim sürecinde karmaşık fiziksel olayları içerir bu yüzden mikro yapı evrimini iyi anlamak ve üretim parametrelerini doğru seçmek üretilen parçaların performansı açısından çok önemlidir. Mikro yapıyı etkileyen temel faktörler tane büyümesi, gözeneklilik, faz dönüşümü ve çökeltme oluşumudur [11]. SLE yönteminde en önemli üretim parametreleri lazer gücü, tarama hızı, katman kalınlığı, tarama aralığı ve tarama stratejisidir [12,13]. Bu parametreler üretilen parçanın mikro yapısını, yoğunluğunu, mekanik özelliklerini ve yüzey

pürüzlülüğünü etkiler. SLE sürecinde yüksek lazer gücü, düşük tarama hızı ve tarama aralığı gibi parametrelerin optimum kombinasyonunda yüksek yoğunluk elde edilebileceği hem modelleme hem deneysel çalışmalarla kanıtlanmıştır [14]. AlMangour ve diğerleri SLE yönteminde 50 mm/s gibi düşük tarama hızlarında ısı birikiminin arttığını ve bu sayede %98,22 yoğunluk elde edildiğini rapor etmiş, tarama hızının tozun tam ergimesi ve yoğun yapı oluşumu açısından kritik olduğunu belirtmişlerdir [15]. Liverani ve diğerleri lazer gücünün enerji yoğunluğu üzerindeki belirleyici etkisine dikkat çekerek, 90–150 W lazer gücü ve 500–900 mm/s tarama hızlarıyla elde edilen 100 J/mm³ enerji yoğunluğu altında %99,9'a varan yoğunluk değerlerine ulaşıldığını rapor etmişlerdir [16]. Üretim odası sıcaklığı ve koruyucu atmosfer de malzeme içerisinde oksidasyonu önlemede ve mekanik özellikleri belirlemede önemli roller oynar. Ayrıca kullanılan metal tozların küresel bir şekle ve katman kalınlığını aşmayan boyuta sahip olması gereklidir. Parametreler arasındaki etkileşim, özellikle aşağı bakan yüzeylerde yüzey pürüzlülüğü için çok önemlidir [17].



Şekil 2.2. SLE yöntemi ile Eİ sürecinin şematik gösterimi: lazer, toz yatağı ve ergitme mekanizması

2.2.3. Eklemeli imalat ile üretilen metal parçaların karakteristik özellikleri

Eİ yöntemleriyle üretilen metal parçalar kullanılan teknolojiye, üretim parametrelerine ve hammadde özelliklerine bağlı olarak farklı boyutsal, mikroyapısal ve mekanik özellikler

sergilemektedir [18]. Katmanlı üretim prensibi gereği, metal tozlarının lokal olarak ertirilerek katılaşması ve döngüsel olarak ısınıp soğuması sonucu oluşan termal gradyanlar, hızlı katılaşma, mikro yapı yönelimleri ve kalıntı gerilmeler gibi birçok faktör üretilen parçanın nihai performansını doğrudan etkilemektedir [19]. Bu etkiler, yalnızca mikro yapısal değil, aynı zamanda mekanik özellikler, yorulma davranışı, korozyon direnci ve oksidasyon eğilimi gibi performans kriterlerini de doğrudan etkilemektedir. Dolayısıyla Eİ ile üretilen parçaların kapsamlı şekilde anlaşılması ve değerlendirilmesi gereklidir. Bu bölümde, Eİ ile üretilen parçaların karakteristik özellikleri başlıca beş temel başlık altında açıklanmıştır.

Boyutsal doğruluk

Boyutsal doğruluk, Eİ yöntemleri ile üretilen parçalarda dikkat edilmesi gereken en önemli konulardan birisidir. Eİ yöntemleri geleneksel imalat yöntemlerine kıyasla oldukça yüksek tasarım ve malzeme özgürlüğü sunmasına rağmen, boyutsal doğruluk ve geometrik hassasiyet açısından bazı sınırlamalar barındırmaktadır. Bu sınırlamalar büyük ölçüde kullanılan Eİ teknolojisinin türüne, üretim parametrelerine, malzeme özelliklerine ve son işlem adımlarına bağlı olarak değişkenlik göstermektedir [20]. Üretilen parçada aşırı yığılma ya da ergimeme, kalıntı gerilme ve çarpılma gibi sorunlara bağlı geometrik toleranssızlıklar ortaya çıkabilmektedir [21]. Bu tür hatalar hem fonksiyonel uygunluk hem de montaj hassasiyeti gerektiren parçaların kullanılabilirliğini olumsuz etkilemektedir. Eİ sonrası yüzey pürüzlülüğü ve kalıntı gerilme gibi üretim kaynaklı kusurların giderilmesinde lazer şok dövme, mekanik işlemler ve termal uygulamalar gibi çeşitli son işlem yöntemleri uygulanmaktadır [22]. LYEY yönteminde kullanılan enerji yoğunluğunun fazla olması ve genelde nispeten daha büyük parçaların üretiminde kullanılması nedeniyle, bu yöntemde boyutsal hatalar daha fazla görülmektedir. Piscopo ve diğerleri tarafından yapılan çalışmada, LYEY yöntemiyle üretilen parçaların boyutsal ve geometrik toleranslarının kum dökümü benzer seviyede olduğu, ancak SLE yöntemine kıyasla daha düşük hassasiyet sunduğunu belirtmişlerdir [23]. SLE yönteminde lazer ışın çapı ve katman kalınlığı oldukça düşük olduğundan, hassas ve ince geometrik detayların başarıyla üretilmesi mümkündür. SLE ile üretilen parçalarda, açılı yüzeylerdeki yüzey dokusu ve boyut doğruluğunun büyütme yönünde yaptığı açıya ve yüzeyin hangi tarafa baktığına göre önemli farklılıklar gösterdiği tespit edilmiştir [24]. SLE yönteminde tipik olarak, $\pm 50 \mu\text{m}$ mertebesinde boyutsal toleranslara ulaşılabilir.

Gözeneklilik ve diğer üretim hataları

Gözeneklilik oluşumu Eİ yöntemlerinde en sık görülen kusurlardan bir tanesidir ve parçanın mekanik dayanımı, yorulma ömrü, oksidasyon davranışı gibi birçok özelliğini olumsuz etkilemektedir. Gözeneklilik üretim parametreleri ve çevre koşullarına bağlı olarak birçok faktörden dolayı oluşabilir. Eİ yöntemiyle tamamen gözeneksiz yapı üretmek gözeneklilik oluşumuna etki eden faktörlerin çeşitliliğinden dolayı zordur. Temel olarak gözeneklilik oluşumunun nedenleri ergime eksikliği, gaz kalıntısı ve buharlaşma olarak sınıflandırılabilir. İlki katmanlar arası gözeneklilik olarak da adlandırılan katman sınırları boyunca yetersiz enerji girişi sonucu yetersiz ergimeden kaynaklanır [25]. İkincisi ise gazın üretim sırasında ergiyik metal havuzu içerisinde saklı kalması ile oluşur [26]. Lazer metal etkileşimi sonucu metalin buharlaşması gibi faktörler de ergiyik havuz içerisinde boşluklara neden olur [27]. LYEY yönteminde daha az hassasiyetle kontrol edilebilen toz besleme hızı ve yüksek enerji giriş nedeniyle görece daha büyük ve düzensiz şekilli gözenekler oluşabilir. SLE yönteminde ise ince toz kullanımı ve küçük lazer ışın çapı sayesinde daha homojen ergiyik havuzu elde edilebildiğinden gözeneklilik oranı daha düşüktür. Ancak yanlış üretim parametresi, düşük toz yoğunluğu ve uygun olmayan tarama stratejisi ile SLE yönteminde de lokalize olmuş gözenekler oluşabilir. Hu ve diğerleri, SLE ile 17-PH paslanmaz çelik için yaptıkları çalışmada düşük tarama hızının daha gözenekli bir yapıya neden olduğunu tespit ettiler. Bunun nedenini yüksek enerji yoğunluğuna bağlı düşük ergime sıcaklığına sahip elementlerin buharlaşması olarak belirttiler. Diğer taraftan yüksek tarama hızının da çok fazla gözenekliliğe neden olduğunu ve bunun da eksik ergimeden kaynaklandığını bildirdiler [28].

Mikro-yapı

Eİ ile üretilen parçalar geleneksel üretim yöntemlerine göre yüksek sıcaklık gradyanları ve hızlı katılaşma koşulları nedeniyle daha farklı karakteristikte mikro yapı özellikleri sergilemektedir. Eİ sırasında tekrarlanan ergime ve katılaşma döngüleri, belirli yönde büyümüş kolonlu tanelerin, hücresel veya dentritik mikro yapıların oluşumuna neden olur. Bu yönlendirilmiş yapı ısının aktığı yöne paralel olacak şekilde oluşarak mikroyapının ve mekanik özelliklerin anizotropik olmasına neden olur. Kullanılan üretim parametreleri ve tarama stratejisinin neden olduğu ısı girdisi ve soğuma hızı mikro yapı karakteristiğini belirlemektedir [16]. Isı girdisi ve soğuma hızı malzemedeki tane boyutu, yönlendirilmesi, faz yapıları gibi özellikleri belirlemektedir. Huo ve diğerleri, nikel-alüminyum-bronz

alaşımlarında aşırı ısı girdisinin mikroyapının irileşmesine yol açarak sertlik ve korozyon direncinde düşüşe neden olduğunu bildirmiştir [29]. Doğru seçilmeyen ısı girdisi ayrıca kırılğan fazların, mikro çatlakların ve kimyasal ayrışmaların oluşmasına neden olmaktadır. Cui ve diğerleri Fe-Ti gibi farklı metal sistemleri içeren üretimlerde ergiyik havuzundaki kimyasal bileşimin uygun şekilde kontrol edilmesinin, ara yüzeyde çatlaklar ve kırılğan intermetalik fazların oluşumunu engellemede kritik olduğunu belirtmiştir [30]. LYEY yönteminde kullanılan lazer ışın çapının büyük olması yüksek enerji yoğunluğuna bağlı yüksek ısı girdisine neden olmaktadır. Bu durum mikro yapıda daha iri taneler, yoğun dentritik büyüme ve daha belirgin katman izleri oluşumuna neden olmaktadır. SS304 malzeme, LYEY ve SLE ile üretilip mikroyapısal olarak karşılaştırdığında, SLE yöntemiyle üretilen numunelerde ince hücrel-dendritik yapı ve daha küçük tane boyutları gözlemlenirken, LYEY yöntemiyle üretilen numunelerde yönlenmiş kolonlu dendritler ve daha iri taneler olduğu görülmüştür [30]. Bu durum SLE teknolojisinde kullanılan ince katman kalınlığı, düşük enerji yoğunluğu ve yüksek soğuma hızı (10^6 – 10^7 K/s) ile açıklanabilir [31]. Savinov ve diğerleri, LYEY ve SLE yöntemleriyle üretilen CoCrFeMnNi HEA'nın mikroyapılarını karşılaştırmış, LYEY yöntemiyle üretilen numunede, ortalama tane boyutunun SLE ile üretilen numunedekinin yaklaşık iki katı büyüklükte olduğunu ve belirgin şekilde daha iri taneler içerdiğini bildirmişlerdir [32]. SLE yöntemindeki düşük enerji girişi daha hızlı soğumaya neden olmakta ve daha ince tane yapısı ile daha homojen mikro yapı göstermektedir. Ayrıca hızlı katılaşma oranları, mikro ayrışmaların sınırlandırılması ve aşırı soğuma ile yarı dengedeki fazların oluşumu açısından da kritiktir. Kullanılan üretim parametrelerine bağlı oluşan epitaksiyel tane büyümesi, ergiyik havuz sınırlarında ve tane sınırlarında ayrışmalara, kötüleşmiş mekanik özelliklere, termal iletkenlik ve oksidasyon direncinde bölgesel farklılıklara neden olabilmektedir.

Mekanik özellikler

Önceki bölümlerde bahsedilen gözeneklilik ve diğer hatalar, kalıntı gerilme ve mikro yapı özellikleri Eİ ile üretilen parçaların mekanik özelliklerini belirlemektedir. Yüksek katılaşma hızları ve döngüsel ısıtımlar nedeniyle oluşan ince taneler yüksek sertlik ve mukavemet sağlarken sünekliği önemli ölçüde olumsuz etkilemektedir. LYEY yönteminde lazer gücünün mikro yapı ve sertliğe etkisi üzerine çalışmalar, sertliğin nispeten düşük lazer gücünde daha düşük ancak lazer gücünün artması ile arttığını göstermiştir [33,34]. SLE yönteminde de benzer sonuçlar elde edilirken tarama hızındaki artışın sertliği azalttığı

görülmüştür [28]. Ayrıca yönlenmiş soğuma davranışı ve katman katman üretim nedeniyle mekanik özelliklerde anizotropi görülmektedir. Özellikle üretim yönüne dik ve paralel doğrultuda yapılan mekanik testlerde farklı dayanım ve deformasyon özellikleri gözlenmektedir [35]. Charmi ve diğerleri, SS316L'den 0°, 45° ve 90° olmak üzere üç farklı üretim yönünde SLE yöntemiyle numuneler üretilip çekme testi ile mekanik özellikleri karakterize etmişlerdir. Elde edilen sonuçlara göre, 0° yönünde üretilen numuneler daha yüksek akma dayanımı (~583 MPa) ve elastik modül (~213–225 GPa) sergilerken, 90° yönündeki numunelerde bu değerler belirgin şekilde düşmüştür. Yapılan porozite ve kalıntı gerilme analizleri, mekanik anizotropiye etkilerinin sınırlı olduğunu göstermiştir. Buna karşılık, EBSD ile tespit edilen $\langle 110 \rangle$ kristalografik yönelim mekanik özelliklerdeki farklılıkların temel kaynağı olarak belirlenmiştir [36]. LYEY yönteminde üretilen yapıların daha iri taneli mikro yapı özellikleri nedeniyle SLE yöntemine göre daha düşük sertlik ve mukavemet sergilemektedir. Ancak SLE ile üretilen parçalar genellikle daha yüksek kalıntı gerilmeye sahip olmakta bu da özellikle malzemelerin yorulma performansını olumsuz etkileyebilmektedir.

Oksidasyon ve korozyon özellikleri

Eİ sırasında oluşabilecek gözeneklilik, kalıntı gerilme, elementel ayrışma, yüzey pürüzlülüğü ile mikro yapı karakteristiği malzemenin oksidasyon ve korozyon davranışını etkilemektedir. Özellikle yüksek sıcaklıkta ya da korozif ortamda çalışacak parçaların bu özelliklerinin iyi karakterize edilmiş olması gerekir. Mathoho ve diğerleri gözeneklerin korozyon direnci üzerinde olumsuz etkiler oluşturduğunu bildirmişlerdir [37]. Üretim yönüne bağlı olarak gelişen difüzyon yolları, tane sınırları ve yönlenmesi oksidasyon davranışında farklılıklara neden olabilmektedir [38]. Katmanlar arasında oluşabilecek üretim kusurları ve elementel ayrışmalar malzeme içerisine oksit ilerleme noktaları ve kararsız oksit fazları oluşturma riski açısından yüksektir [39]. Ayrıca pürüzlü yüzeyler, açık gözenekler ve toz kalıntıları lokal oksitlenmelere ve pasif koruyucu tabakanın sürekliliğini bozarak çukurcuk (pitting) korozyona neden olabilmektedir [40]. LYEY ile üretilen malzemelerdeki iri taneler ve belirgin katman izleri oksitlenmeye açık noktalardır. Özellikle katmanlar arası sınır bölgelerindeki kimyasal ayrışmalar ve soğuma hızlarındaki değişkenlik, oksidasyonun heterojen ilerlemesine neden olabilmektedir. SLE'de yüzey kalitesi daha iyi olmakla birlikte, ergiyik havuz içerisinde kalan yarı ergimiş tozlar veya mikro gözenekler lokal korozyona neden olabilmektedir. SLE ile üretilen yapılar, genellikle

hızlı katılaşma sayesinde ince taneli mikro yapıya ve yüksek krom-karbür çözünürlüğüne sahip oldukları için, LYEY ile üretilen yapılara göre daha iyi oksidasyon direnci sergileyebilir.

2.3. SS316L Paslanmaz Çeliği ve IN718 Süper Alaşımı

Paslanmaz çelik türü olan SS316L, östenitik çelik olarak sınıflandırılmaktadır ve yüzey merkezli kübik (FCC) kristal yapısındadır. Östenitik çelikler, yüksek korozyon direnci ve mekanik dayanıklılığı ile bilinirler. SS316L biyomedikal implantlar, kimyasal işleme ekipmanları, gıda işleme sistemleri ve denizcilik yapıları gibi çeşitli alanlarda kullanılmaktadır [41]. SS316L'nin kimyasal bileşimi, %16-18 krom, %10-14 nikel, %2-3 molibden ve %50 üzeri demir elementlerinden oluşmaktadır. Yüksek krom içeriği, SS316L çeliği korozyona karşı dirençli hale getirir. Ayrıca, düşük karbon içeriği (genellikle maksimum %0,03) sayesinde kaynak sonrası karbür oluşumunu en aza indirerek kaynaklanabilirliği artırır. İçeriğindeki molibden elementi, özellikle klor iyonlarının bulunduğu ortamlarda çukurcuk ve arayer korozyonuna karşı direnci artırır. SS316L'nin mekanik özellikleri de oldukça iyidir. Tipik olarak, SS316L'in çekme dayanımı yaklaşık 500 MPa, akma dayanımı ise yaklaşık 220 MPa civarındadır [42]. Bu özellikler, SS316L'yi yüksek basınç ve yük altında kullanılabilir kılar. SS316L'in östenitik yapısı, yüksek sıcaklıklarda korozyona karşı dahi iyi dayanıklılık sağlar. Bu özellik, SS316L'yi yüksek sıcaklık uygulamalarında tercih edilen bir malzeme haline getirmektedir.

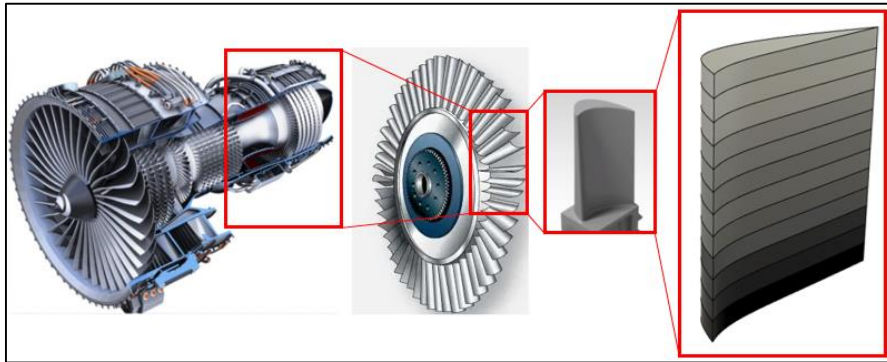
SS316L'nin Eİ ile üretilmesiyle ilgili birçok çalışma vardır. SS316L SLE, elektron ışıını ergitme ve LYEY gibi Eİ teknolojilerinde sıkça kullanılan bir malzemedir. Bu teknolojiler, SS316L'nin kompleks parçaların üretiminde kullanılmasını sağlar. Eİ ile üretilen SS316L parçalar genellikle havacılık, otomotiv ve sağlık sektörlerinde yaygın olarak tercih edilmektedir. SS316L'nin Eİ ile üretilmesiyle ilgili yapılan çalışmalar genellikle malzemenin mekanik ve mikroyapısal özelliklerini incelemiştir [16,43]. Yapılan çalışmalarda, SS316L'nin üretilebilirliğinin, işlem parametrelerine ve malzeme özelliklerine bağlı olarak değişebileceğini ve bu değişkenlerin dikkate alınarak optimize edilmesi gerektiğini ortaya çıkarmıştır. Ayrıca gerekli fiziksel ve mekanik özelliklere sahip olmak için üretim sonrası ikincil işlem gerekliliği üzerine çalışmalar yapılmıştır [44,45].

IN718, bir nikel süper alaşımı olup FCC kristal yapısına sahiptir. IN718'in mikroyapısında γ matris fazına ek olarak γ' , γ'' , δ ve MC karbürler gibi çeşitli fazlar bulunmaktadır. Bu fazlar, alaşımın yüksek sıcaklık performansını ve mekanik dayanıklılığını sağlar. IN718 süper alaşımı, yüksek sıcaklık uygulamalarında üstün mekanik özellikler sergiler ve özellikle havacılıkta uçak motoru parçaları, gaz türbin bileşenleri, roket parçaları petrol ve gaz endüstrilerinde tercih edilir. IN718 içerisinde bulunan niyobyum, titanyum ve alüminyum gibi elementler, γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) ve γ'' (Ni_3Nb) çökeltileri oluşturarak yaşlandırma yoluyla mukavemeti artırmaktadır. Bununla birlikte, zararlı intermetalik bileşikler olarak kabul edilen laves ve delta fazları da oluşabilmektedir [46]. IN718 gelişmiş mekanik özelliklerine ek olarak, sahip olduğu yüksek Cr içeriğine ile mükemmel korozyon direnci, oksidasyon direnci sağlamakta ve kimya, uzay ve enerji endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Ayrıca, IN718'in işlenebilirliği ve diğer süper alaşımlara nazaran düşük maliyeti de dikkate alındığında, bu süper alaşımın endüstride geniş bir kullanım alanına sahip olduğu görülmektedir. IN718 süper alaşımının SLE, LYEY gibi metal Eİ yöntemlerinde sıkça kullanılmakta ve üretilen parçaların mikro yapı ve mekanik özellikleri şimdiye kadar bir çok çalışmada detaylıca incelenmiştir [47]. Eİ ile IN718 üretimine uygun üretim parametrelerinin ve ısıtma işlem koşullarının seçimi literatürde en çok araştırılan çalışmalardır. Eİ yöntemiyle üretilen IN718 alaşımının, ısıtma işlem uygulanmamış durumunda, ısıtma işlem görmüş hâline kıyasla daha düşük mukavemet ancak daha yüksek süneklik sergilediği gözlemlenmiştir. Bu durum, üretildiği koşulda IN718 içerisindeki γ' ve γ'' fazlarının çökeltme sertleşmesinin gerçekleşmemesine bağlanmaktadır [48]. Hem üretildiği koşulda hem de ısıtma işlem uygulanmış durumlar için literatürde bildirilen mukavemet değerleri, genellikle döküm ve dövme IN718 alaşımlarıyla karşılaştırılabilir düzeydedir. Özellikle, Eİ ile üretilen IN718'in döküm versiyonuna kıyasla gösterdiği üstün mukavemet, büyük ölçüde Eİ sürecinin oluşturduğu ince mikro yapıya atfedilmektedir. Bununla birlikte, optimal mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için proses sonrası uygun bir ısıtma işlem sürecinin uygulanması gereklidir [49]. Isıtma işlem sonrası IN718 alaşımı yaklaşık olarak 350–450 HV sertlik aralığına sahip olmaktadır [49,50].

2.4. Fonksiyonel Geçişli Malzeme (FGM)

FGM en az iki veya daha fazla farklı malzemenin belirli bir hacim boyunca konuma bağlı olarak bileşim, mikro yapı ya da diğer özelliklerinin istenen şekilde değişim gösterecek şekilde tasarlanmasıyla elde edilir. İstenen mikro yapısal ve mekanik özelliklere sahip bir

FGM yapı üretmek için element oranlarının ve termodinamik özelliklerin dikkatli bir şekilde ayarlanması gerekir. Yapının bileşimi amaçlanan şekilde tasarlanabilir ve uygun termal geçişle üretilenirse süneklik, mukavemet ve korozyon direnci gibi temel özellikler iyileştirilebilir. Genel olarak başarılı FGM yapı tasarımı en az iki baz malzemeden daha zayıf olan kadar güçlü olmalıdır. Ayrıca ani malzeme değişimlerinin yaratacağı gerilim yığılmalarının minimize edilmiş olması gerekir. Ani malzeme değişimleri üretim ve servis sırasında tek başına her iki malzemede de oluşmayan erken sorunlara neden olabilir. FGM'ler özellikle yüksek sıcaklık, termal şok, aşındırıcı ortamlar ve çok işlevli malzeme gereksinimi gibi ortamlar için tasarlanır. FGM konsepti ilk olarak 1980'li yıllarda uzay araçlarında termal bariyer amacıyla kullanılmıştır [51]. Daha sonraları biyomalzemeler, otomotiv parçaları, nükleer reaktör bileşenleri, havacılık ve savunma sanayi uygulama alanlarında yer edinmiştir. FGM yapıların potansiyel kullanımına örnek bir çalışma Şekil 2.3'te gösterilen jet motorlarında bulunan türbin kanatçıklarıdır. Jet motorlarında türbin bölümünü oluşturan türbin kanatçıklarının gövdeye yakın kısımda düşük basınç ve sıcaklık ortamı oluşur iken malzemenin tokluğu önemli olmakta, kanatçık uçları ise daha yüksek basınç ve sıcaklık şartlarında çalışması gerektiğinden termal direnç ve sertlik gibi özellikler gerektirmektedir. Bu özelliklere göre tasarlanan bir FGM yapıda kanatçığın kök kısmından uç kısmına doğru mekanik ve fiziksel özelliklerin değiştiği bir yapı elde edilebilir.

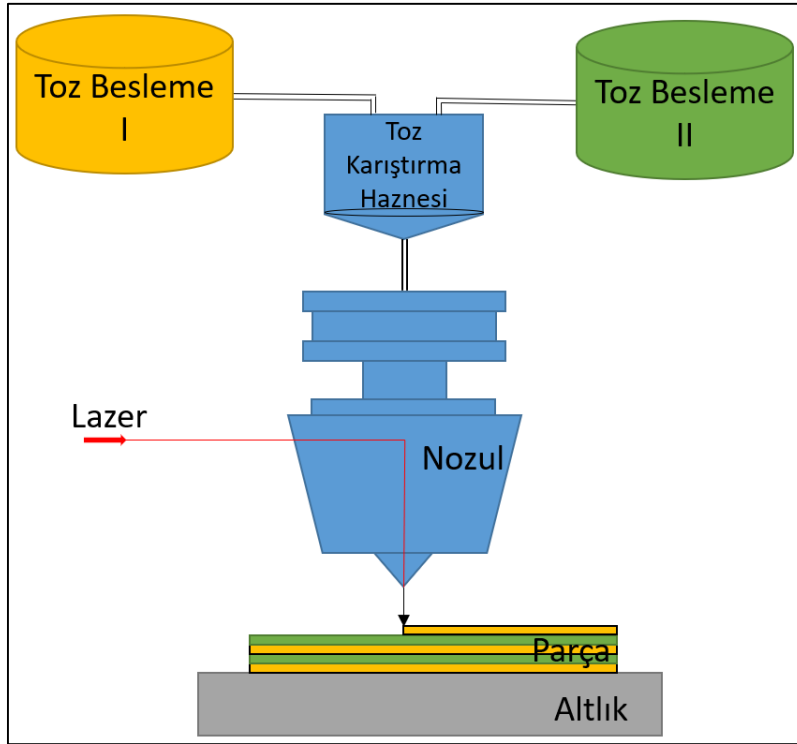


Şekil 2.3. Havacılık jet motor türbin kanatçığında FGM yapı kullanımı. Türbin kanatçıklarının FGM yapıda tasarlanması ile kanatçık üzerine gelen yükleme şartlarına göre kök kısmından uç kısmına kadar malzeme değişkenlik gösterir

FGM yapı geliştirilmesinde karşılaşılan birçok zorluk vardır. Birbirine çok zıt malzemelerin birleştirilmesindeki engeller hemen belli olsa da benzer görünen alaşımlar bile önemli birleştirme sorunları yaratabilir. Alaşımlandırma esnasında çelikler bile benzer olarak kabul edilemez. Düşük alaşımlı çelikler, östenitik paslanmaz çelikler, çeşitli martenzitik ve

çökelme ile sertleşen çelikleri karşılaştırdığımızda alaşımlarındaki faz bileşimi ve sertleşme mekanizmasındaki farklılıklar büyük özellik uyumsuzlukları ve zararlı fazlar oluşturacak kadar önemlidir. Farklı malzemelerin birleştirilmesinde karşılaşılan bu sorunlara kaynak endüstrisinde yıllardır karşılaşılmış ve bazı deneysel çalışmalarla çözümler bulunmuştur [52]. Ancak bulunan çözümlerin hepsi malzeme çiftine ve uygulama yöntemine özel olmakla sınırlı kalmıştır. Sonraki bölümlerde FGM yapı geliştirilmesinde karşılaşılan zorluklar detaylıca açıklanmıştır. Eİ teknolojisi yaklaşımına göre FGM yapı tasarımı gerçekleştirilebilir ve başarılı şekilde üretilebilirse bu sorunlara çözüm sunabilir.

Eİ teknolojileri, katmanlı üretim prensibi sayesinde farklı malzemelerin istenilen geometrilerde ve geçiş bölgelerinde kontrollü olarak bir araya getirilmesine imkân tanır. Bu yaklaşım, FGM yapılarının temelini oluşturan sürekli veya kademeli bileşim geçişlerinin fiziksel olarak uygulanabilirliğini artırırken, aynı zamanda mikroyapısal sürekliliğin sağlanmasına da katkı sağlar. Geleneksel yöntemlerin aksine, Eİ ile malzeme dağılımı noktasal, konum kontrollü ve parametrik olarak kontrol edilebildiğinden; arayüz çatlakları, termal gerilmeler ve metalürjik uyumsuzluk gibi temel problemler minimize edilebilir. Bu sayede hem yapısal bütünlük hem de fonksiyonel performans açısından daha güvenilir FGM bileşenlerin üretimi mümkün hale gelmektedir. LYEY yöntemi, FGM üretimi için en uygun Eİ teknolojilerinden bir tanesidir. Toz beslemeli yapısı sayesinde farklı toz malzemelerin anlık ve yerinde karıştırılmasına imkân sağlayan LYEY ile bileşim geçişlerini üretim sırasında dinamik olarak kontrol edilebilir. Ayrıca üretim parametreleri FGM içerisindeki bileşime özel dinamik olarak kontrol edilebilir, böylece geçi bölgeleri arasında yüksek yapışma gücü ve yoğunluk elde edilebilir. Bu özellikler, LYEY ile karmaşık FGM tasarımlarının uygulanabilirliğini artırmakta, mikro yapı sürekliliği ve arayüz kalitesini iyileştirerek, yüksek sıcaklıkta çalışacak kritik parçalar için güvenilir çözümler sunmaktadır [53]. Şekil 2.4'te aynı anda birden fazla malzeme kullanılarak üretim yapmaya imkân sağlayan LYEY sisteminin şematik görünümü verilmiştir. Sistem ısı kaynağı olarak lazer, malzeme beslemeleri yapan hazneler ve toz karışımının ergiyik havuza yönlendiren nozuldan oluşmaktadır.



Şekil 2.4. Çift toz beslemeli LYEY sistemin şematik görünümü

2.4.1. Zararlı faz oluşumu ve çözünabilirlik sorunu

FGM üretiminde karşılaşılan temel zorluklardan bir tanesi birbiri içinde tamamen çözünabilen malzeme çiftlerinin sayısının sınırlı olması nedeniyle ortaya çıkan kırılğan intermetalik (metaller arası) fazlardır. Bu tür fazlar, genellikle düşük katı çözelti oluşumu gösteren ara bileşimlerde meydana gelir ve yapı içerisinde istenmeyen mekanik özelliklere yol açabilecek intermetalik yapılar oluştururlar. Ticari alaşımlarda yer alan element sayısı genellikle ana elementlere eklenen alaşım elementleri ile on taneye kadar çıkabilirken, sistemin termodinamik davranışı oldukça karmaşık bir hâle gelir. Bu nedenle, alaşım tasarımında yalnızca ana elementlerin değil, aynı zamanda düşük oranlardaki alaşım elementleri ve mevcut olabilecek safsızlıkların etkisi de dikkate alınmalıdır [54]. Bazı intermetalik bileşikler, yüksek mukavemet, düşük yoğunluk ve iyi yüksek sıcaklık dayanımı gibi avantajlar sunarak malzeme özelliklerini olumlu yönde etkileyebilir [55]. Ancak bu fazların düzenli kristal yapılarındaki uzun iyonik ve kovalent bağlanmalar, onları oldukça kırılğan hale getirir. Bu kırılğanlık özellikle kaynak veya Eİ gibi yüksek sıcaklık gradyanlarının ve kalıntı gerilmelerin yoğun olarak olduğu üretim süreçlerinde önemli bir dezavantajdır. Üretim başarılı şekilde tamamlanmış olsa bile, bu fazların neden olduğu düşen tokluk ve süneklik, servis ömrü sırasında geçiş bölgelerinde yapısal sorunlara yol

açabilir. İntermetalik faz oluşumları çoğu zaman ilgili ikili faz diyagramları incelenerek öngörülebilir [56]. Bu diyagramlar, özellikle termodinamik açıdan kararlı ve kırılğan yapıda olan fazların oluşma eğilimlerini göstermesi açısından önemli bilgiler sunar. Ancak faz oluşumu yalnızca denge koşullarına bağlı değildir, üretim sürecindeki kinetikler ve geçiş bölgesinin termal geçmişi de büyük oranda etkilidir. Örneğin, ısı girdisinin azaltılması ya da ergimesiz birleştirme tekniklerinin kullanılması, bu tür istenmeyen fazların oluşumunu azaltabilir [57].

Bunlara ek olarak bazı malzeme çiftlerinde karışabilirliğin sınırlı olması da önemli bir sorundur [58]. Örneğin, Cu–Fe sistemi, her iki elementin katı çözeltilisinde sınırlı çözünürlüğe sahip olduğundan ergitme tabanlı birleştirme sırasında geçiş bölgesinde sürekli ve bir tek faz oluşmaz bunun yerine faz ayrımı meydana gelir ve geçiş bölgesinde ayrı damlacıklar hâlinde ayrışma gözlenir. Bu durum yapısal homojenliğin bozulmasına, bölgesel çatlak oluşumlarına ve mekanik özelliklerin zayıflamasına neden olur. Bu tür uyumsuzlukların üstesinden gelmek amacıyla, kaynak ve Eİ teknolojilerinde ara katman olarak görev yapan üçüncü bir malzeme kullanılması yaygın bir stratejidir [59]. Bu ara metalin her iki esas malzeme ile yüksek çözünürlük göstermesi için termofiziksel özelliklerinin benzeşmesi beklenir. Örneğin, bakır paslanmaz çelik geçişlerinde, ara katman olarak Ni bazlı süper alaşım IN718 kullanılması tercih edilebilir. IN718'in içerdiği yüksek Ni miktarı hem Cu hem de Fe ile uyumlu fazlar oluşturmakta ve bu sayede geçiş bölgesinde sürekliliği desteklemektedir. IN718, Fe–Cu geçiş bölgesinde ayrışmanın önüne geçilmesini sağlar ve paslanmaz çelik ile bakır alaşım arasında mekanik ve mikroyapısal sürekliliği korur [60]. Yapılan literatür çalışmaları Ti ve paslanmaz çeliklerin doğrudan birleştirmelerinde TiFe, TiFe₂ gibi Ti–Fe intermetalik fazlarının oluştuğunu ve geçiş bölgesinde kırılğan çatlakların ortaya çıktığını göstermiştir. Bunun yerine kademeli bir geçiş sağlamak amacıyla ara katman olarak vanadyum, krom ve demir katmanları kullanılarak, Ti ve çelik arasında Ti–Fe intermetalik faz oluşumu başarılı şekilde engellendiği belirtilmiştir [61].

2.4.2. Termal özellik uyumsuzluğu

FGM yapıların başarılı bir şekilde üretilebilmesi için kullanılan metallerin erime sıcaklığı, termal genleşme katsayısı ve termal iletkenlik gibi termofiziksel özelliklerinin birbiriyle uyumlu olması gerekmektedir. Bu özelliklerdeki uyumsuzluklar hem üretim sırasında hem de servis koşullarında ciddi yapısal problemlere yol açabilir [62]. Örneğin, düşük erime

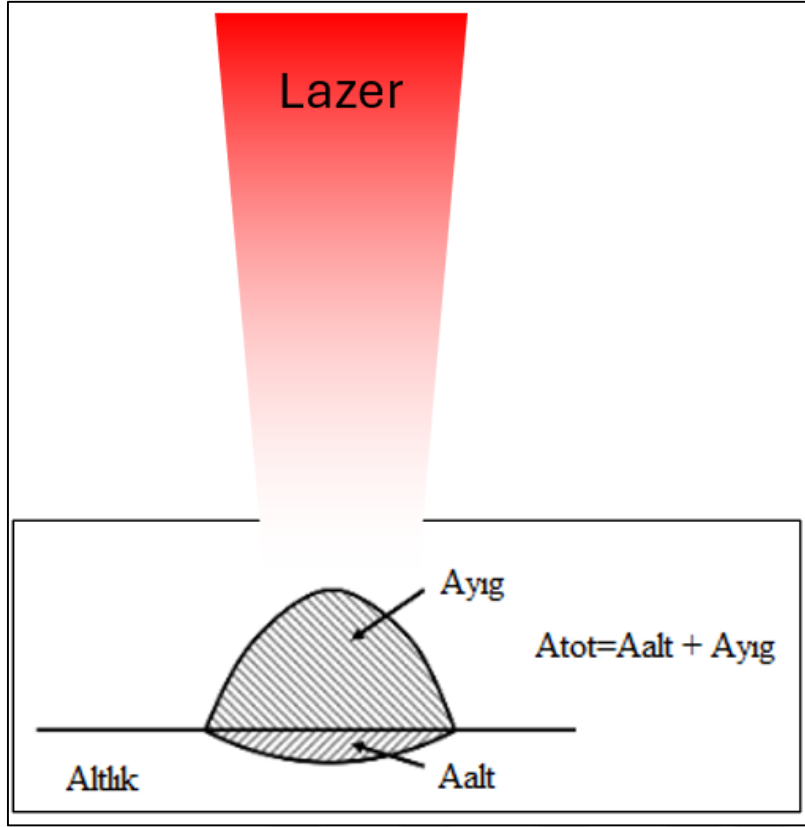
sıcaklığına sahip alüminyum gibi metaller ile yüksek erime sıcaklığına sahip tungsten gibi metallerin doğrudan ergitilerek bir araya getirilmesi, termal gradient ve mikroyapısal uyumsuzluklar nedeniyle zordur. Dahası, refrakter bir element olan tantal ile daha düşük buharlaşma sıcaklığına sahip çinko gibi metallerin birleştirilmesi, üretim sürecinde çinkonun uçuculuğu nedeniyle ciddi metal kayıplarına yol açarak metalürjik bağın oluşumunu olumsuz etkileyebilir. Bu tür termofiziksel uyumsuzluklar, FGM yapıda kalıntı gerilmelerin birikmesine, çatlak riskinin artmasına ve oksidasyon-kararlılık performansının düşmesine neden olabilir [51]. Benzer şekilde, bileşen malzemelerin termal iletkenlik değerlerindeki farklılıklar da üretim sürecinde problemlere neden olabilir. Yüksek termal iletkenliğe sahip metal, ısıyı daha hızlı yaydığı için geçiş bölgesinde dengesiz bir ısı akışı meydana gelir. Bu durum, düşük iletkenliğe sahip malzemenin yeterince erimemesine veya farklı oranlarda genişip büzülmesine neden olabilir. Özellikle alüminyum ve bakır gibi yüksek iletkenliğe sahip metallerin çelik gibi düşük iletkenliğe sahip malzemelerle birleştirilmesinde bu tür zorluklar sıkça gözlemlenir. Termal genişleme katsayıları arasındaki farklar da FGM üretiminde önemli sorunlara yol açabilir. Soğuma sürecinde, genişleme katsayısı yüksek olan malzeme daha fazla büzülerek çekme gerilmelerine, düşük genişleme katsayılı olan ise nispeten daha az büzülerek bası gerilmelerine maruz kalır. Bu durum, geçiş bölgesinde gerilim birikmesine neden olur. Oluşan artık gerilmelerin büyüklüğü, sıcaklık farkı ile iki malzeme arasındaki genişleme katsayısı farkının çarpımıyla doğrudan ilişkilidir.

Bu nedenlerle, FGM tasarımında kullanılacak malzemelerin seçimi yalnızca uygulama gereksinimlerine göre değil, aynı zamanda üretilebilirlik açısından da dikkatle değerlendirilmelidir. İdeal bir FGM tasarımında, metal çiftleri arasında uyumlu termal genişleme katsayıları, erime sıcaklıkları ve termal iletkenlik değerleri sağlanarak hem üretim kontrol altına alınmalı hem de servis ömrü boyunca güvenilir kullanım sağlanmalıdır.

2.4.3. Seyrelme (Dilution)

Seyrelme, ergitmeli birleştirme işlemlerinde yeni ergitilen metalin alttaki metalle karışarak kimyasal bileşimini değiştirmesi durumudur. Geleneksel üretim yöntemlerinden kaynak teknolojisi ve Eİ'de malzemelerin birleştirilmesinde güvenilir bir metalürjik bağ elde etmek için belirli bir oranda seyrelme mutlaka gerekmektedir [63]. Ancak seyrelme iyi kontrol edilemediğinde, alaşım bileşimini istenmeyen biçimde değiştirerek zayıf bağlantı, sıcak çatlaklar veya istenmeyen çökelti fazları gibi kritik problemlere yol açabilir [64]. Eİ'de

üretim parametrelerinin hassas bir şekilde kontrol edilebilmesinden dolayı, seyrelme geleneksel kaynak yöntemlerine kıyasla daha iyi kontrol edilebilir. LYEY ve SLE gibi lazer tabanlı Eİ işlemlerinde, her yeni katman yığılırken alttaki katmanın üst yüzeyi kısmen yeniden ergitilmek zorundadır. Yeniden ergitme bölgesi ve yeni katmanı oluşturan malzeme, konveksiyon akımları, yüzey gerilimleri ve marangoni etkisinde kalarak karışıp kimyasal bileşimi değişmiş seyrelme bölgesini oluşturur. Seyrelme ve metalurjik özellikler doğrudan ölçülemez ancak ergiyik havuzu oluşturan yığma yüksekliği ve genişliği bir görüntüleme cihazı ile kolayca ölçülebilir ve bu bilgilerle seyrelme oranı hesaplanabilir [65]. Şekil 2.5'te ergiyik havuz geometrisi şematik olarak gösterilmektedir, sağa doğru yatık tarama ile gösterilen yeni yığılan malzeme ve sola doğru yatık tarama ile gösterilen yeniden ergiyen altlık bölgesi toplam ergimiş alanı oluşturmaktadır. Lazerli yığma süreçlerinde seyrelme oranı (D) ergimiş altlığın alanının toplam ergimiş bölgenin alanına oranından hesaplanan boyutsuz bir terimdir ve denklem Eş. 2.1'den elde edilir. Seyrelme miktarı malzemelerin ısı-fiziksel özellikleri ile lazer gücü, lazer ışın çapı, tarama hızı ve toz besleme hızı gibi parametrelerle doğrudan bağlantılıdır [66]. LYEY sistemlerinde yüksek lazer gücü veya düşük tarama hızı, ergiyik havuzun alt tabakaya derinlemesine nüfuz etmesine ve böylece seyrelmenin artmasına neden olur. Benzer şekilde, toz besleme hızının düşürülmesi ergiyik havuzdaki altlık oranını yükselterek hedef bileşimden sapmalarla sonuçlanabilir. Çeşitli çalışmalar hem yeterli bağ dayanımını sağlamak hem de geçiş kompozisyonunu korumak için seyrelme oranının %10–30 aralığında tutulmasının uygun olduğunu bildirmiştir [67].



Şekil 2.5. Lazer ile ergitme sürecinde elde edilen yeniden ergitilen (Aalt) ve ergiyen yeni malzeme (Ayıg) bölgelerinden oluşan ergiyik havuz geometrisi

$$D = \frac{A_{alt}}{A_{alt} + A_{ayıg}} \quad (2.1)$$

FGM yapılarında seyrelme, hedeflenen bileşim profilinde sapmalara yol açarak geçiş bölgesini tasarımsal olana göre birkaç katman daha genişletebilir. Ghanavati ve diğerleri LYEY yöntemiyle ürettikleri SS316L-IN718 birleştirmede tasarımsal olarak geçiş bölgesi olmamasına rağmen seyrelmeye bağlı 200 µm genişliğinde bir geçiş bölgesi tespit etmişlerdir [68]. Bu durum, keskin geçiş gerektiren tasarımlarda intermetalik oluşumu, lokal korozyon duyarlılığı ve mekanik heterojenlik riskini artırır. Bu yüzden üretim parametreleri iyi bir şekilde ayarlanmalı aksi takdirde yüksek enerji yoğunluklu işlemler yüksek ısı iletkenliğine sahip altlık malzemelerde aşırı seyreltme ve bileşim kontrolünün kaybı ile sonuçlanabilir.

2.4.4. Diğer metalürjik sorunlar

Yukarıda açıklanan uyumsuzluklara ek olarak, farklı malzeme birleştirmelerini bozan daha karmaşık ve birbirini tetikleyen diğer metalürjik sorunlar da vardır. Ergime esnasında geçiş bölgesinin kontrolsüz seyrelmesi veya elementlerin difüzyonla geçiş bölgesi boyunca göçü ile farklı sorunlar oluşabilmektedir. Bu sorunlar genellikle Eİ teknolojisinin doğasından, termal çevrimlerin çokluğundan ve malzeme çiftleri arasındaki temel farklılıklardan kaynaklanır. En yaygın problemlerden biri mikro çatlak oluşumudur. Bu çatlaklar, özellikle katmanlar arası bölgelerde soğuma sırasında oluşan çekme gerilmeleri ya da yerel sertlik farkları nedeniyle ortaya çıkmaktadır. SS316L ve IN718 sistemlerinde, IN718'in yüksek Nb içeriğine bağlı olarak oluşan gevrek Laves fazı ya da karbür çökeltileri, geçiş bölgesinde çatlak başlatıcı merkezler olarak davranmaktadır [69]. Bu çatlaklar çoğunlukla katmanlar arası ilerleyen, düzensiz ve faz sınırlarına bağlı şekilde ilerleme eğilimindedir. Bir diğer önemli konu ise elementel ayrışmadır. Eİ'de hızlı katılaşma koşulları, elementlerin yeterince difüze olmasına izin vermediği için, bazı alaşım elementleri (örneğin Nb, Mo, Ti, Cr) mikroskobik seviyede ayrışabilmektedir. Bu lokal zenginleşmeler, geçiş bölgesinde istenmeyen çökeltilerin oluşmasına ya da mekanik dengesizliklere yol açabilmektedir [70]. Literatürde, bu tip ayrışmaların Laves fazı ya da Ti(C,N) gibi karbür yapılar olarak çökeldiği ve bu bölgelerin sertlik, süneklik ve yorulma davranışını olumsuz etkilediği rapor edilmiştir [71]. Örneğin ferritik-östenitik metaller arası bağlantılarda malzemeler arası karbon göçünün açtığı sorunlara dair çalışmalar mevcuttur [72]. Düşük alaşımlı çelik ve östenitik paslanmaz çeliğin sürünme dirençlerinde karbon içeriğinden dolayı çok az fark olmasına rağmen, krom içeriğindeki büyük fark geçiş bölgesi boyunca karbon göçünü tetikleyen bir potansiyel oluşturmaktadır [73]. Karbon elementleri, geçiş bölgesinin ferritik tarafından östenitik tarafına difüze ederek o tarafta karbon miktarının azalmasına ve östenitik bölgede sert karbürlerin oluşmasına neden olabilmektedir. Sürecin devamında oluşabilecek termal gerilmeler, metalürjik değişikliklere, sürünme boşluklarına ve nihayetinde sürünme kopmasına neden olabilmektedir [74]. Karbon göçü ayrıca korozyon direnci için yüksek krom ve az karbon içeriğine sahip alaşımlarda duyarlılığa neden olabilir [75]. Taşınan karbonlar tane sınırları boyunca krom karbür oluşturarak bitişindeki çözünmüş krom malzemesi tükenen bölgelerin koroziye ortama karşı bölgesel duyarlılığını arttırmış olur.

Yukarıda bahsedilen metalürjik sorunlar ara katman malzeme kullanımı ile bir dereceye kadar çözülebilese de konu seyrelmeyi düzenleme ve düzgün konsantrasyon geçişleri elde

etme olduğunda geleneksel üretim yöntemleri hala sınırlı çözüm sunmaktadır. Bu durum Eİ ile sağlanan gelişmiş bileşim kontrolü sayesinde daha hassas geçiş arayüzleri ile ortadan kaldırılabılır.

2.4.5. SS316L-IN718 birleştirmeleri

Nikel alaşımları ve paslanmaz çelik malzemelerin birlikte kullanılması veya aynı FGM yapıda birleştirilmesi hem akademik hem de endüstriyel çalışmalarda sıkça tercih edilmektedir. FGM yapılar hem termal hem de yapısal işlevleri bir araya getirerek birden çok ihtiyaca tek yapıda cevap verebilmektedir. SS316L-IN718 birleştirmeleri endüstriyel olarak havacılık, nükleer ve kimyasal işleme gibi alanlarda tercih edilmektedir. Örneğin yüksek sıcaklık ve korozyon ortam içeren havacılık jet motor parçalarının üretiminde SS316L-IN718 malzeme çiftinin birlikte kullanımı ön plana çıkmaktadır. IN718 alaşımı ile yüksek sıcaklıkta çalışabilme kabiliyeti ve aşındırıcı ortamlara karşı direnç elde edilirken, SS316L ile yüksek tokluk ve süneklik özelliği, korozyon direnci ve maliyette yüksek oranda düşme sağlanmaktadır. Özellikle termal olarak yüklenen sistemlerin düşük sıcaklık tarafında SS316L'nin, yüksek sıcaklık tarafında ise IN718'in kullanılması; yapıdaki gerilme dağılımının dengelenmesi, maliyetin azaltılması ve optimum performans sağlanması açısından önemli avantajlar sunmaktadır. Bu yaklaşım, roket motoru parçaları, ısı yalıtım geçiş bölgeleri, gaz türbini bileşenleri gibi yüksek sıcaklıkta çalışan çok işlevli yapılarda uygulanabilirlik göstermektedir. Bu iki malzeme arasındaki iyi kimyasal uyumluluk ve benzer termo-fiziksel özellikler üretilebilirliği kolaylaştırmaktadır. Ancak bu iki malzemenin birleştirilmesi bazı temel metalürjik ve üretim kaynaklı zorlukların aşılmasını gerektirmektedir.

Nikel bazlı alaşımların östenitik çeliklerle birleştirilmesinde çeşitli metalürjik zorluklar vardır. Bunlar arasında mikro yapısal değişiklikler, elementel ayrışma ve laves ile karbür gibi istenmeyen fazların oluşumu yer alır [76]. Sülfür, fosfor veya bor gibi alaşım içerisinde çok az bulunan elementler bile paslanmaz çelik ile nikel alaşımı birleştirmelerinde çatlak oluşturuucu etki yaratabilir. Ancak bu iki alaşımın birleştirilmesinde çatlak oluşumunun en önemli nedeni Nb elementi olduğu daha önceki çalışmalarda belirtilmiştir [77]. Nikel süper alaşımları genellikle küçük miktarda güçlendirme çöktürücüleri oluşturan Nb içerir. Fakat nikelin paslanmaz çelik ile geçiş yaptığı bölgede paslanmaz çelik ile, Nb açısından zengin kırılğan bileşikler oluşturarak mekanik özellikleri bozucu interdentritik bölgeler oluşabilir.

Geçiş arayüzünde oluşan bu kırılğan fazlar birleştirme sırasında elementlerin karşılıklı difüzyonu sonucu oluşur ve büyük ölçüde alaşımların kimyasal bileşimlerine ve üretim koşullarına bağlıdır [78]. Dupont ve diğerleri östenitik çelik nikel alaşım birleştirmelerinde artan Fe içeriği ile Nb ve Mo çözünlülüğünün azalması sonucu Laves fazı çökeltilerinin oluştuğunu ve geçiş bölgesinin metalürjik ve mekanik özelliklerini olumsuz etkilediğini belirtmiştir [64]. Nikel bazlı alaşımların östenitik çeliklerle birleştirilmesinde bir diğer kritik faktör, katılaşma sırasında çatlamaya yatkınlıktır. Katılaşma süreci, özellikle karbonun çelikten geçiş bölgesine göçü nedeniyle füzyon hattında kırılğan fazların oluşumuna yol açabilir ve bu da geçiş bölgesinin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkiler [79]. Katılaşma çatlağı, birleştirme bölgesinde üretim sırasında doğal olarak oluşan ısıtma ve soğutma döngüleri sırasında daha da karmaşık hale gelir [80].

Bu metalürjik zorlukların üstesinden gelmek için, birleştirme sonrası ısıtma işlemi sıklıkla kullanılır. Isıtma işlemi birlikte geçiş bölgesinde oluşan kalıntı gerilmeler giderilir ve geçiş bölgesinin sünekliği artırılır [81]. Araştırmalar, uygun ısıtma işlemi ile mikro yapısal özelliklerin iyileştirilerek tokluğun artırabileceğini, ayrıca servis koşulları sırasında oluşabilecek korozyon çatlağı ve diğer bozulma mekanizmalarıyla ilişkili risklerin azaltılabileceğini göstermiştir. Mehrabi ve diğerleri SS316L ile Inconel 625 alaşımlarını içeren LVEY ile üretilen FGM’de ısıtma işlemi sonrası korozyon direncinin arttığını rapor ederek, bu tür sistemlerde ısıtma işleminin genel faydalarını vurgulamıştır [82]. Raj ve diğerleri tarafından yapılan çalışmada, sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen paslanmaz çelik ve inconel alaşımları için özel olarak tasarlanmış ısıtma işlemleri birleştirme sonrası, kaynak bölgesindeki lokal korozyon direncinin ve mekanik özelliklerin anlamlı şekilde iyileştirildiği gösterilmiştir [83]. Bazı uygulamalarda, doğrudan birleştirme işleminin zorluklarını azaltmak adına geçiş tabakası veya ara malzeme kullanımı da tercih edilmektedir. Bu yaklaşım, termal gerilmeleri azaltarak birleşim bölgesinin performansını iyileştirmeye yardımcı olur. Carroll ve diğerleri yaptıkları çalışmada, SS316L ve IN625 birleştirilmesinde aradaki uyumu artırmak adına ara katmanların eklenmesinin, birleşim bütünlüğünü ve mekanik performansı anlamlı düzeyde arttırdığını göstermiştir [84].

SS316L ve IN718 malzemelerin birleştirilmesinde kullanılan en yaygın yöntemlerden biri, kaynak teknolojileridir. Ergitme esaslı ile çalışan kaynak yöntemlerinde, özellikle farklı erime sıcaklıklarına sahip malzemelerin birleştirilmesinde, ısı girdisinin malzeme bazlı kontrol edilebilmesinin zorluğunda dolayı sorunlarla karşılaşabilmektedir. Babu ve

diğerleri SS316L ve IN718 birleştirilmesinde, ergitme kaynağı yöntemi olan tungsten inert gaz (TIG) kaynağını kullanmıştır [85]. Ayrıca diğer ergitme tabanlı kaynak yöntemlerinden olan lehimleme ve difüzyon kaynağı yöntemleri de S316L-IN718 birleştirmeleri için kullanılıp performansları karşılaştırılmıştır [86]. Son yıllarda SS316L-IN718 birleştirmelerinde öne çıkan bir diğer üretim yöntemi ise Eİ teknolojileridir. Özellikle LYEY yöntemi, çift malzeme beslemeli yapısı sayesinde malzeme geçişini hassas bir şekilde kontrol edebilmektedir. Zhang ve diğerleri SS316L ile kimyasal olarak IN718'e benzeyen Inconel 625 alaşımını LYEY yöntemi ile FGM yapıda başarı ile birleştirmişlerdir [87]. Ghanavati ve diğerleri LYEY yöntemi kullanılarak SS316L ve IN718 alaşımlarının FGM yapıda üretilebileceğini göstermiştir. Bu üretim yöntemi ile geçiş bölgesindeki üretim parametreleri ve mikro-yapılar kademeli olarak kontrol edilerek geleneksel yöntemlerde karşılaşılan hata mekanizmaları azaltılabilmektedir [88]. Yusuf ve diğerleri başka bir Eİ yöntemi olan SLE yöntemiyle SS316L ve IN718 birleştirmesini incelenmiştir. Geçiş bölgesinde yaklaşık %0,27'lik gözeneklilik oranı ve çatlak oluşumunun gerçekleşmemesi ile başarılı bir birleştirme olduğu, ayrıca ~265 HV mikrosertlik değeri ile sağlam metalürjik bir bağlanma elde edildiğini belirtmişlerdir [89].

2.5. Yüksek Sıcaklık Oksidasyonu

Yüksek sıcaklık ortamlarında çalışan metalik malzemeler, servis sırasında çevresel oksitleyici atmosferle sürekli etkileşim halindedir. Bu etkileşim sonucu, malzemenin yüzeyi oksijen ile reaksiyona girerek oksit tabakası oluşturmakta ve zamanla bu tabakada oluşabilecek bozulmalar malzeme performansını olumsuz etkilemektedir. Oksidasyon, yalnızca malzemenin yüzey özelliklerini değil, aynı zamanda mekanik dayanım, termal iletkenlik ve yapısal bütünlük gibi kritik özelliklerini de değiştirebilir [90]. Nope ve diğerleri geleneksel üretim, SLE ve LYEY teknolojileri ile üretilmiş IN625 alaşımının 800 °C'de yüksek sıcaklık oksidasyonunun yorulma dayanımı üzerindeki etkilerini araştırmıştır. Yazarlar, oksidasyon sonrası yorulma ömrünün %96'ya varan oranda azaldığını bildirmişlerdir. Bu düşüş iç oksidasyon, yüzey oksit tabakasının parçalanması ve yüzey altı çökeltilerin çatlak başlatma bölgeleri hâline gelmesi ile ilişkilendirilmiştir [91]. Kwieciński ve diğerleri oksitlenmiş yüzey tabakasının ısı iletimini olumsuz etkileyerek düşük ısı iletkenliğine sahip oksit oluşumları nedeniyle malzeme yüzeyinde lokal sıcaklık artışlarına yol açtığını belirtmiştir [92]. Oksidasyonun malzeme üzerindeki zararlı etkilerini ortadan kaldırmak için oksidasyon önleyici önlemler zorunludur. Bu önlemler oksidasyon sürecini

engellemeyi veya hafifletmeyi, alaşımların bütünlüğünü korumayı ve çalışma ömrünü uzatmayı amaçlar. Oksidasyon direnci, uygun miktarda Al, Cr veya Si eklenerek büyük ölçüde iyileştirilebilir, çünkü bu elementler yüksek sıcaklıklarda yüzeyde yoğun ve kararlı bir oksit tabakası oluştururlar. Oksidasyon davranışını iyileştirmenin diğer yolları mekanik parlatma, elektro-parlatma, taşlama, bilyalı püskürtme, kum püskürtme, işleme veya soğuk haddeleme gibi yüzey işlemleridir [93–95]. Malzemelerin yüksek sıcaklık oksidasyon direnci uçak motorları, havacılık iticileri, nükleer reaktörler ve kimya tesisleri gibi oksidatif koşullar altında çalışması gereken birçok uygulama için önemlidir. Bu malzemelerin yüksek sıcaklıklarda oksijenin metal yüzeyle reaksiyonundan kaynaklanan bozulmaya ve korozyona karşı dayanıklı olması gerekir. Oksitlerin morfolojisi ve termodinamik kararlılıkları da bu süreci doğrudan etkiler. Özellikle çok bileşenli alaşımlarda birden fazla oksit fazı aynı anda oluşabilir ve bu durum, oksit tabakasının yapısını daha karmaşık hale getirerek koruyuculuğu azaltabilir. Oksidasyon direnci açısından üç noktanın anlaşılması gereklidir; oksidasyon kinetiği, oksidasyon termodinamiği ve oksidasyon mekanizması.

2.5.1. Oksidasyon mekanizması

Malzeme bilimi açısından oksidasyon bir malzeme ile onu çevreleyen ortam arasında gerçekleşen oksijen alışverişini içeren reaksiyon olarak ifade edilebilir. Bu reaksiyonlar sonucu malzeme yüzeyinde oksit tabakaları oluşur ve ilerleyen aşamalarda oksidasyon bu oksit tabakaları boyunca difüzyon kontrollü gerçekleşir. Oksidasyon mekanizması genel olarak üç adımdan oluşur [96]:

1. Oksitleyici gazın yüzeye ulaşması ve adsorpsiyonu,
2. Metal ile oksijen arasındaki yüzey reaksiyonları sonucunda oksit tabakasının oluşması,
3. Oksijen iyonlarının metal tarafına veya metal iyonlarının dış yüzeye oksit tabakası boyunca difüzyonu ve oksit tabakasının büyüüp kalınlaşması.

Son adımda gerçekleşen oksit tabakası büyümesi genellikle metal iyonlarının dışa doğru ya da oksijen iyonlarının içe doğru difüzyonu ile sürer. Bu difüzyonun yönü iyonların mobilitesine ve oksit tabakası yapısına bağlıdır. Bu mekanizma sonucunda oksit tabakası, yüzeyde birikerek malzemeyi daha fazla oksijenle temastan koruyan bir bariyer işlevi görür. Bir malzemenin oksidasyon direnci, yüzeyinde oluşan oksit tabakasının özellikleri ile karakterize edilir. Koruyucu bir oksit tabakası genellikle yüksek yoğunluk, iyi yapışma ve

düşük difüzyon özelliklerine sahiptir. Bu özellikler, malzemenin oksidasyona karşı direncine bütünsel olarak katkıda bulunur. Yüksek yoğunluk, oksit tabakasındaki atomların sıkı bir şekilde paketlenmesi anlamına gelir ve oksijen iyonlarının alt tabakaya doğru difüzyonunu engeller. Böylece oksidasyon süreci malzemenin derinliklerine ilerleyemez. Yapışma, oksit tabakası ile altındaki malzeme arasındaki güçlü bağlanmayı ifade eder. Yüzeye sıkıca bağlı bir oksit tabakası, yüzeyden oksidin pul pul dökülmesini engelleyerek koruyucu bariyerin bütünlüğünü korumasını sağlar. En bilinen koruyucu oksit tabakaları krom, alüminyum, silisyumun oluşturduğu sırasıyla krom oksit (Cr_2O_3), alümina (Al_2O_3) ve silisyum oksit (SiO_2) tabakalarıdır [39]. Bu yararlı oksit tabakalarının oluşabilmesi ve kararlı formda kalabilmesi için elementlerin termodinamik açıdan yeterli miktarda malzeme içinde bulunması gereklidir.

2.5.2. Oksidasyon termodinamiği

Oksidasyon termodinamiği veya oluşacak oksitlerin kararlılığı oksidasyonun gerçekleşme kolaylığıdır ve oksit oluşumunun serbest enerjisi ile belirlenir. Bir metalin oksit oluşturma reaksiyonu Eş. 2.2’de gösterildiği gibi ifade edilebilir. Bu denge reaksiyonunun Gibbs serbest enerji değişimi (ΔG) ile oksidasyonun gerçekleşme ihtimali belirlenir.



Üstte verilen reaksiyonun gerçekleşebilirliği, Gibbs serbest enerji değişiminin negatif olması ($\Delta G < 0$) koşuluna bağlıdır. ΔG değeri ne kadar düşükse oksit faz termodinamik anlamda o kadar kararlıdır ve ilgili metalin oksidasyona karşı eğilimi de o derece yüksektir. Bir diğer ifadeyle metallerin yüzeyinde oksit oluşumu çevredeki oksijen potansiyelinin, denge reaksiyonunda oksit oluşumu için gerekli oksijenin kısmi basıncından daha büyük olduğu durumlarda gerçekleşir [97]. Oksidasyon için gerekli oksijen basıncı, oksidin standart serbest enerji değişiminden (ΔG^0) türetilir. Bu bağlamda, oksit oluşumu için gerekli oksijen kısmi basıncı Eş. 2.3’te verilen termodinamik denge koşulları için geçerli denklem ile hesaplanabilir [98].

$$\Delta G^0 = -RT \ln p(\alpha_{\text{MO}_2} / \alpha_M) p(\text{O}_2) \quad (2.3)$$

burada, R , evrensel gaz sabiti; T , mutlak sıcaklığı (Kelvin cinsinden); α_{MO_2} , oksidin (MO_2) aktivitesini; α_M , metalin (M) aktivitesini; $p(O_2)$, oksijen gazının kısmi basıncını ifade eder. Buraya kadarki kısım saf elementlerin oksidasyonu içindi, alaşım içindeki bir elementin aktivitesi (α_M) ise, aktivite katsayısı (γ_M) ve mol sayısı (X_M) ile Eş. 2.4'te verilen denklem ile hesaplanabilir:

$$\alpha_M = \gamma_M X_M \quad (2.4)$$

Eğer γ_M değeri bilinmiyorsa, ideal davranış varsayılır ve $\gamma_M = 1$ olarak kabul edilir. Bu durumda, katı bileşenlerin (metal ve oksit) birim aktivitesi varsayılarak Eş. 2.5'e basitleştirilebilir:

$$\Delta G^0 = RT \ln p(O_2) \quad (2.5)$$

veya

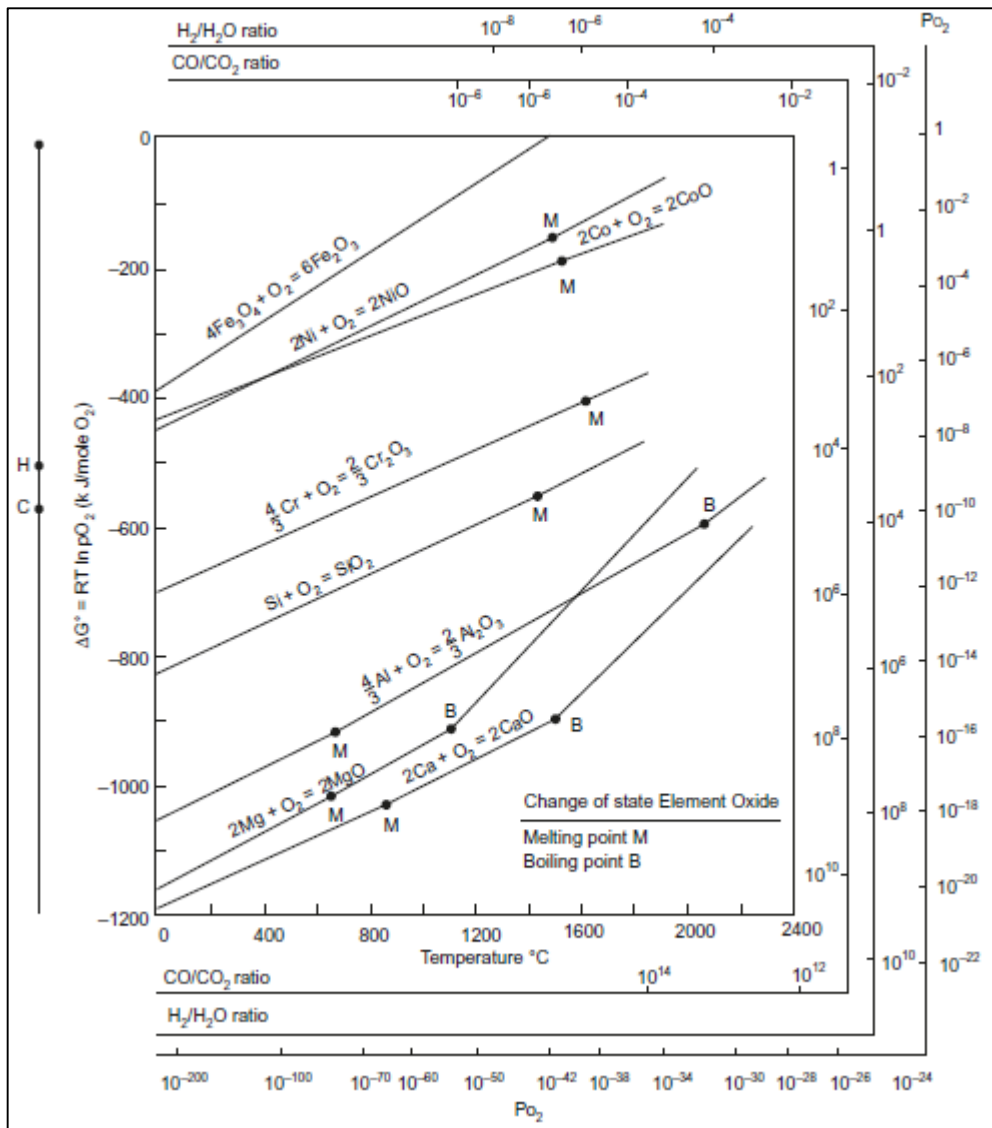
$$p(O_2) = \exp (\Delta G^0 / RT) \quad (2.6)$$

Eş 2.6'da verilen denklemden türetilen Ellingham diyagramları, çeşitli oksitlerin farklı sıcaklık ve oksijen kısmi basınçlarında standart serbest enerjilerine bağlı kararlılığını belirlemek için kullanılır. Bu da uygun oksidasyon reaksiyonlarının tahmin edilmesini, oksitlerin oluşumunun öngörülmesini sağlar [99]. Şekil 2.6'da gösterilen Ellingham diyagramında güçlü oksit oluşturmalar (düşük ΔG^0 değerlerine sahip olanlar) grafiğin alt kısmında, zayıf oksit oluşturmalar ise üst kısmında yer alır. Oksidasyon için gereken oksijen kısmi basıncı, diyagramın sağ tarafında verilen ölçekten okunabilir. Bu diyagramlar, belirli bir sıcaklıkta bir metalin oksit oluşturmaları için gereken oksijen kısmi basıncını belirlemeyi sağlar. Aşağıdaki ilişki kullanılarak, sıcaklık ve oksijen kısmi basıncı arasındaki ilişki tanımlanabilir:

$$p(O_2) = \exp (\Delta G^0 / RT) \quad (2.7)$$

Ellingham diyagramı reaksiyon kinetiklerini dikkate almaz, belirli sıcaklık ve oksijen kısmi basıncı koşulları altında oksit oluşumunun termodinamik anlamda mümkün olup olmadığı

hakkında fikir verir. Ancak, süreç kinetiğinin yavaş olması durumunda, termodinamik olarak mümkün olan bir reaksiyon pratikte çok uzun sürede gerçekleşebilir. Bu nedenle, oksidasyon reaksiyonlarının kinetiği hakkında bilgi sahibi olmak gereklidir. Birden fazla oksit oluşumunun mümkün olduğu durumlarda, Ellingham diyagramları hangi oksidin oluşacağını belirleyemez. Bu bağlamda yüksek sıcaklık oksidasyon davranışının tam olarak anlaşılabilmesi için yalnızca termodinamik veriler değil, aynı zamanda oksidasyon kinetiği, oksit tabakası morfolojisi ve mekanik bütünlük gibi parametrelerin de birlikte değerlendirilmesi gereklidir.



Şekil 2.6. Çeşitli oksitler için serbest enerji değişimine bağlı oksijen kısmı basıncının sıcaklıkla değişimini gösteren Ellingham diyagramı [99]

2.5.3. Oksidasyon kinetiği

Oksidasyon kinetiği, malzemenin oksidasyon hızını ifade eder ve oksijen atomlarının malzeme içerisine erişim hızı ile ilişkilidir. Saf elementlerin oksidasyon hızını belirlemek nispeten kolay iken, alaşımların oksidasyon davranışı hem iç hem dış birçok faktörden dolayı karmaşık hale gelir. Alaşımın bileşimi, mikro yapısı, üretim şekli oksidasyon kinetiğini belirlemede önemli iç faktörleri oluştururken sıcaklık, kısmi oksijen basıncı, maruziyet süresi dış etkenleri oluşturur. Bir malzemenin oksidasyon kinetiği deneysel olarak, Eş. 2.8'deki eşitlik kullanılarak elde edilen kütle kazanım oranının $\Delta W(\text{mg}/\text{cm}^2)$ zamana göre değişim grafiğiyle değerlendirilebilir.

$$\Delta W = \frac{\Delta m}{A} \quad (2.8)$$

burada Δm belirli zaman aralığındaki kütle değişimini, A ise malzemenin oksidasyona maruz kalan toplam yüzey alanını ifade eder. Oksidasyon hızını sayısal olarak ifade etmek için, kütle kazanımı-zaman grafiğinin eğimine bakılır. Oluşan eğri lineer, parabolik, logaritmik veya bunların kombinasyonları şeklinde olabilir [97]. Eğer grafikteki eğri parabolik bir seyir izliyorsa, bu koruyucu bir oksit tabakasının (örneğin Cr bazlı) oluştuğunu gösterir [100].

Lineer model (Doğrusal)

Lineer oksidasyon kinetiğinde malzeme yüzeyinde koruyucu özellik göstermeyen, genellikle gevşek yapılı, geçirgen ve zararlı oksit tabakası oluşur ve oksidasyon hızı zamanla sabit kalır. Bazı durumlarda, başlangıçta koruyucu bir oksit tabakası oluşsa bile yüksek sıcaklık etkisiyle buharlaşma, dökülme veya çatlama gibi nedenlerle oksit tabakasının kötüleşmesi sonucu sürekli yeni oksit tabakası oluştuğu durumlar için de lineer oksidasyon mekanizması gözlemlenir. Bu tür oksidasyon mekanizması genellikle yüzey veya faz sınırı reaksiyonları ile gerçekleşir. Oksidasyon hızı zamana doğrusal olarak Eş. 2.9'daki gibi hesaplanır.

$$\Delta m = k_l \cdot t \quad (2.9)$$

burada k_l lineer hız sabitini, t zamanı ifade eder.

Parabolik model

Başlangıçta yüzey ve atmosfer arasında gerçekleşen oksidasyon, yüzeyde oksit geliştikçe oluşan oksit tabakası boyunca difüzyon kontrolünde gerçekleşmeye devam eder. Bu durumda oksidasyon hızı, oksit tabakası boyunca anyonik ve/veya katyonik difüzyon ile kontrol edilir. Zamanla oksit tabakası kalınlığı artacağı için oksidasyon hızını belirleyen difüzyon da yavaşlayacaktır. Bu şekilde oluşan oksidasyon parabolik oksidasyon olarak adlandırılır ve oksit tabakası ne kadar kalınsa difüzyon mesafesi o kadar uzun olacağı için oksidasyon hızı da o kadar yavaş olur. Bu model, oksit tabakası büyümesinin oksijen difüzyonu ile sınırlı olduğu durumlar için geçerlidir [101]. Anlık olarak oksidasyon hızı (dm/dt), oksit tabakasının kalınlığı ile ters orantılı olarak ifade edilebilir. Parabolün kinetik denklemi Eş. 2.10'da verildiği gibidir.

$$\Delta m^2 = k_p \cdot t + c \quad (2.10)$$

burada k_p parabolik hız sabitini, c integral sabitini ifade eder. Hız sabiti k_p kütle kazanımı zaman grafiğine uygun bir doğrusal veya doğrusal olmayan regresyon analizi ile hesaplanır.

Logaritmik model

Bu model, özellikle yüzey reaksiyonları ile hızlıca ince bir oksit tabakasının oluştuğu ve ilerleyen aşamada oksidasyon hızının zamanla azaldığı durumlarda geçerlidir. Logaritmik oksidasyon kinetiği modeli iyonların ve elektronların taşınmasıyla ilişkilidir. İyon taşınım teorisinde ince oksit tabakası oluşurken, metal iyonları oksit tabakasına doğru logaritmik hızda ilerler. Bu süreç başlangıçta hızlıdır çünkü iyon konsantrasyonları yüksektir, ancak zamanla yavaşlar. Elektron taşınım teorisinde ise elektronların taşınımı metal yüzeyinde ve oksit tabakasında gerçekleşir. Eş. 2.11 ve Eş. 2.12'deki gibi doğrudan ve ters logaritmik olarak iki formda ifade edilebilir.

$$\Delta m = k_{ld} \cdot \ln(t + t_0) \quad (2.11)$$

$$\frac{1}{\Delta m} = \frac{k_{lt}}{\ln(t+t_0)} \quad (2.12)$$

burada k_{ld} doğrudan logaritmik hız sabitini, k_{lt} ise tersten logaritmik hız sabitini ifade eder.

2.5.4. Oksit tabakasında oluşan gerilim ve bozulmalar

Yüksek sıcaklık oksidasyonu sırasında oksit tabakasında çeşitli nedenlerden dolayı oluşan gerilimlerin birikmesi sonucu oksit tabakası içerisinde bozulmalar gerçekleşir. Bu gerilmeler oksit tabakasının kararlılığını ve koruyuculuğunu doğrudan etkiler. Oksit tabakasında gerçekleşen bu içsel gerilimler zamanla çatlaklara, oksit tabakasının yerinden ayrılmasına ve bölgesel dökülmelere neden olabilir [102]. Oksit tabakasında gerilim oluşumunun başlıca nedenleri şunlardır:

Doğal gerilim

Oksidasyon sırasında metal elementleri oksit faza dönüşürken hacim artışı ya da azalışı yaşanabilir. Örneğin demirin demir oksite dönüştüğü durumlarda hacimsel olarak atış gözlenir [103]. Oksit tabakasının iç veya dış yüzeyde oluşmasına bağlı olarak gerilmelerin yönü de değişerek, metal-oksit arayüzeyinde basma veya çekme gerilmelerine neden olabilir.

Termal gerilim

Metal malzeme ile oluşan oksit fazlarının farklı genleşme katsayılarına sahip olması, sıcaklık değişimlerine karşı oluşturdukları deformasyon miktarında farklılıklara neden olur. Bu farklılık özellikle sıcaklık çevrimlerinin olduğu döngüsel oksidasyon koşullarında ciddi sorunlara neden olabilir.

Faz dönüşümleri ve çoklu oksit oluşumu

Alaşımın içerisindeki farklı elementler yüksek sıcaklıkta faz kararlılığını koruyamayarak yarı kararlı fazlara dönüşebilir ya da karbür olarak çökebilir. Yeni oluşan fazların farklı kristal yapı ve hacimleri oksit tabakası içerisinde bölgesel gerilim alanları oluşturabilir.

Bu gerilmeler sonucu oksit tabakasında, çatlak oluşumu, yüzeyden pul pul dökülme, katman ayrışması meydana gelebilir. Bu tür yapısal bozukluklar, oksit tabakasının koruyucu etkisini

ortadan kaldırarak alttaki metalin tekrar oksitlenmesine neden olur. Özellikle çevrimsel yüksek sıcaklıklara maruz kalan türbin bileşenleri ve yanma odaları gibi parçalarda bu davranış hızla ilerleyen hasar mekanizmalarına neden olabilir.

2.5.5. SS316L ve IN718 alaşımlarının oksidasyon davranışı

SS316L, %16-18 krom, %10-14 nikel ve %2-3 molibden içeren düşük karbonlu östenitik paslanmaz çeliktir. SS316L çeliği oksidatif koşullar altında çalışması gereken birçok uygulama için önemli yere sahiptir. Örneğin havacılık, otomotiv, enerji, biyomedikal ve kimya sektöründe özellikle tercih edilmektedir. Özellikle korozyon direnci ile tanınan SS316L'nin oksidasyon kinetiği ve mekanizması kapsamlı olarak üretim metodunun etkisini de içerecek şekilde incelenmiştir [104]. SS316L'nin sahip olduğu yüksek krom içeriği, oksidasyona karşı koruyucu bir krom oksit tabakası oluşturarak alaşım elementlerinin yüzeye, oksijenin de malzeme içerisine daha fazla difüze etmesi engeller. Oluşan oksit tabakası kompakt, yapışkan ve difüzyona karşı dirençli olması nedeniyle koruyucu niteliktedir [105]. Ancak, SS316L alaşımı içerisindeki ana element olan demirin difüzyon hızı sıcaklıkla birlikte artış gösterir, özellikle 600 °C'nin üzerinde, Fe'nin Cr_2O_3 tabakası boyunca difüzyon hızı önemli ölçüde yükselir. Bu durum, uzun süreli yüksek sıcaklık maruziyetlerinde yüzeyde Fe oksitlerinin oluşmasına ve Cr_2O_3 tabakasının koruyucu özelliğinin bozulmasına neden olur [106]. Fe'ye ek olarak, nikel de yüksek sıcaklıklarda Cr_2O_3 tabakası boyunca daha hızlı difüze olarak $(Fe,Ni)Cr_2O_4$ gibi spinel yapılı oksitlerin oluşumuna yol açar [107]. Bu spinel oksitler, Cr ve diğer alaşım elementlerini tüketerek Cr'ın yeniden yüzeye difüzyonunu sınırlar ve yeni Cr_2O_3 oluşumunu engeller. Sonuç olarak, alt tabaka daha fazla oksidasyona maruz kalır ve sistemin genel oksidatif korunması zayıflar. SS316L'nin oksidasyon davranışı yalnızca bileşiminden değil aynı zamanda mikro yapısından, yüzey durumundan ve çevresel faktörlerden de etkilenir. Siri ve diğerleri yaptıkları kapsamlı çalışmada, SS316L'nin oksidasyon hızı ve mekanizmasının tane boyutuna, kristal yönelime, yüzey pürüzlülüğüne, sıcaklığa, basınca ve gaz bileşimine bağlı olarak önemli ölçüde değiştiğini göstermiştir. Ayrıca yazarlar üretim yöntemi açısından SLE ile üretilen SS316L numunelerin geleneksel yöntemlerle üretilen numunelere göre 700-1000 °C aralığındaki tüm sıcaklıklarda daha iyi oksidasyon direnci gösterdiğini belirtmişlerdir [108].

IN718, yüksek mukavemete ve yüksek sıcaklıklarda sürünme, yorulma ve korozyona karşı mükemmel dirence sahip nikel bazlı bir süper alaşımdır. Havacılık, nükleer ve kimya endüstrilerinde, özellikle türbin kanatları, diskler ve yanma odası yapılarında yaygın olarak kullanılmaktadır. IN718'in oksidasyon özellikleri birçok çalışmada detaylıca araştırılmıştır [109]. İçeriğinde bulunan Cr, Al ve Ti elementleri sayesinde, oksidatif ortamlarda sırasıyla Cr_2O_3 , Al_2O_3 ve TiO_2 gibi oksit fazları oluşturmaktadır. Genelde IN718 yüzeyinde krom oksit ve nikel oksitler baskınken az miktarda alüminyum oksit ve titanyum oksitler tane sınırlarına yakın oluşmaktadır [110]. IN718'in iyi oksidasyon direnci temel olarak yüksek krom içeriğiyle ilgilidir ve bu da çoğunlukla Cr'den oluşan Cr_2O_3 'e atfedilmiştir [111,112]. Delaunay ve diğerleri ve Al-Hatap ve diğerleri, yaptıkları çalışmalarda koruyucu oksit tabakasının altında Nb açısından zengin delta (δ) fazının oluştuğunu ve bu fazın elementlerin ve oksijen iyonlarının difüzyonuna karşı ikinci bir koruyucu bariyer görevi gördüğünü bildirmişlerdir [113,114]. Bu faktörlerin sinerjik kombinasyonu, IN718'i yüksek sıcaklıkta oksidasyon direnci gerektiren uygulamalar için tercih edilen bir malzeme haline getirmiştir. SLE teknolojisi ile üretilen IN718'in yüksek sıcaklık oksidasyonu incelemelerinde durgun hava şartlarında 850°C 'de 100 saatlik test sırasında parabolik oksidasyon davranışı gözlemlenmiştir, ayrıca üretim sırasında kullanılan enerji yoğunluğunun artmasıyla birlikte oksit tabakasında parçalanmaların arttığı gözlemlenmiştir [115]. IN718'in oksidasyon direnci genellikle $850\text{--}980^\circ\text{C}$ aralığında kararlıdır ancak daha yüksek sıcaklıklarda Al ve Ti elementlerinin difüzyonu sınırlandırılabilir ve oluşan Cr_2O_3 tabakasının sürekliliği artan Cr difüzyonu sonucu bozulabilir. Bu da yüzeyde gözenekli yapılar, dökülmeler veya iç oksidasyona bağlı çatlaklar oluşturabilir [116].

2.6. Orta ve Yüksek Entropili Alaşımlar

Klasik alaşım tasarımı, genellikle demir, nikel, alüminyum, çinko bakır gibi bir veya en fazla iki ana elementin yanına istenen özelliklere göre birkaç alaşım elementinin düşük oranlarda eklenmesi ile gerçekleşir. Ancak bu yaklaşım, alaşım bileşiminin geniş bir kompozisyon uzayında değerlendirilmesini ve yeni özellik kombinasyonlarının geliştirilmesini kısıtlamaktadır. İlk kez 2004 yılında Yeh ve diğerleri [117] ile Cantor ve diğerleri [118] tarafından önerilen yeni bir tasarım anlayışı beş veya daha fazla ana elementin eşit atomik oranlarda karıştırılmasına dayanmaktadır. Bu kavram, geleneksel tek ana element yaklaşımıyla tamamen farklı bir yapıdadır. Her ne kadar HEA'lar ilk olarak beş veya daha fazla ana elementten oluşan alaşımlar olarak tanımlanmış olsa da HEA kavramı son

zamanlarda üç veya dört ana element içeren alaşımları da kapsayacak şekilde MEA olarak genişletilmiştir [119–121]. Genel metalürji bilgisine göre çok bileşenli sistemlerin ikili/üçlü faz diyagramlarında element sayısı ne kadar yüksekse zararlı fazların ve metaller arası bileşiklerin oluşma olasılığı da o kadar yüksektir. Ancak yapılan son araştırmalar, birden fazla elementin uygun oranlarda (atomik olarak %5-35 aralığında) karıştırılması ile elde edilen yüksek entropinin, ikincil intermetaliklerin oluşumunu sağlayan karışım entalpisini yenecek kadar yüksek olduğunu göstermiştir [122]. HEA'lar içerdiği element türlerine göre refraktör, geçiş metali, hafif, değerli metal, ara geçiş grubu, pirinç/bronz dayalı ve lantanit tabanlı alaşımlar olmak üzere sınıflandırılmaktadır (Şekil 2.7). Bu sınıflandırma, alaşımların yoğunluk, yüksek sıcaklık dayanımı, korozyon direnci ve manyetik özellikler gibi hedeflenen uygulamalara yönelik tasarlanmasını mümkün kılmaktadır [123].

Yüksek Entropili Alaşım (HEA) Ailesi

Refraktör HEA

Geçiş HEA

Hafif HEA

Değerli HEA

Ara geçiş HEA

Pirinç ve bronz HEA

Lantanit HEA

H																	He
Li	Be											B	C	N	O	F	Ne
Na	Mg											Al	Si	P	S	Cl	Ar
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I	Xe
Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn
Fr	Ra	Ac	Rf	Db	Sg	Bh	Hs	Mt	Ds	Rg	Cn	Nh	Fl	Mc	Lv	Ts	Og
Ce	Pr	Nd	Pm	Sm	Eu	Gd	Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu				
Th	Pa	U	Np	Pu	Am	Cm	Bk	Cf	Es	Fm	Md	No	Lr				

Şekil 2.7. HEA grubunu oluşturan elementlere göre sınıflandırılması: refraktör, geçiş, hafif, değerli, ara geçiş, pirinç ve bronz ile lantanit alaşım grupları

HEA'ların eşsiz özellikler göstermesinin ardında, klasik alaşımlarda nadiren görülen ve atomik ve mikroyapısal davranışlarını etkileyen dört temel mekanizma vardır. Bunlar; kafes bozulması, yavaş difüzyon, yüksek entropi ve kokteyl etkisidir.

2.6.1. Yüksek entropi

HEA'ların temel özelliği, yüksek karışım entropisi sayesinde basit katı çözeltileri fazlarını stabilize etmeleridir. Yüksek karışım entropisi karmaşık ara fazların oluşumunu baskılamak, FCC, hacim merkezli kübik (BCC) ve altıgen sıkı paketlenmiş (HCP) gibi basit kristal yapıların oluşumu desteklemektedir. Alaşımın karışım entropisi (ΔS_{kar}) Eş. 2.13'te verilen denklem ile hesaplanır. Bu eşitlikten anlaşılacağı üzere karışımda ne kadar fazla element varsa karışımın entropisi de o kadar yüksek olur.

$$\Delta S_{kar} = -R \sum_{i=1}^n c_i \ln c_i \quad (2.13)$$

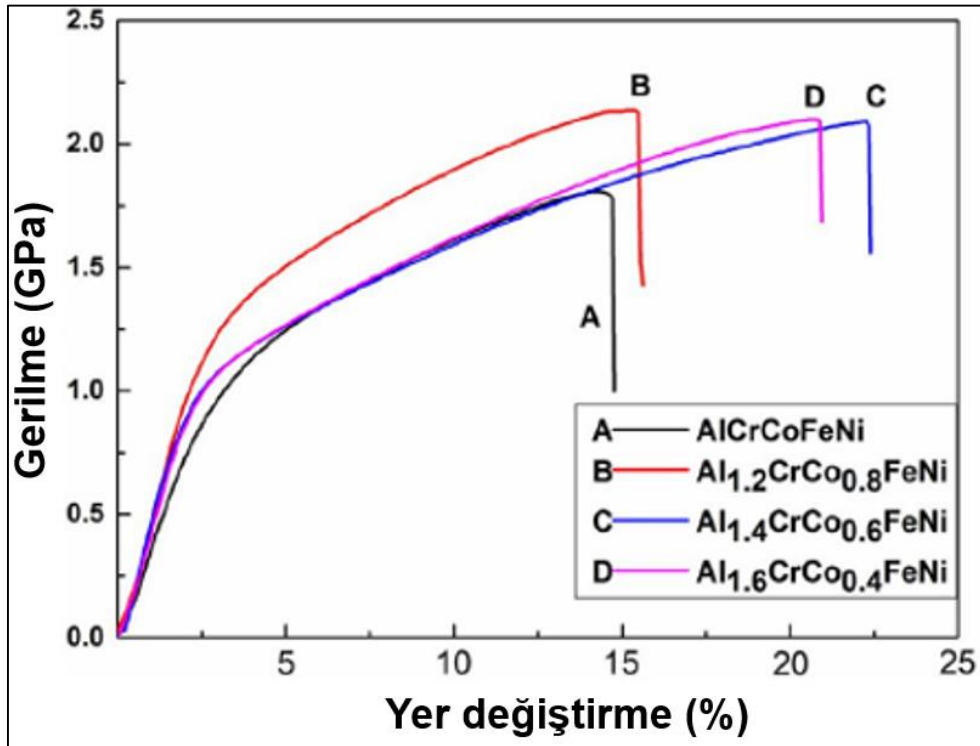
burada R evrensel gaz sabiti, c_i ise her bir elementin mol fraksiyonudur. Yüksek konfigürasyonel entropi ile alaşımın mikroyapısal kararlılığı arasındaki termodinamik ilişki Gibbs serbest enerjisinden gelmektedir. Gibbs serbest enerjisi, bir alaşım sisteminin faz kararlılığını belirlemede temel bir kriterdir. Farklı faz türlerinin oluşum eğilimleri, karışımın serbest enerjisini oluşturan değerlere bağlı olarak değişir ve Gibbs serbest enerjisinin minimum olduğu durumda sistem dengeye ulaşır. Saf element sistemlerinde, herhangi bir karışım söz konusu olmadığı için Gibbs serbest enerjisi sıfır kabul edilir. Karışımların serbest enerjisi ise Eş. 2.14'te verilen denkleme göre karışımın entropisi (ΔS_{kar}) ile karışımın entalpisi Δh_{kar} , ve sıcaklığı (T) ile belirlenmektedir.

$$\Delta G_{kar} = \Delta h_{kar} - T \Delta S_{kar} \quad (2.14)$$

İntermetalik bileşiklerde, oluşan faz genellikle negatif bir Gibbs serbest enerjisi değerine sahiptir. Ancak bu durumda sistemin kararlılığı, yüksek karışım entalpisi Δh_{kar} tarafından belirlenir. Yani entalpi etkisi baskındır. Katı çözeltileri fazlarında da Gibbs serbest enerjisinin negatif olacağı şekilde bir kararlılık söz konusudur. Fakat bu durumda sistemin kararlılığı, entropik katkının büyüklüğüne yani $T \Delta S_{kar}$ teriminin baskın olmasına bağlıdır. Diğer bir deyişle, yüksek sıcaklık ve konfigürasyonel entropi, katı çözeltileri fazların stabilizasyonunu desteklemektedir.

HEA'larda deformasyon sırasında aktif hale gelen ikizlenme mekanizması, hem deformasyonun malzeme içerisinde daha homojen dağılmasına imkân tanımakta hem de kırılma tokluğunu artırmaktadır. Özellikle düşük sıcaklıklarda sünekliği koruyarak çatlak

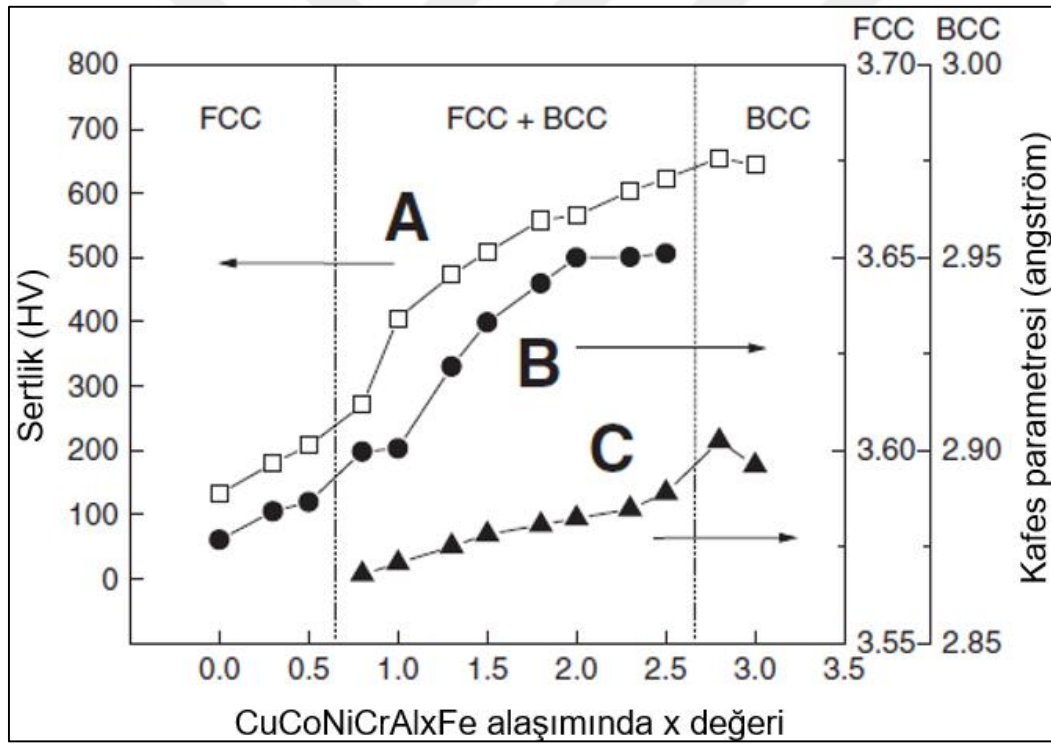
ilerlemesini yavaşlatan bu mekanizma, HEA'ların darbe dayanımı açısından avantajlı olmasını sağlamaktadır [124]. Deng ve diğerleri geliştirdikleri $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ HEA alaşımı daha büyük tane boyutu ve düşük katı çözelti sertleşmesi beklentisine rağmen, deformasyon ikizlenmesi sayesinde hem Cantor alaşımıyla hem de daha önce optimize edilmiş Ni içeren sistemle benzer çekme mukavemeti ve süneklik göstermiştir. Bu da, Ni içermeyen, daha ucuz ve hafif HEA'nın ikizlenme ile yüksek performans gösterebileceğini göstermiştir [125]. HEA'yı oluşturan elementlerin molar oranları alaşımın kristal yapısını belirlemektedir. Zhao ve diğerleri $\text{Al}_x\text{CrCo}_{2-x}\text{FeNi}$ alaşımında Al'in mol oranı arttıkça alaşım FCC'den BCC yapısına geçiş yaptığını belirtmişlerdir. Daha yüksek Al içeriklerinde σ fazı kaybolmuş ve BCC fazı baskın hale gelmiştir. Alüminyum miktarındaki artış tane sınırı incelmeye ve düzenli-düzensiz bir BCC yapısına yol açarak sertliği ve aşınma direncini iyileştirmiştir. Basma yükü altında ölçülen mühendislik gerilme-yer değiştirme eğrileri Şekil 2.8'de verilmiştir. Eğriler, Al içeriği arttıkça akma dayanımı ve basınç dayanımının iyileştiğini, $\text{Al}_{1.2}\text{CrCo}_{0.8}\text{FeNi}$ alaşımı için 1,16 GPa akma dayanımı ve 2,135 GPa basma dayanımına ulaştığını göstermektedir. Bu durum yumuşak FCC fazından sert BCC fazına geçişle açıklanmıştır [126].



Şekil 2.8. Oda sıcaklığında basma yükü altında $\text{Al}_x\text{CrCo}_{2-x}\text{FeNi}$ HEA alaşımlarının mühendislik gerilme-yer değiştirme eğrileri [126]

2.6.2. Kafes bozulması

HEA’larda farklı atom çaplarına sahip çok sayıda elementin bir arada bulunması, kafes yapısında ciddi derecede bozulmalara yol açmakta ve bu durum çözelti sertleşmesi benzeri bir mekanizma yaratmaktadır. Kafes bozulması, dislokasyon hareketlerini zorlaştırarak malzemenin akma dayanımını artırmakta ve plastik deformasyon sırasında daha fazla enerji birikmesine neden olmaktadır [127]. Yeh ve diğerleri HEA alaşım sistemi içerisindeki diğer alaşım elementlerine göre çok daha büyük atomik çaplı Al elementi miktarının mekanik özelliklere etkisini araştırmıştır. HEA içinde artan Al içeriği ile, Şekil 2.9’da B ile gösterilen FCC kafes parametresi ve C ile gösterilen BCC kafes parametresi artış göstermiş bunun sonucunda A ile gösterilen sertlik değeri yükselmiştir [117].

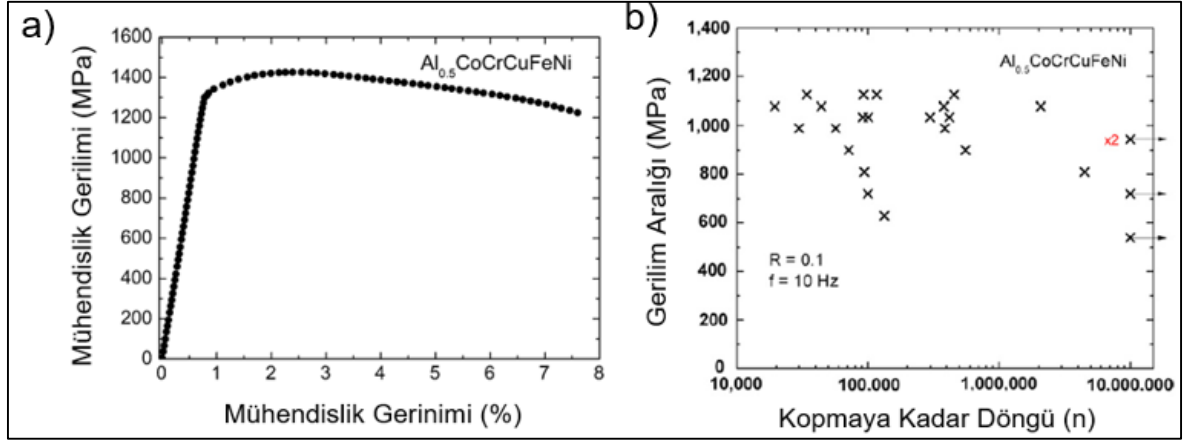


Şekil 2.9. CuCoNiCrAl_xFe yüksek entropili alaşımında Al elementinin atomik ağırlığına bağlı sertlik ve kafes parametresi değişimini gösteren grafik [117]

2.6.3. Yavaş difüzyon

HEA'lar karakteristik olarak düşük difüzyon katsayılarına sahiptir. Bu durum, yüksek sıcaklıklarda bile atomların yer değiştirme kabiliyetini sınırlandırmakta, dolayısıyla tane büyümesini yavaşlatarak ince taneli ve kararlı mikroyapıların oluşmasına katkı

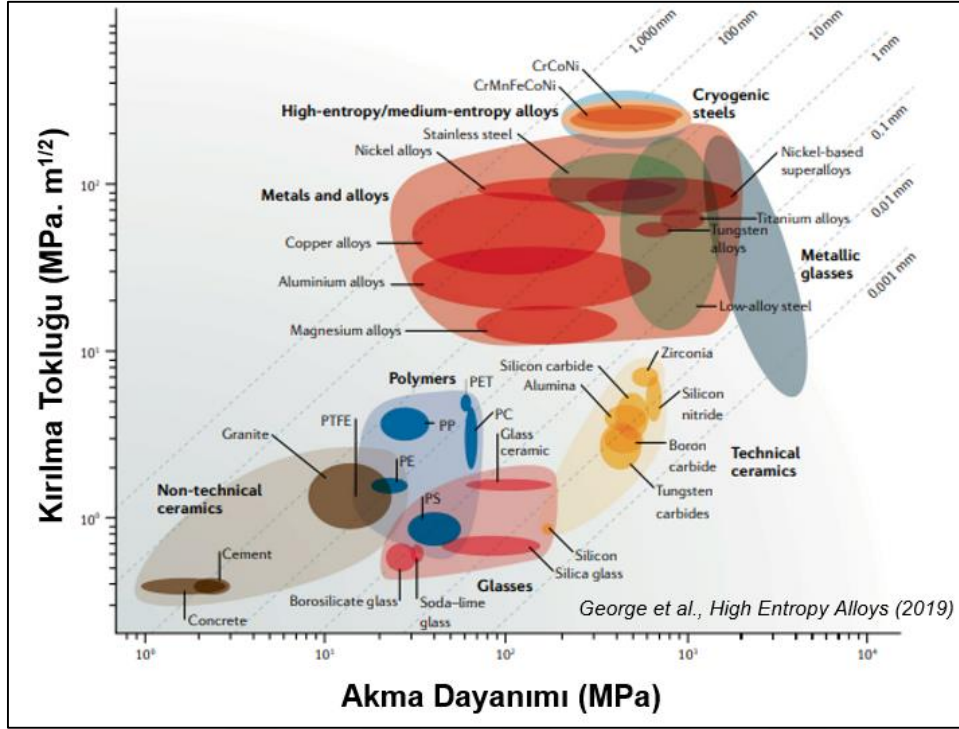
sağlamaktadır [128]. Literatürde, CoCrFeMnNi esaslı HEA sistemleri üzerinde gerçekleştirilen yarı-ikili difüzyon çiftleriyle yapılan çalışmalar, bu alaşımlarda atomik difüzyon oranlarının önemli ölçüde yavaşladığını ortaya koymuştur. Bu yavaş difüzyon davranışının temelinde, çok sayıda farklı atom türünün rastgele yerleştiği kafes yapısında meydana gelen yüksek kafes potansiyel enerji dalgalanmaları yatmaktadır. Bu dalgalanmalar, atomların hareketi sırasında potansiyel engeller oluşturmakta ve bu da atomların göçünü kısıtlayan atomik tuzaklar meydana getirmektedir [129]. HEA'larda gözlemlenen bu yavaş difüzyon davranışı, yüksek sıcaklıklarda mikro yapının stabil kalmasını sağlamakta; tane büyümesini, çökelti çözünmesini ve yapısal ayrışmaları geciktirerek mekanik özellikleri etkilemektedir. Dolayısıyla bu özellik, HEA'ların yüksek sıcaklık oksidasyon direnci, korozyon dayanımı ve uzun süreli yapısal kararlılık gibi kritik mühendislik özelliklerine doğrudan katkıda bulunmaktadır. Bu bağlamda yavaş difüzyon, HEA'ların sadece mekanik açıdan değil, aynı zamanda çevresel etkiler altındaki performansları açısından da avantajlar sunmasını mümkün kılmaktadır. Hemphill ve diğerleri tarafından $Al_{0.5}CoCrCuFeNi$ HEA üzerinde yapılan çalışmada [130], çekme testi sonucunda Şekil 2.10 (a)'da gösterildiği gibi çelik, titanyum, alüminyum ve nikel alaşımları gibi geleneksel alaşımlarınkini aşan 1284 MPa'lık yüksek bir akma gerilimi ve 1344 MPa'lık bir kopma gerilmesi belirlemişlerdir. Şekil 2.10 (b)'de verilen yorulma sonuçlara göre de 540–945 MPa'lık nispeten yüksek ama saçılımlı yorulma dayanımı belirlemişlerdir. Elde edilen üstün mekanik özellikler düşük difüzyon kinetikleri ve sünek çatlak ilerlemesi gibi özelliklerle ilişkilendirilmiştir. Bununla birlikte, yorulma ömründe gözlenen saçılmanın başlıca nedeni olarak, döküm ve haddeleme sürecinde oluşan Al_2O_3 parçacıkları ve mikro çatlaklar gibi üretim kusurları gösterilmiştir.



Şekil 2.10. Al_{0.5}CoCrCuFeNi HEA'nın; (a) mühendislik gerilimi-gerimi grafiği, (b) 0.1 yükleme oranı ve 10 Hz frekansta dört nokta eğme testi için farklı gerilim miktarlarında kopmaya kadarki yorulma grafiği [130]

2.6.4. Kokteyl etkisi

HEA'larda bulunan çok sayıda elementin sinerjik ve çoğu zaman öngörülemeyen etkileşimleri sayesinde, karışım kuralıyla tahmin edilemeyecek düzeyde üstün özellikler elde edilebilmektedir. Bu sinerji hem mikroyapı kararlılığını artırmakta hem de mekanik performansta iyileşmeler sağlamaktadır [131]. Dayanıklılık ve kırılma tokluğunun gösterildiği Şekil 2.11'deki Ashby grafiği, CrCoNi bazlı, MEA ve HEA'ların hasara en dayanıklı malzemeler arasında olduğunu göstermektedir.



Şekil 2.11. Geleneksel malzemelerle Yüksek/Orta Entropili alaşımların kırılma tokluğu-akma dayanımının karşılaştırması [132]

2.6.5. Yüksek entropili alaşımların (HEA) üretim yöntemleri

HEA üretiminde kullanılan yöntemler, alaşımların son mikroyapılarını ve dolayısıyla mekanik ve fiziksel özelliklerini doğrudan etkilemektedir [133]. Geleneksel ergitme yöntemleri arasında yer alan ark ergitme ve indüksiyon ergitme gibi teknikler ardından, homojen kimyasal bileşim elde etmek, yönlendirilmiş katılaşmayı ortadan kaldırmak ve mikroyapı kontrol etmek için sıklıkla ısıtma işlemleri uygulanmaktadır [134,135]. Toz metalurjisi tabanlı yöntemlerden yüksek enerjili bilyeli karıştırma elementel toz karışımı kullanılarak yapılan mekanik alaşımlandırma yöntemi de HEA üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu yöntem, katı hal difüzyonu ile alaşım oluşumuna imkân tanırken, ince taneli ve homojen mikro yapılar elde edilebilmektedir [136]. Son yıllarda, Eİ teknolojileri ile de HEA üretimi yapılmaya başlanmıştır [122,137]. Özellikle SLE [138] ve LYEY [139] gibi yöntemler hem yüksek katılaşma hızları ile mikroyapısal inceleme hem de geleneksel yöntemlerle zor elde edilen kompozisyonları üretme esnekliği sunmaktadır. Ancak, her yöntemin kendine özgü avantajlarının yanı sıra, gözeneklilik, segregasyon, kalıntı gerilme ve homojenlik gibi üretimle ilişkili zorlukları da bulunmaktadır.

2.6.6. Fe-Ni-Cr tabanlı orta ve yüksek entropili alaşımlar

Yüksek ve orta entropili alaşım tasarımı Fe, Ni ve Cr elementleri yüksek faz stabiliteleri, iyi işlenebilirlikleri, yüksek sıcaklık dayanımları ve korozyon dirençleri ile önemli bir yere sahiptir. Özellikle FCC faz kararlılığı, yüksek sertlik ile süneklik dengesi ve oksidatif ortamlara direnç gibi özellikleri birlikte sağlayabilmeleri endüstriyel uygulamalar için potansiyel oluşturmaktadır [140]. Fe-Ni-Cr tabanlı HEA/MEA sistemlerde genellikle düşük entalpi değerleri nedeniyle intermetalik faz oluşumu sınırlı kalmakta ve yüksek entropi katkısı nedeniyle katı çözümler fazları stabilize olmaktadır. Özellikle yüksek sıcaklıklarda bile FCC yapının kararlı kalması mekanik özellikleri iyileştirirken, yüzeyde kararlı pasif oksit tabakası oluşumu difüzyon kontrollü oksidasyon mekanizması ile korozyon dayanımını iyileştirmektedir [121,141]. Literatürde yapılan birçok çalışma Fe-Ni-Cr sisteminin yüksek sıcaklık stabilitesi, sürünme dayanımı, yorulma ömrü ve korozyon performansının geleneksel süper alaşımlara yakın hatta bazı durumlarda üstün olduğunu göstermiştir. Eklemeli imalat uygulamaları açısından Fe-Ni-Cr tabanlı HEA/MEA sistemleri, ergime sıcaklıklarının birbirine yakın olması, kimyasal homojenliklerin daha kolay sağlanması ve hızlı katılaşmaya toleranslarının yüksek olması nedeniyle kullanıma uygundur.



3. MATERİYAL VE METOT

Bu tez çalışmasında, SS316L ve IN718 alaşımları kullanılarak kompozisyonel geçişli FGM ve KGM yapılar ve entropi esaslı karışım alaşımları üretilerek çeşitli karakterizasyon işlemleri yapılmıştır. Çalışma kapsamında iki farklı Eİ teknolojisi kullanılmıştır: LYEY ve SLE. Deneysel çalışmalar temel olarak iki ana bölümden oluşmaktadır.

- SS316L ve IN718 alaşımlarının FGM ve KGM geçiş kompozisyonlarında tasarlanıp LYEY ile üretilmesi ve bu yapıların yüksek sıcaklık oksidasyon özelliklerinin incelenmesi,
- SS316L ve IN718 alaşımların maksimum konfigürasyonel entropiyi sağlayacak kompozisyonda karıştırılarak SLE yöntemiyle üretilmesi ve farklı homojenizasyon ısıtma işlem uygulamaları sonrası mekanik özelliklerinin karşılaştırılması.

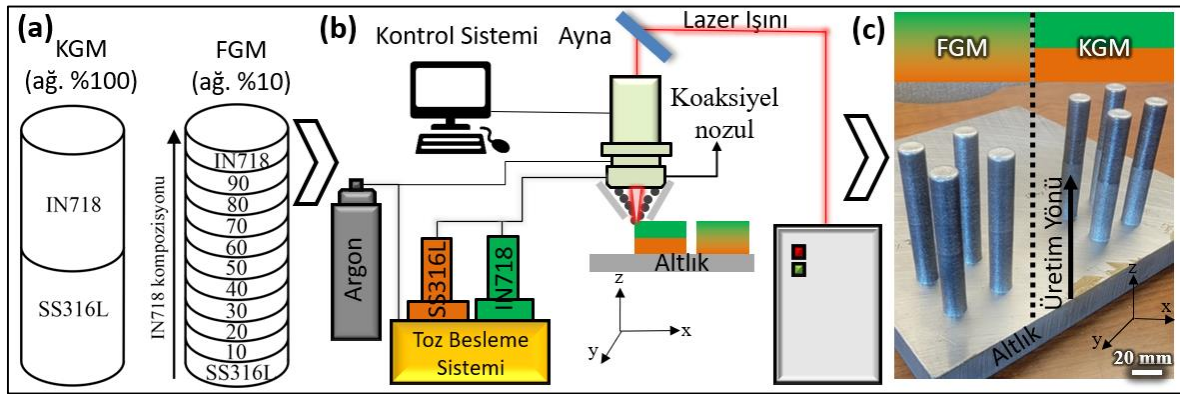
3.1. Tasarım ve Üretim

Tez çalışmasında kullanılan Eİ üretim aşamaları, numune hazırlık süreçleri ve karakterizasyon aşamaları detaylı olarak aşağıdaki alt başlıklarda açıklanmıştır.

3.1.1. LYEY yöntemi ile SS316L-IN718 FGM ve KGM üretimi

SS316L-IN718 alaşımlarından oluşan keskin geçişli (ağırlıkça değişim oranı %100) ve fonksiyonel geçişli (ağırlıkça değişim oranı %10) yapıların tasarımları şematik olarak Şekil 3.1 (a)'da verilmiştir. Numunelerin üretimi için kullanılan LYEY sisteminin çalışma prensibi şematik olarak Şekil 3.1 (b)'de verilmiştir. LYEY sisteminde toz formundaki metal malzemeler bilgisayar sistemi tarafından kontrol edilen ve z ekseninde hareket edebilen koaksiyel bir nozul içerisinden alt tabla üzerindeki hedef bölgeye gönderilir. Aynı bölgeye eş zamanlı olarak gönderilen lazer ışını ile ergitilen tozlar eriyik havuzu oluşturur. Alt tabla x ve y eksenlerinde hareket edebilmektedir. Üretimler yumuşak çelik alt tabla üzerinde 222XR DED (RPM Innovations Inc., USA) sistemi ile argon gazı altında (oksijen seviyesi < 5 ppm) gerçekleştirilmiştir. Sistem hem SS316L hem de IN718 tozlarını aynı anda nozula gönderebilen çift toz besleme yapısına sahiptir, böylece her bir katmanın bileşimi anlık değiştirilerek KGM ve FGM'lerin istenen kompozisyonda oluşturulması sağlanmıştır. Kullanılan tozların (Carpenter Additive) her ikisi de Eİ uygun küresel morfolojide ve 45-

105 μm partikül boyut dağılımına sahiptir. Üretimde Çizelge 3.1'de verilen parametreler kullanılmıştır. Bu parametrelere ek olarak, bitişik yığmalar arasında 0,635 mm yığma aralığı ve ardışık katmanlar arasında 45° dönüşlü yığma deseni kullanılmıştır. Şekil 3.1 (c)'de LYEY ile üretilen FGM ve KGM numuneler gösterilmektedir. FGM ve KGM yapıların özelliklerini karşılaştırmak için referans numune olarak, SS316L ve IN718'den oluşan monolitik numuneler de aynı sistemle üretilmiştir. Üretimden sonra bütün numuneler tel erozyon cihazı ile alt tabladan kesilmiştir.



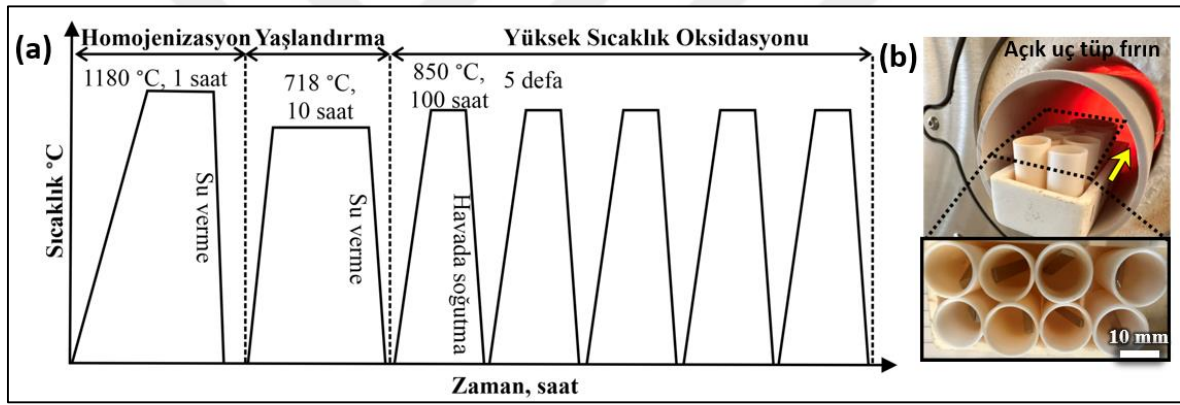
Şekil 3.1. (a) Keskin ve fonksiyonel geçişli malzeme tasarımlarının şematik görünümü, (b) LYEY ile FGM üretim teknolojisinin şematik gösterimi, (c) LYEY yöntemi ile üretilen fonksiyonel geçişli ve keskin geçişli numuneler

Çizelge 3.1. LYEY yönteminde kullanılan üretim parametreleri

Lazer Gücü	Işın Çapı	Tarama Hızı	Katman Yüksekliği	Enerji Yoğunluğu
650 W	1 mm	7,62 cm/dk	0,254 mm	37,8 J/mm ²

Üretim sonrası KGM, FGM ve referans numuneler sırasıyla homojenizasyon, yaşlandırma ve yüksek sıcaklık oksidasyon ısıl işlemlerine tabi tutulmuştur, kullanılan ısıl işlem sürecinin şematik görünümü Şekil 3.2 (a)'da verilmiştir. Homojenizasyon işlemi sırasında numuneler ön oksidasyona uğramaması için argon ortamında quartz cam tüpler içerisinde enkapsüle edilmiş ve daha sonra 1180°C 'de 1 saat boyunca fırında bekletildikten sonra su verme işlemi yapılmıştır. Homojenizasyon sonrası numuneler γ' ve γ'' fazlarının çökmesi için 10 saat boyunca 718°C 'de yaşlandırılmıştır. Numunelerin yüksek sıcaklık oksidasyon özelliklerini incelemek için her biri 100 saat olmak üzere 5 kere ve toplam 500 saat 850°C 'de her iki ucu açık tüp fırında laboratuvar koşullarında bekletilmiştir. Yüksek sıcaklık oksidasyon testi için

sıcaklık SS316L ve IN718'in maksimum çalışma sıcaklığının ($\sim 650^\circ\text{C}$) üzerinde seçilmiştir. Numuneler oksidasyon testi öncesi eşit yüzey alanlarına sahip olacak şekilde kesilmiş ve alüminyum tutucuya yapıştırıldıktan sonra sırasıyla 800, 1200 grid boyutunda zımparalama ve 3 sonrasında 1 mikron elmas parlatıcıyla yüzey parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur, böylece yüzey pürüzlüğünün oksidasyon direncine etkisi elimine edilmiştir. Numuneler, test öncesi sırasıyla alkol ve saf su içerisinde 3'er dakika ultrasonik banyo ile temizlenmiştir. Oksidasyon fırınına koyulan numuneler, testi süresince her 100 saatte fırından çıkarılarak oda koşullarında soğuması beklendikten sonra hassas terazi ile ağırlıkları ölçülüp hemen geri fırına koyulmuştur. Numuneler fırına Şekil 3.2 (b)'de gösterildiği gibi her biri ayrı bir alümina pota içerisinde olacak şekilde koyulmuştur böylece oksidasyon testi sırasında oksitlenip yüzeyden kopan numuneler de ağırlık ölçümlerine dahil edilebilmiştir.



Şekil 3.2. (a) Sırasıyla homojenizasyon, yaşlandırma çökmesi ve yüksek sıcaklık oksidasyonunun süreç haritası, (b) yüksek sıcaklık oksidasyon testlerinin gerçekleştirildiği açık uçlu tüp fırın ve alümina pota içerisinde oksidasyon test numunelerinin görünümü

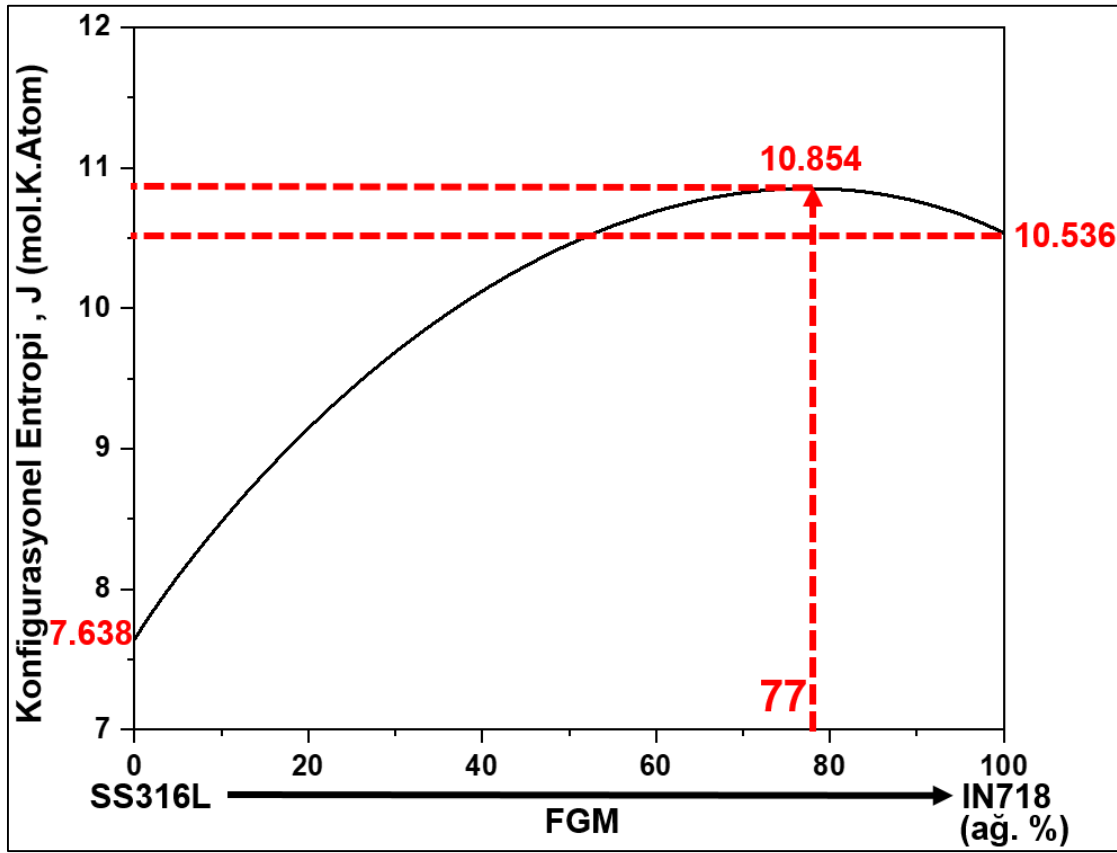
3.1.2. SLE yöntemi ile SS316L-IN718 orta entropili alaşım üretimi

Orta entropili alaşımın kompozisyonu belirlenirken SS316L'den IN718'e %1 oranında geçişli FGM tasarımı yapılmış ve her bir yüzde için Eş. 3.1 verilen denklem kullanılarak konfigürasyonel entropi hesaplanmıştır. Alaşım içerisinde IN718 oranının değişimine bağlı yapılan konfigürasyonel entropi sonuçları Şekil 3.3'te verilmiştir. Ağırlıkça %77 IN718 içeren ve Fe ($X_{Fe} = \%30,65$), Cr ($X_{Cr} = \%20,47$), Ni ($X_{Ni} = \%42,92$) temel alaşım elementlerinden oluşan alaşımın maksimum konfigürasyonel entropiye ($S_{kon} = 10,854$

J/mol.K) sahip olduğu ve literatürde tanımlanan orta entropili alaşımlar sınıfına girebileceği belirlenmiştir.

$$S_{kon} = -R \sum_i x_i \ln(x_i), \quad (3.1)$$

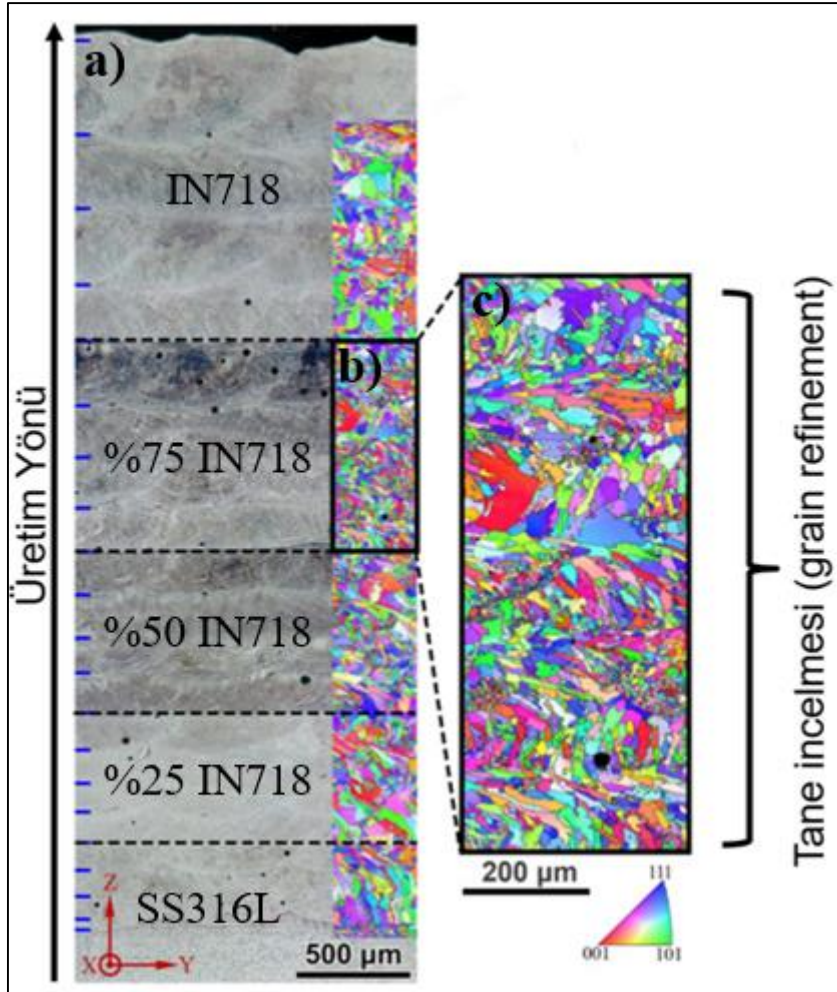
burada, S_{kon} , konfigürasyonel entropiyi (J/mol·K), R gaz sabitini 8,314 J/(mol·K), x_i alaşımdaki her bir elementin mol fraksiyonu, ifade eder.



Şekil 3.3. SS316L alaşımdan IN718 alaşıma fonksiyonel derecelendirilmiş şekilde ağırlıkça IN718 oranının %1 arttırılmasına karşılık gelen konfigürasyonel entropi değişimi

Ayrıca daha önce, Sargent ve diğerleri tarafından yapılan SS316L'den IN718'e ağırlıkça %25 kompozisyon geçişinin araştırıldığı çalışmada, Şekil 3.4'de görüldüğü gibi ağırlıkça %75 IN718 içeren bölgede belirgin bir tane incilmesi gözlenmiştir [142]. Bu gözlem ve yapılan entropi hesaplamaları bu özel kompozisyonun (ağırlıkça %77 IN718) mikro yapı, mekanik ve yüksek sıcaklık özelliklerinin detaylı olarak incelenmesi gerekliliğini ortaya çıkarmıştır. Literatürde, yüksek entropiye sahip alaşımların tane incilmesi gösterdiği ve bu durumun, karışım entropisinin faz kararlılığına etkisiyle ilişkili olabileceği bildirilmiştir

[117,143]. Bu bağlamda, ağırlıkça %77 IN718 içeren bölgede gözlemlenen tane incelmesinin konfigürasyonel entropi ile ilişkili olup olmadığını anlamak amacıyla, %77 IN718 içeren kompozisyon (M718) üretilmiş mikro-yapı ve mekanik özellikleri analiz edilmiştir. Referans olarak ise yalnızca IN718 içeren alaşım (P718) üretilerek karşılaştırmalı analizler gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.4. LYEY yöntemiyle üretilen SS316L alaşımdan IN718 alaşıma ağırlıkça IN718 oranının %25 artırılması ile elde edilen FGM yapının, (a) optik mikroskop görüntüsü, (b) ağırlıkça %75 IN718 kompozisyona denk gelen tane incelmesi gösteren bölgenin EBSD görüntüsü, (c) %75 IN718 bölgesinin büyütülmüş EBSD görüntüsü [142]

M718 ve P718 alaşımlarının üretimi SLE yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Üretimde kullanılan tozların ortalama tane boyutu 15~45 µm (6K Additive®) ve kimyasal kompozisyon oranı Çizelge 3.2’de verilmiştir. SLE ile üretim öncesi, ağırlıkça %23 SS316L ve %77 IN718’den tozlardan homojen bir M718 toz karışım elde etmek için karışım çok

eksenli toz karıştırma cihazı (Inversina 2L, BioComponents) ile dört saat boyunca karıştırılmıştır. Karıştırma işlemi sonrası tozların küreselliği ve boyutları SEM mikroskopu ile incelenmiş ve SLE yönteminde kullanılması uygun görülmüştür.

Çizelge 3.2. Üretimde kullanılan SS316L ve IN718 tozlarının kimyasal bileşimi

	Fe	Ni	Cr	Mn	Si	Al	Nb	Mo	Ti	Co
SS316L	68,52	11,54	16,78	0,05	0,76	-	-	2,35	-	0,00
IN718	16,46	55,28	18,33	0,05	0,04	0,48	5,05	3,09	0,97	0,17
77IN718 (beklenen)	28,43	45,22	17,97	0,05	0,21	0,37	3,89	2,92	0,75	0,13

M718 ve P718 numuneler Şekil 3.5'te gösterilen EOS M290 SLE cihazı ile EOSPRINT 2.6 yazılımı kullanılarak üretilmiştir. Üretimler SS316L tabla üzerinde ve argon atmosferinde gerçekleştirilmiştir. Üretim parametreleri SS316L ve IN718 için kullanılan parametrelerle elde edilen yığma yüksekliği, genişliği ve eriyik havuz geometri ölçüleri kullanılarak seçilmiştir.



Şekil 3.5. M718 ve P718 alaşımların üretildiği EOS M290 SLE sistemi (ANSYS laboratuvarı, Pittsburgh Üniversitesi, ABD)

Üretimde kullanılan parametreler Çizelge 3.3'te verilmiştir. Tarama mesafesi 90 μm , katman yüksekliği 40 μm ve katmanlar arası yığma açısı 67° olarak seçilmiştir. Isıl işlem matrisinde kullanılan numuneler 10 mm x 10 mm x 10 mm ölçülerinde üretilmiştir. Çekme ve yorulma numuneleri ise uzama eksenleri (yükleme yönü) üretim yönüne dik olacak şekilde yatay olarak üretilmiş ve tel erozyon cihazıyla tabladan kesilmiştir.

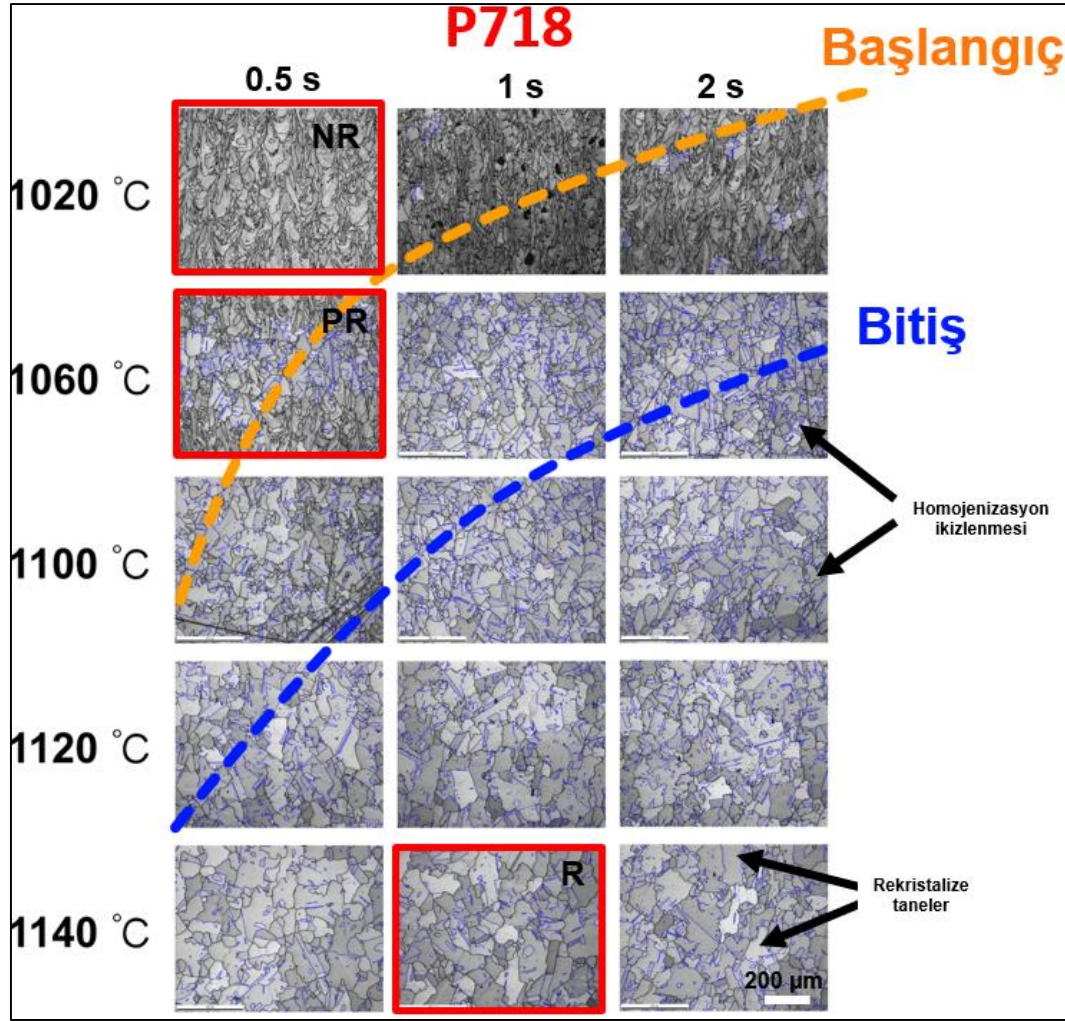
Çizelge 3.3. SLE yönteminde kullanılan üretim parametreleri

Lazer gücü (W)	Çevre tarama hızı (mm/dk)	İç bölge tarama hızı (mm/dk)	Katmanlar arası döndürme açısı ($^\circ$)	Enerji yoğunluğu (J/mm^3)
290	1000	1000	67	80,65

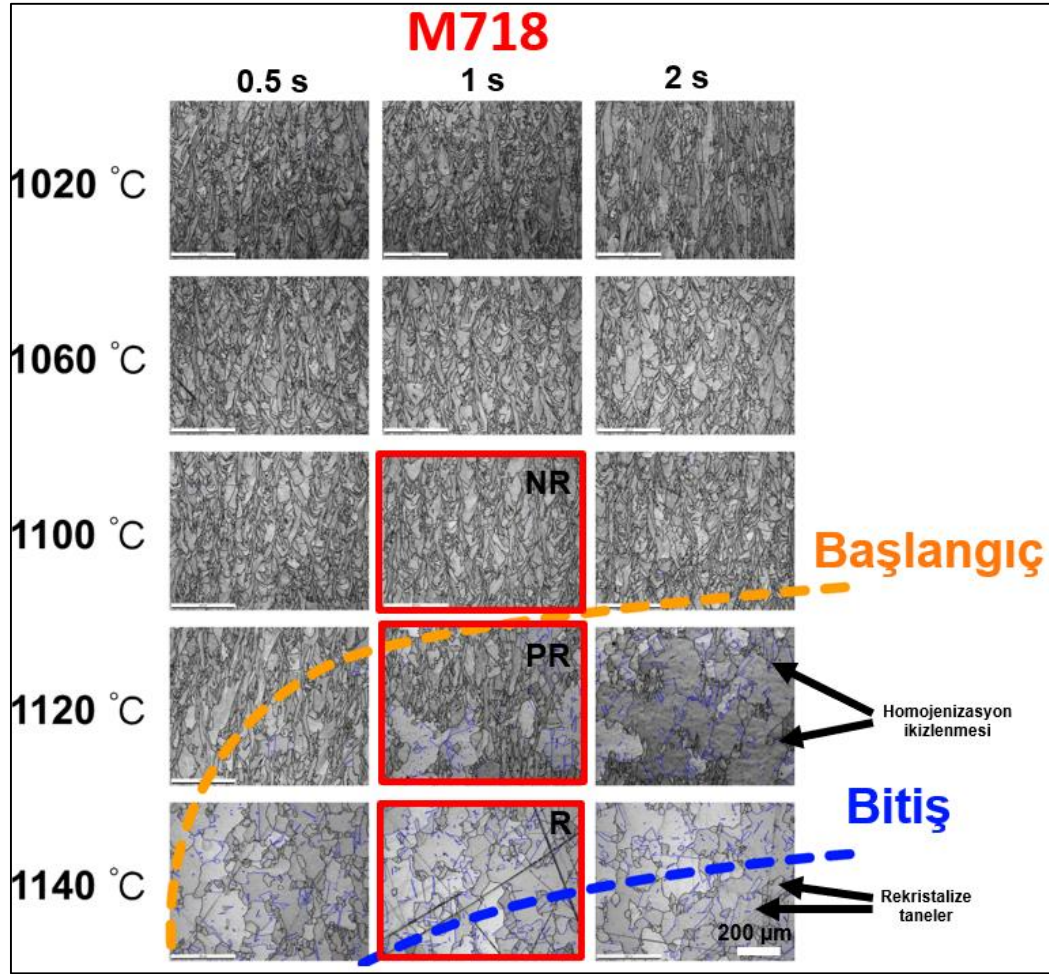
M718 ve P718 numunelerin üretildiği koşulda kimyasal kompozisyonları FEI SEM (Thermofisher®, USA) taramalı elektron mikroskopuna entegre EDS detektörü kullanılarak ölçülmüştür. Ölçümler 250 X büyütmede 20 kV hızlandırma voltajı ve 13 nA akım değerinde geniş alan haritalandırma yöntemiyle her numune için üç farklı noktada yapılmış ve ortalamaları hesaplanmıştır.

Kimyasal bileşimin entropi üzerine etkisini incelemek ve yüksek konfigürasyonel entropiye bağlı gelişen mikro yapısal kararlılığı anlamak için geliştirilen M718 alaşımı ve referans olarak kullanılan P718 alaşımları için sistematik bir sıcaklık-zaman matrisi geliştirilmiştir. Her iki alaşım için 1020 $^\circ\text{C}$, 1060 $^\circ\text{C}$, 1100 $^\circ\text{C}$, 1120 $^\circ\text{C}$ ve 1140 $^\circ\text{C}$ sıcaklıklarında 0,5, 1 ve 2 saat sürelerinde homojenizasyon ısıl işlemleri gerçekleştirilmiştir. Mikro yapısal incelemeler sonucunda, her sıcaklık-zaman kombinasyonu rekristalizasyon durumlarına göre üç temel kategori altında değerlendirilmiştir. Rekristalizasyonun hiç başlamadığı, hücresel-dentritik yapının korunduğu koşul "neredeyse hiç rekristalize olmamış" (NR) olarak tanımlanmıştır. Rekristalizasyonun belirli oranda başladığı ve hem yönlenmiş hem de yeni tane yapılarının birlikte gözlemlendiği mikro yapı "kısmen rekristalize olmuş" (PR) olarak sınıflandırılmıştır. Yönsüz, eş eksenli yeni tanelerden oluşan ve genellikle ikizlenme içeren yapılar ise "tamamen rekristalize olmuş" (R) olarak tanımlanmıştır. Şekil 3.6 ve Şekil 3.7'de sırasıyla P718 ve M718 alaşımları için oluşturulan sıcaklık-zaman matrisleri ve elde edilen mikro yapılar gösterilmiştir. Görsellerde turuncu kesikli çizgiler rekristalizasyonun başlama sınırını, mavi kesikli çizgiler ise rekristalizasyonun tamamlandığı sınırı temsil

etmektedir. Bu matris üzerinden, her bir alaşım için Şekil 3.8’de gösterildiği gibi üç farklı sıcaklık-zaman kombinasyonu seçilmiştir. M718 ve P718 için seçilen NR, PR ve R koşullarına karşılık sıcaklık, zaman bilgileri ve numune isimlendirmeleri Çizelge 3.4’te verilmiştir.



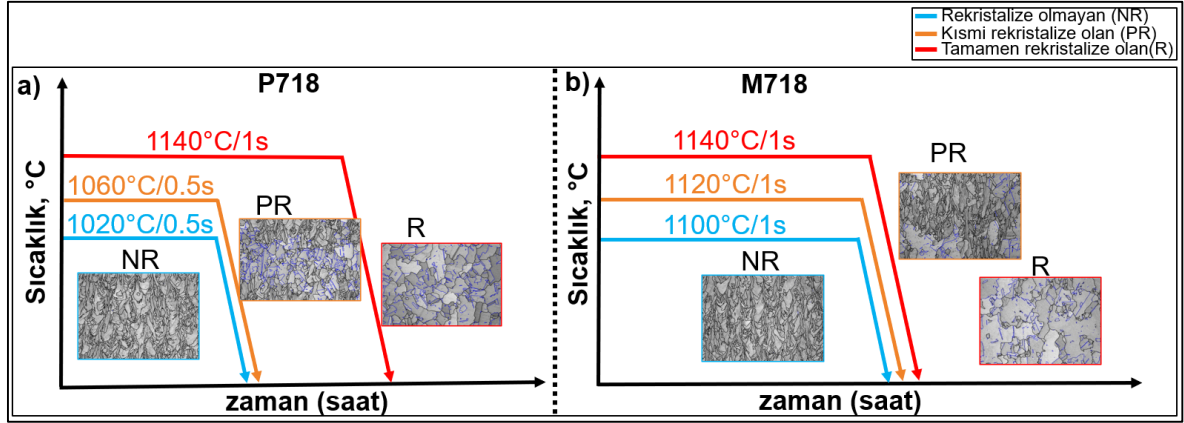
Şekil 3.6. P718 alaşımından üretilen numunelerin homojenizasyon sonrası rekristalizasyon başlangıç (turuncu) ve bitiş (mavi) çizgileri ve kırmızı çerçeveler ile işaretlenmiş rekristalize olmamış (NR), kısmi rekristalize olmuş (PR), tamamen rekristalize olmuş (R) numuneler



Şekil 3.7. M718 alaşımından üretilen numunelerin homojenizasyon sonrası rekristalizasyon başlangıç (turuncu) ve bitiş (mavi) çizgileri ve kırmızı çerçevelerle işaretlenmiş rekristalize olmamış (NR), kısmi rekristalize olmuş (PR) ve tamamen rekristalize olmuş (R) numuneler

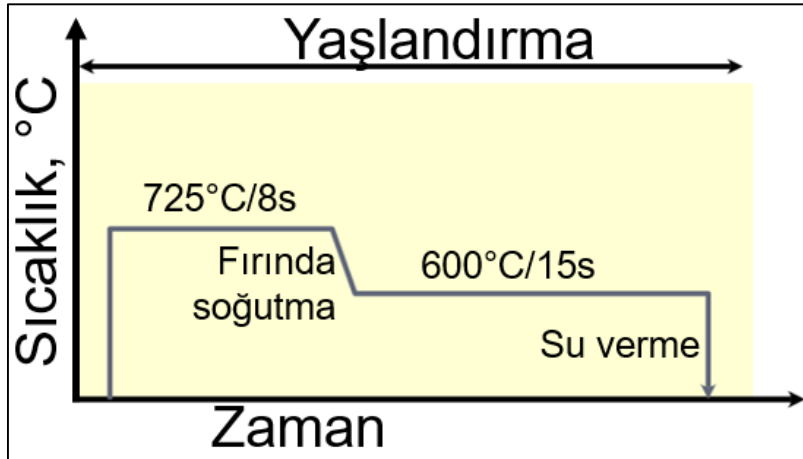
Çizelge 3.4. P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon durumları için isimlendirmeleri ve uygulanan homojenizasyon ısı işlemlerinin sıcaklık ve zaman değerleri

İsimlendirme	Malzeme	Sıcaklık ve Zaman Değerleri
P718-NR	IN718	1020°C-0,5s
P718-PR	IN718	1060°C-0,5s
P718-R	IN718	1140°C-1s
M718-NR	%77IN718	1100°C-1s
M718-PR	%77IN718	1120°C-1s
M718-R	%77IN718	1140°C-1s



Şekil 3.8. (a) P718 ve (b) M718 alaşımları için, sıcaklık-zaman matrislerinden seçilen üç karakteristik rekristalizasyon koşulunun (NR: rekristalize olmamış, PR: kısmen rekristalize olmuş, R: tamamen rekristalize olmuş) süreç diyagramı

IN718 süper alaşımı içerdiği Nb, Al, Mo gibi elementlerle özellikle çökelti sertleştirilebilir bir alaşım türüdür ve en iyi mekanik özellikleri elde edebilmek için homojenizasyon sonrası yaşlandırma ısı işlemi uygulanmalıdır. Böylece γ fazı içerisinde γ' ve γ'' fazlarının çökmesi sağlanmaktadır. Bu amaçla bütün numuneler için homojenizasyon sonrası 725°C'de 8 saat sonrasında 600°C'de 15 saat olmak üzere iki aşamalı yaşlandırma ısı işlemi uygulanmıştır. Uygulanan yaşlandırma ısı işlemine ait süreç diyagramı Şekil 3.9'da verilmiştir.



Şekil 3.9. P718 ve M718 alaşımlarında kullanılan yaşlandırma ısı işlemi için süreç diyagramı

3.2. Yüksek Sıcaklık Oksidasyon Karakterizasyonu

SS316L-IN718 FGM ve KGM numunelerin yüksek sıcaklık oksidasyon davranışlarının değerlendirilmesi kapsamında, oksidasyon kinetikleri kütle kazanımı yöntemiyle analiz

edilmiştir. Bu doğrultuda, numuneler 100'er saatlik oksidasyon çevrimlerinden sonra 0,1 mg hassasiyetli analitik terazi (Mettler Toledo, ABD) kullanılarak tartılmıştır. Her bir numunenin kütle kazanımı, Eş. 3.2'de verilen denklem kullanılarak yüzey alanına göre normalize edilmiştir.

$$\Delta W = \frac{m_i - m_0}{A} \quad (3.2)$$

burada ΔW , birim alan başına kütle kazanımını (mg/cm^2), m_0 ve m_i , sırasıyla oksidasyon öncesi ve sonrası numune kütlesini (alümina potada biriken dökülmeler dahil), A ise toplam yüzey alanını (cm^2) ifade etmektedir. Oksidasyon kinetiğini sayısal olarak ifade etmek için, kütle kazanımın karesi alınarak zamana göre değişim grafiği çizdirilmiş ve Eş. 3.3'te verilen parabolik denklem elde edilmiştir. Denklemden bulunan sabit k değeri, parabolik hız sabitini ifade etmekte ve parabole doğrusal regresyon uygulayarak hesaplanmaktadır.

$$\Delta W^2 = k \cdot t \quad (3.3)$$

Daha düşük k değerleri genellikle koruyucu oksit tabakası oluşumunu ifade etmekte ve daha yavaş oksidasyon hızlarını göstermektedir.

Oluşan oksitlerin kimyasal ve mikroyapısal analizleri için, oksidasyon sonrası numuneler soğuk bakalite alınarak kesilmiş, kesilen numunelerden birisi yüzey oksidasyonu incelemesi diğeri ise kesit yüzeyi incelemesi için tekrardan soğuk bakalite alınmıştır. Oksit tabakaların yüzey morfolojileri Thermofisher (FEI, USA) taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile kimyasal kompozisyonları ise aynı mikroskop üzerine entegre Enerji Dağılımlı Spektrometre (EDS, Octane Elite EDAX) dedektörü kullanılarak 20 kV hızlandırma voltajı ve 13 nA akım değeri kullanılarak analiz edilmiştir. Yüzeyde oluşan fazların belirlenmesi amacıyla X-ışını kırınımı (XRD, Bruker Discover D8, ABD) analizleri, Cu K α radyasyonu (0,154 nm dalga boyu) kullanılarak 20°-120° 2 θ aralığında sürekli tarama modunda gerçekleştirilmiştir. Tarama parametreleri, adım boyutu 0,03° ve adım başına hız 1 saniye olarak seçilmiştir. Elde edilen kırınım verileri DIFFRAC.SUITE yazılımı ile analiz edilmiştir.

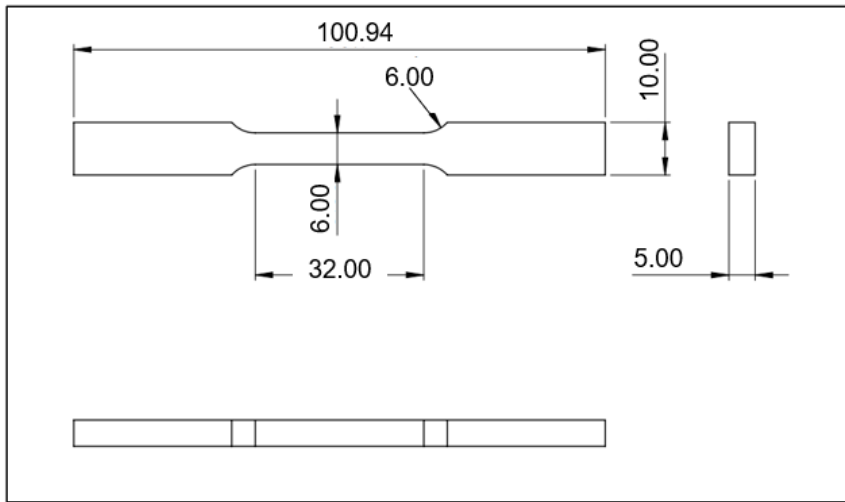
Mekanik özellik açısından, oksidasyon sonrası oluşan faz değişimlerinin mikro sertlik üzerindeki etkilerini değerlendirmek amacıyla FGM boyunca mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Bu ölçümler 100 g yük ve 10 saniye bekleme süresi ile otomatik sertlik cihazı (LM310AT, LECO Corporation, ABD) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Her kompozisyon için üç farklı noktadan ölçüm alınarak ortalaması hesaplanmıştır.

3.3. Geliştirilen Orta Entropili Alaşım Karakterizasyonu

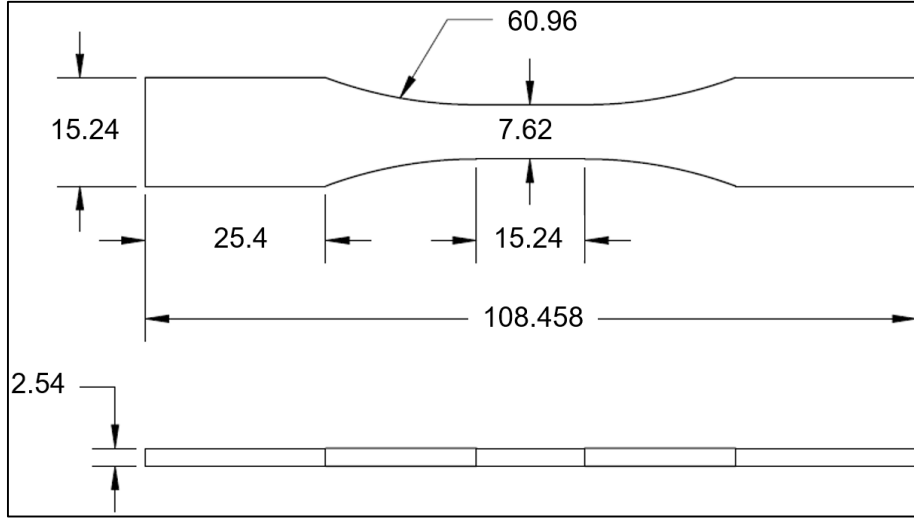
Geliştirilen M718 alaşımın mikro yapısal kararlılığını ölçmek ve rekristalizasyon durumunu belirlemek amacıyla bir dizi farklı ısıtma işlem aşaması uygulanmıştır. Uygulanan ısıtma işlem basamakları ve elde edilen mikro yapı görüntüleri Bölüm 3.1.2 içerisinde detaylı olarak verilmiştir. Buradan seçilen rekristalizasyon koşulları için daha detaylı mikro yapı ve mekanik özellik karakterizasyonları sürdürülmüştür.

Isıtma işlemlerin mikro yapı özelliklerine ve kimyasal ayrışmaya etkisini incelemek için numuneler ısıtma işlem sonrası bakelite alınmıştır. Bakelite alınan numuneler sırasıyla 600, 800, 1200 tane boyutunda SiC kağıtlarla zımparalandıktan sonra 3 µm, 1 µm elmas süspansiyonla parlatılmış ve 0,05 µm alümina süspansiyon kullanılarak ultrasonik parlatma cihazında 2 saat son parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Numuneler, mikro yapı karakterizasyonu öncesi saf su içerisinde ultrasonik banyoda 5'er dakika temizlenmiştir. Mikro yapı incelemeleri taramalı elektron mikroskobu FEI SEM (Thermofisher®, USA) kullanılarak yapılmıştır. Faz ayrışmaları ve tane yapısı analizleri için elektron demeti kırınımı (EBSD) dedektörü kullanılmıştır. EBSD sonuçlarından M718 ve P718 alaşımlarının tane boyutu, tane yönelmesi ve kalıntı gerilme analizleri sırasıyla image quality (IQ), ters kutup figürü (IPF) ve tane yönelim yayılımı (GOS) haritası kullanılarak analiz edilmiştir. Ortalama tane boyutları TSL OIM Analysis (EDAX) yazılımı kullanılarak hesaplanmıştır. M718 ve P718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon durumlarının mekanik davranışlara etkisini değerlendirmek amacıyla mikro sertlik, çekme ve yorulma testleri gerçekleştirilmiştir. Bütün testler, laboratuvar şartlarında oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Mikro sertlik ölçümleri LM310AT (Leco®, USA) otomatik sertlik ölçüm cihazında 100 gramlık yük ve 10 saniyelik bekleme sürelerinde her numune için 15 farklı noktada yapılmıştır. Çekme ve yorulma testlerinde kullanılan numune geometrileri sırasıyla Şekil 3.10 ve Şekil 3.11'de verilmiştir. Testlerden önce tüm numuneler, yüzey pürüzlülüğünün sonuçlara etkisini azaltmak amacıyla P-2400 tane boyutundaki zımpara

kâğıdı ile zımparalanmıştır. Çekme testi P718 ve M718 alaşımların rekristalizasyon öncesi (NR), kısmi rekristalize olmuş (PR) ve tamamen rekristalize olmuş (R) durumlarına ve her bir koşul için iki tekrar halinde uygulanmıştır. Çekme testi MTS Landmark 880 (MTS Systems, USA) üniversal test makinesinde, $0,015 \text{ dk}^{-1}$ deformasyon hızında gerçekleştirilmiştir. Yorulma testleri yalnızca M718 alaşımı için gerçekleştirilmiş olup, rekristalize olmamış (M718-NR) ve tamamen rekristalize olmuş (M718-R) numuneler kullanılmıştır. M718-NR numunede orijinal sütunlu taneler üretildiği gibi durumunu korunurken Laves fazları büyük ölçüde çözülmüştür. M718-R numunede ise, hem bütün mikro yapı rekristalize olmuş hem de Laves fazları çözdürülmüştür. Yorulma testleri gerilim-gerilim tipi yüksek çevrimli yorulma (HCF) rejiminde, 0,1 gerilim oranı ve 35 Hz frekansta MTS Landmark 880 (MTS Systems, USA) üniversal test makinesinde gerçekleştirilmiştir. Uygulanan maksimum gerilme seviyeleri, her iki numune grubu için 50 veya 100 MPa'lık gerilim adımlarıyla 400 ila 1000 MPa aralığında seçilmiştir. Her numunenin yorulma testi ya numune kopana kadar ya da 10^7 çevrimi aşana kadar sürdürülmüştür. Elde edilen sonuçlar, yorulma ömrü eğrilerinin (S-N curve) oluşturulması amacıyla analiz edilmiş ve eğriler Basquin denklemi kullanılarak çizdirilmiştir.



Şekil 3.10. Çekme testinde kullanılan ASTM E8 standartlarında numune geometrisi (mm)



Şekil 3.11. Yorulma testinde kullanılan ASTM E466 standartlarında numune geometrisi (mm)

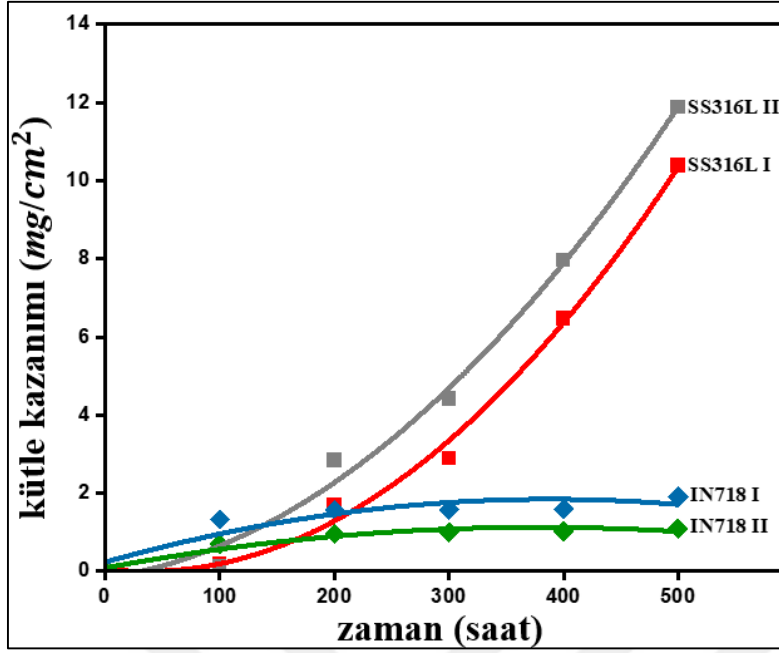
4. YÜKSEK SICAKLIK OKSİDASYONU

4.1. SS316L-IN718 KGM, FGM Oksidasyon Testi Analizi

KGM ve FGM numuneler ile monolitik SS316L ve IN718 karşılıklarına, 850°C’de toplam 500 saat çevrimsel oksidasyon testi uygulanmıştır. Oksidasyon testi sırasında numuneler her 100 saatte fırından çıkarılarak hassas terazi ile ağırlıkları ölçülerek kütle kazanımları hesaplanmış ve oksidasyon kinetiği analiz edilmiştir. Oksit morfolojileri ve kimyasal bileşimleri, oksidasyon yüzeyinden alınan SEM görüntüleri, EDS ölçümleri ve XRD analizleri ile analiz edilmiştir. Oksidasyon yüzeyine dik alınan SEM kesit görüntüleri ile oksit tabakasının penetrasyon derinlikleri ve özellikleri araştırılmıştır. Oksidasyon sonrası SS316L’den IN718’e FGM boyunca sertlik değerleri ölçülerek yüksek sıcaklık ortamına maruz kalan numunedeki farklı alaşım kompozisyonlarının mekanik özellikleri karakterize edilmiştir.

4.1.1. Oksidasyon kinetiği ve modelleri

Bu bölümde KGM ve FGM numuneler ile monolitik SS316L, IN718 numunelerinin 850 °C’de 500 saatlik döngüsel yüksek sıcaklık oksidasyon testine ilişkin oksidasyon kinetiği değerlendirilmiştir. Alaşımların oksidasyon hızını belirleyen oksidasyon kinetiği, birim alan başına kütle kazanımı ile zaman değişimi grafikleri kullanılarak değerlendirilebilmiştir. Kütle kazanımı grafiklerindeki eğriler, genellikle oksidasyon mekanizmasının oksit tabakası boyunca yüzey kontrollü mü yoksa difüzyon kontrollü mü gerçekleştiği hakkında bilgi verir. Bu çalışmada, her bir alaşım türü için iki adet numune hazırlanarak döngüsel yüksek sıcaklık oksidasyonu testine tabi tutulmuş ve elde edilen sonuçlar Şekil 4.1’de sunulmuştur. SS316L ve IN718 alaşımlarına ait her iki numune de benzer kütle kazanım eğilimleri sergilemiş, ancak oksidasyon hızlarında küçük düzeyde farklılıklar gözlenmiştir. Aynı alaşıma ait numunelerde (I ve II eğrileri) ortaya çıkan bu sapmalar, yüzey alanının hesaplanmasındaki veya kütle artışı ölçümlerindeki belirsizliklerden kaynaklanabileceği gibi, yüzey pürüzlülüğündeki hafif değişiklikler, oksit tabakasının bütünlüğü veya lokal mikroyapısal ve kimyasal heterojenliklerden de kaynaklanabileceği düşünülmüştür. Bununla birlikte, genel eğilimler birbirine oldukça yakın olup bu farklılıklar ihmal edilebilir düzeydedir. Dolayısıyla, bu sapmaların çalışma sonuçlarının geneline etkisinin önemsiz olduğu değerlendirilmiştir.



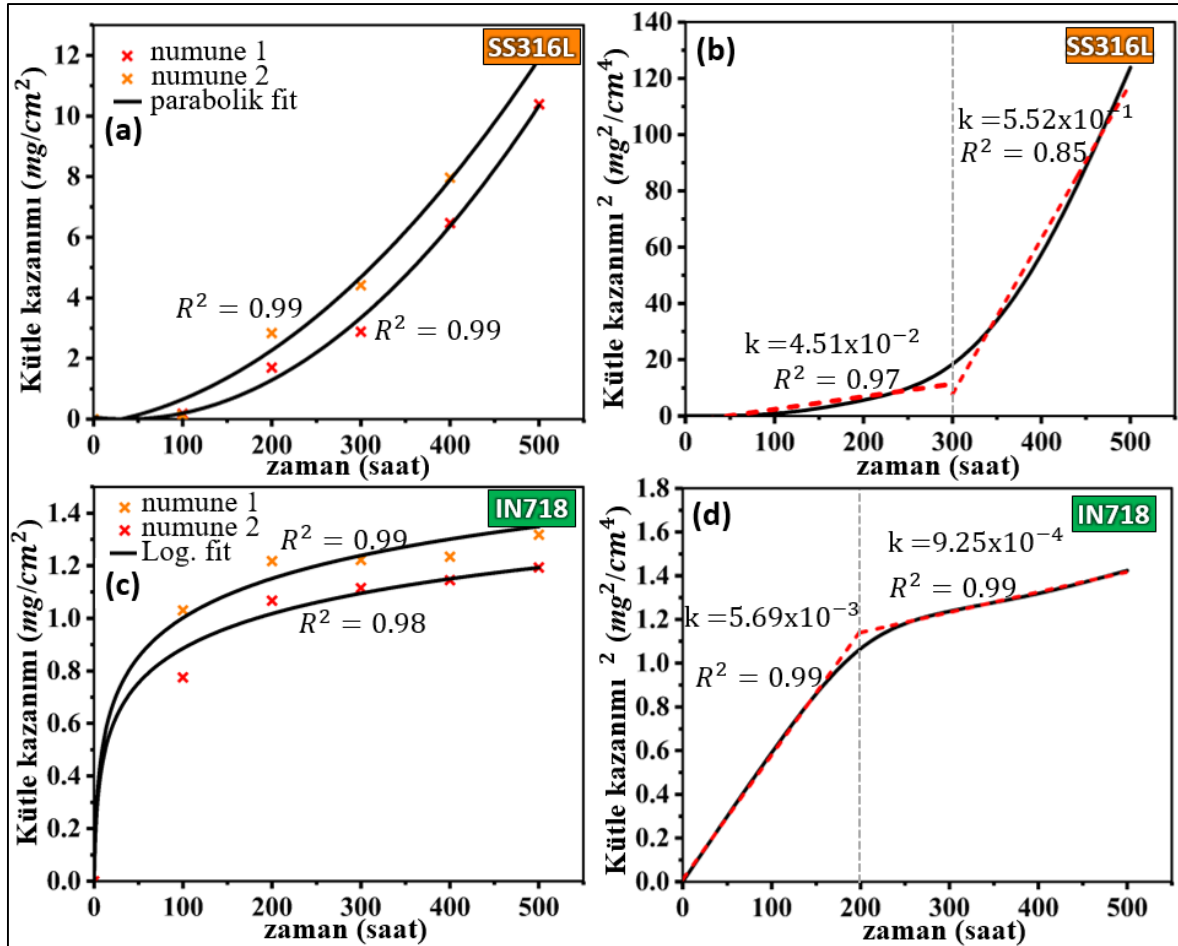
Şekil 4.1. SS316L ve IN718 alaşımlarının döngüsel yüksek sıcaklık oksidasyonu sırasında kütle kazanımı, zaman grafiği

Şekil 4.2 (a)'da verilen SS316L'ye ait kütle kazanımı-zaman grafiğine göre, numunenin başlangıçta yavaş bir oksidasyon davranışı sergilediği gözlemlenmiş ve bu aşamada koruyucu bir oksit tabakası oluşturduğu düşünülmüştür. SS316L'nin içerdiği yüksek Cr elementi nedeniyle Cr bakımından zengin Cr_2O_3 oksit tabakasının oluşması mümkündür. Cr elementinin östenitik paslanmaz çelikler içerisinde Fe ve Ni elementlerine göre daha yüksek difüzyon hızına sahip olması, hızlıca bu oksit tabakasının oluşmasını sağlamıştır. Bu koruyucu tabaka, difüzyon kontrollü bir mekanizma ile oksidasyonu düzenlemektedir. Cr_2O_3 içinde Fe'nin varlığı genelde başlangıçta sınırlı kalır ve Cr_2O_3 'un oluşumu esnasında esas difüzyon Cr iyonları üzerinden gerçekleşir [144]. Ancak, SS316L'nin uzun süreli yüksek sıcaklığa maruz kalması (100 saatten fazla), Cr-zengin oksit tabakasının üzerinde Fe-zengin oksitlerin çekirdeklenmesini ve büyümesini teşvik ederek yüzeyin gittikçe daha fazla Fe-zengin oksit ile kaplanmasına neden olur. Genişleyen Fe-zengin oksit tabakası, koruyucu Cr-zengin oksit tabakasını zayıflatarak oksidasyon hızını artırır [105]. Yüzeyi kaplayan oksit tabakasındaki bu değişime bağlı olarak, yaklaşık 300. saatin ardından kütle kazanımı eğrisi artan bir eğimle parabolik bir eğri haline gelmiştir. Oksidasyon eğrisindeki bu değişim oksidasyon direncinde belirgin bir zayıflama meydana geldiğini göstermiştir. Şekil 4.2 (b)'de verilen kütle kazanımının karesi-zaman grafiği, bu geçişi net bir şekilde ortaya koymaktadır. Eğriye uygulanan doğrusal regresyon analizi, ilk 300 saatte parabolik hız sabitinin, $k=4,51 \times 10^{-2} \text{ mg}^2/\text{cm}^4\text{s}^{-1}$ olduğunu, sonrasında ise bu değer yaklaşık on kat

artarak $k=5,52 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1} \text{ mg}^2/\text{cm}^4$ seviyesine ulaştığını göstermektedir. Bu sonuçlar oksidasyon mekanizmasının difüzyon kontrollüden, yüzey oksidasyonuna dönüştüğünü ve lineer kütle kazanımı oluştuğunu göstermektedir. Bu da koruyucu olmayan oksit tabakası ile sürekli devam eden oksidasyonu işaret etmektedir. Bu durum SS316L'nin yüzeyinde oluşan oksidasyon davranışının, sırasıyla koruyucu ve koruyucu olmayan oksidasyon mekanizmaları tarafından yönetildiğini göstermiştir.

Şekil 4.2 (c)'de verilen IN718'e ait kütle kazanımı-zaman grafiği SS316L ile karşılaştırıldığında farklı oksidasyon davranışı sergilediği görülmüştür. Başlangıçta yüzey oksidasyonu ile kontrol edilen oksidasyon mekanizmasının sonucu olarak daha yüksek bir kütle kazanımı gözlemlenmiştir. Bu aşamada oksidasyon, numune yüzeyi ile çevreleyen atmosfer arasında meydana gelmiş ve yüksek ağırlık kazanımına neden olmuştur. Yüzey oksidasyonunda, oksidasyon mekanizması kimyasal adsorpsiyon ve katyonlar (örn. Cr^{3+} , Ni^{2+} , Fe^{2+}) ve O^{2-} arasındaki etkileşimleri içerir. Şekil 4.2 (d)'de verilen kütle kazanımının karesi-zaman grafiği üzerine uygulanan doğrusal regresyon analizi ile oksidasyonun ilk 200 saatlik evresinde $k=5,69 \times 10^{-3} \text{ mg}^2/\text{cm}^4 \text{ s}^{-1}$ olarak belirlenmiştir. Daha sonrasında oksidasyon hızı önemli ölçüde azalmış ve $k=9,25 \times 10^{-4} \text{ mg}^2/\text{cm}^4 \text{ s}^{-1}$ seviyesine düşmüştür. Bu aşamada oksidasyon difüzyon kontrollü olarak gerçekleşmiş ve Cr elementinin Ni matrisine kıyasla daha yavaş difüzyonu, daha düşük oksidasyon hızlarına neden olmuştur. Bu davranış, IN718'in kararlı ve yapışkan Cr_2O_3 tabakası oluşturarak uzun vadede üstün oksidasyon direnci sergileyen genel davranışı ile uyumludur [115]. Özellikle 100-500 saat arasında oksidasyon hızının belirgin şekilde azaldığı gözlemlenmiştir. Bunun sonucu olarak, kütle kazanımı-zaman grafiği eğimi başta parabolik bir eğri sergilerken, giderek azalan oksidasyon hızı sonucu yataylaşmaya başlamış ve logaritmik bir eğim oluşturmuştur. AlGahtani ve diğerleri, LYEY yöntemiyle üretilen IN718 numuneleri için gerçekleştirdikleri oksidasyon testinde azalan eğimli parabolik oksidasyon davranışı rapor etmişlerdir [145]. Bununla birlikte, bu çalışmada ise, IN718'in 850°C 'de 500 saat süresince sergilediği oksidasyon kinetiğinin parabolik değil, ağırlıklı olarak logaritmik bir eğilimi izlediği belirlenmiştir. Bu durum, IN718'in özellikle uzun süreli oksidasyon testlerinde daha belirgin hale gelmektedir. Benzer şekilde, Al-hatab ve diğerleri de IN718 alaşımının 700°C ile 950°C arasındaki uzun süreli oksidasyon davranışının logaritmik eğim gösterdiğini bildirmişlerdir [113]. Bu logaritmik davranış, IN718'de oksit tabakasının ilk aşamalarda yüzey reaksiyonlarıyla hızla oluşması ve daha sonra koruyucu tabakanın kararlı hale gelmesi nedeniyle oksidasyon hızının zamanla giderek azalmasıyla açıklanmaktadır. Parabolik

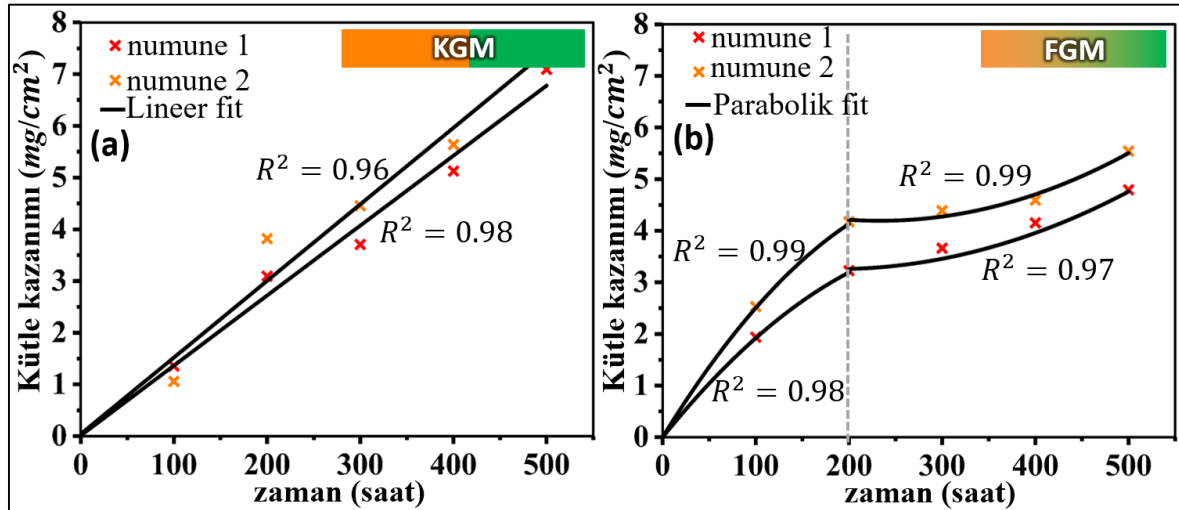
eğilim, sürecin ilk evrelerinde daha baskın olsa da daha uzun süreli oksidasyon koşullarında koruyucu oksit tabakasının kararlı hale gelmesi sonucunda oksidasyon hızı önemli ölçüde düşmekte ve logaritmik bir eğri oluşmaktadır. Bu çalışmada elde edilen sonuçlar da bu geçişi net bir şekilde ortaya koymaktadır.



Şekil 4.2. Yüksek sıcaklık oksidasyon kinetik grafikleri; (a) SS316L'nin kütle kazanımı-zaman grafiği, (b) SS316L'nin kütle kazanımının karesi-zaman grafiği, (c) IN718'in kütle kazanımı-zaman grafiği, (d) IN718'in kütle kazanımının karesi-zaman grafiği

Şekil 4.3'te, KGM ve FGM yapıların oksidasyon kinetiği grafikleri verilmiştir. Grafiklerdeki eğimlerde oluşan belirgin fark, ana alaşımlar arasındaki malzeme geçişi ve ara geçiş kompozisyonlarının yüksek sıcaklık oksidasyon direncini nasıl etkilediğini ortaya koymaktadır. Şekil 4.3 (a)'da gösterilen KGM numunenin kütle kazanım-zaman eğrisi giderek doğrusal artış göstermiştir. KGM numunede görülen bu doğrusal kütle kazanımı, SS316L ve IN718'in birleşik oksidasyon kinetiğinin sonucu olarak değerlendirilmiştir. IN718 tarafı başlangıçta hızla oksitlenmiş, ardından koruyucu bir oksit tabakası oluştuğu

oksidasyon hızı yavaşlamıştır. Ancak, SS316L tarafı ise başlangıçta yavaş oksidasyon hızı sergilemiş daha sonraki aşamalarda oksidasyon hızı artmıştır. Bu iki zıt davranış, KGM'de doğrusal bir oksidasyon eğimi oluşturarak, IN718'in başlangıçtaki hızlı oksidasyonunu ve SS316L ilerleyen zamanlardaki hızlanmış oksidasyonunu sonucu ortaya çıkarmıştır. SS316L ve IN718 alaşımlarından oluşan keskin geçişli tasarım, difüzyon kontrollü oksidasyonun tipik parabolik eğrilerinden farklı olarak, karakteristik bir oksidasyon kinetiği sergilemiştir. Buna karşılık, Şekil 4.3 (b)'de verilen FGM yapının kütle kazanımı-zaman grafiğine göre, FGM yapı başlangıçta, IN718'e benzer şekilde düşük hızda oksitlenmiş ve koruyucu oksit tabakası oluşumu sayesinde yüksek oksidasyon direnci sergilemiştir. Ara geçiş kompozisyonlarına sahip FGM'nin KGM'ye göre daha iyi bir yüksek sıcaklık oksidasyon direncine sahip olduğunu görülmüştür. Ancak, yaklaşık 200. saat sonra FGM'nin oksidasyon davranışında belirgin bir değişim meydana gelmiş, oksidasyon hızlanarak SS316L'nin koruyucu olmayan oksidasyon davranışına benzer bir davranış göstermiştir. Bu değişim, başlangıçtaki üstün performansa rağmen, ara katman geçişlerine sahip FGM'nin uzun vadeli oksidasyon direncinin bozulduğunu ve SS316L'nin oksidasyon davranışına yakınsadığını ortaya koymuştur. KGM ve FGM numunelerinin oksidasyon kinetiği grafikleri parabolik modele uygunluk sağlamadığından, bu yapılar için kinetik sabit k değeri hesaplanamamıştır.

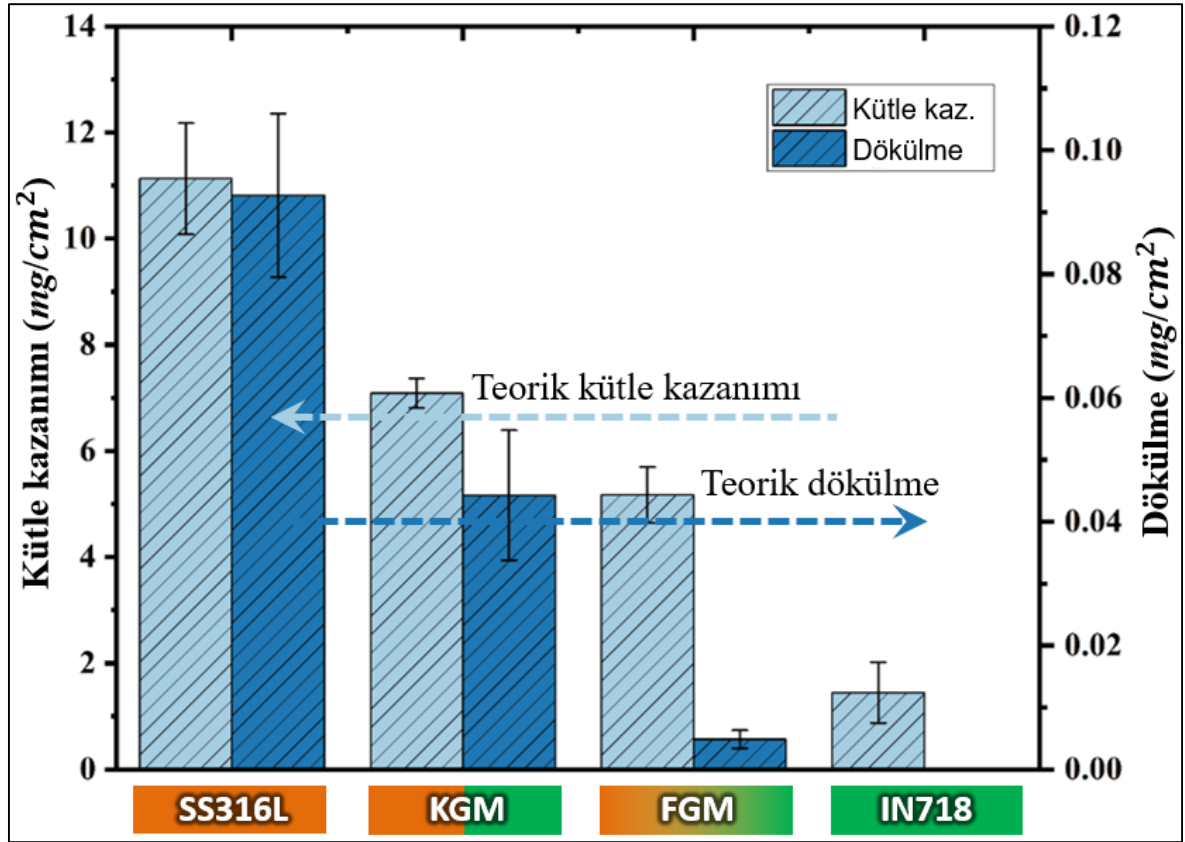


Şekil 4.3. Geçişli yapıların yüksek sıcaklık oksidasyon kinetik grafikleri; (a) KGM'nin kütle kazanımı-zaman grafiği, (b) FGM'nin kütle kazanımı-zaman grafiği

KGM ve FGM yapılar ile monolitik alaşım karşılıklarının 850°C'de 500 saat oksidasyon sonrası, gösterdikleri toplam kütle kazanımı ve parçalanma değerleri Şekil 4.4'teki grafikte verilmiştir. IN718 ve SS316L monolitik alaşımları sırasıyla 11,2 ve 1,6 mg/cm² ağırlık

kazanımı ile $0,95$ ve ≈ 0 mg/cm^2 dökülme sergilemişlerdir. IN718'de görülen düşük dökülme oranı, oksitlerin parçalanması için daha yüksek kritik sıcaklığın ve sürenin gerektiğine atfedilebilir. Bu durum IN718 üzerindeki oksit tabakasının yapışmasının, 850°C 'de 500 saat oksidasyona karşı etkili korumayı sağlayacak kadar yüksek olduğunu göstermektedir. Samviemvongsak ve diğerleri tarafından yapılan kapsamlı çalışmada [146], IN718 alaşımın oksidasyon direncine üretim yöntemi, ısıtma işlem ve parlatma gibi son işlemlerin etkisi araştırılmıştır. Yazarlar, bu faktörlerden bağımsız olarak IN718 alaşımının yüzeyinde oluşan oksit tabakasının 900°C 'ye kadar sıcaklıklarda 600 saate kadar bütünlüğünü koruduğunu ve parçalanma göstermediğini bildirmiştir. Buna karşılık, SS316L numune yüzeyinde oluşan oksit tabakasının daha gözenekli ve gevşek yapıda olması, ayrıca kırılğan oksit oluşturu elementlerin varlığı ve bazı oksitlerin buharlaşma eğilimi nedeniyle ciddi düzeyde parçalanma gözlenmiştir. Huang ve diğerleri 800°C 'de, SS316L için yaptıkları yüksek sıcaklık oksidasyon testinde, SS316L yüzeyindeki oksit tabakasında parçalanmanın oksidasyon süresinden bağımsız olarak başladığını ancak parçalanma miktarının özellikle 150. saatten sonra ciddi oranda arttığını ve hatta 1000. saatten sonra $12,04$ mg/cm^2 seviyesine ulaştığını bildirmişlerdir [106].

KGM ve FGM yapıların oksidasyon testi sonrası kütle kazanımı ve dökülme değerleri teorik değerlerle karşılaştırıldığında, oksidasyon direncinde dikkate değer farklılıklar gözlemlenmiştir. Teorik kütle kazanımı ve dökülme değerleri, monolitik alaşım karşılıklarının ortalaması alınarak elde edilmiştir. KGM numune oksidasyon sonrası yaklaşık $6,6$ mg/cm^2 'lik bir kütle kazanımı sergilemiştir; bu, $6,4$ mg/cm^2 'lik teorik kütle kazanımıyla yakından örtüşmektedir. Benzer şekilde, KGM için dökülme oranı yaklaşık $0,044$ mg/cm^2 olarak gerçekleşmiş; bu değer de $0,042$ mg/cm^2 'lik teorik dökülme değeriyle neredeyse aynı çıkmıştır. Bu sonuçlar, KGM'nin oksidasyon davranışının, oksidasyon direncinde veya oksit tabakası kararlılığında önemli bir iyileşme veya bozulma olmaksızın SS316L ve IN718'in teorik ortalamasını yansıttığını göstermiştir. Bunun aksine, FGM yapının oksidasyon sonrası kütle kazanımı teorik ortalama olan $6,4$ mg/cm^2 'den daha düşük olan $5,06$ mg/cm^2 olarak gerçekleşmiştir. Ayrıca, FGM numune için oksidasyon sırasında toplam dökülme miktarı $0,004$ mg/cm^2 olarak ölçülmüş, bu da $0,042$ mg/cm^2 'lik teorik değerden on kat daha az olarak yüksek oksit tabakası kararlılığını işaret etmiştir. Hem kütle kazanımında hem de dökülme miktarındaki bu önemli azalma, FGM yapı içerisinde bulunan bileşimlerin oksit tabakasının oksidasyon direncini ve kararlılığını iyileştirdiğini göstermiştir.



Şekil 4.4. 850°C'de 500 saatlik döngüsel oksidasyon sonrası KGM, FGM ve bunların SS316L, IN718 alaşım karşıtları için toplam kütle kazanımı (açık mavi çubuklar) ve parçalanma (koyu mavi çubuklar) tablosu

4.1.2. Yüzey morfolojisi ve oksit katman analizi

Bu bölümde, KGM ve FGM yapılar ile SS316L ve IN718 monolitik alaşımlarının 850 °C'de 500 saat döngüsel oksidasyon sonrası numune yüzeylerinde oluşan oksit tabakalarının morfolojileri SEM, EDS ve XRD analizleriyle karakterize edilmiştir. Yapılan incelemelerde yüzeyde oluşan oksit fazlarının sürekliliği, kararlılığı ve faz bileşimleri değerlendirilerek, farklı geçiş tasarımları ve ara bileşimlerin oksidasyon davranışına etkileri ortaya konulmuştur. KGM ve FGM yapıların oksidasyon davranışını incelemeye geçmeden önce, monolitik alaşım karşıtları olan SS316L ve IN718'in oksidasyon davranışlarını gösteren numuneler analiz edilmiştir. Elde edilen veriler, KGM ve FGM yapıların oksidasyon özelliklerini anlamak ve karşılaştırmak için referans olarak kullanılmıştır.

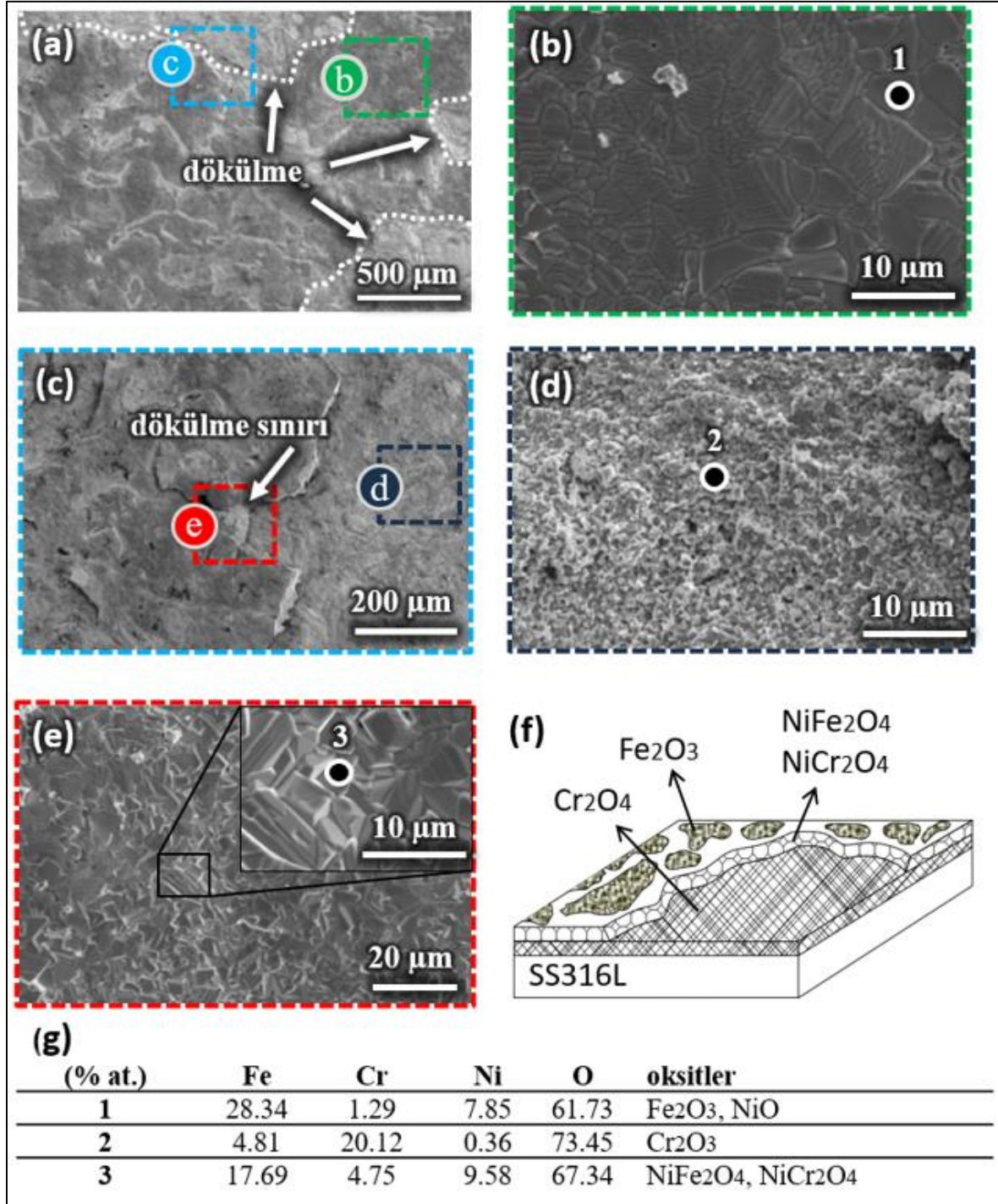
Şekil 4.5'te verilen SEM ve EDS analizleri, SS316L numune yüzeyinde farklı morfoloji ve bileşimlere sahip birden fazla oksit bölgesinin oluştuğunu göstermiştir. Şekil 4.5 (a)'da verilen SEM görüntüsü, yüzeyde parçalanmış ve parçalanmamış bölgelerin bir arada bulunduğu düzensiz bir oksit tabakasını göstermektedir. Oksit adalarının düzensiz dağılımı ve yüzeyde yaygın şekilde gözlenen dökülme alanları, oluşan oksit tabakasının süreksiz ve düşük yapışkanlıkta olduğunu işaret etmektedir. Şekil 4.5 (b)'de tamamen oksitlenmiş ancak parçalanmamış oksit tabakası görülürken, Şekil 4.5 (c)'de kısmen veya tamamen parçalanmış bölgeler tespit edilmiştir. 1 numaralı noktanın bulunduğu, SS316L'nin ortalama tane boyutundan ($>35 \mu\text{m}$) önemli ölçüde daha küçük (yaklaşık $5\sim 10 \mu\text{m}$) yapılardan oluşan ve düzensiz şekilli oksit tabakası üzerinde yapılan noktasal EDS analizi, yüksek Fe içerikli oksitlerin (at. %28,34 Fe) oluştuğunu göstermiştir. Buna karşılık, dökülen oksit tabakası bölgesinden alınan (Şekil 4.5 (d)) ve ana malzemeye yakın konumlanan 2 numaralı nokta üzerinde yapılan EDS analizinde, daha yüksek Cr içeriği (at. %20,12) tespit edilmiş ve bu bölgenin Cr_2O_3 olarak oksitlendiği değerlendirilmiştir. Koruyucu bir oksit tabakası olarak kabul edilen Cr_2O_3 üzerinde tespit edilen Fe-zengin oksitler, yüksek sıcaklıklarda Cr içerisinde Fe çözünmesinin artmasına ve bunun sonucunda Fe spinel oksit oluşumunu işaret etmektedir. Ayrıca, Şekil 4.5 (e)'de 3 numaralı noktada tespit edilen yüksek Ni varlığı, granüler morfolojiye sahip spinel oksit (NiFe_2O_4 , NiCr_2O_4) oluşumlarını ve yüzeye Ni difüzyonunun gerçekleştiğini göstermektedir. Bautista ve diğerleri SS316L'nin yüksek sıcaklık oksidasyonunda, oksit tabakası içinde Fe ve Ni açısından zengin ($\text{Fe}_{0.6}\text{Cr}_{0.4}$) $_2\text{O}_3$, Fe_2O_3 ve NiCr_2O_4 oksitlerin oluştuğunu belirtmişlerdir [147]. Şekil 4.5 (f)'de şematik olarak gösterilen SS316L alaşımının yüksek sıcaklık oksidasyon mekanizması, çok fazlı oksit oluşumu ve eş zamanlı dökülme davranışını açıklamaktadır. Bu durum, Şekil 4.7'de verilen XRD analizinde turuncu çizgi ile gösterilen SS316L'nin oksitlenmiş yüzeyinden elde edilen sonuçlar ile tutarlıdır. XRD deseninde $\text{Cr}_{1.3}\text{Fe}_{0.7}\text{O}_3$, NiMn_2O_4 , Cr_2O_3 ile çakışan zirve noktaları, SS316L yüzeyinin birincil oksit fazı olarak Cr_2O_3 ve spinel oksit ile kaplı olduğunu göstermektedir. Ayrıca $2\theta = 43,6^\circ$, $50,9^\circ$ ve $77,1^\circ$ 'e karşılık gelen zirvelerde tespit edilen östenitik matris, SS316L yüzeyindeki oksit parçalanmasını doğrulamaktadır. SS316L yüzeyinin başlangıçta Cr açısından zengin oksitle kaplı olmasına rağmen, uzun süreli yüksek sıcaklık oksidasyonu sırasında Fe atomlarının yüzeye doğru difüze etmesi oksit tabakasının bozulmasına ve dökülmesine neden olmuştur. Bu bozunma mekanizması şöyle açıklanabilir; yüksek sıcaklık etkisiyle Cr_2O_3 tabakası gözenekli hale gelir ve bu yapı Cr_2O_3 tabakası içerisinde Fe açısından zengin oksidin çekirdeklenmesini kolaylaştırır. Fe iyonlarının Fe_2O_3 içerisindeki difüzyon hızı, Cr_2O_3 'teki Cr iyonlarına kıyasla daha yüksektir, bu durum Fe

açısından zengin oksitlerin hızla çekirdeklenmesine yol açar. Cr_2O_3 içerisinde çekirdeklenmiş oksitler, başlangıçta alaşım yüzeyine dik olarak büyür ve tane sınırlarını boyunca ilerler daha sonra önceden var olan oksitlerle birleşerek daha önceden oluşmuş Cr açısından zengin oksidin yüzeyine yayılarak tüm yüzeyi kaplamaya başlar. Fe-zengin oksitin tüm yüzeyi kapladığı anda oksidasyon hızının artık difüzyonla kontrol edilmesi beklenir, çünkü oksit tabakası içindeki metal iyon göçü hız belirleyici adım haline gelir. Ancak, SS316L'nin oksidasyon kinetiği, daha öncesinde Şekil 4.2 (b)'de gösterildiği gibi, yüzey reaksiyonları tarafından kontrol edilen oksidasyon anlamına gelen hızlandırılmış bir mekanizma sergilemiştir. Bu durum yüzeyde Fe açısından zengin oksitin oluşması, kalınlaşması ve parçalanarak dökülmesi yoluyla tekrarlanan sürekli oksidasyondan kaynaklanmaktadır.

Şekil 4.6'da verilen IN718 numunenin yüzey morfolojisi, daha düzgün, sürekli ve iyi yapışan bir Cr_2O_3 tabakasının geliştiğini göstermektedir. Şekil 4.6 (a) döngüsel oksidasyon testinin zorlu koşullarına rağmen IN718 yüzeyinde oluşan oksit tabakasının bütünlüğünü koruduğunu göstermektedir. Oksit tabakasının parçalanmaya karşı gösterdiği direnç oksidin yüksek termal kararlılığa ve yapışma mukavemetine sahip olduğunu ortaya koymaktadır. Şekil 4.6 (b)'de görüldüğü üzere, oksit tabakası belirli bir yönelim göstermeksizin uzunlamasına bir desen oluşturan solucan benzeri morfoloji sergilemiştir. Al-Hatap ve diğerleri bu morfolojik özelliği, tane içlerine kıyasla tane sınırlarındaki daha yüksek oksidasyon hızlarına bağlamıştır [113]. Tane sınırları, oksit oluşturan elementlerin hızlı difüzyon yolları olarak işlev görmekte bu da lokal şişmeye ve karakteristik solucan benzeri görünüme yol açmaktadır. Bu durum, özellikle yüksek sıcaklıklarda oksidasyon kinetiğinin hızlandığı koşullarda daha da belirgin hale gelmektedir. Solucan benzeri bu oksitlerin kimyasal bileşimi nokta EDS analizleri ile belirlenmiştir. Nokta 1 ve 2 üzerinde yapılan EDS ölçümleri, bu bölgelerde ağırlıklı olarak Cr elementi bulunduğunu ve Cr_2O_3 olarak oksitlendiğini göstermiştir. Ayrıca, 2 numaralı noktada %5,72 Ti elementi tespit edilmiş ve bu da TiO_2 oluşumunu düşündürmüştür. Eş. 4.1'de kimyasal reaksiyon denklemi verilen TiO_2 'nin oluşumu tane sınırı oksidasyonu ve yüzeye doğru Ti difüzyonu ile ilişkilendirilebilir. Ayrıca, IN718'deki düşük Ti içeriğine rağmen TiO_2 oluşumu, Ti'nin düşük aktivasyon enerjisine ve ısıtıl işlem sırasında tane sınırlarında çökelen TiC'nin çözünmesinden kaynaklanabileceği değerlendirilmiştir. Yüzeyde Cr_2O_3 ve TiO_2 oksitlerinin yanı sıra, Şekil 4.6 (c)'de görüldüğü gibi lokalize koyu renkli oksit adaları da tespit edilmiştir. Bu bölgenin yüksek büyütmeli görünümü (Şekil 4.6 (d)) nodüler çıkıntılarla

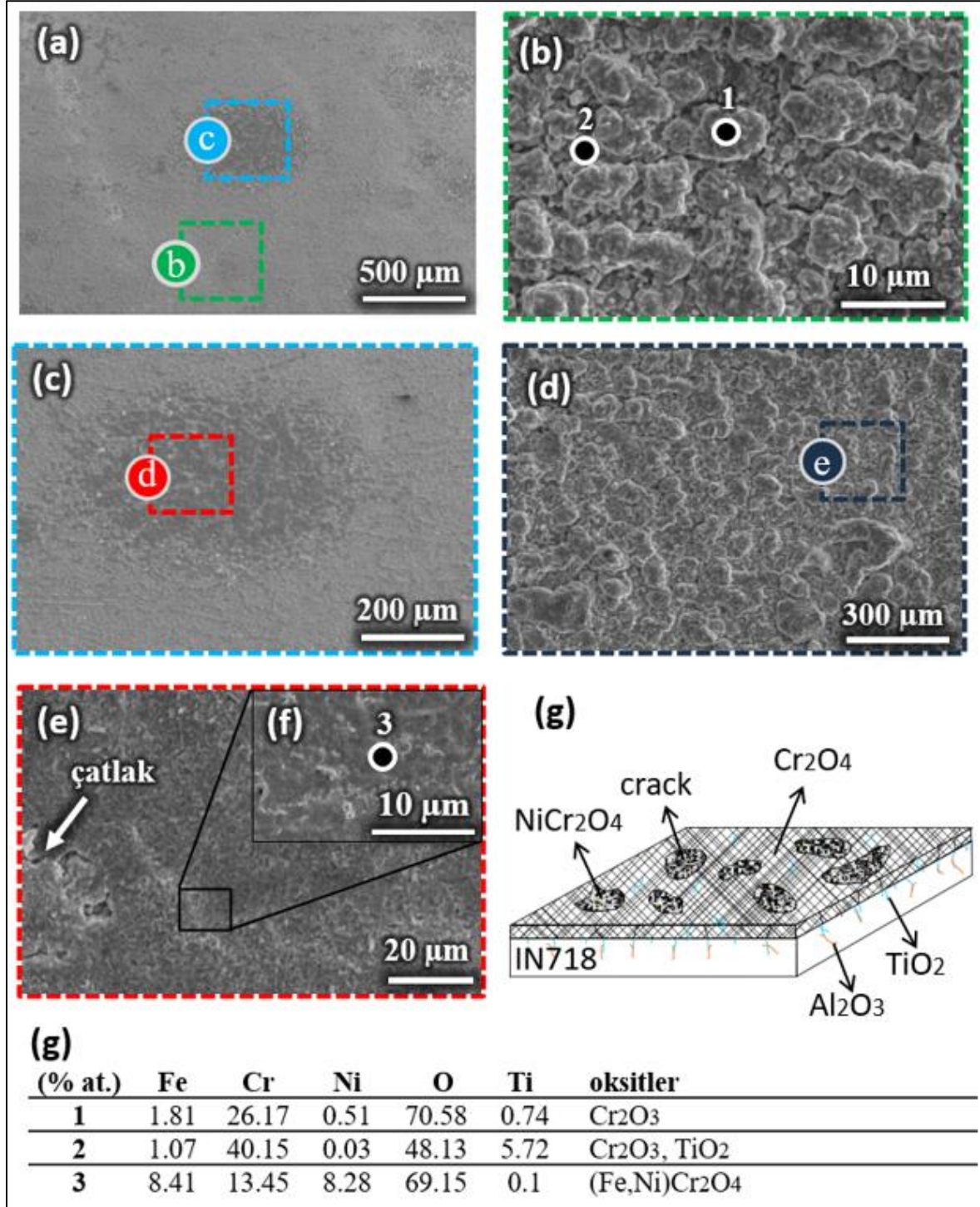
dekore edilmiş oksit yapısını ortaya koymaktadır. Bu nodüler yapılar, alaşımın mikro yapısı ve yerel bileşimsel farklılıklardan kaynaklanan lokalize ayrışmalar sonucu oluşan oksidasyonu işaret etmiştir. Daha da yüksek büyütmede (Şekil 4.6 (e)), bu bölgelerde oksit tabakasının bütünlüğünü bozabilecek çatlaklar gözlenmiştir. Şekil 4.6 (f)'de verilen bölgenin daha fazla büyütme görüntüsü üzerinde nokta 3'te yapılan EDS analizi, bu lokal oksit bölgesinin kimyasal bileşimine ilişkin detaylı bilgi sağlamıştır. Bu bölgede tespit edilen, yüksek Ni ve Fe içeriği, NiCr_2O_4 ve FeCr_2O_4 spinel oksit fazlarının oluşumuyla uyumludur. Nodüler çinkıntılarda NiCr_2O_4 ve FeCr_2O_4 gibi spinel oksitlerin varlığı, yüksek sıcaklıkta elementlerin tercihli difüzyonu sonucu Cr_2O_3 yakınında Ni ve Fe zenginleşmesine ve NiO ve Cr_2O_3 arasında Eş. 4.2'deki gibi bir reaksiyon oluşmuş olabileceğine işaret etmektedir. Uzun süre yüksek sıcaklık ortamına maruz kalan Cr_2O_3 'ün içerisinde, IN718 alaşımında bolca bulunan Fe ve Ni elementlerinin çözünmeye başlaması koruyucu Cr_2O_3 tabakasının bozunmaya başladığını göstermektedir. Bu bölgede gözlenen çatlaklar ise spinel oksitlerin kırılğan yapısından kaynaklanmaktadır. Şekil 4.7'de gösterilen XRD deseninde yeşil çizgi ile gösterilen zirveler, IN718 yüzeyinde daha önce tespit edilen oksitleri doğrularken, bunlara ek olarak $\text{NiMn}_{0.2}\text{Cr}_{1.8}\text{O}_4$ spinel oluşumlarını ortaya koymuştur. IN718'de Mn içeriği düşük olmasına rağmen bu Mn spinel oksitlerin, Mn iyonlarının yüksek difüzyon hızından dolayı yüzeye taşınarak oksitlenmesiyle oluştuğu değerlendirilmiştir.





Şekil 4.5. 850°C'de 500 saat oksidasyon sonrası SS316L yüzeyinde oluşan oksit tabakasının SEM görüntüsü; (a) belirgin oksit adaları ve parçalanmış bölgeler de dahil olmak üzere oksit tabakasının genel görünümünü gösteren SEM görüntüsü, (b) parçalanmamış bölgenin yüksek büyütme görünümü, nokta 1'de Fe açısından zengin hematit (Fe_2O_3) oluşumu, (c) kısmen parçalanmış oksit tabakasının görünümü, (d) tamamen dökülmüş oksit tabakası atındaki bölgenin yüksek büyütme görünümü, nokta 2'de tespit edilen Cr yoğun bölge, (e) dökülme sınırı üzerinde alınan yüksek büyütme görünümü, (f) oksitlenmiş SS316L yüzeyinin şematik görünümü, Ni açısından zengin spinel oksitler üzerinde Fe_2O_3 ve parçalanmış spinel altında Cr_2O_3 oluşumunu göstermekte, (g) nokta 1, 2 ve 3 için

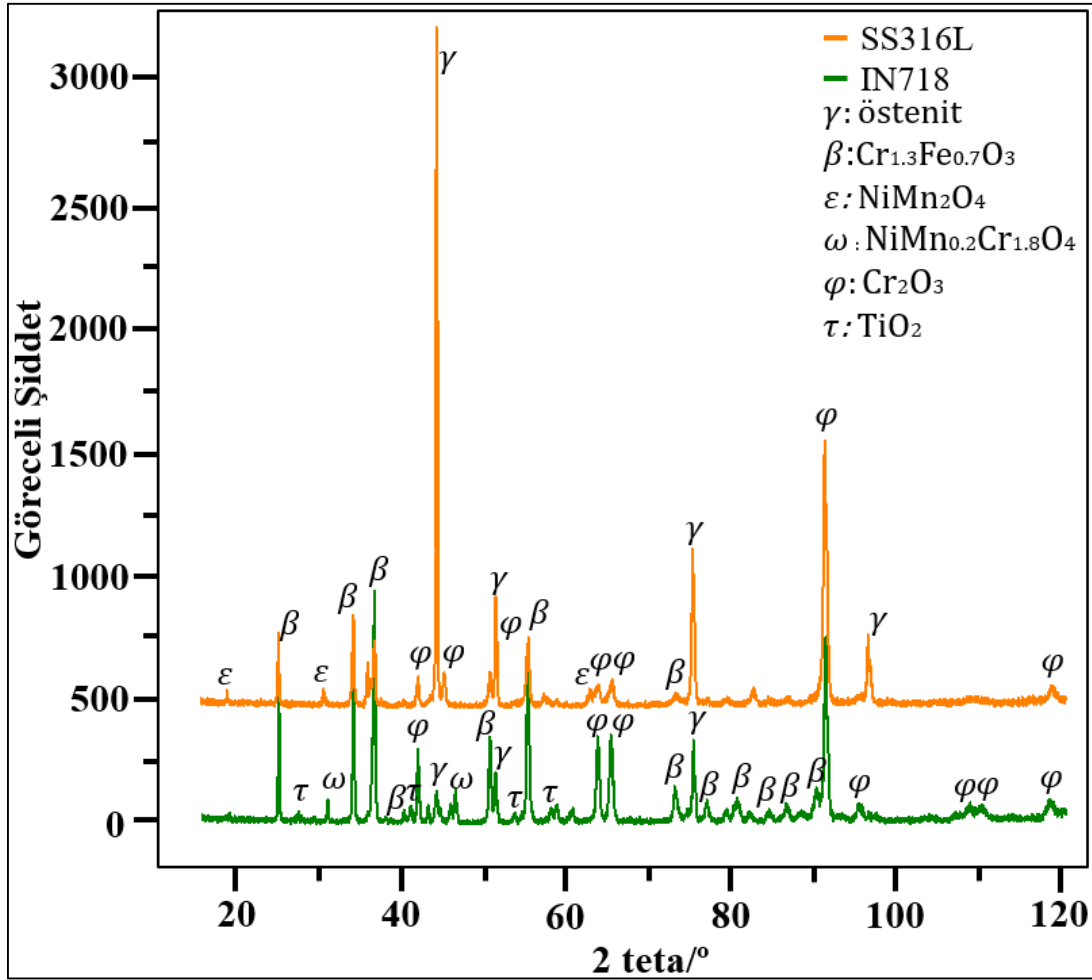
EDS analizinden elde edilen element bileşimini ve karşılık gelen oksit fazlarını göstermektedir



Şekil 4.6. 850°C'de 500 saat oksidasyon sonrası IN718 yüzeyinde oluşan oksit tabakasının SEM görüntüsü; (a) IN718 yüzeyinde oluşan oksit tabakası bazı koyu bölgelerle birlikte katı ve sürekli bir yapı ile karakterizedir, (b) IN718 oksit tabakası morfolojisinin yüksek büyütme görünümü solucan benzeri bir morfoloji sergilemekte ve 1, 2 numaralı noktada Cr zengin kimyasal bileşim tespit

edilmiştir, (c) oksit tabakasında koyu renkli bölgenin yüksek büyütme görünümü, (d) koyu renkli oksit tabakasındaki nodüler çıkıntıların görünümü, (e) koyu renkli oksit tabakasının daha yüksek büyütme görüntüsü, yerel oksit büyümeleri ve çatlaklar ile karakterize, (f) oksitlenmiş IN718 yüzeyinin şematik görünümü, Cr_2O_3 üzerinde oluşan Ni-zengin spinel oksitler ve bu oksitlerin oluşturduğu çatlaklar, taneler arası oksidasyon bağlı Al_2O_3 ve TiO_2 oluşumları görülmektedir, taneler arası oksidasyon oluşumu daha sonra kesit analizi kısmında detaylı olarak tartışılacaktır, (g) nokta 1, 2 ve 3 için EDS analizinden elde edilen element bileşimini ve karşılık gelen oksit fazlarını göstermektedir

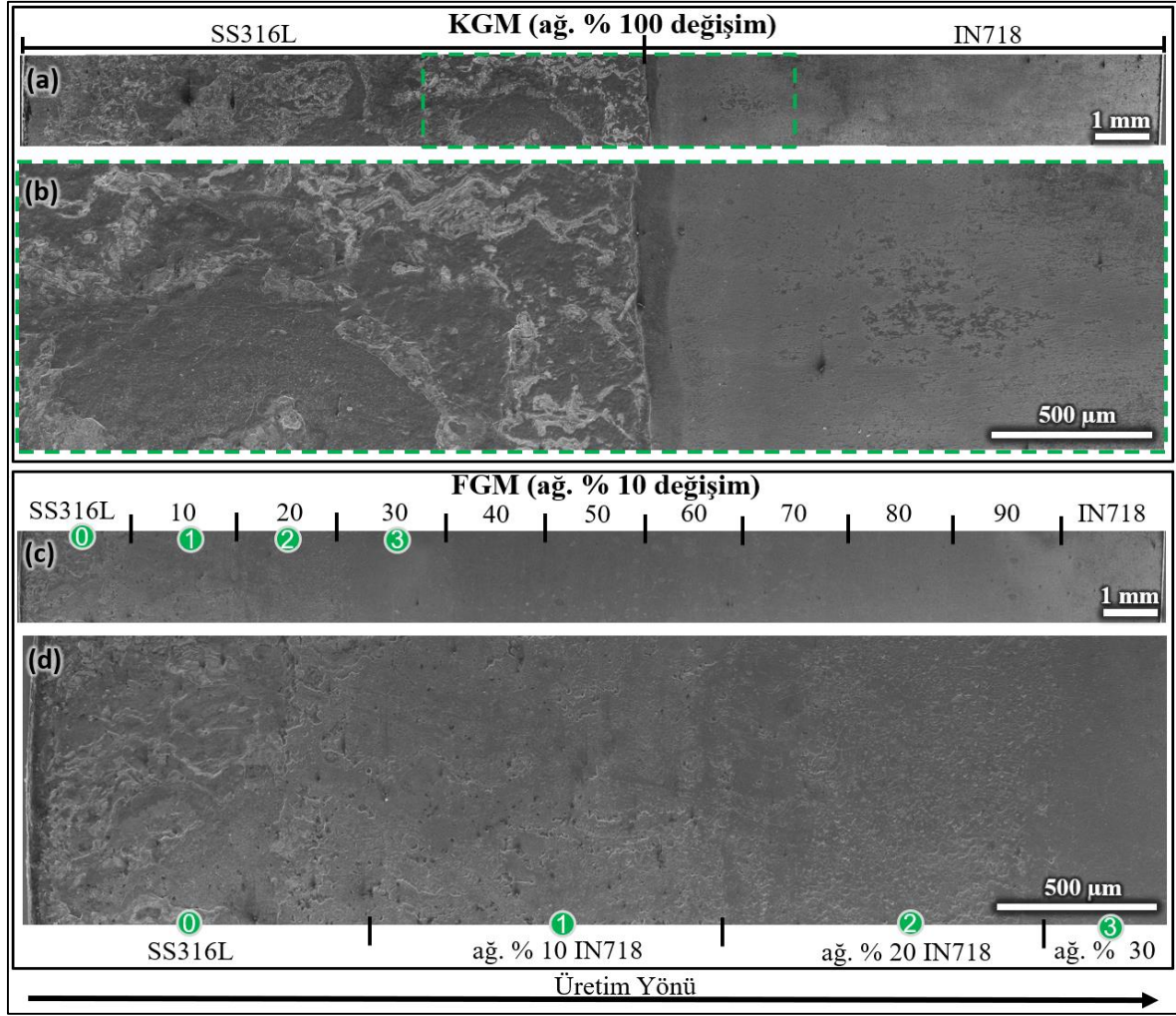
Şekil 4.7'de SS316L ve IN718 numunelerin yüzeylerinde oluşan oksit tabakalarına ait XRD analiz sonuçları gösterilmekte olup, sonuçlar literatür verileriyle uyumlu şekilde önemli bulgular ortaya koymaktadır. SS316L için, yaklaşık $2\theta \approx 24,1^\circ$, $33,2^\circ$, 36° ve 55° 'de $\text{Cr}_{1.3}\text{Fe}_{0.7}\text{O}_3$ 'e karşılık gelen belirgin zirveler gözlenmiştir, bu durum yüzeyde Fe'nin yoğun şekilde oksitlendiğini göstermektedir. Ayrıca $2\theta \approx 42,2^\circ$, $44,6^\circ$, $52,2^\circ$, $63,4^\circ$ $64,9^\circ$, ve 82° 'deki güçlü zirveler, ana oksit fazı olarak Cr_2O_3 varlığını doğrulamaktadır. SS316L numunesinde yaklaşık $2\theta \approx 19,4^\circ$ ve $31,2^\circ$ 'deki zirveler, yüksek sıcaklıkta Mn iyonlarının yüzeye doğru difüzyonu sonucu NiMn_2O_4 spinel oluşumunun meydana geldiğini göstermektedir. Östenitik matris fazına ait $2\theta \approx 43,6^\circ$, $50,9^\circ$ ve $77,1^\circ$ 'deki zirveler ise, yüzeydeki oksit tabakasının parçalanması sonucu taze alt tabaka bölgelerin açığa çıktığını göstermektedir. IN718'deki Cr_2O_3 zirveleri 100° - 120° 'lere karşılık gelen aralıkta daha yoğun oluşmuş bu durum SS316L'ye kıyasla yüzeye daha yakın ve ince bir oksit tabakasının oluştuğunu ortaya koymuştur. Bu durum, IN718'in yüksek sıcaklık koşullarında koruyucu oksit tabakası geliştirme yeteneğinin ve dolayısıyla daha yüksek oksidasyon direncinin bir göstergesi olarak değerlendirilebilir. Ayrıca, SS316L'den farklı olarak IN718 yüzeyinde tespit edilen TiO_2 zirveleri, tane sınırı oksidasyonu ve yüzeye doğru Ti difüzyonu ile ilişkili oksitlenmeye işaret etmektedir. Bu gözlemler, literatürde oksidasyon direnci için kritik olduğunu bildiren Cr_2O_3 'ün her iki malzemede de baskın faz olarak oluştuğunu ancak SS316L yüzeyinde yoğun şekilde spinel oluşumuna bağlı Cr_2O_3 'ün koruyuculuğunu kaybettiğini doğrulamaktadır.



Şekil 4.7. 850°C sıcaklıkta ve 500 saat boyunca döngüsel oksidasyon sonrası SS316L (turuncu çizgi) ve IN718'in (yeşil çizgi) yüzeyinde oluşan oksit tabakasının X-ışını kırınım desenleri

850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası KGM ve FGM numunelerin yüzeyinde oluşan oksit morfolojileri Şekil 4.8'de verilmiştir. Şekil 4.8 (a)'da görüldüğü üzere KGM numune yüzeyinde iki farklı belirgin yüzey morfolojisi gözlenmiştir. SS316L alaşımından oluşan sol taraf, düzensiz açık ve koyu gri renkli oksit adalarıyla kaplı homojen olmayan bir oksidasyon yüzeyi sergilemiştir. Bu bölgede görülen büyük pul benzeri dökülmeler ve yoğun parçalanma, geniş çaplı malzeme kaybına işaret etmektedir. Buna karşılık KGM numunenin IN718'den oluşan sağ tarafı, daha homojen ve kararlı bir oksit tabakası sergilemiştir. Şekil 4.8 (b), SS316L ve IN718 bölgeleri arasındaki geçiş arayüzünün yüksek büyütme SEM görüntüsünü göstermektedir. KGM yapıda bulunan bu keskin bileşimsel geçişe rağmen, arayüz bölgesinde önemli bir parçalanma/dökülme oluşmamıştır. Bu bulgu özellikle önemlidir çünkü farklı malzemeler arasında ani bileşim geçişleri genellikle yüksek sıcaklık testlerinde, termal genleşme katsayılarındaki uyumsuzluklardan

kaynaklanan gerilim konsantrasyonlarına ve bunun sonucunda oksit tabakasında bozulmalara neden olmaktadır. Bu çalışmada geçiş bölgesinde parçalanmanın gözlenmemesi, uzun süreli oksidasyon sırasında SS316L ile IN718 arasında anlamlı bir elementel difüzyon gerçekleştiğini ve bu difüzyonun tipik gerilim yoğunlaşmalarını etkili biçimde azalttığını işaret etmiştir. Özellikle Cr, Ni ve Fe gibi ana elementlerin geçiş sınırında difüzyon yoluyla kademeli bir bileşimsel geçiş oluşturduğu düşünülmektedir. Bu geçiş, düzgün ve kararlı bir oksit tabakasının gelişimini desteklemiş, oksit yapışmasını artırmış ve parçalanma direncini önemli ölçüde iyileştirmiştir. Şekil 4.8 (c), FGM yapının oksitlenmiş yüzeyini göstermektedir. Her ne kadar bazı bölgelerde lokal parçalanmalar oluşsa da genel bozunma miktarı KGM'nin SS316L tarafına kıyasla belirgin ölçüde azalmıştır. Bu durum, derecelendirilmiş tasarım içerisinde elde edilen bileşimlerin oksidasyon direncini artırmadaki etkinliğini göstermiştir. Elde edilen bu bulgular, Şekil 4.4'te verilen dökülmüş oksit ağırlığı ölçümleriyle uyumlu olup, FGM numunedeki parçalanmanın KGM numunedekinden on kat daha az olduğunu doğrulamaktadır. Şekil 4.8 (d), FGM içerisinde ağırlıkça %10 IN718 içeren bölgenin saf SS316L' göre oksidasyon direncinde belirli bir iyileşme sağladığını, ancak buna rağmen halen şiddetli oksidasyon ve parçalanma sergilediğini ortaya koymaktadır. FGM numunede IN718 içeriği ağırlıkça %30 ve üzerine çıktığında oksidasyon davranışında ve parçalanma direncinde gözle görülür bir iyileşme gözlenmiştir. Bu durum, ağırlıkça %30 IN718 ile saf IN718 alaşımı arasındaki bileşimlerin kararlı bir oksidasyon direnci sergilediğini, parçalanmayı önemli ölçüde azalttığını ve oksit tabakası yapışmasını güçlendirdiğini göstermektedir. Benzer şekilde, Gasik ve diğerleri homojen veya dupleks yapıya sahip FGM tasarımlı termal bariyer kaplamalarının döngüsel oksidasyon testlerinde gelişmiş oksidasyon direnci ve uzatılmış servis ömrü sergilediğini rapor etmişlerdir [148].



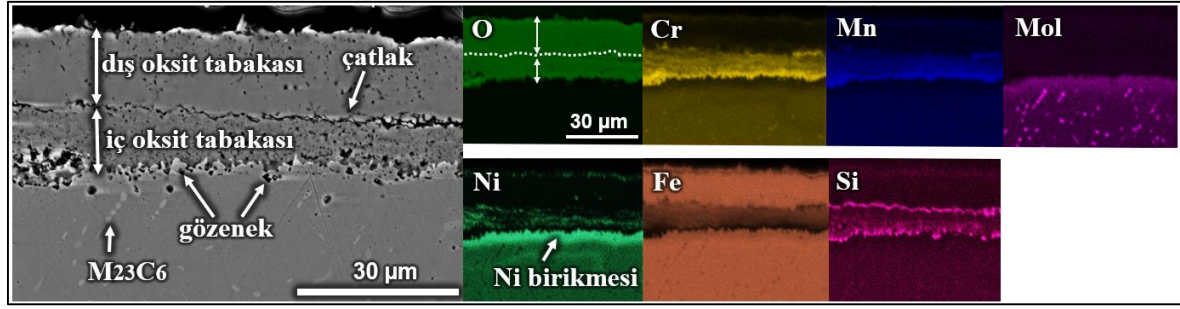
Şekil 4.8. 850 °C'de 500 saat oksidasyon sonrası SS316L-IN718'den oluşan KGM ve FGM numunelerin yüzey morfolojisini gösteren SEM görüntüsü; (a) KGM numune yüzeyinde oluşan oksit tabakası, (b) KGM numunenin arayüz bölgesinde oluşan oksit tabakasının yüksek büyütme görünümü, (c) FGM numune yüzeyinde oluşan oksit tabakası, (d) FGM numunede SS316L'den ağırlıkça %30 IN718 içeren bölgeye kadarki bölümün yüksek büyütme görünümü

4.1.3. Kesit alanı oksidasyon incelemesi ve mikro-sertlik analizi

Şekil 4.9'da SS316L numunenin 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası kesit yüzeyinden alınan SEM ve EDS haritası verilmiştir. SEM görüntüsünde kalın ve çift katlı oksit tabakası gözlemlenmiştir. EDS haritasına göre, dış oksit tabakasının en üstünde demir ve nikel oksitlerin bir karışımı (NiFe_2O_4), alt tarafında ise demir oksit (Fe_3O_4) tabakası oluşmuştur. Dış oksit tabakasının altında, SS316L alaşımıyla doğrudan temas halinde olan Cr elementi ağırlıklı sürekli formda Cr_2O_3 iç oksit tabakası gözlemlenmiştir. Ayrıca Cr_2O_3 tabakasının üst kısmında, uzun süreli yüksek sıcaklık maruziyeti sırasında

Mn'nin yüzeye difüzyonu sonucu MnCr_2O_4 formunda spinel oksit fazlarının geliştiği belirlenmiştir. Daha önceki çalışmalarda da, SS316L yüzeyinde 800°C 'nin üzerindeki sıcaklıklarda Cr_2O_3 tabakasının bütünlüğünün bozulduğu, bunun sonucunda $(\text{Fe,Ni})\text{Cr}_2\text{O}_4$ spinel fazlarının oluştuğu ve oksidasyon direncinin düştüğü rapor edilmiştir [106]. İç oksit tabakasında bulunan Fe ve Ni'nin varlığı, Cr tükenmesiyle birleşince, spinel oksit (FeNi_2O_4 ve FeCr_2O_4) ve hematit (Fe_2O_3) oluşumunu teşvik ettiği görülmüştür. Spinel oksitlerin kırılgan yapısı uzun süreli ve döngüsel oksidasyon koşullarına yeterince dayanıklı olmadığından, yüzeyde dökülmeler meydana gelmiştir. Ayrıca, iç oksit tabakasının üstünde ve altında, silikonca zengin oksit (SiO_2) oluşumu gözlemlenmiştir. SiO_2 tabakası, daha fazla oksijen penetrasyonunu önemli ölçüde kısıtlayan etkili bir difüzyon bariyeri görevi görerek oksidasyon direncini artırır. Ancak aşırı kırılgan yapısı nedeniyle oksit tabakasının genel yapışmasını ve kararlılığını da olumsuz etkileyerek alttaki alaşımın bütünlüğünü zayıflatabilir. Nitekim, bu çalışmada dış ve iç oksit tabakaları arasında oluşan SiO_2 tabakasının yeri, aynı bölgede gözlemlenen çatlaklarla örtüşerek bu durumu desteklemektedir. Ayrıca, iç oksit tabakasının hemen altında Cr tükenme bölgesi ve Ni birikimi gözlemlenmiştir. Cr tükenme bölgesi, Cr'nin Cr_2O_3 ve spinel oksitleri oluşturmak için şiddetli şekilde dışa doğru difüzyonundan kaynaklanmıştır ve bu da Cr tükendikçe Ni'nin bağıl konsantrasyonunun arttığı bir "Kirkendall Etkisi"ne yol açmıştır. SS316L içerisinde Cr'nin difüzyon hızı Ni'den daha fazladır. Difüzyon hızlarındaki bu fark, malzemede boşluk veya gözeneklilik oluşumuna neden olarak yapısal bütünlüğünü tehlikeye atan kırılganlığa veya çatlamaya yol açmıştır.

Yoğun şekilde oluşan dış oksidasyona rağmen, SS316L tane sınırlarında önemli bir tane sınırı oksidasyonu tespit edilmemiştir ve bu da SS316L'de oksidasyon sürecinin büyük ölçüde yüzey katmanlarıyla sınırlı kaldığını göstermiştir. Ayrıca, 500 saat süresince 850°C 'ye maruz kalan SS316L numunenin ana malzeme bölgesinde tane sınırlarında termal kararlılığı ve mekanik özellikleri etkileyebilecek Mol elementi açısından zengin M_{23}C_6 çökeltileri gözlemlenmiştir.

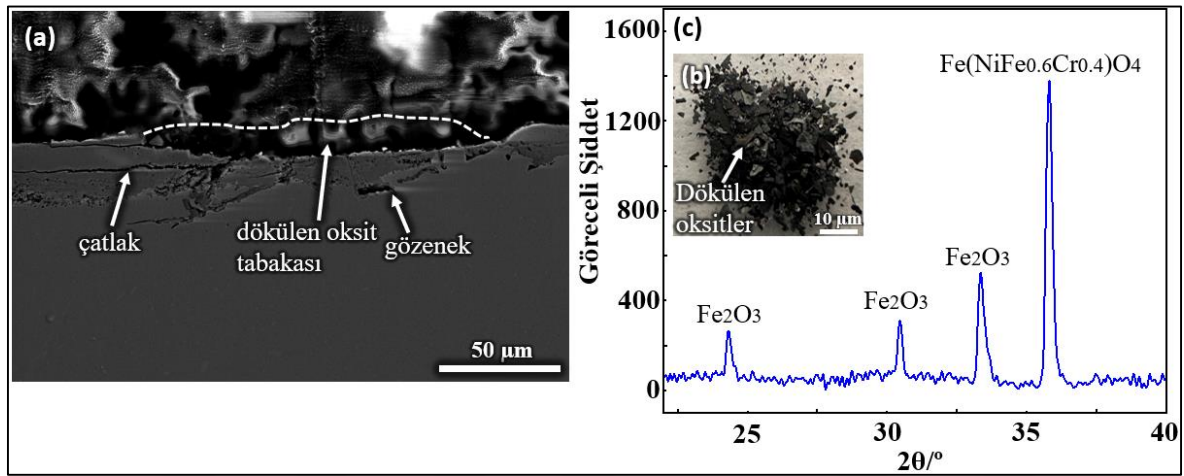


Şekil 4.9. 850°C'de 500 saatlik oksidasyon sonrası oksitlenmiş SS316L numunenin kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve EDS haritası, çatlak oluşumuyla ikiye ayrılan çift katlı oksit tabakası, iç oksit tabakasının altındaki gözeneklilik ile Ni birikmesi ve M23C6 çökelti oluşumunu vurgulayan element dağılımlarının görüntüsü

Şekil 4.10 (a), SS316L alaşımının oksidasyon davranışını belirgin şekilde değiştiren oksit tabakasındaki çatlama ve parçalanmaları göstermektedir. Oksit tabakasında görülen bu bozulmanın sebebini anlamak için, yüzeyden parçalanıp dökülen oksitlere XRD analizi yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar oksitlenmiş SS316L numunesine ait kesitsel EDS haritası ile karşılaştırılmıştır. Şekil 4.10 (b)'de oksidasyon sırasında SS316L yüzeyinden parçalanıp dökülen ve potada biriken oksit parçaları gösterilmektedir. Bu oksitlere yapılan XRD analizi sonuçları Şekil 4.10 (c)'de verilmiş olup, Fe_2O_3 , $\text{Fe}(\text{NiFe}_{0.6}\text{Cr}_{0.4})\text{O}_4$ gibi Fe'ce zengin spinel oksitler tespit edilmiştir. Bu oksitler, Şekil 4.9'daki EDS haritasında dış oksit tabakasında tespit edilen oksitlerle uyumludur. Bu bulgular, parçalanmanın özellikle kırılgan ve düşük yapışkanlığa sahip SiO_2 tabakasının hemen üzerinde gerçekleştiğini göstermekte ve SiO_2 oluşumunun oksit tabakasının kararsızlığına neden olan kritik bir faktör olduğunu kanıtlamaktadır.

Bu çalışmada, SS316L yüzeyinde görülen parçalanma mekanizmasına temel olarak kırılgan Fe-zengin spinel oksitler ile kırılgan ve zayıf yapışma özellikli SiO_2 oluşumunun neden olduğu tespit edilmiştir. Bunun birlikte, H. Evans [149] tarafından yapılan çalışma göstermektedir ki, oksit tabakasında gözlenen parçalanma yalnızca belirli oksit oluşumlarına bağlı değildir, oksit tabakasının büyümesi sırasında gelişen termal gerilimler dahil, karmaşık gerilim mekanizmaları da bu süreçte önemli rol oynamaktadır [150,151]. Oksit tabakası oluşup büyüdükçe, oksitlerin hacimsel genişlemesi basma gerilimi oluşturmaktadır. Bu gerilimler oksit tabakasının kapasitesini aştığında, yüksek gerilim konsantrasyonlu bölgelerde tane sınırı çatlaklarını uyaran plastik deformasyona neden olarak, oksit tabakası içinde biriken gerilmeleri serbest bırakır. Ayrıca, Eİ sırasında oluşan gözenekler ve yapı

içerisinde biriken lokalize gerilme konsantrasyonları çatlak başlatıcıları olarak işlev görebilir. Bu durum, oksit tabakası ile temel alaşım arasında ek ayrılma bölgeleri oluşturarak parçalanmayı daha da kolaylaştırabilir. Yüzey pürüzlülüğü de oksidasyon için ek aktif yüzeyler oluşturarak oksit tabakasında bozulmaya neden olabilir. Pürüzlü yüzeyler, daha az pürüzlü yüzeylere göre daha yoğun şekilde oksitlenerek gerilim konsantrasyonuna yol açar. Bu gerilimler oksit tabakası ile yüzey arasındaki yapışma dayanımını aştığında, parçalanma meydana gelir [39].

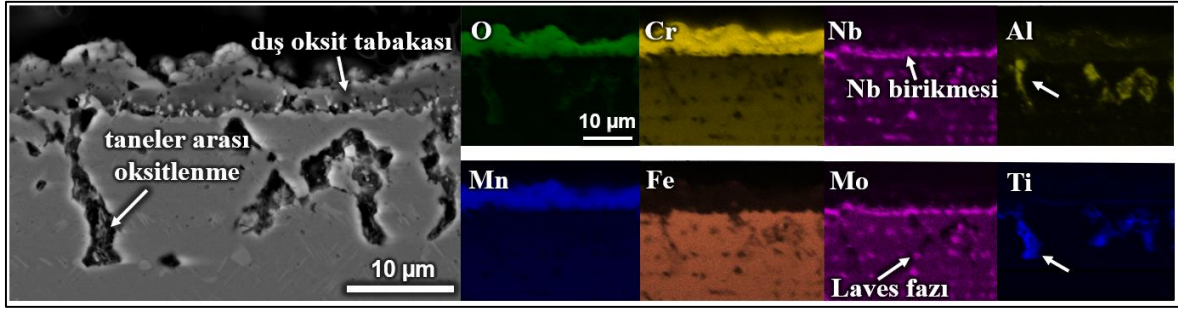


Şekil 4.10. (a) SS316L'nin yüzeyinde oluşan oksitte görülen çatlakların, gözeneklerin ve parçalanmanın SEM görüntüsü, (b) potada biriken SS316L yüzeyinden parçalanmış oksitler, (c) parçalanmış oksitlerin

Şekil 4.11'de, IN718 numunenin 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve EDS haritası verilmiştir. SS316L'den farklı olarak, IN718 numunenin kesitinde daha az hematit ve spinel oksit bulunmakta ve bunların yerine koruyucu, sürekli ve düzgün bir Cr₂O₃ oksit tabakası oluştuğu gözlenmiştir. Ayrıca, SS316L'de tespit edilen Cr₂O₃ tabakasından farklı olarak daha kalın ve daha yoğun bir Cr₂O₃ tabakası gözlemlenmiştir. IN718 yüzeyinde oluşan oksit tabakasının koruyuculuğu, yüzeydeki yoğun Cr₂O₃ tabakasının diğer oksitlerin oluşumunu engelleyen inhibitör etkisi ile ilişkilendirilmektedir. Ayrıca Cr₂O₃ sahip olduğu uygun Pilling-Bedworth oranı (2.07) ile başarılı bir oksidasyon koruyucu olarak, IN718'in yüzeyinde etkili bir oksidasyon koruması sağlamada kritik rol oynadığı bilinmektedir [152]. Bu özellik, IN718'in üstün yüksek sıcaklık oksidasyon direncini desteklemektedir. IN718 kesit yüzey analizinde, numune yüzeyi analizinden farklı olarak belirgin spinel oksit oluşumu tespit edilmemiştir. Bu durum, yüzeyde tespit edilen FeCr₂O₄ ve NiCr₂O₄ gibi spinel oksitlerin yalnızca çok ince

ve bölgesel olarak oluştuğunu ortaya koymaktadır. Spinel fazların yokluğu, döngüsel termal koşullarda parçalanma ve bozulmaya karşı direncini artırarak oksit tabakasının bütünlüğünü korumuştur.

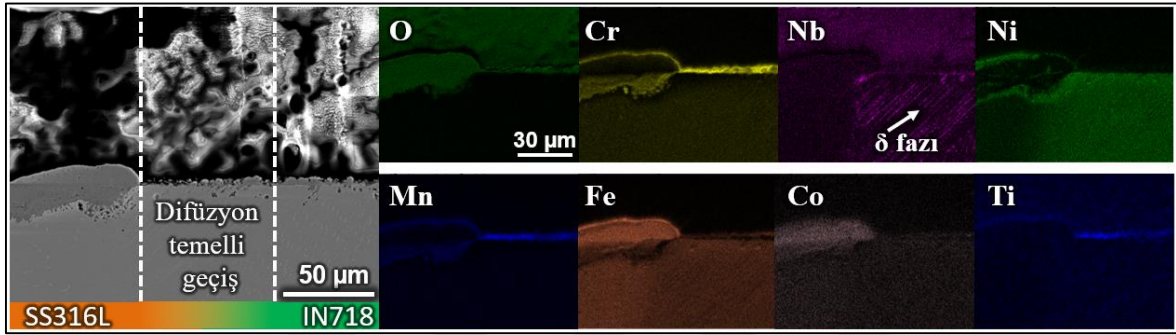
IN718 yüzeyinde koruyucu dış Cr_2O_3 tabakası oluşmasına rağmen tane sınırları boyunca iç oksidasyonun geliştiği belirlenmiştir. Bu durum, IN718'de oksidasyonun yüzeyin ötesine ilerleyerek, ana malzeme derinliklerine nüfuz ettiğini göstermektedir. Tane sınırlarındaki iç oksidasyon, özellikle Al ve Ti elementlerinin varlığı ile ilişkilidir, bunun sonucunda tane sınırlarında sadece Al_2O_3 ve TiO_2 tespit edilmiştir. IN718'de bu elementlerin düşük difüzyon hızlarına rağmen oksitlenmesi, yüksek oksidasyon aktivitesine bağlanmaktadır. TiO_2 genellikle oksijenin daha yüksek konsantrasyonda bulunduğu yüzeye yakın alanlarda oluşurken, Al_2O_3 daha derinlerde, oksijen konsantrasyonunun düşük ancak Al aktivitesinin yüksek olduğu bölgelerde gelişmiştir. Bu bulgu, IN718'de tane sınırı oksidasyonu ve difüzyon mekanizmalarının önemini vurgulayan önceki çalışmalarla uyumludur [110,114,116]. IN718'deki tane sınırları boyunca oluşan oksidasyon hem faydalı hem de zararlı etkiler taşır. Bir yandan, oksijen veya alaşım elementlerinin taşınması için kısa difüzyon yolları sağlayan tane sınırlarında oluşan Al_2O_3 ve TiO_2 fazları bu difüzyon yollarını bloke ederek daha derin oksidasyonu sınırlamaktadır. Öte yandan, tane sınırları boyunca oksitlerin oluşumu malzemeyi gevrekletirebilir veya iç gerilme yaratabilir, bu da çatlama ve kırılma riskinin artmasına ve mekanik özelliklerin zayıflamasına yol açabilir. IN718 yüzeyinde oluşan oksitlere ek olarak, Cr_2O_3 tabakasının altında Nb içeren fazların çökeldiği tespit edilmiştir. Oksitlenmemiş bu Nb fazları, muhtemelen delta fazı (δ) olup Cr difüzyonunu sınırlandırarak oksidasyon direncine katkı sağlamaktadır. Ayrıca, IN718 numunenin ana malzeme bölgesinde Nb ve Mo açısından zengin fazların çökeldiği gözlemlenmiştir. IN718 numunenin yüksek sıcaklığa uzun süre maruz kalması, γ'' gibi güçlendirici fazların çözünmesine ve Nb'nin Mo ile birlikte Laves fazı olarak çökmesine neden olduğu değerlendirilmiştir.



Şekil 4.11. 850°C'de 500 saatlik oksidasyon sonrası oksitlenmiş IN718 numunenin kesit yüzeyi SEM görüntüsü ve EDS haritası, dış oksit tabakası ile Al ve Ti oksitlerin oluştuğu taneler arası oksidasyonu, dış oksit tabakası altında biriken Nb ağırlıklı Laves faz oluşumunu göstermektedir

Şekil 4.12'de, KGM numunenin 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve EDS haritaları, dış oksit tabakası kalınlığında bölgesel olarak belirgin bir değişim olduğunu göstermektedir. Oksit tabakasının 200 µm altında, oksitlenmemiş ana malzemede içerisinde gerçekleştirilen çizgi EDS analizinde kompozisyonel olarak üç farklı bölge tespit edilmiştir: SS316L bölgesi, geçiş bölgesi ve IN718 bölgesi. Oksit tabakası kalınlığındaki değişimler, bu bölgelerle tutarlı şekilde oluşmuştur. SS316L bölgesi 20 µm'yi aşan bir oksit tabakası sergilerken, geçiş bölgesi ve IN718 bölgesi 5 µm'den daha ince ve sürekli bir oksit tabakası sergilemiştir. KGM numune kesitinden alınan ve bu üç bölgeyi de kapsayan EDS haritaları, KGM numunenin sol tarafında çift katlı oksit tabakası oluşumunu göstermektedir. SS316L oksidasyonuna benzer şekilde, üst oksit tabakası önemli miktarda Fe ve Co oksidasyonu ile karakterize edilirken, alt tabaka yoğun olmayan Cr oksidasyonu sergilemiştir. Aynı zamanda, bu bölgede Cr tükenmesi ve Ni zenginleşmesi gözlemlenmiştir; bu durum spinel oksit oluşumunu kolaylaştırabilecek ve oksit tabakası kararlılığını tehlikeye atabilecek SS316L'nin yüksek sıcaklık oksidasyonunda tipik bir durumdur. Geçiş bölgesinde ise numune yüzeyi baskın olarak Cr_2O_3 ile kaplanmıştır; bu durum Cr oksidasyonunun geçiş arayüzünde daha yoğun ama ince bir oksit tabakası oluşturmada kritik bir rol oynadığını göstermektedir. Cr_2O_3 oksit tabakası altında kesikli olarak biriken Nb elementlerine ek olarak ana malzeme içinde şerit benzeri δ -faz çökeltileri tespit edilmiştir. Nb içeren fazların oluşturduğu çökeltiler, oksidasyon sırasında difüzyon bariyeri işlevi görerek Cr hareketliliğini azalttığı ve Cr_2O_3 tabakasını stabilize ettiği önceki bölümlerde açıklanmıştır. Tane sınırı oksidasyonunun şiddetli olduğu IN718'in aksine, geçiş bölgesinde önemli bir tane sınırı oksidasyonu gözlemlenmemiştir. Şekil 4.8 (a) ve (b)'de verilen oksitlenmiş KGM'nin yüzey analizinde

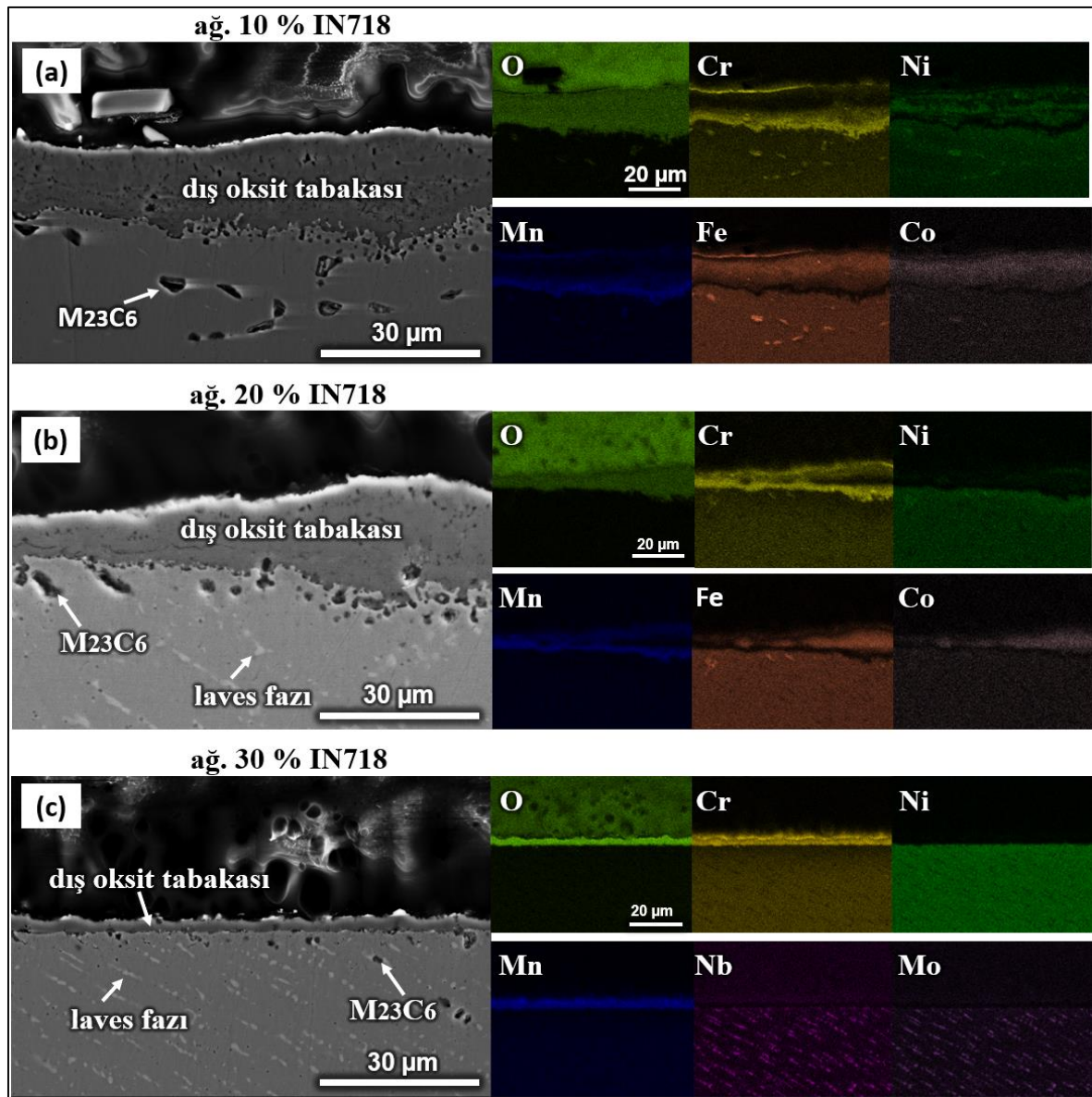
daha önce vurgulandığı gibi, SS316L'den IN718'e geçişin gerçekleştiği arayüz bölgesinin enine kesit görüntüsünde önemli bir parçalanma gözlemlenmemiştir. Bu durumun, geçiş bölgesi boyunca ana elementlerin difüzyonu sayesinde başlangıçta amaçlanan keskin geçiş yerine kademeli bir bileşimsel geçiş oluşması sonucu olduğu değerlendirilmiştir. Difüzyon kaynaklı geçiş bölgesi daha düzgün ve kararlı bir oksit tabakasının oluşmasına katkıda bulunarak, oksit tabakasının alt malzemeye yapışmasını arttırmış ve parçalanmaya karşı direncini iyileştirmiştir.



Şekil 4.12. 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası KGM numunenin kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve karşılık gelen EDS element haritaları: SS316L bölgesi, difüzyon kaynaklı arayüz ve IN718 bölgelerini göstermektedir

Şekil 4.13 (a) ve (b)'de yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası, FGM numunede sırasıyla, ağırlıkça %10 ila %20 IN718 içeren bileşimlerin kesitsel SEM görüntüsü verilmiştir. Bu bileşimlerde saf SS316L'ye göre dış oksit tabakası kalınlığında önemli bir azalma gözlenmiştir. Ancak, oluşan oksit tabakasında meydana gelen dökülmeler nedeniyle kararlı bir yapı ve kalınlık sürdürülememiştir. Bu bölgelerde oluşan oksit tabakasının sürekli parçalanması, taze metal yüzeyleri oksitleyici ortama tekrar maruz bırakarak oksidasyona karşı direnç sağlayamamıştır. Ayrıca, oksit tabakasının altında gözeneklilik oluşumuyla sonuçlanan bir Cr tükenme bölgesi gözlemlenmiştir. Buna karşılık, Şekil 4.13 (c)'de gösterildiği gibi, FGM numune içerisinde IN718 oranı ağırlıkça %30 ve üzerine çıktığında o bölgede oksidasyon direncinin önemli ölçüde iyileştiği görülmüştür. Bu iyileşme, daha düşük IN718 içeriğine sahip bölgelere kıyasla kararlı, sürekli ve daha ince dış oksit tabakasının oluşumuyla karakterize edilmiştir. Daha yoğun ve parçalanma direnci yüksek oksit tabakası ile daha düşük Cr tükenme bölgesi, alttaki alaşımı koruyan Cr_2O_3 tabakasının etkili bir şekilde yüzeyi kapladığını göstermektedir. Bu bölgelerde görülen artmış oksidasyon direnci, daha koruyucu bir oksit tabakasının oluşumunu destekleyen yüksek Cr

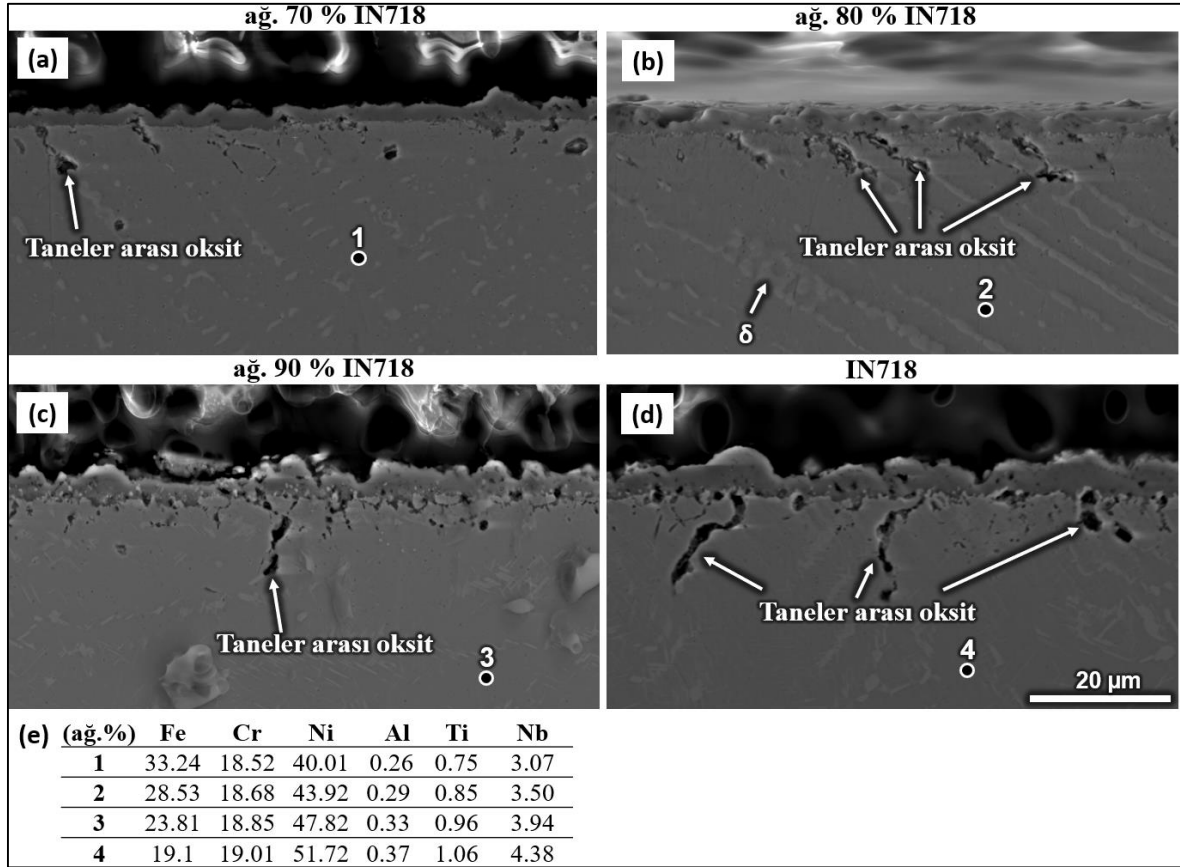
içeriğine atfedilebilir. Ayrıca artan Cr içeriği daha düzgün bir Cr dağılımı sağlayarak Cr tükenmesini de azaltmış ve az kararlı oksitlerin ve parçalanmanın oluşumunu en aza indirmiştir. Dahası, FGM içerisinde SS316L içeriği azaldıkça Fe'nin Cr_2O_3 tabakası üzerindeki zararlı etkisi azalmıştır, çünkü daha yüksek Fe içeriği, koruyucu olmayan Fe-Cr-O spinellerinin oluşumunu kolaylaştırarak Cr_2O_3 tabakasının bütünlüğünü bozmaktadır. Ayrıca, FGM içerisinde IN718 içeriği arttıkça ana malzeme bölgesinde Laves fazı oluşumu görülmeye başlanmıştır. Bu fazların FGM içerisinde IN718 içeriğinin artmasıyla orantılı olarak artan Nb, Mo gibi element miktarlarının artması sonucu oluştuğu düşünülmüştür.



Şekil 4.13. 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası FGM numunenin kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüleri ve karşılık gelen EDS element haritaları; (a) ağırlıkça %10 IN718 içeren bileşim, (b) ağırlıkça %20 IN718 içeren bileşim ve

(c) ağırlıkça %30 IN718 içeren bileşim. SEM görüntüleri, dış oksit tabakası kalınlığının ağırlıkça %30 IN718 içeren bölgede önemli ölçüde azaldığını göstermektedir

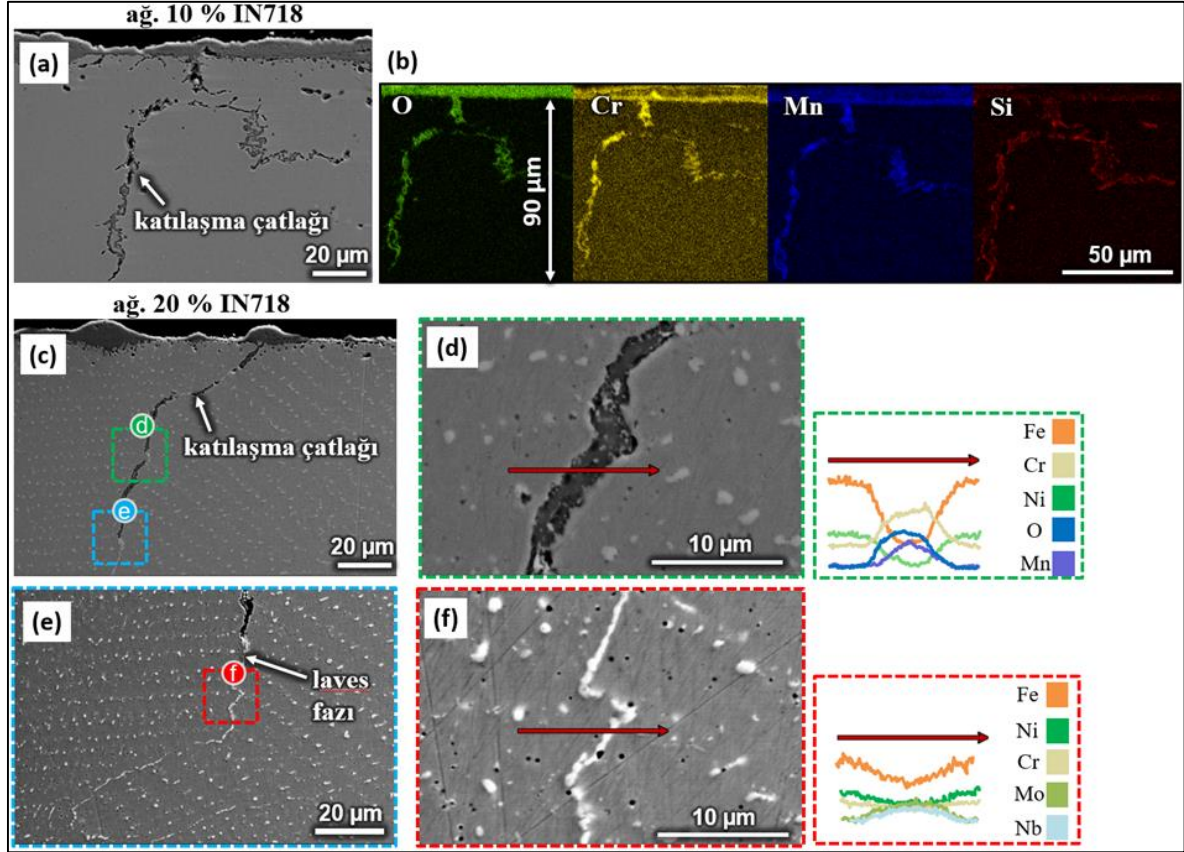
Şekil 4.14'te FGM numune içerisinde ağırlıkça %70, %80, %90 ve %100 IN718 bileşime sahip bölgelerden alınan oksidasyon sonrası kesitsel SEM görüntüleri verilmiştir. Bu bölgelerde, numune yüzeyinde Cr açısından zengin koruyucu bir oksit tabakası görülmesine rağmen, tane sınırları boyunca ilerleyen iç oksidasyonlar gözlemlenmiştir. Literatür çalışmaları yüzeyde gerçekleşen dış oksidasyondan bağımsız olarak tane sınırları ve yüzey çatlakları gibi mikro yapısal kusurların, malzeme içerisine oksijen penetrasyonunu kolaylaştırarak iç oksidasyona neden olduğuna dikkat çekmiştir [153,154]. Şekil 4.14 (a)'da görüldüğü gibi FGM içerisinde IN718 içeriği ağırlıkça %70 olduğu bölgelerde yüzey oksidasyonuna ek olarak, FGM'in iç kısmına nüfuz eden iç oksidasyon gözlemlenmiştir. IN718'in oksidasyon davranışında tipik olarak bu taneler arası oksitler yüzeye yakın alanlarda genellikle TiO_2 , daha derin bölgelerde ise Al_2O_3 olarak oluşmaktadır [116]. Bu çalışmada da tane sınırları boyunca lokalize olan iç oksidasyonun, daha yüksek IN718 içeriğiyle şiddeti, derinliği ve kalınlığı artmıştır. Ağırlıkça IN718 yüzdesinin %80, %90 olduğu bölgeler ile saf IN718 bölgesinde tane sınırında oluşan oksitlenme belirgin şekilde artmıştır. Al ve Ti'nin yüksek aktivasyon enerjisine rağmen, düşük difüzyon hızları oksidasyon için bu elementlerin yüzeye yayılma yeteneklerini engeller bu yüzden bu elementlerin oksidasyonu için bileşim içerisinde minimum konsantrasyonda olması şarttır. Şekil 4.14 (e)'de verilen EDS analizine göre, sırasıyla Al ve Ti elementlerinin ağırlıkça $\geq 0,29$ ve $\geq 0,85$ oranında bulunması, taneler arası oksidasyonu başlatmak için yeterli olarak belirlenmiştir.



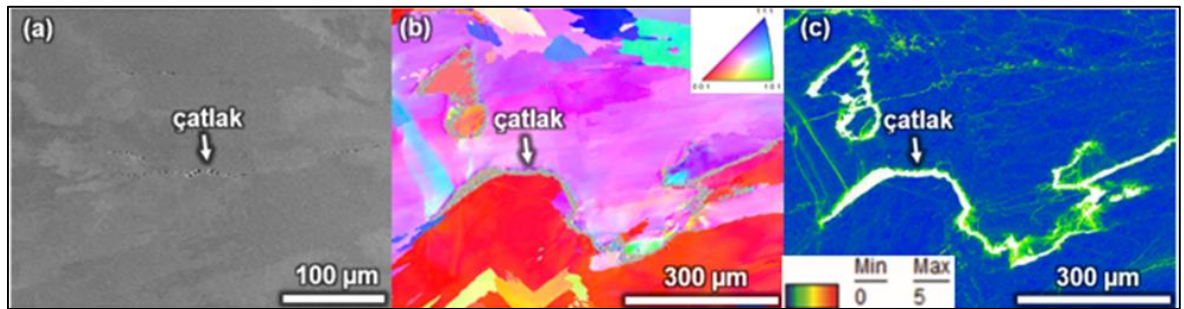
Şekil 4.14. 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası FGM numunenin kesit yüzeyinden alınan SEM görüntüleri; (a) ağırlıkça %70 IN718 içeren bölge, (b) ağırlıkça %80 IN718 içeren bölge, (c) ağırlıkça %90 IN718 içeren bölge, (d) ağırlıkça %100 IN718 içeren bölge ve (e) 1, 2, 3 ve 4 numaralı noktalar için elementel içerikleri gösteren EDS sonuçları. SEM görüntüleri, alaşımdaki IN718 içeriğinin ağırlıkça %80 ve üzerinde daha şiddetli hale gelen (daha derin ve daha kalın) taneler arası oksidasyonun oluşumunu göstermektedir

SS316L'den IN718'e keskin bir bileşim geçişi yerine kademeli bir geçiş tasarımı alaşımlar arasındaki uyumsuzluğu azaltarak, üretilebilirliği artırabilir. Ancak, bu kademeli geçiş tasarımında da bazı ara bileşimlerde üretim sırasında katılaşma çatlaklarını oluşabilmektedir. Sargent ve diğerleri bileşimsel olarak derecelendirilmiş FGM yapılarda üretim sırasında elementel ayrışma nedeniyle oluşan katılaşma çatlaklarının hem bileşim hem de işlem parametrelerinden kaynaklandığını belirtmişlerdir [155]. Çalışmalarında üretim parametrelerini optimize etmelerine rağmen, ağırlıkça %10 ve %20 IN718 içeren bölgelerde katılaşma çatlaklarının devam ettiğini bildirmişlerdir. Kim ve diğerleri de SS316L-IN718 FGM'in üretilebilirliği üzerine yaptıkları çalışmada, benzer bileşimlerde katılaşma çatlakları oluşumunda kayda değer artış gözlemlediklerini bildirmişlerdir [156]. Benzer şekilde bu çalışmada da ağırlıkça IN718 içeriğinin %10-20 arası olduğu bileşimlerde katılaşma

çatlakları gözlemlenmiştir. Şekil 4.15 (a)'da görüleceği üzere, ağırlıkça %10 IN718 içeren bileşimde oluşan katılaşma çatlakları 90 µm derinliğe kadar ilerlemiş ve yüzeye yakın olduğu için iç oksidasyona ilerleme yolu görevi görmüştür. Şekil 4.15 (b)'de verilen EDS haritası, bu çatlak içindeki oksitlerin IN718'de görülen Ti/Al baskın taneler arası iç oksidasyonun aksine özellikle Cr ve O açısından zengin olduğunu göstermektedir. Şekil 4.15 (c)'de görüldüğü gibi ağırlıkça %20 IN718 içeren bileşimde de katılaşma çatlakları ve bu çatlak boyunca ilerleyen iç oksidasyon gözlemlenmiştir. Şekil 4.15 (d)'de katılaşma çatlakları boyunca ilerleyen iç oksit oluşumunun yüksek büyütme SEM görüntüsü ve bu görüntü üzerinden alınan çizgi EDS analizi verilmiştir. Çatlak boyunca ilerleyen oksidasyonun IN718'in yüzey oksidasyon özelliklerine benzer Cr, Mn ve O'ce zengin oksit oluşumları ile karakterize olduğu görülmüştür. Şekil 4.15 (e)'de verilen çatlak devamındaki tane sınırını gösteren SEM görüntüsünde parlak faz çökeltileri tespit edilmiştir. Şekil 4.15 (f)'de bu bölgeden alınan yüksek büyütme SEM görüntüsü ve bu görüntü üzerinde alınan çizgi EDS analizi, Nb ve Mo açısından zengin kırılğan Laves faz çökeltilerini işaret etmiştir. Daha önceki çalışmalar SS316L ile ağırlıkça %10-20 arası IN718 karışımlarının yüksek oranda Laves fazı çökmesine bağlı katılaşma çatlakları oluşturduğunu bildirmiştir [69–71]. Şekil 4.16'da verilen SEM görüntüsü ile IPF ve GOS haritaları, %10 IN718 içeren SS316L–IN718 alaşımında üretim sırasında meydana gelen çatlakların mikroyapısal konumunu ve oluşum mekanizmasını ortaya koymaktadır. IPF haritasında çatlakların belirgin biçimde tane sınırına denk geldiği görülmektedir. Bu durum, katılaşma sırasında Nb bakımından zengin fazların özellikle Laves fazının tane sınırlarında çökmesi ile ilişkilendirilebilir. Laves fazının düşük sünekliği ve Eİ sürecinin karakteristik yüksek soğuma hızları altında oluşan termal gerilmeler birleştiğinde çatlak oluşumunu tetikleyebilir. GOS haritası çatlak bölgesinde nispeten düşük yanlış yönelim açısı değerleri göstererek bu bölgede çatlama sonrası gerilim boşalımının meydana geldiğini desteklemektedir. Bu katılaşma çatlakları, yüksek sıcaklık ve oksidatif ortamda oksijenin malzeme içerisine nüfuziyetini kolaylaştırarak, IN718 yüzeyinde görülen tane sınırı oksidasyonundan farklı olarak iç oksidasyon oluşturmaktadır. Bu nedenle FGM tasarım yapılırken kompozisyonel geçiş bölgeleri ve buna bağlı katılaşma dinamiklerinin oksidasyon davranışı üzerindeki etkisinin de mutlaka göz önünde bulundurulması gerekmektedir.



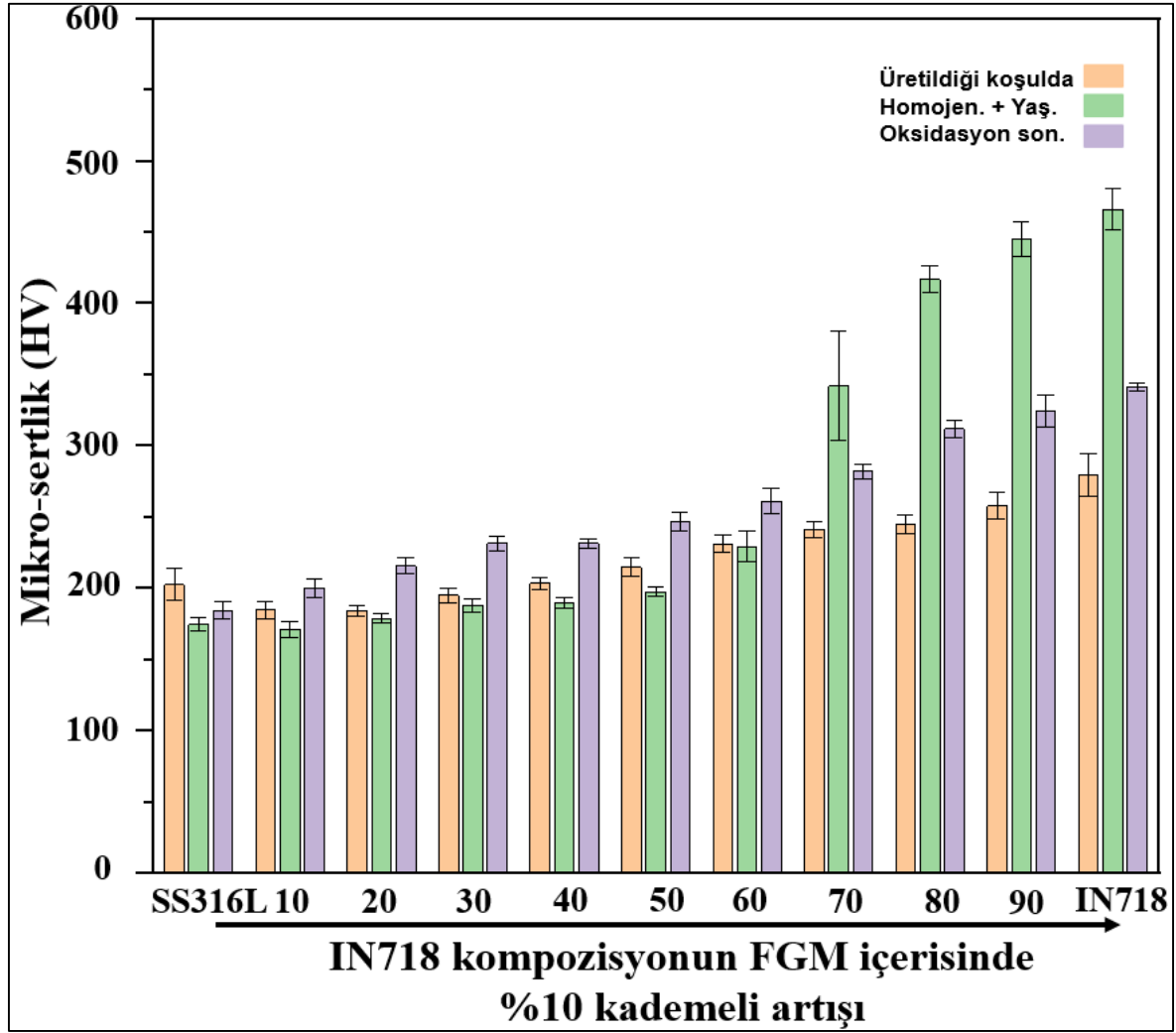
Şekil 4.15. 850°C'de 500 saatlik yüksek sıcaklık oksidasyonu sonrası FGM numunede ağırlıkça %10 IN718 ve %20 IN718 bileşimlerde oluşan katılaşma çatlaklarının enine kesit SEM ve EDS görüntüleri; (a) %10 IN718 bölgesinde oluşan katılaşma çatlağı SEM görüntüsü, (b) %10 IN718 bölgesinde katılaşma çatlağı boyunca oluşan iç oksidasyonun EDS haritalaması, (c) %20 IN718 bölgesinde oluşan katılaşma çatlağı SEM görüntüsü, (d) %20 IN718 bölgesinde oluşan iç oksidasyonunun yüksek büyütme görünümü ve çizgi EDS analizi, (e) %20 IN718 bölgesinde tane sınırı boyunca oluşan parlak renkli çökeltme, (f) %20 IN718 bölgesinde tane sınırı boyunca çökelen parlak fazların yüksek büyütme SEM görünümü ve çizgi EDS analizi



Şekil 4.16. SS316L-IN718 FGM numunede ağırlıkça %10 IN718 içeren bölgede üretim sırasında oluşan çatlak mikroyapısal karakterizasyonu; (a) çatlak bölgesini gösteren SEM görüntüsü, (b) IPF haritası çatlak tane sınırına denk geldiğini göstermektedir, (c) GOS haritası, çatlak boyunca meydana gelen gerilim

boşalması nedeniyle bu bölgede düşük gerilme (düşük GOS değeri) birikimi olduğunu göstermektedir

Şekil 4.17’de FGM numunesi boyunca mikro sertliğin üç farklı koşul için; üretildiği gibi, ısıtıl işlem görmüş (homojenizasyon ve yaşlandırma) ve oksidasyon sonrası, ana malzeme içerisinde değişimi gösterilmektedir. Her üç koşulda da FGM'nin mikro sertliği, IN718 içeriğinin artmasıyla birlikte kademeli olarak artmıştır. Bu artış, SS316L'ye kıyasla üstün sertliğe ve yüksek dayanıma sahip nikel bazlı süper alaşım olan IN718'in bilinen mekanik özellikleriyle tutarlıdır. Sertlikteki bu artış, özellikle yaşlanma süreci sırasında γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) ve γ'' (Ni_3Nb) gibi güçlendirme fazlarının çökmesine atfedilir. Bu çökeltilerin, mikroyapı içindeki dislokasyon hareketini engelleyerek malzemenin mekanik dayanımını ve sertliğini artırdığı bilinmektedir. Yüksek sıcaklık oksidasyonundan sonra, IN718 açısından zengin bölgelerin mikro sertliği, ısıtıl işlem görmüş duruma kıyasla önemli ölçüde azalmıştır. Sertlikteki bu azalma, güçlendirme fazları olan γ' ve γ'' etkinliklerini azaltan tane büyümesine bağlanabilir. Ek olarak, güçlendirmede daha az etkili olan ve tipik olarak γ'' fazının çözünmesi sonucu oluşan δ fazının (Ni_3Nb) ve Laves fazlarının çökmesi, sertlikteki azalmaya neden olmuştur. δ ve Laves fazları γ'' fazının yüksek sıcaklıkta yarı kararlı forma sahip olmasından dolayı oluşmaktadır. Buna karşılık, SS316L açısından zengin bölgelerin (0-60 ağırlıkça % IN718) mikro sertliği, üretildiği gibi, ısıtıl işlem görmüş ve oksitlenmiş koşullar boyunca nispeten sabit kalmıştır. Bu durum, ısıtıl işlem veya oksidasyon sırasında meydana gelen mikro yapısal değişimlerin bu bölgelerin sertlik özelliklerini anlamlı düzeyde etkilemediğini göstermektedir. Bu davranış, SS316L'nin tipik ısıtıl işlem veya oksidatif koşullar altında önemli bir faz dönüşümü veya sertleşme eğilimi göstermeyen davranışıyla tutarlıdır.



Şekil 4.17. FGM numune boyunca üretildiği gibi, ısıtılma görmüş ve oksitlenme sonrası koşullar için ana malzeme bölgesinde ölçülen Vickers mikro sertlik değerleri

4.2. Sonuçlar ve Tartışma

Tez çalışmasının bu bölümünde, LYEY yöntemiyle üretilen SS316L-IN718 KGM ve FMG numunelerin 850°C'de 500 saatlik döngüsel yüksek sıcaklık oksidasyon davranışı sistematik olarak araştırılmıştır. Oksidasyon kinetiği, oksit tabakası yapısının kompozisyonel geçişler ve ara bileşimler boyunca ortaya çıkan mikro yapısal değişimlerle ilişkilendirilerek değerlendirilmiş; böylece SS316L-IN718 bileşiminin yüksek sıcaklık performans sınırları ve olası bozunma mekanizmaları hakkında kritik bilgiler ortaya konmuştur.

Hem SS316L hem IN718 alaşımları genel olarak oksidasyona karşı dirençli kabul edilmekle birlikte, uzun süreli yüksek sıcaklık ve döngüsel koşullar altında belirgin şekilde farklı oksidasyon davranışları göstermişlerdir. Numunelerde SS316L açısından zengin bölgeler

başlangıçta koruyucu oksidasyon davranışı göstermiş, ancak yaklaşık 100 saat sonra Fe açısından zengin oksitlerin oluşumu ve Cr tükenmesi ile oksit tabakasının bütünlüğünün bozulması nedeniyle hızlanmış oksidasyon rejimine geçmiştir. Buna karşılık, IN718 açısından zengin bölgeler, kararlı ve yapışkan Cr açısından zengin bir oksit tabakasının oluşumuna atfedilen koruyucu bir oksit davranışı sergilemişlerdir.

SS316L-IN718 KGM’de oksidasyon direncinde ana alaşımlara göre bir iyileşme veya bozulma olmadan, her iki alaşımın ortalama oksidasyon davranışını yansıtan doğrusal oksidasyon kinetiği sergilemiştir. KGM numunenin uzun süreli yüksek sıcaklık ortamına maruz kalmasından dolayı keskin geçiş bölgesinde difüzyon kaynaklı derecelenmiş arayüz bölgesi oluşmuştur. Böylece geçiş bölgesinde oluşması beklenen arayüz gerilim konsantrasyonlarına bağlı dökülmeler yaşanmamış ve oksidasyon davranışında ciddi bir bozulma meydana gelmemiştir. Buna karşılık, FGM başlangıçta monolitik IN718’e benzer parabolik oksidasyon kinetiği göstermiş ve erken aşama yüksek oksidasyon direnci göstermiştir. Ancak 200. saatten sonra oksit yüzeyinde görülen bozulma ve parçalanmalar oksidasyon davranışının SS316L’de gözlenen koruyucu olmayan rejime benzer bir forma dönüşmesine neden olmuştur. Bu sonuç, uzun süreli termal döngü koşullarında geçiş tasarımının yalnızca yarı kararlı bir oksidasyon performansı sunduğunu ortaya koymuştur. SS316L-IN718 FGM yapıda, ağırlıkça IN718 yüzdesinin ≥ 30 ’luk kritik bileşim eşiğinin parçalanmayı en aza indirmek ve yüzeyde sürekli koruyucu bir Cr_2O_3 tabakası oluşturmak için gerekli olduğu tespit edilmiştir. Bu eşik değerin altındaki bölgelerde ciddi oksidasyon ve parçalanma davranışları gözlemlenmiştir. Buna karşılık, IN718 içeriğinin %30’un üzerinde olduğu bölgelerde, dış oksit tabakasında ince ve sürekli bir Cr_2O_3 oksit tabakasının geliştiği belirlenmiştir. Ancak artan IN718 yüzdesiyle dış oksit tabakasında sağlanan bu iyileşmeye rağmen, IN718 yüzdesinin ağırlıkça %80 ve üzerinde olduğu bölgelerde ciddi taneler arası oksidasyonlar tespit edilmiştir. Bu iç oksidasyonların, özellikle alüminyum ve titanyumun elementlerinin tane sınırları boyunca oksitlenmesiyle ilişkili olduğu görülmüştür. Ayrıca, daha düşük IN718 içeriğine sahip (ağırlıkça %10-20) bölgelerde üretim sırasında oluşan katılaşma çatlakları, yüzeyden oksijenin malzeme içine ilerlemesi için kolaylaştırıcı yollar oluşturarak Cr_2O_3 oksit oluşumuna neden olmuştur. Bu bulgular, çatlak başlangıcını ve ilerlemesini sınırlamak için FGM tasarımı sırasında bileşim geçiş bölgelerinin sıkı şekilde kontrol edilmesi ve katılaşma dinamiklerinin dikkatle yönetilmesi gerektiğini açıkça ortaya koymaktadır.

Yüksek sıcaklık maruziyeti, FGM'deki ara bileşimlerin mikro yapısında belirgin değişimlere ve farklı faz çökelmelerine neden olmuştur. IN718 açısından zengin bölgeler, ısıtılma işlem sırasında çökelti sertleştirilebilir γ'/γ oluşturmamasından dolayı yüksek mikro sertlik değerleri sergilemiştir. Ancak oksidasyon sırasında, tane irileşmesi ve çökelti sertleştirilebilir fazların çözünerek yerine δ /Laves fazlarının oluşumu nedeniyle sertlikte ciddi düşüş meydana gelmiştir. SS316L açısından zengin bölgeler sınırlı oksidasyon direncine rağmen, mikro yapısal kararlılıklarını koruyarak mikro sertlik açısından dengeli bir davranış göstermiştir.

Bu bulgular, SS316L-IN718 karışımında uzun vadeli oksidasyon direncini artırmanın bileşimsel optimizasyona (≥ 30 ağırlıkça % IN718) ve üretim kaynaklı kusurların ortadan kaldırılmasına bağlı olduğunu ortaya koymaktadır. Çalışma, geçiş tasarımı ani veya kademeli olarak bir arayüz kullanılmasının oksidasyon davranışı ve parçalanma direncinde önemli bir etkisinin olmadığını göstermiştir. Aşırı ortam koşullarında çalışacak FGM tasarımı yapılırken; ara geçiş bileşimi, üretim sırası oluşabilecek kusurları azaltma ve faz kararlılığının sinerjik kontrolünün önemli olduğu belirlenmiştir.



5. SS316L-IN718 KARIŞIMI ORTA ENTROPİLİ ALAŞIM

Bu bölümde, orta entropili M718 alaşımı ile karşılaştırma amaçlı ticari IN718 alaşımı olan P718 üzerinde yürütülen mikroyapı ve mekanik karakterizasyon çalışmaları sunulmaktadır. Daha öncesinde Bölüm 3.2’de açıklandığı gibi bu alaşımların rekristalizasyon davranışını incelemek için sistematik olarak sıcaklık zaman matrisleri oluşturulmuş, yapılan SEM incelemeleri ile her alaşımın rekristalize olmamış (NR), kısmen rekristalize olmuş (PR) ve tamamen rekristalize olmuş (R) durumları belirlenmiştir. Daha sonrasında bu numunelerde entropi temelli alaşım tasarımının rekristalizasyon üzerindeki etkisini analiz etmek ve mikroyapıların evrimini anlamak amacıyla ileri mikro yapı incelemeleri yapılmıştır.

İlgili mikroyapısal dönüşümler, SEM ve EBSD analizleriyle detaylı olarak karakterize edilmiş; ortalama tane boyutu, tane yönelmesi, ikizlenme ve kalıntı gerilme dağılımları değerlendirilmiştir. Ayrıca mikrosertlik ölçümleri ve çekme testleri, her üç rekristalizasyon durumu için hem M718 hem de P718 alaşımlarına uygulanmıştır. Yüksek çevrimli yorulma testleri ise yalnızca M718 alaşımının rekristalize olmamış (NR) ve tamamen rekristalize olmuş (R) koşullarına sahip numuneleri üzerinde gerçekleştirilmiştir. Bu sayede, yüksek entropinin ve mikro yapıdaki değişimlerin yorulma davranışı üzerindeki etkisi detaylı şekilde incelenmiştir.

5.1. Mikroyapı Karakterizasyonu: M718 Orta Entropili Alaşım ve P718 Karşılaştırması

Mikroyapısal karakterizasyon çalışmalarına geçilmeden önce, SLE yöntemiyle üretilen M718 ve P718 numunelerde hedeflenen kimyasal kompozisyonlara ulaşıp ulaşılmadığını doğrulamak amacıyla EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. Böylece üretim öncesi karıştırma esnasında ya da üretim sırasında meydana gelebilecek kirlenme ve buharlaşma kaynaklı muhtemel kompozisyonel değişimler tespit edilebilecek ayrıca üretim sonrası numunelerin kimyasal homojenliği de doğrulanmış olacaktır.

Her bir alaşım için iki farklı noktada, elementel EDS ölçümleri yapılmıştır. M718 ve P718 numunelerde yapılan EDS analiz sonuçları, sırasıyla Çizelge 5.1 ve Çizelge 5.2’de verilmiştir. M718 alaşımı için ölçülen elementel oranlar, daha önce hesaplamalara dayalı olarak belirlenen teorik kompozisyon (Çizelge 3.2) ile yüksek oranda örtüşmektedir. Bu

durum hem ön karıştırma sürecinin hem de SLE üretim parametrelerinin kompozisyonun korunması açısından doğru seçildiğini göstermektedir. Benzer şekilde, P718 alaşımı için elde edilen değerler de tedarikçi firma tarafından sağlanan ham toz verileri (Çizelge 3.2) ile uyumludur ve üretim sürecinin güvenilirliğini doğrulamaktadır. Bu sonuçlar, daha ileri mikroyapısal ve mekanik karakterizasyon çalışmalarında elde edilen bulguların, hedeflenen nominal kompozisyonlara dayalı olarak yorumlanabileceğini göstermektedir.

Çizelge 5.1. Orta entropili M718 alaşımından üretilen numunenin elementel EDS sonuçları

M718 Alaşımı										
	Fe	Ni	Cr	Mn	Si	Al	Nb	Mo	Ti	Co
1. Nokta	30,11	43,6	18,2	0,17	0,18	0,39	3,47	2,77	0,79	0,31
2. Nokta	29,72	43,10	17,85	0,16	0,22	0,3	3,39	2,53	0,78	0,28

Çizelge 5.2. P718 alaşımından üretilen numunenin elementel EDS sonuçları

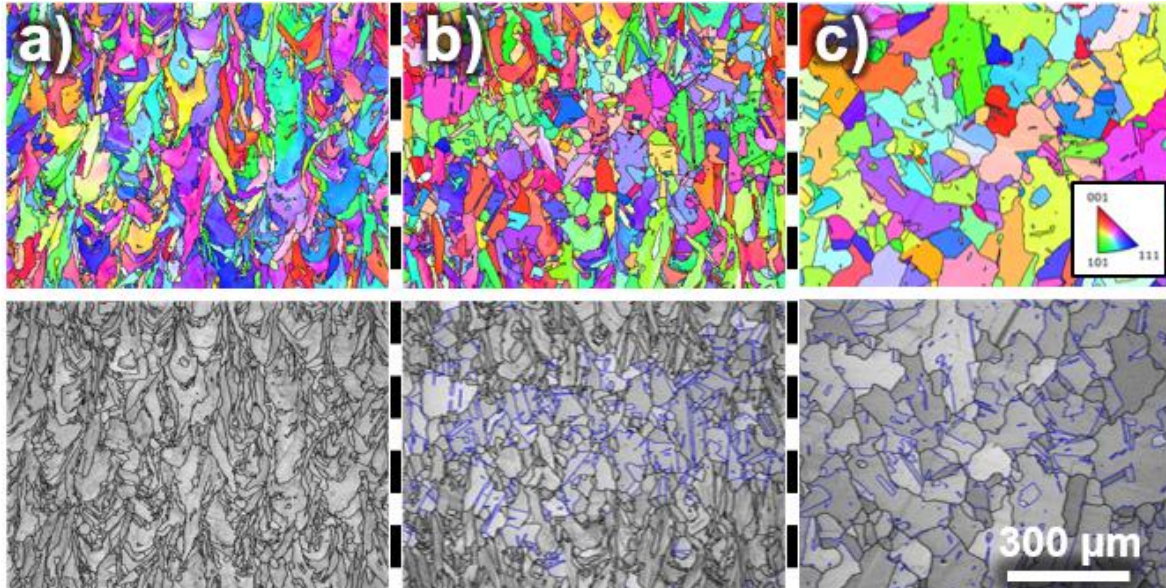
P718										
	Fe	Ni	Cr	Mn	Si	Al	Nb	Mo	Ti	Co
1. Nokta	17,44	53,09	17,75	0,29	0,81	0,65	5,45	2,96	1,14	0,43
2. Nokta	17,50	53,26	17,93	0,22	0,72	0,56	5,43	2,81	1,22	0,35

5.1.1 Tane boyutu, tane yönlenmesi ve ikizlenme davranışı

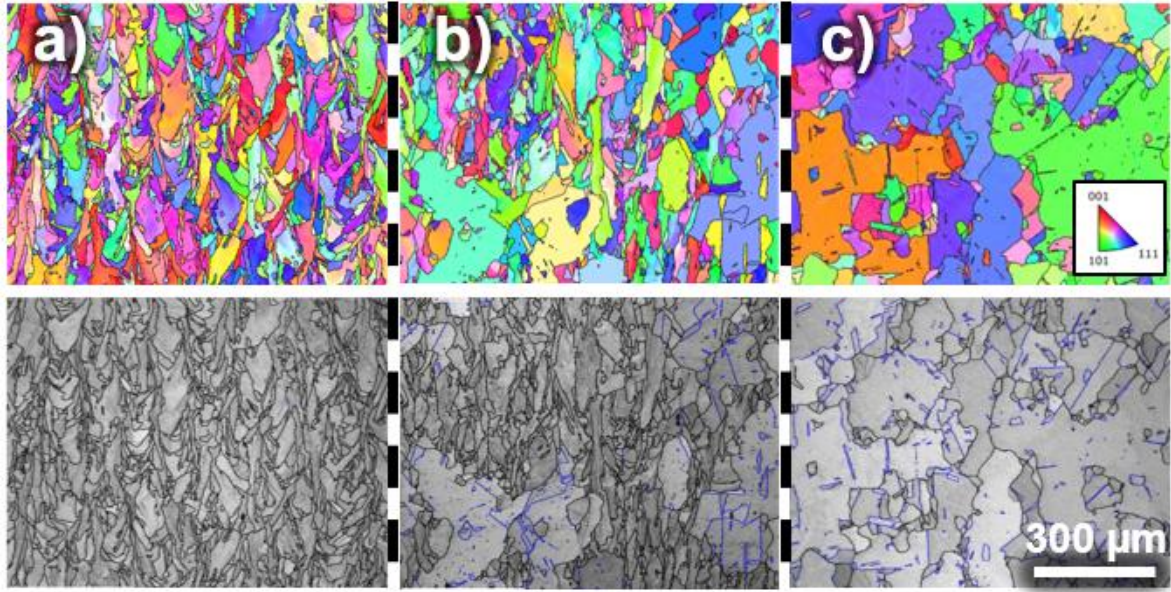
P718 ve M718 alaşımlarının üç farklı rekristalizasyon koşulundaki mikroyapısal özellikleri, sırasıyla Şekil 5.1 ve Şekil 5.2’de verilen EBSD ters kutup figür (IPF) ve tane yapısı görüntüleri ile analiz edilmiştir. Rekristalizasyon durumunun ilerlemesiyle birlikte her iki alaşımda da tane morfolojilerinde ve tane yönlenmesinde belirgin değişiklikler gözlemlenmiştir.

Tane yönlenmesi açısından P718 alaşımında, düşük sıcaklıkta gerçekleştirilen homojenizasyon işlemine (1020 °C – 0.5 s) karşılık gelen NR durumunda, Şekil 5.1 (a)’da görüldüğü gibi kolonsu ve yönlenmiş <100> taneler korunmuştur. Üretimden kaynaklı tane

yönlenmesinin nedeni, SLE’de üretim sırasında ısı iletim hızının altlığa doğru ve maruz kaldığı atmosfere doğru daha fazla olmasından kaynaklı kolonsu bir tane büyümesiyle sonuçlanmasıdır. Şekil 5.1 (b)’de gösterilen PR durumda ($1060^{\circ}\text{C} - 0,5\text{ s}$), önceden yönlenmiş taneler arasında yeni eş eksenli çekirdeklenmiş taneler görülmeye başlanmıştır. Şekil 5.1 (c)’de ise alaşımanın tamamen rekristalize olduğu durum gösterilmekte ($1140^{\circ}\text{C} - 1\text{ s}$), ve tane yönlenmesinin belirgin biçimde azaldığı, tanelerin daha izotropik bir yapı kazandığı görülmüştür. Bu durum, rekristalizasyon mekanizmasının tamamlandığını ve tane yönlenmelerinin ortadan kalkarak eş eksenli tanelerden oluşan homojen bir mikro yapı dağılımı oluşturduğunu göstermektedir. Orta entropili alaşım olan M718 alaşımı, benzer eğilimi yani tamamen rekristalize durumu aynı koşullarda ($1140^{\circ}\text{C} - 1\text{ s}$) göstermesine rağmen, tane büyümesinin daha düşük kaldığı görülmüştür. Şekil 5.2 (a)’da M718 alaşımının aynı koşullardaki P718 gibi $\langle 100 \rangle$ yönlü tane morfolojisini koruduğu ancak tanelerin daha ince yapıda olduğunu görülmektedir. Şekil 5.2 (b)’de verilen M718’e ait tane yapısı haritasında gösterilen mavi çizgiler ikizlenmiş taneleri göstermekte ve P718’e göre nispeten daha az ikizlenmiş tane oluştuğu görülmektedir. Şekil 5.2 (c)’de verilen tam rekristalize olmuş M718’de yönlenme kaybolmuş, eş eksenli, yönsüz ve ikizlenmiş tanelerden oluşan homojen bir yapı gözlemlenmiştir.



Şekil 5.1. P718 alaşımanın, üstte ters kutup figür ve altta tane yapısı haritaları; (a) P718-NR, (b) P718-PR, (c) P718-R, koşulları için



Şekil 5.2. M718 alaşımlarının, üstte ters kutup figür ve altta tane yapısı haritaları; (a) M718-NR, (b) M718-PR, (c) M718-R, koşulları için

P718 ve M718 alaşımlarında NR, PR ve R koşulları sonrası elde edilen tane boyutu, rekristalizasyon oranı ve ikizlenme oranları Çizelge 5.3'te verilmiştir. P718 alaşımında ilerleyen rekristalizasyon durumu ile tane boyutunda net bir artış olduğu ve özellikle 1140°C'de yapılan işlem sonrasında tane boyutunun 26,81 μm 'ye çıktığı tespit edilmiştir. Buna karşılık, M718 alaşımının tane büyümesi açısından çok daha dirençli olduğu görülmüştür. Bu alaşımda, en yüksek sıcaklık koşulu olan 1140°C'de bile tane büyümesi oldukça sınırlı kalmış, tam rekristalize durumda tane boyutu 19,95 μm olarak ölçülmüştür. Bu durum, yüksek konfigürasyonel entropiye sahip alaşımların tane büyümesine karşı gösterdiği termodinamik süreçle bağlantılıdır. M718 alaşımında gözlenen tane büyümesi direnci zener sabitleme, kimyasal sürüklenme, düşük sınır enerjisi mekanizması ile düşük atomik mobilité ve segregasyon bariyerleri ile doğrudan ilişkilidir. Literatürde yüksek entropili alaşımların termal kararlılığının yüksek olduğunu destekleyen birçok çalışma mevcuttur [128,129].

İkizlenme oranları incelendiğinde hem P718 hem M718 alaşımında düşük sıcaklıklarda ikizlenmenin gerçekleşmediği, sıcaklık artışı sonucu rekristalizasyonun başlamasıyla ikizlenmenin önemli ölçüde arttığı görülmüştür. P718 alaşımında 1140°C-1 saat homojenizasyon işleminde rekristalizasyonun %100 tamamlanmasıyla ikizlenme oranı maksimum seviyeye ulaşmış (%48,9) bu durum Şekil 5.1 (c)'de verilen tane yapısı haritasındaki mavi renkli bölgelerin artmasıyla da belirgin şekilde görülmüştür. M718

alaşımında ise rekristalizasyonun daha yüksek sıcaklıklarda başladığı, buna paralel olarak ikizlenme oranının da daha düşük olduğu gözlenmiştir. M718 alaşımında en yüksek ikizlenme oranı (%36,1) 1140°C-1 saat homojenizasyon koşulunda elde edilmiş, ancak bu değer P718 alaşımının aynı sıcaklık koşulundaki ikizlenme oranına göre daha düşük kalmıştır. Bu sonuç, orta entropili M718 alaşımının rekristalizasyon ve ikizlenme kinetiğinde daha düşük hızlar sergilemesine bağlanabilir. Alaşım içerisindeki yüksek konfigürasyonel entropinin tane sınırı hareketliliğini düşürmesi, ikizlenmeye dayalı yeni tane oluşumunu kısıtlamış ve bu da ikizlenme oranının düşmesine neden olmuştur.

Çizelge 5.3. P718 ve M718 alaşımların farklı ısıtma işlem koşulları sonrası elde edilen tane boyutu, rekristalizasyon oranı ve ikizlenme oranları

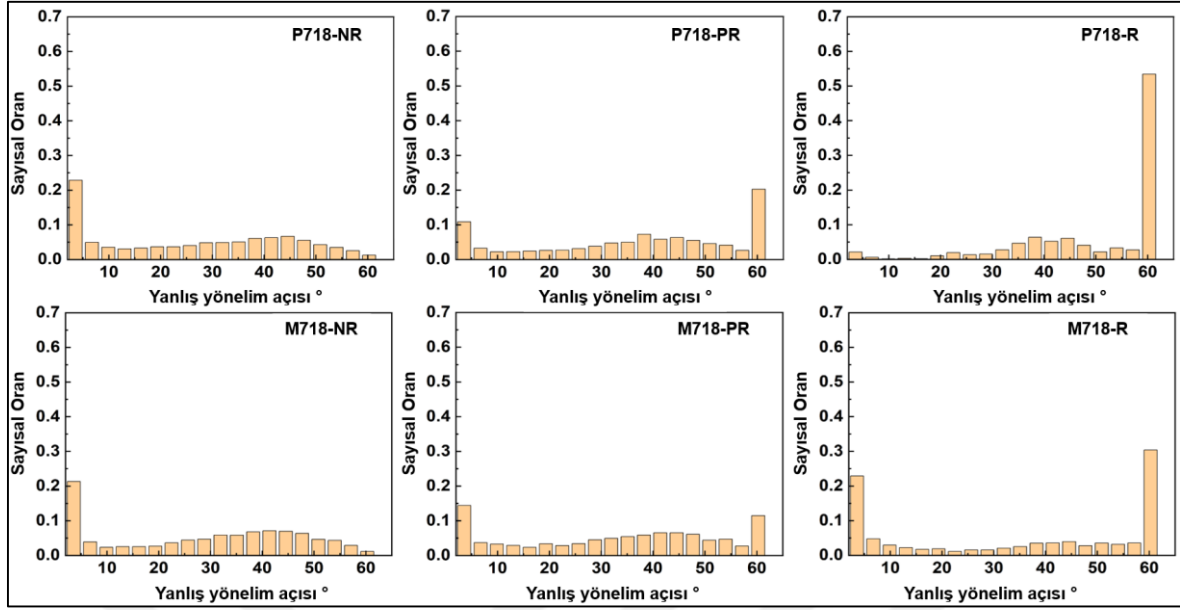
Alaşım	Tane Boyutu (µm)	Rekristalizasyon Oranı (%)	İkizlenme Oranı (%)
P718-NR	16,3	0	0
P718-PR	16,74	46,1	22,5
P718-R	26,81	100	48,9
M718-NR	18,12	0	0
M718-PR	19,77	38,9	12,6
M718-R	19,95	100	36,1

5.1.2. Kalıntı gerilme

Her iki alaşım da üretim sırasında oluşan döngüsel ısıtma ve soğutma nedeniyle tanelerde depolanan yüksek düzey enerjiye karşılık gelen kalıntı gerilmelere sahiptir. Kalıntı gerilme dağılımı, rekristalizasyon sonrası mikro yapısal kararlılık ve mekanik davranış üzerinde önemli etkilere sahip olup, bu çalışmada hem P718 hem de M718 alaşımları için EBSD üzerinden hesaplanan yanlış yönelim açısı (misorientation angle) ve GOS haritaları kullanılarak değerlendirilmiştir. Yanlış yönelim açısı, bir tanenin kristalografik yönelimi ile komşu taneler arasındaki açısal farkı ifade eder ve rekristalizasyon derecesi ile doğrudan ilişkilidir. Genellikle 15°'nin altındaki açı değerleri düşük açılı tane sınırı (Low Angle Grain Boundary, LAGB), 15°'nin üzerindeki değerler ise yüksek açılı tane sınırı (High Angle Grain Boundary, HAGB) olarak kabul edilir. Alaşımda düşük açılı mı yoksa yüksek açılı mı

tane sınırının baskın olduğu, o alışımda sınır enerjisi, kalıntı gerilme, dislokasyon yoğunluğu ve tane sınırı hareketliliği gibi mikroyapısal parametrelerin değeriendirilmesinde kullanılabilir. Şekil 5.3'te, P718 ve M718 alaşımlarının NR, PR ve R koşullarında taneler arası yanlış yönelim açısı dağılımları verilmiştir. NR durumda her iki alışımda da düşük açılı ($<15^\circ$) yönelimlerin baskın olduğu görölmektedir, bu da üretim sırasında oluşan yönlenmiş ve yüksek dislokasyon yoğunluklu yapının varlığını işaret etmektedir. PR durumunda, düşük açılı yönelimlerin oranı azalmış, bununla birlikte yüksek açılı yönelimler, özellikle $50-60^\circ$ aralığında artış göstermiştir. Bu, rekristalizasyonun kısmen başladığını ve yeni eş eksenli tanelerin oluşmaya başladığını göstermektedir. R durumunda ise, yüksek açılı yönelimlerin dağılımda baskın hale geldiği ve düşük açılı sınırların büyük ölçüde ortadan kalktığı görölmektedir. Bu durum, rekristalizasyonun tamamlandığını ve mikroyapının artık dislokasyon yoğunluğundan kurtulmuş, düşük kalıntı gerilmeli yeni tanelerle oluştuğunu göstermektedir. Özellikle 60° yönelim açısındaki keskin artış, $\{111\}<112>$ tip ikiz sınırlarının varlığına işaret ederek ikizlenme yoluyla oluşan taneleri ifade etmektedir. Bu eğilim P718-R için daha güçlüdür, bu da bu alışımda rekristalizasyonun daha etkin gerçekleştiğini ve ikizlenmenin daha fazla olduğunu göstermektedir. M718-R numunelerinde de 60° civarında yüksek açılı yönelimler artmış olsa da P718'e kıyasla daha az bir artış görölmüştür. Bu durum, M718 alaşımında ikizlenme oranının daha sınırlı olduğunu ve rekristalizasyonun daha yavaş bir kinetik ile ilerlediğini doğrulamaktadır.

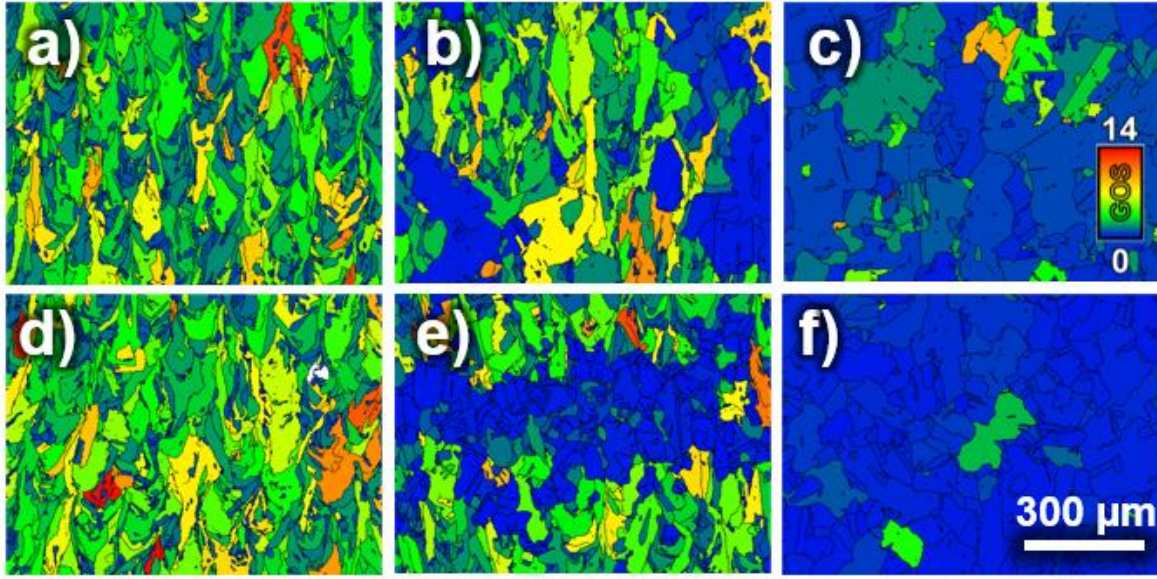
Bu sonuçlar, yüksek konfigürasyonel entropinin tane sınırı hareketliliğini ve dolayısıyla rekristalizasyon kinetiğini yavaşlattığını açıkça ortaya koymaktadır. Yüksek entropinin sağladığı düşük tane boyutları tanelerin hareketini zorlaştırarak kalıntı gerilmenin daha yüksek sıcaklıklarda giderilmesine neden olmuştur. Bu yapısal özellikler, M718'in yüksek sıcaklıkta boyutsal kararlılığını ve mekanik performansını doğrudan etkileyen önemli faktörlerdir.



Şekil 5.3. P718 ve M718 alaşımlarının NR, PR ve R koşullarında taneler arası yanlış yönelim açısı (misorientation angle) dağılım grafikleri

GOS haritası, taneler arası distorsiyonu ve kalıntı gerilmeyi değerlendirmek için kullanılan bir diğer yöntemdir. Field ve diğerleri mikro yapısal düzeyde kalıntı gerilmeyi değerlendirmek için GOS verilerini kullanmışlardır [157]. Zhao ve diğerleri de benzer şekilde lazer toz yataklı sistemle üretilen IN718 alaşımı için kalıntı gerilmeyi GOS yöntemiyle analiz etmişlerdir [158]. Yüksek GOS değeri dislokasyon yoğunluğu yüksek, deforme olmuş veya rekristalize olmamış taneleri temsil ederken, düşük GOS değeri, düşük dislokasyon içeriğine sahip taneleri temsil eder. P718 alaşımında, Şekil 5.4 (a)'da görülen NR durumunda tanelerin önemli bir kısmında sarı ve kırmızı renkli yüksek GOS değerleri mevcuttur, bu da malzemenin hala yüksek iç gerilme ve dislokasyon yoğunluğuna sahip olduğunu göstermektedir. PR durumunda ise (Şekil 5.4 (b)), belirgin bir değişim ile bazı bölgeler rekristalize olup düşük GOS değerleri sergilerken diğer bölgelerde halen yüksek dislokasyon içeren taneler mevcuttur. R durumunda ise (Şekil 5.4 (c)) tanelerin neredeyse tamamı mavi renklerde düşük GOS değerine sahiptir. Bu durum, rekristalizasyonun tamamlandığını ve malzemenin büyük oranda dislokasyonlardan arındığını göstermektedir. M718 alaşımı için benzer durum gözlemlenmiştir. NR durumunda (Şekil 5.4(d)), P718'e benzer şekilde yüksek GOS değerleri dikkat çekerken, özellikle PR (Şekil 5.4(e)) ve R (Şekil 5.4(f)) durumlarında tanelerin düşük GOS değerlerine geçtiği görülmüştür. Ancak PR durumundaki P718 haritası, M718'e kıyasla daha geniş ve daha homojen mavi alanlara sahiptir. Bu durum, rekristalizasyonun daha ilerlemiş olmasını ve dislokasyonların M718'e

göre daha hızlı çözüldüğünü göstermektedir. Aksine, M718'in yüksek karışım entropisine bağlı olarak dislokasyonların hareketliliği düşük kalmış, bu da plastik deformasyonun daha sınırlı yayılmasına ve GOS değerlerinin homojen olmayan şekilde dağılmasına yol açmıştır. Bu durum, yüksek entropili alaşımlarda bilinen atomik difüzyon güçlüğüyle tutarlı olup, orta entropili alaşımların da benzer difüzyon bariyerleri nedeniyle gerilim giderimi için daha yüksek sıcaklıklara veya daha uzun sürelerle ihtiyaç duyulduğunu göstermektedir.



Şekil 5.4. P718 ve M718 alaşımlarının GOS haritaları; (a) P718-NR, (b) P718-PR, (c) P718-R; (d) M718-NR, (e) M718-PR, (f) M718-R, koşulları için

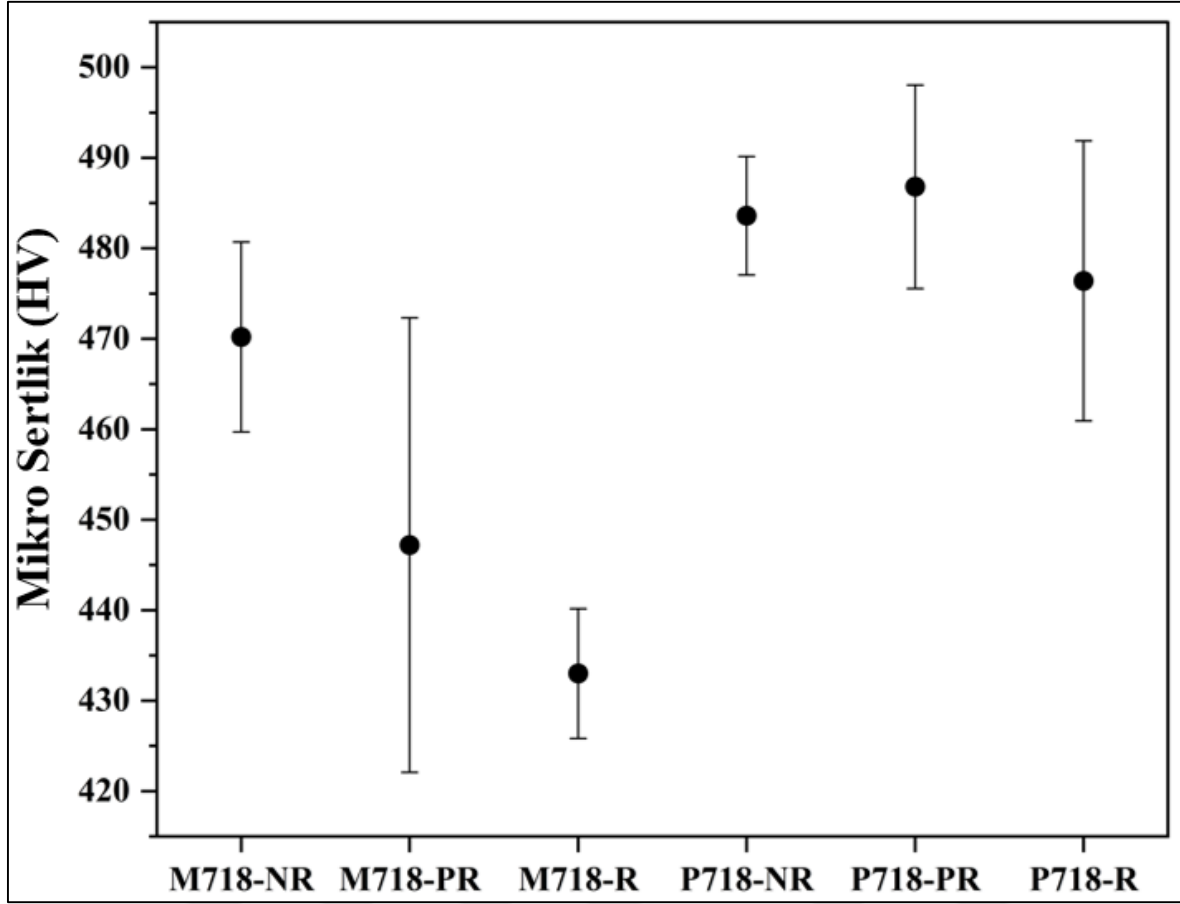
5.2. Mekanik Özellik Karakterizasyonu: M718 Orta Entropili Alaşım ve P718 Karşılaştırması

5.2.1. Mikro sertlik özellikleri

P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon koşulları sonrasında elde edilen mikro sertlik değerleri Şekil 5.5'te verilmiştir. Sertlik ölçümleri, her alaşım için rekristalize olmamış (NR), kısmen rekristalize (PR) ve tamamen rekristalize (R) durumları sonrası aynı şartlarda uygulanan çökelti sertleştirme işlemi sonrası ölçülmüştür. P718 alaşımı, tüm rekristalizasyon durumlarında M718'e kıyasla daha yüksek sertlik değerleri göstermiştir. Bu farkın temel nedeni, içerdiği daha fazla Nb, Mo, Al ve Ti elementleri sayesinde yaşlandırma sonrası γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) ve γ'' (Ni_3Nb) çökeltilerini oluşturarak daha fazla çökelme sertleşmesine uğramasıdır. Bu çökeltiler, dislokasyon hareketini önemli ölçüde

sınırlandırarak yüksek sertlik değerlerine neden olur. Buna karşılık M718 alaşımı, %77 IN718 ve %23 SS316L içeren kompozisyonu nedeniyle daha düşük çökelti potansiyeline sahiptir ve bu durum daha düşük sertlik seviyesine neden olmuştur.

Rekristalizasyon sürecinin sertlik üzerindeki etkisi her iki alaşım için de farklı gözlemlenmiştir. P718 alaşımında NR durumunda 485 HV civarında olan sertlik değeri, tamamen rekristalize (R) durumda yaklaşık 475 HV seviyelerine gerilemiştir. Bu düşüş, dislokasyon yoğunluğunun azalması ve yeniden kristalleşmiş tanelerin oluşmasıyla açıklanabilir. M718 alaşımında ise NR durumunda 472 HV olan sertlik değeri, R durumunda yaklaşık 433 HV'ye kadar düşmüştür. M718 alaşımında gözlemlenen sertlikteki daha belirgin azalma, yüksek entropili alaşım hipotezi ile ters düşmüştür. Çünkü M718'in tane büyümesine daha dirençli olması ve daha düşük tane boyutu dağılımına sahip olması daha yüksek sertlik değerleri ile ilişkilendirilir (Hall-Petch ilişkisi). Ancak buna zıt çalışan diğer mikro yapısal mekanizmalar daha baskın duruma gelmiştir. Orta entropili alaşım olan M718'de gözlemlenen tane büyümesine dirençle birlikte elde edilen düşük tane boyutu rekristalizasyon sırasında sertlikte daha az düşüş olmasını gerektirse de diğer taraftan M718'in daha düşük IN718 içeriği nedeniyle çökelti sertleşme katkısının sınırlı olması ve rekristalizasyon sürecinde P718'in ikizlenme oranının daha fazla olması ile dislokasyon önleyici tane sınırı miktarının artmış olması P718'in sertliğinin daha az düşmesine neden olmuştur. R durumunda M718 alaşımı daha küçük tane boyutuna sahip olmasına rağmen, daha düşük ikizlenme oranı ve daha az çökelti sertleştirilebilir faz yoğunluğu, sertlikteki daha fazla düşüşü açıklamaktadır. Sonuç olarak, P718 alaşımı daha yüksek sertlik seviyeleri sunarken, M718 daha düşük sertlik değerleriyle yüksek entropili sistemlerin mikro yapı evrimine etkisinin sınırlı olduğunu göstermiştir.



Şekil 5.5. P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon koşulları sonrası yapılan Vickers mikro sertlik testinden elde edilen mikro sertlik değerleri

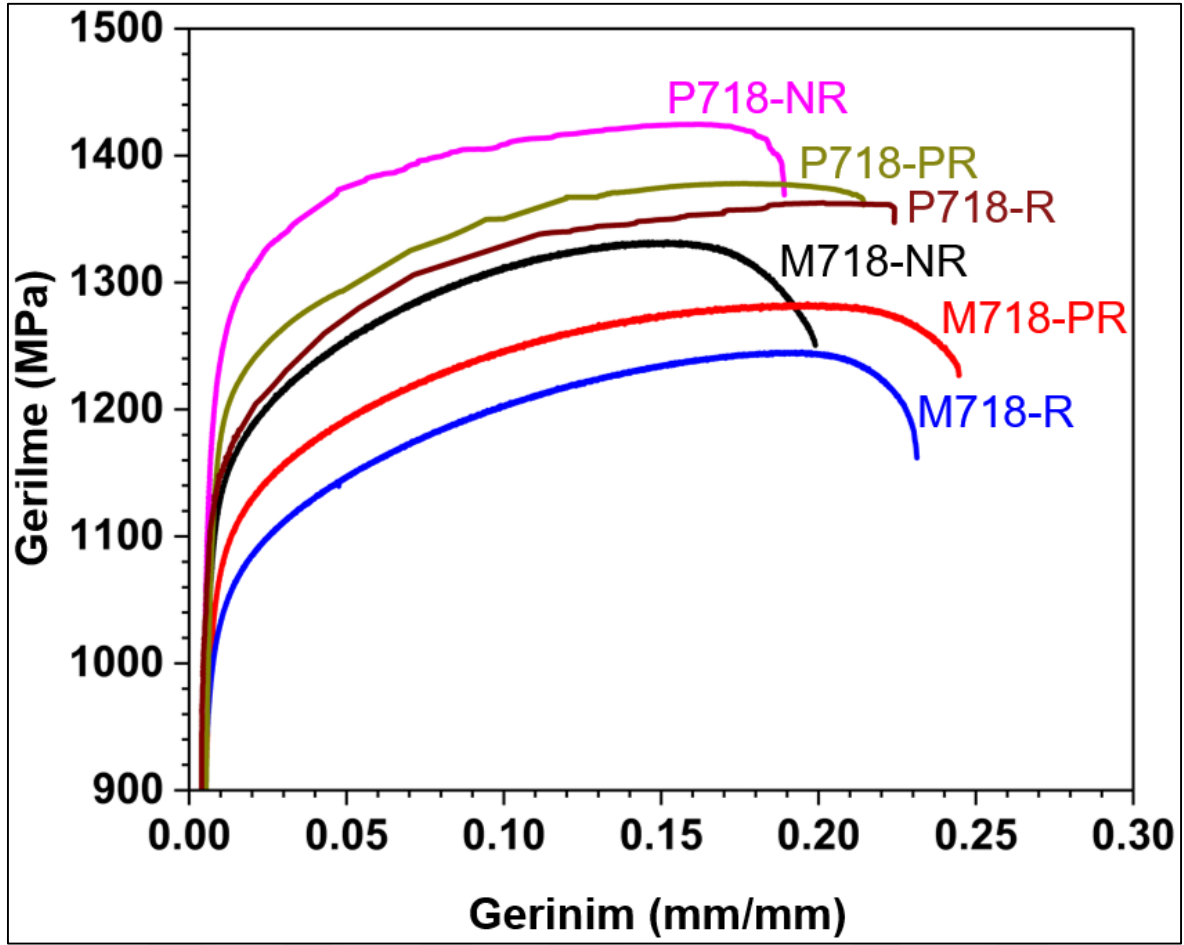
5.2.2. Çekme dayanımı

P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon durumları sonrasında elde edilen çekme özellikleri Şekil 5.6'daki gerilme gerinme grafiği ile analiz edilmiştir. Her iki alaşımların da NR, PR ve R koşulları sonrası aynı şartlarda yaşlandırma işlemi ile elde edilen akma gerilmesi, çekme gerilmesi ve uzama miktarları değerlendirilmiştir. Her üç rekristalizasyon durumunda da P718 alaşımı, M718 alaşımına kıyasla daha yüksek akma ve çekme gerilimi ile daha düşük uzama miktarı sergilemiştir. Bu durum, P718'in yalnızca IN718 içermesi nedeniyle, yaşlandırma sonrası daha fazla çökeltili sertleşmesine uğramasıyla açıklanabilir. M718'deki SS316L katkısı bu çökeltili potansiyelini seyreltmış bu da sertlik ve mukavemet üzerinde belirgin bir azalma yaratmıştır.

Rekristalizasyon işlemi sonrası elde edilen mekanik davranış değerlendirildiğinde hem P718 hem de M718 alaşımlarında rekristalizasyon ilerledikçe akma ve çekme gerilmelerinde

azalma, uzama miktarında ise artış gözlenmiştir. Bu durum, rekristalizasyonla birlikte dislokasyon yoğunluğunun azalması, tane içi deformasyonların giderilmesi ve ikizlenmenin başlaması ile açıklanabilir. Ancak bu azalma P718 için görece sınırlı kalırken, M718 alaşımında rekristalizasyon sonrası sertliğe benzer şekilde mukavemetteki düşüş daha fazla olmuştur. Çizelge 5.4'te alaşımların mekanik özellikleri sayısal olarak verilmiştir. NR durumundan R durumuna geçildiğinde, P718 için çekme mukavemeti yalnızca %4,2 oranında azalırken (1422'den 1362 MPa'a), M718 için bu düşüş %6,8 seviyesine ulaşmıştır (1332'den 1244 MPa'a). Benzer şekilde akma gerilmesi açısından P718'de yaklaşık %7,8 düşüş olurken (1210'dan 1115 MPa'a), M718'de bu değer %9,6'ya ulaşmıştır (1112'den 1005 MPa'a). Bu farkın temel nedenlerinden biri, rekristalizasyon sonrası mikro yapısal değişimlerin çökelti sertleşmesi ile rekabet etmesidir. M718 alaşımı, daha küçük tane boyutlarına sahip olmasına karşın, düşük çökelti yoğunluğu nedeniyle rekristalizasyon sonrası mekanik kazanımlarını koruyamamıştır.

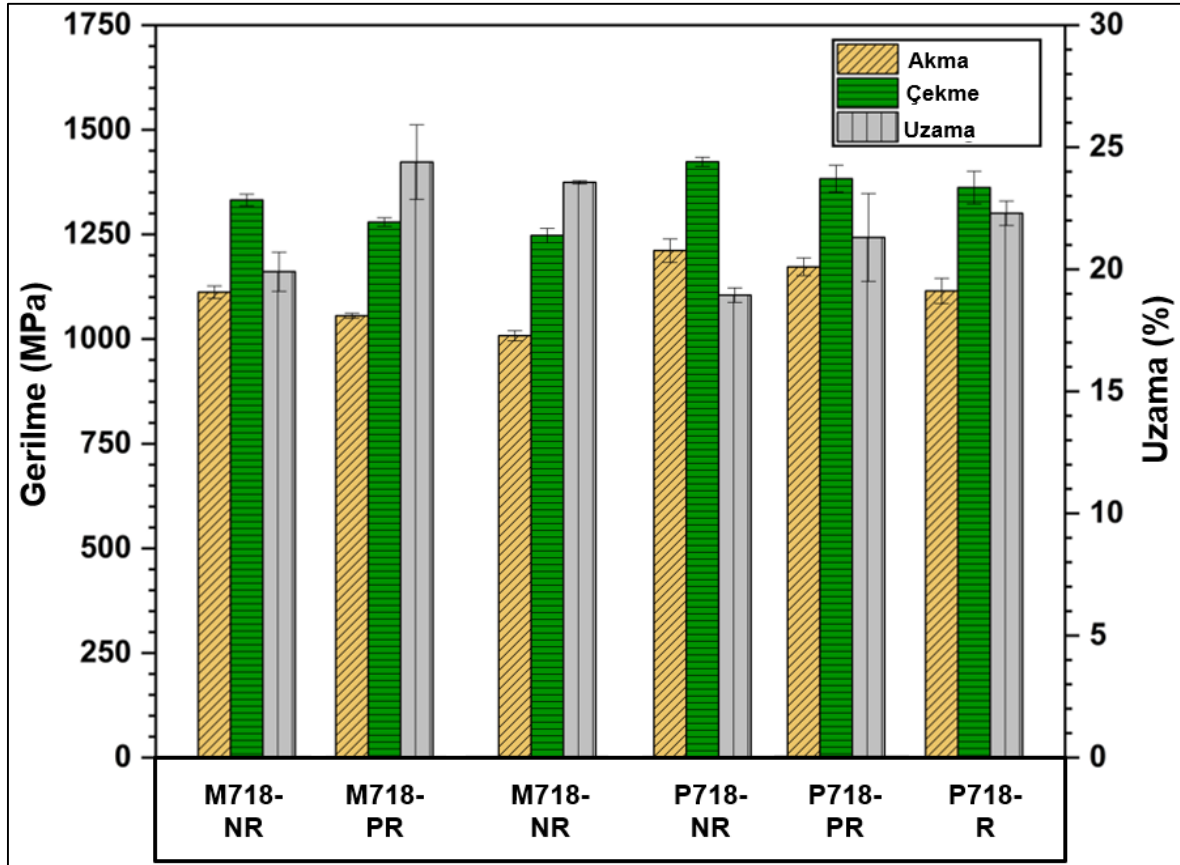
Şekil 5.7'de gösterilen bar grafiği ile mekanik özelliklerdeki değişim trendi daha iyi görülebilmektedir. Uzama davranışı açısından M718 alaşımı, özellikle PR ve R durumlarında yüksek süneklik sergilemiştir. Bu durum, M718'deki rekristalizasyon ile artan daha düşük dislokasyon yoğunluğu ile ilişkilendirilebilir. Rekristalizasyonla birlikte tanelerin yönsüz ve eş eksenli hale gelmesi, deformasyonun daha homojen yayılmasına imkân tanıyarak sünekliği artırmıştır. Bu noktada, P718'de de rekristalizasyonla birlikte süneklik artsa da aynı koşullarda M718'in daha yüksek uzama oranı sunduğu bir durum söz konusudur.



Şekil 5.6. P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon koşulları sonrası yapılan çekme testinden elde edilen gerilme gerinim grafiği

Çizelge 5.4. M718 ve P718 alaşımların farklı ısıtım işlem koşulları sonrası yapılan çekme testi sonrası elde edilen akma ve çekme mukavemeti ile uzama miktarları

Alaşım	Akma Gerilimi (MPa)	Çekme Gerilimi (MPa)	Uzama (%)
P718-NR	1210 ± 28	1422 ± 11	18,9 ± 0,3
P718-PR	1170 ± 21	1381 ± 32	21,3 ± 1,8
P718-R	1115 ± 30	1362 ± 39	22,3 ± 0,5
M718-NR	1112 ± 15	1332 ± 14	19,9 ± 0,8
M718-PR	1056 ± 6	1280 ± 10	24,4 ± 1,5
M718-R	1005 ± 12	1244 ± 17	23,5 ± 0,1

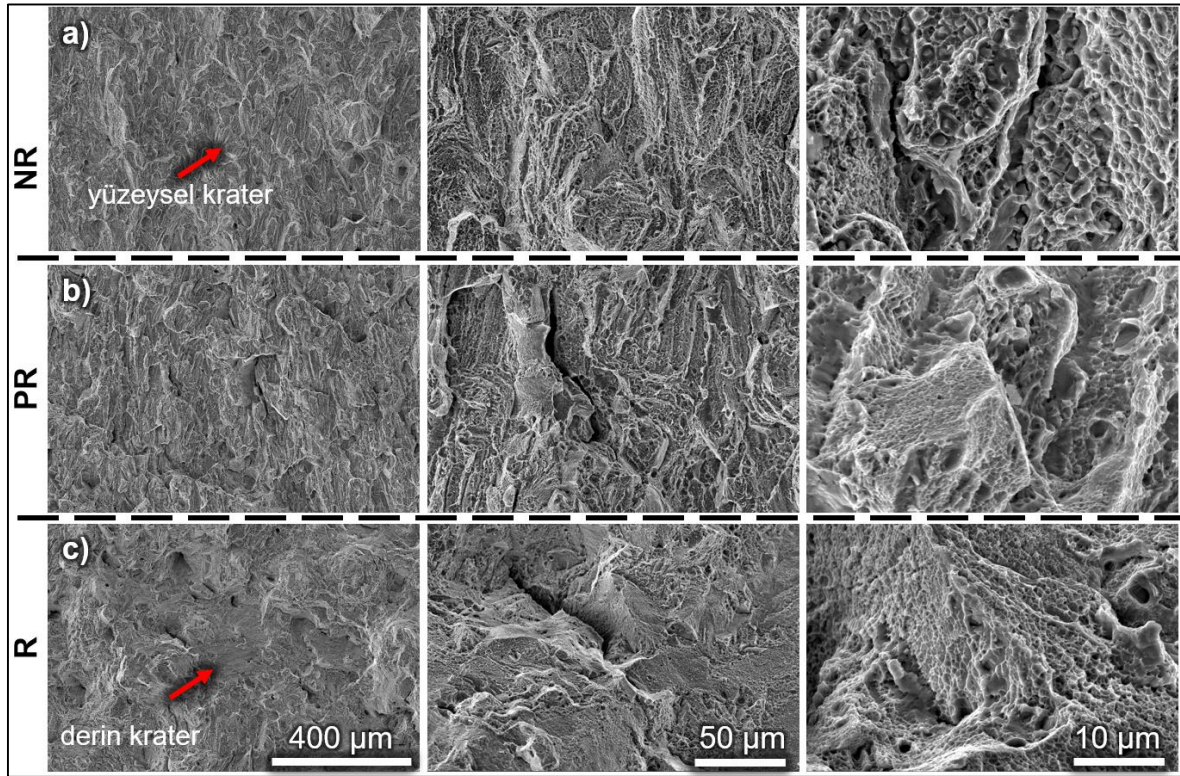


Şekil 5.7. P718 ve M718 alaşımlarının farklı rekristalizasyon koşulları sonrası yapılan çekme testinden elde edilen akma mukavemeti, kopma mukavemeti ve uzama miktarları grafiği

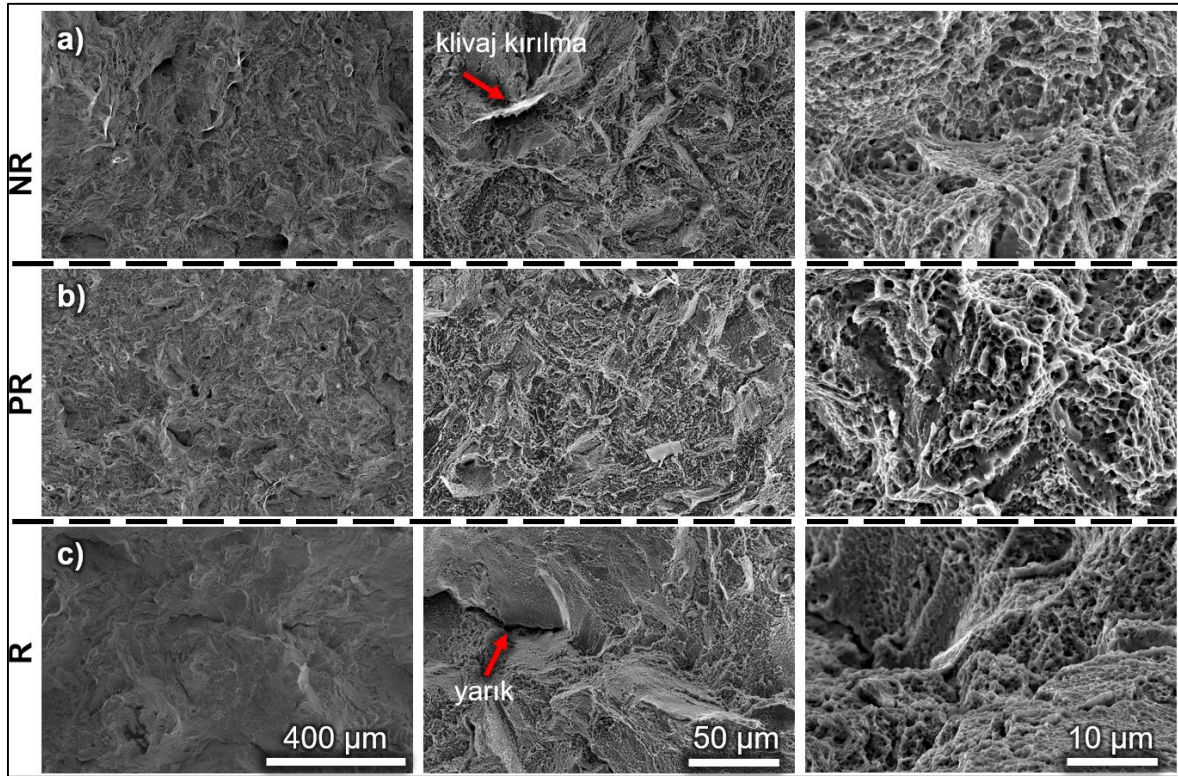
Çekme testleri sonrası M718 ve P718 numunelere ait kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 5.8 ve Şekil 5.9’da verilmiştir. Görseller, numunelerin farklı rekristalizasyon durumlarına göre kırılma davranışlarında meydana gelen değişimleri göstermektedir. Şekil 5.8 (a)’da verilen M718 alaışımının NR durumundaki kopma yüzeyi görüntüsünde mikro boyutta yüzeysel kraterler görülmektedir. PR durumunda (b), kraterler derinleşmiş ve daha homojen dağılmış, bu da plastik deformasyon kabiliyetinde bir artışa işaret etmiştir. Tam rekristalize olmuş R durumunda ise (c) yüzeyde daha belirgin ve derin krater yapıları gözlenmiştir. Bu durum, rekristalizasyonun etkisiyle dislokasyon yoğunluğunun düşmesi ve deformasyon sırasında boşluk oluşumunun daha kolay gerçekleşmesiyle açıklanabilir.

P718 alaışımı için Şekil 5.9 (a)’da verilen NR durumundaki kırılma yüzeyi incelendiğinde, daha çok kırılma kırılma özellikleri dikkat çekmektedir. Özellikle ikinci büyütme görüntüsünde işaretlenen kılcal klivaj kırıkları, yapının dislokasyon yoğunluğunun yüksek ve plastisite yeteneğinin sınırlı olduğunu göstermektedir. PR durumundaki (b) yüzeyde bir

miktar plastik deformasyonla birlikte kırılma yüzeyi hala kırılğan formda ve yüzeyseldir. Tam rekristalize olmuş R durumunda (c) ise daha belirgin plastik deformasyon izleri ve yüzeyde bazı yarıklar gözlemlenmiştir. Bu malzemenin süneklik kazandığını göstermektedir. Ayrıca bazı bölgelerde görülen düzensiz yarıklar, gerilim birikimi ve lokal kırılğanlıkla ilişkilendirilebilecek çatlak başlatıcı çökelti sertleştirici fazlara işaret etmektedir.



Şekil 5.8. M718 numunenin farklı rekristalizasyon koşulları; (a) NR, (b) PR, (c) R sonrası çekme testi kopma yüzeyinden alınan farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri

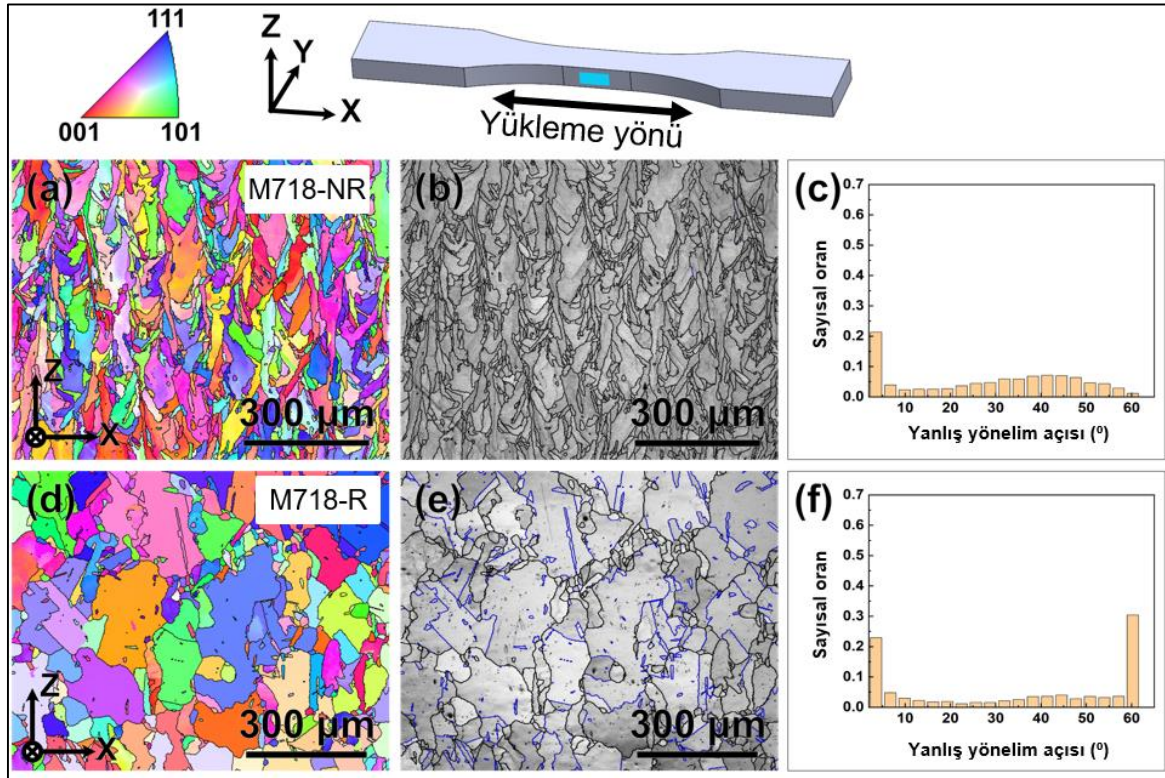


Şekil 5.9. P718 numunenin farklı rekristalizasyon koşulları; (a) NR, (b) PR, (c) R sonrası çekme testi kopma yüzeyinden alınan farklı büyütme oranlarında SEM görüntüleri

5.2.3. Yorulma dayanımı

Şekil 5.10’da yorulma testinde kullanılan M718-NR ve M718-R alaşımlarının EBSD tabanlı mikro yapı özellikleri gösterilmektedir. Bu görüntülerde Z yönü üretim yönünü, X yönü ise yükleme yönünü göstermektedir. M718-NR numunesinin ters kutup figürü (a) ve tane haritası (b), bu numunede üretim sırasında oluşan kolonlu tanelerin korunduğunu ve herhangi bir rekristalizasyonun meydana gelmediğini göstermektedir. Bu durum, yanlış yönelim açısı dağılımı (c) ile de desteklenmektedir, düşük açılı sınırların hâkim olduğu bu yapı, yönlendirilmiş bir mikro yapıya işaret etmektedir. Öte yandan, M718-R numunesinde, kolonlu taneler tamamen ortadan kalkmış ve yerini eş eksenli taneler almıştır (d, e). Bu mikro yapısal dönüşüm, rekristalizasyonun tamamlandığını ve tane büyümesinin gerçekleştiğini göstermektedir. Rekristalizasyon sonrası δ fazı miktarında da belirgin bir azalma gözlemlenmiştir, M718-NR numunesinde tane sınırlarında yüksek oranda δ fazı mevcutken, M718-R numunesinde bu faz büyük ölçüde ortadan kalkmıştır. Ayrıca, M718-R numunesinde belirgin şekilde ikizlenmiş tane sınırları gözlemlenmiş olup, bu sınırlar mavi düz çizgiler şeklinde (e)’de gösterilmiştir. Bu gözlem, 60° yanlış yönelim açısına sahip

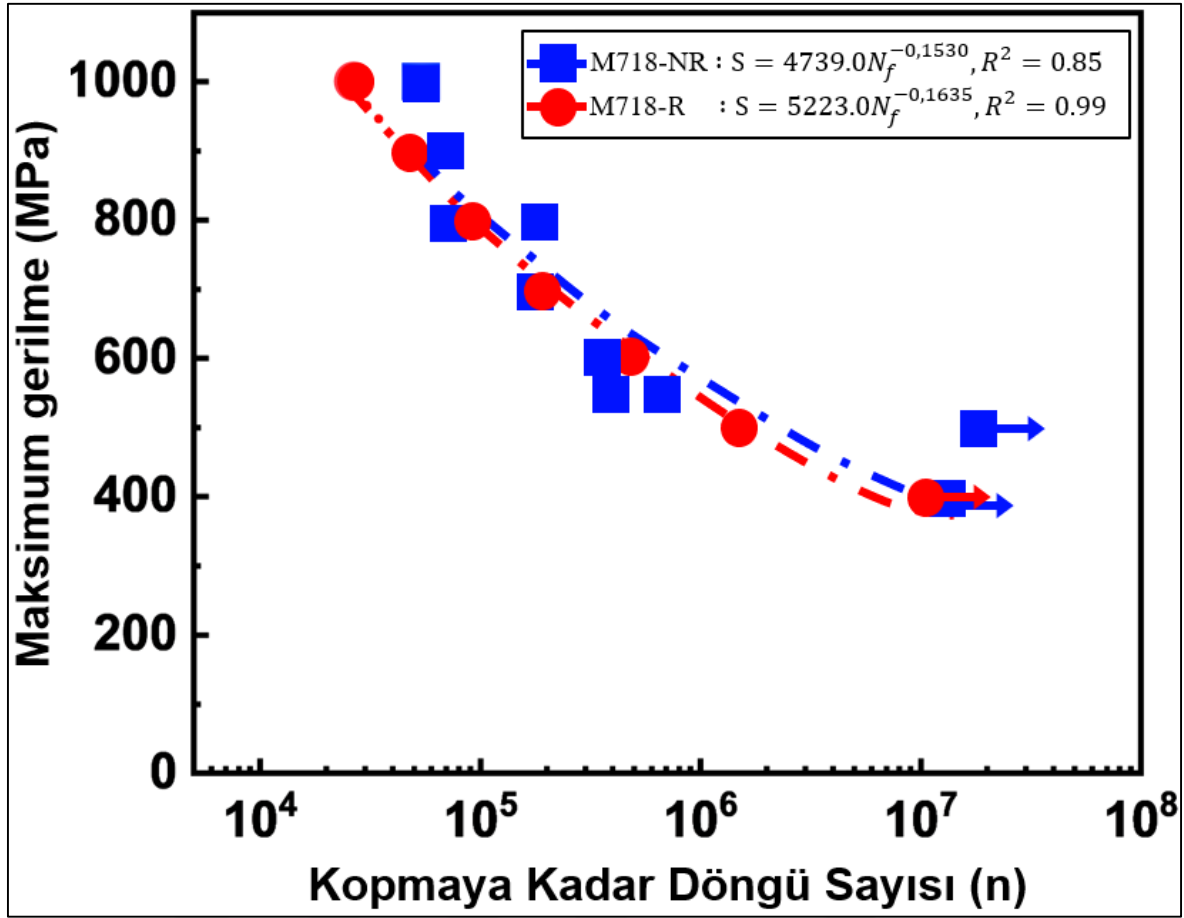
sınırların fazlalığıyla da doğrulanmaktadır (f). Ortalama tane boyutu, sırasıyla M718-NR ve M718-R numuneleri için 18 μm ve 20 μm olarak hesaplanmıştır. Bu değerler, rekristalizasyon sonrası tane büyümesinin gerçekleştiğini ortaya koymaktadır. Bu mikro yapısal farklılıklar, yorulma performansı üzerinde doğrudan etkili olup, yönlenmiş tane yapısına sahip M718-NR ve eş eksenli ve daha büyük tane yapısına sahip M718-R numunesinin farklı yorulma davranışı göstermesini desteklemektedir.



Şekil 5.10. Yorulma testinde kullanılan M718-NR ve M718-R numunelerin mikro yapı görüntüleri; (a) M718-NR ters kutup figürü, (b) M718-R tane yapısı, (c) M718-R yanlış yönelim açısı dağılımı, (d) M718-R ters kutup figürü, (e) M718-R tane yapısı ve (f) M718-R yanlış yönelim açısı dağılımı

Şekil 5.11’de, M718-NR ve M718-R numunelerinin 400–1000 MPa aralığında uygulanan maksimum gerilmelere karşılık gelen yorulma ömürleri gösterilmektedir. Her iki numune grubu için de S-N eğrileri, Basquin denklemi ($\sigma_a = \sigma'_f N_f^b$) kullanılarak çizdirilmiştir. Denklemden, σ_a gerilme genliği, σ'_f yorulma dayanım katsayısı, N_f kırılmaya kadar geçen çevrim sayısı ve b yorulma dayanımı eğim katsayısını temsil etmektedir. Deneysel veriler, hem M718-NR hem de M718-R numunelerinin, literatürde SLE yöntemiyle üretilmiş monolitik SS316L alaşımına kıyasla oldukça üstün yorulma dayanımı sergilediğini ortaya

koymaktadır [16,159]. Bu durum, SS316L ve IN718 tozlarının önceden karıştırılmasıyla elde edilen özel bileşimdeki alaşımın, SS316L SLE alaşımına göre yorulmaya dirençli bir mikro yapı sunduğunu göstermektedir. Her ne kadar M718-NR numuneleri (mavi kare simgeler) ortalama olarak daha yüksek yorulma ömrüne sahip olsa da M718-R numunelerinin (kırmızı daire simgeler) S-N eğrileri çok daha düzgün ve düşük dağılım ile karakterize olmuştur. Basquin eğrilerinin korelasyon katsayısı, R^2 değeri M718-R için 0,99, M718-NR için ise 0,85 olarak belirlenmiştir. Bu durum, M718-R numunelerinin yorulma davranışının daha öngörülebilir ve tutarlı olduğunu göstermektedir. Bu farklılık, mikro yapı ile doğrudan ilişkilendirilebilir. Rekristalizasyon işlemi sonrası oluşan eş eksenli taneler ve yüksek oranlı ikizlenme yapısı, yük altındaki lokal gerilme yığılmalarını azaltmakta ve çatlak ilerlemesini geciktirmektedir. Öte yandan M718-NR numunelerinde, yönlenmiş kolonlu taneler ve tane sınırlarında yoğunlaşan δ fazları, çatlak başlangıcını kolaylaştırarak daha dağınık bir yorulma davranışına neden olmaktadır. Sonuç olarak, rekristalizasyon işlemi yorulma ömrünü belirgin anlamda artırmasa da yorulma ömrünün öngörülebilirliğini ve tekrarlanabilirliğini önemli ölçüde iyileştirmektedir. Bu nedenle, yapısal uygulamalarda hem dayanım hem de güvenilirlik bakımından önemli avantajlar sağlamaktadır.

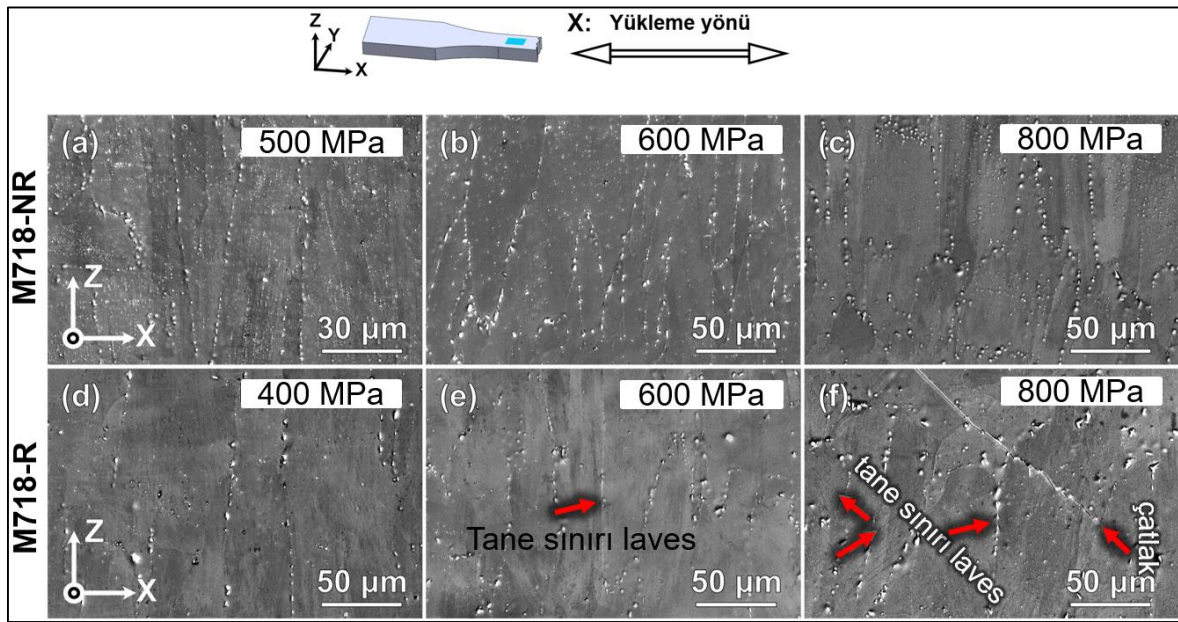


Şekil 5.11. M718 numunenin rekristalize olmamış (NR) ve rekristalize olmuş (R) hallerinin yorulma yükü altında kopmaya kadarki döngü sayısı grafiği

Şekil 5.12’de M718-NR ve M718-R numunelerinin farklı gerilme seviyelerinde yorulma testinden sonra elde edilen test numunesi üst yüzey SEM görüntüleri verilmiştir. Görüntüler kırılma noktasına yaklaşık 5 mm uzaklıktaki bölgelerden alınarak yorulma kaynaklı yüzey deformasyonlarının analizinde kullanılmıştır. M718-NR numunelerine ait görseller (Şekil 5.12(a–c)), tane sınırlarında belirgin şekilde çökeltilerin bulunduğunu göstermektedir. Tane sınırlarındaki çökeltilerin dislokasyon hareketini kısıtlaması ile plastik deformasyonun zorlaşması yüksek yorulma dayanımlarına neden olmuştur. Diğer bir ifadeyle, M718-NR numuneleri, mikroyapıdaki çökelti fazları sayesinde yüksek gerilim seviyelerinde bile plastik deformasyon oluşturmada çatlak başlatmaya direnç göstermiştir.

Buna karşın, M718-R numunelerine ait yüzey SEM görüntülerinde (Şekil 5.12(d–f)), özellikle 800 MPa gibi yüksek gerilme altında, yüzeyde belirgin kalıcı kayma bantları görülmektedir. M718-R numunelerinde çökelti fazlarının miktar olarak azalması ile dislokasyonları tutacak engellerin azalması, yüzey deformasyonlarının daha kolay aktive

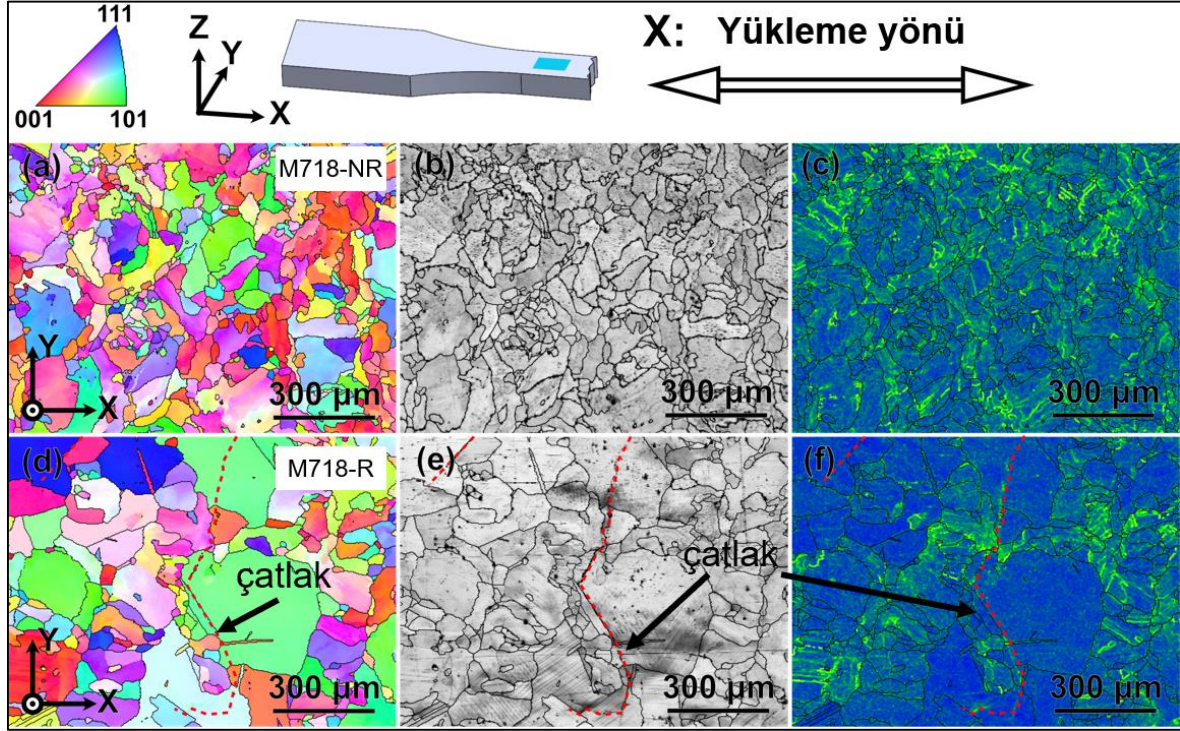
olmasına neden olmuştur. Bu bulgular, daha önce Şekil 4.11’de verilen yorulma ömrü verileri ile tutarlıdır. M718-R numunesi daha öngörülebilir ve düzgün bir yorulma davranışı gösterse de yüksek gerilme seviyelerinde kopmaya daha yatkın olduğu bu yüzey deformasyonları ile açıklanabilir. Buna karşılık, M718-NR numunesi daha dağınık bir ömür göstermesine rağmen yüzey deformasyonlarının ve çatlak başlangıçlarının daha geç ortaya çıkması nedeniyle daha uzun yorulma ömrüne ulaşmıştır.



Şekil 5.12. M718-NR numunenin; (a) 500 MPa, (b) 600MPa, (c) 800 MPa ve M718-R numunenin; (d) 400 MPa, (e) 600 MPa, (f) 800 MPa yorulma yükleri altında kopması sonrası numune yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri

Şekil 5.13’te verilen EBSD analizine göre, 800 MPa gerilme altında test edilen M718-NR ve M718-R numunelerinin yüzeyinde yorulma sonrası mikro yapısal farklılıklar tespit edilmiştir. M718-NR numunesi, daha yüksek GOS değerlerine sahip olup, homojen bir GOS dağılımı göstermektedir. Bu durum, dislokasyon birikimlerinin lokalize olmayan şekilde oluştuğunu ve bu yapıların potansiyel yorulma çatlak başlama noktaları olabileceğini düşündürmektedir. Öte yandan, rekristalize M718-R numunesinde daha düşük GOS değerleri gözlenmiş, bu durum daha büyük tanelerde kayma bantlarının varlığı ile iç gerilme birikiminin daha sınırlı olduğunu ortaya koymuştur. Çatlakların özellikle büyük tanelerde başladığı ve bu çatlakların kayma bantları ya da ikiz sınırları boyunca yayıldığı, Şekil 5.13(d–f)’de kırmızı kesikli çizgilerle gösterilen çatlak ilerleme yolları ile doğrulanmaktadır. Bu bulgular, M718-R numunesinde daha düşük iç gerilme ve sınırlı dislokasyon birikimi

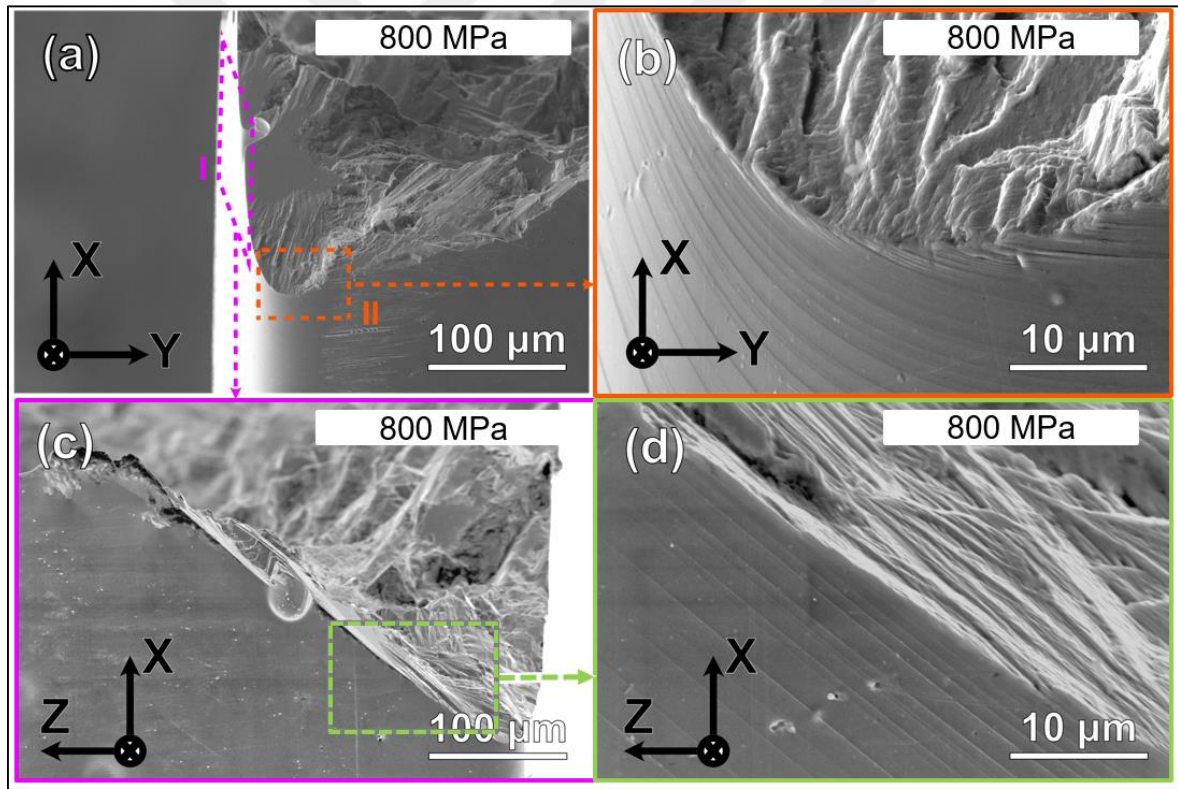
olmasına rağmen, büyük tanelerde lokal gerilme yığılmalarının çatlak başlatıcı mekanizma olarak etkili olabileceğini göstermektedir.



Şekil 5.13. M718-NR ve M718-R numunelerin 800 MPa gerilme ile yorulma testi sonrası numune yüzeyinden alınan mikro yapı görüntüleri; (a) M718-NR ters kutup figürü, (b) M718-NR tane yapısı, (c) M718-NR GOS haritası, (d) M718-R ters kutup figürü, (e) M718-R tane yapısı ve (f) M718-R GOS haritası

Şekil 5.14'te 800 MPa'lık gerilme altında test edilen M718-R numunede yorulma çatlaklarının başladığı bölgeye ait hem x-y hem de x-z düzlemindeki SEM görüntüsü verilmiştir. Şekil 5.14 (a) ve (b)'de x-y düzlemine ait çatlak başlangıç bölgesi gösterilmiştir. Bu alanda, numune köşelerine yakın yüzeylerde belirgin sayıda kayma bandı oluşumu gözlenmiştir. Bu durum, numunenin düzlemsel kayma modunda deforme olduğunu ve bu kayma düzlemlerinde yüzeyde girinti/çıkıntı yapılarının oluştuğunu işaret etmektedir. Köşe bölgelerinde oluşan girinti/çıkıntı yapılarının yüzey pürüzlülüğünü artırarak lokal gerilme birikimlerine neden olduğu ve bunun çatlak başlatıcı etki gösterdiği daha önceki çalışmalarda rapor edilmiştir [160]. Özellikle Şekil 5.14 (b)'de görülen bu yapılar, plastik deformasyonun yoğunlaştığı alanlar olup, çatlak başlatıcı mikro-yerel gerilme yığılmalarının bulunduğu bölgeler olarak değerlendirilebilir. Benzer şekilde, Şekil 5.14 (c) ve (d)'de x-z düzlemine ait çatlak başlangıç bölgesi gösterilmiştir. Bu görsellerde, çatlak yorulma

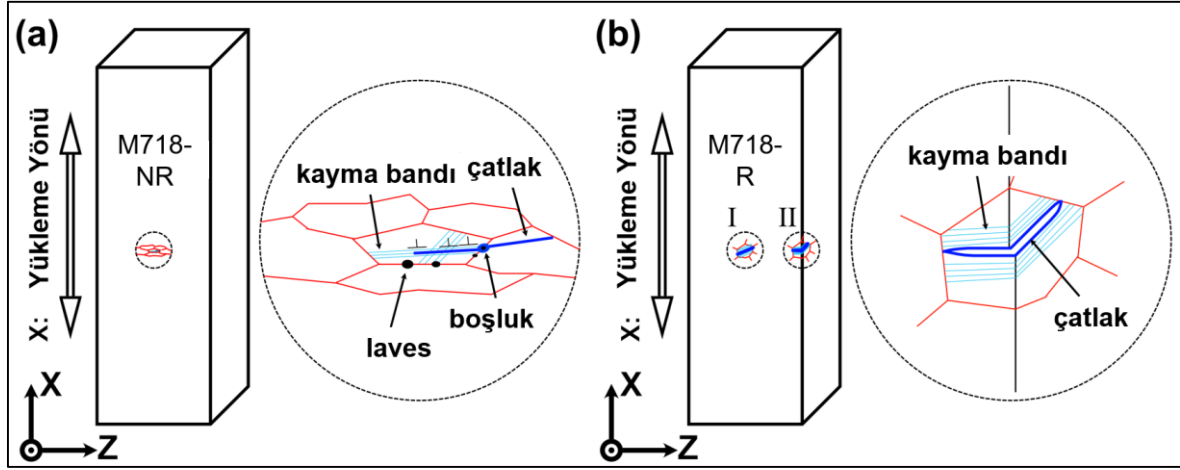
yönüne yaklaşık 45° 'lik bir açıyla ilerlediği ve kristal yapının kayma düzlemleri boyunca yönlendiği anlaşılmaktadır. Özellikle Şekil 5.14 (d)'deki yüzey morfolojisi, kayma bantlarının sürekliliğini ve bu bantlar boyunca oluşan yüzey topografyasını açık şekilde göstermektedir. Bu kayma bantlarının çatlak başlatıcı olarak işlev gördüğü ve plastik deformasyonun lokalize olduğu bölgelerde çatlağın oluştuğu düşünülmektedir. Bu gözlemler, çatlağın kayma bantları boyunca oluşan mikro yapısal düzensizlikler ve deformasyon birikimleri sonucu başladığını ortaya koymaktadır. Kayma bantları boyunca gelişen bu çatlak başlangıcı mekanizması, yüksek gerilme altındaki yorulma dayanımını belirleyen temel mikro mekanik faktörlerden biridir. Ayrıca, köşe bölgelerinde yoğunlaşan bu deformasyon izleri, geometrik gerilme yığılmalarının çatlak başlatma üzerindeki etkisini de vurgulamaktadır.



Şekil 5.14. M718-R numunenin 800 MPa yükleme altında yorulma kopması sonrası yüzeyinden alınan SEM görüntüleri, (a-b) x-y ekseninde yorulma çatlak başlangıcı görüntüsü ve (c-d) x-z ekseninde yorulma çatlak başlangıcı görüntüsü

M718-NR ve M718-R numunelerinde gözlemlenen yorulma çatlağı başlatma ve ilerleme davranışlarına ilişkin mekanizma Şekil 5.15'te şematik olarak açıklanmıştır. M718-NR alaşımında, taneler içerisinde ve tane sınırlarında yaygın olarak bulunan Laves fazları,

dislokasyon hareketine karşı önemli bir bariyer oluşturmuştur. Bu nedenle numune yüksek başlangıç dislokasyon yoğunluğuna sahip olmasına rağmen çatlak oluşumu sınırlı kalmıştır. Ancak yerel olarak biriken dislokasyonlar bazı bölgelerde gevrekleşmeye yol açmakta ve çatlakların küçük kırılma yüzeyleri (cleavage facets) üzerinden başlatılmasına neden olmuştur. Bu yüzeyler, çoğunlukla kırılma yüzeyine yakın bölgelerde veya üretim sırasında oluşmuş mikro kusurlar etrafında yer almaktadır. Şekil 5.15 (a)'da gösterildiği gibi birinci aşamada malzeme üzerinde gerilmenin oluşumunu takiben, kolonlu tane sınırları boyunca ilerleyen dislokasyon hareketi, tane sınırlarındaki çökelti fazları tarafından sınırlandırılmaktadır. İlerleyen aşamalarda biriken dislokasyon yoğunluğunun tane sınırındaki çökelti fazların dayanımını aşması ya da boşluk gibi hatalara denk gelmesi sonucu plastik deformasyon başlatıcı çatlak başlangıçları oluşmaktadır. M718-NR numunesine ait S-N eğrisinde gözlemlenen yüksek dağılım aralığı da bu düzensiz çatlak başlama davranışıyla açıklanabilir. Buna karşılık, M718-R numunesinde daha az dislokasyon yoğunluğuna sahip homojen taneler içerisinde kayma bantlarının oluşumu oldukça kolaylaşmıştır. Bu kayma bantları, M718-R numunelerindeki mikro çatlakların başlıca oluşum mekanizması olarak rol oynamıştır. Oluşan kayma bantlarının tipik olarak iki farklı bölgede yoğunlaştığı görülmektedir: birincisi numune yüzeyinin merkezine yakın bölgesi (I), diğeri ise numunenin köşe bölgeleri (II) (Şekil 5.15 (b)). Özellikle köşe bölgelerindeki kayma bantları, geometrik gerilme yığılmasıyla da birlikte daha derin girinti ve çıkıntılar oluşturmakta ve bu da gerilim konsantrasyonunun iyice artmasına, dolayısıyla gerilme yığılmalarının merkez bölgelere kıyasla daha fazla olmasına neden olmaktadır. Artan bu yerel gerilme yoğunluğu, çatlakların köşe bölgelerinden başlamasını ve daha hızlı ilerlemesini kolaylaştırmıştır. Bu mekanizma, M718-R numunelerinde tüm yorulma çatlaklarının köşe bölgelerinden başlamış olmasını açıklamaktadır.



Şekil 5.15. M718 alaşımı için yorulma kopması başlangıç ve ilerleme mekanizması; (a) M718-NR alaşımı ve (b) M718-R alaşımı

Yorulma testi sonrası M718-NR ve M718-R numunelerine ait kırılma yüzeyleri, SEM ile görüntülenmiştir ve ilgili görseller EK-1’de verilmiştir. M718-NR numunesinde kırılma yüzeyinde düzensiz ve çok yönlü çatlak ilerleme izleri, ikincil çatlaklar ve kırılma yüzeyinde mikro gözeneklere bağlı oluşan gevrek kırılma izleri gözlemlenmiştir. Bu durum, yapıda bulunan Laves fazlarının ve diğer sert fazların lokal gerilme yığılmalarına neden olarak çatlak başlatıcı merkezler oluşturduğunu göstermektedir. Ayrıca, kolonlu yapı taneler boyunca ilerleyen çatlak izleri, taneler arası kırılma davranışına işaret etmektedir. Buna karşılık, M718-R numunesine ait kırılma yüzeyinde daha belirgin ve düzgün ilerleyen çatlak izleri ve paralel çizgiler hâlinde görülen yorulma şeritleri (fatigue striations) tespit edilmiştir. Bu bulgular, çatlak başlatma ve ilerleme süreçlerinde daha kararlı bir plastik deformasyon mekanizmasının baskın olduğunu ve özellikle büyük boyutlu eşeksenli tanelerde kalıcı kayma bantlarının çatlak oluşumunda belirleyici rol oynadığını desteklemektedir. Ayrıca, bazı köşe bölgelerinde gözlemlenen belirgin girinti ve çıkıntı yapıları, yüksek gerilme konsantrasyonlarının varlığını ve köşelerde oluşan çatlak başlangıcını doğrulamaktadır. Kırılma yüzeyi analizleri, Şekil 5.15’te verilen çatlak oluşum ve ilerleme mekanizmalarıyla doğrudan örtüşmekte ve yorulma ömrü eğrilerinde gözlemlenen farklılıkların mikroyapısal temellerini desteklemektedir.

5.3. Sonuçlar ve Tartışma

Sonuç olarak, gerçekleştirilen analizler ışığında geliştirilen orta entropili alaşım (%77 IN718- %23 SS316L), tane büyümesi ve mikro yapı kararlılığı açısından IN718’e kıyasla

daha üstün özellikler sergilemiştir. Bu durum, literatürde HEA için ifade edilen tane sınırı hareketliliğini azaltıcı etkinin orta entropili alaşımlarda da geçerli olduğunu göstermektedir. Bu bulgular, orta entropili alaşımların yüksek sıcaklık uygulamalarında tercih edilebilecek, mikro yapısal kararlılığı yüksek, yeni nesil alaşımlar olarak değerlendirilebileceğini göstermektedir. SEM ve EBSD analizleri, M718-NR numunesinin orijinal kolon yapılı tanelerini koruduğunu, rekristalizasyon oluşmadığını ve tane sınırlarında belirgin δ -faz çökeltilerinin oluştuğunu göstermiştir. Buna karşılık, M718-R numunesi, eş eksenli tanelerden oluşan daha homojen bir mikro yapıya sahip olup, Laves faz içeriği azalmıştır. Ayrıca, M718-R numunesinde yüksek oranlı ikiz sınırlarının ($\Sigma 3$) gözlemlenmesi, rekristalizasyon sırasında ikizlenmenin gerçekleştiğini göstermektedir. GOS haritaları, M718-NR numunesinde kalıntı gerilmenin heterojen dağıldığını, buna karşın M718-R numunesinde kalıntı gerilmenin daha homojen dağıldığını ortaya koymuştur.

M718 alaşımının rekristalizasyon öncesi (M718-NR) ve rekristalize olmuş (M718-R) mikro yapı koşullarında gerçekleştirilen çekme testi sonuçlarına göre M718-NR numunesi daha yüksek akma ve çekme gerilmesi değerleri göstermiştir; bu durum, yüksek dislokasyon yoğunluğu ve çökelti sertleştirici fazlara bağlanmıştır. Öte yandan, M718-R numunesi daha yüksek uzama yüzdesi sergileyerek süneklik açısından avantaj sağlamıştır. Bu farklılık, rekristalizasyon sonrası tane büyümesi ve ikizlenme ile ilişkili olarak plastik deformasyon kapasitesinin artmasıyla açıklanabilir.

Yüksek çevrimli yorulma testleri (HCF) 400–1000 MPa aralığında ve 35 Hz frekans ile gerçekleştirilmiş olup, elde edilen veriler Basquin denklemi ile modellenmiştir. M718-NR numunesi, ortalama olarak daha uzun yorulma ömrü göstermiştir, ancak sonuçlarda daha yüksek dağılma gözlenmiştir. Bu durum, mikro yapıdaki heterojenlik ve Laves fazlarının çatlak başlatıcı etkilerine bağlanmıştır. M718-R numunesi ise daha düşük ortalama yorulma ömrüne sahip olmasına rağmen, veriler oldukça düzenli bir dağılım göstermiştir ($R^2=0,99$), bu da daha öngörülebilir bir yorulma davranışına işaret etmektedir. SEM analizleri ve EBSD haritalamaları, M718-NR numunelerinde çatlakların çoğunlukla Laves fazı çevresinde ve kolon yapılı tane sınırlarında başladığını ve bu bölgelerde gevrek kırılma mekanizmasının etkili olduğunu göstermiştir. M718-R numunelerinde ise çatlakların, yoğun olarak köşe bölgelerinde gözlemlenen kalıcı kayma bantları boyunca başladığı belirlenmiştir. Özellikle köşe bölgelerinde oluşan girinti/çıkıntı yapılarının yüzey pürüzlülüğünü artırarak lokal gerilme birikimlerine neden olduğu ve bunun çatlak başlatıcı etki gösterdiği görülmüştür.

Ekte sunulan detaylı kırılma yüzeyi görüntüleri, bu gözlemleri destekler niteliktedir. M718-NR numunelerde çok yönlü kırılma izleri ve mikro gözenekli bölgeler öne çıkarken, M718-R numunelerde daha düzenli yorulma şeritleri ve yönlenmiş çatlak ilerleme izleri gözlemlenmiştir. Bu farklılıklar, iki numune arasında gözlemlenen yorulma ömrü farklılıklarının mikroyapısal karşılığını oluşturmuştur. Sonuç olarak, karışım alaşımı M718'in hem rekristalize hem de rekristalizasyon öncesi durumları, IN718 ve SS316L'nin birleşiminden doğan kompleks faz davranışı ve mekanik performans özelliklerini ortaya koymuştur. Isıl işlem yoluyla rekristalizasyonun kontrol edilmesi, hedeflenen uygulamaya göre yorulma dayanımı ve süneklik arasında bir denge kurulması açısından önemli bir tasarım parametresi olarak değerlendirilebilir.





6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında, LYEY yöntemi ile üretilen iki farklı geçiş tasarımına sahip SS316L-IN718 alaşım çiftinin yüksek sıcaklık oksidasyon davranışı üzerine kapsamlı araştırmalar yapılmıştır. Ayrıca SS316L-IN718 alaşım çiftinden geliştirilen orta entropili ağırlıkça 77% IN718 ile %23 SS316L içeren M718 orta entropili alaşımın farklı rekristalizasyon durumları sonrasında sergilediği mikro yapı ve mekanik özellikleri, IN718 alaşımı ile karşılaştırılıp kapsamlı bir şekilde incelenmiştir. Bu tez kapsamında yapılan çalışmalar ve sonuçlar aşağıda özetlenmiştir:

Yüksek sıcaklık oksidasyon davranışı

- 850 °C sıcaklıkta 500 saat boyunca yapılan çevrimsel oksidasyon testleri sonucunda, FGM numunelerin oksidasyon direncinin geçiş bölgesinin bileşimine ve tasarımına bağlı değiştiği görülmüştür.
- KGM numunede SS316L açısından zengin bölge, başlangıçta başarılı oksidasyon direnci sergilemiş ancak zamanla Fe-oksit oluşumu ve Cr_2O_3 oksit tabakasının bütünlüğünün bozulması nedeniyle hızlanan oksidasyon göstermiştir. IN718 açısından zengin bölge, başlangıçta hızlı oksidasyon gösterse de kısa sürede oluşan kararlı Cr_2O_3 tabakası ile oksidasyon hızı azalmıştır.
- KGM yapı toplam kütle kazanımı ve parçalanma açısından, SS316L ve IN718 arasında, orta seviyede bir oksidasyon direnci sergilemiştir. Kesit analizleri, keskin bileşim geçişinin oksidasyon direncinde bozulmaya neden olmadığını göstermiştir. Bu durum, test süresince geçiş bölgesinde gerçekleşen elementler arası difüzyonun kimyasal süreksizlikleri azaltarak yapısal bütünlüğü koruduğunu göstermiştir.
- FGM yapıda oksidasyon direncinin sağlanabilmesi için kritik bir bileşim eşiği olarak $\geq$ %30 IN718 içeriği tespit edilmiştir. Bu eşik değerinin altındaki bölgelerde şiddetli oksidasyon ve oksit tabakası parçalanması gözlemlenmiştir. Bu eşiğin üzerindeki bölgelerde dış oksit tabakasında gözlenen iyileşmeye rağmen, %80 ve üzeri IN718 içeriğine sahip alanlarda ise yoğun taneler arası iç oksidasyon tespit edilmiştir. Bu bölgelerde özellikle Al ve Ti elementlerinin tercihli oksidasyonu nedeniyle oksidasyonun tane sınırları boyunca ilerlediği görülmüştür.

- %10–20 IN718 içeriğine sahip bölgelerde üretim sırasında oluşan katılaşma çatlakları, oksidasyon sırasında oksijenin hızlı bir şekilde malzeme içerisine nüfuz etmesine neden olarak Cr oksit oluşumu yoluyla iç oksidasyonu hızlandırmıştır.
- SS316L numunenin oksidasyon testi sonrası sertlik değeri üretilmiş haldeki sertlik değerinden düşük olsa da ısıtıl işlemler sonrası sertlik değerine göre biraz daha yükselmiştir. Bu duruma karbitlerin ve σ fazında görülen artış sebep gösterilmiştir. IN718 numunede oksidasyon sonrası sertlik değeri üretilmiş haldeki duruma göre yüksekten yaşlandırma ısıtıl işlemi sonrası duruma göre biraz düşmüştür. Bu duruma δ ve Laves fazlarındaki çökelme ve γ' ve γ'' fazlarının tanelerinin aşırı büyümesi sebep gösterilmiştir.

M718 alaşımı mikro yapı ve mekanik özellikler

- SLE yöntemiyle üretilen M718 (77% IN718–23% SS316L) alaşımına uygulanan farklı homojenizasyon ısıtıl işlemleri sonucunda alaşımın rekristalizasyon derecesi kontrol edilmiştir.
- P718 alaşımı ile M718 arasındaki mikroyapısal farklılıklar net şekilde gözlemlenmiştir. P718 alaşımı rekristalizasyon sonrası daha fazla ikizlenme tanesi oluştururken, M718’de daha düşük tane boyutu elde edilmiştir. P718-R numunelerinde eş eksenli taneler içerisinde yüksek ikizlenme oranı, dislokasyon hareketine karşı daha fazla bariyer oluşturarak mukavemeti desteklemiştir.
- M718 tane büyümesi ve mikro yapı kararlılığı açısından P718’e kıyasla daha üstün özellikler sergilemiştir. Bu durum, literatürde yüksek entropili alaşımlar için ifade edilen tane sınırı hareketliliğini azaltıcı zor difüzyon (sluggish diffusion) etkinin orta entropili alaşımlarda da geçerli olduğunu göstermiştir.
- Yaşlandırma ısıtıl işlemi sonrası elde edilen mikrosertlik değerleri P718 için daha yüksek çıkmıştır. Bunun nedeni, P718’in sadece IN718 içermesi sonucu daha fazla γ' ve γ'' çökeltilerinin oluşması olarak belirlenmiştir. M718 alaşımında rekristalizasyon sonrası daha fazla sertlik düşüşü gözlenmiştir. Bu durum, daha düşük çökelti sertleşme potansiyeli ve daha az ikizlenme ile ilişkilendirilmiştir.
- Çekme testi sonuçlarına göre P718 alaşımı gerek akma gerek çekme gerilmesi açısından M718’e göre daha üstün değerler göstermiştir. Bunun nedeni olarak çökelme sertleşmesinin daha etkin olması ve daha çok ikizlenmenin oluşması ile tane sınırı direncinin artması gösterilmiştir.

- M718-NR (rekristalize olmamış) ve M718-R (rekristalize olmuş) alaşımlar 400–1000 MPa aralığında HCF rejiminde test edilmiştir. NR numuneler ortalama olarak daha uzun yorulma ömrü sergilemiş, fakat veriler daha dağınık bulunmuştur. EBSD ve GOS analizleri, M718-NR durumunda dislokasyon yoğunluğunun daha fazla ve düzensiz olduğunu ve bu nedenle çatlak ilerlemesinin daha düzensiz gerçekleştiğini göstermiştir. M718-R numunede çatlak başlatma çoğunlukla köşe bölgelerinde kayma bantları boyunca gerçekleşmiştir.

Yapılan bu tez çalışması ışığında muhtemel gelecek çalışmalar şu şekilde olabilir:

- ❖ Yüksek sıcaklık uygulamaları için daha farklı ticari alaşımların FGM yapıda birleştirilerek 1000 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda oksidasyon ve korozyon testleriyle performanslarının değerlendirilmesi önerilmektedir.
- ❖ Katılaşma çatlaklarının azaltılması için LYEY üretim parametrelerinin ve alaşım bileşimlerinin optimize edilmesi gereklidir.
- ❖ Geliştirilen M718 orta entropili alaşımın yüksek sıcaklık koşullarında ve yükleme altında göstereceği davranışın incelenmesi amacıyla sıcak sertlik, çekme ve yorulma testleri yapılmalıdır.



KAYNAKLAR

1. Attaran, M. (2017). The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing. *Business Horizons*, 60(5), 677-688.
2. American Society for Testing and Materials. (2012). *Terminology for additive manufacturing technologies*. ASTM International, 10918-10928.
3. Feenstra, D. R., Banerjee, R., Fraser, H. L., Huang, A., Molotnikov, A. ve Birbilis, N. (2021) Critical review of the state of the art in multi-material fabrication via directed energy deposition. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 25(4), 100924.
4. Saboori, A., Aversa, A., Marchese, G., Biamino, S., Lombardi, M. ve Fino, P. (2019). Application of directed energy deposition-based additive manufacturing in repair. *Applied Sciences*, 9(16), 3316.
5. Cho, K. T., Nunez, L., Shelton, J. ve Sciammarella, F. (2023). Investigation of effect of processing parameters for direct energy deposition additive manufacturing technologies. *Journal of Manufacturing and Material Processing*, 7(3), 105.
6. Zhong, C., Biermann, T., Gasser, A. ve Poprawe, R. (2015). Experimental study of effects of main process parameters on porosity, track geometry, deposition rate, and powder efficiency for high deposition rate laser metal deposition. *Journal of Laser Applications*, 27(4), 042003.
7. Shamsaei, N., Yadollahi, A., Bian, L. ve Thompson, S. M. (2015). An overview of direct laser deposition for additive manufacturing; part II: mechanical behavior, process parameter optimization and control. *Additive Manufacturing*, 8, 12-35.
8. Mazumder, J., Schifferer, A. ve Choi, J. (1999). Direct materials deposition: designed macro and microstructure. *Material Research Innovation*, 3, 113-131.
9. Segerstark, A., Andersson, J. ve Svensson, L. E. (2017). Investigation of laser metal deposited alloy 718 onto an EN 1.4401 stainless steel substrate. *Optics & Laser Technology*, 97, 144-153.
10. Yap, C. Y., Chua, C. K., Dong, Z. L., Liu, Z. H., Zhang, D. Q., Loh, L. E. ve Sing, S. L. (2015). Review of selective laser melting: materials and applications. *Applied Physics Reviews*, 2, 041101.
11. Zhang, X., Yocom, C. J., Mao, B. ve Liao, Y. (2019). Microstructure evolution during selective laser melting of metallic materials: a review. *Journal of Laser Applications*, 31(3), 031201.
12. Kushwaha, A., Kumar, S. A. ve Velu, R. (2021). Selective laser melting of titanium alloys: effect of processing parameters on microstructure and mechanical properties. *International Journal of Mechatronics and Manufacturing Systems*, 14(2), 128-142.

13. Nandhakumar, R. ve Venkatesan, K. (2023). A process parameters review on selective laser melting-based additive manufacturing of single and multi-material: microstructure, physical properties, tribological, and surface roughness, *Materials Today Communications*, 35, 105538.
14. Miranda, G., Faria, S., Bartolomeu, F., Pinto, E., Madeira, S., Mateus, A., Carreira, P., Alves, N., Silva, F. S. ve Carvalho, O. (2016). Predictive models for physical and mechanical properties of 316L stainless steel produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 657, 43–56.
15. AlMangour, B., Grzesiak, D., Borkar, T. ve Yang, J.M. (2018). Densification behavior, microstructural evolution, and mechanical properties of TiC/316L stainless steel nanocomposites fabricated by selective laser melting. *Materials & Design*, 138, 119–128.
16. Liverani, E., Toschi, S., Ceschini, L. ve Fortunato, A. (2017). Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. *Journal of Material Processing Technology*, 249, 255–263.
17. Charles, A., Elkaseer, A., Thijs, L., Hagenmeyer, V. ve Scholz, S. (2019). Effect of process parameters on the generated surface roughness of down-facing surfaces in selective laser melting. *Applied Sciences*, 9(6), 1256.
18. Sames, W. J. , List, F. A., Pannala, S., Dehoff, R.R. ve Babu, S.S. (2016). The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*, 61(5), 315–60.
19. Huangfu, B., Liu, Y., Liu, X., Wu, X. ve Bai H. (2024). Anisotropy of additively manufactured metallic materials. *Materials*, 17(5), 3653.
20. Lee, P.H., Chung, H., Lee, S. W., Yoo, J. ve Ko, J. (2014). Review: Dimensional accuracy in additive manufacturing processes. *Proceedings of the ASME 2014 International Manufacturing Science and Engineering Conference collocated with the JSME 2014 International Conference on Materials and Processing and the 42nd North American Manufacturing Research Conference. Volume 1: Materials; Micro and Nano Technologies; Properties, Applications and Systems; Sustainable Manufacturing*, Detroit, Michigan, USA, June 9–13, 2014.
21. Ameen, W., Mian, S. H., Al, Ahmari, A. ve Ashfaq, M. (2019). Evaluation of additive manufacturing technologies for dimensional and geometric accuracy. *International Journal of Materials and Product Technology*, 58, 129-154.
22. Mahmood, M. A., Chioibas, D., Rehman, A. U., Mihai, S. ve Popescu, A. C. (2022). Post-processing techniques to enhance the quality of metallic parts produced by additive manufacturing. *Metals*, 12(1), 77.
23. Piscopo, G., Salmi, A. ve Atzeni, E. (2024). Investigation of dimensional and geometrical tolerances of laser powder directed energy deposition process. *Precision Engineering*, 85, 217–225.

24. Alelaumi, S., Zhou, Y., Khoshkhoo, A. ve Ning, F. (2019). Selective laser melting of curved surface metal parts: a fundamental study on surface finish and dimensional accuracy. *Proceedings of the ASME 2019 14th International Manufacturing Science and Engineering Conference. Volume 1: Additive Manufacturing; Manufacturing Equipment and Systems; Bio and Sustainable Manufacturing*, Erie, Pennsylvania, USA, June, 10–14, 2019.
25. Aboulkhair, N.T., Everitt, N.M., Ashcroft, I. ve Tuck, C. (2014). Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 1, 77–86.
26. Cunningham, R., Nicolas, A., Madsen, J., Fodran, E., Anagnostou, E., Sangid, M. D. ve Rollett, A. D. (2017). Analyzing the effects of powder and post-processing on porosity and properties of electron beam melted Ti-6Al-4V. *Materials Research Letters*, 5(7), 516–525.
27. Finfrock, C. B., Exil, A., Carroll, J. D. ve Deibler, L. (2018). Effect of hot isostatic pressing and powder feedstock on porosity, microstructure, and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg. *Metallography, Microstructure and Analysis*, 7(4), 443–56.
28. Hu, Z., Zhu, H., Zhang, H. ve Zeng, X. (2017). Experimental investigation on selective laser melting of 17-4PH stainless steel. *Optics & Laser Technology*, 87, 17–25.
29. Huo, R., Wang, Z., Wang, M., Wang, R., Zhang, S., Zhang, C., Wu, C., Chen, H. ve Chen, J. (2025). Modulating heat input to optimize corrosion resistance of nickel–aluminum bronze manufactured by cold metal transfer additive manufacturing. *Materials*, 18(10), 2205.
30. Cui, D., Mohanta, A. ve Leparoux, M. (2020). Interface control in additive manufacturing of dissimilar metals forming intermetallic compounds Fe-Ti as a model system. *Materials*, 13(21), 1–13.
31. Hebert, R.J. (2016). Viewpoint: metallurgical aspects of powder bed metal additive manufacturing. *Journal of Material Science*, 51(3), 1165–75.
32. Savinov, R., Wang, Y., Wang, J. ve Shi, J. (2021). Comparison of microstructure and properties of CoCrFeMnNi high-entropy alloy from selective laser melting and directed energy deposition processes. *Procedia Manufacturing*, 53, 435–42.
33. Wolff, S. J., Lin, S., Faierson, E. J., Liu, W. K., Wagner, G. J., ve Cao, J. (2017). A framework to link localized cooling and properties of directed energy deposition (DED)-processed Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 132, 106–17.
34. Mahamood, R. M., Akinlabi, E. T., Shukla, M. ve Pityana, S. (2013). Laser metal deposition of Ti6Al4V: a study on the effect of laser power on microstructure and microhardness. *Proceedings of the International MultiConference of Engineers and Computer Scientists 2013 Vol II, IMECS 2013*, March 13 - 15, 2013, Hong Kong.

35. Kok, Y., Tan, X. P., Wang, P., Nai, M. L. S., Loh, N. H., Liu, E. ve Tor, S. B. (2018). Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review. *Materials Design*, 139, 565–586.
36. Charmi, A., Falkenberg, R., Ávila, L., Mohr, G., Sommer, K., Ulbricht, A., Sprengel, M., Neumann, R. S., Skrotzki, B. ve Evans, A. (2021). Mechanical anisotropy of additively manufactured stainless steel 316L: an experimental and numerical study. *Materials Science and Engineering: A*, 799, 140154.
37. Mathoho, I., Akinlabi, E. T., Arthur, N. ve Tlotleng, M. (2020). Impact of DED process parameters on the metallurgical characteristics of 17-4 PH SS deposited using DED. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 31, 450–508.
38. Li, L., Gong, X., Ye, X., Teng, J., Nie, Y., Li, Y. ve Lei, Q. (2018). Influence of building direction on the oxidation behavior of inconel 718 alloy fabricated by additive manufacture of electron beam melting. *Materials*, 11(12), 2549.
39. Monceau, D. ve Vilasi, M. (2022). High temperature oxidation of additively manufactured structural alloys. *JOM*, 74(4), 1659–1667.
40. Sanviemvongsak, T., Monceau, D. ve Macquaire, B. (2018). High temperature oxidation of IN718 manufactured by laser beam melting and electron beam melting: effect of surface topography. *Corrosion Science*, 141, 127–145.
41. D’Andrea, D. (2023). Additive manufacturing of AISI 316L stainless steel: a review. *Metals*, 13(8), 1370.
42. Chen, X., Li, J., Cheng, X., He, B., Wang, H. ve Huang, Z. (2017). Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, 703, 567–577.
43. Tucho, W. M., Lysne, V. H., Austbø, H., Sjolyst-Kverneland, A. ve Hansen, V. (2018). Investigation of effects of process parameters on microstructure and hardness of SLM manufactured SS316L. *Journal of Alloys Compounds*, 740, 910–925.
44. Chen, X., Li, J., Cheng, X., Wang, H. ve Huang, Z. (2018). Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, 715, 307–314.
45. Wang, C., Loh, Y. M., Cheung, C. F., Liang, X., Zhang, Z. ve Ho, L. T. (2023). Post processing of additively manufactured 316L stainless steel by multi-jet polishing method. *Journal of Materials Research and Technology*, 23, 530–55.
46. Choudhary, S., Pandey, A. ve Gaur, V. (2023). Role of microstructural phases in enhanced mechanical properties of additively manufactured IN718 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 862, 144484.
47. Hosseini, E. ve Popovich, V. A. (2019). A review of mechanical properties of additively manufactured inconel 718. *Additive Manufacturing*, 30, 100877.

48. Zhang, Y., Yang, L., Chen, T., Zhang, W., Huang, X. ve Dai, J. (2017). Investigation on the optimized heat treatment procedure for laser fabricated IN718 alloy. *Optics & Laser Technology*, 97, 172–179.
49. Popovich, V. A., Borisov, E. V., Popovich, A. A., Sufiiarov, V. S., Masaylo, D. V. ve Alzina, L. (2017). Impact of heat treatment on mechanical behaviour of inconel 718 processed with tailored microstructure by selective laser melting. *Materials & Design*, 131, 12–22.
50. Aydinöz, M. E., Brenne, F., Schaper, M., Schaak, C., Tillmann, W., Nellesen, J. ve Niendorf, T. (2016). On the microstructural and mechanical properties of post-treated additively manufactured inconel 718 superalloy under quasi-static and cyclic loading. *Materials Science and Engineering: A*, 669, 246–58.
51. Tammam-Williams, S. ve Todd, I. (2017). *Functionally graded materials: Laser-Based Additive Manufacturing of Metal Parts: Modeling, Optimization, and Control of Mechanical Properties*. (Birinci Baskı). USA: CRC Press, 217–238.
52. Sun, Z. ve Ion, J. C. (1995). Laser welding of dissimilar metal combinations. *Journal of materials science*, 30, 4205–4214.
53. Singh, D. D., Arjula, S. ve Reddy, R. A. (2021). Functionally graded materials manufactured by direct energy deposition: a review. *Materials Today: Proceedings*, 47(10), 2450–2456.
54. Pollock, T.M. ve Van der Ven, A. (2019). The evolving landscape for alloy design. *MRS Bulletin*, 44, 238–246.
55. Fleischer, R. L., Dimiduk, D. M. ve Lipsitt, H. A. (1989). Intermetallic compounds for strong high-temperature materials: status and potential. *Annual Review of Materials Research*, 19(1), 231–263.
56. Kattner, U. R. (2016). The calphad method and its role in material and process development. *Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração*, 13(1), 3–15.
57. Kah, P., Shrestha, M. ve Martikainen, J. (2013). Trends in joining dissimilar metals by welding. *Applied Mechanics and Materials*, 440, 269–276.
58. Martinsen, K., Hu, S. J. ve Carlson, B. E. (2015). Joining of dissimilar materials. *CIRP Annals -Manufacturing Technology*, 64(2), 679–699.
59. Cheepu, M. M., Shanmugam, R. ve Kantumuchu, V. C. (2024). Interlayer-Assisted Friction Welding: A Solution for Joining Incompatible Materials. *Proceedings of the ASME 2024 International Mechanical Engineering Congress and Exposition. Volume 2: Advanced Manufacturing*, Portland, Oregon, USA. November 17–21, 2024.
60. Zhang, X., Li, L. ve Liou, F. (2021). Additive manufacturing of stainless steel – copper functionally graded materials via inconel 718 interlayer. *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 2045–2058.

61. Liu, J., Yu, D. X., He, D. Y., Wang, X. L., Du, X., Cheng, L., Zhen, P., Tong, Y., Huang, S., Cair, Z. ve Wang, H. D. (2025). Intermediate layer in titanium/steel dissimilar welding: a review. *Advanced Engineering Materials*, 27, 2402342.
62. Owoputi, A. O., Inambao, F. L. ve Ebhota, W. S. (2018). A review of functionally graded materials: fabrication processes and applications. *International Journal of Applied Engineering Research*, 13(22), 16141-16151.
63. Emami, M. ve Elahi, S.H. (2024). Controlling dilution in multilayer welding for additive manufacturing. *Archives of Metallurgy and Materials*, 69(3), 825–831.
64. Dupont, J. N, Banovic, S. W. ve Marder, A. R. (2003). Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickel-based alloys. *Welding Journal*, 82(6).
65. Sawant, M. S., Jain, N. K. ve Nikam, S. H. (2019). Theoretical modeling and finite element simulation of dilution in micro-plasma transferred arc additive manufacturing of metallic materials. *International Journal of Mechanical Sciences*, 164, 105166.
66. Zhang, K., Zhang, X. ve Liu, W. (2012). Influences of processing parameters on dilution ratio of laser cladding layer during laser metal deposition shaping. *Advanced Materials Research*, 785–9.
67. Dass, A. ve Moridi, A. (2019). State of the art in directed energy deposition: from additive manufacturing to materials design. *Coatings*, 9(7), 418.
68. Ghanavati, R., Naffakh-Moosavy, H. ve Moradi, M. (2021). Additive manufacturing of thin-walled SS316L-IN718 functionally graded materials by direct laser metal deposition. *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 2673–2685.
69. Gyu, S., Hoon, S., Eo, D., Cakmak, O., Seong, E., Yeoul, S., Kim, H. S., Yeom, H. ve Cho, J. W. (2025). Crack mitigation at interface between inconel 718 and stainless steel 316L during directed energy deposition under N₂ atmosphere. *Journal of Materials Research and Technology*, 36, 4663–4676.
70. Ma, Z., Liu, W., Li, W., Song, J., Liu, H., Lv, Z., Wang, T., Hu, G., Peng, S., Wang, F., Zhao, Y. ve Zhang, H. (2025). Microstructure evolution, composition distribution, and crack formation mechanisms of SS316L/IN718 graded materials fabricated by laser directed energy deposition. *Journal of Material Processing Technology*, 340, 118843.
71. Yang, S. W., Yoon, J., Lee, H. ve Shim, D. S. (2022). Defect of functionally graded material of inconel 718 and STS 316L fabricated by directed energy deposition and its effect on mechanical properties. *Journal of Materials Research and Technology*, 17, 478–97.
72. Xi W, Jiao Z, Hao K. (2019). Research on mechanism of internal cracking of welds caused by carbon migration of welding. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 252(2), 022147.

73. Gupta, A., Singh, J. ve Chhibber, R. (2023). Dissimilar welding of austenitic and ferritic steels using nickel and stainless-steel filler. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 238(5), 2524-2544.
74. Gong, J. M., Jiang, Y. ve Tu, S. T. (2004). Effect of carbon migration on creep properties of CrSMo dissimilar welded joints with Ni-based and austenitic weld metal. *Acta Metallurgica Sinica*, 17(4), 560–568.
75. Herrnstein, W. H., Cangi, J. W. ve Fontana, M. G. (1975). Effect of carbon pickup on the serviceability of corrosion resistant alloy castings, *Association for Materials Protection and Performance*, 1–26.
76. Kumar, N., Pandey, C. ve Kumar, P. (2023). Dissimilar welding of inconel alloys with austenitic stainless-steel: a review. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 145(1), 011506.
77. Robinson, J. L. ve Scott, M. H. (1980). Liquation cracking during the welding of austenitic stainless steels and nickel alloys. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 295(1413), 105–117.
78. Chung, W.C., Huang J.Y., Tsay, L.W. ve Chen, C. (2011). Microstructure and stress corrosion cracking behavior of the weld metal in alloy 52-A508 dissimilar welds. *Materials Transactions*, 52(1), 12–19.
79. Chen, Z., Shang, J., Zhou, L., Tang, C., Sun, Z. ve Yin, S. (2022). Analysis of solidification crack in ERNiCr-3 nickel-base filled welding metal. *Advances in Transdisciplinary Engineering*, 24, 40–47.
80. Nordström, J., Siriki, R., Moverare, J. ve Chai, G. (2018). Deformation twinning behavior in high ni-austenitic materials. *Materials Science Forum*, 941, 1591–1596.
81. Zhao, D., Liu, F., Tan, Y. B., Shi, W. ve Xiang, S. (2023). Improving the strength-ductility synergy and corrosion resistance of inconel 718/316L dissimilar laser beam welding joint via post-weld heat treatment. *Journal of Material Research and Technology*, 26, 71–87.
82. Mehrabi, O., Seyedkashi, S. M. H. ve Moradi, M. (2024). Experimental study of SS316L, inconel 625, and SS316L-IN625 functionally graded material produced by direct laser metal deposition process. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 238(16), 8139–8150.
83. Raj, S., Biswas, P., Vadani, M., Yadav, A., Vikrant, K. S. N. ve Bhowmik, A. (2024). On the joining of high-strength dissimilar inconel 600 and SS316L materials by friction stir welding with improved mechanical properties and localized corrosion resistance. *Advanced Engineering Materials*, 27(9), 2400767.

84. Carroll, B. E., Otis, R. A., Borgonia, J. P., Suh, J. O., Dillon, R. P. ve Shapiro, A. A. (2016). Functionally graded material of 304L stainless steel and inconel 625 fabricated by directed energy deposition: characterization and thermodynamic modeling. *Acta Materialia*, 108, 46–54.
85. Prasanna, B. O. ve Jandrajupalli, A. (2021). Experimental analysis of thermal stress developed in inconel718 and SS316L similar and dissimilar joints, *Journal of Engineering Sciences*, 12(12), 43-53.
86. Locci, I. E., Bowman, C. L., Gabb, T. P. (2009). Development of high temperature dissimilar joint technology for fission surface power systems. *Proceedings of the 4. International Brazing and Soldering Conference*, Orlando, Florida, USA, April 26-29 2009, 165–175.
87. Zhang, X., Chen, Y. ve Liou, F. (2019). Fabrication of SS316L-IN625 functionally graded materials by powder-fed directed energy deposition. *Science and Technology of Welding & Joining*, 24(5), 504–516.
88. Ghanavati, R., Naffakh-Moosavy, H., Moradi, M. ve Eshraghi, M. (2022). Printability and microstructure of directed energy deposited SS316L-IN718 multi-material: numerical modeling and experimental analysis. *Scientific Reports*, 12(1), 1–16.
89. Mohd Yusuf, S., Zhao, X., Yang, S. ve Gao, N. (2021). Interfacial characterisation of multi-material 316L stainless steel/inconel 718 fabricated by laser powder bed fusion. *Materials Letters*, 284, 128928.
90. Elayaperumal, K. (2018). *Analysis of failures of metallic materials due to environmental factors, handbook of environmental degradation of materials*. (Üçüncü Baskı). Norwich: William Andrew Publishing, 3–25.
91. de Leon N. G., Wang, G., Alvarado-Orozco, J. M. ve Gleeson, B. (2023). Effects of high-temperature oxidation on fatigue life of additive-manufactured alloy 625. *Minerals, Metals and Materials Series*, 249–269.
92. Kwiecinski, K., Urzunicok, M., Ferrara, A. ve Barsan, V. (2020). Practical experience with welding new generation steel thor®115 assigned for power industry. *METAL 2020 - 29th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings*, 603–608.
93. Piehl, C., Tôkei, Z. ve Grabke, H. J. (2001). Surface treatment and cold working as tools to improve oxidation behaviour of chromium steels. *Materials Science Forum*, 319–326.
94. Nowak, W. J. ve Wierzba, B. (2018). Effect of surface treatment on high-temperature oxidation behavior of IN713C. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(10), 5280–5290.
95. Kuiry, S. C., Seal, S., Bose, S. K. ve Roy, S. K. (1994). Effect of surface preparation on the high-temperature oxidation behaviour of AISI 316 stainless steel. *ISIJ International, Iron and Steel Institute of Japan*, 34(7), 599–606.

96. Young, D. J. (2016). *High temperature oxidation and corrosion of metals*. (İkinci Baskı). Edinburgh: Elsevier, 1–733 .
97. Khanna, A. S. (2005). *High temperature oxidation, handbook of environmental degradation of materials*. (İkinci Baskı). Norwich: William Andrew Publishing, 105–152.
98. Epifano, E., Monceau, D. (2023). Ellingham diagram: a new look at an old tool. *Corrosion Science*, 217, 111113.
99. Stratton P. (2013). Ellingham diagrams - their use and misuse. *International Heat Treatment and Surface Engineering*, 7(2), 70–73.
100. Wagner, C. (1952). Theoretical analysis of the diffusion processes determining the oxidation rate of alloys. *Journal of The Electrochemical Society*, 99(10), 369.
101. Pieraggi, B. (1987). Calculations of parabolic reaction rate constants. *Oxidation of Metals*, 27, 177–85.
102. Mevrel, R. (1986). Cyclic oxidation of high-temperature alloys. *Materials Science & Technology*, 3(7), 531–535.
103. Tanei, H. ve Kondo, Y. (2017). Strain development in oxide scale during phase transformation of FeO. *ISIH International*, 57(3), 506–510.
104. Dudziak, T., Buzolin, R., Rząd, E., Wójcicki, M., Kateusz, F. ve Arneitz, S. (2023). Effect of 316L stainless steel fabrication on oxidation resistance, surface morphology, and hot tensile behavior. *Journal of Materials & Engineering Performance*, 32(22), 10443–10454.
105. Tanabe, T. ve Imoto, S. (1979). Surface oxidation of type 316 stainless steel. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 20(9), 507–515.
106. Huang, X., Xiao, K., Fang, X., Xiong, Z., Wei, L. ve Zhu, P. (2020). Oxidation behavior of 316L austenitic stainless steel in high temperature air with long-term exposure. *Material Research Express*, 7(6), 066517.
107. Xu, Z., Jinchu, W., Zonghui, Y., Hui, Z., Cong, P. ve Yajie, C. (2023). Hot corrosion behavior of Fe–Cr–Ni-based austenitic heat-resistant steel weld metal in Na₂SO₄–NaCl molten salts at different temperatures. *High Temperature Corrosion of Materials*, 99, 117–132.
108. Siri, C., Popa, I., Vion, A., Langlade, C. ve Chevalier, S. (2020). Impact of selective laser melting additive manufacturing on the high temperature behavior of AISI 316L austenitic stainless steel. *Oxidation Metals*, 94, 527–548.
109. Juillet, C., Oudriss, A., Balmain, J., Feaugas, X., Pedraza, F. (2018). Characterization and oxidation resistance of additive manufactured and forged IN718 ni-based superalloys. *Corrosion Science*, 142, 266–276.

110. Kang, Y. J., Yang, S., Kim, Y. K., AlMangour, B. ve Lee, K. A. (2019). Effect of post-treatment on the microstructure and high-temperature oxidation behaviour of additively manufactured inconel 718 alloy. *Corrosion Science*, 158, 108082.
111. Giggins, C. S. ve Pettit, F. S. (1971). Oxidation of Ni-Cr alloys between 1000° and 1200°C. *Journal of the Electrochemical Society*, 118, 1782–1790.
112. Greene, G. A. ve Finfrock, C. C. (2001). Oxidation of inconel 718 in air at high temperatures. *Oxidation Metals*, 55, 505–521.
113. Al-Hatab, K. A., Al-Bukhaiti, M. A, Krupp, U. ve Kantehm, M. (2011). Cyclic oxidation behavior of IN718 superalloy in air at high temperatures. *Oxidation Metals*, 75, 209–228.
114. Delaunay, F., Berthier, C., Lenglet, M. ve Lameille, J. M. (2000). SEM-EDS and XPS studies of the high temperature oxidation behaviour of inconel 718. *Mikrochimica Acta*, 132, 337–343.
115. Jia, Q. ve Gu, D. (2014). Selective laser melting additive manufactured inconel 718 superalloy parts: high-temperature oxidation property and its mechanisms. *Optics & Laser Technology*, 62, 161–171.
116. Sanviemvongsak, T., Monceau, D., Desgranges, C., Macquaire, B. (2020). Intergranular oxidation of ni-base alloy 718 with a focus on additive manufacturing. *Corrosion Science*, 170, 108684.
117. Yeh, J. W., Chen, S. K., Lin, S. J., Gan, J. Y., Chin, T. S., Shun, T. T., Tsau, C. H. ve Chang, S. Y. (2004). Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 6(5), 299–303.
118. Cantor, B., Chang, I. T. H., Knight, P. ve Vincent, A. J. B. (2004). Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 375(377), 213-218.
119. Wang, L., Jiao, Y., Liu, R., Wang, D., Yu, Z. ve Xi, Y. (2024). A review of mechanical properties and improvement methods of medium entropy alloys at high temperature. *JOM*, 76(1), 353–61.
120. He, H., Wang, Y., Qi, Y., Xu, Z. ve Li, Y. (2023). Review on the preparation methods and strengthening mechanisms of medium-entropy alloys with CoCrNi as the main focus. *Journal of Materials Research and Technology*, 27, 6275–6307.
121. Du, X., Ma, X., Ding, X., Zhang, W., He, Y. (2022). Enhanced high-temperature oxidation resistance of low-cost Fe–Cr–Ni medium entropy alloy by Ce-adulterated. *Journal of Materials Research and Technology*, 1466–1477.
122. Han, C., Fang, Q., Shi, Y., Tor, S. B., Chua, C. K., Zhou, K. (2020). Recent advances on high-entropy alloys for 3d printing. *Advanced Materials*, 32(6), 1903855.

123. Murty, B. S., Ranganathan, S., Yeh, J. W. ve Bhattacharjee, P. P. (2019). *High-entropy alloys*. (İkinci Baskı). Edinburgh: Elsevier, 388.
124. Yu, P., Feng, R., Du, J., Shinzato, S., Chou, J. P. ve Chen, B. (2019). Phase transformation assisted twinning in a face-centered-cubic FeCrNiCoAl_{0.36} high entropy alloy. *Acta Materialia*, 181, 491–500.
125. Deng, Y., Tasan, Cc., Pradeep, Kg., Springer, H., Kostka, A., Raabe, D. (2015). Design of a twinning-induced plasticity high entropy alloy. *Acta Materialia*, 94, 124–33.
126. Zhao, Y., Cui, H., Wang, M., Zhao, Y., Zhang, X. ve Wang, C. (2018). The microstructures and properties changes induced by Al:Co ratios of the Al_xCrCo_{2-x}FeNi high entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 733, 153–163.
127. Shao, Y. T., Yuan, R., Hu, Y., Yang, Q. ve Zuo, J. M. (2019). The paracrystalline nature of lattice distortion in a high entropy alloy. *Cornell University Materials Science*, 1903, 04082.
128. Beke, D. L. ve Erdélyi, G. (2016). On the diffusion in high-entropy alloys. *Materials Letters*, 164, 111–113.
129. Tsai, K. Y., Tsai, M. H. ve Yeh, J. W. (2013). Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 61(13), 4887–4897.
130. Hemphill, Ma., Yuan, T., Wang, Gy., Yeh, Jw., Tsai, Cw. ve Chuang, A. (2012). Fatigue behavior of Al_{0.5}CoCrCuFeNi high entropy alloys. *Acta Materialia*, 60(16), 5723–5734.
131. Cao, B. X., Wang, C., Yang, T. ve Liu, C. T. (2020). Cocktail effects in understanding the stability and properties of face-centered-cubic high-entropy alloys at ambient and cryogenic temperatures. *Scripta Materialia*, 187, 250–255.
132. George, E. P., Raabe, D. ve Ritchie, R. O. (2019). High-entropy alloys. *Nature Review Materials*, 4(8), 515–534.
133. Alshataif, Y. A., Sivasankaran, S., Al-Mufadi, F. A., Alaboodi, A. S. ve Ammar, H. R. (2020). Manufacturing methods, microstructural and mechanical properties evolutions of high-entropy alloys: a review. *Metals and Materials International*, 26, 1099–1133.
134. Hope, A. T., Chen, H. L., Ollvelra, J. P. ve Fink, C. (2017). Solidification and homogenization modeling of high entropy alloys. *ASM International - 29th Heat Treating Society Conference, HEAT TREAT 2017*, ASM International, 2017, 302–304.
135. Dewangan, S. K. ve Kumar, V. (2022). Heat treatment and processing route consequences on the microstructure and hardness behavior of tungsten-containing high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 923, 166167.
136. Vaidya, M., Muralikrishna, G. M. ve Murty, B. S. (2019). High-entropy alloys by mechanical alloying: a review. *Journal of Materials Research*, 34, 664–686.

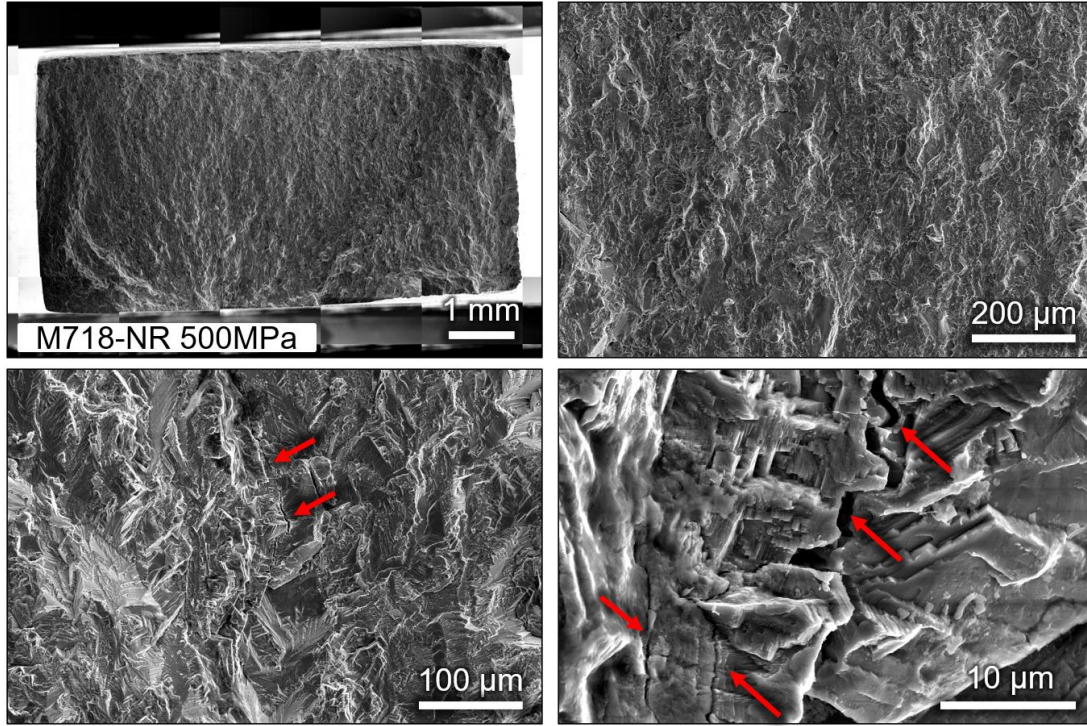
137. Ostovari, M. A., Shaburova, N. A., Samodurova, M. N., Abdollahzadeh, A. ve Trofimov, E. A. (2021). Additive manufacturing of high entropy alloys: a practical review. *Journal of Materials Science and Technology*, 77, 131–162.
138. Ma, P., Fang, Y., Wei, S., Zhang, Z., Yang, H., ve Wan, S. (2023). Microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeMnNi HEAs fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Research and Technology*, 25, 7090–7100.
139. Liu, Y., Ren, J., Guan, S., Li, C., Zhang, Y. ve Muskeri, S. (2023). Microstructure and mechanical behavior of additively manufactured CoCrFeMnNi high-entropy alloys: laser directed energy deposition versus powder bed fusion. *Acta Materialia*, 250, 118884.
140. Fu, A., Liu, B., Li, Z., Wang, B., Cao, Y. ve Liu, Y. (2022). Dynamic deformation behavior of a FeCrNi medium entropy alloy. *Journal of Material Science & Technology*, 100, 120–128.
141. Lan, Y., Cheng, Y., Jiang, H., Zhang, J., Guo, W. ve Yu, S. (2025). Development of FeCrNi medium entropy alloys with excellent mechanical properties and corrosion resistance. *Matéria (Rio Janeiro)*, 30, e20250124.
142. Sargent, N., Wang, Y., Li, D., Zhao, Y., Wang, X. ve Xiong, W. (2023). Exploring alloy design pathway through directed energy deposition of powder mixtures: a study of stainless steel 316l and inconel 718. *Additive Manufacturing Letters*, 6, 100133.
143. Wu, W., Song, M., Ni, S., Wang, J., Liu, Y. ve Liu, B. (2017). Dual mechanisms of grain refinement in a FeCoCrNi high entropy alloy processed by high pressure torsion. *Scientific Reports*, 7(1), 1–13.
144. Whittle, D. P. ve Wood, G. C. (1968). Chromium oxide scale growth on iron-chromium alloys. *Journal of The Electrochemical Society*, 115(2), 133.
145. AlGahtani, A., AlMutairi, S., Adesina, A. Y. ve AlMangour, B. (2023). Oxidation performance of inconel 718 alloy fabricated by directed energy deposition. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 33(21), 11617–11626.
146. Sanviemvongsak, T., Monceau, D., Madelain, M., Desgranges, C., Smialek, J. Macquaire, B. (2021). Cyclic oxidation of alloy 718 produced by additive manufacturing compared to a wrought-718 alloy. *Corrosion Science*, 192, 109804.
147. Bautista, A., Velasco, F., Abenojar, J. (2023). Oxidation resistance of sintered stainless steels: effect of yttria additions. *Corrosion Science*, 45(6), 1343–1354.
148. Gasik, M. M., Kawasaki, A. ve Kang, Y. S. (2005). Optimisation of FGM TBC and their thermal cycling stability. *Materials Science Forum*, 492–493, 9–14.
149. Evans, H. E. (1995). Stress effects in high temperature oxidation of metals. *International Materials Reviews*, 40(1), 1–40.

150. Przybilla, W. ve Schütze, M. (2002). Growth stresses in the oxide scales on TiAl alloys at 800° and 900°C. *Oxidation of Metals*, 58, 337–359.
151. Taniguchi, S. (1985). Stresses developed during the oxidation of metals and alloys. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 25(1), 3–13.
152. Pilling, N. B. ve Bedworth, R. E. (1925). Oxidation of copper-nickel alloys at high temperatures. *Industrial & Engineering Chemistry*, 17(4), 372–376.
153. Lee, D., Kim, Y. S., Trang, T. T. T., Cho, W. T., Kang, M. H. ve Lee J. S. (2024). Internal oxidation behavior and its effect on the surface crack formation in a Fe-Mn-Al-C high Mn steel. *Engineering Failure Analysis*, 166, 108895.
154. Min, S., Zhang, H., Liu, H., Zhang, K., Huang, A. ve Hou, J. (2022). Influence of defects on high-temperature oxidation performance of GH3536 superalloys fabricated by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing Letters*, 3, 100064.
155. Sargent, N., Jones, M., Otis, R., Shapiro, A. A., Delplanque, J. P. ve Xiong, W. (2021). Integration of processing and microstructure models for non-equilibrium solidification in additive manufacturing. *Metals*, 11(4), 570.
156. Kim, S. H., Lee, H., Yeon, S. M., Aranas, C., Choi, K. ve Yoon, J. (2021). Selective compositional range exclusion via directed energy deposition to produce a defect-free inconel 718/ss 316l functionally graded material. *Additive Manufacturing*, 47, 102288.
157. Field, D. P., Bradford, L. T., Nowell, M. M. ve Lillo, T. M. (2007). The role of annealing twins during recrystallization of Cu. *Acta Materialia*, 55(12), 4233–4241.
158. Zhao, Y., Li, K., Gargani, M. ve Xiong, W. (2020). A comparative analysis of inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: microstructure evolution in homogenization. *Additive Manufacturing*, 36, 101404.
159. Pegues, J. W., Roach, M. D. ve Shamsaei, N. (2020). Effects of postprocess thermal treatments on static and cyclic deformation behavior of additively manufactured austenitic stainless steel. *JOM*, 72(3), 1355–1365.
160. Karuskevich, M., Karuskevich, O., Maslak, T. ve Schepak, S. (2012). Extrusion/intrusion structures as quantitative indicators of accumulated fatigue damage. *International Journal of Fatigue*, 39, 116–121.

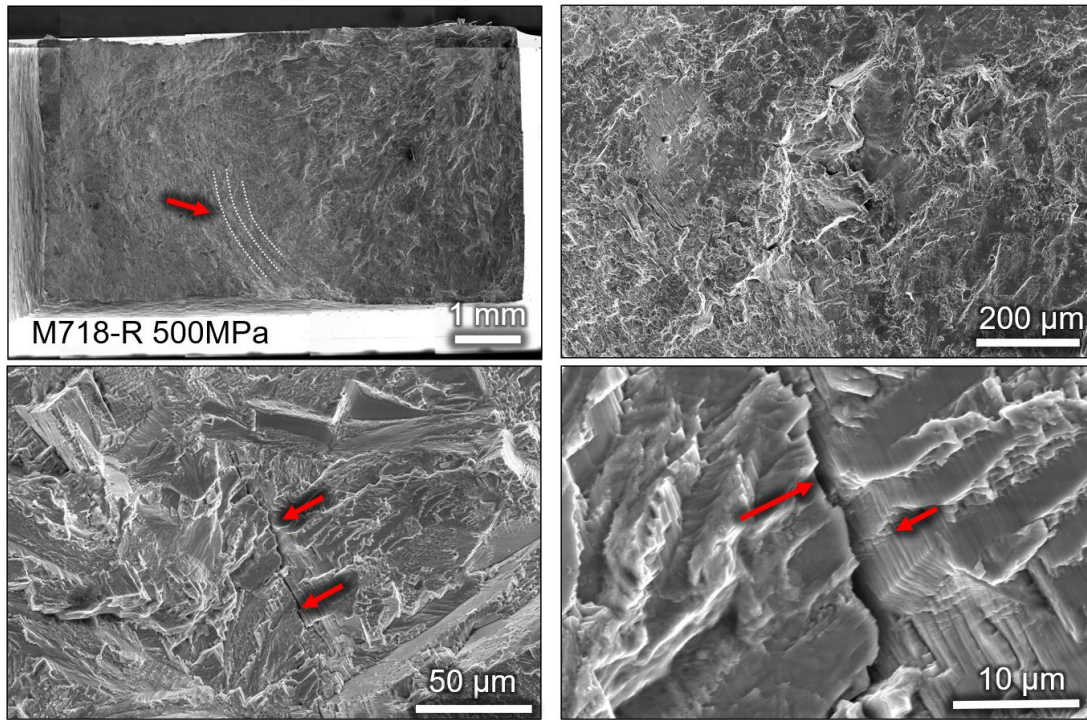




EK-1. Yorulma testi sonrası kopma yüzeyi SEM görüntüleri

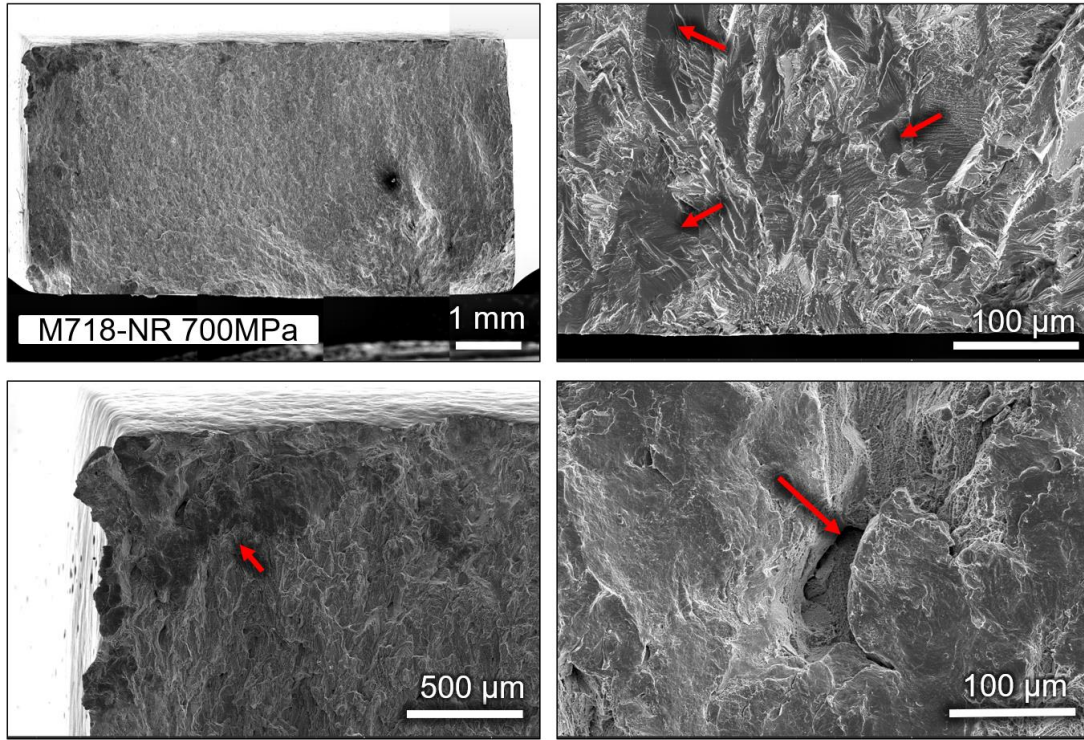


Resim 1.1. M718-NR numunenin 500 MPa yüklemde yorulma testi sonrası kopma yüzeyi

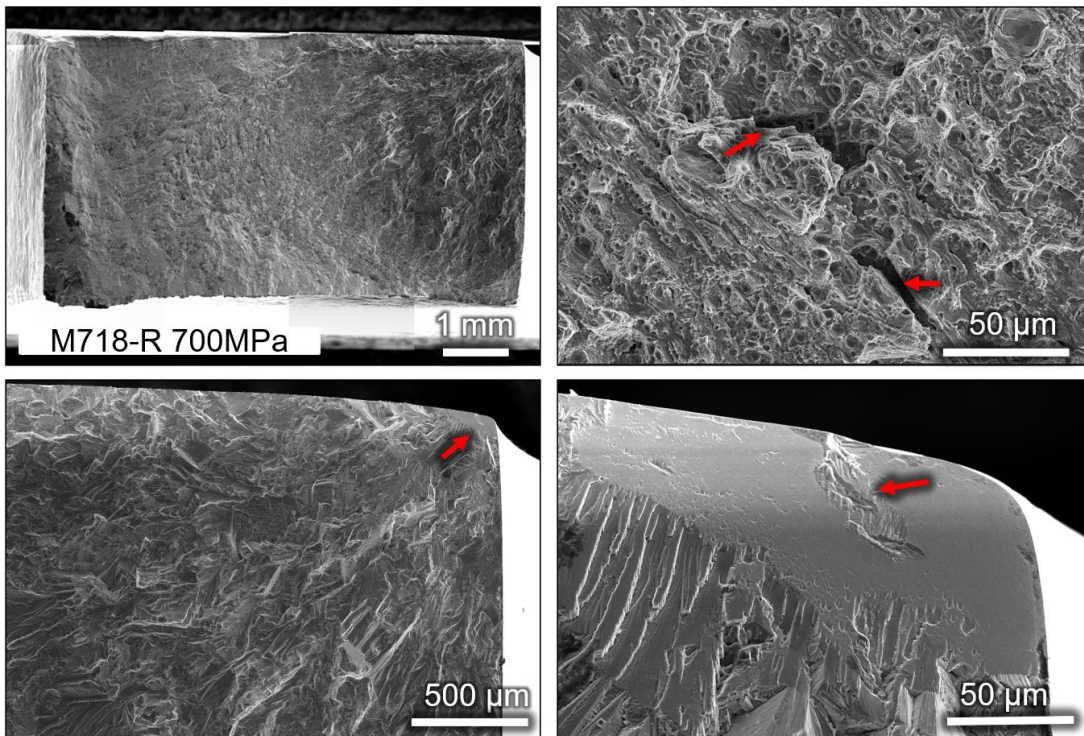


Resim 1.2. M718-R numunenin 500 MPa yüklemde yorulma testi sonrası kopma yüzeyi

EK-1. (devam) Yorulma testi sonrası kopma yüzeyi SEM görüntüleri

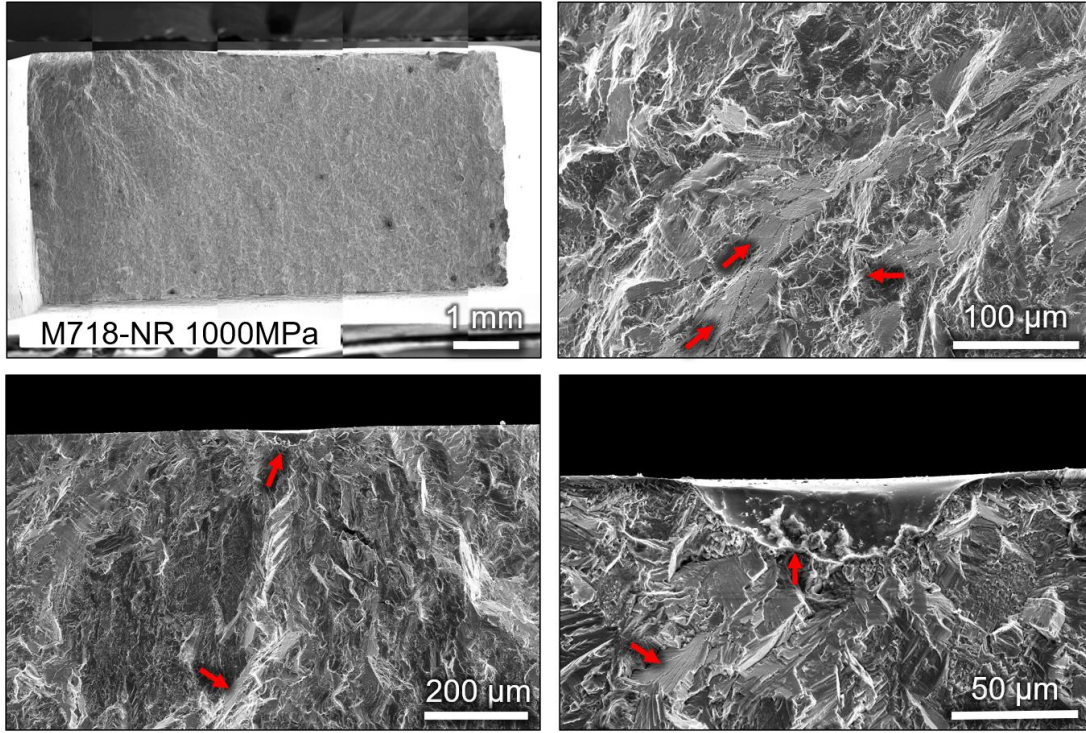


Resim 1.3. M718-NR numunenin 700 MPa yüklemde yorulma testi sonrası kopma yüzeyi

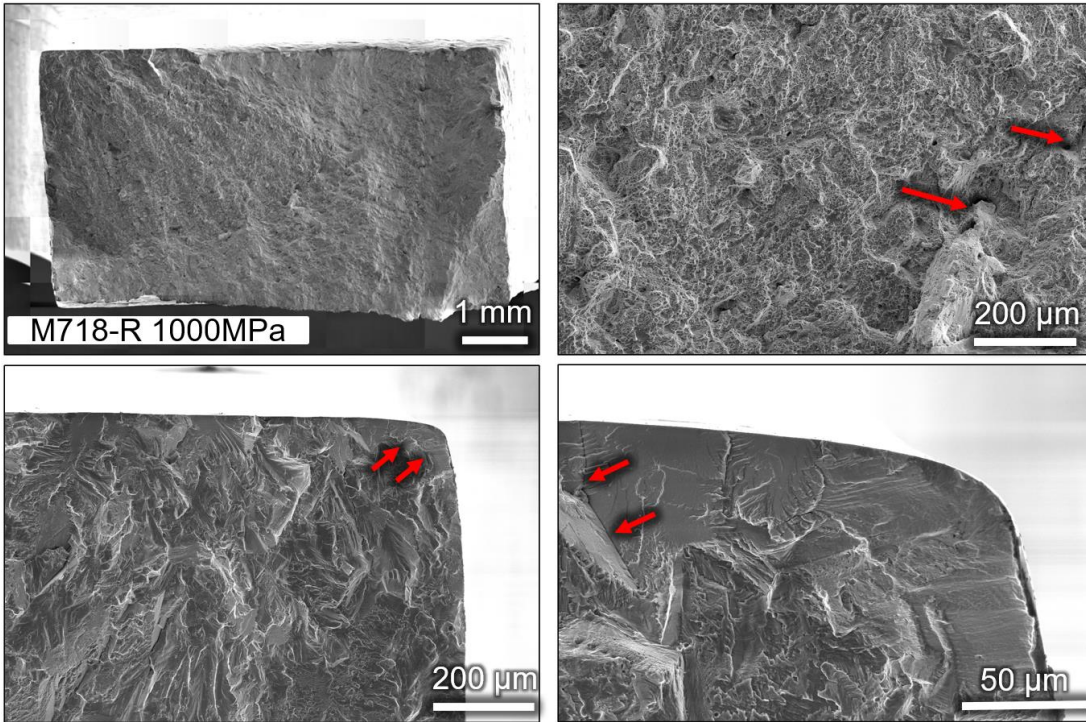


Resim 1.4. M718-R numunenin 700 MPa yüklemde yorulma testi sonrası kopma yüzeyi

EK-1. (devam) Yorulma testi sonrası kopma yüzeyi SEM görüntüleri



Resim 1.5. M718-NR numunenin 1000 MPa yüklemde yorulma testi sonrası kopma yüzeyi



Resim 1.6. M718-R numunenin 10000 MPa yüklemde yorulma testi sonrası kopma yüzeyi



Gazili olmak ayrıcalıktır