



**EKLEMELİ ÜRETİMLE İMAL EDİLEN HAVACILIK
SEKTÖRÜNDE KULLANILAN TİTANYUM
ALAŞIMLARININ, FARKLI SICAKLIKLARDAKİ
YORULMA VE KIRILMA ÖZELLİKLERİNİN
BELİRLENMESİ VE DİNAMİK DAVRANIŞLARININ
İYİLEŞTİRİLMESİ**

Hilmi TEKDIR

**Doktora Tezi
Makine Mühendisliği
Danışman: Prof. Dr. Ali Fatih YETİM**

**2024
Her hakkı saklıdır.**



FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
DOKTORA TEZİ

**EKLEMELİ ÜRETİMLE İMAL EDİLEN HAVACILIK SEKTÖRÜNDE
KULLANILAN TİTANYUM ALAŞIMLARININ, FARKLI
SICAKLIKLARDAKİ YORULMA VE KIRILMA ÖZELLİKLERİNİN
BELİRLENMESİ VE DİNAMİK DAVRANIŞLARININ İYİLEŞTİRİLMESİ**

Hilmi TEKDIR

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Ali Fatih YETİM

Anabilim Dalı: Makine Mühendisliği

Erzurum

2024

Her hakkı saklıdır

T.C.
ERZURUM TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
TEZ ONAY FORMU

**EKLEMELİ ÜRETİMLE İMAL EDİLEN HAVACILIK SEKTÖRÜNDE
KULLANILAN TİTANYUM ALAŞIMLARININ, FARKLI
SICAKLIKLARDAKİ YORULMA VE KIRILMA ÖZELLİKLERİNİN
BELİRLENMESİ VE DİNAMİK DAVRANIŞLARININ İYİLEŞTİRİLMESİ**

Prof. Dr. Ali Fatih YETİM danışmanlığında, Hilmi TEKDIR tarafından hazırlanan bu çalışma 23/09/2024 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı'nda doktora tezi olarak **oy birliği (5/5)** ile kabul edilmiştir.

Başkan	: Prof. Dr. Ayhan ÇELİK	İmza	:
Üye	: Prof. Dr. Ali Fatih YETİM	İmza	:
Üye	: Prof. Dr. Güven TURGUT	İmza	:
Üye	: Prof. Dr. Fatih YILDIZ	İmza	:
Üye	: Doç. Dr. Halim KOVACI	İmza	:

Yukarıdaki sonucu onaylıyorum.

Doç. Dr. Bünyamin ÖZGERİŞ
Enstitü Müdürü

*Bu tez çalışması TÜBİTAK tarafından 20AG048 nolu proje ile desteklenmiştir.

ETİK KURALLARA UYGUNLUK BEYANI

Erzurum Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez içindeki tüm bilgilerin doğru ve tam olduğunu, bilgilerin üretilmesi aşamasında bilimsel etiğe uygun davrandığımı, yararlandığım bütün kaynakları atıf yaparak belirttiğimi beyan ederim.

23/09/2024

Hilmi TEKDIR

ÖZET

DOKTORA TEZİ

EKLEMELİ ÜRETİMLE İMAL EDİLEN HAVACILIK SEKTÖRÜNDE KULLANILAN TİTANYUM ALAŞIMLARININ, FARKLI SICAKLIKLARDAKİ YORULMA-KIRILMA ÖZELLİKLERİNİN BELİRLENMESİ VE DİNAMİK DAVRANIŞLARININ İYİLEŞTİRİLMESİ

Hilmi TEKDIR

Erzurum Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Ali Fatih YETİM

Bu çalışmada, Seçici Lazer Ergitme (SLE) yöntemi ile üretilen Ti6Al4V alaşımının farklı servis koşullarındaki yorulma davranışları ve kırılma mekanığı özelliklerinin analizi amaçlanmıştır. SLE, metal tozlarının bilgisayar kontrollü yüksek enerjili bir lazerle tabaka tabaka ergitilerek karmaşık geometrili parçaların üretildiği Eklemeli Üretim (EÜ) yöntemlerinden biridir. Titanyum alaşımları, ağırlığına oranla yüksek mukavemet özellikleri ile otomotiv, savunma sanayi ve havacılık uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. SLE ile üretilen türbin kanatları, çeşitli servis koşulları altında tekrarlı yüklere maruz kalmakta ve bu durum çatlak oluşumunu tetikleyerek kırılmaya yol açabilmektedir. Havacılık ve savunma endüstrilerinde, türbinlerin yüksek sıcaklık veya aşırı soğuk ortamlara maruz kaldıklarında verimli çalışmaları beklenmektedir. Ayrıca, malzemeler değişken yükler altında ani aşırı yüklemelere de maruz kalabilmektedir. Bu nedenle, SLE ile üretilen malzemelerin sabit ve değişken genlikli yükler altında yorulma davranışlarının incelenmesi ve yorulma ömrünün geliştirilmesi büyük önem taşımaktadır. Yorulma hasarının yüzey özellikleri ile doğrudan ilişkili olduğu bilindiğinden, yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi, yorulma performansını artırmaktadır. Bu kapsamda, SLE ile üretilen Ti6Al4V yorulma ve kırılma mekanığı numuneleri işlemsiz, 850 °C-2 saat ısıtım ve elektrokimyasal parlatmaya tabi tutulan (ikincil işlemliler) ve ısıtım işlemi ardından Kapalı Alanda Dengesiz Manyetik Sıçratma yöntemiyle DLC kaplanan (kaplama uygulanan) üç grupta değerlendirilmiştir. Numunelerin farklı ortam sıcaklıklarındaki (25 °C, -50 °C, 50 °C, 250 °C ve çevrimsel -50/+50 °C) yorulma ve çatlak ilerleme davranışları incelenmiş, yapısal, morfolojik ve mekanik özellikleri XRD, SEM, XPS, optik mikroskop, 3D optik profilometre ve mikro sertlik cihazları ile analiz edilmiştir. Yorulma çatlak ilerlemesi sırasında çatlak boyutlarındaki değişiklikler, dijital kameralar ve dijital görüntü alma/işleme (DIC) yöntemi ile tespit edilmiştir. Testler sonucunda, tüm numune gruplarında 25 °C’de en iyi yorulma dayanımı sağlanırken; 250 °C’de yüzey altı oksit tabakasının oluşumu, -50 °C’de düşük sıcaklığa bağlı gevrekleşme ve -50/+50 °C çevrimsel sıcaklık koşullarından kaynaklanan termal genleşme farkı, malzemenin yorulma ömrünü olumsuz etkilemiştir. Isıl işlem ve yüzey işlemleri, malzemenin sertliğini artırarak yüzeyde bası artırı gerilmeleri oluşturmuş ve bu sayede tüm test sıcaklığı koşullarında yorulma ömrünü iyileştirmiştir.

2024, 154 sayfa

Anahtar Kelimeler: Seçici lazer ergitme, Değişken sıcaklık, Yorulma, Kırılma tokluğu, Çatlak ilerlemesi, Ti6Al4V,

ABSTRACT

Ph.D

DETERMINATION OF THE FATIGUE-FRACTURE PROPERTIES AND IMPROVEMENT OF THE DYNAMIC BEHAVIOR OF ADDITIVELY MANUFACTURED TITANIUM ALLOYS USED IN THE AVIATION INDUSTRY AT DIFFERENT TEMPERATURES

Hilmi TEKDIR

Erzurum Technical University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Mechanical Engineering

Supervisor: Prof. Dr. Ali Fatih YETİM

This study aims to analyze the fatigue behavior and fracture mechanics properties of the Ti6Al4V alloy produced by the Selective Laser Melting (SLM) method under different service conditions. SLM is one Additive Manufacturing (AM) technique where metal powders are melted layer-by-layer using a computer-controlled high-energy laser to produce complex geometries. Due to their high strength-to-weight ratio, titanium alloys are widely used in automotive, defense, and aerospace applications. Turbine blades produced by SLM are subjected to repetitive loads under various service conditions, which can trigger crack formation leading to failure. In the aerospace and defense industries, turbines are expected to operate efficiently when exposed to high temperatures or extreme cold environments. Additionally, materials can be subjected to sudden overloads under variable loads. Therefore, it is crucial to investigate the fatigue behavior of SLM-produced materials under constant and variable amplitude loads and to enhance their fatigue life. Since fatigue damage is known to be directly related to surface properties, improving these properties can enhance fatigue performance. In this context, the Ti6Al4V fatigue and fracture mechanics samples produced by SLM were evaluated in three groups: as-built, heat-treated at 850 °C for 2 hours followed by electrochemical polishing (secondary treated) and coated with DLC using the Closed Area Non-Uniform Magnetic Spraying method after heat treatment. The fatigue and crack propagation behaviors of the samples at different ambient temperatures (25 °C, -50 °C, 50 °C, 250 °C, and cyclic -50/+50 °C) were examined, and their structural, morphological, and mechanical properties were analyzed using XRD, SEM, XPS, optical microscopy, 3D optical profilometry, and microhardness testing. Changes in crack sizes during fatigue crack propagation were detected using digital cameras and the Digital Image Correlation (DIC) method. The results showed that the best fatigue resistance was achieved at 25 °C for all sample groups; however, the formation of subsurface oxide layers at 250 °C, embrittlement due to low temperatures at -50 °C, and thermal expansion differences caused by cyclic -50/+50 °C conditions negatively affected the material's fatigue life. Heat treatment and surface processes increased the material's hardness, creating residual compressive stresses at the surface, thereby improving fatigue life under all test temperature conditions.

2024, 154 pages

Keywords: Selective laser melting, Variable temperature, Fatigue, Fracture toughness, Crack propagation, Ti6Al4V,

TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın hazırlanmasında, yardımını, desteğini ve hoşgörüsünü esirgemeyen, bilgisi, tecrübesi ve çalışma anlayışıyla bir rol model olan hayatımın her aşamasında örnek aldığım çok değerli tez danışmanım Prof. Dr. Ali Fatih YETİM'e en kalbi duygularıyla teşekkürlerimi ve saygılarımı sunarım.

Tecrübesinden her an yararlandığım kıymetli hocalarım TÜBİTAK 20AG048 nolu proje yürütücüsü Sayın Prof. Dr. Fatih YILDIZ'a, proje ekibinde yer alan Sayın Prof. Dr. İrfan KAYMAZ'a, Sayın Doç. Dr. İsmail Hakkı KORKMAZ'a teşekkür ederim.

Tez izleme komitesinde yer alan yapıcı ve tecrübeli yorumlarıyla tez çalışmasına önemli katkılar sunan hocalarım Atatürk Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünden Sayın Prof. Dr. Ayhan ÇELİK'e, Sayın Doç. Dr. Halim KOVACI'ya ve ETÜ Fen Fakültesinden Sayın Prof. Dr. Güven TURGUT'a, teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarında yardımcı olan Erzurum Teknik Üniversitesi (ETÜ) Kimya Mühendisliği Bölümünden Sayın hocam Prof. Dr. Tuba YETİM'e, ETÜ Yüksek Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezi Müdürü Sayın Doç. Dr. Onur ÇOMAKLI'ya, Erzurum Teknik Üniversitesinden Dr. Mustafa YAZICI'ya, Öğr. Gör. Kerem TURALIOĞLU'na, Atatürk Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünden Sayın Hocam Sayın Prof. Dr. İhsan EFEOĞLU'na, Dr. Gökhan GÜLTEN'e ve Dr. Yusuf Burak BOZKURT'a teşekkür ederim. Laboratuvar çalışmalarında desteklerini esirgemeyen TÜBİTAK 20AG048 nolu proje bursiyeri arkadaşlarıma ve özellikle Makine Yüksek Mühendisi Tevfik Oğuzhan ERGÜDER'e, Makine Yüksek Mühendisi Merve KÖSEOĞLU'na ve Makine Yüksek Mühendisi Yeşim Zeynep MANDEV'e teşekkür ederim. Erzurum Teknik Üniversitesi, Yüksek Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi yönetici ve personellerine tez çalışmalarımın yürütülmesi sürecindeki alt yapı olanakları ve çalışma dönemimdeki anlayış ve desteklerinden ötürü teşekkür ederim. Ayrıca Erzurum Teknik Üniversitesi'ndeki mesai arkadaşlarıma da manevi desteklerinden dolayı teşekkürlerimi sunarım.

Yapılan bu çalışmayı 20AG048 nolu proje kapsamında destekleyen ve doktora öğrenimim sırasında 2250-Lisansüstü Bursları Performans Programı kapsamında bursiyer olarak maddi destek aldığım Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) 'na teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca, bu çalışmada kaplama işlemleri için 2023/017 numaralı Erzurum Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Projesi'nin desteklerinden dolayı teşekkür ederim.

Beni yetiştiren anne ve babama, sevgili kardeşlerime, duaları ile yanımda olan kıymetli büyüklerime şükranlarımı sunarım. Gösterdiği sabır, anlayış ve destek ile bana güç veren sevgili eşim Şeymanur TEKDİR'e ve minik kızım Elif TEKDİR'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Hilmi TEKDIR

Eylül 2024

İÇİNDEKİLER

ÖZET	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER	iv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	x
ÇİZELGELER DİZİNİ	xv
1. GİRİŞ	1
1.1. Konu ve Kapsam	1
1.2. Eklemeli Üretim	2
1.2.1. Seçici lazer ergitme.....	6
1.2.2. Ti6Al4V'nin genel özellikleri ve eklemeli imalat prosesleri	9
1.2.3. SLE ile imal edilen ti6al4v'nin mekanik özellikleri.....	12
1.3.Yorulma.....	14
1.3.1. Yorulma çatlağı oluşumu ve ilerleme aşamaları	20
1.3.2. Yorulma analiz yöntemleri	23
1.3.3. Yorulma çatlak ilerlemesini etkileyen faktörler	29
1.4. Kırılma Mekaniği	30
1.5. Malzemelerin Yüzey Özelliklerini İyileştiren İkincil İşlemler	35
1.5.1. Parlatma ve kimyasal parlatma	38
1.5.2. Isıl işlem.....	39
1.5.3. Elmas benzeri karbon (diamond like carbon-dlc) kaplama	42
2. KAYNAK ÖZETLERİ	44
3. MATERYAL ve YÖNTEM	68
3.1. Materyal	68
3.2. Çekme ve Yorulma Test Numunelerinin Hazırlanması	69
3.3. Yorulma Çatlak İlerlemesi Test Numunelerinin Hazırlanması.....	69
3.4. Numunelerin Seçici Lazer Ergitme Yöntemi ile Üretimi	71
3.5. Elektrokimyasal Parlatma ve Isıl İşlem Prosesleri.....	74
3.6. W-DLC Kaplama Prosesi.....	75

3.7. Çekme ve Yorulma Testlerinin Uygulanması.....	76
3.8. XRD Analizleri	80
3.9. X-Ray Fotoelektron Spektroskopisi (XPS) Analizleri.....	81
3.10. Mikrosertlik Ölçümleri	82
3.11. Optik Mikroskop Analizleri.....	82
3.12. Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Analizleri.....	83
3.13. 3 Boyutlu Yüzey Profilometre Analizleri.....	84
3.14. Tez Çalışmasında Kullanılan Numunelerin İsimlendirilmesi	84
4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA.....	86
4.1. XRD Analizleri	86
4.2. XPS Analizleri	87
4.3. Mikroyapı ve Mikrosertlik Analizleri	89
4.4. Çekme Testi Sonuçları	92
4.5. Yorulma Test Sonuçları	94
4.6. Yorulma Testleri Sonucu Oluşan Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi	99
4.7. Yorulma Çatlak İlerlemesi Analizleri	115
4.8. Yorulma Çatlak İlerleme Testlerine Ait Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi.....	124
5. SONUÇ ve ÖNERİLER.....	136
5.1. Sonuçlar	136
5.2. Öneriler	139
KAYNAKLAR	141

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

<u>Simgeler</u>	<u>Açıklama</u>
A	Genlik oranı
α	Alfa fazlı Ti6Al4V
α	Çatlak Boyu
α_0	Ön Çatlak Boyu
b	Çatlak Boyunun Yarısı
β	Beta fazlı Ti6Al4V
B	Kalınlık
C	Paris-Erdoğan Eşitliği İçin Malzeme Sabiti
c	Celcius (sıcaklık)
C	Karbon
Cr	Krom
Cu	Bakır
da/dN	Çatlak İlerleme Oranı/Hızı
E	Elastisite Modülü
E	Enerji Yoğunluğu
f(g)	Geometrik faktör, Düzeltme Faktörü
G	Şekil Değiştirme Enerjisi Salınım Oranı
g	Yerçekimi İvmesi
gr	Gram
H	hour (saat)
h	Çentik Yüksekliği
HV	Vickers Sertlik Birimi
Hz	Hertz
K	Gerilme Şiddet Faktörü
Kg	kilogram
kj	kilojoule
K _c	Kırılma Tokluğu
K _t	Gerilme Yığılması Faktörü
L	litre

m	Metre
m	Paris-Erdoğan Eşitliği İçin Malzeme Sabiti
mm	Milimetre
ml	mililitre
ms	martenzit start
N	Newton
N ₂	Azot
Pa	Pascal
R	Gerilme oranı
r	Çatlak Ucundan Uzaklık
R _a	Yüzey Pürüzlülüğü
sn	Saniye
σ	Normal Gerilme
σ_a	Gerilme genliği
σ_o	Akma gerilmesi
σ_{max}	Maksimum Normal Gerilme
σ_{mean}	Ortalama Gerilme
σ_{min}	Minimum Normal Gerilme
τ	Kayma Gerilmesi
T	Sıcaklık (°C)
U	Potansiyel Enerji
W	Genişlik
W	Watt (joule/saniye)
W	Tungsten
°	Derece
μm	Mikrometre
ΔK	Gerilme Şiddet Faktörü Aralığı
$\Delta \sigma$	Gerilme Aralığı
ρ	yoğunluk
ν	Poisson Oranı

Kısaltmalar

AISI	American Iron and Steel Industry (Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü)
AM	Additive Manufacturing (Eklemeli Üretim)
AR-GE	Araştırma Geliştirme
ASTM	American Society for Testing and Materials
CAD	Computer Aided Design (Bilgisayar Destekli Tasarım)
CFUBMS	Kapalı Alan Dengesiz Manyetik Sıçratma
CT	Compact Tension
CVD	Chemical Vapor Deposition (Kimyasal Buhar Biriktirme)
CNC	Computer Numerical Control (Bilgisayar Nümerik Kontrol)
DAYTAM	Doğu Anadolu Yüksek Teknoloji Araştırma Merkezi
DC	Doğru akım
DIC	Digital Image Correlation (Dijital Görüntü İşleme)
DLC	Diamond Like Carbon (Elmas Benzeri Karbon)
EBM	Electron Beam Melting (Elektron Işınli Ergitme)
EBSD	Electron Backscatter Diffraction (Elektron Geri Saçılımı Kırınımı)
EÜ	Eklemeli Üretim
ELI	Extra Low Interstitials (Ekstra Düşük Arayerli)
EPKM	Elasto-Plastik Kırılma Mekanığı
ETÜ	Erzurum Teknik Üniversitesi
GLC	Graphite Like Carbon (Grafit benzeri karbon)
GPa	Giga paskal
HMK	Hacim Merkezli Kübik Yapı
HSP	Hegzagonal Sıkı Paket
JCPDS	Joint Committee on Powder Diffraction Standards
KYKM	Korozyon-Yorulma Kırılma Mekanığı
LEKM	Lineer Elastik Kırılma Mekanığı
LENS	Laser Engineered Net Shaping (Lazer Tasarılı Net Şekillendirme)
MAO	Micro Arc Oxidation (Mikro Ark Oksidasyon)
MPa	Mega paskal
MPO	Mikro Plazma Oksidasyon
PACVD	Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition
PEO	Plazma Elektrolitik Oksidasyon

PVD	Physical Vapor Deposition (Fiziksel Buhar Biriktirme)
SEM	Scanning Electron Microscopy (Taramalı Elektron Mikroskobu)
SLE	Seçici Lazer Ergitme
SLM	Selective Laser Melting (Seçici Lazer Ergitme)
SLS	Selective Laser Sintering (Seçici Lazer Sinterleme)
SPH	Sıkı Paket Hegzagonal
STL	Stereolithography (Stereolitografi)
TYKM	Termal Yorulma Kırılma Mekaniği
XRD	X-Ray Diffractometer (X Işını Kırınım Difraktometresi)
XPS	X-Ray Fotoelektron Spektroskopisi
YMK	Yüzey Merkezli Kübik
YÜTAM	Yüksek Teknoloji Araştırma Merkezi

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. 2014-2023 Yıllarında Farklı Sektörlerin Metal Eklemeli Üretim Toz Talebi (Anonymous 2023a).....	3
Şekil 1.2. 2022-2032 Yıllarında 3 Boyutlu Üretimin Tahmini Pazar Büyüklüğü (Anonymous 2023b).....	4
Şekil 1.3. Eklemeli Üretim Proses Akış Diyagramı	5
Şekil 1.4. Eklemeli Üretim Yöntemlerinin Sınıflandırılması	6
Şekil 1.5. Seçici Lazer Ergitme Üretim Prosesi.....	7
Şekil 1.6. SLE yönteminin avantaj ve dezavantajları	8
Şekil 1.7. Titanyum alaşımının sıcaklığa göre faz değişimi ve kafes yapıları (Villa et al. 2019).....	10
Şekil 1.8. De Havilland Comet Marka Uçak Gövdesinde Gerçekleşen Yorulma Hasar Mekanizması (Anonymous 2023c)	15
Şekil 1.9. Yorulma ile ilgili temel büyüklükler ve farklı yükleme tipleri (a) Tam değişken yükleme ($R=-1$), (b)Çeki-bası yükleme, (c), (d) çeki-çeki yükleme, (e) rastgele/spektrum yükleme.....	17
Şekil 1.10. Yorulma hasarının gerçekleşme aşamaları ve ilgili ifadeler.....	18
Şekil 1.11. Malzeme kalınlığının kırılma tokluğuna etkisi.....	19
Şekil 1.12. (a) Tekrarlı şekilde uygulanan çeki-bası gerilmesi, (b) Yükleme sonucu oluşan çıkıntı, (c) Yükleme sonucu oluşan girinti	21
Şekil 1.13. (a) Yüzeyde Çatlak başlangıcı (b) Çatlak ilerlemesi	22
Şekil 1.14. Yükleme Tipleri.....	23
Şekil 1.15. Farklı malzemelere ait S-N eğrisi grafikleri	24
Şekil 1.16. Şekil değiştirme genliği-çevrim sayısı grafiği (Anonymous 2024a).....	26
Şekil 1.17. (a) Çatlak ilerlemesi, (b) Yorulma çatlak ilerleme eğrisi (Lee et al. 2011)..	27
Şekil 1.18. Gevrek, sünek ve yarı gevrek-yarı sünek kırılmada yük ve yer değiştirme grafiği	32
Şekil 1.19. (a) Gemi gövdesi ve (b) S355 çeliğinin zorlu deniz ortamına maruz bırakıldıktan sonra gövde parçasından çekilen SEM görüntüleri (Thomas 2021).....	33
Şekil 1.20. Yüzey mühendisliği uygulamalarının sınıflandırılması.....	37
Şekil 1.21. Elektrokimyasal parlatma prosesi işlem aşamaları.....	39

Şekil 1.22. Tek aşamalı gerçekleştirilen ısıt işlem grafiği	40
Şekil 1.23. Farklı Mühendislik Malzemelerine Uygulanan Isıl İşlem Çeşitleri	42
Şekil 3.1. (a) Ti6Al4V-ELI alaşım tozunun morfolojisi, (b) Toz parçacık boyutu dağılımı	68
Şekil 3.2. (a) Çekme, (b) yorulma test numunelerinin geometrisi ve boyutları.....	69
Şekil 3.3. ASTM E647'ye göre CT test numunesi geometri özellikleri.....	70
Şekil 3.4. Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde kullanılan CT numunesine ait ölçüler.	71
Şekil 3.5. Optimum üretim parametresindeki (a)lazer izi, ve (b) erime havuzunun morfolojik görüntüsü.....	72
Şekil 3.6. Seçici Lazer Ergitme Cihazı ve üretilen numuneler	73
Şekil 3.7. Isıl işlem fırını ve gaz bağlantı sistemi	74
Şekil 3.8. (a) Kapalı alan dengesiz manyetik sıçratma (CFUBMS) sistemi, (b) Kaplama sonrası elde edilen tabakalar	75
Şekil 3.9. Yorulma ve CT numunelerinin kaplama öncesi (a) ve sonrası (b) sistemdeki yerleşimi	76
Şekil 3.10. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen yorulma testleri deney düzeneği	77
Şekil 3.11. CT numune testi için imal edilen bağlantı aparatına ait teknik resim	78
Şekil 3.12. Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde uygulanan sabit genlikli yükleme tipinin şematik gösterimi	78
Şekil 3.13. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çatlak ilerlemesi deney düzeneği	80
Şekil 3.14. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çatlak ilerlemesi deneyleri sonucu kırılan işlemsiz parçalar (a) 25 °C, (b) 50 °C, (c) 250 °C, (d) -50 °C, (e) -50/+50 °C	80
Şekil 3.15. GNR-Explorer marka model X ışını difraktometre (XRD) cihazı	81
Şekil 3.16. (a) XPS analizi için temel elemanlar ve (b) XPS cihazı.....	81
Şekil 3.17. Mikrosertlik ölçüm cihazı.....	82
Şekil 3.18. Optik Mikroskobu.....	83
Şekil 3.19. FEG kaynaklı Taramalı Elektron Mikroskobu	83
Şekil 3.20. 3D Optik Profilometre	84
Şekil 4.1. Gaz atomizasyon yöntemiyle imal edilen Ti6Al4V tozu, SLE ile imal edilen Ti6Al4V, ısıt işlemli ve W-DLC kaplı Ti6Al4V numunelere ait XRD grafikleri	86
Şekil 4.2. W-DLC kaplamasına ait W4f pikine ait ayrıntılı XPS spektrumları.....	87
Şekil 4.3. W-DLC kaplamalarının (a)Raman spektrumları, (b)XPS spektrumları	88

Şekil 4.4. (a) SLE ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V'ya ait mikro yapı, (b) Isıl işlemlili Ti6Al4V'ye ait mikro yapı, (c) W-DLC kaplamaya ait kesit SEM görüntüleri	90
Şekil 4.5. SLE ile üretilen işlemsiz, ikincil işlemlili ve W-DLC kaplanmış Ti6Al4V'nin mikrosertlik-yüzey pürüzlülük değerleri	91
Şekil 4.6. SLE ile üretilen (a) işlemsiz, (b) ikincil işlemlili ve (c) W-DLC kaplanmış Ti6Al4V'nin 3 boyutlu profilometre yüzey görüntüleri ve ortalama pürüzlülük grafikleri.....	92
Şekil 4.7. SLE ile üretilen işlemsiz ve ısı işlemlili Ti6Al4V'nin çekme testi eğrileri	93
Şekil 4.8. (a) SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, ikincil işlemlili ve DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki S-N eğrileri, (b) Tüm numune gruplarının yorulma sınırı değerindeki değişim	95
Şekil 4.9. a) işlemsiz ve ikincil işlemlili numunelerin S-N eğrileri, b) işlemsiz ve DLC kaplı numunelerin S-N eğrileri, c) ikincil işlemlili ve DLC kaplı numunelerin S-N eğrileri.....	96
Şekil 4.10. İşlemsiz numunelerin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen yorulma testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri (a) AB/25 °C, (b) AB/50 °C, (c) AB/-50 °C, (d) AB/250 °C ve (e) AB/-50/+50 °C.....	99
Şekil 4.11. Isıl işlem ve elektrokimyasal parlatma uygulanan numunelerin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen yorulma testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri (a) PP/25 °C, (b) PP/50 °C, (c) PP/-50 °C, (d) PP/250 °C ve (e) PP/-50/+50°C.....	101
Şekil 4.12. Isıl işlem ve DLC kaplama uygulanan numunelerin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen yorulma testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri (a) CP/25 °C, (b) CP/50 °C, (c) CP/-50 °C, (d) CP/250 °C ve (e) CP/-50/+50 °C	101
Şekil 4.13. İşlemsiz (As built-AB) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri (a-a1-a2) AB/25°C, (b-b1-b2) AB/50°C, (c-c1-c2) AB/-50°C, (d-d1-d2) AB/250°C ve (e-e1-e2) AB/ -50/+50°C	104
Şekil 4.14. Isıl işlem ve elektrokimyasal parlatma yapılan (Post process-PP) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri (a-a1-a2) PP/25°C, (b-b1-b2) PP/50°C, (c-c1-c2) PP/-50°C, (d-d1-d2) PP/250°C ve (e-e1-e2) PP/-50/+50°C	107

- Şekil 4.15.** Isıl işlem ve W-DLC kaplama yapılan (Coating process-CP) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri (a-a1-a2) CP/25°C, (b-b1-b2) CP/50°C, (c-c1-c2) CP/-50°C, (d-d1-d2) CP/250°C ve (e-e1-e2) CP/ -50/+50°C 109
- Şekil 4.16.** İşlemsiz (As built-AB) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve EDS analizleri (a) AB/25°C, (b) AB/50°C, (c) AB/-50°C, (d) AB/250°C ve (e) AB/ -50/+50°C. 112
- Şekil 4.17.** Isıl işlem ve elektrokimyasal parlatma yapılan (Post process-PP) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve EDS analizleri (a) PP/25°C, (b) PP/50°C, (c) PP/-50°C, (d) PP/250°C ve (e) PP/ -50/+50°C 113
- Şekil 4.18.** Isıl işlem ve W-DLC kaplama yapılan (Coating process-PP) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve EDS analizleri (a) CP/25°C, (b) CP/50°C, (c) CP/-50°C, (d) CP/250°C ve (e) CP/ -50/+50°C 114
- Şekil 4.19.** (a) SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, ikincil işlemli ve DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki yorulma çatlak ilerleme eğrileri, (b) Tüm numune gruplarının yorulma çatlak ilerleme ömründeki değişim SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, ikincil işlemli ve DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki yorulma çatlak ilerleme eğrileri 116
- Şekil 4.20.** SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin a) işlemsiz, b)ikincil işlemli ve c) DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki yorulma çatlak ilerleme eğrileri 118
- Şekil 4.21.** Ti6Al4V'nin a) işlemsiz, b)ikincil işlemli ve c) DLC kaplamalı numunelerinin 25 °C sıcaklıktaki yorulma çatlak ilerleme görüntüsü 121
- Şekil 4.22.** SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, ikincil işlemli ve DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki da/dN-ΔK eğrileri..... 122
- Şekil 4.23.** SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, ikincil işlemli ve DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki da/dN-ΔK eğrileri..... 124
- Şekil 4.24.** SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin 25 °C'de testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b)ikincil işlemli ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri..... 126

Şekil 4.25. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin 50 °C testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b)ikincil işlemlili ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri	128
Şekil 4.26. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin -50 °C testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b)ikincil işlemlili ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri	130
Şekil 4.27. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin 250 °C testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b)ikincil işlemlili ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri	133
Şekil 4.28. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin -50 °C testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b)ikincil işlemlili ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri	135

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 1.1. Seçici lazer ergitme yöntemindeki üretim parametreleri.....	9
Çizelge 1.2. Geleneksel ve farklı eklemeli üretim yöntemleriyle imal edilen Ti6Al4V'nin statik özellikleri (Koike et al. 2011).....	13
Çizelge 1.3. Ti6Al4V için malzeme özellikleri (Parry et al. 2016)	14
Çizelge 1.4. Mühendislik malzemelerine uygulanan ısıt işlemler ve amaçları.....	41
Çizelge 2.1. Farklı eklemeli üretim yöntemleri ile imal edilen Ti6Al4V'nin yorulma performansının değerlendirilmesinde elde edilen önemli gözlemler (Sanaei et al. 2021).....	49
Çizelge 2.2. Eklemeli üretimle üretilen metallere işlem sonrası uygulanan proseslerin mekanik özelliklere etkisi (Karakas et al. 2023)	52
Çizelge 3.1. Ti6Al4V ELI (Grade 23) tozların kimyasal birleşimi	68
Çizelge 3.2. Seçici Lazer Ergitme Yöntemi Üretim Parametreleri.....	73
Çizelge 3.3. Isıl işlem ve elektrokimyasal parlatma prosesi ile ilgili proses parametreleri	74
Çizelge 3.4. Numune grupları ve ilgili kısaltma isimleri.....	85
Çizelge 4.1. SLE ile üretilen işlemsiz ve ısıt işleme tabi tutulmuş Ti6Al4V-ELI numunelerinin mekanik özellikleri.....	94
Çizelge 4.2. SLE ile üretilen işlemsiz, ikincil işlemli ve DLC kaplı numunelerin yorulma, yorulma çatlak ilerleme test sonuçlarına ait sayısal veriler.....	98

1. GİRİŞ

1.1. Konu ve Kapsam

Eklemeli üretim yöntemleriyle üretilen parçalar, tasarım özgünlükleri ve delik delme, kanal açma gibi ikincil operasyonlara gerek duymamaları gibi avantajları nedeniyle günümüzde birçok mühendislik uygulamasında tercih edilmektedir. Bu yöntemle üretilen parçalar, otomotiv, savunma sanayi, kişiye özel implant, protez uygulamaları ve havacılık sektöründe giderek artan bir kullanım alanına sahiptir. Dolayısıyla bu parçaların mekanik özelliklerinin belirlenmesi büyük önem taşımaktadır. Son yıllarda artan talep nedeniyle, bu parçaların aşınma, korozyon ve yorulma gibi hasar mekanizmalarındaki davranışlarına yönelik ilgi hızla artmaktadır.

Özellikle havacılık sektöründe kullanılan parçalar, tekrarlı ve değişken yüklere maruz kalmaları nedeniyle yorulma hasarına duyarlıdır. Yorulma hasarı, belirli bir çevrim sonucu ani kırılma ile sona eren bir hasar mekanizmasıdır. Yorulma hasarı sonucunda parçanın kendisi veya bağlı bulunduğu mekanizmada ciddi sorunlar oluşabileceği için, kullanılan parçaların hangi yükte ne kadar sürede hasara uğradığını belirlemek ve buna göre önlemler almak önemlidir. Dinamik yüklere maruz kalan parçaların yorulma testleri ile ömürleri belirlenir ve hangi çevrimde ne kadar süre sonra hasara uğrayacağı tespit edilir. Testler sonucunda, hasara uğramadan önce parça değiştirilir veya farklı ikincil proseslerle (yüzey işlemi, ısıtma işlemi gibi) malzemenin yorulma ömrünün artırılması hedeflenmektedir.

316L paslanmaz çelik, CoCrW ve Ti6Al4V metal eklemeli üretim yöntemleriyle imal edilen ve farklı alanlarda kullanılan mühendislik malzemelerindendir. Ağırlığına oranla yüksek yük taşıma kapasitesi, düşük Elastisite Modülü ve hafifliği nedeniyle Ti6Al4V günümüzde özellikle havacılık sektöründe tercih edilmektedir (Jiao et al. 2023; Singla et al. 2021). Literatürde yer alan çalışmalarda eklemeli üretim yöntemleriyle imal edilen Ti6Al4V alaşımlarının mekanik özelliklerine (aşınma, yorulma) üretim parametrelerinin, ısıtma işleminin, sıcak izostatik preslemenin, korozyon ortam koşullarının etkisi incelenmiştir. Ancak özellikle savunma sanayi ve havacılık sektörlerinde kullanılan parçalar çoğunlukla farklı sıcaklık koşullarında dinamik yükler altında çalışmak zorundadır. Örneğin uçaklardaki yakıt yanma bölümleri çok yüksek sıcaklıklara maruz

kalırken, yüksek irtifalarda aşırı soğuk ortamlara maruz kalmaktadır. Ayrıca kalkıştan inişe kadar çok ani ve tekrarlı şekilde çeki bası yüklemelerine maruz kalabilmektedir. Ani ve tekrarlı yükler sonucunda genellikle yüzeyde bir çatlak oluşumu ve çatlak ilerlemesini takiben kırılma ile sonuçlanan yorulma hasarı sıklıkla karşılaşılan durumdur. Bu nedenle eklemeli üretim yöntemleriyle imal edilen Ti6Al4V alaşımlarının farklı servis koşullarında sabit ve değişken genlikli yorulma davranışlarının analiz edilmesi ve yorulma ömrünün geliştirilmesi gerekmektedir.

Bu sebeplerden dolayı, bu çalışmada eklemeli üretim yöntemlerinden Seçici Lazer Ergitme (SLE) ile üretilen Ti6Al4V'nin farklı ortam sıcaklıklarındaki yorulma ve çatlak ilerleme davranışı ele alınmaktadır. Yorulma hasarının mikro yapı ve yüzey özellikleri ile doğrudan ilişkisi olduğu bilindiğinden yorulma ömrünü iyileştirmek adına bu çalışma da ısıtılma işlemi, elektrokimyasal kimyasal parlatma ve Elmas Benzeri Karbon (Diamond Like Carbon-DLC) kaplama ile malzemenin yorulma dayanımının artırılması hedeflenmektedir.

Çalışmanın ilk bölümünde SLE yöntemiyle Ti6Al4V yorulma ve kırılma mekaniği numuneleri üretilmiştir. Daha sonra mekanik özellikleri belirlemek amacıyla çekme testi gerçekleştirilmiştir. İşlemsiz, ısıtılmalı ve kaplamalı numunelerin farklı ortam sıcaklıklarındaki yorulma özellikleri ve çatlak ilerleme davranışları incelenmiştir. Bunlara ek olarak malzemelerin mekanik ve yapısal özellikleri SEM, XRD, optik mikroskop ve mikro sertlik ölçüm analizleriyle belirlenmiştir. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin yüzey işlemi ve farklı servis koşullarındaki yorulma özellikleri ve yorulma çatlak ilerleme davranışı tespit edilmiştir.

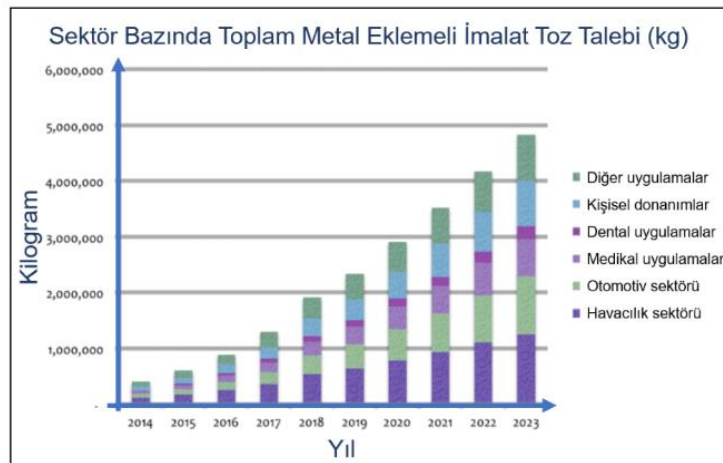
1.2. Eklemeli Üretim

Üç boyutlu nesnelerin bilgisayar destekli tasarım (Computer Aided Design-CAD) bilgileri programlarından alınan bilgiler aracılığıyla tabaka veya katmanlar halinde ergitilerek inşa edilmesine dayanan bir imalat yöntemidir. Bu yöntemde talaşlı imalat uygulamalarında gerçekleşen parça kaldırma, dökümdeki maça, yolluk, kalıp imal etme gibi uygulamalara ihtiyaç duymadan üretim gerçekleştirilmektedir. Eklemeli üretim pratik, hafif ve üretilmesi zor karmaşık yapıları geometrilerin tabakalar halinde üretimine

1. GİRİŞ

imkân vermektedir (Qu 2020). Tabakalar oluşturulurken ergitme veya sinterleme lazer ışını veya elektron gönderilerek gerçekleştirilir. Geleneksel imalat yönteminde karmaşık geometrilere sahip ürünler imalat kolaylığına göre parça parça üretilip farklı birleştirme yöntemleriyle oluşturulurken eklemeli üretim ile ürün tek seferde üretilebilmektedir. Karmaşık geometrilere sahip kafes yapılara sahip parçalar kullanım yerine göre boşluklu ve farklı yoğunluklarda bu yöntem sayesinde üretilebilmektedir. Kaynakla birleştirme, delik delme, kanal açma gibi ikincil üretim operasyonlarının olmaması enerji, zaman ve malzeme tasarrufu sağlamaktadır. Ayrıca eklemeli üretim ile bilgisayar destekli mühendislik yazılımları ile üç boyutlu oluşturulan sanal modellerin tersine mühendislik uygulamaları için hızlı prototipleme ve ürün geliştirme uygulamalarına olanak sağlamaktadır. Eklemeli üretim teknolojileri geliştikçe firmaların yedek parça stoklama ihtiyacı giderilerek maddi olarak önemli tasarruf sağlanmaktadır. Bu yöntem ile polimer, seramik, kompozit, metalik veya yüksek entropili alaşımların imalatı mümkündür (Ren et al. 2022; Thijs et al. 2013).

Günümüzde eklemeli üretim farklı sektörlerde çeşitli uygulamalarda kullanılmaktadır ve büyük bir ekonomi oluşturmaktadır. Şekil 1.1’de 2014-2023 yılları arasında sektör bazında toplam metal eklemeli üretim toz talebini gösteren grafik sunulmuştur. Grafik incelendiğinde toplam toz talebinin giderek arttığı görülmektedir. Medikal uygulamalar, otomotiv ve havacılık sektörleri eklemeli üretim toz talebinin en yoğun olduğu sektörlerdir. Şekil 1.2’de ise gelecek yıllarda 3 boyutlu üretimin tahmini pazar büyüklüğü ile ilgili bir grafik sunulmuştur.



Şekil 1.1. 2014-2023 Yıllarında Farklı Sektörlerin Metal Eklemeli Üretim Toz Talebi (Anonymous 2023a).

1. GİRİŞ

Grafik incelendiğinde 2023 yılında 5,65 milyar dolarlık bir pazar büyüklüğünün 2024 yılında yaklaşık %50 artışla 9,34 milyar dolara, 2025 yılında ise yaklaşık 3 kat artarak 15,43 milyar dolar seviyesine çıkacağı öngörülmektedir. İlerleyen yıllarda ise pazar büyüklüğünün önemli oranda artması beklenmektedir.



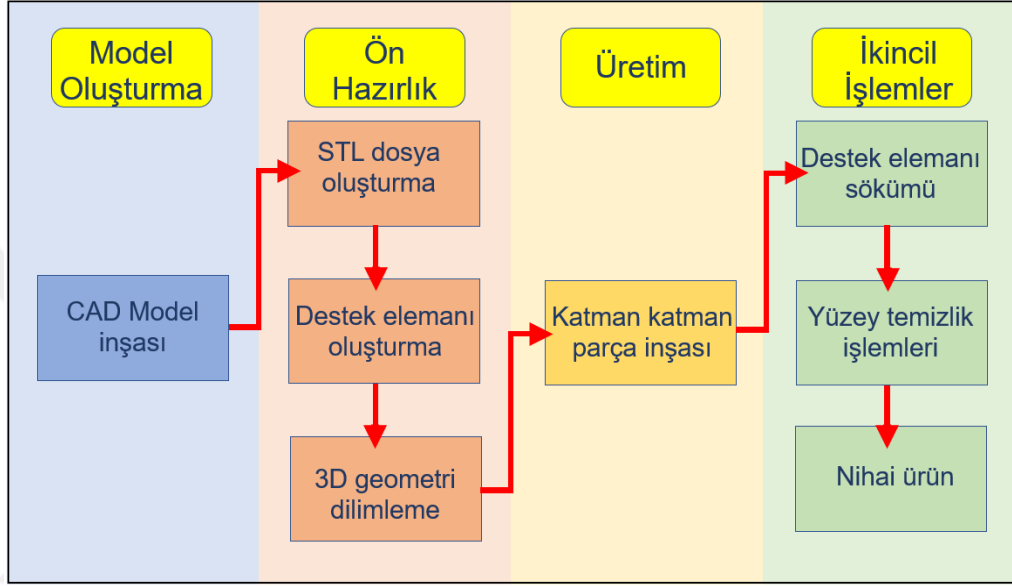
Şekil 1.2. 2022-2032 Yıllarında 3 Boyutlu Üretim Tahmini Pazar Büyüklüğü (Anonymous 2023b).

Eklemeli üretim yöntemi ile ticari ve geleneksel sektörlerde kullanılan ekipmanlar 3 boyutlu çizim programlarıyla çizilip ya da çeşitli tarama programları ile parça taraması yapılarak modellenenir. Ayrıca talebe bağlı olarak kritik bileşenler yoğunluk, boşluk gibi spesifik özelliklere göre de optimize edilebilir. Şekil 1.3’de eklemeli üretim yöntemine ait proses akış şeması verilmiştir. Proses 4 aşamadan meydana gelmektedir.

- I. İlk aşamada istenilen geometrinin CAD modeli oluşturulur.
- II. İkinci aşamada ise üretim öncesi hazırlıklar yer alır. Bu hazırlıklardan ilki CAD dosyanın üretilecek cihaza okunabilmesi için STL (stereolithography) formatına dönüştürülmesidir. Daha sonra üretim yapılacak tabla ile geometrinin daha kolay ayrılması için destek elemanlarının (support) ilgili yazılımla oluşturulması gerekmektedir. Destek elemanları eklendikten sonra üretimin gerçekleştirileceği cihaz ara yüzündeki program aracılığıyla ilgili geometri ve destek elemanları tabaka tabaka dilimlere ayrılır ve üretim parametreleri seçilir.
- III. Üçüncü aşama olan üretime geçilir ve istenilen geometrinin üretimi gerçekleştirilir. Metal eklemeli üretim yöntemlerinde üretim esnasında herhangi

bir istenmeyen reaksiyon gerçekleşmemesi amacıyla üretimler koruyucu gaz atmosferinde gerçekleştirilir.

- IV. Dördüncü aşamada ise üretim bittikten sonra yapılması gerekenler yer almaktadır. Üretim bitiminde koruyucu gaz kapatılır ve parça üretim tablasından ayrılır. Yüzey kalan tozlardan arındırılır. Gerekli ise kumlama ve parlatma gibi işlemler uygulanır ve ürün hazır hale getirilmiş olur.

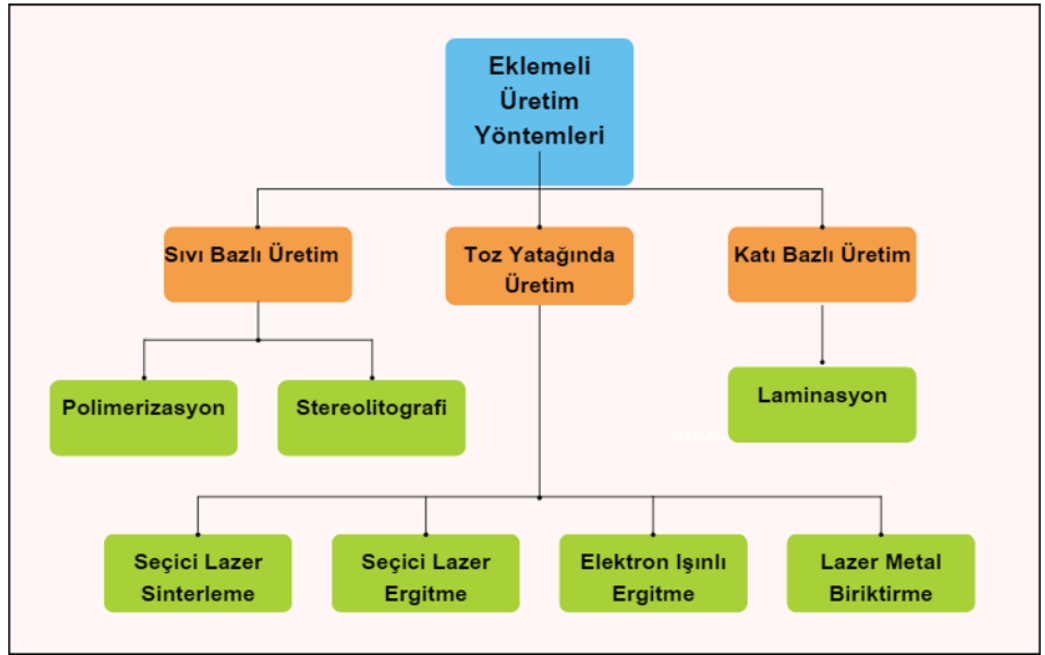


Şekil 1.3. Eklemeli Üretim Proses Akış Diyagramı

Hızlı prototipleme ve eklemeli üretim uygulamalarını daha ticari ve endüstriyel hale getirmek amacıyla 21. yüzyılın başlarında sınıflandırma çalışmaları yapılmıştır. Çalışma prensibine, hammadde malzemesine, tabaka oluşturma mekanizmasına ve üretim operasyonunda kullanılan enerji kaynaklarına göre çeşitli sınıflandırmalar yapılmıştır (Guo et al. 2013). Bu teknolojiye hammadde sıvı, tel, toz ya da bazen tabakalar halinde kullanılır. Katman tarama stratejisi çoğunlukla bir katmanın bir öncekine kıyasla oluşum yönüne ve/veya açısına dayanır. Metalik malzemelerin eklemeli üretim operasyonunu gerçekleştirmek için çoğunlukla kullanılan enerji kaynakları lazer ve elektron ışınıdır. Ayrıca tel tabanlı birleştirmede elektrik arkı kullanılır. Titanyum, nikel bazlı süper alaşımlar, çelik, CoCrW ve alüminyum gibi metallerin eklemeli üretim ile giderek artmaktadır (Bang et al. 2022; Prashanth et al. 2015).

Eklemeli üretim yöntemleri genel olarak Şekil 1.4’de gösterildiği gibi sıvı bazlı, katı bazlı ve toz yatağında üretim olarak 3 ana gruba ayrılır. Sıvı bazlı birleştirme

genellikle polimer malzemelerin üretiminde kullanılır. Katı bazda ise laminasyon yöntemi ile kompozit malzemelerin üretimi gerçekleştirilir. Toz yatağında üretimde kendi içerisinde sinterleme, ergitme ve bağlama olarak 3 gruba ayrılır. Yöntemlerde kullanılan lazer veya elektron ışını kontrollü şekilde ilgili katmanı ergitme veya sinterleme yaparak birleştirme işlemi gerçekleştirilir. İsimlendirme ise seçici lazer sinterleme, seçici lazer ergitme gibi ifadelerle yapılır. Toz yatağında üretim metalik malzemelerin eklemeli üretiminde tercih edilir.



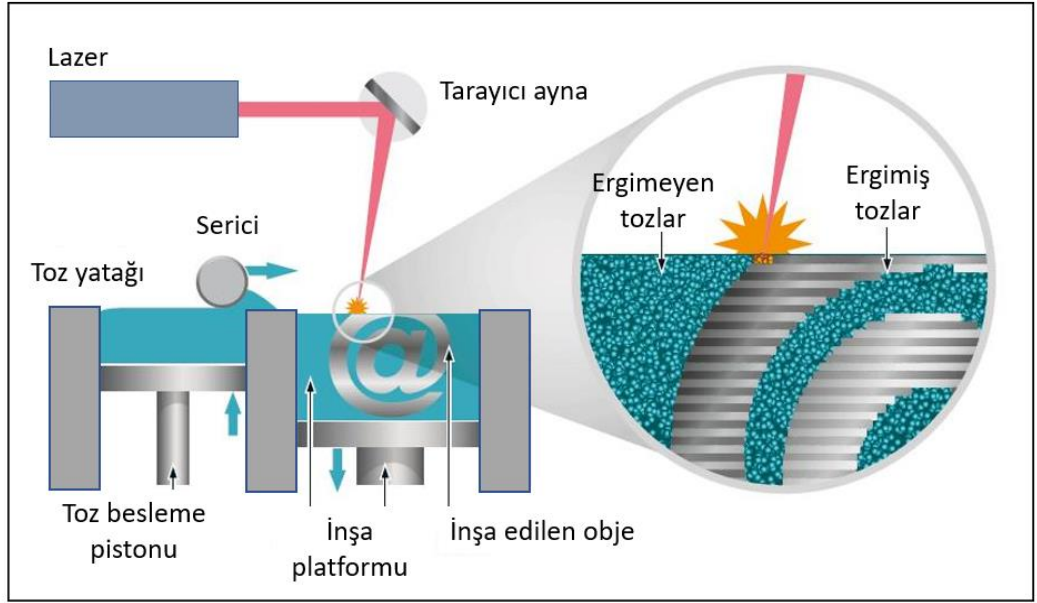
Şekil 1.4. Eklemeli Üretim İmalat Yöntemlerinin Sınıflandırılması (Ngo et al. 2018)

1.2.1. Seçici lazer ergitme

Toz yatağında metal eklemeli üretim proseslerinden olan Seçici Lazer Ergitme (SLE) metal tozlarının yüksek enerjili lazer ışınıyla birleştirme yaparak nihai ürünün katman katman inşa edildiği eklemeli üretim yöntemidir. Üretilen tabaka seçili olarak ergitilir ve sıcaklık düştüğünde katılaşma gerçekleşir. Genel olarak seçici lazer sinterleme ile farkı budur. Erimeyen toz kısım yapının etrafında yer alırken erimiş malzeme ile nesnenin o katmandaki geometrisi oluşturulur. Üretim tamamlandığında parça oluşur ve kalan toz çıkarılır. Daha sonra tabladan ayırmak amacıyla destek elemanları sökülür. SLE yöntemiyle nikel, alüminyum, 316L paslanmaz çelik, CoCrW alaşımları ve titanyum alaşımlarının üretimi gerçekleştirilmektedir (Bae et al. 2021; Öilo et al. 2018). Prosese ait

1. GİRİŞ

şematik gösterim Şekil 1.5’de gösterilmektedir. Ergitme ile birleştirme sağladığı için seçici lazer sinterleme yöntemine göre mekanik özellikleri daha yüksek parçaların imalatı mümkündür. Bu durum da daha fazla tercih edilmesini sağlar. Ayrıca seçici lazer ergitme yöntemi toz malzeme çeşitliliği, toz boyutu, lazer enerji yoğunluğu, tarama stratejileri, tarama hızı gibi parametre optimizasyonları ile farklı yoğunluklara sahip parçaların üretimine olanak sağlar. Bu sayede de farklı Elastisite Modüllerine sahip parçalar ve implant malzemeleri tasarlanabilir. Bu da kullanım yerine ve şartlarına göre aynı ürünün farklı tasarımlarda esnek şekilde tercih edilmesini sağlar.



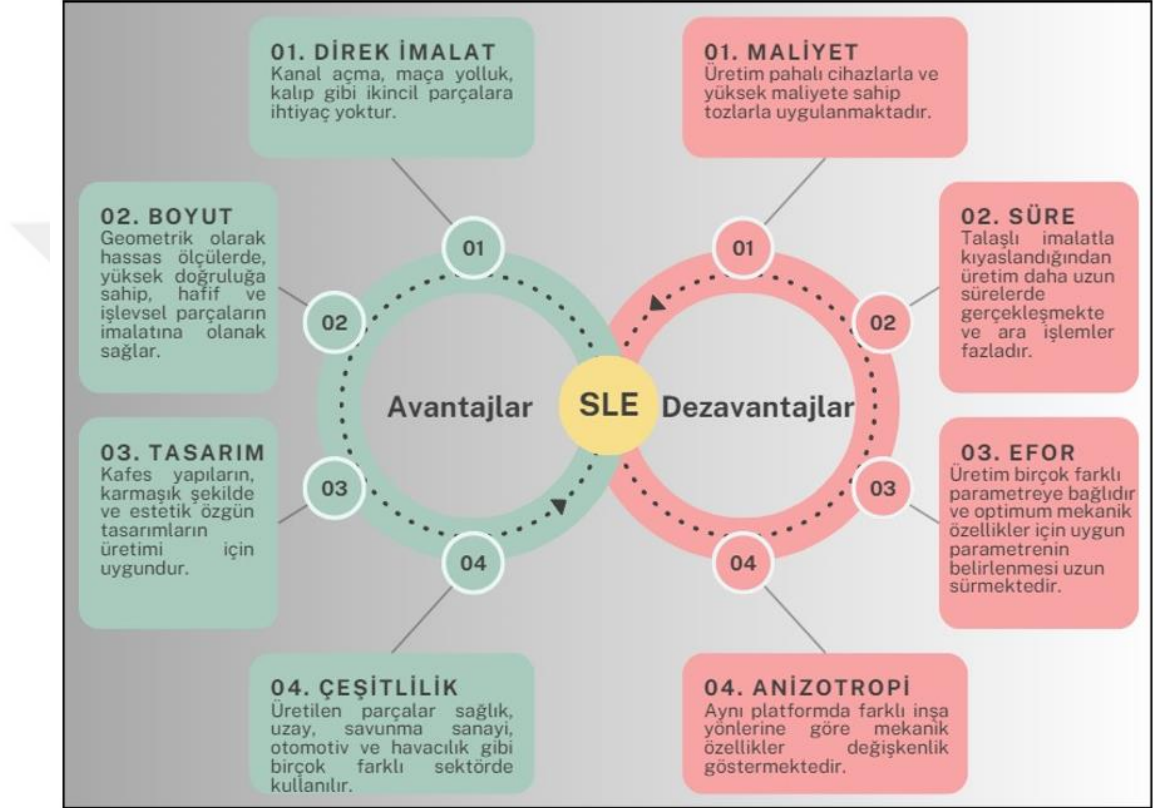
Şekil 1.5. Seçici Lazer Ergitme Üretim Prosesi (Ninpetch et al. 2020)

Üretim sonrası ergimeyen tozların elenerek yeniden kullanımı da tasarruf sağlar. Ayrıca üretim başlatıldıktan sonra herhangi bir gaz ya da enerji kesintisi olmadığı takdirde operatöre ihtiyaç duymadan üretim cihaz aracılığıyla durmaksızın gerçekleştirilir. Üretim sonrası elde edilen geometrilerde sapma 0,05 mm seviyelerindedir (Shahali et al. 2017). Tabaka kalınlığı 5-100 μm ve elde edilen ürünlerin yüzey pürüzlülük değerleri ise 3-20 μm aralığındadır. SLE yöntemine ait olumlu ve olumsuz özellikler Şekil 1.6’da sunulmuştur.

SLE yönteminin avantaj ve dezavantajları kısaca özetlenecek olursa, hassas geometrik toleransların gerektiği karmaşık geometrili parçaların üretimi için bu yöntem oldukça avantajlıdır. Bu sayede doku mühendisliği uygulamalarında kullanılan kafes sistemler, havacılık ve elektronik gibi farklı endüstrilerde tercih edilmektedir. Ancak

1. GİRİŞ

kullanılan tozlar ve cihazların maliyetleri yüksektir. Ayrıca cihazların bakım maliyetleri de geleneksel imalatta kullanılan ekipmanlara göre yüksektir. Bu durumda hem ilk yatırım hem de işletme maliyetini etkilemektedir. Üretilen parçaların inşa platformundaki büyütme yönü mekanik özellikleri doğrudan etkilediğinden elde edilen parçaların mekanik özelliklerinin de detaylı şekilde incelenmesi gerekmektedir. Bu nedenler de SLE yönteminin önemli dezavantajlarının başında gelmektedir.



Şekil 1.6. SLE yönteminin avantaj ve dezavantajları

SLE yöntemi komplike olarak gerçekleşen birçok işlemin birleşiminden meydana gelir. Üretimi etkileyen birçok parametre vardır. Genel olarak sınıflandırıldığında üretim; malzeme, lazer, tarama ve ortam koşulları parametrelerine göre sınıflandırılmaktadır (Palmeri et al. 2022; Sun et al. 2016). SLE yöntemine ait üretim parametreleri genel olarak Çizelge 1.1 de sunulmuştur. Üretilen malzemenin mikro yapısı, geometrik doğruluğu, yüzey pürüzlülüğü ve mekanik özellikleri üretim parametreleri ile doğrudan ilişkilidir.

SLE yöntemindeki temel üretim parametreleri; lazer gücü, tarama hızı, bindirme mesafesi ve katman kalınlığıdır. SLE yönteminde ifade edilen enerji yoğunluğu ile ifade

1. GİRİŞ

edilir ve ilgili denklem Eş. 1.1’de verilmiştir. Denklemden ifade edilen E enerji yoğunluğunu, P, v, h, t ise sırasıyla lazer gücü, tarama hızı, bindirme mesafesi ve katman kalınlığını ifade etmektedir (Zhang et al. 2011).

$$E = \frac{P}{v \times h \times t} \quad (1.1)$$

Çizelge 1.1. Seçici lazer ergitme yöntemindeki üretim parametreleri

Malzemeler	Lazer	Tarama	Ortam
Malzeme birleşimi	Lazer modu	Tarama hızı	Tabla sıcaklığı
Toz Yoğunluğu	Dalga boyu	Bindirme mesafesi	Gaz akış debisi
Toz boyutu	Lazer gücü	Katman kalınlığı	Gaz cinsi
Toz geometrisi	Ofset noktası	Tarama açısı	Parça oryantasyonu
Termal özellikler	Lazer nokta boyutu	Tarama deseni	Parça konumu
Toz akışkanlığı	Lazer tipi	Sınır konturları	Ortam basıncı

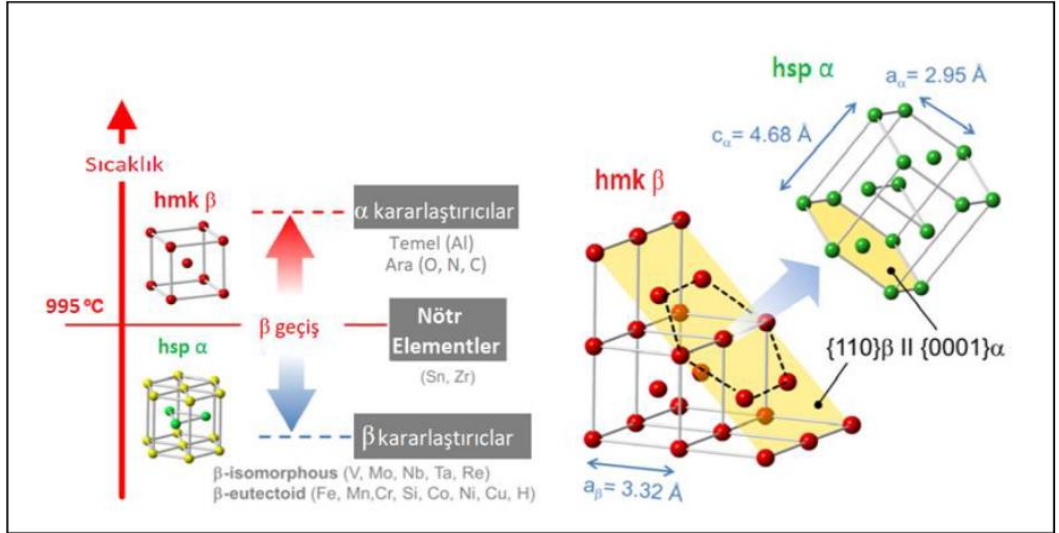
Ayrıca üretim esnasında seçilen tarama desenleri ya da tarama stratejileri lazerin takip ettiği yolu belirler. Seçilen tarama deseni inşa edilen katmanın katılma esnasındaki lokal sıcaklık dağılımını etkilediğinden ilgili geometriye ait termal genleşme, artık gerilme ve deformasyon kabiliyeti gibi özellikleri doğrudan etkilemektedir (Lashgari et al. 2020). SLE uygulamalarında genel olarak bant, spiral, zikzak ve satranç tahtası (chessboard) tarama desenleri uygulanır.

1.2.2. Ti6Al4V’nin genel özellikleri ve eklemeli imalat prosesleri

Ti6Al4V (Grade 5) alaşımı, alfa+beta ($\alpha+\beta$) faz sınıfının en yaygın kullanılan titanyum alaşımıdır. Ti6Al4V alaşımı dökülebilir ve geleneksel yöntemlerden dövme ile havacılık ve sağlık sektörlerinde kullanılır. Ağırlığına oranla yüksek mukavemeti ve yeterli seviyedeki korozyon özellikleri sayesinde pek çok farklı uygulamada tercih edilir. Düşük sıcaklıklarda HSP (Hegzagonal Sıkı Paket) α , 825 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda ise HMK (Hacim Merkezli Kübik) β mikro yapıdadır. Titanyumun içinde bulunan alaşım elementleri ile oda sıcaklığındaki allotropik fazların geçiş sıcaklığı değişmektedir. Alfa fazı oda sıcaklığında kararlı iken beta fazı ise yüksek sıcaklıkta kararlıdır. Yapıya katılan

1. GİRİŞ

alaşım elementleri α/β geçiş sıcaklığını yükselterek α fazını daha stabil edebilir ya da geçiş sıcaklığını düşürerek β fazını daha stabil edebilir ya da her ikisine de etki edebilir (Villa et al. 2019). Titanyuma β geçiş sıcaklığını artıran alfa dengeleyici elementler (Al, O, H) ve α geçiş sıcaklığını düşüren beta dengeleyici (V, Ta, Mo, Nb) elementlerinin eklenmesiyle oluşan alaşımlar, elementin miktarı ve özelliklerine göre faz dönüşüm sıcaklıklarını etkiler. Titanyum alaşımları alaşımda beta dengeleyen elementlerin ağırlıkça oranlarına göre alfa (ağırlıkça $\leq$ %4 beta), alfa+beta (ağırlıkça %4-6 beta) ve beta (ağırlıkça $\geq$ %4 beta) olarak sınıflandırılır. Alfa fazı mukavemet ve korozyon özelliklerinin iyileştirirken, beta fazı ise sünekliği ve tokluğu artırır. Bu nedenle yüksek performanslı titanyum alaşımlarında bu alaşım elementleri bir arada yer almalıdır. Titanyum alaşımının sıcaklığa göre faz değişimi ve kafes yapıları Şekil 1.7’de gösterilmektedir.



Şekil 1.7. Titanyum alaşımının sıcaklığa göre faz değişimi ve kafes yapıları (Villa et al. 2019).

Ti6Al4V'nin faz dönüşümü soğuma hızına göre değişkenlik göstermektedir. Tam ergime ve katılaşmada normal soğumada Ti6Al4V alaşımını sıvı $\rightarrow \beta \rightarrow (\alpha + \beta)$ fazları oluşurken ani soğutmada sıvı $\rightarrow \beta \rightarrow \alpha'$ faz dönüşümleri gerçekleşmektedir. Oda sıcaklığında $\alpha + \beta$ faz yapısında bulunan Ti6Al4V 650 °C ($T_{\beta\alpha\text{şart}}$) sıcaklığına çıkınca alfa yapılar beta yapısına dönüşmeye başlamaktadır. 995 °C ve üzerine çıkıldığında ise tüm mikro yapı beta yapısına geçmektedir. Yüksek soğuma hızlarında ise sıcaklık 575 °C (T_{ms}) martenzit başlangıç sıcaklığının altına düşmesi durumunda ise mikro yapı tamamen α' martenzit fazına dönüşmektedir. İkisi de (α' ve α fazları) HSP kafes yapılarına sahip

olmasına rağmen, α' fazı V ile aşırı doymun iken α fazı V'den yoksundur. Bu sebeple, c/a (kafes parametreleri) oranları farklıdır ve bu şekilde bu iki faz ayırt etmek mümkündür.

Ti6Al4V ELI (Grade 23) ise ($\alpha+\beta$) faz sınıfından olup daha düşük ara yerli olanıdır. Yapısında daha düşük miktarda azot, oksijen, demir, karbon ve hidrojen içerir. Daha düşük miktarda azot, oksijen ve hidrojen elementleri içermesi daha iyi korozyon direnci sağlamasına ve daha yüksek biyouyumluluk sağlar. Ti6Al4V ELI alaşımı çoğunlukla biyomedikal implant malzemeleri ve havacılık sektöründe tercih edilir (McAndrew et al. 2018). Genel olarak oda sıcaklığında 795 MPa akma dayanımına, 860 MPa kopma dayanımına ve %10 seviyelerinde uzamaya sahiptir. Özgül ağırlığı 4.430 kg/m³ ve ergime sıcaklığı ise 1.660 °C seviyesindedir. Yumuşatma tavlama sıcaklığı 700-840 °C iken, gerilim giderme tavlama ise 550-700 °C sıcaklıklarında gerçekleştirilir (Fousová et al. 2018). Düşük ısı iletkenliği ise Ti6Al4V alaşımının talaşlı imalat ile işlenmesi ve üretimi zor bir malzeme olarak değerlendirilmesine neden olmuştur (Bartolomeu et al. 2019). Ayrıca, döküm, haddeleme, dövme gibi imalat yöntemleriyle üretimi zor olduğundan uygulamalarda çelik ve alüminyumla göre pahalı bir malzeme olarak gösterilir. Bu zorluklara rağmen geleneksel yöntemlerle üretimi hem yüksek miktarda malzeme israfına hem de uzun imalat süresine neden olmaktadır. Tüm bu nedenlerden dolayı Ti6Al4V alaşımının günümüzde eklemeli üretim yöntemleriyle imal edilmesi daha avantajlıdır.

2002 yılı öncesinde farklı eklemeli üretim denemeleri olsa da, Ti6Al4V biyomalzemelerin Direk Metal Lazer Sinterleme (DMLS) yöntemiyle üretimi başlangıç kabul edilmektedir (Harun et al. 2018). SLE ile üretilen parçalarda üretim yönteminden kaynaklanan hızlı soğuma ve ani katılaşma geleneksel yöntemlerle imal edilen Ti6Al4V parçalara göre daha sert ve ince iğnemsiz martenzitik α' fazlarının oluşmasına neden olur (Bang et al. 2022). Tabakaların oluşturulması esnasında, tamamen β fazına geçen ergimiş bölgedeki havuz sıcaklığı ani olarak soğuduğundan önceki β taneleri içinden martenzitik faza dönüşümü gerçekleşerek büyümektedir. Ayrıca üretim parametrelerine göre (özellikle lazer gücü ve katman kalınlığı) beta fazı tamamen α' martenzitik faza dönüşmektedir. Bu yapılar küçük iğnelere benzer sivri şekillerdir. Bu nedenle çalışmalarda iğnemsiz martenzitik yapı ifadeleri de kullanılmaktadır. Yüksek yüzey sertliği ve yüksek mukavemet değerlerine sahip olmasına rağmen SLE ile üretilen ikincil

işlem görmeyen Ti6Al4V'nin tokluk ve süneklik değerleri geleneksel yöntemlerle imal edilenlere göre daha düşük seviyededir (Kahlin et al. 2017).

Martenzitik iğnemsisi α' fazı XRD (X-Ray Difraktometer) cihazıyla tespit edilebilir ya da morfolojisi optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile tespit edilebilmektedir. Martenzitik α' fazı ($\alpha+\beta$) fazlarına dönüştürülerek, çekme dayanımı bir miktar azaltılarak süneklik, tokluk ve dinamik yükler etkisindeki yorulma performansı iyileştirilebilir (Jiao et al. 2023). Dönüştürme işlemi genel olarak ısıtma işlemi ile gerçekleştirilir. Isıtma işlemi prosesi uzun süre sabit sıcaklıkta bekletilerek ve yavaş soğutulularak gerçekleştirilir. Bu işlemler sonunda kaba $\alpha+\beta$ çıta genişliğine sahip mikro yapılar oluşmaktadır.

1.2.3. SLE ile imal edilen ti6al4v'nin mekanik özellikleri

Yüzey kalitesi, üretim parametreleri, kullanılan eklemeli üretim yöntemi ve inşaa yönü Ti6Al4V'nin mekanik özelliklerini etkilemektedir (Frazier 2014). SLE ve EBM eklemeli üretim yöntemleriyle üretilen Ti6Al4V'nin yorulma ömrüne yüzey pürüzlülüğünün etkisinin incelendiği bir çalışmada maksimum gerilmesi 600 MPa olan gerilme oranı $R=0.1$ olan yorulma testi kullanılmıştır. SLE ile imal edilen Ti6Al4V'nin daha düşük yüzey pürüzlülük değerine sahip olduğu ve yorulma ömrünün EBM yöntemiyle imal edilene göre daha iyi olduğu belirlenmiştir (Koike et al. 2011). Bir başka çalışmada ise SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin mekanik özelliklerinin doğrudan inşaa yönü ve yüzey kalitesi ile ilişkili olduğu belirtilmiştir. Üretim hızlı gerçekleştirildiğinde yüzey pürüzlülük değerlerinin arttığı ve üretimden kaynaklanan porozite ile birlikte mekanik özelliklerin olumsuz etkilendiği belirtilmiştir. Bu nedenle de genel olarak eklemeli üretim yöntemleriyle imal edilen Ti6Al4V ürünlerine yüzey parlatma, ısıtma işlemi, HIP gibi ikincil prosesler önerilmiştir (Kasperovich et. al. 2015; Zhang et al. 2018).

Eklemeli üretimle imal edilen Ti6Al4V'nin statik özellikleri geleneksel yöntemlerle imal edilenlerle kıyaslandığında daha iyi akma ve çekme dayanımına sahip olduğu görülmektedir. Bu farklılık imalat yöntemi sonucu elde edilen mikro yapı ve ile ilgilidir. Eklemeli Üretim (EÜ) ile üretilenler daha ince taneli ve daha sert fazlara sahiptir. İğnemsisi martenzitik yapıya sahip fazlar yüksek mukavemet değerlerine sahip iken, boyca uzama

1. GİRİŞ

değerleri geleneksel yöntemlerle imal edilenlere göre daha düşüktür. Bu durum bu parçaların daha düşük tokluğa sahip olmasına ve tekrarlı yükler karşısında daha düşük yorulma ömrüne sahip olmasına neden olmaktadır (Karami et al. 2020).

Çizelge 1.2.'de geleneksel ve farklı eklemeli üretim yöntemleriyle üretilen Ti6Al4V'ye ait statik özellikler yer almaktadır. Çizelge incelendiğinde SLE, EBM ve LENS eklemeli üretim yöntemleriyle imal edilenin 950-1.000 MPa akma dayanımına sahip olduğu görülürken dövme ile imal edilen Ti6Al4V'nin 880 MPa civarında bir değere sahip olduğu görülmektedir. Eklemeli üretim yöntemleriyle imal edilen parçalar kendi aralarında kıyaslandığında ise en yüksek akma dayanımı SLE ile imal edilende görülmektedir. Dövme ile imal edilen Ti6Al4V'nin boyca uzama miktarı %14 iken, SLE ve EBM ile üretilende bu değer sırasıyla %8 ve %14 olarak belirlenmiştir. Ayrıca eklemeli üretimle elde edilen Ti6Al4V 'nin Elastisite modülünün de dövme ile üretilene göre yaklaşık %10 daha fazla olduğu görülmektedir.

Çizelge 1.2. Geleneksel ve farklı eklemeli üretim yöntemleriyle imal edilen Ti6Al4V'nin statik özellikleri (Koike et al. 2011).

Üretim Yöntemi	Akma Dayanımı (MPa)	Kopma Dayanımı (MPa)	Elastisite Modülü (GPa)	Boyca Uzama (%)
Dövme	883	951	110	14
SLE	1.000	1.100	120	8
EBM	950	1.020	120	14
LENS	973	1.077	-	11
SLS+HIP	-	1.117	-	5

SLE yöntemiyle Ti6Al4V'nin üretimi esnasında katmanlar oluşturulurken parçanın sıcaklığı değişim göstermektedir. Üretim için kullanılan toz halindeki Ti6Al4V parçacıkların iletkenlik katsayısı, yoğunluk, özgül ısı gibi özellikleri ortam sıcaklığına göre değişkenlik göstermektedir. Bu nedenle SLE üretim prosesi esnasında Ti6Al4V 'nin özellikleri sıcaklıkla değişmektedir. Çizelge 1.3'de Ti6Al4V'nin sıcaklığa bağlı olarak toz ve sıvı haldeki termo-fiziksel özellikleri gösterilmektedir.

Çizelge 1.3. Ti6Al4V için malzeme özellikleri (Parry et al. 2016)

Fiziksel Özellikler	Değer
Katılma sıcaklığı (K)	1.877
Sıvılaşma sıcaklığı (K)	1.923
Beta Geçiş sıcaklığı (K)	1.268
Yoğunluk ρ (kg/m ³)	4.430
Özgül ısı L (kJ/kg)	286

1.3. Yorulma

Değişken ve tekrarlı yüklere maruz kalan güç aktarım ya da yapı elemanlarını etkileyen gerilme akma gerilmesinden daha düşük olmasına karşın belirli çevrim sonucu genellikle malzeme yüzeyinde bir çatlak daha sonra çatlak ilerlemesi ve kırılma ile sonuçlanan hasar mekanizmasına yorulma denir (Ozturk et al. 2023; Razavi et al. 2018). Malzemelerde yorulma hasarının oluşabilmesi için aşağıda bahsedilen 3 durumun gerçekleşmesi gerekir.

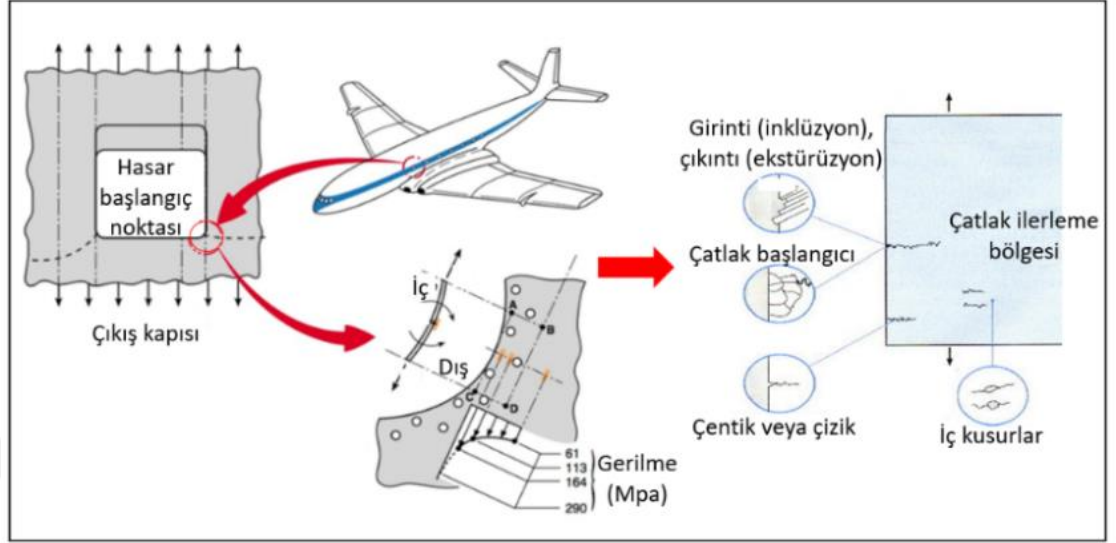
- Gerilme miktarı belli bir seviyenin üzerinde olmalı ancak malzemenin akma gerilmesinden daha düşük olmalı,
- Uygulanan gerilme değişken yani dalgalanmalı,
- Uygulanan gerilme belirli tekrar sayısına ulaşmalıdır (Riemer and Richard 2016).

Yorulma hasarları ani ve hızlı şekilde gerçekleşen hasar mekanizmalarıdır. Çatlak oluşumu ve çatlak ilerlemesi çok kısa sürede gerçekleşmektedir. Yorulma hasarları genel olarak yüzeyde meydana gelen mikro çatlak oluşumundan kaynaklandığı için malzeme yüzeyi ile doğrudan ilişkilidir (Hooreweder et al. 2017). Yüzey pürüzlülüğü ve özellikleri malzemelerin yorulma ömrünü etkilemektedir.

Ayrıca yorulma ömrü malzeme cinsine, gerilme miktarına, yüzey özelliklerine (pürüzlülük, kaplama), geometriye, faz özelliklerine, ikincil işlemlere (parlatma, kaplama, ısıtma işlemi), yükün uygulanma durumuna (çekme, baskı, burulma), malzemenin bulunduğu ortama (korozif, düşük sıcaklık, yüksek sıcaklık) ve yükün frekansı gibi birçok etkene bağlıdır. Malzeme yüzeyi ne kadar pürüzsüz ve çentiksiz ise malzemenin yorulma

1. GİRİŞ

ömrü pürüzlü ve çentikliye göre daha yüksektir. Şekil 1.8’de De Havilland Comet marka yolcu uçağına ait yorulma hasar mekanizmasına ait detaylar gösterilmiştir.



Şekil 1.8. De Havilland Comet Marka Uçak Gövdesinde Gerçekleşen Yorulma Hasar Mekanizması (Anonymous 2023c).

Keskin kenarlara sahip olan pencerede meydana gelen gerilme yığılması sonucu köşede başlayan çatlak ani ve hızlı şekilde uçak gövdesine yayılmıştır. Bu durum incelendikten sonra uçak tasarımında kullanılan pencerelerin tasarımında keskin ve sivri köşeler yerine yarıya ya da pah geometrilili tasarımlar yapılmıştır.

Geçmişte ve günümüzde meydana gelen pek çok kaza yorulma hasarından kaynaklanmaktadır. Bu nedenle bu hasarların tespiti ve tekrar yaşanmaması için gerekli önlemlerin alınması amacıyla yorulma mekanizmasının iyi anlaşılması gerekmektedir. Sürekli hareket eden parçalar ya da yük aktaran makine elemanlarına gelen yükler bu nedenle incelenmelidir.

Tekrarlı bir şekilde uygulanan çeki ve bası yükleri parçaların gövdelerinde çatlak oluşumuna neden olmaktadır. Tekrarlanan çeki ve bası yükleri gerilme diyagramlarında sinüs fonksiyonu şeklinde gösterilir. Genel olarak uygulanan gerilmeler aksenal (çekme, basma), burulma ve eğilme gerilme gerilmeleri olarak üç kategoriye ayrılmaktadır (Kovacı et al. 2016). Gerilme-zaman grafikleri farklı şekillerde olsa da yorulma hasarından bahsetmek için farklı gerilme değerlerinin (negatif ve pozitif) olması gerekir. Negatif gerilme değeri çevrimdeki maksimum gerilme değerinden daha düşük olan

1. GİRİŞ

gerilme değeri olarak tanımlanır. Bu noktada, yorulma hasarını ifade eden çevrimsel gerilme değerlerinin açıklanması gerekmektedir. Maksimum gerilme (σ_{max}), minimum gerilme (σ_{min}), ortalama gerilme (σ_{mean}), gerilme genliği (σ_a), gerilme oranı (R) ve gerilme aralığı ($\Delta\sigma$) ifadeleri aşağıda tanımlanmış ve yorulma ile ilgili temel büyüklükleri gösteren ifadeler Şekil 1.9’da sunulmuştur.

Maksimum gerilme (σ_{max}): Uygulanan gerilmeler arasında sayısal olarak mutlak değerce en büyük gerilmedir. Çekme gerilmeleri (+), basma gerilmeleri (-) ile ifade edilir.

Minimum gerilme (σ_{min}): Uygulanan gerilmeler sıralandığında sayısal olarak en düşük gerilme değeridir.

Ortalama gerilme (σ_{mean}): Maksimum ve minimum gerilmenin aritmetik ortalaması ile hesaplanır.

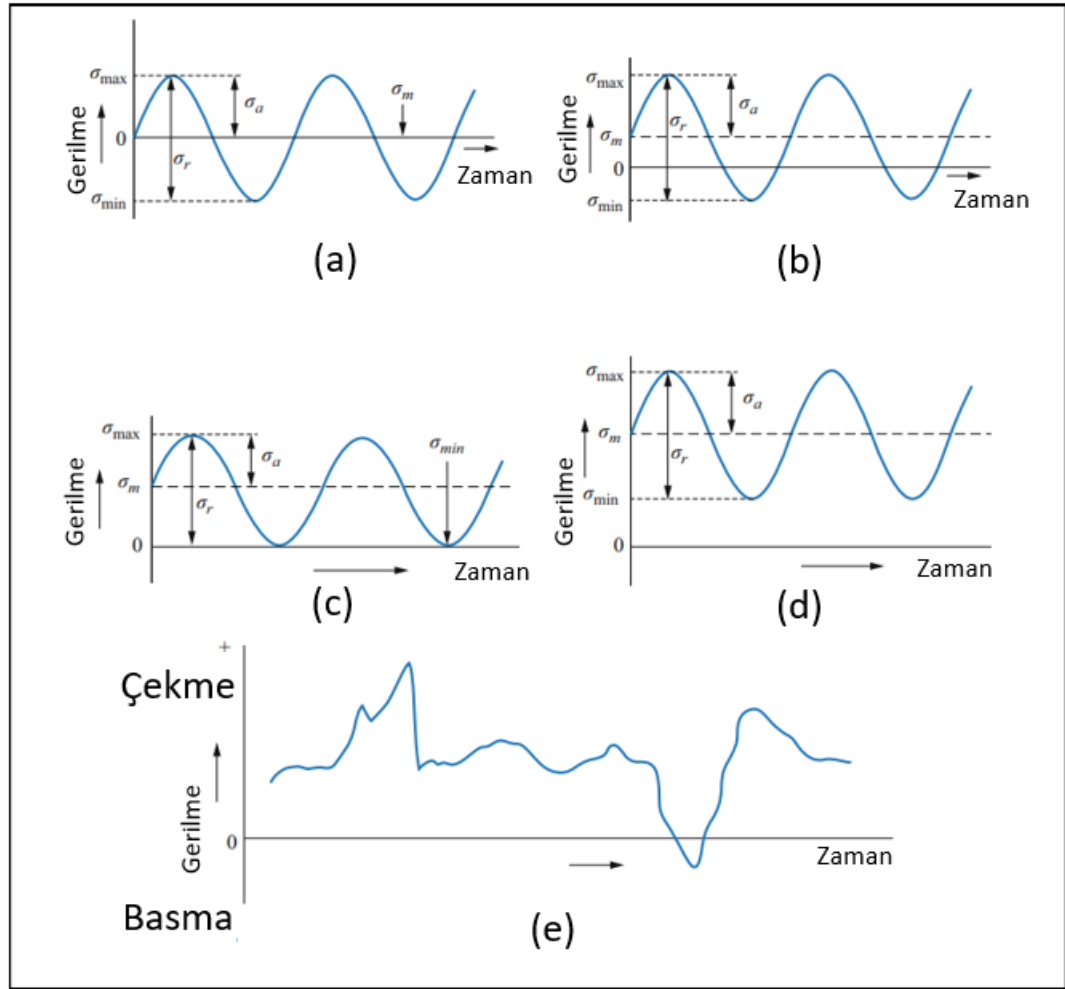
$$\sigma_{mean} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (1.2)$$

Gerilme genliği (σ_a): Maksimum gerilme ve minimum gerilmenin farkının yarısı olarak hesaplanır.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (1.3)$$

Gerilme Oranı (R): Minimum gerilmenin maksimum gerilmeye oranıdır.

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (1.4)$$



Şekil 1.9. Yorulma ile ilgili temel büyüklükler ve farklı yükleme tipleri (a) Tam değişken yükleme ($R=-1$), (b) Çeki-bası yükleme, (c), (d) çeki-çeki yükleme, (e) rastgele/spektrum yükleme (Kovacı 2016).

Gerilme Oranı ($\Delta\sigma$): Maksimum gerilme ve minimum gerilmenin farkıdır.

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} = 2\sigma_{mean} \quad (1.5)$$

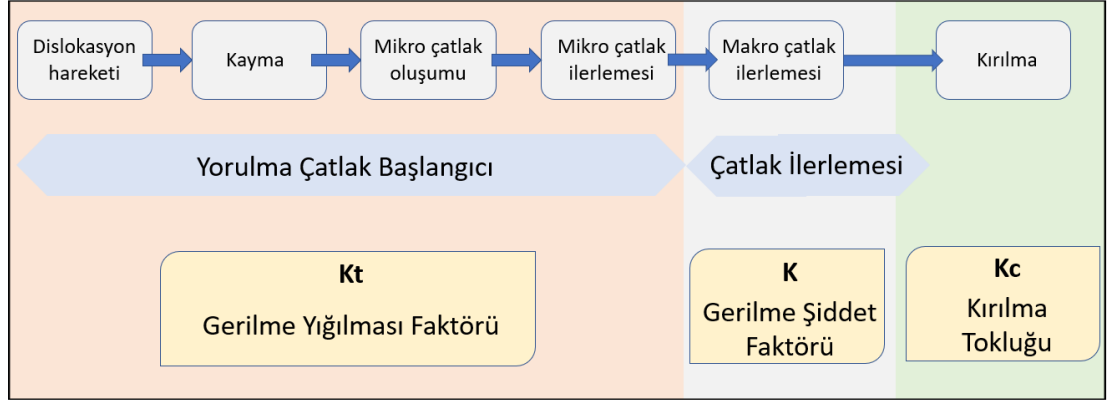
Genlik Oranı (A): Gerilme genliğinin ortalama gerilmeye oranıdır.

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{\sigma_{max} + \sigma_{min}} = \frac{1-R}{1+R} \quad (1.6)$$

Malzemelerde yorulma hasarına neden olan çatlak oluşumu, kayma bantlarında mikro boşluk oluşumu ve daha sonra bu mikro boşlukların birleşimiyle mikro çatlaklar meydana gelir. Daha sonra mikro çatlaklar plastik deformasyona neden olur ve

1. GİRİŞ

nihayetinde parça hasara uğrar. Yorulma hasar mekanizmaları incelenirken çatlak başlangıcı ve çatlak ilerleme ömrünün birbirinden ayırt edilmesi yorulma mekanizmasını değerlendirmek açısından önemlidir (Bhaduri 2018). Yorulma çatlak başlangıcı ve çatlak ilerleme davranışı incelenirken farklı metotlar kullanılır. Bu yüzden bu iki durum ayrı ayrı değerlendirilir. Şekil 1.10'da yorulma çatlak başlangıcı ve çatlak ilerlemesi aşamaları ve bu aşamaların incelenmesinde kullanılan ifadeler verilmiştir.



Şekil 1.10. Yorulma hasarının gerçekleşme aşamaları ve ilgili ifadeler (Kovacı 2016)

Gerilme Yığılması (şekil) Faktörü (K_t): Bir çentik veya başka bir gerilme yükselticinin bulunduğu bölgedeki en yüksek gerilmenin, ilgili anma gerilmesine olan oranıdır.

Gerilme Şiddet Faktörü (K): Çatlak ucundaki gerilme yoğunluğunu tanımlamak için kullanılan bir faktördür. Irwin'in yaklaşımına göre, çatlak bölgesindeki yerel gerilmeler, çatlak boyunun yarısının karekökü ile normal gerilmenin çarpımına bağlı olarak değişir. Bu denklem, Mod I durumunda hesaplandığı için I alt indisi kullanılmaktadır. Çatlak boyu genellikle 'a' ile ifade edilir. Ancak, farklı çatlak geometrileri ve malzeme boyutları göz önüne alındığında, 'a' değeri uygun olmayabilir. Bu durumda, gerilme şiddet faktörü denkleme $f(g)$ terimi eklenerek kullanılır. Burada $f(g)$ terimi, analiz edilen elemanın ve içindeki çatlağın geometrik özelliklerine bağlı olarak belirlenen, boyutsuz bir düzeltme faktörüdür.

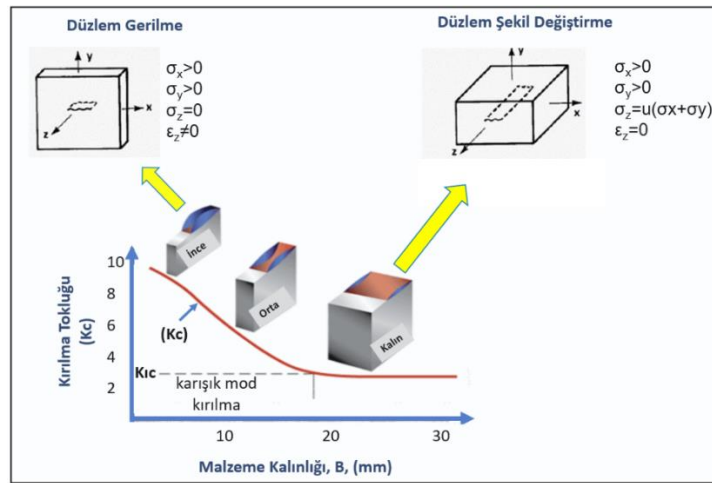
$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.7)$$

$$K_I = f(g) \cdot \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.8)$$

Kırılma Tokluğu (K_{Ic}): Gerilme şiddet faktörü K_{Ic} (kritik) değerini aştığı zaman çatlak ani olarak ilerlemekte ve gevrek kırılma gerçekleşmektedir. Bu kritik değere kırılma tokluğu denir ($K_{Ic}=K_{Ic}$). Boyuttan bağımsız bir malzeme özelliğidir. Kırılma tokluğu metalürjik olarak mikro yapı, inklüzyonlar, kimyasal birleşim, ısıtım işlem ve üretim yöntemine bağılıdır. Test koşullarında ise sıcaklık ve şekil değışim hızından etkilenir. Çatlak içeren veya içerebilecek bir sistemde kırılma mekaniğine göre tasarım yapılırken bu değere dikkate alınmalıdır.

Kırılma tokluğu bir malzeme özelliğı olmasına rağmen malzemeye uygulanan şekil değıştirme oranına, üretim yöntemine, ısıtım işleme, kimyasal birleşime, sıcaklığa, mikro yapıya, termo-mekanik işlemlere ve malzeme kalınlığına göre değışmektedir. Sıcaklık azaldıkça K_{Ic} azalır. Gerilme (şekil değıştirme) hızı ve numune kalınlığı arttıkça K_{Ic} azalır. Şekil 1.11’de malzeme kalınlığının kırılma tokluğuna etkisini gösteren grafik sunulmuştur.

Şekil 1.11’de görüldüğü gibi, belirli bir kalınlık sonrası kırılma tokluğu sabit bir değere ulaşır ve bu değere düzlem şekil değıştirme kırılma tokluğu **K_{Ic}** adı verilir. Düzlem gerilme kırılma tokluğu, kalınlığa bağılı olarak değışkenlik gösterdiğinden malzeme özelliğı olarak kabul edilmez. Buna karşın, sabit bir değere sahip olan düzlem şekil değıştirme kırılma tokluğu, bu nedenle malzeme özelliğı olarak değeriendirilir.



Şekil 1.11. Malzeme kalınlığının kırılma tokluğuna etkisi

$$K_{IC} = f(g) \cdot \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.9)$$

$$K_I = f(g) \cdot \sigma \sqrt{\pi a} \leq K_{IC} \quad (1.10)$$

Gevrek malzemeler genellikle düşük kırılma tokluğuna sahipken, sünek malzemeler daha yüksek tokluğa sahiptir.

- $K < K_c$ ise çatlak ilerlemez.
- $K \geq K_c$ ise çatlak ilerler ve gevrek kırılma meydana gelir.

Ayrıca Irwin yaptığı analizde, gerilme şiddet faktörünün ve şekil değiştirme enerjisi salınım oranının eşdeğer olduğunu belirtmiştir.

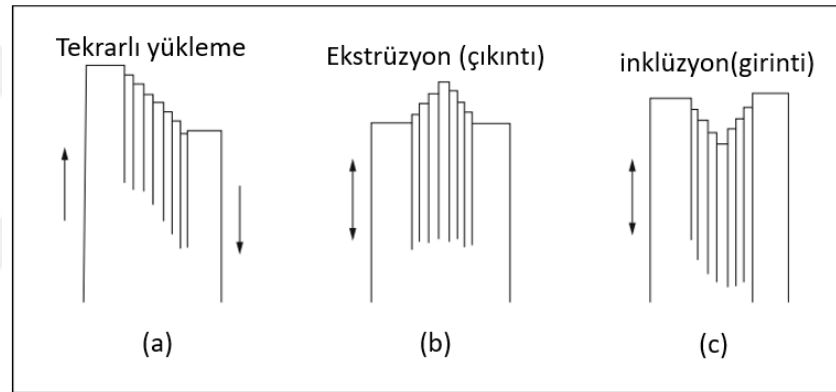
Düzlem şekil değiştirme durumu için Elastisite modülü: $E' = E/(1-\nu^2)$ ve düzlem gerilme durumunda Elastisite modülü $E' = E$ olmak üzere K_I ve G arasındaki ilişki Denklem 1.11'de verilmiştir.

$$G = \frac{K_I^2}{E'} \quad (1.11)$$

1.3.1. Yorulma çatlağı oluşumu ve ilerleme aşamaları

Yorulma çatlağı genel olarak üç aşamada gerçekleşmektedir. Çatlak başlangıcı, çatlak ilerlemesi ve kırılma şeklinde ifade edilir. Ancak bilinir ki yorulma hasarı plastik deformasyon sonucu meydana gelir. Temel plastik deformasyon mekanizmaları kayma ve ikizlenmedir. Yüksek sıcaklıklarda ise dislokasyon tırmanması ve tanelerin kayması ile de yorulma hasarı gerçekleşmektedir. Yorulma hasarına neden olan çatlak kaplamasız ya da işlemsiz diye ifade edilen numunelerde genellikle yüzeyde oluşur. Malzemenin maruz kaldığı gerilme akma gerilmesinden daha düşük olsa da tekrarlı şekilde uygulandığından ve belli bir gerilme seviyesinin de üzerinde olduğundan kümülatif etkiyle malzemede plastik deformasyon oluşturur. Dislokasyonların kayma hareketi sonucunda malzemenin yüzeyinde bulunan süreksizlikler, pürüzler çentik etkisi oluşturarak çatlak oluşumuna sebep olur.

Yorulmaya neden olan çatlaklar, atomların en yoğun olduğu kayma düzlemlerinde kayma bantlarının oluşumu ile başlar. Kristal yapı malzemelerde kristaller birbirinden farklı oryantasyonlarda bulunmaktadır. Oryantasyonu uygulanan gerilmeye en uygun olarak yönelen kristallerde ilgili kayma bantları harekete geçerek ekstrüzyon ve inklüzyon adı verilen girinti çıkıntılar meydana getirir. Oluşan bu ekstrüzyon ve inklüzyonlar ise çentik etkisi oluşturur. Bu girinti çıkıntılar başlangıçta çok düşük seviyelerde yaklaşık 1 mikron civarında olsa da yüzeydeki süreksizlik ve pürüzlülüklerle yükün tekrarlı şekilde uygulanmasıyla birleşir ve giderek büyüyerek plastik deformasyona neden olur. Pürüzlü yüzeyler gerilme konsantrasyonu oluşturduğundan yorulma ömrünü azaltır (Günther et al. 2018). Şekil 1.12’de tekrarlı statik yükleme sonucu oluşan girinti ve çıkıntılar şematik olarak sunulmuştur.



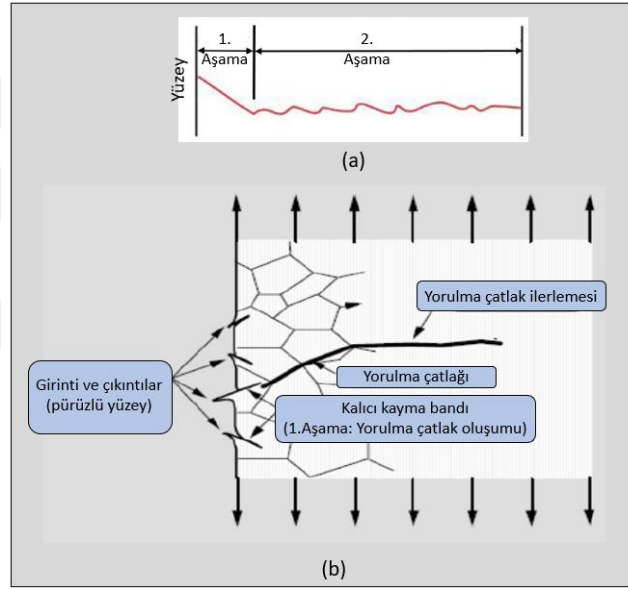
Şekil 1.12. (a) Tekrarlı şekilde uygulanan çeki-bası gerilmesi, (b) Yükleme sonucu oluşan çıkıntı, (c) Yükleme sonucu oluşan girinti.

Malzemelerde mikro çatlak oluşumunun ardından, yüzeydeki yorulma çatlak kayma bantlarının çekme eksenine 45° açı ile hareket etmesi sonucu oluşur ve sonrasında yük eksenine ile de 90° oluşturarak ilerler. Kayma bantları girinti çıkıntı oluşturarak çatlak oluştuğu bölgede gerilme yığılması meydana gelir ve birden fazla kayma sistemi devreye girerek plastik deformasyon gerçekleşir. Ardından da gerilmeye maruz kalan malzeme kesiti etkileyen gerilmeyi taşıyamadığından kırılma ile sonuçlanan hasar gerçekleşir (Bhaduri 2018; Kettunen et al. 1972). Yüzeyde oluşan çatlak iç kısma doğru ilerler. Ancak kristal yapı malzemelerde tane sınırları engel oluşturarak çatlak ilerlemesini engeller. Fakat yükün tekrarlı olması nedeniyle belli sayıdaki taneleri geçtikten sonra normalleşme başlar ve çatlak ilerlemesi artar. İç kısımda normalleşme başladıktan sonra

1. GİRİŞ

yorulma ömrünü artıracak yüzeydeki ikincil işlemlerin (parlatma, ısıl işlem, kaplama) çatlağı geciktirici etkisi kalmaz.

Yorulma hasarının en belirgin özelliği içyapıda meydana gelen yorulma çizgileri (striations) oluşumudur. Yorulma çizgileri tekrarlı yükler sonucu oluşan çatlak açılması ve kapanması ile oluşur. Yapılan çalışmalarda yorulma çizgilerinin oluşumu farklı teorilerle açıklanmaya çalışılsa da Laird teorisi çok bilinen yaklaşımdır. Bu teoride malzemeye uygulanan yük arttığında çatlağın körleşeceği ve bunun sonucunda çatlak uç kısmında gerilmiş bir bölgenin oluşacağı ve bu kısmın büyüyerek çatlağın ilerleme kaydettiği belirtilmiştir (Long et al. 2023).

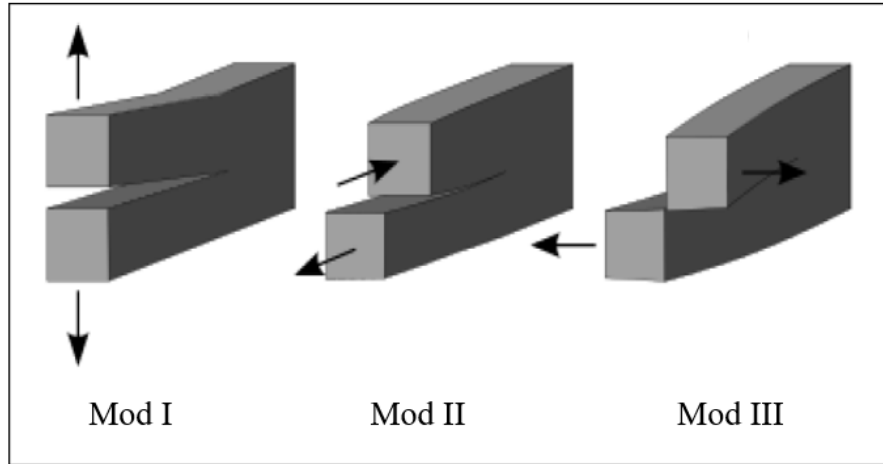


Şekil 1.13. (a) Yüzeyde Çatlak başlangıcı (b) Çatlak ilerlemesi (Seyyarer et al. 2021)

Yorulma çizgileri ile hasar tiplerine göre malzemelerin yorulma hasarına uğrayıp uğramadığı tespit edilir. Ancak bazı durumlarda bu çizgiler oluşmadan da yorulma hasarına bağlı kırılmalar gerçekleşir. Şekil 1.13’de yüzeyde çatlak başlangıcı ve yorulma çatlak ilerlemesi şematik olarak verilmiştir. Şekil 1.13a yüzeydeki 1.13b ise iç kısımlara doğru çatlak hangi şekilde ilerlediğini göstermektedir. Şekil 1.13a’da çatlakın yükleme yönüne göre 45°’lik açı ile çıkıntı oluşturduğunu göstermektedir. Şekil 1.13b’de ise kayma düzlemlerinde gerçekleşen Dislokasyon hareketi sonucu plastik deformasyonun gerçekleştiği görülür. Gerilme tekrarıyla oluşan kayma bantlarında ileri geri hareketler sonucu yorulma çatlak meydana gelir (Çelik et al. 2005). Çatlakların malzeme üzerindeki hareketi sonucunda kesit alanı azalır ve kırılma gerçekleşir.

1. GİRİŞ

Malzeme üzerine etki eden 3 farklı yükleme modu Şekil 1.14’de gösterilmiştir. Bu yükleme tipleri açılma (çekme), kayma (düzlem içi kayma), kesme (makaslama, yırtılma veya düzlem dışı) tipidir. Bunlar genellikle mod I, mod II ve mod III olarak bilinir. Mod I’de gerilmenin tesiriyle çatlağın karşıt yüzeyleri birbirinden ayrılmaya çalışır. Genel olarak kırılma mekaniği hesaplamaları Mod I göre gerçekleştirilir.



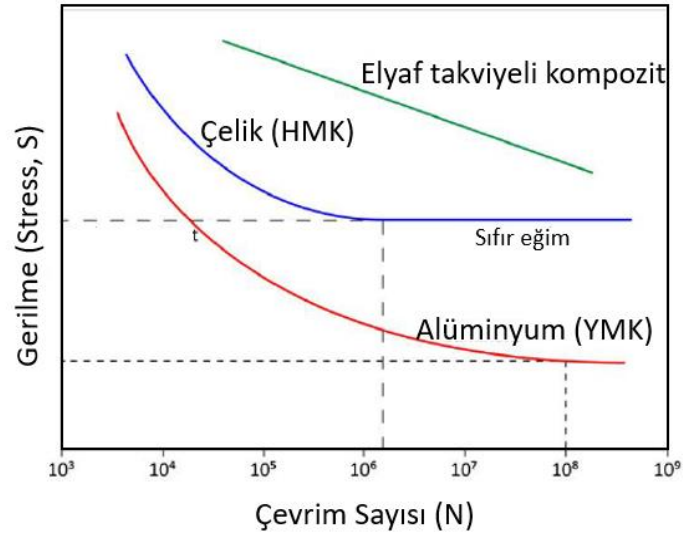
Şekil 1.14. Yükleme Tipleri (Liang et al. 2021)

1.3.2. Yorulma analiz yöntemleri

Belirli bir zaman aralığı, belirli bir tekrar sayısında ve değişken olarak uygulanan gerilmeler akma dayanımından ilgili malzemenin düşük dahi olsa yorulma hasarına neden olmaktadır. Motor şaftları, demiryolu rayları, dişli çarklar, otomobil aksları, uçaklardaki kanatlar dinamik yüklere maruz kalan en yaygın bilinen ekipmanlardır. Bu makine elemanlarının tasarımları, yorulma ile ilgili büyüklük hesaplama yöntemlerinin ve analiz yöntemlerine göre yapılır. Yük aktaran bir parçanın ya da tekrarlı yüklere maruz kalan bir malzemenin yorulma analizleri genel olarak üç farklı yaklaşım ile ele alınır (Bhaduri 2018; Lewandowski and Seifi 2016). Bu yaklaşımlar aşağıda sıralanmıştır.

- Gerilme ömrü (stress life) yaklaşımı
- Şekil değiştirme (strain life) yaklaşımı
- Kırılma mekaniği yaklaşımı

a) Gerilme Ömrü (Stress Life) Yaklaşımı: En temel ve en çok kullanılan yorulma ömrü hesaplama yöntemidir. Malzemenin sabit genlikte ve belirli bir frekansta yorulma gerilmesinde elastik şekil değişimine uğradığı varsayılarak ilgili gerilme değerinde ne kadar çevrim sayısına kadar dayandığı hesaplama yöntemidir. Gerilme değeri akma sınırının altındaki seviyeden kademe kademe artırılarak ya da azaltılarak ilgili gerilme seviyesine karşılık çevrim sayıları işaretlenerek grafik oluşturulur. Bu grafiğe S-N (Stress-Number of cycle) eğrisi ya da literatüre kazandıran Alman demiryolu mühendisi Wöhler'e atfen Wöhler eğrisi denir. Şekil 1.15'de farklı metaller ve elyaf takviyeli kompozit malzemeler ait S-N eğrisi grafiği sunulmuştur.



Şekil 1.15. Farklı malzemelere ait S-N eğrisi grafikleri

S-N eğrisi grafiğini oluşturabilmek amacıyla en az 8-12 numunenin kullanılması gerekir. Grafikte X eksenini çevrim sayısını gösterirken, Y eksenini gerilme genliğini gösterir. S-N eğrileri malzemedan malzemeye değişmekle birlikte genel olarak 10^6 çevrime ulaştıktan sonra apsis ekseninde sonsuza giden bir durum gözlenebilir. Bu diyagramda eğride asimptotik durum görüldüğü gerilme değeri test edilen malzemenin yorulma sınırı kabul edilir. Oluşan bu gerilme değerinin altındaki gerilmeler sonsuz ömürlü olduğunu ifade eder. Yorulma ömrü ifadesi ise belirli büyüklükte tekrarlı gerilme uygulanan bir malzemenin kırılıncaya kadar geçen çevrim sayısı olarak tanımlanır.

HMK yapıdaki (demirler, çelikler, Ti6Al4V alaşımları) belirli bir gerilme genliğinin altında zorlanmalarda yorulma hasarına uğramamaktadır. Bu eşik değere

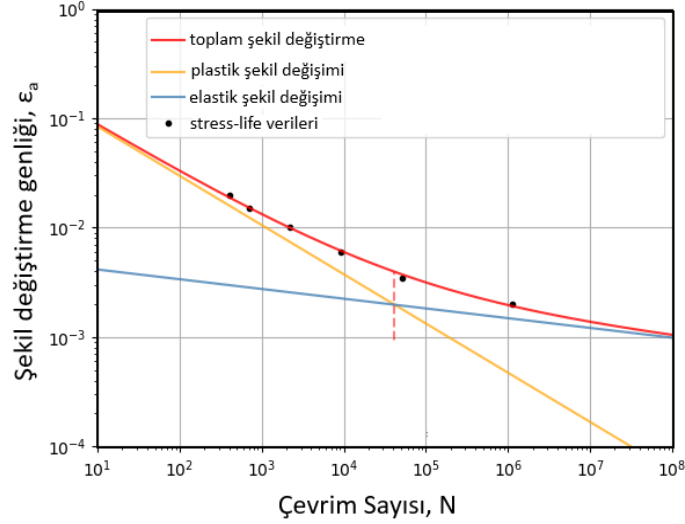
yorulma sınırı (Fatigue limit) adı verilir. Ancak farklı kristal yapılarda özellikle YMK kafes yapılarında istisnai durumlar dışında bu sınıra rastlanmaz. Bu durum istif kusur enerjisi, deformasyon sertleşmesi, atomsal titreşimler ve dislokasyon hareketi gibi farklı teorilerle açıklanır. Bu tür malzemeler için de yorulma dayanımı (endurance limit) 5×10^7 çevrimde yorulma hasarı oluşturacak gerilme esas alınır.

Gerilme değeri akma sınırına yakın olan ve 1.000 çevrime kadar kırılan parçaların yorulma olayına düşük çevrimli yorulma (low cycle fatigue) denir. Gerilme değerinin daha düşük olduğu ve çevrim sayısının 1.000'den daha büyük olduğu yorulma testlerine ise yüksek çevrimli yorulma (high cycle fatigue) denir.

b) Şekil Değiştirme Ömrü (Strain Life) Yaklaşımı: Düşük çevrimli yorulma aşamaları ($\sim 10^3$ - 10^4) ile ilgilenir ve gerilme-şekil değişimini esas alarak çatlak oluşumu ile yorulma tahmini yapılır. Gerilme seviyesi yüksek olduğu için şekil değiştirme miktarının tespiti önemlidir. Gerilme ömrü yaklaşımında şekil değişim miktarı elastik kabul edilse de bu yaklaşımda şekil değiştirme hem elastik hem de plastik olarak ifade edilir. Özellikle çentik gibi gerilme yığılmasına sebep olan etkenler civarındaki gerilmeler plastik deformasyona neden olmaktadır. Bundan dolayı bu yaklaşımda ϵ -N grafiği kullanılır. Birim şekil değişim miktarı ϵ ile ifade edilirken N çevrim sayısıdır.

Şekil 1.16'da bu yaklaşımda kullanılan bir grafik örneği sunulmuştur. Yorulma çatlak başlangıcının belirlenmesinde bu yöntem kullanılmaktadır. Uzun ömürlü (yüksek çevrimli yorulma) düşük gerilme seviyelerinde plastik deformasyon ihmal edilebilir seviyede olduğundan stress-life ve Strain-life sonuçları aynıdır. Bu yöntem yorulma çatlağının ilerlemesinden ziyade çatlağın başlangıcı ile ilgilenir. Strain life ömür yaklaşımı ile yorulma ömrü hesaplamaları için;

- i. Düz ve çentiksiz laboratuvar test numunesinin özellikleri (tekrarlı gerilme şekil değiştirme verileri ve strain life verileri),
- ii. Çentik gibi kritik noktalardaki gerilme şekil değiştirme geçmişi,
- iii. Hasara sebep olan olayların belirlenmesi (cycle counting),
- iv. Ortalama gerilmenin etkileri,
- v. Hasar toplama tekniklerinin Miner Kuralı) bilinmesi gerekir.



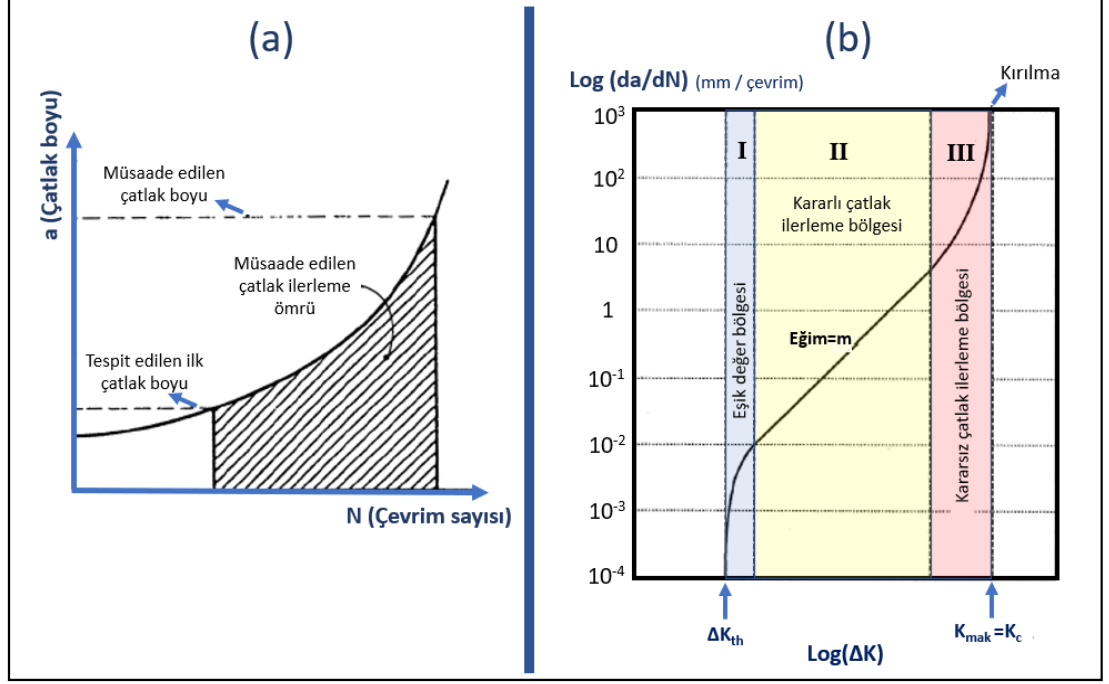
Şekil 1.16. Şekil değiştirme genliği-çevrim sayısı grafiği (Anonymous 2024a)

c) Kırılma Mekanikliği (Fracture Mechanics) Yaklaşımı: Genel olarak belirtildiği üzere bir parçanın yorulma ömrü çatlak oluşumu, çatlak ilerlemesi ve kırılma aşamalarından meydana gelir. Çatlak oluşumu ve çatlak ilerlemesi aşamaları yorulma ömrünün büyük kısmını kapsamaktadır. Çatlak oluşumu ile ilgili farklı değişkenlerin etkili olduğu belirtilse de önemli olan zaman/ömür oranıdır. Düşük şekil değiştirme genliklerinde çatlak başlangıcı ömrün yaklaşık %90'ını kapsarken, yüksek şekil değiştirme genliklerinde çatlak ilerlemesi yorulma ömrünün büyük kısmını oluşturmaktadır. Kırılma mekanikliği yaklaşımı *yorulma çatlak ilerleme ömrünü* hesaplamak için kullanılır. Kırılma mekanikliği yaklaşımında, başlangıç çatlak boyunun bilinmesi veya varsayılması gerekir. Bir malzemede yorulma çatlak başlangıcı Strain-life yaklaşımı ile belirlenirken, çatlak ilerleme ömrü ise kırılma mekanikliği yaklaşımıyla belirlenir. Toplam yorulma ömrü bu iki yaklaşımdan (Strain life-çatlak başlangıcı ve kırılma mekanikliği-çatlak ilerleme) elde edilen toplam değerdir (Liu 1991; Xu et al. 2021).

Bu yöntem, malzemede mevcut çatlaklar nedeniyle klasik gerilme-şekil değiştirme ilişkilerinin doğrudan uygulanmasını engeller. Bunun yerine, gerilme şiddet faktörü (K) parametresi kullanılır. Bir çatlak içeren malzemedeki gerilme şiddet faktörü belirli bir kritik değeri aşarsa, çatlak ilerlemeye başlar ve bu durum kırılma ile sonuçlanır. Bu kritik değere kırılma tokluğu (Kc) denir ve bu değer malzemenin boyutundan bağımsızdır. Çatlak içeren veya çatlak potansiyeli taşıyan sistemlerde kırılma mekanikğine uygun tasarım yapılırken bu değer dikkate alınması gerekir (Dhansay et al. 2014).

1. GİRİŞ

Malzemelerde var olan bir çatlakın ne kadar çevrimden sonra kırılmaya neden olan final çatlak uzunluğu Şekil 1.17’de sunulan (a) çatlak boyu-çevrim sayısı (a - N) ve (b) yorulma çatlak ilerleme eğrisi (da/dN - ΔK eğrisi) ya da Paris-Erdoğan eğrisi olarak bilinen grafiğe göre hesaplanır (Paris and Erdogan 1963).



Şekil 1.17. (a) Çatlak ilerlemesi, (b) Yorulma çatlak ilerleme eğrisi (Lee et al. 2011)

Özellikle havacılık endüstrisinde çatlak ilerlemesini anlamak ve tahmin etmek amacıyla birçok çalışma yürütülmektedir. Bu amaca ulaşmak için, hasar toleransı yaklaşımı olarak bilinen emniyetli ömür veya hasarsız ömür yöntemleri geliştirilmiştir. Bu yöntemler, ilk tespit edilen çatlak boyuna dayanarak malzemenin çatlak ilerleme hızını veya özelliklerini bilmenin, malzemenin güvenli bir şekilde kullanılmasını sağlayacağı görüşünü savunur. Şekil 1.17 (a)’da görüldüğü üzere bir malzemenin ömrünün çoğunun küçük çatlak uzunluklarında harcandığı görülmektedir. Ayrıca gerilme değeri arttıkça çatlak ilerleme oranı da artar. Ancak bir malzemenin çatlak ilerleme davranışını incelemek için asıl başvuru yöntem yorulma çatlak ilerleme eğrileridir (Hong et al. 2024).

Şekil 1.17 b grafiğinde yorulma çatlak ilerleme oranı da/dN (mm/çevrim sayısı), birim çevrim sayısı başına çatlak uzunluğundaki değişim ve gerilme şiddet faktörü aralığı ΔK ($MPa\sqrt{mm}$) olmak üzere her iki değer de logaritmik ölçekte birbirine

karşılık çizilirse malzemelerin yorulma çatlak büyüme/ilerleme eğrileri (fatigue crack growth/propagation rate curves) elde edilir.

$$\Delta K = K_{mak} - K_{min} = f(g)\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (1.11)$$

Yorulma çatlak ilerleme eğrisi 3 kısımdan oluşur.

- I. Eşik Değer Bölgesi
- II. Kararlı Çatlak İlerleme Bölgesi
- III. Kararsız Çatlak İlerleme Bölgesi

I. Eşik Değer Bölgesi: Bu bölgede çatlak ilerleme oranı 10^{-6} mm/çevrim seviyesinde veya daha azdır. Bu bölge, malzemenin tane yapısı, uygulanan gerilme, frekans, gerilme oranı ve sıcaklık gibi mikro yapısal ve çevresel faktörlerden oldukça etkilenir. Buradaki en kritik parametre ΔK_{th} (gerilme şiddet faktörü eşik değeri) olarak bilinir. Bir malzemede çatlak ilerleme hızı veya oranı bu eşik değerinin altındaysa, çatlak ilerlemesi meydana gelmez. Ayrıca, bu değer üzerinde en büyük etkiye sahip parametre gerilme oranıdır (R).

II. Kararlı Çatlak İlerleme Bölgesi: Bu bölgede çatlak ilerleme hızı lineer bir seyir izler ve çatlak ilerlemesi kararlı bir şekilde devam eder. Burada, çatlak ucu çevresindeki plastik bölgenin boyutu, malzemenin ortalama tane boyutundan daha büyük fakat çatlak uzunluğundan daha küçüktür. Çatlak ilerleme hızı genellikle 10^{-6} ila 10^{-3} mm/çevrim aralığındadır. Bu bölgede, çatlak ilerleme hızı mikro yapı, ortalama gerilme, süneklik, çevresel koşullar ve malzeme kalınlığı gibi faktörlerden etkilenir; bu faktörler arasında en büyük etkiye sahip olan ise ortalama gerilmedir. Ayrıca bu bölge Paris-Erdoğan bölgesi olarak da bilinir. 1963 yılında Paris ve Erdoğan bu bölgeyi tanımlamıştır. Paris-Erdoğan eşitliği 1.12 numaralı denklemde sunulmuştur. Denklemde ifade edilen C ve m malzemeye özgü sabitler olup, ΔK değeri ise gerilme şiddet faktörü aralığını ifade ($\Delta K = K_{mak} - K_{min}$) etmektedir.

$$\frac{da}{dn} = C(\Delta K)^m = C(K_{mak} - K_{min})^m \quad (1.12)$$

III. Kararsız Çatlak İlerleme Bölgesi: Bu bölgede çatlak ilerleme hızı çok yüksektir ($\frac{da}{dn} > 10^3 \text{ mm/çevrim}$), bu nedenle çatlak ilerlemesi hızlı ve kararsız bir şekilde gerçekleşir. Çatlak ilerleme eğrisi asimptotik olarak kırılma tokluğu (K_c) değerine yaklaşır ve bu değere ulaştığında kırılma meydana gelir. Çoğu mühendislik uygulamasında ve akademik çalışmalarda bu bölge genellikle göz ardı edilir, çünkü burada gerçekleşen ilerleme ve kırılma olayları toplam yorulma ömrünün çok küçük bir kısmını kapsar. Ayrıca, bu bölgede gerilme seviyesinin çok yüksek olması, çatlak ucu çevresindeki plastik bölgenin çatlak uzunluğundan daha büyük olmasına yol açar. Bu nedenle bu bölgede lineer elastik kırılma mekaniği yaklaşımı geçersiz olur. Hesaplamalar elasto-plastik kırılma mekaniği yaklaşımına göre gerçekleştirilir. Ortalama gerilme, mikro yapı, malzeme kalınlığı ve çevresel etkiler bu bölgede etkilidir. Bu bölgede 1.13 numaralı denklem yani Forman Eşitliği geçerlidir (Lee et al. 2010).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (1.13)$$

1.3.3. Yorulma çatlak ilerlemesini etkileyen faktörler

Yorulma çatlak ilerlemesi gerilme oranının etkileri ve çevresel etkiler olarak genel olarak iki başlıkta incelenmektedir. Gerilme oranı etkileri uygulanan gerilme ile ilgili iken, çevresel etkenler yükleme frekansı, sıcaklık, yükleme tipi, gerilme oranı gibi detaylanmaktadır.

ΔK sabit iken R değeri pozitif değere yaklaştıkça genel olarak çatlak ilerleme oranı artar. Çeki-çeki durumunda çeki-bası veya bası-bası durumlarına göre daha yüksek çatlak ilerleme oranı elde edilir. Bu durumda da malzeme daha kolay hasara uğrar (Li et al. 2016). R oranına bağımlılık malzemeden malzemeye göre değişkenlik gösterir. $R > 0$ olduğu durumda geçerli olan Denklem 1.14’de ifade edilen Forman eşitliği ve Walker eşitliğine (denklem 1.15) göre R ’ye bağımlı çatlak ilerleme ömrü tahmini hesaplanır (Akramin et al. 2020).

$$R > 0 \text{ için } \frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (1.14)$$

$$\frac{da}{dN} = C[(1 - R)^m K_{max}]^n \quad (1.15)$$

Çevresel etkilerden yükleme frekansı düşük olduğunda çevresel etkilerin malzemeye etki etmesi için daha fazla zaman olduğundan çatlak ilerleme oranı genellikle artmaktadır. Sıcaklık arttıkça yorulma ömrü azalmaktadır. Ayrıca sıcaklıktaki artış ortamda oksidasyon reaksiyonlarının oluşumunu kolaylaştıracağından hem transgranüler (tane içi) hem de intergranüler (tane sınırları) kırılma mekanizmalarını teşvik etmektedir. Yükleme tipi değerlendirildiğinde, çeki yükünün oranı yüksek ise çatlak ilerleme oranı artmaktadır. Ancak yük artış miktarı az ise çevresel etkisi sınırlıdır. Gerilme oranı R değeri yüksek ise malzeme de korozyon hasarı artar ve buna bağlı olarak çatlak ilerleme oranı artmaktadır.

1.4. Kırılma Mekanikliği

Mühendislik uygulamalarında genel olarak kullanılan temel prensip malzemelerin veya yapıların belirli kritik gerilme seviyelerine göre davranışlarının tespittir. Fakat birçok malzeme ya da makine elemanı üretim yöntemlerinden ya da servis koşulları sonucunda çentik, gözenek, boşluk ve çatlak gibi pek çok farklı hataya sahiptir (Galy et al. 2018). Bu hataların biri ya da birçoğunun malzemede bulunması malzemenin geleneksel mühendislik hesaplamaları ve analizleri ile değerlendirilmesi yerine kırılma mekanikliği yaklaşımına göre analiz edilmesine neden olmaktadır.

Kırılma mekanikliği, çatlak içeren malzemelerin yükler altındaki davranışını ve çatlak ucundaki gerilme alanını matematiksel olarak ifade etmeye yönelik bir yaklaşımdır (Razavi et al. 2018).

Malzemelerin kırılma dayanımı, o malzemenin atomlarını bir arada tutan kohezif kuvvetlerin bir fonksiyonudur. Gevrek (lineer elastik) malzemenin kırılma hasarına uğraması için ihtiyaç duyulan gerilme seviyesi o malzemeye ait Elastisite modülünün yaklaşık 1/10 civarında iken, bu kırılma değeri gerçekte Elastisite modülünün 1/1.000 civarındadır. Arnold Griffith enerji dengesi yaklaşımını kullanarak malzemenin kırılma hasarına uğramasına neden olan kırılma gerilmesini hesaplamıştır. Griffith bir malzemede çatlak büyümesi sonucu oluşan elastik şekil değişiminin enerjisinin iki yeni kırılma

yüzeyi oluşturmak için gerekli olan enerjiden büyük olduğu durumda çatlağın ilerleyeceğini ya da büyüyeceğini belirtmiştir.

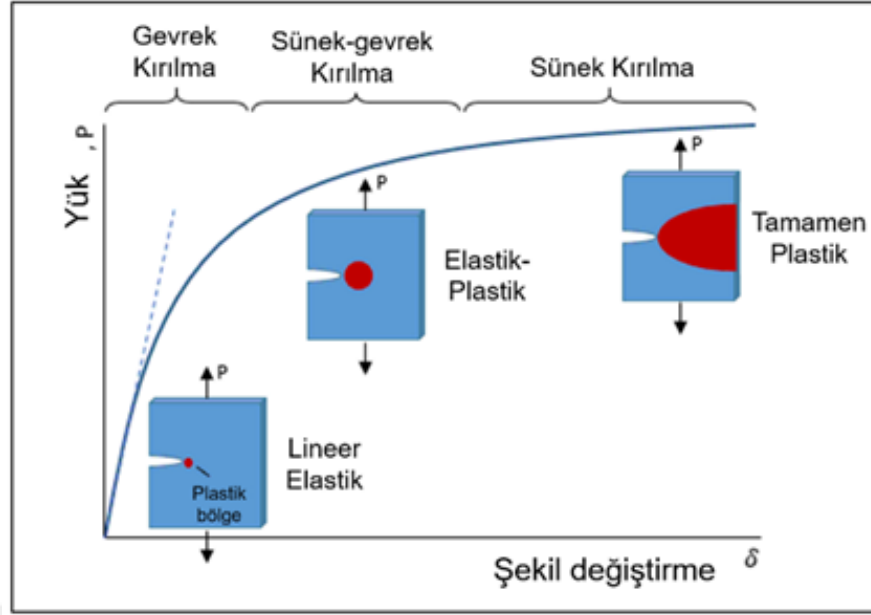
Çatlak üzerindeki gerilmeyi hesaplamak amacıyla analitik katı mekaniği yöntemleri uygulanmakta, malzemelerin kırılma direncini belirlemek için ise deneysel katı mekaniği teknikleri kullanılmaktadır. Kırılma mekaniği, malzemelerin güvenilirliğini değerlendirmek ve bileşenlerinin dayanıklılığını tespit etmek için önemlidir. Özellikle boru hatlarının güvenilirliği, havacılıkta kullanılan parçaların dayanımını tespit etmek için kullanılan önemli bir test yöntemidir.

Matematiksel modeller kırılma mekaniği alanında çeşitli parametreleri karakterize etmek amacıyla kullanılır. Lineer Elastik Kırılma Mekaniği (LEKM), Elasto-Plastik Kırılma Mekaniği, Korozyon-Yorulma Kırılma Mekaniği ve Termal-Yorulma Kırılma Mekaniği en yaygın kullanılan yöntemlerdendir.

i. Lineer Elastik Kırılma Mekaniği (LEKM): Keskin bir çatlak ucunun önündeki gerilim sonsuz hale gelir. LEKM, çatlak ucundaki stres durumunu, malzeme içindeki elastik kuvvetlerin sonucu olarak karakterize eder ve genellikle gerilme şiddeti faktörü K ile ifade edilir. İlk aşamada çatlak oluşumu, ikinci aşamada çatlak büyümesi ile ilgilenir.

LEKM, çatlak ucundaki plastik bölgenin boyutu küçük olduğunda kullanılır. Bu modelde, çatlak ucundaki stres durumu, malzeme içindeki elastik kuvvetlerin sonucu olarak karakterize edilir. Bu yöntemde malzemenin lineer elastik davrandığı yani gerilme ve deformasyon arasında orantılı bir ilişkinin varlığı kabul edilir. Çatlağın keskin ve çatlak ilerlemesinin K ile ifade edildiği yöntemdir. Şekil 1.18’de sünek-gevrek kırılma tiplerine ait kullanılan modeller verilmiştir.

Binalar, köprüler ve uçaklar gibi kritik mühendislik yapılarının güvenli şekilde tasarlanmasına yardımcı olur. Gevrek malzemelerde ve gevrek kırılma davranışı gösteren malzemelerde LEKM önemlidir. Çünkü gevrek malzemelerde çatlak uzunluğu belirli bir seviyeye geldiğinde plastik şekil değişimi çok az ya da hiç olmadan malzemedeki ani kırılma gerçekleşir (Wu et al. 2017).

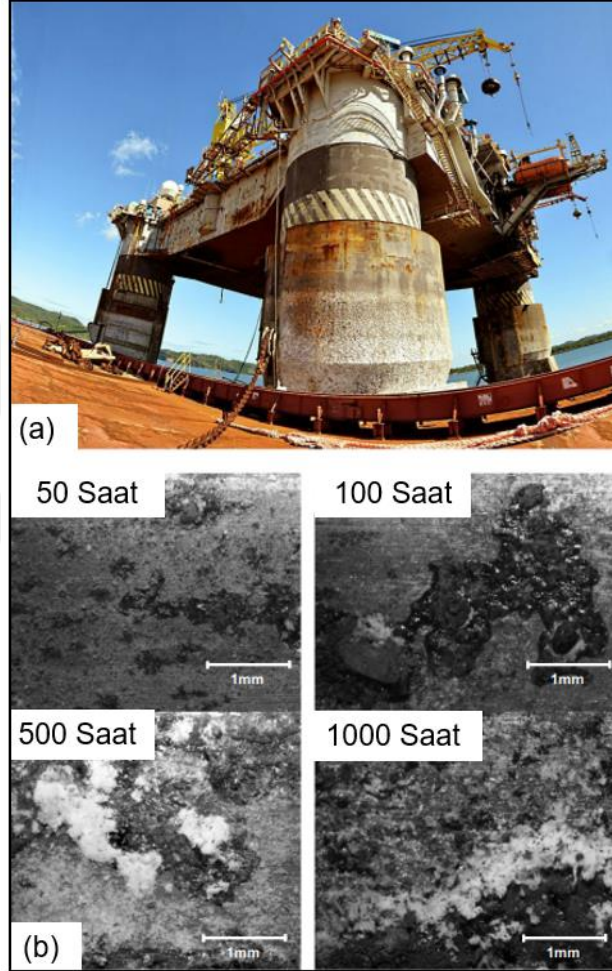


Şekil 1.18. Gevrek, sünek ve yarı gevrek-yarı sünek kırılmada yük ve yer değiştirme grafiği.

Kırılma tokluğu ve malzemedeki bileşenlerin hata toleranslarını belirlemede kullanılır. Bu yöntem yalnızca lineer elastik davranış gösteren malzemelerde geçerlidir. Plastik deformasyon ve çatlak kapanmasını dikkate almaz. Karmaşık geometriler için uygulaması zordur.

ii. Elasto-Plastik Kırılma Mekaniği (EPKM): Bu yöntem LEKM yönteminin aksine, malzemenin plastik deformasyonunu da hesaba katar. EPKM çatlak ilerlemesi ve kırılmayı tahmin etmek için malzemenin hem elastik hem de plastik davranışa sahip olduğunu belirtir ve bu nedenle gerilme ve şekil değişiminin doğrusal olmayan bir ilişkide olduğunu benimser. Hem keskin hem de künt çatlaklar için kullanılır. Çatlak büyümesi J-integrali veya Çatlak Ucu Açıklığı Yer Değiştirmesi (crack tip opening displacement) gibi parametrelerle kontrol edilir. Bu parametreler çatlak ucundaki enerji salınım oranının ölçümleridir. Kırılma bu parametreler aşıldığında gerçekleşir. EPKM, LEKM 'nin yetersiz kaldığı durumlarda kullanılır. Örneğin, yüksek mukavemetli çelik ve alüminyum alaşımlar gibi plastik deformasyona eğilimli malzemeler için geçerlidir. Ayrıca, EPKM, daha karmaşık geometriler için kullanılabilir ve EPKM, LEKM 'den daha fazla sayısal modelleme ve deneysel test gerektirmektedir. Bu sayede sonuçlar daha gerçekçidir ve plastik deformasyonun da etkisini hesaba katarak daha doğru kırılma tahminleri sağlar. Ancak bu yöntem bazı malzemelerin davranışını tam olarak modelleme de yetersizdir.

iii. Korozyon-Yorulma Kırılma Mekanizması (KYKM): Özellikle metalik malzemelerin koroziv bir ortamda tekrarlı yüklere maruz kaldığı durumda gerçekleşen hasar mekanizmasıdır. Şekil 1.19’de korozyonlu yorulma hasarına uğramış bir gemi gövdesine ait genel görsel (Şekil 1.19a) ve farklı sürelerde (50, 100, 500 ve 1.000 saat) sıvı teması sonucu meydana gelen korozyonlu yorulma hasarını gösteren SEM görüntüleri (Şekil 1.19b) verilmiştir (Thomas 2021).



Şekil 1.19. (a) Gemi gövdesi ve (b) S355 çeliğinin zorlu deniz ortamına maruz bırakıldıktan sonra gövde parçasından çekilen SEM görüntüleri (Thomas 2021).

Bu yöntemde hem korozyon hasarı hem de tekrarlı yüklemeler sonucu malzeme zarar görmektedir. Koroziv ortamın neden olduğu kimyasal reaksiyonlar metalin oksitlenmesine veya diğer kimyasal bileşiklerle kaplanmasına neden olur. Korozyon ve yorulma birlikte gerçekleştiğinden malzemenin yorulma ömrünün önemli ölçüde azalmasına neden olur (Chen and Thouas 2015; Fergani et al. 2018). Gemi gövdeleri,

petrol-doğal gaz boru hatlarına ait altyapılar ve uçak ekipmanlarının bu hasar mekanizmaları karşısında davranışının incelenmesi önemlidir. Bu hasar mekanizmasını engellemek amacıyla kaplama uygulamaları gerçekleştirilir. Şekil 1.19’da verilen görsel incelendiğinde süre arttıkça malzemenin daha fazla hasara uğradığı SEM görüntülerine göre görülmektedir.

iv. Termal-Yorulma Kırılma Mekanizması (TYKM): Bu disiplin ise malzemelerin termal değişimler ve değişken gerilmelere bir arada maruz kaldığı durumlarda gerçekleşen yükler sonucunda uğradığı hasar mekanizmasını incelemektedir. Genel olarak yüksek sıcaklıklardaki uygulamalar bilinse de düşük sıcaklık veya çevrimsel sıcaklıklardaki uygulamalarda kullanılan malzemelerin yorulma ömrünü ya da güvenilirliğini tespit etmeye yardımcı olur. Termal sıcaklık değişimi genleşme ve büzülme gibi mekanizmalara neden olur. Bu durum tekrarlı gerilmeler ile gerçekleştiğinde yorulma hasarına ve nihayetinde kırılmaya sebep olur (Liu et al. 2021). Yüksek veya düşük sıcaklıklarda malzemelerin mekanik özellikleri değişir ve malzemeler genel olarak kırılmaya karşı daha hassas olur. Çünkü yüksek sıcaklıklarda atomların termal enerjisi artmakta ve bu da daha kolay dislokasyon hareketine ve çatlak oluşumuna neden olur (Sajedi et al. 2020). Ayrıca yüksek sıcaklıklarda malzemelerin viskoz hale gelmesi ve gerilme altında sürekli deformasyona neden olan sürünme hasarı oluşumu yorulma ömrünü azaltır. Yüksek sıcaklıklarda malzemeler daha kolay oksidatif reaksiyonlar gerçekleştirir ve korozyona uğrayabilir. Bu durumda da yorulma direnci azalabilir. Son olarak yüksek sıcaklıklarda malzemenin mikro yapısında değişiklikler meydana gelebilir ve bu durum da yorulma ömrünü azaltır.

Düşük sıcaklıklarda ise malzemedeki atomların termal enerjisi azalacağından dislokasyon hareketi zorlaşır ve malzeme daha gevrek davranır. Bu durumda plastik deformasyon kabiliyetinin azalacağına ve malzemenin ani kırılmayla sonuçlanan hasarlara maruz kalacağını gösterir (Bhaduri 2018).

Düşük sıcaklıklarda atomlar arasındaki bağ bir miktar güçlenir ve akma dayanımının bir miktar artmasına neden olurken tokluk azalır. Bu da daha düşük çevrimlerde malzemenin hasara uğramasına neden olur. Ayrıca düşük sıcaklıklarda çatlaklar daha hızlı büyür. Bu da malzemenin kırılmadan önce daha az enerji absorbe edeceği anlamına gelir. Belirli sıcaklıklarda (genellikle oda sıcaklığı) ortamda hidrojen

gazı var ise malzeme hidrojen gevrekliği yaşayabilir. Hidrojenin atom çapı çok düşük olduğundan malzemeye atom olarak girebilir ancak kafes içerisinde bu hidrojen atomları birleşerek H_2 (hidrojen molekülleri) oluşturur. Molekül haldeki H_2 iç yapıda basınçlar oluşturarak çatlak oluşumuna neden olur. Bu durum da malzemenin yorulma ömrünü azaltır.

Termal yorulma kırılma mekaniği havacılık ve uzay uygulamalarında jet motorları ve turbo fanların yüksek sıcaklıktaki davranışlarını incelemede kullanılır. Ayrıca nükleer reaktörler, gaz türbinleri ve fosil yakıtlı araçların egzoz sistemlerinin tasarımı bu yaklaşıma göre hesaplanır. TYKM düşük ve yüksek sıcaklıktaki uygulamalarda kullanılan malzemelerin güvenilirliğini tahmin etmeye ve bu sıcaklıklardaki kazaların oluşumunun engellenerek maliyetlerin düşmesine yardımcı olur (Wang et al. 2020).

1.5. Malzemelerin Yüzey Özelliklerini İyileştiren İkincil İşlemler

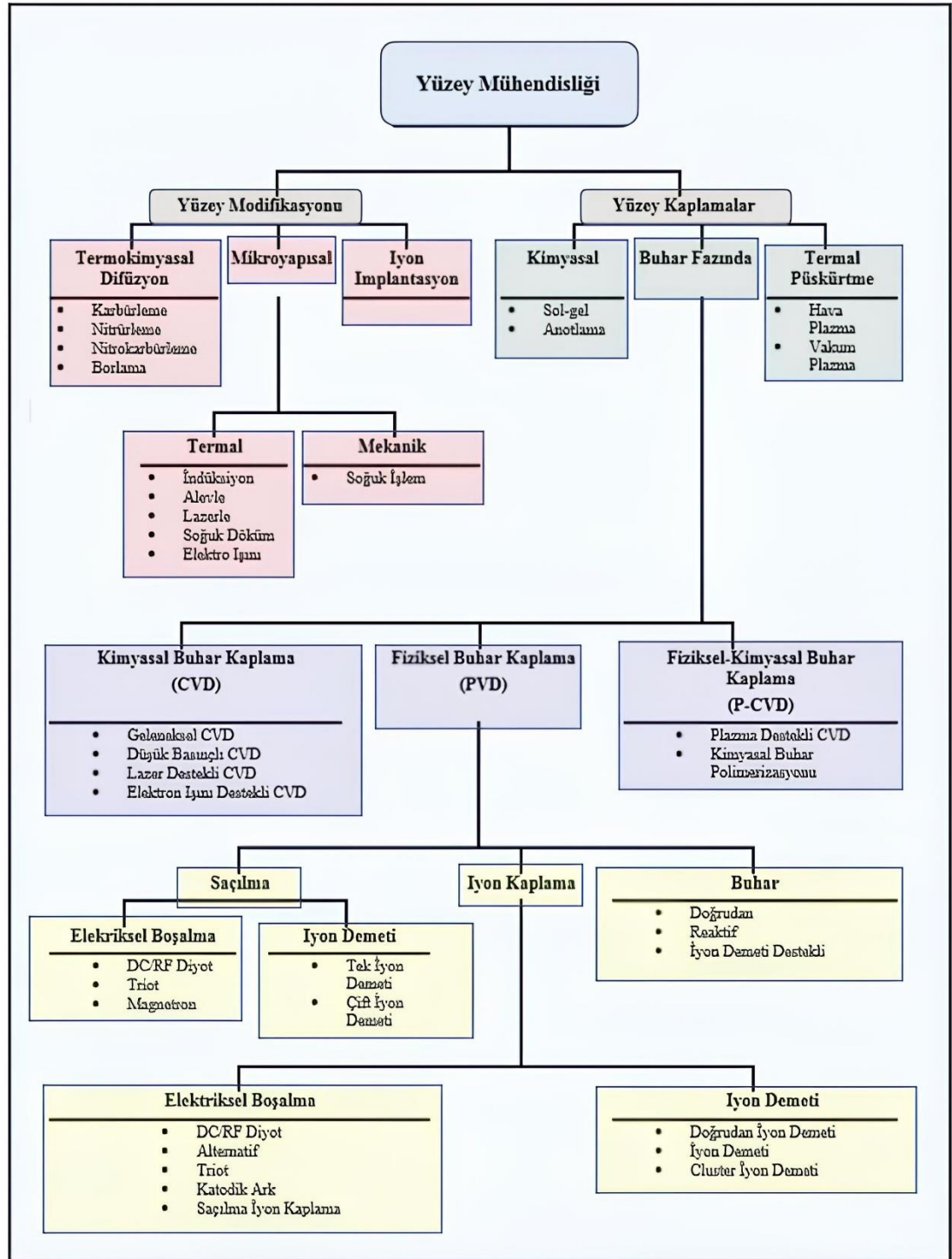
Günümüzde kullanılan pek çok mühendislik malzemelerinin farklı seviyelerde gelişmiş özelliklere sahip olması beklenmektedir. Bu temel özellikler şunlardır:

- **Mekanik Dayanıklılık:** Malzemenin fiziksel yüklemelere karşı dayanıklı olması ve mukavemet göstermesi önemlidir. Bu, malzemenin çekme, basınç, burulma gibi kuvvetlere karşı dayanıklı olması gerekir.
- **Hafiflik:** Özellikle taşıma, ulaşım ve havacılık endüstrilerinde, hafif malzemeler tercih edilir. Bu, yakıt verimliliğini artırır ve taşıma maliyetlerini azaltmaktadır.
- **Korozyon Direnci:** Malzemenin kimyasal maddelere, çevresel etkilere ve aşınmaya karşı direnç göstermesi önemlidir. Bu özellik, malzemenin uzun ömürlü olmasını sağlamaktadır.
- **Yüksek Sıcaklık Dayanımı:** Yüksek sıcaklıkta stabil olma yeteneği, özellikle motor parçaları, fırınlar ve endüstriyel ekipmanlar gibi uygulamalarda önemlidir.
- **Düşük Sıcaklıkta Kırılmazlık:** Özellikle soğuk iklimlerde veya düşük sıcaklık altında çalışan uygulamalarda, malzemenin kırılma olmadan işlevini sürdürebilmesi önemlidir.

- **Esneklik ve Şekil Değiştirme Yeteneği:** Bazı uygulamalarda, malzemenin şeklini değiştirebilme yeteneği önemlidir. Bu, form verilebilirlik, dövülebilirlik gibi özelliklerle ifade edilmektedir.
- **İletkenlik Özellikleri:** Elektrik, ısı veya ses gibi enerjileri iletebilme yeteneği, belirli uygulamalarda kritik öneme sahiptir.
- **Yenilenebilirlik ve Geri Dönüştürülebilirlik:** Çevre dostu malzemelerin tercih edilmesi giderek daha önem kazanmaktadır. Geri dönüşümlü veya yenilenebilir malzemelerin kullanımı, sürdürülebilirlik açısından avantaj sağlamaktadır.

Bu özellikler, kullanılacak malzemenin uygulama alanına ve gereksinimlerine bağlı olarak değişebilir. Fakat tüm bu fonksiyonları tek bir malzemedede elde etmek hem zor hem de üretim ve servis maliyetlerinin yüksek seviyelere çıkmasına neden olmaktadır. Bu nedenle aşınma, korozyon, tribokorozyon ve yorulma-kırılma hasarları genel olarak malzemenin yüzeyinden başladığından malzemenin yüzey özelliklerini geliştirmek zaman ve ekonomik verimlilik açısından önemlidir.

Yüzey mühendisliği uygulamaları ya da ikincil işlemler malzemelerin yüzey özelliklerini iyileştirme sürecidir. Bu süreç, taban malzemesinin mekanik, termal, kimyasal, tribolojik ve pürüzlülük özelliklerini optimize etmek ve istenmeyen özellikleri gidermek veya minimize etmek için kullanılır. Yüzey mühendisliği uygulamaları genel olarak kaplama, yüzey modifikasyonları, işleme (parlatma, zımparalama), iyon implantasyonu, ısıl işlem gibi yöntemlerle gerçekleştirilir. Amaç, kullanım şartlarına uygun malzemeler elde etmektir. Genel olarak ikincil işlemler sonucu yüzeyin sertliğini artırarak yüzeyle alakalı aşınma ve yorulma dayanımını artırmaktır. Kullanılan birçok yapı ve makine elemanının yüzeyinin aşınma ve yorulma hasarlarına karşı sert olması istenirken, servis koşullarında çarpma ve ani yüklemelere karşı belirli seviyelerde tok ve darbe direncine sahip olması istenmektedir. Yüzey mühendisliği uygulamaları sonucu malzeme yüzeyine oluşturulan basınç gerilmeleri sonucunda malzemelerin yorulma ve kırılma özellikleri iyileşmektedir (Lu et al. 2021; Maleki et al. 2021). Yüzey mühendisliği uygulamaları ile ilgili farklı yöntemler Şekil 1.20 'de sunulmuştur.



Şekil 1.20. Yüzey mühendisliği uygulamalarının sınıflandırılması (Kovacı 2016)

Yüzey mühendisliği uygulamalarında kullanılan kaplama da malzeme yüzeyine ince bir tabaka oluşturularak yüzeyin korunması, sertlik artırılarak aşınma direncinin artırılması amaçlanırken difüzyon proseslerinde malzemenin içine doğru kimyasal bir elementin veya bileşiğin hareketi söz konusudur. Kaplama işlemi mekanik ve kimyasal yöntemlerle gerçekleştirilirken, difüzyon prosesleri genellikle yüksek sıcaklıkta ve uzun

sürekli ısıtımlar gerektirmektedir. Bu sayede de malzeme içerisine daha fazla işlemekte ve yüzeyi yüzeye yakın bölgeleri daha homojen şekilde değiştirmektedir (Kovacı et al. 2018; Li et al. 2018).

Ayrıca kaplamalar metal, seramik, polimer veya kompozitlerin yüzeylerinin kaplanmasında yaygın olarak kullanılırken, difüzyon işlemleri metalik malzemelerin sertleşmesi, yüzey özelliklerinin korunması veya geliştirilmesi gibi uygulamalarda tercih edilmektedir.

Şekil 1.20’de belirtilen yüzey işlemi yöntemlerine ek olarak birçok malzemeye yaygın şekilde parlatma, kimyasal parlatma, ısıl işlem, elmas benzeri karbon (DLC) ve mikro ark oksidasyon (MAO) gibi farklı yöntemlerde uygulanmaktadır. Bu yöntemlerle malzemenin yüzey sertliği artırılarak aşınma ve yorulma direncinde artış sağlanır (Baragetti et al. 2009; Wang et al. 2022; Yetim et al. 2010).

1.5.1. Parlatma ve kimyasal parlatma

Parlatma işlemi malzemenin yüzeyinin parlak ve daha pürüzsüz hale getirilmesi amacıyla uygulanan mekanik bir işlemdir. Bu uygulama çeşitli zımpara kağıtları, özel taşlar veya metal parçalar ya da çeşitli kimyasal kullanılarak gerçekleştirilir. Amaç malzeme yüzeyini daha pürüzsüz ve ışık yansıtıcı bir form kazandırmaktır (Zhang et al. 2018).

İşlem sonucu elde edilen yüzeyler hem daha estetik bir görünüm kazanmakta hem de yüzey özelliklerinden doğrudan etkilenen aşınma, korozyon ve yorulma hasar mekanizmalarına karşı daha dirençlidir (Soro et al. 2020; Wycisk et al. 2013). Metal mutfak eşyaları, mücevher, otomotiv, havacılık, elektronik ve tıbbi cihazlar için uygulanır. Kimyasal parlatma işlemi beş aşama da gerçekleştirilir.

Bu işlemler; temizlik, hazırlık, reaksiyon süreci, durulama, koruma ve son işlemlerdir. Kimyasal parlatma işlemi ile ilgili işlemlerin sırası ve uygulama detayları Şekil 1.21’de görülmektedir.



Şekil 1.21. Kimyasal parlatma prosesi işlem aşamaları

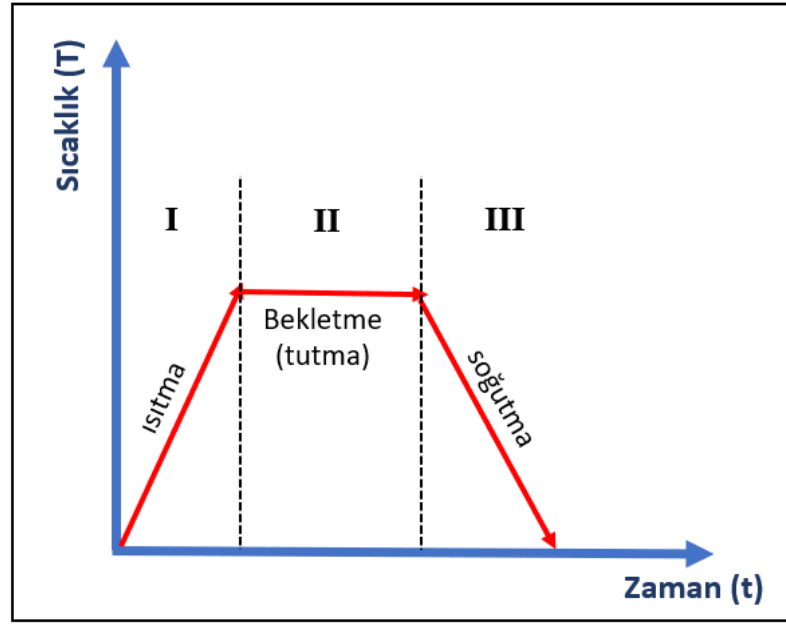
1.5.2. Isıl işlem

Malzemeyi belirli bir sıcaklıkta ısıtıp, bu sıcaklıkta bir miktar tuttukten sonra kontrollü soğutma ile tamamlanan işlemdir (Fukuda et al. 2011). Mühendislik malzemelerini oluşturan atomlar yüksek sıcaklıkla birlikte enerji ve bunun sonucunda hareketlilik kazanırlar. Bu hareketlilik ile yeni konumlara geçerler. Isıl işlemde amaç atomların hareketlerini kontrol ederek, malzemeye istenilen özelliklere sahip mikro yapıyı oluşturmaktır.

Isıl işlem ısıtma, bekletme ve soğutma olarak ifade edilen üç aşamada gerçekleştirilir. Isıl işlem aşamalarını gösteren sıcaklık-zaman grafiği Şekil 1.22’de sunulmuştur. İlk kademede (ısıtma), malzeme istenilen sıcaklığa kadar ısıtılır. Daha sonra hedeflenen sıcaklıkta belirli bir süre bekletilir. Tutma ya da bekleme sıcaklığı malzemenin cinsine, uygulanan ısıtma işlemi çeşidine, malzeme içeriğindeki alaşım elementi cinsi ve miktarı gibi birçok farklı değişkene bağlıdır (Bedmar et al. 2022; Qin et al. 2018). Isıtma hızı ise malzemenin birleşimi, ısı genleşme katsayısı gibi özelliklere

1. GİRİŞ

bağlı olarak değişir. Tutma işlemi kademesinde sabit sıcaklıkta ve belirlenen sürede atomların difüzyonu ile dönüşüm sıcaklığında faz dönüşümü değil ise tane boyutunda değişim gerçekleşir. Bekleme süresinin sıcaklığının düşük olması mikroyapısal dönüşümlerin tamamlanmamasına, gerektiğinden uzun olması ise tane büyümesine neden olmaktadır. Uzun bekleme süresi enerji ve zaman kaybına ek olarak oksitlenme ve/veya birleşim farklılaşmasına (çeliklerde dekarbürizasyon gibi) istenmeyen durumlara neden olabilir. Bu yüzden ısıtma işlemin uygulanacağı sıcaklık ve bu sıcaklıktaki bekleme süreleri iyi ayarlanmalıdır.



Şekil 1.22. Tek aşamalı gerçekleştirilen ısıtma işlemi grafiği

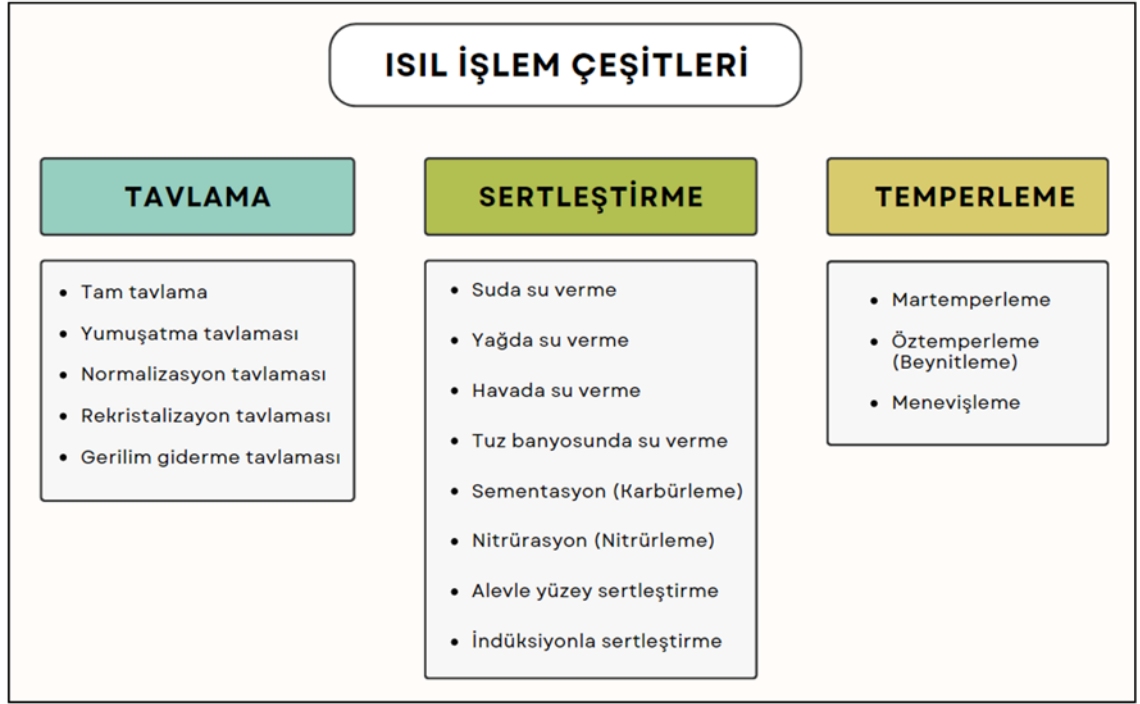
Soğutma kademesinde ise tutma sıcaklığında bekletilen malzeme, arzu edilen mikro yapıyı oluşturmak amacıyla uygun hızda soğutulur. Soğutma işlemi ısıtma işlemin gerçekleştirildiği ortamda, suda, havaya, yağda ya da tuz banyosunda gerçekleştirilir. Özellikle kalın ve karmaşık geometrilere sahip parçaların soğutma işlemi gerçekleştirilen dikkat edilmelidir. Çünkü bu parçaların birleşimlerine de bağlı olarak soğutma aşamasında çarpılma ve çatlama gibi riskli durumları vardır. Bu nedenle ısıtma işlemin soğutma evresinde soğutma hızı uygun olarak belirlenmelidir. Ayrıca soğutma hızının çok düşük seçilmesi de malzemede istenilen mikro yapının olmamasına neden olacağından optimum seviyede soğutma hızı belirlenmelidir.

1. GİRİŞ

Mühendislik malzemelerine uygulanan ısıtma işlem mekanizmaları genel olarak 1.23’de verilirken, Çizelge 1.4’de uygulanan ısıtma işlemleri ve uygulama amaçları verilmiştir. Isıtma işlem çeşitleri genel olarak tavlama, sertleştirme ve temperleme olarak ayrılırken, bu çeşitlerin kendi gruplarında daha farklı uygulamaları da bulunmaktadır. Tavlama işleminde iç yapının kararlı denge durumuna yaklaşması hedeflenmektedir. Bu nedenle soğutma yavaş yapılır. Sertleştirmede ise minimum soğutma hızının altına inilmeyecek şekilde yarı kararlı bir iç yapı oluşturmaktır. Temperleme ise sertleştirilmiş gevrek yapıların kırılabilirliğini gidermek ve tokluk özellikleri kazandırmak için uygulanan proseslerdir.

Çizelge 1.4. Mühendislik malzemelerine uygulanan ısıtma işlemleri ve amaçları

Isıtma İşlem Türü	İşlem Amacı
Homojenleştirme	Mikro segregasyonları gidererek homojenliği sağlama
Normalizasyon	Yumuşatma, tane küçültmek ve düzgün mikro yapı elde etme
Su Verme	Mikro yapıyı martenzit fazına dönüştürerek sertleştirme
Küreselleştirme	Karbürleri küresel hale getirerek yumuşatmak ve talaş kaldırma kabiliyetini artırma
Gerilim Giderme	Artık iç gerilmeleri gidererek parçanın çarpılma veya çatlamasını önleme
Temperleme	Martenzitik mikro yapıyı yumuşatmak ve tokluk özelliğini artırma
Yeniden Kristalleşme	Yumuşatmak, süneklik ve tokluğu artırma
Östemperleme	Kırılabilir martenzit oluşturmada sertleştirme
Martemperleme	İç gerilmeleri gidermek ve çatlak olmaksızın sertleştirme
Alevle Yüzey Sertleştirme	Malzemenin iç kısmını yumuşak bırakıp yüzeyini sertleştirme
İndüksiyonla Yüzey Sertleştirme	Malzemenin iç kısmını yumuşak bırakıp yüzeyini sertleştirme
Sementasyon	Yüzeydeki karbon miktarını artırarak yüzeyi sertleştirme



Şekil 1.23. Farklı Mühendislik Malzemelerine Uygulanan Isıl İşlem Çeşitleri

1.5.3. Elmas benzeri karbon (diamond like carbon-dlc) kaplama

Bu kaplama metodu grafit ve elmas gibi farklı kristal yapıları karbon atomlarının bağlanma şekillerinin farklı özelliklere sahip olduğu özelliklerin yüzeyde elde edilmesini amaçlamaktadır. Grafitin yapıda baskın olduğu sp^2 ve elmasın baskın olduğu sp^3 ile bağlı olduğu amorf dizilime elmas benzeri karbon-Diamond Like Carbon (DLC) ismi verilmiştir. Elmas kristal yapısı yüksek sertlik özelliği gösterirken grafit yapı ise yumuşak ve kırılındır (Erdemir and Donnet 2006). Bu iki yapı sayesinde DLC kaplamalar yorulma, triboloji ve aşınma uygulamalarında yüksek sertlik ve düşük seviyede sürtünme kombinasyonunun sergilenmesini mümkün kılmaktadır.

Kaplı yüzeyler yüksek sertliğe, gelişmiş korozyon direncine, düşük sürtünmeye ve elektrik yalıtımı gibi gelişmiş özelliklere sahiptir (Fridman 2002; Hauert 2004; Yetim et al. 2010). DLC filmleri hidrojen içeren ve hidrojen içermeyen şeklinde genel olarak iki ana grupta incelenebilir. Hidrojen içeren DLC (α -C:H) filmler %50'den daha az sp^3 bağ oranına ve %10-50 hidrojen içeriğine sahiptir. Hidrojen içermeyen Tetragonal karbon (ta-C) filmleri ise %85 ve üzeri sp^3 bağ oranına ve az miktarda hidrojene sahiptir (Erdemir, Eryilmaz, and Kim 2014). DLC filmlerin özellikleri ve yapısı temel olarak karbon

bağlarının sp^3/sp^2 oranı ve hidrojen içeriğine göre değişkenlik göstermektedir. Genel olarak yüksek sp^3/sp^2 oranı iç gerilmeleri ve sertliği artırır (Costa et al. 2011). DLC filmlerde sertlik değerleri 10-30 GPa ve iç gerilmeler 0.5-7 GPa aralığındadır (Myllymaa et al. 2013). Nikel, Silisyum veya Oksijen gibi elementler kullanılarak filmlerdeki iç gerilmeleri azaltılabilir ancak bu durum mikro sertlik kabiliyetinin de düşmesine neden olmaktadır. Yapısında Hidrojen içermeyen Tetragonal karbon (ta-C) 80 GPa civarı sertlik değerine sahiptir. Fakat iç gerilme seviyesi ise 13 GPa seviyesindedir. Bu nedenle DLC filmlerin kalınlıkları 1 mikrometre (μm) ile sınırlanmıştır (Fridman 2002).

DLC filmler yüksek termal kararlılık, kimyasal inertlik ve düşük sürtünme katsayısı özellikleri sayesinde imalat, optik, otomotiv, havacılık, biyomedikal endüstrileri ve mikro-elektromekanik sistemler gibi farklı alanlarda tercih edilen önemli bir kaplama haline gelmiştir (Kovacı et al. 2018; Yetim et al. 2023).

DLC kaplamalar fiziksel buhar biriktirme (physical vapor deposition-PVD), magnetron (manyetik alanda) sıçratma yöntemi, kimyasal buhar yöntemi (chemical vapor deposition-CVD), plazma destekli kimyasal buhar biriktirme (plasma assisted chemical vapor deposition-PACVD) ve darbeli lazer kaplama yöntemi gibi pek çok farklı yöntem ile oluşturulmaktadır. Ayrıca manyetik alan içerisinde sıçratma yöntemleriyle de DLC kaplamalar oluşturulmaktadır. Sıçratma sürecinde, hedef plaka, parıltılı boşalım plazmasındaki aktif iyonlar tarafından bombardımana maruz bırakılır. İyon bombardımanı tamamlandıktan sonra, ikincil elektronlar da hedef yüzeyi üzerinden yayılır ve elektron hareketi ile plazmada devamlılık sağlanır. Ancak yüksek olmayan iyonlaşma enerjisi, yetersiz biriktirme oranı ve kaplama yapılan malzemede aşırı ısınma gibi dezavantajlardan dolayı dengeli ve dengesiz manyetik alanda sıçratma teknikleri geliştirilerek manyetik alanda sıçratma yöntemi tercih edilmemektedir (Erdemir and Donnet 2006). Kapalı alan dengesiz manyetik sıçratma (CFUBMS) yönteminde, magnetronlar arasında yer alan manyetik alan çizgileri, plazma içindeki elektronların hareketini sınırlayacak şekilde kapalı bir yapı oluşturur. Aynı cins magnetronlar karşılıklı olarak dizildiğinde ayna görüntüsü elde edilebilir ya da zıt kutuplar dizilerek elektronların plazma dışına çıkma ihtimali azaltılır. Bu sayede taban malzemenin yüzeyi ve yüzeyine yakın bölgelerde yüksek yoğunlukta plazma elde edilir. Bu durumda yüksek iyonizasyon verimliliğine ve mükemmel kalitede kaplamaların oluşmasına olanak sunar (Gulten et al. 2024).

2. KAYNAK ÖZETLERİ

Hızlı prototipleme ve karmaşık geometrili parçaların farklı yoğunluklarda üretimine olanak sağlayan toz yatağında eklemeli üretim yöntemlerinden SLE ile üretilen Titanyum ve alaşımları birçok farklı sektörde parçaların kullanımına ve çeşitli disiplinlerde araştırma ekiplerinin ilgisini çekmektedir. Eklemeli üretim yöntemleri ile ilgili çalışmalar 1980'li yılların ortasında Chuck Hull tarafından kürlenene polimer reçinelerin ultra viole (UV) lazer ışını ile stereolitografi ile üretimi başlamıştır (Bourell 2016). 1992 yılında ilk üç boyutlu yazıcılar üretilmiş, 2006 yılında ise ilk Seçici Lazer Sinterleme (SLS) yöntemi ile üretimler gerçekleştirilmiştir. Son 20 yılda ise eklemeli üretim prosesleri ile farklı malzemelerin üretimleri giderek artmakta ve bu yöntemlerle imal edilen parçaların mekanik özelliklerini iyileştirecek Ar-Ge faaliyetleri artarak devam etmektedir (Aqlan et al. 2020). Literatür taraması SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin geleneksel yöntemlere kıyasla mikro yapı, mekanik özellikler, yorulma kırılma özellikleri, mekanik özellikleri iyileştiren uygulama örnekleri ve farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen testlerin etkisinin incelenmesi şeklinde sıralanmıştır.

Bu tez kapsamında ele alınan Ti6Al4V alaşımının SLE üretimi ile ilgili en önemli çalışmalardan birisi olan araştırma 2010 yılında Thijs ve ekibi tarafından gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada SLE yöntemi ile farklı üretim parametrelerinde Ti6Al4V numuneler üretilmiş ve lazer gücü, tarama hızı, katman kalınlığı gibi parametrelerin mikro yapıya etkisi incelenmiştir. SLE yöntemi ile katman katman imal edilen yapının yüksek sıcaklık gradyanı, yüksek lokal ergime ve bunun sonucunda hızlı soğuma ile geleneksel yöntemlerle imal edilenlerden farklı olarak iğnemsiz martenzitik yapıda olduğunu belirlenmiştir. Ayrıca hızlı katılma nedeniyle alaşım içerisindeki Alüminyumun ayrıştığını ve katmanlar arası tarama ısısının etkisi ile Ti_3Al fazının oluşarak metaller arası çökelmeye yol açtığı belirlenmiştir. Tarama hızının azalmasının çökeltme miktarını artırdığı görülmüştür (Thijs et al. 2010).

Vilaro ve arkadaşları yapmış olduğu çalışmada geleneksel yöntemlerle imal edilen Ti6Al4V ve SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin ısıtma işlem sonucu mikro yapı ve mekanik özelliklerini kıyaslamıştır. Bu çalışmada SLE ile elde edilen yapının SPH kafes yapısına sahip α' iğnemsiz martenzitik fazında olduğunu 850 °C 2 saatlik ısıtma işlem sonucunda

martenzitik fazın $\alpha+\beta+\alpha'$ fazlarına dönüştüğünü belirtmiştir. Döküm ile imal edilenin aksine SLE ile imal edilen numunelerin daha düşük boyca uzamaya ve daha yüksek mukavemet değerlerine sahip olduğu görülmüştür. Ancak havacılık standartlarının karşılanması için ısıtıl işlemin gerekliliğinden bahsedilmiştir. Çalışma sonucunda termal gerilmeleri azaltmak ve mikro yapıyı homojenleştirmek amacıyla çeşitli ısıtıl işlem prosesleri uygulanmıştır. Isıtıl işlemlerden sonra alaşım üzerinde yapılan çekme testleri, imal edilen ince mikro yapının yüksek akma ve nihai mukavemetlere sahip olduğunu, ancak düşük sünekliğe sahip olduğunu görülmüştür. Üretim hataları nedeniyle kırılma davranışında anizotropi gözlenmiştir. Isıtıl işlemler sünekliği önemli ölçüde artırarak yükleme koşullarına bağlı olarak sütunlu veya eş eksenli tane morfolojisi arasında bir seçim yapılmasına olanak sağlamıştır. Çalışma mekanik özelliklerin ısıtıl işlemle geliştirileceği ve tarama stratejisinde optimizasyonlar yapılarak daha az kusurlu parçaların üretilebileceğini ve homojen-kararlı mikroyapılar için ısıtıl işlemin önemini vurgulamıştır (Vilaro et al. 2011).

Vrancken ve arkadaşları SLE ve geleneksel yöntemlerle imal edilen Ti6Al4V alaşımının mikro yapı özelliklerine ısıtıl işlemin etkisini incelemiştir. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen ısıtıl işlem sonucunda 850 °C 2 saat ve 940 °C'de 1 saatlik ısıtıl işlemin ardından süneklik ve mukavemet özelliklerinde iyileşmeler gözlenmiştir. 850 °C'de 2 saat ısıtıl işlem ve ardından fırın soğutma ile, SLE ile üretilen parçalarının sünekliğinin yaklaşık %12,84 arttığı görülürken, bu değer işlemsiz parçalarda %7,3 seviyesinde olduğu belirlenmiştir. Isıtıl işlem sonrası SLE numunelerde, mekanik özellikleri önemli ölçüde etkileyen beta dönüşüm sıcaklığının sıcaklığının altında lamelli $\alpha+\beta$ tanelerinin oluşumu etkili olmuştur. Araştırma sonucunda ısıtıl işlem sıcaklığının ve süresindeki artışın tane büyümesine neden olduğu, akma ve çekme dayanımını azalttığı bu nedenle optimum seviyedeki mekanik özelliklerin 850 °C 2 saatlik ısıtıl işlem sonucu elde edildiği belirtilmiştir (Vrancken et al. 2012a).

Leuders ve arkadaşları SLE ile üretilen Ti6Al4V alaşımının yorulma davranışını mikro yapı, mekanik özellik ve üretimden gelen kusurların etkisiyle incelemiştir. Elde edilen sonuçlarda SLE ile imal edilen Ti6Al4V'nin kırılğan gevrek α' martezi fazına sahip olması tekrarlı yüklemelere elverişsiz olduğu görülmüştür. Ayrıca numunelerdeki gözeneklerin (porozite) yüksek çevrimli yorulma testlerinde ciddi bir etkiye neden olduğu

ve çatlak başlangıcına önemli ölçüde neden olduğu açıklanmıştır. Üretimden kaynaklanan kalıntı gerilmeler çatlak büyümesinin artmasına neden olduğundan gerilim giderici ısıtma işleminin gerekliliğinden bahsedilmiştir. Çatlak başlangıcına neden olan poroz yapıyı gidermek amacıyla numunelere ısıtma işlemi ve Sıcak İzostatik Presleme (HIP) uygulanmıştır. Isıtma işlemi sonucu meydana gelen faz dönüşümü ile yorulma ömrü sınırlı seviyede iyileşse de HIP işlemi ile porozite yoğunluğu azalmış ve bu sayede çatlak başlangıç eşiği değeri (threshold) yaklaşık 3 kat artmıştır. Bu nedenle SLE ile imal edilen parçaların gözenekliliğini azaltacak işlemlerin yorulma ömrünü doğrudan iyileştireceği belirlenmiştir (Leuders et al. 2013).

Qiu ve arkadaşları SLE yöntemiyle imal edilen Ti6Al4V alaşımına farklı üretim parametrelerinin ve HIP işleminin mikro yapı-mekanik özelliklere etkisini araştırmıştır. Bu çalışmada inşa yönüne ve lazer gücündeki artışa bağlı olarak numunelerin gözenek sayısında azalma görülmüştür. Üretim tablasında yatay olarak imal edilen numunelerin, dikey olarak imal edilenlere göre daha yüksek gözenekliliğe sahip olduğu görülmüştür. Bu duruma termal geçişkenliğin neden olduğundan bahsedilmiştir. İşlemsiz numunelerin yüksek akma mukavemetine sahip olduğu ancak yetersiz seviyede sünekliğe (boyca uzama <10%) sahip olduğu ve bu durum hızlı soğuma ve ani katılaşma ile oluşan ince martenzitik fazın varlığı ile açıklanmıştır. HIP işlemi ile gözenek sayısı azalmış ve α' faza sahip martenzit yapı α ve β fazlarına dönüşmüştür. Mukavemette belirli bir seviyede azalma gerçekleşse de SLE ile üretilen Ti6Al4V numunelerin mekanik özelliklerini daha rekabetçi hale getirmiştir (Qiu et al. 2013).

Edwards ve Ramulu havacılık uygulamalarında kullanılan geleneksel yöntemlerle ve SLE ile imal edilen Ti6Al4V'nin yorulma performansını karşılaştırmalı olarak araştırmıştır. Bu çalışmada SLE ile imal edilen numunelerin üretimden kaynaklanan kalıntı gerilmeler, gözeneklilik, yüzey pürüzlülüğü ve mikro yapı gibi çeşitli farklılıklardan dolayı yorulma ömrünün geleneksel yöntemlerle imal edilene göre daha düşük olduğu belirtilmiştir. Yüzey pürüzlülüğünün etkisinin gözeneklilik ve mikro yapıya göre daha sınırlı olduğu belirtilmiştir. İnşa yönünün yorulma ömrünü etkilediğinden bahsedilmiştir. SLE ile üretimden kaynaklanan artık gerilmelerin ısıtma işlemi ve HIP prosesleri ile azaldığı ve bu sayede de Ti6Al4V alaşımının yorulma ömrünün iyileştiği

görülmüştür. Ancak tüm bu işlemlerin ek maliyete ve daha fazla karbon salınımına neden olduğu açıklanmıştır (Edwards and Ramulu 2014).

Wycisk ve arkadaşları lazer eklemeli üretim ile imal edilen Ti6Al4V alaşımının yorulma özelliklerine gözeneklilik ve yüzey pürüzlülüğünün etkisini yüksek çevrimli yorulma testleri ve simülasyon analizleri ile araştırmıştır. Hem gözenekliliğin hem de yüzey pürüzlülüğünün lazer eklemeli üretim ile üretilen Ti6Al4V alaşımın çatlak ilerleme davranışını etkilediği görülmüştür. Çatlak ilerleme oranı hem deneysel hem de teorik olarak analiz edilmiş ve tıp, otomotiv ve havacılık gibi farklı alanlarda yüksek standarda sahip Ti6Al4V alaşımının daha yüksek yorulma ömrüne sahip olması için gözenek yoğunluğunun düşük ve pürüzsüz yüzeylere sahip olması gerektiği belirtilmiştir (Wycisk et al. 2014).

Simonelli ve arkadaşları SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin mekanik özelliklerine ısıtılma işlem ve inşa yönünün etkisini araştırmıştır. Bu çalışmada numuneler farklı yönlerde inşa edilmiş ve anizotropinin ısıtılma işlemle etkisi birlikte kıyaslanmıştır. Isıtılma işlemle çeşitli yönlerde imal edilen numunelerin genel olarak sünekliği artmıştır. Elde edilen çekme testi sonuçlarına göre inşa yönünün malzemenin Elastisite modülüne etkisi sınırlı olsa da akma ve çekme mukavemetine etkisi yaklaşık %10 civarında olduğu belirtilmiştir. İşlemsiz numunelerde tane sınırları boyunca kırılma şeklinde hasar mekanizması gerçekleşmiştir. Ayrıca SLE yöntemi ile imal edilen Ti6Al4V'nin faz özelliklerinin, inşa yönünün doğrudan mekanik özellikleri etkilediği belirtilmiştir (Simonelli et al. 2014).

Leuders ve arkadaşları SLE ile üretilen yaygın şekilde kullanılan Ti6Al4V ve 316L paslanmaz çelik alaşımlarının statik ve yüksek çevrimli yorulma performansını incelemiştir. Her iki malzemeye ait işlemsiz 800 °C, 1050 °C ısıtılma işlemli ve 920 °C, 1050 °C HIP işlemleri uyguladığı numune gruplarının statik ve dinamik testlerini gerçekleştirmiştir. 316L numune grubunda ısıtılma işlem ve HIP prosesleri sonucu yorulma ömründe azalma gerçekleşmiş ve en düşük yorulma ömrüne sahip numuneler HIP prosesi uygulananlar olmuştur. Ti6Al4V'de ise 920 °C HIP uygulaması sonucu yorulma ömrü işlemsizlere göre yaklaşık %30 artmıştır. Çalışma sonunda ısıtılma işlem ve HIP prosesleri ile Ti6Al4V'nin yorulma ömrünün iyileştiği görülürken 316L numunelerde bu durumun tersi gerçekleştiği görülmüştür (Leuders et al. 2014).

Kasperovich ve Hausman SLE ve geleneksel yöntemlerle imal edilen Ti6Al4V alaşımının sertlik, çekme testi ve yüksek çevrimli yorulma özelliklerini araştırmıştır. Bu çalışmada SLE ile üretilen Ti6Al4V parçaların iç yapısında üretimden kaynaklanacak kusurları minimum seviyede tutmak amacıyla optimum üretim parametreler belirlenip üretimi gerçekleştirilmiştir. Ardından kalıntı gerilmeleri azaltmak amacıyla ısıtılma işlemi ve HIP işlemi uygulanmıştır. Tarama hızındaki artış gözenek oluşumunu başlangıçta azaltsa da hızdaki artış yeniden gözeneklerin artmasına neden olmuştur. Optimize edilmiş hız parametresinden sonra gözeneklilik %0,077 iken HIP prosesinden sonra bu değer %0,012 seviyesinde ölçülmüştür. HIP işleminden sonra SLE imal edilen numunelerin süneklik özelliklerinde %19 iyileşme görülmüştür. Ayrıca işlemsiz numunelerde geleneksel yöntemlerle imal edilen Ti6Al4V'nin daha düşük yüzey pürüzlülüğüne sahip olması nedeniyle yüzeyde çatlak başlangıcının daha geç olduğu görülmüştür (Kasperovich and Hausmann 2015).

Sanaei ve Fatemi eklemeli üretim yöntemleri ile üretilen metallerin yorulma özelliklerine üretimden gelen kusurların etkisini incelemiş ve literatürde yer alan çalışmalara göre raporlamıştır. Bu raporda Ti6Al4V alaşımının üretim yönteminden kaynaklanan füzyon eksikliği (birleştirme azlığı), gözenekler, ergimemiş tozlar ve α' fazının yorulma çatlaklarının başlamasına neden olduğunu ve eklemeli üretim ile üretilen Ti6Al4V alaşımının yorulma performansının olumsuz etkilendiğini bildirmiştir. Bu kusurlardan bir kısmının daha kaliteli tozlar (küresel forma sahip ve yakın boyutlarda) kullanılarak azaltılacağını belirtmiştir. Eklemeli üretim üretim sonrası yapılacak parlatma işleminin yüzey pürüzlülüğünü azaltarak yorulma ömrünü sınırlı seviyede iyileştireceğini belirtmiştir. Isıl işlem ve HIP uygulamaları sonrası içyapıdaki iğnemsiz martenzitik fazın dönüşüm gerçekleştireceğini ve daha düşük mukavemet özelliklerine sahip olsa da yorulma performansının önemli derecede iyileşeceğini belirtmiştir. Son olarak, yorulma ile ilgili karakterizasyon işlemleri için yüksek çözünürlüğe sahip Mikro-CT taramalarının, kusurları belirleme ve analizinde daha güvenilir veriler sağladığından kullanımını tavsiye etmiştir (Sanaei and Fatemi 2021).

Farklı eklemeli üretim yöntemleri ile imal edilen Ti6Al4V alaşımı için üretim yönteminden kaynaklanan kusurların kategorisi, kusurların etki faktörleri, kusurların

2. KAYNAK ÖZETLERİ

tespiti için önerilen karakterizasyon yöntemleri ve elde edilen gözlemler literatürde yer alan çalışmalara göre Çizelge 2.1’de sunulmuştur.

Çizelge 2.1. Farklı eklemeli üretim yöntemleri ile imal edilen Ti6Al4V'nin yorulma performansının değerlendirilmesinde elde edilen önemli gözlemler (Sanaei and Fatemi 2021).

Referans	Üretim Yöntemi	Kusur Tipi	Kusur Etki Faktörleri	Tespit Yöntemi	Gözlemler
Gong et al. (2013)	SLE	Tasarım	Boyut Konum	Optik Mik. SEM	Silindirik ve konik geometrili tasarımların yorulma performansına önemli derecede etkisi gözlenmemiştir.
Wycisk et al. (2015)	SLE	Porozite Yetersiz Ergime	Boyut Yüzey	Elektron Mik. Optik Mik.	Tüm numunelerde üretim parametrelerindeki farklılıklar iç kusurlara ve çatlak başlangıcına neden olmuştur.
Leuders et al. (2013)	SLE	Porozite	Boyut Konum	SEM Optik Mik. Mikro-CT	Gözenek yoğunluğu azaltılarak, yorulma mukavemeti iyileştirilmiştir.
Brenne et al. (2013)	SLE	Porozite	Boyut	EBSD DIC	Mikro gözenekler çatlak başlangıcına neden olduğundan malzemenin yorulma ömrünü azalmasına neden olmuştur.
Chastand et al. (2016)	SLE	Porozite Yetersiz ergime Yüzey kusurları	Boyut Konum Yoğunluk	Optik Mik. SEM	Çatlak başlangıcı gerilme kontrasyonu en fazla olan yüzeyde ve içteki kusurlu bölgelerde meydana gelmiştir.
Kasperovich et al. (2015)	SLE	Yetersiz ergime Füzyon eksikliği Gaz kabarcığı	Keskin hatlar Boyut	Mikro-CT SEM Optik Mik.	Isıl işlemle sınırlı seviyede yorulma mukavemeti iyileşmiş olmasına rağmen HIP yorulma dayanımını önemli seviyede artırılmıştır.

Çizelge 2.1. (devam)

Referans	Üretim Yöntemi	Kusur Tipi	Kusur Etki Faktörleri	Tespit Yöntemi	Gözlemler
Edwards et al. (2014)	SLE	Porozite	Yoğunluk	Yüksek Büyütmeli Fotoğraf	Gözeneklilik, artık gerilme ve inşa yönünün malzemenin yorulma ömrünü etkilediğini belirtmiştir.
Greitemeier Et al. (2017)	SLE/EIE	Alfa fazı Füzyon eksikliği Gaz kabarcığı	Konum (yüzey ve iç kısım)	EBSD DIC	HIP uygulanmamış numunelerde alfa fazı kümeleri çatlak başlangıcına neden olmuştur.
Harebe et al. (2017)	EIE	Porozite Yetersiz Ergime	Boyut Yoğunluk Şekil	Mikro-CT SEM Optik Mik.	Büyük boyutlu ve yoğun kusurlar daha düşük yüklerde dahi kırılma ile sonuçlanan hasarlara neden olmuştur.
Benedetti et al. (2016)	SLS	İç boşluklar Yüzey kusurları	Şekil Yoğunluk	Mikro-CT SEM	Çatlak başlangıcı yüzeyde meydana gelmesine rağmen çatlak ilerlemesi ve yayılmasına gözenekler neden olmuştur.
Amsterdam et al. (2009)	LENB	Porozite Tabakaların yetersiz birleşimi	Şekil Yoğunluk	SEM Optik Mik.	Statik mukavemet özellikleri geleneksel yöntemlerle imal edilen numunelere benzemesine rağmen tabakalar arası zayıf tutunma ve porozite yorulma özelliklerini olumsuz etkilemiştir.

Sun ve arkadaşları toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemi ile farklı yönlerde (15°, 30°, 60° ve 75°) Ti6Al4V CT test numuneleri üretmiş ve bu numunelerin çatlak ilerleme davranışına inşa yönü ve ikincil işlem olarak ısıtılma işlemin etkisini araştırmıştır. Bu çalışmada numunelerin üretim esnasındaki tabladaki yerleşiminin çatlak ilerlemesine doğrudan etkisinin olduğunu belirtmiştir. Üretilen tabakaların yerleşiminin çatlak ilerlemesine 75° açıda üretilen numunelerin 30°'lik açıya göre çatlak ilerlemesinin neredeyse iki kat yavaş olduğunu belirtmiştir. Ayrıca uygulanan ısıtılma işlem sonrası iç

yapıdaki kalıntı gerilmeler azaltılmış ve çatlak yolları için daha kararlı bir iç yapı elde edilmiştir (Sun et al. 2022).

Lv ve arkadaşları yüksek enerjili lazer biriktirme yöntemi ile üretilen Ti6Al4V alaşımının yüksek çevrimli yorulma ve yorulma çatlak ilerleme davranışına anizotropinin etkisini incelemiştir. Bu yöntemle üretilen Ti6Al4V alaşımının yatay ve düşey yönlerde yorulma dayanım değerlerini sırasıyla 357 ve 358 MPa olarak belirlenmiştir. Bu üretim yönteminde inşa yönünün etkisi yüksek çevrimli yorulma testlerinde sınırlı kalmıştır. Mikro yapıda alfa ve beta fazları ısıtıl işlem uygulanmış SLE numunelerine benzer karakter göstermiştir. Yatay ve düşey yönlerde imal edilen her iki numune tipi de dövme yöntemiyle imal edilen muadillerine göre yüksek çevrimli yorulma testlerinde daha düşük performans sergilemiştir (Lv et al. 2022).

Moquin ve arkadaşları farklı enerji yoğunluğuna sahip üç grup Ti6Al4V numuneni toz yatağında metal eklemeli üretim ile üretimini gerçekleştirmiş ve bu numunelerin yüksek çevrimli yorulma davranışlarını karşılaştırmalı olarak incelemiştir. Yüksek, optimum ve düşük enerji yoğunluklarında üretimleri gerçekleştirilen bu numunelerin kimyasal kompozisyon, mikro yapı ve porozite özellikleri analiz edilmiştir. Gerilim giderme tavlama gibi ısıtıl işlemler sonucunda alfa ve beta fazları edilmiştir. Statik mekanik özellikler ise yüksek enerji yoğunluğu seviyesinde üretimi gerçekleşen numunelerde en yüksek iken düşük enerji yoğunluğunda en düşük seviyede görülmüştür. Ancak yorulma dayanımları ise 495 MPa ile optimum yoğunluk, 450 MPa yüksek enerji yoğunluklu ve 360 MPa düşük enerji yoğunluğa sahip numune gruplarında hesaplanmıştır (Moquin et al. 2023).

Karakaş ve arkadaşları eklemeli üretim ile üretilen metallerin yüksek çevrimli yorulma davranış özellikleri ile ilgili derleme çalışması gerçekleştirmiştir. Bu çalışmada eklemeli üretimle üretilen metallerin (316L, Ti6Al4V, AlSi10Mg) üretimden kaynaklanan dezavantajlı durumlarını gidermek amacıyla bir takım ikincil proseslerin uygulanması gerektiğini tavsiye etmiştir. Bahsedilen ikincil prosesler ve etkisi Çizelge 2.2’de sunulmuştur (Karakaş et al. 2023).

Çizelge 2.2. Eklemeli üretimle üretilen metallere işlem sonrası uygulanan proseslerin mekanik özelliklere etkisi (Karakaş et al. 2023).

Üretim Sonrası Son İşlem Süreçleri	Metalik Parçanın Özelliklerine Etkisi
Isıl işlem ve Sıcak İzostatik Presleme	Çekme mukavemetini azaltır fakat parçadaki artık gerilmeleri azaltarak parçanın sünekliğini ve yorulma performansını iyileştirir. Özellikle Sıcak İzostatik presleme, parçadaki gözenekleri azaltarak homojen mikro yapı dağılımı sağlar.
Lazer dövme ve bilyeli dövme	Parçada bası artık gerilmeleri oluşturarak yorulma performansını iyileştirir.
Gelişmiş yüzey işleme teknikleri ve işleme, CNC işleme, taşlama	Parçanın yüzey kalitesini iyileştirir ve parçanın yüzey pürüzlülüğünü azaltır. Bu nedenle parçanın yorulma performansını iyileştirir. Uygun geometrik tolerans sağlar. Parçadaki üretimden kaynaklanan bozulmaları ortadan kaldırır.
Lazer parlatma	Yüzeye yakın bölgelerdeki gözenekliliği azaltır. Yüzey kalitesini ve yorulma performansını iyileştirir.
Kimyasal ve elektrokimyasal parlatma	Yüzey pürüzlülüğünü azaltır. Yorulma performansını iyileştirir.

Benedetti ve arkadaşları SLE yöntemi ile üretilen ELI Ti6Al4V (Grade 23) numunelerin düşük ve yüksek çevrimli yorulma davranışını araştırmıştır. Bu çalışmada işlemsiz numuneler elektro parlatma, ısıl işlem, HIP ve bilyeli dövme yapılan numuneler ile kıyaslanmıştır. İşlemsiz numunelerin üretimden kaynaklı dezavantajlardan dolayı kalıntı gerilme miktarı yüksek ve daha fazla kusur içerdiği belirlenmiştir. İşlemsiz numunelerle kıyaslandığında, ısıl işlemlili numunelerde akma dayanımı yaklaşık %12 azalırken, HIP uygulamasının ardından azalma %15 civarında gerçekleşmiştir. Mikro yapıdaki α' martenzit fazının $\alpha+\beta$ faz yapısına dönüşümü ile bu değişim sağlanmıştır. Elektro parlatma işleminden sonra yüzey pürüzlülük seviyesi 0,54 mikron seviyelerine gelmiştir. İşlemsiz numunelerde bu değer 6,83 mikron olarak ölçülmüştür. Parlatma, ısıl işlem, HIP ve bilyeli dövme işlemlerinden sonra hem düşük çevrimli yorulma hem de yüksek çevrimli yorulma test sonuçları SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin yorulma ömründe

iyileşmenin sağlandığını görülmüştür. İyileşme ısı işlem prosesinde faz dönüşümü sayesinde, HIP uygulamasında porozitenin azalması sayesinde, parlatmada yüzey pürüzlülüğünün azalmasıyla ve bilyeli dövmede ise yüzeye uygulanan plastik deformasyon sonucu oluşturulan bası artık gerilmeleri ile çatlak başlangıcının gecikmesi ile gerçekleşmiştir (Benedetti et al. 2018).

Chan ve arkadaşları dental implant malzemesi olarak kullanılan ELI Ti6Al4V alaşımının farklı imalat yöntemleriyle ürettiği numunelerin üç noktadan eğme testleri ile yorulma davranışını incelemiştir. Haddelenmiş, dökümle imal edilmiş numuneler, elektron ışınlı ergitme ve lazer enerjili ergitme eklemeli üretim yöntemleriyle üretilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre EBM ve LBM eklemeli üretim yöntemleriyle üretilen numuneler genel olarak iğnemsiz martenzitik yapı ve tane sınırları boyunca dağılan beta fazlarından meydana gelmiştir. Yüzey pürüzlülük değerlerinin ise EBM ve döküm yöntemlerinde imal edilenlerin daha fazla olduğu belirtilmiştir. Mekanik özellik analizlerinde LBM ve haddeleme ile üretilen numunelerin benzer özellik sergilediği görülürken, EBM ve döküm ile imal edilen numunelerin daha düşük mekanik özellikler sergilediği belirtilmiştir. Yorulma test sonuçlarında ise LBM ile üretilen numunelerin yorulma ömrü EBM ve dökümden daha yüksek iken, haddeleme ile üretilen Ti6Al4V alaşımına göre daha düşük kaldığı değerlendirilmiştir (Chan et al. 2013).

Xu ve arkadaşları SLE yöntemiyle Ti6Al4V alaşımından 0°, 45° ve 90° inşa yönlerinde yorulma (S-N) ve kırılma mekanığı (CT) numuneleri üretmiş ve inşa yönünün yorulma ve yorulma çatlak ilerleme davranışına etkisini araştırmıştır. Bu çalışmada mikro yapıları benzer olsa da inşa yönünün yorulma ömrünü etkilediği görülmüştür. Küçük çatlak ilerlemesine iğnemsiz martenzitik yapıda bulunan α fazları engel olduğundan artan gerilme sonucu taneler arası kırılma meydana gelmiştir. Ayrıca inşa yönüne bağlı olarak üretilen tabakaların 90° açıda dik konumda olması çatlak ilerlemesine diğer yönler göre engel olmuştur. Bu yöntemle imal edilen uçaklarda kullanılan kompresör kanatları inşa edilirken inşa yönünün önemli etkisi olduğu ve yorulma ömrünü artırmak amacıyla uygun inşa yönünde karmaşık geometrili parçaların imal edilmesi gerektiği tavsiye edilmiştir (Xu et al. 2019).

Jiao ve arkadaşları SLE yöntemiyle imal edilen Ti6Al4V alaşımının farklı gerilme oranlarında ($R = -1, 0,1$ ve $0,5$) yorulma davranışını anizotropi ve kusurların etkisini değerlendirerek yüksek çevrimli yorulma performansını incelemiştir. Çalışma sonuçlarına göre SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin yorulma performansı anizotropik özellik sergilemiştir. Yatay yönde inşa edilen numunelerin çatlak kaynağı gözeneklerin şekil, boyut, konum ve yoğunluk farkından dolayı dikey inşa yönüne göre daha düşüktür. SLE ile üretilen numunelerde yorulma çatlakları esasen yüzey ve yüzeye yakın gözeneklerden meydana gelmektedir. Gerilme oranı R numunelerin çatlak ilerleme hızını etkilemiştir. Çatlak en hızlı $R=-1$ tam değişken yükleme tipinde ilerlerken, $R=0,1$ yükleme tipinde ise en yavaş şekilde ilerlemiştir. Çalışma da hem S-N eğrileri ile hem de kırılma mekaniği yaklaşımıyla SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin farklı gerilme oranlarında yorulma davranışı tespit edilmiştir (Jiao et al. 2023).

Li ve arkadaşları eklemeli üretimle ile üretilen Ti6Al4V alaşımının yorulma davranışını literatürde yapılan çalışmalara göre raporlamıştır. Çalışmada dövme ve döküm gibi geleneksel yöntemlerle imal edilen Ti6Al4V ile farklı eklemeli üretim yöntemleriyle elde edilen parçaların yorulma davranışı kıyaslanmıştır. Elde edilen sonuçlara göre eklemeli üretimle ile üretilen işlemsiz numunelerin yorulma özellikleri döküm ve dövme ürünlere göre azdır. Eklemeli üretim ile üretilen tüm numunelerin yüzeyleri daha pürüzlüdür ve bu da yorulma ömrünü önemli ölçüde azaltmıştır. Çalışmada uygulanan ısıtma işlemi üretimden kaynaklanan artık gerilmenin azalacağı ya da ortadan kaldırıldığı bu sayede de yorulma ömründe iyileşmeler olduğu belirtilmiştir. Ayrıca eklemeli üretim yöntemleri sonucu elde edilen ürünlerin gözenekli yapıya sahip olduğu ve bunun da çatlak ilerlemesini kolaylaştırıcı bir etki olduğu belirtilmiştir. Bu durumu gidermek adına da uygun sıcaklık ve sürede HIP proseslerinin uygulanması tavsiye edilmiştir. Lazer eklemeli üretimle üretilen numunelere ısıtma işlemi uygulandığında bu numunelerin dövme ile üretilen ürünlerden daha başarılı yorulma performansı gösterdiği görülmüştür. Ancak elektron ışınları ile üretilen numunelerin yalnızca HIP işlemi ile geleneksel dövme ürünlerden daha iyi performans gösterdiği görülmüştür. Ayrıca eklemeli üretim ile imal edilen parçaların mikro yapı ve mekanik özelliklerinin üretim parametreleri ile doğrudan ilişkili olduğu ve optimum üretim parametreleri belirlendikten sonra numunelerin üretiminin gerçekleştirilmesi tavsiye edilmiştir. Bu yöntem ile imal edilen parçaların geleneksel yöntemlerle imal edilen parçalara göre

ikincil işlemsiz olarak yorulma davranışları daha zayıf olmasına rağmen karmaşık geometrili ve farklı yoğunluklara sahip parçaların eklemeli üretim yöntemleri ile elde edilmesi bu konu ile alakalı çalışmaların gelecekte de sürdürülmesi gerektiğini göstermiştir (Li et al. 2016).

Cain ve arkadaşları SLE ile üretilen Ti6Al4V alaşımının yorulma çatlak ilerlemesi ve kırılma tokluğu davranışını incelemiştir. Bu çalışmada SLE ile üretilen numunelerin geleneksel yöntemlerle üretilenlerden farklı olarak anizotropik özellik sergilediği ve mikro yapı özellikleri değerlendirildiğinde üretimden kaynaklı artık gerilmeler barındırdığı belirtilmiştir. İnşa yönü ve kırılma düzlemi arasındaki ilişki numunelerin kırılma tokluğu ve yorulma çatlak ilerleme hızı üzerinde oldukça etkili olduğu açıklanmıştır. Tek eksenli çekme testlerinde çekme özellikleri yapının yönüne göre değişen mekanik özelliklerde yorulma özelliklerine göre etkinin daha sınırlı olduğu belirtilmiştir. Düşük sıcaklıklarda (Beta dönüşüm sıcaklığının altında) uygulanan gerilim giderme ve tavlama ısı işlemlerinin kırılma tokluğu özelliklerini iyileştirdiği ve yorulma çatlak ilerlemesini yavaşlattığı ve bununla malzemenin yorulma özelliklerinin iyileşmesine katkı sağladığı belirtilmiştir (Cain et al. 2015).

Beretta ve Romano eklemeli üretim yöntemleri ve geleneksel yöntemlerle üretilen havacılık uygulamalarında yaygın şekilde kullanılan Ti6Al4V alaşımı ve AlSi10Mg alaşımının yorulma ve kırılma özelliklerini incelemiştir. Bu çalışmada her iki malzemenin de yorulma davranış özellikleri benzer özellik sergilemiştir. Her iki malzemenin de eklemeli üretim ile üretilen yorulma test numuneleri üretimden kaynaklanan kusurlar, homojensizliklerin yoğunluğu yorulma dayanımını olumsuz etkilemiştir. Uygulanan ikincil işlemler sayesinde (ısı işlemleri ve HIP) yapılardaki porozite azalmış, bu sayede çatlak oluşumu engellenmiş, çatlak ilerlemesi geciktirilmiş ve bunun sonucunda yorulma dayanımları geleneksel yöntemlerle (döküm, dövme) imal edilen malzemelere göre benzer veya daha iyi performans göstermiştir (Beretta and Romano 2017).

Tan ve arkadaşları havacılıkta kullanılan parçaların lazer eklemeli üretim yöntemleriyle üretimi ve elde edilen ürünlerin özelliklerini incelemiştir. Bu yöntemlerle imal edilen ürünlerin geometrik olarak özgünlük sağladığını belirtmiştir. Karmaşık şekillere sahip, kafes geometrili parçaların eklemeli üretim yöntemleriyle üretileceğini

belirtmiştir. Sistem içerisinde çalışan montajlı elemanların eklemeli üretim yöntemlerle tek seferde oluşturulabileceğini belirtmiştir. Bu sayede daha performanslı ve daha güvenilir ekipmanların imalatına olanak sağlanmaktadır. Uçaklardaki yanma odaları, uydu fırlatıcısı ve motor bileşenleri gibi ekipmanlar örnek olarak sunulmuştur. Ayrıca malzeme ve enerji verimliliğinin diğer yöntemlere göre yüksek olduğu vurgulanmıştır. Eklemeli üretim yöntemlerinde tozlar tekrar kullanıldığından israf oranını %5 civarında açıklanmıştır. Havacılık ve uzay endüstrisinde düşük hacimli karmaşık geometrili parçaların bu yöntemlerle kalıp, maça, yolluk gibi ikincil aparatlara ihtiyaç duymadan doğrudan üretim sağladığı açıklanmıştır. Son olarak da eklemeli üretim cihazları üretimi başlattıktan sonra operatöre ihtiyaç duymadan günün her saati ve her anında üretimi gerçekleştirebileceğinden ürünlerin daha kısa sürelerde teslim edilebileceğini göstermiştir (Tan et al. 2021).

Kan ve arkadaşları toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemiyle üretilen metallerin mekanik özelliklerini incelemiştir. Bu çalışmada eklemeli üretimle elde edilen Ti6Al4V, Inconel 718, 316L paslanmaz çelik ve AlSi10Mg metal alaşımlarına füzyon eksikliği sonucu oluşan porozitenin etkisi çekme dayanımları, yorulma ömrü, kırılma tokluğu, sürünme ve aşınma hasar mekanizmasına göre araştırılmıştır. Çekme testi sonuçlarına göre bu yöntemle imal edilen parçaların akma ve çekme mukavemetleri gözenek miktarı ve inşa yönünden etkilenmektedir. Ayrıca bu yöntemle imal edilen parçaların tamamında yetersiz birleşme sonucu gözenekler ve ikincil çatlaklar oluşmuştur. Gözenekli yapılar yorulma ömrünü, sürünme ve aşınma özelliklerini olumsuz etkilemiştir. Ti6Al4V'nin uygun üretim parametreleri, ısıtma işlemi, HIP, parlatma gibi işlemlerle çatlak başlangıcına neden olan gerilme yoğunluğu yüksek bölgelerin azaltıldığı gözenek yoğunluğunun düştüğü ve bu sayede de yorulma ve kırılma özelliklerinin iyileştiği görülmüştür (Kan et al. 2022).

Elambasseril ve arkadaşları toz yatağında eklemeli üretim yöntemi ile üretilen ürünlerin dizayn özelliklerinin ve yüzey topoğrafyasının yorulma ömrüne etkisini araştırmıştır. Geometrinin, yüzey özelliklerinin, eklemeli üretim parametrelerinin işlemsiz numunelerin yorulma ömrünü etkilediği belirtilmiştir. Toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemiyle üretilen Ti6Al4V alaşımı için yorulma ömür sıralaması (en yüksekte en düşüğe); pürüzsüz yüzeyli (parlatılmış)+HIP> yalnızca HIP uygulanmış>

yalnızca parlatılmış> işlemsiz numuneler şeklinde sıralanmıştır. Yüzey işlemleri maliyet oluştursa da uygun proseslerle malzemelerin yorulma ömrünün iyileştiği belirtilmiştir (Elambasseril et al. 2023).

Hu ve arkadaşları SLE ile üretilen Ti6Al4V alaşımının yorulma özelliklerini metalürjik kusurlar ve mikro yapı özelliklerine göre incelemiştir. X ışınlı tomografi cihazları kullanarak yoğunluk, şekil ve boyut açısından gözeneklilik ve birleştirme azlığı kusurlarının tespitini gerçekleştirmiştir. İşlemsiz numuneler ile kalıntı gerilme giderme işlemi yapılmış numuneler kıyaslanmıştır. Gerilim giderme tavlaması 500 °C’de 2 saatlik uygulama (995 °C’deki β dönüşüm sıcaklığı altında) ile gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem öncesi SLE ile üretilen numuneler hızlı soğuma ile α' fazında iken ısıtma işlemiyle α' iğnemsiz martenzitik yapılar, α lamellerinin farklı boyut ve yönelimlerde düzenlendiği ve orijinal β sütunlu taneler içinde α kolonileri oluşturmuş β ve ince iğne α fazlarının karışımına dönüşmüştür. İşlemler sonucu porozite seviyesi %0,01 olarak ölçülmüştür. Yorulma hasarına uğrayan numuneler incelendiğinde çatlak başlangıcı α fazlardan ziyade yüzey veya yüzeye yakın bölgelerdeki pürüzlülük ve kusurlar sonucu gerçekleşmiştir (Hu et al. 2020).

Costa ve arkadaşları SLE ile üretilen Ti6Al4V numunelerin yüksek çevrimli yorulma rejiminde ultrasonik yorulma testlerini gerçekleştirmiştir. Isıl işlem ve HIP işlemleri olmaksızın ikincil işlem olarak sadece yüzey parlatma işlemi uygulanmış ve bu işlemin yüzey pürüzlülüğü, yorulma gerilim ömrü ve kırılma yüzeylerine etkisi incelenmiştir. İşlemsiz numunelerde yüzey pürüzlülüğünün çatlak oluşumu için birincil etken olduğu belirlenmiştir. SLE ile üretilen numunelerin yüzey pürüzlülük değerlerinin yorulma mukavemetine önemli ölçüde zarar verdiği kanıtlanmıştır. Yüzey parlatma işlemi uygulanan numunelerde pürüzlülük yerine yapıdaki kusurlar çatlak başlangıcına neden olmuştur. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde parlatılmış numunelerde iç yapıdaki porozite ve kusurlar yüzey altı çatlak başlangıcına neden olduğu belirtilmiştir (Costa et al. 2021).

Kakiuchi ve arkadaşları geleneksel yöntemlerle ve eklemeli üretimle üretilen Ti6Al4V alaşımının oda sıcaklığında (25 °C) ve yüksek sıcaklıktaki (250 °C) dönme eğilmeli yorulma davranışını incelemiştir. Deney sonuçlarına göre hem oda sıcaklığı hem

de yüksek sıcaklıkta eklemeli üretim ile üretilen Ti6Al4V numunelerin yorulma dayanımları geleneksel yöntemlerle imal edilenlere göre daha düşüktür. Her iki sıcaklıkta gerçekleştirilen testlerde eklemeli üretimle üretilen numunelerin yorulma çatlak başlangıçları eklemeli üretim yöntemi ile oluşan kusurlardan kaynaklanmıştır. Oda sıcaklığı ile yüksek sıcaklık arasındaki yorulma dayanımındaki azalma geleneksel yöntemlerle imal edilen numunelere göre eklemeli üretimle üretilen numunelerde daha az olmuştur. Bu da eklemeli üretimle üretim sonucu oluşan kusurların zararlı etkisinin yüksek sıcaklıklarda oda sıcaklığına göre daha sınırlı olduğunu göstermiştir (Kakiuchi et al. 2019).

Cao ve arkadaşları farklı eklemeli üretim yöntemleri ile üretilen Ti6Al4V alaşımlı numunelerin yorulma özelliklerini incelemiştir. SLE ile üretilen Ti6Al4V, daha az yüzey pürüzlülüğü ve gözeneklilik nedeniyle elektron ışınli ergitme yöntemine göre daha iyi bir yorulma performansı gösterirken, tel beslemeli eklemeli üretim yöntemi ile üretilen Ti6Al4V parçalara göre daha düşük yorulma performansı sergilemiştir. Ancak eklemeli üretimle üretilen Ti6Al4V alaşımlarının ΔK_{th} (çatlak büyümesinin başladığı eşik değer) değeri, daha ince taneli olması nedeniyle, işlemsiz ve ısıli işlemlili numunelerde dövme ile imal edilenlere göre daha düşüktür. Çatlak büyümesinin başladığı eşik değer üretimden sonra uygulanan ikincil işlemlilerle artmaktadır. İkincil işlemlilerle yüzey pürüzlülük miktarı, gözenek miktarı azaltılarak ve mikro yapıda faz dönüşümleri sağlanarak iyileşmeler sağlanmaktadır. Genel olarak ise eklemeli üretimle üretilen Ti6Al4V'nin yorulma dayanımının işlem sonrası uygulanan HIP, ısıli işlem ve parlatma uygulamaları gerçekleştirilmeden farklı uygulamalar için kullanılmaması tavsiye edilmiştir (Cao et al. 2018).

Emanuelli ve arkadaşları toz yatağında metal eklemeli üretimle imal edilen Ti6Al4V alaşımına uygulanan 800 °C, 850 °C ve 950 °C'lik ısıli işlemin kalıntı gerilme, düz ve çentikli numunelerdeki yorulma davranışını incelemiştir. Üç sıcaklık içinde α' martenzit fazını dönüştürebilecek aralıkta seçildiği belirtilmiştir. Mekanik test (çekme testi) sonuçlarına göre artan sıcaklıkla süneklikte artış sağlanırken, akma ve çekme mukavemet değerleri azalmıştır. Düz ve çentikli numunelerin yorulma dayanımları ısıli işlemlerden sonra incelenmiştir. Isıli işlem sıcaklıklarının yorulma ömrünü etkilediği belirtilmiştir. Isıli işlemler sonucu oluşan bası artık gerilmeleri numunelerin yorulma

ömrüne iyileştirici etki etmiştir. Ancak elde edilen sonuçlara göre uygulanan ısıtıl işlem mekanik özellikleri önemli seviyede etkilemesine rağmen yorulma dayanımına etkisi daha sınırlı olmuştur (Emanuelli et al. 2022).

Benedetti ve arkadaşları SLE ile üretilen Grade 23 ELI Ti6Al4V alaşımının yorulma ve biyolojik özelliklerine farklı ikincil proseslerin etkisini araştırmıştır. İşlemsiz ve ikincil işlem uygulanmış numunelerin yorulma ömürleri 10^4 - 5.10^7 arasında olduğu belirlenmiştir. Çalışmada SLE ile parçaların yorulma ömrünü iyileştirmenin en etkili yollarından birinin iç yapıdaki kalıntı gerilmelerin azaltılması ve üretim sonucu oluşan porozitenin azaltılması ile olduğu belirlenmiştir. İşlemsiz numunelerde yüksek çevrimli yorulma ömrü 220 MPa seviyesinde en düşük değer olarak hesaplanmış, elektrokimyasal parlatma uygulanan numunelerde bu değer 250 MPa seviyesinde çıkarken, HIP uygulanan numunelerde bu değer 340 MPa olarak belirlenmiştir. Elektrokimyasal parlatma işlemi sonucu yüzey pürüzlülüğünün neredeyse ortadan kalkması numunelerin yorulma direncinde bir artış sağlamıştır. Çünkü yüzey pürüzlülüğünün azalması sonucu yüzey ve yüzeye yakın bölgelerdeki çatlak oluşumunu geciktirmiştir. HIP işlemi sonucunda ise çok yüksek çevrimli yorulma testlerinde yüzey pürüzlü olmasına rağmen iç yapıda tüm kesit boyunca gözeneklerin önemli ölçüde azalması çatlak oluşumunu en yüksek seviyede engellemiştir ve çatlak ilerlemesini geciktirmiştir. Biyouyumluluk özellikleri kıyaslandığında ise, üretilecek malzemenin yüksek yüklerde kullanılmadığı durumda ikincil işlemlere ihtiyaç kalmadan kullanılabileceğini ancak orta ve yüksek çevrimli yorulma yüklerine maruz kalacaksa bilyeli dövme ve HIP uygulamalarından sonra kullanımı tavsiye edilmiştir (Benedetti et al. 2017).

Xu ve arkadaşları SLE ile üretilen AlSi10Mg alaşımının yüksek çevrimli yorulma davranışına inşa yönünün etkisini ve dönme eğilmeli yorulma ve yorulma çatlak ilerleme davranışı yöntemlerine göre araştırmıştır. Bu çalışmada elde edilen sonuçlara göre yorulma çatlaklarının önemli bir kısmı numunelerin yüzeylerinden ya da yüzeyin altındaki bölgelerde oluşan imalat kusurlarından kaynaklanmıştır. SLE ile üretilen numunelerin inşa yönleri yorulma özelliklerini etkilemiş ve 0° açı ile inşa edilen numuneler 45° ve 90° açılarla inşa edilen numunelere göre daha yüksek yorulma dayanımı göstermiştir. Eğilmeli yorulma test sonuçlarına göre numunelerde çoklu çatlak başlangıcı mekanizması gerçekleşmiştir. Bu nedenle çevrimsel yükler tarafından oluşan enerji

dağıtılamadığından numunelere uygulanan yükler düşük gerilme değerlerinde olsa dahi kısa yorulma ömürleri gözlemlenmiştir. Çatlak ilerlemesi yüzeyden iç kısımlara doğru gerçekleşmiş ve üretimden kaynaklanan iç kusurlar ise küçük çatlaklar oluşturmuş ve bu çatlakla ana çatlak ile birleşerek yorulma çatlak ilerleme hızını artırmıştır (Xu et al. 2020).

Yamashita ve arkadaşları SLE ile üretilen Nikel bazlı 718 süper alaşımın kusur analizini ve yorulma özelliklerini incelemiştir. Bu çalışmada numune yüzeyi ve yüzeye yakın bölgelerdeki kusurların malzemenin yorulma ömründe önemli bir etkisi olduğu görülmüştür. Porozite, füzyon (birleştirme) eksikliği gibi kusurlar yorulma dayanımını etkileyen en önemli nedenler olmuştur. Alan parametresi modeli kusurlu bölgelerin alanlarının yorulma dayanım limitine etkisi araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre eklemeli üretim ile üretilen numunelerde yer alan kusurların yönelimi rastgele olmuş ve yüzeye yakın bölgedeki süreksizlikler önemli etki göstermiştir. Kırılma mekaniği açısından ise kusurun etkisi gerçek alan boyutundan daha büyük olmuştur. Ayrıca eklemeli üretim ile üretilen parçalar için geometrik hacim ve üretilen numune sayısı arttıkça mikro yapı hatalarının çoğalacağı ve yorulma dayanımının olumsuz etkileneceği belirtilmiştir (Yamashita et al. 2018).

Kumar ve Ramamurty SLE ile üretilen Ti6Al4V alaşımının yüksek çevrimli yorulma ömrünü incelemiştir. Bu çalışmada hem SLE yönteminin üretim parametrelerinin (katman kalınlığı, tarama açısı, enerji yoğunluğu) hem de üretimden sonra gerçekleştirilen ikincil işlemlerin (ısıl işlem, bilyeli dövme) Ti6Al4V'nin yüksek çevrimli yorulma ömrüne etkisi araştırılmıştır. SLE ile üretim sonucu meydana gelen gözenek oluşumunu azaltmak amacıyla katman kalınlığı 30 μm 'den 60 μm 'ye çıkarılmış, tarama dönüş açısı 90°'den 67°'ye değiştirilmiştir. Parametrelerdeki bu değişim sonucunda enerji yoğunluğunda bir miktar azalma meydana gelmiş ve genel porozitede azalma meydana gelmiştir. Bu azalma sonucunda yorulma ömründe iyileşme sağlanmıştır. Uygulanan bilyeli dövme işlemi sonucunda ise yüzeye yakın gözenekler kapatılmıştır. Ayrıca bilyeli dövme ile çatlak başlangıcı yüzey yerine daha derin bölgelerde oluşmasına rağmen işlem sonrası oluşan artık gerilmeler hem yorulma dayanımının artmasına neden olmuş hem de SLE yöntemi ile üretilen numunelerin yorulma ömür değerlerindeki dağınık ortalamanın azalmasına da katkı sağlamıştır (Kumar and Ramamurty 2020).

Caiazzo ve arkadaşları farklı inşa yönlerinde SLE ile üretilen Inconel 718 alaşımının mekanik özelliklerini oda sıcaklığı ve 650 °C sıcaklıklarda gerçekleştirdiği çekme testleri sonucu incelemiştir. Yapılan çalışmada çekme mukavemetinde anizotropinin etkisinin yüksek sıcaklıklarda malzemenin dayanım değerlerini daha fazla etkilediği görülmüştür. Ayrıca yüksek sıcaklık koşullarının malzemenin akma ve kopma dayanımını yaklaşık %20-25 seviyesinde azaltıldığı görülmüştür. 45 derecelik açıyla imal edilen çekme numuneleri 650 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen çekme deney sonuçlarında 978 MPa akma ve 1114 MPa kopma dayanımları sergileyerek en düşük mukavemet özellikleri sergilemiştir. Çalışma sonucunda anizotropinin etkisinin etkisi oda ve yüksek sıcaklıklarda sınırlı olsa da parçanın çalışma sıcaklığının hem akma hem de kopma mukavemetini daha kritik seviyede etkilediği görülmüştür (Caiazzo et al. 2017).

Ma ve arkadaşları toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemi ile üretilen Al-Cu-Mg-Fe-Ni (TiB₂/ Al2618) kompozit numunelerin oda sıcaklığı, 190 °C ve 300 °C ortam sıcaklığı koşullarında mekanik özelliklerini incelemiştir. Eklemeli üretimle üretilen kompozit yapı TiB₂ partiküller matris içerisindeki Ni, Fe ile intermetalik olarak yapı oluşumuna neden olmuş ve yüksek sıcaklıklarda termal stabilite sergilemesine yapının katkı sağlamıştır. Kompozit yapı 190 °C test koşullarında neredeyse değişmeden kalmış ve mukavemet özellikleri etkilenmemiştir. 300 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen testlerde ise kompozit tabaka tane büyümesi etkisiyle kabalaşmıştır. Metaller arası kabalaşma olmasına rağmen alüminyum matristeki yumuşama kompozit mikro yapının genel bütünlüğünün korunmasına ve yüksek sıcaklıklara maruz kalsa dahi yüksek mukavemet değerlerinin stabil kalmasına neden olmuştur. Bu sonuçlara göre havacılık ve uzay endüstrisinde kullanılan parçaların kompozit katkılarla üretimi ısıya dayanıklı malzemelerin geliştirilmesinde önemli uygulamalar olacağını yakın gelecekte göstermiştir (Ma et al. 2024).

He ve arkadaşları toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemi ile üretilen TiCN/AlSi10Mg kompozit yapıları numunelerin 25 °C oda sıcaklığında ve 200 °C test sıcaklığında mekanik özelliklerini incelemiştir. Toz yatağında kompozit yapı üretilmesine rağmen farklı ergime derecesine sahip partiküller yüksek ısı girdisi ile heterojen çekirdeklenme ile katılaşma gerçekleşmiştir. Al matrisi ve TiCN partikülleri arasındaki termal iletkenlik farkı nedeniyle katılaşma sırasında meydana gelen partikül

itme sonucu tane sınırlarında ikincil partiküller gözlenmiştir. TiCN/AlSi10Mg kompozitinin akma dayanımı, tüm test sıcaklıklarında AlSi10Mg alaşımından daha yüksek olduğu görülmüştür. Ayrıca yüksek sıcaklıkta alüminyum matrisin yumuşadığı ve yüksek sıcaklıkta meydana gelen iç yapıdaki gerilme uyumsuzluğunu daha iyi karşılayabilmesi nedeniyle artan sıcaklıklarla birlikte çekme dayanımındaki düşüşün azaltıcı etkide olduğu görülmüştür. Ancak çekme test sonuçlarına göre ortam sıcaklığındaki artış malzemenin mukavemet özelliklerini azaltmıştır (He et al. 2021).

Tanvir ve arkadaşları tel ark katkılı eklemeli üretim yöntemi ile üretilen H13 takım çeliği numunelerin oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda (300 °C ve 600 °C) mekanik özelliklerini incelemiştir. Farklı ortam sıcaklıklarına ek olarak dört farklı mikroyapı özelliğine sahip numuneler üretilmiştir. Üretilen H13 katı bloklar gözenek ve boşluklara sahip olduğundan çekme testlerinde kırılma bölgelerini etkilemiş ve çatlakların hızlı şekilde ilerlemesine neden olmuştur. Çekme test sonuçlarına göre oda sıcaklığında 1290 MPa olan akma dayanımı 300 °C test sıcaklığında 1013 MPa, 600 °C ortam koşullarında ise 803 MPa olarak ölçülmüştür. Test sıcaklığındaki artış malzemenin boyca uzamasını da etkilemiştir. Oda sıcaklığında boyca uzama %15 seviyesinde iken, 300 °C %7,78, 600 °C de ise %8,58 olarak ölçülmüştür. Elden edilen sonuçlara göre H13 takım çeliği yüksek sıcaklıklara belirli bir seviyede direnç gösterse de 600 °C ve üzeri sıcaklıklarda mukavemet özelliklerinde yaklaşık %30 kayıp değerine göre kullanım limit seviyesi belirlenmelidir (Tanvir et al. 2021).

Fang ve arkadaşları tel ark katkılı eklemeli üretim yöntemi ile farklı inşa yönlerinde üretilen HSLA (high strength low alloy-yüksek mukavemetli düşük alaşımlı) çelik malzemenin oda sıcaklığı, 600 °C ve -50 °C (düşük sıcaklıkta) mekanik özelliklerini incelemiştir. Düşük sıcaklıkta Charpy darbe testi gerçekleştirilirken, oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıkta ise çekme testleri ile mekanik özellikler incelenmiştir. Çekme testi sonuçlarına göre inşa yönünün etkisi mukavemet değerlerine düşük veya ihmal edilebilir seviyede etki etmiştir. Oda sıcaklığında 830-850 MPa seviyelerinde olan kopma mukavemeti neredeyse yarı seviyesine düşerek 409-450 MPa olarak ölçülmüştür. Mukavemet seviyesindeki bu önemli düşüşün yapıya Nikel ve Molibden elementlerinin katılarak engellenmesi önerilmiştir (Fang et al. 2022).

Alvi ve arkadaşları eklemeli üretim yöntemlerinden elektron ışınlı ergitme ile üretilen Ti6Al4V oda sıcaklığı ve 200, 400 ve 500 °C sıcaklıktaki tribolojik özelliklerini incelemiştir. Aşınma testlerinde çelik ve alümina bilyeler kullanılmıştır. Hem çelik hem de alümina bilyede oda sıcaklığında sınırlı seviyede aşınma gerçekleşse de artan sıcaklıkla abrazif ve adezif aşınma ile birlikte oksidatif aşınma da meydana gelmiştir. Çelik bilye ile gerçekleştirilen aşınma testlerinde en düşük sürtünme katsayısı 400 °C test koşullarında görülürken, alümina bilye de en düşük sürtünme katsayısı 500 °C ortam sıcaklığında görülmüştür. Tüm sıcaklık koşullarında alümina bilyenin aşınma oranı daha yüksek çıkmıştır. Ayrıca en düşük aşınma oranı 400 °C sıcaklıkta görülmüştür. Bu durum sıcaklığın artması ile oluşan TiO₂ tabakanın transfer filmi oluşturarak aşınma bu tabakada gerçekleşmesiyle açıklanmıştır. Bu sayede taban malzemesindeki aşınma daha sınırlı seviyede gerçekleşmiştir. Sonuç olarak yüksek sıcaklığın Ti6Al4V'nin aşınma direncine pozitif katkısı olmuştur (Alvi et al. 2021).

Moloi ve arkadaşları geleneksel yöntemlerle imal edilen Ti6Al4V alaşımının çekme mukavemet özelliklerini ısıtma işlemi ve farklı test sıcaklıklarında araştırmıştır. İşlemsiz ve 600 °C sıcaklıkta 3 saat ısıtma işlemli numuneler 20 °C, 175 °C ve 325 °C test sıcaklıklarında çekme testine tabii tutulmuştur. Elde edilen sonuçlara göre test sıcaklıklarındaki artış akma dayanımı, çekme dayanımı ve Elastisite modülünün azalmasına neden olurken süneklik artmıştır. Uygulanan ısıtma işlemi prosesi ile mikro yapıdaki α' fazlar α ve β fazlarına dönüşmüştür. Isıtma işlemli numunelerin yüzey sertlik değerlerinde bir miktar azalma gerçekleşmiştir. Elde edilen sonuçlara göre ELI Ti6Al4V'nin mekanik özellikleri ve mikro yapısının test sıcaklığından doğrudan etkilendiğini görülmüştür (Moloi et al. 2024).

Peng ve arkadaşları toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemiyle imal edilen Ti6Al4V alaşımının yüksek çevrimli yorulma davranışını oda sıcaklığı ve 400 °C koşullarında karşılaştırmalı olarak incelemiştir. Çalışmada üretimden kaynaklı meydana gelen poroz yapının mikro çatlak oluşumuna neden olduğu belirtilmiştir. Yüzeyde farklı noktaları etkilen gerilmeler sonucu çoklu çatlak oluşumu ile malzeme hasara uğramıştır. Yüksek sıcaklıkta gerçekleşen testlerde ise sıcaklığın etkisi ile elastisite modülü ve dislokasyon direnci azalmış ve çoklu kayma sistemleri devreye girerek Ti6Al4V'nin yorulma dayanımı önemli ölçüde azalmıştır. Çalışma sonunda yüksek sıcaklığın çatlak

büyüme hızını artırdığı ve malzemenin yorulma ömrünün azalmasına neden olduğu vurgulanmıştır (Peng et al. 2023).

Yetim ve arkadaşları dövme ile imal edilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, plazma nitrürlenmiş ve dublex (plazma nitrürlenmiş ve DLC) kaplanmış formlarının yorulma davranışına etkisini incelemiştir. Elde edilen sonuçlara göre hem plazma nitrürlenme hem de DLC kaplama işlemi sonucu Ti6Al4V'nin yüzey sertliğinin arttığı görülmüştür. Ancak plazma prosesi sonucu oluşan gevrek ϵ -Ti₂N ve δ -TiN fazları ve nitrür tabakası Ti6Al4V ile farklı elastisite modülüne sahip olduğundan yorulma mukavemetini azaltmıştır. DLC kaplama işlemi taban malzemesine yüksek adezyon sağladığından ve yüzey sertliğini arttırdığından malzemenin yorulma dayanımını artırmıştır. DLC kaplı numunelerde yüzeye yakın bölgelerde bası artık gerilmeleri oluştuğundan malzemenin yorulma ömrü artmıştır (Yetim et al. 2023).

Du ve arkadaşları dövme ile imal edilen Ti6Al4V'nin fretting fatigue (kazımalı-sürtünmeli yorulma) ve fretting aşınma davranışını araştırmıştır. Çalışmada işlemsiz Ti6Al4V numuneler ile kapalı alan dengesiz manyetik alan sıçratma prosesi ile DLC (elmas benzeri karbon) ve GLC (grafit benzeri karbon) kaplanmış numunelerin yorulma davranışları karşılaştırmalı incelenmiştir. DLC kaplamanın yüzeye bağlanma özelliği GLC kaplamaya göre yüksek iken, GLC kaplamaya göre sürtünme özelliklerinin daha düşük olduğu görülmüştür. Her iki film de yağlama ve sürtünmeyi azaltıcı özellik gösterdiğinden Ti6Al4V'nin kazımalı aşınma özelliğini iyileştirmiştir. Yorulma sonuçlarına göre GLC film %56 seviyesinde yorulma direncini iyileştirirken, DLC film kaplı numunelerin yorulma dayanımı 2,3 kat artmıştır. DLC kaplı numunelerdeki üstün yüzeye tutunma ve tokluk etkisi yorulma direncindeki pozitif farkta en belirgin etken olmuştur (Du et al. 2014).

Uematsu ve arkadaşları dövme ile imal edilen magnezyum alaşımının korozyonlu yorulma davranışı incelemiştir. Çalışmada işlemsiz ve farklı kalınlıklarda (3 μ m ve 12 μ m) DLC kaplanmış numunelerin korozyonlu yorulma davranışına kaplamanın ve kaplama kalınlığının etkisi araştırılmıştır. İşlemsiz numunelere göre düşük kalınlıkta DLC kaplı numunelerde yorulma dayanımı artarken, en yüksek iyileşme daha kalın DLC kaplı numunelerde olmuştur. Kaplama kalınlığına bağlı olarak yorulma dayanımındaki artış

tabaka tabaka oluşan filmlerin yüzeyde oluşacak çatlağı baskılaması ve çatlak ilerlemesini geciktirmesi ile açıklanmıştır. Ayrıca düşük kaplama kalınlığının korozyonlu yorulma özelliğini tam olarak iyileştirmediği ve gelişmiş korozyonlu yorulma özelliğine sahip numuneler için katman kalınlığının artırılması gerektiği belirtilmiştir (Uematsu et al. 2011).

Kovacı ve arkadaşları işlemsiz ve DLC kaplı AISI 4140 çelik numunelerin sabit ve değişken (aşırı yükleme-overload, bası aşırı yükleme-underload ve karışık) yükleme koşullarında yorulma çatlak ilerleme davranışını araştırmıştır. DLC kaplı numunelerin yüzeyinde oluşan artık gerilme ve sertlikteki artış işlemsiz numune ile kıyaslandığında daha iyi yorulma çatlak ömrü sağlamıştır. Hem işlemsiz hem de DLC kaplı numunelerinde aşırı yükleme uygulamasından sonra çatlak ilerleme ömrünün arttığı belirtilmiştir. DLC kaplama ile işlemsiz numunelerdeki düşük yükleme sonucu meydana gelen çatlak ilerleme ömründeki düşüş sınırlandırılmıştır (Kovacı et al. 2016).

Sundaram ve arkadaşları yüksek mukavemetli çelik (4340) ve Ti6Al4V parçaları yüksek frekanslı plazma prosesi ile DLC kaplamış ve bu kaplamanın aşınma ve yorulma özelliklerine etkisini incelemiştir. Elde edilen sonuçlara göre DLC kaplama hem çelik hem de Ti6Al4V alaşımlı numunelerin aşınma direncini iyileştirmiştir. Ancak bu iyileşme Ti6Al4V’de daha yüksektir. Bu durum sürtünme katsayılarına göre yorumlanmıştır. Kaplanmış çelik numunelerde sürtünme katsayısı 0,1 iken Ti6Al4V’de yaklaşık 0,08 seviyesinde görülmüştür. Ayrıca kaplama sonrası yüzey sertliğinde ve bası artık gerilmelerindeki artış her iki malzemenin de yorulma mukavemetini artırmıştır (Sundaram 2006).

Egidio ve arkadaşları toz yatağında lazer ışınli ergitme ile imal edilen işlemsiz AlSiMg ve DLC kaplı numunelerin mekanik özelliklerini incelemiştir. İşlemli ve işlemsiz numuneler çekme testi ve dönmeli yorulma testleri ile gerçekleştirilmiştir. Kaplamalı numunelerde yüzey ve taban malzemesi arasındaki elastik ve plastik özellikler birbirinden farklı olduğundan çatlaklar kaplamanın alt kısmında taban malzemesinde meydana geldiği belirtilmiştir. Çok katmanlı (multilayer) DLC kaplı numuneler işlemsiz ve tek katmanlı numunelere göre daha fazla bası artık gerilmesine sahip olduğundan yorulma dayanımını artırmıştır. Çekme testi sonuçlarında DLC kaplı numunelerin mukavemet

değerleri düşse de yorulma dayanımlarında önemli seviyede artış görülmüştür (Egidio et al. 2023).

Cao ve arkadaşları işlemsiz ve DLC kaplı alüminyum alaşımlı pistonların oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklardaki (300 °C) tribolojik özelliklerini ve termal iletkenliklerini incelemiştir. Filtrelenmiş katodik vakum yöntemiyle alüminyum alaşımlar çok katmanlı Ti-DLC tabakası ile kaplanmıştır. Kaplama yoğun ve amorf karbonda oluşturulan nano kristal TiC ve Ti-DLC kaplamanın mekanik özelliklerini iyileştirmiştir. Aşınma sonuçlarına göre 300 °C yapılan testlerde Ti-DLC sıcaklığın etkisi ile çok düşük sürtünme katsayısı ve düşük aşınma oranı göstermiştir. Bu sonuçlara göre hafif olan alüminyum alaşımına sahip parçalar yüksek sıcaklıklarda gelişmiş tribolojik performans ve düşük ısı iletkenliği için Ti-DLC kaplama ile kaplanmalıdır. Isı kaybındaki azalmaların içten yanmalı motorlarda yakıt verimliliğini de iyileştireceği belirtilmiştir (Cao et al. 2021).

Kovacı ve arkadaşları işlemsiz, plazma nitrürlenmiş ve DLC kaplanmış 4140 çeliğinin korozyon ve tribokorozyon davranışını araştırmıştır. 400 ve 500 °C’de uygulanan plazma prosesi sonucu oluşan ϵ -Fe₂₋₃N ve γ -Fe₄N nitrit fazları polarizasyon direncini artırmıştır. Kaplama kalınlığı arttıkça korozyon direnci artmış ve DLC tabakası da ayrıca direnç oluşturmuştur. Tribokorozyon testlerinde aşınma ve korozyon hasar mekanizmaları bir arada etki etmiştir. DLC ile oluşan film tabakası ve plazma nitrürleme sonucu oluşan difüzyon tabakası, içeriklerindeki fazlar sayesinde bu hasar mekanizmalarını etkisini engellenmiştir. Çalışma da korozyon ve tribokorozyon direnci en yüksek numuneler 600 °C’de 4 saat plazma işlemi ardından DLC kaplanmış (dublex) numuneler olmuştur (Kovacı et al. 2021).

Literatürde yer alan çalışmalar incelendiğinde eklemeli üretim yöntemiyle üretilen Ti6Al4V’nin farklı üretim parametrelerinin yorulma davranışına etkisi birçok çalışmada incelenmiştir. Eklemeli üretim yöntemleri ile imal edilen Ti6Al4V’nin daha düşük yorulma mukavemeti gösterdiğinden literatürde yer alan çalışmalarda ısıtma işlemi, parlatma, sıcak izostatik presleme, kaplama gibi ikincil işlemler ile yorulma dayanımlarının iyileştirilmesi hedeflenmiştir. Yapılan çalışmaların büyük bir bölümünde gerçekleştirilen testler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Sınırlı sayıda servis

koşullarında gerçekleştirilen testler olsa da düşük ve çevrimsel sıcaklığın eklemeli üretimle üretilen Ti6Al4V alaşımının yorulma ve yorulma çatlak ilerleme davranışına etkisi araştırılmamıştır. Tez çalışmasında literatürde yer alan iyileştirme prosesleri kullanılarak Ti6Al4V'nin farklı servis koşullarındaki yorulma davranışının araştırılması amaçlanmıştır. Çünkü havacılık sektöründe kullanılan Ti6Al4V alaşımlı parçalar kompresör kanatları, egzoz kanalları, iniş takımları ve gövde parçası olarak kullanım sırasında mekanik özelliklerini etkileyebilecek farklı sıcaklıklara maruz kalır. Kompresör kanatları 400 °C'ye, egzoz kanalları 300 °C'ye, hidrolik sistemler -50 °C-135 °C aralığında sıcaklıklara maruz kalırken, iniş takımları ve birçok gövde parçası -50 °C-70 °C aralığındaki sıcaklıklarda çalışmaktadır. Bu nedenle tez çalışmasındaki en büyük motivasyon farklı sıcaklıklarda emniyetli şekilde çalışacak eklemeli üretimle üretilen Ti6Al4V alaşıma sahip parçaların yorulma dayanım limitlerinin belirlenmesidir.

3. MATERYAL ve YÖNTEM

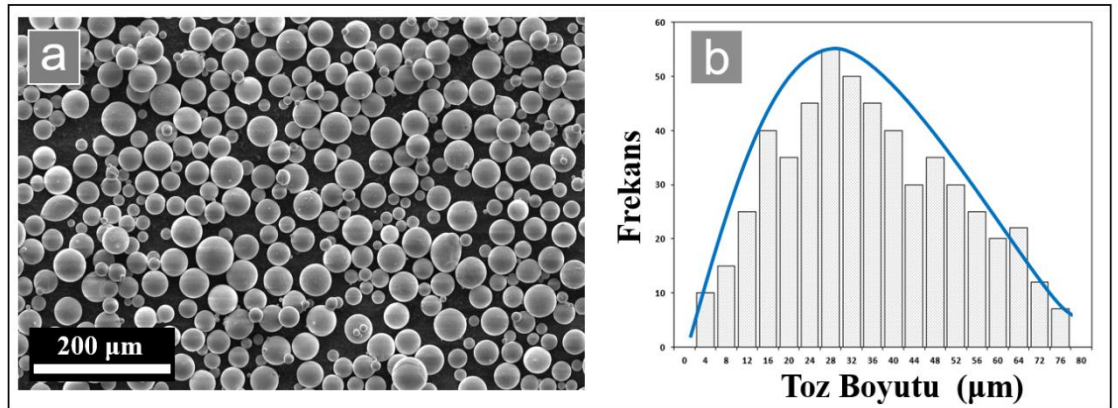
3.1. Materyal

Gerçekleştirilen bu tez çalışmasında uzay ve havacılık çalışmalarında sıklıkla tercih edilen titanyum alaşımlarından Grade 23 Ti6Al4V ELI (Extra Low Interstitial-Ekstra düşük ara yerli) toz formundaki malzeme kullanılmıştır. İçeriğindeki oksijen, azot, karbon ve hidrojen daha düşük olduğunu belirtmek amacıyla ELI ifadesi kullanılır. Alaşımın yapısında ağırlıkça %6 alüminyum ve %4 vanadyum bulunurken Çizelge 3.1’de Concept Lazer firmasının sunduğu ve ticari faaliyetlerdeki adı CL 41Ti ELI olarak isimlendirilen toz malzemenin kimyasal birleşimi verilmiştir.

Çizelge 3.1. Ti6Al4V ELI (Grade 23) tozların kimyasal birleşimi

Ti6Al4V ELI Toz	Ti	Al	Va	Fe	O	N	H
İçerik (ağırlıkça %)	Kalan	5,5-6,5	3,5-4,5	0-0,25	0-0,13	0-0,5	0-0,012

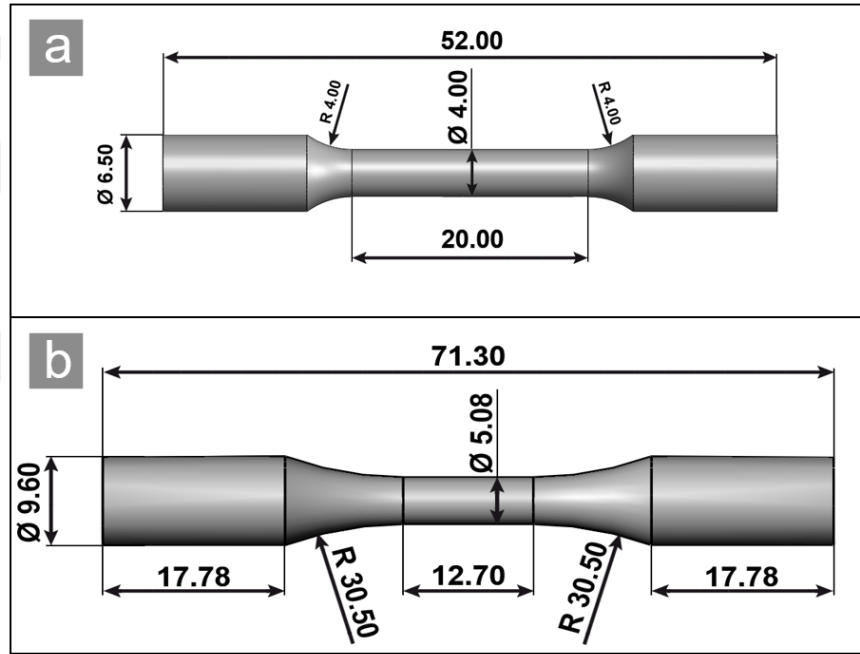
Gaz atomizasyon yöntemi ile imal edilen Ti6Al4V ELI toza ait taramalı elektron mikroskop görüntüsü Şekil 3.1a’da, Şekil 3.1b’de toz parçacık boyutları D50~30 µm olarak belirlenmiştir.



Şekil 3.1. (a) Ti6Al4V-ELI alaşım tozunun morfolojisi, (b) Toz parçacık boyutu dağılımı

3.2. Çekme ve Yorulma Test Numunelerinin Hazırlanması

Tez kapsamında üretilen çekme ve yorulma test numuneleri SolidWorks yazılımı aracılığıyla çizilmiştir. Çekme testi numuneleri ASTM E8 standardına göre çizilirken, yorulma test numunelerinin boyutları ASTM E466-96 standardına göre hazırlanmıştır. Hazırlanan CAD modelleri, Seçici Lazer Ergitme cihazında üretilebilmesi için STL (stereolithography) formatına dönüştürülmüştür. Çekme ve yorulma testi numunelerinin geometrisi ve boyutları Şekil 3.2'de gösterilmektedir. Görselde verilen tüm ölçüler milimetre (mm) cinsindendir.



Şekil 3.2. (a) Çekme, (b) yorulma test numunelerinin geometrisi ve boyutları

3.3. Yorulma Çatlak İlerlemesi Test Numunelerinin Hazırlanması

Yorulma çatlak ilerlemesi test numuneleri, ASTM E647 (ASTM-E647) standardına uygun şekilde hazırlanmıştır. ASTM E-647 standardına göre, tasarlanan CT numunelerinin belirli sınırlamalara uyması gerekmektedir.

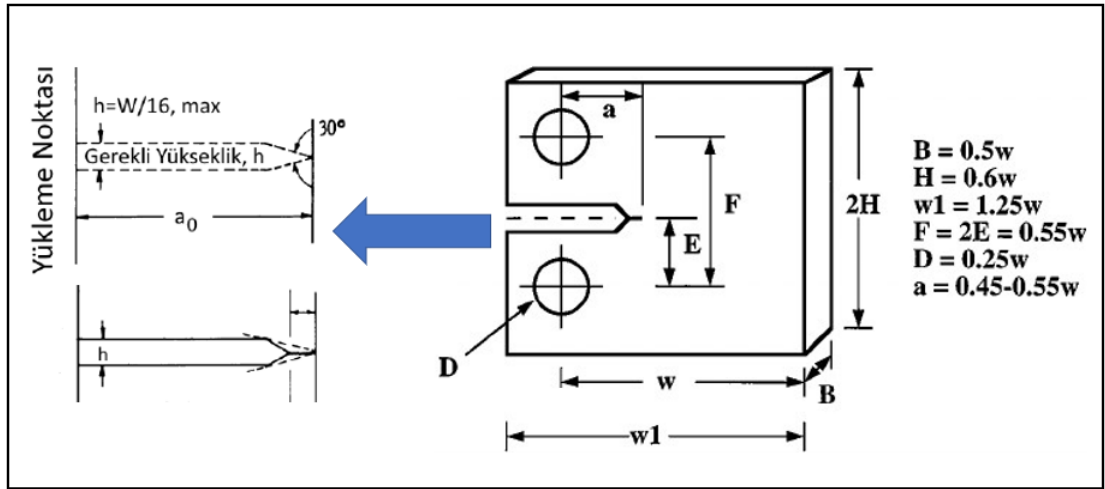
Kalınlık Limiti: Numune kalınlığı, yükleme noktasından itibaren genişlik ile ilişkili olarak Denklem 3.1'de belirtilen sınırlar içinde olmalıdır.

$$W/20 \leq B \leq W/4 \quad (3.1)$$

Elastikiyet Limiti: Numunenin, çatlak ucundaki plastik deformasyonlar dışında, uygulanan yükler altında tamamen elastik bir şekilde davranması gerekmektedir. Bu nedenle, numunenin çatlaksız bölgesinin uzunluğunun, Denklem 3.2'de verilen eşitsizliği sağlaması zorunludur.

$$(W - a) \geq (4/\pi)(K_{max}/\tau_{ak})^2 \quad (3.2)$$

Numune, Çentik Geometrisi ve Yorulma Ön Çatlağı: Çatlağın kontrollü bir şekilde ilerlemesini ve belirli bir doğrultuda gelişmesini sağlamak amacıyla, ince ve keskin bir çentik ile ön çatlak açılması gereklidir. ASTM E-647 standardında, dört farklı çentik geometrisi tanımlanmaktadır. Bu çentik geometrilerinden Şekil 3.3'deki çentik ağız ve boyut oranlarına göre çatlak ilerleme numunelerinin boyutları belirlenmiştir.

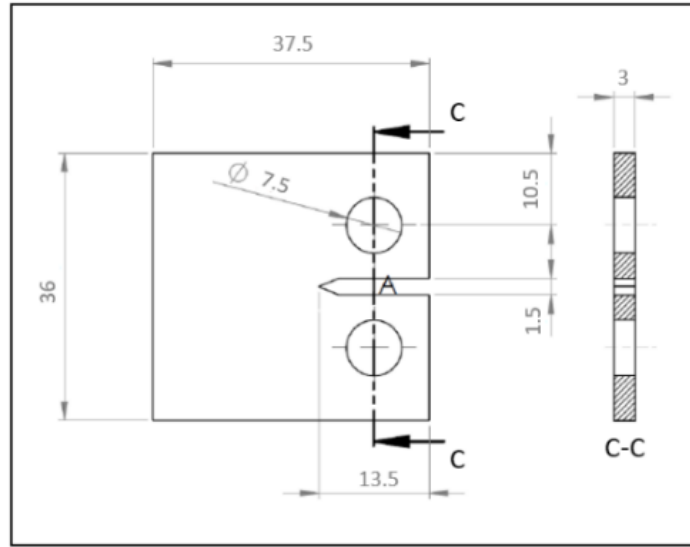


Şekil 3.3. ASTM E647'ye göre CT test numunesi geometri özellikleri (Kovacı 2016)

Ayrıca, Şekil 3.3'de gösterilen minimum çentik için; yük uygulama noktasının merkezinden çentik ucuna kadar olan uzaklık olmak üzere Denklem 3.3'de verilen şartın sağlanması gerekmektedir.

$$a_n \geq 0.2W \quad (3.3)$$

Bunlara ek olarak, yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde, çatlak ilerleme testlerine başlamadan önce numunelerde çentik ucundan itibaren belirli bir uzunlukta yorulma ön çatlağı açılmalıdır. Bu yorulma ön çatlağı, $0,1B$, h veya 1 mm değerlerinden hangisi büyükse, en az bu büyük olan değeri karşılayacak uzunlukta olmalıdır. Yüzey işlemlerinin yorulma çatlak ilerlemesi üzerindeki etkisini belirleyebilmek için numune kalınlığı, en önemli kısıtlardan biridir. Bu nedenle, çok sayıda denemenin ardından, numune kalınlığı $B=3 \text{ mm}$ ve başlangıç çatlak boyu $a_0=9 \text{ mm}$ olarak seçilmiş ve ASTM E647-13 (ASTM-E647-13a) standardına uygun şekilde, yukarıda belirtilen kısıtlamalar dikkate alınarak optimum numune geometrisi elde edilmiştir. Testlerde kullanılan CT numunesinin teknik resmi Şekil 3.4'te sunulmuştur.



Şekil 3.4. Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde kullanılan CT numunesine ait ölçüler

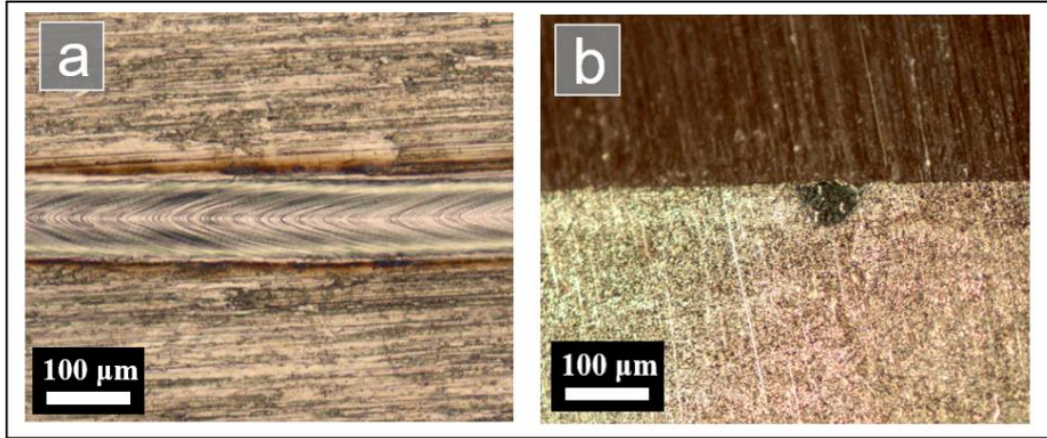
3.4. Numunelerin Seçici Lazer Ergitme Yöntemi ile Üretimi

Tez çalışmasında kullanılan çekme, yorulma ve kırılma mekaniği test numuneleri ETÜ YÜTAM bünyesinde yer alan Concept Laser MLab Cusing R marka model cihaz ile üretilmiştir. Cihaz, 100W Neodyum katkılı İttriyum Alüminyum Garnet (Nd: YAG) lazer sistemiyle donatılmış olup 80x80x90 mm boyutlarındaki hacimde üretim yapabilmektedir.

Ti6Al4V ELI alaşımının toz halindeki formu havada belirli bir konsantrasyonu seviyesinde yanıcı, oksijen ile reaksiyona girdiğinde patlayıcı özellik sergiler. Bu nedenle

malzemenin oksijen kaynaklı risklerini azaltmak ve üretilen numunelerin oksidasyonunu engellemek amacıyla tüm üretimler koruyucu Argon (Ar) gazı atmosferinde gerçekleştirilmiştir.

Üretimde lazer modu sürekli vuruş şeklinde seçilmiştir. Lazer izi (Şekil 3.5a) ve erime havuzuna kesit görüntüleri (Şekil 3.5b) Şekil 3.5’da verilmiştir.



Şekil 3.5. Optimum üretim parametresindeki (a)lazer izi, ve (b) erime havuzunun morfolojik görüntüsü.

Üretim sürecinde, üretim platformundaki oksijen miktarının %0,3'ün altında tutulması için sürekli gaz akışı sağlanarak oksijen seviyesinin %0,2 eşik değerini aşmaması sağlanmıştır. Üretim sırasında oksijen miktarında artış gözlemlenebileceği için iki önlem alınmıştır. İlk olarak içerideki oksijen seviyesi %0,6'yı geçtiğinde lazerin durdurulması ikinci olarak bu seviyenin önüne geçilemeyecek değerlere ulaşması durumunda üretimin tamamen durdurulması şeklinde tedbirler alınmıştır. Olası gaz salınımlarının üretimi engellememesi amacıyla bu değerler seçilmiştir ve alınan önlemlere göre numunelerin üretimi gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.6'de üretimin gerçekleştirildiği cihaz ve üretimden sonra destek elemanları sökülmeden tablada yer alan yorulma ve CT test numuneleri verilmiştir.



Şekil 3.6. Seçici Lazer Ergitme Cihazı ve üretilen numuneler

Üretim sırasında kullanılan proses parametreleri Çizelge 3.2’de sunulmuştur. Kullanılan değerler, bu tez çalışmasını da destekleyen 20AG048 kodlu TÜBİTAK-1004 projesi kapsamında elde edilen optimum üretim parametrelerine göre gerçekleştirilmiştir (Kaya et al. 2023).

Çizelge 3.2. Seçici Lazer Ergitme Yöntemi Üretim Parametreleri

Üretim Parametresi	Değerler
Lazer Gücü	80 W
Tarama Hızı	1.125 mm/sn
Katman Kalınlığı	25 μ m
İnşa Yönü	90°
Yana Kayma Mesafesi	45 μ m

Tez çalışması kapsamında üretilen numuneler üç gruba ayrılmıştır. SLE ile üretilen işlemsiz numuneler ilk grupta, kimyasal parlatma ve ısıtıl işlem uygulanmış numuneler ikinci grupta, ısıtıl işlem ve DLC kaplama yapılan numuneler ise üçüncü grupta yer almaktadır.

3.5. Elektrokimyasal Parlatma ve Isıl İşlem Prosesleri

Seçici Lazer Ergitme Yöntemi ile üretilen numunelere Şekil 3.7’de gösterilen Protherm Furnaces marka ısıtıl işlem fırınında ısıtıl işlem uygulaması gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem esnasında potansiyel oksidatif reaksiyonlar gerçekleşmemesi amacıyla işlem Argon gazı atmosferinde yapılmıştır.



Şekil 3.7. Isıl işlem fırını ve gaz bağlantı sistemi

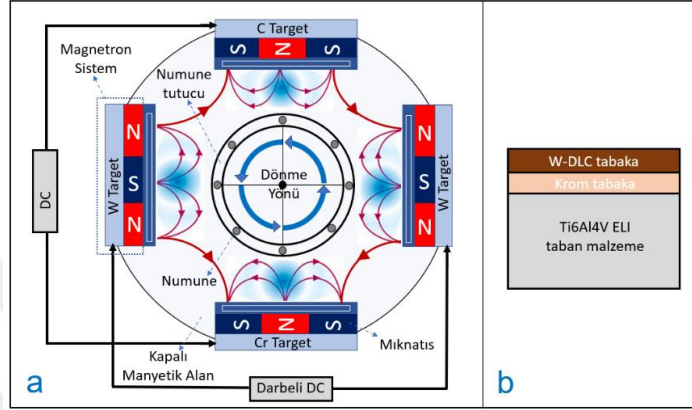
Numuneler β dönüşüm sıcaklığının altında ısıtıl işleme tabi tutulmuştur. Daha sonra ısıtıl işlem görmüş numunelere elektrokimyasal parlatma uygulanmıştır. İşlem görmemiş numunelerin yüzey pürüzlülüğü (R_a) 5,411 μm , elektrokimyasal cilalama sonucu yüzey pürüzlülüğü ise 0,504 μm 'dir. Son işlemlere ilişkin detaylı bilgiler Çizelge 3.3’de sunulmuştur.

Çizelge 3.3. Isıl işlem ve kimyasal parlatma prosesi ile ilgili proses parametreleri

Isıl İşlem	
Sıcaklık ($^{\circ}\text{C}$)	850
Süre (saat)	2
Ortam atmosferi	Argon
Soğuma ortamı	Fırın
Elektrokimyasal Parlatma	
Çözelti İçeriği	Etil alkol (700 ml/L), izopropil alkol (300 ml/L), alüminyum klorat (60 g/L), ve çinko klorat (250 g/L)
Süre (dakika)	20
Potansiyel Fark (V)	20
Akım (Amper)	1,5

3.6. W-DLC Kaplama Prosesi

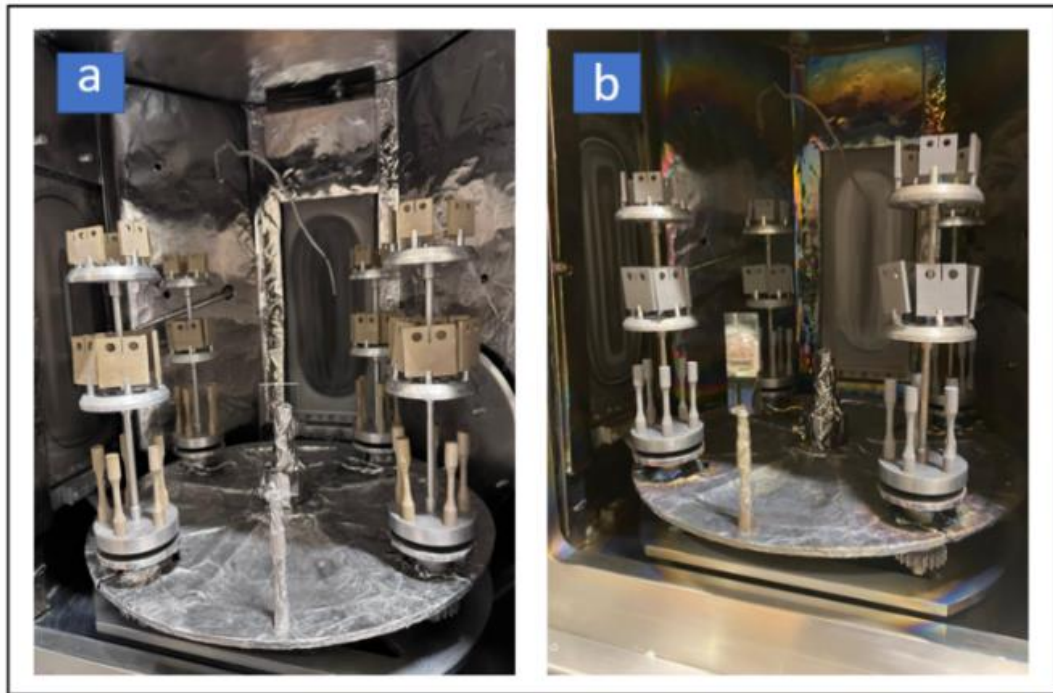
Tungsten katkılı DLC filmleri oluşturmak amacıyla, Teer Coating Ltd. tarafından üretilen Kapalı alan dengesiz manyetik sıçratma (CFUBMS) sistemi kullanılmıştır. Sistem (Şekil 3.8a) ve kaplama sonrası oluşturulan tabakaların mimarisine (Şekil 3.8b) ait şematik gösterim Şekil 3.8’de sunulmuştur.



Şekil 3.8. (a) Kapalı alan dengesiz manyetik sıçratma (CFUBMS) sistemi, (b) Kaplama sonrası elde edilen tabakalar.

W-DLC filmlerin Ti6Al4V taban malzemesinin yüzeyinde oluşturulması için iki adet Tungsten (W) hedef (%99,95 saflıkta), bir adet Karbon (C) (%99,95 saflıkta) ve bir adet Krom (Cr) (%99,95 saflıkta) hedef kullanılmıştır. Y. Advanced Energy Pinnacle Plus darbeli DC güç kaynağı W hedeflerine bağlanırken, Advanced Energy Pinnacle DC güç kaynağı Cr ve C hedeflerine bağlanmıştır. Plazmanın oluşumu ve hedeflerin sıçratılması amacıyla Argon (Ar) gazı kullanılmıştır. Hedeflerin önünde dönen bir sistem üzerine taban malzemeler sabitlenmiştir. Taban malzeme ile hedefler arasındaki mesafe 70 mm olarak belirlenmiştir. Biriktirme işleminden önce, sistem basıncının $2,5 \times 10^{-5}$ tor (0,33 Pa) değerine düşmesi beklenmiş ve ardından taban malzeme üzerinde, 800V bias (-) voltaj uygulanarak ve argon gazı kullanılarak plazma ortamında 30 dakika süreyle iyon temizleme işlemi yapılmıştır. Bu işlem numune yüzeyleri üzerinde yer alan kontaminasyonları ortadan kaldırmak amacıyla gerçekleştirilmiştir. İyon temizliğinden sonra, filmi ani bir geçiş olmadan metalik bir katmandan seramik bir katmana etkili bir adezyon sağlamak için Cr ara tabaka sentezlenmiştir. Cr ara katmanının biriktirilmesi sırasında uygulanan akım tüm filmler için 2 A'da sabitlenmiştir. Bu işlem esnasında basınç $2,5 \times 10^{-3}$ torr (0,33 Pa) değerinde iken potansiyel fark 250 V bias (-) uygulanarak,

10 dakika süreyle tabakalar oluşturulmuştur. W-DLC tabaka oluşturmak amacıyla Darbeli DC (Pulsed DC) W hedeflerden sentezleme gerçekleştirilmiştir. Darbeli DC işleminde darbe frekansı 150 khz, görev süresi 1,5 mikro saniye belirlenmiştir. Bu işlem esnasında basınç $2,5 \times 10^{-3}$ torr (0,33 Pa) değerinde iken 60 dakika süreyle tabakalar oluşturulmuştur. DLC tabakasının oluşumu için C miktarı C_2H_2 14 sccm olarak ayarlanmıştır. C hedefin akım değeri de 2A olarak sabitlenmiştir. Yorulma ve CT numunelerinin kaplama öncesi (Şekil 3.9a) ve kaplama sonrası (Şekil 3.9b) sisteminde yer aldığı görseller Şekil 3.9’da sunulmuştur.



Şekil 3.9. Yorulma ve CT numunelerinin kaplama öncesi (a) ve sonrası (b) sistemdeki yerleşimi.

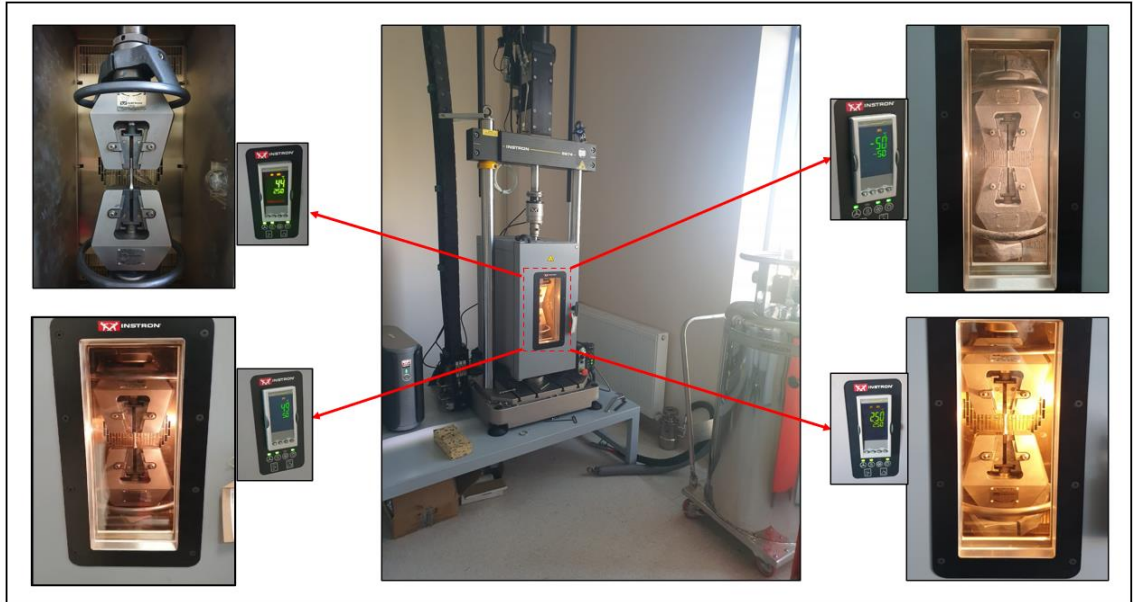
3.7. Çekme ve Yorulma Testlerinin Uygulanması

Bu tez çalışmasında ETÜ YÜTAM bünyesinde bulunan Instron 5982 statik test cihazı kullanılarak çekme testleri yapılmıştır. Bu testler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir ve 1 mm/dakikalık bir çekme hızı uygulanmıştır.

Yorulma ömrü (S-N) testleri için, 0,1'lik bir gerilim oranı (R) ile belirlenen değişken yükleme koşulları altında gerçekleştirilmiştir. Farklı ortam sıcaklıklarında gerçekleştirilen testlere ve yorulma test sistemine ait görsel Şekil 3.10’da verilmiştir. Ek

3. MATERYAL ve YÖNTEM

olarak, döngüsel yüklemeyi uygulamak için sinüs dalga formu kullanılarak yorulma testleri 10 Hz frekansında gerçekleştirilmiştir. Yorulma (dayanıklılık) sınırı 1×10^6 döngü olarak kabul edilmiştir ve bu sayıya ulaşıldığında veya test numuneleri kırıldığında ekipman otomatik olarak sonlandırılmıştır. Test sonuçları, iki farklı bölüme ayrılan iki doğrusal (doğrusal bölüm ve yatay bölüm) bir S-N (stress-number of cycle) eğrisi kullanılarak sunulmuştur. Eğrinin doğrusal bölümü için beş stres seviyesi tanımlandı ve sonuçların güvenilirliğini ve tekrarlanabilirliğini sağlamak için bu seviyelerin her birinde testin üç tekrarı yapılmıştır. Bu bölüm için eğri uydurma, yorulma özelliklerinin belirlenmesine yönelik bir kılavuz olan JSME S 002-1981 standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Eğrinin yatay bölümü için referans verilen staircase (merdiven) yöntemi kullanılmıştır (Alsaran et al. 2004; Çelik et al. 2005).



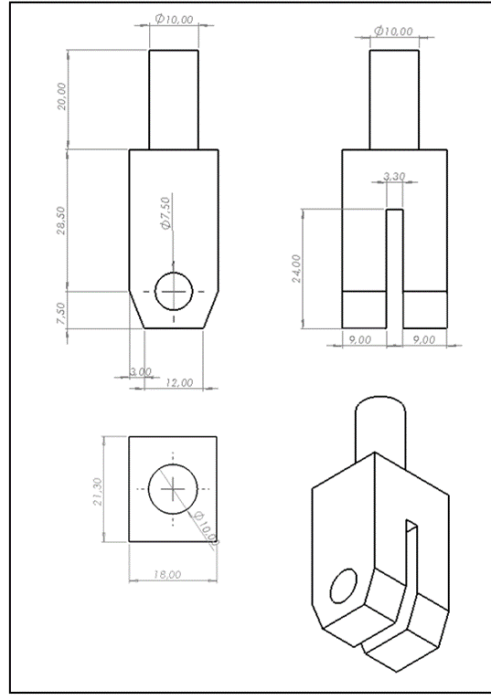
Şekil 3.10. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen yorulma testleri deney düzeneği

CT numunelerini test cihazına bağlamak için gerekli olan bağlantı aparatları, ASTM E647 (ASTM-E647-13) standardına uygun olarak tasarlanmış ve üretilmiştir. Bağlantı aparatının teknik resmi Şekil 3.11'de gösterilmiştir.

Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde, öncelikle numunelere ASTM E647 standardına uygun bir ön çatlak açılmıştır. Numuneler, maksimum $F_{max} = 1.200$ N ve minimum $F_{min} = 120$ N kuvvetler uygulanarak, $R = 0.1$ yükleme oranında ve 20 Hz

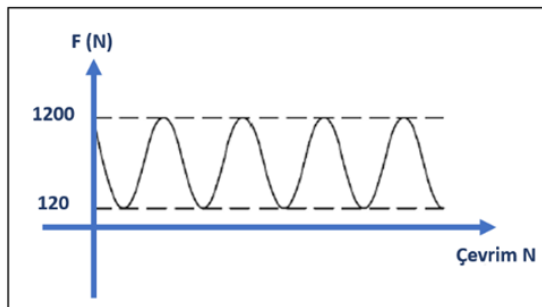
3. MATERYAL ve YÖNTEM

frekansta sinüs dalga formunda yüklenmiş, çentik ucundan 2 mm uzunluğunda bir çatlak oluşturulmuştur. Bu işlem sonucunda başlangıç çatlak boyutu $a=11$ mm elde edilmiştir.



Şekil 3.11. CT numune testi için imal edilen bağlantı aparatına ait teknik resim

Sabit genlikli yorulma deneyleri SLE ile üretilen işlemsiz ve ısıtılmış ve ısıtılmış numuneler için aynı parametreler kullanılarak oda sıcaklığı (25 °C), 50 °C, -50 °C, 250 °C ve -50/+50 °C çevrimsel sıcaklık koşullarında yorulma çatlak ilerleme testleri gerçekleştirilmiştir. Sabit genlikli yükler altında çatlak ilerlemesi davranışlarının belirlenmesi amacıyla uygulanan F kuvvetinin yükleme durumu Şekil 3.12’de sunulmuştur. Her bir yüzey sıcaklık parametresi deneyler için en az üç kez tekrarlanmıştır. Ayrıca, testler maksimum %5 hata payı ile gerçekleştirilmiştir.

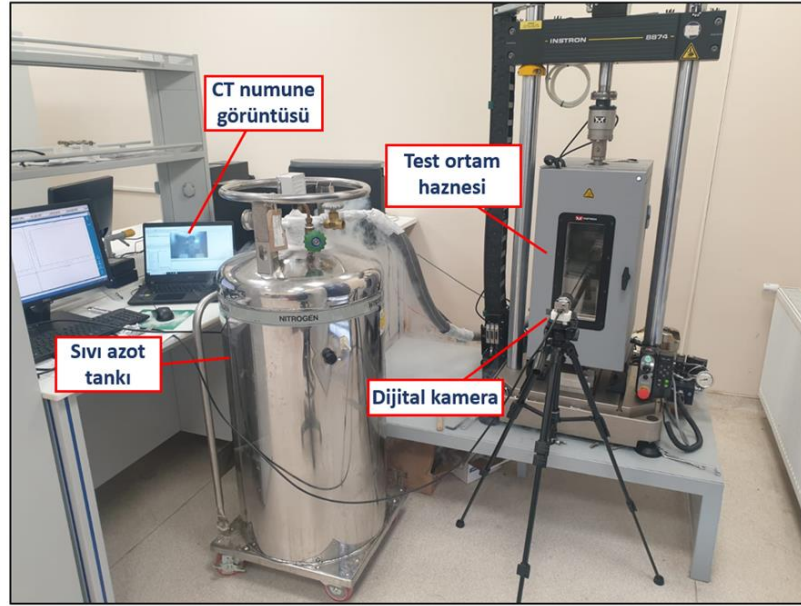


Şekil 3.12. Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde uygulanan sabit genlikli yükleme tipinin şematik gösterimi.

Yorulma S-N eğrisi ve çatlak ilerleme testleri ETÜ YÜTAM bünyesinde bulunan Instron 8874 marka model cihazla ve Instron 3119-606 marka model cihaz ortam atmosferinde oda sıcaklığı (25 °C), 50 °C, -50 °C, 250 °C ve -50/+50 °C çevrimsel sıcaklık koşullarında gerçekleştirilmiştir.

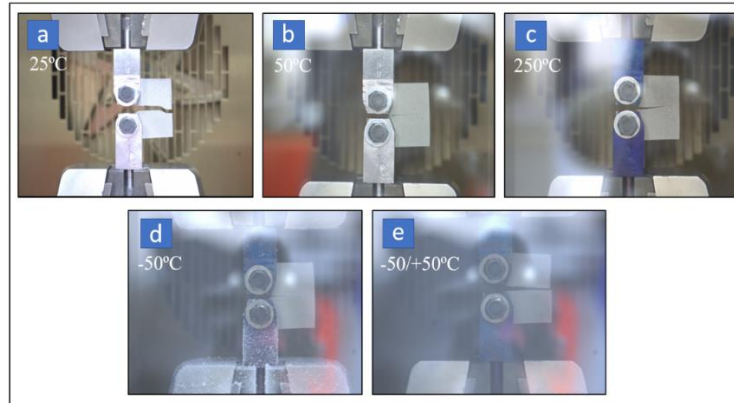
- a) 25 °C (Oda Sıcaklığı):** Bu deneyler oda sıcaklığı koşullarında gerçekleştirilmiştir.
- b) 50 °C:** Bu deneyler Instron 3119-606 Environmental Chambers cihazında 50 °C'de gerçekleştirilmiştir. Isıtma elektrik enerjisi ile sağlanmıştır.
- c) 250 °C:** Bu deneyler Instron 3119-606 Environmental Chambers cihazında 250 °C'de gerçekleştirilmiştir. Isıtma elektrik enerjisi ile sağlanmıştır.
- d) -50 °C:** Bu deneylerde -50 °C şartlarında, Instron 3119-102 seri numaralı 120 litrelik Dewar Flash vasıtasıyla ortama soğutulmuş N₂ (%99,9 saflıkta Azot) gazı gönderilerek gerçekleştirilmiştir.
- e) -50/+50 °C (döngüsel sıcaklık):** Bu deneylerde -50/+50 °C döngüsel sıcaklıklarda gerçekleştirilen test koşulunda yazılım aracılığıyla sıcaklık artmış ve azalmıştır. Oda sıcaklığında başlayan döngüsel test (-50/+50 °C) sırasında kapalı hacme sıvı azot gazı gönderilerek sıcaklık -50 °C'ye düşürülmüş, ardından 5 dakika bu sıcaklıkta bekletildikten sonra 15 dakikada sıcaklık -50°den +50 °C'ye çıkarılmıştır. 50 °C'de 5 dakika kaldıktan sonra sıcaklık -50 °C'ye düşürülmüştür. Bu döngüsel sıcaklık değişimi test numunesi kırılıncaya kadar tekrarlanmıştır.

Ayrıca dijital görüntü alma işlemi Erzurum Teknik Üniversitesi Makine Mühendisliği bünyesinde bulunan kamera sistemi kullanılarak ölçülmüş ve kaydedilmiştir. Dijital görüntüleme sistemi Sony IMX304 sensörlü Basler ace L acA4112 marka model kamera ve Pylon yazılım ara yüzünden oluşmaktadır. Digital kamera sistemi fırın kapağında yer alan camın önüne yerleştirilerek oda sıcaklığı dışındaki test koşullarında da görüntü alınmıştır. Bu sayede hem çatlak ilerlemesi hem de çatlak boyunun belirlenmesi ve son olarak elde edilen görüntülerin depo edilmesine imkân sağlamıştır. Şekil 3.13'de Görüntü alma sistemi ve Yorulma test sistemi sunulmuştur.



Şekil 3.13. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çatlak ilerlemesi deney düzeneği

İşlemsiz numunelere ait kırılma görüntüleri Şekil 3.14’de verilmiştir. Şekil 3.14a oda sıcaklığı (25 °C), Şekil 3.14b 50 °C, Şekil 3.14c 250 °C, Şekil 3.14d -50 °C ve Şekil 3.14e -50/+50 °C (çevrimsel) test sıcaklığı ortamlarındaki kırılma görsellerini ifade etmektedir.



Şekil 3.14. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çatlak ilerlemesi deneyleri sonucu kırılan işlemsiz parçalar (a) 25 °C, (b) 50 °C, (c) 250 °C, (d) -50 °C, (e) -50/+50 °C.

3.8. XRD Analizleri

Isıl işlem ve DLC kaplama işlemleri sonrası oluşan fazları belirlemek amacıyla ETÜ YÜTAM bünyesinde bulunan GNR-Explorer marka model X ışını difraktometre (XRD) cihazı kullanılmıştır. Cihaza ait görsel Şekil 3.15’de sunulmuştur. Cu-K α anot

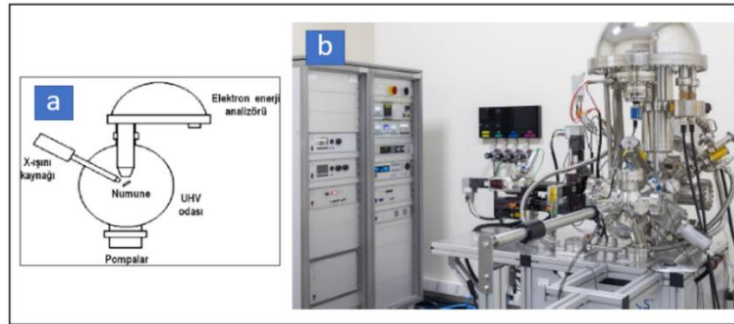
tüplü X ışını kaynağında $\lambda=1.5405 \text{ \AA}$ dalga boyunda ölçümler gerçekleştirilmiştir. Ölçümlerden sonra elde edilen veriler Match 2 lisansa sahip program kullanılarak kütüphanesine tanımlı olan veri listeleri (JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standards)) karşılaştırılarak fazların birleşimleri ilgili yoğunlukları tespit edilmiştir.



Şekil 3.15. GNR-Explorer marka model X ışını difraktometre (XRD) cihazı

3.9. X-Ray Fotoelektron Spektroskopisi (XPS) Analizleri

XPS ölçümleri, Atatürk Üniversitesi DAYTAM bünyesinde bulunan XPS cihazıyla yapılmıştır. XPS cihazının temel elemanları Şekil 3.16a'da ve XPS cihazı Şekil 3.16b'de gösterilmiştir.



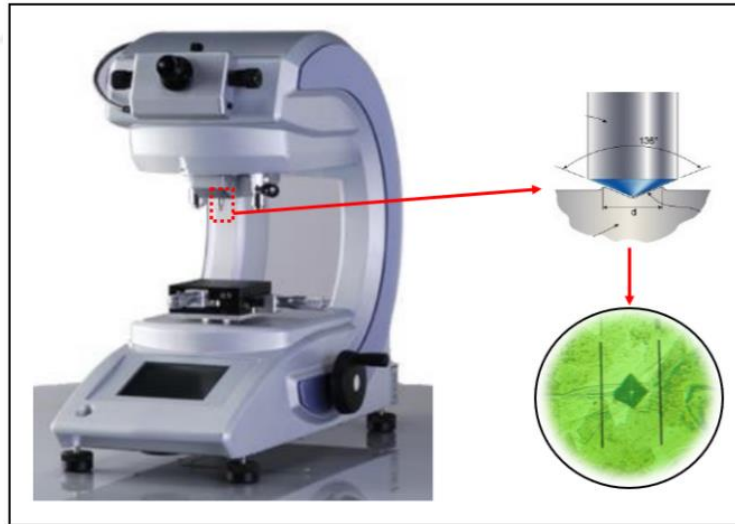
Şekil 3.16. (a) XPS analizi için temel elemanlar ve (b) XPS cihazı

Ölçümlerde, X-ışını kaynağı olarak 1486.6 eV enerjili Al K α (15kV, 20mA) kaynağı kullanılmıştır. W-DLC kaplanmış yüzeylerden yayılan fotoelektronların kinetik enerjileri, Specs-Flex markalı elektron enerji analizörü tarafından analiz edilmiştir. C 1s için 284,5 eV'luk bağlanma enerjisi, yük düzeltmesi için bir referans olarak seçilmiştir.

Toplanan elektronların enerjisini analiz etmek için 150 mm yarıçaplı yarı küresel analizör ve 2D CCD dedektörü kullanılmıştır. Casa XPS yazılımı kimyasal bileşimi doğrulamak için uzun taramalardan elde edilen XPS eğrilerini analiz etmek için kullanılmıştır (Morina et al. 2006). Daha sonra tüm uydurulmuş spektrumlar bir Shirley arka plan çıkarma işlemine tabi tutulmuştur. Eğim değeri, istenen arka planı elde etmek için değiştirilmiştir. En uygun kimyasal anlama sahip bilgileri elde etmek için yarı maksimumdaki konum ve tam genişlik kısıtlanmıştır.

3.10. Mikrosertlik Ölçümleri

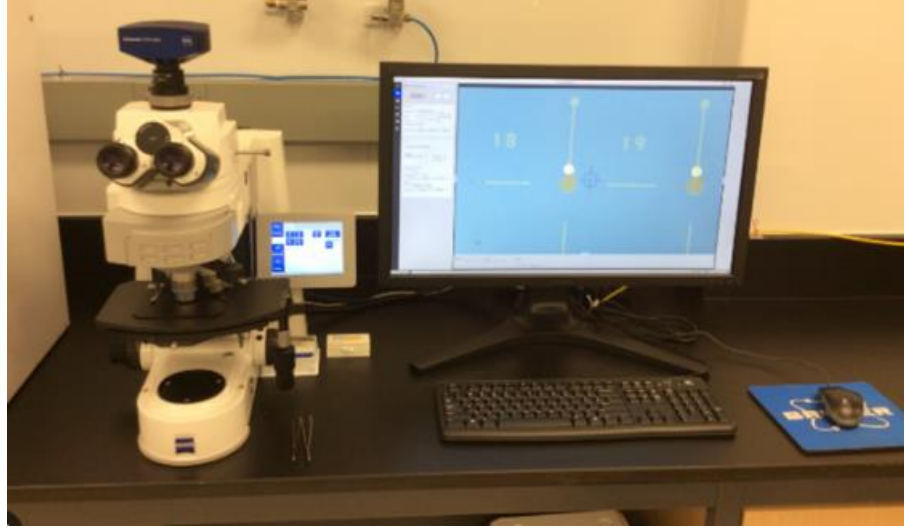
SLE ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V, ısıtılmalı ve DLC kaplanmış numunelere ait yüzey sertlik değerleri ETÜ Makine Mühendisliği Bölümünde yer alan SHIMADZU marka HMV-G-20 model mikro sertlik ölçüm cihazı ile belirlenmiştir. Cihaza ait görsel Şekil 3.17’de sunulmuştur. Ölçümler 100 gramlık bir yük ve 20 saniyelik bekleme süresi altında gerçekleştirilmiştir. Doğruluğu sağlamak için her ölçüm yüzeyinde testler beş kez tekrar edildi ve değerlerin aritmetik ortalaması hesaplanarak ölçümler tamamlanmıştır.



Şekil 3.17. Mikrosertlik ölçüm cihazı

3.11. Optik Mikroskop Analizleri

ETÜ YÜTAM bünyesinde bulunan ZEISS Axio Scope A1 marka model cihaz ile yorulma testleri sonrası oluşan kırılma yüzeyleri incelenmiştir. Cihaza ait görsel Şekil 3.18’de sunulmuştur.



Şekil 3.18. Optik Mikroskopu

3.12. Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Analizleri

Numunelerin kırılma yüzeyleri ETÜ YÜTAM bünyesinde bulunan SEM FEI-Quanta 250 marka model Taramalı elektron mikroskobu kullanılarak incelenmiştir. Ayrıca kırılma yüzeyindeki elementlerin dağılımını göstermek için Enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi (EDS) analizi de yapılmıştır. Cihaza ait görsel Şekil 3.19’de sunulmuştur.



Şekil 3.19. FEG kaynaklı Taramalı Elektron Mikroskopu

3.13. 3 Boyutlu Yüzey Profilometre Analizleri

SLE ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V, elektrokimyasal parlatma-ısıtma işlem uygulanmış numunelerin ve DLC kaplı numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri ETÜ YÜTAM’ da yer alan Bruker Contour marka GT model 3D profilometre cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Cihaz, 10 Å hassasiyetle ölçüm yapan bir interferometre mekanizmasına sahiptir. Ölçümler sırasında 5X büyütme objektif ve beyaz ışık kaynağı kullanılmıştır. Tüm değerlendirmeler ve hesaplamalar, cihazın kendi yazılımı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Cihaza ait görsel Şekil 3.20’de verilmiştir.



Şekil 3.20. 3D Optik Profilometre

3.14. Tez Çalışmasında Kullanılan Numunelerin İsimlendirilmesi

Tez çalışmasında kullanılan numunelere hem ısıtma işlem, DLC kaplama prosesi uygulanması hem de farklı sıcaklık koşullarında testler gerçekleştirildiği için numuneleri ve yapılan testleri ifade etmeyi kolaylaştırmak amacıyla gruplandırarak kısaltma ifadeleri ile isimlendirmeler yapılmıştır. İsimlendirmede kullanılan harfler yapılan işlemlerin İngilizce kısaltmalarına göre verilmiştir.

Tüm numuneler SLE yöntemi ile üretildiği için kısaltmalar yapılırken bu durum isimlendirmede dikkate alınmamıştır. İşlemsiz numuneler AB-As Built, ısıtma işlem ve elektrokimyasal parlatma uygulanan (ikincil işlemliler) numuneler PP-Post Process, ısıtma işlem ve DLC kaplama yapılan numuneler DC-DLC Coated kelimelerinin baş harfleri kullanılarak kısaltmalarda verilmektedir. Yorulma testleri ve kırılma testleri için aynı

gruplandırma isimleri kullanılmıştır. Çizelge 3.4’de verilen tabloda numunelerin isimleri ve kısaltmaları verilmiştir.

Çizelge 3.4. Numune grupları ve ilgili kısaltma isimleri

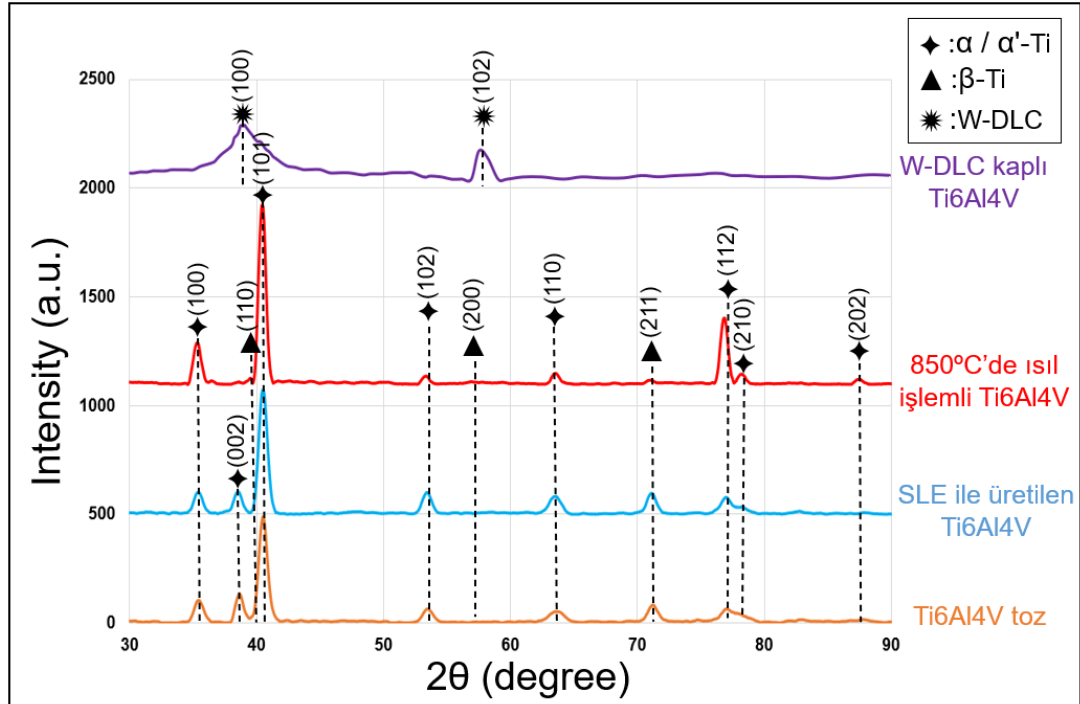
Proses	Yorulma ve C-T Test Sıcaklığı	Uygulanan İşlem	Numunelerin Kısa İsimleri
İşlemsiz numune (AB)	25 °C	-	AB/25
İşlemsiz numune (AB)	50 °C		AB/50
İşlemsiz numune (AB)	-50 °C		AB/-50
İşlemsiz numune (AB)	250 °C		AB/250
İşlemsiz numune (AB)	-50/50 °C		AB/ (-50/50)
İkincil işlemlili numune (PP)	25 °C	Isıl işlem	PP/25
İkincil işlemlili numune (PP)	50 °C	+	PP/50
İkincil işlemlili numune (PP)	-50 °C	Elektro	PP/-50
İkincil işlemlili numune (PP)	250 °C	kimyasal	PP/250
İkincil işlemlili numune (PP)	-50/50 °C	Parlatma	PP/ (-50/50)
Isıl işlem ve DLC kaplı numune (CP)	25 °C	Isıl İşlem + DLC kaplama	CP/25
Isıl işlem ve DLC kaplı numune (CP)	50 °C		CP/50
Isıl işlem ve DLC kaplı numune (CP)	-50 °C		CP/-50
Isıl işlem ve DLC kaplı numune (CP)	250 °C		CP/250
Isıl işlem ve DLC kaplı numune (CP)	-50/50 °C		CP/ (-50/50)

4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

Yapılan çalışma kapsamında, SLE yöntemi ile imal edilen Ti6Al4V ELI alaşımlı numunelerin farklı (25 °C, -50 °C, 50 °C, 250 °C ve -50/50 °C) sıcaklık koşullarındaki yorulma ve yorulma çatlak ilerleme davranışları incelenmiştir. Ayrıca ısıtıl işlem- elektrokimyasal parlatma ve W-DLC kaplama işlemlerinin SLE ile imal edilen Ti6Al4V'nin farklı sıcaklıklardaki yorulma ve kırılma davranışına etkisi aşağıda elde edilen sonuçlara göre verilmiştir.

3.1. XRD Analizleri

Gaz atomizasyon yöntemiyle imal edilen Ti6Al4V tozu, SLE ile imal edilen Ti6Al4V, ısıtıl işlemli ve W-DLC kaplı Ti6Al4V numunelere ait XRD analizleri Şekil 4.1'de verilmiştir. XRD grafiğinden görüldüğü üzere Ti6Al4V ELI tozu α (SPH) ve β (HMK) fazlarından oluşmasına rağmen SLE yöntemiyle üretimden kaynaklı meydana gelen ani ve hızlı soğuma α fazlarının α' martenzitik forma dönüşmesine neden olmuştur (Attar et al. 2017; Vrancken et al. 2012b).

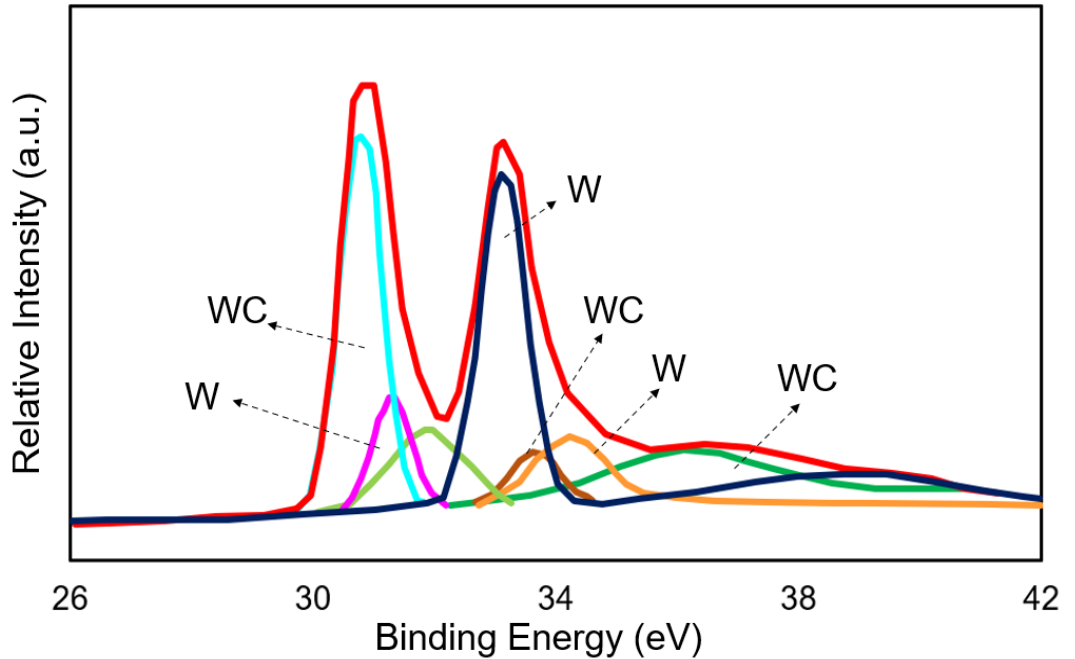


Şekil 4.1. Gaz atomizasyon yöntemiyle imal edilen Ti6Al4V tozu, SLE ile imal edilen Ti6Al4V, ısıtıl işlemli ve W-DLC kaplı Ti6Al4V numunelere ait XRD grafikleri.

Şekil 4.1'deki XRD grafiği incelendiğinde 850 °C-2 saat ısıtılma işlemi görmüş numunelerde 40° ve 58°'lik açılarda β piklerinin oluştuğu ve $\alpha+\beta$ yapısının elde edildiği görülmektedir (He et al. 2018). Ayrıca ısıtılma işlemi sonucu α fazlarına karşılık gelen tepe noktalarında daha düşük kırınım açılarında doğru hafif bir kayma gözlenmiştir. Bu durum ısıtılma işlemi sonucunda yapıdaki gerilmenin azaldığını gösterir. Isıtılma işlemi sonucunda SLE ile üretim sonucu oluşan iğnemsiz martenzitik yapı α' fazlarının α fazlarına dönüştüğünü göstermektedir. W-DLC kaplı numunelerin faz birleşiminde ise 36° ve 57°'lik açılarda WC (tungsten karbür) fazlarının oluştuğu görülmektedir. Tungsten karbür eşit miktarda tungsten ve karbon atomu içeren kimyasal bir bileşiktir. Şekil 4.1'deki grafiğe göre W-DLC film oluşmuştur ve film amorf filmlere özgü iki geniş tepe noktası sunmaktadır (Antunes et al. 2013).

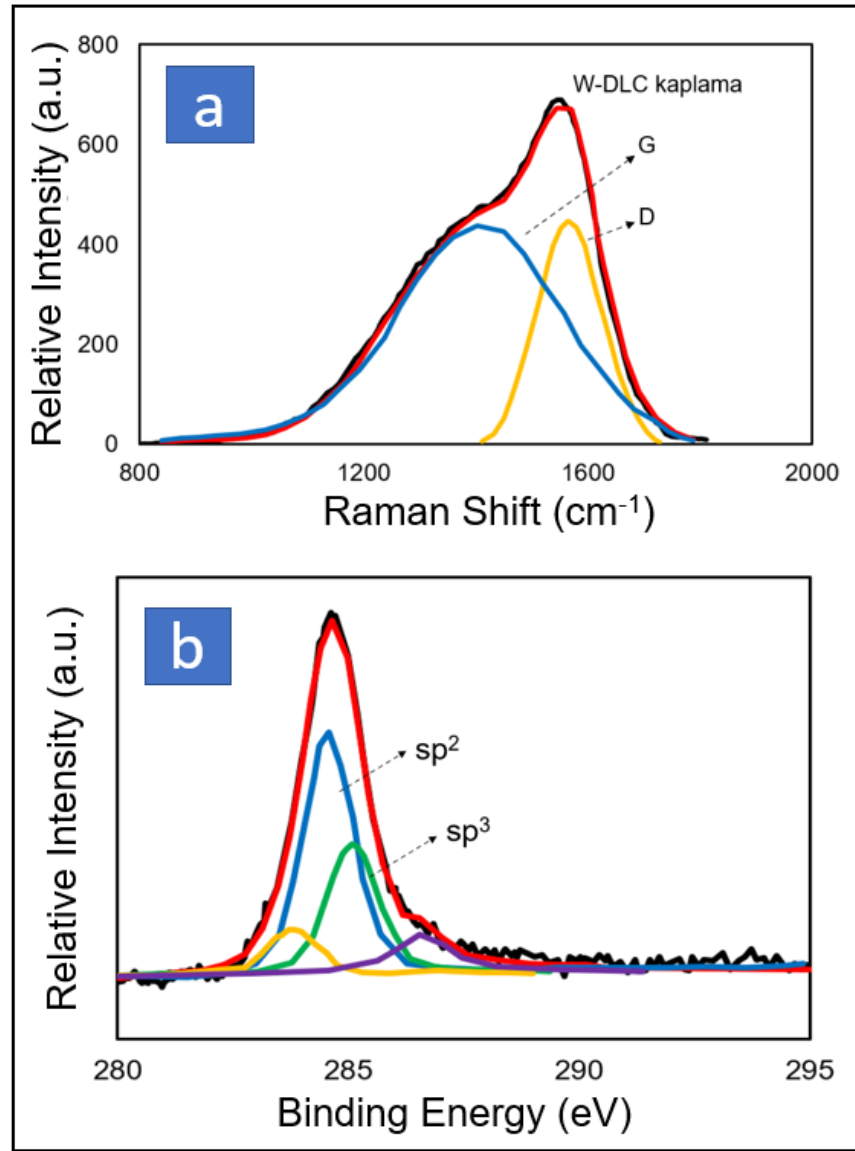
3.2. XPS Analizleri

W-DLC kaplamasının kimyasal birleşimini daha iyi anlamak ve ana elementlerin kimyasal bağlanma durumunu ölçmek amacıyla XPS ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıntılı XPS spektrumları Şekil 4.2'de gösterilmektedir. W(tungsten) ve WC formlarının kaplamada mevcut olan ana formlar olduğu ilgili görselde görülmektedir.



Şekil 4.2. W-DLC kaplamasına ait W4f pikine ait ayrıntılı XPS spektrumları

Şekil 4.3a'da W-DLC kaplamasının Gauss uyumlu Raman spektrumları gösterilmektedir. W-DLC geniş bir D bandı ve keskin ve keskin bir G bandından meydana gelen tipik amorf karbon Raman karakteristik pikleri sergilemektedir. W-DLC spektrumu yaklaşık 1562 cm^{-1} (G bandı) ve 1390 cm^{-1} (D bandı) merkezli iki banttan oluşmaktadır. Raman sonucunu daha detaylı açıklamak amacıyla Şekil 4.3b'de verilen XPS analizleri sunulmuştur. Analiz sonuçlarına göre W-DLC kaplama içeriğinde sp^2 ve sp^3 içeriğinin olduğu görülmektedir. sp^2/sp^3 oranı 1,88 olarak görülmüştür. XPS ve Raman sonuçları da XRD grafiklerinde görülen W-DLC fazının varlığını doğrulamaktadır (Yue et al. 2013).



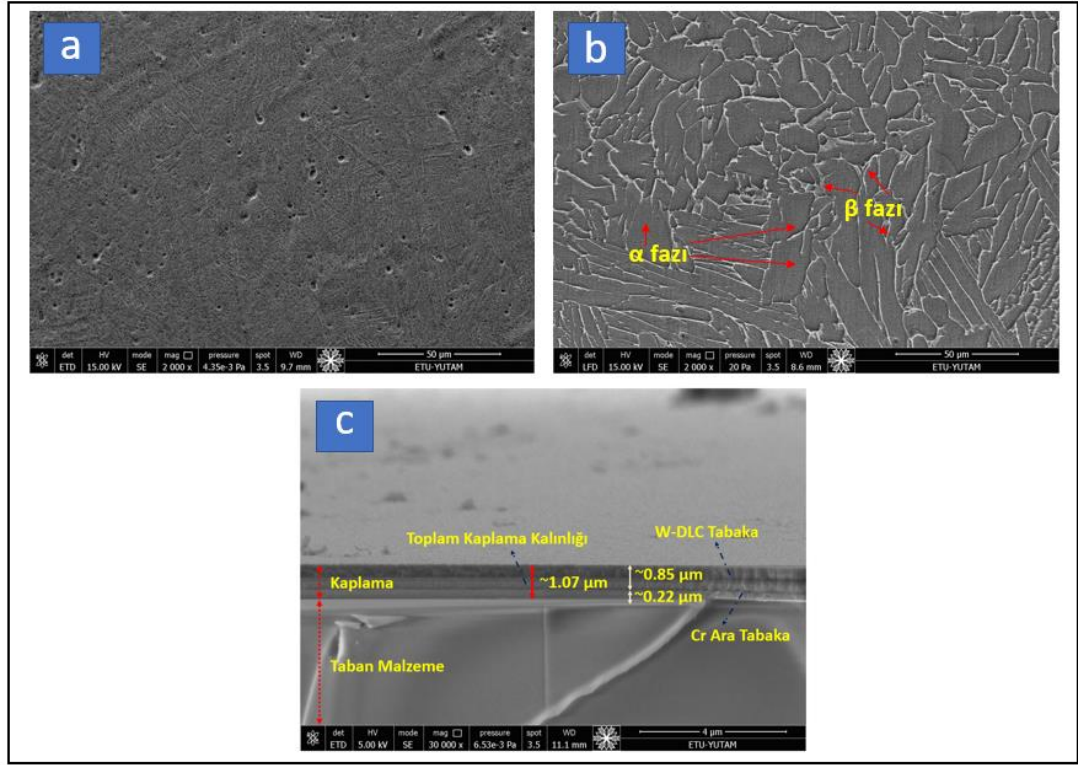
Şekil 4.3. W-DLC kaplamalarının (a)Raman spektrumları, (b)XPS spektrumları

3.3. Mikroyapı ve Mikrosertlik Analizleri

SLE yöntemi ile üretilen işlemsiz ve ısıtılma işlem görmüş Ti6Al4V numunelerinin mikro yapısına ait taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri sırasıyla Şekil 4.4a ve Şekil 4.4b’de gösterilmiştir. Şekil 4.4a’da, hegzagonal α' martenzit yapısını karakterize eden martenzit iğnelerinin varlığı gözlemlenmektedir. Hızlı soğumanın etkili olduğu SLE üretimi sonucu, α ve α' fazlarının miktarı β fazından daha fazladır ve yapı martenzitik özellikler taşımaktadır (Vrancken et al. 2012b). SLM ile üretilen Ti6Al4V alaşımı, 400 °C’nin üzerine ısıtıldığında martenzit ayrışmaya başlar. Önce α fazı, α' faz sınırlarında çekirdeklenir, daha sonra α fazı bölgeleri arasında vanadyum açısından zengin alanlarda β fazı oluşur (Zhang et al. 2018). SLE üretiminde, tabakaların hızlı katılaşması ve lokal olarak yeniden ergitilmesi, genellikle 50-80 μ m genişliğinde, birden fazla katmanı kapsayan ve birkaç milimetreye kadar büyüyeabilen dikey sütunlu β parçacıklarının oluşumuyla sonuçlanır. Ayrıca, hızlı soğutma sırasında β fazı, iğnemsiz martenzitik α' fazına dönüşmektedir (Kaya et al. 2023; Vrancken et al. 2012).

Isıl işlem sonrası β fazlarının oluşumu gözlemlenmektedir. α' fazı ayrışırken, fırında nispeten düşük bir soğutma hızıyla soğutulan numunelerde $\alpha+\beta$ yapısı oluşur. Bununla birlikte, Şekil 4.4b’de görüldüğü üzere, ısıtılma işlem sonunda fırınında yapılan soğutma lamelli bir $\alpha+\beta$ yapısını oluşumunu sağlamıştır. 850°C’de 2 saat süren ısıtılma işlem sonucunda, α fazı kolonilerinin oldukça homojen bir şekilde dağıldığı ve ince taneli bir mikro yapıya sahip olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 4.4b). Şekil 4.1’de sunulan XRD grafiğinde görülen ısıtılma işlem sonucu oluşan alfa ve beta fazları mikro yapı incelemesinde de görülmektedir.

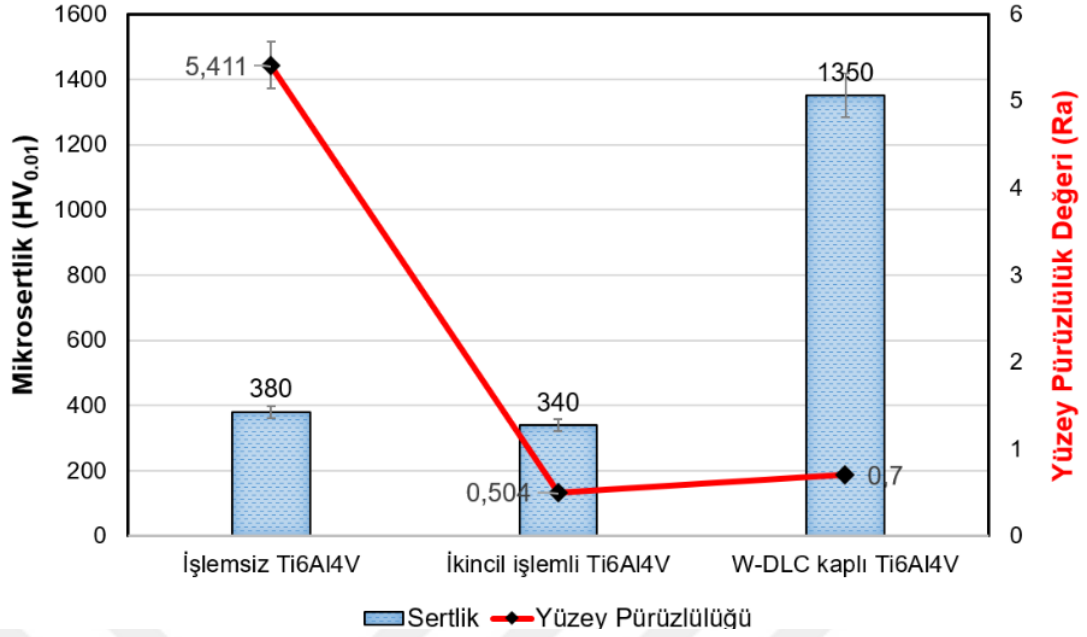
Kapalı Alan Dengesiz Manyetik Sıçratma ile elde edilen W-DLC tabakaya ait kesit görüntüleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizinde görülmekte ve elde edilen kesit görüntüsü Şekil 4.4c’de sunulmuştur. Şekilden de görüldüğü üzere W-DLC tabakasının Ti6Al4V yüzeyine daha iyi tutunma sağlaması amacıyla yaklaşık 0,22 μ m (220 nm) kalınlığında Cr ara katman büyütülmüştür. Toplam kaplama kalınlığı yaklaşık 1,07 μ m civarında iken, W-DLC tabakanın kaplama kalınlığı 0,85 μ m seviyesindedir. Ayrıca Şekil 4.4c’den görüldüğü üzere film sürekli ve kesit boyunca homojen bir görünüm sergilemektedir.



Şekil 4.4. (a) SLE ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V'ya ait mikro yapı, (b) Isıl işlemli Ti6Al4V'ye ait mikro yapı, (c) W-DLC kaplamaya ait kesit SEM görüntüleri.

Şekil 4.5'de SLE ile üretilen işlemsiz, ikincil işlemli (ısıl işlem+elektrokimyasal parlatma) ve ısıl işlem-W-DLC kaplanmış Ti6Al4V'nin mikro sertlik (HV) ve yüzey pürüzlülük (Ra) değerleri grafikte verilmektedir. Literatürde yer alan çalışmalara göre toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemi ile üretilen Ti6Al4V'nin yüzey sertlik değeri geleneksel yöntemlerle imal edilenlere göre daha yüksektir (Yan et al. 2017).

SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin sertlik değerinin daha yüksek oluşu üretim metodunun meydana getirdiği mikro yapı farklılıkları ile açıklanmaktadır. SLE yöntemindeki tabakalı imalat esnasında yüksek lazer gücü ve tarama hızı sıkı paket hegzagonal kafes yapısındaki α fazlarının iğnemsiz martenzitik α' fazına dönüşmesine neden olmaktadır. Şekil 4.1'de yer alan XRD pikleri de bu dönüşümün meydana geldiğini göstermektedir. Şekil 4.5'de görüldüğü üzere, işlemsiz Ti6Al4V ortalama 380 HV_{0.1} sertliğe sahipken, ısıl işlemli Ti6Al4V ortalama 340 HV_{0.1} sertliğe sahiptir. Isıl işlem sonucu sertlik değerlerinde meydana gelen bu azalma XRD grafiğiyle incelendiğinde α' martenzit fazının α ve β fazlarına dönüşümüyle ilgilidir. İğnemsiz α' fazının ısıl işlem sonucunda gerçekleştirdiği bu dönüşüm sertlikte azalmaya neden olmuştur.

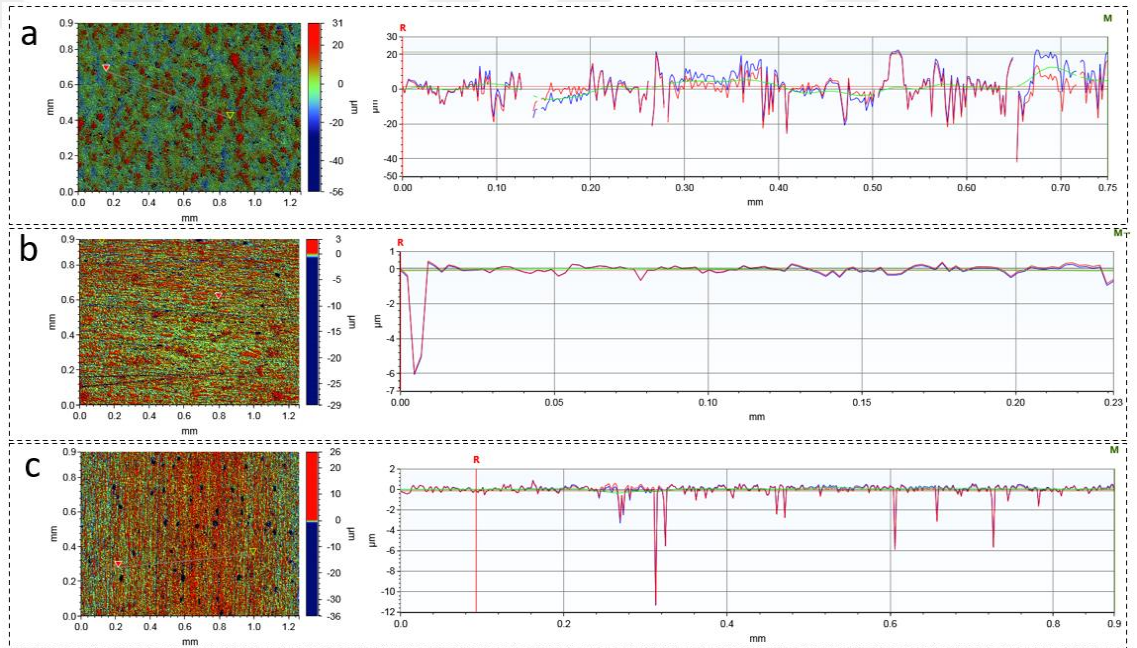


Şekil 4.5. SLE ile üretilen işlemsiz, ikincil işlemlili ve W-DLC kaplanmış Ti6Al4V'nin mikro sertlik-yüzey pürüzlülük değerleri.

Isıl işlem sonrası W-DLC kaplanmış Ti6Al4V numunelerde ise yüzey sertlik değeri yaklaşık 4 kat artarak 1350 HV_{0,1} olarak ölçülmüştür. Ti6Al4V'nin yüzey sertlik değerindeki bu artış XRD ve XPS grafiklerinde görülen kaplama sonrası oluşan WC (tungsten karbür) fazının karbon matrisinde dağılmasıdır. Tungsten karbür fazını oluşturan tungsten ve karbon atomları arasındaki güçlü kimyasal bağ kaplamanın sertliğinin artmasına neden olmaktadır (Banerji et al. 2014). Raman sonuçları ve W-DLC kaplı numunelerin sertlik değerleri birlikte değerlendirildiğinde sp²-C artışı grafitleşmeye ve daha düşük sertlik artışına neden olurken, yüksek miktardaki WC içeriği daha düşük grafitleşmeye neden olarak sertliğin daha fazla artmasını sağlamaktadır (Yue et al. 2013).

Şekil 4.5'de görüldüğü üzere işlemsiz Ti6Al4V'de ortalama yüzey pürüzlülük değeri 5,411 µm iken elektrokimyasal parlatma işleminden sonra 0,504 µm olarak ölçülmüştür. SLE ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V numunelerin görece yüksek pürüzlülük değerine sahip olması toz parçacıklarının boyutu, tabakalı üretim esnasındaki düzensizlikler, ergitme havuzu dinamikleri ve lokal ergime gibi üretimden kaynaklanan durumlardan kaynaklanmaktadır (Costa et al. 2021; Witkin et al. 2019). Elektrokimyasal parlatma ile yüzey pürüzlülüğü yaklaşık 10 kat azaldığı gözlenmiştir. W-DLC kaplama işleminden sonra oluşan ince film tabakasında meydana gelen mikroyapısal değişimler az miktarda da olsa yüzey pürüzlülüğünü artırmış ve yüzey pürüzlülük değeri 0,70 µm olarak

ölçülmüştür. Kaplama sonrası oluşan tabakadaki karbon atomlarının düzenlenmesi, yerleşmesi ve oluşturduğu fazlar yüzey pürüzlülüğünün artmasına neden olmaktadır (Baragetti et al. 2009; Uematsu et al. 2011). Ancak bu artış işlemsiz numune ile pürüzlülük değeri kıyaslandığında sınırlı seviyededir. Şekil 4.6a, Şekil 4.6b ve Şekil 4.6c’de sırasıyla işlemsiz, ikincil işlemlili ve W-DLC kaplı numune gruplarının ortalama yüzey pürüzlülük grafikleri ve 3D profilometre yüzey görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.6 incelendiğinde işlemsiz numuneye ait (Ra) ortalama yüzey pürüzlülük grafiğinin oldukça dalgalı olduğu görülürken, elektrokimyasal parlatma işleminden sonra homojen ve pürüzsüz bir yüzeyin oluştuğu ve ilgili grafiğin düz bir forma sahip olduğu görülmektedir. Kaplama işleminden sonra ise grafikte sınırlı dalgalanmalar meydana gelmiştir.

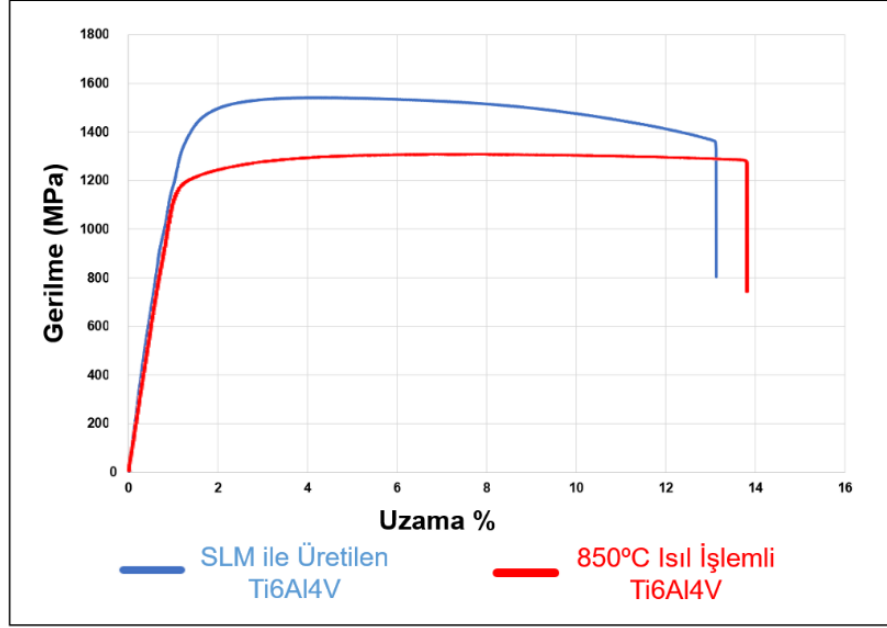


Şekil 4.6. SLE ile üretilen (a) işlemsiz, (b) ikincil işlemlili ve (c) W-DLC kaplanmış Ti6Al4V'nin 3 boyutlu profilometre yüzey görüntüleri ve ortalama pürüzlülük grafikleri.

3.4. Çekme Testi Sonuçları

Çekme testleri malzemelerin mukavemet ve dayanımını belirlemede önemli olsa da yorulma testlerinde kullanılacak yük ve gerilme seviyelerini belirlemek amacıyla da gerçekleştirilir (Liu et al. 2021). Şekil 4.7’de SLE yöntemi ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V ve 850 °C’de 2 saat ısıtıl işlem uygulanan çekme numunelerinin gerilme-şekil değiştirme (çekme testi) eğrileri verilmektedir. Şekil 4.1’deki XRD grafiği ve Şekil 4.7’deki çekme

testi grafikleri birlikte incelendiğinde, 850 °C’de 2 saat uygulanan ısıl işlem sonucu gerçekleşen faz değişiminin Ti6Al4V’nin mekanik özelliklerini etkilediği görülmektedir. İşlemsiz numunelerin α' martenzitik faz yapısında olması ısıl işlemli numunelere göre daha yüksek mukavemet değerleri sergilemesine neden olurken, ısıl işlemli numunelere göre daha düşük boyca uzama değerlerine sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 4.7. SLE ile üretilen işlemsiz ve ısıl işlemli Ti6Al4V'nin çekme testi eğrileri

Şekil 4.7'deki grafik sonuçlarında görüldüğü üzere, işlem görmemiş numunelerin boyca uzama değeri yaklaşık %12,5 olup, ısıl işlem sonrasında bu oran %13,9'a çıkmıştır. Isıl işlem sonrasında numunelerin çekme dayanımındaki azalma sert ve kırılgan özellikleri ile bilinen α' fazının daha sünek $\alpha+\beta$ yapısına dönüşmesine bağlanmaktadır (Beretta and Romano 2017).

İşlemsiz numuneler ısıl işlemli numunelere göre daha yüksek çekme mukavemeti sergilerken ısıl işlem sonucu çekme dayanımı %10 civarında azalmaktadır. Isıl işlemle akma, çekme ve kopma mukavemetinin azaldığı, tokluğun ise arttığı görülmektedir. Elastisite modülü değerleri ise grafikteki elastik bölgede yer alan eğime göre hesaplanmaktadır. Çekme testi sonuçları ile ilgili detaylı sayısal veriler Çizelge 4.1'de sunulmuştur.

Çizelge 4.1. SLE ile üretilen işlemsiz ve ısıtıl işleme tabi tutulmuş Ti6Al4V-ELI numunelerinin mekanik özellikleri.

Numune Tipi	Elastisite Modülü (GPa)	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Toplam uzama (%)
İşlemsiz Ti6Al4V	113	1.010	1.350	12,4
Isıl işlemlili Ti6Al4V	110	965	1.230	13,9

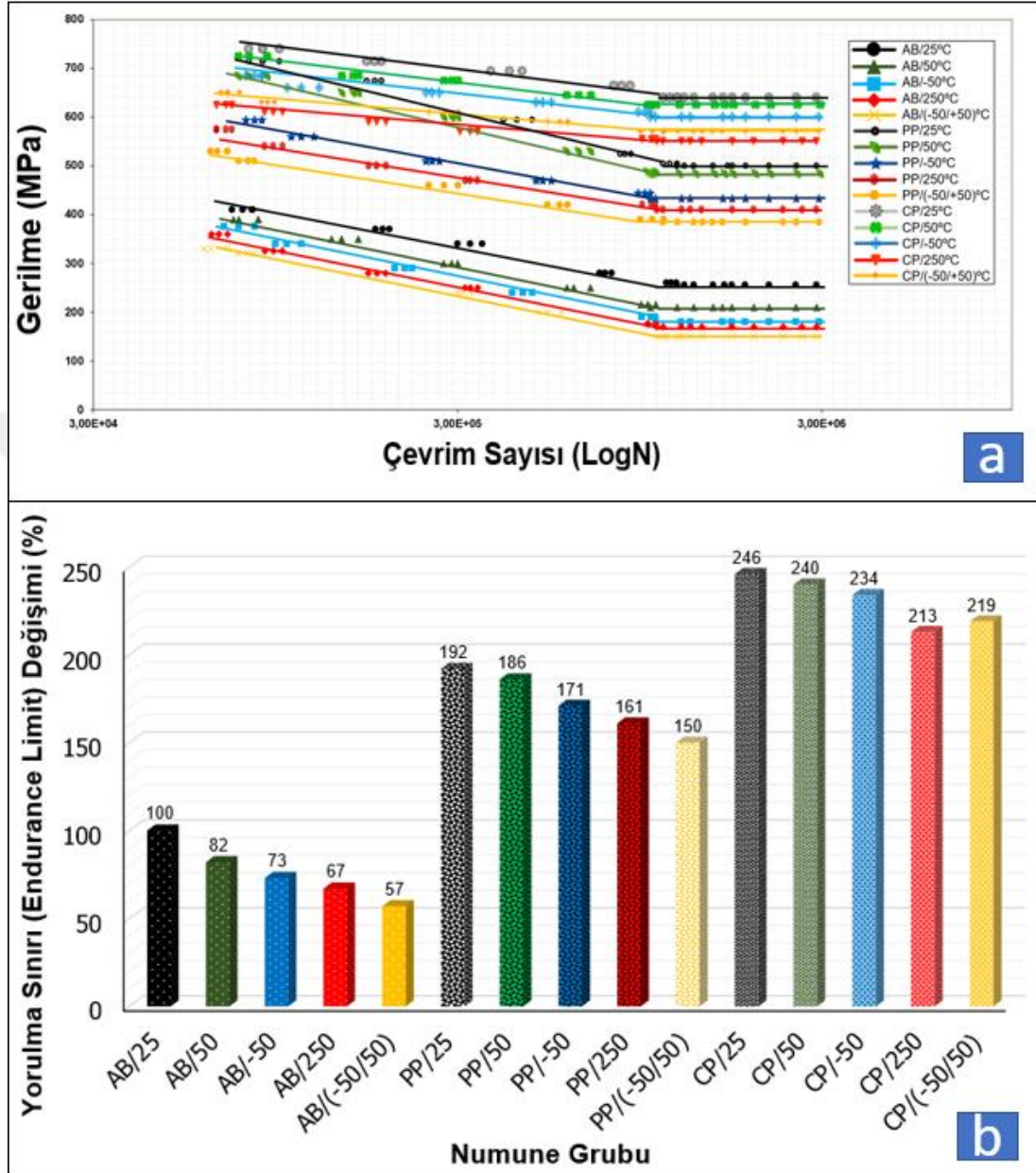
3.5. Yorulma Test Sonuçları

Yorulma testlerindeki üst gerilme sınırı, çekme testi sonucunda elde edilen akma değerinden %20-30 daha düşük gerilme değerlerine göre belirlenmektedir (Leuders et al. 2015). Şekil 4.8a’da işlemsiz, ikincil işlemlili ve W-DLC kaplı Ti6Al4V numunelerin farklı sıcaklık koşullarındaki S-N eğrisi grafikleri verilmektedir. Şekil 4.8b’de tüm numune grupları için yorulma sınırı (endurance limit) değişimi yüzdelik olarak verilmiştir.

Şekil 4.8b’de 25 °C’de yorulma testi gerçekleştirilen işlemsiz numunenin yorulma dayanım değeri Şekil 4.8a’da 260 MPa alınmış ve bu değer %100 kabul edilerek ortam sıcaklığının, ısıtıl işlem+elektrokimyasal parlatmanın ve ısıtıl işlem+kaplama işlemlerinin yorulma dayanım değerine yüzdelik etkisi açıklanmıştır. Örneğin Şekil 4.8b incelendiğinde işlemsiz numune grubunda test sıcaklığı 25 °C’den -50/+50 °C’ye geçtiğinde yorulma dayanım değerinin %43 azaldığı görülmektedir. Test koşullarındaki değişim SLE ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V’nin yorulma dayanımında önemli seviyede azalmaya neden olmuştur. İkincil işlemlili numune grubunda test sıcaklığı 25 °C’den -50/+50 °C’ye geçtiğinde yorulma dayanım değerinin %32 azaldığı görülmektedir. İkincil işlemlili iç yapıdaki tokluğun artışı ve yüzey pürüzlülüğündeki azalma işlemsiz numune grubuna göre yorulma dayanımına sıcaklık değişiminin etkisini sınırlamıştır. Isıl işlem ve kaplama uygulanan numune grubunda ise test sıcaklığı 25 °C’den -50/+50 °C’ye geçtiğinde yorulma dayanım değerinin %11 azaldığı görülmektedir. Isıl işlemlili elde edilen tok yapı W-DLC ilaveli tabaka ile birlikte yorulma dayanımına sıcaklık değişiminin etkisini daha da sınırlamıştır. Şekil 4.8a’da birlikte verilen tüm koşulların

4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

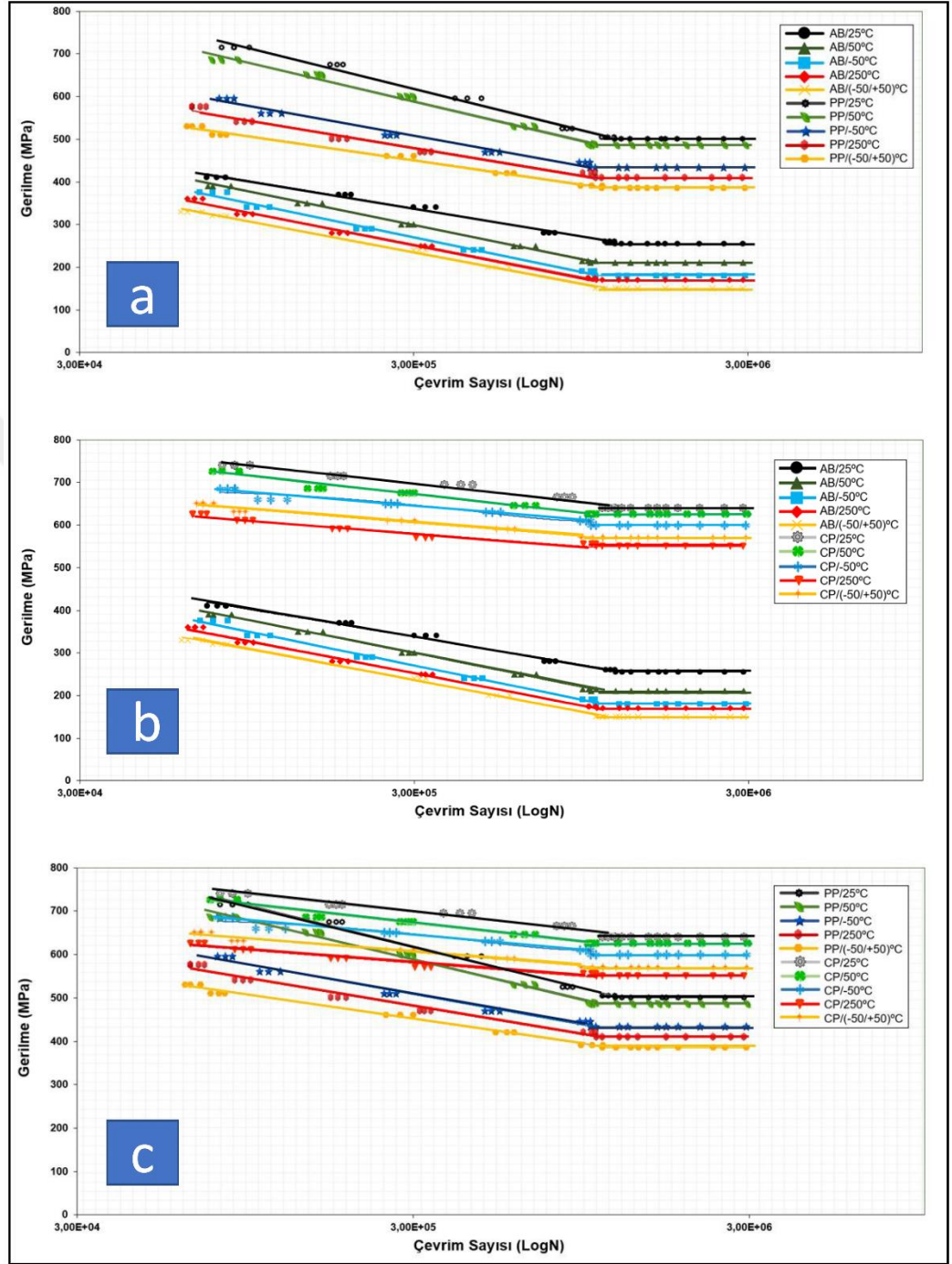
daha detaylı ve kolay şekilde yorumlanabilmesi amacıyla uygulanan işlemlerin ikili olarak gruplandırıldığı eğriler Şekil 4.9’da verilen üç grafikte de ayrı ayrı sunulmaktadır.



Şekil 4.8. (a) SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, ikincil işlemlili ve DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki S-N eğrileri, (b) Tüm numune gruplarının yorulma sınırı değerindeki değişim.

İşlemsiz ve ikincil işlemlili numunelerin farklı sıcaklık koşullarında gerçekleştirilen yorulma test sonuçları Şekil 4.9a’da, işlemsiz ve DLC kaplı numunelerin sonuçları Şekil 4.9b’de ve ikincil işlemlili ve DLC kaplı numunelerin sonuçları ise Şekil 4.9c’de verilmektedir. Şekil 4.9’da sunulan grafikler incelendiğinde testin gerçekleştirildiği

ortam sıcaklığının ve uygulanan proseslerin Ti6Al4V'nin yorulma ömrünü doğrudan etkilediği görülmektedir.



Şekil 4.9. a) işlemsiz ve ikincil işlemlili numunelerin S-N eğrileri, b) işlemsiz ve DLC kaplı numunelerin S-N eğrileri, c) ikincil işlemlili ve DLC kaplı numunelerin S-N eğrileri.

Şekil 4.9a incelendiğinde oda sıcaklığında (25 °C) testi gerçekleştirilen işlemsiz numunenin 260 MPa gerilme değerinde sonsuz ömre sahip olduğu görülürken, ikincil

işlemli numunede bu değer 500 MPa seviyesinde ve DLC kaplı numunede ise sonsuz ömür değeri 640 MPa olarak belirlenmektedir. Oda koşullarında gerçekleştirilen test sonuçlarına göre elektrokimyasal parlatma ve ısıtım işlemi sonrası uygulanan DLC kaplama ikincil işlemli numunenin yorulma ömrünü yaklaşık %25-30 seviyesinde artırmaktadır. Isıtım işlemli ve DLC kaplı numunelerin yorulma ömrü işlemsizlere göre oda sıcaklığında yaklaşık 2,5 kat artmıştır. Isıtım işlemi ve elektrokimyasal parlatmanın sağladığı iki katlık iyileşme mikro yapı içindeki termal gerilmelerin azalması ve daha sünek fazlara sahip Ti6Al4V'nin potansiyel çatlak başlangıç bölgelerinin işlemsiz numunelere göre azalması ile ilgilidir (Chowdhury and Arunachalam 2023). DLC kaplama sonrası oluşan tabakanın elastisite modülünün Ti6Al4V'ye yakın olması yorulma mukavemetinin artmasına neden olmaktadır (Yetim et al. 2023). Ayrıca DLC kaplama Şekil 4.5'de verilen mikro sertlik ölçüm sonuçlarına göre yüzey sertliğini de artırdığından ve Cr ara tabaka ile adezyon özelliklerinin artması sayesinde Ti6Al4V'nin yorulma direncini artırmıştır. Sonuç olarak hem ısıtım işlemi+elektrokimyasal parlatma kaplama prosesi hem de ısıtım işlemi+DLC kaplama prosesi işlemsiz Ti6Al4V'nin yorulma ömrünü artırmaktadır.

Şekil 4.9a'da verilen sonuçlara göre SLE ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V numunelerde olduğu gibi ikincil işlemli numunelerde de oda sıcaklığında (25 °C) gerçekleştirilen testlerde numuneler 50 °C'de testi gerçekleştirilen numunelere göre daha iyi bir yorulma performansı gerçekleştirmiştir. 50 °C'de yapılan testlerde ise ikincil işlemli numunelerin yorulma alt sınır değeri 485 MPa olarak belirlenmiştir. Ancak grafik incelendiğinde yorulma test sıcaklıkları -50 °C, 250 °C ve -50/+50 °C (çevrimsel) test koşullarında daha belirgin bir düşüş (430-390 MPa) meydana gelmiştir. Şekil 4.9a'ya göre ısıtım işlemi sonucunda numunelerin yorulma üst sınırının da arttığı görülmektedir. İşlemsiz numunelerde oda sıcaklığında 400-410 MPa olan üst limit ısıtım işlemiyle beraber 700-710 MPa seviyelerine çıkmıştır. SLE ile üretilen işlemsiz, ikincil işlemli ve DLC kaplı numunelerin yorulma, yorulma çatlak ilerleme test sonuçlarına ait sayısal veriler Çizelge 4.2'de sunulmuştur. Çizelge 4.2 incelendiğinde işlemsiz numunelerde olduğu gibi ısıtım işlemli numunelerde de en düşük üst sınır değeri -50/+50 °C (çevrimsel) test koşullarında görülmektedir. Şekil 4.9b incelendiğinde ise ısıtım işlemi ve DLC kaplı numunelerin yorulma ömürleri en yüksekten en düşüğe 25 °C, 50 °C, -50 °C, -50/+50 °C ve 250 °C şeklinde gerçekleştirilen test koşullarına göre sıralanmaktadır. Ayrıca

kaplamalı numunelerin yorulma alt sınır ve üst sınır değerleri arasındaki değişim işlemsiz ve ikincil işlemlili numunelere göre daha sınırlı şekilde gerçekleşmiştir. DLC kaplı numunelerde 25 °C ve 50 °C sıcaklıklarında gerçekleştirilen testlerde yorulma üst sınır değerlerinin birbirine oldukça yakın olduğu ve sırasıyla 740, 725 MPa seviyesinde olduğu görülmektedir. DLC kaplama tüm test sıcaklığı koşullarında ikincil işlemlili ve işlemsiz numunelerden daha yüksek yorulma ömrü sergilemektedir (Şekil 4.9c).

Çizelge 4.2. SLE ile üretilen işlemsiz, ikincil işlemlili ve DLC kaplı numunelerin yorulma, yorulma çatlak ilerleme test sonuçlarına ait sayısal veriler.

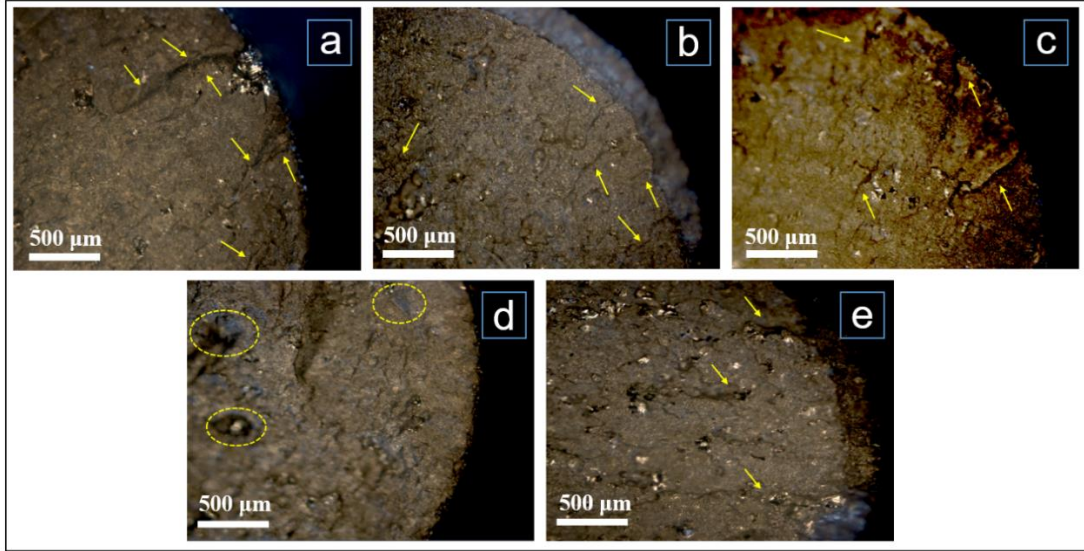
Numune Grubu	Test Sıcaklığı	Yorulma Üst Limit Değeri (MPa)	Yorulma Sonsuz Ömür Değeri (MPa)	Yorulma Çatlak İlerleme Ömrü	$\Delta K_{threshold}$ Gerilme Şiddet Faktörü Eşik Değeri (MPa.m ^{1/2})
İşlemsiz Ti6Al4V	25 °C	410	260	121.769	1,7
	50 °C	390	215	116.176	1,65
	-50 °C	375	190	95.397	1,55
	250 °C	360	175	98.898	1,40
	-50/+50 °C	330	150	79.647	1,30
İkincil İşlemlili Ti6Al4V	25 °C	715	500	184.499	3,50
	50 °C	685	485	181.558	3,30
	-50 °C	595	445	148.943	2,95
	250 °C	575	420	157.573	2,65
	-50/+50 °C	530	390	131.773	2,60
DLC Kaplı Ti6Al4V	25 °C	740	640	202.948	3,85
	50 °C	725	625	197.898	3,80
	-50 °C	685	610	178.831	3,50
	250 °C	625	555	167.139	2,80
	-50/+50 °C	650	570	172.746	3,0

İşlemsiz ve ısıtıl işlemlili numunelerde çevrimsel test koşulları en düşük yorulma ömrüne neden olmasına rağmen DLC kaplama yapılan numunelerde ise en düşük yorulma ömrü 250 °C’de gerçekleştirilen test koşullarında gerçekleşmektedir. Bu durum DLC kaplamanın 25 °C, 50 °C, -50 °C ve -50/+50 °C test koşullarında termal olarak stabil kaldığını göstermektedir. Yani yapıdaki karbon atomlarının düzenlenmesinde veya hibritasyonunda önemli bir değişiklik gerçekleşmemektedir. Ancak 250 °C sıcaklıktaki testlerde nispeten daha düşük yorulma ömrü sergilemesi literatüre göre yüksek sıcaklıkta oksidatif reaksiyonların daha kolay gerçekleşmesi, kaplama ile alt tabaka arasındaki gerilmeler ve delaminasyon ayrılmaları ile açıklanmaktadır (Baragetti et al. 2009; Du et al. 2014; Sundaram 2006).

Bu hasar mekanizmalarının oluşup oluşmadığı veya başka hasar mekanizmaları kırılma yüzeylerine ait incelemeler sonucu değerlendirilmektedir.

3.6. Yorulma Testleri Sonucu Oluşan Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi

SLE ile üretilen ve ardından farklı ortam sıcaklıklarında yorulma testi gerçekleştirilen işlemsiz numunelere ait kırılma yüzeylerinin optik mikropu ile alınan görüntüleri Şekil 4.10'da sunulmaktadır. Şekil 4.10'da yer alan görüntüler incelendiğinde tüm test sıcaklığı koşullarında çatlak başlangıcının yüzeyde olduğu ve geleneksel yöntemlerle imal edilen Ti6Al4V'ye göre tek bir noktanın aksine çoklu (birden fazla) çatlak başlangıcının meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 4.10. İşlemsiz numunelerin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen yorulma testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri (a) AB/25 °C, (b) AB/50 °C, (c) AB/-50 °C, (d) AB/250 °C ve (e) AB/-50/+50 °C.

Literatürde yer alan çalışmalarda eklemeli üretimle imal edilen Ti6Al4V parçalarının yorulma ömrünün geleneksel yöntemlerle imal edilenlere göre daha düşük olmasının nedenlerinden birinin de bu durum olduğu belirtilmektedir (Xu et al. 2022). Ayrıca yapı içerisinde özellikle ergimemiş toz parçacıklarının sebep olduğu gözenekli yapı yüzey altında da gerilme yığılmalarına neden olan bölgeler oluşturmakta ve hem çatlak başlangıcına hem de çatlağın ilerlemesi sırasında hızlı çatlak ilerlemelerine neden olduğu düşünülmektedir. Şekil 4.10a, 10b, 10c, 10d, ve 10e de yer alan görseller incelendiğinde çatlağın yüzeyde meydana geldiği ve malzemenin iç kısmına doğru

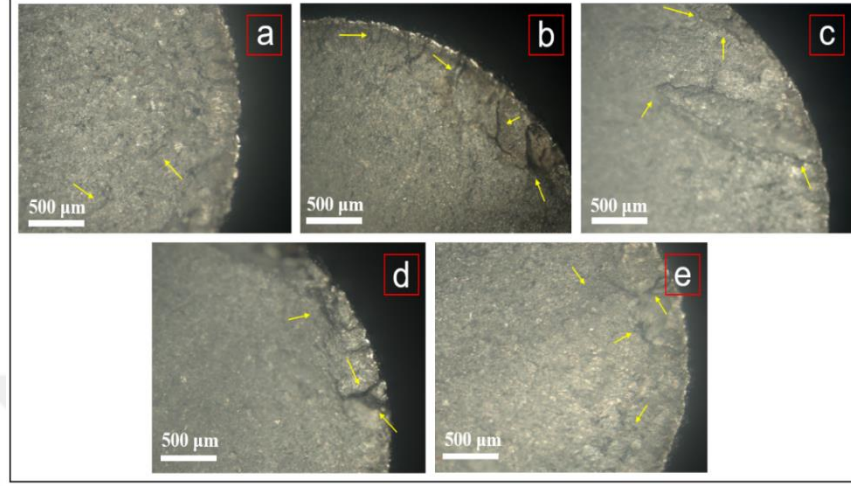
derinlemesine ilerlediği görülmektedir. Ayrıca Şekil 4. 10d ve 10e de belirtilen alanlardan da görüldüğü üzere eklemeli üretim yöntemi sonucu meydana gelen topaklanmış bölgeler, boşluklu yapılar gibi kusurlar yorulma çatlaklarının daha kolay şekilde ilerlemesine neden olmuştur. Şekil 4.9a’da yer alan S-N eğrisi grafiği ve Şekil 4.10’da yer alan mikroskop görüntüleri incelendiğinde işlemsiz numuneler arasında oda sıcaklığında yorulma testi gerçekleştirilen numunelerin en yüksek yorulma dayanımına sahip olduğu görülmektedir. Şekil 4.10a’da yer alan görsel incelendiğinde çatlakların yüzeyde olduğu ancak iç kısımlara kadar ilerlemediği görülmektedir. Ancak 250 °C ve çevrimsel (-50/+50 °C) test sıcaklığı koşullarında çatlakların daha derine doğru ilerlediği ve yüksek sıcaklıkta (250 °C) yorulma hasarı çizgileri olan kumsal izlerinin sıra sıra olduğu görülmektedir (Şekil4.10d).

SLE ile üretilen ve ardından farklı ortam sıcaklıklarında yorulma testi gerçekleştirilen ısıtma işlem ve elektrokimyasal parlatma prosesleri uygulanan numunelere ait kırılma yüzeylerinin optik mikroskop ile alınan görüntüleri Şekil 4.11’de ve ısıtma işlemli ve DLC kaplanmış numunelerin ise görüntüleri Şekil 4.12’de sunulmaktadır. Şekil 4.11a, 11b, 11c, 11d ve 11e de yer alan kırılma yüzeylerinin Şekil4.10’da yer alan görüntülere göre en belirgin farklılığın yorulma çatlaklarının uzunluk farkı olduğu görülmektedir.

Isıtma işlem sonucu çekme grafiğinde (Şekil 4.7) de belirtildiği gibi boyca uzamanın arttığı malzemede üretimden gelen boşlukların giderildiği ve daha tok bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. İç yapıdaki bu değişim Şekil 4.11’de sunulan mikroskop görüntüleriyle de desteklenmektedir. Şekil 4.11a da oda sıcaklığında testi gerçekleştirilen ısıtma işlemli numunenin çatlak boyunun ve genişliğinin Şekil 4.10a ‘da sunulan işlemsiz numuneye göre daha küçük olduğu görülmektedir. Ayrıca test sıcaklık koşulları oda sıcaklığına göre değiştikçe yüzeyde daha fazla çatlak oluşumuna neden olduğu görülmektedir (Şekil 4.11).

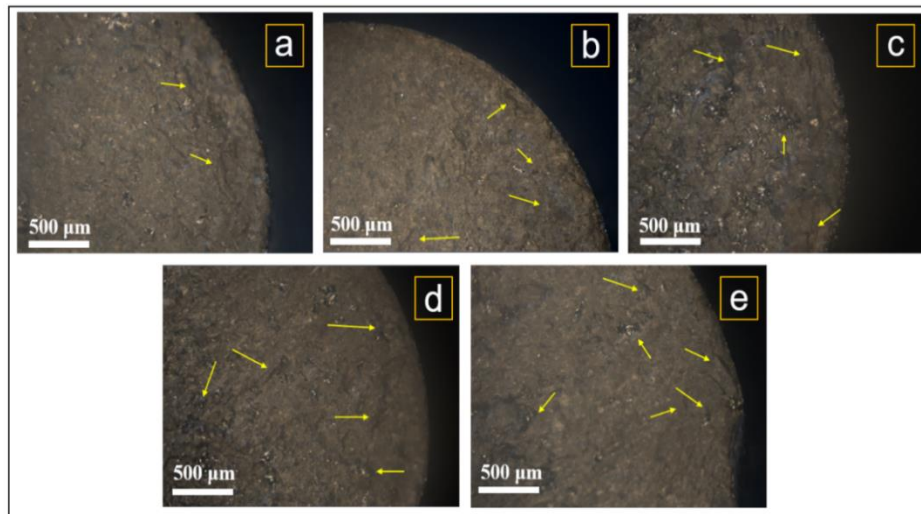
Şekil 4.11 incelendiğinde işlemsiz numunelerde olduğu gibi çatlak oluşumu yüzeyden başlasa da ısıtma işlem sonucu meydana gelen faz dönüşümü çatlak ilerlemesinin yüzeye yakın bölgelerde sınırlı kalmasına sebep olarak, çatlakların iç kısımlara ilerlemesini ve olası zararlı etkilerini sınırlandırmaktadır. Çatlak boyu ve yoğunluğu yorulma ömrünü doğrudan etkilediğinden Şekil 4.9a’da verilen grafikte oda sıcaklığında testi gerçekleştirilen ısıtma işlemli numunenin ikincil işlemli ve işlemsiz numuneler arasında en

iyi yorulma ömrüne sahip olduğu görülmektedir. Şekil 4.12a, 12b, 12c, 12d ve 12e’de yer alan görseller incelendiğinde ısıtıl işlem DLC kaplama sonrası oluşan W-DLC tabakasının tüm test sıcaklığı koşullarında yüzeyde çatlak oluşumunu engellediği görülmektedir.



Şekil 4.11. Isıl işlem ve elektrokimyasal parlatma uygulanan numunelerin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen yorulma testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri (a) PP/25 °C, (b) PP/50 °C, (c) PP/-50 °C, (d) PP/250 °C ve (e) PP/-50/+50 °C.

Şekil 4.5’de verilen 1.350 HV_{0,1} değerindeki yüksek yüzey sertliği yüzeyde meydana gelen deformasyonları minimum seviyeye indirmekte ve yüzeyde oluşacak çatlak başlangıcını engellemektedir (Baragetti et al. 2009; Kovacı et al. 2016).



Şekil 4.12. Isıl işlem ve DLC kaplama uygulanan numunelerin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen yorulma testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri (a) CP/25 °C, (b) CP/50 °C, (c) CP/-50 °C, (d) CP/250 °C ve (e) CP/-50/+50 °C.

Ayrıca Şekil 4. 12a, 12b, 12c, 12d ve 12e de incelendiğinde kaplama prosesi sonucu oluşan W-DLC tabakanın tüm sıcaklık koşullarında yüzeyde çatlak oluşumunu engellediği görülmektedir. Ancak sıcaklık koşulları değiştikçe Şekil 4.12c, 12d ve 12e de yer alan oklarla gösterilen bölgelerde eklemeli üretim yöntemi sonucu meydana gelen süreksiz bölgeler, heterojen boşluklu yapılar gibi kusurlar yorulma çatlağının iç kısımdan kolay şekilde ilerlemesine neden olmuştur. Şekil 4.9c’da yer alan S-N eğrisi grafiği ve Şekil 4.12’da yer alan mikroskop görüntüleri incelendiğinde kaplamalı numuneler arasında oda sıcaklığında yorulma testi gerçekleştirilen numunelerin en yüksek yorulma dayanımına sahip olduğu görülürken işlemsiz ve ısıtılmış numunelerin aksine kaplanma yapılan numunelerde en düşük yorulma ömrüne 250 °C’de gerçekleştirilen test koşullarında rastlanmaktadır.

Farklı ortam sıcaklıklarında yorulma testi gerçekleştirilen işlemsiz numunelere ait kırılma yüzey görüntüleri Şekil 4.13’de sunulmaktadır. Geleneksel yöntemlerde imal edilen Ti6Al4V’nin yorulma davranışı yüzeyde meydana gelen deformasyonlar sonucu intrüzyon (girinti), ekstrüzyon (çıkıntı) oluşumu ve belli çevrim sonucu çatlak oluşumu ile gerçekleşir (Chan et al. 2013). Daha sonra çatlak ucunda gerilme yığılması ve çatlak ilerlemesi ile kırılma sonuçlanır. SLE ile üretilen Ti6Al4V’nin geleneksel yöntemlerle imal edilen numunelere kıyasla daha düşük yorulma ömrüne sahip olması üretim yönteminden kaynaklanan dezavantajlar ile açıklanmaktadır. Şekil 4.13’de görüldüğü gibi tüm test koşullarında yüzeyde çatlak oluşma mekanizması geleneksel yöntemlerle oluşturulan çatlaklarla aynıdır. Ancak mikro yapıdaki gözenekler ve bazı bölgelerdeki erimemiş parçacıklar çatlak büyümesinin artmasına neden olmakta ve çoklu çatlak oluşumuyla daha düşük çevrim sayılarında malzemeler hasar görmektedir (Günther et al. 2018; Walker et al. 2017).

Şekil 4.13a’da verilen genel kırılma görüntüsüne göre çatlak yüzeyde oluşmuş ve hızla ilerlemiştir. Şekil 4.13a1 ve Şekil 4.13a2’de görüldüğü üzere, erimemiş toz partikülleri ve gözenekler, iç yapının boş kalmasına neden olmakta ve bu boşluklardaki yüzeyde oluşan çatlak daha hızlı ilerlemektedir. 50 °C’de yorulma testi gerçekleştirilen işlemsiz numunelerin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri Şekil 4.13b’de verilmiştir. Şekil 4.13b incelendiğinde, çatlağın, toz yatağında metal eklemeli üretim tekniğinin bir

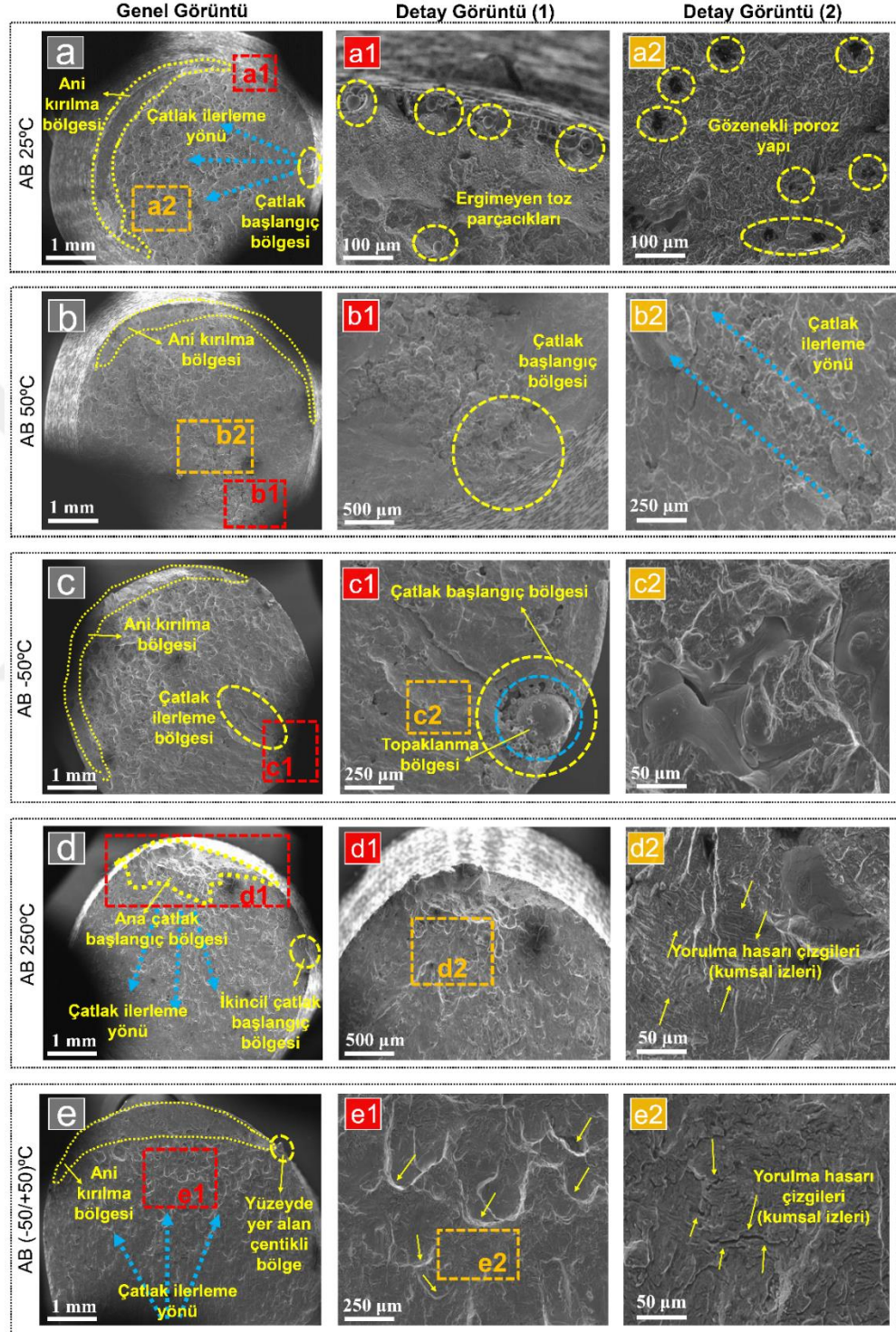
sonucu olarak birleştirmenin az olduğu bölgede başladığı ve erimemiş tozlar tarafından oluşturulan gözenekli yapı boyunca ilerlediği anlaşılmaktadır.

SLE yönteminde, lazer enerjisinin yüksek yoğunluğu, homojen bir şekilde kaynaşmadığında füzyon eksikliği (lack of fusion) olarak adlandırılan kusurlu bölgelere neden olmaktadır (Song et al. 2021). Füzyon eksikliği kusuru malzemelerin yorulma direncini azaltan en önemli faktörlerden biridir (Yin et al. 2014).

Şekil 4.13b1 çatlak başlangıç bölgesini ve erimemiş taneleri göstermektedir. Şekil 4.13b2 çatlak ilerleme yönünü göstermektedir. Şekil 4.13a ve Şekil 4.13b'de görülen gözenekli yapılar, üretim sırasında ortamdaki koruyucu gazın (Argon) Ti6Al4V tozundaki hapsolmuş gaza bağlanmasıyla oluşur. Şekil 4.13a, Şekil 4.13b ve S-N eğrisi grafiği (Şekil 4.8) birlikte incelendiğinde, toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemi ile üretilen Ti6Al4V'nin 25 °C (oda sıcaklığı) ve 50 °C test koşullarında çatlak başlangıcı, çatlak ilerlemesi ve kırılma mekanizmasının üretim yönteminden kaynaklanan problemlerden dolayı gerçekleştiği görülmektedir. Test ortamı sıcaklığında çok fazla fark olmadığı için sıcaklığın yorulma ömrü üzerindeki etkisi sınırlıdır. Sonsuz ömür değerlerinin S-N eğrisi grafiğinde çok yakın olması da bu durumu desteklemektedir.

Şekil 4.13c, -50 °C'de yorulma testine tabi tutulan işlemsiz numunenin kırılma yüzeyine ait SEM görüntülerini göstermektedir. Şekil 4.13c1'deki çatlak başlangıç bölgesi, eklemeli üretimin neden olduğu topaklanmadan kaynaklanmaktadır. Toz yatağında metal eklemeli üretim yönteminde, lazer ışını ile lokal olarak ergitilen alan yüzey gerilimi nedeniyle malzeme yeterince ıslanamazsa yuvarlaklaşır ve topaklanma meydana gelir. Ayrıca bu durum yığılmanın yüzey pürüzlülüğünü artırmakta ve yüzeylerin üretimden sonrası parlatma gibi ikincil işlemlere ihtiyaç duymasına neden olmaktadır (Li et al. 2012). Bu olumsuz etki parçaların boyutsal doğruluğunu da etkilemektedir. Şekil 4.13c1'de gösterilen topaklanmış bölge, süreksiz bir alanın oluşmasına yol açmış ve bu da çatlakların oluşmasına neden olmuştur. Şekil 4.13c1'de görüldüğü üzere, çatlak başlangıç bölgesinin yakınında derin çatlaklar oluşmuş ve parça bu süreksiz bölgelerden kırılmıştır. Sıcaklık düştükçe, sünek ve gevrek kırılma mekanizmaları birlikte gözlenmiştir (Şekil 4.13c2). Sünek mikro boşluk yapılar (süngerimsi alanlar) sünek kırılma bölgelerini gösterirken, parlak ve mat yüzeyler gevrek

kırılma mekanizmasını göstermektedir (Xu et al. 2019). Şekil 4.13d'de 250 °C'de ve Şekil 4.13e'de -50/+50 °C'de (çevrimsel) sıcaklık koşullarında yorulma testine tabi tutulan işlemsiz numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmektedir.



Şekil 4.13. İşlemsiz (As built-AB) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri (a-a1-a2) AB/25°C, (b-b1-b2) AB/50°C, (c-c1-c2) AB/-50°C, (d-d1-d2) AB/250°C ve (e-e1-e2) AB/ -50/+50°C.

Şekil 4.13d'de görüldüğü üzere, sıcaklıktaki dramatik artış çatlak başlangıç bölgesinin daha geniş olmasına neden olmaktadır. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda tek bir ana çatlağın yanı sıra ikincil çatlak bölgeleri de oluşmuştur. Bu faktörler malzemenin daha düşük çevrimlerde hasar görmesine neden olmaktadır. Şekil 4.13d'de gösterilen bölge Şekil 4.13d1'de daha ayrıntılı olarak gösterilmektedir. Şekil 4.13d1'deki çatlak ilerleme bölgesinde mavi oklarla gösterilen Chevron veya balıksırtı izleri, işlemsiz numunelerin Şekil 4.13d2'deki yüksek sıcaklıklarda gevrek bir şekilde kırıldığını göstermektedir (Peng et al. 2023). Şekil 4.13d'deki görüntüler incelendiğinde, yüzey granüler bir görünüme sahiptir. Çevrimsel sıcaklık koşulunda iken ortam sıcaklığındaki dalgalanma kırılmanın gevrek bir kırılma şeklinde gerçekleşmesine neden olmuştur. Sıcaklıktaki kısa süreli değişim atomlar arasındaki gerilme kuvvetini azalmasına ve kırılma yüzey enerjisinin en düşük olduğu yarıлма düzlemlerinde meydana gelmesine neden olmaktadır. Şekil 4.13d2 ve Şekil 4.14e2'deki yorulma çizgileri, gevrek kırılma tipinde radyal yelpaze benzeri çıkıntılar veya radyal yükselmelerdir. Şekil 4.13e2'de görülen ardışık çizgiler literatürde nehir veya kumsal desenleri olarak adlandırılan hasar görüntüleridir ve yine gevrek kırılma tipine işaret etmektedir (Dhansay et al. 2014; Kettunen and Kocks 1972; Skorupa 1999). Şekil 4.13e1'de oklarla gösterilen çizgide plastik deformasyon artmış ve bu bölgelerde derin konkoidal yarıklar oluşmuştur.

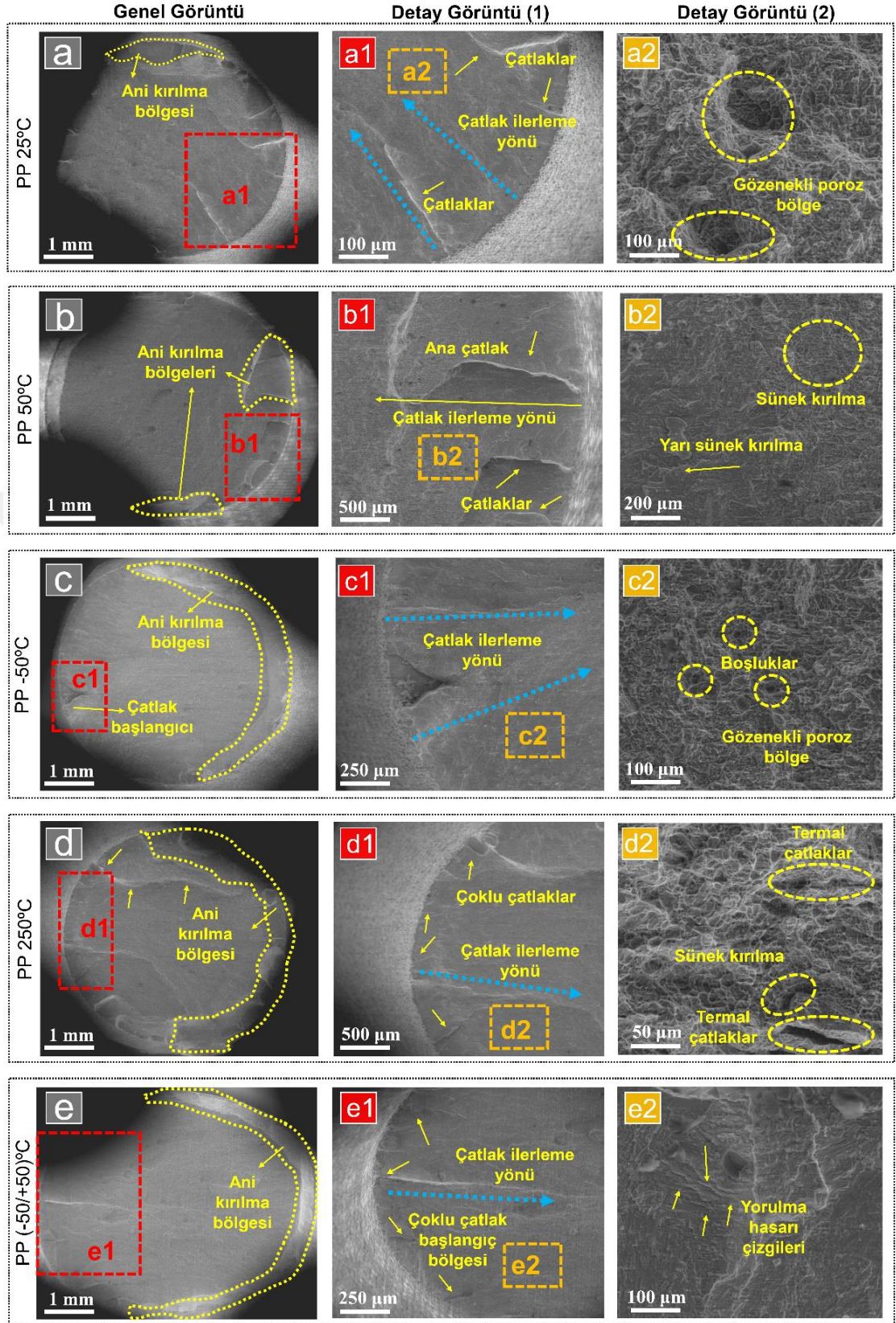
Şekil 4.14'de, ısıtma işlem ve elektrokimyasal parlatma uygulanan ve farklı sıcaklıklarda yorulma testine tabi tutulan numunelerin kırılma yüzey görüntülerini sunulmaktadır. Şekil 4.14a'da 25 °C, Şekil 4.14b'de +50 °C, Şekil 4.14c'de -50 °C, Şekil 4.14d'de +250 °C ve Şekil 4.14e'de -50/+50 °C sıcaklıkta test edilen kırılma yüzeyleri gösterilmektedir. Isıtma işlem ve elektrokimyasal parlatma yapılan 25 °C ve 50 °C'de test edilen numuneler, işlemsiz muadillerine kıyasla daha küçük ani kırılma bölgeleri sergilemektedir (Şekil 4.14a ve Şekil 4.14b). Ayrıca, kırılma morfolojisi sünek kırılma tiplerinin göstergesi olan gözenekli poroz yapıda şeklinde gerçekleşmektedir (Şekil 4.14a2 ve Şekil 4.14b2). İşlemsiz numunelerde olduğu gibi, eklemeli üretim yönteminin neden olduğu çoklu mikro çatlaklar ısıtma sonrası numunelerde de görülmektedir (Şekil 4.14a1 ve Şekil 4.14b1). Şekil 4.14c'de, kırılma yüzeyini ve farklı bölgelerini bir arada (başlangıç, yayılma ve son kırılma) göstermektedir (-50 °C). Şekil 4.14c incelendiğinde ısıtma işlem görmüş numunelerde çatlak tek bir yerde başlamış ve ilerlemiştir. Bilindiği

üzere, sünek kırılma tipinde yüzey, Şekil 4.14c2’de verilen kırılma yüzeyindeki gibi deformasyon nedeniyle mat ve liflidir.

250 °C’de yorulma testi gerçekleştirilen ısıtma işlem ve elektrokimyasal parlatma uygulanan numunede çatlak yüzeyde başlamış ve iç kısma doğru ilerlemiştir (Şekil 4.14d). Ancak, iç yapı işlemsiz numunelere göre daha sünek ve tok olduğundan, iç kısma daha derine nüfuz edememiştir (Şekil 4.14d1). Bu da numunenin daha fazla sayıda çevrimden sonra yorulma hasarına uğradığını göstermektedir. Sünek kırılma mekanizmasına ek olarak 250 °C sıcaklığın etkisiyle iç yapıda termal çatlaklar meydana gelmiştir (Şekil 4.14d2). Sıcaklığın 25 °C’den 250 °C’ye yükseltilmesi, iç yapıda termal gerilmelere neden olarak termal çatlakların oluşmasına yol açmaktadır (Yang et al. 2015). Mekanik yüklemenin ve bu termal gerilmelerin birleşik etkileri, oda sıcaklığında test edilenlere kıyasla numunenin yorulma ömrünü azaltmaktadır (Salehnasab et al. 2021).

İkincil işlemlerli numuneler arasında, 50/+50 °C (çevrimsel) test koşulları altında test edilen numune en büyük alanlı ani kırılma bölgesine sahiptir (Şekil 4.14e). Şekil 4.15’de, ısıtma işlem ve W-DLC kaplama uygulanan ve farklı sıcaklıklarda yorulma testine tabi tutulan numunelerin kırılma yüzey görüntülerini sunulmaktadır. Şekil 4.15a’da 25 °C, Şekil 4.15b’de +50 °C, Şekil 4.15c’de -50 °C, Şekil 4.15d’de +250 °C ve Şekil 4.15e’de -50/+50 °C sıcaklıkta test edilen kırılma yüzeyleri gösterilmektedir. Şekil 4.15a2 ve Şekil 4.15b2 incelendiğinde 25 °C ve 50 °C’de W-DLC kaplama çatlak oluşuma engel olsa da SLE yönteminin meydana getirdiği dezavantajlar sünek kırılma ile sonuçlanan hasara neden olmaktadır. SLE ile üretimin neden olduğu gözenekli (poroz) yapı, mikro yapıdaki tane sınırları lifli (fiberli) bir yapıya sahip hasar görsellerine neden olmaktadır (Cain et al. 2015; Liu and Shin 2019).

W-DLC kaplama 25 °C ve 50 °C’de çatlak oluşumunu geciktirdiği için S-N eğrisi grafiğindeki (Şekil 4.8) en yüksek gerilme değerleri bu numunelerde görülmektedir. -50 °C’de test sonucu oluşan kırılma yüzeyleri incelendiğinde ise (Şekil 4.15c-c1-c2) toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemi ile üretilen Ti6Al4V’nin heterojen bir mikro yapıya sahip olduğu görülmektedir.



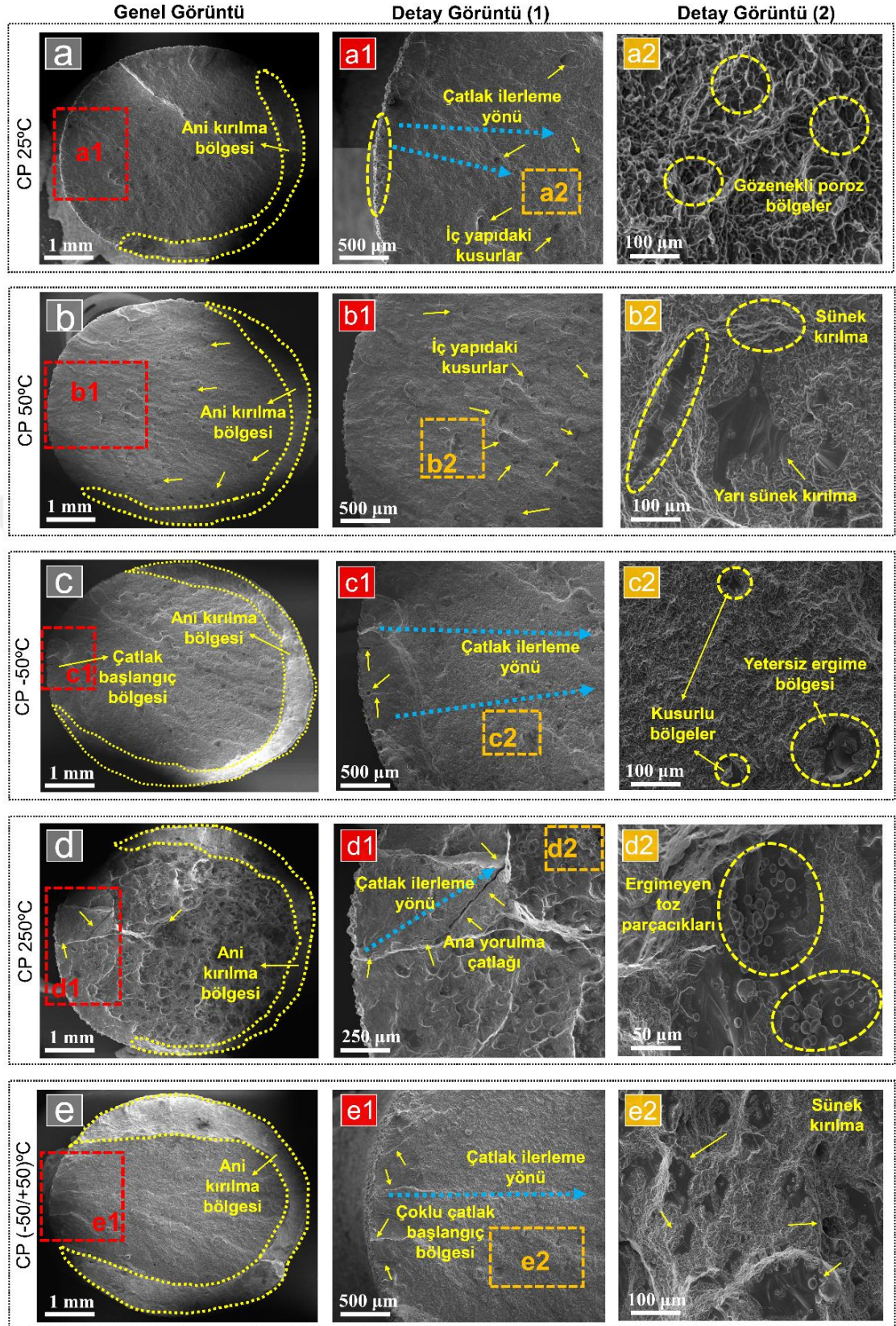
Şekil 4.14. Isıl işlem ve elektrokimyasal parlatma yapılan (Post process-PP) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri (a-a1-a2) PP/25°C, (b-b1-b2) PP/50°C, (c-c1-c2) PP/-50°C, (d-d1-d2) PP/250°C ve (e-e1-e2) PP/ -50/+50°C.

Üretim esnasında lokal olarak ergimeyen toz parçacıkları, yetersiz birleşme bölgeleri, anı miktarda soğumayan alanlar çatlak başlangıç noktaları oluşturmaktadır. W-DLC tabakası çatlak oluşumunu yüzeyden geciktirici etki sağlamasına rağmen iç yapıdaki kusurlar malzemede çatlak oluşumu ve ilerlemesinde etkili olmaktadır. DLC kaplı numuneler arasında en düşük yorulma dayanımı 250 °C’lik ortam sıcaklığında testi gerçekleştirilen numunede görülmektedir.

Şekil 4.15d1 incelendiğinde ana yorulma çatlağının yüzeye yakın bölgeden numuneni iç kısmına doğru ilerlediği görülmektedir. Ayrıca SLE yöntemi ile üretim ile katman katman üretilen parçada farklı tabakaların birbirinden ayrılması sonucu düzlemler arası ayrılma gerçekleşmektedir.

Şekil 4.15d2’den görüldüğü üzere lokal olarak birleştirmenin az olduğu bölgelerde ergimeyen toz parçacıkları çatlağın kolay ve engelsiz şekilde ilerlemesine katkı sağlamaktadır. W-DLC kaplamanın sıcaklıktaki artışın etkisi ile kaplama yapılan numune grupları arasında en düşük yorulma dayanımı gösterdiği de görülmektedir. Ancak işlemsiz ve ikincil işlemler numunelere göre 250 °C sıcaklıkta W-DLC kaplı numune daha yüksek yorulma ömrüne sahiptir. Bu durum literatüre göre kırılğan oksijenle zenginleştirilmiş yüzey altı (BOES) tabakası ile açıklanmaktadır. Bu tabaka yüksek sıcaklıklarda oksijenin malzemeye difüzyonu nedeniyle titanyum alaşımlarında oluşan tabakayı ifade etmektedir.

Yüksek sıcaklık sonucu oluşan bu tabaka metal taban malzemesine kıyasla nispeten daha kırılğan ve çevrimsel yükleme sonucunda da mikro çatlak oluşumuna neden olmaktadır. BOES tabakasının varlığı, Ti6Al4V’nin yüksek sıcaklıklardaki yorulma ömrünü azaltmaktadır (Liu et al. 2021; Peng et al. 2023). DLC kaplama içeriğindeki Tungsten ilaveli elmas benzeri tabaka oksijenin yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen test esnasında kafes yapısına girmesini engellemektedir.



Şekil 4.15. Isıl işlem ve W-DLC kaplama yapılan (Coating process-CP) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri (a-a1-a2) CP/25°C, (b-b1-b2) CP/50°C, (c-c1-c2) CP/-50°C, (d-d1-d2) CP/250°C ve (e-e1-e2) CP/ -50/+50°C.

Şekil 4.18’de sunulan EDS sonuçlarına göre oksijen miktarını gösteren tabloda bu durum görülmektedir. Şekil 4.15e’de sunulan -50/+50 °C sıcaklık koşullarında test edilen numuneye ait kırılma yüzeyleri incelendiğinde ani kırılma bölgesinin numunenin büyük bir kısmını oluşturduğu görülmektedir. Aynı sıcaklıkta gerçekleşen işlemsiz ve ikincil işlemlili numunelere göre ısıtıl işlem ve kaplama yapılan numune grubunda çatlak boyunun daha kısa ve daha az sayıda olduğu görülmektedir. Diğer W-DLC kaplanmış numunelerde olduğu gibi bu sıcaklıkta testi gerçekleşen numunelerde de ana hasar mekanizması sünek kırılma olmasına rağmen Şekil 4.15e3’de görüldüğü üzere iç yapıdaki boşluklar, ergimeyen küresel formda kalan toz parçaları çatlak ilerlemesini kolaylaştıran bir hatta neden olmaktadır.

Şekil 4.16, Şekil 4.17 ve Şekil 4.18’de farklı sıcaklık koşullar altında test edilen işlemsiz, ısıtıl işlem+elektrokimyasal parlatma işlemi uygulanan ve ısıtıl işlem+DLC kaplama işlemi uygulanan numunelerin genel SEM görüntüleri, EDS spektrumları ve ilgili bölgelere ait elementlerin kütle ve atomik miktarları gösterilmektedir. SLE ile üretilen Ti6Al4V numunelerin 25 °C oda sıcaklığında ve 50 °C’de yapılan testlerde beklendiği gibi ağırlıkça yaklaşık %5,71-5,79 Alüminyum, %88,17-89,15 Titanyum ve %5,14-5,79 Vanadyum içermektedir (Şekil 4.16a ve Şekil 4.16b). İkincil işlemlili 25 °C ve 50 °C’de test edilen numunelerde de beklendiği gibi titanyum, alüminyum ve vanadyum sonuçlarda görülmektedir (Şekil 4.17a ve Şekil 4.17b). -50 °C’de yapılan testlerde cihaz içerisinde soğutma amaçlı sıkıştırılmış azot gazı kullanılmıştır. Bu durum, Şekil 4.16c ve Şekil 4.17c ve Şekil 4.18c’de gösterildiği gibi Enerji Dağılım Spektroskopisi (EDS) sonuçlarında tespit edilen sırasıyla yaklaşık ağırlıkça %2,84, %3,74 ve %2,22 azotun varlığını açıklamaktadır. Geri kalan tüm elementler Ti6Al4V alaşımına aittir. AB/250 numunesinden elde edilen kırılma yüzeyinin EDS analizinde ağırlıkça yaklaşık %11,22 Oksijen, %5,18 Alüminyum, %79,44 Titanyum ve %4,17 Vanadyum bulunmuştur (Şekil 4.16d). Bu sonuç, malzemenin yorulma ömründeki azalmayla doğrudan ilişkilidir. 250 °C’de, sistemdeki oksijen moleküllerinin SLE ile üretilen gözenekli yapı ile etkileşime girdiği ve kırılma TiO_2 fazları oluşturduğu tahmin edilmektedir.

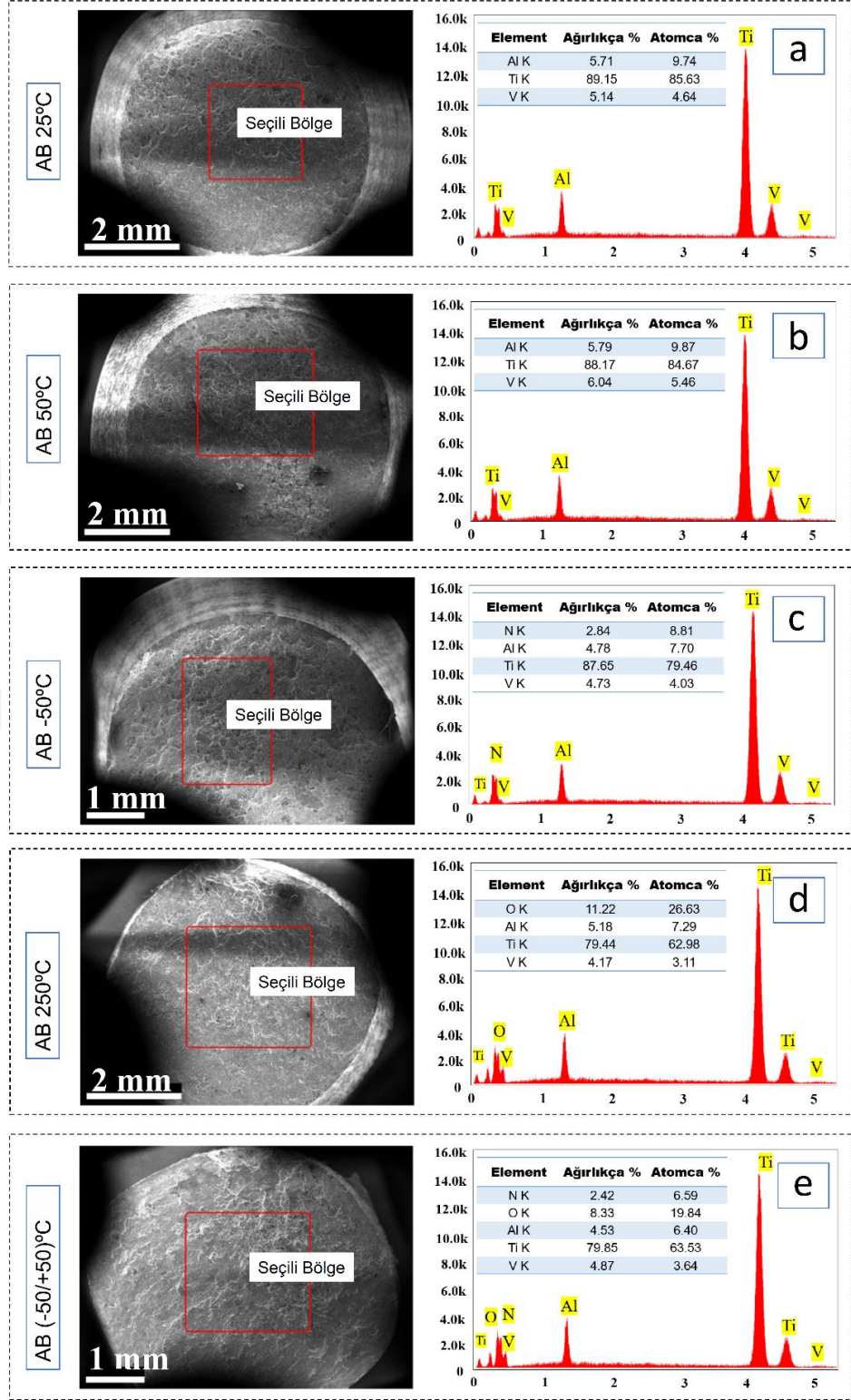
İçyapıda düzensiz olarak bulunan gevrek yapıları seramik fazlar, çatlakların daha kolay yayılmasına ve daha düşük çevrimlerde malzemeye zarar vermesine neden olmaktadır (Zhang et al. 2023). Şekil 4.13d, Şekil 4.14d ve Şekil 4.15d birlikte

değerlendirildiğinde, 250 °C'de gerçekleştirilen test ortamında oksidasyon ana çatlağın daha büyük olmasına ve ikincil çatlak oluşumuna neden olduğu görülmektedir. Literatürde yer alan titanyum alaşımı üzerine yapılan çalışmalarda oksijenin titanyumun güçlü katı çözelti güçlendirici olduğu ve yüksek sıcaklıklarda küçük miktarlarda (en az 100 wt ppm) içe doğru yüzey difüzyonunun sadece yüzeydeki sertliği artırmakla kalmayıp sünekliği de önemli ölçüde azalttığı ve gevrekleşmeye neden olduğu belirtilmektedir (Woodfield et al. 1988). Ayrıca oksijen difüzyonunun $\alpha+\beta$ faz yapısındaki Titanyum alaşımlarında ortam sıcaklığı ve süreye göre değişkenlik gösterdiği belirtilmiştir. Bu nedenle çok yüksek çevrimli yorulma testlerinde yani gerilme seviyesinin düşük çevrim sayısının çok yüksek olduğu durumlarda sıcaklık ve sürenin birlikte etkisi oksijenin matrise daha fazla difüze olmasına ve yüzey altında birikerek kırılma yüzey altı tabaka oluşumuna neden olmaktadır (Hardt et al. 1999; Satko et al. 2016; Tokaji 2006).

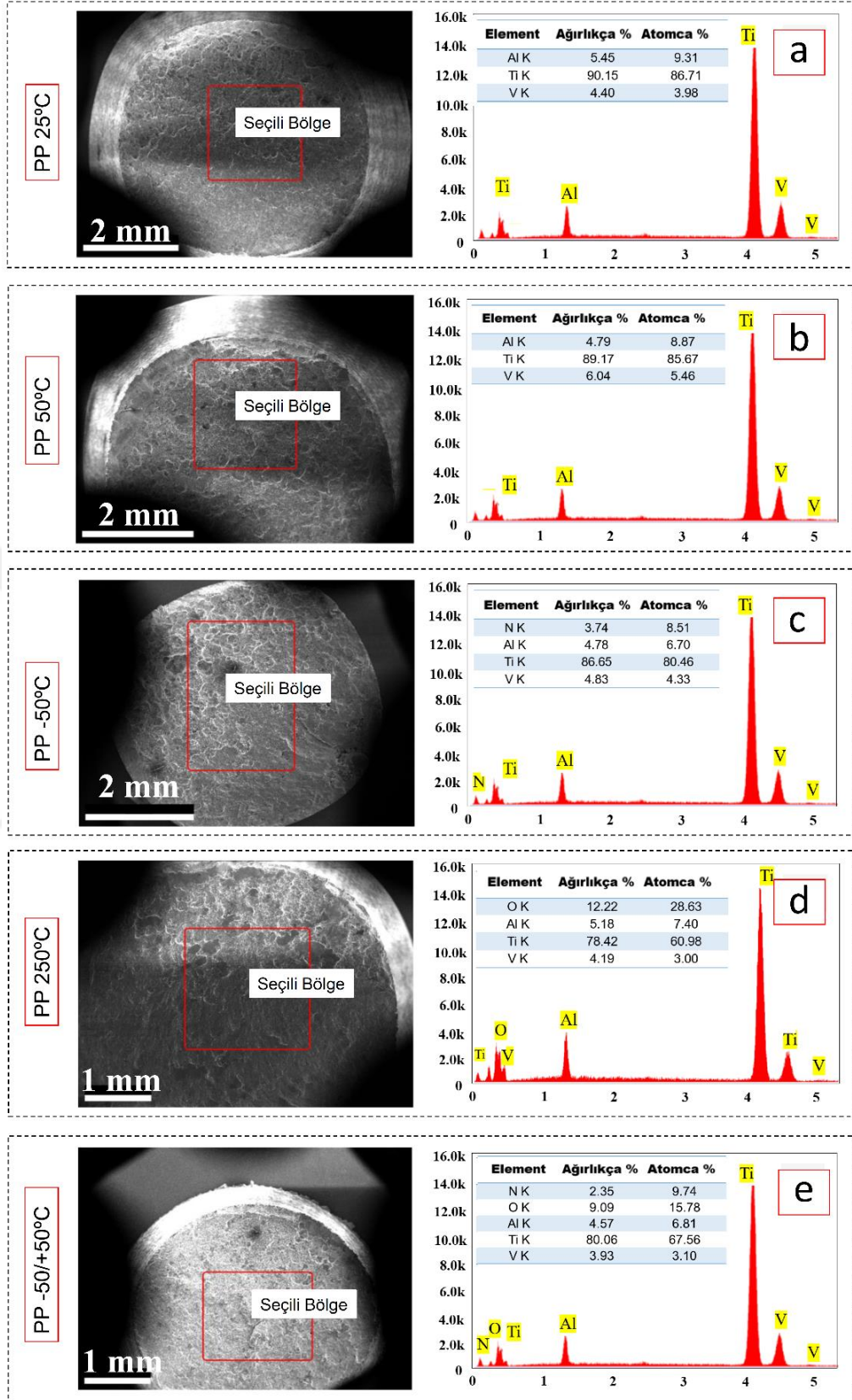
Şekil 4.16d, Şekil 4.17d ve Şekil 4.18d'de sırasıyla ağırlıkça %11,22, %12,22 ve %8,22 olarak görülen Oksijen miktarı Ti6Al4V'nin yüksek sıcaklıkta oksijen içerdiğini ve hasar mekanizmasının literatür ile benzer özellik gösterdiğini belirtmektedir. W-DLC kaplı numune grubu 250 °C sıcaklıkta daha yüksek yorulma ömrüne sahip olması EDS sonuçlarında işlemsiz ve ısıtılmış numunelere göre daha az miktarda oksijen içermesi ile ilgilidir. Ayrıca W-DLC tabakası bir bariyer görevi görerek yüksek sıcaklıkta oksijen atomlarının yapıya difüze olmasını engellemektedir. Bu sayede 250 °C'de W-DLC kaplı numuneler en yüksek yorulma dayanımına sahip olmaktadır. -50/+50 °C çevrimsel sıcaklık koşullarında test edilen işlemsiz ve ikincil işlemlili numunelerde, tekrarlı sıcaklık değişiminde hem soğuma hem de ısınma gerçekleştiği için nitrojen ve oksijen elementlerine bir arada rastlanmaktadır (Şekil 4.16e, Şekil 4.17e ve Şekil 4.18e).

Şekil 4.16e'de görüldüğü gibi bu iki metal olmayan elementin varlığından dolayı titanyumun ağırlık yüzdesi %88-89'dan %78-79'a azalmakta, kaplanmış numunelerde ise titanyumun ağırlık yüzdesi %78-79'dan %63-64'e düşmektedir. SLE ile üretimden kaynaklanan süreksizlikler ve mikro çatlaklar yorulma hasarının oluşmasına birlikte etki etmektedir. Sıcaklıktaki çevrimsel değişim, özellikle düşük çevrim sayılarında daha önemli termal gerilmeye, mikro yapıların daha şiddetli şekilde bozulmasına ve kırılmayla

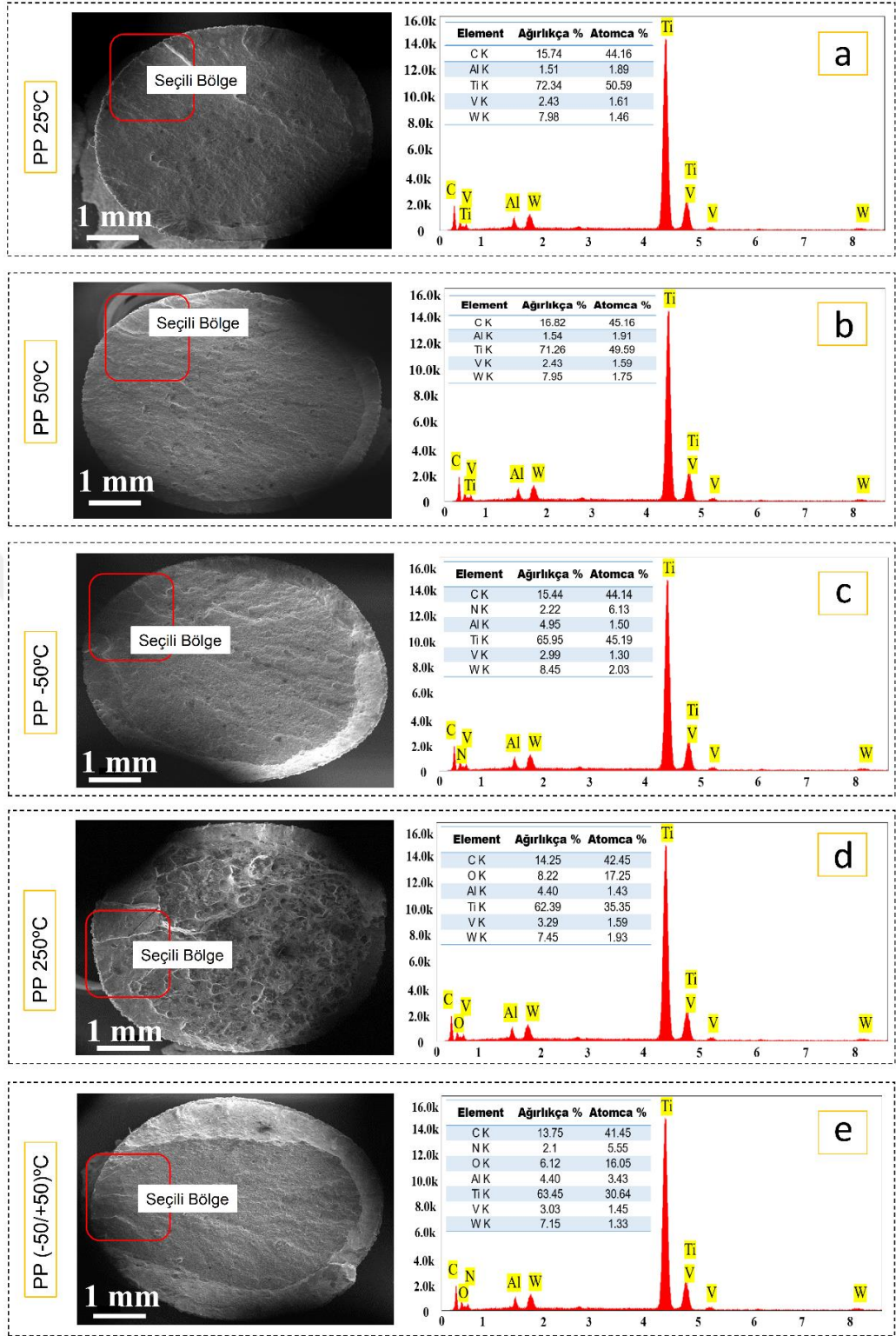
sonuçlanan hasara neden olmaktadır. SLE ile üretimden kaynaklanan süreksizlikler ve mikro çatlaklar yorulma hasarının oluşmasına birlikte etki etmektedir.



Şekil 4.16. İşlemsiz (As built-AB) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve EDS analizleri (a) AB/25°C, (b) AB/50°C, (c) AB/-50°C, (d) AB/250°C ve (e) AB/ -50/+50°C.



Şekil 4.17. Isıl işlem ve elektrokimyasal parlatma yapılan (Post process-PP) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve EDS analizleri (a) PP/25°C, (b) PP/50°C, (c) PP/-50°C, (d) PP/250°C ve (e) PP/ -50/+50°C.



Şekil 4.18. Isıl işlem ve W-DLC kaplama yapılan (Coating process-PP) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve EDS analizleri (a) CP/25°C, (b) CP/50°C, (c) CP/-50°C, (d) CP/250°C ve (e) CP/ -50/+50°C.

Sıcaklıktaki çevrimsel değişim, özellikle düşük çevrim sayılarında daha önemli termal gerilmeye, mikro yapıların daha şiddetli şekilde bozulmasına ve kırılmayla

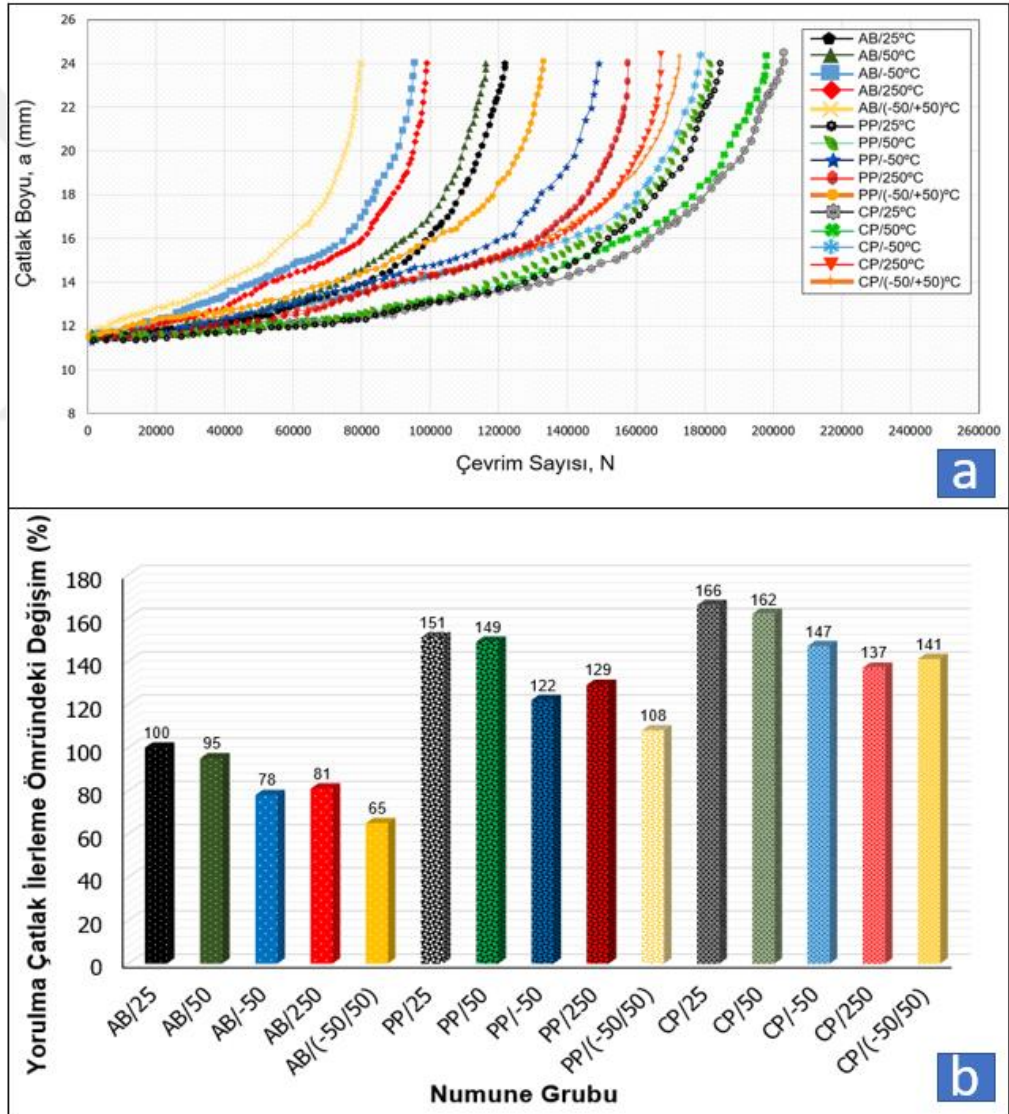
sonuçlanan hasara neden olmaktadır. Bu reaksiyonlara bağlı olarak işlemsiz, ikincil işlemleri ve kaplama uygulanan numunelerde en düşük yorulma ömür değerleri 250 °C ve çevrimsel sıcaklıkta gerçekleştirilen testlerde görülmektedir.

Şekil 4.18’de yer alan EDS sonuçları incelendiğinde tungsten katkılı elmas benzeri karbon kaplamasının varlığı figür içinde yer alan tablolardaki tungsten ve karbon elementlerinin varlığı ile görülmektedir. Literatürde yer alan çalışmalarda DLC kaplama 200-300 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda yüksek sürtünme katsayısı ve yapışma gösterdiğinden tungsten katkısı ile yüksek sıcaklıktaki yorulma performansının artması amaçlanmaktadır (Banerji et al. 2014). S-N eğrisi grafikleri (Şekil 4.9) ve Şekil 4.15’deki kaplı numunelerin kırılma yüzeyleri bir arada incelendiğinde tungsten katkısının yüzeydeki çatlak başlangıcını geciktirdiği, 25 °C, 50 °C sıcaklıklara ek olarak 250 °C ve -50/+50 °C çevrimsel sıcaklık koşullarında da oksijen difüzyonunu engelleyerek çatlak ilerlemesini engellediği görülmektedir. XRD, XPS ve Raman analizlerinde görülen nanokristalin WC içeren amorf karbon matrisi yüzey sertliğini artırmakta ve Ti6Al4V’nin yorulma ömrünün iyileşmesine olumlu katkı sağlamaktadır. Şekil 4.18’de yer alan EDS sonuçlarına göre yapıda ağırlıkça yaklaşık %13-17 karbon ve %7-9 tungsten-W içeriği görülmektedir. İşlemsiz ve ikincil işlemleri numunelerle kıyaslandığında bu iki metalin oluşturduğu tabaka tüm sıcaklık koşullarında yorulma ömrünün iyileşmesine neden olmaktadır. Ayrıca kaplama uygulanan numune grubunda hem 250 °C hem de -50/+50 °C çevrimsel sıcaklık koşullarında oksijen miktarındaki azalma bu durumu desteklemektedir.

3.7. Yorulma Çatlak İlerlemesi Analizleri

SLE yöntemiyle üretilen işlemsiz, ikincil işlemleri ve W-DLC kaplı Ti6Al4V malzemelerin sabit genlikli yorulma test koşullarında çatlak ilerleme eğrileri (a, çatlak boyu-N, çevrim sayısı) Şekil 4.19a’da verilirken, Şekil 4.19b’de tüm numune grupları için yorulma çatlak ilerleme ömründeki değişim yüzdelik olarak verilmiştir. Şekil 4.19b’de 25°C’de yorulma testi gerçekleştirilen işlemsiz numunenin yorulma çatlak ilerlemesi ömür değeri Şekil 4.19a’dan 122.000 alınmış ve bu değer %100 kabul edilerek ortam sıcaklığının, ısıtılma işlem+elektrokimyasal parlatmanın ve ısıtılma işlem+kaplama işlemlerinin yorulma dayanım değerine yüzdelik etkisi açıklanmıştır. Örneğin Şekil 4.19b

incelendiğinde işlemsiz numune grubunda test sıcaklığı 25 °C’den 250 °C’ye geçtiğinde yorulma çatlak ilerleme ömrünün %19 azaldığı görülmektedir. İkincil işlemlili numune grubunda test sıcaklığı 25 °C’den 250 °C’ye geçtiğinde yorulma çatlak ilerleme ömrünün %15 azaldığı görülmektedir. Isıl işlem ve kaplama uygulanan numune grubunda ise test sıcaklığı 25 °C’den 250 °C’ye geçtiğinde yorulma çatlak ilerleme ömrünün %18 azaldığı görülmektedir. Bu sonuçlara göre ısıtıl işlem ve elektrokimyasal parlatma işlemsiz numuneye kıyasla ikincil işlemlili numunenin yüksek sıcaklıktaki yorulma ömründeki azalmayı sınırlandırmıştır. W-DLC kaplama çatlak ilerleme ömrünü iyileştirse de yüksek sıcaklıkta diğer test sıcaklıklarına göre en düşük performans sağlamıştır.



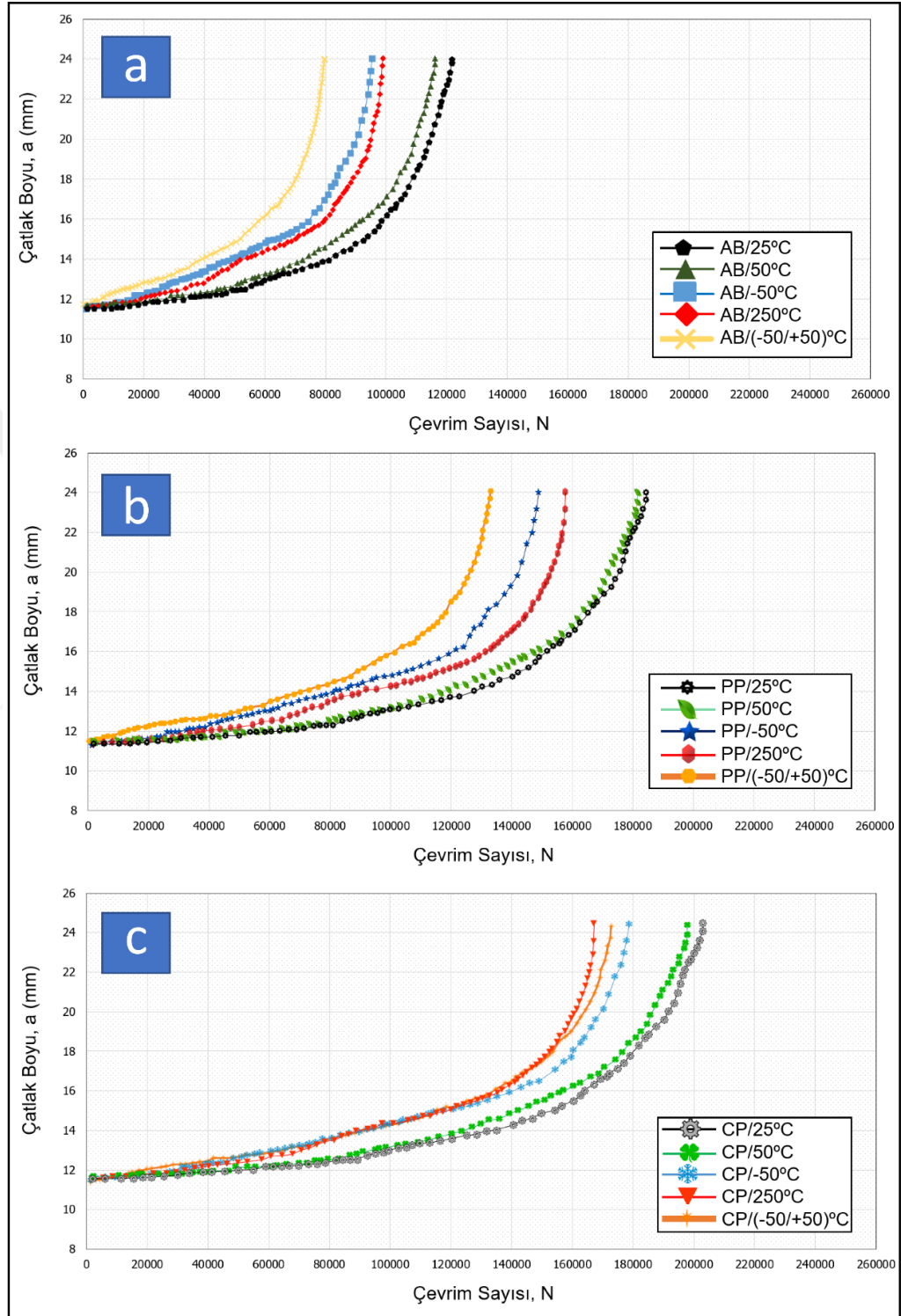
Şekil 4.19. (a)SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, ikincil işlemlili ve DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki yorulma çatlak ilerleme eğrileri, (b) Tüm numune gruplarının yorulma çatlak ilerleme ömründeki değişim.

Şekil 4.20a’da işlemsiz numuneye ait farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen test sonuçlarına ait veriler sunulurken, Şekil 4.20b’de ikincil işlemliler, Şekil 4.20c’de kaplama uygulanan numunelere ait grafik sonuçları sunulmuştur.

İşlemsiz numuneler için oda sıcaklığında 25 °C’de gerçekleştirilen testlerde yorulma çatlak ilerleme ömrü yaklaşık 122.000 çevrim iken, ortam sıcaklığındaki değişim ile birlikte sırasıyla 50 °C’de 118.000, 250 °C 100.000, -50 °C 92.000 ve -50/50 °C çevrimsel sıcaklık koşullarında 80.000 çevrim değerlerindedir (Şekil 4.20a). Şekil 4.19 incelendiğinde 25 °C ve 50 °C’ lik ortam sıcaklıklarında malzemenin yorulma ömrü çevrim sayılarında önemli seviyede değişim olmazken, oda sıcaklığına göre 250 °C’de gerçekleştirilen yüksek sıcaklıktaki test koşulları işlemsiz Ti6Al4V’nin yorulma ömründe yaklaşık %25’lik bir azalmaya neden olmuştur. 50 °C (düşük sıcaklık) ortamında gerçekleştirilen test koşullarında ise bu azalma yaklaşık %24 seviyesindedir. Test ortam sıcaklıklarındaki bu farklılık malzemenin yorulma ömrünü doğrudan etkilemektedir. Bu durum sıcaklık değişiminin neden olduğu termal genleşme ve büzülme mekanizmalarına sebep olur. Hem sıcaklıktaki değişim hem de tekrarlı olarak uygulanan gerilmeler malzemenin daha kısa sürelerde hasara uğramasında etkilidir (Jiao et al. 2017; Xu et al. 2021). Yüksek veya düşük sıcaklıklarda malzemelerin mekanik özellikleri değişmektedir ve malzemeler genel olarak kırılmaya karşı daha hassas olmaktadır. Çünkü yüksek sıcaklıklarda atomların termal enerjisi artmakta ve bu da daha kolay dislokasyon hareketine çatlak oluşumuna neden olmaktadır (Sajedi et al. 2020). Ayrıca yüksek sıcaklıklarda malzemelerin viskoz hale gelmesine ve gerilme altında sürekli deformasyona neden olan sürünme hasarı oluşumuna neden olarak yorulma ömrünü azaltmaktadır.

Çevrimsel sıcaklıkta testlerin gerçekleştiği ortamda ise yorulma ömründeki azalma yaklaşık %35 civarındadır. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda malzemeler daha kolay oksidatif reaksiyonlar gerçekleştirir ve korozyona uğrayabilir. Bu durumda da tekrarlı yüklerle beraber malzemede daha kolay dislokasyon hareketi, sürünme ve korozyon mekanizmaları bir arada etkili olarak yüksek sıcaklıklardaki malzemelerin daha kısa sürelerde hasara uğramasına sebep olarak yorulma ömrünü azaltmaktadır. Düşük sıcaklıklarda ise malzemede yer alan atomların termal enerjisi azalacağından dislokasyon hareketi zorlaşır ve malzeme daha gevrek davranır. Bu durumda malzemenin plastik

deformasyon kabiliyeti azalacağından malzeme ani ve hızlı şekilde gerçekleşen beklenmeyen kırılmalar sonucu hasara uğrar (Bhaduri 2018).



Şekil 4.20. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin a) işlemsiz, b) ikincil işlemli ve c) DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki yorulma çatlak ilerleme eğrileri.

Genel olarak düşük sıcaklıklarda akma dayanımı bir miktar artarken malzemenin tokluk kabiliyeti azalır. Tokluk kabiliyetindeki azalma düşük ortam sıcaklığında (-50 °C) oluşan çatlakın daha hızlı şekilde büyümesine ve ilerlemesine neden olur. Bu da malzemenin daha kısa sürelerde ve daha az enerji absorbe ederek hasara uğramasına neden olur (Salehnasab et al. 2021).

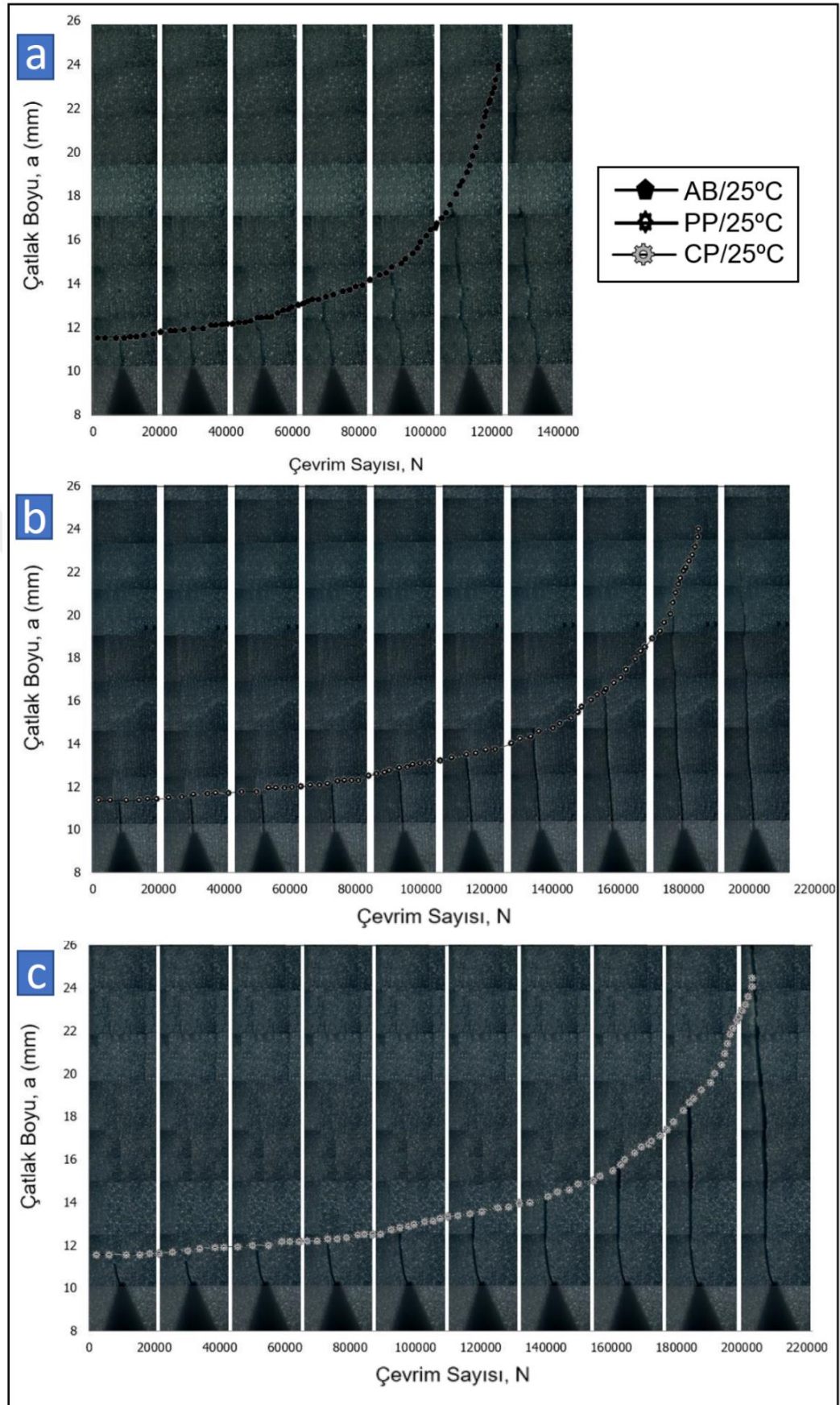
Şekil 4.20b’de sunulan grafik sonuçlarına göre parlatma ve ısıtma işlemi sonucunda tüm test ortam koşullarına ait sonuçlarda işlemsiz numunelere göre yorulma ömründe artış görülmüştür. İkincil işlemlerle Ti6Al4V 25 °C’lik test sıcaklığında yaklaşık 182.000 çevrimde, 50 °C’lik test sıcaklığında yaklaşık 181.000 çevrimde, 250 °C’de yaklaşık 160.000 çevrimde, -50 °C’lik düşük sıcaklıkta yaklaşık 150.000 çevrimde ve -50/+50 °C çevrimsel test koşullarında ise yaklaşık 136.000 çevrim sonucunda hasara uğramıştır. Şekil 4.20a ve 4.20b de yer alan sonuçlar kıyaslandığında ikincil işlemler sonucu tüm test sıcaklığı koşullarında Ti6Al4V’nin yorulma çatlak ilerleme ömründe önemli seviyede artış görülmüştür. 25 °C’lik sıcaklık farkının malzemenin yorulma ömrüne etkisinin sınırlı seviyede olduğu görülmüştür. Isıtma işlemli numunelerde 250 °C ve -50 °C’lik ortam sıcaklıklarında gerçekleştirilen testlerde elde edilen sonuçlara göre 25 °C’lik sıcaklıktan yaklaşık %10-15 daha düşük çevrim sonucu kırılma gerçekleşmiştir. Bu da parlatma ve ısıtma işleminin malzemenin yorulma ömrünü iyileştirmesine ek olarak farklı ortam sıcaklıklarından daha düşük seviyelerde etkilenmesini sağlamıştır. Bu durum önceki dönem elde edilen çekme test sonuçları ile de uyumluluk göstermektedir. Çünkü işlemlerli numunelerin akma dayanımları ısıtma işlemi ve parlatma sonucu düşse de boyca uzamalarının daha iyi olmasına yani tokluk kabiliyetlerinin artmasına neden olmuştur. Testler sonucunda hem işlemsiz hem de ısıtma işlemli numunelerde -50/+50 çevrimsel ortam sıcaklık koşullarında malzemenin yorulma ömür değerleri en düşük seviyelerde ölçülmüştür. İkincil işlemler sonucu yorulma ömründe yaklaşık %55 seviyesinde artış sağlanmış ve ısıtma işlemli numune işlemsiz numunenin oda sıcaklığındaki yorulma ömrünü de geçmiştir.

Şekil 4.20c’de sunulan grafik sonuçlarına göre ısıtma işlemi ve W-DLC kaplama sonucunda tüm test ortam koşullarına ait sonuçlarda işlemsiz ve ikincil işlemlerli numunelere göre yorulma ömründe artış görülmüştür. DLC kaplama uygulanan Ti6Al4V 25 °C’lik test sıcaklığında yaklaşık 202.500 çevrimde, 50 °C’lik test sıcaklığında yaklaşık 199.000 çevrimde, 250 °C’de yaklaşık 164.000 çevrimde, -50 °C’lik düşük sıcaklıkta

yaklaşık 166.000 çevrimde ve -50/+50 °C çevrimsel test koşullarında ise yaklaşık 162.000 çevrim sonucunda hasara uğramıştır. Şekil 4.20b, 4.20c de yer alan sonuçlar kıyaslandığında ısıtılma sonucu tüm test sıcaklığı koşullarında Ti6Al4V'nin yorulma çatlak ilerleme ömründe yaklaşık %9-11 oranında artış görülmüştür. Literatürde yer alan çalışmalarda DLC kaplamanın yorulma ömrünü hep stress life hem de kırılma mekanizması ile gerçekleştirilen test yöntemlerinde iyileştirdiği görülmektedir (Baragetti et al. 2009; Du et al. 2014; Yetim et al. 2023).

DLC filmin sahip olduğu sertlik ve yüzeyde bası artık gerilmeleri oluşturmaları yorulma ömründeki artışın nedenidir. DLC film şekil değişim mekanizmasını yani çatlak oluşumu ve ilerlemesini dislokasyon hareketini sınırlandırarak malzemenin daha yüksek çevrim sayılarından sonra hasara uğramasını sağlar. Bu sayede de çatlaklı malzemelerin de yorulma ömrünü artırmaktadır. İşlemsiz ve ısıtılmalı numunelerde çevrimsel test koşulları en düşük çatlak ilerleme ömrüne neden olmasına rağmen DLC kaplama yapılan numunelerde ise en düşük çatlak ilerleme ömrü 250 °C'de gerçekleştirilen test koşullarında gerçekleşmektedir. S-N eğrisi testleri sonucunda da görülen bu durum DLC kaplamanın 25 °C, 50 °C, -50 °C ve -50/+50 °C test koşullarında termal olarak stabil kaldığını belirtmektedir. Yani yapıdaki karbon atomlarının düzenlenmesinde veya hibritasyonunda önemli bir değişiklik meydana gelmemektedir. Ancak 250 °C sıcaklıktaki testlerde nispeten daha düşük çatlak ilerleme ömrü sergilemesi literatüre göre yüksek sıcaklıkta oksidatif reaksiyonların daha kolay gerçekleşmesi, kaplama ile alt tabaka arasındaki gerilmeler ile delaminasyon ayrılmaları ile açıklanmaktadır (Baragetti et al. 2009; Du et al. 2014; Kumar et al. 2010; Sundaram 2006).

Bu hasar mekanizmalarının varlığı veya başka hasar mekanizmaları kırılma yüzeylerine ait incelemeler sonucu değerlendirilmektedir. 25 °C'de gerçekleştirilen test koşullarında işlemsiz (Şekil 4.21a), ikincil işlemsiz (Şekil 4.21b) ve kaplama yapılan (Şekil 4.21c) CT test numunelerinin yorulma çatlak ilerlemesi esnasındaki görüntüleri Şekil 4.21'de verilmektedir. İşlemsiz numuneye uygulanan DLC kaplamalı ikili prosesler literatürde yer alan çalışmalarda da incelenmiştir (Kovacı et al. 2018; Morita et al. 2012; Padhy et al. 2011). Bu çalışmalarda DLC kaplama sonucu elde edilen sert tabakaların ve artık gerilmelerin malzemelerin yorulma ömrünü iyileştirdiği belirtilmektedir.

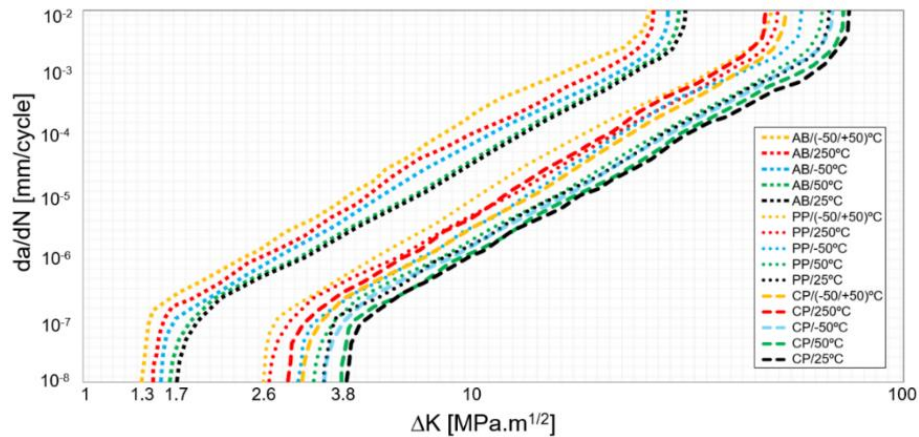


Şekil 4.21. Ti6Al4V'nin a) işlemsiz, b) ikincil işlemlili ve c) DLC kaplamalı numunelerinin 25 °C sıcaklıktaki yorulma çatlak ilerleme görüntüsü.

Yorulma çatlak ılerlemesi uygulamasında da bu etkiler vardır. Bu çalışmada da ısııl işlemle sağlanan i yapıdaki iyileşmeler DLC tabakası ile ikili etki yaparak çatlak ılerlemesinin gecikmesini sağlamıştır. şekil 4.21a incelendiğinde işlemsiz numunede n çatlak oluşumundan sonra çatlağın 40.000 çevrimden sonra çok hızlı şekilde ılerlediği görülmektedir. 100.000 çevrimde çatlak boyu 17 mm iken 140.000 çevrimde 9 mm artarak 26 mm'ye ulaştığı görülmektedir. Ayrıca atlak ılerleme karakteristiği tekdüze düz bir görünüm yerine girinti çıkıntılıdır. Bu durum eklemeli üretimden kaynaklı hatalı, boşluklu, süreksiz bölgelerin farklı doğrultuda olsa da çatlak ılerlemesi için daha engelsiz bölgeler olduğunu ve bu kısımlardan çatlağın ılerlemesini kolaylaştırdığını göstermektedir.

İkincil işlemli ve DLC kaplanmış numunelerde n çatlak oluşumundan sonra kararlı çatlak ılerleme bölgesi daha uzundur. İkincil işlemli numunede 160.000 çevrimden sonra çatlak ılerleme hızı artarken DLC kaplı numunede bu değer 180.000 çevrimde görülmektedir. DLC kaplamanın sağladığı %10 civarındaki iyileşme çevrim sayılarındaki değerlerle de uyurılmaktadır. Ayrıca DLC kaplama n çatlağın 80.000 çevrime kadar önemli ölçüde ılerlemeden stabil kalmasını sağlamaktadır.

Çatlak ılerleme hızını daha detaylı belirlemek ve ılerlemeyi gerilme şiddet faktörü ile ilişkili olarak açıklamak amacıyla işlemsiz, ikincil işlemli ve DLC kaplı numunelerin tüm yorulma test ortamı koşullarına ait da/dN - ΔK (Paris-Erdoğan) eğrileri şekil 4.22'de birlikte verilirken, şekil 4.23'de ise işlemsiz (şekil 4.23a), ikincil işlemli (şekil 4.23b) ve kaplamalı (şekil 4.23c) numunelerin farklı sıcaklıklardaki grafikleri verilmektedir.



şekil 4.22. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, ikincil işlemli ve DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki da/dN - ΔK eğrileri.

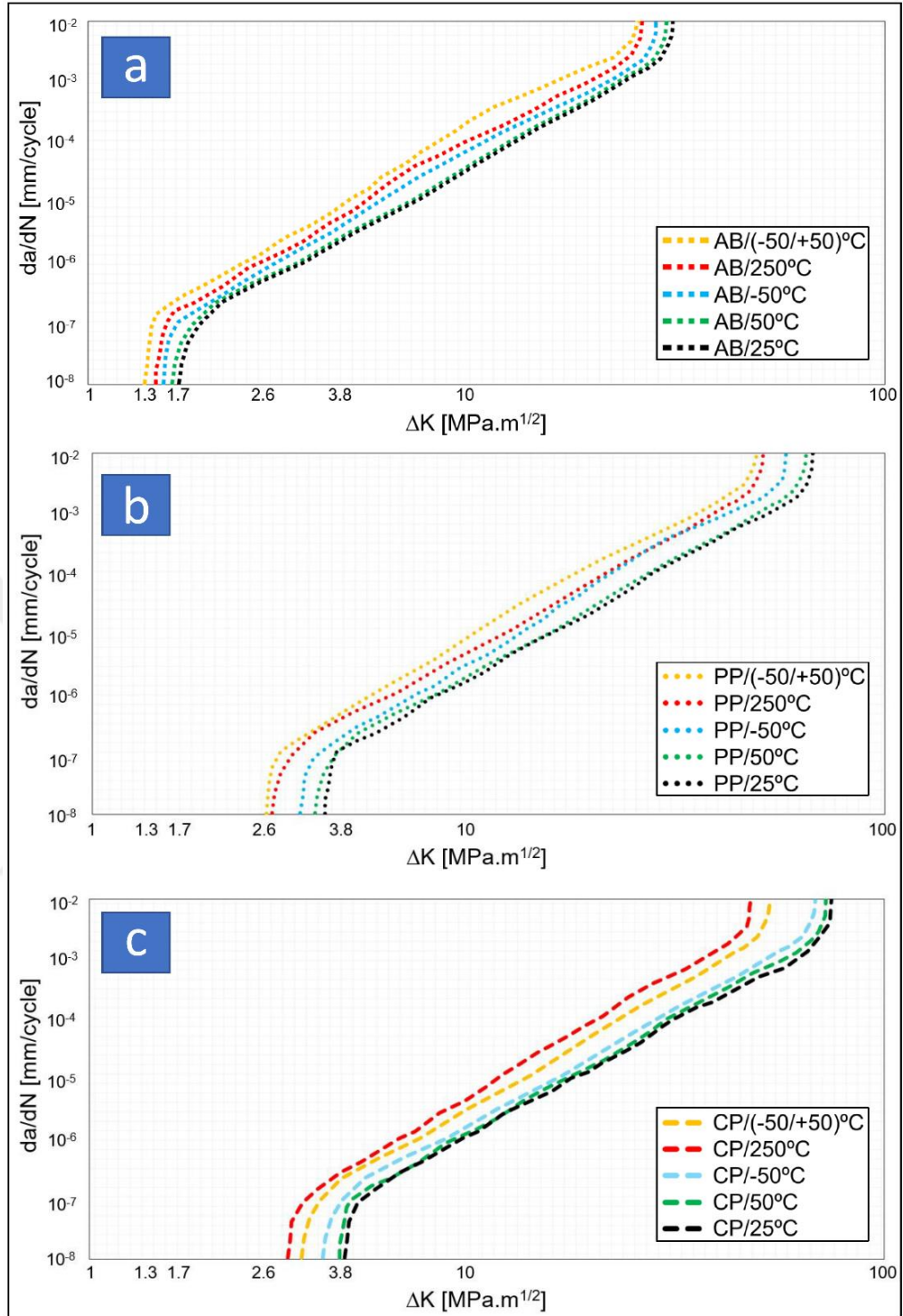
Literatürde geleneksel yöntemlerle imal edilen Ti6Al4V alaşımının $\Delta K_{\text{threshold}}$ (Gerilme şiddet faktörü eşik değeri) $4 \text{ MPa.m}^{1/2}$ seviyesindedir (Marci 2000). İşlemsiz numunelerde en yüksek $\Delta K_{\text{threshold}}$ değeri $1,7 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ile $25 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ortam sıcaklığında iken en düşük $\Delta K_{\text{threshold}}$ değeri $1,3 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ile $-50/+50 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'lik çevrimsel sıcaklığa sahip ortamda olduğu görülmektedir. $50 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'lik test ortam sıcaklığı en yüksek ikinci $\Delta K_{\text{threshold}}$ değerine sahip olurken $-50 \text{ }^{\circ}\text{C}$ üçüncü, $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ dördüncü sıradadır.

Testin gerçekleştiği ortam sıcaklığındaki değişim SLE ile imal edilen Ti6Al4V'nin çatlak ilerleme hızını %10-20 arasında azalmasına neden olmaktadır. Isıl işlem ve elektrokimyasal parlatma prosesi ile $\Delta K_{\text{threshold}}$ değeri tüm test ortamı koşullarında yaklaşık iki kat artmıştır. Ancak yine düşük eşik değer çevrimsel sıcaklıkta gerçekleştirilen testte görülürken ($\Delta K_{\text{threshold}}=2,6$), en yüksek değer $3,3$ $25 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de testin gerçekleştiği ortamdır.

DLC kaplama işleminden sonra ise gerilme şiddet faktörü eşik değerindeki artış daha sınırlı seviyede olsa da geleneksel yöntemle imal edilen Ti6Al4V'nin 4 olan değerine oldukça yakın çıkmıştır. DLC kaplama $25 \text{ }^{\circ}\text{C}$ test sıcaklığında yaklaşık %15 seviyesinde iyileştirme sağlamaktadır ve $\Delta K_{\text{threshold}}$ değeri $3,8$ seviyesindedir. Ayrıca DLC kaplama sonrası $25 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $50 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ortam sıcaklığının değerleri birbirine oldukça yakın seviyede çıkmakta ve kaplama sıcaklık değişiminin etkisini minimum seviyeye indirmektedir. DLC kaplı numuneler arasında en düşük değer $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de testin gerçekleştiği sıcaklıkta görülmektedir.

Elde edilen sonuçlar hem literatür ile hem de S-N eğrisi ve yorulma çatlak ilerleme eğrisi sonuçları ile örtüşmektedir (Leuders et al. 2013). Şekil 4.23 incelendiğinde ikincil işlem ve kaplama prosesleriyle Ti6Al4V'nin Gerilme şiddet faktörü eşik değerinin sağa kaydığı dolayısıyla arttığı görülmektedir.

Isıl işlem sonucu meydana gelen faz dönüşümü Ti6Al4V'nin tokluğunu artırmaktadır ve mikro yapının bu sayede çatlak başlangıcına ve çatlak ilerlemesine karşı daha dirençli olmasını sağlamaktadır. α' iğnemi martenzitik faz yerine oluşan $\alpha+\beta$ fazı çevrimsel yükler altında daha iyi çatlak direnci sergilemektedir. Ayrıca W-DLC kaplama tabakası ise termal ve çevrimsel yüklemelere karşı bariyer özellik sergileyerek çatlak ilerleme direncine katkı değer katkı sunmuştur.



Şekil 4.23. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin işlemsiz, ikincil işlemli ve DLC kaplamalı numunelerinin farklı ortam sıcaklıklarındaki da/dN-ΔK eğrileri.

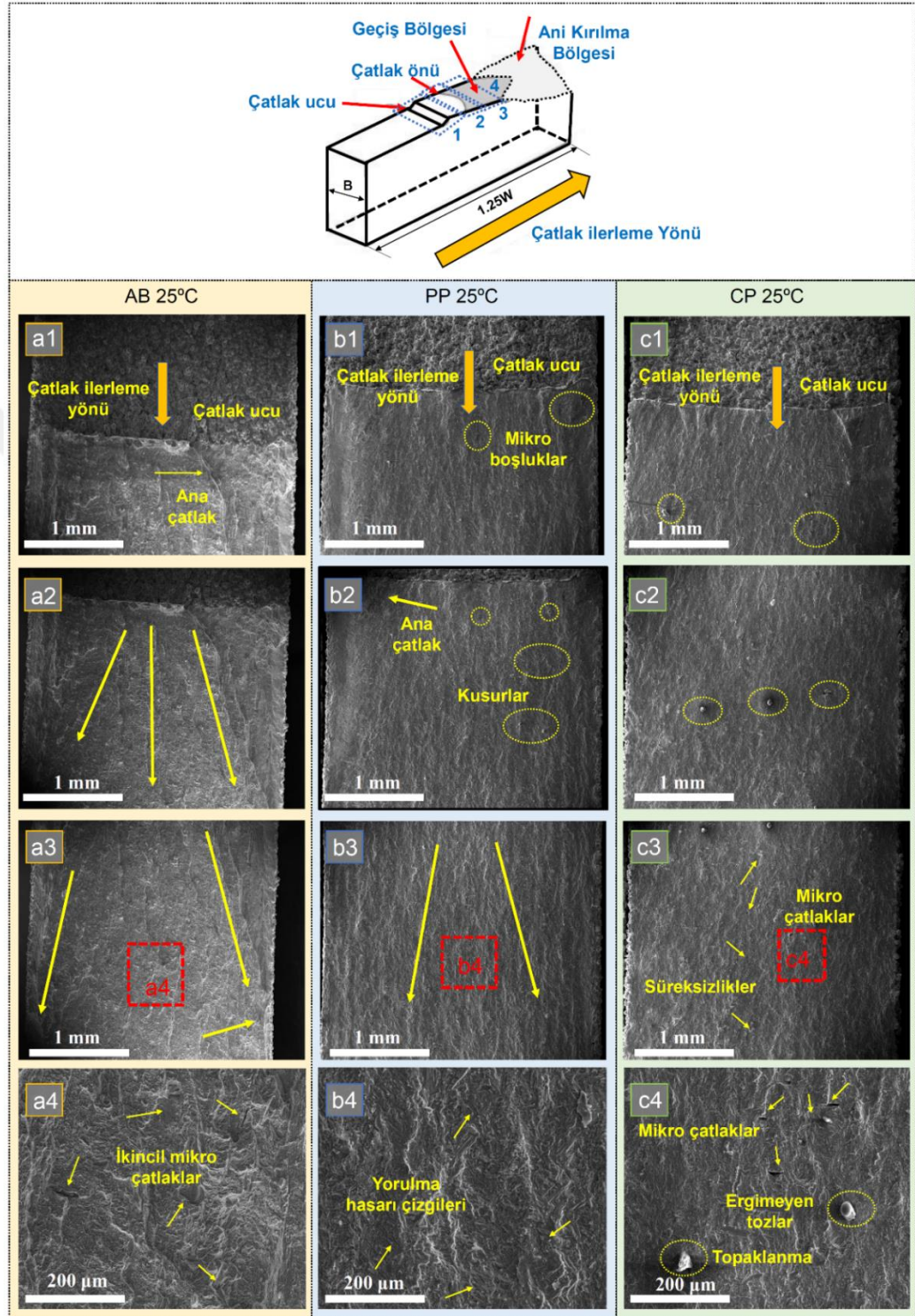
3.8. Yorulma Çatlak İlerleme Testlerine Ait Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi

SLE ile üretilen ve ardından farklı ortam sıcaklıklarında yorulma çatlak ilerleme testi gerçekleştirilen numunelere ait kırılma yüzeylerinin kırılma morfolojileri SEM

incelenmiştir. SLE ile üretilen işlemsiz, ikincil işlemlili ve W-DLC kaplı numunelere ait kırılma yüzeyleri aynı sıcakta gerçekleştirilen test sonuçlarına göre gruplanmıştır. Şekil 4.24'de 25 °C'de, Şekil 4.25'de 50 °C'de, Şekil 4.26'de -50 °C'de, Şekil 4.27'de -50/+50 °C'de ve Şekil 4.28'de ise 250 °C test ortam koşulunda elde edilen kırılma yüzey görüntüleri sunulmuştur. Şekil 4.24, 25, 26, 27 ve 28'de ilgili test sıcaklığına ait görseller 3 bölgeye ayrılarak çatlak ilerleme davranışının ilgili sıcaklıktaki işlemsiz, ikincil işlemlili ve W-DLC kaplanmış numunelerde nasıl gerçekleştiği açıklanmaktadır. Kırılma yüzeylerinde 3 bölgeden ilki çatlak ucu ya da çatlak başlangıç bölgesini, ikincisi çatlak ilerleme bölgesini, üçüncüsü trans geçiş bölgesini ifade etmektedir. Ayrıca her görselde kırılma tipinin daha detaylı açıklanması amacıyla dördüncü bir detay görüntüsü verilmiştir.

Şekil 4.24a1, 4.24a2 ve 4.24a3 incelendiğinde 25 °C'de gerçekleştirilen test sonucunda işlemsiz numunede gevrek kırılma mekanizmasının etkili olduğu, ana çatlakların yüzeyden başladığı ve açılmal yönlerle numunenin kenarlarına doğru ilerlediği görülmektedir. Ayrıca oluşan bu çatlakların düzlemler arasında fark makroskobik seviyededir. Şekil 4.24a4 incelendiğinde ise işlemsiz numunedeki ana çatlakla ek olarak iç yapıdaki süreksizliklerin ikincil mikro çatlakla neden olduğu görülmektedir. Hem makro hem de mikro seviyedeki çatlak oluşumları 25 °C'de testi gerçekleştirilen numune grupları arasında işlemsiz numunenin en düşük çatlak ilerleme ömrüne sahip olduğunu göstermektedir. Şekil 4.24b1, 4.24b2 ve 4.24b3 incelendiğinde 25 °C'de testi gerçekleştirilen ikincil işlemlili numunede ana çatlak boyunun ve derinliğinin işlemsiz numuneye kıyasla daha düşük olduğu görülmektedir. Bu değişim ısısal işlem sonucu elde edilen $\alpha+\beta$ faz yapısı ile ilgilidir. Numune ısısal işlem sonucu daha tok olduğundan çatlak boyu ve derinliğinin daha kısa olmasını sağlamıştır. Çatlak boyunun küçük ve sınırlı olması kırılma yüzeyinin de daha düz ve daha az girinti çıkıntıya sahip olmasına neden olmaktadır. Kırılma hasarına ısısal işlem sonucu gerçekleşen faz dönüşümü ile geçmeye iç yapıdaki kusurlar neden olmaktadır. Şekil 4.24b4 incelendiğinde ise oluşan sıralı çizgilerin nehir izi ya da kumsal izi olarak adlandırılan ve yine gevrek kırılma tipinde görülen hasar görüntüleri görülmektedir (Dhansay et al. 2014). Şekil 4.24c1, 4.24c2 ve 4.24c3 incelendiğinde 25 °C'de testi gerçekleştirilen ısısal işlem ve kaplama prosesi uygulanan numunede belirgin bir ana çatlak görülmemektedir. İlgili SEM görüntüleri incelendiğinde DLC kaplama çatlak başlangıcın beklendiği kenarlarda bariyer tabaka

olarak çatlak oluşumunun yüzeyden başlamasını engellemektedir (Baragetti et al. 2009; Kovacı et al. 2016; Yetim et al. 2023).



Şekil 4.24. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin 25 °C'de testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b) ikincil işlemlili ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri

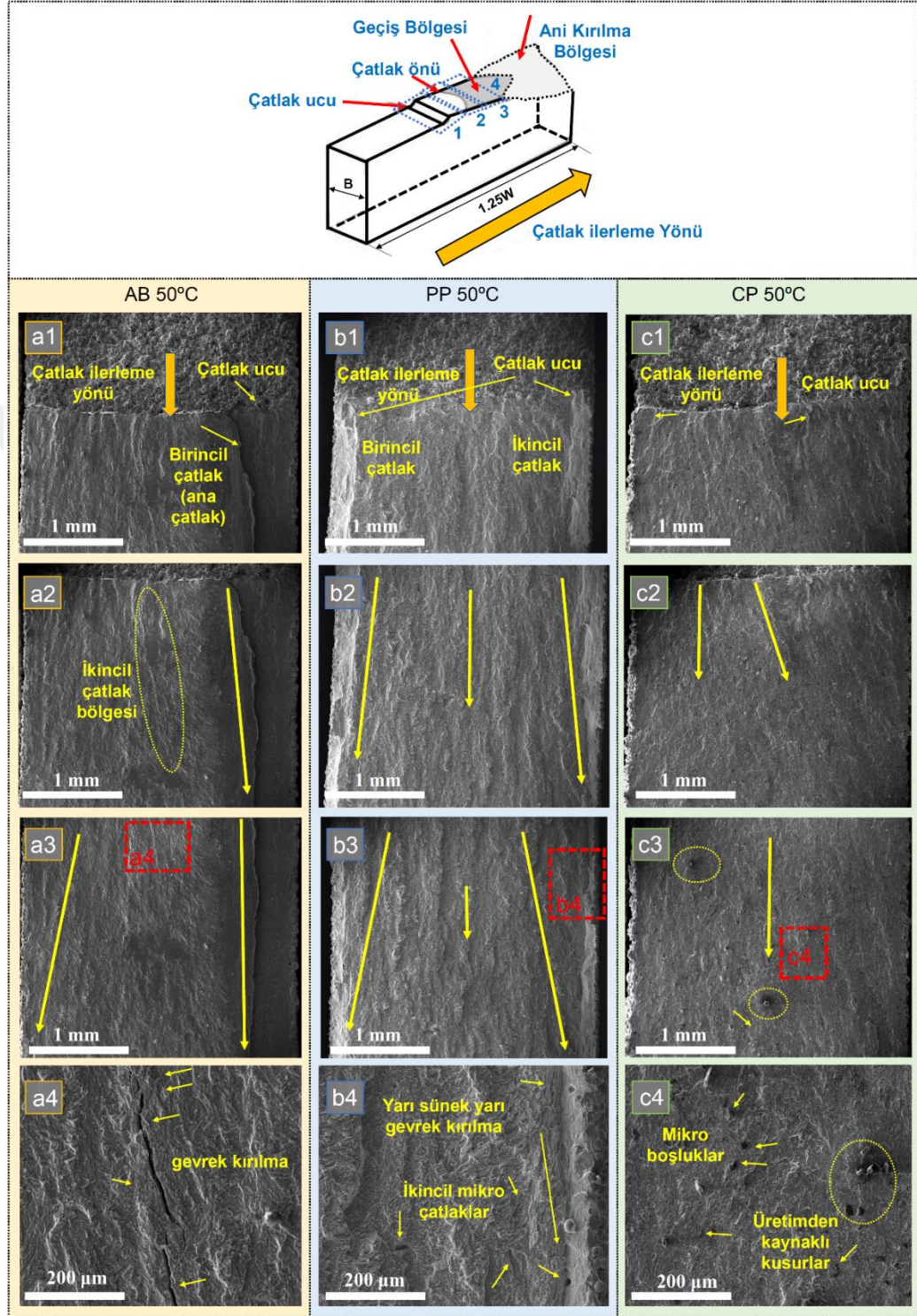
Ancak Şekil 4.24c2 ve 4.24c3’de görülen üretim esnasında sıkışan gazın neden olduğu dairesel gaz gözenekler mikro çatlak ya da çatlak oluşumu için çekirdek görevi görmektedir (Fotovvati et al. 2019; Rafi et al. 2013). Şekil 4.24c4’de görülen enerji eksikliği (füzyon eksikliği) sonucu yeterli ergimenin gerçekleşmemesi sonucu oluşan ergimemiş toz parçacıkları, lazer ışının ergitilen yüzeyi yeteri kadar ısılatamaması sonucu oluşan topaklanmalarda mikro çatlak oluşumuna neden olmaktadır. Bahsedilen tüm bu etkiler SLE ile üretim yönteminden kaynaklanan kusurlardır. Bu kusurlara rağmen DLC kaplama çatlak oluşumunu yüzeyden geciktirdiği ve engellediği için 25 °C’de testi gerçekleştirilen ısıtılma işlem ve DLC kaplı numune tüm test grupları arasında en iyi çatlak ilerleme direncine sahip numune olmaktadır.

Şekil 4.25a1, 4.25a2, 4.25a3 ve Şekil 4.25a4 incelendiğinde 50 °C’de gerçekleştirilen test sonucunda işlemsiz numunede 25 °C test sıcaklığına benzer şekilde gevrek kırılma mekanizmasının etkili olduğu, yine ana çatlakların yüzeyden başladığı ve daha dar açısal yönlerle numunenin kenarlarına doğru ilerlediği görülmektedir. Sıcaklıktaki artış sınırlı olsa da Şekil 4.25a2 ve 4.25a4’de görülen ikincil çatlak oluşumuna neden olmaktadır. Ana çatlakların derinliği ve miktarı az olsa da meydana gelen bu ikinci çatlak 25 °C ve 50 °C’de test edilen işlemsiz numuneler arasında 50 °C testi gerçekleştirilen numunenin daha düşük çatlak ilerleme direncine sahip olmasına neden olmaktadır. Şekil 4.25b1, 4.25b2 ve 4.25b3 incelendiğinde 50 °C’de testi gerçekleştirilen ikincil işlemlili numunede hem sağda hem de sol kenarda iki ana çatlak olduğunu görülmektedir.

İki çatlak olmasına rağmen çatlak boyları ve derinliği aynı sıcaklıkta testi gerçekleştirilen işlemsiz numuneye kıyasla daha düşük olduğu görülmektedir. İkincil işlem sonucunda içyapıdaki faz dönüşümü Ti6Al4V’nin mikro yapısının çatlak başlangıcına ve yayılmasına daha dirençli hale gelmesini sağladığından yorulma çatlak ilerleme direncini artırmaktadır (Cain et al. 2015). Şekil 4.25b4 incelendiğinde yarı sünek ve yarı gevrek kırılma mekanizmasının etkili olduğu görülmektedir. Şekil 4.25c1, 4.25c2 ve 4.25c3 incelendiğinde 50 °C’de testi gerçekleştirilen ısıtılma işlem ve kaplama prosesi uygulanan numunede 25 °C’de testi gerçekleştirilen kaplamalı numuneye benzer şekilde belirgin bir ana çatlak görülmemektedir. Kırılma yüzeyi aynı sıcaklıkta testi

4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

gerçekleştirilen işlemsiz ve ikincil işlemliyeye göre daha az girinti çıkıntılıdır. Bu da DLC kaplı numunenin daha fazla enerji absorbe ederek hasara uğradığını göstermektedir.



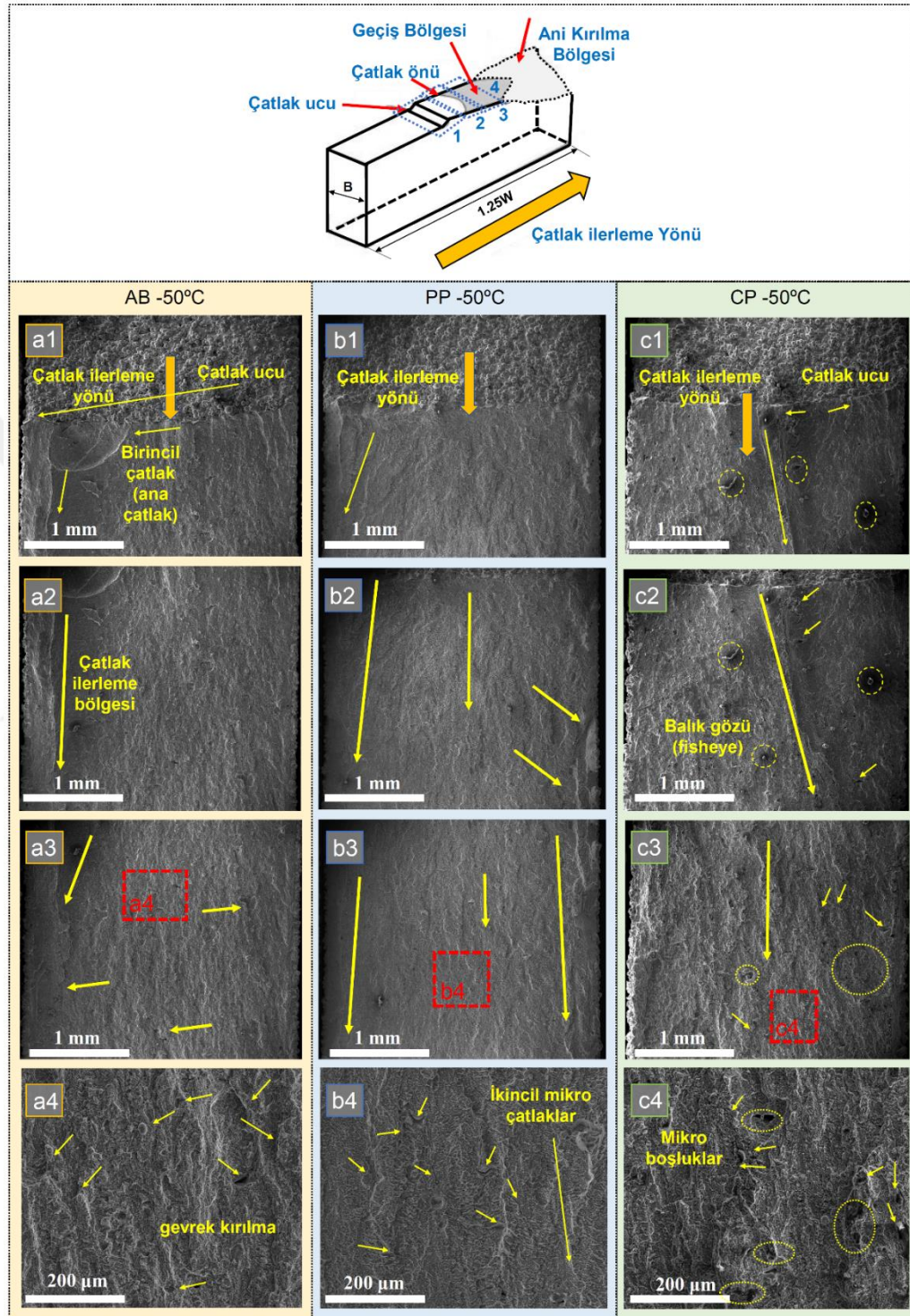
Şekil 4.25. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin 50 °C testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b) ikincil işlemliyeye ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.

Şekil 4.25c3 incelendiğinde yüzeydeki nokta benzeri çukurlarda sünek kırılma mekanizması ile ilgilidir. Ancak bu sıcaklıkta da temel çatlak başlangıcı ve çatlak ilerlemesi SLE ile üretimden kaynaklı kusurlar nedeniyle meydana gelmektedir. Üretim kaynaklı mikro boşluklar, gaz gözenekleri çatlak ilerlemesine neden olmaktadır. DLC kaplama yüzey ve yüzeye yakın bölgelerden çatlak oluşumunu geciktirici etki yapsa da üretim kaynaklı süreksizlikler çatlak oluşumu ve ilerlemesinde temel etken olmuştur.

Şekil 4.26a1, 4.26a2, 4.26a3 ve Şekil 4.26a4 incelendiğinde -50 °C’de gerçekleştirilen test sonucunda işlemsiz numunede gevrek kırılma mekanizmasının etkili olduğu görülmektedir. Ana çatlakların yüzeyden başladığı ve çatlak ağzının 25 °C ve 50 °C’de testi gerçekleştirilen işlemsiz numunelere kıyasla daha geniş ve derin olduğu numunenin kenarına doğru ilerlediği görülmektedir. Çatlak ağzının diğer iki sıcaklıktan farklı oluşu düşük sıcaklıkta Ti6Al4V’nin plastisite kabiliyetini yitirmesi ile ilgilidir. Çünkü sıcaklıktaki düşüş atomların termal enerjisinin azalmasına, bu da temel deformasyon mekanizması olan dislokasyon hareketinin zorlaşmasına neden olduğundan plastisite yeteneğini kısıtlayarak tekrarlı gerilmenin daha kolay çatlak oluşturmaya büyümesine neden olmaktadır (Li et al. 2024; Semenova et al. 2018). -50 °C test sıcaklığında çatlak ani ve hızlı şekilde ilerlediğinden Şekil 4.26a4’de görüldüğü üzere gevrek kırılma hasarı görülmektedir. Şekil 4.26b1, 4.26b2, 4.26b3 incelendiğinde ise ikincil işlem sonucu elde edilen yapı daha tok özellikte olup ana çatlak boyunu daha kısa ve daha az girinti çıkıntılı çatlak yüzeyi oluşumu sağlamaktadır. İkincil işlemlerli numune -50 °C sıcaklıkta ikincil mikro çatlaklar sonucu hasara uğramaktadır. İkincil mikro çatlaklar SLE ile üretim sonucu meydana gelen homojen olmayan üretim kusurları sonucu oluşmaktadır.

Bu kısımlarda düşük sıcaklıkla birlikte gerilmenin lokal olarak yoğunlaşmasına, yeni çatlaklar oluşumuna ve nihayetinde kırılma ile sonuçlanan hasarlara neden olmaktadır. Şekil 4.26c1, 4.26c2 ve 4.26c3 incelendiğinde -50 °C’de testi gerçekleştirilen ısıtılma işlem ve W-DLC kaplama prosesi uygulanan numunede belirgin bir ana çatlak yerine yüzeye yakın orta ve iç kısımlarda küçük çatlak oluşumları ile farklı hasar mekanizmalarının etkili olduğu görülmektedir. Şekil 4.26c2’de balıkgözü (fisheye) oluşumuna benzer yapıda çatlak oluşumu gerçekleşmektedir. Fisheye genel olarak orta kısımda küçük bir çekirdek bölgesinden dışa doğru yayılan birkaç halka veya dairesel

katmanlar halinde görülür (Bhaduri 2018; J. 1990). Bu katmanlar çatlak ilerledikçe büyüyen yorulma alanını göstermektedir.



Şekil 4.26. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin -50 °C testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b) ikincil işlemlili ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.

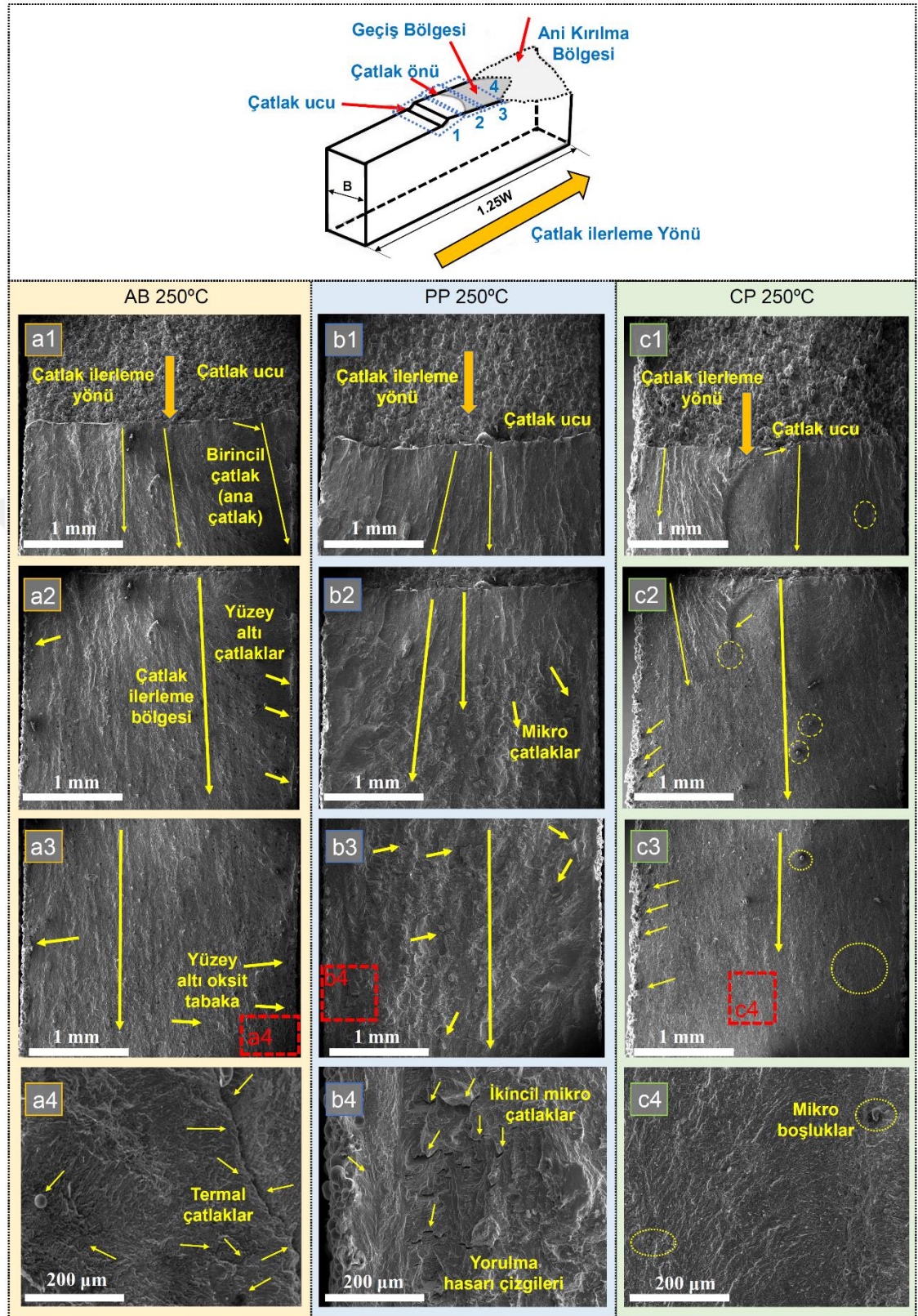
Fisheye oluşumunun temel sebebi çatlağın ilgili SEM fotoğraflarından da görüldüğü üzere çatlağın yüzeyde değil, malzemenin iç kısmında, yani yüzeyin altında başlamasıdır. İşlemsiz numunelerde genel olarak çatlak gerilme yığılmasının en yüksek olduğu yüzeyden başlarken W-DLC kaplama çatlak oluşumunun daha iç bölgelerden oluşmasına neden olmaktadır. Kaplanmış numunede fisheye oluşumuna iç yapıdaki inklüzyonlar (süreksizlikler), gaz kabarcıkları ve düşük sıcaklık koşulu neden olmaktadır (Jeddi and Luc 2018). -50 °C’de çatlak ilerleme testi gerçekleştirilen numuneler arasında DLC kaplı numunenin işlemsiz ve ikincil işlemlili numuneye kıyasla daha yüksek çatlak ilerleme direncine sahip olması çatlak oluşumunun yüzeyden başlanmasının engellenmesi ve fisheye şeklinde oluşan hasar mekanizması ile desteklenmektedir.

Şekil 4.27a1, 4.27a2, 4.27a3 ve Şekil 4.27a4 incelendiğinde 250 °C’de gerçekleştirilen test sonucunda işlemsiz numunede gevrek kırılma ile birlikte yüzey altı oksit tabakası ve termal çatlak mekanizmalarının kırılmada etkili olduğu görülmektedir. 250 °C’de testi gerçekleştirilen işlemsiz numunede de birincil yani ana çatlak yüzeye yakın bölgede meydana gelmektedir. 250 °C’lik ortam sıcaklığı Ti6Al4V’nin yüzey ve yüzeye yakın bölgelerinde oksijen difüzyonuna neden olmakta ve yüzeyde ve yüzeye yakın bölgelerde oksijence zengin gevrek ve kırılğan bir tabaka oluşumuna neden olmaktadır (Li et al. 2024; Liu et al. 2021; Satko et al. 2016). Bu tabaka düşük çevrimli yorulma testlerinde (yorulma çatlak ilerleme testleri) yani gerilme miktarının yüksek çevrim sayısının düşük olduğu testlerde iç yapı ile homojen olmayan gevrek tabaka tekrarlı yüklemeler sonucu kırılmakta ve yüzey ve yüzey altında çatlak oluşumunu teşvik edici etkiye neden olmaktadır. Bu durum yorulma ömrünü azaltmaktadır. Yorulma çatlak ilerleme test sonuçlarına göre bu kırılğan oksit tabaka ve 250 °C sıcaklıktaki termal gerilmeler en düşük çatlak ilerleme direncine sahip numune grubunun işlemsiz numuneler olduğunu göstermektedir. Şekil 4.27a3 ve Şekil 4.27a4 incelendiğinde yüzey altı oksit tabaka ve termal yorulma çatlakları görülmektedir. 250 °C testi gerçekleştirilen ikincil işlemlili numunede ise belirgin bir ana çatlak görülmemektedir (Şekil 4.27b1). Bu durum işlemsiz numuneye kıyasla yorulma direnci daha yüksek olan $\alpha+\beta$ fazları ile açıklanmaktadır. Ancak Şekil 4.27a3, Şekil 4.27b3 ve Şekil 4.27c2 ve 4.27c3’de görülen 250 °C’lik test sıcaklığında oksijenin difüzyonu sonucu oluşan kırılğan oksit tabaka literatürde yer alan çalışmalardaki görünüme benzer şekilde siyah ve küresel formadadır (Satko et al. 2016). Şekil 4.27b4 incelendiğinde ikincil işlemlili numunenin yüzey ve

yüzeye yakın bölgelerinde ergimeyen tanecikler arasına oksijen atomları difüzyonla yerleşerek mikro çatlak oluşumuna neden olmaktadır. Termal yorulma çatlakları ve yorulma hasar çizgileri kırılmaya neden olan en önemli etkenlerdir. Şekil 4.27c1 ve 4.27c2 incelendiğinde 250 °C’de testi gerçekleştirilen ısıtıl işlem ve W-DLC kaplama prosesi uygulanan numunede ana çatlak yüzeye yakın orta kısımda oluşmasına rağmen iç kısma doğru ilerlemesi sınırlıdır. Şekil 4.27c2 ve 4.27c3 yüzey altında siyah noktalar halinde yüzey altı oksit tabakasının varlığı görülmektedir. Ancak W-DLC kaplama sonucu oluşan WC fazı oksijenin yüzeye önemli miktarda difüze olmasını engellemektedir. Aynı sıcaklıkta testi gerçekleştirilen işlemsiz ve ikincil işlemlili numuneye kıyasla daha düşük yoğunluğa sahip kırılmalı oksit tabakasının varlığı ilgili görsellerle görülmektedir. DLC kaplama sonucu oluşan tabaka gevrek oksit fazların neden olduğu çatlak oluşumunu engellediğinden 250 °C’de testi gerçekleştirilen numuneler arasında en yüksek çatlak ilerleme direnci ısıtıl işlem ve kaplama prosesi uygulananlarda gerçekleşmektedir. DLC kaplı numunede temel hasar mekanizmasına SLE ile üretimden kaynaklanan mikro boşluklar neden olmuştur. DLC kaplı numuneler arasında 250 °C’de testi gerçekleştirilen numune grubunun en düşük yorulma çatlak ilerleme direncine sahip olması kırılmalı oksit tabakasının varlığı, yüksek sıcaklıkta diğer sıcaklık koşullarına göre kaplamanın grafitleşme özelliği göstererek elmas benzeri özelliğini kaybetmesi ve yüksek sıcaklıkta DLC tabakasının Ti6Al4V ile adezyon özelliklerinin zayıflaması ile ilgilidir.

Şekil 4.28a1, 4.28a2 ve 4.28a3 incelendiğinde -50/+50 °C’de gerçekleştirilen çevrimsel test koşullarında işlemsiz numunede gevrek kırılma mekanizmasının etkili olduğu, ana ve ikincil çatlakların yüzeyden başladığı ve biri sağa diğeri sola olmak üzere açısall yönlerle numunenin kenarlarına doğru ilerlediği görülmektedir.

Ayrıca oluşan bu çatlakların düzlemler arasında fark 25 °C ve 50 °C test ortamında olduğu gibi makroskobik seviyededir. Şekil 4.28a4 incelendiğinde ise işlemsiz numunedeki ana çatlak ile birlikte iç yapıdaki süreksizliklerin ve termal çatlakların kırılma hasarına neden olduğu görülmektedir. Termal çatlak oluşumuna test esnasındaki sıcaklık değişimine maruz kalması sonucu oluşan iç gerilmeler neden olmaktadır. Çevrimsel olarak gerçekleşen test sıcaklığındaki artış genişlemeye neden olurken, sıcaklıktaki düşüş ise büzüşmeye neden olmaktadır (Liu et al. 2021; Sajedi et al. 2020).



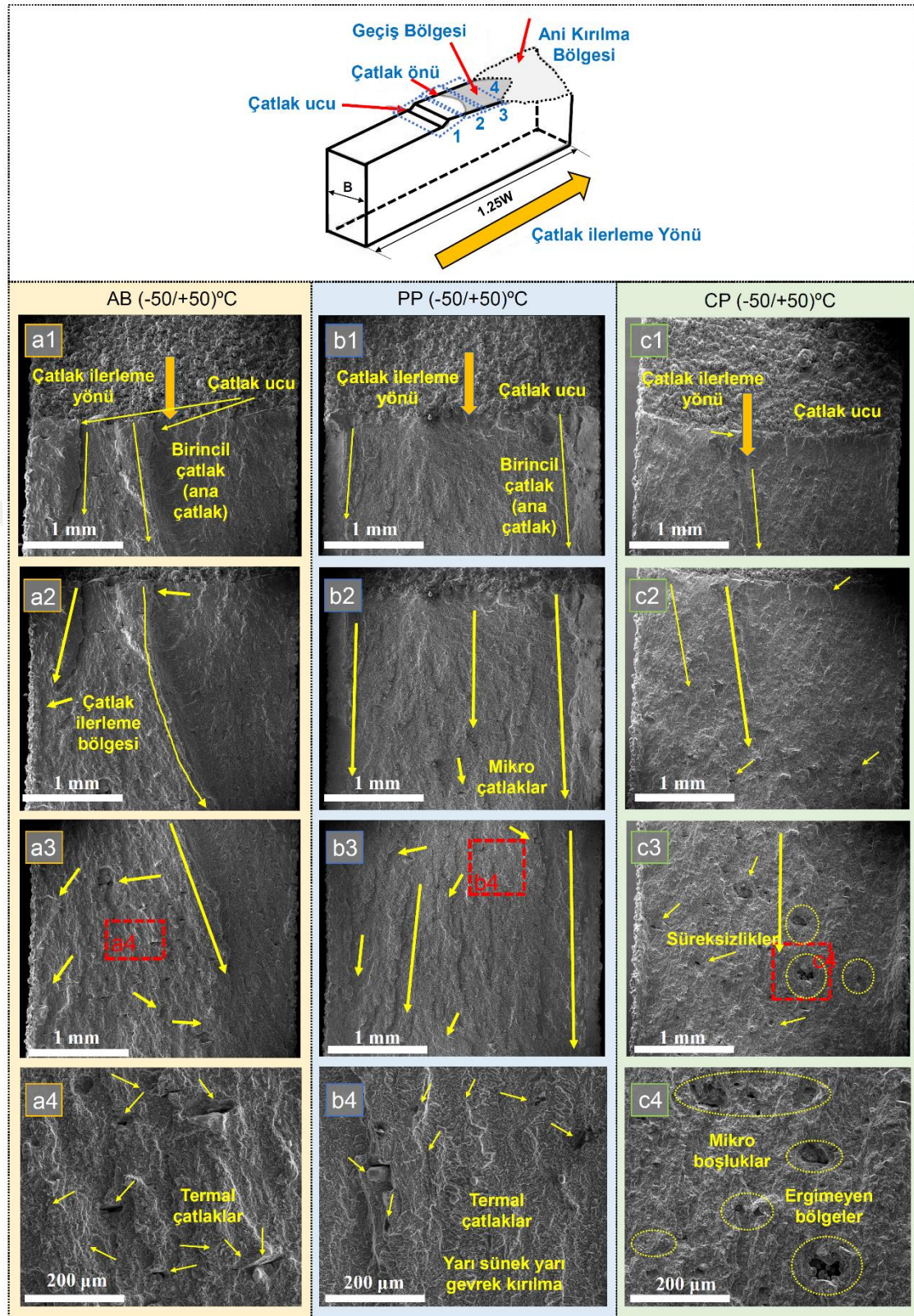
Şekil 4.27. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin 250 °C testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b) ikincil işlemlili ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.

Hem makro hem de mikro seviyedeki çatlak oluşumları -50/+50 °C’de testi gerçekleştirilen numune grupları arasında işlemsiz numunenin en düşük çatlak ilerleme ömrüne sahip olduğunu göstermektedir.

Şekil 4.28b1, 4.28b2 ve 4.28b3 incelendiğinde -50/+50 °C’de testi gerçekleştirilen ikincil işlemlili numunede ana çatlak numunenin kenarında başlamakta ve çatlak boyu işlemsiz numuneye kıyasla daha kısadır. Sıcaklıktaki çevrimsel değişim ikincil işlemlili numune de tek bir çatlak yerine birden fazla çatlağın hasar oluşturmaya neden olmaktadır. Şekil 4.28b4’de görülen termal çatlakların boyu ve miktarı işlemsiz numunedeakilere göre daha kısadır. Isıl işlem sonucu elde edilen yapı termal çatlak boyunun daha kısılmasına ve bu sayede yorulma çatlak ilerleme direncinin artmasını sağlamaktadır.

Şekil 4.28c1, 4.28c2’de görülen W-DLC kaplı numunede ise ana çatlak ortada ve yüzeyde düzlem farkı diğer iki numuneye göre daha sınırlıdır. DLC kaplama sonucu oluşan bariyer tabaka nedeniyle yüzeyden çatlak oluşumu engellenmektedir. Ayrıca -50 ve +50’de WC tabakada herhangi bir bozulma meydana gelmediğinden kırılma hasarına iç yapıdaki süreksizlikler neden olmuştur.

En belirgin üretim kusurları mikro boşluklar, ergimeyen bölgeler olarak görülmektedir. Bu boşluklar ve bölgeler malzemenin homojenliğini bozduğu için çatlak ilerlemesi kolaylaştırır. Ayrıca mikro boşluklar etrafında gerilme yığılmasına neden olduğundan çatlak başlangıç noktası olarak da etki etmektedir (Fousová et al. 2018; Xu et al. 2021). Mikro boşluklar çatlak ilerleme yolunu kısalttığından malzemenin daha kısa sürede yani daha düşük çevrimlerde kırılmasına neden olur (Leuders et al. 2015). Test sıcaklığındaki çevrimsel değişim ve üretimden kaynaklanan kusurlar SLE ile üretilen Ti6Al4V’nin yorulma çatlak ilerleme direncini olumsuz etkilemektedir.



Şekil 4.28. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin -50 °C testi gerçekleştirilen a) işlemsiz, b) ikincil işlemlili ve c) kaplamalı numunelerin yorulma çatlak ilerleme testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.

5. SONUÇ ve ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

Bu çalışmada geleneksel üretim yöntemleri ile imal edilmesi zor veya imkânsız olan ancak toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemlerinden seçici lazer ergitme (SLE) yönteminin avantajları kullanılarak savunma sanayi, havacılık ve uzay uygulamalarında fazlaca tercih edilen ELI Ti6Al4V'nin farklı ortam sıcaklıklarındaki (25 °C, 50 °C, -50 °C, 250 °C ve -50/+50 °C) yorulma-kırılma davranışları incelenmiştir. SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin yorulma ömrünü iyileştirmek ve çatlak ilerleme direncini artırmak amacıyla elektrokimyasal parlatma, 850 °C-2 saat ısıtılma işlemi ve kapalı alanda dengesiz manyetik sıçratma yöntemiyle W-DLC kaplama işlemleri uygulanmıştır. İşlemler sonrası yapısal ve mekanik özellikleri incelenerek aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- XRD incelemelerine göre SLE ile üretilen Ti6Al4V numuneleri hızlı soğuma ve katılaşma nedeniyle martenzitik α/α' fazlarına sahiptir. 850 °C-2 saat ısıtılma işlemi tabi tutulan numunelerde fırında gerçekleştirilen düşük soğuma hızıyla 40° ve 58°'lik açılarda β piklerinin oluştuğu ve $\alpha + \beta$ yapısının elde edildiği görülmektedir. Ayrıca ısıtılma işlemi sonucunda SLE ile üretim sonucu oluşan iğnemsiz martenzitik yapıdaki α' fazlarının α fazlarına dönüştüğünü görülmektedir. DLC kaplama işleminden sonra 36° ve 57°'lik açılarda WC (tungsten karbür) fazlarının oluştuğu gözlemlenmiştir.
- XPS ölçümleri sonucunda W-DLC kaplamasında W (tungsten) ve WC formlarının kaplamada oluştuğu ve W-DLC kaplama içeriğinde sp^2 ve sp^3 içeriğinin varlığı tespit edilmiştir.
- Kapalı Alan Dengesiz Manyetik Sıçratma ile elde edilen W-DLC tabakaya ait kesit görüntüleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizinde incelendiğinde, Ti6Al4V'nin daha iyi tutunmasını sağlamak amacıyla 0,22 μm Cr ara katman ve W-DLC tabakasının 0,85 μm seviyesinde olduğu gözlemlenmiştir.
- SLE ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V numunelerde yüzey sertliği 380 HV_{0.1}, ısıtılma işlemi sonucunda 340 HV_{0.1} ve ısıtılma işlemi sonrası W-DLC kaplanmış Ti6Al4V numunelerde ise yüzey sertlik değeri yaklaşık 4 kat artarak 1.350 HV_{0.1} olarak

ölçülmüştür. Isıl işlem sonucu sertlikte bir miktar azalma incelendiğinde α' martenzit fazının α ve β fazlarına dönüşümüyle ilgili iken, kaplama sonrası meydana gelen önemli artış XRD ve XPS grafiklerinde görülen kaplama sonrası oluşan WC (tungsten karbür) fazının karbon matrisinde dağılması ile ilgili olduğu düşünülmektedir.

- SLE ile üretilen işlemsiz Ti6Al4V numunelerde ortalama yüzey pürüzlülük değeri 5,411 μm iken elektrokimyasal parlatma işleminden sonra bu değer 0,504 μm ölçülmüştür. W-DLC kaplama işleminden sonra oluşan ince film tabakasında meydana gelen mikroyapısal değişimler az miktarda da olsa yüzey pürüzlülüğünü artırmış ve yüzey pürüzlülük değeri 0,70 μm olarak ölçülmüştür.
- Çekme testi sonuçları incelendiğinde, Ti6Al4V alaşımına 850 °C'de 2 saat uygulanan ısıl işlem, malzemenin faz yapısını değiştirerek mekanik özelliklerini etkilediği görülmüştür. İşlemsiz numunelerde α' martenzitik faz yapısı, daha yüksek çekme dayanımına (1.350 MPa) ve daha düşük boyca uzamaya (yaklaşık %12) neden olmuştur. Isıl işlem sonrasında ise α' fazı, daha sünek olan $\alpha+\beta$ fazına dönüşerek çekme dayanımını (1.230 MPa) yaklaşık %10 civarında azalmasına ve boyca uzama oranının (yaklaşık %14) artmasını sağlamıştır. Bu değişimler, malzemede ısıl işlem sonrası toklukta artışa, elastisite modülünde ve sertlikte azalmaya neden olmuştur.
- S-N eğrisi grafikleri incelendiğinde SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin yorulma ömrünün uygulanan işlemlerle (elektrokimyasal parlatma, ısıl işlem ve DLC kaplama) iyileştiği görülmüştür ancak yorulma testlerinin gerçekleştirildiği ortam sıcaklığının Ti6Al4V alaşımının yorulma ömrünü doğrudan etkilediği tespit edilmiştir.
- Yorulma test sonuçları incelendiğinde, işlemsiz numunelere göre elektrokimyasal parlatma ve ısıl işlem uygulanan numunelerin yorulma sonsuz ömür değerinin tüm test ortamı koşullarında yaklaşık 2 kat arttığı görülmüştür. Isıl işlemlili numunelere uygulanan W-DLC kaplama ise yorulma sonsuz ömür değerinin tüm test ortamı koşullarında yaklaşık %10 civarında artış sağlamıştır. Uygulanan işlemler SLE ile üretilen Ti6Al4V'nin yorulma ömrünü yaklaşık 2,5 kat artırmıştır.
- Yorulma testlerine ortam sıcaklığının etkisi incelendiğinde, 25 °C ve 50 °C'de yapılan testler arasında yorulma ömrü açısından önemli bir fark görülmemiştir. Ancak, -50 °C, +250 °C ve -50/+50 °C çevrimsel sıcaklık koşullarında yapılan

testlerde, bu ortam koşullarının işlemsiz, ikincil işlemler ve kaplamalı numune gruplarının tamamında yorulma ömrünü önemli seviyede azalttığı gözlemlenmiştir.

- Farklı ortam sıcaklıklarında yorulma testi gerçekleştirilen işlemsiz, ikincil işlemler ve kaplamalı numunelerde SLE ile üretimin neden olduğu porozite, füzyon eksikliği ve topaklanma gibi üretim kusurları hem çatlak oluşumuna hem de çatlak sayısının birden fazla olmasına neden olarak malzemenin gevrek kırılma ile hasara uğramasında etkili olmuştur.
- 25 °C’de yapılan yorulma testlerinde, işlemsiz numunelerde gevrek kırılma ve yüzeyden başlayan çatlaklar görülmüş, bu durum düşük çatlak ilerleme ömrüne neden olmuştur. Isıl işlem uygulanmış numunelerde ise $\alpha+\beta$ fazı sayesinde çatlak boyu ve derinliği azalmış, yüzey daha düz olmuştur. Isıl işlem ve DLC kaplama ile ana çatlak oluşumu engellenmiş, ancak gaz gözenekleri ve toz parçacıkları mikro çatlaklara yol açmıştır. DLC kaplama, çatlak oluşumunu geciktirerek en iyi ilerleme direncini sağlamıştır.
- 50 °C’de yapılan yorulma testlerinde, işlemsiz numunelerde gevrek kırılma mekanizması gözlemlenmiş ve çatlaklar yüzeyden başlayarak kenarlara ilerlemiştir. Sıcaklık artışı, ikincil çatlakların oluşumunu artırarak çatlak ilerleme direncini 25 °C’ye göre düşürmüştür. Isıl işlem görmüş numunelerde, faz dönüşümü nedeniyle çatlaklar daha kısa ve sık olmuş, direnci artmıştır. Isıl işlem ve DLC kaplama uygulanan numunelerde ana çatlaklar oluşmamış; DLC kaplama, çatlak başlangıcını geciktirmiştir. Ancak SLE üretiminden kaynaklanan mikro boşluklar ve gaz gözenekleri, yüzey altında çatlak oluşumuna neden olarak DLC kaplamanın etkisini sınırlamıştır.
- -50 °C’de yapılan yorulma testlerinde, işlemsiz numunelerde gevrek kırılma gözlemlenmiş ve çatlaklar yüzeyden başlayarak daha geniş ve derin olmuştur. Düşük sıcaklık, Ti6Al4V’nin plastisite kabiliyetini azaltarak çatlakların hızla ilerlemesine neden olmuştur. Isıl işlem gören numunelerde daha tok bir yapı elde edilmiş, çatlak boyu kısalmış ve yüzey daha düzgün olmuştur. Ancak SLE üretim kaynaklı kusurlar mikro çatlaklara yol açmıştır. Isıl işlem ve W-DLC kaplama uygulananlarda belirgin ana çatlaklar yerine küçük iç çatlaklar gözlemlenmiş, DLC kaplama çatlakların yüzeyden başlamasını engelleyerek ilerleme direncini artırmıştır.

- 250 °C'de yapılan yorulma testlerinde, işlemsiz numunelerde gevrek kırılma, yüzey altı oksit tabakası ve termal çatlak mekanizmalarının etkili olduğu gözlemlenmiştir. Oksijen difüzyonu, yüzeyde gevrek bir oksit tabakası oluşturmuş ve bu durum, yorulma ömrünü olumsuz etkileyerek çatlak oluşumunu hızlandırmıştır. Isıl işlem uygulanmış numunelerde belirgin ana çatlak gözlemlenmemiş; $\alpha+\beta$ fazları yorulma direncini artırmıştır. W-DLC kaplama yapılan numunelerde WC fazı, oksijen difüzyonunu engelleyerek oksit tabakasının yoğunluğunu azaltmıştır. Ancak DLC kaplamanın yüksek sıcaklıkta grafitleşme eğilimi ve zayıflayan adezyon özellikleri, çatlak ilerleme direncinin düşmesine neden olmuştur.
- -50/+50 °C'de yapılan çevrimsel yorulma testlerinde, işlemsiz numunelerde ana çatlaklar yüzeyden başlamıştır. Çatlaklar, sıcaklık değişimlerine bağlı olarak makroskobik farklılıklar göstermektedir. Test sırasında oluşan iç gerilmeler termal çatlaklara neden olmuştur. İkincil işlemler numunelerde çatlaklar kenardan başlayarak daha kısa boyutlarda oluşmuş, sıcaklık değişimleri birden fazla çatlağa yol açmıştır. W-DLC kaplı numunelerde ana çatlaklar yüzeyde sınırlı kalmış, kaplama çatlak oluşumunu engellemiştir. Bu kaplama, çatlak boyunu kısaltarak yorulma direncini artırmıştır. Çevrimsel sıcaklık koşulları ve üretim kusurları, mikro boşluklar ve ergimeyen bölgeler malzemenin homojenliğini bozarak çatlak oluşumunu kolaylaştırmıştır. Genel olarak, sıcaklık dalgalanmaları ve üretim kusurları, Ti6Al4V'nin çatlak ilerleme direncini olumsuz etkilemektedir.

5.2. Öneriler

Bu çalışmada elde edilen bulgular, SLE yöntemi ile üretilen Ti6Al4V alaşımının çeşitli işlemler ve sıcaklık koşullarında yorulma ve kırılma davranışlarını detaylı bir şekilde incelemiştir. Bu sonuçlara dayanarak, gelecekteki araştırmalar, farklı toz yatağında metal eklemeli üretim yöntemlerinin üretim kusurlarını azaltma potansiyelini araştırması tavsiye edilebilir. Ayrıca, malzemelerin yorulma ve kırılma özelliklerini iyileştirmek için difüzyon prosesleri veya bilye dövme gibi ek teknolojilerin uygulanması önerilebilir. Ortam sıcaklığının etkileri de daha ayrıntılı bir şekilde incelenerek, özellikle ekstrem sıcaklıklardaki Ti6Al4V'nin mekanik özellikleri tespit edilebilir. Bununla birlikte, yalnızca numune bazlı incelemelerle sınırlı kalmayıp, havacılık endüstrisinde

kullanılan gerçek parçaların, örneğin bir uçak motoru bileşeni veya yapısal bir parçasının aynı koşullarda test edilmesi, Ti6Al4V'nin pratik performansını ve güvenilirliğini daha iyi değerlendirmek için önemli bir adım olacaktır. Bu tür testler, malzemenin servis koşulları altındaki performansını ve dayanıklılığını anlamak açısından kritik olduğundan incelenmesi önerilmektedir.



KAYNAKLAR

- Anonymous, 2023a. Web Sitesi: <https://additivemanufacturingresearch.com/news/metal-powder-shipments-am/>, Erişim Tarihi: 28.12.2023.
- Anonymous, 2023b. Web Sitesi: <https://www.precedenceresearch.com/additive-manufacturing-market>, Erişim Tarihi: 29.12.2023.
- Anonymous, 2023c. Web Sitesi: <https://yenaengineering.nl/what-is-metal-fatigue/>, Erişim Tarihi: 18.01.2024.
- Anonymous, 2024. Web Sitesi: <https://reliability.readthedocs.io/en/latest/Stress-strain%20and%20strain-life.html>, Erişim Tarihi: 31.01.2024
- Akramin, M. R. M., Marizi M. S., Husnain M. N. M., Shaari M. S., 2020. Analysis of surface crack using various crack growth models. *Journal of Physics, Conference Series*, 1529.
- Al-samarai, R. and Ahmad K. 2012. The influence of roughness on the wear and friction coefficient under dry and lubricated sliding. *International Journal of Scientific & Engineering Research*, 3(4), 1–6.
- Alsaran, A., Kaymaz I, Çelik A., Yetim F, Karakan M. 2004. A repair process for fatigue damage using plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*, 186(3), 333–338.
- Alvi, S., Neikter M., Antti M., Akhtar F. 2021. Tribological Performance of Ti6Al4V at Elevated Temperatures Fabricated by Electron Beam Powder Bed Fusion. *Tribology International*, 153-156.
- Antunes, R. A., Lima N., Rizzutto M., Higa O, Saiki M, Costa I. 2013. Surface interactions of a w-dlc-coated biomedical aisi 316l stainless steel in physiological solution. *Journal of Materials Science Materials in Medicine*, 24(4), 863–876.
- Aqlan, F., Vries C., Sargent M., Valentine A. 2020. Using 3d printing to teach design and manufacturing concepts. *Proceedings of the 2020 IISE Annual Conference*, 855–860.
- Attar, H., Haghighi S., Kent D., Wu X., Dargusch, M. 2017. Comparative study of commercially pure titanium produced by laser engineered net shaping, selective laser melting and casting processes. *Materials Science and Engineering A*, 705 385–393.
- Banerji, A., Bhowmick S., Alpas A. 2014. High temperature tribological behavior of w containing diamond-like carbon (dlc) coating against titanium alloys. *Surface and Coatings Technology*, 241, 93–104.
- Bang, G. B., Park, J.H., Kim, R., Hyun, S., Park, H., Lee, H., Hyung G., 2022. Study on the effect of preheating temperature of slm process on characteristics of cocrmo

alloy. *Materials Science and Engineering A*, 841, 143020.

- Baragetti, S., Lusvarghi, L., Bolelli, G., Tordini, F. 2009. Fatigue behaviour of 2011-t6 aluminium alloy coated with pvd wc/c, pa-cvd dlc and pe-cvd siox coatings. *Surface and Coatings Technology*, 203(20–21), 3078–3087.
- Bartolomeu, F., Costa, M. M., Gomes, J. R., Alves, N., Abreu, F. S., Silva, S. Miranda, G. 2019. Implant surface design for improved implant stability – a study on ti6al4v dense and cellular structures produced by selective laser melting. *Tribology International*, 129, 272–282.
- Bedmar, J., Rodríguez, S., Roldán, M. Torres, B., J. Rams. 2022. Effects of the heat treatment on the microstructure and corrosion behavior of 316 l stainless steel manufactured by laser powder bed fusion. *Corrosion Science*, 209-211.
- Benedetti, M., Fontanari, V., Bandini, M., Zanini, M., Carmignato, S. 2018. Low-and high-cycle fatigue resistance of ti-6al-4v elh additively manufactured via selective laser melting: mean stress and defect sensitivity. *International Journal of Fatigue*, 107, 96–109.
- Benedetti, M., Torresani, E., Leoni, M., Fontanari, V. Bandini, M., Pederzoli, C. Potrich, C. 2017. The effect of post-sintering treatments on the fatigue and biological behavior of ti-6al-4v elh parts made by selective laser melting. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 71, 295–306.
- Beretta, S. and Romano S. 2017. A Comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by am or traditional processes. *International Journal of Fatigue*, 94, 178–191.
- Bhaduri, Amit. 2018. *Fatigue*. Springer Singapore, 748, New York City.
- Bourell, D. L. 2016. Perspectives on additive manufacturing. *Annual Review of Materials Research*, 46, 1–18.
- Caiazzo, F., Alfieri, V., Corrado, G., Argenio, P. 2017. Mechanical properties of inconel 718 in additive manufacturing via selective laser melting: an investigation on possible anisotropy of tensile strength. *RTSI 2017 - IEEE 3rd International Forum on Research and Technologies for Society and Industry, Conference Proceedings* 20–23, Rome, Italy.
- Cain, V., Thijs, L., Humbeeck, J., Hooreweder, B., Knutsen, R. 2015. Crack propagation and fracture toughness of ti6al4v alloy produced by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 5, 68–76.
- Cao, F., Zhang, T., Ryder, M., and Lados, A. 2018. A review of the fatigue properties of additively manufactured ti-6al-4v. *Jom*, 70(3), 349–357.
- Cao, H., Liu, F., Li, H., Qi, F., Ouyang, X., Zhao, N, Liao, B. 2021. High temperature tribological performance and thermal conductivity of thick ti/ti-dlc multilayer coatings with the application potential for al alloy pistons. *Diamond and Related*

Materials, 108466, 118–121.

- Costa, D., Paula, R., Marciano, F., Oliveira, D., Airolidi, V. 2011. Enhanced dlc wear performance by the presence of lubricant additives. *Materials Research*, 14(2), 222–226.
- Çelik, A., Yetim, A., Alsaran, A., Karakan, M. 2005. Effect of magnetic treatment on fatigue life of aisi 4140 steel. *Materials and Design*, 26(8), 700–704.
- Chan, S., Koike, M., Mason, L., and Okabe, T. 2013. Fatigue life of titanium alloys fabricated by additive layer manufacturing techniques for dental implants. *Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, 44(2), 1010–1022.
- Chang B., Ki, K., Kim, Y., Oak, J., Lee, H., Lee, W., Park, Y. 2021. Effect of heat treatment, building direction, and sliding velocity on wear behavior of selectively laser-melted maraging 18ni-300 steel against bearing steel. *Wear*, 482–483.
- Chowdhury, S. and Arunachalam, N. 2023. Surface functionalization of additively manufactured titanium alloy for orthopaedic implant applications. *Journal of Manufacturing Processes*, 102, 387–405.
- Costa, R., Sardinha, M., Reis, L., Freitas, M., Fonte, M. 2021. Ultrasonic fatigue testing in as-built and polished ti6al4v alloy manufactured by slm. *Forces in Mechanics*, 40–45.
- Dhansay, M., Tait, R., Becker, T. 2014. Fatigue and fracture toughness of ti-6al-4v titanium alloy manufactured by selective laser melting. *Advanced Materials Research*, 1019, 248–253.
- Du, D., Liu, D., Ye, Z., Zhang, X., Li, F., Zhou, Z., Yu, Li. 2014. Fretting wear and fretting fatigue behaviors of diamond-like carbon and graphite-like carbon films deposited on ti-6al-4v alloy. *Applied Surface Science*, 313, 462–469.
- Edwards, P. and Ramulu, M. 2014. Fatigue performance evaluation of selective laser melted ti-6al-4v. *Materials Science and Engineering A*, 598, 327–337.
- Egidio, D., Gianluca, C., Ceschini, L., Morri, A. 2023. Influence of electroless nickel—dlc (diamond-like carbon) multilayer coating on the mechanical performance of the heat-treated alsi10mg alloy produced by powder bed fusion-laser beam. *Materials*, 16(9), 10–12.
- Elambasseril, J., Rogers, J., Wallbrink, C., Munk, D., Leary, M., Qian, M. 2023. Laser powder bed fusion additive manufacturing (lpbf-am): the influence of design features and lpbf variables on surface topography and effect on fatigue properties. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 48(1), 132–168.
- Emanuelli, L., Molinari, A., Facchini, F., Sbettega, E., Carmignato, S., Bandini, Benedetti, M. 2022. Effect of heat treatment temperature and turning residual stresses on the plain and notch fatigue strength of ti-6al-4v additively

- manufactured via laser powder bed fusion. *International Journal of Fatigue*, 162-165
- Erdemir, A., Eryilmaz, O. L., Kim, S. H. 2014. Effect of tribochemistry on lubricity of dlc films in hydrogen. *Surface and Coatings Technology*, 257, 241–246.
- Erdemir, A. and Donnet, C. 2006. Tribology of diamond-like carbon films: recent progress and future prospects. *Journal of Physics D, Applied Physics*, 39-44.
- Fang, Q., Zhao, L., Chen, C., Cao, Y., Song, L., Peng, Y., Yin, F. 2022. 800 mpa class hsla steel block part fabricated by waam for building applications: tensile properties at ambient and elevated (600°C) temperature. *Advances in Materials Science and Engineering*, 20-22.
- Forth, C., James, C, Newman, C, Forman, G. 2002. Generating fatigue crack growth thresholds with constant amplitude loads. *Fatigue*, (757), 1–8.
- Fotovvati, B., Namdari, N., Dehghanghadikolaei, A. 2019. Fatigue performance of selective laser melted ti6al4v components: state of the art. *Materials Research Express*, 6(1) 45-48.
- Fousová, M., Vojtěch, D., Doubrava, K., Daniel, M. Lin, C. 2018. Influence of inherent surface and internal defects on mechanical properties of additively manufactured ti6al4v alloy: comparison between selective laser melting and electron beam melting. *Materials*, 11(4) 85-88.
- Frazier, E. 2014. Metal Additive manufacturing: a review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(6), 1917–1928.
- Fridman, A., 2002. Diamond-like amorphous carbon. *Materials Science and Engineering, R, Reports*, 37(4–6), 129–281.
- Fukuda, A., Takemoto, M., Saito, T., Fujibayashi, S., Neo, M., Pattanayak, D., Matsushita, T., Sasaki, K., Nishida, N., Kokubo, T., Nakamura, T. 2011. Osteoinduction of porous ti implants with a channel structure fabricated by selective laser melting. *Acta Biomaterialia*, 7(5), 2327–2336.
- Galy, C., Guen, E., Lacoste, E., Arvieu, C. 2018. Main defects observed in aluminum alloy parts produced by slm: from causes to consequences. *Additive Manufacturing*, 22, 165–175.
- Gulten, G., Yaylali, B., Efeoglu, I., Totik, Y., Kelly, P., Malecka, J. 2024. Effect of nb and v doped elements on the mechanical and tribological properties of cryn coatings. *Surface and Coatings Technology*, 477-480.
- Günther, J., Leuders, S., Koppa, P., Tröster, T., Henkel, S., Biermann, H., Niendorf, T. 2018. On the effect of internal channels and surface roughness on the high-cycle fatigue performance of ti-6al-4v processed by slm. *Materials and Design*, 143, 1–11.

- Guo, N., and Leu, C. 2013. Additive manufacturing: technology, applications and research needs. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 8(3), 215–243.
- Hardt, S., Maier, H. J., Christ, H. J. 1999. High-temperature fatigue damage mechanisms in near- α titanium alloy im1 834. *International Journal of Fatigue*, 21(8), 779–789.
- Harun, W. S. W., Kamariah, M., Muhamad, N., Ghani, S., Ahmad, F. and Mohamed, Z. 2018. A review of powder additive manufacturing processes for metallic biomaterials. *Powder Technology*, 327, 128–151.
- Hauert, R. 2004. An overview on the tribological behavior of diamond-like carbon in technical and medical applications. *Tribology International*, 37(11-12 SPEC.ISS.), 991–1003.
- He, B., Wu, W., Zhang, L., Lu, L., Yang, Q., Long, Q., Chang, K. 2018. Microstructural characteristic and mechanical property of ti6al4v alloy fabricated by selective laser melting. *Vacuum*, 150, 79–83.
- He, P., Kong, H., Liu, Q., Ferry, M., Kruzic, J., Li, X. 2021. Elevated temperature mechanical properties of tcn reinforced als10mg fabricated by laser powder bed fusion additive manufacturing. *Materials Science and Engineering A*, 811, 141-149.
- Heerden, A. S. J., Judt, D. M., Jafari, S., Lawson, C. P., Nikolaidis, T. Bosak, D. 2022. Aircraft Thermal management: practices, technology, system architectures, future challenges, and opportunities. *Progress in Aerospace Sciences* 128(November 2021), 100-117.
- Hooreweder, B., Apers, Y., Lietaert, K., Kruth, J. 2017. Improving the fatigue performance of porous metallic biomaterials produced by selective laser melting. *Acta Biomaterialia*, 47, 193–202.
- Hu, Y. N., Wu, S. C., Wu, Z. K. , Zhong, X. L. , Ahmed, S., Karabal, S., Xiao, X. H., Zhang, H. O., and Withers, P. J. 2020. A new approach to correlate the defect population with the fatigue life of selective laser melted ti-6al-4v alloy.” *International Journal of Fatigue*, 42, 133-136.
- Julie, B. 1990. *Fundamentals of Metal Fatigue Analysis*, Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1632.
- Jeddi, D. and Luc, T. 2018. A review about the effects of structural and operational factors on the gigacycle fatigue of steels. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 41(5), 969–990.
- Jiao, Z., Wu, X., Yu, H., Xu, R., Wu, L. 2023. High cycle fatigue behavior of a selective laser melted ti6al4v alloy: anisotropy, defects effect and life prediction. *International Journal of Fatigue*, 167, 107-114.
- Kahlin, M., Ansell, H., Moverare, J. 2017. Fatigue behaviour of additive manufactured ti6al4v, with as-built surfaces, exposed to variable amplitude loading.

International Journal of Fatigue, 103, 353–362.

- Kakiuchi, T., Kawaguchi, R., Nakajima, M., Hojo, M., Fujimoto, F., Uematsu, Y. 2019. Prediction of fatigue limit in additively manufactured ti-6al-4v alloy at elevated temperature. *International Journal of Fatigue*, 126, 55–61.
- Kan, W., Hao, L., Chiu, C., Zhu, Y., Tian, Y., Jiang, D., Huang, A. 2022. A critical review on the effects of process-induced porosity on the mechanical properties of alloys fabricated by laser powder bed fusion. *Journal of Materials Science*, 57(21), 9818–9865.
- Karakaş, Ö., Kardeş, F. Foti, P. Berto, F. 2023. An Overview of factors affecting high-cycle fatigue of additive manufacturing metals. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 46(5), 1649–1668.
- Karami, K., Blok, A., Weber, L., Ahmadi, S. M., Petrov, R., Nikolic, K., Borisov, S. Leeftang, E. V., Ayas, C. Zadpoor, A. A. , Mehdipour, M., Reinton, E., Popovich, V. 2020. Continuous and pulsed selective laser melting of ti6al4v lattice structures: effect of post-processing on microstructural anisotropy and fatigue behaviour. *Additive Manufacturing*, 36, 101-113.
- Kasperovich, G., and Hausmann, J. 2015. Improvement of fatigue resistance and ductility of tial6v4 processed by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 220, 202–214.
- Kaya, G., Yıldız, F. Korkmaz, İ., Kaymaz, I., Yetim, A., Ergüder, T., Şen, Ç. 2023. Effects of process parameters on selective laser melting of ti6al4v-elı alloy and parameter optimization via response surface method. *Materials Science and Engineering: A*, 885, 114-118.
- Kettunen, P. O. and Kocks, U. F.. 1972. Fatigue hardening and fatigue life. *Acta Metallurgica*, 20(1), 95–103.
- Koike, M., Martinez, K., Guo, L., Chahine, G., Kovacevic, R., Okabe, T. 2011. Evaluation of titanium alloy fabricated using electron beam melting system for dental applications. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(8), 1400–1408
- Kovacı, H. 2016. Plazma nitrüleme, dlc kaplama ve dubleks yüzey işlemlerinin aısı 4140 çeliğinin çekiş ve bası aşırı yükler altındaki yorulma çatlak ilerleme davranışı üzerindeki etkileri, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 210, Erzurum.
- Kovacı, H., Baran, O., Yetim, A., Bozkurt, Y. B. , Kara, L., Çelik, A. 2018. The friction and wear performance of dlc coatings deposited on plasma nitrided aısı 4140 steel by magnetron sputtering under air and vacuum conditions. *Surface and Coatings Technology*, 349, 969–979.
- Kovacı, H., Bozkurt, Y. B., Yetim, A. F. , Baran, O., Çelik, A. 2021. Corrosion and tribocorrosion properties of duplex surface treatments consisting of plasma

nitriding and dlc coating. *Tribology International*, 156, 106-123.

Kovacı, H., Yetim, A. F., Baran, O., Çelik, A. 2016. Fatigue crack growth behavior of dlc coated aisi 4140 steel under constant and variable amplitude loading conditions. *Surface and Coatings Technology*, 304, 316–324.

Kovacı, H., Yetim, A. F., Baran, O., Çelik, A. 2016. Fatigue crack growth analysis of plasma nitrided aisi 4140 low-alloy steel: part 1-constant amplitude loading. *Materials Science and Engineering A*, 672, 257–264.

Kovacı, H., Yetim, A. F., Baran, O., Çelik, A. 2018. Tribological behavior of dlc films and duplex ceramic coatings under different sliding conditions. *Ceramics International*, 44(6), 7151–7458.

Kumar, P. and Ramamurty, U. 2020. High cycle fatigue in selective laser melted ti-6al-4v. *Acta Materialia*, 194, 305–320.

Kumar, S., Sankar, T. S. N., Narayanan, S. G. S. R., Seshadri, S. K. 2010. Thermal oxidation of cp ti - an electrochemical and structural characterization. *Materials Characterization*, 61(6), 589–597.

Lashgari, H. R., Xue, Y., Onggowarsito, C., Kong, C., Li, S. 2020. Microstructure, tribological properties and corrosion behaviour of additively manufactured 17-4ph stainless steel: effects of scanning pattern, build orientation, and single vs. double scan. *Materials Today Communications*, 25-29.

Lee, S. Y., Rogge, R. B., Choo, H., Liaw, P. K. 2010. Neutron diffraction measurements of residual stresses around a crack tip developed under variable-amplitude fatigue loadings. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 33(12), 822–831.

Leuders, S., Thöne, M., Riemer, A., Niendorf, T., Tröster, T., Richard, H. A., Maier, H. J. 2013. On the mechanical behaviour of titanium alloy ti6v4 manufactured by selective laser melting: fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*, 48, 300–307.

Leuders, S., Lienenke, T., Lammers, S., Tröster, T., Niendorf, T. 2014. On the fatigue properties of metals manufactured by selective laser melting - the role of ductility. *Journal of Materials Research*, 29(17), 1911–1919.

Leuders, S., Vollmer, M., Brenne, F., Tröster, T., Niendorf, T. 2015. Fatigue strength prediction for titanium alloy ti6v4 manufactured by selective laser melting. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46(9), 3816–3823.

Lewandowski, J., Seifi, M. 2016. Metal additive manufacturing: a review of mechanical properties. *Annual Review of Materials Research*, 46(1), 151–186.

Li, D., Meng, Z. C., Shen, Y. Y., Zhang, J. H., Hu, M., Qiu, J. K., Li, S. J. 2024. Study of low-temperature impact deformation behavior of ti-6al-4v alloy. *Vacuum*, 222-225.

- Li, G., Chi, W., Wang, W., Liu, X., Tu, H., Long, X. 2024. High cycle fatigue behavior of additively manufactured ti-6al-4v alloy with hip treatment at elevated temperatures. *International Journal of Fatigue*, 184,108-117.
- Li, P., Warner, D. H., Fatemi, A., Phan, N. 2016. Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured ti-6al-4v and perspective for future research. *International Journal of Fatigue*, 85, 130–143.
- Liang, H., Yuan, W., Fu, Y., Liu, X., Xie, Y. 2021. Degradation law of mixed-mode (i/ii) fracture toughness of sandstone under drying-wetting cycles in acid and alkaline environments. *Arabian Journal of Geosciences*, 14-19.
- Liu, F., Chen, Y., He, C., Li, L., Wang, C., Li, H., Zhang, H., Wang, Q., Liu, Y. 2021. Tensile and very high cycle fatigue behaviors of a compressor blade titanium alloy at room and high temperatures. *Materials Science and Engineering A*, 811-818.
- Liu, H. W. 1991. A Review of fatigue crack growth analyses. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 16(2), 91–108.
- Liu, Z., He, B., Lyu, T., and Zou, Y. 2021. A review on additive manufacturing of titanium alloys for aerospace applications: directed energy deposition and beyond ti-6al-4v. *Jom*, 73(6), 1804–1818.
- Long, D. J., Wan, W., Dunne, F. P. E. 2023. The influence of microstructure on short fatigue crack growth rates in zircaloy-4: crystal plasticity modelling and experiment. *International Journal of Fatigue*, 167, PA, 107-118.
- Lu, H., Cai, J., Luo, K., Xing, F., Zhang, Q., Yao, J., Lu, J. 2021. Thermal fatigue life and improvement mechanism of fe-based coatings on h13 extrusion die by laser additive remanufacturing. *Surface and Coatings Technology*, 408-414.
- Lv, H., Zhang, Z., Chen, Y., Liu, Y., Chen, H., Chen, Y., Cheng, J., She, J., He, H., Chen, J. 2022. The anisotropy of high cycle fatigue property and fatigue crack growth behavior of ti-6al-4v alloy fabricated by high-power laser metal deposition. *Materials Science and Engineering A*, 853-860.
- Ma, S., Wang, M., Wu, Y., Li, Y., Liu, J., Wang, H., Chen, Z. 2024. Laser powder bed fusion of an ultrafine microstructural in-situ tib₂/al composite with excellent mechanical properties and thermal stability at elevated temperatures. *Materials Science and Engineering A*, 891-895.
- Maleki, E., Bagherifard, S., Bandini, M., Guagliano, M. 2021. Surface post-treatments for metal additive manufacturing: progress, challenges, and opportunities. *Additive Manufacturing*, 37-45.
- McAndrew, A. R., Colegrove, P. A., Bühr, C., Flipo, B. C. D., Vairis, A. 2018. A literature review of ti-6al-4v linear friction welding. *Progress in Materials Science*, 92, 225–257.

- Moloi, T., Dzogbewu, T. C., Maringa, M., Muiruri, A. 2024. Quasi-static tensile properties of dmls ti6al4v(eli) specimens exposed to two different heat treatment processes and tested at different elevated temperatures. *Results in Engineering*, 22, March, 102-108.
- Moquin, E., Letenneur, M., Kreitchberg, A., Poulin-Masson, J. R., Brailovski, V. 2023. High cycle fatigue resistance of laser powder bed fused ti-6al-4v alloys with processing-induced porosity: towards damage-tolerant design of printed components. *Materials Science and Engineering A*, 884-890.
- Morina, A., Neville, A., Priest, M., Green, J. H. 2006. ZDDP and modtc interactions in boundary lubrication-the effect of temperature and zddp/modtc ratio. *Tribology International*, 39(12), 1545-57.
- Morita, T., Hirano, Y., Asakura, K., Kumakiri, T., Ikenaga, M., Kagaya, C. 2012. Effects of plasma carburizing and dlc coating on friction-wear characteristics, mechanical properties and fatigue strength of stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 558, 349-355.
- Myllymaa, K., Levon, J., Tiainen, V. M., Myllymaa, S., Soininen, A., Korhonen, H., Kaivosoja, E., Lappalainen, R., Konttinen, Y. T. 2013. Formation and retention of staphylococcal biofilms on dlc and its hybrids compared to metals used as biomaterials. *Colloids and Surfaces B Biointerfaces*, 101, 290-297.
- Ngo, T. D., Kashani, A., Imbalzano, G., Nguyen, K. T. Q., Hui, D. 2018. Additive manufacturing (3d printing): a review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B Engineering*, 143, 172-196.
- Ninpetch, P., Kowitwarangkul, P., Mahathanabodee, S., Chalermkarnnon, P., Ratanadecho, P. 2020. A Review of computer simulations of metal 3d printing. *AIP Conference Proceedings*, 2279-2289.
- Øilo, M., Nesse, H., Lundberg, O. J., Gjerdet, N. R. 2018. Mechanical properties of cobalt-chromium 3-unit fixed dental prostheses fabricated by casting, milling, and additive manufacturing. *Journal of Prosthetic Dentistry*, 120(1), 156-156.
- Ozturk, M., Husem, F., Karademir, İ., Maleki, E., Amanov, A., Unal, O. 2023. Fatigue crack growth rate of aisi 4140 low alloy steel treated via shot peening and plasma nitriding. *Vacuum*, 207, 111-121.
- Padhy, N., Mudali, U. K., Chawla, V., Chandra, R., Raj, B. 2011. Corrosion behaviour of single (ti) and duplex (ti-tio₂) coating on 304l stainless steel in nitric acid medium. *Materials Chemistry and Physics*, 130(3), 962-972.
- Palmeri, D., Buffa, G., Pollara, G., Fratini, L. 2022. Sample building orientation effect on porosity and mechanical properties in selective laser melting of ti6al4v titanium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 830, November 2021, 142-151.
- Paris, P. C. and Erdogan, F. 1963. A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering*, 85(4), 528-533.

- Peng, H., Liu, F., Chen, Y., He, C., Li, L., Zhang, H., Wang, C., Wang, Q., Liu, Y. 2023. Very high cycle fatigue behavior of laser powder bed fusion additively manufactured ti6al4v alloy at elevated temperature. *International Journal of Fatigue*, 171, 107-119.
- Prashanth, K. G., Shahabi, H. S., Attar, H., Srivastava, V. C., Ellendt, N., Uhlenwinkel, V., Eckert, J., Scudino, S. 2015. Production of high strength al 85 nd 8 ni 5 co 2 alloy by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 6, 1–5.
- Qin, P., Liu, Y., Sercombe, T. B., Li, Y., Zhang, C., Cao, C., Sun, H., Zhang, L. C. 2018. Improved corrosion resistance on selective laser melting produced ti-5cu alloy after heat treatment. *ACS Biomaterials Science and Engineering*, 4(7), 2633–2642.
- Qiu, C., Adkins, N. J. E., Attallah, M. M. 2013. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of hiped laser-melted ti-6al-4v. *Materials Science and Engineering A*, 578, 230–239.
- Qu, H. 2020. Additive manufacturing for bone tissue engineering scaffolds. *Materials Today Communications*, 24, 101-124.
- Rafi, H. K., Karthik, N. V., Gong, H., Starr, T. L., Stucker, B. E. 2013. Microstructures and mechanical properties of ti6al4v parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(12), 3872–3883.
- Razavi, N., Ferro, P., Berto, F., Torgersen, J. 2018. Fatigue Strength of blunt v-notched specimens produced by selective laser melting of ti-6al-4v. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 97, 376–384.
- Ren, Y., Wu, H., Liu, B., Liu, Y., Guo, S., Jiao, Z. B., Baker, I. 2022. A comparative study on microstructure, nanomechanical and corrosion behaviors of alcocufeni high entropy alloys fabricated by selective laser melting and laser metal deposition. *Journal of Materials Science and Technology*, 131, 221–230.
- Riemer, A. and Richard, H. A. 2016. Crack propagation in additive manufactured materials and structures. *Procedia Structural Integrity*, 2, 1229–1236.
- Sajedi, Z., Casati, R., Poletti, M. C., Skalon, M., Vedani, M. 2020. Thermal fatigue testing of laser powder bed fusion (l-pbf) processed alsi7mg alloy in presence of a quasi-static tensile load. *Materials Science and Engineering A*, 789, 139-147.
- Salehnasab, B., Marzbanrad, J., Poursaeidi, E. 2021. Transient thermal fatigue crack propagation prediction in a gas turbine component. *Engineering Failure Analysis*, 130, 105-111.
- Sanaei, N. and Fatemi, A. 2021. Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: a state-of-the-art review. *Progress in Materials Science*, 117, 100-124.

- Satko, D. P., Shaffer, J. B., Tiley, J. S., Semiatin, S. L., Pilchak, A. L., Kalidindi, S. R., Kosaka, Y., Glavicic, M. G., Salem, A. A. 2016. Effect of microstructure on oxygen rich layer evolution and its impact on fatigue life during high-temperature application of α/β titanium. *Acta Materialia*, 107, 377–389.
- Semenova, I. P., Modina, J. M., Polyakov, A. V., Klevtsov, G. V., Klevtsova, N. A., Pigaleva, I. N., Valiev, R. Z., Langdon, T. G. 2018. Fracture toughness at cryogenic temperatures of ultrafine-grained ti-6al-4v alloy processed by ecap. *Materials Science and Engineering A*, 716, 260–267.
- Seyyarer, E., Orak, İ. M., Özdem, S. 2021. Determination of material deformation rate based on artificial intelligence using surface microstructure images. *New Trends in Mathematical Science 9 Proceeding*, (1), 110–117.
- Shahali, H., Jaggessar, A., Yarlagadda, P. K. D. V. 2017. Recent advances in manufacturing and surface modification of titanium orthopaedic applications. *Procedia Engineering*, 174, 167–176.
- Simonelli, M., Tse, Y. Y., Tuck, C. 2014. Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of slm ti-6al-4v. *Materials Science and Engineering A*, 616, 1–11.
- Singla, A. K., Banerjee, M., Sharma, A., Singh, J., Bansal, A., Gupta, M. K., Khanna, N., Shahi, A. S., Goyal, D. K. 2021. Selective laser melting of ti6al4v alloy: process parameters, defects and post-treatments. *Journal of Manufacturing Processes*, 64, 161–187.
- Skorupa, M. 1999. Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading - a literature review. part ii: qualitative interpretation. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 22(10), 905–926.
- Song, Z., Gao, W., Wang, D., Wu, Z., Yan, M., Huang, L., Zhang, X. 2021. Very-high-cycle fatigue behavior of inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting at elevated temperature. *Materials*, 14(4), 1–16.
- Soro, N., Saintier, N., Attar, H., Dargusch, M. S. 2020. Surface and morphological modification of selectively laser melted titanium lattices using a chemical post treatment. *Surface and Coatings Technology*, 393, 125–135.
- Sun, W., Ma, Y. E., Li, P., Wang, Z. 2022. Residual stress and long fatigue crack growth behaviour of laser powder bed fused ti6al4v: role of build direction. *International Journal of Fatigue*, 160–169.
- Sun, Z., Tan, X., Tor, S. B., Yeong, W. Y. 2016. Selective laser melting of stainless steel 316l with low porosity and high build rates. *Materials and Design*, 104, 197–204.
- Sundaram, V. S. 2006. Diamond like carbon film as a protective coating for high strength steel and titanium alloy. *Surface and Coatings Technology*, 201(6), 2707–2711.

- Tan, C., Weng, F., Sui, S., Chew, Y., Bi, G. 2021. Progress and perspectives in laser additive manufacturing of key aeroengine materials. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 170, 103-111.
- Tanvir, A. N. M., Ahsan, Md R. U., Seo, G., Bates, B., Lee, C., Liaw, P. K., Noakes, M., Nycz, A., Ji, C., Kim, D. B. 2021. Phase stability and mechanical properties of wire + arc additively manufactured h13 tool steel at elevated temperatures. *Journal of Materials Science and Technology*, 67, 80–94.
- Thijs, L., Montero Sistiaga, M. L., Wauthle, R., Xie, Q., Kruth, J. P., Van Humbeeck, J. 2013. Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum. *Acta Materialia*, 61(12), 4657–4668.
- Thijs, L., Verhaeghe, F., Craeghs, T., Van Humbeeck, J., Kruth, J. P. 2010. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of ti-6al-4v. *Acta Materialia*, 58(9), 3303–3312.
- Tokaji, K. 2006. High cycle fatigue behaviour of ti-6al-4v alloy at elevated temperatures. *Scripta Materialia*, 54(12), 2143–2148.
- Uematsu, Y., Kakiuchi, T., Teratani, T., Harada, Y., Tokaji, K. 2011. Improvement of corrosion fatigue strength of magnesium alloy by multilayer diamond-like carbon coatings. *Surface and Coatings Technology*, 205(8–9), 2778–2784.
- Vilaro, T., Colin, C., and Bartout, J. D. 2011. As-fabricated and heat-treated microstructures of the ti-6al-4v alloy processed by selective laser melting. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 42(10), 3190–3199.
- Villa, M., Brooks, J. W., Turner, R. P., Wang, H., Boitout, F., Ward, R. M. 2019. Microstructural modeling of the $\alpha + \beta$ phase in ti-6al-4v: a diffusion-based approach. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 50(6), 2898–2911.
- Vrancken, B., Thijs, L., Kruth, J. P., Van Humbeeck, J. 2012. Heat treatment of ti6al4v produced by selective laser melting: microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 541, 177–1785.
- Walker, K. F., Liu, Q., Brandt, M. 2017. Evaluation of fatigue crack propagation behaviour in ti-6al-4v manufactured by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*, 104, 302–308.
- Wang, M., Pang, J. C., Liu, H. Q., Li, S. X., Zhang, M. X., Zhang, Z. F. 2020. Effect of constraint factor on the thermo-mechanical fatigue behavior of an al-si eutectic alloy. *Materials Science and Engineering A*, 783-795.
- Witkin, D. B., Patel, D. N., Helvajian, H., Steffeney, L., Diaz, A. 2019. Surface treatment of powder-bed fusion additive manufactured metals for improved fatigue life. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28(2), 681–692.

- Woodfield, A. P., Postans, P. J., Loretto, M. H., Smallman, R. E. 1988. The effect of long-term high temperature exposure on the structure and properties of the titanium alloy ti 5331s. *Acta Metallurgica*, 36(3), 507–515.
- Wu, M. W., Chen, J. K., Lin, B. H., Chiang, P. H. 2017. Improved fatigue endurance ratio of additive manufactured ti-6al-4v lattice by hot isostatic pressing. *Materials and Design*, 134, 163–170.
- Wycisk, E., Emmelmann, C., Siddique, S., Walther, F. 2013. High cycle fatigue (hcf) performance of ti-6al-4v alloy processed by selective laser melting. *Advanced Materials Research*, 816–817.
- Wycisk, E., Solbach, A., Siddique, S., Herzog, D., Walther, F., Emmelmann, C. 2014. Effects of defects in laser additive manufactured ti-6al-4v on fatigue properties. *Physics Procedia*, 56(C), 371–378.
- Xu, Z. W., Liu, A., Wang, X. S. 2019. The influence of building direction on the fatigue crack propagation behavior of ti6al4v alloy produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering A*, 767-770.
- Xu, Z. W., Wang, Q., Wang, X. S., Tan, C. H., Guo, M. H., Gao, P. B. 2020. High cycle fatigue performance of alsi10mg alloy produced by selective laser melting. *Mechanics of Materials*, 148-152.
- Xu, Z., Liu, A., Wang, X., Liu, B., Guo, M. 2021. Fatigue limit prediction model and fatigue crack growth mechanism for selective laser melting ti6al4v samples with inherent defects. *International Journal of Fatigue*, 143-149.
- Yamashita, Y., Murakami, T., Mihara, R., Okada, M., Murakami, Y. 2018. Defect analysis and fatigue design basis for ni-based superalloy 718 manufactured by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*, 485–495.
- Yan, G., Tan, M. J., Crivoi, A., Li, F., Kumar, S., Chia, C. 2017. Improving the mechanical properties of tig welding ti-6al-4v by post weld heat treatment. *Procedia Engineering*, 207, 633–638.
- Yang, X., Zhang, Z., Wang, J., Ren, L. 2015. Investigation of nanomechanical properties and thermal fatigue resistance of gray cast iron processed by laser alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 260–263.
- Yetim, A. F., Celik, A., Alsaran, A. 2010. Improving tribological properties of ti6al4v alloy with duplex surface treatment. *Surface and Coatings Technology*, 205(2), 320–324.
- Yetim, A. F., Kovacı, H., Uzun, Y., Tekdir, H., Çelik, A. 2023. A comprehensive study on the fatigue properties of duplex surface treated ti6al4v by plasma nitriding and dlc coating. *Surface and Coatings Technology*, 458-465.
- Yin, Z., Huang, C., Zou, B., Liu, H., Zhu, H., Wang, J. 2014. Dynamic fatigue behavior

of al₂o₃/tic micro-nano-composite ceramic tool materials at ambient and high temperatures. *Materials Science and Engineering A*, 593, 64–69.

Yue, W., Liu, C., Fu, Z., Wang, C., Huang, H., Liu, J. 2013. Synergistic effects between sulfurized w-dlc coating and modtc lubricating additive for improvement of tribological performance. *Tribology International*, 62, 117–23.

Yue, W., Wang, S., Fu, Z., Gao, X., Yu, X., and Liu, J. 2013. Influence of w content on microstructural, mechanical and tribological properties of sulfurized w-doped diamond-like carbon coatings. *Surface and Coatings Technology*, 218(1), 47–56.

Zhang, L. C., Klemm, D., Eckert, J., Hao, Y. L., Sercombe, T. B. 2011. Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of a biomedical ti-24nb-4zr-8sn alloy. *Scripta Materialia*, 65(1), 21–24.

Zhang, P., Zhang, D. Z., Peng, D., Li, Z., Mao, Z. 2018. Rolling contact fatigue performance evaluation of ti-6al-4v parts processed by selective laser melting. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 3533–3543.

Zhang, X. Y., Fang, G., Leeftang, S., Böttger, A. J., Zadpoor, A. A., Zhou, J. 2018. Effect of subtransus heat treatment on the microstructure and mechanical properties of additively manufactured ti-6al-4v alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 735, 1562–1575.

Zhang, Y., Hou, C., Jin, X., Li, D., Zhao, L., Yang, L., Fan, X. 2023. Thermal fatigue crack initiation and propagation behaviors of gh3230 nickel-based superalloy. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 6–19.