



**SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMİNDE KULLANILAN PROSES
PARAMETRELERİNİN AISi7Mg ALAŞIMININ YAPISAL, MEKANİK VE
TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİ**

Furkan CENGİZ

Doktora Tezi

Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı

2025

(Her hakkı saklıdır.)

T.C
ERZURUM TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI



SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMİNDE KULLANILAN PROSES
PARAMETRELERİNİN AISi7Mg ALAŞIMININ YAPISAL, MEKANİK VE
TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİ

DOKTORA TEZİ
Furkan CENGİZ

Danışman: Prof. Dr. Fatih YILDIZ

ERZURUM, 2025

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

**SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMİNDE KULLANILAN PROSES
PARAMETRELERİNİN AISi7Mg ALAŞIMININ YAPISAL, MEKANİK VE
TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİ**

Prof. Dr. Fatih YILDIZ danışmanlığında Furkan CENGİZ tarafından hazırlanan bu çalışma 27.12.2025 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı'nda Doktora tezi olarak **Oy birliği ile (5/5)** kabul edilmiştir

Danışman:	Prof. Dr. Fatih YILDIZ <i>Erzurum Teknik Üniversitesi</i>	<i>İmza</i>
Üye:	Prof. Dr. Hikmet ÇİÇEK <i>Erzurum Teknik Üniversitesi</i>	<i>İmza</i>
Üye:	Prof. Dr. İlhan ÇELİK <i>Samsun Üniversitesi</i>	<i>İmza</i>
Üye:	Doç. Dr. Süleyman Nazif ORHAN <i>Erzurum Teknik Üniversitesi</i>	<i>İmza</i>
Üye:	Dr. Öğr. Üyesi Semih DURAN <i>Kafkas Üniversitesi</i>	<i>İmza</i>

Yukarıdaki sonucu onaylıyorum.

Prof. Dr. İlker KAZAZ
Enstitü Müdürü

ÜRETKEN YAPAY ZEKÂ VE 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 etik ilkelere uygun davrandığımı ve tezin hazırlanması sürecinde üretken yapay zekâ programlarından destek alınmadığımı beyan ederim.

27.11.2025

Furkan CENGİZ

TEŞEKKÜR

Tezimin bu aşamaya gelmesinde büyük katkıları bulunan değerli hocam Prof. Dr. Fatih YILDIZ'a en içten teşekkürlerimi sunarım. Tezimin her aşamasında göstermiş olduğu destek, sabır ve rehberlik için kendisine minnettarım.

Deneyisel çalışmalarında desteğini ve yardımlarını esirgemeyen Dr. Öğr. Üyesi Tevfik Oğuzhan ERGÜDER'e, Dr. Öğr. Üyesi Gürkan KAYA'ya, Dr. Öğr. Üyesi Deniz Kadir TAKCI'ya, Dr. Ahmet Melik YILMAZ'a, Erzurum Teknik Üniversitesi Yüksek Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi yönetici/çalışanlarına ve emeği geçen herkese en içten teşekkürlerimi sunmak isterim. Doktora eğitimim sürecinde tez izleme komitesinde bulunan ve desteklerini esirgemeyen Prof. Dr. Hikmet ÇİÇEK ve Prof. Dr. İlhan ÇELİK'e teşekkür ederim.

Tez süreci boyunca desteklerini esirgemeyen Kilis 7 Aralık Üniversitesi Sağlık Hizmetleri MYO yöneticilerine ve çalışma arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Doktora eğitimi sürecimde 20AG048 numaralı 1004 projesi ile burs desteği sağlayan TÜBİTAK'a ve doktora 100/2000 bursu ile destek sağlayan YÖK'e teşekkür ederim.

Son olarak, hayatım boyunca yanımda olan, desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen ve varlıklarıyla bana güç veren sevgili anneme, babama, ablama ve yeğenlerime en içten teşekkürlerimi sunarım.

Furkan CENGİZ

ÖZET

DOKTORA TEZİ

SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMİNDE KULLANILAN PROSES PARAMETRELERİNİN AISi7Mg ALAŞIMININ YAPISAL, MEKANİK VE TRIBOLOJİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİ

Furkan CENGİZ

Erzurum Teknik Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Fatih YILDIZ

Eklemeli imalat teknolojileri, özellikle Seçici Lazer Ergitme (SLE) yöntemi, karmaşık geometrilere sahip fonksiyonel ve yüksek performanslı metalik parçaların üretiminde önemli bir yer edinmiştir. Ancak bu yöntemle üretilen parçaların yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri; işlem parametreleri, üretim stratejileri ve ikincil işlemlerden doğrudan etkilenmektedir. Bu çalışmada, AISi7Mg alaşımının SLE yöntemiyle üretiminde hem üretim parametrelerinin hem de üretim sonrası ikincil işlemlerin alaşımın yapısal, statik/dinamik mekanik özellikler ve tribolojik performansı üzerindeki etkilerinin kapsamlı bir şekilde araştırılması ve optimum işlem ve ikincil işlem parametrelerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. İlk aşamada; lazer gücü, tarama hızı ve yana kayma mesafesi parametrelerinin mikro yapı, bağıl yoğunluk, yüzey pürüzlülüğü, sertlik ve tribolojik davranış üzerindeki etkileri incelenmiş, optimum üretim koşulları belirlenmiştir. SLE ile üretim işlemlerinde on farklı tarama hızı, beş farklı lazer gücü ve %30–90 aralığında yedi farklı yana kayma mesafesi kullanılmış ve katman kalınlığı sabit tutulmuştur. Optimum parametrelerle üretilen numunelerde yaklaşık %99 bağıl yoğunluk ve $114 \pm 3.61 \text{ HV}_{0.025}$ sertlik değeri elde edilmiştir. Ayrıca, numunelerin 0° , 45° ve 90° yapı yönelimlerinde üretilmesiyle üretim açısının performans üzerindeki etkileri de değerlendirilmiştir. İkinci aşamada ise gerilme giderme ve T6 ısıt işlemleri ile elektrokimyasal parlatma (EP) ikincil işlemlerinin mikro yapı ve yorulma davranışı üzerindeki etkileri incelenmiştir. EP işlemi, yüzey pürüzlülüğünü yaklaşık on kat azaltarak yorulma dayanımını belirgin şekilde artırmıştır. Isıt işlemler ise Si ağ yapısında iri taneli ve küreselleşmiş bir morfolojiye neden olmuş; bu durum sertlik, çekme dayanımı ve yorulma direncinde azalmaya yol açmıştır. T6 ısıt işlemi sonrasında yorulma limitinde belirgin düşüş gözlenmiş, bunun Si ağının kalınlaşmasından kaynaklandığı belirlenmiştir. Elde edilen bulgular, üretim parametreleri ile üretim sonrası işlemlerin malzemenin mikro yapısı, mekanik özellikleri ve yorulma ömrü üzerindeki etkilerini açıkça ortaya koymuştur. Bu çalışma, SLE yöntemiyle üretilen AISi7Mg alaşımlarının özellikle yorulma açısından kritik uygulamalarında uygun üretim ve son işlem stratejilerinin belirlenmesine bilimsel bir temel sunmaktadır.

Anahtar Kelimeler: Eklemeli imalat, Seçici lazer ergitme, Triboloji, Elektrokimyasal parlatma, Yorulma

ABSTRACT

PhD THESIS

EFFECTS OF PROCESS PARAMETERS USED IN SELECTIVE LASER MELTING ON STRUCTURAL, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF AlSi7Mg ALLOY

Furkan CENGİZ

Erzurum Technical University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Mechanical Engineering

Supervisor: Prof. Dr. Fatih YILDIZ

Additive manufacturing technologies, particularly Selective Laser Melting (SLM), have gained an important place in the production of lightweight, high-performance metal parts with complex geometries. However, the structural, mechanical, and tribological properties of the parts produced by this method are directly affected by process parameters, manufacturing strategies, and post-processing processes. In this study, the effects of both production parameters and post-processing processes on the material properties of AlSi7Mg alloy in the SLM production were comprehensively investigated. In the first stage, the effects of laser power, scanning speed, and side-slip distance on the microstructure, relative density, surface roughness, hardness, and tribological behavior were investigated, and optimal production conditions were determined. 10 different scanning speeds, 5 different laser powers, and hatch distances in the range of 30–90% were used, while the layer thickness was kept constant. Samples produced with the optimum parameters achieved a relative density of approximately 99% and a hardness of $114 \pm 3.61 \text{ HV}_{0.025}$. Additionally, the effects of the fabrication angle on performance were evaluated by producing samples in 0° , 45° , and 90° building orientations. In the second stage, the effects of annealing, T6 heat treatments, and electropolishing (EP) treatments on the microstructure and fatigue behavior were investigated. EP treatment significantly increased fatigue strength by reducing surface roughness by approximately tenfold. Heat treatments, on the other hand, caused a coarse-grained and spheroidized morphology in the Si network structure, leading to a decrease in hardness, tensile strength, and fatigue resistance. A significant decrease in fatigue limit was observed after T6 heat treatment, which was determined to be due to the thickening of the Si network. The findings clearly demonstrated the effects of production parameters and post-production treatments on the microstructure, mechanical properties, and fatigue life of the material. This study provides a scientific basis for determining appropriate fabrication and finishing strategies for AlSi7Mg alloys produced by the SLE method, particularly in fatigue-critical applications.

Keywords: Additive manufacturing, Selective laser melting, Tribology, Electropolishing, Fatigue

İÇİNDEKİLER

ÜRETKEN YAPAY ZEKÂ VE ETİK KURALLARA UYGUNLUK BEYANI	i
TEŞEKKÜR	ii
ÖZET.....	iii
ABSTRACT	iv
İÇİNDEKİLER	iv
TABLolar DİZİNİ	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
KISALTMALAR VE SİMGELER DİZİNİ	x
1. GİRİŞ	1
1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları.....	1
1.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması.....	1
1.2.1. Dövme Alüminyum Alaşımlar	3
1.2.2. Döküm Alüminyum Alaşımlar	4
1.3. Alüminyum Alaşımlara Uygulanan Isıl İşlemler	4
1.4. Alaşım Elementlerinin Alüminyum Alaşımına Etkileri.....	5
1.5. Al-Si-Mg Esaslı Alaşımlar	7
1.6. Eklemeli İmalat	7
1.7. Toz Yatak Füzyonu (PBF)	10
1.7.1. Seçici Lazer Sinterleme (SLS)	11
1.7.2. Doğrudan Metal Lazer Sinterleme (DMLS)	12
1.7.3. Doğrudan Enerji Biriktirme (DED).....	12
1.7.4. Seçici Lazer Ergitme (SLE)	14
1.8. İkincil İşlemler	18
1.8.1. Elektrokimyasal Parlatma.....	19
1.8.2. Isıl İşlem.....	21
2. KAYNAK ÖZETLERİ	23
3. MATERYAL ve YÖNTEM.....	31
3.1. SLE Üretim Parametrelerinin Belirlenmesi	31
3.2. Aşınma Testi.....	36
3.3. Mikrosertlik Testi	38
3.4. Isıl İşlemler ve Elektrokimyasal Parlatma İşlemleri	38

3.5. Çekme ve Yorulma Testi.....	40
3.6. Mikroyapı ve Karakterizasyon Analizleri	43
4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA	44
4.1. AlSi7Mg Toz Malzeme Karakterizasyonu.....	44
4.2. Lazer İzlerinin Yüzey Kesit ve Morfolojisi	45
4.3. SLE Yöntemi ile Üretilen Tek Duvar Yapılarının Analizi.....	48
4.4. AlSi7Mg Prizmatik Numune Üretimleri	50
4.5. Farklı Yana Kayma Değerleri ile Üretilen Prizmatik Numunelere Ait Doluluk Oranları.....	51
4.6. Farklı Yana Kayma Değerleri ile Üretilen Prizmatik Numunelerin Tribolojik Özellikleri ve Mikrosertlik Ölçümleri.....	56
4.7. İnşa Açısının Optimizasyonu	61
4.8. Mikroyapı Özellikleri ve XRD Analizleri.....	66
4.9. Isıl İşlemin Mikroyapı ve XRD Sonuçları Üzerindeki Etkisi	70
4.10. Isıl İşlem Sonrası Mekanik Özellikler.....	74
4.11. Elektrokimyasal Parlatma İşlemleri	77
4.12. Yorulma Deneyleri ve Kırılma Yüzeyleri Analizleri	78
5. SONUÇ ve ÖNERİLER.....	83
KAYNAKÇA	87
TEZDEN ÜRETİLEN YAYINLAR.....	101
1. Makaleler.....	101

TABLÖLAR DİZİNİ

Tablo 1.1. Isıl işlem yapılma durumlarına göre alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması	3
Tablo 3.1. Aşınma test parametreleri	36
Tablo 3.2. Isıl işlem parametreleri.....	39
Tablo 3.3. EP deney parametreleri	40
Tablo 4.1. AlSi7Mg tozunun kimyasal bileşimi.....	44
Tablo 4.2. Farklı lazer gücü ve tarama hızları ile elde edilen eriyik havuzuna ait boyutsal özellikler.....	48
Tablo 4.3. Farklı tarama hızı ve yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelerin Arşimet yöntemiyle hesaplanan doluluk oranları	52
Tablo 4.4. Farklı tarama hızları ve farklı yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelerin görüntü analizi yöntemiyle belirlenen doluluk oranları.....	55
Tablo 4.5. Farklı yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelerin ortalama sürtünme katsayısı değerleri.....	57
Tablo 4.6. AlSi7Mg toz malzeme için ideal SLE üretim parametre seti.....	60
Tablo 4.7. Farklı inşa açılarında üretilen prizmatik numunelerin doluluk oranları.....	62
Tablo 4.8. Isıl işlem uygulanan ve uygulanmayan numunelerin doluluk oranları	71
Tablo 4.9. Isıl işlem uygulanmayan ve ısıtıl işlem uygulanan numunelerin mekanik özellikleri.....	75

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması	2
Şekil 1.2. Eklemeli imalat yöntemiyle üretilen farklı alaşımlara ait görseller a) AlSi10Mg, b) CoCrMo, c) C18150, d) Inconel-718 , e) 316L, f) Ti64	9
Şekil 1.3. Eklemeli imalat yöntemlerinin sınıflandırılması	10
Şekil 1.4. Seçici lazer sinterleme yönteminin şematik gösterimi	11
Şekil 1.5. Doğrudan enerji biriktirme metodunun temsili gösterimi	13
Şekil 1.6. Seçici lazer ergitme yönteminin şematik gösterimi	14
Şekil 1.7. SLE proses parametreleri	17
Şekil 1.8. Enerji yoğunluğuyla ilgili parametrelerin şematik gösterimi	18
Şekil 1.9. İkincil işlemlerin sınıflandırılması	19
Şekil 1.10. EP yönteminin şematik gösterimi	20
Şekil 3.1. Concept Laser MLab R SLE cihazı	32
Şekil 3.2. ZEISS AXIO A1 marka optik mikroskop	33
Şekil 3.3. Duvar kalınlığı mesafesini bulmak için üretilen kontur numuneleri	34
Şekil 3.4. Quanta FEG 250 marka taramalı elektron mikroskobu	34
Şekil 3.5. Farklı inşa açılarıyla üretilen numunelerin şematik gösterimi	35
Şekil 3.6. Tribolojik test cihazı	37
Şekil 3.7. Optik profilometre cihazı	37
Şekil 3.8. Mikrosertlik ölçüm cihazı	38
Şekil 3.9. Vakum ve gaz kontrollü ısıtma işlem fırını	39
Şekil 3.10. EP deney düzeneği	40
Şekil 3.11. INSTRON 5982 marka statik test cihazı	41
Şekil 3.12. Yorulma test cihazı	42
Şekil 3.13. Çekme ve yorulma test numunelerinin teknik resim çizimleri a) Çekme b) Yorulma	42
Şekil 3.14. XRD Cihazı	43
Şekil 4.1. AlSi7Mg toz malzemeye ait SEM görüntüsü ve toz boyutu dağılım grafiği	45
Şekil 4.2. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarında gerçekleştirilen tekli lazer vuruşlarına ait yüzey morfolojisi görüntüleri	46
Şekil 4.3. 80 W ve 100 W lazer gücü ve farklı tarama hızlarında gerçekleştirilen tekli lazer vuruşlarına ait eriyik havuz görüntüleri	46

Şekil 4.4. Kontur numunelerine ait SEM görüntüleri (a-a') 100 W-400 mm/sn, (b-b') 100 W-600 mm/sn, (c-c') 100 W-800 mm/sn	50
Şekil 4.5. Farklı yana kayma değerlerinde (%30-90 yk) üretilen prizmatik numuneler.	51
Şekil 4.6. Farklı tarama hızları ve farklı yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelerin Arşimet yöntemiyle belirlenen doluluk oranlarının grafiksel dağılımı	52
Şekil 4.7. 600 mm/sn tarama hızında farklı yana kaymalarla üretilen prizmatik numunelerin optik mikroskop görüntüleri a) 30 yk, b) 40 yk, c) 50 yk, d) 60 yk, e) 70 yk f) 80 yk g) 90 yk.....	53
Şekil 4.8. 800 mm/sn tarama hızında farklı yana kaymalarla üretilen prizmatik numunelerin optik mikroskop görüntüleri a) 30 yk, b) 40 yk, c) 50 yk, d) 60 yk, e) 70 yk f) 80 yk g) 90 yk.....	54
Şekil 4.9. Farklı tarama hızları ve farklı yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelerin görüntü analizi yöntemiyle belirlenen doluluk oranlarının grafiksel dağılımı	54
Şekil 4.10. Farklı tarama hızları ve yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri	56
Şekil 4.11. Farklı yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelerin COF-zaman grafiği	57
Şekil 4.12. Farklı yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelere ait aşınma oranları ve mikrosertlik değerleri.....	58
Şekil 4.13. Farklı yana kayma değerleriyle üretilen AlSi7Mg numunelere ait aşınma izi 3D profilometre ve SEM görüntüleri a) 30 yk, b) 40 yk, c) 50 yk.....	59
Şekil 4.14. Farklı yana kayma değerleriyle üretilen AlSi7Mg numunelere ait aşınma izi 3D profilometre ve SEM görüntüleri a) 60 yk, b) 70 yk, c) 80 yk ve d) 90 yk	60
Şekil 4.15. Farklı inşa açılarında üretilen AlSi7Mg prizmatik numunelerin optik mikroskop görüntüleri.....	62
Şekil 4.16. Farklı inşa açılarıyla üretilen numunelerin COF-zaman grafikleri ve sürtünme katsayısı değerleri.....	63
Şekil 4.17. Farklı inşa açılarıyla üretilen numunelerin aşınma oranı ve mikrosertlik değerleri.....	64
Şekil 4.18. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerine ait aşınma izi 3D profilometre ve SEM görüntüleri a) 0°, b) 45°, c) 90°.....	65

Şekil 4.19. Farklı inşa açılarıyla üretilen prizmatik numunelerin optik mikroskop görüntüleri a)0°, b)45°, c)90°.....	66
Şekil 4.20. Farklı inşa açılarıyla üretilen prizmatik numunelerin SEM görüntüleri a) 0°, b) 45°, c)90°	68
Şekil 4.21. AlSi7Mg tozu ve farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelere ait XRD grafikleri.....	70
Şekil 4.22. Isıl işlem uygulanmayan ve ısıtıl işlem uygulanan numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a)AB, b)AN ve c)T6.....	71
Şekil 4.23. Isıl işlem uygulanmayan (a), Gerilme giderme işlemi uygulanan (b) ve T6 işlemi uygulanan numunelerin optik mikroskop görüntüleri.....	72
Şekil 4.24. Isıl işlem uygulanmayan (a), Tavlama işlemi uygulanan (b) ve T6 işlemi uygulanan (c) numunelerin SEM görüntüleri	72
Şekil 4.25. Isıl işlem uygulanmamış ve uygulanmış numunelerin XRD analiz sonuçları	73
Şekil 4.26. Isıl işlem uygulanmayan ve ısıtıl işlem uygulanan numunelere ait çekme eğrileri	74
Şekil 4.27. Çekme numunelerine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a-a') Isıl İşlemsiz, (b-b') Tavlama, (c-c') T6	77
Şekil 4.28. İşlemsiz (a) ve elektrokimyasal olarak parlatılmış (b) numunelere ait optik profilometre görüntüleri.....	78
Şekil 4.29. AlSi7Mg numunelerinin oda sıcaklığındaki ve R= 0,1 gerilme oranı altındaki gerilme-çevrim sayısı (S-N) eğrisi	79
Şekil 4.30. EP işlemi uygulanmamış numunelere ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a-a') AB ($\sigma = 120$ MPa, $N = 4,1 \times 10^5$), (b-b') AN ($\sigma = 100$ MPa, $N = 6,81 \times 10^5$) ve (c-c') T6 ($\sigma = 120$ MPa, $N = 2,78 \times 10^5$).	81
Şekil 4.31. EP işlemi uygulanmış numunelere ait kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a-a') AB+EP ($\sigma = 130$ MPa, $N = 3,65 \times 10^5$), (b-b') AN+EP ($\sigma = 125$ MPa, $N = 2,36 \times 10^5$) ve (c-c') T6+EP ($\sigma = 110$ MPa, $N = 6,59 \times 10^5$).	82

KISALTMALAR VE SİMGELER DİZİNİ

%	Yüzde
°	Derece
µm	Mikronmetre
°C	Santigrat
Al	Alüminyum
Ar	Argon
Co	Kobalt
dk	Dakika
g	Gram
HCl	Hidroklorik asit
HF	Hidroflorik asit
HNO ₃	Nitrik asit
HV	Vickers Sertlik
m	Metre
mm ²	Milimetre kare
Mg	Magnezyum
Mg ₂ Si	Magnezyum Silisit
MPa	Mega Pascal
N	Newton
nm	Nanometre
R _a	Ortalama yüzey pürüzlülüğü
Si	Silisyum
rpm	Devir/dakika
s	Saniye
W	Watt
CAD	Bilgisayar destekli tasarım
EDS	Enerji dağılımı spektroskopisi
Eİ	Eklemeli imalat
EP	Elektrokimyasal parlatma
PBF	Toz yatak füzyonu

SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SLE	Seçici lazer ergitme
SLS	Seçici lazer sinterleme
STL	StereoLithography
XRD	X-ışını difraktometresi
yk	Yana kayma değeri



1. GİRİŞ

1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

Yerkabuğunda en fazla bulunan elementlerden biri olan alüminyum (Al) 19. yüzyılın başından bu yana birçok endüstride büyük bir öneme sahiptir. Evsel kullanımlardan otomotiv, savunma, havacılık ve uzay uygulamalarına kadar geniş bir kullanım yelpazesi sunmaktadır. Alüminyum, hafifliği, spesifik mukavemeti, geri dönüştürülebilirliği, korozyon direnci, sünekliği, şekillendirilebilirliği ve elektriksel iletkenliği gibi üstün özelliklerinden dolayı değerli bir metaldir. Bu özellikleri alüminyum ve alüminyum alaşımlarını diğer demir dışı metallerden avantajlı kılmaktadır (S. Das et al., 2008). Alüminyum üretimi, alüminyum içeren minerallerden elde edildiği birincil üretim ve alüminyum hurdasından geri dönüştürüldüğü ikincil üretim olmak üzere temel olarak iki kategoriye ayrılmaktadır. Alüminyumun birincil üretimi, boksit cevherinin işlenmesi (zenginleştirme), boksit cevherinden saf alüminyum üretimi (Bayer prosesi) ve erimiş tuz elektrolizi ile metalik alüminyum üretimi (Hall-Herault prosesi) gibi adımları içermektedir (Tabereaux & Peterson, 2024). İkincil üretim ise hurdadan ön işlem ve ergitme/rafınasyon gibi adımları içermektedir. Genel olarak alüminyum üretimi, istenen kimyasal bileşimi ve dökümü elde etmek için ergitme, saflaştırma ve alaşım elementlerinin eklenmesini gerektirir (Mandin et al., 2009).

1.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Uluslararası Alaşım Tanımlama Sistemi (IADS), 1970'lerden bu yana alüminyum alaşımları için en yaygın kabul gören isimlendirmeyi oluşturmuştur. Sistemin temeli, Amerika Birleşik Devletleri Alüminyum Birliği tarafından kullanılan sınıflandırma sistemine dayanmaktadır (Polmear et al., 2017). IADS, her bir alaşım sınıfı için dört basamaklı bir sayı belirlemekte ve bu sayının ilk basamağı ana alaşım elementine dayanmaktadır.

- 1xxx serisi alaşımlarda ana alaşım elementi yoktur.
- 2xxx serisi alaşımlarda bakır ana alaşım elementidir.
- 3xxx serisi alaşımlarda mangan ana alaşım elementidir.
- 4xxx serisi alaşımlarda silisyum ana alaşım elementidir.

- 5xxx serisi alaşımlarda magnezyum ana alaşım elementidir.
- 6xxx serisi alaşımlarda magnezyum ve silisyum ana alaşım elementidir.
- 7xxx serisi alaşımlarda çinko ana alaşım elementidir.

1xxx serisinin son iki rakamı alaşımın saflığı hakkında bilgi verirken, bu olgu diğer alaşım serileri için geçerli değildir. Ancak, ikinci hane tüm serilerde alaşımın saflığını veya alaşımdaki herhangi bir değişikliği göstermektedir. Örneğin, 3024 ve 3124 alaşımları bileşimlerinde çok az farklılık gösterir (Wessel, 2004).

Alüminyum alaşımları, temel üretim yöntemlerine göre dövme alaşımlar ve döküm alaşımlar olmak üzere iki gruba ayrılmaktadır. Ayrıca, alüminyum alaşımları ısıtılma işlem görmeyen veya ısıtılma işlem gören olarak da sınıflandırılabilir. Dövme alaşımlar mekanik kuvvetler vasıtasıyla çubuk, plaka, levha/folyo şekline getirilirken, döküm alaşımlar doğrudan kullanım için motor blokları, çerçeveler gibi daha düzensiz/karmaşık şekillerde veya daha ileri alaşım işleme için ara ürün olabilecek külçe şeklinde üretilmektedir (Rooy, 2018).



Şekil 1.1. Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması

Isıl işlem yapılma durumlarına göre alüminyum alaşımları Tablo 1’de verilen şekilde sınıflandırılmaktadır.

Tablo 1.1. Isıl işlem yapılma durumlarına göre alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Rambabu et al., 2017)

Dövme		Döküm	
Isıl işlem yapılabilen	Isıl işlem yapılamayan	Isıl işlem yapılabilen	Isıl işlem yapılamayan
2xxx Cu alaşımı	1xxx Saf	2xxx Cu alaşımı	1xxx Saf
6xxx Cu-Si alaşımı	3xxx Mn alaşımı	3xxx Si-Cu-Mg alaşımı	4xxx Si alaşımı
7xxx Mg-Cu alaşımı	4xxx Si alaşımı	7xxx Zn alaşımı	5xxx Mg alaşımı
	5xxx Mg alaşımı		

1.2.1. Dövme Alüminyum Alaşımlar

Yüksek özgül mukavemet ve elastisite modülü, mükemmel korozyon direnci ve iyi işleme ve şekillendirme performansının bir kombinasyonu nedeniyle, dövme alüminyum alaşımları demiryolu taşımacılığı, otomotiv, havacılık ve diğer sektörlerde yaygın olarak kullanılmaktadır (Qu et al., 2022).

1XXX serisi: Ana empürite atomu olarak Fe ve Si içeren minimum %99 alüminyum içeren alaşımlardır. Yüksek ısı iletkenliği ve iyi korozyon direnci nedeniyle kimyasal ve elektrik uygulamalarında sıklıkla tercih edilmektedir (Koprowski et al., 2020).

2XXX serisi: Mg genellikle bu alaşım sisteminde bakır ana alaşım elementi ile birlikte ikincil alaşım elementi olarak bulunur. Isıl işlem mukavemet artışı sağlamak için yapılır. Otomotiv ve uçak parçaları gibi yüksek mukavemet ve düşük ağırlık talep edilen uygulamalarda tercih edilir (Rahul Das et al., 2023).

3XXX serisi: Bu alaşım serisi, iyi plastik deformasyon kabiliyetini korurken daha iyi mukavemet sağlayan Mn ilaveli 1xxx serisinin geliştirilmiş bir formudur (Rekas et al., 2015).

4XXX serisi: Si, mikroyapıda ana alaşım elementi olarak ağırlıkça %12'ye kadar bulunabilir ve bu da ağırlıkça %12 Si'deki ötektik nokta nedeniyle erime noktasında bir

düşüş sağlamaktadır. Bu nedenle, bu alaşım serisi iyi kaynak ve sert lehim özellikleri sergilemektedir (Khoshghadam-Pireyousefan et al., 2023).

5XXX serisi: Ana alaşım elementi olarak Mg, sıcaklık yükseldiğinde alaşım stabilitesini korumak için genellikle %5'in altında bulunur. Bu alaşımlar, iyi korozyon direnci gibi iyi düşük sıcaklık özellikleri sayesinde denizcilik uygulamaları için caziptir. Bununla birlikte, yüksek sıcaklıklarda stres korozyon çatlaması meydana gelmesi olumsuz özelliklerindendir (R. Zhang et al., 2015).

6XXX serisi: Mg ve Si birincil alaşım elementlerinden gelen magnezyum silisit (Mg_2Si), bu serinin yaşlandırmayla sertleşmesini sağlamaktadır. Bu alaşım serisi, diğer yaşlanma sertleşmeli alaşımlara göre nispeten daha düşük mukavemete sahiptir. Bununla birlikte, 6xxx serisi daha iyi plastik deformasyon yetenekleri ile birlikte daha iyi korozyon direnci mümkün kılmaktadır (Baruah & Borah, 2020).

7XXX serisi: Zn ana alaşım elementi olarak %1 ile %8 arasında katılır. Cu ve Cr bu alaşım serisinde sıklıkla tercih edilir. Oldukça yüksek mukavemet sağlaması bu seriyi uçak gövdesi gibi yapısal uygulamalarda tercih edilir kılmaktadır (B. Zhou et al., 2021).

1.2.2. Döküm Alüminyum Alaşımlar

Döküm alüminyum alaşımlarının kullanımı, düşük yoğunlukları, iyi dökülebilirlikleri, yüksek özgül mukavemet gibi özelliklerinden dolayı son yıllarda giderek artmaktadır. Dövme alüminyum alaşımları ile karşılaştırıldığında, alüminyum döküm alaşımları, daha kısa işleme döngüsü ve montaj maliyetleri nedeniyle parçaların seri üretiminde ekonomik avantajlara sahiptir (Berlanga-Labari et al., 2020). Alüminyum döküm alaşımları kimyasal bileşimlerine göre sınıflandırılmaktadır. Döküm alaşımlarındaki silisyum miktarı, akışkanlığı arttırmak için dövme alaşımlara kıyasla daha yüksektir. Bu nedenle ince cidarlı ve karmaşık şekilli döküm ürünleri dökülebilir. Döküm alaşımlarının mukavemeti alaşımlama, tane inceltme ve ısıtma işlem gibi yöntemlerle arttırılabilmektedir (Kobayashi, 2000).

1.3. Alüminyum Alaşımlara Uygulanan Isıl İşlemler

Isıl işlem imalatındaki en önemli süreçlerden biridir. Mikroyapıyı veya yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek iş parçasının performansını iyileştirmektedir. Alüminyum alaşımlarında uygulanan ısıtma işlemler malzemenin mekanik özelliklerini

geliştirmenin yanı sıra kullanım alanlarına göre korozyon özelliklerinin iyileştirilmesi ve elektriksel iletkenlik kazandırmak amacıyla da yapılabilmektedir (L. Yang et al., 2021). Alüminyum alaşımlarında çözeltiye alma, yaşlandırma, soğuk şekillendirme, tavlama gibi çok sayıda temper kombinasyonu vardır. Alüminyum alaşımlarını şekillendirmek için mekanik işlemlerin ve ısı işlemlerin kombinasyonu alaşımın temper durumunu gösterir. Alüminyum alaşımları için temel olarak dört temper grubu mevcuttur.

“F”; alaşım üretildiği gibi kullanılır. Alaşıma özel bir ısı işlem veya gerinim sertleştirme işlemi uygulanmamıştır.

“O”, tavllanmış ve yeniden kristalleştirilmiş alaşımdır. Tavlama, döküm alaşımlarında gelişmiş süneklik ve boyutsal kararlılık elde etmek için alüminyum alaşımlarında gerçekleştirilir.

“T”, yaşlandırma (çökelme sertleşmesi) ısı işlemi ısı işlem uygulanabilir alüminyum alaşımlarına (2xxx, 6xxx, 7xxx) uygulanmaktadır.

“H”, gerinim sertleştirilmiş alaşım: Temperleme işlemi, yaşlandırma ısı işlemi için uygun olmayan ancak soğuk deformasyon yoluyla güçlendirilebilen dövme alaşımlarda kullanılır. Bu tür temperlemede, temper tanımı bir H harfi ve ardından gelen sayılarla gösterilmektedir (Starke & Mridha, 2016).

1.4. Alaşım Elementlerinin Alüminyum Alaşımına Etkileri

Üstün özelliklerine rağmen saf alüminyumun düşük mukavemeti yüksek mekanik özellikler gerektiren uygulamalar için uygun değildir. Bu nedenle alüminyum alaşımları yüksek mekanik özellik gerektiren uygulamalarda kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımlarını elde etmek için bakır, çinko, magnezyum, silisyum, manganez ve lityum gibi alaşım elementleri olarak kullanılmaktadır. (Rana et al., 2012).

Silisyum: Alüminyum döküm alaşımlarının çoğunda kullanılan en önemli alaşım elementidir. Dökümde yüksek akışkanlık ve düşük büzülme gibi önemli avantajlar sağlamaktadır. Alüminyum alaşımlarının sertliğini ve aşınma direncini artırmaktadır. Ancak alüminyum alaşımlarının işlenebilirliğini önemli ölçüde azaltmaktadır. Ağırlık yüzdesindeki Si konsantrasyonuna bağlı olarak Hipoötektik (ağırlıkça %12'den az Si), Ötektik (ağırlıkça %12-13 Si) ve Hipereötektik (ağırlıkça %14-25 Si) olmak üzere Al-Si alaşım sistemleri üç ana kategoriye ayrılmaktadır (Torabian et al., 1994).

Bakır: Hem ısıtım işlem görmüş hem de ısıtım işlem görmemiş alüminyum alaşımlarının yüksek çalışma sıcaklıklarında mukavemetini ve sertliğini artırmaktadır. Ayrıca alüminyum alaşımların işlenebilirliğini iyileştirmektedir. Öte yandan, bakır genellikle alüminyumun korozyon direncini azaltır ve belirli alaşımlarda ve sıcaklıklarda gerilmeli korozyon duyarlılığını artırır (Shabestari & Moemeni, 2004b).

Magnezyum: Alüminyum alaşımlarının sertliğini ve mukavemetini artırır. Ayrıca korozyon direncini ve kaynaklanabilirlik gibi özelliklerini geliştirir. Magnezyum, silisyumla birleşerek Mg_2Si sert fazını oluşturarak alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini iyileştirir (Kulkarni et al., 2014).

Mangan: Alüminyum alaşımlarına mangan ilavesi, mukavemeti artırmanın yanı sıra düşük çevrimli yorulma direncini de önemli ölçüde geliştirir. Korozyon direnci de mangan ilavesiyle iyileşmektedir (Woo et al., 2000).

Demir: Alüminyum alaşımlarında sıklıkla bulunan bir elementtir. Eriyik haldeki alüminyumda yüksek çözünürlüğe sahiptir. Demirin katı haldeki çözünürlüğü çok düşük olmasından dolayı yüksek sıcaklıklarda mukavemette hafif bir artış sağlamaktadır. Ayrıca iyi sürünme özellikleri sağladığı elektrik iletkenlerinde kullanılmaktadır (Joseph et al., 2021).

Çinko: Dövme alüminyum alaşımlarında mukavemet artışı sağlar. Bununla birlikte, Al-Zn alaşımlarının kullanımı, dövme alaşımların gerilmeli korozyon çatlamasına ve döküm alaşımların sıcak çatlamasına karşı hassasiyeti nedeniyle sınırlıdır. Çinko, alüminyum çözelti sınırını artırarak kurban anotlarda ve koruyucu kaplamalarda yararlı olmasına yardımcı olur (Z. Zhang et al., 1998).

Kalay: Rulman ve burç uygulamalarında sürtünmeyi azaltmak için alüminyum döküm alaşımlarında kullanılır. Kalay, bu tür rulmanların/burçların kullanım esnasında aşırı ısınması durumunda sürtünen yüzeylere kısa süreli sıvı yağlama sağlayabilir (Park et al., 2016).

Berilyum: Magnezyum içeren alüminyum bazlı alaşımlarda, az miktarda berilyum, yüzeye yayıldığı ve yüksek hacim oranında bir oksit oluşturduğu için yüksek sıcaklıklarda oksidasyonun azaltılmasına yardımcı olur. Berilyum, %0,1'e kadar olan miktarlarda, alüminyum filmin dayanımını artırmak ve zararlı demir-alüminyum birleşimini kontrol etmek için alüminyum banyolarına uygulanır (Molchanova & Ilyushin, 2013).

1.5. Al-Si-Mg Esaslı Alaşımlar

Çok sayıda Alüminyum alaşım türü arasında Al-Si-Mg alaşımları üstün mekanik ve fiziksel özellikler, mükemmel dökülebilirlik, kaynaklanabilirlik ve korozyona karşı yüksek direnç gibi üstün özellikleriyle bilinmektedir. Bu nedenle Al-Si-Mg alaşımları, otomotiv ve havacılık sektörlerinde piston, motor bloğu, silindir kapağı ve jant gibi parçalarda yaygın şekilde kullanılmakta; hatta bazı biyomedikal uygulamalarda da yer bulmaktadır (Ramalingam et al., 2020). Bu alaşımlardan üretilen döküm parçaların istenen performansı gösterebilmesi için hem yüksek dayanım hem de yeterli süneklik gerekir. Parçaların mekanik özelliklerini en fazla etkileyen unsurlar; tane boyutu ve şekli, dendrit kol aralığı (DKA) ile ikinci faz bileşenlerinin büyüklüğü ve dağılımıdır. Alaşımın yapısal kalitesi, kimyasal bileşim, ergitme ve döküm koşulları ile katılaşma hızına bağlı olarak değişir. Özellikle DKA değeri; gözeneklilik miktarını, ikinci faz parçacıklarının boyutunu ve dağılımını belirleyen önemli bir etkidir. DKA küçüldükçe, malzeme içinde gözeneklilik azalır, ikinci faz bileşenleri daha ince ve dengeli dağılır; bu da malzemenin genel mekanik özelliklerini belirgin biçimde iyileştirir. DKA'daki değişikliklerden en çok etkilenen mekanik özellikler, çekme mukavemeti ve yüzde uzamadır (Barresi et al., 2000; Cáceres, 1998;).

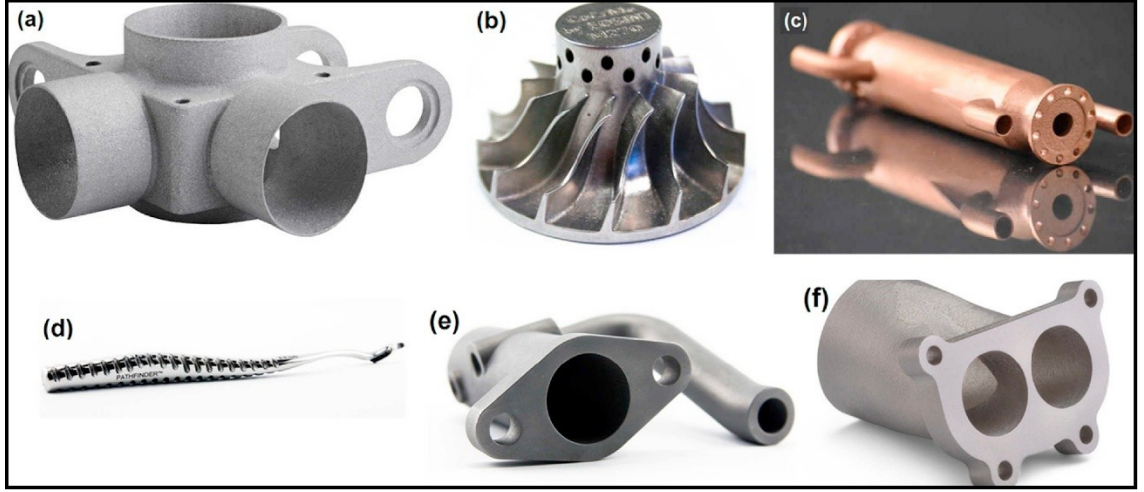
AlSi7Mg, yapısal parçaların dökümünde yaygın olarak kullanılan, iyi mekanik ve korozyon performansı gösteren, ısıtılabilir uygulanabilir hipoeutektik Al-Si-Mg alaşımıdır. AlSi7Mg alaşımı esas olarak, alüminyum aşırı doymuş katı çözeltiden termal yaşlanma üzerine oluşan ve β'' olarak bilinen $Mg_4Al_3Si_4$ uyumlu çökeltiler tarafından güçlendirilmektedir. AlSi7Mg alaşımı kütleye %6-8 Si ve %0.3-0.6 arasında Mg içermektedir (Zheng et al., 2017).

1.6. Eklemeli İmalat

Katmanlı üretim ya da yaygın bilinen adıyla üç boyutlu (3B) baskı, 1980'lerde hızlı prototipleme amacıyla ortaya çıkmış, zamanla çok çeşitli sektörlerde kullanılabilen gelişmiş bir üretim tekniğine dönüşmüştür. Malzeme bilimi, üretim teknolojileri ve yazılım alanlarında yaşanan ilerlemeler, bu yöntemin gelişiminde belirleyici rol oynamış ve eklemeli imalatın havacılık, otomotiv, sağlık ve hatta moda endüstrilerinde yaygınlaşmasına zemin hazırlamıştır (Prashar et al., 2023). Günümüzde 3B baskı, karmaşık geometrilerin üretiminde sağladığı esneklik, atık miktarını azaltması ve yüksek düzeyde özelleştirme imkânı sunmasıyla öne çıkmaktadır. Bu gelişmeler, eklemeli

imalatın yalnızca prototip üretiminde değil, aynı zamanda polimer, metal, seramik ve kompozit gibi farklı malzemelerle endüstriyel ölçekli üretimlerde de uygulanabilen kapsamlı bir teknoloji haline gelmesini sağlamıştır. Gelişimini sürdüren bu yöntem, üretim süreçlerinden tedarik zincirlerine kadar geniş bir dönüşüm potansiyeli taşımakta ve gelecekte, talep üzerine kişiselleştirilmiş üretimin birçok sektörde standart hale geleceğini göstermektedir. Eklemeli imalat, karmaşık geometrilerin üretimi ve bu üretimleri minimum atıkla gerçekleştirmesi sayesinde geleneksel yöntemlerden ayrılır, bu da onu prototipler ve nispeten küçük boyutlu parça üretim çalışmaları için ideal hale getirmektedir. Buna karşın eklemeli imalat yöntemi, üretilebilecek malzeme türleri ve parça boyutları açısından hâlâ bazı sınırlamalarla karşılaşmaktadır. Ayrıca, süreç doğası gereği oluşabilecek yönsel farklılıklar (anizotropi) nedeniyle, istenen mekanik özelliklerin elde edilmesi için genellikle üretim sonrası ek işlemler (post-process) uygulanması gerekir. Buna mukabil, geleneksel imalat teknikleri; daha geniş malzeme seçeneği, oturmuş süreç parametreleri ve yüksek yüzey kalitesiyle öne çıkarak özellikle seri üretimde verimlilik sağlar. Eklemeli imalatın en önemli avantajlarından biri ise kalıp veya takım ihtiyacını ortadan kaldırarak başlangıç maliyetlerini azaltmasıdır. Dolayısıyla, hangi yöntemin tercih edileceği; üretimin karmaşıklık düzeyi, hedeflenen parça adedi ve maliyet-verimlilik dengesi gibi faktörlere bağlı olarak değişmektedir (L. Zhou et al., 2024).

Eklemeli imalat, geleneksel üretim yöntemlerinden farklı olarak, üç boyutlu (3B) model verilerinden yola çıkarak malzemenin katmanlar halinde biriktirilmesi prensibine dayanan bir üretim sürecidir. Bu yöntemin genel işlem aşamaları, elde edilecek ürünün geometrik doğruluğunu, yüzey kalitesini ve işlevsel özelliklerini doğrudan etkileyen kritik adımlardan oluşmaktadır. Süreçteki her aşama, nihai parçanın hedeflenen mekanik ve geometrik özellikleri karşılayabilmesi açısından büyük önem taşımaktadır. Yazılım, malzeme ve baskı teknolojilerindeki gelişmeler, 3B baskı ile elde edilebilecek olanakları genişletmeye devam ettirmekte ve bu durum eklemeli imalatı modern teknolojinin ayrılmaz bir parçası haline getirmektedir (Kanishka & Acherjee, 2023). Eklemeli imalat ile üretilen farklı malzeme ve geometrilere ait bazı görseller Şekil 1.2.'de sunulmuştur.



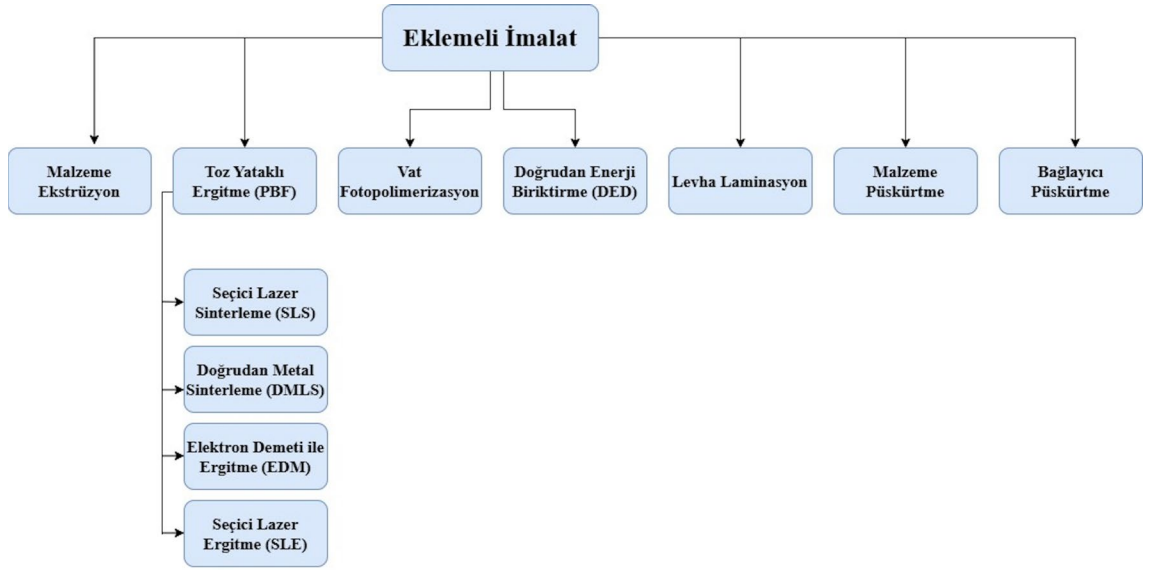
Şekil 1.2. Eklemeli imalat yöntemiyle üretilen farklı alaşımlara ait görseller a) AlSi10Mg, b) CoCrMo, c) C18150, d) Inconel-718, e) 316L, f) Ti64 (Bhuvanesh Kumar & Sathiya, 2021)

Tasarım aşaması, 3B modelin oluşturulmasının çok önemli olduğu eklemeli imalat sürecinin başlangıcını işaret etmektedir. Tasarımcılar ve mühendisler, hedeflenen parçanın ayrıntılı ve karmaşık dijital modelini oluşturmak için Bilgisayar Destekli Tasarım (CAD) yazılımlarından yararlanırlar. Bu aşama, modelin geometrik özelliklerinin titizlikle planlandığı, üretilecek geometrinin nihai ürün gereksinimleriyle uyumlu hale getirildiği kritik bir süreçtir. (Beaman et al., 2020).

Model tamamlandığında, genellikle stereolitografi formatı (STL) kullanılarak dışa aktarılır. Bu dönüştürme işlemi, dijital tasarımın üretim hattına aktarılabilmesi için temel bir adım olup, sanal model ile fiziksel üretim arasındaki bağlantıyı kurar. Böylece 3B tasarım, yazıcı sistemleri tarafından katman katman işlenebilecek bir veri yapısına dönüştürülür (Xames et al., 2023).

STL dosyası oluşturulduktan sonra, bir sonraki önemli adım dilimlemedir; bu genellikle dilimleyici olarak adlandırılan özel bir yazılımın STL dosyasını bir dizi ince, yatay katmana dönüştürdüğü çok önemli bir süreçtir. Bu dönüşüm modelin karışık geometrisini yönetilebilir, yazdırılabilir katmanlar yığınınına ayırarak dijital tasarımı fiziksel bir nesneye dönüştürdüğü için kritik bir rol oynamaktadır (Tofail et al., 2018).

Eklemeli imalat yöntemleri Şekil 1.3’de gösterildiği gibi sınıflandırılabilir.



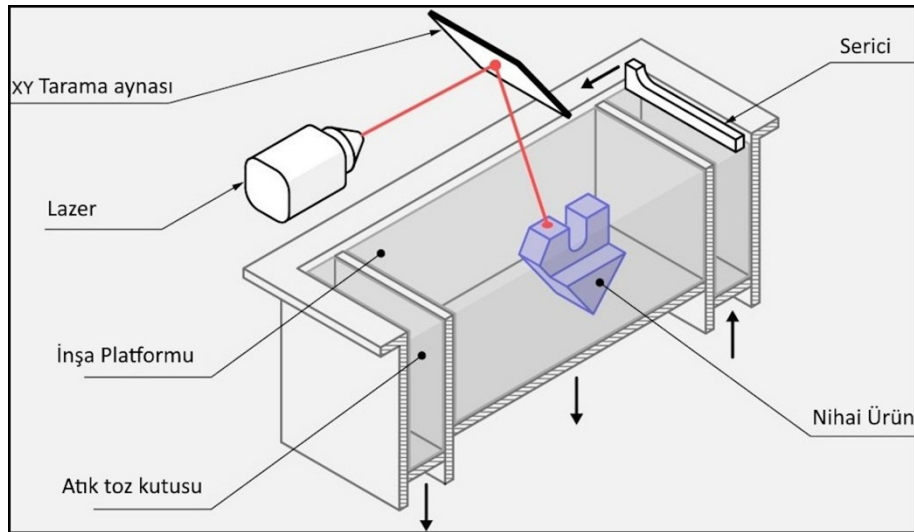
Şekil 1.3. Eklemeli imalat yöntemlerinin sınıflandırılması (Zhai et al., 2022)

1.7. Toz Yatak Füzyonu (PBF)

Toz yatak füzyonu (PBF) üretim teknolojisi, farklı mühendislik uygulamaları için 3B nesnelerin üretiminde yaygın olarak kullanılan eklemeli imalat sürecinin en seçkin gruplarından biri olarak popülerlik kazanmıştır (Schneck et al., 2021). PBF yöntemi, düz bir üretim platformu üzerine yayılan metal veya alaşım tozlarının, lazer ya da elektron ışını ile seçici olarak ergitilmesi prensibine dayanır. Bu teknik, metal parçaların yüksek doğrulukla ve hızlı biçimde şekillendirilmesi amacıyla geliştirilmiştir. Süreç, üç boyutlu parçaların katman katman oluşturulmasıyla tekrarlayan bir üretim döngüsü şeklinde ilerlemektedir (Hayat et al., 2019). Çoklu malzeme içeren üç boyutlu yapılar üretmek için toz yatağı füzyonu tekniğinin kullanılması, geleneksel imalat yöntemleri olan döküm, dövme, sac şekillendirme veya ekstrüzyon işlemlerine kıyasla çeşitli üstünlükler sunar. Bu avantajlar arasında daha dar ergime bölgeleri, sınırlı ısı etkisi alanı ve parça deformasyonunun minimum düzeye indirilmesi sayılabilir (Frazier, 2014). Yüksek enerji yoğunluklu ışınlar ile PBF üretim yöntemi bir araya geldiğinde, üretim süreci üzerindeki kontrol sayesinde farklı malzemeler istenilen noktalara yerleştirilebilir. Bu sayede, malzemeler arası geçişler daha sağlam olur ve karmaşık yapılar tek parça hâlinde üretilir. (Dzogbewu & de Beer, 2023).

1.7.1. Seçici Lazer Sinterleme (SLS)

Seçici lazer sinterleme (SLS) teknolojisi, çeşitli malzemeleri kullanma ve yüksek doğrulukta karmaşık, işlevsel parçalar üretme kabiliyeti nedeniyle 3B baskıda öne çıkmaktadır. Malzeme katmanlarının biriktirilmesine veya kürlenmesine dayanan geleneksel 3B baskı yöntemlerinin aksine SLS, toz halindeki malzemeleri seçici olarak bütünleştirmek için bir lazer kullanarak destek yapılarına olan ihtiyacı ortadan kaldırır ve daha fazla tasarım özgürlüğü sağlamaktadır. SLS teknolojisi, malzeme çeşitliliğine izin vermesi, üretim sırasında herhangi bir destek yapısı gerektirmemesi ve karmaşık yapıdaki fonksiyonel parçaları doğrudan üretebilmesi gibi özellikleriyle geleneksel üç boyutlu baskı yöntemlerinden ayrılmaktadır (Singh et al., 2016). SLS, bir toz yatağı füzyon süreci olup ısı kaynağı olarak lazer kullanır. Bu yöntem, hızlı prototipleme alanında etkin bir çözüm sunar; yüksek yoğunluklu bir lazerin, koruyucu atmosfer altında bulunan toz yatağını tarayarak katmanlar halinde sağlam birleşmiş parçalar oluşturması prensibiyle çalışmaktadır (Gong et al., 2021). Tekniğin işleyiş prensibi Şekil 1.4'te detaylandırılmıştır. Süreç, temel olarak şu aşamalardan oluşur: İlk adımda, toz malzeme besleyici hazneye doldurularak sistem hazır hale getirilir. Ardından, üretim odasına oksijen konsantrasyonunu düşürmek amacıyla koruyucu bir gaz gönderilir. Daha sonra, bir silindir mekanizması, yapı platformunun üzerine son derece ince ve düzgün bir toz tabakası serer. Son aşamada ise lazer ışını, bilgisayar kontrollü olarak bu toz yüzeyini tarar ve katı bir katman oluşturacak şekilde belirlenmiş bölgelerdeki toz tanelerini sinterleyerek birleştirir.



Şekil 1.4. Seçici lazer sinterleme yönteminin şematik gösterimi (Kruf et al., 2006)

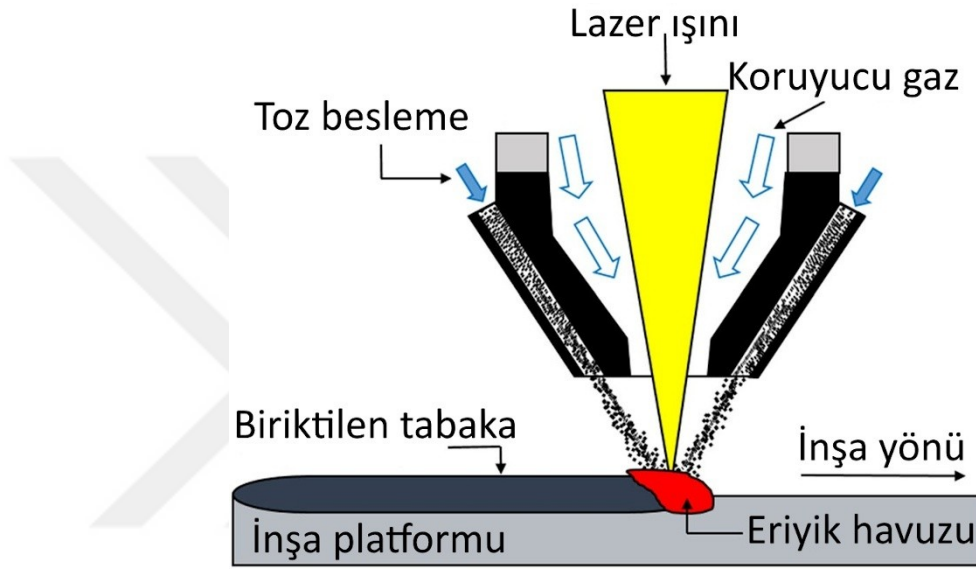
1.7.2. Doğrudan Metal Lazer Sinterleme (DMLS)

Doğrudan Metal Lazer Sinterleme (DMLS), Rapid Product Innovations (eski adıyla Electrolux Rapid Development, Rusko, Finlandiya) ve EOS GmbH (Münih, Almanya) tarafından ortaklaşa geliştirilen yeni bir lazer tabanlı katkılı üretim teknolojisi. DMLS, katmanlı imalat prensibiyle çalışan ve bir parçayı katman katman oluşturmak için 3B model verilerinden yararlanan, lazer destekli bir eklemeli üretim yöntemidir (Nandy et al., 2019). Süreç, üretim platformunun üzerine çok ince bir metal toz tabakasının yayılmasıyla başlar. Ardından, yüksek enerjili bir lazer, parçanın kesit geometrisine karşılık gelen dijital olarak tanımlanmış yolu izleyerek bu tabakayı tarar. Lazer ışını, her bir katman için belirlenmiş bölgelerdeki metal toz parçacıklarını ergiterek veya yüksek sıcaklıkta birleştirerek katı bir yapı oluşturur. DMLS tekniği, metal tozları birbirine bağlamak üzere sıvı faz sinterleme mekanizmasından faydalanmaktadır (Grünberger & Domröse, 2014). Kullanılabilecek hammadde çeşitliliği ve geometrik tasarım serbestliği sayesinde DMLS, geleneksel imalat yöntemlerinin üretmekte zorlandığı karmaşık iç yapılı ve geometrili bileşenlerin üretiminde önemli bir potansiyel taşımaktadır. Bu süreç, doğal niteliklerini korurken çeşitli metal alaşımları kullanarak metalik malzemeler veya prototiplerin doğrudan basılmasını kolaylaştırmaktadır. Ayrıca, baskı sonrası kullanılmayan metal tozunun geri dönüştürülmesine imkân tanınması prototip ve bileşenlerin oluşturulmasında üretkenliği artırmakta, aynı zamanda malzeme maliyetlerini ve atıkları azaltmaktadır (Contaldi et al., 2019). Bununla birlikte, DMLS'nin 3B projelerde kullanılması, makine ve malzeme maliyetleri nedeniyle eklemeli imalat yöntemleri içindeki en pahalı yollardan birini oluşturarak önemli masraflar gerektirmektedir. Buna ek olarak, DMLS'nin doğası, diğer metal eklemeli imalat yöntemlerine kıyasla daha yüksek gözenekliliğe sahip malzemeler üretme eğiliminde olmaktadır (Patterson et al., 2017).

1.7.3. Doğrudan Enerji Biriktirme (DED)

Doğrudan Enerji Biriktirme (DED), lazer, elektron demeti veya plazma arkı gibi yoğunlaştırılmış bir ısı kaynağı kullanarak, enjeksiyonu yapılan malzemeyi aynı anda ergiten ve katı bir cisim oluşturmak üzere katmanlar halinde birleştiren bir eklemeli imalat yöntemidir. Bu teknoloji, dijital bir modeli doğrudan yüksek performanslı metal parçalara dönüştürebilme özelliği ile dikkat çeker. Sunduğu başlıca avantajlar arasında üstün malzeme kullanım verimliliği, yüksek tasarım serbestliği ve hasar görmüş mevcut

parçaların onarımı veya üzerlerine yeni malzeme eklenerek modifikasyonu gibi uygulamalar yer alır. İşlem sırasında, genellikle toz halindeki veya tel formundaki hammadde, çok eksenli hareket kabiliyetine sahip bir başlıktaki nozül ile beslenir; bu da karmaşık geometrilerin serbestçe üretilmesine imkân tanır. Süreç tipik olarak bir CAD dosyası tarafından kontrol edilir ve bu dosya nozülün yolunu yönlendirerek katman katman istenen şekli oluşturur. Enerjinin hassas bir şekilde uygulanması, tamamen yoğun ve alt tabakaya güçlü bir şekilde bağlanmış parçalarla sonuçlanır (Svetlizky et al., 2021). DED yönteminin çalışma prensibi Şekil 1.5’te verilmiştir.



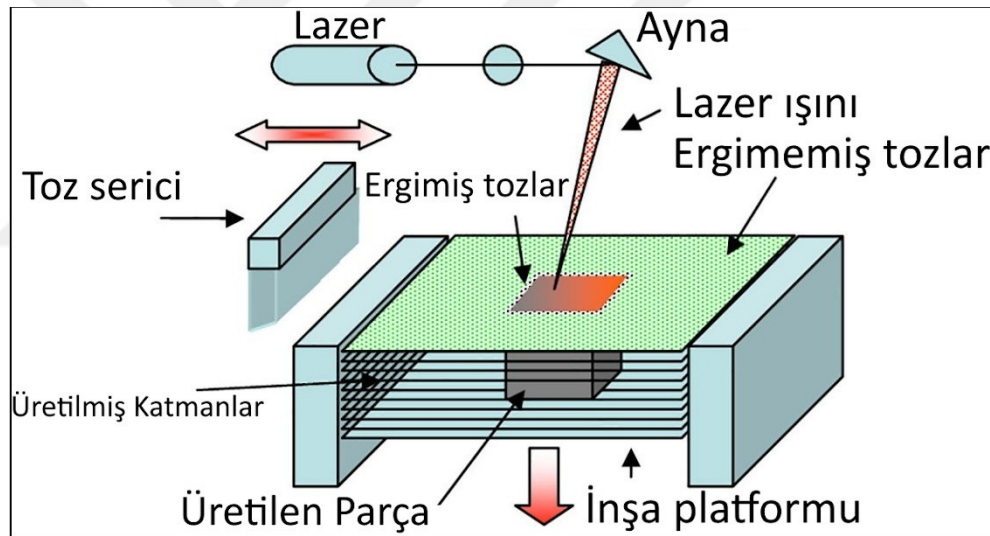
Şekil 1.5. Doğrudan enerji biriktirme metodunun temsili gösterimi (Selema et al., 2022)

DED, malzemeyi yalnızca ihtiyaç duyulan yerlerde biriktirerek israfı en aza indirir. DED teknolojisinin en belirgin avantajlarından biri, geleneksel imalat teknikleriyle üretilmesi mümkün olmayan karmaşık geometrilerin doğrudan imal edilebilmesidir. Bunun yanı sıra, bu yöntem mevcut bir bileşenin yapısına yeni malzeme eklemek amacıyla da kullanılabilmekte; bu özelliği ile aşınmış veya hasar görmüş parçaların onarımında veya parçaların işlevselliğini artırmaya yönelik modifikasyonlarda etkin bir çözüm sunmaktadır. DED, işlenmesi güç yüksek performanslı alaşımlar da dahil olmak üzere geniş bir malzeme yelpazesıyla uyumlu çalışabilir. Özellikle orta ve büyük ölçekli parçaların üretiminde, DED'in diğer eklemeli imalat yöntemlerine kıyasla daha yüksek bir üretim hızına ulaşabildiği gözlemlenmektedir. Bununla birlikte, teknolojinin nispeten pürüzlü bir yüzey bitişi ve sınırlı boyutsal hassasiyet gibi bazı kısıtlamaları bulunmaktadır. Parçalar üretimden hemen sonra pürüzlü bir dokuya sahip

olabileceğinden, DED genellikle pürüzsüz bir yüzey kalitesi elde etmek için son işlem gerektirebilmektedir (Ribeiro et al., 2020).

1.7.4. Seçici Lazer Ergitme (SLE)

Seçici Lazer Ergitme (SLE), bir toz yatağı füzyon yöntemi olup, temel prensibi yüksek güçlü bir lazerin, oksijensiz bir ortam sağlanan inert gaz atmosferi altında, ince bir toz tabakasındaki belirli noktaları, parçanın CAD verilerinden oluşturulan kesit katmanları doğrultusunda ergitmesi ve birleştirmesine dayanır. İşlem sırasında lazer ışını, temas ettiği toz taneciklerini anında ergiterek yerel ve kontrollü bir eriyik bölgesi meydana getirir. Bu bölge, lazer geçtikten hemen sonra hızla soğuyarak kompakt ve katı bir katman oluşturur. SLE tekniğiyle, nihai üründe neredeyse tam bir yoğunlaşmaya ulaşılabilir (Bhavar et al., 2014; Chiumenti et al., 2017; Yadroitsev & Smurov, 2011). SLE yönteminin çalışma prensibi Şekil 1.6'da gösterilmiştir.



Şekil 1.6. Seçici lazer ergitme yönteminin şematik gösterimi (Mumtaz et al., 2008)

SLE parçaları, kalıntı gerilmelerden kaynaklanan problemleri en aza indirmek amacıyla üretimi yapılacak malzeme ile aynı malzemeden imal edilmiş bir inşa platformu üzerinde üretilir. SLE işlem döngüsü, yapı platformunun bir katman kalınlığı kadar aşağı hareket ettirilmesiyle başlar. Ardından, besleme pistonu yükselerek platformun üzerine yayılacak yeterli miktarda toz malzemenin açığa çıkmasını sağlar. Toz dağıtıcı bir rulo veya serme sistemi, bu yükseltilmiş besleme haznesi üzerinden geçerek tozu alır ve yapı platformunun tamamını düzgün ve ince bir tabaka halinde kaplar. Bu kaplama işlemi sırasında fazla gelen toz, prosesin devamında yeniden kullanılmak üzere bir taşıma

hazinesine yönlendirilir. Platformun homojen bir toz tabakasıyla kaplanmasının hemen ardından, lazer ışını devreye girerek o katman için dijital olarak tanımlanmış kesit geometrisini toz yatağı üzerinde tarar ve yerel olarak ergitir. Son adımda toz dağıtıcı aparat başlangıç konumuna geri döner ve bir sonraki katmanın oluşturulması için bu döngü, parçanın tümü tamamlanana kadar kesintisiz olarak tekrarlanır. İşlemin sonunda, işlenmemiş bir toz yatağına gömülmüş nihai parça elde edilmektedir (Spears & Gold, 2016; Yakout et al., 2018). SLE işlemi sırasında, ısınan metal parçaları oksidasyona karşı korumak için inşa odası genellikle azot gazı (N₂) veya argon gazı (Ar) ile doldurulur. Ayrıca, SLE cihazlarının bazıları, alt tabaka plakasına veya tüm yapı odasına ön ısıtma sağlama yeteneğine sahiptir (Yap et al., 2015). Diğer eklemeli imalat teknolojilerinde olduğu gibi SLE yöntemi de geleneksel üretim yöntemlerine kıyasla daha kısa üretim süresi avantajı sunar. Bu avantaj, sürecin yüksek şekillendirme doğruluğu, net şekil oluşturma kabiliyeti, dar tolerans aralıklarında çalışma imkânı ve karmaşık geometrilere sahip parçaları üretebilme yeteneğiyle birleştiğinde, tamamen işlevsel parçaların üretimini mümkün kılar ve yöntemi ön plana çıkarır (Yves-Christian et al., 2010).

SLE teknolojisinin en önemli avantajı, metal tozlarını tamamen ergitip bütünleştirebilme yeteneğidir. Bu sayede %100'e olabildiğince yakın yoğunlukta parçalar üretilebilir. Bu tam yoğunluk, sinterleme yöntemlerinin aksine, malzemenin çekme dayanımının en üst düzeye çıkarılmasını sağlar. Ayrıca, alüminyum gibi hafif metaller kullanılarak spesifik mukavemet parçaların üretimi mümkün hale gelmektedir. SLE teknolojisi, sadece son kullanım parçalarının üretiminde değil, aynı zamanda görsel modeller ve prototiplerin oluşturulmasında da etkilidir. Süreçte metal tozlarının birleştirilmesi için herhangi bir bağlayıcı veya akışkanlaştırıcı kullanımına gerek duyulmaz; bu da malzemenin saflığını ve mekanik özelliklerini koruma açısından önemli bir avantaj sağlar (Martinho, 2021).

SLE süreci; lazer emilimi ve yansıması, ısı transferi, akışkan hareketi, buharlaşma, malzeme emisyonu ve kimyasal reaksiyonlar gibi birçok karmaşık fiziksel olguyu içermektedir. Bu süreçte, toz halindeki malzemenin sıvıya ve ardından sıvıdan katı hale dönüşümleri eşzamanlı olarak gerçekleşmektedir. Söz konusu fiziksel mekanizmaların derinlemesine anlaşılması, kusursuz ve yüksek kaliteli bileşenlerin etkin bir şekilde üretilmesine olanak sağlarken, aynı zamanda SLE işlemi için en uygun üretim parametrelerinin seçilmesine de önemli ölçüde katkı sunmaktadır (Sing et al., 2021). SLE sürecinde kullanılan işlem parametrelerinin dikkatli bir şekilde izlenmesi ve kontrolü,

Üretilen parçaların kalite düzeyi ile mekanik özelliklerinin iyileştirilmesinde kritik rol oynamaktadır. Uygun parametrelerin seçimi; gözeneklilik, yüzey przllg, mikroyapı homojenliği ve kalıntı gerilmeler gibi faktörler üzerinde doğrudan etkili olup, nihai ürün performansını önemli ölçüde artılabilmektedir (Everton et al., 2016). Şekil 1.7’de gösterilen SLE parametrelerinin büyük bir bölümü, bileşenin bağıl yoğunluğu ve mikroyapısal değişimi üzerinde doğrudan etkilidir. Bu parametreler, ergitme dinamiklerini ve katılaşma davranışını belirleyerek parçanın i yapısıal btnlgn ve mekanik performansını şekillendirir. Malzeme zelliklerine bağlı olarak belirli proses parametrelerinde yapılan değişiklikler, düşük kalıntı gerilmesi, ekil bozulmalarının azaltılması ve yüksek kalitede bileşenlerin üretilmesini mümkün kılmaktadır. Hedeflenen geometrik hassasiyet, mekanik performans ve mikroyapısal özelliklerin elde edilebilmesi açısından proses parametrelerinin dikkatli şekilde kontrol edilmesi en etkili yaklaşımdır. Ancak, SLE süreci oldukça hassas bir yapıya sahip olup, her bir proses parametresi sistemin tepkileri üzerinde önemli ölçüde etkiye sahiptir. Bu durum, parametre seviyelerinin optimum düzeyde belirlenmesini karmaşık ve zorlu hale getirmektedir (Levkulich et al., 2019; Prashanth et al., 2017).

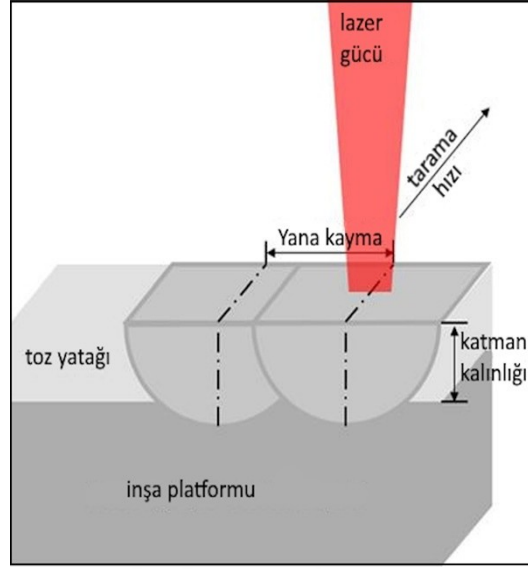
**Seçici Lazer Ergitme
(SLE) Proses
Parametreleri**

Tozla ilgili parametreler	Lazerle ilgili parametreler	Toz yatağıyla ilgili parametreler
Kimyasal Kompozisyon	Lazer türü	Biriktirme stratejisi
Partikül boyutu ve şekli	Lazer gücü	Katman kalınlığı
Partikül boyutu dağılımı	Lazer çapı	Toz yatağı yoğunluğu
Yüzey morfolojisi	Lazer odağı	İnşa platformu atmosferi
İç gözeneklilik	Yüzey morfolojisi	
Toz akışkanlığı	Tarama hızı	
Yoğunluk	Tarama stratejisi	
	Yana kayma mesafesi	

Şekil 1.7. SLE proses parametreleri (Nagarajan et al., 2019)

Enerji yoğunluğu (E , J/mm^3), toz malzemelerin eritilmesi için kritik bir üretim özelliğidir. Bu parametre, toz malzemenin hacimsel bir birimine iletilen lazer ışınının enerjisini yansıtır. Bu enerji bağımsız olarak kontrol edilen dört işlem parametresinden oluşmaktadır. Bunlar; (1) lazer gücü (P , Watt): lazer ışınının enerji yoğunluğu, (2) tarama hızı (V , mm/s): lazer ışınının geçiş hızı, (3) yana kayma mesafesi (h , μm): komşu iki eriyik havuzu merkezi arasındaki mesafe; ve (4) katman kalınlığı (t , μm): toz yatağına tek seferde serilen tozun kalınlığıdır (Peng & Chen, 2018). Farklı SLE işlem parametrelerine sahip aynı enerji yoğunluğu değeri, farklı malzeme özellikleriyle sonuçlanabilir. Ek olarak, enerji yoğunluğu değeri malzemedan malzemeye farklılık gösterir ve malzemenin özgül enerji yoğunluğu aralığından daha büyük değer daha geniş ve daha derin bir eriyik havuzuna yol açmaktadır (Peng & Chen, 2018; Scipioni Bertoli et al., 2017). Enerji yoğunluğuyla ilgili parametreler Şekil 1.8’de verilmiştir. Enerji yoğunluğunun hesaplanmasında kullanılan eşitlik Denklem 1’de gösterilmiştir.

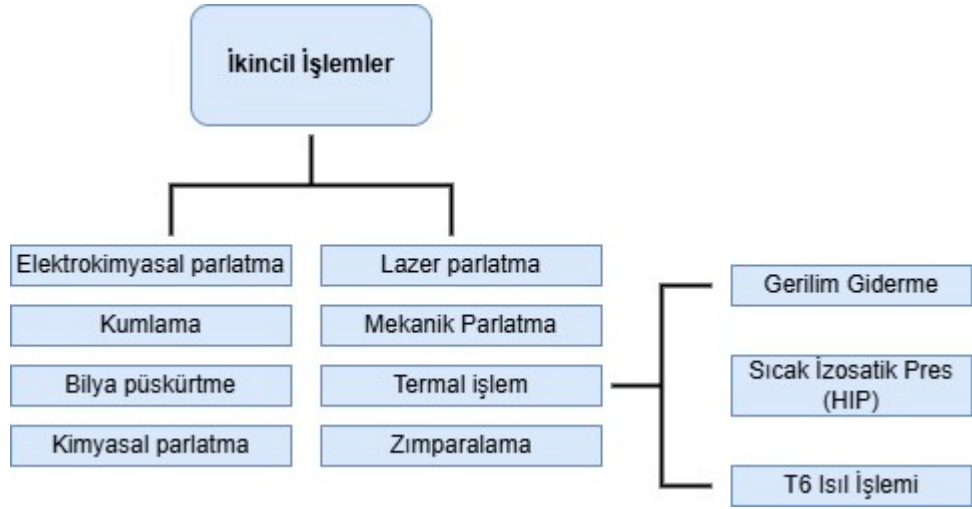
$$E = \frac{P}{Vht} \quad (1.1)$$



Şekil 1.8. Enerji yoğunluğuyla ilgili parametrelerin şematik gösterimi (R. Li et al.,2012)

1.8. İkincil İşlemler

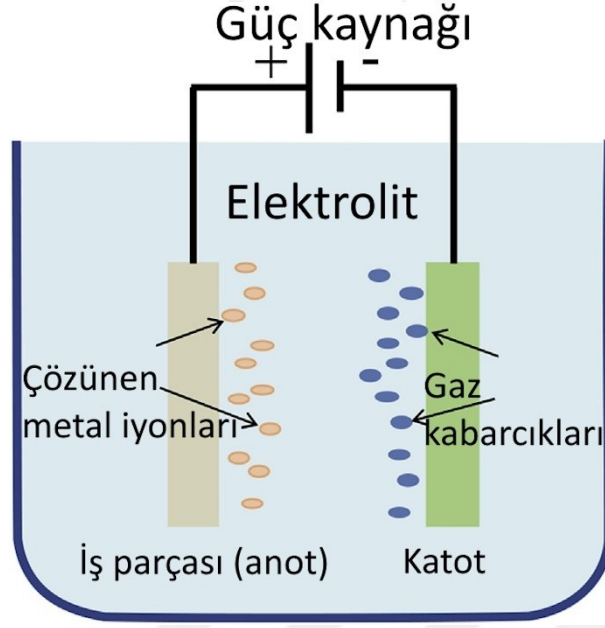
SLE üretim sürecinde parçalar, 10^6 K/s'ye kadar ulaşabilen yüksek termal gradyanlara, yani son derece hızlı ısıtma ve soğutma döngülerine maruz kalır. Bu denli yüksek termal gradyanlar, üretilen parçada yalnızca kalıntı gerilmeler ve mikroyapısal süreksizliklerin oluşmasına yol açmakla kalmaz; aynı zamanda, difüzyon için yetersiz zaman nedeniyle intermetalik fazlar gibi istenmeyen fazların ayrışmasını ve oluşumunu da teşvik edebilir. Bu yan etkileri ortadan kaldırmak için genellikle parçaya ısıtma işlemi veya sıcak izostatik pres (HIP) gibi ikincil işlem teknikleri uygulanmaktadır (Attallah et al., 2016; Cordova et al., 2019; Karia et al., 2017). Ayrıca SLE yöntemiyle üretilen parçaların yüzey kalitesi, en önemli zorluklardan biri olarak öne çıkmaktadır. İstenilen yüzey kalitesine ulaşmak genellikle ek bir son işlem aşamasını gerektirir. Bu amaçla lazer parlatma, manyetik alan destekli ikincil işlem, taşlama, kumlama ve mekanik parlatma gibi çeşitli ikincil işlem yöntemleri kullanılmaktadır (Boschetto et al., 2020; Karami et al., 2020). Bu teknikler, eklemeli imalatla elde edilen metalik bileşenlerin yüzey kalitesini iyileştirmek ve yüzey bütünlüğüne ilişkin özellikleri optimize etmek için uygulanmaktadır. Şekil 1.9'da yaygın olarak kullanılan ikincil işlemler verilmiştir.



Şekil 1.9. İkincil işlemlerin sınıflandırılması (Sefene, 2022; ZHANG et al., 2019)

1.8.1. Elektrokimyasal Parlatma

Elektrokimyasal parlatma (EP), aynı zamanda elektro parlatma, anot parlatma veya elektrolitik parlatma olarak da adlandırılır. Bu ikincil işlem yöntemi, anot çözünmesi prensibine dayanarak bir metal ya da alaşımdan yüzey malzemesinin kontrollü bir şekilde uzaklaştırılmasını sağlar. İşlem sırasında, iş parçası anot olarak görev yapar ve malzeme, yüzeyden iyonlar hâlinde çözünerek uzaklaştırılır. Elektrokimyasal parlatma tekniğinin temel prensipleri ilk olarak 19. yüzyılda Michael Faraday tarafından ortaya konmuştur (McGeough, 1974). Elektroliz yasaları, 1833 yılında Faraday tarafından ortaya konmuş olup, elektrodpozisyon ve elektrolitik çözündürme gibi işlemlerin temelini oluşturmuştur. Faraday'ın elektroliz prensipleri, EP yönteminin geleneksel mekanik son işlem tekniklerinden – kesme, taşlama, frezeleme ve mekanik parlatma gibi – temel olarak farklı olduğunu ortaya koymaktadır. Bu farklılığın en belirgin yönü, EP'nin temassız ve yüzeyde plastik deformasyona neden olmayan, dolayısıyla mekanik olmayan bir işlem olmasıdır. Parlatma olayı, yüzey pürüzlülüğünün giderilmesi ve kristalografik düzlemler ile tane sınırlarında herhangi bir kimyasal veya fiziksel saldırının meydana gelmemesi ile karakterize edilir. Bu süreç, homojen malzeme uzaklaştırması sağlayarak pürüzsüz ve yüksek parlaklığa sahip yüzeylerin elde edilmesiyle sonuçlanır. Elektrokimyasal parlatma yöntemine ait şematik gösterim Şekil 1.10'da verilmiştir.



Şekil 1.10. EP yönteminin şematik gösterimi (W. Han & Fang, 2019)

EP işleminde, iş parçası genellikle sıcaklık kontrollü bir elektrolit banyosuna daldırılır ve anot olarak işlev görür. Doğru akım (DC) veya alternatif akım (AC) kaynağının pozitif kutbu iş parçasına (anot), negatif kutbu ise karşı elektrota (katot) bağlanır. Uygulanan elektrik akımı, anot yüzeyindeki metalin elektrolit içinde iyonik olarak çözünmesini sağlar ve bu iyonlar katoda doğru hareket eder. Katot yüzeyinde, genellikle hidrojen gazı oluşumuyla sonuçlanan bir indirgenme reaksiyonu gerçekleşir. Bu süreçte kullanılan elektrolitler, yüksek viskoziteye ve yüksek asidik karaktere sahip konsantre çözeltilerdir. Yaygın olarak tercih edilen elektrolit sistemleri arasında fosforik asit, sülfürik asit ve bu asitlerin karışımları ile perklorik asit–asetik asit çözeltileri yer almaktadır. Elektrolitin bileşimi, malzeme türüne ve istenen yüzey kalitesine bağlı olarak dikkatle seçilir (Landolt, 1987).

EP, basit uygulanabilirliği ve karmaşık geometrilere sahip yapıların yüzeylerini etkili bir şekilde parlatabilme kabiliyeti sayesinde metal kaplama ve yüzey işleme endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. EP yöntemi, paslanmaz çelikten üretilmiş mutfak araçlarının parlatılmasından, geçirimli elektron mikroskobu (TEM) için ince numunelerin hazırlanmasına kadar geniş bir uygulama yelpazesine sahiptir. Bunun yanı sıra, kardiyovasküler ve ortopedik vücut implantları, koroner stentler, farmasötik ve yarı iletken sistem borulamaları, ayrıca süperiletken niyobyum rezonatör boşlukları gibi ileri düzey biyomedikal ve yarı iletken uygulamalarında da etkili ve tercih edilen bir yüzey işleme tekniğidir (Rokicki & and Hryniewicz, 2012). Diğer parlatma yöntemleriyle

karşılaştırıldığında, EP uygulama kolaylığı ve karmaşık geometrilere sahip yapıların yüzeylerini etkin şekilde proses etme yeteneği sayesinde, eklemeli imalatla üretilen parçaların yüzey iyileştirilmesinde umut vadeden bir yöntem olarak öne çıkmaktadır (Bhaduri et al., 2017).

1.8.2. Isıl İşlem

Isıl işlemler, malzemelerin mekanik ve fiziksel özelliklerini kontrollü bir şekilde değiştirmek amacıyla uygulanan, belirli bir sıcaklık rejiminde ardışık ısıtma ve soğutma aşamalarından oluşan proseslerdir (Diniță et al., 2023). Bu işlemler, malzemenin mikro yapısında değişikliğe yol açarak; sertlik, mukavemet, süneklik, tokluk ve korozyon direnci gibi kritik özelliklerde istenen yönde iyileştirmeler sağlayabilmektedir. Malzeme mühendisliğinde yaygın olarak başvurulmuş bazı ısıtma işlem türleri şunlardır:

Sıcak İzostatik Presleme (HIP), başta metal, seramik ve kompozitler olmak üzere çeşitli malzemeleri yoğunlaştırmak ve birleştirmek için kullanılan bir işlemdir. Proses, malzemenin içi genellikle argon veya azot gibi inert bir gazla doldurulmuş sızdırmaz bir kap içerisinde, hem yüksek sıcaklığa hem de yüksek basınca aynı anda maruz bırakılmasını içerir. Bu yöntemde malzeme, yüksek basınçlı gaz ortamının sağlandığı bir odacığa yerleştirilir. Uygulanan izotropik (her yönden eşit) yüksek basınç, malzeme içindeki gözenek, boşluk ve diğer iç kusurların sıkıştırılarak büyük oranda giderilmesine olanak tanır. Proses sıcaklığı, malzemenin ergime sıcaklığına yakın bir değere ayarlanır; bu da malzemenin nihai ürün olarak maksimum yoğunluğa ve homojen bir mikroyapıya kavuşmasını sağlar. HIP, özellikle döküm veya dövme gibi geleneksel yöntemlerle üretimi güç olan karmaşık geometrili parçaların ve yüksek mekanik performans gerektiren uygulamaların imalatında tercih edilmektedir. Ayrıca HIP işlemi, mükemmel mekanik özelliklere sahip yüksek kaliteli, yoğun parçalar üretmek için havacılık, tıbbi ve otomotiv uygulamalarında yaygın olarak tercih edilmektedir (Ahlfors et al., 2019; Ertuğrul et al., 2020).

Yaşlandırma, ikinci fazın küçük tanecikler halinde matris fazı içinde çökelmesinin sağlandığı alaşım sistemlerinde mukavemet artırmada kullanılan önemli bir ısıtma işlem sürecidir. Bu yöntem, malzemenin çözeltiye alma ve su verme aşamasından sonra belli bir süre boyunca yüksek sıcaklıkta tutulmasını ve akabinde kontrollü bir şekilde soğutulmasını kapsar. Uygulamanın temel amaçları arasında malzemenin sertlik, aşınma direnci, korozyon dayanımı ve bükülme mukavemeti gibi özelliklerinde iyileşme

sağlamak yer alır. Yaşlandırma ısıtma işlemi, doğal ve yapay yaşlandırma şeklinde uygulanabilir. Doğal yaşlandırmada, malzemenin nihai yaşlanmış duruma ulaşması için oda sıcaklığında belirli bir süre bekletilmesi yeterlidir. Bu yöntem, malzemenin türüne bağlı olarak birkaç gün ile birkaç hafta arasında değişebilen uzun bir süreç gerektirir. Buna karşılık, yapay yaşlandırma işlemi malzemenin yüksek bir sıcaklığa ısıtılmasını ve ardından hızlı soğutmaya tabi tutulmasını içerir. Doğal yaşlandırmaya kıyasla çok daha hızlı olan bu yöntem, genellikle birkaç saat gibi kısa bir sürede tamamlanabilmektedir. Termal yaşlandırma prosesi, yüksek performanslı metal alaşımların kullanıldığı havacılık, otomotiv ve benzeri ileri teknoloji endüstrilerinde yaygın bir uygulama alanı bulmaktadır. (Maji et al., 2021; Motallebi et al., 2022).

Su verme olarak bilinen ısıtma işlemi, bir malzemeyi kritik bir sıcaklık değerine kadar ısıtmanın ardından, su veya yağ gibi bir soğutma ortamına daldırarak yüksek bir hızda soğutma prensibine dayanır. Bu işlem, hacimsel bir mukavemet artışı sağlamanın yanı sıra bir yüzey işlemi olarak malzemenin yüzey sertliğini ve aşınma direncini artırmak amacıyla da uygulanır. Ancak, bu ısıtma işleminde mukavemet ve sertlik artışının bir sonucu olarak malzemede gevreklik eğiliminin artabileceği de göz önünde bulundurulmalıdır. (Afolalu et al., 2019).

Normalleştirme, bir malzemenin kritik dönüşüm sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa ısıtılıp daha sonra durgun havada soğutulduğu bir ısıtma işlemidir. Mukavemeti ve sünekliği artırmak ve malzemelerin tane yapısını iyileştirmek için kullanılmaktadır (Panneer Selvi et al., 2016).

Gerilme giderme, bir malzemeyi belirli bir sıcaklığa ısıtmayı ve sonra yavaşça soğutmayı içermektedir. Bu işlem, kalıntı gerilmeleri azaltır, boyutsal kararlılığı, çatlak direncini ve distorsiyon direncini artırır (Panneer Selvi et al., 2016).

Temperleme, bir malzemenin şekillendirme veya su verme gibi başka bir ısıtma işleme tabi tutulduktan sonra kontrollü bir şekilde ısıtılması ve soğutulması işlemidir. Bu işlemin amacı, iç gerilmeleri azaltmak ve malzemenin süneklik ve tokluk gibi mekanik özelliklerini iyileştirmektir (Cui et al., 2020).

2. KAYNAK ÖZETLERİ

Alüminyum alaşımları arasında en çok kullanılan alaşımlar işlenebilirliklerinin kolay olmasından dolayı Al-Si döküm alaşımlarıdır. Genel olarak alüminyum alaşımlarının SLE yöntemiyle üretimi diğer metalik malzemelere göre daha zor bir prosestir. Bu duruma alüminyum alaşım tozunun, zayıf akışkanlık, belirli dalga boyları için düşük lazer absorpsiyonu, yüksek yansıtma, yüksek termal iletkenlik, güçlü oksidasyon eğilimi gibi özelliklere sahip olması neden olmaktadır (Aboulkhair et al., 2014; Thijs et al., 2013a). AlSi7Mg alaşımı otomotiv, havacılık ve genel mühendislik uygulamaları için yapısal parçaların dökümünde yaygın olarak kullanılan, iyi mekanik ve korozyon direncine sahip, ısıl işlem uygulanabilen ötektik altı bir Al-Si-Mg alaşımıdır. AlSi7Mg alaşımı termal gerilmeye karşı mükemmel direnç, iyi akışkanlık ve düşük katılaşma aralığı (sıvılaşma ve katılaşma sıcaklıkları arasındaki fark) gibi özelliklere sahiptir. Bu özellikler AlSi7Mg alaşımını dökümde olduğu kadar SLE yöntemi içinde uygun kılmaktadır. AlSi10Mg ve Al12Si ile karşılaştırıldığında, SLE yöntemiyle üretilen AlSi7Mg alaşımı daha yüksek mukavemete ve daha iyi sünekliğe sahiptir (Boniotto et al., 2019; Lewandowski & Seifi, 2016). Literatürde SLE yöntemiyle üretilen Al-Si-Mg esaslı alaşımlarla ilgili yapılan çalışmalar aşağıda özetlenmiştir.

Tonelli et al. (2021) tarafından yapılan bir çalışmada, Farklı ısıl işlemlerin SLE yöntemiyle üretilen AlSi7Mg alaşımının mikro yapı, sertlik ve kalıntı gerilmeler üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Üretilen alaşımlara gerilme giderme, direkt yaşlandırma ve T6 ısıl işlemleri uygulanmış olup elde edilen sonuçlarla geleneksel üretim yöntemiyle üretilen alaşım arasında kıyaslama yapılmıştır. Kalıntı gerilmelerin değerlendirilmesi Raman Spektroskopisi yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Raman Spektroskopisi Si alaşımlarındaki kalıntı gerilmeleri tespit etmek için yaygın olarak kullanılmaktadır. Üretilen alaşıma uygulanan gerilme giderme tavlama alaşımın sertlik değerinde düşüşe sebep olmuş ve kalıntı gerilmeleri gidermede ise başarısız olmuştur. Direkt yaşlandırma işlemi alaşımın sertlik değerini artırmış ve kalıntı gerilmeleri kısmen gidermiştir. Optimize edilmiş T6 ısıl işlemiye direkt yaşlandırma kadar olmasa da belirli bir miktarda sertlikte artış sağlamış ve kalıntı gerilmeleri gidermede başarılı olmuştur. Ayrıca geleneksel yöntemle üretilmiş AlSi7Mg alaşımına göre direkt yaşlandırma ve T6 ısıl işlemleri uygulanan alaşımlar daha yüksek sertlik değerlerine ulaşmıştır.

Zou et al. (2020) tarafından yapılan bir çalışmada, yüksek çevrim yorulma özelliklerini belirlemek amacıyla SLE yöntemiyle üretilmiş AlSi7Mg alaşımına statik çekme testi ve yorulma testi uygulanmıştır. Üretilen numunelerin mikro yapısı ve yorulma hasarı morfolojisi elektron mikroskobuyla gözlemlenmiş ve yorulma hasar mekanizması incelenmiştir. Çekme testinden elde edilen sonuçlar SLE yöntemiyle üretilmiş olan AlSi7Mg alaşımının mekanik özelliklerinin döküm yoluyla elde edilmiş AlSi7Mg alaşımından daha iyi olduğunu göstermiştir. Buna karşılık AlSi7Mg alaşımının çekme ve akma mukavemetinin AlSi10Mg alaşımından daha düşük olduğu fakat yorulma dayanımlarının ise birbirine yakın olduğu bulunmuştur. Geleneksel üretim yöntemlerinden farklı olarak SLE yöntemi ile üretilen alaşımların mikro yapılarının ince bölge, kaba bölge ve ısıdan etkilenen bölge olmak üzere üç farklı bölgeden oluştuğu gözlemlenmiştir. Kırılma morfolojisi analiziyle AlSi7Mg alaşımının yorulma çatlaklarının gözenekler ve inklüzyon gibi kusurlarda başladığı ve yarım daire şeklinde yayıldığı belirlenmiştir. SLE yöntemi ile üretilen AlSi7Mg ve AlSi10Mg karşılaştırıldığında, iki alaşımın çekme ve yorulma özellikleri arasında belirgin bir fark bulunmadığı anlaşılmıştır.

T. Zou et al. (2022) tarafından yapılan bir çalışmada, farklı ısıtma işlemlerin, SLE yöntemiyle üretilmiş olan AlSi7Mg alaşımının mikro yapı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiştir. Üretilen alaşımların bir kısmına tavlama bir kısmına ise çökelme sertleşmesi işlemleri uygulanmıştır. Alaşımların mikro yapıları optik mikroskop, SEM ve EDS aracılığıyla incelenmiştir. Alaşımların mekanik özelliklerini incelemek amacıyla çekme testi uygulanmış ve kırılma yüzeyleri SEM’de incelenmiştir. Maksimum yoğunluğun %99,8 olarak, lazer gücü: 350 W, tarama hızı: 1600 mm/sn, yana kayma miktarı: 0.13 mm ve katman kalınlığı: 30 µm parametrelerinin kullanılması ile elde edildiği görülmüştür. SLE işlemindeki hızlı soğuma oranından dolayı AlSi7Mg alaşımının mikro yapısı oldukça ince hücreli ve dendritik tanelerden oluşmuştur. Ötektik Si tanelerinin Al matris fazına gömülü olduğu ince mikro yapının döküm alaşımlara kıyasla SLE yöntemi ile üretilmiş AlSi7Mg alaşımının daha iyi sertlik ve mekanik özellikler sergilemesine sebep olduğu bildirilmiştir. Tavlama işleminin ardından Si ağırlı iç yapısı farklı boyutlardaki partiküllere ayrılmıştır ve bu durumda tavlama işlemi uygulanmamış AlSi7Mg alaşımına kıyasla uzama miktarında artışa fakat çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve Vickers sertliğinde azalmaya sebep olmuştur. Tavlama sıcaklığının artması Si partikülleri arasındaki mesafeyi artırmış dolayısıyla

uzama miktarı artmış ancak kaba Si taneleri ve Si ve Al taneleri arasındaki zayıf bağ oluşumu çekme ve akma mukavemet değerlerinde düşüşün nedeni olmuştur. Çökelme sertleşmesi işleminin ardından mikro yapı Al matrisi içinde farklı boyutlarda çökelmiş Si fazından oluşmuştur. Çökelme sertleşmesi uygulanmayan numunelerle kıyaslandığında uzama miktarı, akma mukavemeti ve mikro sertlik artmış fakat çekme mukavemeti azalmıştır. Herhangi bir işlem uygulanmamış AlSi7Mg alaşımının kırılma yüzeyinde çatlak ve çukurlar gözlenmiştir. Bu durum sünek ve gevrek kırılmanın birlikte gerçekleştiğini göstermiştir. Isıl işlem ve çökelme sertleşmesi uygulanan numunelerin kırılma yüzeylerinde ise sünek kırılmanın gerçekleştiğini gösteren daha az çatlak ve büyük çukurlar görülmüştür.

Rao et al. (2016) tarafından yapılan bir çalışmada, SLE işleminde kullanılan üretim parametrelerinin bu yöntemle üretilmiş AlSi7Mg alaşımının mekanik ve mikro yapı özelliklerini nasıl etkilediği incelenmiştir. En uygun özellikteki malzemeyi üretmek amacıyla farklı tarama hızı ve lazer gücü parametreleri uygulanmıştır. İnşa yönüne dik ve paralel olmak üzere iki farklı çekme numunesi üretilmiştir. Üretim işlemi sırasında metal tozun serildiği platformun sıcaklığı 35 °C ve 200 °C olarak ayarlanmıştır. Farklı lazer parametreleri uygulanması sonucunda eriyik havuzunun derinliğinde ve mikro yapıda farklılıklar gözlemlenmiştir. SLE işlemindeki hızlı soğuma oranlarının bir sonucu olarak eriyik havuzlarında hem küresel hem de anahtar deliği gözenekleri bulunan ince taneli mikro yapı elde edilmiştir. Mekanik özellikler farklı taban sıcaklıklarından önemli ölçüde etkilenmiştir. Yatay ve dikey olarak üretilen alaşımlar arasında belirgin anizotropi gözlemlenmiştir. İnşa yönüne dik olacak şekilde üretilen alaşımda kaba Si tanelerinin taneler arası kırılmaya uğrayıp diğer üretilen alaşıma göre daha düşük mekanik özellikler sergilediği bulunmuştur.

Wang et al. (2019) tarafından yapılan bir çalışmada, SLE yöntemiyle üretilmiş olan AlSi7Mg alaşımının mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerine gerilme giderme tavlama sürecinin etkileri araştırılmıştır. SLE işlemindeki yüksek soğuma oranından dolayı Mg ve Si taneleri Al matrisi içinde tutularak katı çözeltiler oluşturmuştur. Farklı termal etkilerden dolayı iç yapıda ince hücresel bölge, kaba hücresel bölge ve geçiş bölgesi olmak üzere üç ayrı bölge görülmüştür. Isıl işlemin ardından kalıntı gerilme %87,6 oranında azalmıştır. Ayrıca Si ağırlı yapı ayrılmış ve Al matrisinden aşırı doymuş Mg ve Si taneleri çökmüştür. Si tanelerinin bir kısmı Mg taneleriyle Mg₂Si bileşiğini oluşturmuş diğer Si taneleri ise birleşerek kaba Si taneleri haline gelmiştir. Isıl işlem uygulanmamış

ve ısıt işlem uygulanmış numuneler döküm alaşımlardan daha yüksek dayanım ve mikro sertlik elde etmiştir. Isıt işlemin ardından mikro sertlik değeriindeki düşüşün sebebinin kalıntı gerilmenin azalması ve Al matrisinden Mg ve Si'nin çökmesi olduğu belirtilmiştir. Isıt işlem uygulanmayan alaşımın yüksek mukavemete sahip olmasının üç ana nedene dayandığı savunulmuştur. Bunlar ultra ince tane boyutu, çökeltiler ve alt tane sınırları etrafındaki nano boyutlu Si parçacıklarıdır.

Xu et al. (2020) tarafından yapılan bir çalışmada, SLE yöntemiyle farklı inşa açılarında üretilmiş AlSi10Mg alaşımların yüksek çevrimli yorulma davranışları incelenmiştir. Çalışma kapsamında üretilen numunelere döner eğmeli yorulma testi uygulanmıştır. Elde edilen bulgular yorulma çatlak başlangıcına numune yüzeyindeki ergimeyen toz taneciklerinin sebep olduğunu ortaya koymuştur. Buna ek olarak inşa açısının numunelerin yorulma ömrüne doğrudan etkisinin olduğu görülmüştür. 0° inşa açısıyla üretilen numunenin 45° ve 90°'de üretilen numunelerden daha yüksek yorulma dayanımına sahip olduğu belirlenmiştir. Ayrıca bu çalışma kapsamında yorulma çatlak başlangıç mekanizması incelenmiştir. Çoklu çatlak başlangıcı nedeniyle numunelerin kısa ömürlü yorulma dayanımı gösterdiği bulunmuştur.

Saravana Kumar et al. (2022) tarafından yapılan bir çalışmada, farklı inşa yönlerinin SLE yöntemiyle üretilmiş olan AlSi7Mg alaşımının fiziksel, yapısal ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini incelemiştir. Çalışmada AlSi7Mg alaşımları yatay, dikey ve eğimli olacak şekilde üç farklı yönde üretilmiştir. Mikro yapının incelenmesi sonucunda dairesel şekilli ötektik faz karışımının dislokasyonların hareketlerini engelleyerek malzemenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde iyileştirdiği belirtilmiştir. Ayrıca erimemiş ve kısmen erimiş tozların çatlak başlangıcına ve çatlak ilerlemesine sebep olduğu bulunmuştur. Yapılan çekme deneyi sonucunda en yüksek çekme mukavemetini dikey yönde üretilen numune 425 MPa ile göstermiştir. İnşa yönünün üretilen alaşımların tokluk ve kesme mukavemetini önemli ölçüde etkilediği görülmüştür. Dikey yönde üretilen numunenin yatay yönde üretilen numuneye göre daha yüksek tokluk ve kesme mukavemetine sahip olduğu belirlenmiştir.

Pereira et al. (2020) tarafından yapılan bir çalışmada, döküm ve SLE yöntemiyle üretilmiş olan AlSi7Mg alaşımının mikroyapısal ve mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. Bu iki farklı yöntemle üretilen alaşımlara farklı ısıt işlemler uygulanmıştır. Isıt işlem uygulanmayan alaşımlarda SLE yöntemiyle üretilen AlSi7Mg alaşımının döküm yöntemiyle üretilen alaşımdan daha yüksek dayanıma sahip olduğu belirlenmiştir. Direkt

yaşlandırma ısııl işleminin SLE yöntemiyle üretilen alaşımların süneklik ve sertlik değerlerinde önemli bir artışa sebep olduğu görülmüştür. Ultra ince hücresel mikroyapıdaki Si, Mg ve Al'nin aşırı doygun olması sebebiyle yapay yaşlandırmadan sonra nanometrik Mg_2Si çökeltilerinin elde edilmesinin mekanik özellikleri önemli ölçüde iyileştirdiği tespit edilmiştir.

Oliveira de Menezes et al. (2019) tarafından yapılan bir çalışmada, inşa oryantasyonunun SLE yöntemiyle üretilen $AlSi7Mg$ alaşımının mekanik özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiştir. Elde edilen bulgular inşa oryantasyonunun malzemenin kırılma tokluğu değerini önemli ölçüde etkilediğini belirlemiştir. Ayrıca yapay yaşlandırma ısııl işlemine tabi tutulan numunenin akma mukavemetinin ısııl işlem uygulanmayan muadilinden daha yüksek olduğu bulunmuştur.

Cao et al. (2021), tarafından yapılan bir çalışmada, SLE yöntemiyle üretilen $AlSi10Mg$ alaşımının yüksek sıcaklık performansı incelenmiştir. Yapılan mikroyapısal analiz sonucunda $100^{\circ}C$ ve $200^{\circ}C$ 'de 30 dakika ısıtıldıktan sonra malzemenin mikro yapısının neredeyse hiç değişmediği $300^{\circ}C$ 'de 30 dakika ısıtıldıktan sonra ise Si parçacıkları önemli ölçüde irileşip ve Al matrisinden Si fazının çökmesinin meydana geldiği görülmüştür. Sıcaklığın artmasıyla akma dayanımının azaldığı belirlenmiştir. Ayrıca döküm Al-Si alaşımına kıyasla, $100^{\circ}C$ ve $200^{\circ}C$ 'de akma mukavemetinin azalması, yüksek dislokasyon yoğunluğu ve iç gerilimlerle ilişkilendirilmiştir. Çekme eğrileri ile birleştirilmiş kırılma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri hasar mekanizmasının gevrek-sünek karma kırılmadan sünek kırılmaya geçişini göstermiştir.

Chen et al. (2020) tarafından yapılan bir çalışmada, SLE proses parametreleriyle $AlSi10Mg$ alaşımının mikroyapısı, gözenekliliği ve mekanik özellikleri arasındaki ilişki incelenmiştir. Sonlu eleman analizi ile SLE süreç simülasyonu, deneyden önce parametre optimizasyonu için hızlı ve kesin bir yaklaşım sağlamıştır. Mikrosertlik deneyi dikey yönde üretilen numunenin yatay yönde üretilen numuneden daha yüksek sertlik derecesine sahip olduğunu göstermiştir. Kırılma yüzeyinden alınan görüntüler mekanik özelliklerin anizotropisinin $AlSi10Mg$ numunesinin mikro yapısındaki anizotropiye bağlı olduğunu doğrulamıştır.

Girelli et al. (2019) çözeltiye alma ve yaşlandırma ısııl işleminin SLE yöntemiyle üretilen $AlSi10Mg$ alaşımının mikro yapısı, mikro sertliği ve yoğunluğu üzerindeki etkisini araştırmıştır. Ayrıca, aynı ısııl işlem koşulları altında döküm yöntemiyle üretilen

AlSi10Mg numuneler de incelenmiştir. SLE yöntemiyle üretilen numunelerin, tane ve nano boyutlu Si parçacıklarının incelenmesi nedeniyle döküm yöntemiyle üretilen numunelere göre daha üstün mekanik özellikler sergilediği bulunmuştur. SLE AlSi10Mg numunelerinin ince taneli bir mikro yapıya sahip olduğu ve ısıtılmasının nihai çekme dayanımını azalttığı, ancak akma dayanımını azaltmadığı tespit edilmiştir.

Ch et al., (2019) tarafından yapılan bir çalışmada, yatay ve dikey inşa oryantasyonlarında, argon ve azotun kullanıldığı iki farklı koruyucu ortamda SLE yöntemiyle üretilen AlSi10Mg alaışımının mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Mikro yapısal bulguları, Al ve Si ötektik karışımını gösteren α -Al matrisini gösteren hücreli yapıyı içermektedir. Çekme dayanımlarının azot ve argon atmosferi için sırasıyla 385 MPa ve 338 MPa olduğu bulunmuştur. Ayrıca, yatay konumda üretilen numuneler azot ortamında yaklaşık %5'lik bir değişim gösterirken, dikey konumda %7,5'lik bir dayanım değişimi bulunmuştur. Çalışmadaki verilere dayanarak, azotun argona göre koruyucu gaz olarak daha tercih edilebilir olduğu sonucuna varılmıştır.

Takata et al. (2017) tarafından yapılan bir çalışmada, SLE yöntemiyle üretilen AlSi10Mg alaşımı numuneler, 300 °C ve 500 °C sıcaklıklarda ısıtılmasına tabi tutularak mikroyapısal evrim ve mekanik özellikler bakımından incelenmiştir. Çalışma bulguları, özellikle 500 °C gibi yüksek sıcaklıklarda, ince bir Silisyum (Si) fazının çökmesinin gerçekleştiğini ve bunun neticesinde mikroyapıda iri ötektik Si parçacıklarının ortaya çıktığını ortaya koymuştur. Mekanik test sonuçları ise, herhangi bir ısıtılma işlemi uygulanmamış numunenin 480 MPa çekme dayanımı sergilediğini göstermiştir. Ayrıca, çekme dayanımının izotropik olduğu, çekme sünekliğinin ise anizotropik olduğu bildirilmiştir. Buna ek olarak, anizotropik özelliğin 530 °C'lik ısıtılma işlem sıcaklığında ortadan kalktığı belirlenmiştir.

Raus et al. (2017) tarafından yapılan bir çalışmada, mikro sertlik, çekme dayanımı ve darbe tokluğu gibi mekanik özellikler araştırılmıştır. Sonuçlar daha sonra geleneksel yüksek basınçlı kalıp dökümüyle üretilen A360 alaşımı ile karşılaştırılmıştır. Elde edilen bulgular, SLE ile üretilen AlSi10Mg için mikro sertliğin ve akma dayanımının kalıp dökümü muadillerine göre sırasıyla %42 ve %31 daha yüksek olduğunu ortaya koymuştur. %99,13'lük parça yoğunluğuna ulaşmak için 350 W lazer gücü, 1650 mm/s tarama hızı ve 0,13 mm tarama mesafesi gibi SLE işlem parametrelerini kullanmışlardır.

Trevisan et al. (2017) tarafından yapılan bir çalışmada, SLE yöntemiyle üretilen AlSi10Mg alaşımının üretim sürecini, mikro yapısını ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Çalışmanın odak noktası, öncelikle AlSi10Mg tozunun hızlı erimesi ve hızlı katılaşmasından kaynaklanan çok ince mikro yapı ile birleştirilmiş mekanik özelliklerdi. İncelemede, lazer gücü, tarama hızı, katman kalınlığı ve tarama stratejisi gibi temel proses parametrelerinin etkisi analiz edilmiştir. Ayrıca, ısıtma işleminin SLE AlSi10Mg numuneleriyle ilişkili çekme ve yorulma özellikleri üzerindeki etkisi tartışılmıştır.

J. H. Rao et al. (2017) tarafından yapılan bir çalışmada, SLE yöntemiyle üretilen AlSi7Mg alaşımına ısıtma işlemi uygulanmış ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Isıtma işlemi uygulanmamış numunenin, ultra ince bir mikro yapı sergilediği görülmüştür. SLE yöntemiyle üretilen çekme numunelerinin, döküm muadillerinden daha iyi özelliklere sahip olduğu bulunmuştur. Isıtma işlemi görmeyen numunelerdeki Al tanecikleri, daha yüksek mukavemete katkıda bulunan ötektik nano boyutlu Si parçacıklarına sahipti. Ancak, nano boyutlu Si parçacıkları sünekliği desteklememiştir. Isıtma işleminden sonra beklediği gibi süneklik iyileşmiş ve çekme mukavemetinin azalmasıyla yaklaşık %23 oranında olduğu bildirilmiştir.

Özetlenen literatür çalışmalarından da görüleceği üzere, SLE yöntemi ile üretilen parçaların mikroyapısal ve mekanik özelliklerini etkileyen çok sayıda üretim parametresi değişkeni bulunmaktadır. Tüm bu değişkenler, eriyik oluşturulması için gereken enerji yoğunluğuna etki etmekte olup, bu enerji üretilen geometrinin yapısal, mekanik ve yüzey özellikleri üzerinde doğrudan etkilidir. Ayrıca üretim işlemi sonrası uygulanan post proses (ısıtma işlemi, yüzey işlemleri vb.) işlemlerinin de parçaların performansı üzerinde önemli bir etkisi bulunmaktadır. Dolayısı ile istenilen mikroyapı ve mekanik özelliklerin elde edilmesi için söz konusu lazer üretim parametre/stratejilerinin ve ikincil işlemlerin optimize edilmesi ve en uygun şartların belirlenmesi son derece önemlidir. Tez konusu ile ilgili yapılan mevcut çalışmalarda, SLE üretim parametrelerinin tek enerji yoğunluğu için sabit tutulduğu ve sistematik bir yaklaşımla elde edilmediği görülmektedir. Ayrıca ikincil işlem olarak hem ısıtma işlemi hem de yüzey iyileştirme işlemlerinin bütüncül olarak ele alınmadığı ve özellikle SLE ile üretilen AlSi7Mg alaşımının yorulma davranışı hakkında oldukça kısıtlı bilginin olduğu tespit edilmiştir. Bu sebeple tez kapsamında; proseste kullanılan toz sarfiyatını minimize edecek şekilde sistematik bir yaklaşımla SLE proses parametreleri belirlenmiştir. Ayrıca farklı proses şartlarına sahip ısıtma işlemleri ve elektrokimyasal yüzey parlatma ikincil işlemleri birtakım performans kriterleri (doluluk

oranı, yüzey pürüzlülüğü, statik/dinamik mekanik özellikler ve tribolojik davranış) bakımından ele alınarak her bir işlemin etkisi kapsamlı olarak incelenmiştir.



3. MATERYAL VE YÖNTEM

Tez kapsamında, araştırma süreci sistematik bir sıra izlenerek yürütülmüştür. İlk olarak üretim sürecinde kullanılacak AlSi7Mg alaşımına ait toz malzeme temin edilmiştir. Sonrasında, üretim parametrelerinin belirlenebilmesi amacıyla AlSi7Mg levhalar üzerine farklı lazer gücü ve tarama hızları kullanılarak lazer vuruşları gerçekleştirilmiştir. Bu işlemi takiben, AlSi7Mg toz malzemeye yapılan tek duvar (single-wall) üretimleri aracılığıyla duvar kalınlıkları ölçülerek uygun değerler belirlenmiştir. Duvar kalınlığının optimize edilmesinin ardından, farklı yana kayma (yk) miktarlarında prizmatik numuneler üretilerek bu numunelere yapısal ve tribolojik deneyler uygulanarak optimum yk değeri tespit edilmiştir. Elde edilen optimum yk değeri temel alınarak, farklı inşa oryantasyonlarında numuneler üretilmiş ve yapılan mikroyapısal, tribolojik testler sonucunda en uygun inşa oryantasyonu belirlenmiştir. İdeal üretim parametreleri belirlendikten sonra ikincil işlemlerin AlSi7Mg alaşımının yapısal, mekanik ve yorulma dayanımı özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiştir.

3.1. SLE Üretim Parametrelerinin Belirlenmesi

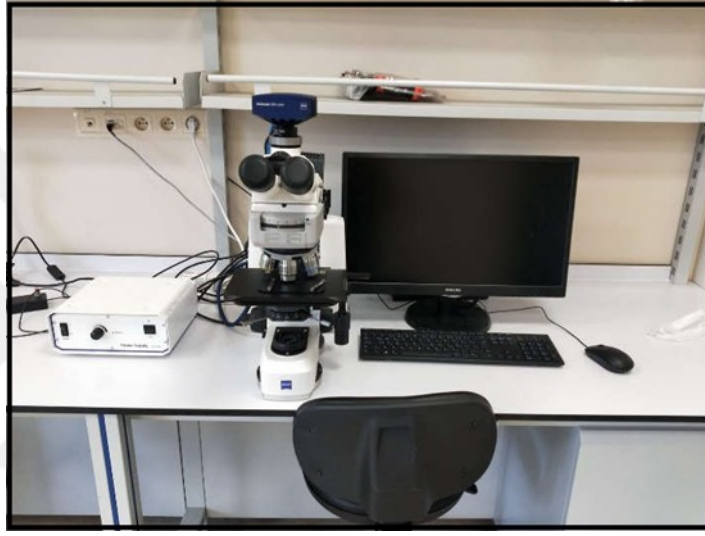
Bu çalışma kapsamında gerçekleştirilen tüm SLE parametre çalışmaları ve üretim süreçleri, Erzurum Teknik Üniversitesi Yüksek Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi (ETÜ-YÜTAM) bünyesinde yer alan Concept Laser MLab R cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.1). Kullanılan SLE cihazı, maksimum 100 W lazer gücüne sahip olup, $90 \times 90 \times 80$ mm boyutlarında bir üretim hacmi sunmaktadır. Çalışma süresince cihaz içerisindeki tüm üretim işlemleri, inert ortam koşulu olarak argon (Ar) gazı atmosferi altında gerçekleştirilmiştir. Üretim sırasında, oksijen konsantrasyonu %1'in altında tutulmuş ve bu sayede oksidatif reaksiyonların önüne geçilerek üretim kalitesi korunmuştur. Üretimlerde sürekli lazer vuruş modu kullanılmıştır.



Şekil 3.1. Concept Laser MLab R SLE cihazı

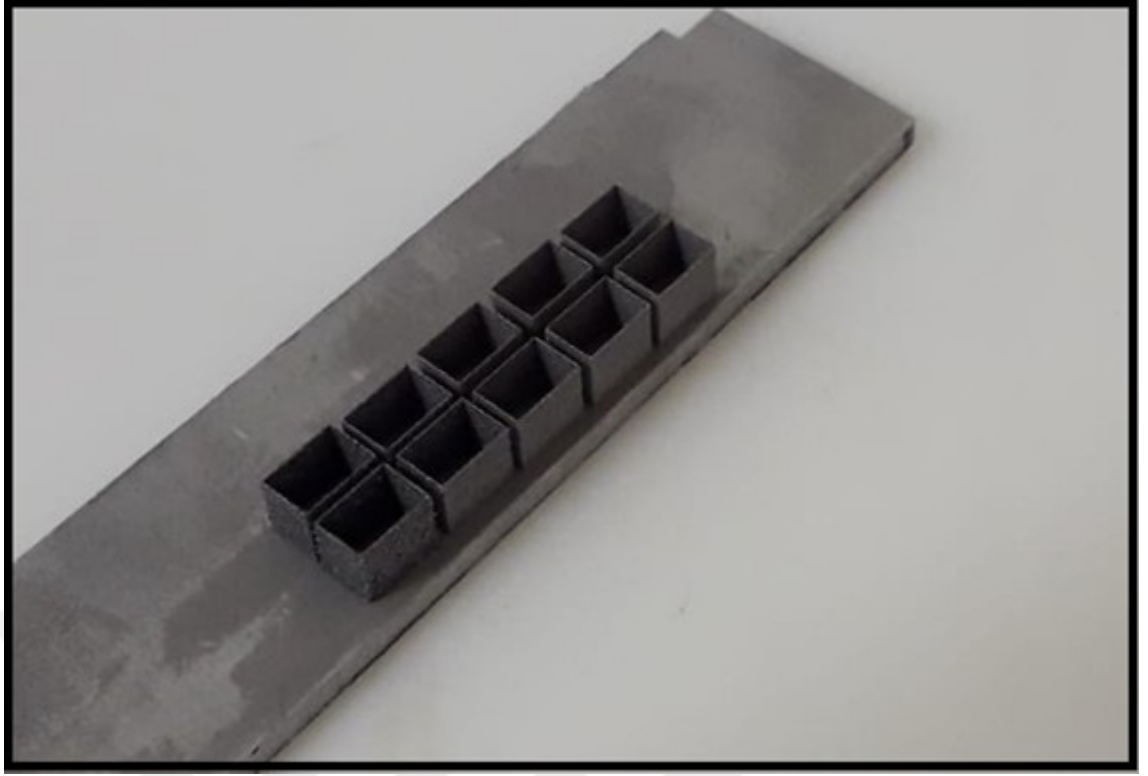
Farklı lazer parametrelerinin oluşturduğu eriyik havuzu geometrisinin incelenebilmesi amacıyla, lazer tarama hızı ve gücü sistematik olarak değiştirilerek deneyler gerçekleştirilmiştir. Tarama hızı (200 mm/s'den başlayıp 2000 mm/s'ye kadar 200 mm/s artışla), lazer gücü (20 W'den başlayıp 100 W'ye kadar 20 W artışla) parametreleri kullanılarak oluşturulan tekli lazer vuruşları döküm yöntemiyle üretilmiş AlSi7Mg levha üzerine uygulanmıştır. Çalışmanın ilk aşamasında, lazer vuruşlarının oluşturduğu izlerin yüzey morfolojileri ZEISS AXIO A1 optik mikroskop (Şekil 3.2) ile incelenmiştir. Ardından, numuneler lazer izlerine dik olacak şekilde ortadan kesilmiş ve bakalit içerisine alınarak metalografik hazırlık sürecine tabi tutulmuştur. Bu süreçte, numuneler zımparalanarak ve parlatılarak mikroskobik incelemeye uygun hâle getirilmiştir. Hazırlanan kesitler mikroskop ile görüntülenmiş, her bir lazer izine ait eriyik havuzlarının genişlik (A) ve derinlik (B) ölçümleri yapılmıştır. Bu verilerden yararlanılarak $R = A / 2B$ formülüyle aspect ratio (R oranı) hesaplanmıştır. Elde edilen R değerleri, eriyik havuzunun geometrik formunu ve dolayısıyla lazer-malzeme etkileşim modunu belirlemede önemli bir kriterdir. $R \geq 1$ değerleri, eriyik havuzunun eliptik bir forma sahip olduğu ve ısı iletimi kontrollü (conductive mode) bir ergime mekanizmasını temsil ederken; $R < 1$ değerleri, anahtar deliği modu (keyhole mode) olarak adlandırılan

ve genellikle yüksek lazer gücü ile düşük tarama hızlarının birlikte uygulandığı koşullarda ortaya çıkan derin ve dar eriyik havuzlarını ifade etmektedir. Aynı lazer gücü değeri sabit tutulduğunda, tarama hızının artırılması, eriyik havuzu formunun anahtar deliği yapısından yarı küresel forma doğru evrilmesine neden olmaktadır (Hu et al., 2019; J. Yang et al., 2016). Literatürde yapılan çeşitli çalışmalarda (Le et al., 2019; H. Wang & Zou, 2019), anahtar deliği modunda ilerleyen üretim süreçlerinde eriyik havuzlarının üst üste bindirilmesi sonucunda gözenekli mikro yapılar oluştuğu tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, R oranının 1'e en yakın olduğu lazer gücü ve tarama hızı kombinasyonları optimum parametreler olarak belirlenmiştir.



Şekil 3.2. ZEISS AXIO A1 marka optik mikroskop

Bu tez çalışmasında, SLE sürecine ait üretim parametrelerinin sistematik olarak azaltma yöntemiyle optimize edilmesi amaçlanmıştır. Lazer gücü ve tarama hızı parametrelerinin belirlenmesinin ardından duvar kalınlığının belirlenmesine odaklanılmıştır. Bu hedef doğrultusunda Şekil 3.3'te gösterilen 4x5x6 boyutlarında tek duvar numuneleri üretilmiştir. Daha sonra üretilen numunelerin duvar kalınlıkları ve yapısı Quanta FEG 250 marka taramalı elektron mikroskopunda (SEM) (Şekil 3.5) incelenmiştir. Üretilen numuneler üzerinde yapılan incelemeler sonucunda, boğum oluşumu gözlemlenmeyen ve en homojen duvar yapısını sunan lazer parametreleri belirlenmiş ve sonraki üretim aşamaları için referans alınmıştır.



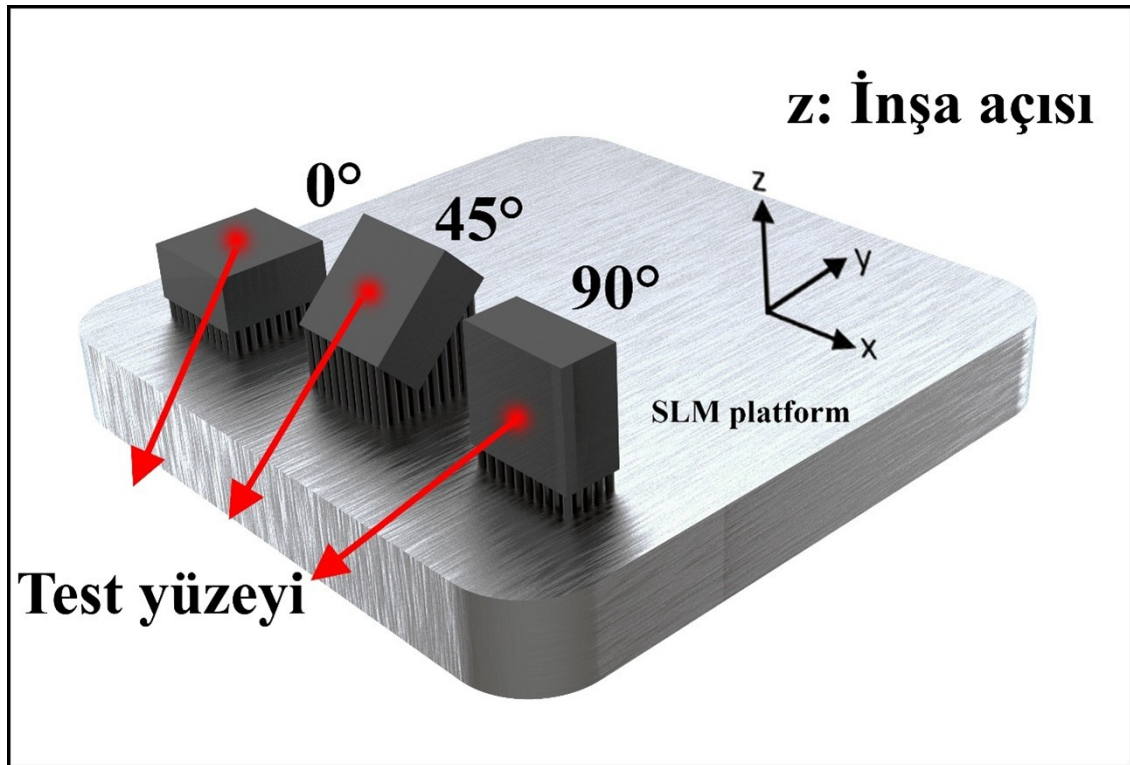
Şekil 3.3. Duvar kalınlığı mesafesini bulmak için üretilen kontur numuneleri



Şekil 3.4. Quanta FEG 250 marka taramalı elektron mikroskobu

Tez çalışmaları kapsamında, lazer gücü, tarama hızı ve duvar kalınlığı değerleri belirlendikten sonra optimum yana kayma mesafesini tespit etmek amacıyla farklı yana kayma miktarlarında AlSi7Mg tabla üzerinde prizmatik numuneler üretilmiştir. Belirlenen duvar kalınlığı referans alınarak, yana kayma miktarı %30 ile %90 aralığında

ve %10'luk artışlarla uygulanmıştır. Bu kapsamda, farklı yana kayma oranlarında üretilen numuneler üzerinde yapılan değerlendirmeler sonucunda, en yüksek mikrosertlik değeri ve doluluk oranı ve en düşük aşınma oranı değerini sağlayan optimum yana kayma değeri tespit edilmiştir. Üretilen numunelerin bağıl yoğunluğu, öncelikli olarak Arşimet prensibi esas alınarak ASTM B311 standardına uygun şekilde belirlenmiştir. Hassas terazide (± 0.01 g) numunenin kütlesi önce havada, ardından saf suda ölçülmüş ve yoğunluk bu iki ölçüm arasındaki kütle farkından hesaplanmıştır. İstatistiksel güvenilirliği sağlamak amacıyla her bir ölçüm üç kez tekrarlanmıştır. Arşimet prensibi yöntemiyle elde edilen sonuçlar, görüntü analiziyle de doğrulanmıştır. Bu doğrultuda, optik mikroskopla elde edilen kesit görüntüleri ZEISS ZEN 3.7 yazılımı kullanılarak işlenmiş ve gözeneklilik oranının alan kesirine dayalı hesaplamaları yapılarak bağıl yoğunluk belirlenmiştir. Bu optimum parametre reçetesi kullanılarak, $10 \times 10 \times 5$ mm boyutlarında prizmatik mikroyapı ve aşınma test numuneleri, üç farklı inşa oryantasyonu ile (0° , 45° ve 90°) üretilmiştir (Şekil 3.5). Böylece hem yana kayma miktarının hem de inşa yöneliminin malzemenin yapısal ve tribolojik performansı üzerindeki etkileri sistematik olarak analiz edilmiştir. Ayrıca optimum parametre kullanılarak çekme ve yorulma deneyleri için silindirik numuneler üretilmiş ikincil işlemlerin AlSi7Mg alaşımının mekanik özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiştir.



Şekil 3.5. Farklı inşa açılarıyla üretilen numunelerin şematik gösterimi

3.2. Aşınma Testi

Numunelerin aşınma deneyleri, Şekil 3.6’da verilen Bruker marka Universal Mechanical Tester (UMT) model tribometre cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Aşınma testleri sırasında elde edilen veriler, cihazla entegre çalışan Viewer analiz yazılımı aracılığıyla değerlendirilmiş ve ilgili parametreler nicel olarak analiz edilmiştir. Bu sayede, farklı üretim parametreleri ve inşa oryantasyonlarının aşınma davranışı üzerindeki etkileri karşılaştırmalı olarak ortaya konmuştur. Aşınma deneylerine ait deney parametreleri Tablo 3.1’de gösterilmiş olup, her bir parametre için 3 ölçüm alınmıştır. Uygulanan yük, aşındırma hızı ve süre, SLE yöntemi ile üretilmiş Al–Si–Mg alaşımları için literatürde yaygın olarak bildirilen değerler doğrultusunda seçilmiştir; bu sayede hem güvenilir bir değerlendirme yapılabilmiş hem de önceki tribolojik çalışmalarla doğrudan karşılaştırma imkânı sağlanmıştır (Venettacci et al., 2022; M. Wang et al., 2021).

Tablo 3.1. Aşınma test parametreleri

Deney parametreleri	Değerler
Test türü	İleri – Geri (Reciprocating)
Normal yük (N)	2
Aşınma stroğu (mm)	4
Aşındırma hızı (mm/s)	8
Aşındırma süresi (s)	1200
Karşı bilye malzemesi	Al ₂ O ₃
Sıcaklık (°C)	Oda sıcaklığı (23±2)
Ortam	Kuru şartlar



Şekil 3.6. Tribolojik test cihazı

Aşınma deneylerinin ardından, numunelerin aşınma hacimlerinin ve üretim sonrası yüzey pürüzlülüğü değerlerinin belirlenmesi amacıyla Bruker Contour GT marka 3D optik profilometre cihazı (Şekil 3.7) kullanılmıştır. Ölçüm ve analiz işlemleri, cihazla entegre çalışan Vision64 yazılımı aracılığıyla gerçekleştirilmiştir. Her bir numune üzerindeki aşınma izinden ortalama 3 farklı noktadan kesit alanı ölçümleri alınmış; bu alanlar, ilgili iz uzunlukları ile çarpılarak aşınma hacimleri hesaplanmıştır. Hesaplanan aşınma hacmi sonuçlarından Denklem 3.1 kullanılarak aşınma oranları değerleri tespit edilmiştir (Ullah et al., 2022).



Şekil 3.7. Optik profilometre cihazı

$$Aşınma Oranı \left(\frac{mm^3}{N.m} \right) = \frac{Aşındırılan Hacim (mm^3)}{Uygulanan Yük (N) \times Aşınma Mesafesi (m)} \quad (3.1)$$

3.3. Mikrosertlik Testi

SLE yöntemiyle üretilmiş AlSi7Mg prizmatik numunelere ait mikrosertlik değerleri, Erzurum Teknik Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü bünyesinde bulunan SHIMADZU marka HMV-G-20 model mikrosertlik ölçüm cihazı (Şekil 3.8) kullanılarak belirlenmiştir. Vickers sertlik ölçme yönteminin kullanıldığı bu ölçümler 100 gramlık yük altında ve 10 saniyelik bekleme süresi ile gerçekleştirilmiştir. Ölçümlerin doğruluğunu ve tekrarlanabilirliğini sağlamak amacıyla, her numune yüzeyinden beş tekrar ölçüm alınmış, ardından bu ölçümlerin aritmetik ortalaması hesaplanarak ilgili mikrosertlik değeri elde edilmiştir.



Şekil 3.8. Mikrosertlik ölçüm cihazı

3.4. Isıl İşlemler ve Elektrokimyasal Parlatma İşlemleri

Tez kapsamında optimum üretim parametreleri kullanılarak üretilen numunelere ısıtım işlemleri uygulanmıştır. Isıtım işlemleri Protherm Furnaces marka ısıtım işlem fırını (Şekil 3.9) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Isıtım işlem sürecinde olası oksidatif reaksiyonların önlenmesi amacıyla, tüm işlemler inert ortam sağlayan Ar gazı atmosferi altında gerçekleştirilmiştir.



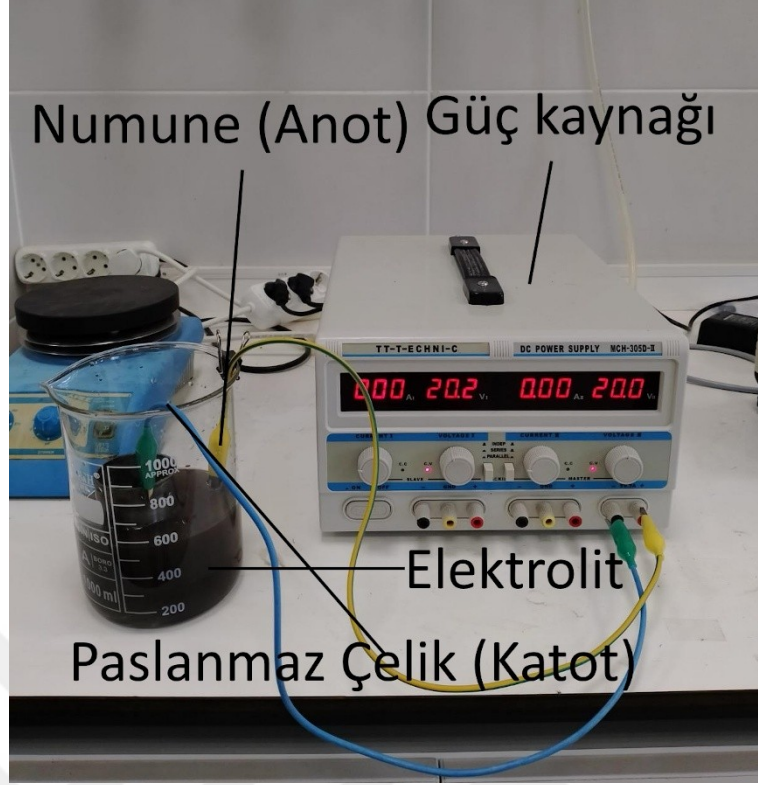
Şekil 3.9. Vakum ve gaz kontrollü ısıtma fırını

Uygulanan ısıtma işlem parametreleri Tablo 3.2’de verilmiştir. İşlemsiz numuneler SLE yöntemiyle üretilen ve ikincil işlem uygulanmayan numuneleri temsil etmektedir.

Tablo 3.2. Isıtma işlem parametreleri

İsimlendirme	Isıtma İşlem	Parametre
AB	Isıtma işlemsiz	-
AN	Gerilme giderme tavlama	280 °C, 2 saat, Fırında soğutma
		520 °C, 2 saat, Su verme
T6	T6	+ 160 °C, 6 saat, Fırında soğutma

Elektrokimyasal parlatma yöntemi için Şekil 3.10’daki deney düzeneği kurulmuş ve Jeong (2024) ve arkadaşlarının önermiş olduğu parlatma çözeltisi kullanılmıştır. Elektrokimyasal parlatma işlemi parametreleri Tablo 3.3’te gösterilmiştir.



Şekil 3.10. EP deney düzeneği

Tablo 3.3. EP deney parametreleri

Elektrokimyasal parlatma	
Çözelti bileşimi	Etil Alkol (%80) + Perklorik Asit (%20)
Potansiyel Fark (V)	20
Akım (A)	1
Süre (dakika)	15

3.5. Çekme ve Yorulma Testi

Bu tez kapsamında üretilen AlSi7Mg numuneleri ETÜ-YÜTAM bünyesinde bulunan Instron 5982 marka statik test cihazı (Şekil 3.11) kullanılarak çekme testine tabi

tutulmuştur. Bu testler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir ve 1 mm/dk çekme hızı uygulanmıştır.



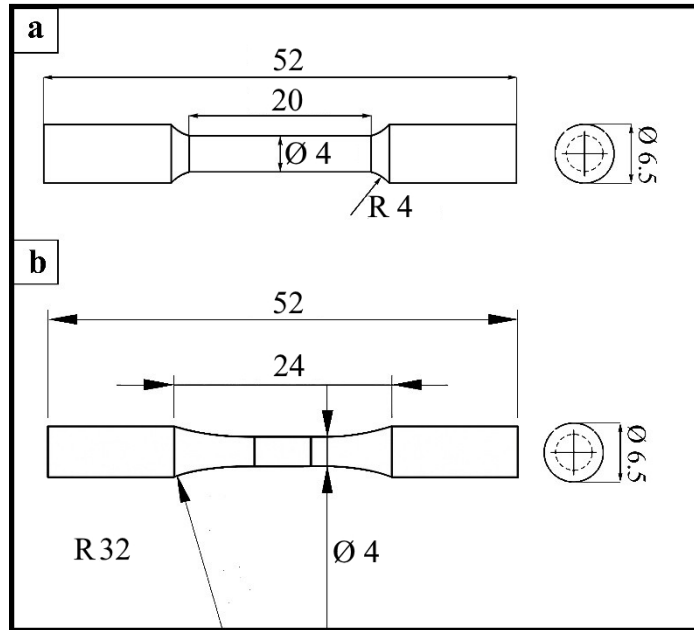
Şekil 3.11. INSTRON 5982 marka statik test cihazı

Yorulma deneyleri ETÜ-YÜTAM bünyesinde bulunan INSTRON 8874 marka yorulma test cihazı (Şekil 3.12) kullanılarak yapılmıştır. Cihaz bilgisayar kontrollü bir cihazdır ve kırılma gerçekleştiği anda numuneyi koruyarak cihazı durdurmaktadır. Yorulma ömrü (S-N) testleri için, $R=0.1$ ile belirlenen değişken yükleme koşulları altında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.12. Yorulma test cihazı

Yorulma ömrü, 1×10^6 döngü olarak kabul edilmiş olup, bu döngü sayısına ulaşıldığında ya da test numunesi kırıldığında, test ekipmanı otomatik olarak durdurulmuştur. Test sonuçları, iki farklı bölüme ayrılan iki doğrusal (doğrusal bölüm ve yatay bölüm) bir S-N (stress-number of cycle) eğrisi kullanılarak verilmiştir. Üretilen çekme ve yorulma numunelerinin teknik resimleri Şekil 3.13'te gösterilmiştir.



Şekil 3.13. Çekme ve yorulma test numunelerinin teknik resim çizimleri a) Çekme b) Yorulma

3.6. Mikroyapı ve Karakterizasyon Analizleri

Bu tez kapsamında toz ve bulk AlSi7Mg numunelerinin X-ışını difraksiyonu (XRD) ölçümleri GNR Explorer X-Ray Diffraction cihazı (Şekil 3.14) ile 1,5405 °Å dalga boyuna sahip Cu-K α anot X-ışını kaynağı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ölçümler, 20°- 90° aralığında simetrik tarama konfigürasyonu ile yapılmıştır. Elde edilen veriler Match programı kullanılarak kütüphanesine tanımlı olan veri listeleri (JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standards)) karşılaştırılarak fazların birleşimleri ilgili yoğunlukları analiz edilmiştir.



Şekil 3.14. XRD Cihazı

AlSi7Mg toz malzemelerin morfolojik ve kimyasal bileşim açısından incelenmesi ve bulk numunelerin mikroyapı, aşınma izi ve kırılma yüzeyi görüntülerinin alınması için FEI Quanta-FEG 250 marka SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu), EDS (Enerji Dağılımlı Spektroskopi) cihazı kullanılmıştır. Metalografik numune hazırlama işlemleri, 400-600-800-1200 numaralı su zımparaları kullanarak zımparalama ve sonrasında 1 µm'lik alümina süspansiyonu ile parlatma şeklinde yapılmıştır. Saf su ve etanol ile temizlendikten sonra, numunelere 30-50 saniye boyunca Keller çözeltisi (Saf su (190 ml), Nitrik asit (HNO₃) (5ml), Hidroklorik asit (HCl) (3 ml), Hidroflorik asit (HF) (2 ml)) kullanılarak dağlama işlemi uygulanmıştır.

4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

Bu çalışmada, SLE yönteminde kullanılacak optimum üretim parametrelerini belirlemek amacıyla öncelikle AlSi7Mg alaşımı üzerinde deneysel çalışmalar yürütülmüştür. Elde edilen en uygun parametreler doğrultusunda, farklı inşa oryantasyonlarına sahip numuneler üretilmiş ve bu numunelerin yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri kapsamlı şekilde incelenmiştir. En yüksek performansı gösteren 0° inşa oryantasyonlu numune üzerinde, ikincil işlemlerin mekanik ve yorulma davranışlarına etkisini değerlendirmek amacıyla çeşitli işlemler uygulanmıştır. Bu kapsamda, ısıtma işlem ve elektrokimyasal parlatma işleminin alaşımın mekanik ve yorulma özelliklerine etkileri araştırılmıştır. Çalışmanın genel amacı doğrultusunda, AlSi7Mg alaşımı için SLE sürecinde optimum üretim koşullarının belirlenmesi ve bu koşullar altında elde edilen numunelerin mekanik, tribolojik ve yorulma performanslarının karakterize edilmesine yönelik bulgular; toz karakterizasyonu, üretim parametrelerinin optimizasyonu ve bu parametrelere bağlı özellik analizleri başlıkları altında sunulmuştur. SLE yönteminde çok sayıda üretim parametresinin sürece dahil olması sebebiyle parametrelerin sistematik bir yaklaşım kullanılarak değerlendirilmesiyle hem malzeme hem de zaman açısından verimlilik sağlanması hedeflenmiştir.

4.1. AlSi7Mg Toz Malzeme Karakterizasyonu

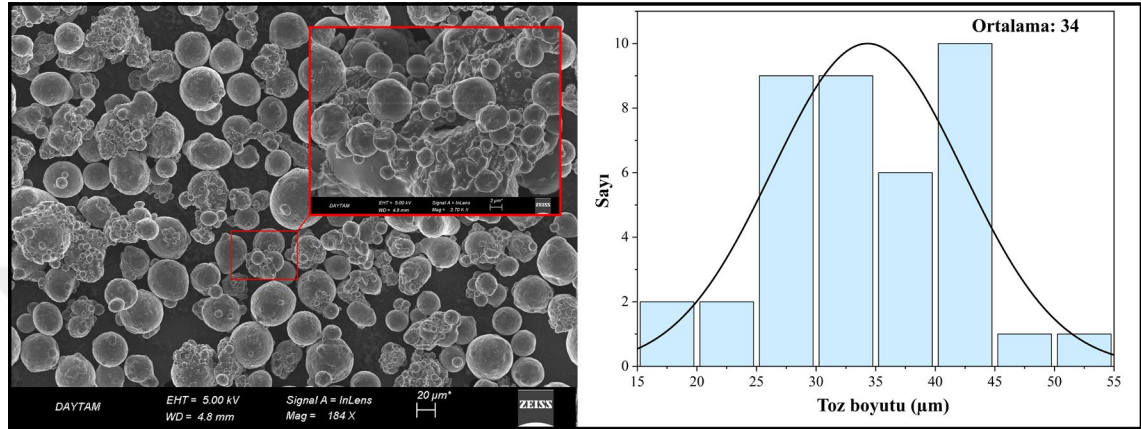
Gerçekleştirilen bu tez çalışmasında havacılık ve otomotiv endüstrilerinde sıklıkla tercih edilen alüminyum alaşımlarından AlSi7Mg toz formundaki malzeme kullanılmıştır. AlSi7Mg tozu ticari olarak temin edilmiş olup, kimyasal bileşimi Tablo 4.1’de verilmiştir.

Tablo 4.1. AlSi7Mg tozunun kimyasal bileşimi (% ağırlıkça)

Element	Si	Mg	Cu	Fe	Zn	Ni	Ti	Al	Pb	Sn
AlSi7Mg	9,822	0,299	<0,005	0,082	0,006	<0,005	<0,005	~89	<0,005	<0,005

Gaz atomizasyonu yöntemiyle üretilen AlSi7Mg tozunun morfolojisi ve boyut dağılımı Şekil 4.1’de sunulmuştur. AlSi7Mg tozunun pürüzsüz bir yüzeye ve SLE ile üretimler için serim yapılabilecek seviyede uygun bir küreselliğe sahip olduğu görülmektedir. Ortalama 34 µm boyutundaki toz parçacıklarının boyutları 15 ila 55 µm

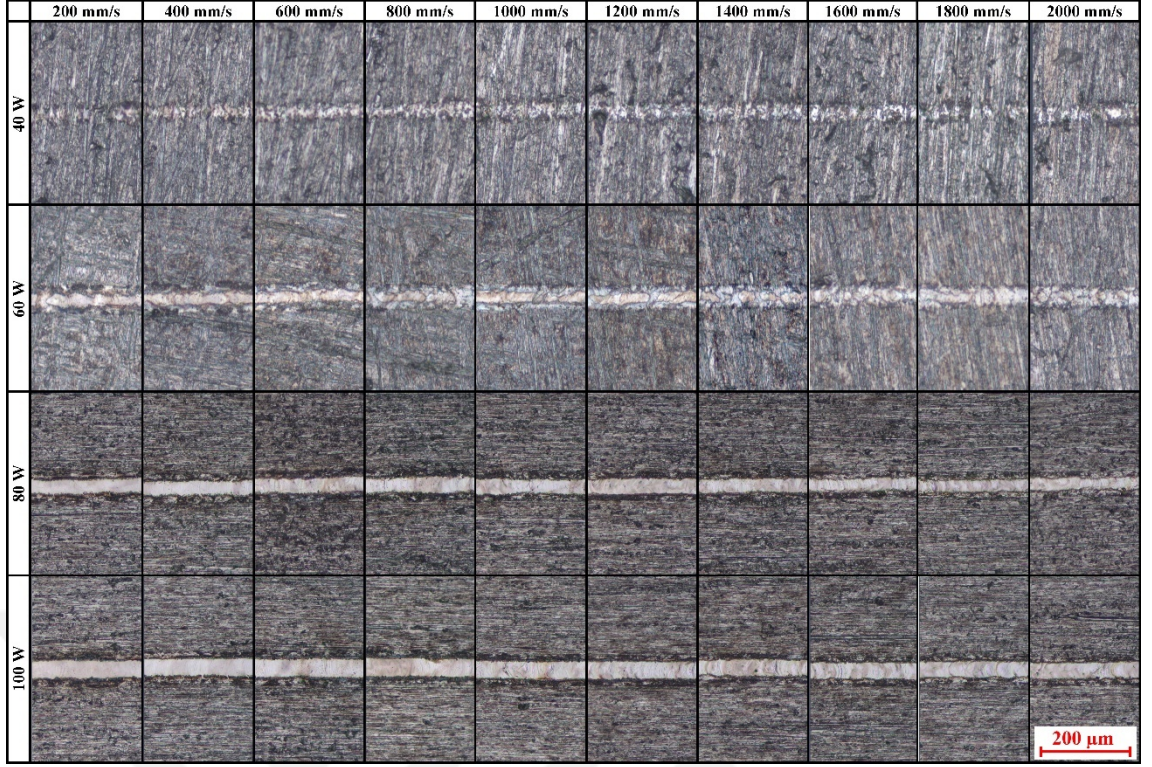
arasında değişmektedir. Literatürde yapılan çalışmalar incelendiğinde katman kalınlığı değerinin artmasıyla yetersiz ergimenin neden olduğu boşlukların arttığı tespit edilmiştir (Tang & Pistorius, 2017; K. V Yang et al., 2018). Ayrıca daha küçük bir katman kalınlığı değerinin mikroyapıdaki morfolojik doku oluşumuna sebep olacağı belirtilmiştir (Thijs et al., 2013b). Bu değerlendirmelerden yola çıkılarak tez kapsamında SLE ile üretilecek AlSi7Mg alaşım için katman kalınlığı 15 μm olarak belirlenmiştir.



Şekil 4.1. AlSi7Mg toz malzemeye ait SEM görüntüsü ve toz boyutu dağılım grafiği

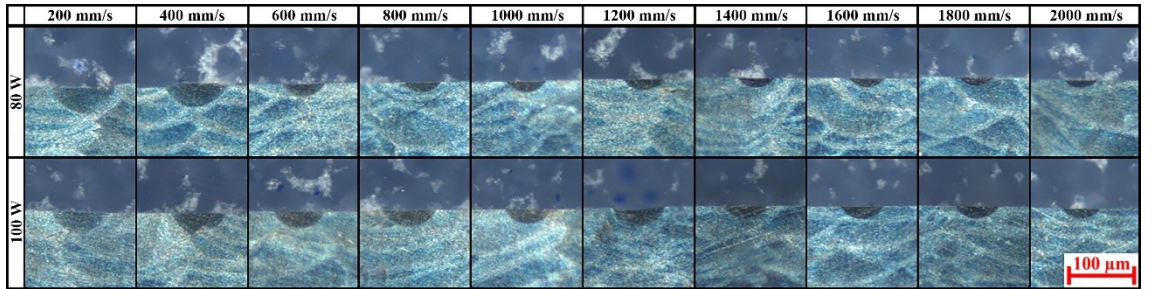
4.2. Lazer İzlerinin Yüzey Kesit ve Morfolojisi

Optimum üretim parametrelerinin belirlenmesi aşamasında lazer gücü ve tarama hızının etkileşimi sonucu oluşan lazer izlerinin homojenliğinin incelenmesi amacıyla katman kalınlığı 15 μm değerinde sabit tutularak 5 farklı lazer gücü (20-100 W) ve 10 farklı tarama hızı (200-2000 mm/s) ile SLE cihazında Ar gazı atmosferinde döküm yöntemiyle üretilmiş olan AlSi7Mg malzeme üzerinde tekli lazer vuruşları gerçekleştirilmiştir. Tekli lazer vuruşları sonrası parça kesitindeki lazer iz derinlikleri ve genişlikleri analiz edilmiştir. Farklı lazer gücü (20 W-100 W) ve tarama hızlarında (200-2000 mm/s) gerçekleştirilen tekli lazer vuruşlarına ait optik mikroskop morfoloji görüntüleri Şekil 4.2’de, eriyik havuzlarına ait kesit görüntüleri ise Şekil 4.3’te verilmiştir. Hem lazer gücü hem de tarama hızı değerlerinin tekli lazer izlerinin oluşumu üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Düşük lazer gücü ve yüksek tarama hızlarının sebep olduğu yetersiz ergime nedeniyle 20 W lazer gücü için tüm tarama hızlarında (200-2000 mm/s) bir iz elde edilememiştir. 40 W ve 60 W lazer güçleri için ise iz oluşmakla birlikte 80 ve 100 W’a göre oldukça kararsız ve sürekliliği düşük yapıda izler elde edilmiştir.



Şekil 4.2. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarında gerçekleştirilen tekli lazer vuruşlarına ait yüzey morfolojisi görüntüleri

Şekil 4.3'te lazer gücü ve farklı tarama hızlarında gerçekleştirilen tekli lazer vuruşlarına ait kesit görüntülerinden elde edilen eriyik havuzu görüntüleri incelendiğinde sadece 80 W ve 100 W gücünde gerçekleştirilen lazer vuruşlarında eriyik havuzları görünmüş olup, diğer lazer gücü değerleri için enerji girdisinin oldukça düşük olmasından dolayı yeterli ergime derinliği elde edilememiş ve kesit görüntüleri alınamamıştır.



Şekil 4.3. 80 W ve 100 W lazer gücü ve farklı tarama hızlarında gerçekleştirilen tekli lazer vuruşlarına ait eriyik havuz görüntüleri

Farklı lazer gücü ve tarama hızları ile elde edilen eriyik havuzuna ait boyutsal özellikler ve eriyik havuz formunu temsil eden en/boy oranı (R) değerleri Tablo 4.2'de verilmiştir. Eriyik havuzlarına ait optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, biri

anahtar deliği diğeri ise elips formu olmak üzere iki farklı eriyik havuz formu dikkati çekmektedir. $R \geq 1$ değerleri eriyik havuzunun elips şeklinde olduğu iletken modu (conductive mode) temsil ederken, $R < 1$ değerleri anahtar deliği modunu (keyhole mode) temsil etmektedir. Anahtar deliği formu genellikle lazer gücünün yüksek ve tarama hızı değerlerinin düşük olduğu üretim koşullarında oluşmaktadır. Anahtar deliği modundan iletken moda geçtiğinde eriyik havuz geometrisi elips şekline dönüşmektedir. Literatürdeki çalışmalarda anahtar deliği moduna sahip eriyik havuzlarında, üretimin ilerleyen aşamalarında eriyik havuzlarının bindirilmesi sonrası gözenekli yapıların ortaya çıktığı bildirilmiştir (E. Li et al., 2022). Eriyik havuz formunun incelendiği çalışmalarda eriyik havuzu içerisinde dengeli ısı dağılımının sonucu olarak gözeneksiz bir yapıya imkân sunması sebebiyle iletken moda sahip eriyik havuzlarının elde edildiği üretim parametreleri tercih edilmektedir (Qi et al., 2017). Tablo 4.2’de verilen en-boy oranı (R) değerleri ele alındığında iletken moda sahip ve en-boy oranının 1’e yaklaştığı 100 W lazer gücünde, 400, 600 ve 800 mm/s tarama hızı parametrelerinin optimum eriyik havuzu formunu sağladıkları belirlenmiştir.

Tablo 4.2. Farklı lazer gücü ve tarama hızları ile elde edilen eriyik havuzuna ait boyutsal özellikler

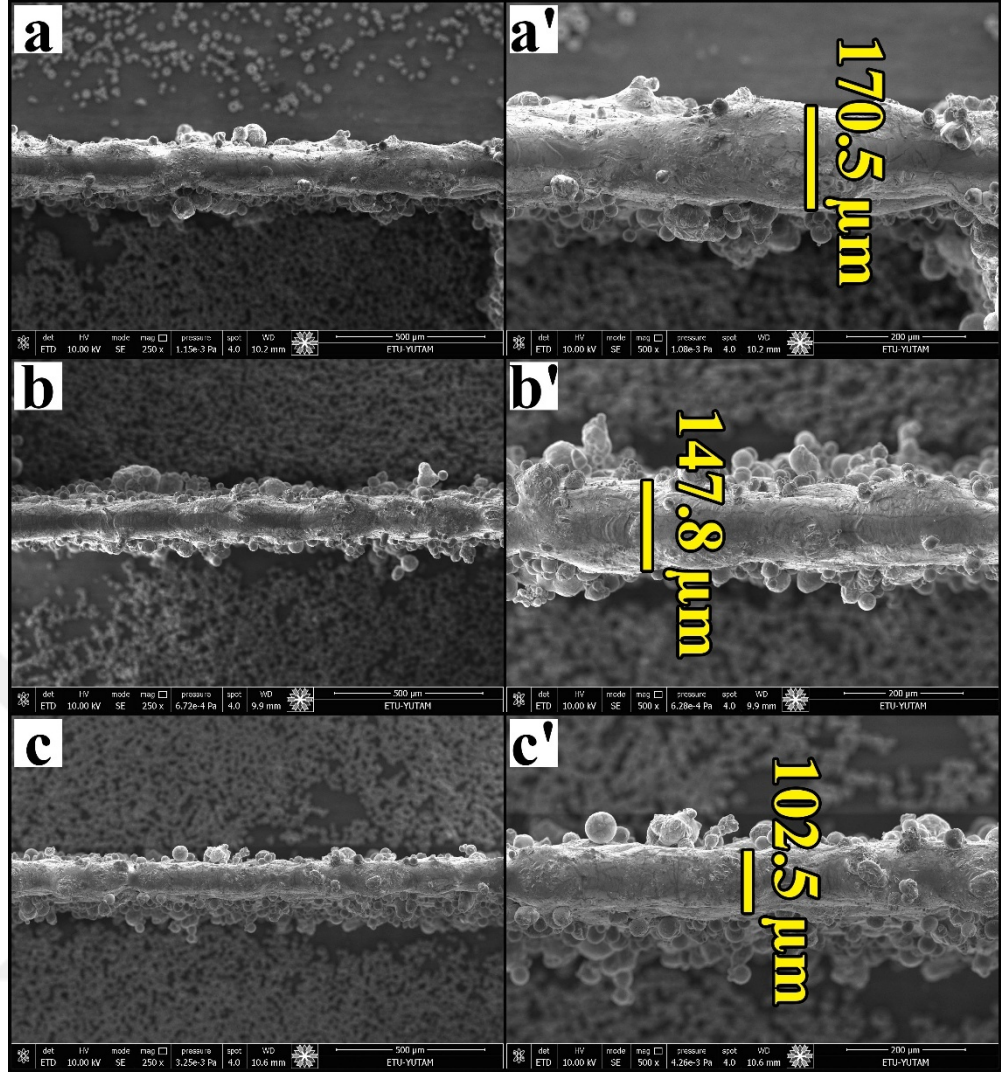
Lazer Gücü (W)	Tarama Hızı (mm/s)	Genişlik –A (µm)	Derinlik –B (µm)	Oran R
80	200	86,24	28,7	1,502
	400	61,994	19,988	1,558
	600	56,123	17,064	1,644
	800	54,674	15,496	1,764
	1000	53,094	15,088	1,759
	1200	64,994	22,668	1,572
	1400	48,283	12,646	1,909
	1600	47,546	11,256	2,112
	1800	44,886	11,68	1,921
	2000	41,48	10,063	2,061
100	200	82,039	27,438	1,495
	400	79,44	27,2	1,460
	600	68,337	23,771	1,437
	800	70,477	23,666	1,489
	1000	65,262	20,736	1,573
	1200	65,793	21,461	1,569
	1400	55,982	16,979	1,648
	1600	57,301	16,448	1,741
	1800	56,244	16,695	1,684
	2000	50,802	13,789	1,842

4.3. SLE Yöntemi ile Üretilen Tek Duvar Yapılarının Analizi

Eriyik havuzu formlarının incelemeleri sonrası Tablo 4.2’de verilen R değerleri dikkate alınarak optimum lazer üretim parametrelerinden lazer gücü ve tarama hızı için en uygun değerlere tam olarak karar verebilmek amacıyla 100 W lazer gücü ve 400-600-800 mm/s tarama hızı değerleri kullanılarak tek duvar numune üretimleri yapılmıştır. Bu aşamada 4x5x6 mm boyutlarında geometriler SLE yöntemiyle üretilerek duvar yapıları incelenmiştir. 100 W lazer gücü ve farklı tarama hızlarında üretilen duvar yapılarının

SEM görüntüleri Şekil 4.4’de sunulmuştur. Görüntüler analiz edilmiş ve optimum tarama hızı değeri tespit edilmeye çalışılmıştır. Duvar yapılarına ait SEM görüntüleri incelendiğinde, 400 mm/s tarama hızında (Şekil 4.4.a–a’) lazer enerji yoğunluğu nispeten yüksek oluşu, aşırı ergimeye neden olarak homojen olmayan, düzensiz geometrili ve pürüzlü bir duvar oluşumuna yol açmıştır. Ayrıca belirgin malzeme sıçramaları ve düzensiz kenar yapıları gözlemlenmiş, bu da termal kararsızlık ve aşırı ergime belirtileri olarak değerlendirilmiştir.

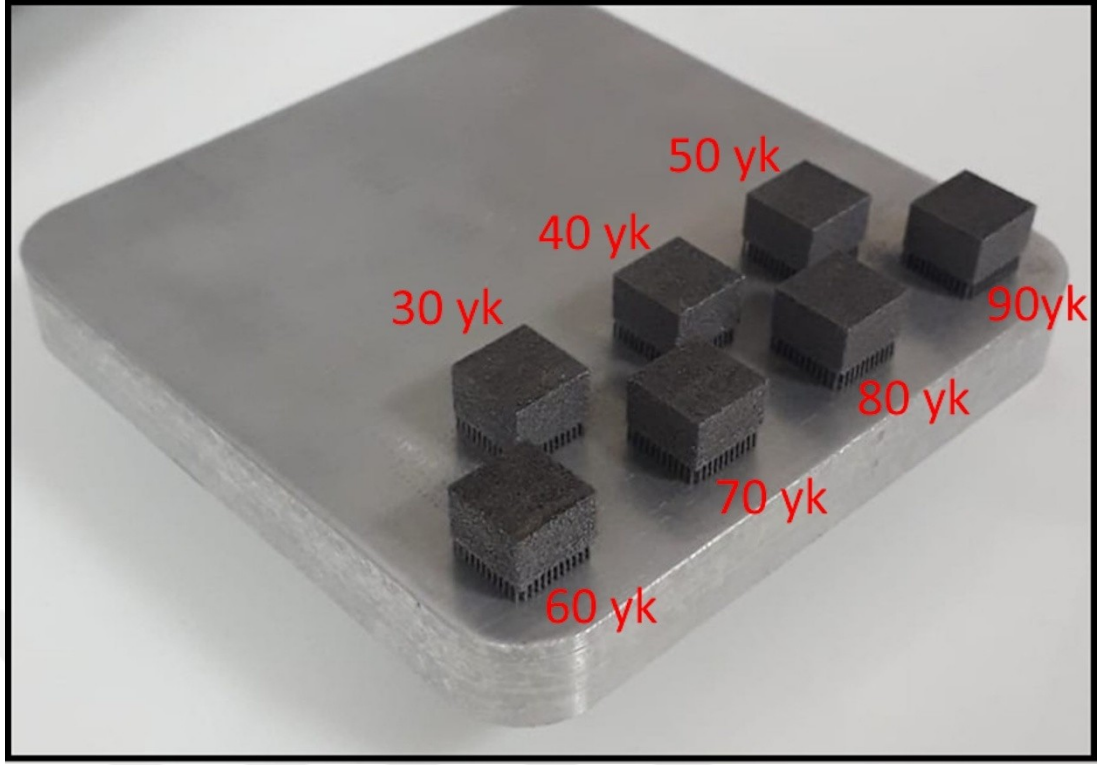
Buna karşılık, 600 mm/s tarama hızıyla üretilen yapıda (Şekil 4.4.b–b’), enerji girişi daha dengeli olmuş ve daha düzgün geometrili, yoğun, sürekli ve yüzey bütünlüğü yüksek bir yapı elde edilmiştir. Ölçülen duvar kalınlığı 147,8 μm olan bu örnek, yüzey kusurları açısından minimum seviyede hatalar göstermiştir. Bu tarama hızının, kararlı ergime havuzu oluşumu ve boyutsal tutarlılık açısından test edilen parametreler arasında en uygun koşulu sağladığı belirlenmiştir. 800 mm/s tarama hızında (Şekil 4.4.c–c’), artan tarama hızına bağlı olarak azalan enerji girişi, 102,5 μm kalınlığında daha ince bir duvar yapısına neden olmuştur. Yer yer kısmi ergimeme ve lokal süreksizlikler gözlemlenmiş olsa da, yapı genel olarak kabul edilebilir düzeyde süreklilik ve yüzey kalitesi sunmuştur. Bu nedenle, 600 mm/s’nin yanı sıra 800 mm/s tarama hızında da prizmatik numunelerin üretilmesine karar verilmiştir.



Şekil 4.4. Tek duvar numunelerine ait SEM görüntüleri (a-a') 100 W-400 mm/sn, (b-b') 100 W-600 mm/sn, (c-c') 100 W-800 mm/sn

4.4. AlSi7Mg Prizmatik Numune Üretimleri

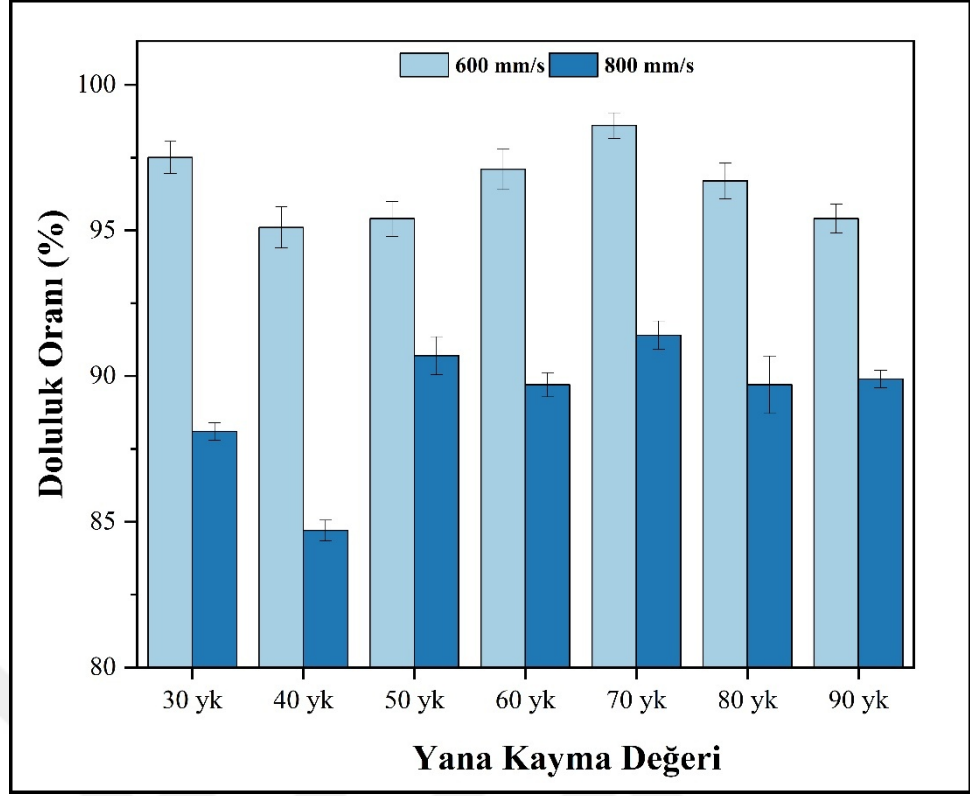
Sistematik olarak parametre azaltılması yolu ile optimum SLE üretim parametrelerinin belirlenmeye çalışıldığı bu tez çalışmasında, lazer gücü ve tarama hızı değerleri belirlendikten sonra yana kayma mesafesi belirlenmeye çalışılmıştır. AlSi7Mg toz malzeme ile 100 W lazer gücü ve 600 mm/sn-800 mm/sn lazer tarama hızı değerlerinde gerçekleştirilen tek duvar yapılarından elde edilen 147,8 µm ve 102,5 µm duvar kalınlığı esas alınarak farklı yana kayma miktarları (%30-90 arası 10'ar artım) ve sürekli lazer stratejisi kullanılarak AlSi7Mg üretim tablası üzerinde Şekil 4.5'de gösterilen 10x10x5 mm boyutunda prizmatik numuneler üretilmiştir.



Şekil 4.5. Farklı yana kayma değerlerinde (%30-90 yk) üretilen prizmatik numuneler.

4.5. Farklı Yana Kayma Değerleri ile Üretilen Prizmatik Numunelere Ait Doluluk Oranları

Arşimet yöntemiyle hesaplanan doluluk oranları Şekil 4.6'da grafiksel olarak sunulmuştur. 100 W–600 mm/s ve 100 W–800 mm/s işlem parametreleriyle farklı yk değerlerinde üretilen prizmatik numunelere ait doluluk oranları sonuçları ise Tablo 4.3'te verilmiştir. Şekil 4.6 ve Tablo 4.3 birlikte değerlendirildiğinde, 600 mm/s tarama hızında üretilen numunelerin, 800 mm/s'de üretilenlere kıyasla daha yüksek doluluk oranına sahip olduğu belirlenmiştir. Bu durum, daha düşük tarama hızında elde edilen daha yüksek hacimsel enerji yoğunluğu ile ilişkilendirilebilir. Daha yüksek enerji yoğunluğu, tozun daha iyi ergimesini ve komşu tarama izleri arasında daha etkin bir örtüşmeyi sağlayarak gözeneklilik oluşumunu azaltmaktadır (Aboulkhair et al., 2016a; Kruth et al., 2004). Ayrıca, tüm numuneler arasında en yüksek bağıl yoğunluk değeri, 600 mm/s tarama hızı ve %70 yk parametreleriyle üretilen numunede elde edilmiştir.



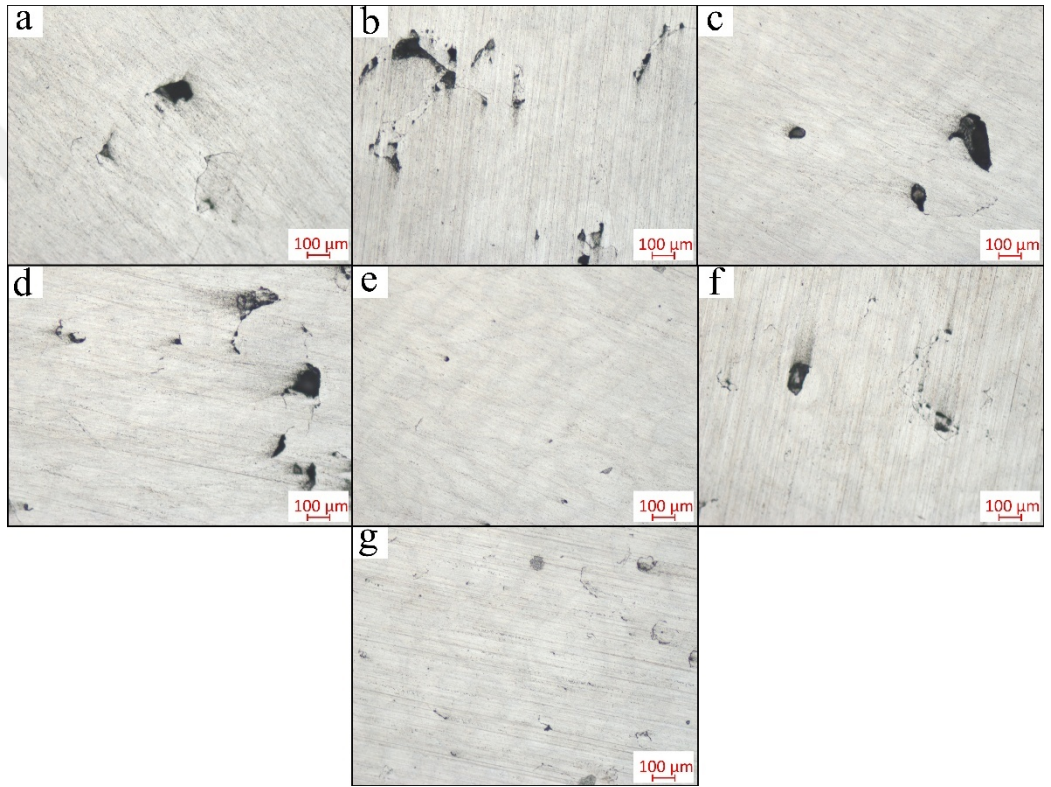
Şekil 4.6. Farklı tarama hızları ve farklı yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelerin Arşimet yöntemiyle belirlenen doluluk oranlarının grafiksel dağılımı

Tablo 4.3. Farklı tarama hızı ve yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelerin Arşimet yöntemiyle hesaplanan doluluk oranları

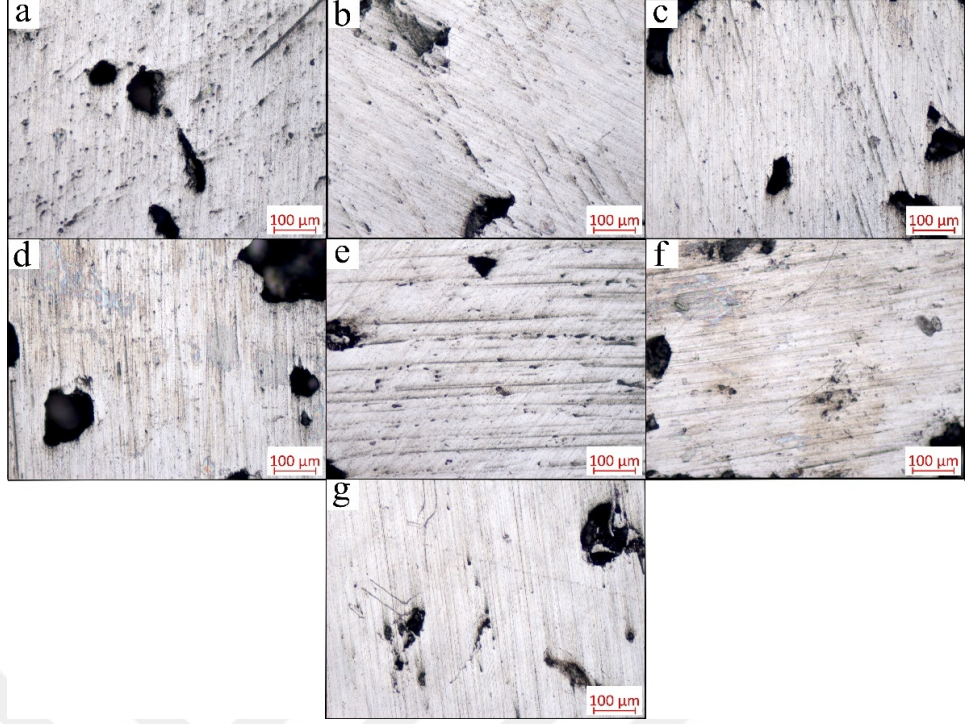
Yana Kayma (%)	Doluluk Oranı (%)	
	100 W-600 mm/s	100 W-800 mm/s
30 yk	97,5 ± 0,95	88,1 ± 0,52
40 yk	97,48 ± 1,21	84,7 ± 0,6
50 yk	97,89 ± 1,03	90,7 ± 0,65
60 yk	97,1 ± 1,21	89,7 ± 0,79
70 yk	98,6 ± 0,75	91,4 ± 0,85
80 yk	96,7 ± 1,05	89,7 ± 1,7
90 yk	95,4 ± 0,85	89,9 ± 0,52

Bu bulgular, görüntü analizi sonuçlarıyla da desteklenmektedir. 100 W lazer gücü 600 mm/sn ve 800 mm/sn tarama hızlarında farklı yana kayma değerlerinde üretilen numunelerin doluluk oranlarını tespit etmek amacıyla alınan optik mikroskop görüntüleri

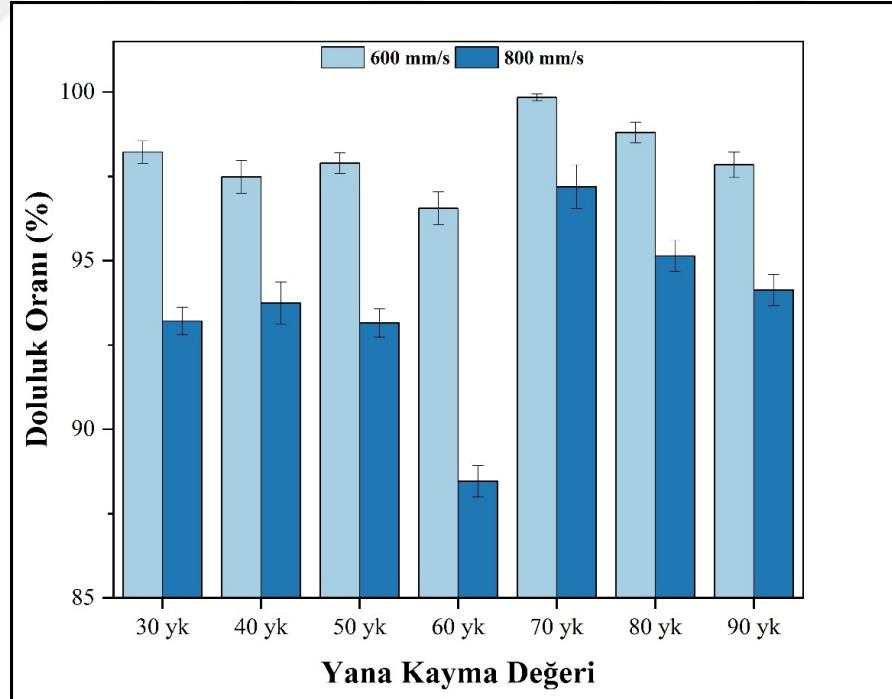
sırasıyla Şekil 4.7’de ve Şekil 4.8’de verilmiştir. Doluluk oranlarının grafiksel dağılımı ise Şekil 4.9’da gösterilmiştir. Tablo 4.4’te her iki tarama hızında farklı yana kayma değerleri ile üretilen numunelerin doluluk oranlarının sayısal değerleri sunulmuştur. Şekil 4.7 ve Şekil 4.8 irdelendiğinde 800 mm/s tarama hızıyla üretilen numunelerde aşırı ısı girdisinin bir sonucu olarak yapıda boşlukların oluştuğu görülmektedir. Tablo 4.4 incelendiğinde en yüksek doluluk değerlerinin 600 mm/s tarama hızıyla üretilen numunelerde olduğu görülmektedir. Üretilen numuneler arasında en yüksek doluluk oranına 600 mm/s ve 70 yana kayma değerinde üretilen numunenin sahip olduğu bulunmuştur.



Şekil 4.7. 600 mm/sn tarama hızında farklı yana kaymalarla üretilen prizmatik numunelerin optik mikroskop görüntüleri a) 30 yk, b) 40 yk, c) 50 yk, d) 60 yk, e) 70 yk f) 80 yk g) 90 yk



Şekil 4.8. 800 mm/sn tarama hızında farklı yana kaymalarla üretilen prizmatik numunelerin optik mikroskop görüntüleri a) 30 yk, b) 40 yk, c) 50 yk, d) 60 yk, e) 70 yk f) 80 yk g) 90 yk

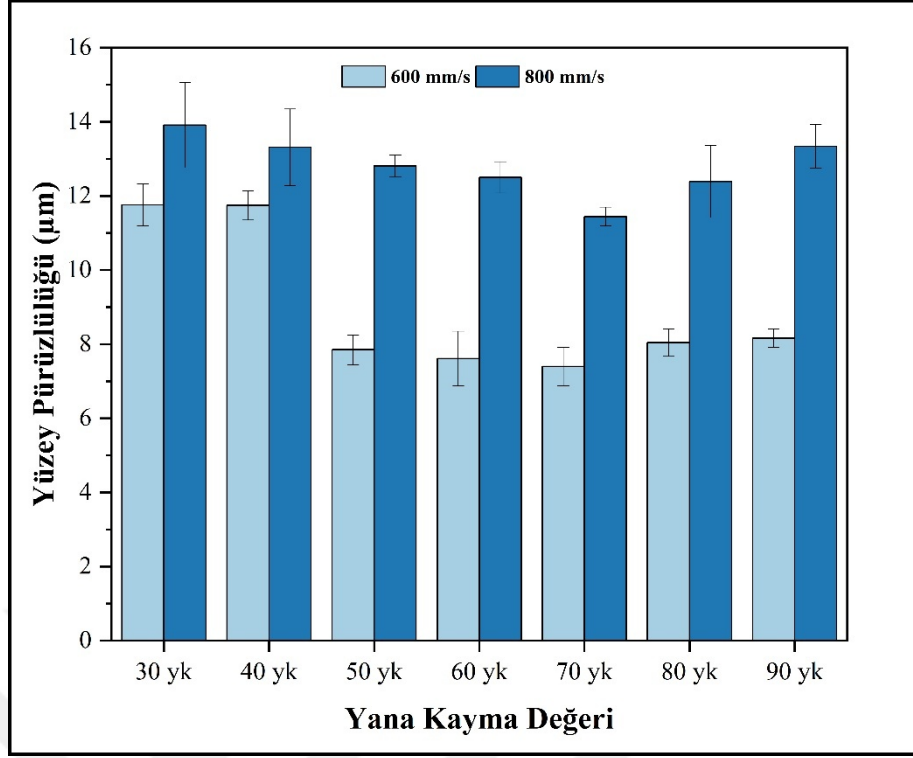


Şekil 4.9. Farklı tarama hızları ve farklı yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelerin görüntü analizi yöntemiyle belirlenen doluluk oranlarının grafiksel dağılımı

Tablo 4.4. Farklı tarama hızları ve farklı yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelerin görüntü analizi yöntemiyle belirlenen doluluk oranları

Yana kayma (%)	Doluluk oranı (%)	
	100 W-600 mm/s	100 W-800 mm/s
30 yk	98,22 ± 0,39	93,21 ± 0,7
40 yk	97,48 ± 0,5	93,74 ± 1,08
50 yk	97,89 ± 0,19	93,15 ± 0,72
60 yk	96,55 ± 0,5	88,46 ± 0,79
70 yk	99,84 ± 0,05	97,19 ± 0,65
80 yk	98,80 ± 0,36	95,14 ± 0,79
90 yk	97,84 ± 0,27	94,13 ± 0,81

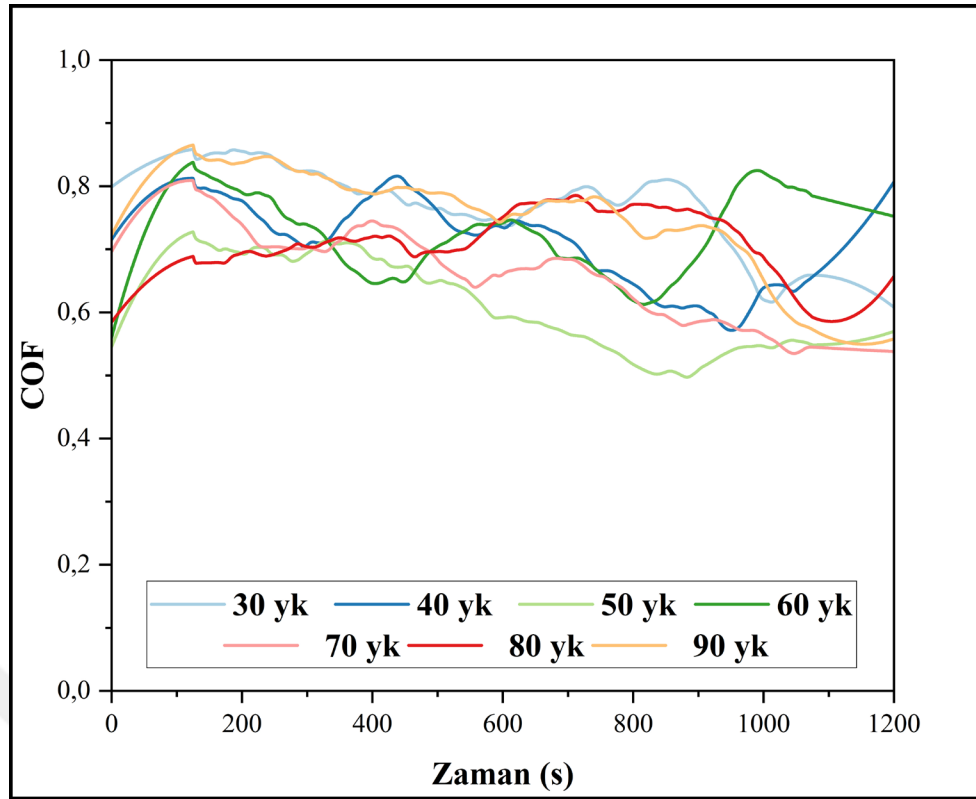
Yüzey pürüzlülüğü, yana kayma mesafesindeki değişimlerden önemli ölçüde etkilenmektedir (Fox et al., 2016; Whip et al., 2019). Bu çalışmada, üretilen prizmatik numunelerin üst yüzeylerinde yüzey pürüzlülüğü ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.10'da farklı tarama hızları ve yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerlerini gösteren grafik sunulmuştur. 800 mm/s tarama hızıyla üretilen numunelerin, 600 mm/s ile üretilenlere kıyasla daha yüksek yüzey pürüzlülüğü değerlerine sahip olduğu belirlenmiştir. Özellikle, 600 mm/s tarama hızı ve %70 yana kayma değeriyle üretilen prizmatik numune, tüm numuneler arasında en düşük pürüzlülük değerine ulaşmıştır. Bu durum aynı zamanda doluluk oranı ile de uyumluluk göstermektedir. Sonuç olarak, 600 mm/s tarama hızı; en yüksek yoğunluk değeri ile birlikte en düşük yüzey pürüzlülüğünün elde edildiği parametre olarak belirlenmiş ve bu parametre baz alınarak farklı yana kayma değerlerine sahip numunelerin tribolojik özellikleri incelenmiştir.



Şekil 4.10. Farklı tarama hızları ve yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri

4.6. Farklı Yana Kayma Değerleri ile Üretilen Prizmatik Numunelerin Tribolojik Özellikleri ve Mikrosertlik Ölçümleri

AlSi7Mg toz malzeme ile farklı yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelere ait sürtünme katsayısı (COF)-süre grafiği Şekil 4.11’de verilmiştir. Verilen grafik incelendiğinde, tüm numuneler için COF değerleri aşınma testinin başlangıcında ilk temas ile yükseldiği ve karşıt aşındırıcı ile yüzeylerin birbirine alışması sonrası testin ilerleyen kısımlarında belirli bir rejime girdiği tespit edilmiştir. Ancak tüm numuneler için test boyunca sürtünme katsayısı değerlerinin dalgalı bir form oluşturduğu görülmüştür. Numunelere ait ortalama sürtünme katsayısı değerleri Tablo 4.5’te sunulmuştur. Farklı yana kayma değerlerinde üretilen numunelerin ortalama sürtünme katsayısı değerlerinde çok büyük bir farklılık olmamakla birlikte en düşük sürtünme katsayısı değeri %50 yana kayma değeri ile üretilen numune için elde edilmiştir.



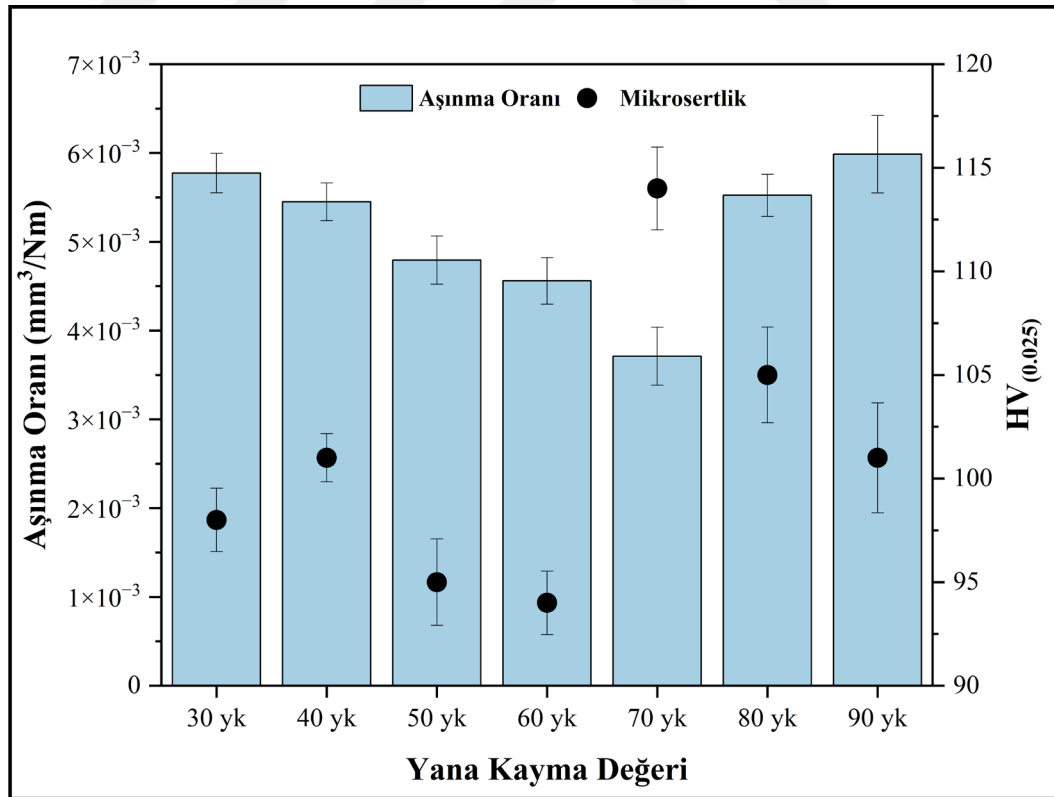
Şekil 4.11. Farklı yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelerin COF-zaman grafiği

Tablo 4.5. Farklı yana kayma değerlerinde üretilen prizmatik numunelerin ortalama sürtünme katsayısı değerleri.

Yana Kayma Değeri (%)	COF
30	0,76 ± 0,09
40	0,71 ± 0,09
50	0,61 ± 0,08
60	0,72 ± 0,08
70	0,68 ± 0,17
80	0,70 ± 0,07
90	0,74 ± 0,1

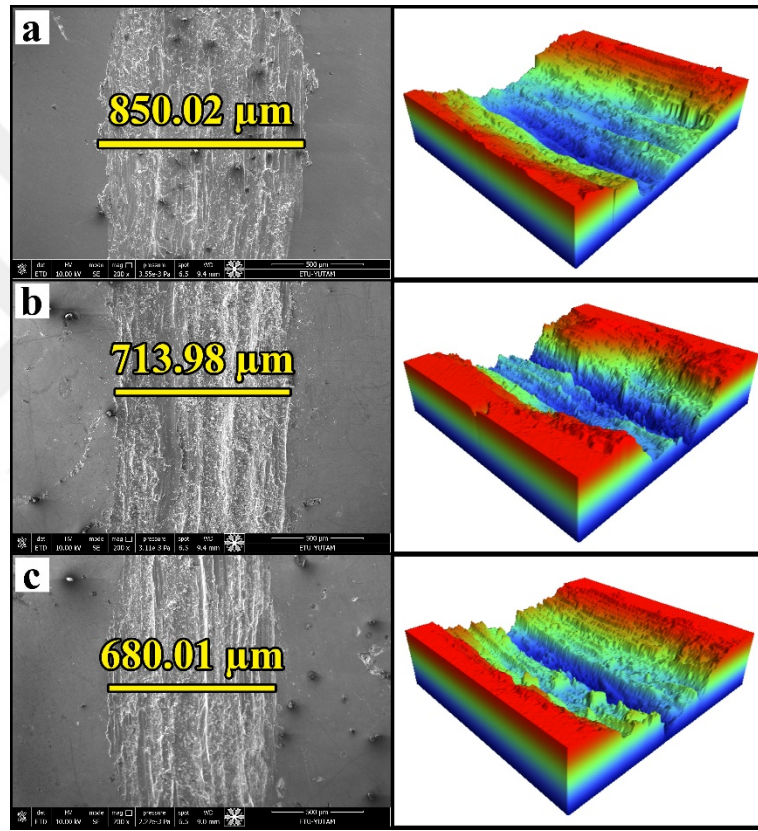
Farklı yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelere ait aşınma oranı ve mikrosertlik değerleri Şekil 4.12’de gösterilmiştir. Aşınma grafiği incelendiğinde, %70 yana kayma değeriyle üretilen numunenin en düşük aşınma oranına sahip olduğu, buna karşılık %90 yana kayma değeri ile üretilen numunenin ise en yüksek aşınma oranını

gösterdiği belirlenmiştir. Doluluk oranı en yüksek olan %70 yk numunesi, aynı zamanda en düşük aşınma oranına sahip olup, bu sonuç aşınma testleri ve sürtünme performansı süresince numune bütünlüğünün korunmasının, doluluk oranı ile doğrudan ilişkili olduğunu ortaya koymuştur. Gözenekler ve mikro çatlaklar gibi iç kusurların tribolojik performans üzerindeki etkisi dikkate alınmalıdır. Lokal porozite, gerilme yoğunlaştırıcı görevi görerek kayma sırasında malzeme kopmasını veya çatlak başlangıcını teşvik ederek ve aşınmayı hızlandırmaktadır. Alt katmanlardaki gözenekler, lokal temas basıncı değişimlerine yol açarak sürtünmede dalgalanmalara neden olur. Literatürde SLE yöntemiyle üretilmiş AlSi10Mg alaşımında mikro yapısal homojenliksizlik ve gözeneklerin aşınma davranışını etkilediği gözlemlenmiştir (Di Egidio et al., 2023). Benzer şekilde, ergime modundan kaynaklanan mikro yapısal kusurların tribolojik özellikleri etkilediği de bildirilmiştir (Wu et al., 2020). Mikrosertlik dağılımı incelendiğinde, en yüksek sertlik değeri yine %70 yk değerine sahip numunede elde edilmiştir. Öte yandan, %60 yk değerine sahip numune en düşük mikrosertlik değerini göstermiştir. AlSi7Mg toz malzemesi kullanılarak üretilen prizmatik numunelerin sertlik değerleri $94 \pm 2,65 \text{ HV}_{0.025}$ ile $114 \pm 3,61 \text{ HV}_{0.025}$ arasında değişmektedir.

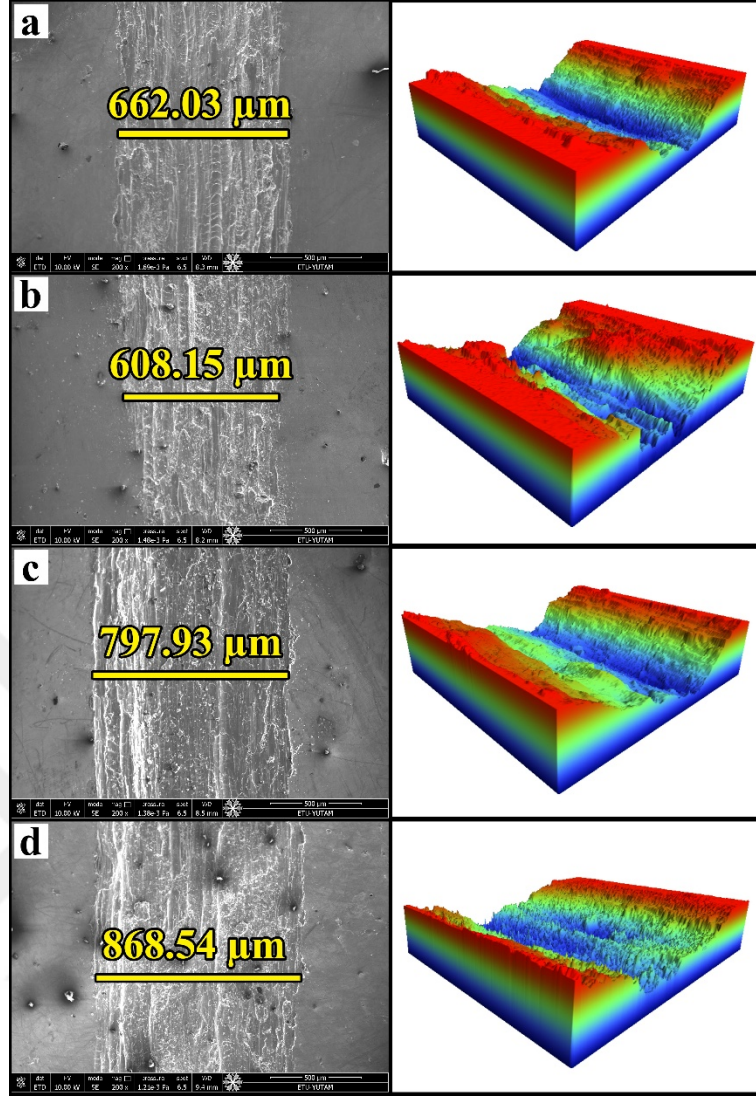


Şekil 4.12. Farklı yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelere ait aşınma oranları ve mikrosertlik değerleri.

Farklı yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numunelere ait aşınma izlerinin SEM ve 3D profilometre görüntüleri Şekil 4.13 ve Şekil 4.14'te sunulmuştur. Aşınmış yüzeyler, karakteristik abrazif aşınma morfolojileri sergilemekte olup, özellikle uzun ve belirgin oyukların olduğu gözlemlenmiştir. Farklı yana kayma değerleriyle üretilen prizmatik numuneler karşılaştırıldığında, %70 yk ile üretilen numunelerde aşınma izlerinin derinliği ve genişliğinin belirgin şekilde daha az olduğu tespit edilmiştir. Bu iyileşmiş aşınma davranışının, metal yapışmasını azaltabilen ve delaminasyon tabakasının oluşumunu engelleyebilen nano ölçekli hücresel Si ağ yapısından kaynaklandığı değerlendirilmektedir (Prashanth, Debalina, et al., 2014).



Şekil 4.13. Farklı yana kayma değerleriyle üretilen AlSi7Mg numunelere ait aşınma izi 3D profilometre ve SEM görüntüleri a) 30 yk, b) 40 yk, c) 50 yk.



Şekil 4.14. Farklı yana kayma değerleriyle üretilen AlSi7Mg numunelere ait aşınma izi 3D profilometre ve SEM görüntüleri a) 60 yk, b) 70 yk, c) 80 yk ve d) 90 yk

Eriyik havuzu ve tek duvar yapılarının analizleri, yoğunluk ölçümleri, tribolojik değerlendirmeler ve mikrosertlik gibi kapsamlı deneysel çalışmalar doğrultusunda, AlSi7Mg alaşımının üretimi için en uygun SLE proses parametreleri belirlenmiş ve Tablo 4.6’da sunulmuştur.

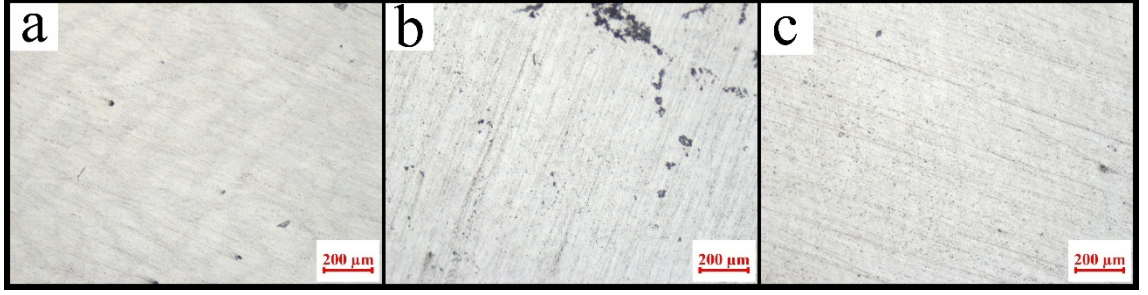
Tablo 4.6. AlSi7Mg toz malzeme için ideal SLE üretim parametre seti

Lazer Gücü (W)	Tarama hızı (mm/sn)	Yana Kayma (%)	Katman Kalınlığı (μm)
100	600	70	15

4.7. İnşa Açısının Optimizasyonu

AlSi7Mg alaşımından prizmatik numuneler, en uygun üretim açısını belirlemek amacıyla Tablo 4.6’da verilen işlem parametreleri kullanılarak 0°, 45° ve 90° olmak üzere üç farklı açıda üretilmiştir. Üretilen numunelerin doluluk oranları Arşimet yöntemi ve görüntü analizi yöntemiyle incelenmiştir. Arşimet yöntemiyle ölçülen yoğunluk değerleri 2,56 ile 2,64 g/cm³ aralığında elde edilmiştir. Bu sonuçlar, kullanılan SLE üretim parametrelerinin yapısal olarak yoğun bileşenler ürettiğini göstermektedir; zira elde edilen değerler, literatürde döküm yöntemiyle üretilen AlSi7Mg için verilen 2,68 g/cm³ teorik yoğunluk değerine oldukça yakındır (Vaudreuil et al., 2022). Bu bulgu, ayrıca optik mikroskopi ile yapılan mikro yapısal gözlemleri de desteklemekte olup, optimum işlem koşullarında üretilen numunelerde minimum gözeneklilik oluştuğunu ortaya koymaktadır. Farklı inşa açılarında üretilmiş numunelere ait optik mikroskop görüntüleri Şekil 4.15’te sunulmuştur. Görseller, dağlama işlemi öncesinde numunelerin genel yüzey dokusu, gözenek dağılımı ve doluluk oranı gibi temel mikro yapısal özelliklerini yansıtmaktadır. 0° açıyla üretilen numunede (Şekil 4.15.a), mikro yapı oldukça homojen olup, koyu bölgeler minimum seviyededir. Bu durum, düşük gözeneklilik ve yoğun, iyi bütünleşmiş bir yapı oluştuğunu göstermektedir. Büyük boşlukların veya kusurların bulunmaması, üretim sürecinde lazer enerjisinin etkin şekilde absorbe edildiğini ve ergime havuzunun başarılı şekilde katılaştığını göstermektedir. Buna karşılık, 45° açısında üretilen numunede (Şekil 4.15.b), belirgin şekilde düzensiz koyu alanlar gözlemlenmiştir. Bu bölgelerin ergime yetersizliği veya gaz boşluklarından kaynaklandığı değerlendirilmiştir. Bu kusurların daha yoğun kümeler hâlinde bulunması, bu açıda uygulanan tarama stratejisindeki ergime örtüşme yetersizliği veya yönelim kaynaklı dengesizliklerden kaynaklanabilmektedir. 90° açıyla üretilen numunede (Şekil 4.15.c) ise yüzey daha homojen olup, ince şekilde dağılmış koyu alanlar içerdiği gözlemlenmiştir. Bu yapı, mikro ölçekte homojen dağılmış gözeneklerin varlığına işaret etmektedir.

Genel olarak görüntü analizi sonuçları 0° açıyla üretilen numunenin en yüksek doluluk oranına sahip olduğunu göstermektedir. 45° açıyla üretilen numune en fazla gözenek içeren yapı olarak öne çıkarken, 90° açıyla üretilen numune ise bu iki uç arasında yer almakta; 45°’ye göre daha iyi bir doluluk göstermesine rağmen 0° kadar yoğun bir yapı sunmamaktadır.



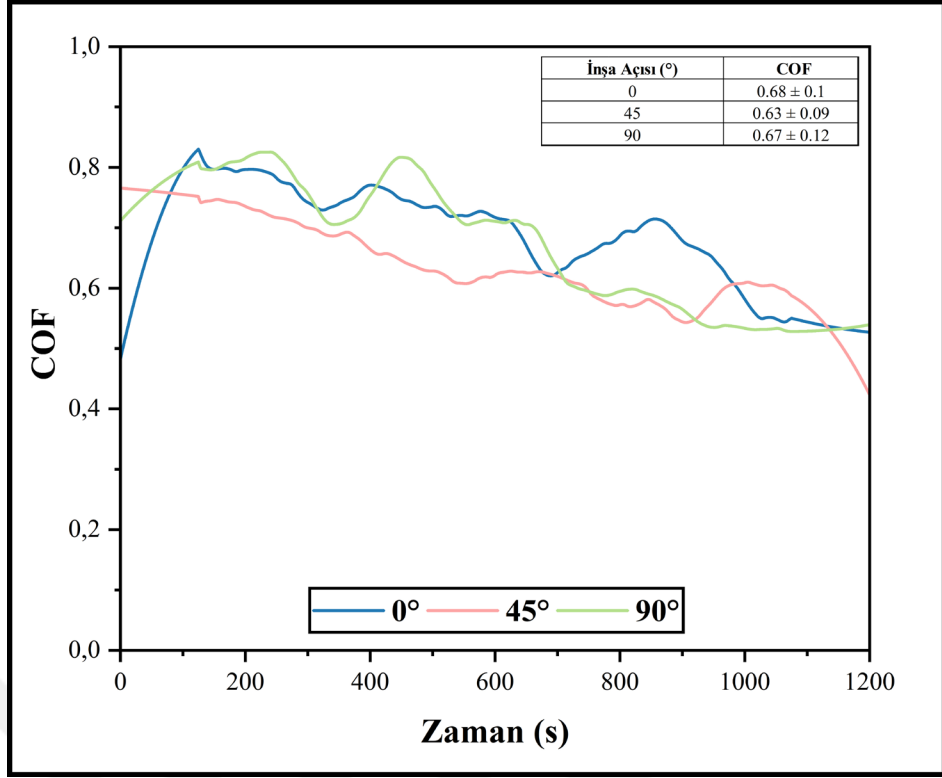
Şekil 4.15. Farklı inşa açılarında üretilen AlSi7Mg prizmatik numunelerin optik mikroskop görüntüleri a) 0°, b) 45°, c) 90°

Farklı inşa açılarıyla üretilen prizmatik numunelerin hem Arşimet metodu hem de görüntü analiziyle hesaplanan doluluk oranları Tablo 4.7’de verilmiştir. Her iki yöntemle de ölçülen doluluk oranları arasında en yüksek doluluk oranına 0° inşa açısında üretilen numunenin sahip olduğu belirlenmiştir.

Tablo 4.7. Farklı inşa açılarında üretilen prizmatik numunelerin doluluk oranları

İnşa Açısı	Doluluk Oranı (%) Arşimet Yöntemi	Doluluk Oranı (%) Görüntü Analizi Yöntemi
0°	98,6 ± 0,75	99,84 ± 0,05
45°	96,2 ± 0,52	96,98 ± 1,3
90°	95,5 ± 0,88	99,71 ± 0,1

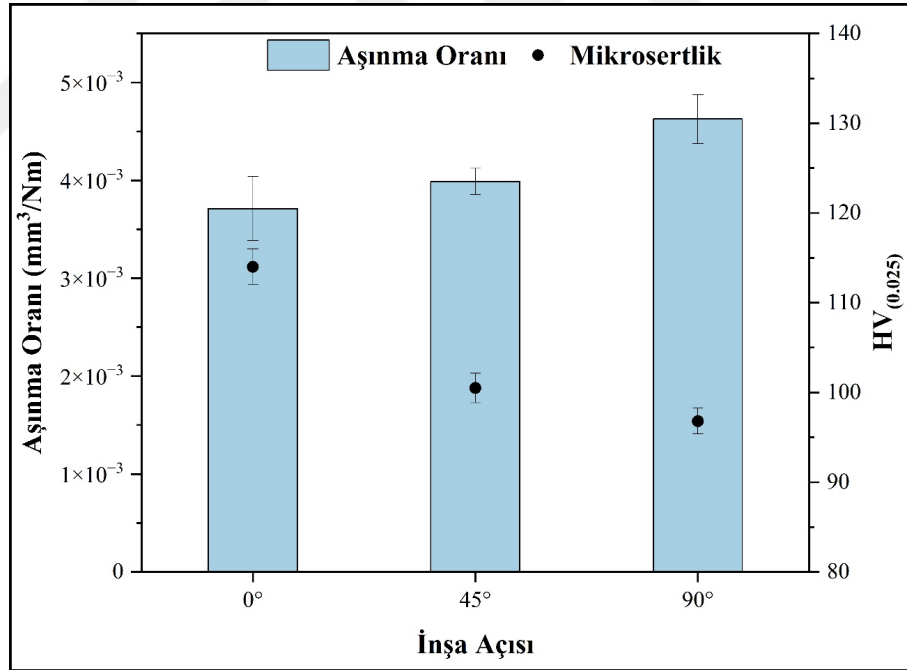
Farklı inşa açılarıyla üretilen numunelerin COF-zaman grafikleri Şekil 4.16’da sunulmuştur. Grafik incelendiğinde tüm numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin birbirlerine yakın olduğu görülmüştür. 45° inşa açısıyla üretilen numunenin en düşük COF değerine sahip olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.16. Farklı inşa açılarıyla üretilen numunelerin COF-zaman grafikleri ve sürtünme katsayısı değerleri

Farklı inşa açılarıyla üretilen numunelerin aşınma oranı ve mikrosertlik grafiği Şekil 4.17’de gösterilmiştir. Şekil irdelendiğinde, 90° açıyla üretilen numune en düşük sertlik değerine sahipken, 0° açıyla üretilen numune en yüksek mikrosertlik değerini göstermiştir. Ortalama mikrosertlik değerleri; 0° inşa açısı için $114 \pm 3,61 \text{ HV}_{0.025}$, 45° için $100,5 \pm 1,32 \text{ HV}_{0.025}$ ve 90° için $96,8 \pm 0,91 \text{ HV}_{0.025}$ olarak ölçülmüştür. Mikrosertlik değerlerine benzer sonuçlar literatürde de bildirilmiş olup, elde edilen bulguların literatürle uyumlu olduğu belirlenmiştir (T. Zou et al., 2022; Zvoníček et al., 2020). Mikrosertlik değerlerindeki farklılıklar, SLE sürecine özgü hücrel mikro yapının incelmış ve düzenli yapısına bağlıdır. Hızlı katılaşma, Si açısından zengin sınırlarla çevrili ince hücrel bir Al yapısı oluşturarak kompozit benzeri bir güçlendirme etkisi sağlamaktadır (M. Wang et al., 2019). İdeal ergitme havuzu morfolojisi ve uygun yk değerine (0° inşa açısı, %70 yk) sahip numunelerde en yüksek sertlik ($114 \pm 3,61 \text{ HV}$) elde edilmiştir; bu durum daha ince ve homojen bir hücrel ağın oluşumunu teşvik ederek tane sınırı sertleşmesini ve katı çözelti sertleşmesini artırır (Aboulkhair et al., 2016a). Öte yandan, optimal olmayan işlem parametrelerine sahip numuneler daha kaba mikro yapılar ve potansiyel kusurlar sergileyerek sertlik değerlerinde düşüşe yol

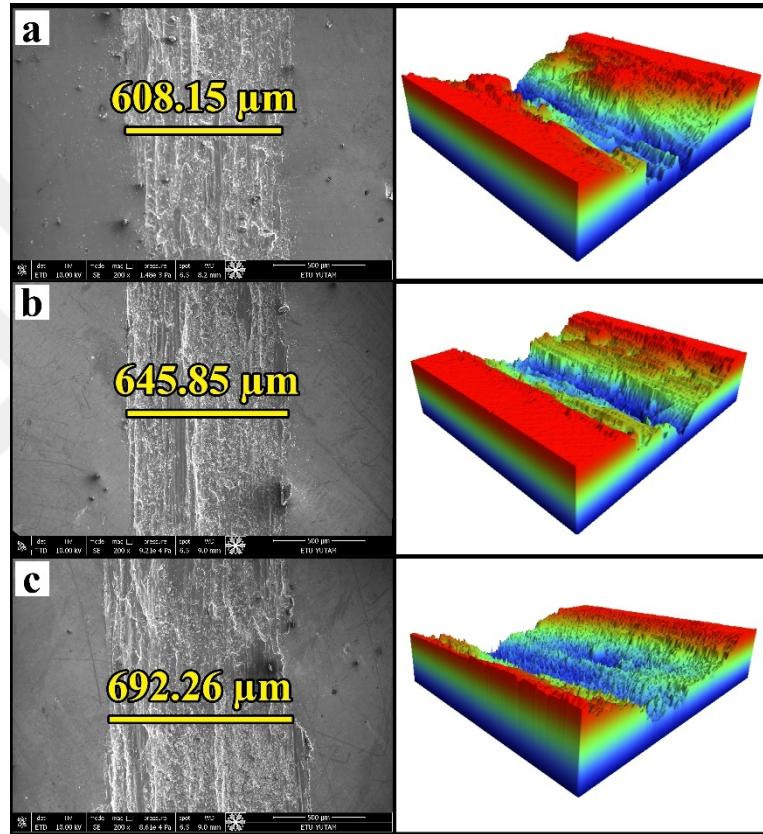
açmaktadır (Takata et al., 2018). Aşınma ve mikrosertlik grafiklerinin birlikte değerlendirilmesi sonucunda, aşınma oranı ile sertlik arasında ters orantılı bir ilişki olduğu gözlemlenmiştir. En düşük aşınma oranı, 0° açıyla üretilen numunede görülürken; en yüksek aşınma oranı ise 90° açıyla üretilen numunede kaydedilmiştir. Orta yoğunluk ve sertliğe sahip 45° inşa açıyla üretilen numune, gözeneklerdeki gerilme yoğunlaşmaları nedeniyle lokal olarak tabaka ayrılmasına (delaminasyon) uğradığı ve bu süreçte oluşan aşınma parçacıklarının ara yüzeyde üçüncü cisim parçacıkları olarak davrandığı değerlendirilmiştir. Literatürde, bu tür parçacıkların yuvarlanarak veya kayarak kesme gerilmesini ve dolayısıyla COF değerini düşürdüğü; aynı zamanda malzeme kaybını hızlandırarak yüksek aşınma oranına yol açtığı belirtilmektedir (Jiang et al., 1998; Kato, 2000). Buna karşılık, en düşük sertliğe sahip 90° inşa açısıyla üretilen numune, doğrudan aşındırıcı penetrasyona en duyarlı olup, klasik abraziv aşınma mekanizmasıyla en yüksek aşınma oranını sergilemiştir. Öte yandan, yüksek yoğunluk ve sertliğin ideal kombinasyonuna sahip 0° yönelimli numune, her iki mekanizmaya karşı etkin bir direnç göstermiş ve en düşük aşınma oranını sergilemiştir.



Şekil 4.17. Farklı inşa açılarıyla üretilen numunelerin aşınma oranı ve mikrosertlik değerleri

Çeşitli inşa oryantasyonlarında üretilen prizmatik numunelerin aşınma izlerine ait 3D-profilometre ve SEM görüntüleri Şekil 4.18’de sunulmuştur. Aşınma izleri incelendiğinde, 0° inşa açısıyla üretilen numunenin en dar ve en düşük aşınma izlerine

sahip olduğu belirlenmiştir. İnşa açısının artmasıyla birlikte aşınma izlerinin genişliğinde belirgin bir artış eğilimi gözlemlenmiştir. Bu durum, test süresince yüzeyde meydana gelen kalıntı birikiminin, yüzey çatlakları, yapışma kaynaklı malzeme transferi ya da partikül kopması gibi mekanizmalarla düzensiz aşınmayı tetiklemesine bağlanmaktadır (Igual Muñoz & Mischler, 2011). Özellikle, 90° inşa açısıyla üretilen numunede daha derin aşınma çukurlarının olduğu görülmüş, bunun da tribolojik test sırasında yüzey pürüzleri ile aşındırıcı pim arasındaki temasın daha homojen olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 4.18. Farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelerine ait aşınma izi 3D profilometre ve SEM görüntüleri a) 0°, b) 45°, c) 90°.

Mikrosertlik, aşınma oranı ve doluluk oranı değerleri birlikte değerlendirildiğinde, 0° inşa açısıyla üretilen numune, tüm testlerde üstün performans sergilemiştir. Bununla birlikte, 90° yapım açısına sahip numunenin üretim süresi, 0° yapım açısına sahip numuneye kıyasla yaklaşık iki kat daha uzun sürmüştür ve bu durum üretim maliyetlerini artıracak bir faktör olarak değerlendirilmiştir. Tüm bu nedenlerden dolayı, en uygun inşa açısının 0° olduğu sonucuna varılmıştır.

4.8. Mikroyapı Özellikleri ve XRD Analizleri

Şekil 4.19’da sırasıyla 0°, 45° ve 90° inşa açılarında üretilen AlSi7Mg alaşımı numunelerine ait optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. 0° açıyla üretilen numunede (Şekil 4.19a), yapım yönüne paralel şekilde uzanan ergime havuzu sınırları ile birlikte iyi hizalanmış ve nispeten düzenli bir hücrel yapı gözlemlenmiştir. Bu durum, lazer tarama yolu ile aynı doğrultuda olan ısı gradyanının etkisiyle yönlü katılaşmanın meydana geldiğini göstermektedir. 45° açıyla üretilen numune (Şekil 4.19b), çok yönlü ısı akışını ve daha düzensiz katılaşma cephelerini işaret eden daha karmaşık ve iç içe geçmiş bir hücrel yapı sergilemektedir. Ergime havuzu sınırlarının daha az düzenli olup, hücrel yapıların ise daha yoğun ve girift yapıda olduğu belirlenmiştir. Buna karşılık, 90° açıda üretilen numune (Şekil 4.19c), inşa oryantasyonuna dik olarak belirgin şekilde görülebilen ergime havuzu çizgileri ile karakterize edilen belirgin tabakalı bir yapı sunmaktadır. Hücrel yapılar, birbiriyle hizalanmış ve birim katmanlar boyunca uzanmış biçimde olup, bu durum katmanlı üretim sürecinde maruz kalınan tekrarlı termal çevrimlerin etkisini yansıtmaktadır.



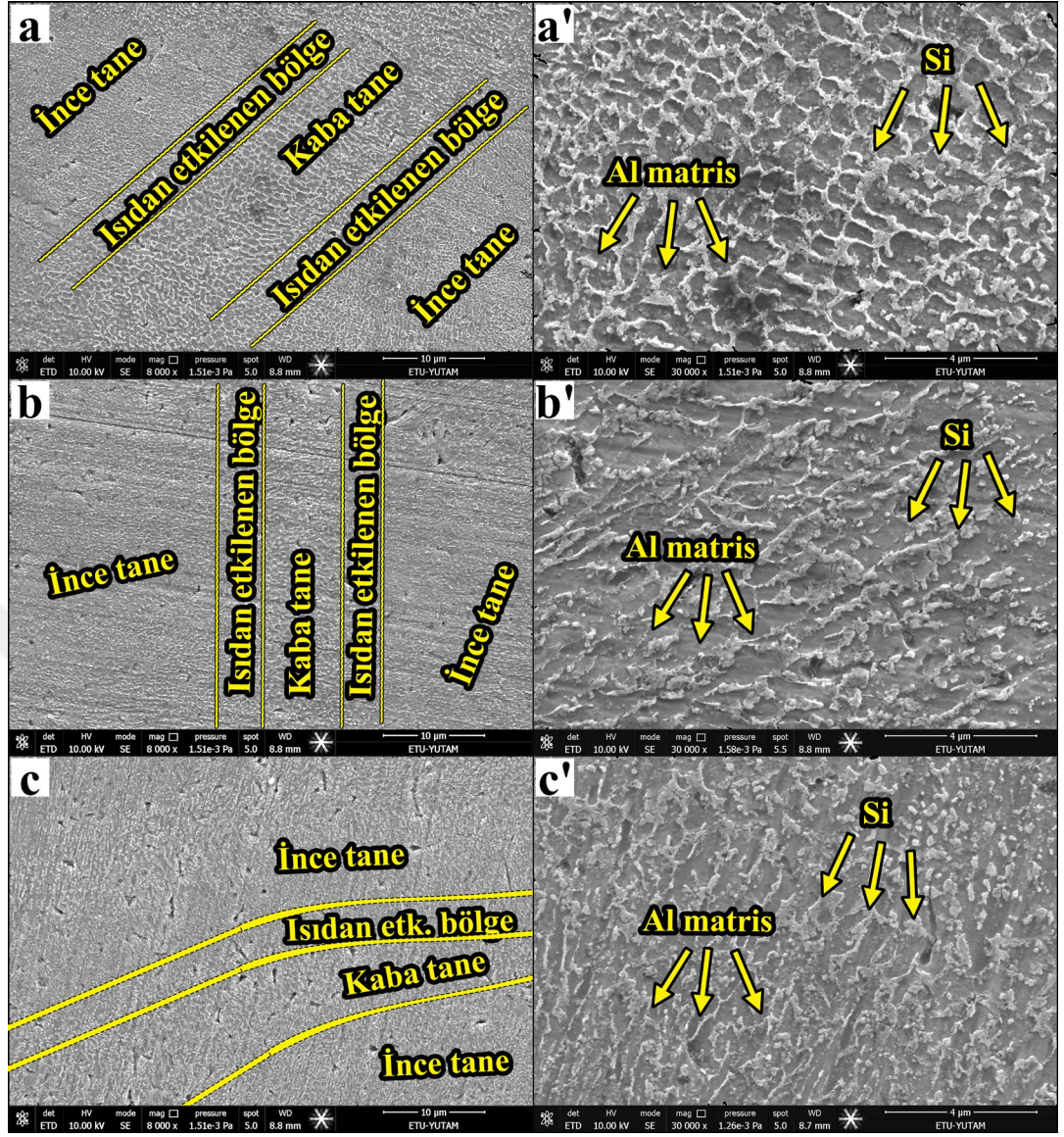
Şekil 4.19. Farklı inşa açılarıyla üretilen prizmatik numunelerin optik mikroskop görüntüleri a) 0°, b) 45°, c) 90°

AlSi7Mg alaşımının mikroyapısal özelliklerini incelemek amacıyla, optimum üretim parametreleri kullanılarak üretilen prizmatik numunelerin yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri Şekil 4.20’de sunulmuştur. SEM görüntülerinde, tüm inşa açılarında (0°, 45° ve 90°) üç farklı mikroyapısal bölge belirlenmiştir: ince bölge (fine zone), kaba bölge (coarse zone) ve ısıdan etkilenmiş bölge (HAZ). Bu bölgeler, SLE işlemi sırasında oluşan termal gradyanlar ve katılaşma hızlarındaki değişimlerden kaynaklanmaktadır. Soğuma hızı, hem sıcaklık gradyanı hem de katılaşma hızının bir fonksiyonu olarak mikroyapı ölçeğini belirlemede kritik bir rol oynamaktadır. Artan soğuma hızları, daha yüksek aşırı soğuma düzeylerine yol açarak ince mikroyapıların oluşumunu teşvik

etmektedir. Soğuma hızındaki bölgesel değişim, lazer ışınının Gauss dağılımlı yoğunluk profiline bağlıdır; en yüksek soğuma havuzun merkezinde meydana gelirken, kenarlara doğru bu oran azalmaktadır. Bu nedenle, merkezde daha ince taneler (ince bölge) oluşurken, çevrede daha iri taneler (kaba bölge) gözlenmektedir. Isıdan etkilenmiş bölge (HAZ), önceki tarama izleriyle örtüşen ergime havuzunun çevresinde yer almakta olup, burada kalan artık ısının etkisiyle tane irileşmesi ve yerel Si çökelmeleri meydana gelebilmektedir (M. Wang et al., 2019).

0° inşa açısında, ergime havuzları yatay olarak hizalanmış durumda olup, iyi tanımlanmış ince ve kaba bölgelerden oluşan simetrik ve katmanlı bir yapı sunmaktadır. 45° inşa açısında ergime havuzları daha çapraz konumlanmakta ve bölge sınırları daha düzensiz bir şekilde oluşmaktadır. 90° inşa açısında ise ergime havuzları daha kavisli ve düşey olarak üst üste yığılmış biçimde gözlemlenmekte, ayrıca daha kalın ve sürekli HAZ bölgeleri oluşmaktadır (Yadav et al., 2022).

Yüksek büyütme SEM görüntüleri, Al matrisindeki Si ağının evrimini ve bunun yapım yönü ile ilişkili termal geçmişe olan duyarlılığını daha ayrıntılı şekilde ortaya koymaktadır. Tüm numunelerde, Si atomlarının bir kısmı doğrudan Al matrisi içinde çözünürken, geri kalan Si hızlı şekilde çökerek tane ve alt tane sınırlarında, yerel soğuma koşullarına bağlı olarak bağlantılı veya kesikli bir ağ yapısı oluşturmaktadır. Bu davranış, döküm yapılarında tipik olarak gözlenen sürekli Al-Si ötektik yapısından farklılık göstermekte olup, önceki SLE çalışmalarında bildirilen bulgularla da uyumludur (Biol, 2007; Cerri et al., 2021; Dong et al., 2015; Fan et al., 2013; Hwang et al., 2023; H. Rao et al., 2016). Sonuç olarak, mikroyapıdaki ve Si dağılımındaki gözlenen farklılıklar, doğrudan yapım yönünün belirlediği ısı akışı ve katılma dinamikleriyle ilişkilidir.

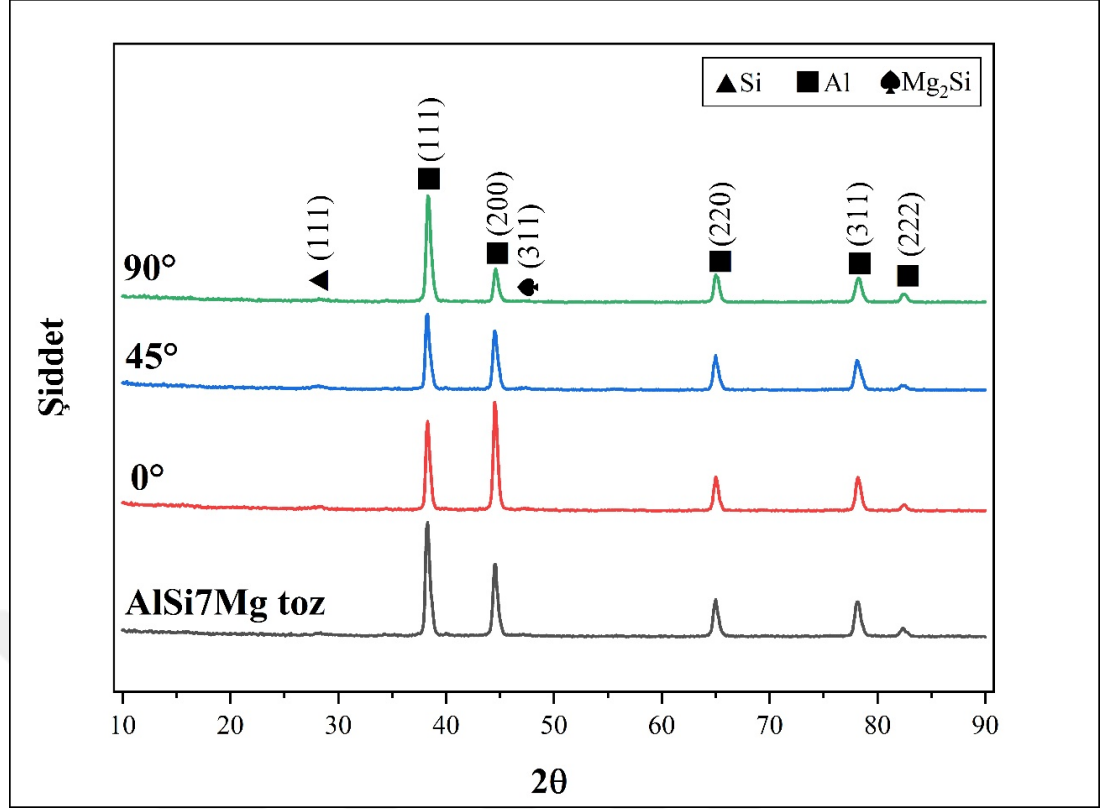


Şekil 4.20. Farklı inşa açılarıyla üretilen prizmatik numunelerin SEM görüntüleri a) 0°, b) 45°, c) 90°

AlSi7Mg tozu ve farklı inşa açılarında üretilen numunelere ait XRD grafikleri Şekil 4.21'de verilmiştir. Toz numunesi, alüminyumun yüzey merkezli kübik (FCC) kristal yapısına karşılık gelen karakteristik kırınım piklerini (Al (111), Al (200), Al (220) ve Al (311)) sergilemektedir. Bu piklerin şiddetleri, atomize metal tozlarına özgü, rastgele yönelmiş tanelerden oluşan bir mikroyapıyı işaret etmektedir. Buna karşılık, SLE yöntemiyle 0° açıyla üretilmiş numunenin XRD deseninde, hızlı katılaşma ve SLE sürecine özgü yönlü termal gradyanlardan kaynaklanan kristalografik tekstür oluşumunu yansıtan belirgin farklılıklar gözlemlenmiştir. Özellikle Al (111) ve Al (200) düzlemlerine ait kırınım piklerinde gözle görülür bir şiddet artışı, bu düzlemlere yönelik tanelerin tercihli yönelmesini göstermektedir. Ayrıca, Si (111) ve Mg₂Si (311)

düzlemlerine karşılık gelen yeni kırınım piklerinin ortaya çıkması, katılaşma sırasında ikincil fazların oluştuğunu göstermektedir. Özellikle Mg_2Si fazının varlığı, hızlı katılaşma sırasında meydana gelen elementel segregasyon ve çökelme ile ilişkilendirilmekte olup, alaşımın yaşlandırma sertleşmesi davranışına katkı sağlamaktadır. SLE ile üretilen parçalarda kristalografik tekstürün, yapı yönelimine son derece duyarlı olduğu bilinmektedir. Literatürdeki çalışmalara göre, farklı inşa açıları (yapı platformuna göre 0° , 45° ve 90°) katılaşma yönünü ve buna bağlı olarak tane yönelimini önemli ölçüde etkilemektedir. 0° inşa açısı, genellikle yapı yönü boyunca yukarıya doğru bir katılaşmaya neden olmakta ve düşük yüzey enerjisine sahip olan Al (111) düzlemi yönünde güçlü bir tekstür oluşumunu teşvik etmektedir. 45° yapı yönelimi ise daha karmaşık bir termal gradyan oluşturmakta ve Al (111), Al (200) ve Al (220) düzlemleri arasında daha dengeli bir kırınım yoğunluğu dağılımına yol açmaktadır. Öte yandan, 90° yapı yönelimine sahip numunede Al (200) düzlemine ait kırınım pikinin şiddeti, 0° ve 45° yönelimlerine göre belirgin şekilde daha düşüktür. Bu durum, 90° inşa açısıyla üretilen numunedeki kristal yapının Al (200) düzlemi doğrultusunda daha az hizalandığını, buna karşın (111) ve (220) düzlemleri doğrultusunda daha fazla yönelimin söz konusu olduğunu göstermektedir. Dolayısıyla, bu yapı yöneliminde kristalografik tekstürün ağırlıklı olarak (111) ve (220) düzlemleri boyunca geliştiği söylenebilir (Casati & Vedani, 2019; Hwang et al., 2023; M. Wang et al., 2019).

Toz ve bulk numuneler arasındaki kırınım piki şiddetlerindeki gözlemlenen farklılıklar, SLE işleminin alaşımın mikro yapısını önemli ölçüde değiştirdiğini, kristalografik tekstür oluşumuna neden olduğunu ve intermetalik fazların oluşumunu teşvik ettiğini doğrulamaktadır. Bu mikro yapısal değişimler, nihai bileşenin mekanik performansı üzerinde özellikle çekme dayanımı, süneklik ve yorulma direnci açısından kritik etkilere sahiptir.



Şekil 4.21. AlSi7Mg tozu ve farklı inşa oryantasyonlarında üretilen numunelere ait XRD grafikleri

4.9. Isıl İşlemin Mikroyapı ve XRD Sonuçları Üzerindeki Etkisi

Optimum SLE parametre reçetesi ve 0° inşa açısı ile üretilen AlSi7Mg alaşımına farklı ısı işlemleri uygulanması sonucunda meydana gelen mikroyapısal değişiklik, optik mikroskop ve SEM kullanılarak incelenmiş ve elde edilen bulgular Şekil 4.22, Şekil 4.23 ve Şekil 4.24'te sunulmuştur. Uygulanan ısı işlem türüne bağlı olarak numunelerin gözeneklilik seviyelerinde bir miktar farklılıklar gözlenmiş olup, bu durum doğrudan ölçülen bağıl yoğunluk değerleriyle ilişkilidir. Numunelere ait hem Arşimet yöntemi hem de görüntü analiz yöntemiyle hesaplanan bağıl yoğunluk değerleri Tablo 4.8'de sunulmuştur. Isıl işlem uygulanmayan AB numunesinin doluluk oranlarıyla ilgili değerlendirmeler daha önceki bölümlerde yapılmıştı (Bkz. Bölüm 4.7).

AN numunesinde (Şekil 4.22.b), tavlama işlemi sonucunda yüksek sıcaklıkta artan Si difüzyonuna bağlı olarak ötektik Si ağ yapısında iri taneli bir yapıya dönüşüm ve küreselleşme meydana gelmiştir. Bağıl yoğunlukta gözlenen hafif düşüş (%99,31), gözeneklerin büyümesi veya tavlama ısı işlemi sürecinde yeni boşlukların oluşmasından kaynaklanmaktadır (Gite et al., 2025; Uzan et al., 2017)

T6 numunesi (Şekil 4.22.c) ise üç numune arasında en düşük bağıl yoğunluk değerini göstermektedir (%98,09). Diğer numunelere kıyasla T6 numunesinin optik mikroskop görüntüsünde daha büyük ve daha fazla sayıda gözenek açıkça görülmektedir. Bu durum, çözeltiye alma ve yapay yaşlandırma aşamalarını içeren yüksek sıcaklıklı T6 ısıtıl işlemiyle ilişkilendirilmektedir. Bu işlem, çökelme reaksiyonlarına bağlı hacim değişimlerine ve difüzyon kaynaklı gözenek birleşmelerine neden olarak gözenekliliği artırabilmektedir (Mehide Hasan Tusher & Ince, 2024).

Sonuç olarak, gözlemlenen gözeneklilik ve bağıl yoğunluk değerlerindeki değişimler, ısıtıl işlemlerin SLE yöntemiyle üretilmiş AlSi7Mg alaşımlarının mikro yapısı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu açıkça göstermektedir. Isıtıl işlemi uygulanmamış AB numunesi oldukça yoğun ve homojen bir yapı sergilerken, T6 işlemi uygulanan numunelerde daha gözenekli ve kusurlu bir mikro yapı ortaya çıkmıştır.



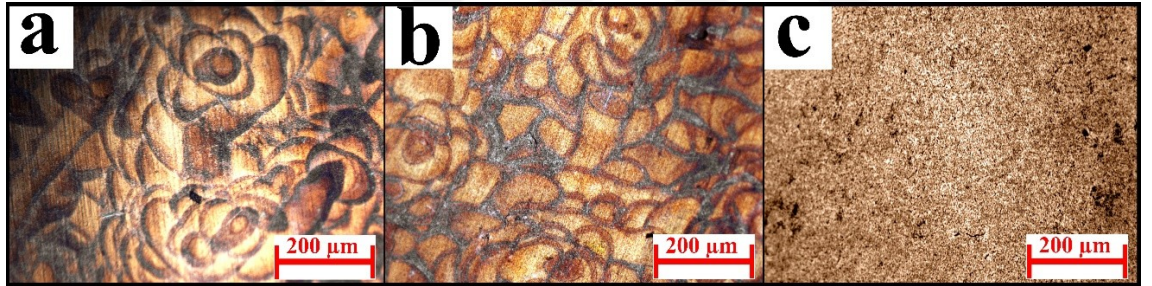
Şekil 4.22. Isıtıl işlem uygulanmayan ve ısıtıl işlem uygulanan numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) AB, b) AN ve c) T6

Tablo 4.8. Isıtıl işlem uygulanan ve uygulanmayan numunelerin doluluk oranları

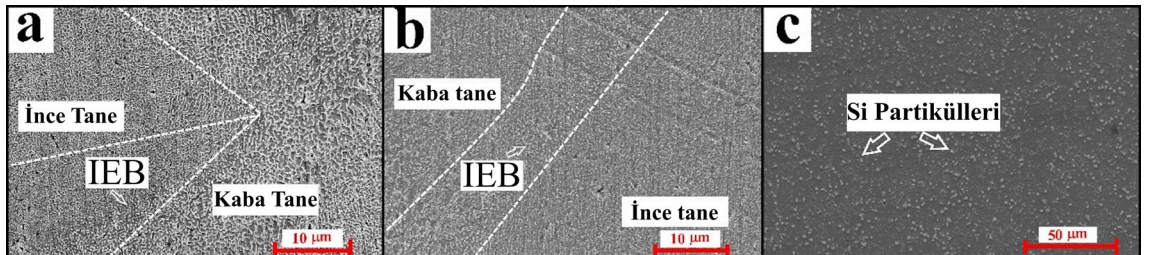
Numune	Doluluk Oranı (%) Arşimet Yöntemi	Doluluk Oranı (%) Görüntü Analizi Yöntemi
AB	98,6 ± 0,75	99,84 ± 0,05
AN	93,7 ± 1,36	99,31 ± 0,14
T6	92,7 ± 1,74	98,09 ± 0,63

Isıtıl işlem uygulanmamış alaşımların optik mikroskop vasıtasıyla alınan mikroyapı görüntü analizi daha önceki bölümlerde değerlendirilmişti (Bkz. Bölüm 4.8). Gerilme giderme ısıtıl işlemi sonrasında (Şekil 4.23.b) ergime havuzu morfolojisinin belirginliğinin azaldığı gözlemlenmiş, bu durum mikroyapıda kısmi bir homojenleşme ve kalıntı gerilmelerin azalmasıyla ilişkilendirilmiştir. Bununla birlikte, tabakalı doku yapısı hâlâ

görülebilmektedir (Xiao et al., 2023). Buna karşın, T6 ısıt işlemleri uygulanmış numunede (4.23.c) ergime havuzu sınırlarının tamamen ortadan kalktığı, daha homojen ve incelmış bir yapı oluştuğu dikkat çekmektedir. Bu dönüşüm, çözeltiye alma aşamasında denge dışı ötektik silisyum fazlarının çözünmesi ve ardından yapay yaşlandırma sürecinde ince ve homojen şekilde dağılmış Si parçacıklarının çökmesiyle gerçekleşmektedir (Aboulkhair et al., 2016b). SEM analizi, daha yüksek büyütme altında mikroyapısal özellikleri ayrıntılı olarak ortaya koyarak bu bulguları desteklemektedir. Isıl işlem uygulanmayan numunenin SEM analizine ilişkin yorumlara daha önceki bölümlerde bahsedilmiştir (Bkz. Bölüm 4.8). Gerilme giderme ısıt işlemleri sonrasında (Şekil 4.24.b) genel mikroyapısal morfolojinin benzerliğini koruduğu, ancak hücreli yapının bir miktar kalınlaşarak daha yuvarlak bir görünüme kavuştuğu tespit edilmiştir. Bu durum, ısıya maruz kalma süresince sınırlı atomik difüzyon ve yapısal büyümenin meydana geldiğini göstermektedir (M. Wang et al., 2019). T6 ısıt işlemleri uygulanmış numunede ise (Şekil 4.24.c) dönüştürülmüş ve homojenleşmiş bir mikroyapı oluştuğu görülmektedir. Bu yapı, alüminyum matrisi içerisinde ince silisyum çökeltilerinin düzgün bir şekilde dağılmasıyla karakterize edilmektedir (Medrano et al., 2023; Zvoníček et al., 2020).

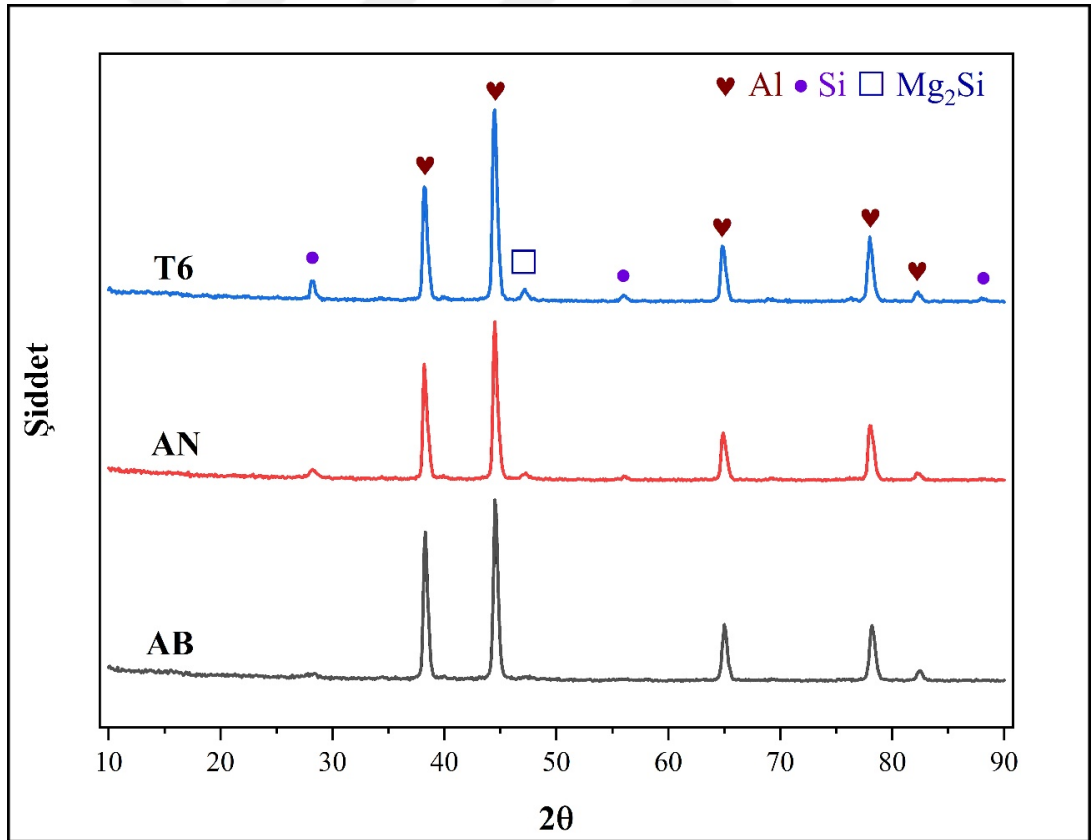


Şekil 4.23. Isıl işlem uygulanmayan (a), Gerilme giderme işlemi uygulanan (b) ve T6 işlemi uygulanan (c) numunelerin optik mikroskop görüntüleri



Şekil 4.24. Isıl işlem uygulanmayan (a), Gerilme giderme işlemi uygulanan (b) ve T6 işlemi uygulanan (c) numunelerin SEM görüntüleri

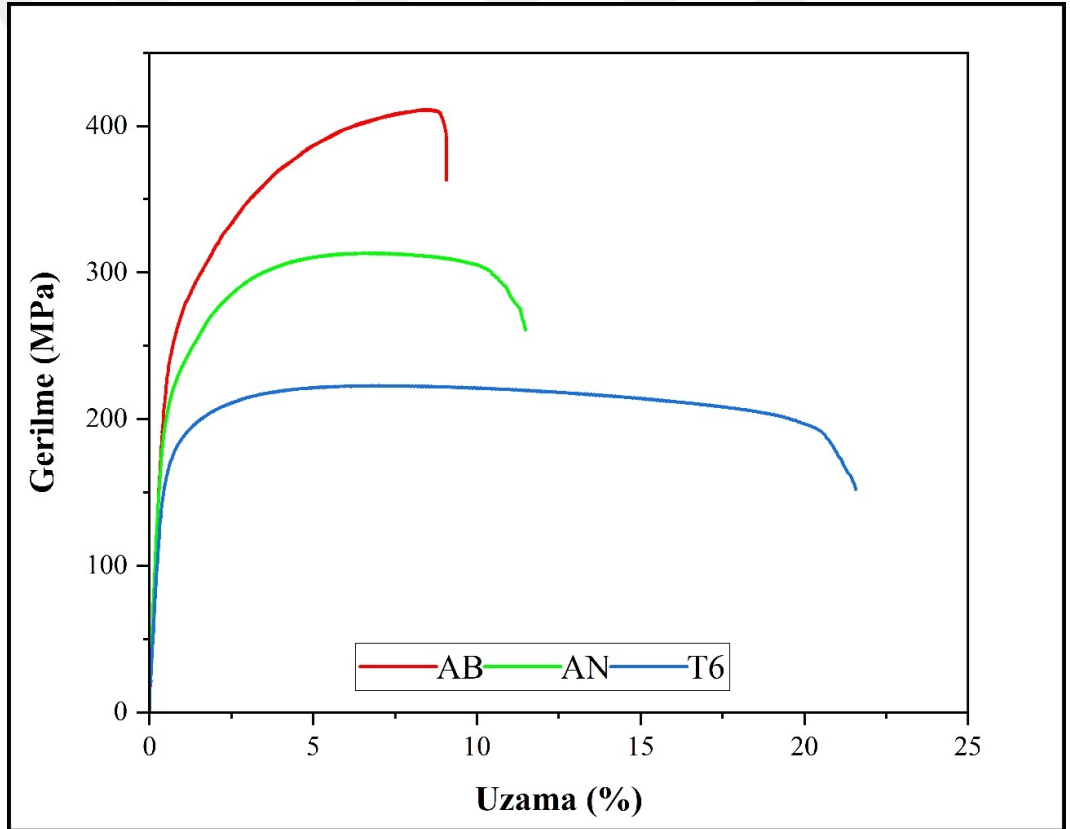
SLE yöntemiyle üretilen ısıtıl işlem uygulanmamış (As-Built-AB), gerilme giderme (AN) ve T6 ısıtıl işlemi uygulanmış numunelere ait XRD sonuçları Şekil 4.25’de verilmiştir. AB numunesinin XRD analiz sonuçlarıyla ilgili değerlendirmeler daha önceki bölümlerde yapılmıştı (Bkz. Bölüm 4.8). AN numunesinde, AB durumuna benzer bir faz bileşimi gözlenmiş; α -Al piklerinin şiddetini koruduğu ve Mg_2Si piklerinin ortaya çıkmadığı tespit edilmiştir. Bu durum, tavlama ısıtıl işleminin esas olarak kalıntı gerilmeleri azalttığını, ancak belirgin bir çökelme reaksiyonu başlatmadığını göstermektedir (Prashanth, Scudino, et al., 2014). AN numunesinde Si pik şiddetindeki sınırlı artış, Si parçacıklarının kısmi difüzyonu veya hafif kalınlaşmasına işaret etmekte, ancak genel faz bileşimi büyük ölçüde sabit kalmaktadır. Buna karşın, T6 ısıtıl işlemi uygulanmış numunede difraksiyon desenlerinde belirgin değişiklikler gözlemlenmiştir: Si pikleri keskinleşerek belirgin şekilde yoğunlaşmış, ayrıca Mg_2Si pikleri açıkça ortaya çıkmıştır. Bu durum, çözeltiye alma ve yapay yaşlandırma süreçleri sırasında bu dayanım artırıcı fazların önemli ölçüde çökelti oluşturduğunu göstermektedir (Gruber et al., 2024).



Şekil 4.25. Isıtıl işlem uygulanmamış ve uygulanmış numunelerin XRD analiz sonuçları

4.10. Isıl İşlem Sonrası Mekanik Özellikler

Optimum SLE parametre reçetesi ve 0° inşa açısı ile üretilen AlSi7Mg numunelere ait gerilme-uzama eğrileri Şekil 4.26’da sunulmuştur. Çekme testi ve mikrosertlik ölçümleriyle ilgili değerler Tablo 4.9’da özetlenmiştir. Daha önce açıklanan mikroyapısal değişimlerin, numunelerin mekanik davranışlarını belirgin biçimde farklılaştırdığı açıkça görülmektedir. Sertlik ölçümleri de bu farklılığı desteklemektedir. AB numunesinin ortalama sertliği $114 \pm 3,61$ HV_{0.025}, AN numunesinin $91 \pm 1,06$ HV_{0.025} ve T6 numunesinin $67 \pm 2,65$ HV_{0.025} olarak belirlenmiştir. Beklendiği üzere, ısıl işlemler sonucunda aşırı doymuş matrisin yerini Al-Si fazı almış, bu da sertlik değerlerinde azalmaya neden olmuştur. En düşük sertlik değeri T6 ısıl işlemi uygulanan numunede elde edilmiştir.



Şekil 4.26. Isıl işlem uygulanmayan ve ısıl işlem uygulanan numunelere ait çekme eğrileri

Literatür verilerine göre SLE ile üretilen ve ısıl işlem uygulanmamış AlSi7Mg alaşımının çekme özellikleri, geleneksel döküm AlSi7Mg alaşımına nazaran belirgin şekilde üstünlük göstermektedir. Bu gelişme, SLE ile üretilen gelişmiş mikro yapıya ve Si fazının daha homojen dağılımına atfedilmektedir (Liu et al., 2026). Çekme testi

sonuçları incelendiğinde, ısıtıl işlem uygulanması durumunda sertlikteki azalmanın bir sonucu olarak mukavemet değerlerinde düşüş, süneklikte ise artış gözlemlenmiştir. AN ve T6 numuneleri AB numuneleriyle karşılaştırıldığında, çekme dayanımında sırasıyla yaklaşık %24 ve %46 oranında bir azalma meydana gelmiştir. Ayrıca, akma gerilmesi de üretim sonrası duruma kıyasla AN numunesinde yaklaşık %16, T6 numunesinde ise yaklaşık %33 oranında azalmıştır. Dikkat çekici bir şekilde, hem T6 hem de AN ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerde süneklikte önemli bir artış gözlenmiştir. SLE üretim prosesindeki temel eksikliklerden birisi, yetersiz birleşmeler ve aşırı soğuma sonucu ortaya çıkan nispeten düşük uzama değerleridir. Her ne kadar mukavemet değerlerinde bir azalma meydana gelse de, şekil değiştirme kabiliyetinin önemli olduğu uygulama alanları açısından SLE ile üretilen AlSi7Mg alaşımına ısıtıl işlem uygulanması önemli bir husus olarak öne çıkmaktadır.

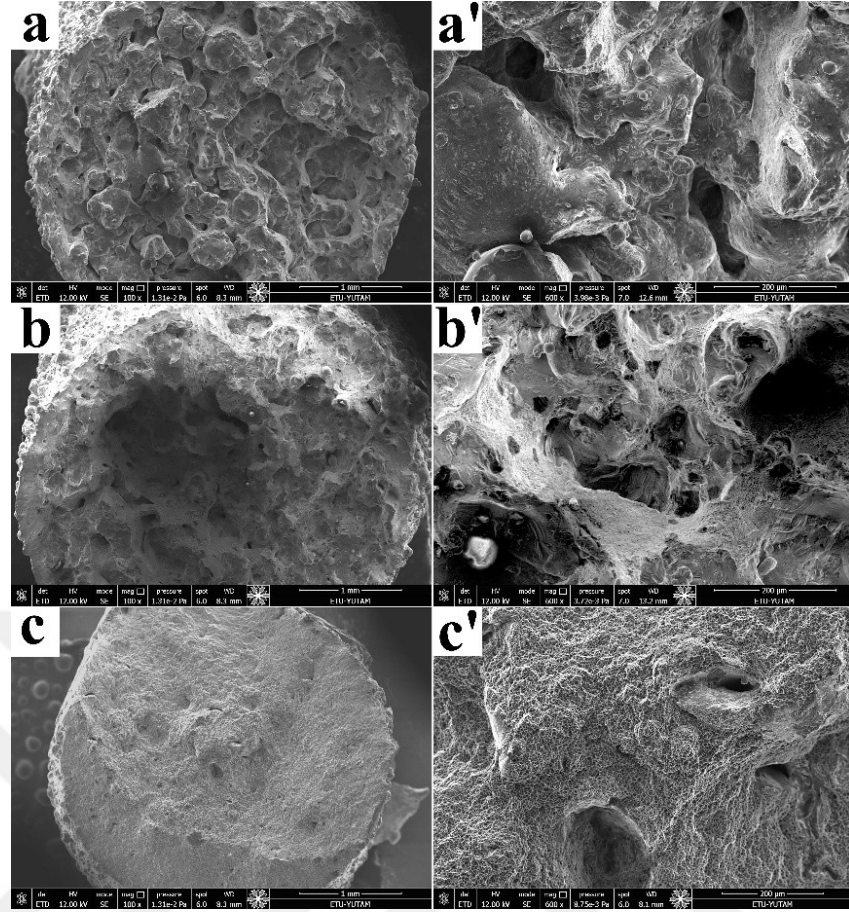
Tablo 4.9. Isıl işlem uygulanmayan ve ısıtıl işlem uygulanan numunelerin mekanik özellikleri

Numune	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HV _{0.025})
AB	246,51	411,30	9,06	114
AN	206,41	313,35	11,48	91
T6	164,87	222,91	21,57	67

Şekil 4.27, SLE yöntemiyle üretilen AlSi7Mg alaşımı çekme numunelerine ait kırılma yüzeylerinin SEM görüntülerini göstermektedir. Isıl işlem uygulanmayan numunede, düzensiz ve pürüzlü bir kırılma yüzeyi gözlemlenmiş; ergime yetersizliğinden kaynaklanan gözenekler ve tam olarak ergimemiş bölgeler tespit edilmiştir. Bu kusurlar, gerilme yığılma bölgeleri oluşturarak kırılma davranışının gevrek karakterde gerçekleşmesine neden olmaktadır. Kırılma yüzeyinde sünek kırılmaya ait izlerin sınırlı olması, bu numunelerde yüksek sertlik ve mekanik dayanımın yanında düşük sünekliğin gözlemlenmesiyle uyumludur. Bu davranış, fiberimsi bir silisyum (Si) ağıyla aşırı doymuş ince Al-Si hücreli mikroyapıya atfedilmektedir (T. Zou et al., 2022). Bu yapı, yüksek dayanım ve sertliğe önemli katkı sağlarken malzemenin plastik deformasyon kabiliyetini sınırlandırmaktadır.

Gerilme giderme (AN) ısıtma işlemi uygulanmış numunede, kırılma yüzeyi üretim sonrası duruma kıyasla daha düzgün ve daha az gözenekli bir morfoloji sergilemektedir. Her ne kadar gevrek kırılma izleri kısmen varlığını sürdürse de, yerel plastik deformasyon ve boşluk birleşmelerine dair kanıtlar gözlemlenmiştir. Bu morfolojik değişimler, silisyum ağının parçalanarak alüminyum matrisi içinde daha homojen dağılmış küçük Si parçacıklarına dönüşmesiyle oluşan mikroyapısal dönüşümü yansıtmaktadır. Ayrıca Al-Si fazının mikro bölgeleri de gözlenmiştir. Bu rafine yapı, kalıntı gerilmelerin azalmasına ve sünekliğin artmasına katkı sağlamaktadır; ancak bu artış mekanik dayanımda bir miktar azalma ile gerçekleşmektedir (Mfusi et al., 2019a; Ming et al., 2023). Bununla birlikte, ısıtma işlemi uygulanmış numuneler arasında AN numunesi, T6 numunesine kıyasla daha ince Si parçacıkları ve daha homojen dağılım sayesinde bir miktar daha yüksek sertlik ve dayanım sergilemiştir.

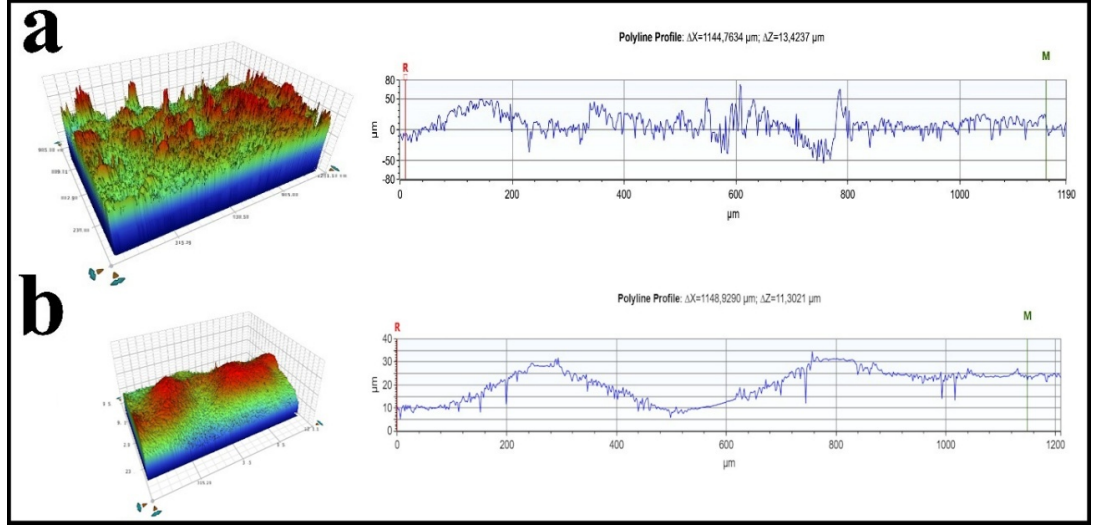
T6 ısıtma işlemi uygulanmış numunede ise sünek kırılma morfolojisinin belirgin şekilde baskın olduğu görülmektedir. Yüzey daha düzgün bir yapı sergilemekte ve boşluk çekirdeklenmesi, büyümesi ve birleşmesini yansıtan yüksek yoğunlukta çukurcuk (dimple) oluşumları gözlemlenmektedir (Aboulkhair et al., 2016b; Tradowsky et al., 2016). Bu durum, mekanik testlerde kaydedilen uzama değerlerindeki belirgin artışla uyumludur. Ancak, T6 durumunda mekanik dayanım ve sertlik, hem ısıtma işlemi uygulanmamış hem de AN numunelerine kıyasla azalmıştır. Bu durum, T6 işlemi sırasında Si parçacıklarının irileşerek dislokasyon hareketini engelleme etkinliğinin azalmasından kaynaklanmaktadır. AN numunesine kıyasla T6 numunesinde daha iri Si parçacıkları bulunması, Al matrise sağlanan takviye etkisini zayıflatmakta ve mekanik performanstaki düşüşe katkıda bulunmaktadır. Sonuç olarak, ısıtma işlem süreçleri SLE yöntemiyle üretilmiş AlSi7Mg alaışımının hem mikroyapısını hem de kırılma davranışını önemli ölçüde etkilemiştir. Üretim sonrası ısıtma işlemleri durumunda, sürekli Si ağına bağlı olarak yüksek dayanım ve sertlik değerleri elde edilirken, kırılma davranışı gevrek karakterde gerçekleşmiştir. Buna karşılık, AN ve T6 ısıtma işlemleri mikroyapıyı Si partikülleri içeren daha yumuşak bir Al matrise dönüştürerek sünekliği artırmıştır. Bununla birlikte, AN numunesindeki daha ince ve homojen Si dağılımı, T6 numunesine kıyasla mekanik dayanımın bir miktar daha yüksek kalmasını sağlamıştır. Bu bulgular, eklemeli imalatla üretilmiş AlSi7Mg alaışımında mukavemet ve süneklik arasındaki dengenin kontrol edilmesinde ısıtma işlemlerin kritik bir rol oynadığını ortaya koymaktadır.



Şekil 4.27. Çekme numunelerine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a-a') Isıl İşlemsiz, (b-b') Tavlama, (c-c') T6

4.11. Elektrokimyasal Parlatma İşlemleri

İşlemsiz ve elektrokimyasal olarak parlatılmış yorulma numunelerine ait 3B optik profilometre görüntüleri Şekil 4.28'da gösterilmiştir. İşlemsiz numuneler 11,312 µm yüzey pürüzlülüğüne (Ra) sahipken (Şekil 4.28.a), elektrokimyasal parlatma sonucu yüzey pürüzlülük değerleri 1,582 µm seviyesine inmiş ve yaklaşık 7 katlık bir iyileşme sağlanmıştır (Şekil 4.28.b).

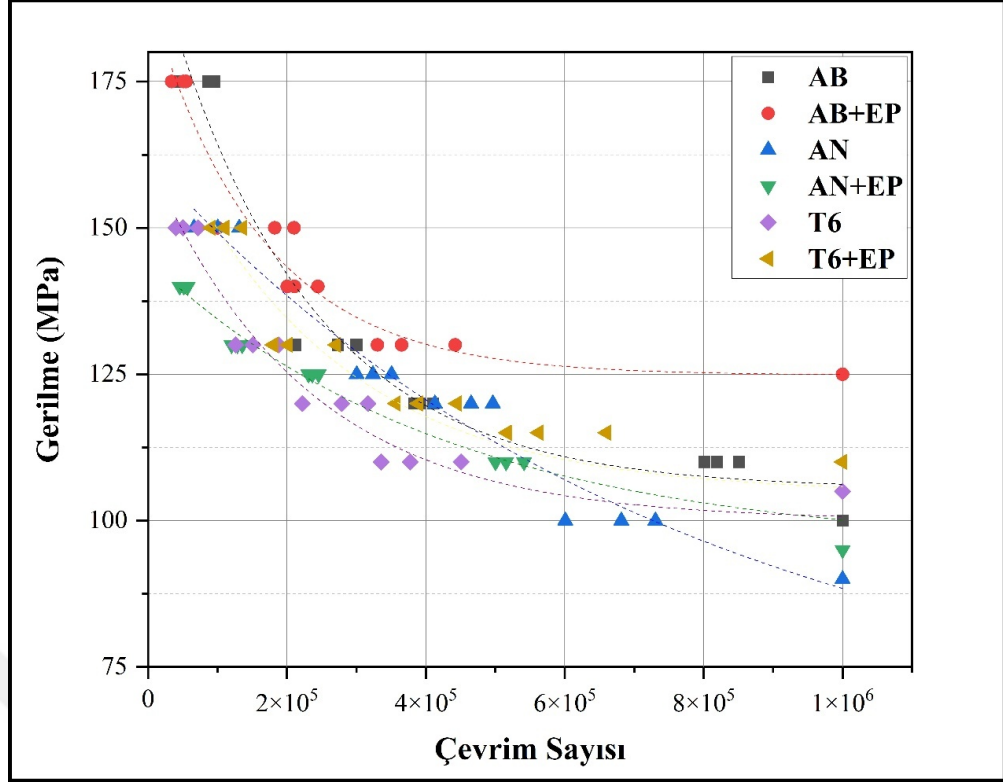


Şekil 4.28. İşlemsiz (a) ve elektrokimyasal olarak parlatılmış (b) numunelere ait optik profilometre görüntüleri.

4.12. Yorulma Deneyleri ve Kırılma Yüzeyleri Analizleri

Elektrokimyasal parlatma (EP) işlemi uygulandıktan sonra AB, AN ve T6 numune gruplarına ait yorulma test sonuçlarından elde edilen gerilme–çevrim sayısı (S–N) eğrileri Şekil 4.29’da gösterilmiştir. Isıl işlemsiz numunelerde yorulma limiti 100 MPa olarak belirlenmişken, EP işlemi (AB+EP) bu limiti çatlak başlangıç noktası olarak görev yapan yüzeye bağlı kusurları ortadan kaldırarak %25 oranında artırmış ve 125 MPa seviyesine yükseltmiştir. Gerilme giderme (AN) uygulanmış numune, Si partiküllerinin irileşmesi ve küreselleşmesi nedeniyle yüksek çevrimli yorulma rejiminde en düşük yorulma dayanımını sergilemiştir. Bu durum, çatlak başlama sürecini hızlandırarak yorulma direncini azaltmaktadır (Mfusi et al., 2019b). EP işlemi (AN+EP) bu olumsuz etkiyi kısmen telafi etmiş olsa da, iyileşme sınırlı düzeyde kalmıştır.

T6 ısıtma işlemi, çökelme sertleşmesi ve Si partiküllerinin Al matrisi içinde daha homojen dağılması sayesinde AN numunesine kıyasla yorulma dayanımını artırmıştır (Lehner et al., 2024). EP işlemiyle birleştirildiğinde (T6+EP) ise, mikroyapısal pekiştirmenin yüzey kusurlarının azaltılmasıyla birlikte etkisi daha da güçlenmiş ve yorulma performansında ek bir iyileşme sağlanmıştır. Bununla birlikte, yüksek çevrimli yorulma rejiminde en yüksek dayanımı AB+EP numunesi göstermiştir. Bu sonuç, yüzey bütünlüğünün yorulma ömrü üzerinde, ısıtma işlemleriyle sağlanan mikroyapısal değişimlere kıyasla daha güçlü bir etkiye sahip olduğunu ortaya koymaktadır.



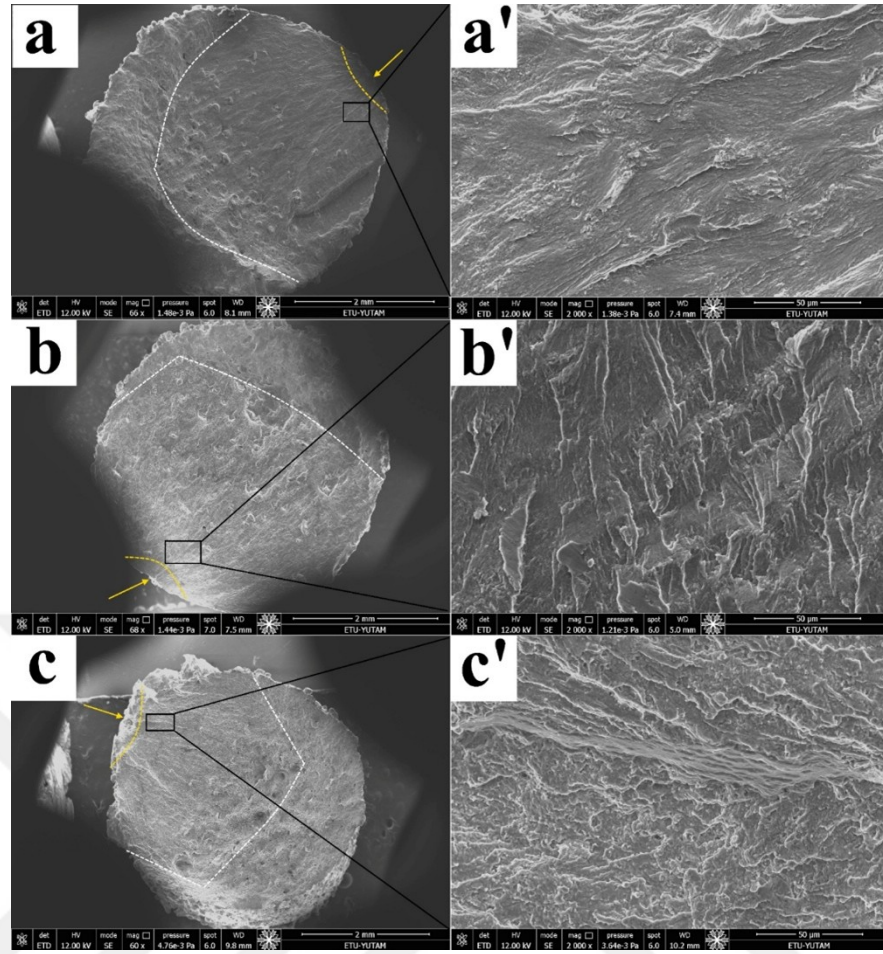
Şekil 4.29. AlSi7Mg numunelerinin oda sıcaklığındaki ve $R=0,1$ gerilme oranı altındaki gerilme-çevrim sayısı (S-N) eğrisi

EP uygulanmamış (AB, AN ve T6) yorulma numunelerinin ve EP uygulanmış (AB+EP, AN+EP ve T6+EP) yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri Şekil 4.30 ve Şekil 4.31’de verilmiştir. SLE yöntemiyle üretilen AlSi7Mg yorulma numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntülerinde, yorulma kırılmasının üç karakteristik evresi açıkça gözlemlenmektedir: çatlak başlangıç bölgesi, çatlak ilerleme bölgesi ve son ani kırılma bölgesi. Çatlak başlangıç bölgeleri sarı oklarla, ani kırılma bölgeleri ise beyaz kesik çizgilerle belirtilmiştir. Orta bölge çatlak ilerleme bölgesine karşılık gelmekte olup, bu bölgeye ait detaylı SEM görüntüleri şekillerin sağ tarafında sunulmuştur.

AB numunelerinde (Şekil 4.30a–a’), çatlaklar, ergime yetersizliğine bağlı gözenekler gibi yüzeyle ilişkili kusurlarda başlamaktadır. Bu bölgelerde yüksek gerilme yığılmaları meydana gelmekte ve çatlak ilerleme bölgesi gevrek karakter sergileyerek çevrimsel yük altında çatlak büyümesini yansıtan çizgilenme benzeri morfolojik özellikler göstermektedir. Son kırılma bölgesi ise pürüzlü ve düzensiz bir yapıdadır; bu durum sınırlı plastik deformasyonla gerçekleşen gevrek baskın bir kırılma davranışına işaret etmektedir (Tang & Pistorius, 2017).

AN numunesinde (Şekil 4.30b–b’), çatlak başlangıcının yine yüzey kusurlarına yakın bölgelerde meydana geldiği gözlenmiştir. Ancak çatlak ilerleme bölgesi, üretim sonrası duruma kıyasla daha homojen bir morfoloji sergilemektedir. Bu durum, tavlama işleminin kalıntı gerilmeleri azaltarak keskin kusurların etkisini hafiflettiğini ve daha dengeli bir çatlak büyüme davranışı sağladığını göstermektedir. Son kırılma bölgesinde daha sünek bir morfoloji gözlenmiş olup bu durum, plastik deformasyon kabiliyetindeki artışla uyumludur (B. Q. Han et al., 2005).

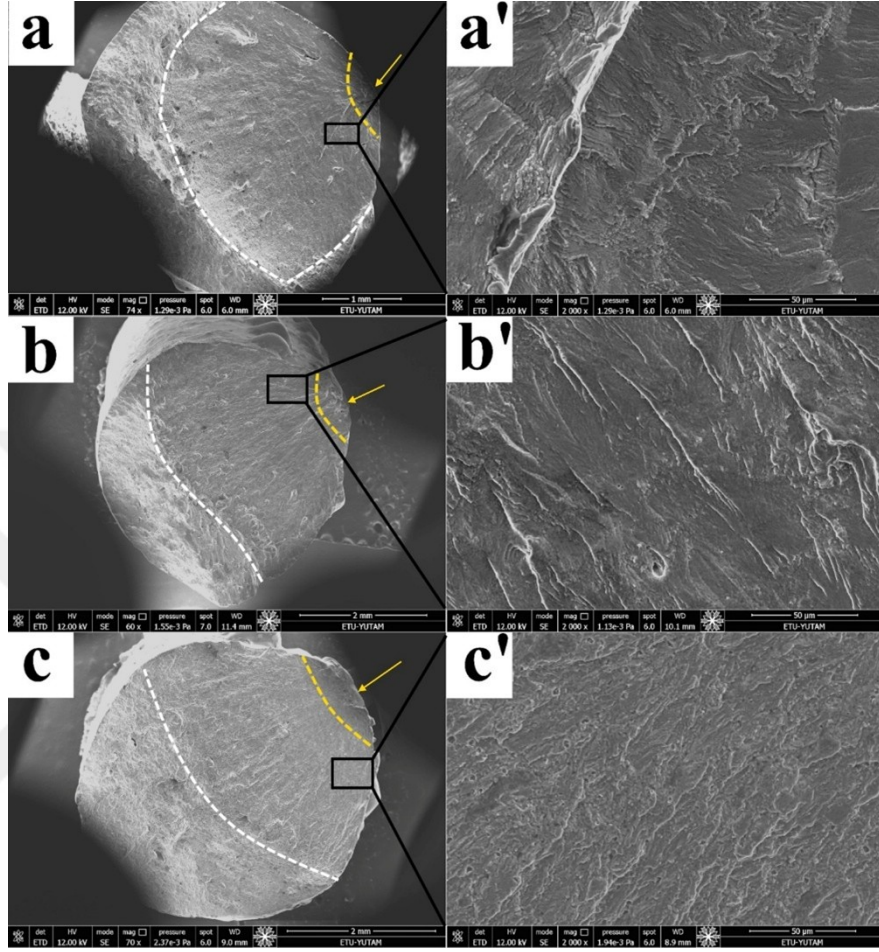
T6 ısıt işlemleri uygulanmış numunede (Şekil 4.30c–c’), kırılma yüzeyi daha sünek bir kırılma mekanizmasını yansıtmaktadır. Çatlak başlangıç bölgeleri daha küçük boyutludur ve çatlak ilerleme bölgesinde gevrek karakterin aksine plastik çatlak ilerlemesini yansıtan morfolojik özellikler görülmektedir. Son kırılma bölgesi ise daha düzgün yüzeyler ve çok sayıda çukurcuk (dimple) oluşumuyla karakterize edilmiştir; bu da kırılma öncesinde önemli miktarda plastik deformasyonun gerçekleştiğini göstermektedir. Genel olarak, kırılma mekanizması üretim sonrası durumdaki kusur kontrollü gevrek ilerlemeden, T6 durumunda gözlenen daha sünek ve enerji soğuran bir davranışa doğru evrilmiştir (Pandouria & Tiwari, 2023).



Şekil 4.30. EP işlemi uygulanmamış numunelere ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a–a') AB ($\sigma = 120$ MPa, $N = 4,1 \times 10^5$), (b–b') AN ($\sigma = 100$ MPa, $N = 6,81 \times 10^5$) ve (c–c') T6 ($\sigma = 120$ MPa, $N = 2,78 \times 10^5$).

Şekil 4.31a–a', Şekil 4.31b–b' ve Şekil 4.31c–c' sırasıyla $3,65 \times 10^5$ çevrim sonunda kırılan AB+EP, $2,36 \times 10^5$ çevrim sonunda kırılan AN+EP ve $6,59 \times 10^5$ çevrim sonunda kırılan T6+EP numunelerine ait SEM görüntülerini göstermektedir. EP işlemi uygulanmış numunelerin kırık yüzeylerinde çatlak başlangıcı, çatlak ilerleme bölgesi ve ani kırılma olmak üzere üç karakteristik bölge açıkça görülmektedir. EP uygulamasıyla yüzeye bağlı kusurlar büyük ölçüde ortadan kaldırılmış, bu da çatlak başlangıç bölgelerinin azalması ve daha homojen kırılma morfolojileri ile sonuçlanmıştır. AB+EP numunesinde (Şekil 4.31a–a') gözlenen yorulma çizgileri, gözeneklerin etkisinin azaldığı, çevrimsel yükleme altında ilerleyen çatlak büyümesini doğrulamaktadır. AN+EP numunesi (Şekil 4.31b–b'), tavlama işlemi nedeniyle mikroyapısal kalınlaşmadan kaynaklı heterojen özellikler göstermeye devam etse de, yüzeyin pürüzsüzleştirilmesi erken çatlak başlangıcını sınırlamıştır. Buna karşılık, T6+EP numunesi (Şekil 4.31c–c')

en homojen çatlak ilerlemesini, ince yorulma çizgilerini ve sünek çukurcukları sergilemiş; bu da çökme ile güçlendirme mekanizması ile yüzey kusurlarının giderilmesinin birlikte sağladığı avantajları ortaya koymuştur.



Şekil 4.31. EP işlemi uygulanmış numunelere ait kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a–a') AB+EP ($\sigma = 130$ MPa, $N = 3,65 \times 10^5$), (b–b') AN+EP ($\sigma = 125$ MPa, $N = 2,36 \times 10^5$) ve (c–c') T6+EP ($\sigma = 110$ MPa, $N = 6,59 \times 10^5$).

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında sistematik olarak parametre azaltılması yolu ile AlSi7Mg alaşımı için SLE optimum üretim parametreleri elde edilmeye çalışılmıştır. AlSi7Mg toz malzemeden prizmatik, çekme ve yorulma test numuneleri üretilerek yapısal, tribolojik, mekanik ve yorulma özellikleri detaylı bir şekilde incelenmiştir. SLE ile üretim işlemleri sonrası uygulanan ikincil işlemlerin (ısıl işlem ve elektrokimyasal parlatma), alaşımın yapısal ve mekanik özellikleri üzerindeki etkileri karşılaştırmalı olarak irdelenmiştir. Çalışma sonrasında elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir:

- Toz malzeme analizleri sonucunda AlSi7Mg toz malzemenin yaklaşık 15-55 μm aralığında boyut dağılımında ve küreselliğinin SLE ile üretimde kullanılabilecek seviyede olduğu tespit edilmiştir.
- Tekli lazer vuruşları sonucunda hem lazer gücü hem de tarama hızı değerlerinin tekli lazer izlerinin oluşmasında önemli etkiye sahip olduğu tespit edilmiştir. Aynı lazer gücü için tarama hızı arttıkça iz genişliklerinin azaldığı gözlemlenmiştir. Eriyik havuzu incelemelerine göre, R oranını 1'e en fazla yaklaştıran parametrelerin 100 W lazer gücünde 400, 600 ve 800 mm/s tarama hızı değerleri olduğu belirlenmiştir.
- Tek duvar yapılarını analiz etmek için SLE kullanılarak AlSi7Mg toz malzemeden üretilen numunelerin incelenmesi sonucunda, 100 W lazer gücünde 600 mm/s ve 800 mm/s tarama hızlarında gerçekleştirilen üretimlerin 100 W lazer gücü 400 mm/s tarama hızı kullanılarak üretilen tek duvar yapılarına göre oldukça homojen ve boğumsuz bir yapıda olduğu ve bu şartlar için duvar kalınlıklarının sırasıyla 147,8 μm ve 170,5 μm olarak tespit edilmiştir.
- Tek duvar yapılarının üretimleri sonrası tarama hızının doluluk oranı ve yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisini incelemek amacıyla 100 W lazer gücü ve 600 mm/s ile 800 mm/s tarama hızları kullanılarak farklı yana kayma değerlerinde prizmatik numuneler üretilmiştir. Üretilen numunelerin doluluk oranları Arşimet prensibi ve görüntü işleme yöntemiyle belirlenmiştir. Her iki yöntemde de en yüksek doluluk değerine 100 W lazer gücü, 600 mm/s tarama

hızı ve %70 yana kayma değeri ile üretilen numunede yaklaşık %99 olarak ulaşılmıştır. Yüzey pürüzlülük değerleri 100 W lazer gücü ve 600 mm/s tarama hızlarında üretilen numunelerde daha düşük olarak elde edilmiştir.

- Farklı yana kayma değerlerinde AlSi7Mg toz malzemedan üretilen prizmatik numunelerin sürtünme katsayısı (COF) sonuçlarına göre, tüm numuneler için COF değerlerinin aşınma testinin başlangıcında ilk temasla birlikte arttığı ve daha sonra aşınma çifti yüzeylerin birbirine alışmasının ardından testin ilerleyen kısımlarında daha kararlı bir rejime girdiği gözlemlenmiştir. En düşük COF değeri ise %50 ve %70 yk değeri ile üretilen numunelerde elde edilmiştir.
- AlSi7Mg toz malzemedan üretilen numunelerin aşınma oranı sonuçlarına göre en düşük aşınma oranı %70 yk değerine sahip numunede gözlenirken, en yüksek aşınma oranı %90 yk değerine sahip numunede gözlenmiştir. Mikrosertlik dağılımları incelendiğinde, üretilen prizmatik numunelerin en düşük sertlik değeri %60 yk'de $94 \pm 2,65$ HV_{0,025} ve en yüksek sertlik değeri ise %70 yk'de $114 \pm 3,61$ HV_{0,025} olarak tespit edilmiştir.
- Yapılan çalışmalar sonucunda SLE ile üretim için optimum parametre seti 100 W lazer gücü, 600 mm/s lazer tarama hızı, 147,8 µm duvar kalınlığı değeri için %70 yana kayma miktarı ve 15 µm katman kalınlığı olarak belirlenmiştir.
- Optimum parametre seti ile farklı inşa oryantasyonlarında AlSi7Mg toz malzemedan üretilen numunelerin yüzey pürüzlülüğü, aşınma oranı, mikrosertlik ve mikroyapıları değerlendirildiğinde, 0° inşa oryantasyonuna sahip numunenin tüm testlerde üstün olduğu tespit edilmiş ve optimum inşa oryantasyonu olarak belirlenmiştir.
- Optimum üretim parametresiyle üretilen numunede, aşırı doymuş α -Al matrisi içinde ince hücrel-dendritik yapı ve kesintisiz bir Si ağı gözlenmiştir. Uygulanan ısı işlemler mikroyapıda önemli değişimlere neden olmuştur: Gerilme giderme ısı işlemi, Si partiküllerinde bir miktar kalınlaşmaya sebep olmuştur. T6 ısı işlemi ise ergime havuzu sınırlarının tamamen çözünmesine, Si partiküllerinin küreselleşmesine ve Si ile Mg₂Si fazlarının çökmesine yol açarak mikroyapıda önemli değişikliklere sebep olmuştur.

- Mikroyapısal değişim, mekanik performansı doğrudan etkilenmiştir. SLE ile üretilen ve ısıtıl işlem uygulanmayan numune, en yüksek sertlik ($114 \pm 3,61$ HV), çekme dayanımı (411 MPa) ve akma dayanımını (247 MPa) sağlarken; süneklik açısından en düşük değeri (%9,1) göstermiştir. Uygulanan her iki ısıtıl işlem, sünekliği artırmasına rağmen dayanımda azalmaya neden olmuştur. T6 ısıtıl işlemi uygulanan numune, en belirgin dayanım düşüşünü (Çekme Dayanımı: 223 MPa) ve en yüksek uzama değerini (%21,6) göstermiştir.
- Elektroparlatma işlemi, yüzey kalitesini önemli ölçüde iyileştirmede son derece etkili olmuştur. Ortalama yüzey pürüzlülüğü (R_a) $11,312 \mu\text{m}$ değerinden $1,582 \mu\text{m}$ değerine düşmek suretiyle yaklaşık 7 katlık bir iyileşme sağlanmıştır.
- Yorulma davranışı, yüzey bütünlüğü ile mikro yapısal özellikler arasındaki etkileşim tarafından belirlenmiştir. AB+EP numunesi, en yüksek yorulma limitine (125 MPa) ulaşarak üstün yüzey kalitesinin yüzey kaynaklı çatlak oluşumunu engellemek suretiyle yorulma ömrünü belirlemede baskın bir rol oynadığını göstermiştir. Isıl işlemler (gerilme giderme ve T6), mikro yapısal kaba taneli yapı oluşumuna neden olarak AB numunesine kıyasla yorulma dayanımını bir miktar düşürmüştür. EP, yüzey kusurlarını ortadan kaldırarak tüm ısıtıl işlem görmüş numunelerin yorulma performansını iyileştirmiş olsa da, özellikle gerilme giderme ısıtıl işlemi sonucunda Si partiküllerinin kaba hale gelmesinden kaynaklanan mikro yapısal bozulmanın etkisini tamamen ortadan kaldıramamıştır.

Öneriler

Bu tez çalışması kapsamında incelenmeyen ve gelecekte yapılabilecek muhtemel çalışmalar için öneriler şu şekildedir:

- Optimum üretim parametrelerini belirlemede, farklı enerji yoğunluğu ile oluşturulan lazer izlerinin incelenmesinde deneysel çalışmaların yanı sıra bilgisayar destekli simülasyon ve analizlerle zamandan ve malzemedan tasarruf edilebilir.
- Yorulma test numuneleri üretilerek kazımalı (fretting) yorulma davranışı incelenebilir.

- Korozyon test numuneleri üretilerek AlSi7Mg alaşımasının korozyon özellikleri araştırılabilir.
- Farklı kristal örgü yapılarına sahip kafes yapıları tasarlanarak bu yapıların statik basma dayanımları ve yorulma ömürleri karşılaştırmalı olarak analiz edilebilir.



KAYNAKÇA

- Aboulkhair, N. T., Everitt, N. M., Ashcroft, I., & Tuck, C. (2014). Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 1–4, 77–86. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.001>
- Aboulkhair, N. T., Maskery, I., Tuck, C., Ashcroft, I., & Everitt, N. M. (2016a). On the formation of AlSi10Mg single tracks and layers in selective laser melting: Microstructure and nano-mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 230, 88–98. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.11.016>
- Aboulkhair, N. T., Maskery, I., Tuck, C., Ashcroft, I., & Everitt, N. M. (2016b). The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 667, 139–146. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.092>
- Afolalu, S. A., Oladipupo, S., Ongbali, S. O., Abioye, A. A., Ajayi, O. O., Abdulkareem, A., & Oloyede Olamilekan, R. (2019). Quenching A Significant Index Control in Heat Treatment - An Overview. *Journal of Physics: Conference Series*, 1378(3). <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1378/3/032034>
- Ahlfors, M., Bahbou, F., Eklund, A., & Ackelid, U. (2019). HIP for AM - Optimized Material Properties by HIP. *Hot Isostatic Pressing: HIP'17*, 10, 1–10. <https://doi.org/10.21741/9781644900031-1>
- Attallah, M. M., Jennings, R., Wang, X., & Carter, L. N. (2016). Additive manufacturing of Ni-based superalloys: The outstanding issues. *MRS Bulletin*, 41(10), 758–764. <https://doi.org/10.1557/mrs.2016.211>
- Barresi, J., Kerr, M. J., Wang, H., & Couper, M. (2000). Effect of magnesium, iron and cooling rate on mechanical properties of Al-7Si-Mg foundry alloys. *AFS Trans*, 108, 563–570.
- Baruah, M., & Borah, A. (2020). Processing and precipitation strengthening of 6xxx series aluminium alloys: A review. *International Journal of Materials Science*, 1(1), 40–48. <https://doi.org/10.22271/27078221.2020.v1.i1a.10>
- Beaman, J. J., Bourell, D. L., Seepersad, C. C., & Kovar, D. (2020). Additive Manufacturing Review: Early Past to Current Practice. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 142(11). <https://doi.org/10.1115/1.4048193>
- Berlanga-Labari, C., Biezma-Moraleda, M. V., & Rivero, P. J. (2020). Corrosion of cast aluminum alloys: A review. In *Metals* (Vol. 10, Issue 10, pp. 1–30). MDPI AG. <https://doi.org/10.3390/met10101384>
- Bhaduri, D., Penchev, P., Batal, A., Dimov, S., Soo, S. L., Sten, S., Harrysson, U., Zhang, Z., & Dong, H. (2017). Laser polishing of 3D printed mesoscale components. *Applied Surface Science*, 405, 29–46. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.01.211>
- Bhavar, V., Kattire, P., Patil, V., Khot, S., Gujar, K., & Singh, R. (2014). *A review on powder bed fusion technology of metal additive manufacturing*.

- Bhuvanesh Kumar, M., & Sathiya, P. (2021). Methods and materials for additive manufacturing: A critical review on advancements and challenges. In *Thin-Walled Structures* (Vol. 159). Elsevier Ltd. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2020.107228>
- Birol, Y. (2007). Microstructural evolution during annealing of a rapidly solidified Al–12Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 439(1), 81–86. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.08.068>
- Boniotti, L., Beretta, S., Patriarca, L., Rigoni, L., & Foletti, S. (2019). Experimental and numerical investigation on compressive fatigue strength of lattice structures of AlSi7Mg manufactured by SLM. *International Journal of Fatigue*, 128. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.06.041>
- Boschetto, A., Bottini, L., Macera, L., & Veniali, F. (2020). Post-processing of complex SLM parts by barrel finishing. *Applied Sciences (Switzerland)*, 10(4). <https://doi.org/10.3390/app10041382>
- Cáceres, C. (1998). A rationale for the quality index of Al-Si-Mg casting alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 10, 293–299. <https://doi.org/10.1080/13640461.2000.11819376>
- Cao, Y., Lin, X., Wang, Q. Z., Shi, S. Q., Ma, L., Kang, N., & Huang, W. D. (2021). Microstructure evolution and mechanical properties at high temperature of selective laser melted AlSi10Mg. *Journal of Materials Science & Technology*, 62, 162–172. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.04.066>
- Cerri, E., Ghio, E., & Bolelli, G. (2021). Effect of the Distance from Build Platform and Post-Heat Treatment of AlSi10Mg Alloy Manufactured by Single- and Multi-Laser Selective Laser Melting. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(7), 4981–4992. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05577-8>
- Ch, S. R., Raja, A., Nadig, P., Jayaganthan, R., & Vasa, N. J. (2019). Influence of working environment and built orientation on the tensile properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 750, 141–151. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.103>
- CHEN, J., HOU, W., WANG, X., CHU, S., & YANG, Z. (2020). Microstructure, porosity and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg. *Chinese Journal of Aeronautics*, 33(7), 2043–2054. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cja.2019.08.017>
- Chiumenti, M., Neiva, E., Salsi, E., Cervera, M., Badia, S., Moya, J., Chen, Z., Lee, C., & Davies, C. (2017). Numerical modelling and experimental validation in Selective Laser Melting. *Additive Manufacturing*, 18, 171–185. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.09.002>
- Contaldi, V., Del Re, F., Palumbo, B., Squillace, A., Corrado, P., & Di Petta, P. (2019). Mechanical characterisation of stainless steel parts produced by direct metal laser sintering with virgin and reused powder. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 105(7), 3337–3351. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04416-4>
- Cordova, L., Campos, M., & Tinga, T. (2019). Revealing the Effects of Powder Reuse for Selective Laser Melting by Powder Characterization. *JOM*, 71(3), 1062–1072. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-3305-2>

- Cui, X., Zhang, S., Wang, C., Zhang, C. H., Chen, J., & Zhang, J. B. (2020). Effects of stress-relief heat treatment on the microstructure and fatigue property of a laser additive manufactured 12CrNi2 low alloy steel. *Materials Science and Engineering: A*, 791, 139738. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139738>
- Das, Rahul, Kumar, Sanjeev, Katiyar, Jitendra Kumar, Choudhury, Smrity, & Roy, Barnik Saha. (2023). State-of-the-art on microstructural, mechanical and tribological properties of friction stir processed aluminium 2xxx series alloy. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 09544089231215223. <https://doi.org/10.1177/09544089231215223>
- Das, S., Mondal, D. P., Sawla, S., & Ramakrishnan, N. (2008). Synergic effect of reinforcement and heat treatment on the two body abrasive wear of an Al-Si alloy under varying loads and abrasive sizes. *Wear*, 264(1–2), 47–59. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.01.039>
- Di Egidio, G., Martini, C., Börjesson, J., Ghassemali, E., Ceschini, L., & Morri, A. (2023). Dry sliding behavior of AlSi10Mg alloy produced by Laser-based Powder Bed Fusion: influence of heat treatment and microstructure. *Wear*, 516–517, 204602. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204602>
- Diniță, A., Neacșa, A., Portoacă, A. I., Tănase, M., Ilinca, C. N., & Ramadan, I. N. (2023). Additive Manufacturing Post-Processing Treatments, a Review with Emphasis on Mechanical Characteristics. In *Materials* (Vol. 16, Issue 13). Multidisciplinary Digital Publishing Institute (MDPI). <https://doi.org/10.3390/ma16134610>
- Dong, X., He, L., Mi, G., & Li, P. (2015). Two directional microstructure and effects of nanoscale dispersed Si particles on microhardness and tensile properties of AlSi7Mg melt-spun alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 618, 609–614. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.08.228>
- Dzogbewu, T. C., & de Beer, D. (2023). Powder Bed Fusion of Multimaterials. In *Journal of Manufacturing and Materials Processing* (Vol. 7, Issue 1). MDPI. <https://doi.org/10.3390/jmmp7010015>
- Ertuğrul, O., Öter, Z. Ç., Yılmaz, M. S., Şahin, E., Coşkun, M., Tarakçı, G., & Koç, E. (2020). Effect of HIP process and subsequent heat treatment on microstructure and mechanical properties of direct metal laser sintered AlSi10Mg alloy. *Rapid Prototyping Journal*, 26(8), 1421–1434. <https://doi.org/10.1108/RPJ-07-2019-0180>
- Everton, S. K., Hirsch, M., Stravroulakis, P., Leach, R. K., & Clare, A. T. (2016). Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing. *Materials & Design*, 95, 431–445. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.099>
- Fan, K. L., He, G. Q., Liu, X. S., Liu, B., She, M., Yuan, Y. L., Yang, Y., & Lu, Q. (2013). Tensile and fatigue properties of gravity casting aluminum alloys for engine cylinder heads. *Materials Science and Engineering: A*, 586, 78–85. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.08.016>
- Fox, J. C., Moylan, S. P., & Lane, B. M. (2016). Effect of Process Parameters on the Surface Roughness of Overhanging Structures in Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing. *Procedia CIRP*, 45, 131–134. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.02.347>

- Frazier, W. E. (2014). Metal Additive Manufacturing: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(6), 1917–1928. <https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z>
- Girelli, L., Tocci, M., Gelfi, M., & Pola, A. (2019). Study of heat treatment parameters for additively manufactured AlSi10Mg in comparison with corresponding cast alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 739, 317–328. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.026>
- Gite, R. E., Wakchaure, V. D., & Nagare, P. N. (2025). Effect of annealing treatment on microstructure and mechanical behaviour of additively manufactured AlSi10Mg alloy. *Progress in Additive Manufacturing*, 10(8), 4803–4817. <https://doi.org/10.1007/s40964-024-00864-x>
- Gong, G., Ye, J., Chi, Y., Zhao, Z., Wang, Z., Xia, G., Du, X., Tian, H., Yu, H., & Chen, C. (2021). Research status of laser additive manufacturing for metal: a review. *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 855–884. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.050>
- Gruber, K., Smolina, I., Dziedzic, R., Stopyra, W., Karoluk, M., Kuźnicka, B., & Kurzynowski, T. (2024). Tailoring heat treatment for AlSi7Mg0.6 parts with as-built surface generated by laser powder bed fusion to reduce surface roughness sensitivity. *Journal of Alloys and Compounds*, 984. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.173903>
- Grünberger, T., & Domröse, R. (2014). Optical In-Process Monitoring of Direct Metal Laser Sintering (DMLS). *Laser Technik Journal*, 11(2), 40–42. <https://doi.org/https://doi.org/10.1002/latj.201400026>
- Han, B. Q., Lavernia, E. J., Mohamed, F. A., & Bampton, C. C. (2005). Improvement of toughness and ductility of a cryomilled Al-Mg alloy via microstructural modification. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36(8), 2081–2091. <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0329-3>
- Han, W., & Fang, F. (2019). Fundamental aspects and recent developments in electropolishing. In *International Journal of Machine Tools and Manufacture* (Vol. 139, pp. 1–23). Elsevier Ltd. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2019.01.001>
- Hayat, M. D., Singh, H., He, Z., & Cao, P. (2019). Titanium metal matrix composites: An overview. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 121, 418–438. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.04.005>
- Hu, Z., Nagarajan, B., Song, X., Huang, R., Zhai, W., & Wei, J. (2019). Formation of SS316L Single Tracks in Micro Selective Laser Melting: Surface, Geometry, and Defects. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2019. <https://doi.org/10.1155/2019/9451406>
- Hwang, W. J., Bang, G. B., & Choa, S. H. (2023). Effect of a Stress Relief Heat Treatment of AlSi7Mg and AlSi10Mg Alloys on Mechanical and Electrical Properties According to Silicon Precipitation. *Metals and Materials International*, 29(5), 1311–1322. <https://doi.org/10.1007/s12540-022-01304-7>
- Igual Muñoz, A., & Mischler, S. (2011). Effect of the environment on wear ranking and corrosion of biomedical CoCrMo alloys. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, 22(3), 437–450. <https://doi.org/10.1007/s10856-010-4224-0>

- Jeong, J. U., Lee, K. K., Ahn, D. G., & Lee, J. W. (2024). Study of surface roughness change of AlSi10Mg based on selective laser melting (SLM) using electro-polishing technique. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 38(9), 4579–4585. <https://doi.org/10.1007/s12206-024-2412-y>
- Jiang, J., Stott, F. H., & Stack, M. M. (1998). The role of triboparticulates in dry sliding wear. *Tribology International*, 31(5), 245–256. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0301-679X\(98\)00027-9](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0301-679X(98)00027-9)
- Joseph, O. O., Olubambi, P. A., Joseph, O. O., Edun, B. M., Okeniyi, J. O., & Abioye, O. P. (2021). Effects of Alloying on Aluminium-Silicon Alloys – A Review. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 1107(1), 012116. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/1107/1/012116>
- Kanishka, K., & Acherjee, B. (2023). Revolutionizing manufacturing: A comprehensive overview of additive manufacturing processes, materials, developments, and challenges. In *Journal of Manufacturing Processes* (Vol. 107, pp. 574–619). Elsevier Ltd. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.10.024>
- Karami, K., Blok, A., Weber, L., Ahmadi, S. M., Petrov, R., Nikolic, K., Borisov, E. V., Leeftang, S., Ayas, C., Zadpoor, A. A., Mehdipour, M., Reinton, E., & Popovich, V. A. (2020). Continuous and pulsed selective laser melting of Ti6Al4V lattice structures: Effect of post-processing on microstructural anisotropy and fatigue behaviour. *Additive Manufacturing*, 36, 101433. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101433>
- Karia, M. C., Popat, M. A., & Sangani, K. B. (2017). Selective laser melting of Inconel super alloy-a review. *AIP Conference Proceedings*, 1859(1), 020013. <https://doi.org/10.1063/1.4990166>
- Kato, K. (2000). Wear in relation to friction — a review. *Wear*, 241(2), 151–157. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00382-3](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00382-3)
- Khoshghadam-Pireyousefan, M., Javidani, M., Maltais, A., Lévesque, J., & Chen, X. G. (2023). Effect of Annealing Temperature on the Microstructure, Mechanical Properties, and Electrical Conductivity of 4xxx Series Al-Based Alloys †. *Engineering Proceedings*, 43(1). <https://doi.org/10.3390/engproc2023043014>
- Kobayashi, T. (2000). Strength and fracture of aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 280(1), 8–16. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00649-8](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00649-8)
- Koprowski, P., Lech-Grega, M., Wodziński, Ł., Augustyn, B., Boczekal, S., Ożóg, M., Uliasz, P., Żelechowski, J., & Szymański, W. (2020). The effect of low content additives on strength, resistivity and microstructural changes in wire drawing of 1xxx series aluminium alloys for electrical purposes. *Materials Today Communications*, 24, 101039. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101039>
- Kruf, W., van de Vorst, B., Maalderink, H., & Kamperman, N. (2006). - Design for Rapid Manufacturing functional SLS parts. In D. T. Pham, E. E. Eldukhri, & A. J. Soroka (Eds.), *Intelligent Production Machines and Systems* (pp. 389–394). Elsevier Science Ltd. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-008045157-2/50070-5>
- Kruth, J.-P., Froyen, L., Vaerenbergh, J., Mercelis, P., Rombouts, M., & Lauwers, B. (2004). Selective laser melting of iron-based powder. *Journal of Materials*

- Kulkarni, S. R., Sonawane, M. P., & Karnik, M. G. (2014). Effect of graphite addition on the mechanical properties of stir cast particulate aluminum metal matrix composite reinforced with alumina and silicon carbide. *Applied Mechanics and Materials*, 612, 163–168. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.612.163>
- Landolt, D. (1987). Fundamental aspects of electropolishing. *Electrochimica Acta*, 32(1), 1–11. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0013-4686\(87\)87001-9](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0013-4686(87)87001-9)
- Le, K. Q., Tang, C., & Wong, C. H. (2019). On the study of keyhole-mode melting in selective laser melting process. *International Journal of Thermal Sciences*, 145, 105992. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2019.105992>
- Lehner, P., Blinn, B., Zhu, T., Al-Zuhairi, A., Smaga, M., Teutsch, R., & Beck, T. (2024). Influence of the as-built surface and a T6 heat treatment on the fatigue behavior of additively manufactured AlSi10Mg. *International Journal of Fatigue*, 187, 108479. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108479>
- Levkulich, N. C., Semiatin, S. L., Gockel, J. E., Middendorf, J. R., DeWald, A. T., & Klingbeil, N. W. (2019). The effect of process parameters on residual stress evolution and distortion in the laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing*, 28, 475–484. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.015>
- Lewandowski, J. J., & Seifi, M. (2016). Metal Additive Manufacturing: A Review of Mechanical Properties. In *Annual Review of Materials Research* (Vol. 46, pp. 151–186). Annual Reviews Inc. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070115-032024>
- Li, R., Liu, J., Shi, Y., Wang, L., & Jiang, W. (2012). Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 59(9), 1025–1035. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3566-1>
- Liu, Y., Wang, Y., Luo, X., Xu, Z., Zhang, Y., Ran, G., & Wang, H. (2026). Fatigue crack growth behavior and mechanism of AlSi7Mg alloy prepared by laser powder bed fusion. *International Journal of Fatigue*, 204. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2025.109355>
- Maji, P., Nath, R. K., Karmakar, R., Paul, P., Meitei, R. K. B., & Ghosh, S. K. (2021). Effect of post processing heat treatment on friction stir welded/processed aluminum based alloys and composites. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 35, 96–105. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2021.05.014>
- Mandin, P., Wüthrich, R., & Roustan, H. (2009). Industrial Aluminium Production: the Hall-Heroult Process Modelling. *ECS Transactions*, 19(26), 1. <https://doi.org/10.1149/1.3247986>
- Martinho, P. G. (2021). Chapter 9 - Rapid manufacturing and tooling. In A. S. Pouzada (Ed.), *Design and Manufacturing of Plastics Products* (pp. 381–456). William Andrew Publishing. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819775-2.00008-5>
- McGeough, J. A. (1974). *Principles of electrochemical machining*. Chapman and Hall and Halsted Press Division, Wiley. <https://cir.nii.ac.jp/crid/1130000797072855040.bib?lang=ja>

- Medrano, V. A., Arrieta, E., Merino, J., Ruvalcaba, B., Caballero, K., Ramirez, B., Diemann, J., Murr, L. E., Wicker, R. B., Godfrey, D., Benedict, M., & Medina, F. (2023). A comprehensive and comparative study of microstructure and mechanical properties for post-process heat treatment of AlSi7Mg alloy components fabricated in different laser powder bed fusion systems. *Journal of Materials Research and Technology*, 24, 6820–6842. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.129>
- Mehide Hasan Tusher, M., & Ince, A. (2024). Exploring VHCF response in L-PBF AlSi7Mg Alloy: Influence of T6 heat treatment on microstructural characteristics and defect distribution. *International Journal of Fatigue*, 187, 108471. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108471>
- Mfusi, B. J., Mathe, N. R., Tshabalala, L. C., & Popoola, P. A. I. (2019a). The effect of stress relief on the mechanical and fatigue properties of additively manufactured AlSi10Mg parts. *Metals*, 9(11). <https://doi.org/10.3390/met9111216>
- Mfusi, B. J., Mathe, N. R., Tshabalala, L. C., & Popoola, P. A. I. (2019b). The effect of stress relief on the mechanical and fatigue properties of additively manufactured AlSi10Mg parts. *Metals*, 9(11). <https://doi.org/10.3390/met9111216>
- Ming, X., Song, D., Yu, A., Tan, H., Zhang, Q., Zhang, Z., Chen, J., & Lin, X. (2023). Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and thermal properties of selective laser melted AlSi7Mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 945. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.169278>
- Molchanova, L. V., & Ilyushin, V. N. (2013). Alloying of aluminum-beryllium alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2013(1), 71–73. <https://doi.org/10.1134/S0036029513010096>
- Motallebi, R., Savaedi, Z., & Mirzadeh, H. (2022). Post-processing heat treatment of lightweight magnesium alloys fabricated by additive manufacturing: a review. *Journal of Materials Research and Technology*, 20, 1873–1892. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.07.154>
- Mumtaz, K. A., Erasenthiran, P., & Hopkinson, N. (2008). High density selective laser melting of Waspaloy®. *Journal of Materials Processing Technology*, 195(1), 77–87. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.04.117>
- Nagarajan, B., Hu, Z., Song, X., Zhai, W., & Wei, J. (2019). Development of Micro Selective Laser Melting: The State of the Art and Future Perspectives. In *Engineering* (Vol. 5, Issue 4, pp. 702–720). Elsevier Ltd. <https://doi.org/10.1016/j.eng.2019.07.002>
- Nandy, J., Sarangi, H., & Sahoo, S. (2019). A Review on Direct Metal Laser Sintering: Process Features and Microstructure Modeling. In *Lasers in Manufacturing and Materials Processing* (Vol. 6, Issue 3, pp. 280–316). Springer. <https://doi.org/10.1007/s40516-019-00094-y>
- Oliveira de Menezes, J. T., Castrodeza, E. M., & Casati, R. (2019). Effect of build orientation on fracture and tensile behavior of A357 Al alloy processed by Selective Laser Melting. *Materials Science and Engineering: A*, 766. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138392>
- Pandouria, A. K., & Tiwari, V. (2023). Investigations into the static and dynamic fracture initiation and propagation toughness of AA2014-T6 incorporating temperatures

- effects. *Engineering Fracture Mechanics*, 281, 109136. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2023.109136>
- Panneer Selvi, S., Sakthivel, T., Parameswaran, P., & Laha, K. (2016). Effect of Normalization Heat Treatment on Creep and Tensile Properties of Modified 9Cr–1Mo Steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 69(2), 261–269. <https://doi.org/10.1007/s12666-015-0816-1>
- Park, S. H., Kim, S.-H., Kim, H. S., Yoon, J., & You, B. S. (2016). High-speed indirect extrusion of Mg–Sn–Al–Zn alloy and its influence on microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 667, 170–177. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.01.163>
- Patterson, A. E., Messimer, S. L., & Farrington, P. A. (2017). Overhanging Features and the SLM/DMLS Residual Stresses Problem: Review and Future Research Need. In *Technologies* (Vol. 5, Issue 2). Multidisciplinary Digital Publishing Institute (MDPI). <https://doi.org/10.3390/technologies5020015>
- Peng, T., & Chen, C. (2018). Influence of energy density on energy demand and porosity of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 5(1), 55–62. <https://doi.org/10.1007/s40684-018-0006-9>
- Pereira, J. C., Gil, E., Solaberrieta, L., San Sebastián, M., Bilbao, Y., & Rodríguez, P. P. (2020). Comparison of AlSi7Mg0.6 alloy obtained by selective laser melting and investment casting processes: Microstructure and mechanical properties in as-built/as-cast and heat-treated conditions. *Materials Science and Engineering: A*, 778. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139124>
- Polmear, I., StJohn, D., Nie, J.-F., & Qian, M. (2017). *Light alloys: metallurgy of the light metals*. Butterworth-Heinemann.
- Prashanth, K. G., Debalina, B., Wang, Z., Gostin, P. F., Gebert, A., Calin, M., Kühn, U., Kamaraj, M., Scudino, S., & Eckert, J. (2014). Tribological and corrosion properties of Al-12Si produced by selective laser melting. *Journal of Materials Research*, 89(3), 2044–2054. <https://doi.org/10.1557/jmr.2014.133>
- Prashanth, K. G., S., S., T., M., J., D., & Eckert, J. (2017). Is the energy density a reliable parameter for materials synthesis by selective laser melting? *Materials Research Letters*, 5(6), 386–390. <https://doi.org/10.1080/21663831.2017.1299808>
- Prashanth, K. G., Scudino, S., Klauss, H. J., Surreddi, K. B., Löber, L., Wang, Z., Chaubey, A. K., Kühn, U., & Eckert, J. (2014). Microstructure and mechanical properties of Al–12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 590, 153–160. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.023>
- Qu, Z., Zhang, Z. J., Yan, J. X., Zhang, P., Gong, B. S., Lu, S. L., Zhang, Z. F., & Langdon, T. G. (2022). Examining the effect of the aging state on strength and plasticity of wrought aluminum alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, 122, 54–67. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.11.075>
- Rana, R. S., Purohit, R., & Das, S. (2012). Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites. *International Journal of Scientific and Research Publications*, 2(6). www.ijsrp.org

- Rao, H., Giet, S., Yang, K., Wu, X., & Davies, C. H. J. (2016). The influence of processing parameters on aluminium alloy A357 manufactured by Selective Laser Melting. *Materials and Design*, 109, 334–346. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.009>
- Rao, J. H., Zhang, Y., Fang, X., Chen, Y., Wu, X., & Davies, C. H. J. (2017). The origins for tensile properties of selective laser melted aluminium alloy A357. *Additive Manufacturing*, 17, 113–122. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.08.007>
- Raus, A. A., Wahab, M. S., Ibrahim, M., Kamarudin, K., Ahmed, A., & Shamsudin, S. (2017). Mechanical and physical properties of AlSi10Mg processed through selective laser melting. *AIP Conference Proceedings*, 1831(1), 020027. <https://doi.org/10.1063/1.4981168>
- Rękas, A., Latos, T., Budzyn, R., Furman, A., & Siedlik, M. (2015). The Analysis of Mechanical Properties of 3XXX Series Aluminum Sheets Used for Beverage Can Production. *Key Engineering Materials*, 641, 246–256. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.641.246>
- Ribeiro, K. S. B., Mariani, F. E., & Coelho, R. T. (2020). A Study of Different Deposition Strategies in Direct Energy Deposition (DED) Processes. *Procedia Manufacturing*, 48, 663–670. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.05.158>
- Rokicki, R., & Hryniewicz, T. (2012). Enhanced oxidation–dissolution theory of electropolishing. *Transactions of the IMF*, 90(4), 188–196. <https://doi.org/10.1179/0020296712Z.000000000031>
- Rooy, E. L. (2018). Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys. In *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials* (pp. 3–14). ASM International. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02.a0001057>
- Saravana Kumar, M., Javidrad, H. R., Shanmugam, R., Ramoni, M., Adediran, A. A., Catalin, & Pruncu, I. (n.d.). *Impact of Print Orientation on Morphological and Mechanical Properties of L-PBF Based AlSi7Mg Parts for Aerospace Applications*. <https://doi.org/10.1007/s12633-021-01474-w/Published>
- Schneck, M., Horn, M., Schmitt, M., Seidel, C., Schlick, G., & Reinhart, G. (2021). Review on additive hybrid- and multi-material-manufacturing of metals by powder bed fusion: state of technology and development potential. In *Progress in Additive Manufacturing* (Vol. 6, Issue 4, pp. 881–894). Springer Science and Business Media Deutschland GmbH. <https://doi.org/10.1007/s40964-021-00205-2>
- Scipioni Bertoli, U., Wolfer, A. J., Matthews, M. J., Delplanque, J.-P. R., & Schoenung, J. M. (2017). On the limitations of Volumetric Energy Density as a design parameter for Selective Laser Melting. *Materials & Design*, 113, 331–340. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.10.037>
- Sefene, E. M. (2022). State-of-the-art of selective laser melting process: A comprehensive review. In *Journal of Manufacturing Systems* (Vol. 63, pp. 250–274). Elsevier B.V. <https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2022.04.002>
- Selema, A., Ibrahim, M. N., & Sergeant, P. (2022). Metal Additive Manufacturing for Electrical Machines: Technology Review and Latest Advancements. In *Energies* (Vol. 15, Issue 3). MDPI. <https://doi.org/10.3390/en15031076>

- Shabestari, S. G., & Moemeni, H. (2004a). Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 153–154, 193–198. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.302>
- Shabestari, S. G., & Moemeni, H. (2004b). Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 153, 193–198. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.302>
- Sing, S. L., Huang, S., Goh, G. D., Goh, G. L., Tey, C. F., Tan, J. H. K., & Yeong, W. Y. (2021). Emerging metallic systems for additive manufacturing: In-situ alloying and multi-metal processing in laser powder bed fusion. *Progress in Materials Science*, 119, 100795. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2021.100795>
- Singh, S., Sharma, V. S., & Sachdeva, A. (2016). Progress in selective laser sintering using metallic powders: A review. *Materials Science and Technology*, 32(8), 760–772. <https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000136>
- Spears, T. G., & Gold, S. A. (2016). In-process sensing in selective laser melting (SLM) additive manufacturing. In *Integrating Materials and Manufacturing Innovation* (Vol. 5, Issue 1, pp. 16–40). Springer Science and Business Media Deutschland GmbH. <https://doi.org/10.1186/s40192-016-0045-4>
- Starke, E. A., & Mridha, S. (2016). Aluminum Alloys: Alloy, Heat Treatment, and Temper Designation. In *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. Elsevier. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-803581-8.02553-4>
- Svetlizky, D., Das, M., Zheng, B., Vyatskikh, A. L., Bose, S., Bandyopadhyay, A., Schoenung, J. M., Lavernia, E. J., & Eliaz, N. (2021). Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. In *Materials Today* (Vol. 49, pp. 271–295). Elsevier B.V. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2021.03.020>
- Tabereaux, A. T., & Peterson, R. D. (2024). Chapter 2.5 - Aluminum Production. In S. Seetharaman, R. Guthrie, A. McLean, S. Seetharaman, & H. Y. Sohn (Eds.), *Treatise on Process Metallurgy (Second Edition)* (pp. 625–676). Elsevier. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-323-85373-6.00004-1>
- Takata, N., Kodaira, H., Sekizawa, K., Suzuki, A., & Kobashi, M. (2017). Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 704, 218–228. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.029>
- Takata, N., Kodaira, H., Suzuki, A., & Kobashi, M. (2018). Size dependence of microstructure of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Materials Characterization*, 143, 18–26. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.11.052>
- Tang, M., & Pistorius, P. C. (2017). Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*, 94, 192–201. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002>
- Thijs, L., Kempen, K., Kruth, J.-P., & Van Humbeeck, J. (2013a). Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-

- alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 61(5), 1809–1819. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.052>
- Thijs, L., Kempen, K., Kruth, J.-P., & Van Humbeeck, J. (2013b). Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 61(5), 1809–1819. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.052>
- Tofail, S. A. M., Koumoulos, E. P., Bandyopadhyay, A., Bose, S., O'Donoghue, L., & Charitidis, C. (2018). Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities. *Materials Today*, 21(1), 22–37. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.mattod.2017.07.001>
- Tonelli, L., Liverani, E., Morri, A., & Ceschini, L. (2021). Role of Direct Aging and Solution Treatment on Hardness, Microstructure and Residual Stress of the A357 (AlSi7Mg0.6) Alloy Produced by Powder Bed Fusion. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 52(4), 2484–2496. <https://doi.org/10.1007/s11663-021-02179-6>
- Torabian, H., Pathak, J. P., & Tiwari, S. N. (1994). Wear characteristics of Al-Si alloys. *Wear*, 172(1), 49–58. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0043-1648\(94\)90298-4](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0043-1648(94)90298-4)
- Tradowsky, U., White, J., Ward, R. M., Read, N., Reimers, W., & Attallah, M. M. (2016). Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development. *Materials & Design*, 105, 212–222. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.066>
- Trevisan, F., Calignano, F., Lorusso, M., Pakkanen, J., Aversa, A., Ambrosio, E. P., Lombardi, M., Fino, P., & Manfredi, D. (2017). On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: Process, microstructure, and mechanical properties. In *Materials* (Vol. 10, Issue 1). MDPI AG. <https://doi.org/10.3390/ma10010076>
- Ullah, S., Haque, F. M., & Sidebottom, M. A. (2022). Maintaining low friction coefficient and ultralow wear in metal-filled PTFE composites. *Wear*, 498–499, 204338. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204338>
- Uzan, N. E., Shneck, R., Yeheskel, O., & Frage, N. (2017). Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM). *Materials Science and Engineering: A*, 704, 229–237. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.027>
- Vaudreuil, S., Bencaid, S. E., Vanaei, H. R., & El Magri, A. (2022). Effects of Power and Laser Speed on the Mechanical Properties of AlSi7Mg0.6 Manufactured by Laser Powder Bed Fusion. *Materials*, 15(23). <https://doi.org/10.3390/ma15238640>
- Venettacci, S., Ponticelli, G. S., Guarino, D., & Guarino, S. (2022). Tribological properties of Laser Powder Bed Fused AlSi10Mg: Experimental study and statistical analysis. *Journal of Manufacturing Processes*, 84, 1103–1121. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.10.065>
- Wang, H., & Zou, Y. (2019). Microscale interaction between laser and metal powder in powder-bed additive manufacturing: Conduction mode versus keyhole mode. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 142, 118473. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.118473>
- Wang, M., Song, B., Wei, Q., Zhang, Y., & Shi, Y. (2019). Effects of annealing on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted AlSi7Mg alloy.

Materials Science and Engineering: A, 739, 463–472.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.047>

- Wang, M., Zhang, Y., Song, B., Wei, Q., & Shi, Y. (2021). Wear Performance and Corrosion Behavior of Nano-SiCp-Reinforced AlSi7Mg Composite Prepared by Selective Laser Melting. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 34(9), 1213–1222. <https://doi.org/10.1007/s40195-021-01220-6>
- Wessel, J. K. . (2004). *Handbook of advanced materials : enabling new designs*. J. Wiley.
- Whip, B., Sheridan, L., & Gockel, J. (2019). The effect of primary processing parameters on surface roughness in laser powder bed additive manufacturing. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 103(9–12), 4411–4422. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-03716-z>
- Woo, S., Duck, N., & Lee, H. (2000). The Effect of Mn on the Mechanical Behavior of Al Alloys. In *METALS AND MATERIALS* (Vol. 6, Issue 1).
- Wu, H., Ren, Y., Ren, J., Cai, A., Song, M., Liu, Y., Wu, X., Li, Q., Huang, W., Wang, X., & Baker, I. (2020). Effect of melting modes on microstructure and tribological properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Virtual and Physical Prototyping*, 15(sup1), 570–582. <https://doi.org/10.1080/17452759.2020.1811932>
- Xames, M. D., Torsha, F. K., & Sarwar, F. (2023). A systematic literature review on recent trends of machine learning applications in additive manufacturing. *Journal of Intelligent Manufacturing*, 34(6), 2529–2555. <https://doi.org/10.1007/s10845-022-01957-6>
- Xiao, H., Zhang, C., & Zhu, H. (2023). Effect of direct aging and annealing on the microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 29(1), 118–127. <https://doi.org/10.1108/RPJ-03-2022-0085>
- 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, 103499. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2020.103499>
- Yadav, P., Rigo, O., Arvieu, C., & Lacoste, E. (2022). Microstructural and mechanical aspects of AlSi7Mg0.6 alloy related to scanning strategies in L-PBF. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 120(9–10), 6205–6223. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-09127-x>
- Yadroitsev, I., & Smurov, I. (2011). Surface Morphology in Selective Laser Melting of Metal Powders. *Physica Procedia*, 12, 264–270. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.034>
- Yakout, M., Elbestawi, M. A., & Veldhuis, S. C. (2018). A Review of Metal Additive Manufacturing Technologies. *Solid State Phenomena*, 278, 1–14. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.278.1>
- Yang, J., Han, J., Yu, H., Yin, J., Gao, M., Wang, Z., & Zeng, X. (2016). Role of molten pool mode on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy. *Materials & Design*, 110, 558–570. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.08.036>
- Yang, L., Jiang, X., Sun, H., Shao, Z., Fang, Y., & Shu, R. (2021). Effects of alloying, heat treatment and nanoreinforcement on mechanical properties and damping

- performances of Cu-Al-based alloys: A review. In *Nanotechnology Reviews* (Vol. 10, Issue 1, pp. 1560–1591). De Gruyter Open Ltd. <https://doi.org/10.1515/ntrev-2021-0101>
- Yang, K. V., Rometsch, P., Jarvis, T., Rao, J., Cao, S., Davies, C., & Wu, X. (2018). Porosity formation mechanisms and fatigue response in Al-Si-Mg alloys made by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 712, 166–174. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.078>
- Yap, C. Y., Chua, C. K., Dong, Z. L., Liu, Z. H., Zhang, D. Q., Loh, L. E., & Sing, S. L. (2015). Review of selective laser melting: Materials and applications. In *Applied Physics Reviews* (Vol. 2, Issue 4). American Institute of Physics Inc. <https://doi.org/10.1063/1.4935926>
- Yves-Christian, H., Jan, W., Wilhelm, M., Konrad, W., & Reinhart, P. (2010). Net shaped high performance oxide ceramic parts by selective laser melting. *Physics Procedia*, 5, 587–594. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2010.08.086>
- Zhai, X., Jin, L., & Jiang, J. (2022). A survey of additive manufacturing reviews. *Materials Science in Additive Manufacturing*, 1(4), 21. <https://doi.org/10.18063/msam.v1i4.21>
- ZHANG, H., DONG, D., SU, S., & CHEN, A. (2019). Experimental study of effect of post processing on fracture toughness and fatigue crack growth performance of selective laser melting Ti-6Al-4V. *Chinese Journal of Aeronautics*, 32(10), 2383–2393. <https://doi.org/10.1016/j.cja.2018.12.007>
- Zhang, R., Knight, S. P., Holtz, R. L., Goswami, R., Davies, C. H. J., & Birbilis, N. (2015). A Survey of Sensitization in 5xxx Series Aluminum Alloys. *Corrosion*, 72(2), 144–159. <https://doi.org/10.5006/1787>
- Zhang, Z., Couture, A., & Luo, A. (1998). An investigation of the properties of Mg-Zn-Al alloys. *Scripta Materialia*, 39(1), 45–53. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(98\)00122-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(98)00122-5)
- Zheng, Y., Luo, B., Bai, Z., Wang, J., & Yin, Y. (2017). Study of the precipitation hardening behaviour and intergranular corrosion of Al-Mg-Si alloys with differing Si contents. *Metals*, 7(10). <https://doi.org/10.3390/met7100387>
- Zhou, B., Liu, B., & Zhang, S. (2021). The advancement of 7xxx series aluminum alloys for aircraft structures: A review. *Metals*, 11(5). <https://doi.org/10.3390/met11050718>
- Zhou, L., Miller, J., Vezza, J., Mayster, M., Raffay, M., Justice, Q., Al Tamimi, Z., Hansotte, G., Sunkara, L. D., & Bernat, J. (2024). Additive Manufacturing: A Comprehensive Review. In *Sensors* (Vol. 24, Issue 9). Multidisciplinary Digital Publishing Institute (MDPI). <https://doi.org/10.3390/s24092668>
- Zou, T. C., Chen, M. Y., & Zhu, H. (2020). Research on high cycle fatigue performance of AlSi7Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Laser & Optoelectronics Progress*, 57(23), 231408.
- Zou, T., Chen, M., Zhu, H., & Mei, S. (2022). Effect of Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi7Mg Fabricated by Selective Laser Melting. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31(3), 1791–1802. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06324-9>

Zvoníček, J., Koutný, D., Pantělejev, L., & Paloušek, D. (2020). Development of Process Parameters for SLM Processing of AlSi7Mg Aluminum Alloy. In Š. Medvecký, S. Hrček, R. Kohár, F. Brumerčík, & V. Konstantová (Eds.), *Current Methods of Construction Design* (pp. 515–524). Springer International Publishing.



TEZDEN ÜRETİLEN YAYINLAR

1. Makaleler

Cengiz, F., Ergüder, T.O. & YILDIZ, F. Effect of Laser Powder Bed Fusion Process Parameters on Structural, Mechanical, and Tribological Properties of AlSi7Mg Alloy. *Metall Mater Trans B* (2025). <https://doi.org/10.1007/s11663-025-03867-3>

