



**EKLEMELİ İMALAT YÖNTEMİ İLE ÜRETİLMİŞ PARÇALARIN
KARAKTERİZASYONU VE ARDIL SÜREÇLERİN PARÇA
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Remzi Ecmel ECE

**DOKTORA TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

EKİM 2022

ETİK BEYAN

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

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

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

Remzi Ecmel ECE

24/10/2022

EKLEMELİ İMALAT YÖNTEMİ İLE ÜRETİLMİŞ PARÇALARIN
KARAKTERİZASYONU VE ARDIL SÜREÇLERİN PARÇA ÖZELLİKLERİNE
ETKİSİNİN İNCELENMESİ

(Doktora Tezi)

Remzi Ecmel ECE

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ekim 2022

ÖZET

Bu tez çalışmasında, toz yataklı eklemeli imalat yöntemi (Seçici Lazer Ergitme; SLE) ile üretilmiş AlSi10Mg malzemesine havacılıkta geleneksel üretim yönteminde en çok uygulanan ardıl işlemler olan doğal (T4) / yapay (T6) yaşlandırma ve henüz havacılıkta yaygınlaşmamış bir yöntem olan sıcak izostatik presleme (SİP) ardıl işlemleri uygulanarak mekanik ve metalurjik açıdan malzemede gerçekleşen değişimler incelenmiştir. Çalışma, bu ardıl işlemlerin sıcaklık, zaman ve üretim yönüne bağlı değişkenlerini de kapsayacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Malzemelerin mekanik özellikleri mukavemet, sertlik ve yoğunluk değişimi açısından incelenmiştir. Mukavemeti değiştiren etkenler taramalı elektron mikroskobu (SEM), geçirimli elektron mikroskobu (TEM) ve X ışını difraksiyonu (XRD) yöntemleriyle karakterize edilmiştir. Yaşlandırma işlemi sonrasında baz numunelere kıyasla ortalama %35 mukavemet azalmasına karşılık süneklikte ortalama 2 katı artış gözlemlenmiştir. Benzer şekilde SİP uygulanan numunelerde malzemenin mukavemet değerlerindeki 3 kat azalmaya karşılık uzamada 3 katı artış gözlemlenmiştir. Ayrıca SEM görüntülerinden elde edilen görüntülerde gözeneklerin de minimize olduğu görülmüştür. En iyi mekanik sonuçlar, baz numunelere SİP uygulanıp ardından T6 uygulandığında elde edilmiştir. Isıl işlemler sonrası alüminyumun kristalografik yönelimine ve silisyumun çökeltme oranlarına hızlı katılmanın ciddi oranda etkisi bulunmaktadır. Isıl işlem sonrası silisyum çökeltmesinin malzemenin mukavemetini artırıcı etkisi olduğu, ayrıca tane sınırlarında magnezyum ve silisyumun birlikte çökeltmesinin dislokasyonlara engel oluşturarak mukavemete katkısı bulunduğu gösterilmiştir. Tez kapsamında kupon seviyesi testlere ek olarak, SLE yöntemiyle hava aracı komponenti üretimi gerçekleştirilip mekanik testlerden elde edilen sonuçlara göre uygun bir ardıl işlem uygulanarak belirli yük koşullarında performansı incelenmiştir. Sonuç olarak SLE yöntemiyle üretilmiş parçaların da uygun ardıl işlemler ile birlikte hava araçlarında kullanımının uygun olabileceği değerlendirilmektedir.

Bilim Kodu : 91438
Anahtar Kelimeler : Eklemeli imalat, seçici lazer ergitme, yaşlandırma, sıcak izostatik presleme, ardıl işlem
Sayfa Adedi : 133
Danışman : Prof. Dr. Ömer KELEŞ
İkinci Danışman : Prof. Dr. Bekir Sami YILBAŞ

CHARACTERISATION OF ADDITIVELY MANUFACTURED PARTS AND
INVESTIGATION OF POSTPROCESS EFFECTS ON MATERIAL PROPERTIES

(Ph. D. Thesis)

Remzi Ecmel ECE

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

October 2022

ABSTRACT

In this thesis, natural (T4) / artificial (T6) aging, which is the common post-processing method for the aerospace industry, and hot isostatic pressing (HIP), which is a method that has not yet become widespread in aerospace, are applied to the AlSi10Mg samples produced by powder bed additive manufacturing method (Selective Laser Melting; SLM). The evolutions in the material in terms of mechanical and metallurgical were examined. The study was carried out in a way to cover the temperature, time and build direction-dependent variables of these successive processes. The mechanical properties of the materials were examined in terms of strength, hardness, and density variation. The strength varying factors were characterized by scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), and X-ray diffraction (XRD) methods. After the aging process, an average of 35% decrease in strength was observed compared to the base samples, but an average of 2 times increase in ductility was observed. Similarly, in the samples applied HIP, a 3 times increase in elongation was observed, despite a 3 times decrease in the strength values of the material. In addition, it was observed that the porosities were minimized as seen from the SEM images. The best mechanical results were obtained when the base samples were treated with HIP followed by T6. Rapid solidification has a significant effect on the crystallographic orientation of aluminum and the precipitation rates of silicon after heat treatments. It has been shown that the precipitation of silicon after heat treatment has the effect of increasing the strength of the material, and the co-precipitation of magnesium and silicon at the grain boundaries contributes to the strength by preventing dislocations. In the scope of the thesis, in addition to the coupon level tests, aircraft components were produced by the SLM method, and a suitable post-treatment was carried out according to the results obtained from the mechanical tests, and their performance under certain load conditions was examined. As a result, it is considered that the parts produced by the SLE method may be suitable for use in aircraft with appropriate post-processing.

Science Code : 91438

Key Words : Additive manufacturing, selective laser melting, ageing, hot isostatic pressing, postprocess

Page Number : 133

Supervisor : Prof. Dr. Ömer KELEŞ

Co-Supervisor : Prof. Dr. Bekir Sami YILBAŞ

TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim süresince bana olan inancından ötürü her anlamda desteğini hiç eksik etmeyen, doğru bilgiye ulaşmam için her türlü yönlendirmeyi yaparak rehberlik eden, danışman hocam Prof. Dr. Ömer KELEŞ'e teşekkür borç bilirim. Kendisi ile tanışmayı şansım olarak değerlendirdiğim kıymetli hocam Prof. Dr. Bekir Sami YILBAŞ'a tez çalışmam süresince verdiği geri bildirimlerden ötürü ve yönlendirmelerinden dolayı teşekkür ederim. Lisans eğitimimden bu yana desteğini daima yanımda hissettiğim, bana hayat boyu öğrenme bilincini aşılayan, doktora eğitimi sürecine beni teşvik eden ve yönlendiren kıymetli hocam Prof. Dr. Fahrettin ÖZTÜRK'e çok teşekkür eder, şükranlarımı sunarım. Tez komitesi üyesi olan Prof. Dr. Rahmi ÜNAL'a destekleri için içtenlikle teşekkür etmek isterim. Tezimi içerik olarak değerlendiren hocalarım Prof. Dr. Zafer EVİS ve Doç. Dr. Serkan TOROS'a katkılarından dolayı teşekkürü borç bilirim. Tez konumla ilgili çalışma yapmama fırsat tanıyan ve Türk Havacılığının gelişmesine katkıda bulunmama vesile olan, çalışmaktan gurur duyduğum Türk Havacılık ve Uzay Sanayii A.Ş.'ye teşekkürü bir borç bilirim. Tezim süresince her türlü desteği sağlayan değerli çalışma arkadaşlarım Dr. Yahya ÖZ, Erdem MERMER, Büşra ÜNLÜ ve Merve ÇOBANOĞLU'na ayrı ayrı şükranlarımı sunarım. Bugünlere gelmemi sağlayan annem, babam, kardeşime özel olarak teşekkür ederim. Manevi desteğini her şeyden önde gördüğüm eşim Burcu'ma bana olan inancı, gösterdiği sabır ve destekleri için teşekkür ederim. Her zaman örnek olmaya gayret ettiğim, ailesini ve ülkesini seven, inancı düzgün birer birey olmaları için emek harcadığım kızlarım Nehir ve Ilgın'a bana motivasyon kaynağı oldukları için minnettarım.

Bu çalışma TUSAŞ'ın "TÜBİTAK-TEYDEB 1515 İMPET Öncül Ar-Ge Laboratuvarı Desteği, Proje No: 5189901" çerçevesinde yürütülen projeler kapsamında gerçekleştirilmiştir. TÜBİTAK-TEYDEB'e desteklerinden dolayı teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	x
RESİMLERİN LİSTESİ	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xiv
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR TARAMASI	5
2.1. Metal Eklemeli İmalat.....	5
2.2. Toz Yataklı Eklemeli İmalat Yöntemi	7
2.2.1. Proses parametreleri.....	9
2.2.2. Eklemeli imalatta alüminyum (AlSi10Mg)	12
2.2.3. Toz üretimi ve özellikleri.....	16
2.2.4. Eİ sonrası ardıl işlemler	21
2.2.5. Mekanik özellikler ve mikroyapı	28
2.3. Literatür Özeti ve Çalışmanın Literatüre Katkısı.....	37
3. MALZEME VE SÜREÇ KARAKTERİZASYONU	39
3.1. Toz Malzeme (AlSi10Mg).....	39
3.2. Deneysel Numune Üretimi	41
3.3. Uygulanan Ardıl İşlemler	44
3.4. Test Kuponlarının Hazırlanması	46
3.5. Deneysel Çalışmalar	54

	Sayfa
3.5.1. Sertlik testi sonuçları.....	54
3.5.2. Malzeme mekanik davranışının değerlendirilmesi	60
3.5.3. Yoğunluk ve gözenek değişimi incelemeleri	75
3.5.4. Mikroyapı değişimi incelemeleri	78
3.5.5. X ışını kırınımı (XRD) incelemeleri	89
4. KOMPONENT SEVİYESİ HAVACILIK UYGULAMASI	97
4.1. Komponent Üretimi ve Isıl İşlemler	97
4.2. Komponent Seviyesi Test Düzeneği Tasarımı.....	100
4.3. Mekanik Test Sonuçları	101
4.4. Komponent Yükleme Koşulu Simülasyonları	104
5. SONUÇ VE ÖNERİLER	107
KAYNAKLAR	113
EKLER.....	127
EK-1. XRD Scherrer ve Bragg Analizi Dataları.....	128
ÖZGEÇMİŞ	129

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Piyasadaki Eİ cihazları ve temel özellikleri.....	7
Çizelge 2.2. Eİ için üretilmiş AlSi10Mg alaşımının fiziksel özellikleri.....	12
Çizelge 2.3. Eİ için üretilmiş AlSi10Mg alaşımının kimyasal kompozisyonu.....	12
Çizelge 2.4. Geleneksel alüminyum ısıt işlemler sonrası temper durumları	24
Çizelge 2.5. SLE yöntemiyle üretilmiş ve farklı ardıl ısıt işlemler uygulanmış AlSi10Mgmalzemesi ile ilgili literatür parametre özeti	27
Çizelge 3.1. CL31AL - Conseptlaser AlSi10Mg malzemesi kimyasal özellikleri	39
Çizelge 3.2. EOS-AlSi10Mg toz malzeme yoğunluk değerleri	40
Çizelge 3.3. EOS-AlSi10Mg kimyasal bileşenleri	40
Çizelge 3.4. Consept Laser - LaserCusing-M2 cihazı ile yapılan üretim parametreleri.	42
Çizelge 3.5. EOS M290 cihazı ile yapılan üretim parametreleri	44
Çizelge 3.6. Test kuponu kodlaması	47
Çizelge 3.7. Keller's solüsyonu içeriği ve oranları.....	50
Çizelge 3.8. Elektropolisaj parametreleri.....	53
Çizelge 3.9. Denklem 3.3 formülü parametreleri (ASTM E 1876-15).....	67
Çizelge 4.1. Komponent analizi için gerekli malzeme özellikleri	104

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Metalik malzemeler için Eİ sınıflandırılması	5
Şekil 2.2. Eİ yöntemleri ile ilgili yayın sayısının yıllara göre değişimi	6
Şekil 2.3. Toz yataklı Eİ sistemi şematik görüntüsü	8
Şekil 2.4. Eİ Ishikawa diyagramı.....	11
Şekil 2.5. Al-Si ikili faz diyagramı	14
Şekil 2.6. Al-Mg ₂ Si ikili faz diyagramı	15
Şekil 2.7. Toz metal üretimi	17
Şekil 2.8. Alaşım elementlerine göre alüminyum alaşım türleri	23
Şekil 2.9. Mukavemet ve sertliğin yaşlandırma sıcaklığı ile ilişkisi	25
Şekil 2.10. Alüminyum alaşımlarının ısıtılma işlemi ile çökelti durumları.....	26
Şekil 2.11. SLM ile üretim sırasında oluşan gözenekler ve türleri.....	30
Şekil 2.12. SLM ile üretilmiş test kuponlarının statik mukavemet değerleri ve mikroyapılar a) baz numune (as-built), b) 160°C tavllanmış, c) gerilim giderme, d)T6 ısıtılma işlemi.....	31
Şekil 2.13. Numunelerin üretim tablasına yerleşimi.....	33
Şekil 3.1. Yaşlandırma işlemlerinin şematik görseli	44
Şekil 3.2. İkinci numune üretiminden çıkarılan kuponlara uygulanan yaşlandırma işlemlerinin şematik görseli.....	45
Şekil 3.3. SİP ısıtılma işlemi sıcaklık basınç süre grafiği.....	46
Şekil 3.4. ASTM standart çekme numunesi ölçüleri	50
Şekil 3.5. Yaşlandırma süresinin sertliğe etkisi.....	56
Şekil 3.6. HV0.2 sertlik ölçümü	57
Şekil 3.7. Yaşlandırma türü ve sıcaklıkların sertliğe etkisi	59
Şekil 3.8. Numunelerin üretim yönleri ve mikroyapı inceleme doğrultusu	61
Şekil 3.9. Uzama - ısıtılma işlemi ilişkisi	63
Şekil 3.10. Akma mukavemeti – ısıtılma işlemi ilişkisi	65

Şekil	Sayfa
Şekil 3.11. Çekme mukavemeti – ısıt işleml ilişkisi.....	65
Şekil 3.12. Çekme testi sonuçları ve pekleşme oranı	66
Şekil 3.13. Elastiklik modülü – ısıt işleml ilişkisi	69
Şekil 3.14. Yoğunluk ölçümü sonuçlarının karşılaştırılması.....	78
Şekil 3.15. T4 - diyagonal numune tane sınırı TEM-EDS analizi.....	87
Şekil 3.16. T4 - diyagonal numune tane sınırı TEM-EDS analizi.....	88
Şekil 3.17. Baz, T4, T6 - 150 °C, T6 - 175 °C, T6 - 200 °C, SİP ve SİP+T6 uygulanmış, yatay numunelerin XRD grafiği	91
Şekil 3.18. Baz, T4, T6 - 150 °C, T6 - 175 °C, T6 - 200 °C, SİP ve SİP+T6 uygulanmış, diyagonal numunelerin XRD grafiği	91
Şekil 3.19. Baz, T4, T6 - 150 °C, T6 - 175 °C, T6 - 200 °C, SİP ve SİP+T6 uygulanmış, diyagonal numunelerin XRD grafiği	92
Şekil 3.20. XRD grafikleri pik detayları.....	93
Şekil 4.1. Sikorsky S-92 helikopteri rotor bileşenleri.....	97
Şekil 4.2. Bir hava aracının rotor bileşenlerinin görüntüsü	98
Şekil 4.3. Üst Makas Kolu parçası. a) Üretim tablasındaki pozisyonu ve üretim şekli. b) üretilmiş parçalar.	99
Şekil 4.4. Komponent statik yük test düzeneği.....	100
Şekil 4.5. Komponent statik yükleme koşulu	101
Şekil 4.6. Deney düzeneği ile elde edilmiş kuvvet-yer değiştirme grafikleri.....	102
Şekil 4.7. Kırılan baz numunenin deney sonuçları	103
Şekil 4.8. Kırılan numunenin çekmeye maruz kalan kenarı	103
Şekil 4.9. Komponent analizlerinde kullanılan ağ yapısı	105
Şekil 4.10. BAZ özelliklere göre üretilmiş komponentin SEA analizi.....	106
Şekil 4.11. SİP+T6 özelliklere göre üretilmiş komponentin SEA analizi	106

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Gaz atomizasyon ile üretilmiş AlSi10Mg tozunun FESEM görüntüsü.....	18
Resim 2.2. Ergiyik havuzu etrafında kırılma tipleri	34
Resim 2.3. Yöne bağlı olarak baz numunelerde örnek kırılma yüzeyi görüntüleri	35
Resim 2.4. Kırılma başlangıcının SEM görseli a) 0°; b) 45°; c) 90°	36
Resim 3.1. Kullanılan tozların farklı büyütme ölçeklerinde gösterimi ve EDS analizi	41
Resim 3.2. Concept Laser - LaserCusing-M2 SLM Cihazı ile üretilen numunelerin görüntüsü	43
Resim 3.3. Concept Laser - LaserCusing-M2 SLM Cihazı ile üretilen numunelerden test kuponu oluşturulması	43
Resim 3.4. SİP ısıtılma işlemi yapılan cihaz ve numune yerleşimi	46
Resim 3.5. TEM için numune hazırlama için kesim aşamaları (soldan sağa doğru)....	51
Resim 3.6. Zımba ile pul kesimi	51
Resim 3.7. Elektropolisaj için numune hazırlama aşamaları	52
Resim 3.8. TENUPO marka elektropolisaj cihazı	53
Resim 3.9. T6 - 175-diyagonal numunesi FIB numune hazırlama görüntüsü	54
Resim 3.10. Farklı sürelerde yaşlandırılmış AlSi10Mg alaşımının mikroyapı görüntüleri	57
Resim 3.11. Çekme test cihazı ve testi tamamlanmış bazı numuneler	60
Resim 3.12. Deneylerde kullanılan RFSA test cihazı	68
Resim 3.13. Baz numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)	71
Resim 3.14. T6- 150, T6- 175, T6- 200 °C numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)	72
Resim 3.15. T4 numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)	73
Resim 3.16. SİP numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)	74
Resim 3.17. SİP+T6 yapılan numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)....	74
Resim 3.18. 200 °C - 10 saat T6 ısıtılma işlemi uygulanmış numunede gözenek gösterimi.	75

Resim	Sayfa
Resim 3.19. Arşimed yoğunluğu ölçümü cihazı.....	76
Resim 3.20. ZEISS MERLIN SEM cihazı.....	79
Resim 3.21. TECNAI G2 TEM cihazı ve numuneler.....	80
Resim 3.22. Baz numunelerin mikroyapıları (yatay, diyagonal, dik).....	81
Resim 3.23. SİP numunelerin mikroyapıları (yatay, diyagonal, dik)	82
Resim 3.24. SİP+T6 numunelerin mikroyapıları (yatay, diyagonal, dik).....	83
Resim 3.25. T4 numunelerin mikroyapıları (yatay, diyagonal, dik).....	83
Resim 3.26. T6 - 150, T6 - 175, T6 - 200 oC numunelerin mikroyapıları (yatay, diyagonal, dik).....	84
Resim 3.27. T4 - diyagonal numunesi TEM görüntüleri	87
Resim 3.28. T4 - diyagonal numunesi TEM görüntüleri - detay	88
Resim 3.29. T6 - 175 - diyagonal numunesi TEM görüntüleri.....	89
Resim 3.30. PANalytical-X’Pert-PRO XRD cihazı	90

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	Açıklamalar
μm	Mikrometre
Al	Alüminyum
Ar	Argon
Cu	Bakır
dak	Dakika
Fe	Demir
g	Gram
Ga	Galyum
GA	Gaz Atomizasyon
K	Potasyum
m^2	Metrekare
m^3	Metreküp
Mg	Magnezyum
mm	Milimetre
Mn	Mangan
N	Newton
Ni	Nikel
nm	Nanometre
$^{\circ}\text{C}$	Santigrad
Pb	Kurşun
Si	Silisyum
Sn	Kalay
sn	Saniye
Ti	Titanyum
W	Watt
WC	Tungsten Karbür
Zn	Çinko

Kısaltmalar**Açıklamalar**

ARGE	Araştırma Geliştirme
ASTM	Amerikan Test ve Malzeme Topluluğu
BSE	Geri Saçılan Elektronlar
CALPHAD	Faz Diyagramı Hesaplama Programı
EBM	Elektron Işını ile Ergitme
EDS	Energy Yayılımlı X-Işını Spektroskopisi
Eİ	Eklemeli İmalat
FESEM	Alan Emisyonlu Taramalı Elektron Mikroskobu
FIB	Odaklanmış İyon Demeti
G.Y.	Göreceli Yoğunluk
GED	Toplam Enerji Yoğunluğu
GP	Guinier-Preston
HMK	Hacim Merkezli Kübik
HV	Vickers Sertliği
ICP	İndüktif Eşleşmiş Plazma
ISO	International Organization for Standardization
OES	Optik Emisyon Spektroskopisi
OO	Ostwald olgunlaşması
PA	Plazma Atomizasyon
PBF	Toz Yatağı Füzyonu
PREP	Plazma Döndürmeli Elektrot Prosesi
SE	İkincil Elektron
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
SiC	Silisyum Karbür
SİP	Sıcak İzostatik Presleme
SLE	Seçici Lazer Ergitme
T4	Doğal Yaşlandırma
T6	Yapay Yaşlandırma
TEM	Geçirimli Elektron Mikroskobu
XRD	X Işını Kırınımı
YMK	Yüzey Merkezli Kübik

1. GİRİŞ

Teknolojinin gelişmesiyle birlikte son ürün isterlerinin artması, yenilikçi üretim yöntemlerinin geliştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Eklemeli İmalat (Eİ), geleneksel üretim yöntemlerinin aksine tümünden gelim (parça eksiltme) değil tüme varım (parça tamamlama) prensibine dayanan bir teknoloji olmasının getirdiği avantajlardan ötürü birçok endüstride giderek yaygınlaşmaktadır. Eİ, ISO/ASTM 52900 standardına göre; 3 boyutlu bir verinin belirli bir doğrultuda katmanlarına ayrılarak, her bir katmanın diğerinin üzerine inşa edilmesi ile 3 boyutlu geometrinin oluşturulduğu bir imalat yöntemi olarak tarif edilmiş ve standartlaştırılmıştır [1]. Günümüzde etkinliği ve bilinirliği çok hızlı bir şekilde artmaktadır.

Eİ fikri ilk defa 1960'larda ortaya atılmış, fikrin endüstride kullanıma başlanması 1980'lerden itibaren gerçekleşmiştir. Eİ'nin gelişmesini polimer teknolojilerindeki gelişmeler tetiklemiştir. Polimer teknolojilerindeki gelişmeler Eİ'nin hızlı prototipleme amacıyla kullanımını yaygınlaştırmıştır ve hatta uzun bir süre bu üretim yöntemi "hızlı prototipleme" ve "3 boyutlu yazıcı" teknolojisi olarak isimlendirilmiştir [2]. Metalik tarafta ise toz ham malzeme ile 3 boyutlu üretim yapmaya imkân sağlayan toz yataklı imalat yönteminin gelişmesi ile teknolojinin gelişimi hızlanmıştır. Bu yöntem hala popülerliğini korumakla birlikte özellikle metal Eİ yöntemleri arasında üzerine en çok araştırma yapılan yöntemdir [2]. Yöntem tasarımcılara özgürlük sunarken, üretimde kalite artışı ve kolaylık hedeflenmektedir.

Eİ, havacılık ve uzay uygulamaları gibi son ürünün toleranslarının oldukça önemli olduğu alanlarda kritik unsurların ve belirsizliklerin fazla olduğu bir teknolojidir. Bu sebeple mevcut durumda havacılık ve uzay alanındaki uygulamaları sınırlıdır. Bunun sebepleri tekrar edilebilirlik, ölçüsel doğruluk ve güvenilirlik açısından henüz istenilen seviyeye ulaşamamış olmasıdır. Bu belirsizliklerin ortadan kaldırılması için tasarım süreçleri, ham malzeme kaynağı, üretim proses parametreleri, ardıl prosesler ve kalifikasyon süreçleri gibi konularda çalışılmaktadır [3]. Özellikle havacılık, savunma ve otomotiv gibi lokomotif sektörlerde metal Eİ için kullanılan yöntemler; elektron demeti ergitme, lazer ergitme, tel / toz beslemeli eklemeli imalat olarak sayılabilir. Yöntemin tasarım özgürlüğü, üretim esnekliği / hızı gibi kritik avantajlarından faydalanarak, daha hafif ve mekanik dayanımı daha yüksek parçalar üretebilmek için akademik ve endüstriyel çalışmaların arttırılması

gerekmektedir [4-6]. Eİ’de SLE sistemlerinin önemli üretim parametreleri olan lazer gücü (P), tarama hızı (v), katman kalınlığı (t), tarama mesafesi (h) ve tarama stratejisi v.b. değişkenler üretilen parçaların istenen özellikleri taşıyıp taşınamamasında önemli rol oynamaktadır. Üretim esnasındaki değişkenler gibi üretim sonrası da malzemelerin özelliklerinin iyileştirilmesi konusu önemli bir araştırma alanıdır. Proses (süreç) değişkenleri optimize edilip ardıl işlemler ile de iyileştirildiğinde mekanik özellikler açısından iyileştirilmiş parçalar üretilebilmektedir.

Eİ ile üretilmiş parçalarda her katmanda bir ergime/katılaşma süreci olduğu ve bu bir çevrim halinde üretim süresince devam ettiği için parça geometrisine göre mikro yapıda düzensizliklere neden olarak mekanik özelliklere olumsuz etki etmektedir. Bu probleme proses parametreleri ile müdahale etmek bir miktar mümkün olduğu gibi teknolojik kısıtlardan ötürü henüz istenilen seviyede parçalar üretilememektedir. Bu sebeple ardıl işlemler önem arz etmekte ve proses esnasında oluşan hatalardan kurtulmaya yardımcı olmaktadır.

Bu tezin amacı havacılık sektöründeki parçalarda uygulanmak üzere Eİ’nin genel avantajlarını kullanabilmek için mekanik özellikleri iyileştirecek ardıl işlem değişkenlerini belirleyip uygulamaktır. Ardıl işlemler sayesinde malzeme mikroyapısının farklılaşmasıyla birlikte mekanik özelliklerdeki değişimlerden faydalanıp üretimden gelen standart mekanik özelliklerin iyileştirilebileceği hipotezinden yola çıkılarak araştırmada uygulanmak üzere aşağıda belirtilen yöntemler uygulanmıştır:

1. Ardıl işlem yöntemlerinin ve değişkenlerin belirlenmesi
2. Test kuponları tespiti / üretimi
3. Test sonuçlarına göre makro / mikro düzeyde değişimlerin ortaya konması
4. Havacılık için yöntemin uygulanması
5. Sonuçların irdelenmesi

Bu kapsamda hazırlanan bu tezde, yüksek yansıtıcılığı, ısı iletkenliği ve oksidasyon duyarlılığı nedeniyle daha zor malzemelerden biri olarak kabul edilen ancak buna karşılık havacılık uygulamalarında mukavemet/ağırlık açısından yüksek performanslı olduğu için Eİ’de en çok tercih edilen alüminyum alaşımlarından AlSi10Mg alaşımına yoğunlaşmıştır. SLE yöntemi ile üretim yapıldıktan sonraki durum ile farklı ardıl süreçler (yapay / doğal

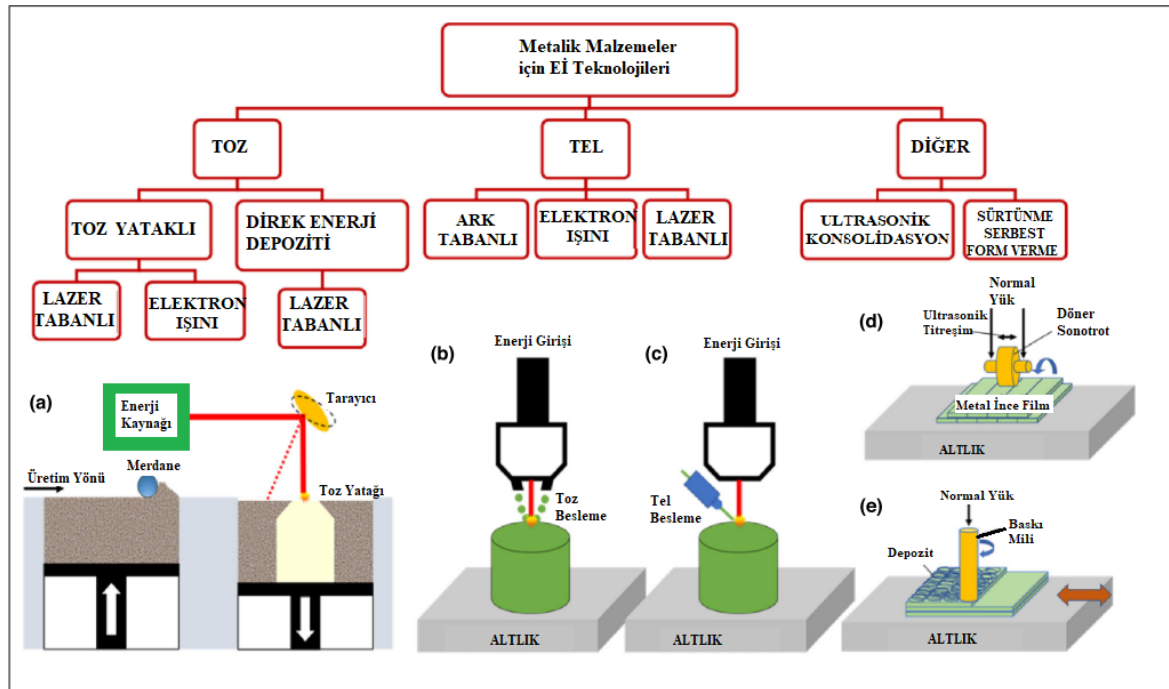
yaşlandırma ve SİP) uygulandıktan sonraki mekanik özelliklerin değişim detaylı olarak irdelenmiştir.

Bu çalışmanın birinci bölümünde genel bilgiler verilmektedir. İkinci bölümünde ise literatürde bu konu çerçevesinde yapılan önceki çalışmalar derlenmiş, çalışmanın motivasyonu ile uyumu değerlendirilerek tez kapsamının sınırları belirlenmiştir. Üçüncü bölümde kapsama yönelik yapılan kupon üretimi, ardıl işlem süreçleri, karakterizasyon numunesi oluşturma aşamaları anlatılmıştır. Devamında çekme testi, sertlik-yoğunluk ölçüm test parametreleri incelenmiştir. Malzemenin kırılma morfolojisi, mikroyapıda oluşan değişiklikler bu bölümde XRD, SEM, TEM gibi karakterizasyon teknikleriyle detaylı olarak izah edilmiştir. Yapılan karakterizasyon çalışmalarında mekanik ve mikroyapısal incelemelere yer verilmiştir. Üretim yönüne bağlı değişkenler, ardıl süreçlerin etkileri ve birbiri ile ilişkileri hakkında sonuçlar bu bölümde verilmiştir. Dördüncü bölümde ise kupon seviyesinde yapılan test sonuçlarına uygun olan parametrelere göre, SLE yöntemiyle üretilmiş bir hava aracı komponentinin belirli yük koşullarındaki davranışı incelenerek SLE yönteminin yapısal parça olarak kullanımının uygunluğu tartışılmıştır. Son bölümde ise tezin geneli ve havacılıkta bu teknolojinin kullanımı ile ilgili değerlendirmeler yapılmıştır.

2. LİTERATÜR TARAMASI

2.1. Metal Eklemeli İmalat

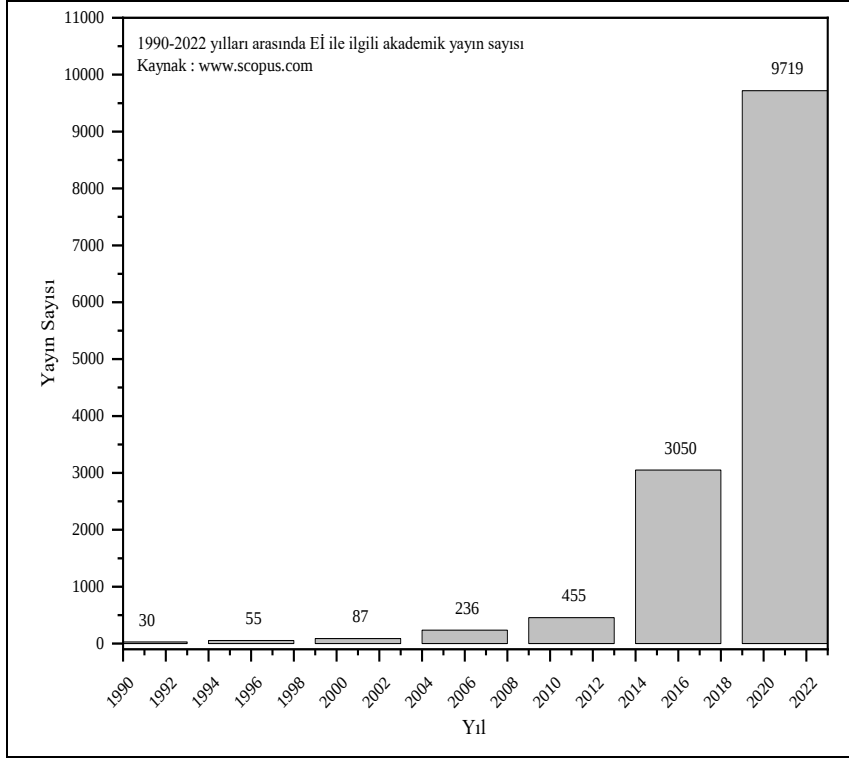
Metal eklemeli imalat (Eİ), geleneksel imalat yöntemlerine alternatif bir teknoloji olarak görülmektedir. Bu sebeple farklı yaklaşımlar ile Eİ teknolojileri geliştirilerek kabiliyeti arttırılmaya çalışılmaktadır [7-10]. Şekil 2.1’de gösterildiği üzere kullanılan ham malzemenin şekline göre genel olarak (toz, tel, şerit film v.b.) 3 kısma ayrılmaktadır [7, 11]. Toz malzemelerin belirli bir hazneden katman halinde üretim tablasına serilip yüksek ısı oluşturabilen bir enerji kaynağı (elektron / lazer demeti) ile ergitilip katılaştırılarak katmanlar halinde üretimin yapıldığı sürece toz yataklı sistemler denmektedir.



Şekil 2.1. Metalik malzemeler için Eİ sınıflandırılması [7]

Toz malzemenin bir yüzeye belirli bir kinetik enerji ile yönlendirilip eş zamanlı olarak harici bir enerji kaynağının ısı oluşturmasıyla (elektron / lazer demeti) yüzeyde ergitilerek malzeme biriktirme esasına dayanan sistemler ise toz beslemeli sistemler olarak anılmaktadır. Benzer şekilde ham malzeme olarak tel kullanıp elektrik arkı, lazer ya da elektron demeti kullanılarak malzemenin ergitilmesi ve katman halinde bir yüzeyde biriktirilmesi işlemi tel beslemeli sistem olarak isimlendirilmektedir. Bu yöntemler dışında

ultrasonik titreşim ve baskının eş zamanlı olarak kullanılmasıyla şerit şeklinde ince filmlerin aynı ya da başka malzemeden bir yüzeye katman katman serilmesiyle üç boyutlu cisim üretimini mümkün kılan yöntemler ve bunun türevi olan başka uygulamalar da mevcuttur [12,13]. Tüm bu yöntemlerin birbirine göre avantajları vardır. Mevcut yöntemlerin geliştirilmesi üzerine yapılan çalışmalar artmaktadır [14].



Şekil 2.2. Eİ yöntemleri ile ilgili yayın sayısının yıllara göre değişimi [15]

Şekil 2.2’de görüldüğü üzere dünya genelinde Eİ yöntemleri üzerine yapılan araştırmalarda özellikle 2010 yılından itibaren ciddi bir artış görülmektedir. Bu çalışmalar genel olarak cihaz geliştirme, yenilikçi malzeme üretimi, tasarım, analiz, test, muayene ve ardıl / öncül proses geliştirme olarak sınıflandırılabilir [15]. Çizelge 2.1’de piyasada farklı ülkelerde geliştirilmiş Eİ sistemleri ve temel özellikleri sunulmuştur. Toz yataklı, toz / tel beslemeli olarak sınıflandırılan sistemlerin endüstriyel açıdan en dikkat çeken özelliği üretim hacmi olduğu söylenebilir. Firmalar genellikle teknolojilerini daha büyük parçaları etkin ve hassas bir şekilde üretebilme yönünde geliştirmektedirler.

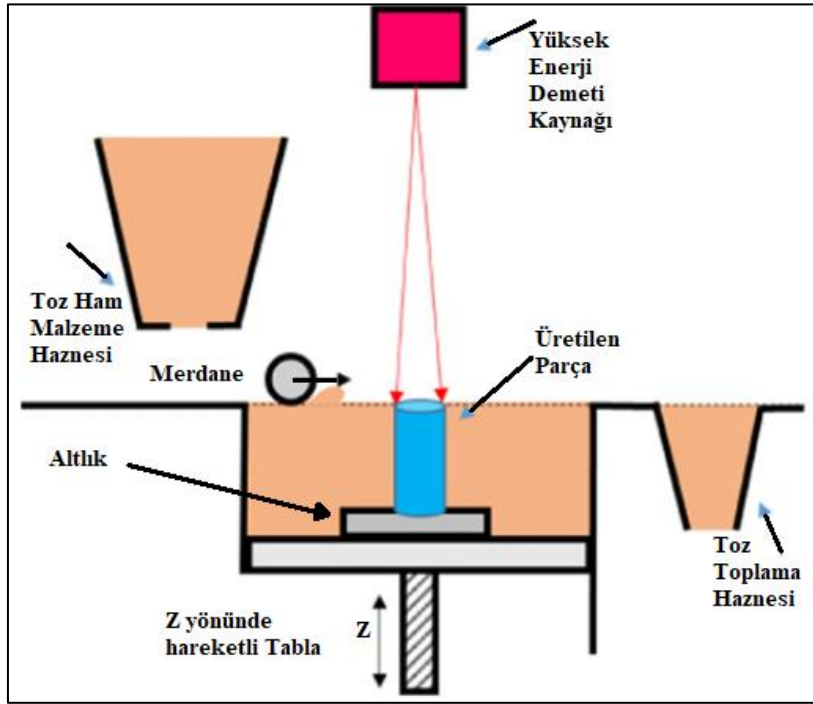
Çizelge 2.1. Piyasadaki Eİ cihazları ve temel özellikleri [17]

Sistem	Proses	Üretim Hacmi (mm ³)	Enerji Kaynağı
TOZ YATAKLI SİSTEMLER			
ARCAM A2 - a	EBM	200x200x350	7 kW Elektron Demeti
EOS M280 - b	DMLS	250x250x325	200 – 400 W Yb – Fiber lazer
Conspet Laser Cusing (M3) - b	SLE	300x350x300	200W fiber lazer
MTT (SLM 250) - b	SLE	250x250x300	100-400 W Yb –F iber lazer
Phenix System Group (PXL) - c	SLE	250x250x300	500 W fiber lazer
Renishaw (AM 250) - d	SLE	245x245x360	200 – 400 W fiber lazer
Realizer (SLM 250) - b	SLE	250x250x220	100–200–400 W lazer
Matsuura (Lumez Advanced 25) - e	SLE	250x250 Çap	400 W lazer hibrit eklemeli ve eksiltmeli sistem
TOZ BESLEMELİ SİSTEMLER			
Optomec (LENS 850-R) - f	LENS	900x1500x900	1 - 2 kW IPG fiber lazer
POM DMD (66R) - f	DMD	3.200°x30.670ox 360o	1 - 5 kW fiber diyot disk lazer
Accufusion Laser Consolidation - g	LC	1000x1000x100 0	Nd: YAG Lazer
Irepa Laser (LF 6000) - c	LD		Lazer kaplama
Trumpf - b	LD	600x1000 uzunluk	
Huffmann (HC 205) - f	LD		CO2 lazer
TEL BESLEMELİ SİSTEMLER			
Sciaky (NG1) EBFFF - f	EBDM	762x483x508	>40 kW @ 60 kV plazma transferli ark kaynağı
MER plazma transferli ark seçimli FFF - f	PTAS FFF	610x610x5182	
Honeywell Ion Fusion Formation - f	IFF		
a-İsveç; b-Almanya; c-Fransa; d-İngiltere; e-Japonya; f-Amerika; g-Kanada			

2.2. Toz Yataklı Eklemeli İmalat Yöntemi

Toz yataklı Eİ ile üretim süreci, cihazın içinde ham malzemenin bulunduğu hazneden üretim tablasına toz serimi ile başlar. Ardından merdane ile serilen tozların üzerinden geçilerek serilen tozların yüzeydeki düzlemselliği artırılır. Bu işlemi takiben yüksek enerjili bir ısı kaynağı tepeden (z yönünde) parçanın mevcut katmanının kesitine göre enerji demeti

göndererek tozların ergimesi sağlanır. Bu işlemin tamamlanması ile birlikte üretim tablası Z yönünde aşağı doğru hareket ederek bir sonraki katmanın serimi için pozisyonu ayarlanmaktadır. Bu işlemler parçanın katman sayısına göre tekrar edilir ve bu şekilde üç boyutlu parça üretimi tamamlanmaktadır. Anlık olarak ergime ve katılaşmanın gerçekleştiği bu üretim sürecinde malzemenin cinsine göre koruyucu ortam olarak argon veya azot gazı kullanılmaktadır. Sistemin jenerik gösterimi Şekil 2.3'teki gibidir.



Şekil 2.3. Toz yataklı Eİ sistemi şematik görüntüsü [16]

Toz yataklı Eİ yöntemi metalik eklemeli imalatta kullanılan en önemli iki üretim yönteminden biridir. Toz yataklı Eİ yöntemi, metodolojisi gereği toz beslemeli sistemlere göre yüksek karmaşıklıkta parçaların üretimini mümkün kılmaktadır. Toz beslemeli sistemler ise daha büyük hacimde fakat orta karmaşıklıkta parçaları üretmede tercih edilmektedir [17].

Enerji demeti açısından değerlendirildiğinde elektron ve lazer olmak üzere iki farklı enerji kaynağı olduğu söylenebilir. Elektron ışını ile ergitme yöntemi EBM (Electron Beam Melting) olarak anılmaktadır. Lazer demeti ile ergitme ise bu konudaki ticari gelişmelerden ötürü farklı isimler ile adlandırılmaktadır. Bunların bazıları Direk Metal Lazer Sinterleme (DMLS), Seçici Lazer Sinterleme (SLS), Lazer Destekli Net Geometri (LDNG) ve Lazer

Kürleme (Laser Cusing) şeklindedir. Toz yataklı sistemler içinde lazer demeti ile ergitme tekniğinde en çok kabul gören Seçici Lazer Ergitme (SLE) tekniğidir. EBM’de elektron demeti elektronlar ile toz arasındaki kinetik etkileşim aracılığı ile malzemeyi ergitirken SLE’de yüksek ısılı lazer enerjisi toz malzemeye aktarılır ve ergitme sağlanır [18]. SLE’de enerji absorblama miktarı önemliyken EBM’de ise penetrasyon derinliği ergime kalitesine etki etmektedir. SLE’de kullanılan tozlar (15-45 μ m) EBM’de kullanılan tozlara göre (45-150 μ m) daha ince olduğu için boyutsal doğruluk açısından avantaj sağlamaktadır.

SLE yöntemi, tasarımcılara karmaşık geometriler tasarlama özgürlüğü sunması, tekrar edilebilirlik açısından avantajlı olması, birden fazla parçanın montaj edilmiş halde ya da tek bir seferde üretimine imkan tanınması gibi özelliklerinden ötürü, prototip parça üretiminden son kullanıcıya dönük parça üretimine kadar geniş bir alanda kullanılmaktadır [19,20]. Bu tez kapsamında yapılan çalışmanın tüm üretimleri SLE yöntemiyle gerçekleştirilmiş olup, literatür kapsamı bu çerçevede devam etmektedir.

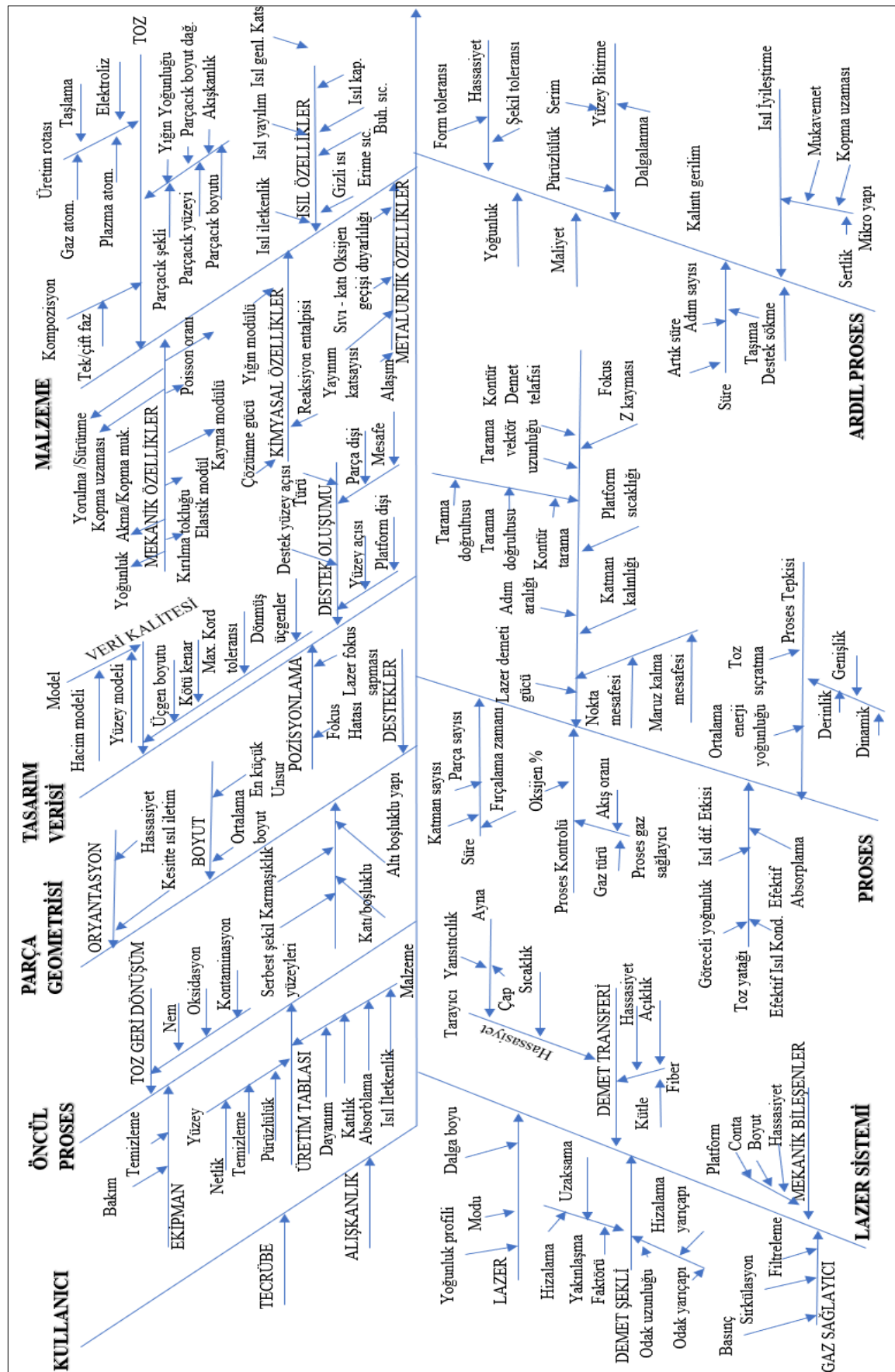
2.2.1. Proses parametreleri

Eİ, proses parametreleri açısından geleneksel imalat yöntemlerine nazaran çok daha karmaşıktır. Bu değişkenlerin kontrolü ve ürün performansına etkisi Eİ imalatın zorluklarından sayılmaktadır. Şekil 2.4’te Ishikawa diyagramı üzerinde Eİ’ye etkiyen tüm etkenler sınıflandırılarak sunulmuştur. Eİ ile bir üretim yaparken bu değişkenlerin çoğu sabit kabul edilerek parametrik hata varsayımlarının önüne geçilmektedir. Çoğu cihaz üreticisi, özellikle konuyla ilgili araştırma-geliştirme yapmayacak olan kullanıcılara bu sebeple cihazlarının çoğu özelliklerini değiştiremeyecek şekilde sunmaktadır. Bu da parça üretimi sırasında daha iyi ürün üretebilmek adına parça kalitesine etki eden parametrelerde değişim yapmayı kısıtlamaktadır. Bu durum ardıl işlemlerin önemini ortaya koymaktadır. Standart parametreler ile üretilmiş parçalara ardıl işlemler uygulanarak istenen özellikler sağlanabilmektedir.

Şekil 2.4’te Eİ’ye etki eden parametrelerin genel olarak sekiz başlıkta derlendiğini görmekteyiz [21,22]. Balık kılçığı metoduyla sisteme etki eden tüm parametreler derlenmiştir. Uygulama sırasında karşılaşılan zorluklar ve buna sebep olan kök nedenler bu şekilde değerlendirilerek, en çok etki eden parametreye ulaşmakta ve o aşama iyileştirilerek proseste iyileşme sağlanmaktadır. Uygulamada karşılaşılan zorluğun çeşitlerine ve neden

olduğu etkiye göre şekilde görüldüğü üzere sekiz alt başlıktan hangisinin daha baskın olduğu tespit edilebilmektedir.

Şekil 2.4'te detaylı olarak sınıflandırıldığı üzere SLE sistemini etkileyen ana parametreler sekize ayrılmaktadır. İlk olarak kullanıcının cihaz ile ilgili bilgi seviyesi ve tecrübesi prosesin geneli dikkate alındığında önemli bir parametre girdisidir. Bununla birlikte prosese başlamadan önce yapılması gereken hazırlıkların ürün kalitesine önemli ölçüde etkisi bulunmaktadır. Üretim esnasında kontaminasyonu önlemek için üretim haznesi ve tablasının temizliği oldukça önemlidir. Üretimden çıkacak parçanın geometrisi bu yöntem ile üretime uygun olmalıdır. Üç boyutlu dijital modelin geometrisi ve kalitesi (stereolithographic data) parçanın üretim tablasına konumlanması, üretimde destek yapıların kullanılıp kullanılmaması gibi parametreler parça kalitesini etkileyeceğinden, son üründe yüzey kalitesi bozulması, ısı gerilmelerden kaynaklı çarpılma gibi etkiler oluşabilmektedir. Malzemeyi ergitmeye yarayan enerji kaynağının gücü, yoğunluğu, uygulama süresi, modu, dalga boyu, tarama profili, hızı gibi parametreler de üretim kalitesine doğrudan etki etmektedir [23-27]. Proses parametrelerinin malzeme üzerindeki etkileri ise yoğunluk, yüzey gerilmeleri, parçacık dağılımı ve boyutu ve şekli üzerinden oluştuğu için SLE yönteminde en çok çalışılan parametreler malzeme, proses parametreleri ve ardıl proseslerdir. Malzeme açısından; üretim rotası, kimyasal, optik, termal, metalurjik, reolojik özelliklerin çalışıldığına literatürde rastlanmaktadır. Mevcut alaşımların toz, tel gibi ham malzemelere dönüştürülüp kullanılmasından, fonksiyonel geçişli malzemelerin kullanımına kadar birçok malzeme konusu eklemeli imalat için günümüzün popüler çalışma konularındandır [28,29]. Proses açısından ise tarama hızı, lazerin tipi ve gücü, tarama stratejisi, katman kalınlığı, ön ısıtma sıcaklığı, kullanılan ortam gazı geometri değişikçe yeniden optimize edilmesi gereken parametreler olduğu için üretim kalitesine önemli katkısı vardır [30-32]. Ardıl süreçler ise, SLE ile üretilen parçalarda malzemenin yüzey kalitesinin iyileştirilmesi, mikroyapısının değiştirilerek mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi gibi gereksinimlerin karşılanması amacıyla uygulanan önemli prosedürlerdendir. Bu tez kapsamında ardıl proses ve malzeme özelindeki değişkenlerin üretime olan etkisi üzerinde yoğunlaşarak detaylı bir çalışma gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.4. Eİ Ishikawa diyagramı [21,22]

2.2.2. Eklemeli imalatla alüminyum (AlSi10Mg)

Alüminyum-silisyum (Al-Si) alaşımları mukavemet/ağırlık, uygun termal iletkenlik, iyi kaynak edilebilir oluşu ve üstün korozyon direnci gibi genel fiziksel özelliklerinden ötürü tercih edilmektedir. Bu özellikleri bu alaşımı havacılık, uzay, otomotiv, medikal gibi önde gelen sektörlerde tercih sebebi yapmaktadır [33-35]. AlSi10Mg alaşımı bu özelliklerinden ötürü Eİ teknolojisinde de toz ham malzeme olarak en çok kullanılan alaşımdır. Fiziksel ve kimyasal özellikleri Çizelge 2.2 ve Çizelge 2.3’de özetlenmiştir.

Çizelge 2.2. Eİ için üretilmiş AlSi10Mg alaşımının fiziksel özellikleri [36]

Yoğunluk	2.68 g/cm ³
Çekme Mukavemeti	430-470 MPa
Elastiklik Modülü	50-70 GPa
Akma Mukavemeti	215-245 MPa
Termal İletkenlik	160 W/(mK)
Özgül Isı Kapasitesi	860-960 J/(kgK)
Göreceli Yoğunluk	> %99.5

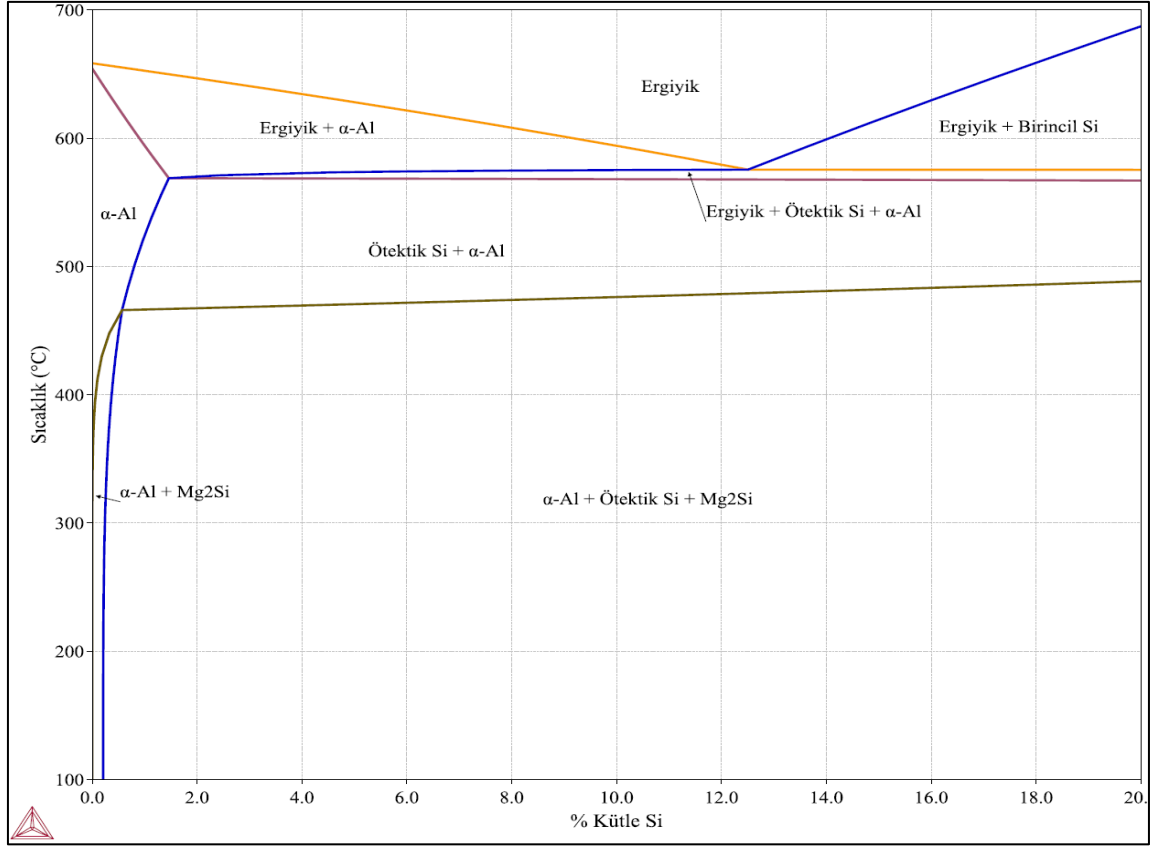
Çizelge 2.3. Eİ için üretilmiş AlSi10Mg alaşımının kimyasal kompozisyonu

Alaşım Elementleri	Al	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Ti	Ni	Pb	Sn
% Ağırlık Aralıkları	Balans	9 11	Max. 0.05	Max. 0.45	0.20 0.45	Max. 0.10	Max. 0.55	Max. 0.05	Max. 0.05	Max. 0.05	Max. 0.05
Literatür [37-40]	Balans	9 11	≤ 0.05	≤ 0.45	0.20 0.45	≤ 0.10	≤ 0.55	-	-	-	-
Tezde Kullanılan	Balans	9.6	<0.01	<0.01	0.36	<0.01	0.16	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01

Saf alüminyumun akma gerilmesinin 35 MPa, çekme gerilmesinin ise 90 MPa mertebelerindedir. Alaşım elementleri sayesinde bu özellikler iyileşmektedir [41].

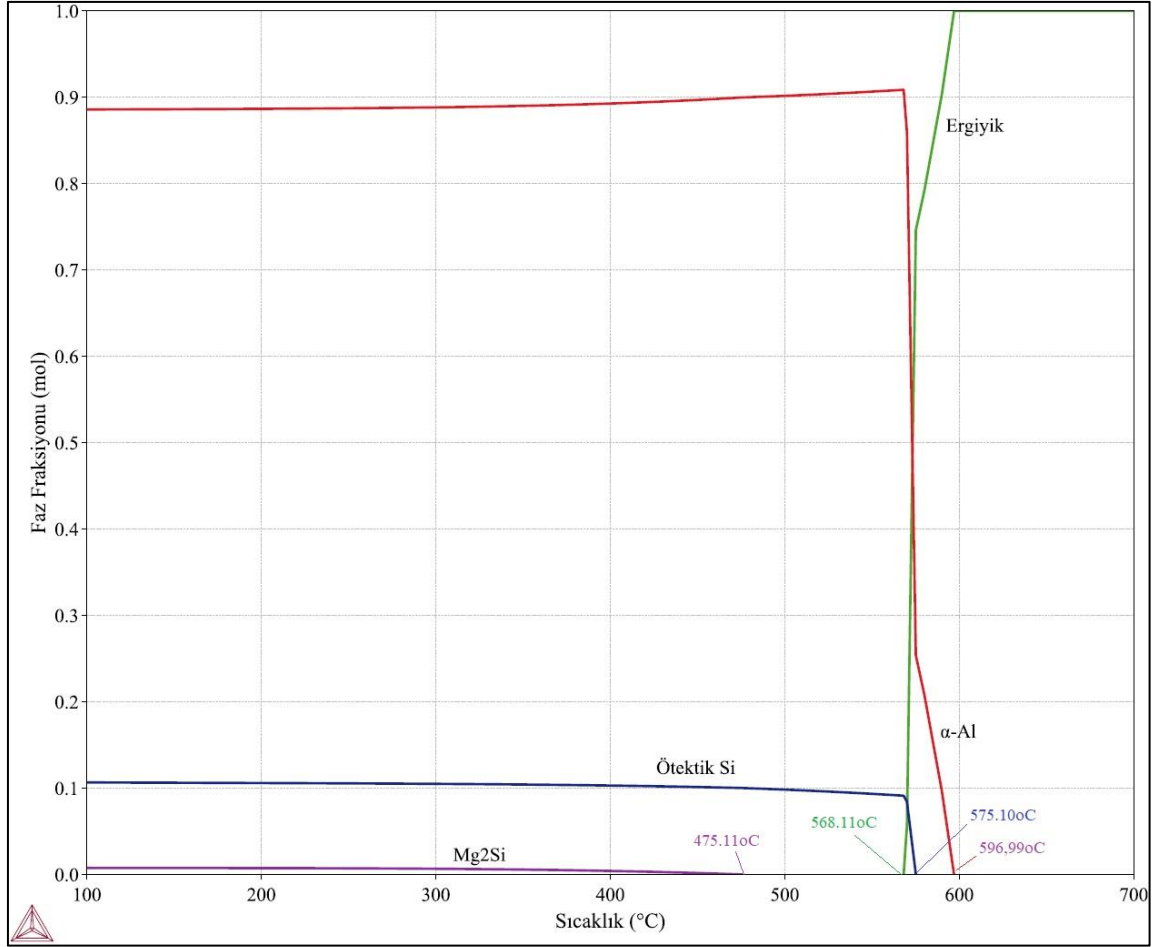
Si akışkanlık artırıcı özelliğe sahip bir element olduğu için alüminyum alaşımı üretimi esnasında sıcak yırtılmayı önlemek gibi faydalarından ötürü alaşım üretimini kolaylaştıran bir elementtir. Alaşımdaki Si oranı arttıkça alaşımın genleşme katsayısını düşürdüğü için Al-Si alaşımlarında genel olarak ağırlıkça Si oranı %5-12 arasında değişiklik göstermektedir.

Cu ve Mg gibi elementler ise alaşımanın mukavemetinin artırılması için eklenmektedir [42,43]. Al-Si alaşımında ana faz α -Al fazıdır. Bu matris faz içerisinde ötektik Si taneleri Mg_2Si ve Fe içeren intermetalik bileşikler bulunur. Alaşımanın mekanik özelliklerini bu bileşenlerin miktarı, dağılımı, morfolojisi belirlemektedir. Şekil 2.5'te tez çalışması kapsamında kullanılan toz malzemenin kimyasal bileşimine göre (Çizelge 2.3), Onatus Öngörü Teknolojileri firmasının alt yapı desteği ile Thermocalc 2021b yazılımı kullanılarak Al-Si ikili faz diyagramı oluşturulmuştur [44]. Bu faz diyagramı termodinamik hesaplamaları baz alan CALPHAD metodolojisi ile hesaplamaları gerçekleştirmektedir. Bu faz diyagramının ötektik noktası 577 °C'de ağırlıkça Si'nin %12.6 olduğu noktadadır. AlSi10Mg alaşımasının da %10 civarında Si içermesinden ötürü ötektik altı alaşım olarak tanımlanabilir. Alüminyumun 577 °C'de çözebildiği Si miktarı %1.6'dır. Eİ ile üretilen AlSi10Mg parçaların mikroyapıları geleneksel üretim yöntemleri ile üretilen parçalardan hızlı soğumadan kaynaklı dengesiz şartlardan ötürü katılaşma olurken yüksek sıcaklıktan hızlı soğuma esnasında Al matris içerisindeki Si çözülebilirliği artmaktadır ve bu sayede aşırı doymuş katı çözelti oluşmaktadır. Bunun sonucunda α -Al fazı oluşur ve Al-Si ötektik karışımının oluşmasıyla devam eder. Aşırı doymuş çözeltinin etrafında ötektik fazın oluşumunu takiben katılaşma sıcaklığı altında bir sıcaklıkta Mg_2Si oluştuğu görülür. Katmanın birinin katılaşmasını takiben üstüne ergiyen diğer bir katmanın gelmesiyle ısı etkilenen bir alt bölge oluşmaktadır. Mg'un difüzyon katsayısının yüksek, fakat düşük miktarda olması hücreler arası bölgelerde tane sınırlarında çökmesine neden olmaktadır. Mg_2Si 'nin çökmesi kontrol altına alınırsa, dislokasyonlar ile etkileşime girmesi sağlanır ve malzemenin mukavemetinin artırılması sağlanabilir. Hızlı soğumada (10^6 - 10^8 °C/s) dökümde oluşan dendrit yapılar baskılanarak daha çok hücresel yapılar oluşmaktadır.



Şekil 2.5. Al-Si ikili faz diyagramı [44]

Şekil 2.6'da Thermocalc ile malzemenin kimyasal bileşimi baz alınarak yapılan analiz gösterilmiştir. Alaşım 596.99 °C'de %100 sıvı faza geçiş yapmaktadır. Malzeme ötektik altı bir alaşım olduğu için (Si oranı %12'den küçük) bu sıcaklığın altında katılaşmada ilk olarak birincil α -Al oluşmaktadır. İkili faz sistemine göre sıvıdan katıya geçerken, α -Al ve ötektik-Si olmak üzere iki ayrı faza (α -Al ve ötektik Si) 577 °C ötektik reaksiyon yaparak dönüşmektedir. Analizi yapılan malzemede bu ötektik reaksiyon ile sıcaklığı 575.1 ile 568.11 °C aralığındadır. Soğuma devam ederken 475.11 °C'de difüzyon katsayıları arasındaki fark ile ilişkili olarak stokiometrik olarak 1:2'lik oranla Si ve Mg çökelmeye başlamaktadır.



Şekil 2.6. Al-Mg₂Si ikili faz diyagramı [44,45]

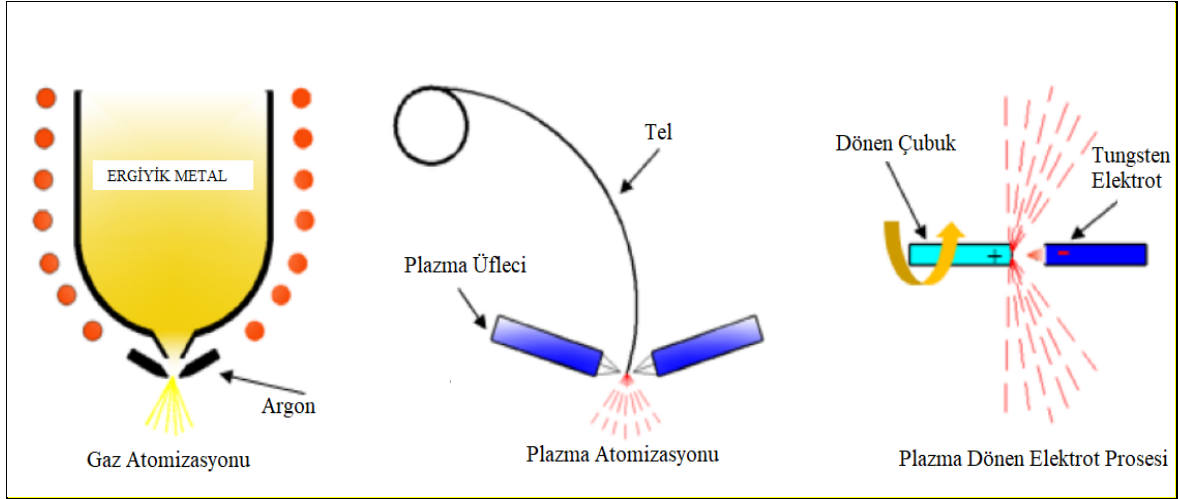
Bu tezde kullanılan alaşımin içeriğinde Fe elementinin olmasının sebebi ise esasında cevher üretiminden alaşım üretimine doğru gerçekleşen proseslerden gelmesidir. Bayer prosesi sırasında ortaya çıkan bir safsızlık olan Fe'in alüminyumdan uzaklaştırılması maliyetli olduğu için alaşım içerisinde bir miktar Fe kalmasına müsaade edilir. Alüminyum içinde katı çözünürlüğü maksimum %0.05 olan demir genel olarak ikincil fazları (Al₃Fe, α-AlFeSi ve β-AlFeSi gibi) oluşturmaktadır. Demirce zengin olan bu fazların mekanik özellikler üzerinde kötü etkileri vardır. Demirin oran olarak artması süneklik ve gerilme dayanımlarına olumsuz etki etmektedir. Demirin bu zararlı etkilerini azaltmak için Mn, Co ve Cr elementler ilave edilerek mukavemette ve süneklilikte bir denge kurulmaktadır [46]. Alaşımı oluşturan miktarca küçük elementler katılaşma aralığının bu kadar geniş olmasının sebebi olarak gösterilmektedir (Şekil 2.5, Şekil 2.6).

Hızlı soğuma sırasında ötektik silisyum taneciklerinin inceltilmesi Al-Si katı ara yüzeyinin yüzey enerjisi ile ilişkilidir. Katılaşma ara yüzeyinin ilerleme hızı, ara yüzeye doğru sıvıdan

katıya ısı akış hızı ile katılma sırasında salınan füzyonun gizli ısıları arasındaki dengeye bağlıdır (Füzyon gizli ısıları Al: 396; Si: 1411 J/g). Al'un 205 W/(mK); Si'nin ise 83 W/(mK) ısı iletkenlik katsayısına sahip olması ve bu katsayıların aralarındaki büyük farktan kaynaklı olarak Al daha hızlı katılarak ötektik katılma sırasında silisyumun etrafını sarmaya başlar. Geleneksel üretim yöntemlerine karşılık Eİ kullanıldığında parçalar ergime sıcaklığının üstüne malzemeyi hızlı bir şekilde ısıtıp hızlı enerji soğurması sağlayıp hızlı soğutma işlemi uygulandığı için karmaşık bir ısı çevrim söz konusudur. Bu ergime-katılma işlemi de bir çevrim halinde gerçekleştiği için mikroyapı yarı kararlı ve eşit dağılımlı olmayan bir şekilde oluşmaktadır [47,48]. Isıdan etkilenen bölgeler için mikroyapılar daha kaba olurken, soğumanın hızlı gerçekleştiği diğer bölgelerde nano boyutta taneler gözlemlenmektedir. Isının homojen dağılım gösterdiği bölgelerde mikroyapı eş eksenli tanelerden oluşurken, yoğun ısı geçişi olan bölgelerde ise mikroyapı uzamış eş eksenli tanelere dönüşmektedir. Mikroyapıdaki bu değişiklikler, üretim parametrelerine göre değişkenlik göstererek, üretilen parçaların mekanik davranışında belirsizlik ve düzensizliklere sebep olmaktadır [49]. Ardıl işlemlerin en büyük avantajı da mikroyapıdaki bu düzensizliklerin giderilerek homojen bir mikroyapı sağlamasıdır.

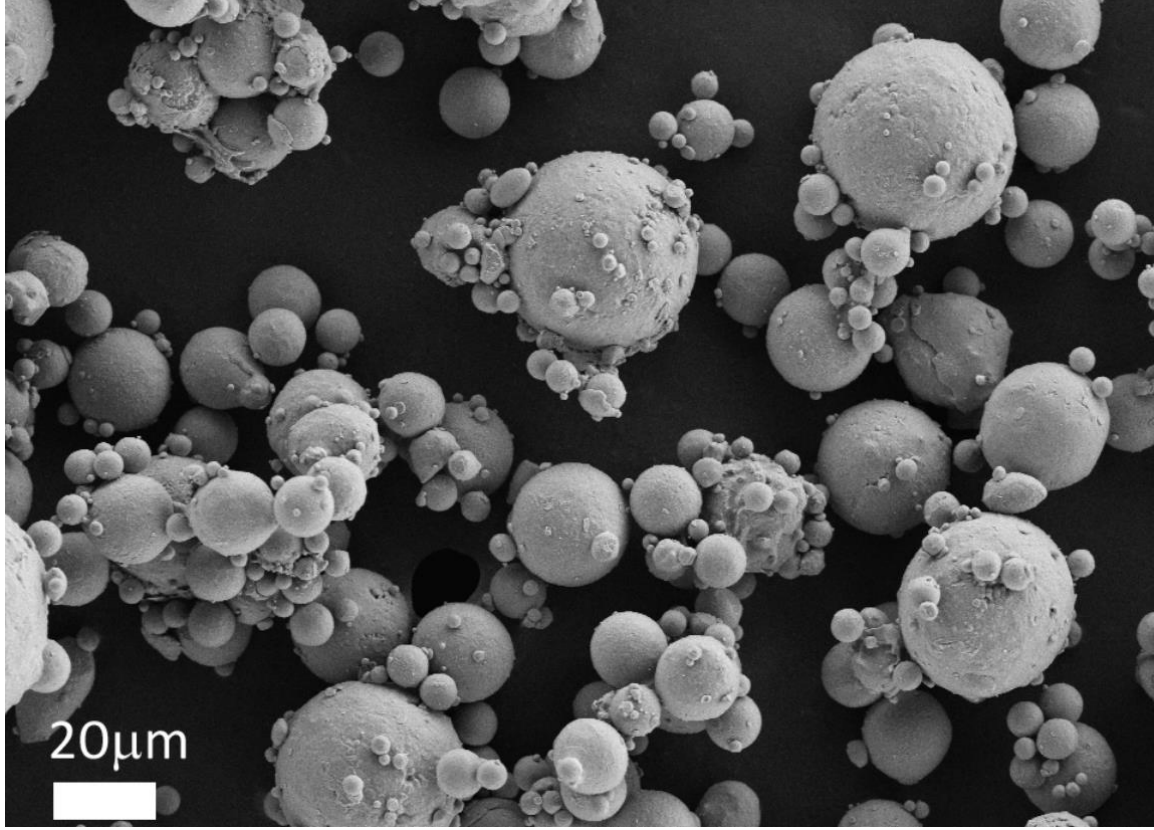
2.2.3. Toz üretimi ve özellikleri

Toz malzemenin üretim şekli tozların karakteristiğine önemli anlamda etki etmektedir. Bu kapsamda bu bölümde üretim yöntemleri ile ilgili bilgilere yer verilmiştir. Eİ için ticari toz üretiminde plazma atomizasyon (PA), gaz atomizasyon (GA) ve plazma dönen elektrot prosesi (PDEP) gibi yöntemler kullanılmaktadır. Şekil 2.7'de yöntemlerin görselleri sunulmuştur. Yaygın olarak kullanılan yöntem olan GA'da atomizasyon haznesi üstüne yerleştirilen bir indüksiyon ark fırınında eriyen metal yer çekimi etkisi ile alt kısmındaki hazneye doğru akar. Hazne içindeki yüksek hızlı gaz akışı sayesinde ergiyik metal saçılır ve kinetik etki ile katılırken küresel hale gelir ve haznenin dip kısmında birikir.



Şekil 2.7. Toz metal üretimi [50]

Gaz atomizasyonu (GA) ile nikel, demir, alüminyum, titanyum ve kobalt malzemeleri küresel toz haline getirilebilmektedir. Parçacık boyutu dağılımı bu yöntemde 50-300 μm aralığında olup şekil olarak küresele yakın tozlar üretilebilmektedir. SLE yöntemi için kullanılan tozların boyutu genellikle 15-45 μm aralığında olması gerektiğinden bu yöntem ile üretilen tozlar içinden gerekli aralıklarda tozlar eleme yöntemi ile ayrıştırılarak kullanılmaktadır [51,52]. Resim 2.1’de GA ile üretilen tozların üzerinde genellikle nano boyutta tozların yapıştığı gözlemlenmektedir [53]. Bu durum tozlarda uydulaşma olarak adlandırılmaktadır. Uydulaşma tozun küreselliğini bozduğu için toz akışının kötüleşmesi, tozların paketleme yoğunluğunun düşmesine, gözeneklerin artmasına, tozların Eİ ile üretim yapılması sırasında ortama saçılarak ergiyik havuzunun bozulmasına, dolayısıyla katmanlar halinde yapılan üretim sırasında düzensiz şekilli gözeneklerin oluşumuna sebebiyet vermektedir [54-56].



Resim 2.1. Gaz atomizasyon ile üretilmiş AlSi10Mg tozunun FESEM görüntüsü [53]

Plazma atomizasyonu (PA) yöntemi daha küçük boyutlu daha küresel tozların üretimi için geliştirilmiş bir yöntemdir. Bu yöntemde ergiyik metal yerine ham malzemenin tel formu kullanılmaktadır. Bir delikten atomizasyon haznesi içine tel belli bir hızda beslenirken hazne içine yerleştirilmiş plazma güç kaynağı ile yüksek sıcaklıkta malzeme ergitilir ve gaz akışı ile birlikte malzeme tekrar katılaşırken toz haline dönüşmektedir. Bu yöntem ile titanyum, zirkonyum, molibden, niobiyum, tantalum, tungsten gibi malzemelerin ve bunların alaşımlarının tozu yüksek kalitede üretilebilmektedir [50].

PREP yöntemi ise toz üretiminde kullanılan daha özel bir yöntemdir. Bu yöntemde çubuk şeklinde malzeme atomizasyon haznesine üstten daldırılır ve belirli bir doğrusal ilerleme ile birlikte aksel olarak da döndürülürken plazma kaynağı ile ergitilir. Gaz akışı sayesinde tekrar katılaşırken toz haline dönüşür. Bu yöntem ile üretilen tozların boyutları 0.1-100 μm gibi geniş bir aralıkta mükemmel yakın saflıkta ve küresellikte üretilebilmektedir [57].

Alüminyumun yüksek termal iletken oluşu, yüksek yansıtma özelliği, katman seriminde düşük akışkanlığa sahip oluşu bu malzemenin eklemeli imalatta kullanımını olumsuz

etkilemektedir. Ayrıca oksijene alüminyumun duyarlı oluşu, alev alma ve kıvılcım çıkma ihtimalinden ötürü katılaşma için atomizasyon gazı olarak hava kullanımını kısıtlamaktadır. Bu sebeple argon, nitrojen, helyum ile gaz akışı sağlanmaktadır [33]. Tüm bunlara rağmen, malzemenin üstün performans özelliklerinden dolayı eklemeli imalatı tercih edildiği için toz olarak alüminyum üretimi de önemli miktardadır [34-35]. Toz ham malzeme olarak üretiminde GA yöntemi ekonomik açıdan değerlendirildiğinde en çok kullanılan yöntemdir [58].

Toz malzemeler karakteristik olarak 7 alt başlıkta değerlendirilebilir;

Parçacık boyut dağılımı

Parçacık boyutu Eİ ile üretilen parçaların toleranslarını ve üretim kalitesini doğrudan etkilemektedir. En büyük toz parçacığının boyu, minimum katman kalınlığı olarak kabul edilmektedir. Parçacık boyutunun geniş bir aralıkta olması tozların paketleme yoğunluğunu değiştirdiği için akışkanlığını da önemli ölçüde etkilemektedir [59,60]. Parçacık dağılımının homojen olması serim yapıldığındaki katman kalınlığını da düzensel bir tabaka halinde olmasını sağlayacağı için katmanlar arası ısı alışverişi de daha düzgün olmaktadır. Bu sayede ergimemiş bölge oluşumu, gözenek gibi etkiler minimize olmaktadır. Bu etkenlerden ötürü SLE yönteminde kullanılan cihazlarda 15-45 µm aralığında toz kullanılmaktadır.

Parçacık şekli ve morfolojisi

Eklemeli imalat için parçacık şekli açısından en çok tercih edilen toz şekli tamamen küresel toz şeklindedir. Düzensiz şekilli ve uydulaşmış tozlar, bir yönde uzamış partiküller, oyuk ve içi boşluklu tozlar akışkanlığı değiştirmektedir. Parçacık şekli küreselden uzaklaştıkça düzensiz ve büyük boyutta gözenek oluşumu artmaktadır. Bu da üretilen parçaların mekanik davranışını, özellikle de yorulma davranışını düşürmektedir [53, 61].

Akışkanlık

Akışkanlık direk olarak toz malzemenin şekli ve büyüklüğü ile orantılıdır. Mekanik olarak üstün performans gerektiren üretimlerde kritik rol oynamaktadır. Eİ’de kullanılan toz boyut aralığı ne kadar birbirine yakın ve küresel ise malzemenin akışındaki homojenlik de o kadar

iyi olmaktadır. Tozların homojen dağılımı sayesinde katman kalınlığı da iyileşmektedir [62]. Buna bağlı olarak malzemenin ergimesi de daha düzgün olmaktadır.

Yansıtıcılık ve soğurganlık

Lazerin demetinin uyguladığı ısı enerjisinin büyük bir kısmı malzeme tarafından soğurulurken kalan kısım ise malzemenin yüzey özelliklerinden ötürü yansıtılmaktadır [63]. Soğurganlık lazer demetinin dalga boyuna ve üretim haznesinin özelliklerine bağlıdır. Malzemenin yansıtıcılığı yüksek olduğu zaman malzemeyi ergitmek için gereken enerji de artmaktadır [64]. AlSi10Mg malzemesi yüksek yansıtıcı özelliğe sahip olduğu için (alüminyum için $> \%91$) lazer gücü bakımından daha yüksek değerlerin kullanımını gerektirmektedir [65].

Termal iletkenlik

Yüksek termal iletkenlik ihtiyaç duyulan lazer gücünü arttırmaktadır. Yüksek lazer gücü ile üretim yapıldığında ergiyik havuzundan ısının uzaklaşması zorlaşmaktadır. Malzemenin soğuma hızının yavaşlamasından ötürü malzemenin katmanları arasındaki mikroyapıda ısıdan etkilenmiş bölgelerin büyüdüğü gözlemlenmektedir. Kaba ve ince taneli mikroyapılar hücresel yapıdan daha çok uzamış kaba tanelere dönüşür ve mukavemeti olumsuz yönde etkilemektedir [66, 67].

Oksidasyon

Oksidasyon SLE süreçlerinde parça yüzeyinde tabaka halinde oluşmaktadır. Üretim sırasında argon v.b. atmosferik ortam koruyucu gazlar kullanılsa da ortamda $\%0.1-0.3$ oranında artık oksijen bulunmasından kaynaklanmaktadır. Oksit tabakaları ergiyik havuzları arasında katman şeklinde oluştukları zaman, belirli bir kalınlığın üstünde düzensiz gözenek oluşumu ve ergiyik yüzeylerin tutunmasının zayıflamasına sebebiyet vermektedir. Alüminyumun paslanmaz çelik, titanyum gibi malzemelere oranla çok daha fazla yüksek yansıtma özelliğine sahip olması, buna karşılık daha düşük ergime sıcaklığına sahip olması ergimiş katmanlarda oksit tabakalarının daha çok oluşmasına neden olmaktadır [68, 69].

Nem ve hidrojen

SLE yönteminde toz malzemede bulunan nem ergime sırasında gaz haline dönüşüp katmanlar arasında sıkışarak küresel şekilde gözeneklere sebep olmaktadır [70]. Bu sıkışan gazın büyük oranda hidrojen olduğu bunun da yoğunlukta kayıp oluşmasına neden olduğu literatürde belirtilmektedir. Bu gazların içeriği Karl-Fischer-Titration (KFT) ve Hot Extraction Analysis - HEA yöntemleri ile tespit edilebilmektedir. Tozların farklı yöntemler ile SLE işleminden önce kurutulmasıyla bunun önüne geçilebilmektedir [38, 69, 71].

2.2.4. Eİ sonrası ardıl işlemler

Ardıl işlemler Eİ ile üretilmiş parçaların üretim hatalarını minimize etmek ya da mekanik özelliklerini iyileştirmek için üretim sonrası yapılan işlemlerdir [72]. Ardıl işlemler genel olarak mekanik, kimyasal, ısıl işlemler olarak sınıflandırılmaktadır. Bu işlemlerin bir kısmı parçaların yüzeyine uygulanırken bazıları da parçanın tamamına uygulanmaktadır.

Mekanik işlemler arasında üretim sonrası ya da sırasında haddelme yapılması özellikle tel / toz beslemeli Eİ yöntemlerinde ihtiyaç duyulan önemli bir ardıl işlemdir [73-76]. Üretim sonrası yüzeye kum püskürtme, bilyalı dövme, kavitasyon kumlama gibi işlemler malzeme yüzeyinde basma yönünde gerilme oluşturarak biriken artık gerilmelerin azaltılması, yüzeyin kalitesinin iyileştirilmesi yüzeyde oluşan mikro çatlakların giderilmesi için yapılan işlemlerdendir. Bu işlemlerin yüzeyin 25-50 µm altında yapılan ölçümlerde sertliği değiştirdiği, malzemenin yüzeye yakın bölgelerinde deformasyon pekleşmesine neden olduğu ve özellikle yorulma dayanımına olumlu etki ettiği birçok çalışmada gösterilmiştir [77-83]. Yenilikçi bir yöntem olan Ultrasonik Nano-Kristal Yüzey Modifikasyonu yöntemi de diğerlerine benzer olarak WC bir uç aracılığı ile yüzeye ultrasonik titreşim ve basınç uygulanarak yüzey kalitesini değiştirebilen bir yöntemdir [84, 85].

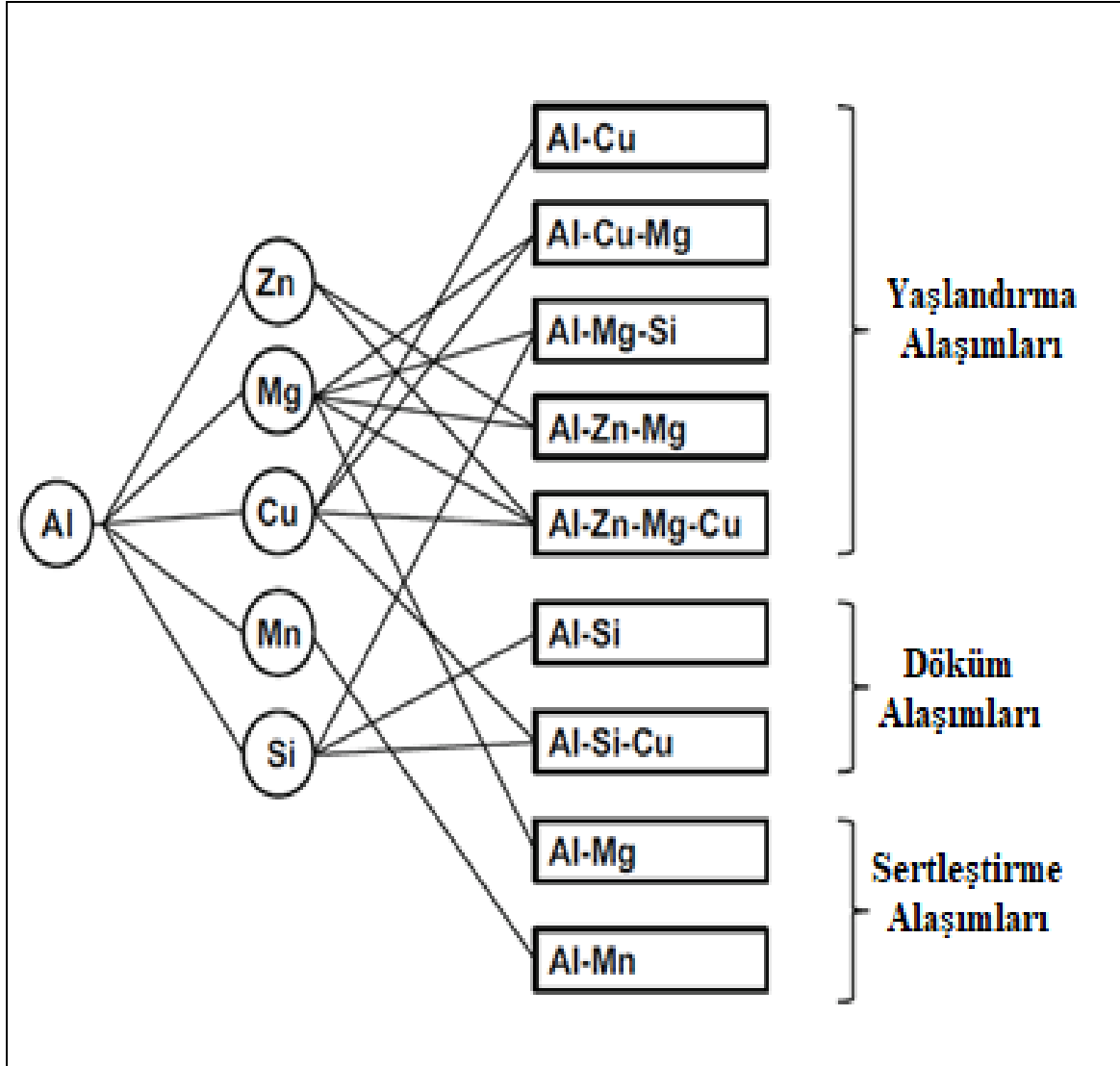
Lazer temelli ardıl işlemlerde lazer şoku ile dövme (laser shock peening), lazer ile yüzeyin tekrar ergitilmesi, lazer ile yüzey parlatma gibi yöntemler mevcuttur. Bu yöntemler yüzeye uygulandığında artık gerilme kontrolü sağlama, yüzey sertliğinin artırılması, akma gerilmesinin iyileştirilmesi ve yüzey pürüzlülüğünün azaltılması yönündeki avantajları ile statik ve dinamik yükler altındaki parçaların ömürlerini arttırdığı görülmektedir [86-93].

Kaplama teknolojisi de Eİ ile üretilen parçalara uygulanan bir ardıl yüzey işlemdir. Kaplama işlemleri, elektro kıvılcım biriktirme, anodizasyon, plazma elektrolitik oksidasyon (PEO) gibi yöntemler ile yapılmaktadır [86]. Yüzey kalitesindeki hataların giderilmesinde, yüzeydeki pürüzlülüğünün azaltılmasında tribolojik ve korozyon etkilerinin parçada oluşmasını engellemede kullanılan pratik bir yöntemdir [94]. Bu alanda Eİ ile üretilmiş parçalara biyo uyumluluk, hidrofilik özellik, biyolojik çevre uyumluluğu gibi özellikler kazandırabilmek için yapılmış birçok çalışma literatürde mevcuttur [95-98].

Eİ parçalarına uygulanan bir diğer ardıl işlem de ısı uygulamalardır. Malzemelerin performansını arttırabilmek için malzemelerin inert gaz ya da hava atmosfer ortamlarında, belirli ortam basıncında yüksek sıcaklığa belirlenen bir süre maruz bırakılması işlemidir. Isıl işlemde amaç, malzemenin mikroyapı açısından homojenize olması, yöne bağlı değişimlerin elimine edilmesi ve mekanik özelliklerini kaybetmeden ilk halinden daha üstün özelliklere sahip olmasını sağlamaktır. Farklı metalik malzemeler için uygulanan birçok ısı işlem tipi bulunmaktadır.

Erimiş bir metal katılaşıırken, atomlar hacim merkezli kübik (HMK) ve yüzey merkezli kübik (YMK) gibi kristal yapılar halinde dizilir. Bu kristal yapılar, gelişmekte olan her kristalin içinde her yöne doğru büyür. Metal soğudukça bu kristaller bitişik gelişen kristaller tarafından sınırlandırılır ve bunlar içinde tane sınırları olarak bilinen taneler ve kesişimler oluşturur. Taneler bağımsız olarak oluştuğu için kristal yapıları çeşitli yönlerde eğik olarak gelişir [99]. Bu kristal yapılardaki tüm atomlar, komşu atomların elektromanyetik çekimi ile yerinde tutulur. Metali güçlendirmek ve akma dayanımını arttırmak için metal üzerine ısı işlem uygulanarak ergime ve katılma kontrol edilerek istenilen yapı elde edilmektedir [100, 101].

Alüminyum alaşımları için uygulanan geleneksel ısı işlemler tavlama, çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma olarak dört kategoriye ayrılmaktadır. Buna ilaveten SİP, döngüsel ısı işlem gibi yöntemler de mevcuttur. Alaşımların mekanik ve kimyasal özelliklerine göre alüminyum alaşımları endüstride 10 farklı şekilde ısı işleme tabi tutulmaktadır. Parçaların, ince levha, kütük, çubuk v.b. geometrilerde olma durumlarına göre bu ısı işlemlerin farklı koşullarına da rastlanmaktadır (Örn.: T651 gibi). Alüminyuma uygulanan geleneksel ısı işlemler sonrası malzemelerin temper durumu Çizelge 2.4'te sunulmuştur.



Şekil 2.8. Alaşım elementlerine göre alüminyum alaşım türleri [101]

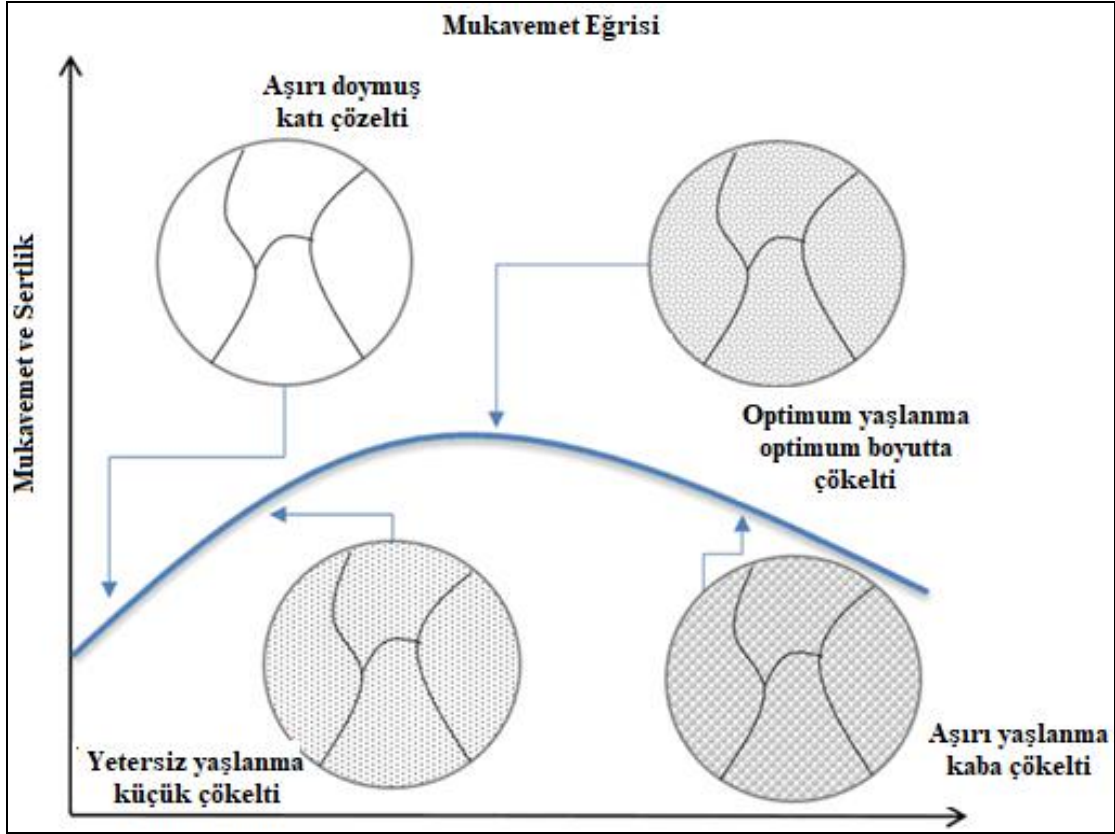
Şekil 2.8’de alüminyum ile alaşımlandırılabilen ana elementler gösterilmektedir. Bu alaşımların farklı kombinasyonları ile farklı uygulamalar için alaşımlar tasarlanabilmektedir.

Çizelge 2.4. Geleneksel alüminyum ısıt işlemler sonrası temper durumları [101]

T1	Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş ve doğal yaşlandırmaya uygulanmış
T2	Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırmaya uygulanmış
T3	Çökeltiliye alma ısıt işlemi + soğuk şekillendirilme + doğal olarak yaşlandırma
T4	Çökeltiliye alma ısıt işlemi + su verme + doğal olarak yaşlandırma
T5	Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş + yüksek sıcaklıkta yapa yaşlandırma
T6	Çökeltiliye alma ısıt işlemi + su verme + yapay olarak yaşlandırma
T7	Çökeltiliye alma ısıt işlemi ardından aşırı yaşlandırma yapılmış
T8	Çökeltiliye alma işlemi yapılmış, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırma yapılmış
T9	Çökeltiliye alma işlemi yapılmış, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırma yapılmış
T10	Yüksek bir sıcaklıktan soğutulmuş + yapay olarak yaşlandırılmış sonra soğuk işlenmiş

Tavlama işlemi alüminyum alaşımlarına daha fazla plastik deformasyon uygulayabilmek için gerçekleştirilen bir yöntemdir. Bu ısıt işlem ile parçaların mukavemetinde bir miktar azalma olsa da buna karşılık süneklikte ciddi oranda artış elde edilmektedir. Isıt işleme uygun olan ve olmayan tüm alaşımlar için uygulanabilir bir yöntemdir. Genellikle 300-400 °C arasında parçanın kütlesi ile orantılı olarak 0.5-10 saat arasında gerçekleştirilir. Kısmi tavlama ısıt işlem uygulanamayan alaşımların mekanik özelliklerini iyileştirmek için yapılırken, homojenizasyon tavlama sünekliği arttırmak için gerçekleştirilmektedir. Gerilim giderme tavlamasında ise malzeme üretilirken oluşan artık gerilmelerin giderilmesi için uygulanmaktadır [102].

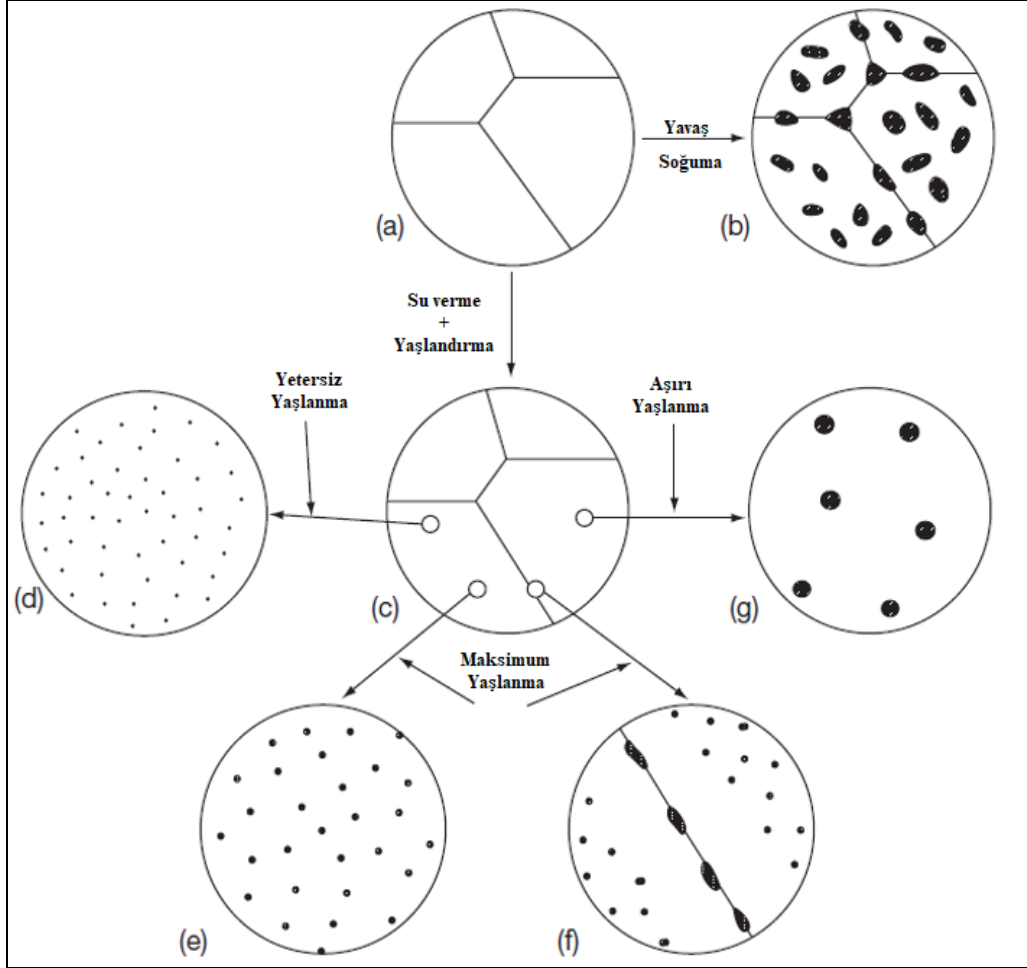
Isıt işlem görebilen alüminyum alaşımları için çözeltiliye alma ısıt işlemi, tüm fazların homojen olarak maksimum miktarda katı çözümlerde çözünmesini sağlamak için yapılmaktadır (Şekil 2.9). Bu işlem malzemeleri belirli sıcaklıkta ve sürede tutarak gerçekleştirilmektedir (450-575 °C). Alaşımların çözeltiliye alma sıcaklığının seçimi çok önemlidir. Aşırı ısınma ile ötektik ergime gerçekleşir ve mekanik özellikleri düşürücü etki yapmaktadır. Yetersiz ısınmada ise çözeltiliye alma işlemi tamamlanamaz ve yapı içinde homojen olmayan yapılar oluşur. Bunlar da düşük mukavemet değerlerine sebep olmaktadır. Bu işlemi su verme ve diğer ısıt işlemler takip etmektedir [103- 106].



Şekil 2.9. Mukavemet ve sertliğin yaşlandırma sıcaklığı ile ilişkisi [103- 105]

Şekil 2.10.a'da çözeltiliye alınmış durumda bir parçanın mikroyapı durumu gösterilmektedir. Bu yapıda α -katı çözeltilisi ve inter metalik bileşikler tek fazda bulunur. Bu aşamadan oda sıcaklığına yavaşça soğutma yapılırsa mikroyapıda α -matris içinde kaba taneli ve dağınık çökeltiler gözlemlenir (Şekil 2.10.b). Çözeltiliye alınmış alaşıma su verme işlemi yapılırsa yumuşak ve sünek aşırı doymuş katı çözeltili elde edilir (Şekil 2.10.c). Bu yarı kararlı çözeltiliye yaşlandırma uygulanırsa çökeltiler oluşur. Bu çökeltiler mikron ve nano boyutta oldukça düzgün dağılımlı olarak matris içinde yerleşir. Çökelmenin ilk aşamalarında tutarlı bölgelerde çökeltiler ile dislokasyonlar etkileşime girer ve hareketlerini engelleme eğilimi gösterirler. Ancak çökelti boyutları küçük olduğundan deformasyon durumunda dislokasyonlar kesme yönünde etki gösterir (Şekil 2.10.d). Yaşlandırma devam ettikçe dislokasyonlar tarafından kesilemeyecek kadar kaba ve büyük yarı kararlı çökeltiler oluşur (Şekil 2.10.e). Bu durumda malzeme mukavemet açısından güçlü durumdadır. Isıl işlem süresi arttırılıp aşırı sürede yaşlandırma yapılırsa Şekil 2.10.g'deki gibi kaba ve düzensiz taneli çökeltiler meydana gelir. Yaşlandırma süresince ilk olarak tane sınırlarında çekirdeklenme olur. Taneler arası çökeltiler tane içi çökeltilerden daha iri tanelidir.

Yaşlandırmanın optimum seviyede olması durumunda tanelerin ve çökeltilerin dağılım durumu Şekil 2.10.f'deki gibidir [107,108].



Şekil 2.10. Alüminyum alaşımlarının ısı işlem ile çökelti durumları [107]

Ardıl işlemler parçalara tek başına uygulanabildiği gibi malzeme özelliklerine bağlı olarak birden fazla da uygulanabilir. Bu sayede işlemlerin spesifik avantajlarını bir arada kullanma imkânı da oluşmaktadır. Özellikle ısı işlem ile yüzey işlemlerinin birlikte uygulandığı parçalarda çok daha üstün özellikler elde edilebilmektedir [108-116]. Malzemelere yaşlandırma, gerilim giderme, yumuşatma, SİP gibi ısı işlemlerin ya da kum püskürtme, bilyalı dövme gibi mekanik işlemler ardından uygulanmasının ardından kaplama yapılabilmektedir. Bu uygulamalara benzer şekilde ısı işlem ardından kumlama, devamında da kimyasal aşındırma gibi işlemlerin de yapıldığı literatürde tespit edilmiştir. Bu işlemleri takiben yüzey kalitesinin istenen seviyede olmaması durumunda uygulanan bir standart işlem de talaşlı imalatıdır.

Çizelge 2.5. SLE yöntemiyle üretilmiş ve farklı ardıl ısıt işlemler uygulanmış AlSi10Mg malzemesi ile ilgili literatür parametre özeti

Üretim Parametreleri										
Literatür	[108]	[109]	[110]	[111]	[112]	[113]	[114]	[115]	[116]	
Lazer Gücü (W)	370	350	200	250	150 200 250	X	175	175	350	
Üretim Sıcaklığı (°C)	165	150	180	X	X	X	X	X	150	
Üretim Hızı (mm/sn)	1300	930	1250	400	X	X	1025	1025	930	
Hatch Distance (µm)	0.19	17	60	45	25	X	97.5	97.5	170	
Atmosfer	Ar	Ar	Ar	Ar	X	X	X	Ar	Ar	
Katman Kalınlığı (µm)	30	50	30	25	25	X	30	30	30	
Ardıl Isıl İşlemler										
Gerilim Giderme	Gerilim Gid. Sic. Süresi (°C/saat)	300 /2	210 /1	X	X	X	X	X	X	210 /1
T6	Çöz. Alma Sic. (°C)/ Süre (saat)	520 /2 550 /2	540 /8	X	X	X	530 /2 540 /2	520 /5	520	X
	Isıtma Süresi /saat	200	X	X	X	X	210 /780	300	X	X
	Ortam Atmosferi	Ar	*	*	*	*	*	*	*	X
	Su verme (°C)	20	20	X	X	X	30	20	20	X
	Yapay Yaşl. Sıcaklığı (°C)	160 - 180	160	X	X	X	155	160	160	X
	Yapay Yaşl. Süresi (saat)	0.5-1-3-6 9-12-15-18	10	X	X	X	12	12	12	X
	Yapay Yaşl. + Soğutma	*	*	*	*	*	*	*	*	X
Tavlama	Tavlama Sic. Süresi (°C/saat)	500-550 /2/6	X	X	X	X	X	X	X	X
SİP	Sıcaklık (°C)	X	X	X	450	X	X	530	530	520
	Ortam Atmosferi	X	X	X	Ar	X	X	Ar	Ar	Ar
	Basınç (MPa)	X	X	X	150	X	X	100	100	100
T4	Isıtma Süresi °C/saat	200	X	X	X	X	780	X	X	X
	Ortam Atmosferi	Ar	*	*	*	*	*	X	X	X
	Su verme (°C)	20	20	X	X	X	20	X	X	X
	Doğal Yaşlandırma (°C)/saat	20 /96	20 /24	X	X	X	X	X	X	X
X; uygulanmamış / belirtilmemiş *; Hava										

Çizelge 2.5'te AlSi10Mg malzemesi için literatürdeki önemli yayınların parametreleri özet olarak sunulmuştur. Yapay / doğal yaşlandırma, SİP, gerilim giderme ve tavlama gibi

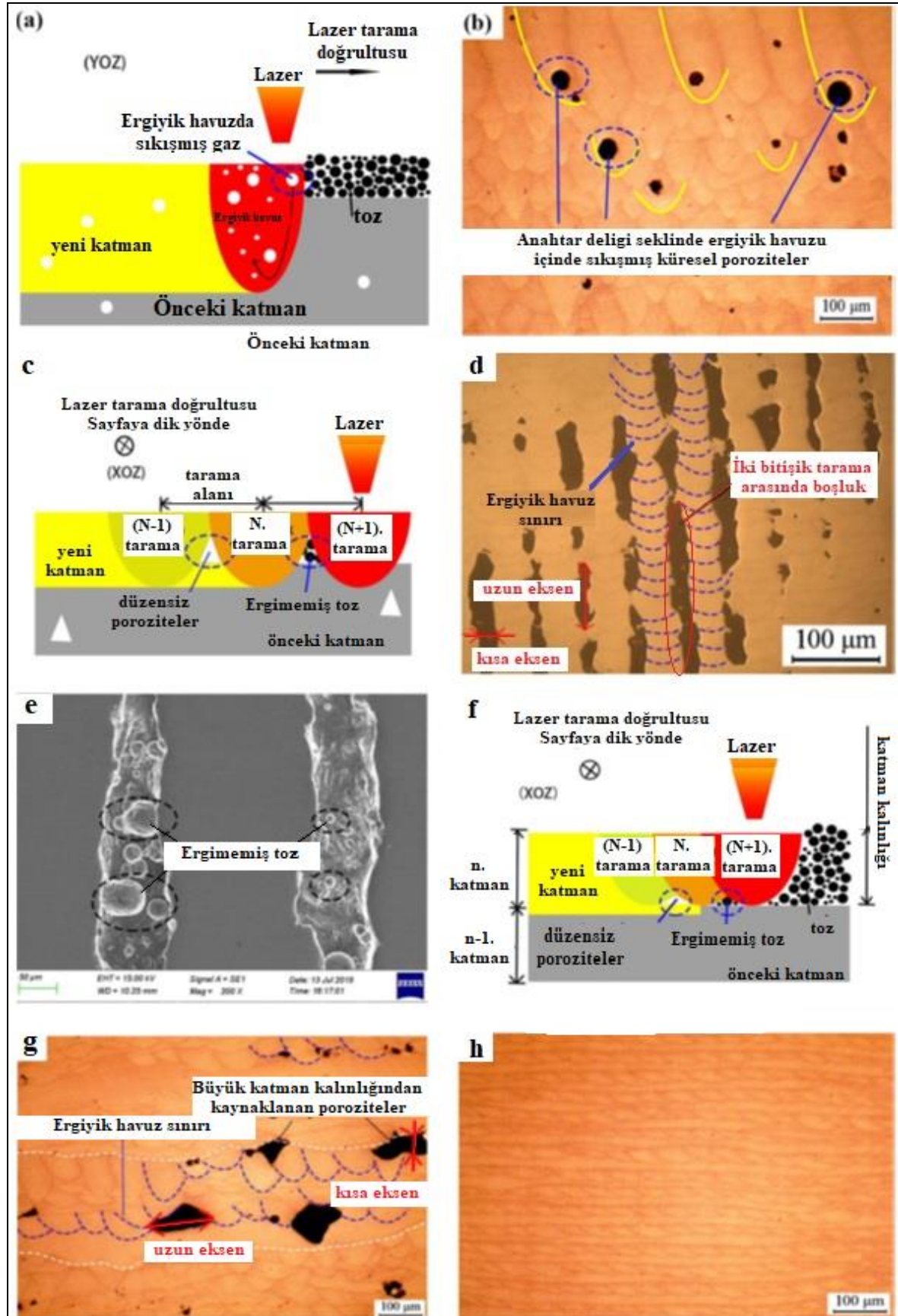
işlemlerin uygulandığı görülmektedir. Çizelgeden görüleceği üzere üretim parametreleri değişkenlik göstermektedir. Bu parametrelerdeki değişikliğin mikroyapı ve mekanik davranışı değiştirdiği çalışmalarda raporlanmıştır [108-116]. Ardıl işlemler açısından çizelge incelendiğinde bazı yayınlarda ısıtma işlemlerin birbirini takip edecek şekilde uygulandığı gözlemlenmektedir. Gerilim giderme ısıtma işleminin de malzemedeki artık gerilmelerin giderilmesi amacıyla yapıldığı belirtilmiştir. Mikroyapının yeniden düzenlenmesi ile birlikte mukavemet bir miktar artmaktadır. Tavlama işlemi de çözeltiye alma sıcaklıklarına yakın sıcaklıklarda olduğu için malzemedeki yumuşama meydana geldiği, bu sebeple de takip eden bir ısıtma işlemi yapılmadığında mukavemette düşüşe neden olduğu raporlanmıştır. Yapay yaşlandırma (T6) ardından SİP ya da önce T6 ardından SİP ısıtma işlemlerinin malzemelerde bir miktar mukavemette düşüşe neden olduğu, buna karşılık süneklikte ciddi kazanım elde edildiğinden bahsedilmiştir. SİP ısıtma işleminin önemli katkısının malzemelerde üretim sırasında oluşan gözeneklerin minimize edilmesi olduğu tüm çalışmalarda vurgulanmıştır. SİP işleminin özellikle yorulma dayanımı üzerinde önemli etkisi olduğu belirtilmektedir. T6 ile benzer davranış doğal yaşlandırma (T4) yapıldığında da meydana gelmektedir [108-116]. Bu tez çalışmasında literatürdeki parametrelerden yola çıkılarak havacılık sektöründe diğer alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıtma işlem parametreleri ile orantılı olarak özgün parametreler oluşturulmuş ve elde edilen deneysel sonuçlar kıyaslanarak literatüre katkıda bulunulmuştur.

2.2.5. Mekanik özellikler ve mikroyapı

Eİ yöntemiyle üretilen parçaların düşük güvenilirlik ve tekrar edilebilirlik özelliklerinden dolayı endüstride kullanımı sınırlı olmaktadır. Mevcut tezgahların çalışma prensibi ve kabiliyetleri doğrultusunda üretim parametrelerinden ve kullanılan ham malzemedeki kaynaklı olarak kısıtlar oluşmaktadır. Üretim parametrelerinin etkisi ile ilgili önceki kısımlarda bahsedildiği üzere literatürde birçok çalışma mevcuttur ve parametre optimizasyonu ile bir miktar iyileştirme yapılabilmektedir. Bu eksikliklerin tamamen giderilmesi için ardıl süreçler çalışılmaktadır.

Mekanik özellikleri ve dolayısıyla üretimin kalitesini etkileyen en önemli faktörlerden biri toz ham malzemesidir. Toz yataklı sistemlerde Eİ ile üretim yapılırken gözenek oluşmaktadır. Bu sebeple malzemenin yoğunluğu değişmektedir. Döküm malzemedeki üretilmiş alaşımlar boşluksuz ve yoğunluğu 2.67 g/cm^3 olduğu kabul edilerek kıyas

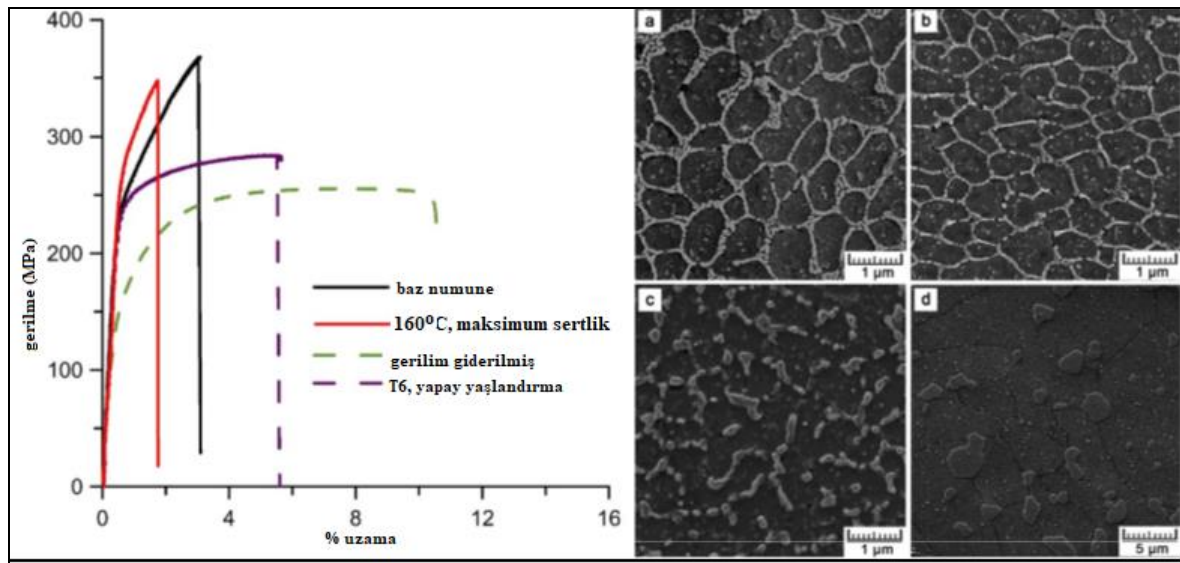
yapıldığında SLE ile üretimde yoğunluk değerinin AlSi10Mg malzemeler için %95-99.5 aralığında olduğu görülmektedir [117]. Gözenekler mekanik özelliklere etki eden ana sebep olarak gösterilmektedir. Bu yöntemde kullanılan cihazların gelişmesiyle birlikte genellikle yoğunluk değeri %98-99.5 arasında gerçekleşir [113, 126]. Bu değerlerin üstünde boşluksuz yapılar için ardıl işlemler gerekmektedir. Ham malzeme olarak kullanılan tozların küreselliği, boyutu ve dağılımı gibi parametreler ile üretim parametreleri olan lazer gücü, ilerleme hızı ve katman kalınlığı gibi diğer unsurların uyumsuzluğu gözeneklere neden olmaktadır. Şekil 2.11'de gözeneklerin oluşum şekilleri ve sebepleri izah edilmiştir. Şekil 2.11.a-b'de üretim ortamındaki soygazın ergime sırasında ergiyik havuzuna karışması ve ergiyik metal içine hapsolması ve bu sebep ile oluşan gözenek gösterilmiştir. Bu tür gözenekler tamamen küresel olup ardıl işlemler ile de giderilememektedir. Şekil 2.11.c-d'de ise yanal kayma mesafesinin ve tarama hızının fazla olması durumunda yetersiz ergimeden kaynaklanan düzensiz şekilli gözenektir. Şekil 2.11.e-f'de ise tam tersi lazerin yanal kayma mesafesinin dar olması durumunda ergiyik bölgenin tam katılaşmadan yakınında tekrar ergime gerçekleşmesi durumunda oluşur. Düzensiz ergimeden kaynaklı olarak gözenekler oluşur. Şekil 2.11.g-h'de ise katman kalınlığının fazla olması durumunda lazerin gücünün istenen derinliğe nüfuz etmemesi durumlarında oluşan katmanlar arası düzensiz boşluklardır. Literatürdeki çoğu çalışmada SLE ile üretilen statik ve dinamik test kuponlarının kırılma yüzeyi incelemelerinde kırılma başlangıcının gözeneklerden kaynaklandığı raporlanmıştır [118-120].



Şekil 2.11. SLM ile üretim sırasında oluşan gözenekler ve türleri [117]

AlSi10Mg için gözeneklerden kaynaklanan mekanik problemlerin giderilmesinde en etkili yöntemin SİP yöntemi olduğu, farklı SİP parametreleri ile deneysel olarak yapılan çalışmalarda gösterilmiştir [109, 114, 115, 116, 123]. Buna karşılık AlSi10Mg malzemesine en çok uygulanan T4 ve T6 yaşlandırma işlemlerinin gözenekleri azaltmada herhangi bir etkisinin olmadığı da vurgulanmıştır. T4 ve T6 için, çözeltiye alma sıcaklığına ve ardından uygulanan yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak gözeneklerin şeklinin değiştiği gösterilmiştir [121-124,134]. Birçok çalışmada mevcut gözeneklerin formu değişirken daha da büyüdüğünden bahsedilirken çok az çalışmada ise yaşlandırmanın gözenekleri küçülttüğü raporlanmıştır [113,125]. Baz numunelerde (*SLE ile üretilip herhangi bir ısıl işleme tabii tutulmamış*) kırılgan kopma gözlemlenirken, üretildikten sonra ısıl işlem uygulanmış numunelerde ise sünek kopma gözlemlenmektedir.

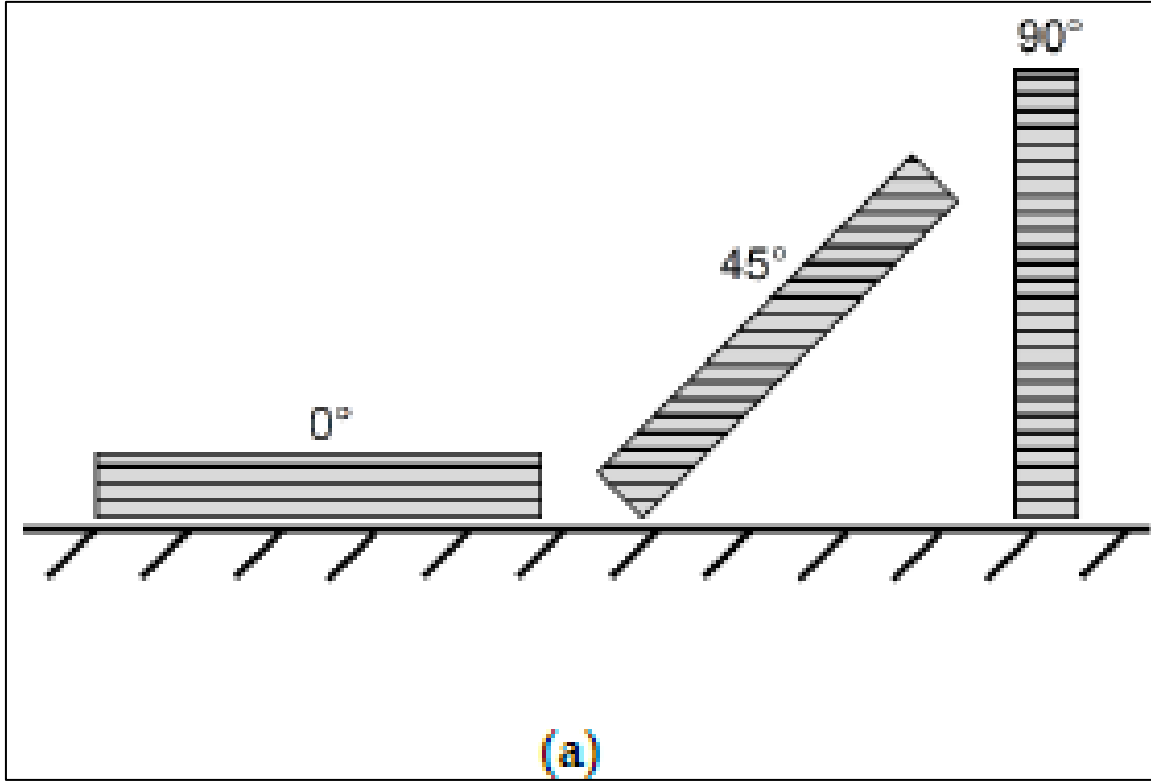
Yapıdaki mikro gözeneklerin ve düzensizliklerin ısıl işlemle birlikte irileşmesi ve birbiri ile iç içe geçmesi malzemede sünek kopmaya sebep olmaktadır [120]. Isıl işlemlerin mekanik ve mikroyapısına ilişkin, literatürdeki bir örnek çalışmada (Şekil 2.12), farklı kondisyonlardaki SLE-AlSi10Mg alaşımının statik mukavemet durumları bir grafikte gösterilmiştir. Baz numunelerde çekme mukavemeti en yüksek değerdeyken (~ 375 MPa), süneklik oldukça düşüktür ($\sim 3\%$). Çeşitli ısıl işlemler ile mukavemette bir miktar düşüş olurken ($25-30\%$) sünekliğin 2-3 kat arttığı gözlemlenmektedir.



Şekil 2.12. SLM ile üretilmiş test kuponlarının statik mukavemet değerleri ve mikroyapılar
a) baz numune (as-built), b) 160°C tavlanmış, c) gerilim giderme, d) T6 ısıl işlemi
[121]

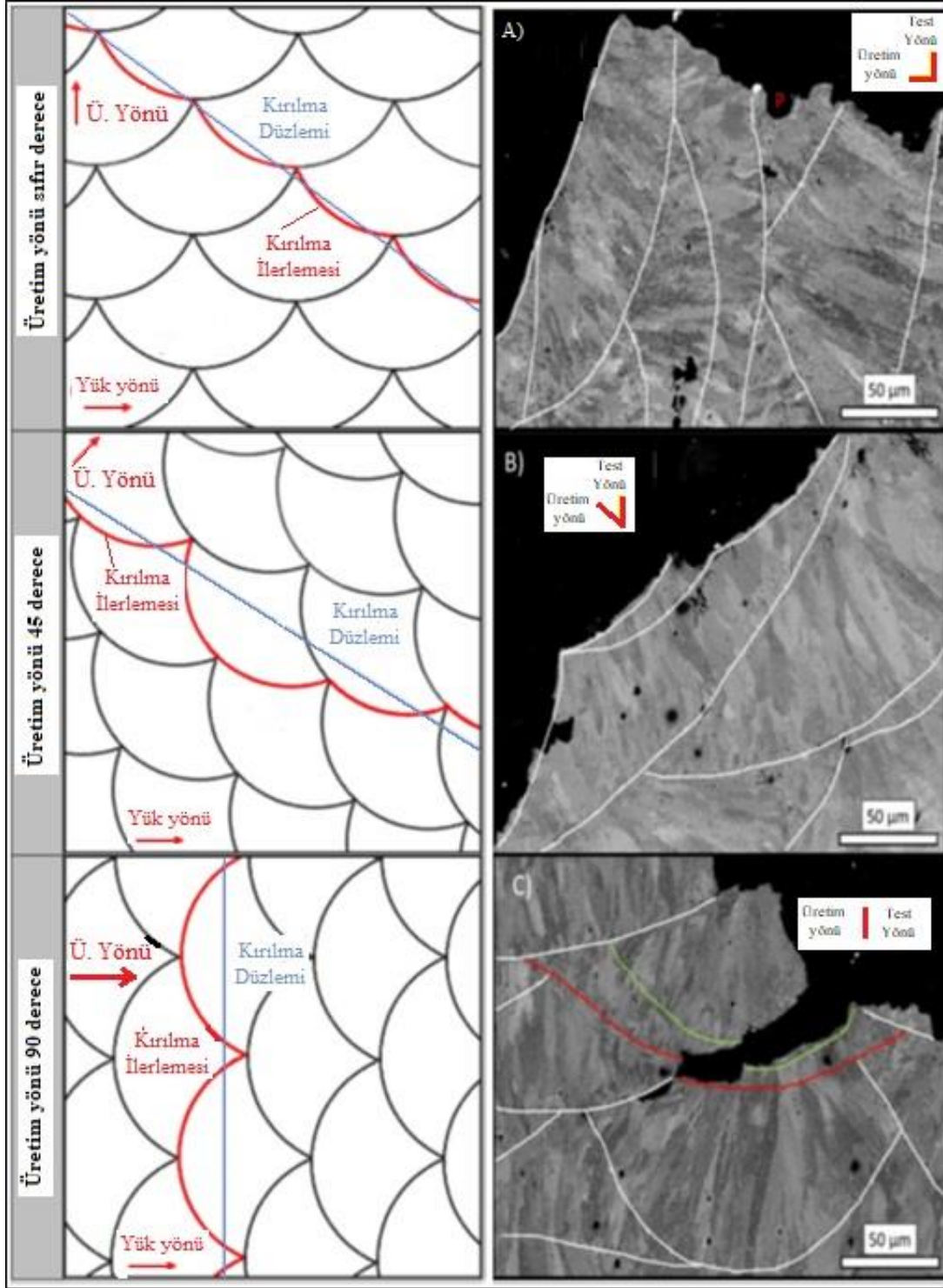
Baz numunelerin mikroyapılarında düzenli dağılımlı hücrel yapılar görülmektedir (Şekil 2.12.a). Aşırı doymuş α -Al katı çözeltisi ötektik silisyum ile ağ şeklinde örülerek hücrel bir yapı oluşturur. Bu hücrel yapıların çapı genellikle $1\mu\text{m}$ 'den küçüktür. Hücrelerin sınırlarını oluşturan ötektik Si tanelerinin yanı sıra bu yapıda hücreler içindeki Al matris içinde de bir miktar Si çökeldiği gözlemlenmektedir. Hücre duvarlarına EDS analizi ve TEM incelemesi gerçekleştirildiğinde bu bölgede Mg_2Si çökeldiği de gözlemlenmiştir. Malzemeye tavlama uygulandığında ($160\text{ }^\circ\text{C}$, 5 saat) ise Şekil 2.12.b'deki gibi mikroyapıda büyük bir değişiklik gözlemlenmemektedir. TEM incelemelerinde nano boyutta saf Si'nin aşırı doymuş katı çözelti içinde rastlanmasının süneklikteki bir miktar azalmaya ve mukavemette görülen değişikliğin sebebi olduğuna literatürde vurgu yapılmıştır [121]. Hücreleri sınırlayan duvarlarda Si+Mg zengin bölgeler tespit edilmiştir. Malzemeye yüksek sıcaklıkta gerilim giderme uygulandığında ($300\text{ }^\circ\text{C}$, 2 saat) ise hücrel yapıların büyük ölçüde yok olarak tanelerin irileştiği, bunun sonucu olarak mukavemetin düştüğü gözlemlenmiştir. Şekil 2.12.d'de ise çözeltiye alınıp ($510\text{ }^\circ\text{C}$, 6 saat) su verilmiş ve ardından yapay yaşlandırma ($170\text{ }^\circ\text{C}$, 4 saat) sonucu oluşan mikroyapı sunulmuştur. T6 ısıt işlemi ile birlikte hücrel yapılar tamamen kaybolmuş, tane sınırlarında ve tane içlerinde farklı boyutlarda Si çökeldiği tespit edilmiştir. Literatürde bu çalışmadakine benzer bazı çalışmalara rastlanmıştır. Sonuçlar ve bulgular parametrik farklılıklar ile orantılı olarak uyumluluk göstermektedir [125 -128].

Literatürdeki birçok çalışmada toz yataklı sistemlerde üretim yapılırken parçanın tabladaki konumunun önemine vurgu yapılmış ve önemli bir faktör olarak tanımlanmıştır. Parçaların tabladaki duruş şekline göre katmanların kesit alanı ve enerji yoğunluğundaki değişimin mekanik özellikler ve mikroyapı açısından kritik olduğundan bahsedilmektedir (Şekil 2.13). Parçaların üretim tablasına göre açılı konumlandırılması ile ergiyik havuz geometrisi değişmekte ve buna bağlı olarak deformasyon durumunda çatlak ilerleyişi değişmektedir. Statik çekme mukavemeti açısından akma gerilmesi ve deformasyon sertleşmesi anlamında bir miktar anizotropik davranış gözlemlenmektedir. Genel olarak üretim tablasına dik olarak üretilen numunelerde uzama ve mukavemet değerleri açısından yatay numunelere göre daha düşük değerler elde edilmektedir [135-142].



Şekil 2.13. Numunelerin üretim tablasına yerleşimi [139]

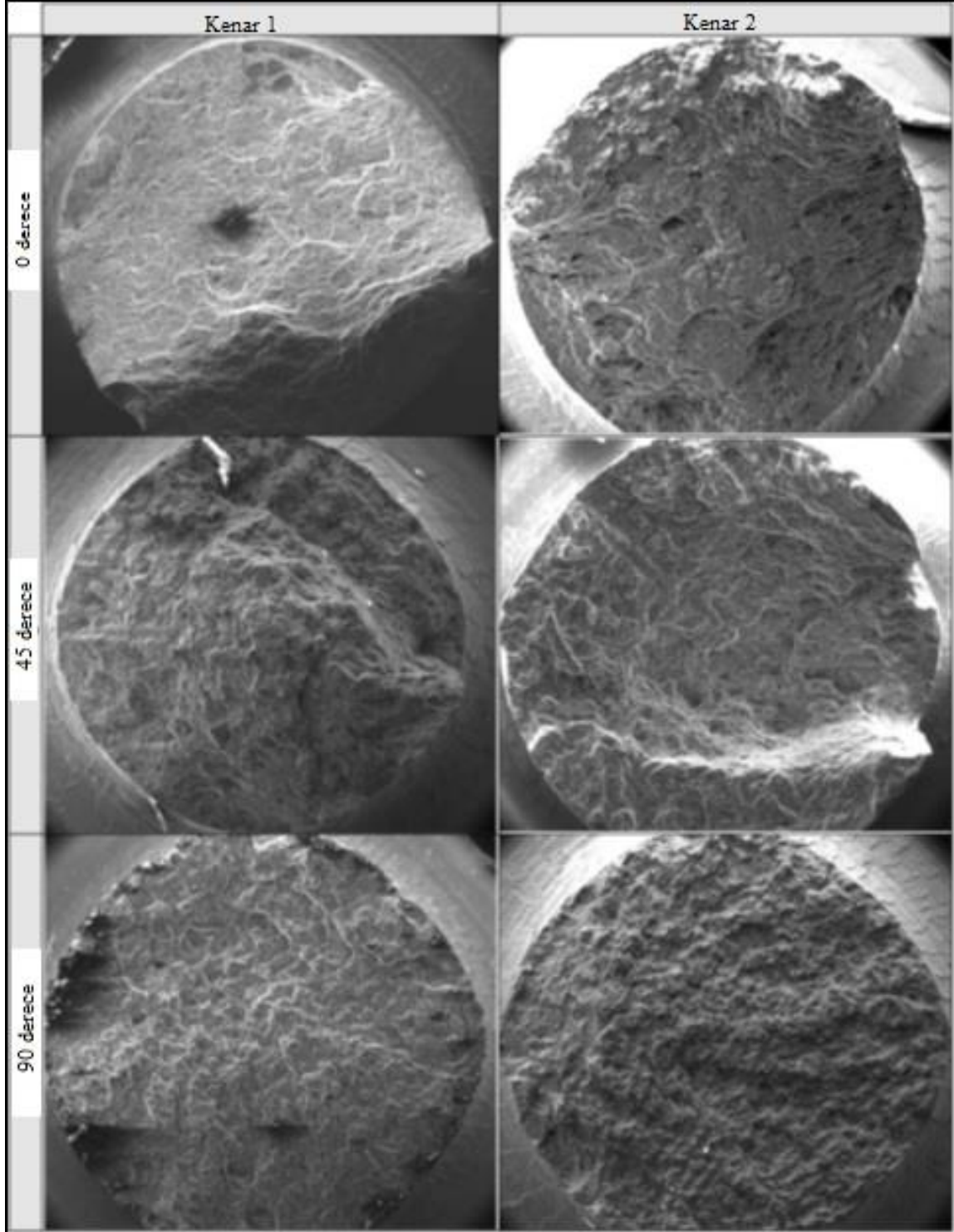
Şekil 2.13'teki gibi tablaya dik üretilen (90°) numunelerde kopma yüzeyinin katman düzlemine paralel olması buna sebep olarak gösterilebilir. Tam tersi yatay numunelerde (0°) katman düzlemi kopma düzlemine dik olduğu için çatlak ilerleyişini geciktirici etki göstermektedir. Tabla ile 45° açı ile üretilen (diyagonal) baz numunelerde kopma uzamaları genellikle benzerlik göstermektedir. Yatay, diyagonal ve dik numunelerin mikroyapısında da üretim yönüne göre ciddi farklılıklar görülmektedir. Özellikle katmanlar arası ısıdan etkilenen bölgelerinin şekli diyagonal numuneler de diğerlerine oranla daha farklıdır. Ergiyik havuzunun şeklinin değişik olması mikroyapıda farklı büyüklükte ve genişlikte hücresel yapıların oluşmasına neden olmaktadır [139].



Resim 2.2. Ergiyik havuzu etrafında kırılma tipleri [136]

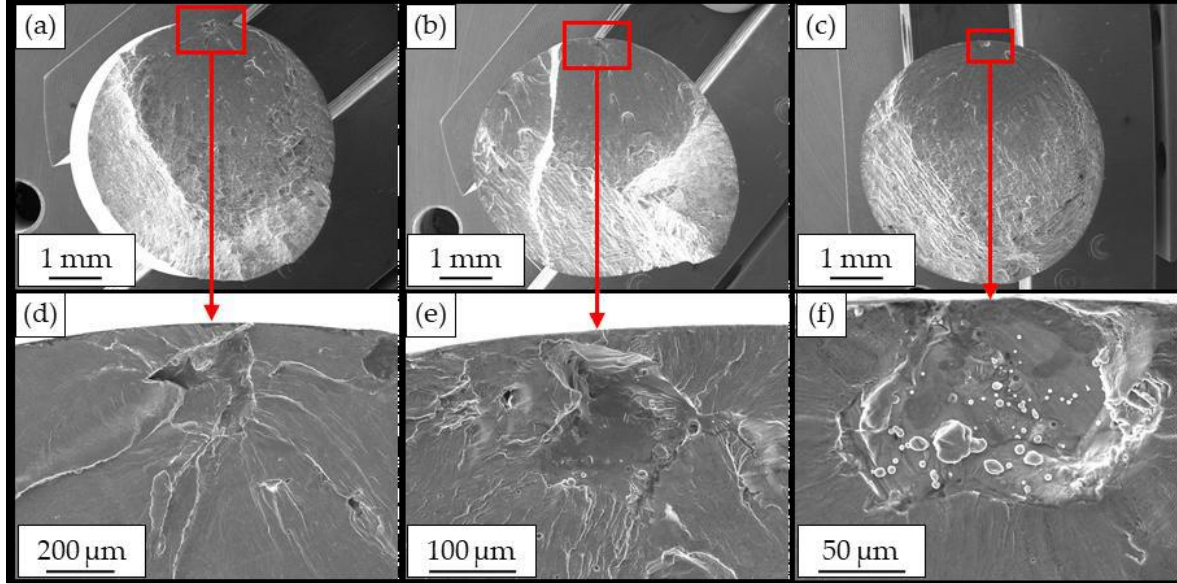
Literatürde baz numuneler için yorulma ile ilgili olarak, diyagonal yönde üretilen numunelerde çekme gerilmesi değeri en yüksek olduğu belirtilmiştir. Kırılma başlangıcına bağlı olarak diyagonal numunelerde ergiyik havuzların ve katmanların birbiri içine geçmesinden ötürü (Resim 2.2) çatlak ilerleyişinin zorlaşmasından kaynaklanmaktadır.

Parça içinde düzensiz büyük boyutlu bir kusur olması durumunda çatlak başlangıcı bu bölgeden olacağı için, bahsedilen husus kusur bulunmayan durumlar için geçerlidir.



Resim 2.3. Yöne bağlı olarak baz numunelerde örnek kırılma yüzeyi görüntüleri [136]

Yüzeyi talaşlı imalat ile işlenmiş numunelerde çatlak başlangıcının parçanın iç kusurlarından başladığı, yüzeyi işlenmemiş numunelerde ise genellikle çatlak başlangıcının yüzeye yakın başladığı tespit edilmiştir [136, 137].



Resim 2.4. Kırılma başlangıcının SEM görseli a) 0°; b) 45°; c) 90° [137]

Resim 2.4'te yorulma yükü altındaki numunenin yüzey altı kusurlardan kaynaklı olarak kırıldığını gösteren bir görsel sunulmuştur. Resim 2.4-d-e-f'de bu hatalar detaylı olarak belirtilmektedir. Bu tür hatalar lazerin katmanı ergitmesi sırasında ergiyik havuzu oluşturabilmek için önce çerçeve şeklinde kontürü ergitmesi ve bu işlemin ardından iç yüzeyin ergitilmesi sırasında oluşmaktadır. Bu işlem esnasında ısı transferi ile birlikte yetersiz ergime ya da bölgesel olarak küçük tozların biriktiği yerlerde düzensiz gözenekler oluşabilmektedir. Özellikle yorulma testi için numune üretimi yapıldığında net geometriye yakın üretim yapmak yerine çapta minimum 3 mm civarında fazla talaş bırakılıp Eİ ile üretimi tamamlandıktan sonra torna ile numune işlenip taşlanmalıdır. Bu tür yüzey altı hatalardan bu şekilde uzaklaşılabilmektedir.

Yorulma ve statik çekme durumlarındaki numunelerin davranışındaki değişim esas olarak mikroyapının dönüşümden kaynaklanmaktadır. Alüminyum alaşımlarında özellikle yaşlandırma yapıldığında Si morfolojisi ve büyüklüğü değiştiğinden, mikroyapı yeniden şekillendiği için, gerilme değerlerinde düşme görülmektedir. Ayrıca yaşlandırma işlemi ile

ergiyik havuz yapıları yok olduğundan malzemede anizotropik etkiler de yok olmaktadır [117,137].

Eİ için ticari olarak bulunan AlSi10Mg toz malzemesi kimyasal kompozisyon açısından kütük malzemelerden ASTM-A360 gibi döküm malzemeler ile benzerlik göstermektedir [145]. Özellikle havacılık endüstrisinde dişli ve transmisyon kutularının gövdeleri döküm alüminyum alaşımlarından imal edilmektedir. Mg ve Si içeren döküm alaşımları iyi korozyon direnci ve kaynak edilebilirlik özellikleri olmasından ötürü yaygın olarak kullanılmaktadır. SLE yöntemiyle üretilmiş AlSi10Mg parçalar, kimyasal kompozisyon, benzer ardıl işlemlere uygunluk, mekanik dayanım gibi parametreler açısından değerlendirildiğinde geleneksel döküm parçaların yerini almaya başlamıştır [144-148].

2.3. Literatür Özeti ve Çalışmanın Literatüre Katkısı

Tez kapsamında gerçekleştirilen literatür çalışması genel olarak değerlendirildiğinde özellikle yüksek katma değerli sektörlerde (uzay, havacılık, otomotiv, medikal v.b.) SLE yönteminin yaygınlaşmaya başladığı görülmektedir. Tasarımdan kalite kontrole kadar olan tüm imalat aşamaları için, geleneksel yöntemlere kıyasla literatürde bu konu hakkında çalışılabilecek bir çok konu olduğu tespit edilmiştir. SLE yönteminde geleneksel üretim yöntemlerine kıyasla çok daha fazla değişken olduğu anlaşılmaktadır. Bu da üretimde standartlaşma açısından büyük engel teşkil etmektedir.

SLE ile yapılan üretimlerin geleneksel yöntemler ile imal edilen ürünlerden daha üstün özelliklere sahip olabilmesi ve üretim değişkenlerinden kaynaklanan belirsizliklerin giderilmesinde ardıl ısıtma işlem konusu önemli başlıklardandır. Literatürde tez konusu ile doğrudan ilişkili olan az sayıda makale ve endüstriyel uygulama bulunmasından dolayı çalışmanın özgünlüğünü koruduğu düşünülmektedir. Bu çalışmada ısıtma işlemlerindeki en önemli iki parametre olan sıcaklık ve zaman ilişkisi üzerine yoğunlaşarak, geniş bir parametrik çalışma ile literatüre katkı sağlanmaya çalışılmıştır. Endüstrideki bilinen ve mevcut altyapılar dikkate alınarak yapılabilecek ısıtma işlemleri; AlSi10Mg alaşımı ve SLE yöntemine uygunluğuna yoğunlaşmıştır. Bununla birlikte henüz endüstride yaygın olarak kullanılmayan, aynı zamanda akademik yayın olarak ta literatürde sınırlı sayıda çalışma olan ısıtma işlemlerinden olan SİP ısıtma işlemi ile yaşlandırma ısıtma işlemi birleştirilerek çalışmanın derinliği ve özgünlüğü arttırılmıştır.

3. MALZEME VE SÜREÇ KARAKTERİZASYONU

3.1. Toz Malzeme (AlSi10Mg)

Bu tez çalışmasında AlSi10Mg malzemesi ile iki farklı cihazda üretim yaptırılmıştır. İki ayrı üretim için farklı makineler kullanıldığı için farklı markaların tozları kullanılarak deneysel çalışmalar yürütülmüştür.

Kullanılan ilk malzeme Consept Laser - LaserCusing-M2 cihazında kullanılan standard toz malzemedir. Bu malzeme ile yapılan üretimde yaşlandırma süresi çalışması gerçekleştirilmiştir. Kullanılan toz malzeme DIN EN 1706 - CL31AL - AlSi10Mg'dir. Tedarik edilen toz için üretici tarafından yapılan testlerde; Elastiklik Modülü 75 GPa, termal iletkenlik 120-180 W/mK, uzama %6-9 olarak raporlanmıştır. Bu tozlardan Şekil 2.13'teki gibi üretim tablasına yerleştirilerek yatay (0°), diyagonal (45°) ve dik (90°) açılarda üretilmiş çekme test kuponlarına yapılan testlerde akma gerilmeleri sırasıyla 205, 215 ve 211 MPa iken; çekme gerilmeleri ise sırasıyla 344, 346 ve 329 MPa olarak belirlenmiştir. Temin edilen malzemenin kimyasal kompozisyonu Çizelge 3.1'de belirtildiği gibidir.

Çizelge 3.1. CL31AL - Conseptlaser AlSi10Mg malzemesi kimyasal özellikleri

Elementler ağırlık %	Al	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Ti	Ni	Pb	Sn
CL31AL	Balans	9 11	0.00F 0.10	0.00 0.45	0.20 0.45	0.00 0.10	0.00 0.55	0.00 0.15	0.00 0.05	0.00 0.05	0.00 0.05

Kullanılan ikinci ham malzeme “EOS Aluminium-AlSi10Mg”dir. Bu malzeme EOS M290 cihazında yapılan üretimlerde kullanılmıştır. Bu malzeme, farklı ısıtım tiplerinin ve sıcaklıkların malzeme davranışına etkisi ile ilgili çalışmada kullanılmıştır.

Malzemenin kabul testleri EN10204, Type 3.1 standardına göre yapılmıştır. Malzeme gaz atomizasyon yöntemiyle üretilmiştir. Tez çalışma kapsamının büyük bir kısmı bu malzeme ile gerçekleştirildiği için kullanılan malzemenin karakterizasyonu ile ilgili çizelgelerde detaylı bilgiler verilmiştir. Malzemelerin görünür ve sıkıştırılmış yoğunluk değerleri Çizelge 3.2'de gösterildiği gibidir. Sonuçlar ASTM B527 ve ASTM B417 standartlarında belirtilen limitler arasında geldiği için kabul edilmiştir. Çizelge 3.3'te ise malzeme için referans bir

değer ile kullanılan tozun Enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi ile ölçülen değerleri sunulmuştur. Değerler ISO 3522 standardındaki veriler ile uyumludur. Alaşımın karakteristiğini belirleyen iki önemli element olan Si ve Mg % ağırlık miktarları literatürdeki değerler ile uyum göstermektedir [108-112]. EOS-ALSi10Mg tozunun tedarikçiden alınan kimyasal bileşen verileri ISO 3522 ile karşılaştırmalı olarak Çizelge 3.3’de verilmiştir.

Çizelge 3.2. EOS-ALSi10Mg toz malzeme yoğunluk değerleri

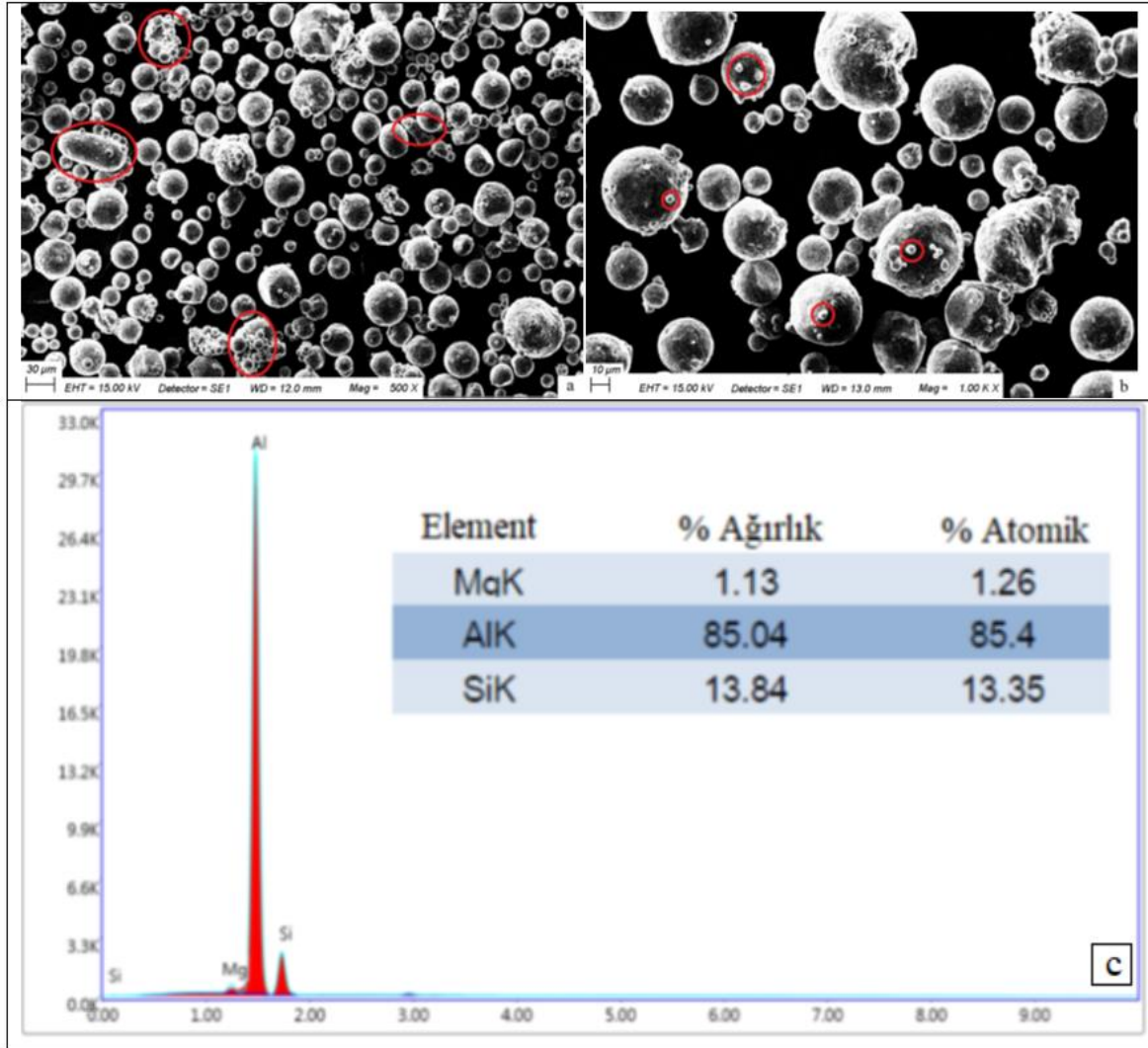
Özellik (g/cm ³)	Test Yöntemi	Limitler (g/cm ³)	Sonuçlar (g/cm ³)
Sıkıştırılmış Yoğunluk	ASTM B527	1.4-1.8	1.6
Görünür Yoğunluk	ASTM B417	1.10-1.50	1.29

Çizelge 3.3. EOS-ALSi10Mg kimyasal bileşenleri

Alaşım Elementleri	Al	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Ti	Ni	Pb	Sn
Ağırlık Aralıkları ISO 3522	Balans	9,0 11.0	Max. 0.05	Max. 0.45	0.20 0.45	Max. 0.10	Max. 0.55	Max. 0.05	Max. 0.05	Max. 0.05	Max. 0,05
EOS ALSi10Mg	Balans	9.6	<0.01	<0.01	0.36	<0.01	0.16	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01

Resim 3.1 (a) ve (b)’de kullanılan tozların şekli ve boyut dağılımını göstermek amacıyla SEM görüntüleri alınmıştır. Gaz atomizasyonu yöntemi ile üretilmiş tozların Resim 3.1.a’da görüldüğü üzere şekilsel çoğunluğunun küresele yakın olduğu görülmekle birlikte düzensiz şekilli tozların da bulunduğu da tespit edilmiş ve elips içine alınarak gösterilmiştir. Resim 3.1.b’de ise tozların üzerindeki uydulaşmalar gösterilmektedir. Üretim esnasında nano boyuttaki küçük tozlar katılma sırasında etrafındaki büyük tozun üzerine yapışarak orada katılaşmaktadır. Literatürde bazı kaynaklarda belirtildiği üzere uydulaşma ve küresel olmayan tozların bulunması görünür ve sıkıştırılmış yoğunluk değerlerinin düşük çıkmasına ve tozun akışkanlığının kötüleşmesine sebep olmaktadır [4, 11, 37]. Tozlar için Mastersizer 3000 partikül analizi cihazında 3 tekrarlı olarak 10 s süre ile 2 bar basınçta %35 besleme ile yapılan boyut analizi testinde d10; 53 µm, d50; 73µm d90; 102µm mertebelerinde ölçülmüştür. Bu değerler aynı alaşım için literatürdeki başka çalışmalarda değerler ile kıyaslanmıştır ve ortalamalar baz alındığında %20 civarında kullanılan tozların literatürdeki tozlardan daha büyük olduğu tespit edilmiştir [113, 128, 132]. Resim 3.1.c’de ise EDS

analizi sonucu sunulmuştur. Yapılan analize göre alaşım tozu ağırlıkça %85.04 alüminyum, %13.84 silisyum, %1.13 magnezyum içermektedir. Literatürde aynı malzemenin kullanıldığı yayınlar ile uyumlu olduğu görülmüştür [154].



Resim 3.1. Kullanılan tozların farklı büyütme ölçeklerinde gösterimi ve EDS analizi a) 500x toz SEM görüntüsü b) tozlardaki uydulaşmalar c) toz EDS analizi

3.2. Deneysel Numune Üretimi

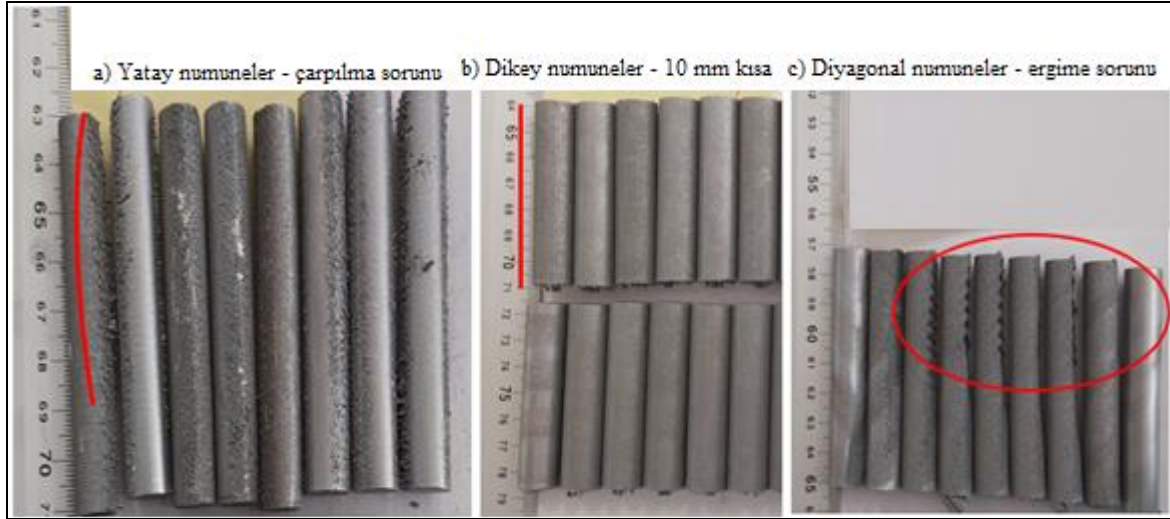
Tezin odak noktası olan ardıl işlemlerin etkisini incelemek adına ilk olarak ardıl ısıtma işlem süresinin malzeme üzerindeki etkisinin incelenmesi ile başlanmıştır. İlk üretim, Concept Laser - LaserCusing-M2 cihazı ile Çizelge 3.4’de görülen parametreler ile yapılmıştır (Resim 3.2). Deneysel numuneler silindirik formdaki çubuklardan elde edilmiştir. Resim 3.2.a’da yatay üretilmiş (uzun kenarı tabla düzlemine paralel; 0°), Resim 3.2.b’de diyagonal

(tabla düzlemi ile 45°) Resim 3.2.c’de ise dikey (tabla düzlemi ile 90°) şeklinde üretilmiş numunelerin görselleri sunulmuştur.

Çizelge 3.4. Consept Laser - LaserCusing-M2 cihazı ile yapılan üretim parametreleri

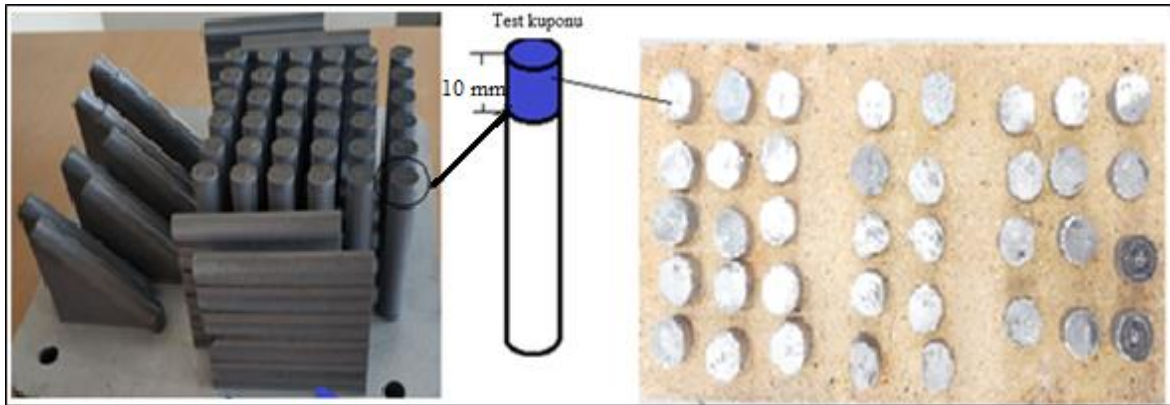
Pl: Laser Gücü (W)	370
Vs : Tarama Hızı (mm/s)	1400
Hd : Yanal Kayma Mesafesi (mm)	0,112
Lt : Katman Kalınlığı (mm)	0,025
Tabla Ön Isıtma (35°C)	-
Tarama Stratejisi	Satranç Tahtası Şekli
Lazer Tipi	Yb (Ytterbium) fiber lazer
Atmosfer	Argon
GED :Enerji Yoğunluğu (J/mm ³) GED =Pl/(Vs.Hd.Lt)	GED =370/ (1400x0,112x0,025) = 94,38 J/mm ³

Resim 3.2’de ilk üretimlerin üretim tablasındaki numunelerin dizilimi gösterilmiştir. Üretimler Çizelge 3.4’te sunulan parametrelere göre yapılmıştır. Parametre değişimi cihaz üreticisi tarafından kısıtlandığı için cihaz üreticisinin önerdiği parametreler ile üretim yapılmıştır. Kullanılan parametreler ile yapılan üretimlerde; yatay olanlarda (uzunluk kenarı üretim tablasına paralel) çarpılma, 45° üretilenlerde (diyagonal) yetersiz ergime, dik olanlarda ise cihazın hatalardan dolayı üretimi durdurmasından dolayı yetersiz boyda üretim gerçekleşmiş ve mekanik teste tabii tutulacak numune üretimi gerçekleştirilememiştir (Resim 3.2). Üretim parametrelerine ek olarak üretim de tercih edilen destek yapılarının da bu hatalarda etkili olduğu gözlemlenmiştir.



Resim 3.2. Concept Laser - LaserCusing-M2 SLM Cihazı ile üretilen numunelerin görüntüsü

Bu sebeple eldeki numunelerin üretimi sorunsuz olan üst kısmından Resim 3.3'te görüldüğü üzere 10 mm kalınlıkta kuponlar kesilip ardıl işlem ön denemelerinde kullanılmak üzere kupon üretimi için hazırlanmıştır. Bu kuponlar, tasarlanan ardıl işlemler sonucunda yoğunluk ve sertlik değişiminin, ek olarak mikroyapıdaki çökelti miktarı ve boyutunun farklı süreler ile nasıl değiştiğini gözlemleyerek çalışmanın devamında kullanılmak üzere bir süre belirleme amacıyla yapılmıştır.



Resim 3.3. Concept Laser - LaserCusing-M2 SLM Cihazı ile üretilen numunelerden test kuponu oluşturulması

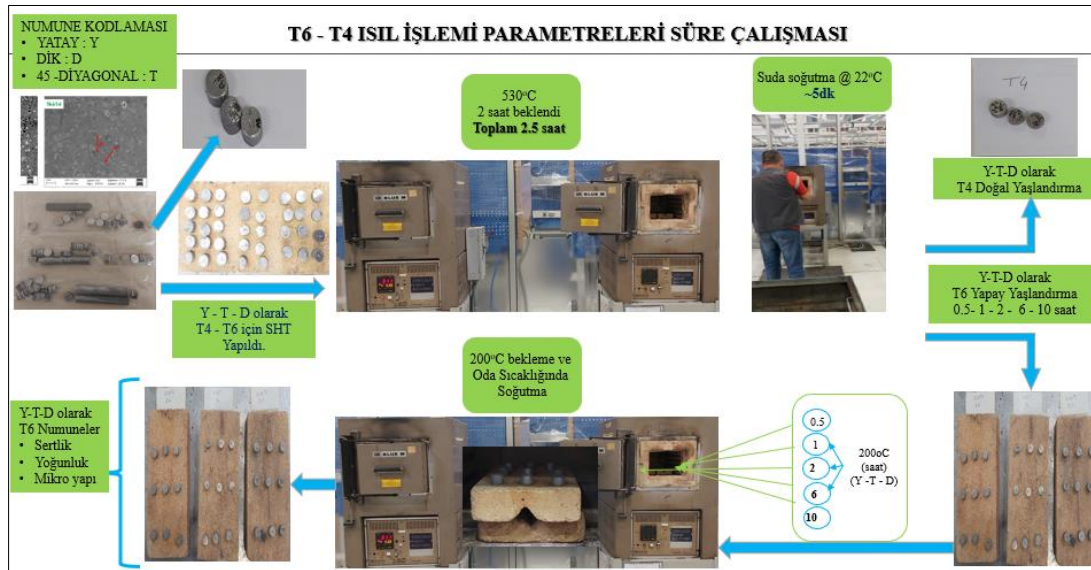
İlk üretim ile yapılan yaşlandırma süresi çalışması sonuçlarından yola çıkılarak makro ve mikroyapı açısından ısıtılma işlemin etkilerini, sıcaklık parametresini de değişken olarak ekleyip daha detaylı inceleyebilmek için ikinci bir üretim daha gerçekleştirilmiştir. Bu seferki üretim Çizelge 3.5'teki standart parametreler ile EOS M290 cihazı kullanılarak yapılmıştır.

Çizelge 3.5. EOS M290 cihazı ile yapılan üretim parametreleri

Pl: Laser Gücü (W)	370
Vs: Tarama Hızı (mm/s)	1300
Hd: Yanal Kayma Mesafesi (mm)	0,19
Lt: Katman Kalınlığı (mm)	0,03
Tabla Ön Isıtma (°C)	35
Tarama Stratejisi	X-Döngüsel
Lazer Tipi	Yb (Ytterbium) fiber lazer
Atmosfer	Argon
Lazer Işını Spot Çapı (µm)	100
GED =Enerji Yoğunluğu (J/mm ³);GED =Pl/(Vs.Hd.Lt)	49,93 J/mm ³

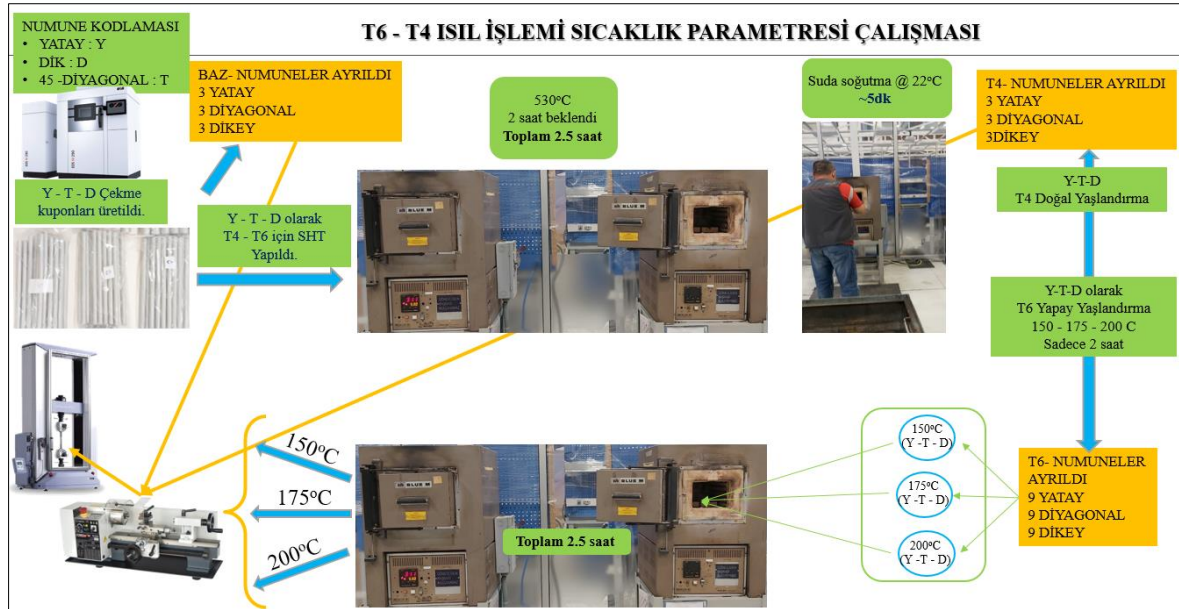
3.3. Uygulanan Ardıl İşlemler

İlk üretimden (Resim 3.2) 3 adet yatay, 3 adet diyagonal, 3 adet dik olmak üzere baz test kuponu ayrılmıştır. Geriye kalanlara, çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanıp (530 °C, 2 saat) su verme işlemine tabii tutulmuştur. Ardından bir kısmı (3 adet yatay, 3 adet diyagonal, 3 adet dik) T4 doğal yaşlandırması için 96 saat oda sıcaklığında bekletilirken kalan kısmı da (45 adet) sabit sıcaklıkta (200 °C) fakat farklı sürelerde (0.5, 1, 2, 6, 10 saat) yaşlandırmaya maruz bırakılmış ve oda sıcaklığında soğutulmuştur. Şekil 3.1’de uygulanan ardıl işlemin sırası ve deneyin uygulanışı görsel olarak anlatılmıştır.



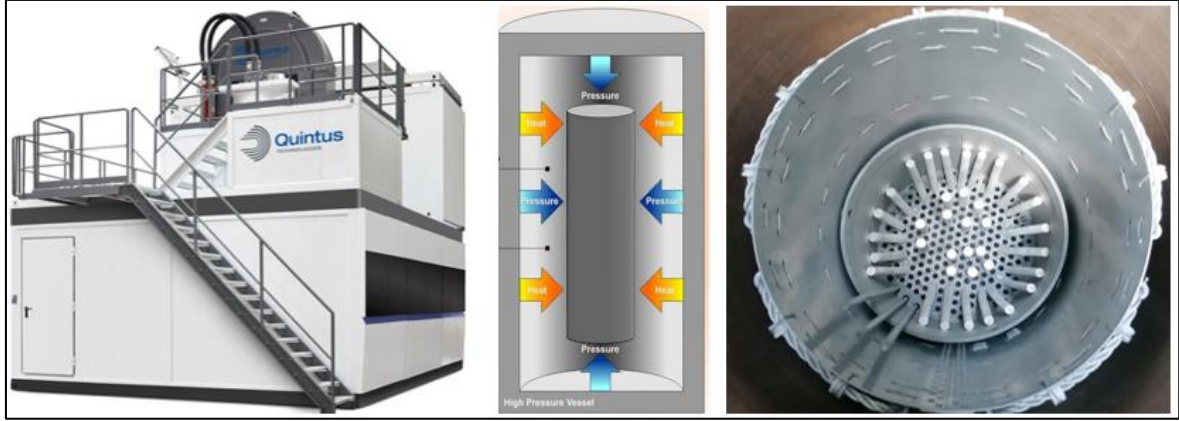
Şekil 3.1. Yaşlandırma işlemlerinin şematik görseli

Bu ısıtıl işlemin uygulandığı numunelere yoğunluk ölçümü, sertlik ve mikroyapı incelemeleri yapılmış, 2 saatlik yapay yaşlandırmada her yönde yüksek sertlik değerleri elde edilmesi ve SEM incelemelerinde homojen çökelti dağılımı gözlemlendiği için bu değer ilerleyen çalışmalarda sabit parametre olarak kullanılmıştır (Şekil 3.5; Resim 3.10). Bu sebeple Şekil 3.2’de gösterilen ikinci deneysel düzenek kurularak testler benzer şekilde 2 saatlik bir yapay yaşlandırma için 150 °C, 175 °C, 200 °C’lerde tekrar edilerek benzer şekilde yoğunluk ölçümü, sertlik ve mikroyapı incelemeleri yapıldıktan sonra numuneler çekme kuponu haline getirilerek mekanik testler gerçekleştirilmiştir. Sıcaklık değerleri literatürdeki diğer çalışmalar ile kıyaslayabilmek için benzer aralıkta seçilmiştir [107,121,134].



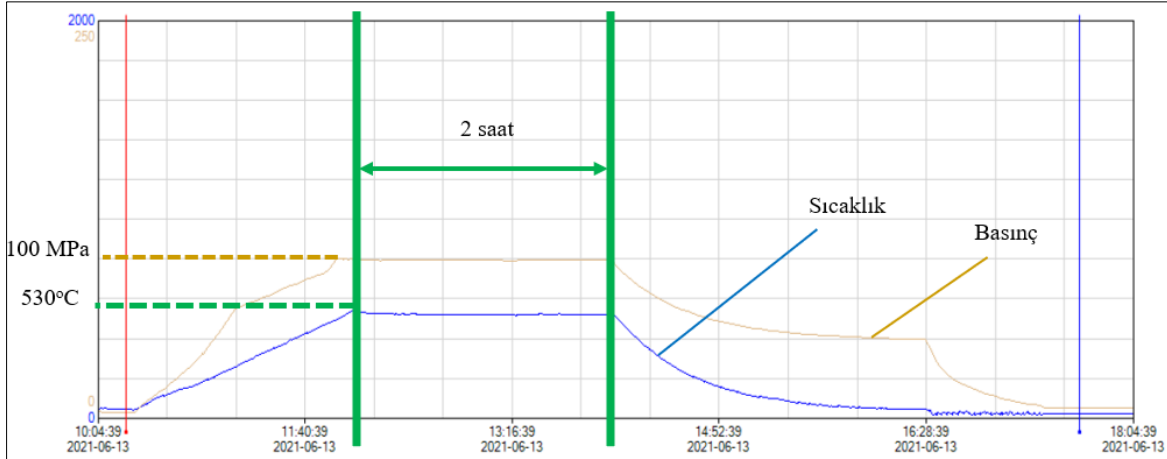
Şekil 3.2. İkinci numune üretiminden çıkarılan kuponlara uygulanan yaşlandırma işlemlerinin şematik görseli

T4 ve T6 ısıtıl işlemlerinin yanısıra, ikinci üretim numunelerinden bir kısmına (9 adet yatay, 9 adet diyagonal, 9 adet dik) ise Resim 3.4’te görülen cihazda SİP ısıtıl işlemi uygulanmıştır. QUINTUS Marka cihazın içine dik bir şekilde numuneler yerleştirilerek izostatik bir basınca maruz bırakılmaları sağlanmıştır. Bu işlem 100 MPa basınç ve 530 °C sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Basınç ve sıcaklık değerleri literatürdeki diğer çalışmalar ile uyumlu seçilmiştir [47,109, 114, 123].



Resim 3.4. SİP ısıtma işlemi yapılan cihaz ve numune yerleşimi

Isıtma hızı $5^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ olacak şekilde, ayarlanan basınç ve sıcaklık değerine ulaştıktan sonra 2 saat o sıcaklıkta beklenmiş, daha sonra kabin içinde soğumaya bırakılmıştır. Toplam 8 saatlik bir sürede işlem tamamlanmıştır. Bu ısıtma işlemin uygulandığı numuneler de aynı karakterizasyon testlerine tabii tutulmuştur. Isınma-soğuma ve basınç süre eğrileri grafik olarak Şekil 3.3'te gösterildiği gibidir.



Şekil 3.3. SİP ısıtma işlemi sıcaklık basınç süre grafiği

3.4. Test Kuponlarının Hazırlanması

Tez kapsamında yapılan çalışmalar için makro ve mikro ölçekte yapılacak testler ve ölçümler için üretilen numunelerden çeşitli test kuponları hazırlanmıştır. Her iki üretimde de ardıl işlem uygulanan numuneler için test kuponu oluşturma işlemi, T4, T6, SİP

işlemlerinden sonra gerçekleştirilmiştir. Testlerde kullanılan kuponlar için uygulanan kodlama Çizelge 3.6'daki gibidir.

Baz numuneler, SLM yöntemiyle üretilip hiçbir işlem uygulanmamış referans numuneyi temsil etmektedir. T4 doğal yaşlandırma, T6 ise yapay yaşlandırmayı temsil etmektedir. Sıcak izostatik presleme yapılmış numuneler de SİP koduyla başlamaktadır. Yatay; üretim tablasına paralel numuneleri, diyagonal üretim tablasına 45° açı yapan numuneleri, dik ise üretim tablasına 90° açı ile üretilmiş numuneler için kullanılmaktadır.

- Baz numuneler için kodlama “Baz + yön” şeklindedir.
- Yaşlandırma numuneleri “Üretim + çözeltiye alma + su verme + yaşlandırma parametresi (süre/sıcaklık) + yön” şeklinde kodlanmıştır.
- SİP; Üretim+ SİP+ yön şeklinde kodlanmıştır.
- SİP + yaşlandırma; “Üretim + SİP + çözeltiye alma + su verme + yaşlandırma parametresi (süre/sıcaklık) + yön” şeklinde kodlanmıştır.

Çizelge 3.6. Test kuponu kodlaması

Test Kuponu kodu	Açıklama
<i>CONSEPT LASER Cihazında üretilen yaşlandırma süresi çalışılan numuneler</i>	
BAZ - YATAY	Üretildikten sonra hiç işlem görmemiş yatay numune
BAZ - DİYAGONAL	Üretildikten sonra hiç işlem görmemiş diyagonal numune
BAZ - DİK	Üretildikten sonra hiç işlem görmemiş dik numune
T4 - YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 96 saat doğal yaşlandırma - yatay
T4 - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 96 saat doğal yaşlandırma - diyagonal
T4 - DİK	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 96 saat doğal yaşlandırma - dik
T6 - 200C - 0.5saat - YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 0.5 saat yapay yaşlandırma - yatay
T6 - 200C - 0.5saat - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 0.5 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - diyagonal
T6 - 200C - 0.5saat - DİK	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 0.5 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - dik
T6 - 200C - 1saat - YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 1 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - yatay
T6 - 200C - 1saat - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 1 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - diyagonal
T6 - 200C - 1saat - DİK	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 1 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - dik

Çizelge 3.6. (devam) Test kuponu kodlaması

Test Kuponu kodu	Açıklama
T6 - 200C - 2saat - YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - yatay
T6 - 200C - 2saat - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - diyagonal
T6 - 200C - 2saat - DİK	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - dik
T6 - 200C - 6saat - YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 6 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - yatay
T6 - 200C - 6saat - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 6 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - diyagonal
T6 - 200C - 6saat - DİK	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 6 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - dik
T6 - 200C - 10saat - YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 10 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - yatay
T6 - 200C - 10saat - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 10 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - diyagonal
T6 - 200C - 10saat - DİK	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 10 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - dik
<i>EOS M290 Cihazında üretilen yaşlandırma süresi ve SİP çalışılan numuneler</i>	
BAZ - YATAY	Üretildikten sonra hiç işlem görmemiş yatay numune
BAZ - DİYAGONAL	Üretildikten sonra hiç işlem görmemiş diyagonal numune
BAZ - DİK	Üretildikten sonra hiç işlem görmemiş dik numune
T4 - YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 96 saat doğal yaşlandırma - yatay
T4 - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 96 saat doğal yaşlandırma - diyagonal
T4 - DİKEY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 96 saat doğal yaşlandırma - dik
T6 - 150-YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 150 °C’de yapay yaşlandırma - yatay
T6 - 150 - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme +2 saat 150 °C’de yapay yaşlandırma - diyagonal
T6 - 150 - DİKEY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 150 °C’de yapay yaşlandırma - dik
T6 - 175 - YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 175 °C’de yapay yaşlandırma - yatay
T6 - 175 - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 175 °C’de yapay yaşlandırma - diyagonal
T6 - 175 - DİKEY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 175 °C’de yapay yaşlandırma - dik
T6 - 200 - YATAY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - yatay
T6 - 200 - DİYAGONAL	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - diyagonal

Çizelge 3.6. (devam) Test kuponu kodlaması

Test Kuponu kodu	Açıklama
T6 - 200 - DİKEY	Üretim + çözeltiye alma + su verme + 2 saat 200 °C’de yapay yaşlandırma - dik
SİP - YATAY	Üretildikten sonra 530 °C’de 2 saat 100 MPa basınçta SİP yapılan yatay
SİP - DİYAGONAL	Üretildikten sonra 530 °C’de 2 saat 100 MPa basınçta SİP yapılan diyagonal
SİP - DİKEY	Üretildikten sonra 530 °C’de 2 saat 100 MPa basınçta SİP yapılan dik
SİP - T6-YATAY	Üretildikten sonra 530 °C’de 2 saat 100 MPa basınçta SİP + 175 °C’de 2 saat T6 uygulanan yatay
SİP - T6-DİYAGONAL	Üretildikten sonra 530 °C’de 2 saat 100 MPa basınçta SİP + 175 °C’de 2 saat T6 uygulanan diyagonal
SİP - T6-DİKEY	Üretildikten sonra 530 °C’de 2 saat 100 MPa basınçta SİP + 175 °C’de 2 saat T6 uygulanan dik

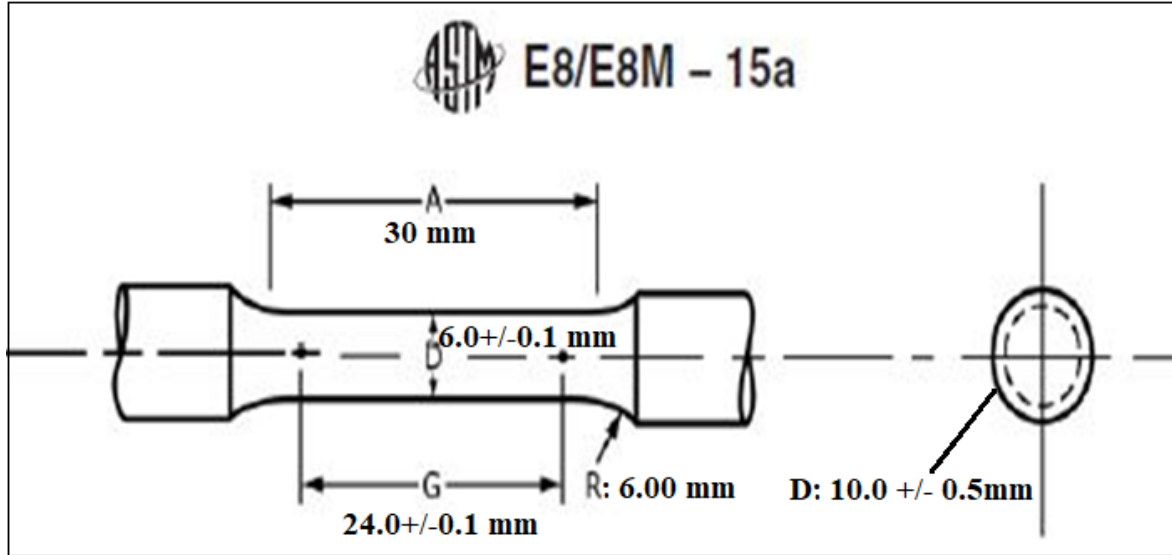
Bölüm 3.2’de bahsedildiği üzere yapılan ilk üretimlerden öncelikle 10 mm çapında ve boyunda test kuponları testere ile kesilmiştir. Kesilen test kuponları öncelikle yoğunluk ölçümünde kullanılmıştır.

Yoğunluk ölçümleri tamamlanan kuponlar mikroyapısının sıcaklığın etkisi ile bozulmaması için epoksi içine gömülmüştür. Ardından parlatma işlemi uygulanmıştır. Numunelere 180 numara SiC zımpara ile 20 N yükte 500 dev/dak. hızda 120 sn, 500 numara numara SiC zımpara ile 15 N yükte 500 dev/dak. hızda 315 sn, 1000 numara SiC zımpara ile 15 N yükte 400 dev/dak. hızda 120 sn, uygulanarak numunelerin yüzeyi mikroyapı ve sertlik ölçülebilecek düzlemselliğe getirilmiştir. Zımparalama işlemi bittikten sonra, MD-Mol parlatma keçesi ile 30 N’luk yükte 500 dev/dak. dönüş hızında 105 sn süre boyunca kumaş yüzeye 3 µm’lik abrasif elmas tanecikler ve yağlayıcı madde karıştırılarak sürülüp parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Parlatma işlemi ardından numunelerin mikroyapılarına optik mikroskop ve SEM ile inceleme yapılabilmesi için dağlama işlemi yapılmıştır. Dağlama işlemi Keller’s solüsyonu içerisinde yapılmıştır. Test kuponları 5-20 sn civarında hazırlanan solüsyonda bekletilerek dağlanmıştır. Çözelti içeriği, literatürdeki başka çalışmalar ile doğrulanmıştır ve Çizelge 3.7’de verilmiştir [154].

Çizelge 3.7. Keller's solüsyonu içeriği ve oranları

HNO ₃	2.5 ml/
HF	1.0 ml
HCL	1.5 ml
H ₂ O	95.0 ml
Toplam	100 ml

Bölüm 3.2’de bahsedilen ikinci seri üretim için de mikroyapı ve sertlik ölçüm için test kuponları benzer şekilde hazırlanmıştır. Bu üretimdeki numunelerine ek olarak çekme testi uygulandığı için, SLE ile 10 mm çapında 130 mm boyunda üretilen numuneler ASTM E8/E8M-15a standardına göre torna ile Şekil 3.4’teki test kuponu geometrisine getirilmiştir.



Şekil 3.4. ASTM standart çekme numunesi ölçüleri

Mekanik testlerin sonucunda oluşan kırılma yüzeylerinin incelenebilmesi için çekme testleri ardından kırılma yüzeyinden 5mm boyunda kuponlar hassas kesici ile kesilip SEM ile incelemek üzere hazırlanmıştır.

İkinci seride üretilen numunelere mikroyapı incelemeleri kapsamında TEM görüntüleri elde edebilmek için iki türlü test kuponu hazırlığı yapılmıştır.

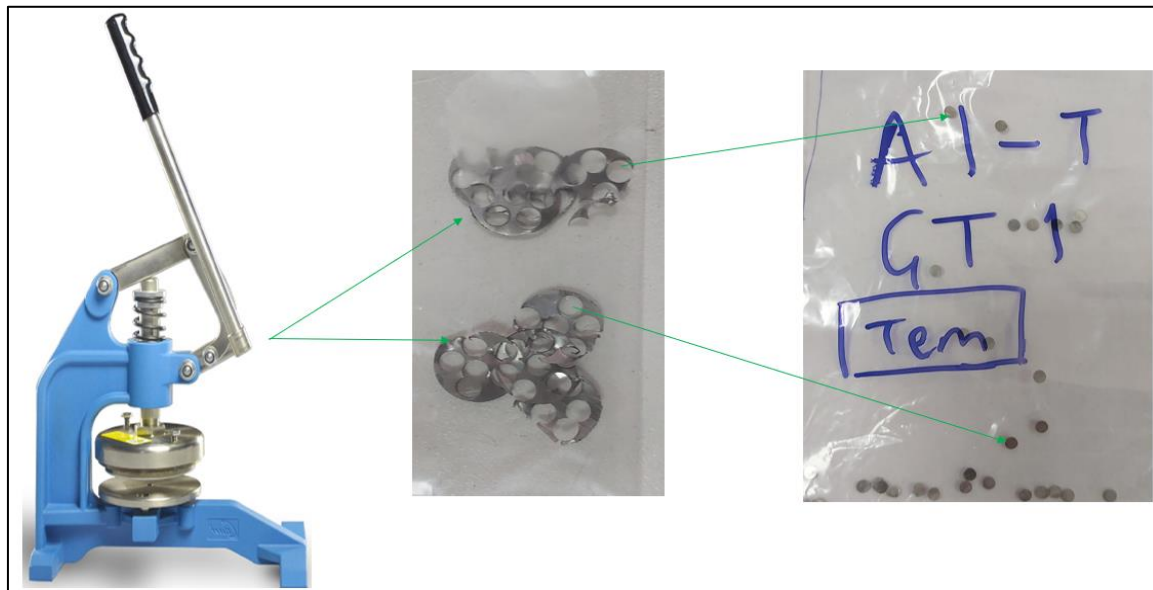
İlk olarak elektropolisaj yöntemi ile TEM numunesi hazırlanmıştır. TEM’de görüntü alabilmek için 3 mm çapında, maksimum 50 µm kalınlığında ortası delik, yüzeyi parlatılmış numunelere ihtiyaç vardır. Baz ve ardıl işlem uygulanmış numunelerin çekme test

kuponlarından çekme testi cihazı çenelerine tutturulan kısımlarından testere ile 15 mm boyunda parçalar çıkarılarak başlanmıştır. Ardından hassas kesici ile 0.4 - 0.6 mm kalınlıkta pul şeklinde silindirik numuneler kesilmiştir. Bu pulların kalınlığı elle zımparalanarak 0.2 - 0.1 mm kalınlık aralığına kadar düşürülmüştür (Resim 3.6).



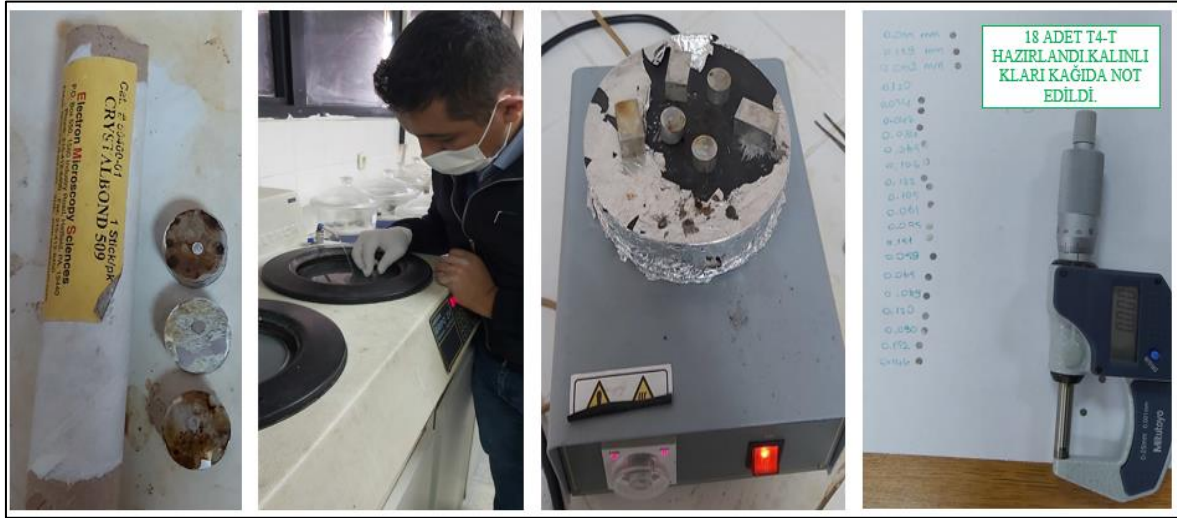
Resim 3.5. TEM için numune hazırlama için kesim aşamaları (soldan sağa doğru)

Bu işlemin ardından zımparalama ve parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. İlk olarak Resim 3.6'da gösterildiği üzere zımba ile, pulların çapı 10 mm'den 3 mm çapına küçültülmüştür.



Resim 3.6. Zımba ile pul kesimi

3 mm $\varnothing$ unda ~ 0.2 mm kalınlığında numuneleri elle direk olarak kalınlığı azaltılamayacağı ve parlatılamayacağı için ayrı bir yöntem izlenmiştir. 25 mm $\varnothing$ unda 30 mm yüksekliğinde alüminyum bloklar üretilerek bunların üzerine pullar tek tek yapıştırılarak zımparalama için hazırlanmıştır. Bu yapıştırma işlemi için Crystalbond-509 isimli kimyasal bir yapıştırıcısı kullanılmıştır. Bu sayede numuneler elle tutularak zımparalanabilir hale getirilmiştir. Ardından SiC zımparada sulu şekilde 1200 - 2000 grid zımpara kağıtları ile 5 - 20 sn aralığında $50\ \mu\text{m}$ civarı kalınlığa düşürmek için zımparalanmıştır. Mikrometre ile yapılan ölçümlerde 30 - $150\ \mu\text{m}$ aralığında 15 - 25 adet numune üretilerek içlerinden en ince olanları elektropolisaj cihazı için ayrılmıştır. Çok sayıda ve farklı kalınlıkta numune üretimi en uygun elektropolisaj parametrelerinin belirlenmesinde kullanılmıştır. Numunelerin yapıştırıcıdan ayrılması için ısıtılması gerekmiştir. Bunun için sıcak tabla üzerinde numunelerin yapıştırıldığı bloklar 100°C civarında bir sıcaklığa ısıtılmış, elektropolisajda kullanılmak üzere hazırlanan kuponlar cımbız kullanılarak blok üzerinden ayrılmıştır. Yapıştırıcıdan ayrılan numuneler aseton ile temizlenip filtre kâğıdı ile kurutulmuştur. Burada oluşan ısının numuneye etkisi sıcaklık değerinin çok yüksek olmaması ve uygulama süresinin çok kısa olmasından ötürü göz ardı edilmiştir (Resim 3.7).



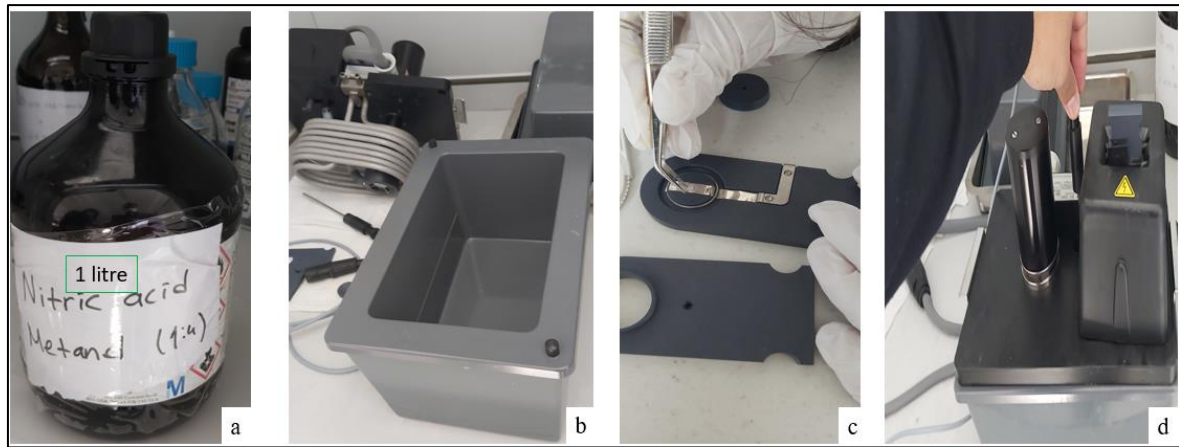
Resim 3.7. Elektropolisaj için numune hazırlama aşamaları

Bu işlemin ardından elektropolisaj işlemine geçilmiştir. Hazırlanan numunelerden TEM’de görüntü alabilmek için numunenin ortasına delik açmak gerekmektedir. Elektropolisaj prosesi yardımıyla kenarlara ince delik açılabilir. Bu işlem için öncelikle solüsyon hazırlanmıştır. En uygun oranların belirlenerek hazırlandığı solüsyon nitrik asit ve

metanol'dan oluşmaktadır. Parametreler Çizelge 3.8'de verildiği gibidir. Parametreler literatürdeki bir yayından referans alınarak optimize edilmiştir [111].

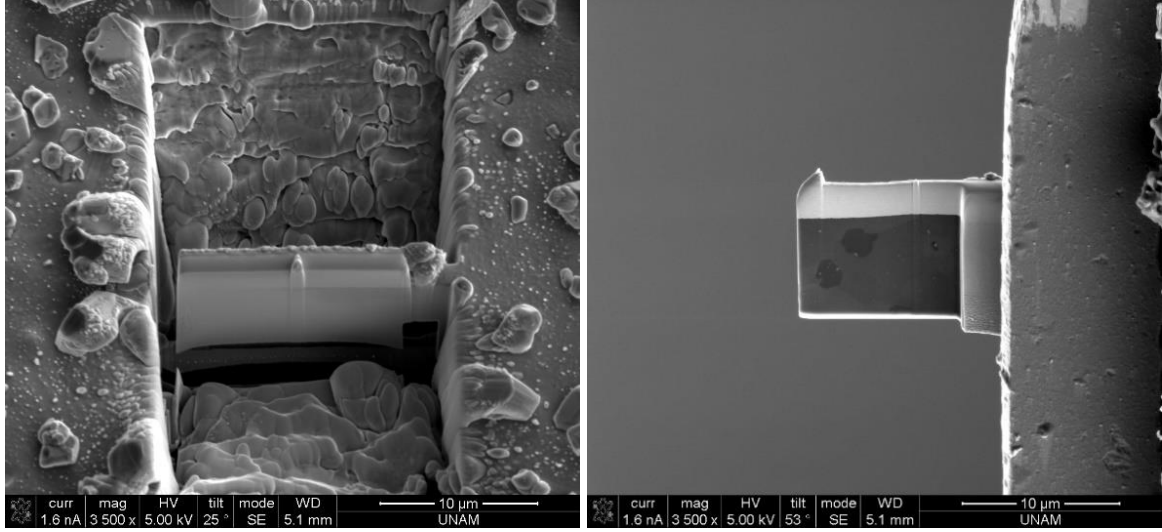
Çizelge 3.8. Elektropolisaj parametreleri

Solüsyon	Nitrik Asit (H_3NO_3) : Metanol (CH_3OH) = 1:4
Sıcaklık	-30 / -20°C
Voltaj	10 - 15V
Süre	Otomatik



Resim 3.8. TENUPOL marka elektropolisaj cihazı

1 litre olarak hazırlanan solüsyon Resim 3.8-b'deki hazneye yerleştirilmiştir. Resim 3.8-c'de gösterildiği üzere tutucuya numune yerleştirildikten sonra cihaza adapte edilmiş, ardından Çizelge 3.8'deki referans parametreler ile solüsyon yardımıyla delik delme gerçekleştirilmiştir. Solüsyon ortamını istenen sıcaklıkta tutmak için sıvı azot kullanılmıştır. İşlem süresince bir termokupul ile sıcaklıklar sürekli olarak ölçülmüştür. Numuneler çıkarıldıktan sonra metanol ile temizlenip sonra filtre kağıdında kurutulduktan sonra optik mikroskop ile 4X büyütmede delik geometrisi kontrol edilmiş, hazır olan numuneler TEM için ayrılmıştır. Numune hazırlığı sonrasında malzemeler TEM cihazına yerleştirildiğinde istenen görüntüler bazı numunelerde elde edilemediği için bir kısmı da FIB yöntemi ile de numune hazırlanmıştır.



Resim 3.9. T6 - 175-diyagonal numunesi FIB numune hazırlama görüntüsü

FIB cihazına yerleştirilecek numuneler Resim 3.7’de gösterildiği gibi mikron kalınlığa kadar düşürülmüş numunelerdir. FIB cihazı ile $8 \times 8 \mu\text{m}^2$ genişliğinde 100 nm kalınlığında numuneler üretilmiştir. TEM numune tutucuya yerleştirildikten sonra görüntüler alınmıştır. T6-175-diyagonal numunelerinin çıkarılış şekli Resim 3.9’da gösterilmiştir. Şekillerde SE modda 3500 büyütmede 25° açı ile numunenin çıkarıldığı kısım (sol), sağda ise TEM’de incelenmeye hazır numune görülmektedir.

3.5. Deneysel Çalışmalar

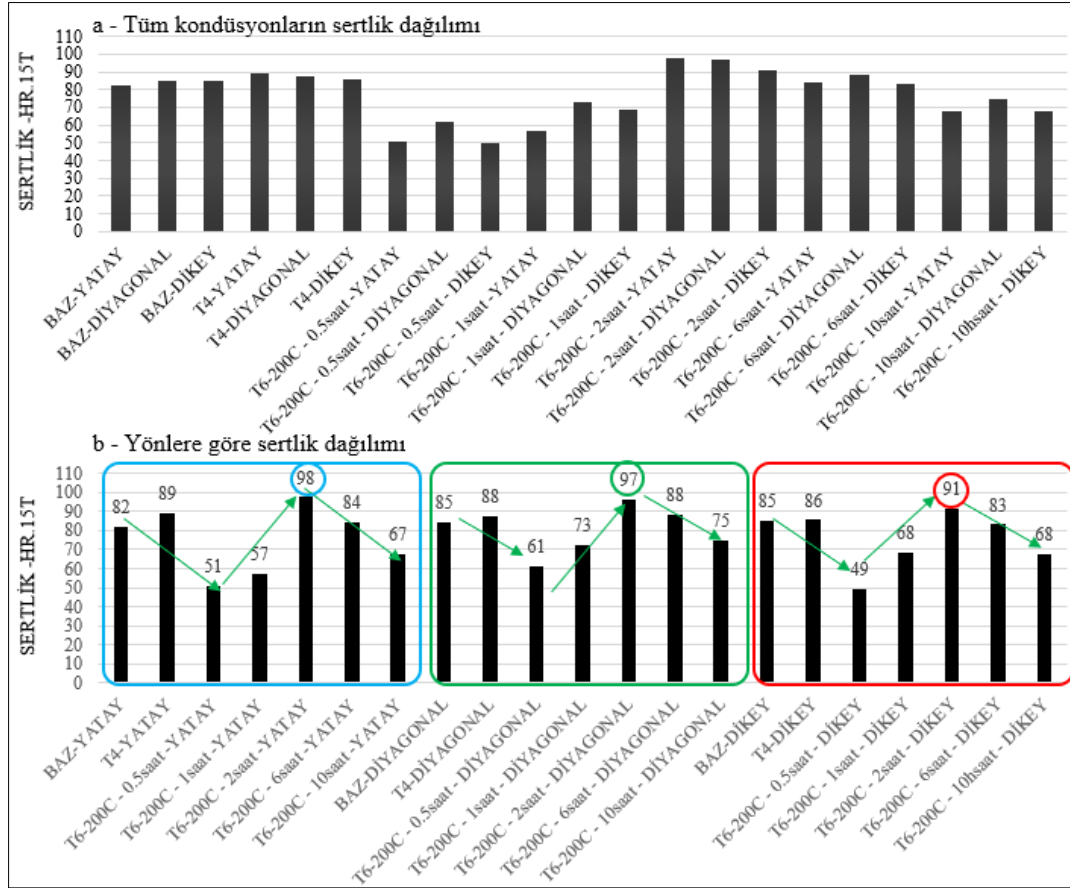
3.5.1. Sertlik testi sonuçları

Isıl işlemin malzemede oluşturacağı mekanik değişimin önemli bir göstergesi sertlikte oluşan değişim olduğu için iki farklı üretim için de ilk olarak sertlik ölçümü gerçekleştirilerek farklı parametrelerdeki sonuçlar incelenmiştir.

Mikrosertlik ölçümü ilk olarak 200°C sıcaklıkta 30 dk ile 10 saat arasında yapay yaşlandırma ve 96 saat doğal yaşlandırmaya maruz bırakılan numuneler için yapılmıştır. Ölçümler EMCOTEST-Durascan marka mikro sertlik cihazında ilk olarak HV0.1 standardına göre yapılmaya başlanmış ancak T4 ısıl işlemlili numunelere gelindiğinde malzemede aşırı gözenek gözlemlenmiştir. Gözenegin yüzeysel olabileceği düşünülüp malzemenin kalınlığı 10 mm’den 2mm’ye kadar belirli ölçülerde düşürülüp ölçüm alınmış

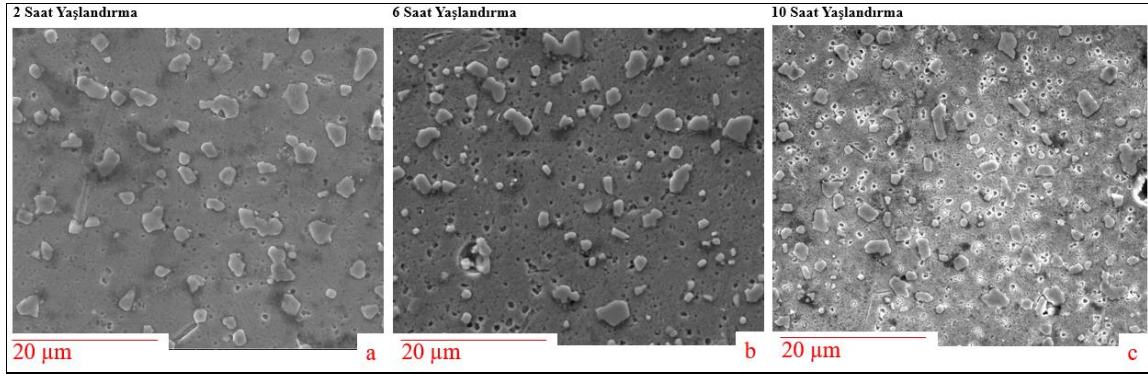
ancak her katmanda aynı görüntü elde edilince daha sağlıklı ölçüm alabilmek için HR.15T skalasına geçilmiştir. HR.15T sertlik ölçümü 1/16" çaplı bilya ile 29.42 N ön yük ardından 147.1 N yük ile 4 tekrarlı olarak yapılmıştır. Batma derinliği 0.15 mm'dir.

Şekil 3.5'te baz numunelerin, çözeltiye alınan (SHT) ve ardından yapay ve doğal yaşlandırma uygulanan numuneler için sertlik değerleri görülmektedir. SHT işlemi uygulanan numuneler suda soğutulduktan sonra bir kısmı doğal yaşlandırma için 96 saat bekletilip sertlik değerleri ölçülmüştür. Şekil 3.5'te T4 olarak gösterilmektedir. Yapay yaşlandırmada ise SHT ve su verme işleminden sonra yaşlandırma süresinin etkisinin değerlendirilebilmesi için 200 °C sabit sıcaklıkta 0.5, 1, 2, 6, 10 saat yaşlandırma yapıp havada soğutulan numunelerin sertlik değişimleri incelenmiştir. Şekil 3.5-a'da verilen genel sertlik değişim grafiğinde baz numuneler ile doğal yaşlandırma yapılan numuneler arasında sertlik bakımından kayda değer değişim gözlemlenmezken, yapay yaşlandırmanın 0.5 ve 1 saat yapılması durumunda sertlik değerlerinde ortalama %40 düşüş gözlemlenmiştir. Bunun sebebinin, literatürdeki benzer bir bulgu ile de desteklendiği şekilde sertliği etkileyen mekanizma olan çökeltilerin henüz oluşmadan sertlik ölçümü alınmış olmasıdır [128]. Başka bir çalışmada ise aynı alaşım için 40 saate kadar yapılan ölçümlerde sertlikte bir değişim gözlemlenmemiştir [131]. Doğal yaşlandırma ile ilgili bir literatür çalışmasında sertlikteki artışın zamana bağlı olarak nanoboyutta çökelen katı atomların düzensiz bir şekilde dağılımı ve kümelenmesi (ikincil atomların difüzyonu) ile açıklanmıştır [140]. Bu çalışmadaki deneysel sonuçlardan elde edilen veriler doğrultusunda numunelerin hacim ve kütlesi dikkate alındığında 2 saatlik ısıtma işlemde en yüksek sertlik değerine ulaşıldığı (peak ageing) görülmektedir. Bu sertlik değerinin baz numune sertliğinden %12 civarında fazla olduğu hesaplanmıştır. Isıtma işlem süresinin daha da arttırılması ile birlikte sertlikteki değişimin 10 saate doğru doğrusal olarak azaldığı tüm yönlerdeki ölçümlerde gözlemlenmektedir. Bunun sebebinin ise çökeltilerin sayısının, boyutunun ve dağılımının homojenliğini kaybetmesi ve düzensiz aşırı çökelti oluşumu ile birlikte yumuşama gösterdiği şeklinde yorumlanmaktadır (Resim 3.10). Şekil 3.5.b'de ise numunelerdeki sertlik dağılımı üretim yönlerine göre sınıflandırılarak ayrıca sunulmuştur. Yatay üretilen numunelerden 2 saat yapay yaşlandırmaya maruz bırakılan numunenin en büyük sertlik değerine ulaştığı ölçülmüştür.



Şekil 3.5. Yaşlandırma süresinin sertliğe etkisi

Tez kapsamında farklı sürelerde ısıtıl işlem yaptırılan numunelerin 5000x büyütmedeki SEM görüntüleri Resim 3.10'da sunulmuştur. Örnek olarak yatay üretilen numunelerde 2 saat yaşlandırma süresinden 10 saat yaşlandırma süresine gidildikçe Si çökeltilerin boyutlarında ve dağılımlarında düzensizlikler olduğu tespit edilmiştir. 2 saat yaşlandırılan numunelerdeki çökelti oranı ImageJ görüntü işleme yazılımı ile 2-7 mikrometre boyutlarındaki çökeltilerin ölçüm alanına oranı %13 mertebelerinde ölçülmüşken 10 saat yaşlandırmada çökelti oranları %6 civarında ölçülmektedir. Resimlerden görüldüğü üzere homojen dağılımlı iri tanelerin etrafında nano boyutta bir çok düzensiz çökeltinin olduğu gözlemlenmiştir. Yapılan sertlik ölçümlerinde çökelti miktar ve boyutlarındaki bu değişimin ölçüm sonuçlarında etkili olduğu düşünülmektedir. Malzeme yapısında bulunan çökelti sayısının azalması dislokasyonların hareketleri sırasında daha az engel ile karşılaştığından sertlikte azalmaya sebep olmaktadır. Diğer yönlerde üretilen numunelerde de benzer sonuçlar elde edilmiştir.

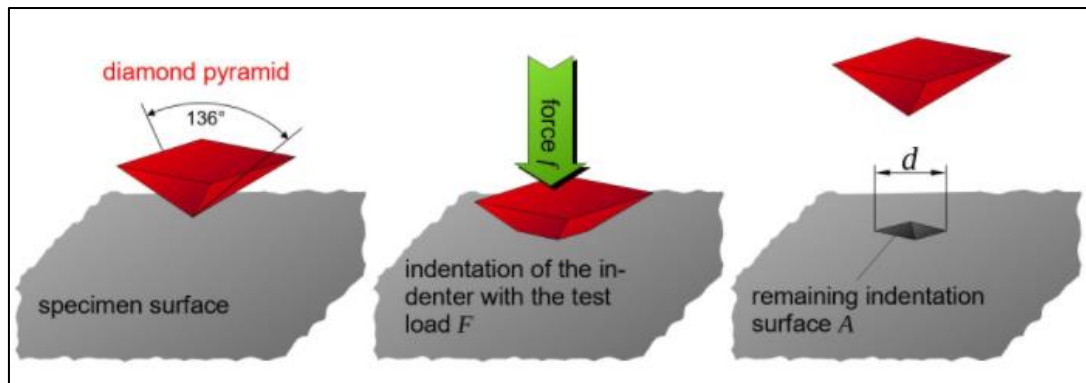


Resim 3.10. Farklı sürelerde yaşlandırılmış AlSi10Mg alaşımının mikroyapı görüntüleri

Bu inceleme neticesinde elde edilen sonuç, üretim yönünden bağımsız olarak 2 saatlik yapay yaşlandırmanın uygun olduğu ve bu değişimlerin yöne göre benzerlik göstermesinin sebebinin El’da oluşan yöne bağlı üretimden kaynaklı farklı yapılarda oluşan ergiyik havuzların şekil farklılıklarının çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri ile birlikte homojen bir yapıya geçmesi gösterilebilir.

Süre ile ilgili çalışmaya ek olarak sabit ısıtıl işlem süresinde (2 saat) fakat farklı sıcaklıktaki ısıtıl işlemlerin etkileri de çalışmaya dahil edilmiştir. Çizelge 3.6’daki tabloda EOS M290 cihazı ile üretilen numunelere sertlik ölçümleri yapılarak sonuçlar detaylı olarak karşılaştırılmıştır.

Ölçümler Zwick-Roell-ZHV10 marka cihazda HV0.2 skalasına göre gerçekleştirilmiş olup, Test yükü olarak 1,962N uygulanmıştır. Testin uygulanış şekli HV sertlik ölçümü Şekil 3.6’da gösterilmektedir. Test hızı 25 mm/dak. olacak şekilde 10 tekrarlı ölçüm alınmıştır. Kullanılan objektif lens 20:1 oranındadır.



Şekil 3.6. HV0.2 sertlik ölçümü

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (3.1)$$

$$HV = \frac{(0.1891 \times F)}{d^2} \quad (3.2)$$

Elmas ucun batma derinliği kenar ölçüleri denklem (3.1) ve (3.2)'ye göre hesaplanmıştır.

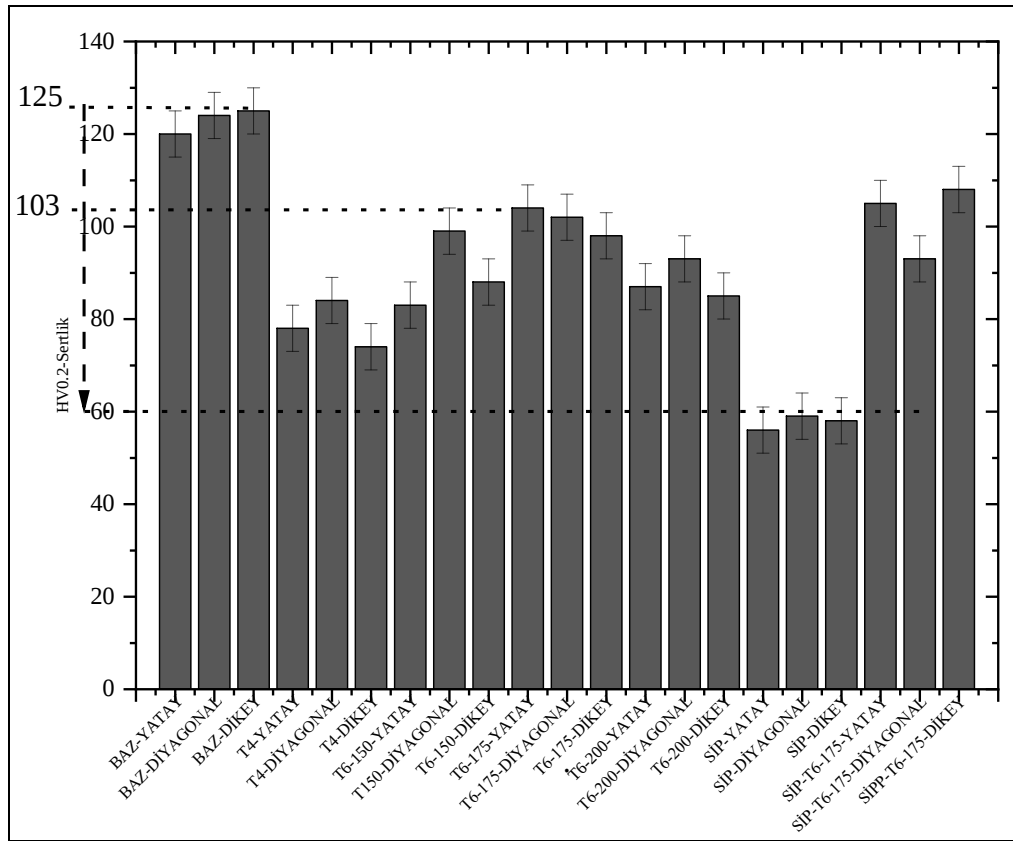
Baz T4, T6, SİP ve SİP+T6 uygulanmış test kuponlarında HV0.2 sertlik değişimleri incelenmiştir. Bu incelemeler yatay, diyagonal ve dikey olan tüm numuneler için toplam 21 farklı kombinasyonda parametre için gerçekleştirilmiştir. Sonuçlar Şekil 3.7'de gösterilmiştir.

Isıl işlem süresi çalışmasının ardından gerçekleştirilen farklı sıcaklıkların sertliğe etkisi ile ilgili çalışmaya SİP uygulanmış ve SİP işleminden sonra T6 uygulanmış numuneler de dahil edilerek çalışma genişletilmiştir. Sertlik değerlerinin yine baz numunelere göre değişimi incelenmiştir. Baz numunelerde sertlik değeri 125 HV0.2 civarında ölçülmüştür. 96 saat oda şartlarında T4 ısıtma işlemi ile birlikte sertlik 80 HV0.2 mertebelerine kadar gerilerken, 175°C'de yapılan T6 ısıtma işlemi ile birlikte 103 HV0.2'ye kadar tekrar çıkmıştır. SİP işlemi uygulanan numunelerde sertlik baz numunelere göre %50 azalırken, sertlikteki bu azalmanın telafisi için tekrar 175 °C'de T6 işlemine tabi tutulduğunda sertlikteki kaybın geri kazanıldığı görülmüştür. Sertlikteki bu kazanım ilerleyen başlıklarda da anlatıldığı üzere mukavemetteki iyileşmenin de bir göstergesi olarak tespit edilmiştir. T6 ısıtma işlemi 2 saat sabit sürede 150 °C, 175 °C ve 200 °C olarak uygulanmıştır. Süre çalışmasında olduğu gibi sıcaklık çalışmasında da yöne bağlı olarak değişim tüm yönlerde benzerlik gösterdiği için ayrıca grafiklendirilmemiştir.

Yapay yaşlandırmanın etkisinin 175 °C'de yapılan yaşlandırma için en yüksek değerde olduğu gözlemlenmiştir. Tüm yönlerde aynı sıcaklık değerinde bu şekilde elde edilmiştir. Baz numuneler ile kıyasla numunenin sertliğinde %20 civarında bir azalma olmuştur. Bu sonuçla uyumlu literatürde başka çalışmalara da rastlanmıştır [113].

SİP uygulanan numunelerde ise baz numunelere göre sertlik değerlerinin ortalaması yarıya inmiştir. Takip eden mekanik testlerden de görüleceği üzere SİP uygulanan numunelerde mukavemeti oluşturan etkenlerin yok olmasından ötürü sertliklerde ciddi bir düşüş gözlemlenmektedir. Bu durum endüstriyel açıdan değerlendirildiğinde, malzemede

gerçekleşen yumuşama sayesinde SİP sonrası, soğuk / sıcak deformasyon işlemleri olan dövme, haddeleme, ekstrüzyon gibi ardıl işlemlerin daha düşük kuvvetlerde ve daha kontrollü yapılabilmesine imkan sağlayacağı için yarı mamul üretimi konusunda bir avantaj olarak ta kullanılabilir. Bu ısıl işlem üretilmesi zor bir geometri Eİ ile üretilip SİP yapıp daha sünek hale getirildikten sonra bölgesel olarak plastik deformasyona uğratarak istenen geometri elde edildikten sonra tekrar ardıl işlem uygulanarak mukavemet açısından daha uygun hale getirilip kullanılmasına da olanak sağlamaktadır. SİP işlemi sonrası T6 ısıl işlemi uygulanan numunelerde sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiş ve sadece SİP yapılan numunelere kıyasla %60 artış göstererek baz numunelere yakın değerler ortaya çıkmıştır.



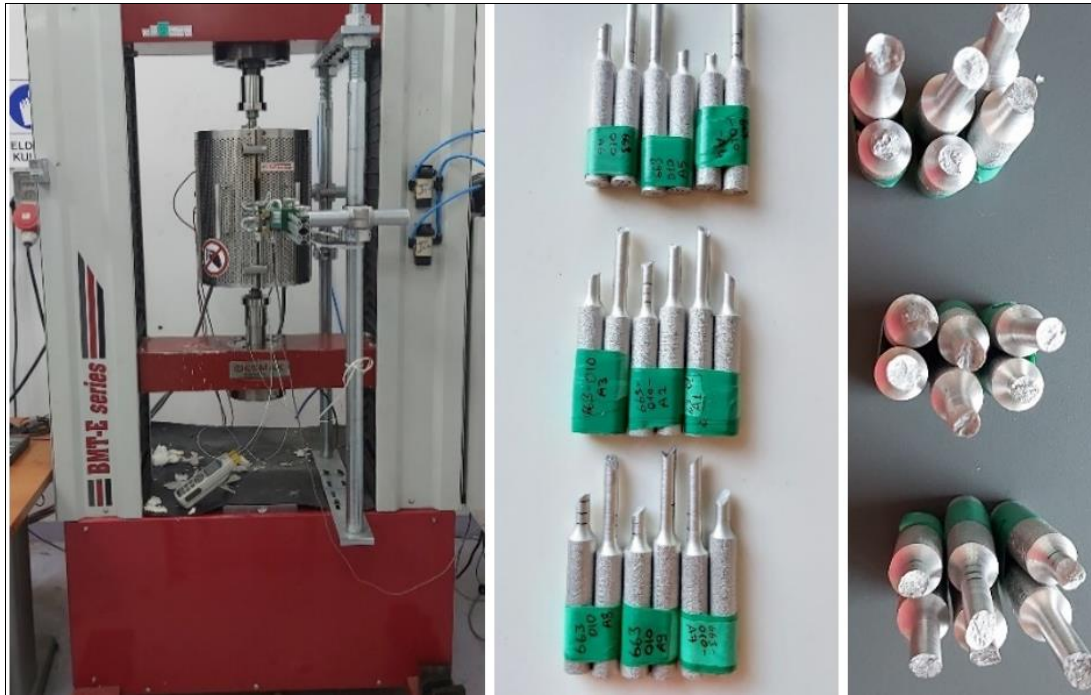
Şekil 3.7. Yaşlandırma türü ve sıcaklıkların sertliğe etkisi

Genel olarak, baz numunelerde yüksek sertlik görülmesi hızlı soğuma ve katılaşmanın etkisi ile aşırı doymuş katı çözeltilerin sıkı bir ötektik mikroyapı oluşturması ve bu yapının da nano boyutlu Si'nin sık bir şekilde yapı içinde dağılmasından kaynaklandığı söylenebilir [108]. Baz numunelerin sertlik değerlerinin ısıl işlem uygulanmış numunelere oranla yüksek olduğu benzer bir çalışmada bulgu olarak belirtilmiş ve ısıl işlem uygulanan numunelerdeki mikroyapının değişiminden ötürü sertliğin düştüğü vurgusu yapılmıştır [108].

Tez kapsamındaki alaşım, ayrıca kimyasal kompozisyon açısından benzer olan döküm (ASTM-A340) gibi malzemeler ile kıyaslandığında (60-90HV) SİP yapılan numuneler hariç, diğer tüm durumlarda daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu gözlemlenmiş, SLE yöntemindeki sık, homojen dağılımlı ve küresel mikro yapının buna etkisi olduğu sonucuna varılmıştır [49, 149]. Bu etkenlere ek olarak XRD testlerinde de tespit edildiği üzere Mg_2Si 'nin varlığının da sertliğe etkisi olduğu düşünülmektedir.

3.5.2. Malzeme mekanik davranışının değerlendirilmesi

Yaşlandırma ve SİP işleminin baz numunelere kıyasla malzemenin mekanik davranışına etkisini incelemek için test kuponları üretilip çekme testi gerçekleştirilmiştir. Testler ASTM E8/E8M-15a standardına göre BESMAK-BMT-E Series marka cihazda gerçekleştirilmiştir.

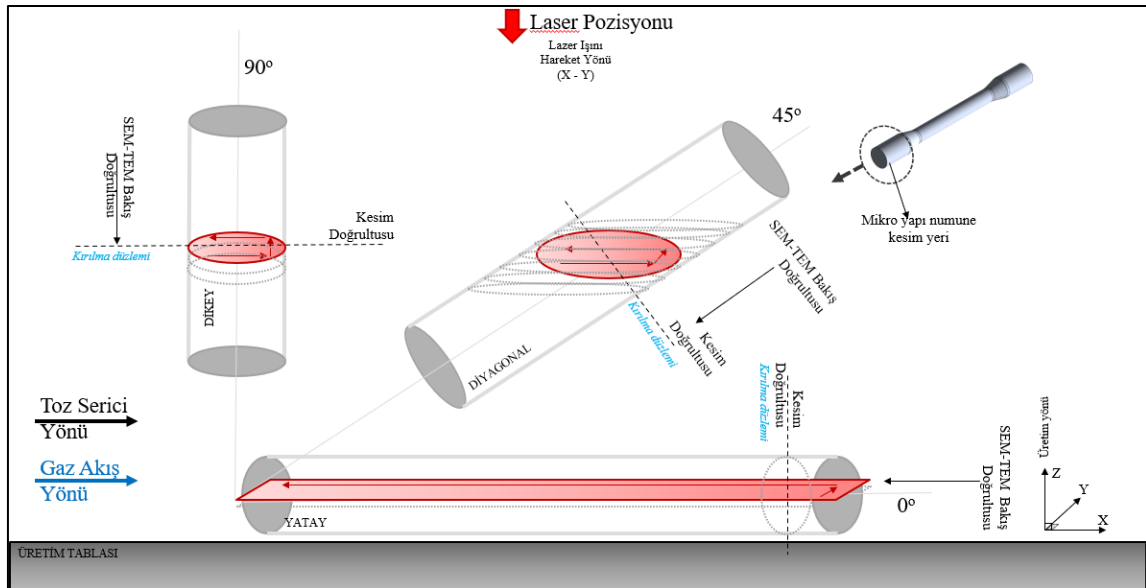


Resim 3.11. Çekme test cihazı ve testi tamamlanmış bazı numuneler

Test hızı elastik bölgede 0.5 mm/dak., plastik bölgede 1.5 mm/dak. olarak oda sıcaklığında manuel uzama ölçümü alınarak gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan test kuponlarının ilk çapı ve ilk boyu ölçülmüştür. Test bittikten sonraki çap ve boyu da ölçülerek değerler hesaplamalar için kaydedilmiştir. Akma gerilmesi (MPa), çekme gerilmesi (MPa), uzama (%) ve elastiklik modülü (GPa) gibi değerler testlerden elde edilen kuvvet-uzama verilerinden yola çıkılarak

oluşturulan gerilim gerinim grafiklerinden hesaplanmıştır. Testler minimum 3 tekrarlı olarak gerçekleştirilmiştir. Test esnasında cihazdan kaynaklı bir hata olduğunda başka bir numune ile test tekrar edilmiştir. Resim 3.11’de deneylerin gerçekleştirildiği çekme test cihazı ve testi tamamlanmış bazı numuneler gösterilmiştir.

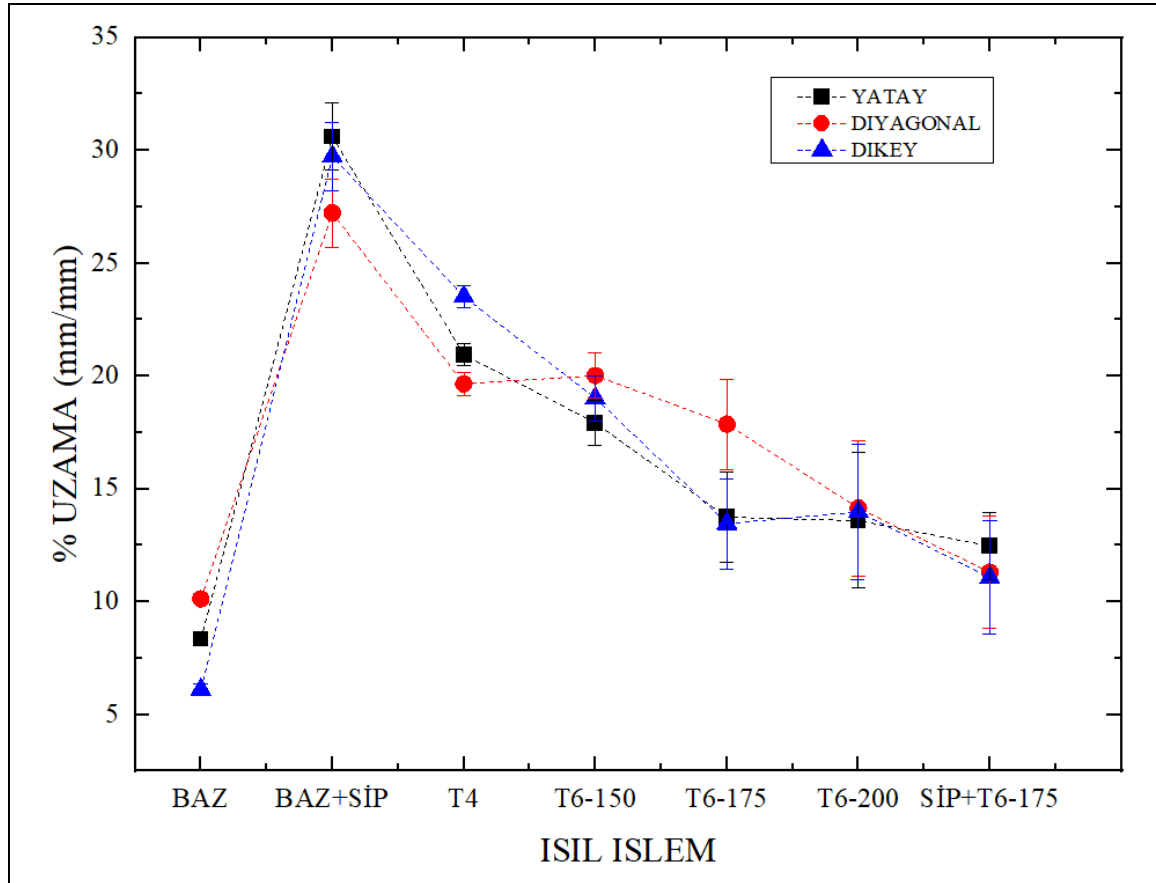
Eİ ile katman katman üretim esnasında belirli bir hat boyunca iki eksenle sürekli ve hızlı bir şekilde ergime ve ardından hızlı bir şekilde katılaşma olması sıkı bir mikroyapıya neden olmaktadır. Ayrıca farklı yönlerde göre üretim yapıldığında, sıkı mikro yapıları barındıran farklı boyutlarda ergiyik havuzlar oluşmaktadır [121,126]. Üretimin doğasından kaynaklanan bu durumun mekanik özelliklere etkisi makro düzeyde belirgin bir şekilde görülmektedir. Önceki bölümlerde vurgulandığı üzere üretim parametrelerinin, kullanılan malzemenin etkileri büyüktür [123,126]. Bu durum mikroyapının, üretim esnasında parçanın tezgahındaki konumuna bağlı olarak farklı mekanik özellik gösterecek şekilde oluşmasına neden olmaktadır. Bu sebeple üretim tablasının düzlemine göre yatay (0°), diyagonal (45°) ve dik (90°) olmak üzere 3 farklı yönde çekme test kuponlarına T4, T6 ve SİP, SİP+T6 ısıtma işlemleri uygulanmıştır. Üretim yönüne bağlı değişkenleri de içerecek şekilde deneysel sonuçlar yorumlanmıştır. Şekil 3.8’de numunelerin tezgah tablasındaki konumu gösterilmiştir.



Şekil 3.8. Numunelerin üretim yönleri ve mikroyapı inceleme doğrultusu

Baz numunelerde üretim yönüne bağlı olarak uzamada değişimler gözlemlenmiştir. Yatay olan numunelerde %8 uzama olurken dikey numunelerde %6, diyagonal olanlarda ise %10 uzama olmuştur. Baz numunelerde dikey numunelerdeki uzamanın en düşük olmasının sebebinin, numunenin üretilirken tezgah tablasındaki konumu ile ilişkilendirilmektedir. Şekil 3.8’de numune konumlarına göre her bir kesite denk gelen yüzey alanları gösterilmiştir. Katman düzlemine paralel (dikey numuneler), yönde çekme kuvvetine maruz kalan test kuponunda çatlak ilerleyişinin ergiyik havuzların sınırlarından gerçekleşmesiyle düşük uzamaya sebep olduğu önceki bir çalışmada vurgulanmıştır (Resim 2.2). Aynı çalışmada diyagonal numuneler için ise ergiyik havuzu dizilimlerinin üstüste daha karmaşık halde olmasını uzamayı arttırıcı bir etken olarak bahsedilmiştir [136]. Bu yaklaşım çatlak ilerleme durumunda ergiyik havuz sınırlarındaki mikroyapının daha kaba oluşu ve iç yapı kusurlarının daha çok bu bölgelerde bulunması temeline dayanmaktadır. Literatürdeki bulgular deneylerden elde edilen sonuçlar ile paralellik göstermektedir. Ek olarak, Şekil 3.8’de gösterildiği gibi yatay, dikey ve diyagonal numunelerde aynı katman için lazerin etkidiği yüzey alanları arasındaki fark, önceki ve sonraki katmanlar arasındaki ısı dağılımı açısından fark yarattığından ötürü ergiyik havuz desenleri boyutsal olarak değişmektedir. Bu durumun da mikroyapıda farklılık yarattığı ve mekanik değerleri etkilediği söylenebilir.

Şekil 3.9’dan görüldüğü üzere uzama baz numunelerde %5-10 arasında değişirken, çözeltiye alma işlemi sonrasında doğal yaşlandırmaya maruz bırakıldığında, süneklik artarak %17-25 seviyelerine kadar artmıştır. T6 numunelerde ise çökelti oluşumunun etkisiyle mukavemetteki artış ile birlikte uzama da bir miktar azalma gözlemlenmektedir. Aynı zamanda süneklikteki artışın artan yaşlandırma sıcaklığı ile birlikte %25’ten 15’e düşerek azalma eğilimi göstermiştir. SİP yapılan numunelerde ise üretim yönünden bağımsız bir şekilde sünekliğin baz numunelere göre 7 kata kadar arttığı tespit edilmiştir. SİP+T6 yapılan numuneler de ise uzama değerleri T6 yapılan numunelerdekine benzer şekildedir. SİP yapıldıktan sonra artan süneklik, ardından çözeltiye alınıp su verilen ve 175°C’de 2 saat yaşlandırma yapılmasıyla birlikte yapı tekrardan toparlayıp, T6 formundaki mikroyapıya dönüşmüş ve süneklik değeri benzerlik göstermiştir. Ancak bu durumdaki avantaj, bu sefer yapıda gözeneklerin bulunmamasıdır.

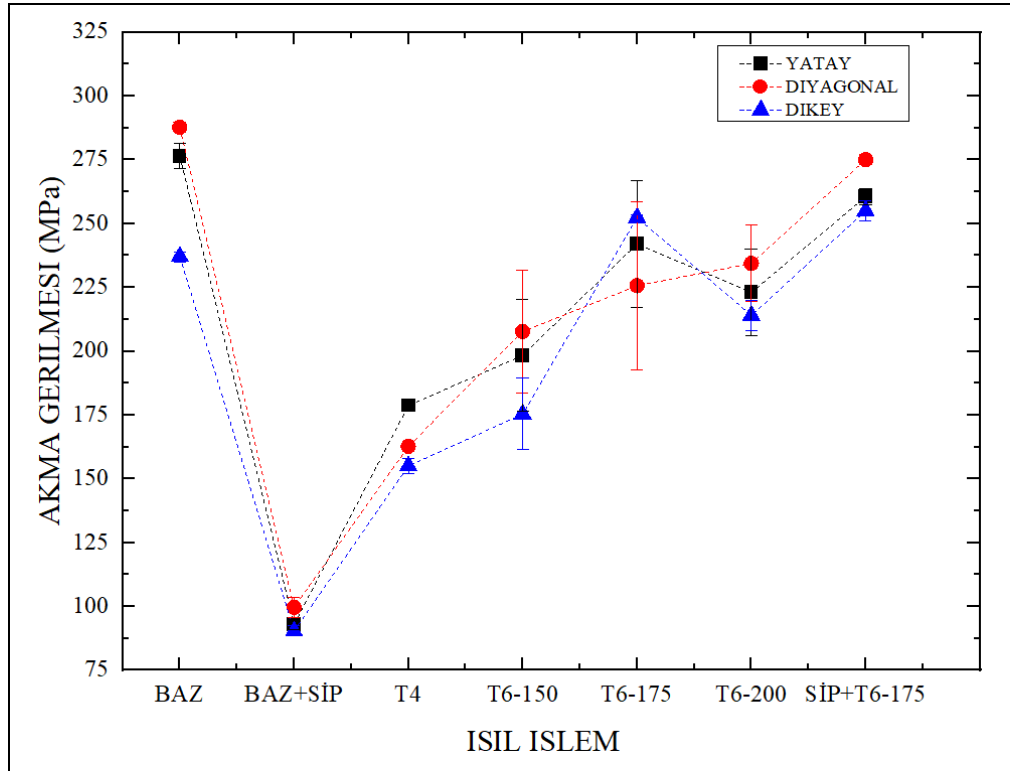


Şekil 3.9. Uzama - ısıt işlem ilişkisi

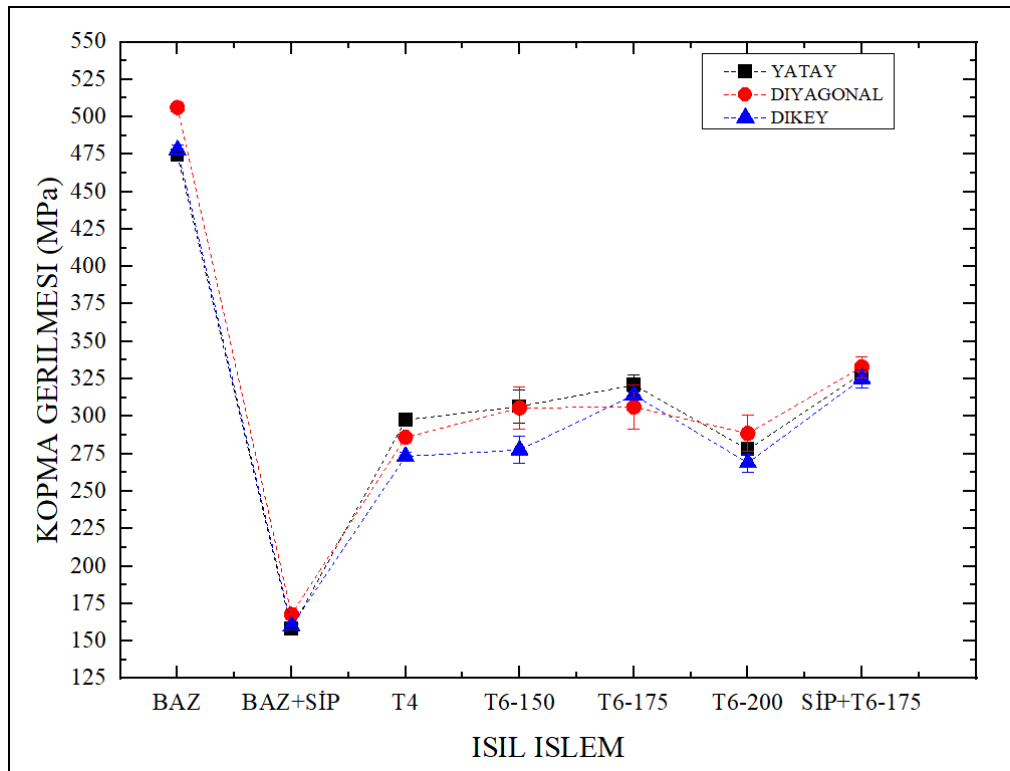
Şekil 3.10'da ve Şekil 3.11'de akma ve çekme mukavemetleri baz numunelerde en yüksek değerdedir. Yaşlandırma işlemi ile birlikte %35-40 civarında mukavemette azalma gözlemlenmiştir. Doğal ve yapay yaşlandırma kıyaslandığında akma ve çekme mukavemeti açısından yapay yaşlandırmada daha yüksek sonuçlar elde edildiği görülmekle birlikte, yapay yaşlandırmada 175 °C'de 2 saat süre ile yapılan yaşlandırmada en yüksek değerler elde edilmiştir. Baz numuneler kendi içinde değerlendirildiğinde diyagonal numuneler yatay ve dikey olanlardan daha yüksek mukavemete sahiptir. Çekme gerilmesinde diyagonal numunelerdeki fark, kırılana kadar diğer yönlerle oranla daha fazla enerji absorbe edebileceğini göstermektedir. Literatürdeki bazı çalışmalarda da yatay numuneler ile dik numuneler akma ve çekme mukavemeti açısından karşılaştırıldığında yatay numunelerde daha yüksek değerlere ulaşıldığı gösterilmiştir. Buna sebep olarak üretim sırasında oluşan kusurlar ve gözenekler gösterilmekte ve bunun da ikincil işlemler ile giderilebileceğinden bahsedilmektedir [154, 155]. Bu sonuçlar üretim yönünün mekanik özelliklere etkisinin büyük olduğunu göstermektedir.

Ardıl ısıt işlemler ile birlikte mukavemet değerlerinde azalma gözlemlenirken süneklikte artış gözlemlenmektedir. Literatürde de benzer sonuçlar raporlanmış, ısıt işlemler ile mekanik özelliklerin kontrollü bir şekilde iyileştirilebileceğine değinildiği üzere tez kapsamındaki deneysel çalışmalarda da AlSi10Mg malzemesi için ardıl işlemler ile malzeme mekanik özelliklerindeki değışimler detaylı olarak çalışılmıştır [119, 120, 157]. Tez içerisinde farklı parametreler ile yapılan ardıl ısıt işlemlerden elde edilen mekanik sonuçlar incelendiğinde SİP+T6 yapılan numunelerde SİP sayesinde yoğunluk yığın malzeme yoğunluğuna ulaşmış, aynı zamanda yapı içerisinde kusurlar da azaltılarak mukavemet değeri baz numunelerdeki değere yaklaştırılmıştır [115]. SİP+T6 yapılan numunelerde ayrıca görölmektedir ki mukavemet değeri birbirine yaklaşmış, baz numunelerde yöne bağılı gözlemlenen farklılıklar azalmıştır. Bu durum ısıt işlemlerden sonra tüm yönlerde homojen bir mikroyapıya ulaşılmış olmasına bağlanmaktadır. Bu bulgulara benzer bir durum literatürdeki bir çalışmada tespit edilerek bu hususa dikkat çekilmiştir [115].

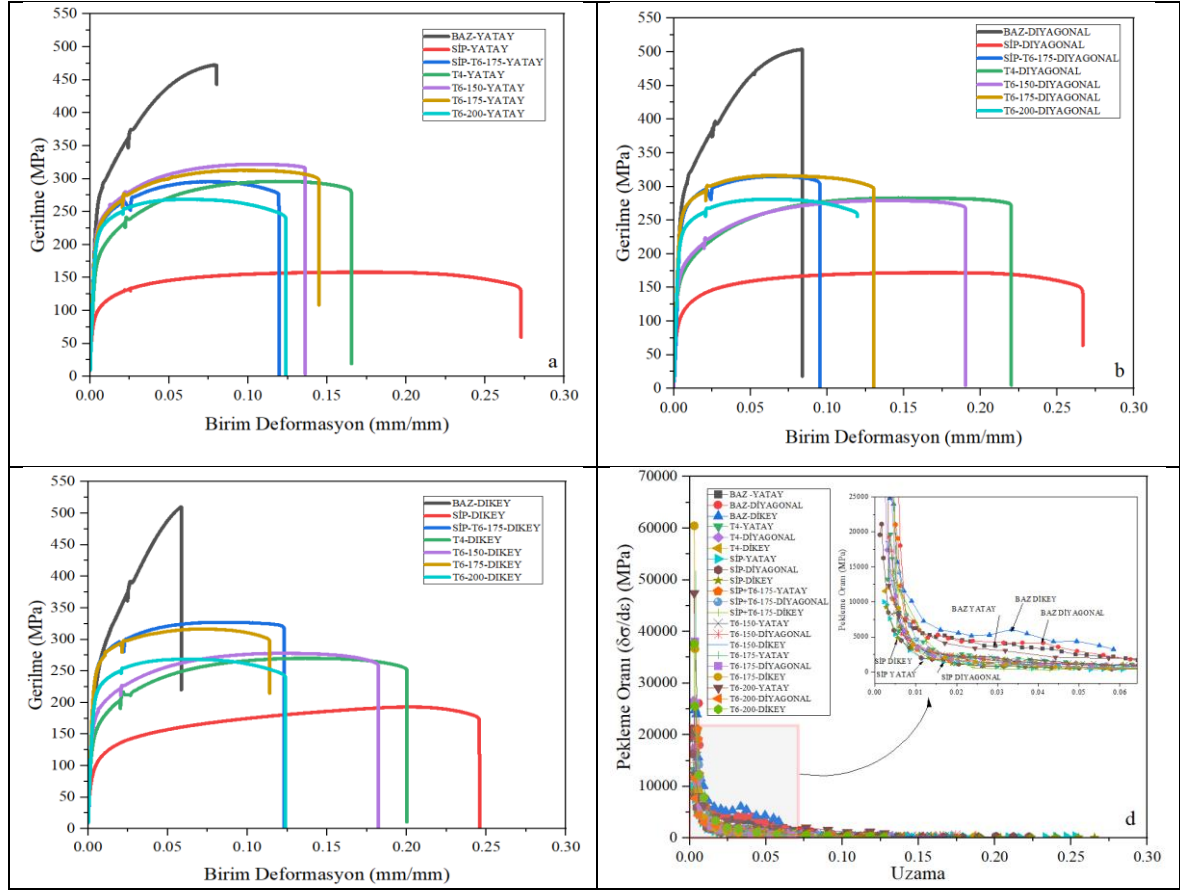
Rakamsal olarak bu mukavemet değeri bazı çelikler ve aynı alaşımin döküm olarak üretilen benzerleri ile kıyaslandığında üstün olduğu görölmektedir. Literatürdeki bazı yayınlarda kum kalıba döküm yöntemiyle üretilen kimyasal kompozisyon açısından benzer bir malzeme için çekme gerilmeleri 300-317 MPa arasında olduğu, yüksek basınçlı dökümde T6 ısıt işlem şartlarındaki malzemeler için 300-365 MPa arasında değışen değeri raporlanmıştır [49, 148, 149, 158]. Eİ ile tez kapsamında üretilen alaşımlarda üretilen alaşımlarda 3.5.4 nolu başlıkta bahsedildiği üzere sıkı mikroyapı ve Si fazının homojen dağılımı sayesinde baz numunelerde 474-506 MPa arasında değışen çekme gerilmesi değeri ulaşılmıştır.



Şekil 3.10. Akma mukavemeti – ısıt işlem ilişkisi



Şekil 3.11. Çekme mukavemeti – ısıt işlem ilişkisi



Şekil 3.12. Çekme testi sonuçları ve pekleşme oranı

Şekil 3.12.a-b-c'de çekme testlerinden elde edilen kuvvet-uzama değerlerinden yola çıkılarak oluşturulan mühendislik gerilme ve birim deformasyon grafikleri sunulmuştur. Önceki grafiklerde tarif edilen mukavemet ve süneklikteki değişim bu grafiklerden de gözlemlenmektedir. Şekil 3.12.d'de ise gerçek gerilme ve uzama grafiklerinden, akma noktasından sonra kırılma noktasına kadarki pekleşme grafiği eğrisinin birinci dereceden türevi alınarak elde edilen $(\delta\sigma/\delta\varepsilon)$ pekleşme oranı grafiği sunulmuştur. Grafiğe göre mikro yapı olarak hücresel yapıya sahip malzemeler (baz malzemelerde olduğu gibi), hücresel olmayan yapılara oranla daha yüksek oranda pekleşir (SİP yapılan numuneler) [159]. Grafiklerdeki durum bu davranışı doğrulamaktadır. Pekleşmenin baz numunelerde hücresel hızlı soğumayla birlikte gelişen hücresel yapı oluşumu ve nano ölçekteki Si partiküllerin Al matris içinde aşırı çökmesiyle oluştuğu, bu yapının ardıl ısı işlemler etkisiyle dağılmasıyla pekleşmenin de azaldığı başka çalışmalarda raporlandığı üzere bu çalışma için de hesaplanarak sonuçların literatür ile uyumlu olduğu gösterilmiştir. [63, 128, 159].

Şekil 3.13'de Elastiklik modülü sonuçları gösterilmiştir. Birim uzama ile normal gerilme arasındaki doğrusal ilişkiyi tarif ettiği için malzeme dayanımının bir göstergesi olarak

açısından önem arz etmektedir. Gerilme değerinin uzamaya bölünmesi ile elde edilebildiği için ilk olarak çekme testi sonuçlarından hesaplanmıştır. Elastik bölgenin eğiminden elde edilen datalarda Şekil 3.9'dan görüldüğü üzere yüksek sapmalar gözlemlenmiştir. Bu hatanın numunenin test cihazına yerleşimi ve ekstansometreden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu ölçümleri daha hassas gerçekleştirebilmek için IMCE-RFDA-HTVP1600 cihazı ile ASTM-E1876-15 standardında uygun olarak Rezonans Frekans Sönümlleme Analizi (RFSA) testi gerçekleştirilerek sonuçlar daha hassas elde edilmiştir. RFSA tekniği, bir nesneye dinamik bir yük uygulandığında meydana gelen titreşim sonucunda numunenin rezonansa girmesiyle bir genlik ve titreşim oluşması temeline dayanmaktadır ve denklem 3.3 ile tarif edilmektedir.

$$E = 0.9465 \cdot \left(\frac{m \cdot f^2}{b} \right) \cdot \left(\frac{L^3}{t^3} \right) \cdot T_1 \quad (3.3)$$

RFSA test cihazı ile denklem 3.3'e göre Elastiklik Modülü hesaplanmaktadır ve bu formül $L/t \geq 20$ olduğunda geçerlidir [151]. Deneylerde bunun için $L/t=40/2=20$ olarak tercih edilerek numuneler hazırlanmıştır. Hazırlanan her numune kumpas ile ölçülerek değerler sisteme tanımlanmıştır.

Çizelge 3.9. Denklem 3.3 formülü parametreleri (ASTM E 1876-15)

Sembol	Parametre	Birim
E	Elastiklik Modülü	Pa; Pascal
m	Kütle	g
b	Numune genişliği	mm
L	Numune uzunluğu	mm
t	Numune kalınlığı	mm
f_f	Bükme modundaki doğal frekans	Hz
T_1	Düzeltilme faktörü	$T_1 = 1 + 6.858(t/L)^2$

RFSA ölçümü için 2mm kalınlığında 10 mm genişliğinde ve 40mm boyunda numuneler hazırlanmıştır. Elastiklik modülü için gereken numuneler 3.2 nolu başlıkta anlatıldığı üzere aynı ısıtma işlemleri ve aynı parametrelere göre hazırlanmıştır. Hazırlanan numunelerin ilk olarak kütlesi hassas terazide tartılarak deney sistemine yerleştirilmiştir. Deney sisteminde ölçüm alanında bulunan yan ve dikey teller numuneye temas ettirilmekte ve bu tellerin konumları ile birlikte ölçüsel tüm değerler yazılıma tanımlanmaktadır. Bu aşamadan sonra

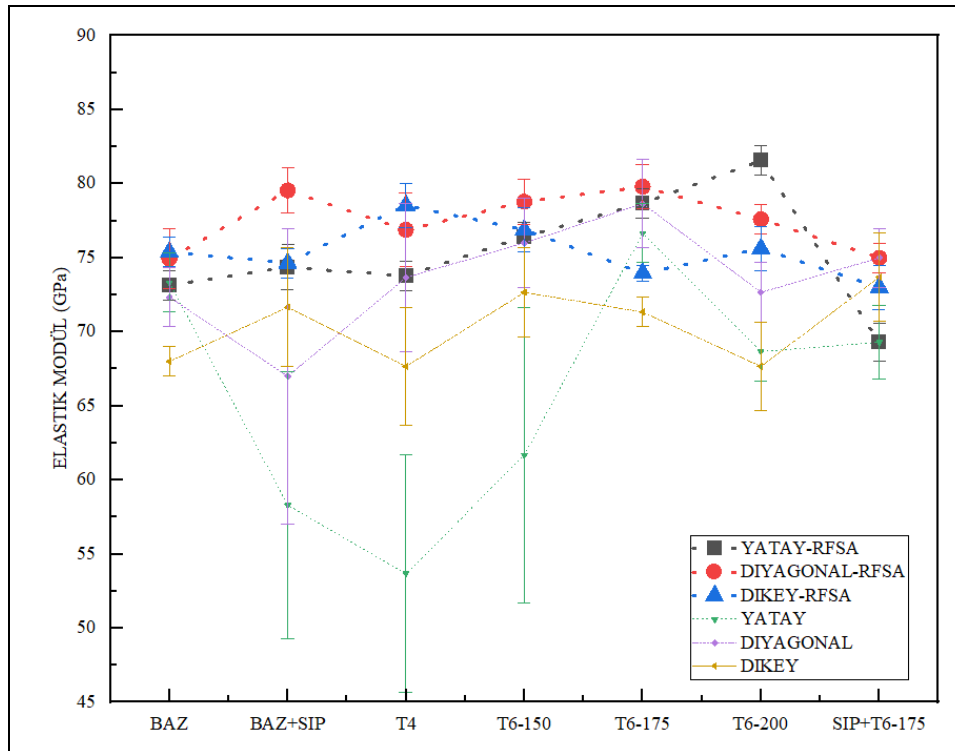
deney sisteminde bulunan çekiç ile numuneye darbe uygulanıp sisteme entegre olan mikrofondan frekans ölçümü yapılarak elastiklik modül hesaplanmaktadır.



Resim 3.12. Deneylerde kullanılan RFSA test cihazı [150]

Şekil 3.13’de baz numunelerin elastiklik modüllerinin birbirine yakın olduğu gözlemlenmektedir. Baz numunelerde sünekliğinin çok düşük birbirine yakın olması malzemelerin doğrusal elastiklik davranışının benzer oluşunun bir göstergesi olarak Elastiklik modül grafiğine de yansımıştır. Akma mukavemeti değerleri arasında yöne bağlı farklılıklar olmasına rağmen doğrusal elastik bölge eğimi benzer şekildedir. SİP yapılmış numunelerin yatay ve dikey olanlarında elastiklik modül değerleri çok yakın çıkarken diyagonal numunede daha yüksek değerler elde edilmiştir. Bu durum aynı numuneler için görülen akma mukavemeti değerleri ve elastik bölgedeki doğrusal eğimler incelenerek değerlendirilmiş ve bu kendi arasında uyumlu olduğu tespit edilmiştir. Diğer ısıtma işlem durumlarında da benzer kıyaslamalar yapılarak elastiklik modülü ile olan ilişki doğrulanmıştır. Yatay olarak üretilen numunelerde elastiklik modülünün diğerlerinden ayrı olarak düzenli artış göstermesinin de akma gerilme değerindeki artış olurken (SİP+T6-175 hariç) süneklikteki azalma oranı ile uyumlu olduğu gözlemlenmektedir. Diyagonal ve dikey numunelerde de akma mukavemeti ile süneklik arasındaki değişim benzer olmakla birlikte elastiklik modül değerinde yatay numunelerinki kadar net bir artış gözlemlenmemiştir. SİP ardından 175°C’de 2 saat T6 yapılan SİP+T6-175 numunelerde ise yatay numunede elastiklik modülün en düşük seviyede olduğu gözlemlenmektedir. Literatürde tezdeki bulgulara benzer bir çalışmaya rastlanmıştır. Makalede baz, çözeltiye alma ve 180°C’de 2 saat T6, gerilim giderme ve yumuşatma tavlama yapılan yatay ve dikey yönlerde farklı numuneler üretilmiştir. Baz numunelerde, tez kapsamındaki değerlere yakın şekilde yatayda

76 GPa, dikey numunelerde 75.5 GPa Elastiklik modülü değeri hesaplanmıştır [108]. Gerilim giderme yapıldığında (300°C, 2saat) bu değerin dikeyde 78 GPa, yatayda ise 73 GPa, yumuşatma tavlamasında yatay numunede 69 GPa değerlerine kadar gerilerken dikey numunelerde 74 GPa civarında olduğu kaydedilmiştir. Bu değerlerden yola çıkılarak doğrusal elastik bölge için farklı ısıt işlemlerde belirgin bir değişkenlik gözlemlenmezken yöne göre sonuçlara bir miktar farklılık göstermiştir [108].

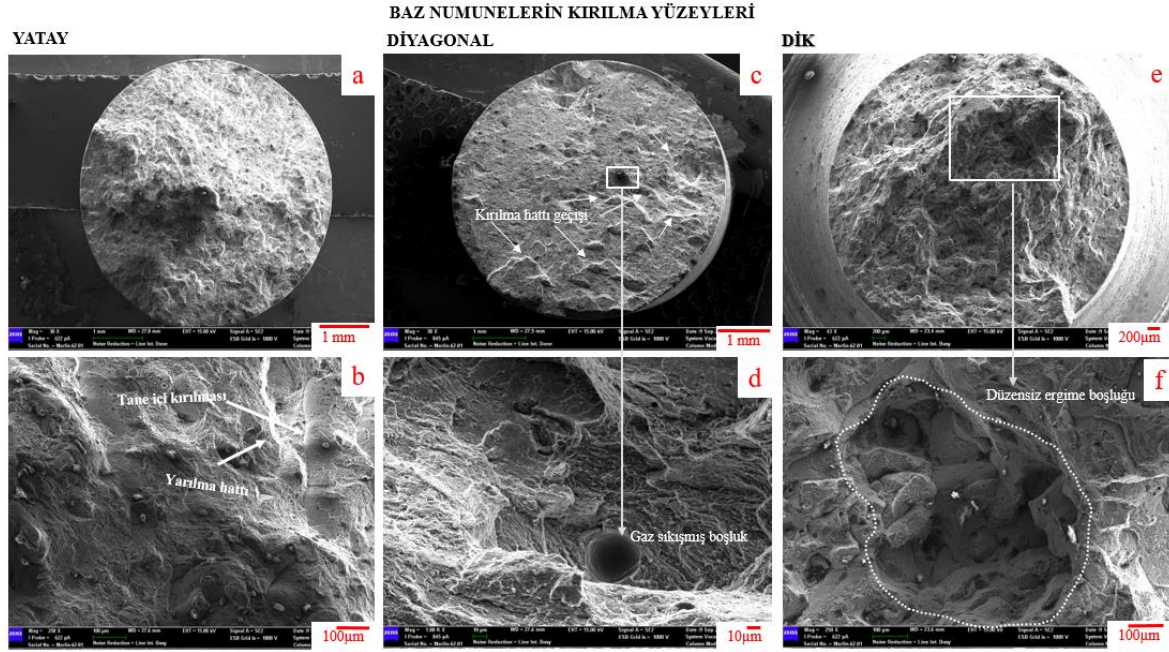


Şekil 3.13. Elastiklik modülü – ısıt işlem ilişkisi

Çekme testlerinden elde edilen sonuçların detaylı değerlendirilmesi için kırılma yüzeylerinin SEM ile görüntüleri farklı büyütme ölçeklerinde alınarak kırılma başlangıcı ve kırılmanın gelişimi incelenmiştir. Toz yataklı imalat sistemlerinde üretimin doğası gereği katmanlar halinde üretim gerçekleşirken, ergime ve katılaşma döngüsü içinde üstüste binen ergiyik havuzlar oluşmaktadır (Resim 2.2). Bu ergiyik havuzların kesişim yüzeylerinde, ergiyik havuz merkezi ile arasında ısı transferi ve soğuma hızı farklarından ötürü mikro yapı daha kaba hale gelmektedir. Bu da zayıf bir bölge oluşturup yük altında kırılmanın iki ergiyik havuzu arasındaki yüzeyden ilerlemesine neden olmaktadır [123, 136, 137]. Bu etkene ek olarak baz numunelerde kırılma başlangıcını üretim esnasında oluşan gözeneklerin baskın bir şekilde etkilediğinden literatürde bahsedilmektedir [107, 113, 114, 123]. Literatürdeki bir çalışmada

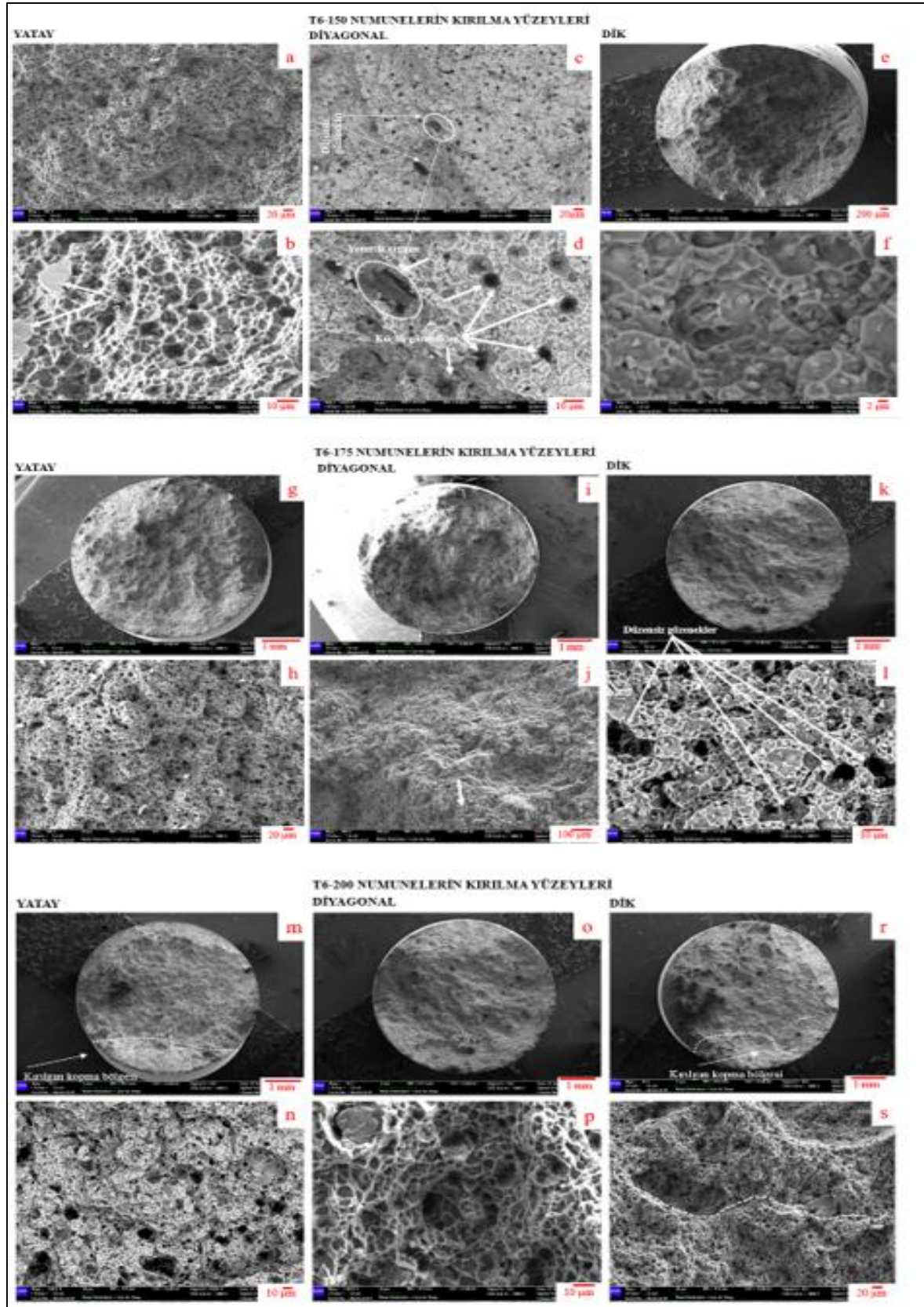
tarama stratejisinden kaynaklı olarak kontür tarama sırasında özellikle dikey yöndeki numuneler için daha boşluklu yapılar gözlemlendiğinden bahsedilmektedir. Bu nedenle çatlak başlangıcına karşı dikey numunelerin yüzeyinin daha hassas olduğu ifade edilmiştir [49]. Tezde kullanılan numunelerin yüzeyleri çekme testinden önce ASTM standardına göre taşlandığı için yüzey altındaki kusurlar giderilmiştir. Bu sayede içerideki gözeneklerin çatlak oluşumuna etkisi daha net görüleceği ve mekanik sonuçların yığın malzeme sonuçları ile daha doğru kıyaslanabileceği düşünülmüştür. Çekme testlerinden elde edilen gerilme ve uzama değerlerinin literatürdeki diğer çalışmalar ile trend olarak uyumlu olmasına rağmen farklı mekanik değerler elde edilmesinin sebeplerinden birinin de proses ve testlerdeki parametre farklarına ek olarak numune hazırlama yöntemi olduğu düşünülmektedir.

Kırılma yüzeyi analizleri çekme testi numunelerinin test sonrası kopan yüzeylerinin SEM cihazı ile incelenmesiyle elde edilmiştir. Resim 3.13'te baz numunelerden alınan görüntülerde düzensiz gözenekler (Resim 3.13.e-f) ve gaz sıkışması (Resim 3.13.c-d) kaynaklı malzemenin içinde kusurlu bölgeler tespit edilmiştir. Literatürdeki bir makalede baz numuneler için yatay diyagonal ve dikey numuneler arasında yatay olanlarda kırılma yüzeyinin çekme yönüne paralel ve düzlemsel olması gerektiği, diyagonal ve dikey numunelerde ise katman geçişlerinin de belirgin olduğu daha açılı kırılma yüzeylerinin olduğu görsellerin oluşması gerektiği belirtilmiştir [139]. Tez çalışması kapsamındaki tüm numunelerde yönler göre bahsedildiği gibi kırılma net olarak görülme de bazı numunelerde benzer şekilde kırılma tespit edilmiştir. Baz numunelerde (Resim 3.13a-b'de) literatürde yarılma hattı ve tane içi kırılması olarak tarif edilen erigiyik yüzeylerin etrafında oluşan kırılma hatları gözlemlenmiştir [156, 157]. Diyagonal numunelerde kırılma hattı geçişleri görülmekte olup bir hat boyunca kırılmanın oluştuğu görülmektedir. Dik numunede ise düzensiz ergime bölgeleri tespit edilmiş, Kırılmanın bu gözeneklerin etrafından ilerlediği şeklinde yorumlanmıştır (Resim 3.13.e-f). Diyagonal numunede bariz bir şekilde üst üste binmiş ergiyik havuzlarının (hatch overlap) birleşim bölgelerinden kırılma ilerlemesi gözlemlenmiştir. Resim 3.13'te tüm yönlerde çatlak ilerleyişinin gevrek olan Si fazının da yoğun olduğu ergiyik havuz kesişim bölgesinden gerçekleşmesinin gevrek kırılmaya neden olduğu bulgular arasındadır [152, 157].

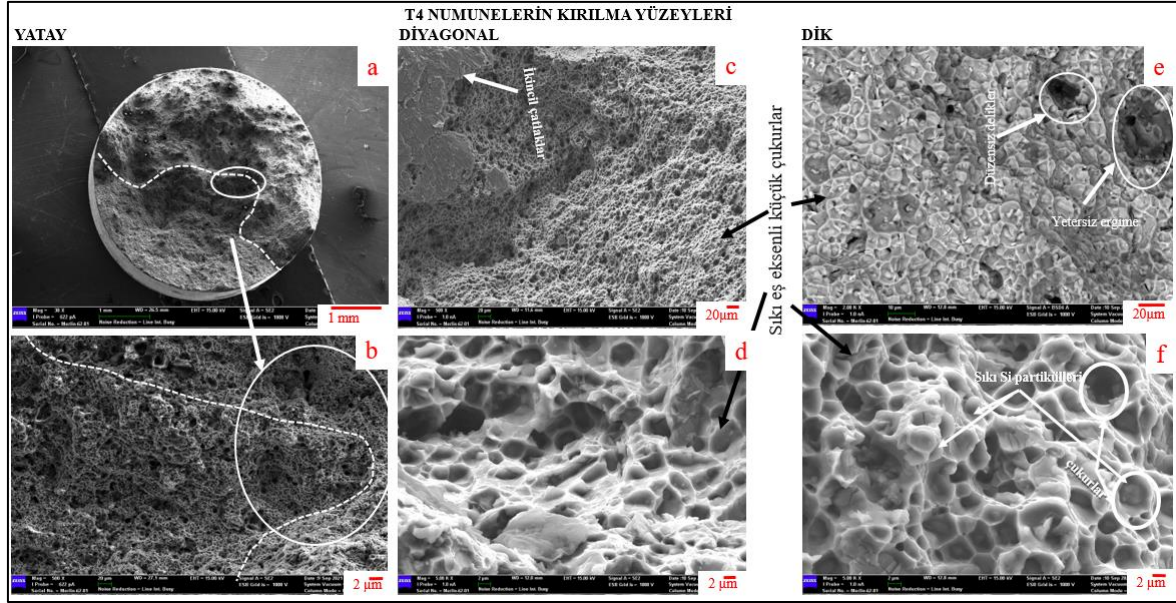


Resim 3.13. Baz numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)

Yaşlandırmanın tane gelişimi, Si çökmesi ve artık gerilmenin dağılmasına neden olması beklendiğinden, daha sünek bir kırılma olması beklenmektedir. Yaşlandırma ile birlikte ergitmeden kaynaklı olarak oluşan ergiyik havuz yapısı yerini Si çökeltilerine bırakmaktadır. Bu da çukur (dimple) şeklinde yapıların oluşmasına sebep olur ki bu da sünek kırılmaya sebebiyet verir [125, 160]. Yaşlandırma yapılan numunelerde çukur şeklindeki bu yapıların ($2-7\mu\text{m}$) baz numunelerde görülenlerden ($\leq 1\mu\text{m}$) daha büyük olması da sünek kırılmanın bir göstergesidir [157]. Yaşlandırma yapılan Resim 3.14'te (T6-150, T6-175, T6-200) ve Resim 3.15'te (T4) numunelerde, mikroyapı çökelmiş Si tanelerinden oluşan hücresel yapıya dönüştüğü için akma yüzeyinin yayıldığı buna bağlı olarak kırılmanın dağılımının değiştiği gözlemlenmiştir [137]. Bu da tane büyümesinin bir göstergesi olarak kabul edilmektedir. Yaşlandırılan numunelerin bazılarında yetersiz ergime kaynaklı boşluk tespit edilmiş ve kırılma çatlağı ilerlemesinin yönünü etkilediği görülmüştür. Yapay ve doğal yaşlandırma numunelerinde benzer görüntüler elde edilmiştir. T4 ve T6 yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin kopma yüzey görüntülerinde genel olarak 150- 175- 200 °C arasında önemli bir fark tespit edilememiştir. Çatlak başlangıcının genel sebebinin üretimden kaynaklanan ergimemiş bölgeler, düzensizlik boşluklar olarak yorumlanmaktadır. Numune sünek kırılma davranışı sergilemekte ancak düzensiz boşluklardan ötürü erken kopma gözlemlenmektedir. Bu durumun alaşımın döküm olan muadillerinden bir miktar daha düşük uzama göstermesine sebebiyet verdiği de düşünülmektedir [49, 148, 149].



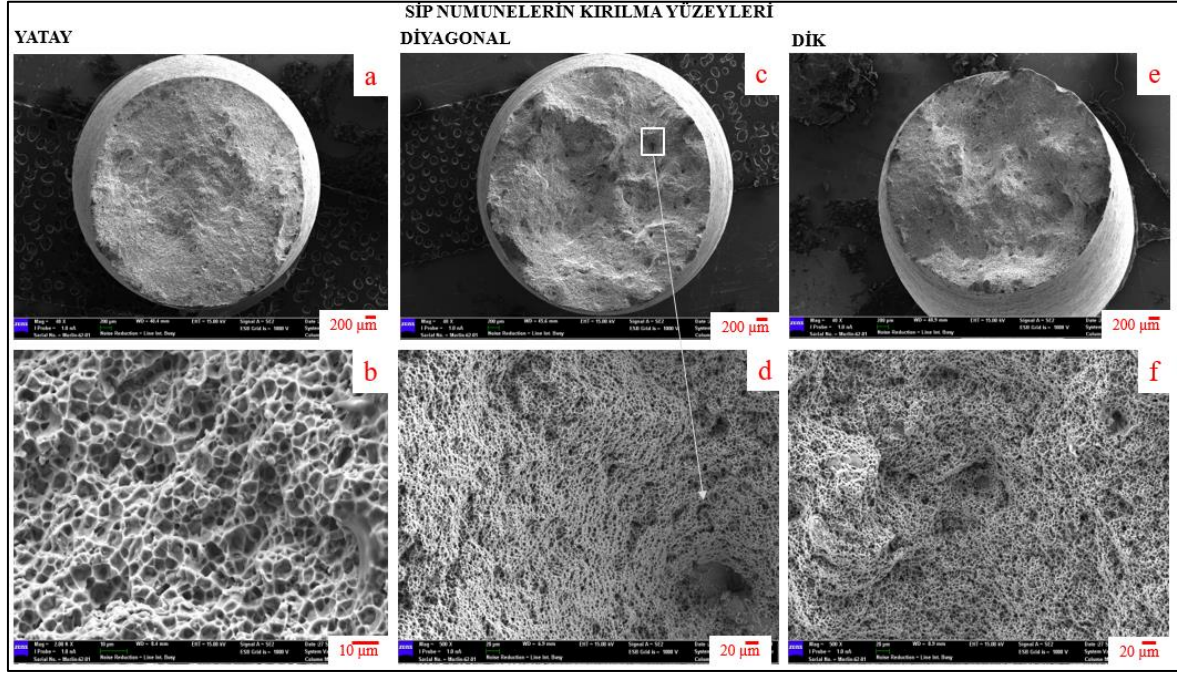
Resim 3.14. T6- 150, T6- 175, T6- 200 °C numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)



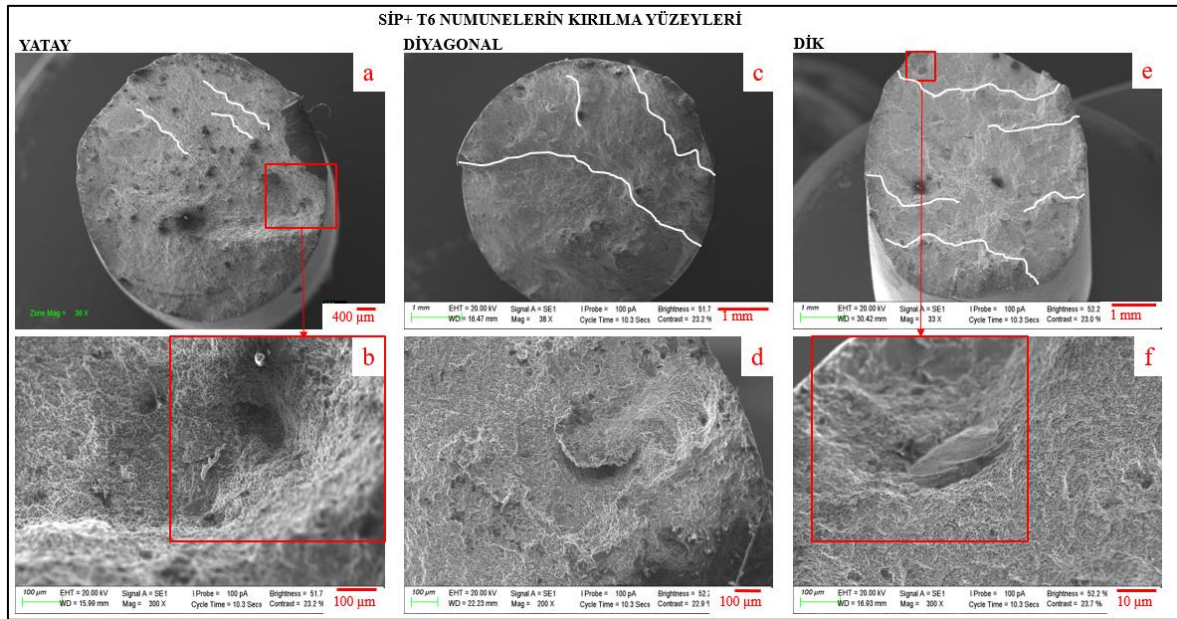
Resim 3.15. T4 numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)

Yalnızca SİP yapılan numunelerde özellikle düzensiz gözeneklerin giderilmiş olmasıyla birlikte sünek boyun verme tespit edilmiştir. Kırılma yüzeyi görüntüleri mekanik test sonuçlarını desteklemektedir. Resim 3.13'den 3.17'ye kadar olan tüm resimlerde kırılma yüzeyi resimleri farklı büyütme ölçeklerinde gösterilmiştir. Yoğunluk sonuçlarından da gözlemlendiği üzere SİP yapılmış numunelerde gözeneklerin azalmış olması tüm üretim yönlerinde uzamada artışa sebep olmuştur. Resim 3.16'da sunulduğu üzere numunelerde çoğunlukla gaz sıkışması kaynaklı küçük boşluklar bulunmaktadır. Düzensiz boşlukların büyük bir kısmının yok olduğu kırılma yüzey görüntülerinden de tespit edilmektedir. Çekme test kuponları üretilirken 6 mm çapında düz silindir şeklinde numune üretilip sonradan talaşlı imalat ile kupon geometrisi verildiğinden ve bundan önce yüzey de taşlandığından ötürü numunelerin genelinde çatlak başlangıcı yüzeyden olmamıştır. Bu yaklaşımın aksine literatürdeki bir makalede bu farkın sadece baz numunelerdeki kırılma davranışını etkilediği, yaşlandırma yapılanlarda etkisinin 10 MPa mertebelerinde bir farka neden olduğu deneyler ile tespit edilmiştir [115]. Bu bulgu ile ilgili detaylı bir inceleme tez kapsamında yapılmamıştır. SİP'li numunelerde kırılma sünek gerçekleşmiş, kırılma başlangıcı çoğunlukla boşlukların etrafından başlayarak ilerlemiştir [123]. Parçanın boyun verirken incilmesi ile birlikte birkaç kenar bölgede kırılma kopma tepeleri de gözlemlenmektedir. SİP+T6 yapılan numunelerde ise, SİP prosesi sebebiyle mukavemeti azalan malzemenin T6 işlemini takiben mukavemet değerlerinde artış gözlemlenmiş, karşılık olarak süneklik değerlerinin yaşlandırma yapılan numunelerinkine yakın olduğu gözlemlenmiştir. Kırılma

yüzeylerine bakıldığında küçük gözeneklerin yok olduğu görülmektedir. Bununla birlikte bazı numunelerde 20-40 μm boyutlarında yetersiz ergime olan kısımlardan kaynaklanan kopma gözlemlenmiş ve Resim 3.17’de sunulmuştur.



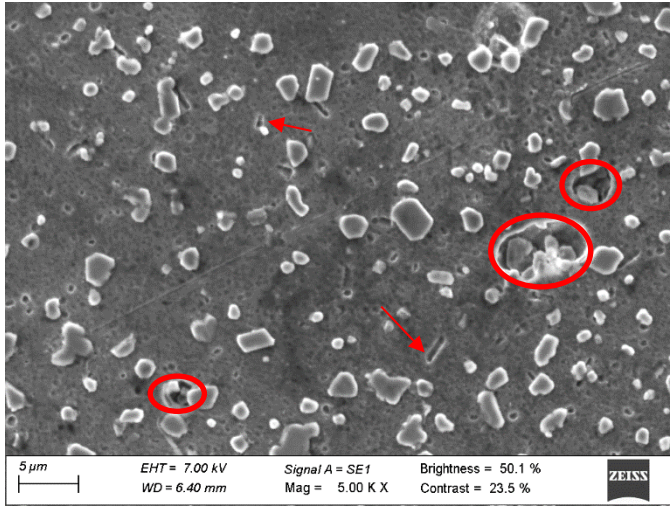
Resim 3.16. SİP numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)



Resim 3.17. SİP+T6 yapılan numunelerde kırılma yüzeyleri (yatay, diyagonal, dik)

3.5.3. Yoğunluk ve gözenek değişimi incelemeleri

Eİ ile üretilen parçalarda gözenek malzemenin mekanik davranışı için önemli bir parametredir. gözeneğin oluşumu malzemenin yığın (bulk) yoğunluğunu değiştirmektedir [161]. Tez kapsamında üretilmiş numunelerden farklı şekillerde gözenekler barındıran bir örnek Resim 3.18’de sunulmuştur. Mukavemeti doğrudan etkileyen faktör olan gözenekler üretilen numunelerde yoğunlukta da önemli değişikliklere sebep olmaktadır (Resim 3.18).



Resim 3.18. 200 °C - 10 saat T6 ısıt işlemleri uygulanmış numunede gözenek gösterimi

Literatürde incelenen örneklerde gözenek ve yoğunluk ilişkisini tanımlamak için Arşimet deneyi yapıldığı gözlemlenmiş ve tez kapsamındaki numunelere uygulanmıştır [109, 112, 113, 161]. METTLER-TOLEDO-XS204 ile (hassasiyet:0.0001g) cihazı ile bir sıvıya daldırılmış katı cismin kaptan taşıdığı sıvı ağırlığına eşit kuvvette batmazlık kuvveti ile yukarıya itilmesi prensibine göre Arşimet yoğunluk ölçümü yapılmıştır. Numunelerin önce havadaki sonra su içine daldırılarak su içindeki ağırlığı ölçülmüştür. Daha sonra denklem (3.4)’e göre birbirine oranlanarak özgül yoğunluk bulunmuştur. Bu yoğunluk değeri de referans yığın (bulk) madde yoğunluğuna oranlanarak “Göreceli Yoğunluk - G.Y.” hesaplanmıştır (Denklem 3.5). Yığın malzeme yoğunluğu literatürdeki çalışmalardan da referans alınarak 2.67 g/cm³ olarak kabul edilmiştir [113,161,164]

$$\rho_{ölçüm} = \left(\frac{m_{hava}}{m_{hava} - m_{sıvı}} \right) \times (\rho_{sıvı} - \rho_{hava}) + \rho_{hava} \quad (3.4)$$

$$\% \text{ Gözenek} = 100 - \left(\frac{\rho_{ölçüm} \times 100}{\rho_{yığın}} \right) \times 100 \quad (3.5)$$



Resim 3.19. Arşimed yoğunluğu ölçümü cihazı

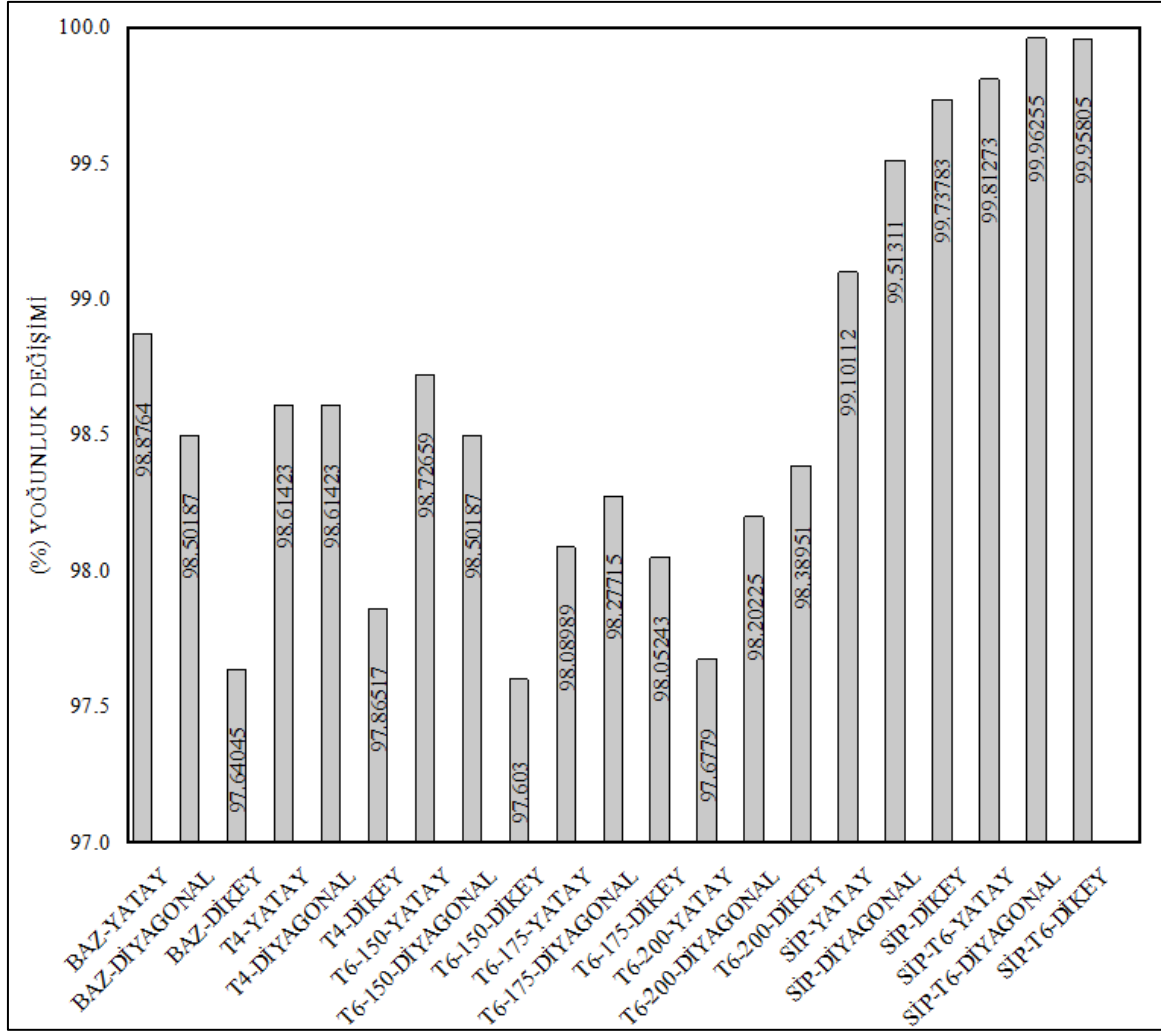
Yoğunluk ölçümlerinden elde edilen değerler literatürdeki çalışmalar ile uyumlu olduğu görülmektedir. Baz numuneler için ölçülen değerlerin testlerdekine benzer %97.5 - 99.0 civarında olduğu bazı çalışmalarda raporlanmıştır [49, 112]. Başka bir çalışmada ise Eİ ile üretilen parçalarda $2.59 - 2.61 \text{ g/cm}^3$ değişebileceği raporlanmıştır [156].

Baz numuneler arasında en düşük yoğunluk dikey numunelerde en yüksek yoğunluk ise yatay numunelerde gözlemlenmiştir. Bu durumun yatay numunelerde görülen gözenek miktarının göreceli olarak daha az olmasından kaynaklandığı söylenebilir. Baz numunelerde görülen yoğunluk değişimi akma ve çekme gerilmesi sonuçları ile uyum göstermiştir. Yatay numunelerdeki yoğunluk oranı %98.8764 iken akma gerilmesi 276.3 MPa, dikey numunenin yoğunluk oranı %97.6404 iken akma gerilmesi de 237 MPa'dır. Yoğunluğu düşük olan numunelerdeki gerilme değerleri de düşük çıkmıştır. Baz numunelerin diyagonal olanları ile T4 ve T6 ısıtma işlemi yapılanlar arasında yoğunluk açısından önemli bir fark tespit

edilememiştir. Bu durum yöne göre değerlendirildiğinde ısıtma işlem durumlarının kendi içinde paralellik göstermiştir.

Yapılan ölçümlerden görüldüğü üzere yaşlandırma işleminin gözeneklerin azaltılmasında önemli bir etkisinin olmadığı gözlemlenmiştir. Yaşlandırma için gerçekleştirilen ısıtma işlemleri sırasında malzeme içindeki gözeneklerin mikroyapıdaki değişim etkisiyle şekil değiştirebildiği ancak giderilmesine etkisinin olduğu ile ilgili net bir sonuç olmadığı bir çalışmada vurgulanmıştır [114]. Bu bulgu literatürdeki bazı yayınlardaki ve yapılan testlerdeki sonuçlar ile uyumludur [109, 112, 113]. Buna karşılık SİP ve SİP+T6 işlemleri birlikte değerlendirildiğinde gözeneklerin azalmasıyla yoğunluk %97.6 dan %99.96 değerlerine ulaşmıştır ve yığın malzeme yoğunluğuna yaklaştığı tespit edilmiştir. Deneysel sonuçlar Şekil 3.14'te sunulmuştur.

SİP işlemi ile birlikte yoğunlukta önemli miktarda artış olduğu söylenebilmektedir. Sonuç olarak, ölçüm toleransları da dikkate alındığında yaşlandırma işleminin parça yoğunluğu arttırmada önemli bir etkisi olmamakla birlikte mikro yapıyı homojenize etme faydası sayesinde mekanik özelliklere olumlu etki oluşturduğu önceki başlıklarda tartışılmıştır. Buna karşılık SİP işlemi yoğunluk arttırmada önemli bir rol oynamaktadır. SİP işleminden dolayı malzemede oluşan mukavemet kaybını iyileştirmek için SİP sonrası T6 işleminin yoğunluğa olumlu etkisi olduğu yapılan ölçümlerde tespit edilmiştir. Malzeme yoğunluğu yığın malzeme yoğunluğuna yaklaşmaktadır. Literatürde arşimet yöntemine alternatif olarak Helyum piknometresi, Görüntü İşleme ve Bilgisayarlı Tomografi yöntemleri yoğunluk ve gözenek ölçümü için önerilmiştir. Arşimet yönteminin en büyük dezavantajının numune yüzeyinin pürüzlülüğünün sıvı içindeki ölçümde yüzeyde hava boşluğundan kaynaklanan bir miktar hata oluşturacağına vurgu yapılmıştır [164]. Tez kapsamında üretilen numuneler tek seferde ve aynı yüzey kalitesinde üretildiği ve sonuçlar birbirine göre kıyaslandığı için bu durum göz ardı edilmiştir ve sonuçların göreceli olarak tutarlı olduğu düşünülmektedir.



Şekil 3.14. Yoğunluk ölçümü sonuçlarının karşılaştırılması

3.5.4. Mikroyapı değişimi incelemeleri

Mikroyapı incelemeleri SEM ve TEM cihazlarında gerçekleştirilmiştir. Ardıl işlemlerin etkilerinin mikroyapıda oluşturduğu değişiklikleri gözlemlemek ve makro yapıdaki etkilerini yorumlayabilmek için analizler gerçekleştirilmiştir.

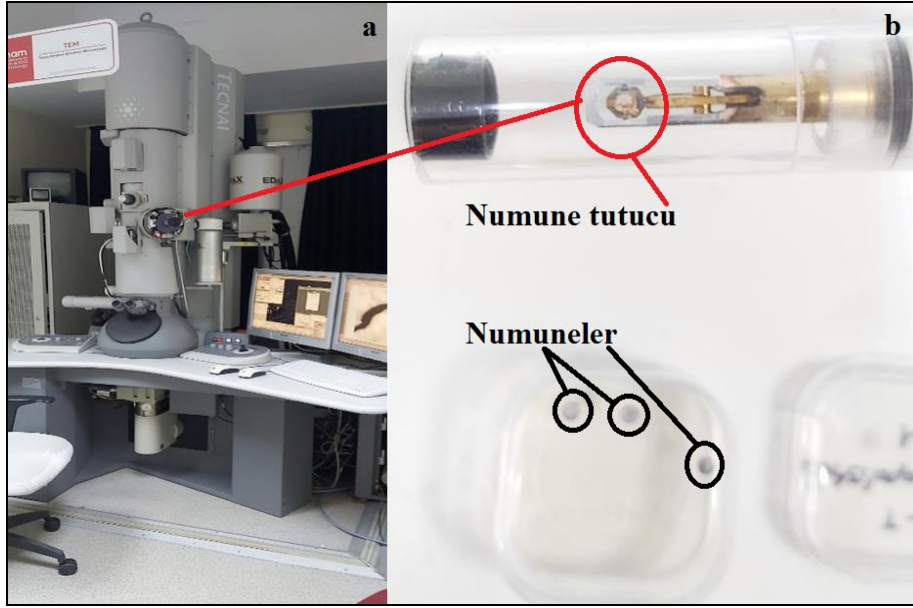
Eİ'nin mikroyapısı, üretimden kaynaklı olarak geleneksel yöntemler ile malzeme üretiminden oldukça farklıdır [49, 113]. SEM incelemeleri ZEISS MERLIN cihazında farklı BSE ve SE büyütmelerde görüntü elde edilerek gerçekleştirilmiştir (Resim 3.20). Noktasal ve bölgesel EDS analizleri ile hücrel yapıların tane sınırlarındaki element dağılımları, çökelti ve inter metalik bileşik oluşumları incelenmiştir. Ayrıca mekanik test uygulanan

numunelerin kırılma yüzeyleri incelenen numunelerdeki (3.5.2) kırılma türleri ve kırılmaya sebep olan etkenler de göz önüne alınarak çıkarımlarda bulunulmuştur.



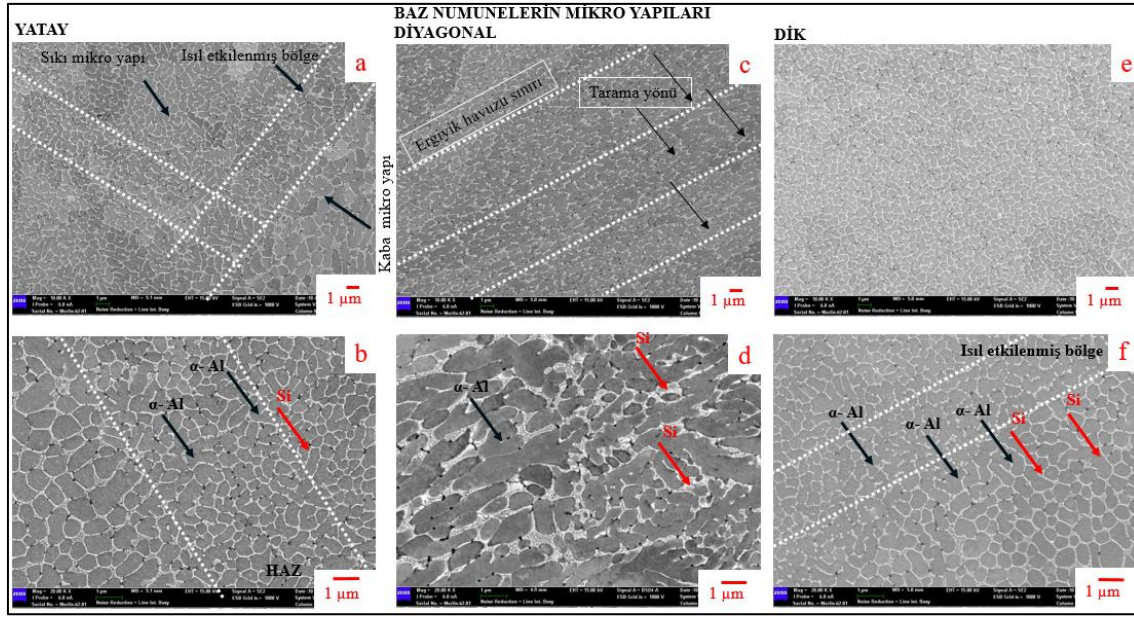
Resim 3.20. ZEISS MERLIN SEM cihazı

TEM ile yapılan incelemeler TECNAI G² marka cihaz ile gerçekleştirilmiştir (Resim 3.21). Bu incelemelerde tane oluşumu boyutsal ve nitelik olarak incelenmiştir. Tane sınırında ve hücreler içinde oluşan dislokasyonlar TEM ile görüntülenerek yorumlanmıştır.



Resim 3.21. TECNAI G² TEM cihazı ve numuneler

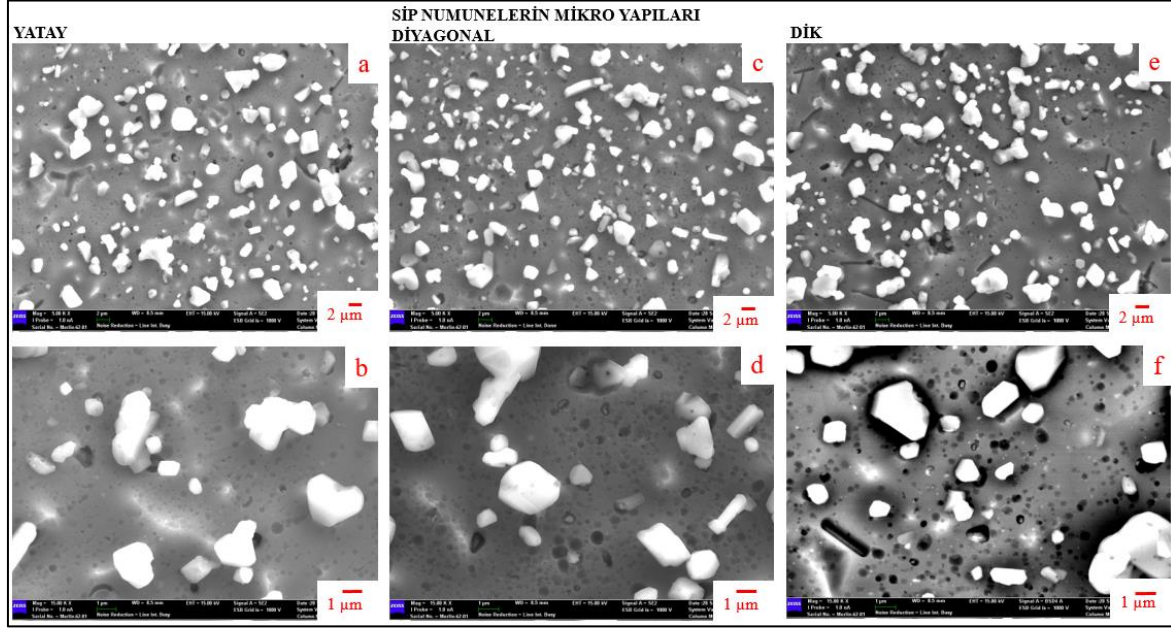
Şekil 3.8’de numunelerin üretim tablasındaki konumu gösterilmiştir. Uzun kenarı tablaya paralel olan numuneler şekilden de tarif edildiği üzere yatay olarak adlandırılmıştır. Diğer numuneler de yatay numuneler ile yaptığı açıya göre isimlendirilmiştir. Şekil 3.7’de ayrıca ısıtma işlemlerinden sonra yapılacak incelemeler için çıkarılan diğer numunelerin çıkarılma şekilleri ve bu numunelere yapılan SEM, TEM incelemeleri ile ilgili bakış-doğrultu yönleri gösterilmiştir. Ayrıca ergitmeyi yapan lazerin pozisyonu ve numunelerin her birine etki ettiği kesit alanlar da temsili olarak gösterilmiştir. Görüldüğü üzere, her bir katmandaki kesit alan açısından yatay numuneler en yoğun lazer ışınına maruz kalmaktadır. Bunun malzemenin sertlik, yoğunluk, gözenek, mekanik ve mikro yapısal özellikler açısından diğer numunelere kıyasla farklara neden olduğu gözlemlenmiş ve raporlanmıştır.



Resim 3.22. Baz numunelerin mikroyapıları (yatay, diyagonal, dik)

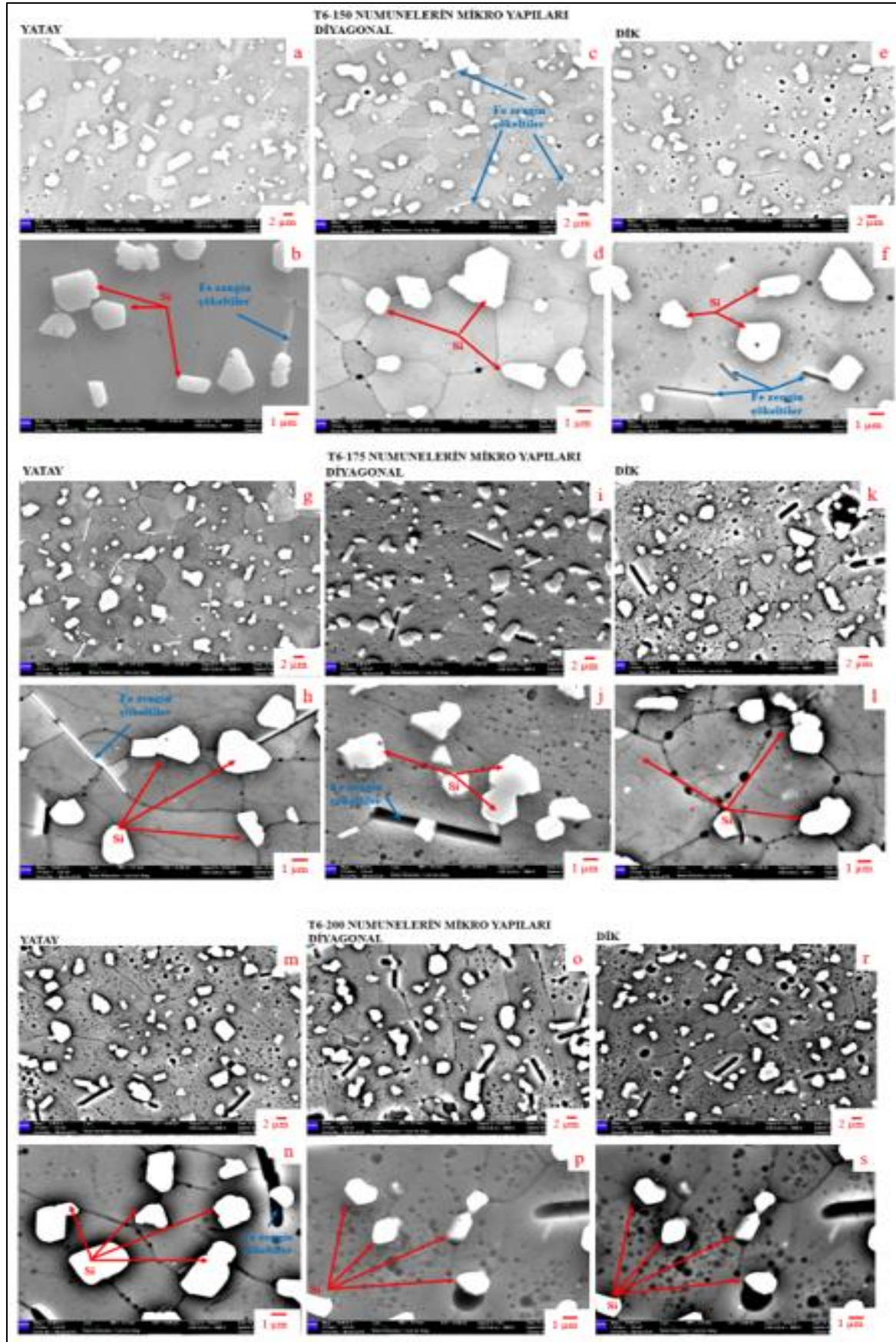
Resim 3.22’de baz numunelerin mikro yapıları görülmektedir. Genel olarak numunelerde lazer ışınının ergitme motifinden ötürü ısıdan etkilenen ve ergiyen bölgeler arasında soğuma hız farkları olduğu, bu farkların da mikro yapıda kabadan sıkıya doğru geçişlere sebep olduğu tespit edilmiştir [39, 47]. Parçanın tarama stratejisine bağlı olarak ortaya çıkan bu ısı geçişinden dolayı baz numunelerde parçada homojen olmayan hücresel mikroyapı gözlemlenmektedir. Özellikle yatay ve dik olanları numunelerde numune genelinde eş eksenliye yakın kısımlarda aşırı doygun α -Al katı çözelti matrisinin etrafının hücreleri ayıran ötektik Si duvarları ile kaplandığı görülmektedir [48-49, 156]. Yatay ve dikey numunelerin ısıdan etkilenmiş bölgelerinde (Şekil 3.22.b ve f) ise hücre boyutları uzamış şekilde ve 1 - 4 μm aralığındayken, sıkı mikroyapının olduğu bölgelerde daha eş eksenli ve 500nm - 1 μm aralığında ölçülmüştür. Baz numunelerdeki bu hücresel yapı ve duvarlar deformasyon esnasında oluşan dislokasyonlara engel olarak yüksek akma ve çekme gerilmeleri görülmesine neden olmaktadır [49, 143]. Benzer şekilde mukavemeti artırıcı etken olan Mg_2Si ’nin de bu duvarların içerisinde olduğu SEM görüntülerine uygulanan EDS analizleri elemental olarak tespit edilmiş, daha sonra TEM ile doğrulanmıştır [159,162]. Diyagonal numunelerde ise numunenin üretim ergime sırasındaki katılaşmada oluşan hücresel yapıların eş eksenli düzensiz şekilli benzeri geometriden çok, basık, uzamış karmaşık dizilimde olduğu görülmektedir [161]. Dik numunelerde ergitme havuzlarının geçişi numune ortasından ziyade çevre kısmında olduğu için dağılım daha homojenken, yatay numunenin yüzey alanın geniş olmasından kaynaklı ergitme stratejisine göre adacıklar şeklinde ergitme

gerçekleştikten sonra ergitme havuzu ve ergiyik bölgenin orta kısımları arasında hücresel yapıların kabadan inceye doğru farklı büyüklüklerde dizildiği görülmektedir.



Resim 3.23. SİP numunelerin mikroyapıları (yatay, diyagonal, dik)

Resim 3.23'deki SİP yapılan yatay, diyagonal ve dik numunelerde ise mukavemetin azalmasının sebebinin tane sınırlarında çökelme olmaması ve çökeltiden kaynaklı mukavemet mekanizmasının oluşmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir [161]. Resim 3.23.'de gösterildiği üzere numunelerde tane sınırı v.b yapılar tespit edilememiştir. Literatürdeki benzer çalışmalar bulguyu doğrulamaktadır [115]. Mikroyapı resimlerinden görüleceği üzere malzemede üretim yönüne bağlı değişkenler de SİP prosesinden ötürü yok olmuştur. SİP işlemi çözeltiye alma sıcaklığı olan 530 °C'de yapılar fırında yavaş soğutulması ile birlikte malzemede yumuşamaya sebep olmuştur. Bu sebeple mikroyapıdaki durum gözlemlenmiştir. SİP+T6 numunelerinde Si çökeltilerinin matris yapıya oranı 5000X büyütmede IMAGEJ yazılımı ile %18-%20 oranda ölçülmüştür. Çökelti boyutlarının 1-8µm aralığında genel olarak birbirine yakın olduğu görülmektedir. Mikroyapıdaki gözeneklerin giderilmiş olmasıyla birlikte farklı yönlerdeki numuneler için birbirine yakın akma ve çekme mukavemeti görülmesine homojen mikroyapının temel oluşturduğu düşünülmektedir. SİP+T6 numunelerinde Al matris çevresinde Si tanelerinin homojen dağıldığı gözlemlenmiş ancak tane oluşumu gözlemlenememiştir. Benzer bir bulgu literatürde de sunulmuştur [115].



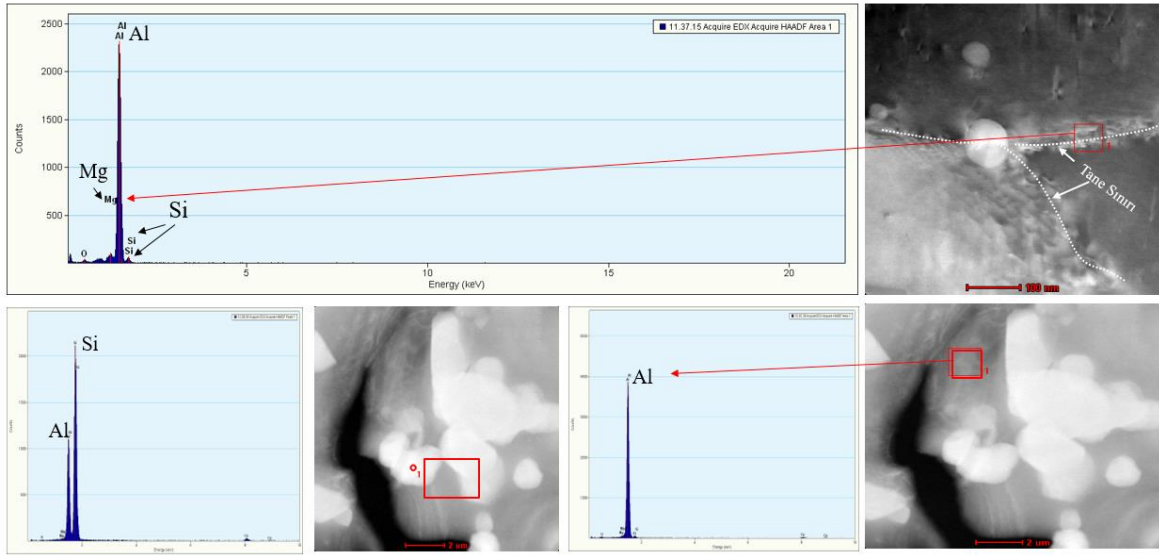
Resim 3.26. T6 - 150, T6 - 175, T6 - 200 °C numunelerin mikroyapıları (yatay, diyagonal, dik)

Yaşlandırma işleminin etkisiyle baz durumda gözlemlenen mikroyapı yerini Al matris içinde küresele yakın şekilde, farklı büyüklüklerde çökelti halinde Si bulunan yapıya bırakmaktadır. Si çökeltielerin büyüklüğü, morfolojisi ve dağılımı yaşlandırma işleminin süresi ve sıcaklığı ile orantılı olarak değişim göstermektedir. Si partiküllerinin yaşlandırma sonrası homojen dağıldığı gözlemlenmiştir. Bu durum Ostwald olgunlaşması durumu ile açıklanabilir. OO; Ostwald olgunlaşması, katı veya sıvı solüsyonlarda gözlemlenen, homojen olmayan bir yapının zamanla değişimini, yani küçük kristaller veya partiküllerin çözünmesini ve daha büyük kristaller veya partiküllere yeniden çökmesini tanımlayan bir olgudur. Kendiliğinden gerçekleşen termodinamik bir olay olan bu durum, kaba tanelerin hacimlerinin/yüzey alanlarına oranının büyük olması nedeniyle, sistemin iç enerjisinin minimize olması için küçük tanelerin yüzeyindeki atomlar yayılarak büyük parçalara doğru ilerleyip ve büyük parçacıkla birleşerek daha iri taneler oluşturmaktadırlar. Yaşlandırmadan önce su verilmesinin sebebi mikroyapıyı dondurmaktır (diffusionless transformation). Bu aşamada aşırı doymun α -Al katı çözeltisi fazlalık durumdaki Si çözeltisinden ötürü termodinamik olarak kararsız yapıdadır. Takip eden ardıl işlemle birlikte α -Al matrisin hücresel yapısı; Si'nin çökelti halinde dağılmasıyla kaybolur. Al matris içinde dağılır. Malzemeyi ötektik noktanın altında bir sıcaklığa ısıttığımızda Al/Si arayüzündeki hücreler arası ötektik silisyum; parçalanma küreselleşme ve irileşme şeklinde üç farklı değişime uğrar [114, 115, 159].

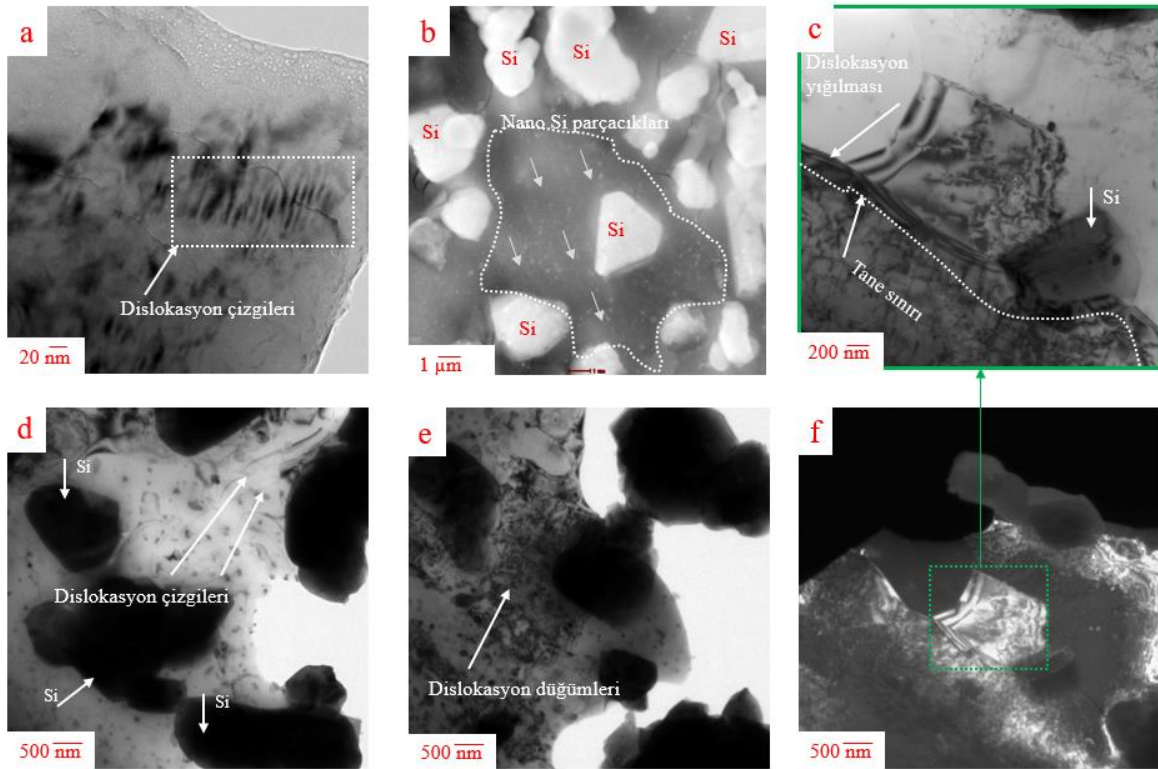
Bu aşamalarda yaşlandırma süresi arttıkça Si taneleri kabalaşmaktadır. Yaşlandırma süresi ile ilgili yapılan çalışmada bu durum gözlemlenmiştir. Baz durumda %80-85 oranda hücre çapları 1 μm 'den küçük olduğu IMAGEJ yazılımı ile analiz edilmiştir. Mg_2Si 'nin sadece duvarlarda oluşmasını eklemeli imalatın doğası gereği döngüsel bir ısınma soğuma olmasına bağlanmaktadır [111]. Katılaşmış katman üzerine hızlı bir şekilde tozun serilmesi ve lazer ışınının belirli bir derinliğe kadar etki etmesi ile katılaşmış ve hala belli sıcaklıkta olan katı bir katman ve ergime sıcaklığına ulaşmış toz arasındaki sıcaklık farkı, alaşım elementlerinin difüzyonuna sebep olmaktadır. Magnezyumun silikondan daha yüksek difüzyon katsayısına sahip olması buna karşılık miktar olarak az olması hücre duvarlarında yoğunlaşmasına sebep olduğu literatürde vurgulanmıştır [44].

TEM numunelerinin hazırlanma süreci Bölüm 3.4'te detaylı olarak anlatılmıştır. T4 - diyagonal ve T6 - 175-diyagonal numunelere yapılan TEM analizlerinde hücre duvarlarında ötektik α -Al, Si ve Si ile bileşik oluşturan Mg_2Si EDS analizi ile tespit edilmiştir. Ayrıca

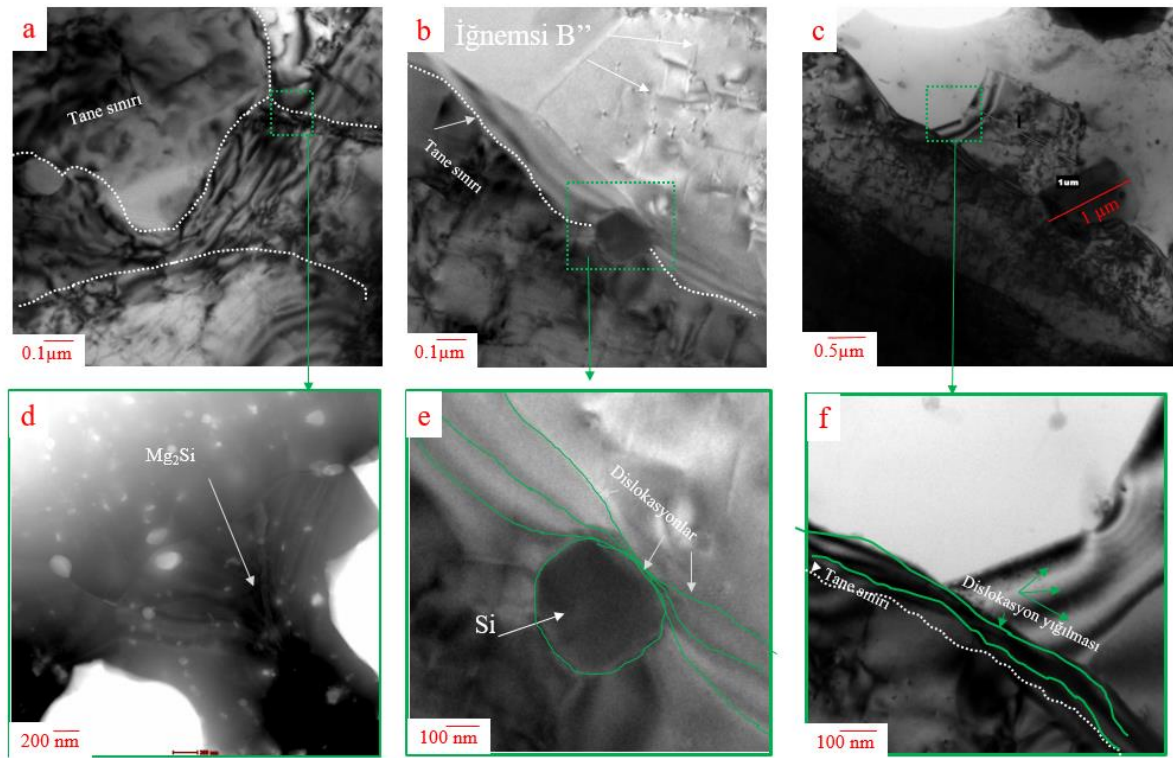
çökelen Mg ve Si etrafında dislokasyonlar tespit edilmiştir ki bunların deformasyon esnasında oluşan yeni dislokasyonlar ile etkileşime girerek hareketine engel oluşturup malzemeye istenen mukavemeti sağlaması beklenmektedir (Şekil 3.15 - Resim 3.27). XRD sonuçları literatür ile uyumlu şekilde Mg_2Si 'nin tane sınırlarında çökeldiği de gösterilmiştir. (Resim 3.27 ve Resim 3.28-d). Çökelmenin aşamalı olarak gerçekleşmesi ile ilk olarak küçük kümeler halinde Mg ve Si atomlarının GP bölgelerinin oluşması, bunu takiben, Mg_2Si çökeltilerinin yarı kararlı ve tutarlı bir şekilde β'' ve β' fazında çökeldiği durum ise Resim 3.28-b'de gösterilmiştir. EDS analizleri sonucunda Al matris içine nano boyutta Si çökeltileri bunların etrafında yoğunlaşmış dislokasyon çizgileri görülmektedir. Bu çökeltilerin Orawan mukavemetlenmesi prensibine göre dislokasyonlara engel olması ve mukavemeti arttırması beklenmektedir. T4 - diyagonal malzeme için yapılan ölçümlerde nano Si çökeltilerin çaplarının 17 ± 3 nm aralarındaki ortalama mesafenin de 25 ± 10 nm civarında olduğu, IMAGEJ yazılımı ile işlenen görüntü üzerinden alınan 20 ölçüm üzerinden hesaplanmıştır. Bu ölçümlerin T6 - 175 - diyagonal numunesinde nano boyuttaki Si çökeltilerinin mesafelerinin bir miktar arttığı buna karşılık sayısının azaldığı ve daha büyük boyuttaki (> 50 nm) çökeltilerin olduğu gözlemlenmiştir. T6 yaşlandırması yapılan numunelerde SEM ile gözlemlenen Al matris içine dağılmış ötektik Si ağ yapısı TEM ile doğrulanmıştır. Buna karşılık T4 yaşlandırması yapılan numunelerde ötektik Si yerine nano ve mikro boyutta partiküller daha yoğun gözlemlenmektedir. Ayrıca, malzemenin kimyasal bileşiminde bulunan ve inter metalik faz oluşturabilecek olan elementler de EDS ile tespit edilerek iğnemsî halde yapıda yer aldığı tespit edilmiştir (Şekil 3.29 ve Şekil 3.30). FIB ile hazırlanan T6 - 175 - diyagonal numunelerde de tane sınırları belirgin bir şekilde görülmektedir. Tane sınırlarında ve içlerinde çökelen Si partiküller, ayrıca ötektik Si şeritleri gözlemlenmiştir.



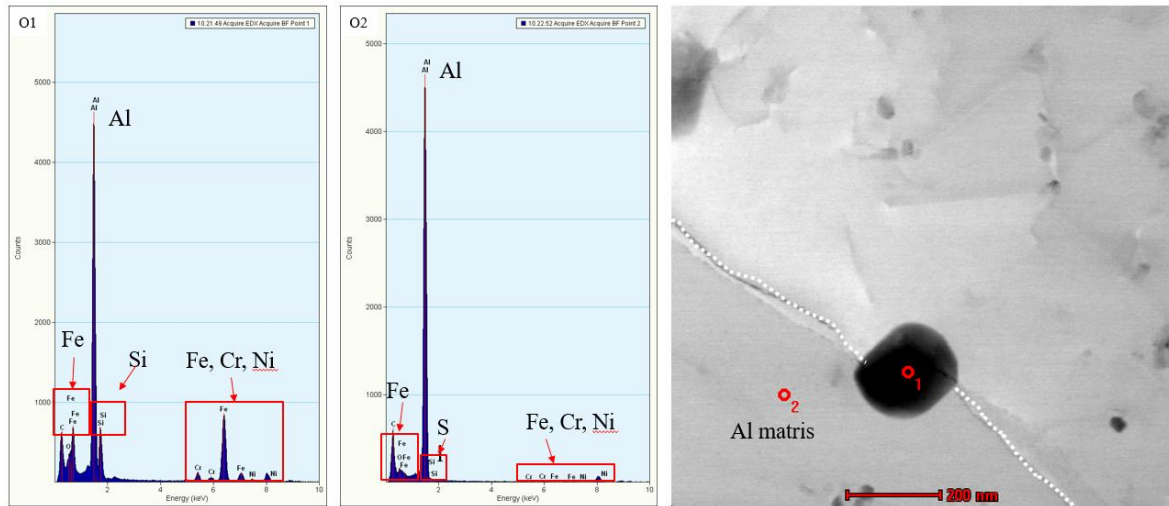
Şekil 3.15. T4 - diyagonal numune tane sınırı TEM-EDS analizi



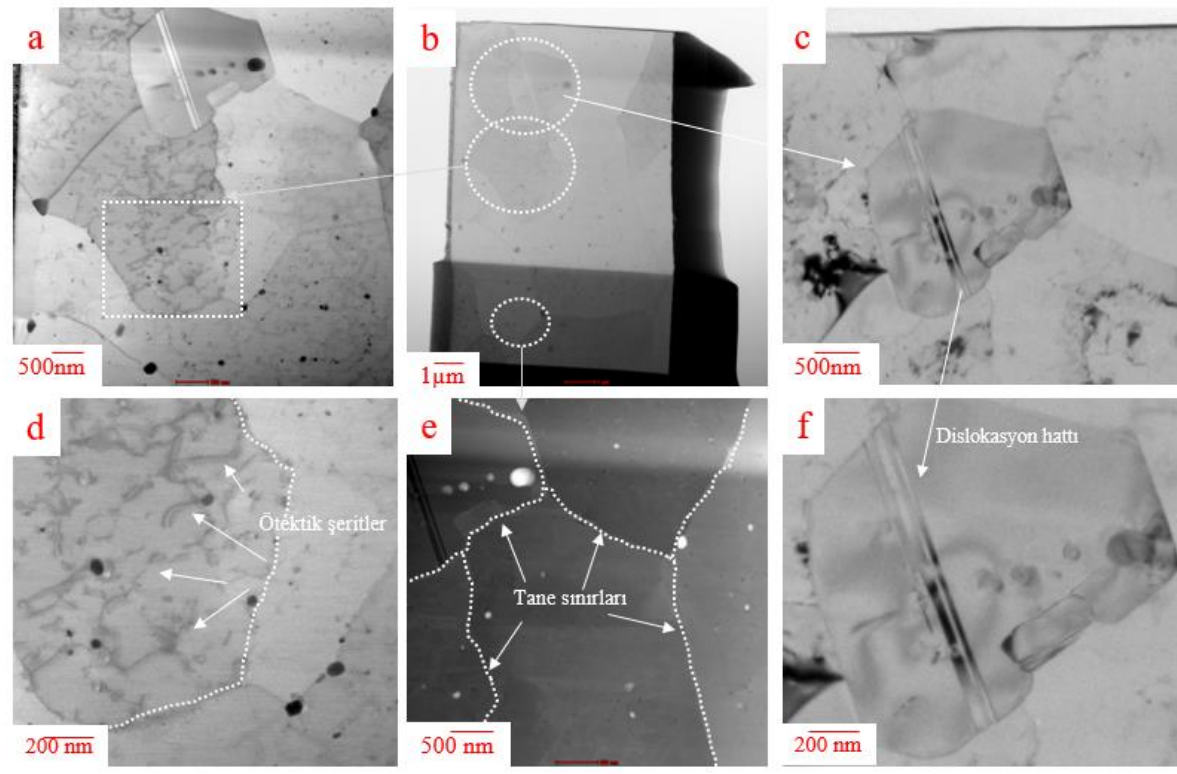
Resim 3.27. T4 - diyagonal numunesi TEM görüntüleri



Resim 3.28. T4 - diyagonal numunesi TEM görüntüleri - detay



Şekil 3.16. T4 - diyagonal numune tane sınırı TEM-EDS analizi



Resim 3.29. T6 - 175 - diyagonal numunesi TEM görüntüleri

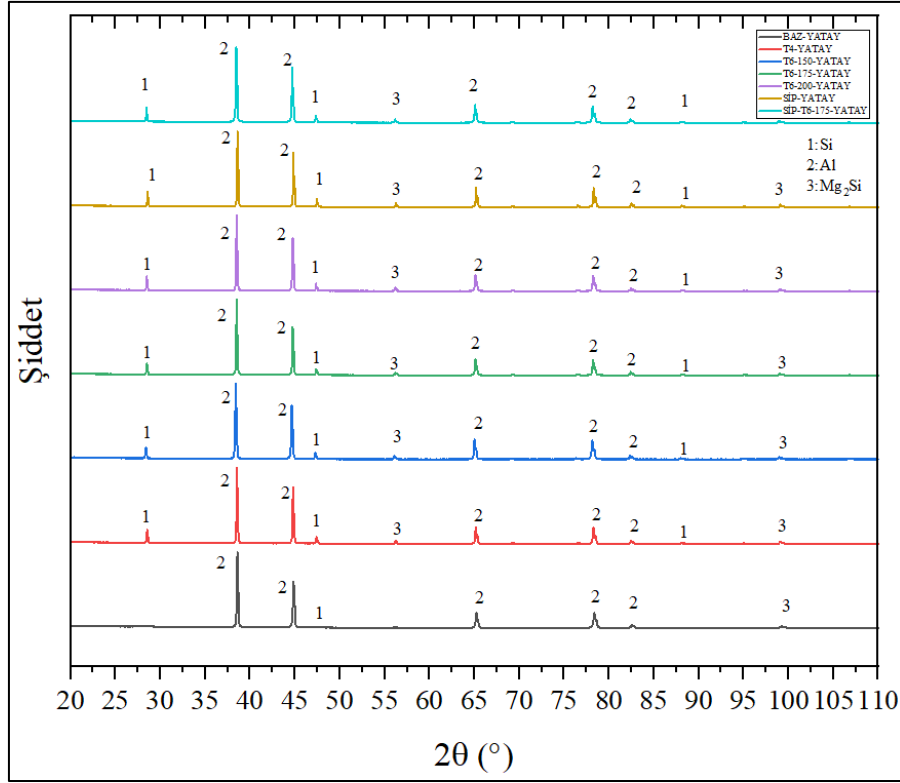
3.5.5. X ışını kırınımı (XRD) incelemeleri

Ardıl işlem etkisiyle fazlar ve kırınım düzlemlerindeki değişimi incelemek adına XRD incelemesi yapılmıştır. Bu incelemede PANalytical-X'Pert-PRO cihazı (Resim 3.31) kullanılmıştır. Numune olarak mikroyapı incelemesi için hazırlanan geometriler kullanılmıştır. Tarama işlemi 20° - 110° açılarında ($2\theta^\circ$) Bragg-Brentano geometrisine göre, Cu/K- α monochromator ($\lambda=1.5406\text{\AA}$, X-ray generator: 45kV, 40 mA) ile ve tarama hızı 0.03282/sn, adım aralığı 0.01313, adım sayısı 6855 olacak şekilde sürekli tarama modunda gerçekleştirilmiştir.

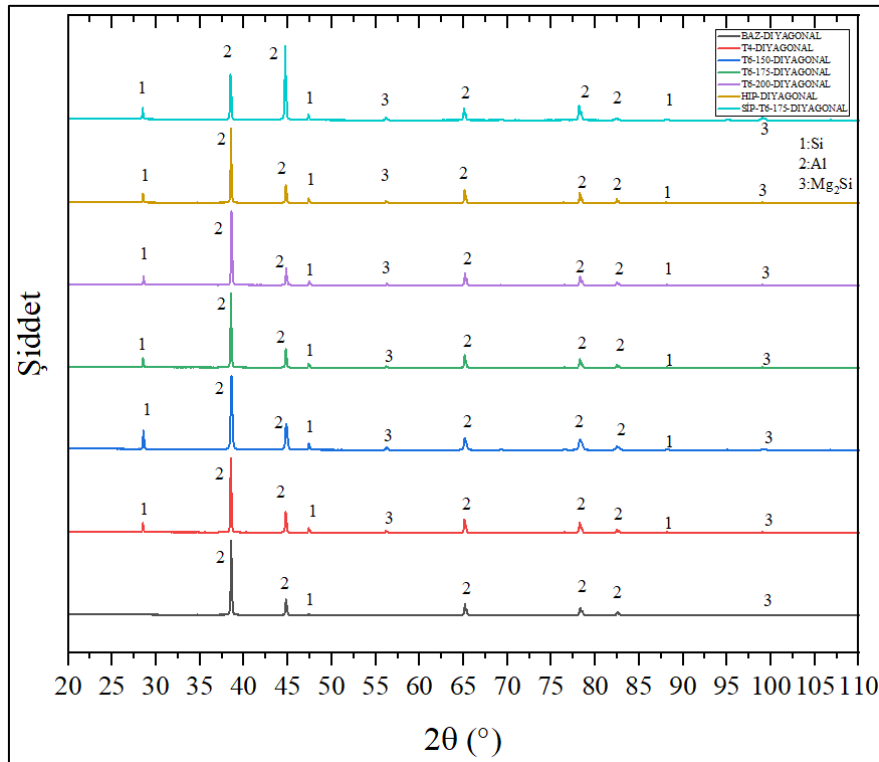


Resim 3.30. PANalytical-X'Pert-PRO XRD cihazı

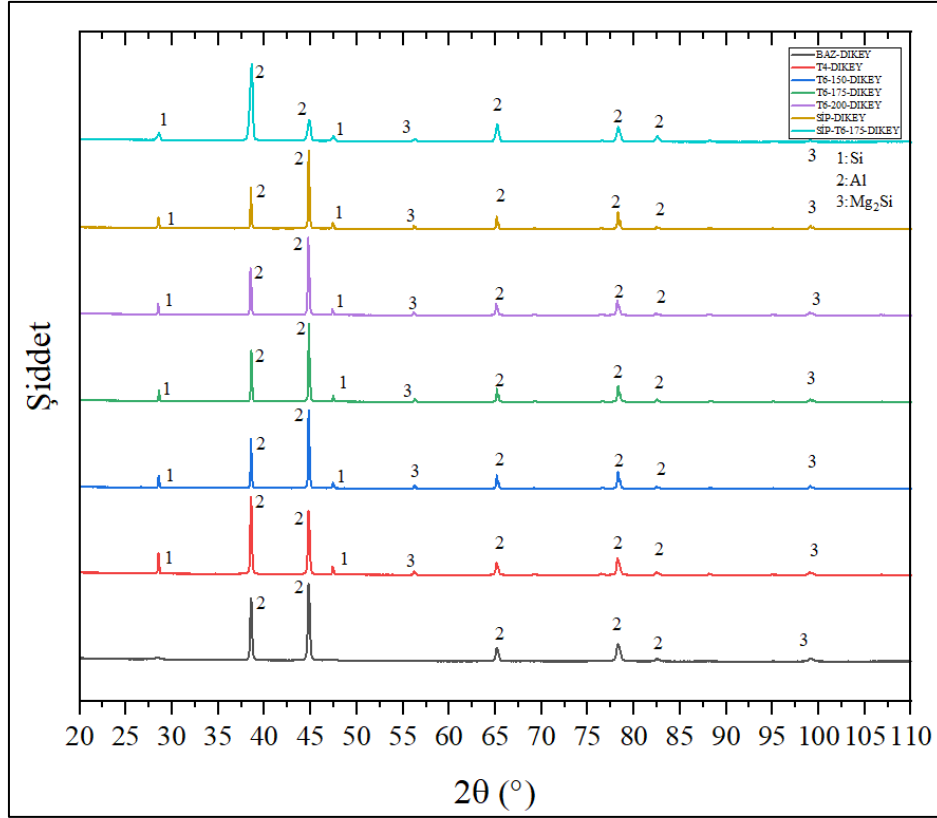
Şekil 3.17, Şekil 3.18 ve Şekil 3.19'da Baz, T4, T6 - 150 °C, T6 - 175 °C, T6 - 200 °C, SİP ve SİP+T6 uygulanmış, yatay diyagonal ve dik yönlerdeki toplam 21 farklı numunenin XRD grafiği görülmektedir.



Şekil 3.17. Baz, T4, T6 - 150 °C, T6 - 175 °C, T6 - 200 °C, SİP ve SİP+T6 uygulanmış, yatay numunelerin XRD grafiği

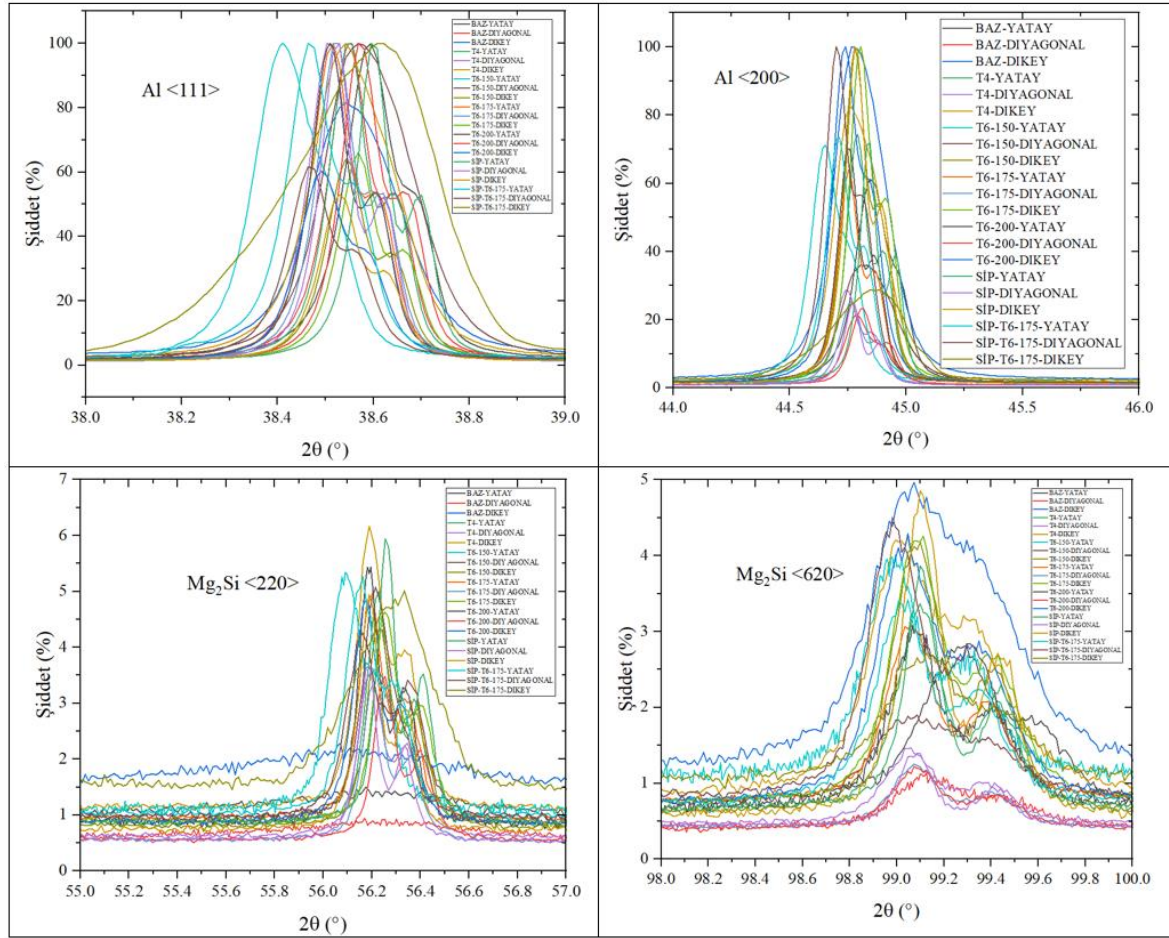


Şekil 3.18. Baz, T4, T6 - 150 °C, T6 - 175 °C, T6 - 200 °C, SİP ve SİP+T6 uygulanmış, diyagonal numunelerin XRD grafiği



Şekil 3.19. Baz, T4, T6 - 150 °C, T6 - 175 °C, T6 - 200 °C, SİP ve SİP+T6 uygulanmış, diyagonal numunelerin XRD grafiği

XRD grafiklerindeki Al<111>, Al<200>, Mg₂Si<220> ve Mg₂Si<620> önemli piklerin detaylı halleri Şekil 3.20’de sunulmuştur. Piklerin hangi fazı ve kristalografik dizilimi temsil ettiği PANalytical-X’Pert-PRO cihazının kataloğu, ICDD: International Center for Diffraction Data (www.icdd.com) veritabanı ve <https://materialsproject.org> veri tabanlarından faydalanılarak oluşturulmuştur. Değerler en yüksek pike göre oranlanarak normalize edilmiştir. Baz numunelerde Al matris içine dağılmış sınırlı miktarda Si oluşumuna dair pikler tespit edilmiştir. Buna bağlı olarak grafiklerdeki pikler dikkate alındığında hızlı ve bölgesel soğumanın mikro ölçekli katılaşma oluşmasına sebep olduğu gözlemlenmektedir. Si çözeltilerin önce küresel şekilde çökelp daha sonra büyüdüğü anlaşılmaktadır. Baz numunelerde çökeltme durumu olmadığı için XRD grafiklerinde bu pikler oluşmamıştır. Piklerdeki yoğunlukların yaşlandırma durumu ve sıcaklıklara orantılı olarak küçük farklılıklar göstermesinin sebebinin numunenin lazer ışığına maruz kalan kesiti alanı farklarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Ek olarak, Mg ve Si’nin difüzyonundan çökelebilecek Mg₂Si’den kaynaklanan zayıf intermetalik pikleri de tespit edilmiştir.



Şekil 3.20. XRD grafikleri pik detayları

Neredeyse tüm numunelerde Al <111> (38.5°) kristalografik tekstürün baskın olarak oluşumu gözlemlenmiştir. <111> düzlemindeki baz numunelerde Al'un keskin pike sahip olması büyük kristal yapıda olduğunu göstermektedir. Al <111> piki için ayrıca Scherrer (denklem 3.5) ve Bragg (denklem 3.6) analizleri gerçekleştirilmiştir. Tüm ısıtım işlem durumları için gerçekleştirilen analizlerin detaylı verileri Ek- 1'de sunulmuştur.

$$\tau = \frac{K \cdot \lambda}{\beta \cdot \cos \theta} \quad (3.5)$$

$$2d \cdot \sin \theta = n\lambda \quad (3.6)$$

Denklem 3.5'te τ =Ortalama kristal büyüklüğü; K:0.89-kristal büyüklüğüne bağlı sabit ; λ : X-ışını dalga boyu; β : pikin yarısındaki maksimum genişlik; θ :Bragg açısı olarak açıklanmıştır. Denklem 3.6'daki parametreler n: Kırılmanın maksimumunun derecesi; θ :

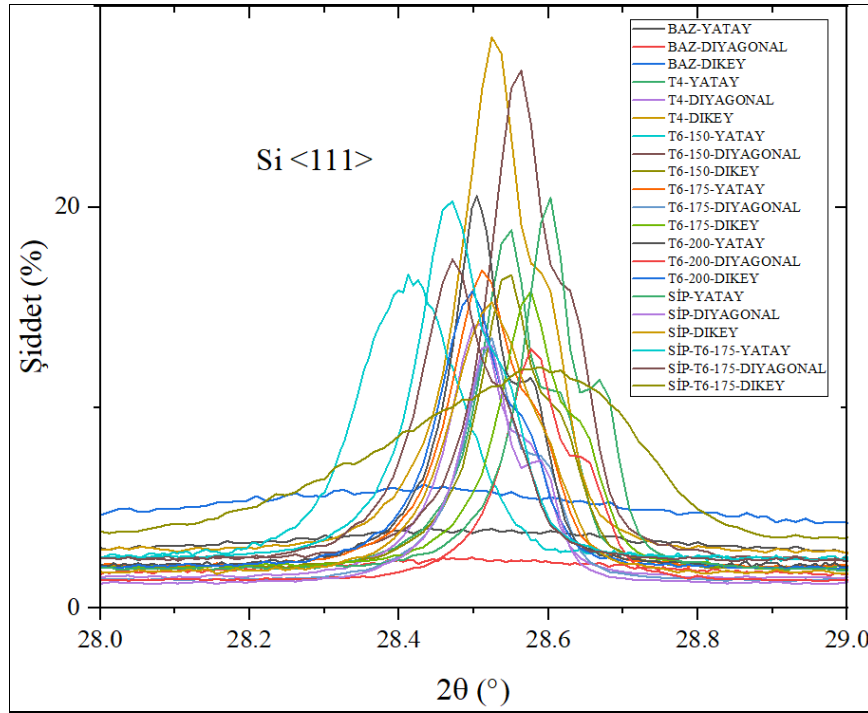
Xışınlarının atom düzlemlerine çarpma açısı; d : Atom düzlemleri arası mesafe; λ : X-ışınlarının dalgaboyu olarak tanımlanmıştır.

XRD grafiklerinden hesaplandığı kadarıyla tüm d aralıkları 2,32 – 2,34 Å arasındadır. Atom düzlemleri arası mesafelerde önemli bir farklılık gözlemlenmemiştir. XRD testi ile tespit edilen bu tür kübik kristaller için düzenli kristallerin alanlarının ortalama boyutu (τ) ise genellikle 100 nm’den büyük olduğu tespit edilmiştir. Bu sebepten dolayı bu tür numunelerde Scherrer analizinde elde edilen nicel değerler kullanışlı değildir. Ancak Baz-dikey, T4-dikey, T6-150-diyagonal ve SİP-T6-175-Dikey numuneleri için ilgili boyutun 89, 98, 94 ve 57 nm olduğu tespit edilmiştir. Bu durum ise parçacık boyutunun bu 4 numunede daha küçük olabileceğine işaret etmektedir. Bu deneysel sonuç Resim 3.25-e; Resim 3.26-e; Resim 3.24-e ‘deki SEM sonuçları ile örtüşmektedir.

Ayrıca, Al <111> ve Al <200> piklerinin yükseklik oranları değişkenlik göstermektedir. <200> pikinin Baz-dikey, T6-150-dikey, T6-175-dikey, T6-200-dikey, SİP-dikey ve SİP-T6-175-diyagonal numuneleri, yani genellikle dikey numuneler için <111> pikinden daha yüksek olması dikkat çekmektedir. Toz yataklı Eİ ile üretilen Al-Si alaşımlarında katmanlardan oluşan yapılarda ve hızlı soğutma neticesinde bu yapının oluştuğu görülmektedir. Literatürdeki benzer bir çalışmada buna dikkat çekilmiştir [160]. Bu tür üretimlerde sadece morfolojik değil, kristalografik yapıda oluşmaktadır. Bu durumda da tane büyümesi genellikle <100> kristalografik yönüne paraleldir. Bu esnada tane büyümesi ile kristalografik yön paraleldir. Sonuç olarak, <200> kristalografik düzlemi tane büyümesine dik olarak tercih edilir. Dikey numuneler için ilgili pik yüksekliğinin artması bu durum ile ilişkilendirilmiştir. İlgili veriler Ek-1’de sunulmuştur.

Baz numunelerde Si pik yüksekliklerinin düşük olması Al’a göre miktarının elemental oran olarak az olmasından kaynaklanmaktadır. Yaşlandırılan numunelerde Si’nin yoğunluğunun artmaya başladığı görülmektedir. Yaşlandırma yapılan yatay, diyagonal ve dikey numunelerde Sİ <111>’e Si <220>’ın çökelti oluşumundan dolayı arttığı görülmektedir. Bütün üretim yönlerinde ısı gradyan oluşumun Al’nin <111> düzleminde gelişmesine neden olduğu düşünülmektedir. Ayrıca, Al atomlarına göre daha düşük atom yarıçapına sahip Si atomlarının varlığı (Si için 0,118 nm ve Al için 0,143 nm), artık gerilme oluşumuna neden olan ve dislokasyonların hareketlerini zorlaştıran bir kafes yapısına neden olabileceği düşünülmektedir [166].

Ek olarak, Tam genişlik yarı maksimumda $\langle 111 \rangle$ Si piki için ayrıca incelenmiştir. Pikin geniş olduğu durumlarda mikroyapıda küçük Si kristalleri bulunur. Yüksek sıcaklıktaki işlemlerden sonra pik incelmektedir ve Si parçacıklarının aşamalı büyüdüğüne işaret etmektedir.



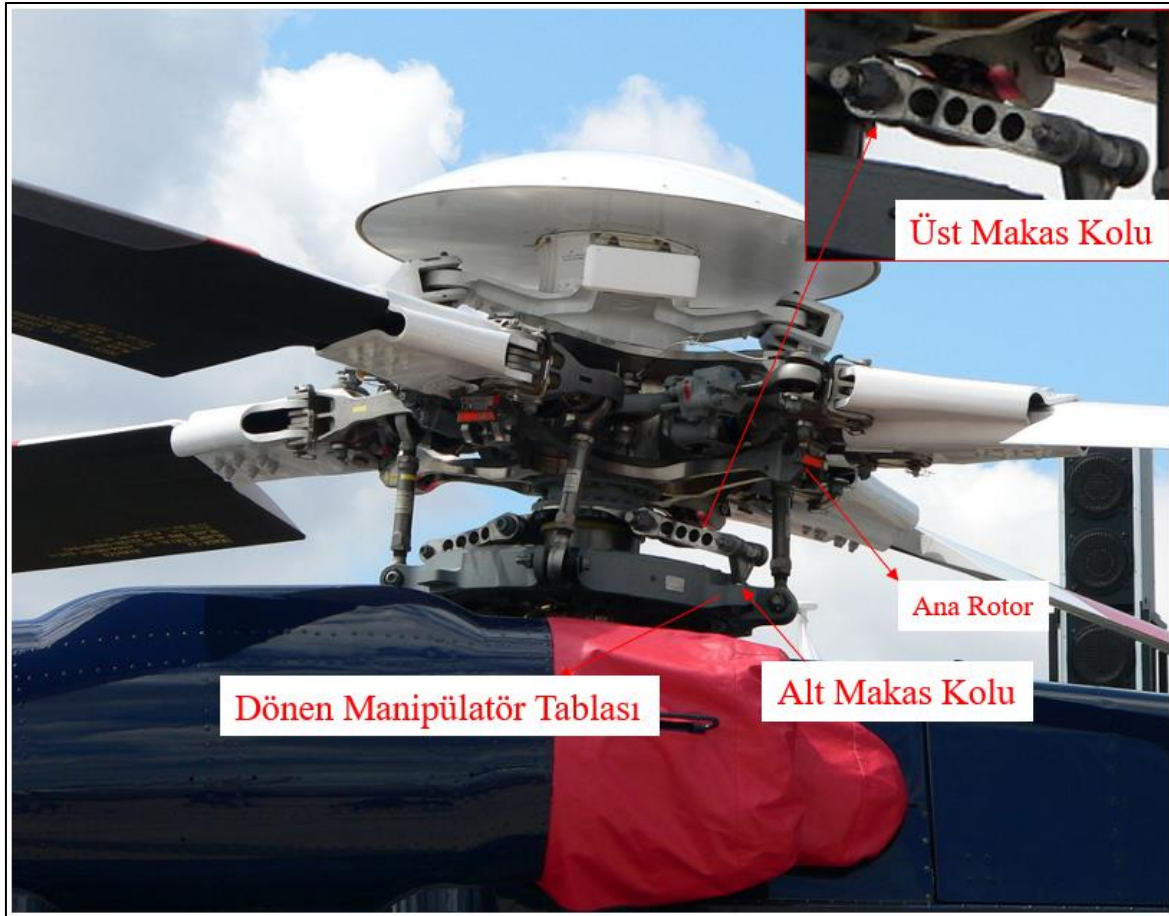
Şekil 3.21. Si $\langle 111 \rangle$ piki detayları

Si piklerinin yoğunluğunun T6 ısıtılmasında baz numunelere göre arttığı fakat sıcaklık değişimi ile kayda değer bir fark oluşturmadığı gözlemlenmiştir. SİP numunelerde ise baz numunelerine benzer şekilde pik yoğunluklarının homojen dağıldığı gözlemlenmiştir. Kimyasal kompozisyondaki miktarı ile orantılı olarak küçük bir miktar Mg_2Si fazının 56° $\langle 220 \rangle$ ve 99° $\langle 620 \rangle$ olduğu tüm numuneleri için Şekil 3.20.c-d’de gösterilmiştir. Katılaşma sırasında ötektik fazın oluşumunu takiben katılaşma sıcaklığı altında bir sıcaklıkta Mg_2Si oluştuğu ve Mg atomlarının difüzyon katsayısı yüksek olduğu için Si atomları ile hücre sınırlarında birikerek bu fazı oluşturmaktadır. Bu da Şekil 2.6’da gösterildiği gibi hesaplanmıştır [44, 45].

4. KOMPONENT SEVİYESİ HAVACILIK UYGULAMASI

4.1. Komponent Üretimi ve Isıl İşlemler

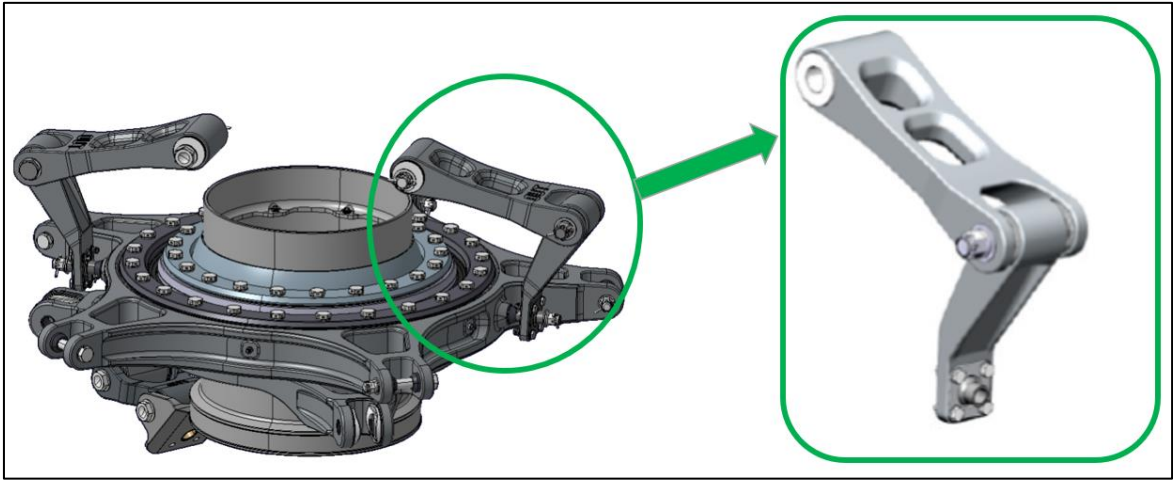
Tez kapsamında önceki bölümlerde kupon seviyesinde ardıl ısıtım işlem parametreleriyle gerçekleştiren detaylı çalışmalardan elde edilen sonuçlar ile ilgili bu bölümde hava aracı bileşenleri kapsamında uygulama yapılarak değerlendirmelerde bulunulmuştur. Geleneksel yöntemler ile üretilen parçalardan bir komponent seçilerek statik yükleme altında davranışı incelenmiştir. Komponent seviyesi test için döner kanatlı hava araçlarında bulunan, uçuş kritik ve sürekli yüke maruz kalan rotor bileşenleri incelenmiştir.



Şekil 4.1. Sikorsky S-92 helikopteri rotor bileşenleri [167]

Şekil 4.1’de bir helikopterin pallerinin eksenel ve radyal hareketlerini yapmasını sağlayan parçalardan oluşan bir montaj yapısı gösterilmektedir. Motordan gelen hareket, aktarma organları aracılığı ile rotora iletilmekte ve bu şekilde pallerin hareketi sağlanmaktadır. Bu

hareketi sağlayan ve yükü aktaran ana parça “dönen manipülatör tablası” olarak isimlendirilmektedir. Bu parça ile birlikte pallerin hareketlerini yönlendirmek için “dönen makas kolu” kullanılmaktadır. Bu makas kolları “dönen manipülatör tablası” üzerinden gelen hareketi aktarırken yük aktarımı da gerçekleştirmekte olduğu için uçuş emniyeti açısından kritik parçalardır. İki parça olduğu için ve makas şeklinde hareket ettiği için “makas kolu” olarak adlandırılırlar. Makas şeklindeki hareketler sayesinde rotor kafasının açısal hareket etmesi mümkün kılınmaktadır. şekil 4.2’de bir döner kanat hava aracının rotor bileşenlerinin tasarımı gösterilmiştir.

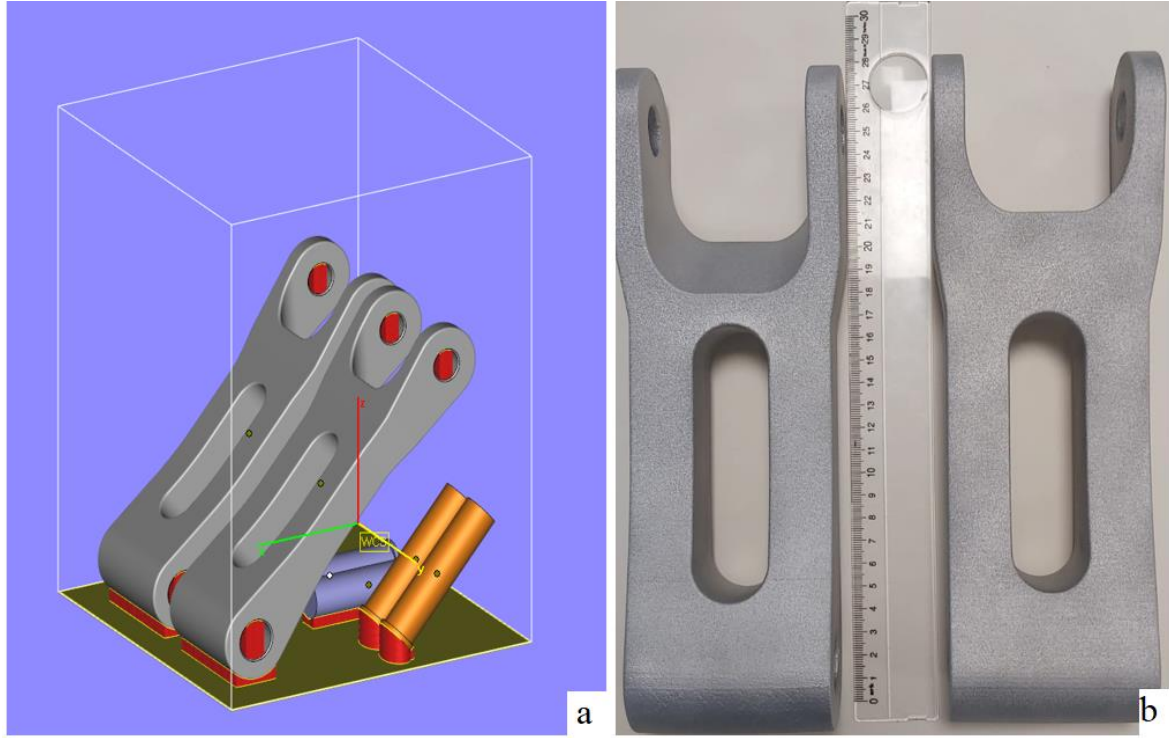


şekil 4.2. Bir hava aracının rotor bileşenlerinin grntş

Bu tür komponentler uçuş kritik olduğu için hava araçlarında kullanılmadan önce gerçek uçuş sırasında üzerine gelen yüklere olan dayanıklılığı komponent seviyesinde test düzenekleri ile ölçülmektedir. Bu makas kolları hafıflık açısından alüminyum malzemeden tercih edilmektedir. Genellikle 7XXX serisi alaşımlar tercih edilerek kütük malzemeden talaşlı imalat yöntemiyle hassas olarak işlenerek üretilmektedirler.

Tez kapsamında önceki bölümlerde detaylı olarak üzerinde durulan Eİ ile üretilmiş parçalar için uygulanan ısıl işlemlerin, geleneksel yöntemler ile üretilen parçalara kıyasla ne durumda olduğunu göstermek amacıyla bu bölümde bir döner kanat platformunun “st Makas” komponenti kıyaslamalı olarak değerlendirilmiştir.

Bölüm 3’de mekanik özellikleri bakımından detaylı olarak karakterize edilen aynı AlSi10Mg alaşım (Çizelge 3.1) ve testlerde kullanılan numuneler ile aynı parametreler uygulanarak (Çizelge 3.5) Şekil 4.3’teki parçadan iki adet üretim gerçekleştirilmiştir.

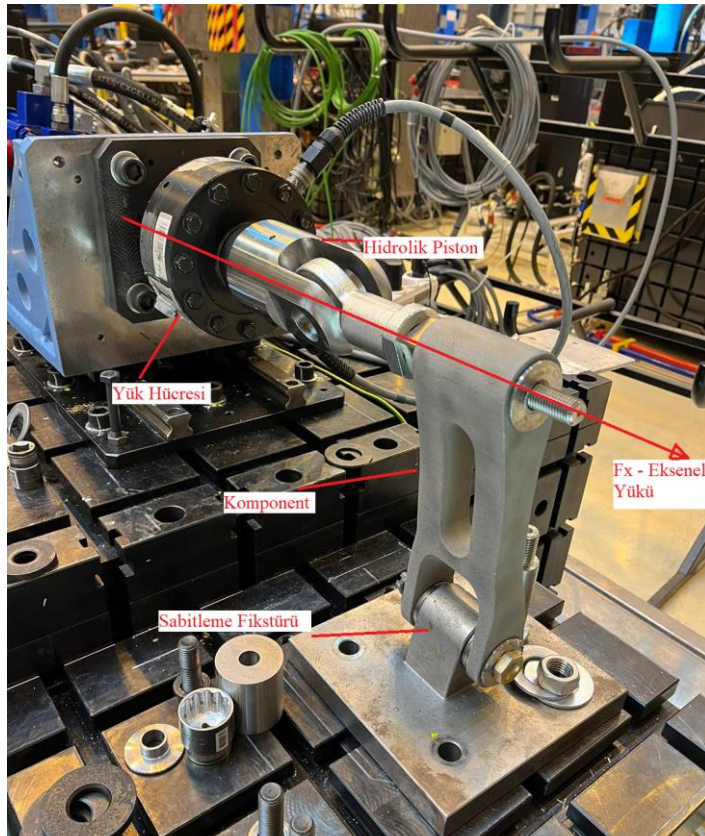


Şekil 4.3. Üst Makas Kolu parçası. a) Üretim tablasındaki pozisyonu ve üretim şekli. b) üretilmiş parçalar.

Şekil 4.3.a’da görüldüğü üzere komponentler üretim tablasına diyagonal olarak sığmaktadır. Tablada görüldüğü şekilde üretilen iki komponentten birine herhangi bir işlem uygulanmamıştır. Baz numunelerde olduğu gibi üretildiği haliyle teste tabii tutulmuştur. Diğer parçaya ise yapıdaki gözeneklerin minimize edilmesi amacıyla SİP, ardından da yaşanan mukavemet kaybının telafisi için deneysel numunelerde gözlemlenen üstün mukavemet değerlerinden ötürü 175°C - 2 saat T6 ısıtım işlemi uygulanmıştır. Bu sayede sonuçların birbiri arasında kıyaslanması hedeflenmiştir. Isıtım süreçlerinin ardından komponentlerin test düzeneklerine hassas bağlanabilmesi için gereken talaşlı imalat, burç v.b. adaptasyonlar da yapılarak komponentler teste hazır hale getirilmiştir.

4.2. Komponent Seviyesi Test Düzeneği Tasarımı

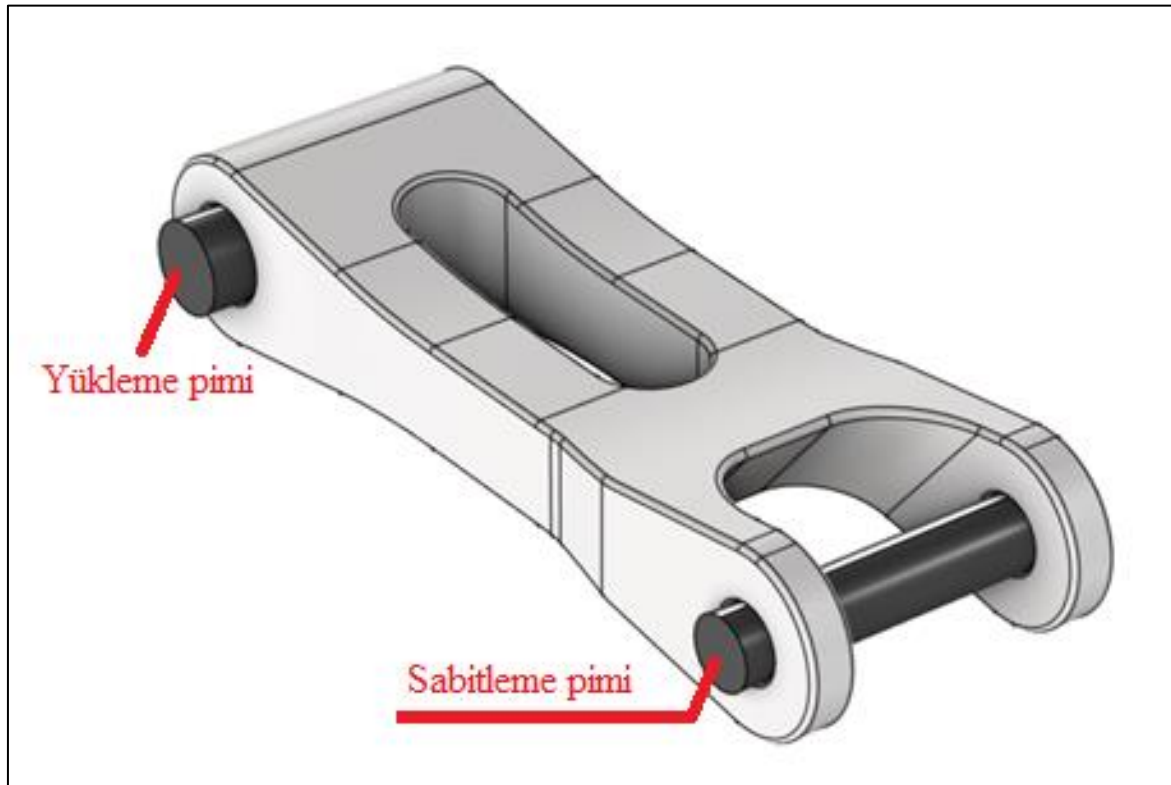
Komponente, Şekil 4.4'te gösterilen Fx doğrultusundaki gibi yükleme yapılabilmesi için komponent test düzeneği tasarlanarak imal edilmiştir. Test düzeneği komponentin hava aracındaki pozisyonu, yükün gelme şekli ve sabitleme noktalarına göre tasarlanmıştır. İlgili parça için gerekli yük dayanımı standartlarda 12kN olarak talep edilmektedir. Geleneksel yöntemler ile üretilen komponentler için yüksek mukavemetli Al alaşımlarından 7XXX serisi tercih edilmektedir. Alüminyum bloktan CNC ile işlenerek üretilen gerçek parçalara uygulanmış testlerde komponentin dayandığı maksimum yük yaklaşık olarak 73 kN civarındadır. Komponentlerin dayanması gereken yük miktarı 12 kN olduğu için 50 kN'luk yük uygulayabilen bir test düzeneği hazırlanmıştır. Bununla birlikte test düzeneğinin yapısı maksimum 25 mm yer değiştirmeye imkan kılmaktadır. Test düzeneği, rotor gövde bileşenini temsil eden sabit alt tabla, test edilen komponent (makas parçası), manipülatör tablasını simüle eden bağlantı parçası ile ona bağlı yük hücresi ve hidrolik pistondan oluşmaktadır. Sistemden yük hücresi aracılığı ile yer değiştirme ve kuvvet verileri okunabilmektedir.



Şekil 4.4. Komponent statik yük test düzeneği

4.3. Mekanik Test Sonuçları

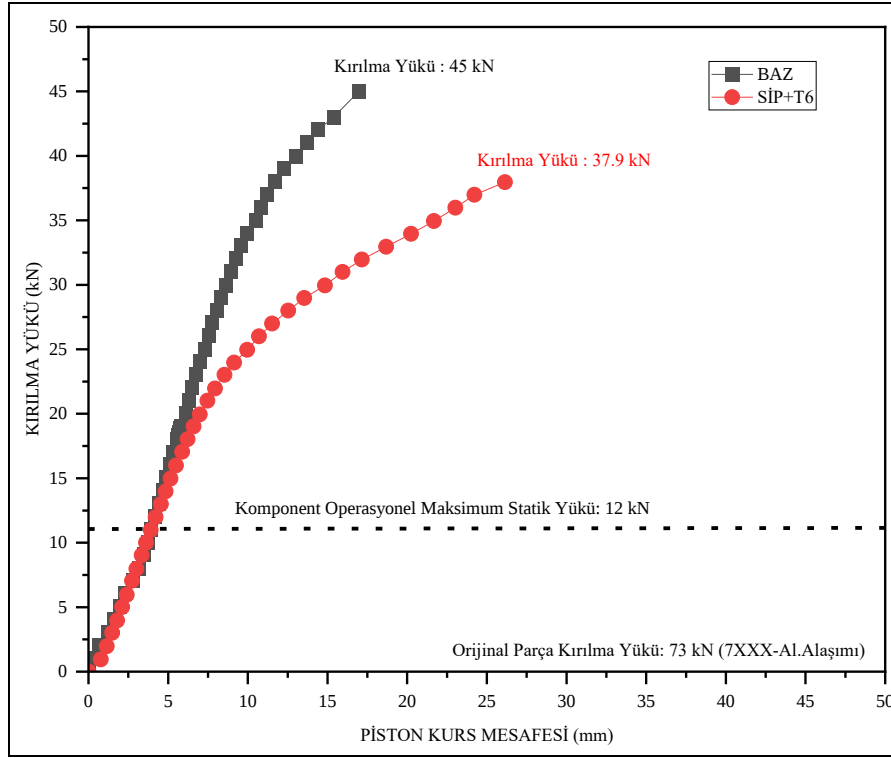
Bu çalışma kapsamında gerçek komponentin test senaryolarından biri olan statik yükleme gerçekleştirilerek komponentin kırılana kadar ne kadar yüke dayandığı tespit edilmiştir. Statik yükleme koşullarından en zorlu olan koşul seçilerek inceleme yapılmıştır. Bu yükleme durumu Şekil 4.5'te gösterildiği gibidir. Komponent alt bölgesindeki kulaklarından sabit kabul edilerek üst tarafındaki pim deliğinden aksenal bir yüke maruz bırakılmaktadır.



Şekil 4.5. Komponent statik yükleme koşulu

Şekil 4.6'da gösterildiği üzere iki farklı üretim koşulunda hazırlanmış komponentlerin kuvvet yer değiştirme (piston kurs mesafesi) grafikleri verilmiştir. Grafiklerden de görüleceği üzere baz olarak isimlendirilen komponent 17 mm'lik itici kol deplasmanı sonrası 45 kN'luk bir yüke ulaşmış ve bu noktada hasara uğramıştır. Bununla birlikte SİP+T6 ısıtıl işlem koşuluna göre hazırlanmış komponentte ise maksimum 25 mm lik bir yer değiştirme uygulanmış olmasına karşın herhangi bir kırılma elde edilmemiştir. Ancak sistem alt sabit kollarında önemli seviyede plastik deformasyon oluşmuştur. İlgili koşullara göre hazırlanmış çekme deney verilerine göre sistem karakteristiği değerlendirildiğinde beklenen bir sonuç gözlemlenmiştir. Çekme deneylerinde Baz numunler, SİP+T6 numunelerine göre

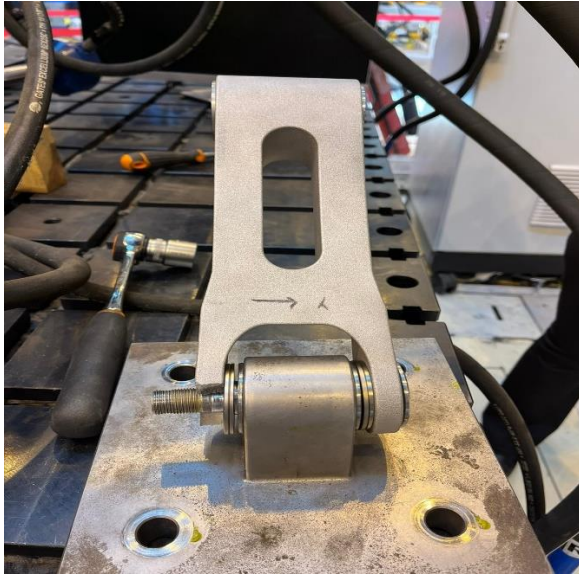
her ne kadar daha yüksek mukavemet göstermiş olsa da şekillendirilebilirlik açısından daha düşük özelliklere sahiptir. Bununla birlikte hava aracı isterlerine göre parça dayanımı değerlendirilecek olursa, iki farklı koşuldaki parça da beklenen 12 kN’luk maksimum statik yük dayanımını fazlası ile karşılamaktadır. Baz özelliklerdeki parça için güvenlik faktörü 3.75 iken, SİP+T6 yapılmış parça için güvenlik faktörü 3 olarak tespit edilmiştir.



Şekil 4.6. Deney düzeneği ile elde edilmiş kuvvet-yer değiştirme grafikleri

Sistem üzerinde yükleme koşulu tek eksenli olarak uygulansa da komponentin çatal bölgesinde meydana gelen deformasyon şekli serbest eğme modundan daha çok, uygulanan sınır koşullarına bağlı olarak 2 eksen de kuvvet oluşturmuştur. Burada x eksenı boyunca sistem zorlanmakta olup öteleme ile eğilen parçanın dikey yöndeki eksenı boyunca da çekme kuvvetleri oluşmaktadır. Yapılan deneyler sonrası Baz parçanın çatal bölgesinde kırılma oluşurken SİP+T6 koşulu ile şartlandırılmış parçada kalıcı şekil değişimi meydana gelmiştir. Deney sonrası elde edilen baz parçaların görüntüleri Şekil 4.7 ve Şeki 4.8’de gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere Baz parçanın çatal bölgesindeki çekme kuvvetlerine maruz kalan ayağında hasar oluşmuştur. Diğer kısımda basma gerilmeleri oluştuğundan burada bir hasar oluşmamıştır. Bununla birlikte SİP+T6 koşuluna göre üretilmiş parçada ise sadece eğilme şeklinde bir hasar oluşmuş ancak 25 mm’lik kurs miktarı

için tamamen bir kırılma meydana gelmemiştir. Daha önce de ifade edildiği üzere SİP+T6 koşuluna göre üretilmiş numune dayanımı daha düşük olmakla birlikte şekillendirilebilirliği daha yüksektir. Eİ ile üretilmiş parçalarda herhangi bir ısıtım işlemi yapılmadığında yapı içinde oluşan kusurların malzemelerdeki kırılma davranışında tutarsız bir etki yaratabileceğinden, SİP işlemi ile bu kusurların giderilerek kullanılan parçaların daha güvenli olduğu düşünülmektedir. Ayrıca ısıtım işlemi ile elde edilen süneklik sayesinde malzeme plastik deformasyona uğrasa bile kopma gözlemlenmeden komponentin emniyetli şekilde kullanılabilecek olması SİP+T6 işlemlerinin önemini ortaya koymaktadır. Bu tür komponentlerde özellik bakımından yığın malzemeye en yakın davranışı sergileyecek ardıl işlemlerin komponent seviyesinde uygulanması gerekliliği önemli bulgulardandır.



Şekil 4.7. Kırılan baz numunenin deney sonuçları



Şekil 4.8. Kırılan numunenin çekmeye maruz kalan kenarı

4.4. Komponent Yükleme Koşulu Simülasyonları

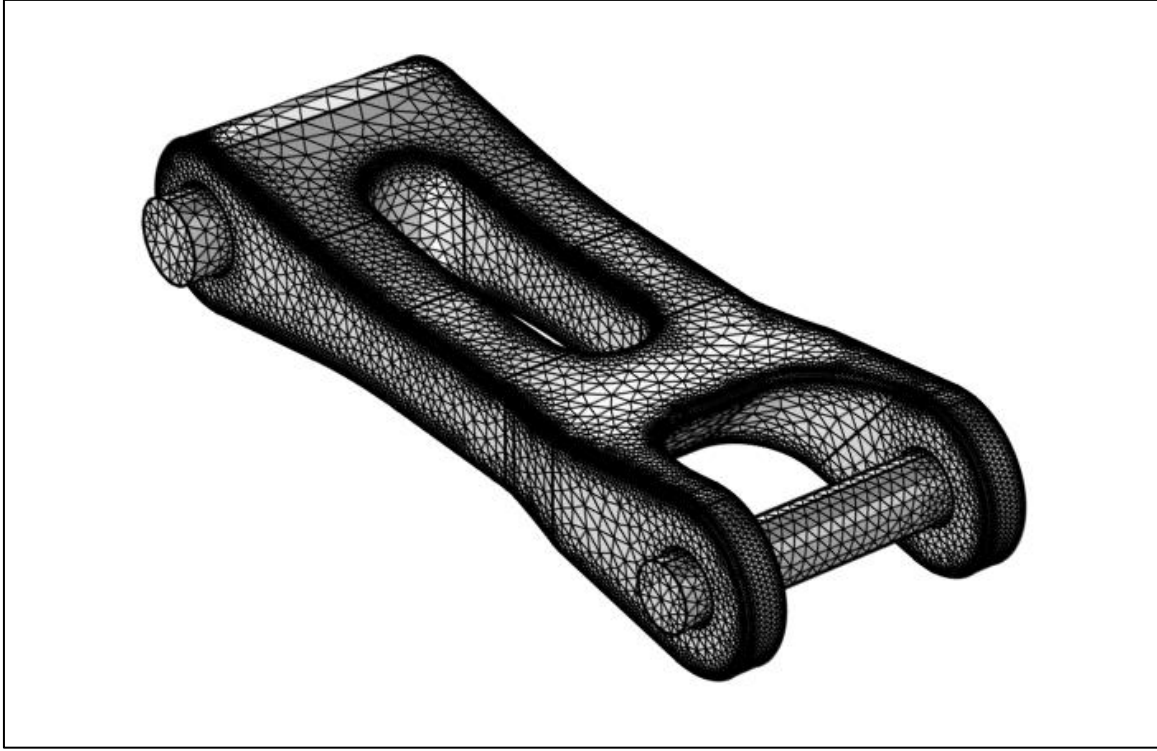
Bu çalışmada ilgili komponentin daha sonra SEA modeli oluşturularak deneysel yükleme koşulu simüle edilmiştir. Malzeme özellikleri kupon testlerinden elde edilen veriler kullanılarak Tablo 4.1'deki gibi tanımlanmış ve analizler gerçekleştirilmiştir. Üretimi gerçekleşen malzemelerde plastik şekil değişimi gerçekleştiğinden daha önceki bölümlerde verilen pekleşme eğrilerine uydurulan matematiksel model (Eşitlik 4.1) analizlerde kullanılmıştır. Böylelikle kuvvet uygulama işlemi esnasında hesaplanan gerilmeler ve birim şekil değiştirme dağılımları parça üzerinde görselleştirilmiştir.

$$\sigma_h = \sigma_0 + H\varepsilon_p + (\sigma_{sh} - \sigma_0)(1 - e^{-\varphi\varepsilon_p}) \quad (4.1)$$

Çizelge 4.1. Komponent analizi için gerekli malzeme özellikleri

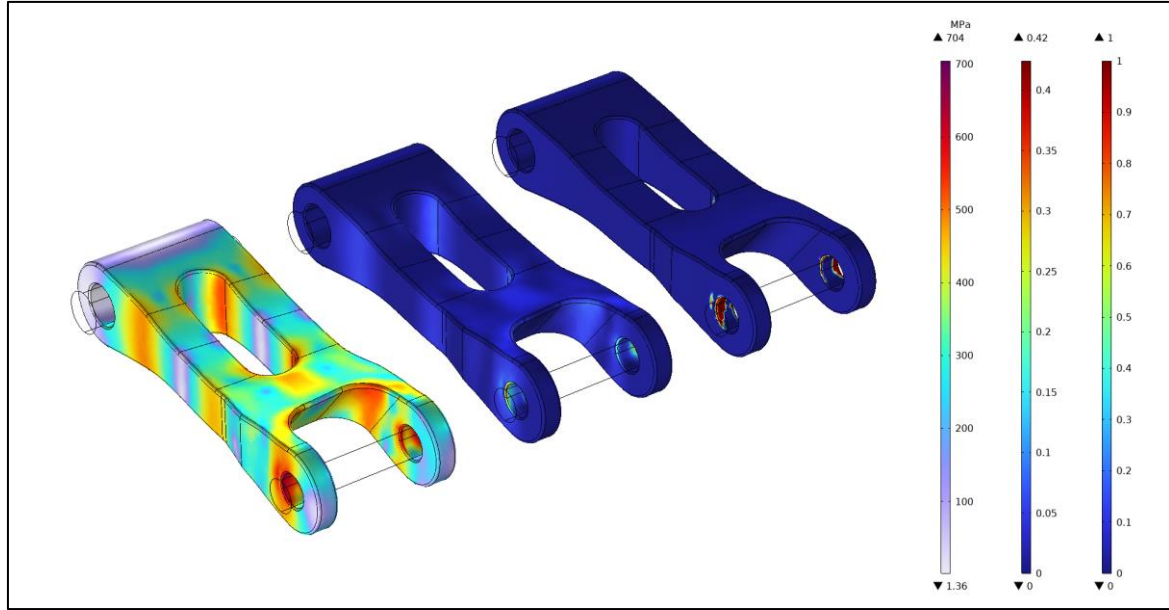
Malzemeler	AlSi10Mg-Baz	AlSi10Mg-SİP+T6-175
Elastiklik Modül (GPa)	75	74
Poisson Oranı	0.33	0.33
σ_0 (MPa)	272	185
σ_{sh} (MPa)	550.78	257.95
H	354.42	849.49
φ	28.64	90.58

Komponentin statik analizi için SEA modelinin ağ yapısında yaklaşık 181037 kuadratik tetrahedral eleman kullanılmış ve Comsol Multiphysics yazılımı ile analizler gerçekleştirilmiştir. İki farklı malzeme için de analizler gerçekleştirilmiş ve sonuçlar karşılaştırılmıştır. Şekil 4.9'da parça ve sabitleme pimleri için uygulanan ağ yapısı gösterilmektedir. Sınır koşulu olarak deney sistemi birebir modellenmeye çalışılmıştır. Deney sisteminden yapılan değerlendirmelerde sistem hareketi esnasında parça ile pimler arasında izafî hareketin olmadığı gözlemlenmiş ve sistem buna göre modellenmiştir. Modelleme adımlarını basitleştirmek ve yoğun ağ yapısını minimize etmek adına sistem analizlerinde bir takım basitleştirme işlemleri uygulanmıştır. Burada çatal gölgesinde ayakların pim üzerinde kaymasını engelleyecek şekilde parça ve pim arayüzeyleri arasında “Tied Contact” modeli kullanılmıştır. Benzer olarak bir piston aracılığı ile itilen üst pim ve parça arasında da “Tied Contact” tanımlaması yapılmıştır. Daha sonrasında da sisteme deneylerden elde edilen kuvvetler uygulanmış ve sistemin hasar durumu değerlendirilmiştir.

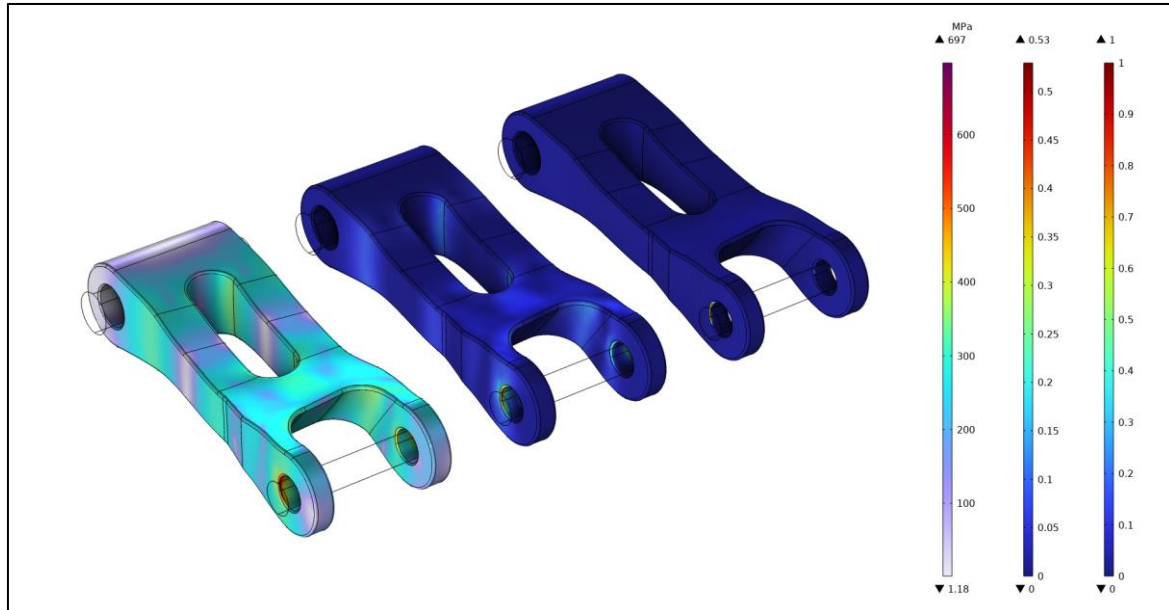


Şekil 4.9. Komponent analizlerinde kullanılan ağ yapısı

Şekil 4.10 ve 4.11’de sırası ile BAZ ve SİP+T6 koşullarında üretilmiş komponentler için oluşturulmuş analizin sonuçları gösterilmektedir. Geometrisi sebebiyle en zayıf bölge, çatal sabitleme bölgelerinde meydana gelmiştir. Yükleme hattı alt sabitleme bölgesinde moment oluşturduğundan bu bölgelerdeki moment etkisi diğer bölgelere nazaran daha büyüktür. Buna bağlı olarak hesaplanan gerilme değerleri de bu lokasyonlarda daha büyük değerlere ulaşmış durumdadır. İlgili şekilde sırasıyla gerilme dağılımları, birim şekil değiştirme dağılımları ve von-Mises maksimum gerilme hipotezine göre hasar durumunun dağılımları gösterilmektedir. Şekilden de görüldüğü üzere komponentin çatal bölgesindeki ayaklarda oluşan gerilmeler malzemenin dayanım sınırını aşmaktadır ve ilgili bölgenin hasara uğrayabileceği noktasında önemli bir bilgi vermektedir. Deney sonuçları analiz verilerini doğrulamaktadır.



Şekil 4.10. BAZ özelliklere göre üretilmiş komponentin SEA analizi



Şekil 4.11. SİP+T6 özelliklere göre üretilmiş komponentin SEA analizi

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Eİ sistemlerinin geleneksel imalat yöntemlerine göre, maliyet, tasarım özgürlüğü, çok fonksiyonluluk gibi teknolojik açıdan birçok önemli avantajları bulunmaktadır. Bu sebeple bu konuya olan ilgi hem akademik hem endüstriyel alanda giderek artmaktadır.

Bu tez çalışmasında, SLM yöntemi ile üretilen parçalarda üretim yöntemi, parametreleri ve kullanılan ham malzemeden kaynaklanan ürünün performansını olumsuz etkileyen parametreler incelenmiştir. Eİ sistemlerinde hızlı üretim önemli bir avantaj sağlamakla birlikte hızlı katılma problemini daha sonrasında ürün kalite ve performansını etkileyecek olumsuzluklar meydana gelmektedir. Üretim sırasında ergitilip tekrar katılaştırılan malzemelerde hızlı katılma ile birlikte düzensiz mikroyapı oluştuğu için mekanik özelliklerin olumsuz etkilendiği görülmüştür. Tezin kapsamı bu problem tanımı üzerinden kurgulanmıştır. Mukavemet açısından malzemede oluşan karmaşık mikroyapının homojenize edilerek akma ve çekme mukavemeti ile süneklik açısından farklı yönlerde üretilmiş numuneler için etkisi araştırılarak ekonomik ve uygulanabilir ardıl süreçler geliştirilmiştir. Bu süreçler havacılık için önemli yapısal komponentlerden uygun değerlendirilenleri gerçek komponentlere uygulanıp test edilerek deneysel olarak karşılaştırmalı sonuçlar ortaya konmuştur.

Tez kapsamında, mukavemet/ağırlık avantajı ile özellikle hava araçlarında yoğun olarak kullanılan alüminyum malzemesi tercih edilmiştir. SLE yöntemi ile üretim yapılan cihazlarda piyasada en çok bulunan AlSi10Mg malzeme üzerine çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Bu malzeme kimyasal bileşiminden ötürü yaşlanabilen bir malzeme olduğu için, geleneksel malzemeler için standart bir ardıl işlem olan yaşlandırma işlemi tercih edilmiştir. Tez kapsamında özellikle yaşlandırma çalışılmasının sebebi endüstrideki alt yapının buna uygun olmasıdır. Bu kapsamdaki iyileştirmelerin ve parametrik çalışmaların endüstriyel uygulamalar için referans olabileceği değerlendirilmektedir. Eİ için yaşlandırma işlemi ile ilgili literatürde henüz araştırılması gereken birçok alt başlık bulunmaktadır. Bu sebeple doğal ve yapay yaşlandırma süreçleri sıcaklık, zaman, üretim yönü değişkenlerini içine alacak şekilde geniş bir çerçeveden incelenmiştir. Yaşlandırmaya ek olarak literatürde üzerinde kısıtlı çalışma olan SİP yönteminin de etkileri çalışılmış, üretim yönü faktörü ile sonuçlar karşılaştırmalı olarak değerlendirilmiştir. Çalışmanın özgünlüğünü arttırabilmek

adına SİP işlemi yapıldıktan sonra T6 ısıtma işlemi uygulanan malzemeler de parametrik çalışmalara eklenmiştir. Bu kapsamda malzemelerin mukavemet ve sünekliği arasında farkları ortaya çıkaracak parametrik çalışma yapılarak literatüre özgün katkıda bulunulmuştur.

Çalışmaya öncelikle ardıl ısıtma işlem parametrelerinin oluşturulması ile başlanmıştır. Daha sonra test kuponlarının tespiti ve üretimi süreçlerine geçilmiştir. Test sonuçlarına göre makro / mikro seviyede özelliklerin karakterizasyonu yapılarak sonuçlar arasında mekanik değerler açısından uygunluğu değerlendirilen parametreler ile devam edilmiştir. Elde edilen bulgular aşağıda özetlenmiştir.

- Sertlik mukavemetin bir ölçüsü ve aynı zamanda ısıtma işleminin gerçekleşip gerçekleşmediğinin ölçülebileceği bir yöntem olduğu için tüm numunelere bu deney uygulanmıştır. Yatay, diyagonal ve dikey olmak üzere 3 farklı yönlerde üretilen baz T6, T4, SİP numuneler arasında yapılan sertlik ölçümlerinde 2 saat süre ile yapılan yapay yaşlandırmada elde edilen değer en yüksek olduğu tespit edilmiştir. Değerin 10 saate doğru doğrusal olarak azaldığı kaydedilmiştir. Sıcaklık değişkeni de eklenerek yapılan üretimlerden alınan ölçümlerde 175 °C'de 2 saat süre ile yapay yaşlandırma yapılan diyagonal numunede en yüksek değer elde edilmiştir. SİP+T6 yapılan numunelerin sertlik değeri SİP değerinin yaklaşık iki katına ulaşarak 60HV ortalama 105HV ortalama kadar gelmiştir.
- El'da parça mukavemetini etkileyen en önemli parametre önceki bölümlerde değinilen etkenlere bağlı olarak oluşan yapıdaki gözenekler gösterilebilir. Gözeneklerin miktarı malzemenin yoğunluğunu da etkilemektedir. Bu etkiyi değerlendirebilmek adına yoğunluk ölçümleri yapılmış, literatürdeki bulgulara paralel olarak yaşlandırma işleminin gözeneklerin azaltılmasında ölçülebilir etkisinin olmadığı gözlemlenmiştir. Ancak SİP ve SİP+T6 uygulanan numunelerde yığın malzeme değerinde sayılabilecek kadar (%99.96) gözeneklerde azalma olduğu tespit edilmiştir.
- Küçük bir alana yönlendirilmiş lazer demetinin hızlı bir şekilde ergime sağlaması ardından çok kısa bir sürede katılaşmanın gerçekleşmesi ve bunun katman katman tekrar etmesi homojen olmayan sıkı bir mikroyapı ve yapısal düzensizliklere sebep olmaktadır. Üretimin doğasından kaynaklanan bu durumun geleneksel üretim yöntemlerinin aksine

mekanik özelliklere etkisi makro düzeyde belirgin bir şekilde görülmüştür. Bu durum beraberinde yavaş katılaşmada görülen dendritik yapının aksine mikroyapıda değişikliğe sebep olarak Eİ ile üretilen malzemelerde daha yüksek gerilme değerlerine ulaşılmasına sebep olmaktadır.

- Homojen olmayan mikroyapı, aynı zamanda parçaların tezgahdaki pozisyonuna göre lazerin etki ettiği yüzey alanı ile ilişkili olarak yöne bağlı makro ve mikro seviyede yapısal değişikliklere sebep olmaktadır. Üretim tablasına yatay, diyagonal ve dik olmak üzere 3 farklı yönde üretilen numunelerden en yüksek mukavemet değerleri yatay üretilen numunelerde elde edilirken en düşük akma ve çekme gerilmesi dikey numunelerde görülmüştür. Mukavemet değerlerindeki belirgin farkın parçanın üretim tablasındaki pozisyonu ile orantılı olarak ergitilen katmanın yüzey alanına düşen lazer demeti yoğunluğu ile ilgili olduğu değerlendirilmektedir. Bu sonuçlar literatürdeki diğer çalışmalar ile paralellik göstermektedir. Baz numunelerde düşük uzama değerleri (%5-10) tespit edilmiştir. Yaşlandırma işlemi ile birlikte %35-40 civarında mukavemette azalma gözlemlenmiştir.
- Çözeltiye alma işlemi uygulanan numuneler doğal yaşlandırmaya maruz bırakılıp ve 96 saat beklediğinde süneklik değeri %17-25 aralığına kadar artmıştır. Yapay olarak yaşlandırmada (T6) ise mukavemette baz numunelere göre azalma olmuştur. Buna karşılık uzama değerleri %15 civarına yükselerek baz numunelere göre %50'den fazla bir kazanım sağlanmıştır. Yöne bağlı olan değişkenler T4 ısıtılmasında baz numunelere paralellik göstermektedir. Ancak 150 °C, 175 °C, 200 °C'de T6 ısıtılmasında uygulanan numunelerde yöne bağlı değişkenlerin azaldığı gözlemlenmiştir. Isıtılmanın mikroyapıyı yeniden şekillendirmesi sırasında mukavemete sebep olan çökelti oluşumu gibi etkenlerin yönden bağımsız olarak gelişmesinin buna sebep olduğu değerlendirilmektedir.
- SİP yapılan numunelerde de malzemeler uzun süre yüksek sıcaklığa maruz kalıp yavaş soğutulduğu için mikroyapı tamamen değişmiş, üretim yönünden kaynaklı oluşan farklı mikroyapının etkisiyle mukavemette oluşan farklı etkiler minimize olarak uzamada her yönde baz numunelere göre 7 kat artış olmuştur. Gerilme değerleri de yaşlandırma yapılan numunelere göre birbirine daha yakındır (± 10 MPa). Baz numunelere kıyasla Mukavemetteki bu kayıp SİP+T6 yapılarak tüm yönlerde üretilen numuneler için %90 oranda telafi edilmiştir.

- Yaşlandırma çalışmaları ilk olarak 200 °C sabit sıcaklıktaki 0.5, 1, 2, 6 ve 10 saat süre ile gerçekleştirilmiştir. Yapılan yaşlandırma işlemin sonrasında sertlikler ölçülmüş, 2 saat yaşlandırmada en yüksek sertlik değerine ulaşıldığı tespit edilmiştir. Ardından numunelerin SEM görüntüleri incelenmiş, 0.5 saat ve 1 saatte yetersiz çökelti oluşumu gözlemlenmiş, 2 saatten 10 saate doğru da Si çökeltilerin düzensiz boyut ve dağılım gösterdiği gözlemlenmiştir. Aynı numunelere XRD incelemesi de yapılarak mukavemet arttırıcı etken olan Mg_2Si oluşumuna da bakılmıştır. Tüm incelemeler sonucunda 2 saatlik yaşlandırma işleminin tüm yönlerde üretilen numuneleri içine alacak şekilde mukavemet açısından en uygun süre olduğu çıkarımı yapılmıştır. Daha sonra çalışma genişletilerek en uygun yapay yaşlandırma sıcaklığı üzerine çalışılmıştır. Benzer şekilde yapılan incelemelere ek olarak mekanik testte uygulanan numuneler için ortalama mukavemet ve sünekliğin elde edildiği parametre olarak; diyagonal yönde, 175 °C’de, 2 saat süre ile yaşlandırma işlemi uygulanarak üretilmiş numunelerde diğer sıcaklıklarla kıyasla üstün mukavemet değerleri elde edilmiştir.
- Belirlen değerleri mikroyapı açısından da doğrulamak için SEM ve TEM incelemeleri detaylandırılmıştır. Literatürdeki diğer çalışmalara benzer olarak baz numunelerde SEM görüntülerinde eş eksenli α -Al matrisinin süper doymun katı çözelti ve hücreler halinde dağıldığı, etrafının da ötektik Si duvarları ile ağ şeklinde örüldüğü gözlemlenmiştir. Bu yapı deformasyon sırasında dislokasyonlara engel olarak yüksek akma ve çekme gerilmeleri oluşmasını sağlamaktadır.
- Mukavemeti arttırıcı elementler olan Mg ve Si’nin de literatürde belirtildiği üzere oluşumu incelenmiş ancak SEM-EDS analizleri ile net olarak tespit edilememiştir. Bu yapının oluştuğu XRD incelemesi ile gözlemlenince numuneler TEM ile incelenerek doğrulanmıştır (Şekil 3.15 ve Şekil 3.16).
- Diyagonal numunelerde diğerlerinden farklı olarak ergime sırasındaki katılaşmada epitaksiyel büyümenin gerçekleşmesi ile hücresel yapıların eş eksenli geometriden ziyade, uzamış karmaşık dizilişli bir mikroyapı görülmüştür. Bununla birlikte dik numunelerde mikroyapı daha homojenken, yatay numunenin yüzey alanının geniş olmasından dolayı ısıdan etkilenmiş bölgelerin hücreleri birbirinden ayırdığı ve kabadan inceye doğru farklı büyüklüklerde dizilmiş bir mikroyapı görülmektedir.

- SİP yapılan numunelerde tane sınırları ve çökelti tespit edilememiştir. Küçük çukur şeklinde sünek kopmaya sebep olarak şekilde yayılmış bir ergimiş havuz gözlemlenmiştir. Bu sebeple bu numunelerin mukavemeti 4 - 5 kat daha az buna karşılık uzama değerleri 2.5 - 3 kat daha fazladır.
- Yaşlandırma yapılan numunelerde Al matris içinde küresele yakın şekilde, farklı büyüklüklerde çökelti halinde Si görülmüştür. Yaşlandırma işleminin süresi ve sıcaklığı Si çökelti bün büyüklüğü, morfolojisi ve dağılımı ile orantılı olarak değişim gösterir.
- TEM incelemeleri T4 - diyagonal ve T6 - 175 °C - diyagonal numunelerde gerçekleştirilmiştir. SEM analizlerindeki hücre duvarlarında ötektik α -Al, Si ve Si ile bileşik oluşturan Mg_2Si bu analizde doğrulanmıştır. Çökelen Mg ve Si etrafında dislokasyon oluşumunun malzemeye mukavemet sağlaması beklenmektedir. EDS analizlerinde ayrıca Al matris içinde nano boyutta Si çökelti bün tespit edilmiş, bunların da dislokasyonlara engel oluşturarak mukavemet artışına neden olduğu tespit edilmiştir.

Bu tez kapsamında Eİ ile üretilmiş parçaların mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için deneysel parametreler belirlenmiş, belirlenen parametreler arasından seçilen kriterlere göre (akma /çekme mukavemeti, sertlik, uzama) havacılık komponentlerinde uygulamaya müsait mekanik özellikleri sağlayacak ardıl işlem belirlenerek literatüre katkıda bulunulmuştur. Bu çalışma tamamen deneysel olarak ilerlemiştir. Çalışmada elde edilen havacılık için önemli sayılabilecek en önemli bulgu yaşlandırma ve SİP işlemlerinin uygun kombinasyonları ile havacılık uygulamaları için elverişli parçanın SLE yöntemiyle üretilmiş AlSi10Mg alaşımı için uygulanabilir olduğudur. Elde edilen verilerden yola çıkarak termodinamik ve termo fiziksel etkileri de kapsayacak şekilde ısıt işlem simülasyonları gerçekleştirilerek farklı ısıt işlemlerinin parça üzerindeki etkilerinin deney yapmadan tahmin edilmesi üzerine çalışmalar genişletilebilir. Bu çalışmadaki sistematığe uygun olarak malzemelerin, yorulma, sürünme, aşınma, korozyon v.b. davranışları içerecek şekilde çalışmalar yapılabilir. Bu tez çalışması kapsamında üzerinde durulmayan farklı ardıl yüzey işlemleri ile bu tezdeki yaşlandırma parametreleri birleştirilerek farklı çalışmalar gerçekleştirilebilir. Bu tez kapsamındaki bulguların nitelik ve nicelik açısından diğer çalışmalara referans olabileceği düşünülmektedir.

KAYNAKLAR

1. Wohlers Report. (2017). *3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry. Annual Worldwide Progress Report*.
2. Ilbey, K., and Lin, L. (2020). 3D printing technologies: techniques, materials, and post-processing. *Current Opinion in Chemical Engineering*, 28(1-6), 134-143.
3. Murr, L. E. (2015). Laser and electron beam melting technologies. In *Handbook of materials structures, properties, processing and performance*. Heidelberg: Springer, 665-686.
4. Bikas, H., Stavropoulos, P., and Chrysosolouris, G. (2015). Additive manufacturing methods and modelling approaches: a critical review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 83, 389-405.
5. İnternet: The exclusive producer of EBM machines Web: www.arcam.com. official web site of GE-ARCAM. Son Erişim Tarihi: 15.01.2022.
6. Kamsky, G. V., Kolomiets, A. A., and Popov, V. V. (2016). Review of the main producers of 3D-machines for metals, characteristics of the machines, and directions of development, *Research Journal of International Studies*, 8(50), 14-16.
7. İnternet: 3D SYSTEMS, ProX-DMP-300. Web: <https://www.3dsystems.com/3d-printers/prox-dmp-300>. Son Erişim Tarihi: 15.01.2022.
8. İnternet: SLM Solutions, SLM1800. Web: <https://www.slm-solutions.com/products-and-solutions/machines/>. Son Erişim Tarihi:15.01.2022.
9. İnternet: Renishaw, RenAM 500Q (2018). Additive manufacturing products. Web: <https://www.renishaw.com/en/additive-manufacturing-products-17475>. Son Erişim Tarihi:15.01.2022.
10. Lewandowski, J. J., and Mohsen, S. (2016). Metal additive manufacturing: A review of mechanical properties. *The Annual Review of Materials Research*, 40(46), 14.1-14.36.
11. Bandyopadhyay, A., and Bose, S. (2020). Recent developments in metal additive manufacturing. *Current Opinion in Chemical Engineering*, (28), 96-104.
12. Bandyopadhyay, A., and Heer, B. (2018). Additive manufacturing of multi- material structures. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 129, 1-16.
13. Heralic, A., Christiansson, A. K., and Lennartson, B. (2012). Height control of laser metal-wire deposition based on iterative learning control and 3D scanning. *Optics and Lasers in Engineering*, 50, 1230-1241.
14. Han, D. and Lee, H. (2020). Recent advances in multi-material additive manufacturing: methods and applications. *Current Opinion in Chemical Engineering*, 28, 158–166.
15. İnternet: Scopus Prewiev. Sources. Web: <https://www.scopus.com/sources?zone=TopNavBar&origin=NO%20ORIGIN%20DEFINED>, Son Erişim Tarihi:24.03.2022.

16. Thompson, S. M., Bian, L., Shamsaei, N., and Yadollahi, A. (2015). An overview of direct laser deposition for additive manufacturing; part I: transport phenomena, modelling and diagnostics. *Additive Manufacturing*, 8, 36–62.
17. Frazier, W. E. (2014). Metal additive manufacturing: A review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(6), 1917–1928.
18. Kok, Y., Tan, X. P., Wang, P., Nai, M. L. S., Loh, N. H., Liu, E., and Tor, S. B. (2018). Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review. *Materials and Design*, (139), 565–586.
19. Annamaria, G., Michele, K., Filomeno, M., and Mehrshad, M. (2019). Metal additive manufacturing in the commercial aviation industry: A review. *Journal of Manufacturing Systems*, (53), 124–149.
20. Jainagesh, A. S. (2020). Rapid solidification and surface topography for additive manufacturing with beam surface heating. *Current Opinion in Chemical Engineering*, (28), 10–20.
21. İnternet: ETH Zürich. SLM_Ishikawa-Diagram.jpg. Web: https://www.research-collection.ethz.ch/bitstream/handle/20.500.11850/181623/SLM_Ishikawa-Diagram.jpg?sequence=13&isAllowed=y. Son Erişim Tarihi: 22.01.2022.
22. Bourell, D., Kruth, J. P., Leu, M., Levy, G., Rosen, D., Beese, A. M., and Clare, A. (2017). *Materials for additive manufacturing. The International Academy for Production Engineering Annals*, 66(2), 659-681.
23. Yılmaz, O., and Uğla, A. A. (2016). Shaped metal deposition technique in additive manufacturing: A review. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 230(10), 1781-1798.
24. Tofail, S. A., Koumoulos, E. P., Bandyopadhyay, A., Bose, S., O'Donoghue, L., and Charitidis, C. (2018). Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities. *Materials Today*, 21(1), 22-37.
25. Zhang, Y., and Bandyopadhyay, A. (2019). Direct fabrication of bimetallic Ti6Al4V+Al12Si structures via additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 29, 100783.
26. Yasa, E., Kruth, J. P., and Deckers, J. (2011). Manufacturing by combining selective laser melting and selective laser erosion/laser re-melting. *The International Academy for Production Engineering Annals*, 60(1), 263-266.
27. Brandt, M. (Ed.). (2016). *Laser additive manufacturing: materials, design, technologies, and applications*. Kidlington: Woodhead Publishing, 100-103.
28. Chen B., Xin X., Tan C., and Xiaoguo S. (2020). Recent progress in laser additive manufacturing of aluminum matrix composites. *Current Opinion in Chemical Engineering*, (28), 28–35.
29. Bourell, D., Kruth, J. P., Leu, M., Levy, G., Rosen, D., Beese, A. M., and Clare, A. (2017). Materials for additive manufacturing. *CIRP Annals*, 66(2), 659-681.

30. Gülcan, O., Şimşek, U., ve Kavas, B. (2021). Eklemeli imalatla üretilen işlevsel olarak derecelendirilmiş metal yapılar. *Mühendis ve Makina*, 62(702), 1-22.
31. Mahmoud, D., and Elbestawi, M. A. (2017). Lattice structures and functionally graded materials applications in additive manufacturing of orthopedic implants: A review. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 1(2), 13.
32. Zhang, C., Chen, F., Huang, Z., Jia, M., Chen, G., Ye, Y., and Lavernia, E. J. (2019). Additive manufacturing of functionally graded materials: A review. *Materials Science and Engineering: A*, 764, 138209.
33. Thijs, L., Kempen, K., Kruth, J. P., and Van Humbeeck, J. (2013). Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 61(5), 1809-1819.
34. Raza, A., Fiegl, T., Hanif, I., Markström, A., Franke, M., Körner, C., and Hryha, E. (2021). Degradation of AlSi10Mg powder during laser based powder bed fusion processing. *Materials & Design*, 198, 109358.
35. Kempen, K., Thijs, L., Van Humbeeck, J., and Kruth, J. P. (2015). Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimisation and material characterisation. *Materials Science and Technology*, 31(8), 917-923.
36. Thijs, L., Kempen, K., Kruth, J. P., and Van Humbeeck, J. (2013). Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 61(5), 1809-1819.
37. Jiang, X., Ye, T., and Zhu, Y. (2020). Effect of process parameters on residual stress in selective laser melting of AlSi10Mg. *Materials Science and Technology*, 36(3), 342-352.
38. Weingarten, C., Buchbinder, D., Pirch, N., Meiners, W., Wissenbach, K., and Poprawe, R. (2015). Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Processing Technology*, 221, 112-120.
39. Ferro, P., Meneghello, R., Razavi, S. M. J., Berto, F., and Savio, G. (2020). Porosity inducing process parameters in selective laser melted AlSi10Mg aluminium alloy. *Physical Mesomechanics*, 23(3), 256-262.
40. Kempen, K., Thijs, L., Yasa, E., Badrossamay, M., Verheecke, W., and Kruth, J. P. (2011, August). *Process optimization and microstructural analysis for selective laser melting of AlSi10Mg*. In 2011 International Solid Freeform Fabrication Symposium. University of Texas at Austin.
41. Sheasby, P. G., and Pinner, R. (2001). Introduction: Aluminium, its properties, alloys and finishes. Ohio: ASM International Finishing Publications, 435-450.
42. Stadler, F., Antrekowitsch, H., Fragner, W., Kaufmann, H., Pinatel, E. R., and Uggowitzer, P. J. (2013). The effect of main alloying elements on the physical properties of Al–Si foundry alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 560, 481-491.

43. Olofsson, J., Svensson, I. L., Lava, P., and Debruyne, D. (2014). Characterisation and investigation of local variations in mechanical behaviour in cast aluminium using gradient solidification, Digital Image Correlation and finite element simulation. *Materials & Design (1980-2015)*, 56, 755-762.
44. Zamani, M. (2017). *Al-Si Cast alloys-microstructure and mechanical properties at ambient and elevated temperatures*. Doctoral dissertation, Jönköping University, School of Engineering, Jönköping, 109-115.
45. Akyildiz, Y., Öztürk, O., ve Simsar, B. (2021). Al-10Si-xMg alaşımasının CALPHAD metodolojisi ile termodinamik karakterizasyonu. *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 25(3), 699-704.
46. Khalifa, W., Samuel, F. H., and Gruzleski, J. E. (2003). Iron intermetallic phases in the Al corner of the Al-Si-Fe system. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(13), 807-825.
47. Brandl, E., Heckenberger, U., Holzinger, V., and Buchbinder, D. (2012). Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials and Design*, 34, 159-169.
48. Rosenthal, I., Stern, A., and Frage, N. (2014). Microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg parts produced by the laser beam additive manufacturing (AM) technology. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 3(6), 448-453.
49. Kempen, K., Thijs, L., Van Humbeeck, J., and Kruth, J. P. (2012). Mechanical properties of AlSi10Mg produced by selective laser melting. *Physics Procedia*, 39, 439-446.
50. Popov, V. V., Grilli, M. L., Koptug, A., Jaworska, L., Katz-Demyanetz, A., Klobčar, D., and Goel, S. (2021). Powder bed fusion additive manufacturing using critical raw materials: A Review. *Materials*, 14(4), 909.
51. Liu, Z., Huang, C., Gao, C., Liu, R., Chen, J., and Xiao, Z. (2019). Characterization of Ti6Al4V powders produced by different methods for selective electron beam melting. *Journal of Mining and Metallurgy B: Metallurgy*, 55(1), 121-128.
52. Chen, G., Zhao, S. Y., Tan, P., Wang, J., Xiang, C. S., and Tang, H. P. (2018). A comparative study of Ti-6Al-4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization. *Powder Technology*, 333, 38-46.
53. Trevisan, F., Calignano, F., Lorusso, M., Pakkanen, J., Aversa, A., Ambrosio, E. P., and Manfredi, D. (2017). On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: process, microstructure, and mechanical properties. *Materials*, 10(1), 76.
54. Olakanmi, E. O. (2013). Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al-Mg, and Al-Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(8), 1387-1405.

55. Liu, B., Wildman, R., Tuck, C., Ashcroft, I., and Hague, R. (2011). *Investigation the effect of particle size distribution on processing parameters optimisation in selective laser melting process*. In 2011 International Solid Freeform Fabrication Symposium, University of Texas at Austin, 227-238.
56. Yadroitsev, I., Yadroitsava, I., Bertrand, P., and Smurov, I. (2012). Factor analysis of selective laser melting process parameters and geometrical characteristics of synthesized single tracks. *Rapid Prototyping Journal*, 18(3), 201-208.
57. Gai, G., Yang, Y., Jin, L., Zou, X., and Wu, Y. (2008). Particle shape modification and related property improvements. *Powder Technology*, 183(1), 115-121.
58. Khaing, H. Y., and Kywe, T. T. (2011, June). Production of fine aluminum powder from metallic aluminum. In *Proceedings of the The First International Conference on Interdisciplinary Research and Development*, Bangkok, Thailand, 2-3.
59. Prashanth, K. G., Debalina, B., Wang, Z., Gostin, P. F., Gebert, A., Calin, M., and Eckert, J. (2014). Tribological and corrosion properties of Al-12Si produced by selective laser melting. *Journal of Materials Research*, 29(17), 2044-2054.
60. Cai, Z., Wang, R., Peng, C., and Zhang, C. (2015). Effect of Particle Size on microstructure and cold compaction of gas-atomized hypereutectic Al-Si alloy powder. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 46(2), 824-830.
61. Yadroitsev, I., Yadroitsava, I., Bertrand, P., and Smurov, I. (2012). Factor analysis of selective laser melting process parameters and geometrical characteristics of synthesized single tracks. *Rapid Prototyping Journal*, 18(3), 201-208.
62. Gai, G., Yang, Y., Jin, L., Zou, X., and Wu, Y. (2008). Particle shape modification and related property improvements. *Powder Technology*, 183(1), 115-121.
63. Louvis, E., Fox, P., and Sutcliffe, C. J. (2011). Selective laser melting of aluminium components. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(2), 275-284.
64. Aboulkhair, N. T., Maskery, I., Tuck, C., Ashcroft, I., and Everitt, N. M. (2016). 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.
65. Gu, D. D., Meiners, W., Wissenbach, K., and Poprawe, R. (2012). Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 57(3), 133-164.
66. Olakanmi, E. O., Dalgarno, K. W., and Cochrane, R. F. (2012). Laser sintering of blended Al-Si powders. *Rapid Prototyping Journal*, 18(2), 109-119.
67. Park, S. (2020). Optimization studies for the gas atomization and selective laser Melting processes of Al10SiMg alloy. *Material Science and Engineering Commons*, 2020(267), 50-55.

68. Thijs, L., Kempen, K., Kruth, J. P., and Van Humbeeck, J. (2013). Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 61(5), 1809-1819.
69. Louvis, E., Fox, P., and Sutcliffe, C. J. (2011). Selective laser melting of aluminium components. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(2), 275-284.
70. Herzog, D., Seyda, V., Wycisk, E., and Emmelmann, C. (2016). Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 117, 371-392.
71. Lutter-Günther, M., Schwer, F., Seidel, C., and Reinhart, G. (2016). *Effects on properties of metal powders for laser beam melting along the powder process chain*. In Fraunhofer Additive Manufacturing Alliance Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference, Dresden.
72. Maleki, E., Bagherifard, S., Bandini, M., and Guagliano, M. (2021). Surface post-treatments for metal additive manufacturing: Progress, challenges, and opportunities. *Additive Manufacturing*, 37, 101619.
73. McAndrew, A. R., Rosales, M. A., Colegrove, P. A., Hönnige, J. R., Ho, A., Fayolle, R., Eyitayo, K., Stan, I., Sukrongpang, P., Crochemore, A., and Pinter, Z. (2018). Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire+ arc additively manufactured features for microstructural refinement. *Additive Manufacturing*, 21, 340-349.
74. Colegrove, P. A., Martina, F., Roy, M. J., Szost, B. A., Terzi, S., Williams, S. W., Withers, P. J. and Jarvis, D. (2014). High pressure interpass rolling of wire+ arc additively manufactured titanium components. In *Advanced Materials Research* (Vol. 996). Bach SZ: Trans Tech Publications Ltd. 694-700
75. Xie, Y., Zhang, H., and Zhou, F. (2016). Improvement in geometrical accuracy and mechanical property for arc-based additive manufacturing using metamorphic rolling mechanism. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 138(11), 111002.
76. Hönnige, J. R., Colegrove, P. A., Ahmad, B., Fitzpatrick, M. E., Ganguly, S., Lee, T. L., and Williams, S. W. (2018). Residual stress and texture control in Ti-6Al-4V wire+ arc additively manufactured intersections by stress relief and rolling. *Materials & Design*, 150, 193-205.
77. Bagherifard, S., Beretta, N., Monti, S., Riccio, M., Bandini, M., and Guagliano, M. (2018). On the fatigue strength enhancement of additive manufactured AlSi10Mg parts by mechanical and thermal post-processing. *Materials & Design*, 145, 28-41.
78. Wen, P., Voshage, M., Jauer, L., Chen, Y., Qin, Y., Poprawe, R., and Schleifenbaum, J. H. (2018). Laser additive manufacturing of Zn metal parts for biodegradable applications: Processing, formation quality and mechanical properties. *Materials & Design*, 155, 36-45.
79. Maleki, E., and Unal, O. (2021). Shot peening process effects on metallurgical and mechanical properties of 316 L steel via: experimental and neural network modeling. *Metals and Materials International*, 27(2), 262-276.

80. Salvati, E., Lunt, A. J. G., Ying, S., Sui, T., Zhang, H. J., Heason, C., and Korsunsky, A. M. (2017). Eigenstrain reconstruction of residual strains in an additively manufactured and shot peened nickel superalloy compressor blade. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 320, 335-351.
81. AlMangour, B., and Yang, J. M. (2017). Integration of heat treatment with shot peening of 17-4 stainless steel fabricated by direct metal laser sintering. *The journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, 69(11), 2309-2313.
82. AlMangour, B., and Yang, J. M. (2016). Improving the surface quality and mechanical properties by shot-peening of 17-4 stainless steel fabricated by additive manufacturing. *Materials & Design*, 110, 914-924.
83. Uzan, N. E., Ramati, S., Shneck, R., Frage, N., and Yeheskel, O. (2018). On the effect of shot-peening on fatigue resistance of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing using selective laser melting (AM-SLM). *Additive Manufacturing*, 21, 458-464.
84. Karimbaev, R., Pyun, Y. S., Maleki, E., Unal, O., and Amanov, A. (2020). An improvement in fatigue behavior of AISI 4340 steel by shot peening and ultrasonic nanocrystal surface modification. *Materials Science and Engineering: A*, 791, 139752.
85. Efe, Y., Karademir, I., Husem, F., Maleki, E., Karimbaev, R., Amanov, A., and Unal, O. (2020). Enhancement in microstructural and mechanical performance of AA7075 aluminum alloy via severe shot peening and ultrasonic nanocrystal surface modification. *Applied Surface Science*, 528, 146922.
86. Maleki, E., Bagherifard, S., Bandini, M., and Guagliano, M. (2021). Surface post-treatments for metal additive manufacturing: Progress, challenges, and opportunities. *Additive Manufacturing*, 37, 101619.
87. Hill, M. R., DeWald, A. T., Demma, A. G., Hackel, L. A., Chen, H. L., Dane, C. B., and Harris, F. B. (2003). Recent developments in laser peening technology. *Advanced Materials and Processes*, 161(8), 65-67.
88. Kalentics, N., Boillat, E., Peyre, P., Ćirić-Kostić, S., Bogojević, N., and Logé, R. E. (2017). Tailoring residual stress profile of selective laser melted parts by laser shock peening. *Additive Manufacturing*, 16, 90-97.
89. Laurençon, M., De Resseguier, T., Loison, D., Baillargeat, J., Ngnekou, J. D., and Nadot, Y. (2019). Effects of additive manufacturing on the dynamic response of AlSi10Mg to laser shock loading. *Materials Science and Engineering: A*, 748, 407-417.
90. Guo, W., Sun, R., Song, B., Zhu, Y., Li, F., Che, Z., and Peng, P. (2018). Laser shock peening of laser additive manufactured Ti6Al4V titanium alloy. *Surface and Coatings Technology*, 349, 503-510.
91. Vaithilingam, J., Goodridge, R. D., Hague, R. J., Christie, S. D., and Edmondson, S. (2016). The effect of laser remelting on the surface chemistry of Ti6Al4V components fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 232, 1-8.

92. Okura, Y., Sasaki, H., and Soyama, H. (2019, September). Effect of mechanical properties on fatigue life enhancement of additive manufactured titanium alloy treated by various peening methods. In *International Conference on Advanced Surface Enhancement*. Singapore: Springer, 88-96.
93. Yung, K. C., Wang, W. J., Xiao, T. Y., Choy, H. S., Mo, X. Y., Zhang, S. S., and Cai, Z. X. (2018). Laser polishing of additive manufactured CoCr components for controlling their wettability characteristics. *Surface and Coatings Technology*, 351, 89-98.
94. Mattox, D. M., and Mattox, V. H. (2003). *Vacuum coating technology*. Singapore: Springer, 1-7.
95. Li, Y., Jahr, H., Pavanram, P., Bobbert, F. S. L., Puggi, U., Zhang, X. Y., and Zadpoor, A. A. (2019). Additively manufactured functionally graded biodegradable porous iron. *Acta Biomaterialia*, 96, 646-661.
96. Liu, X., Chu, P. K., and Ding, C. (2004). Surface modification of titanium, titanium alloys, and related materials for biomedical applications. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 47(3-4), 49-121.
97. Yan, C., Hao, L., Hussein, A., Wei, Q., and Shi, Y. (2017). Microstructural and surface modifications and hydroxyapatite coating of Ti-6Al-4V triply periodic minimal surface lattices fabricated by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: C*, 75, 1515-1524.
98. Liu, X., Chu, P. K., and Ding, C. (2004). Surface modification of titanium, titanium alloys, and related materials for biomedical applications. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 47(3-4), 49-121.
99. Miller, W. S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A., De Smet, P., Haszler, A., and Vieregge, A. J. M. S. (2000). Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering: A*, 280(1), 37-49.
100. Sarentica, A. (2019). *Conventional heat treatment of additively manufactured AlSi10Mg*. Master Thesis, Lulea University of Technology, Department of Engineering Sciences and Mathematics.
101. Rambabu, P., Eswara Prasad, N., Kutumbarao, V. V., Wanhill, R. J. H. (2017). Aluminium Alloys for Aerospace Applications. In: Prasad, N., Wanhill, R. (Eds.), *Aerospace Materials and Material Technologies*. Singapore: Springer, 29-52.
102. İnternet: Oğuz, B. (1990). Demir dışı metallerin kaynağı. Web: https://www.magmaweld.com.tr/Content/UserFiles/OerlikonKutuphanesi/aluminyum_alasimlarinin_isil_islemi.pdf. Son Erişim Tarihi: 22.01.2022.
103. Manente, A., and Timelli, G. (2011). Optimizing the heat treatment process of cast aluminium alloys. *Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*, 9, 197-220.

104. Ma, W., Wang, B., Yang, L., Tang, X., Xiao, W., and Zhou, J. (2015). Influence of solution heat treatment on mechanical response and fracture behaviour of aluminium alloy sheets: An experimental study. *Materials and Design*, 88, 1119-1126.
105. Birol, Y. (2013). Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23(7), 1875-1881.
106. Fiocchi, J., Tuissi, A., and Biffi, C. A. (2021). Heat treatment of aluminium alloys produced by laser powder bed fusion: A review. *Materials & Design*, 204, 109651.
107. Procter, R. P. M., and Mahi, F. T. (2017). Outline of structural metallurgy relevant to corrosion, *Corrosion*, 20(94), 130.
108. Padovano, E., Badini, C., Pantarelli, A., Gili, F., and D'Aiuto, F. (2020). A comparative study of the effects of thermal treatments on AlSi10Mg produced by laser powder bed fusion. *Journal of Alloys and Compounds*, 831, 154822.
109. Nadot, Y., Nadot-Martin, C., Kan, W. H., Boufadene, S., Foley, M., Cairney, J., and Ridosz, L. (2020). Predicting the fatigue life of an AlSi10Mg alloy manufactured via laser powder bed fusion by using data from computed tomography. *Additive Manufacturing*, 32, 100899.
110. Li, Z. H., Nie, Y. F., Liu, B., Kuai, Z. Z., Zhao, M., and Liu, F. (2020). Mechanical properties of AlSi10Mg lattice structures fabricated by selective laser melting. *Materials & Design*, 192, 108709.
111. Wang, Y., and Shi, J. (2020). Effect of hot isostatic pressing on nanoparticles reinforced AlSi10Mg produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 788, 139570.
112. Ji, Y., Dong, C., Kong, D., and Li, X. (2020). Design materials based on simulation results of silicon induced segregation at AlSi10Mg interface fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Science & Technology*, 46, 145-155.
113. Majeed, A., Zhang, Y., Lv, J., Peng, T., Atta, Z., and Ahmed, A. (2020). Investigation of T4 and T6 heat treatment influences on relative density and porosity of AlSi10Mg alloy components manufactured by SLM. *Computers & Industrial Engineering*, 139, 106194.
114. Larrosa, N. O., Wang, W., Read, N., Loretto, M. H., Evans, C., Carr, J., and Withers, P. J. (2018). Linking microstructure and processing defects to mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg alloy. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 98, 123-133.
115. Tradowsky, U., White, J., Ward, R. M., Read, N., Reimers, W., and 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.
116. Kan, W. H., Nadot, Y., Foley, M., Ridosz, L., Proust, G., and Cairney, J. M. (2019). Factors that affect the properties of additively-manufactured AlSi10Mg: Porosity versus microstructure. *Additive Manufacturing*, 29, 100805.

117. Wang, T., Dai, S., Liao, H., and Zhu, H. (2020). Pores and the formation mechanisms of SLMed AlSi10Mg. *Rapid Prototyping Journal*, 26(9), 1657-1664.
118. Zhang, C., Zhu, H., Liao, H., Cheng, Y., Hu, Z., and Zeng, X. (2018). Effect of heat treatments on fatigue property of selective laser melting AlSi10Mg. *International Journal of Fatigue*, 116, 513-522.
119. Rosenthal, I., Stern, A., and Frage, N. (2017). Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 682, 509-517.
120. Aboulkhair, N. T., Maskery, I., Tuck, C., Ashcroft, I., and Everitt, N. M. (2016). 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.
121. Fousová, M., Dvorský, D., Michalcová, A., and Vojtěch, D. (2018). Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures. *Materials Characterization*, 137, 119-126.
122. Tang, M., and Pistorius, P. C. (2017). Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*, 94, 192-201.
123. Tocci, M., Pola, A., Gelfi, M., and La Vecchia, G. M. (2020). Effect of a new high-pressure heat treatment on additively manufactured AlSi10Mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51(9), 4799-4811.
124. Kan, W. H., Nadot, Y., Foley, M., Ridosz, L., Proust, G., and Cairney, J. M. (2019). Factors that affect the properties of additively-manufactured AlSi10Mg: Porosity versus microstructure. *Additive Manufacturing*, 29, 100805.
125. Girelli, L., Tocci, M., Gelfi, M., and 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.
126. Wang, L. Z., Wang, S., and Wu, J. J. (2017). Experimental investigation on densification behavior and surface roughness of AlSi10Mg powders produced by selective laser melting. *Optics & Laser Technology*, 96, 88-96.
127. Li, W., Li, S., Liu, J., Zhang, A., Zhou, Y., Wei, Q., and Shi, Y. (2016). Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism. *Materials Science and Engineering: A*, 663, 116-125.
128. Zhou, L., Mehta, A., Schulz, E., McWilliams, B., Cho, K., and Sohn, Y. (2018). Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AlSi10Mg alloy before and after heat treatment. *Materials Characterization*, 143, 5-17.

129. Alghamdi, F., Song, X., Hadadzadeh, A., Shalchi-Amirkhiz, B., Mohammadi, M., and Haghshenas, M. (2020). Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: On silicon morphology, texture and small-scale properties. *Materials Science and Engineering: A*, 783, 139296.
130. Kiani, P., Dupuy, A. D., Ma, K., and Schoenung, J. M. (2020). Directed energy deposition of AlSi10Mg: Single track nonscalability and bulk properties. *Materials and Design*, 194, 108847.
131. Fite, J., Prameela, S. E., Slotwinski, J. A., and Weihs, T. P. (2020). Evolution of the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg during room temperature holds and low temperature aging. *Additive Manufacturing*, 36, 101429.
132. Awd, M., Stern, F., Kampmann, A., Kotzem, D., Tenkamp, J., and Walther, F. (2018). Microstructural characterization of the anisotropy and cyclic deformation behavior of selective laser melted AlSi10Mg structures. *Metals*, 8(10), 825.
133. Sélo, R. R., Catchpole-Smith, S., Maskery, I., Ashcroft, I., and Tuck, C. (2020). On the thermal conductivity of AlSi10Mg and lattice structures made by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 34, 101214.
134. Laursen, C. M., DeJong, S. A., Dickens, S. M., Exil, A. N., Susan, D. F., and Carroll, J. D. (2020). Relationship between ductility and the porosity of additively manufactured AlSi10Mg. *Materials Science and Engineering: A*, 795, 139922.
135. Majeed, A., Ahmed, A., Salam, A., and Sheikh, M. Z. (2019). Surface quality improvement by parameters analysis, optimization and heat treatment of AlSi10Mg parts manufactured by SLM additive manufacturing. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2(4), 288-295.
136. Costas, M., Morin, D., de Lucio, M., and Langseth, M. (2020). Testing and simulation of additively manufactured AlSi10Mg components under quasi-static loading. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 81, 103966.
137. Maconachie, T., Leary, M., Zhang, J., Medvedev, A., Sarker, A., Ruan, D., and Brandt, M. (2020). Effect of build orientation on the quasi-static and dynamic response of SLM AlSi10Mg. *Materials Science and Engineering: A*, 788, 139445.
138. Girelli, L., Giovagnoli, M., Tocci, M., Pola, A., Fortini, A., Merlin, M., and La Vecchia, G. M. (2019). Evaluation of the impact behaviour of AlSi10Mg alloy produced using laser additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, 748, 38-51.
139. Lv, F., Shen, L., Liang, H., Xie, D., Wang, C., and Tian, Z. (2019). Mechanical properties of AlSi10Mg alloy fabricated by laser melting deposition and improvements via heat treatment. *Optik*, 179, 8-18.
140. Awd, M., Stern, F., Kampmann, A., Kotzem, D., Tenkamp, J., and Walther, F. (2018). Microstructural characterization of the anisotropy and cyclic deformation behavior of selective laser melted AlSi10Mg structures. *Metals*, 8(10), 825.

141. Dumitraschkewitz, P., Uggowitzer, P. J., Gerstl, S. S., Löffler, J. F., and Pogatscher, S. (2019). Size-dependent diffusion controls natural aging in aluminium alloys. *Nature Communications*, 10(1), 1-6.
142. Albu, M., Krisper, R., Lammer, J., Kothleitner, G., Fiocchi, J., and Bassani, P. (2020). Microstructure evolution during in-situ heating of AlSi10Mg alloy powders and additive manufactured parts. *Additive Manufacturing*, 36, 101605.
143. Liu, B., Li, B. Q., and Li, Z. (2019). Selective laser remelting of an additive layer manufacturing process on AlSi10Mg. *Results in Physics*, 12, 982-988.
144. Yusuf, S. M., Hoegden, M., and Gao, N. (2020). Effect of sample orientation on the microstructure and microhardness of additively manufactured AlSi10Mg processed by high-pressure torsion. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 106(9), 4321-4337.
145. Alam, T., and Ansari, A. H. (2017). Review on aluminium and its alloys for automotive applications. *International Journal of Advanced Technologis in Engineering and Science*, 5, 278-294.
146. Udoeye, N. E., Inegbenebor, A. O., and Fayomi, O. S. I. (2019). The study on improvement of aluminium alloy for engineering application: A Review. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 10(3), 380-385.
147. Dwivedi, S. P., Sharma, S., and Mishra, R. K. (2014). A356 aluminum alloy and applications-a review. *Advanced Materials Manufacturing & Characterization*, 4(2), 81-86.
148. Pola, A., Tocci, M., and Kapranos, P. (2018). Microstructure and properties of semi-solid aluminum alloys: a literature review. *Metals*, 8(3), 181.
149. Rana, R. S., Purohit, R., and 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), 1-7.
150. Maeshima, S., and Oh-ishi, K. (2019). Clustering and supersaturated solid solution of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Heliyon*, 5, 1186.
151. İnternet: *Description*. Web: <https://imce.eu/rfda-professional/>. Son Erişim Tarihi: 06.10.2022.
152. Kaya, A. A., Çelik, Ç., and Turke, Y. (2017). *New magnesium alloys with high elastic modulus*. In MTM 2017 Conference at Istanbul, Turkey.
153. Sert, E., Hitzler, L., Hafenstein, S., Merkel, M., Werner, E., and Öchsner, A. (2020). Tensile and compressive behaviour of additively manufactured AlSi10Mg samples, *Progress in Additive Manufacturing*, 5(3), 305-313.

154. Aboulkhair, N. T., Stephens, A., Maskery, I., Tuck, C., Ashcroft, I., and Everitt, N. M. (2015). *Mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg: nano, micro, and macro properties*, In 2015 International Solid Freeform Fabrication Symposium, University of Texas at Austin.
155. Prasad, M., Kempaiah, U. N., Mohan, R. M., and Nagaral, M. (2021). Microstructure, tensile and compression behaviour of als10mg alloy developed by direct metal laser sintering. *Indian Journal of Science and Technology*, 14(45), 3346-3353.
156. Megahed, S., Bühring, J., Duffe, T., Bach, A., Schröder, K. U., and Schleifenbaum, J. H. (2022). Effect of heat treatment on ductility and precipitation size of additively manufactured als10mg. *Metals*, 12(8), 1311.
157. Schuch, M., Hahn, T., and Bleckmann, M. (2021). The mechanical behavior and microstructure of additively manufactured AlSi10Mg for different material states and loading conditions. *Materials Science and Engineering: A*, 813, 141134.
158. Han, Q., and Jiao, Y. (2019). Effect of heat treatment and laser surface remelting on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 102(9), 3315-3324.
159. Zyguła, K., Nosek, B., Pasiowiec, H., and Szysiak, N. (2018). Mechanical properties and microstructure of AlSi10Mg alloy obtained by casting and SLM technique. *World Scientific News*, 104, 456-466.
160. Li, Z., Li, Z., Tan, Z., Xiong, D. B., and Guo, Q. (2020). Stress relaxation and the cellular structure-dependence of plastic deformation in additively manufactured AlSi10Mg alloys. *International Journal of Plasticity*, 127, 102640.
161. Prashanth, K. G., Scudino, S., Klauss, H. J., Surreddi, K. B., Löber, L., Wang, Z., and 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.
162. Czink, S., Dietrich, S., and Schulze, V. (2022). Ultrasonic evaluation of elastic properties in laser powder bed fusion manufactured AlSi10Mg components. *Non-Destructive Testing & E International*, 132, 102729.
163. Hadadzadeh, A., Baxter, C., Amirkhiz, B. S., and Mohammadi, M. (2018). Strengthening mechanisms in direct metal laser sintered AlSi10Mg: Comparison between virgin and recycled powders, *Additive Manufacturing*, 23, 108-120.
164. Ertuğrul, O., Öter, Z. Ç., Yılmaz, M. S., Şahin, E., Coşkun, M., Tarakçı, G., and 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.
165. de Terris, T., Andreau, O., Peyre, P., Adamski, F., Koutiri, I., Gorny, C., and Dupuy, C. (2019). Optimization and comparison of porosity rate measurement methods of Selective Laser Melted metallic parts, *Additive Manufacturing*, 28, 802-813.

166. Liu, X., Zhao, C., Zhou, X., Shen, Z., and Liu, W. (2019). Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy, *Materials and Design*, 168, 107677.
167. Maeshima, T., and Oh-Ishi, K. (2019). Solute clustering and supersaturated solid solution of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Heliyon*, 5(2), 1186.
168. İnternet: Renishaw, RenAM 500Q (2018). Sikorsky S-92 rotor P1230176. Web: https://tr.m.wikipedia.org/wiki/Dosya:Sikorsky_S-92_rotor_P1230176.jpg, Son Erişim Tarihi: 13.10.2022.

EKLER

EK-1. XRD Scherrer ve Bragg Analizi Dataları

Numune	Kristal Sistemi	d-mesafesi [m]	K	Lambda [m]	Beta [rad]	Theta [rad]	Tau	Şiddet Al (111) [%]	Şiddet Al (200) [%]	Şiddet Si (111) [%]	Al/Si Şiddeti
BAZ-YATAY	Küçük	2.33113E-10	0.94	1.5406E-10	0.00100356	0.33677001	1.5289E-07	100	61	4	0.0395791
BAZ-DİYAGONAL		2.32707E-10	0.94	1.5406E-10	0.00055851	0.33738087	2.74784E-07	100	21	3	0.0252469
BAZ-DİKEY		2.33297E-10	0.94	1.5406E-10	0.00171915	0.33649424	8.92421E-08	82	100	6	0.07566759
T4-YATAY		2.33373E-10	0.94	1.5406E-10	0.00076794	0.3363808	1.99773E-07	100	74	19	0.1885542
T4-DİYAGONAL		2.33605E-10	0.94	1.5406E-10	0.00083776	0.33603348	1.83103E-07	100	29	14	0.1421652
T4-DİKEY		2.33318E-10	0.94	1.5406E-10	0.00156207	0.33646283	9.82151E-08	100	83	28	0.2848083
T6-150-YATAY		2.34145E-10	0.94	1.5406E-10	0.0011781	0.33522801	1.3017E-07	100	71	17	0.1665823
T6-150-DİYAGONAL		2.33126E-10	0.94	1.5406E-10	0.00164061	0.33675081	9.35227E-08	100	36	27	0.268212
T6-150-DİKEY		2.33395E-10	0.94	1.5406E-10	0.00079412	0.33634764	1.93185E-07	64	100	17	0.259596573
T6-175-YATAY		2.33573E-10	0.94	1.5406E-10	0.00082903	0.33608147	1.85033E-07	100	64	17	0.1686115
T6-175-DİYAGONAL		2.33523E-10	0.94	1.5406E-10	0.00076794	0.33615565	1.99757E-07	100	25	13	0.1349816
T6-175-DİKEY		2.33257E-10	0.94	1.5406E-10	0.00077667	0.33655446	1.9754E-07	66	100	16	0.239328572
T6-200-YATAY		2.33602E-10	0.94	1.5406E-10	0.00076794	0.33603784	1.99749E-07	100	70	21	0.2056141
T6-200-DİYAGONAL		2.33226E-10	0.94	1.5406E-10	0.00077667	0.33660071	1.97543E-07	100	23	13	0.1294741
T6-200-DİKEY		2.33696E-10	0.94	1.5406E-10	0.0009163	0.33589734	1.674E-07	60	100	16	0.26140568
SİP-YATAY		2.33077E-10	0.94	1.5406E-10	0.0006545	0.33682411	2.34436E-07	100	72	20	0.2048255
SİP-DİYAGONAL		2.33518E-10	0.94	1.5406E-10	0.00066323	0.3361635	2.31298E-07	100	25	13	0.1310339
SİP-DİKEY		2.33473E-10	0.94	1.5406E-10	0.0008203	0.3362307	1.87011E-07	53	100	15	0.287697797
SİP-T6-175-YATAY		2.33836E-10	0.94	1.5406E-10	0.0009512	0.3356879	1.61245E-07	100	73.371421	20.30048	0.2030048
SİP-T6-175-DİYAGONAL		2.33836E-10	0.94	1.5406E-10	0.00090757	0.3356879	1.68998E-07	61.60915	100	17.39332	0.282317156
SİP-T6-175-DİKEY		2.33189E-10	0.94	1.5406E-10	0.00268781	0.33665656	5.70834E-08	100	28.78306	12.02963	0.1202963



Gazili olmak ayrıcalıktır