KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANA BİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

AlSi10Mg ALAŞIMININ SEÇİCİ LAZER ERGİTME VE BASINÇ DESTEKLİ SİNTERLEME İLE ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

YAĞIZ AKYILDIZ

KOCAELİ 2022

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

AlSi10Mg ALAŞIMININ SEÇİCİ LAZER ERGİTME VE BASINÇ DESTEKLİ SİNTERLEME İLE ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

YAĞIZ AKYILDIZ

Doç. Dr. Rıdvan YAMANOĞLU
Danışman, Kocaeli Üniversitesi **……**

Prof. Dr. Muzaffer ZEREN
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniversitesi **……**

Prof. Dr. Kenan YILDIZ
Jüri Üyesi, Sakarya Üniversitesi **……**

Tezin Savunulduğu Tarih: 03.01.2022

ETİK BEYAN VE ARAŞTIRMA FONU DESTEĞİ

Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez/proje çalışmasında,

- Bu tezin/projenin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu,
- Çalışmamın hazırlık, veri toplama, analiz ve bilgilerin sunumu olmak üzere tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı,
- Bu çalışma kapsamında elde edilen tüm veri ve bilgiler için kaynak gösterdiğimi ve bu kaynaklara kaynakçada yer verdiğimi,
- Bu çalışmanın Kocaeli Üniversitesi'nin abone olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Fen Bilimleri Enstitüsü'nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun olduğunu,
- Kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- Tezin/Projenin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez/proje çalışması olarak sunmadığımı, beyan ederim.

[ ] Bu tez/proje çalışmasının herhangi bir aşaması hiçbir kurum/kuruluş tarafından maddi/alt yapı desteği ile desteklenmemiştir.

[X] Bu tez/proje çalışması kapsamında üretilen veri ve bilgiler **Onatus Öngörü Teknolojileri'nin** alt yapı desteği alınarak gerçekleştirilmiştir.

Herhangi bir zamanda, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçları kabul ettiğimi bildiririm.

Yağız AKYILDIZ

YAYIMLAMA VE FİKRİ MÜLKİYET HAKLARI

Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından onaylanan lisansüstü tezimin/projemin tamamını veya herhangi bir kısmını, basılı ve elektronik formatta arşivleme ve aşağıda belirtilen koşullarla kullanıma açma izninin Kocaeli Üniversitesi'ne verdiğimi beyan ederim. Bu izinle Üniversiteye verilen kullanım hakları dışındaki tüm fikri mülkiyet haklarım bendekalacak, tezimin/projemin tamamının ya da bir bölümünün gelecekteki çalışmalarda (makale, kitap, lisans ve patent vb.) kullanımı bana ait olacaktır.
Tezin/projenin kendi özgün çalışmam olduğunu, başkalarının haklarını ihlal etmediğimi ve tezimin/projenin tek yetkili sahibi olduğumu beyan ve taahhüt ederim. Tezimde yer alan telif hakkı bulunan ve sahiplerinden yazılı izin alınarak kullanılması zorunlu metinlerin yazılı izin alarak kullandığımı ve istenildiğinde suretlerini Üniversiteye teslim etmeyi taahhüt ederim.
Yükseköğretim kurulu tarafından yayınlanan ***"Lisansüstü Tezlerin Elektronik Ortamda Toplanması, Düzenlenmesi ve Erişime Açılmasına İlişkin Yönerge"*** kapsamında tezim aşağıda belirtilen koşullar haricinde YÖK Ulusal Tez Merkezi/ Kocaeli Üniversitesi Kütüphaneleri Açık Erişim Sisteminde erişime açılır.

☐	Enstitü yönetim kurulu kararı ile tezimin/projemin erişime açılması mezuniyet tarihinden itibaren 2 yıl ertelenmiştir.
☐	Enstitü yönetim kurulu gerekçeli kararı ile tezimin/projemin erişime açılması mezuniyet tarihinden itibaren 6 ay ertelenmiştir.
X	Tezim/projem ile ilgili gizlilik kararı verilmemiştir.

Yağız AKYILDIZ

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

İnsanoğlunun var olduğu ilk andan itibaren hayatta kalabilmesi için farklı malzemeler kullanılmış ve teknolojinin izin verdiği ölçüde bunları üretmeye çalışmıştır. Günümüzde de insanların değişen ihtiyaçlarının karşılanabilmesi için büyük çaba harcanmaktadır. Bu noktada çözümünün temelinde yeni malzeme ve yeni üretim tekniklerinin geliştirilmesi yer almaktadır. Bu tez kapsamında bu sürece değer katmak amacıyla son yıllarda yeni bir üretim tekniği olarak da dillendirilen eklemeli imalat yöntemlerinden biri olan ve metalik malzemeler için en fazla kullanılan seçici lazer ergitme tekniği seçilmiştir. Bu üretim tekniğinin anlaşılabilmesi için yine metalik malzemeler içinde bu teknikle en fazla üretilen alaşımlardan olan AlSi10Mg seçilmiştir. Her ne kadar yeni bir üretim tekniği olarak da ifade edilmeye çalışılsa da aslında eklemeli imalatın bu tekniği toz metalurjisi içinde yer almaktadır. Bu nedenle bu üretim yönteminin doğasının daha iyi anlaşılabilmesi için yine ileri teknolojik bir toz metalurjik proses olan basınç destekli sinterleme tekniği karşılaştırma amaçlı seçilmiş ve sonuçlar tartışılmıştır.

Bu süreçte lisans ve yüksek lisans çalışmalarım boyunca hiçbir zaman desteğini esirgemeyen ve her zaman en iyisinin olması bakımından bana yol gösteren değerli hocam Sayın Doç. Dr. Rıdvan Yamanoğlu'na teşekkürlerimi sunarım. Tübitak Marmara Araştırma Merkezi (MAM), Yüksek Sıcaklık Mükemmeliyet Merkezi biriminden Doç. Dr. Havva Kazdal Zeytin ve Dr. Hüseyin Aydın'a değerli katkı ve desteklerinden dolayı teşekkürlerimi sunarım. Modelleme ve Simülasyon çalışmalarında termodinamik karakterizasyon süreçlerimdeki alt yapı ve yazılım temini bakımından Onatus Öngörü Teknolojileri firma sahipleri Yük. Müh. Onur Öztürk ve Yük. Müh. Mehmet Murat Ergeldi'ye teşekkürlerimi sunarım.

Eğitim ve iş hayatım boyunca beni motive eden sevgili kardeşim Merve Güler'e en içten teşekkürlerimi sunarım. Hayatım boyunca evlatları için çalışan, hiçbir zaman desteklerini esirgemeyen, beni büyütüp bu günlere getiren annem Emine Akyıldız ve babam Hakan Akyıldız'a en içten teşekkürlerimi, sevgimi ve saygımı sunarım.

Ocak- 2022 Yağız AKYILDIZ

İÇİNDEKİLER

ETİK BEYAN VE ARAŞTIRMA FONU DESTEĞİ i
YAYIMLAMA VE FİKRİ MÜLKİYET HAKLARI ii
ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR iii
İÇİNDEKİLER iv
ŞEKİLLER DİZİNİ vi
TABLOLAR DİZİNİ ix
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ x
ÖZET xi
ABSTRACT xii
1. GİRİŞ 1
2. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI 3
2.1. Alüminyumun Tarihçesi 5
2.2. Cevherden Alüminyum Üretimi 6
2.3. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması 8
2.3.1. Alüminyum İşlenik Alaşımları 8
2.3.2. Alüminyum Döküm Alaşımları 10
2.4. Alüminyum Isıl İşlem Alaşımları 11
2.5. Alüminyuma İlave Edilen Alaşım Elementlerinin Etkileri 12
2.6. Alüminyumun Kullanım Alanları 17
3. Al-Si-Mg ALAŞIMLARI 19
3.1. Al-Si-Mg Alaşımının Katılaşması ve Faz Diyagramının İncelenmesi 19
4. Al-Si-Mg ALAŞIMLARININ ÜRETİM YÖNTEMLERİ 23
5. EKLEMELİ İMALAT YÖNTEMLERİ 28
5.1. Eklemeli İmalat Üretim Yöntemleri 31
5.1.1. Metal Eklemeli İmalat Yöntemleri 33
5.2. Eklemeli İmalatın Kullanım Alanları 37
5.3. Eklemeli İmalat Sektöründe Kullanılan Metal Tozları 37
6. MALZEME VE YÖNTEM 39
6.1. AlSi10Mg Tozlarının Karakterizasyonu 40
6.2. CALPHAD Metodolojisi ile AlSi10Mg Alaşımının Termodinamik Karakterizasyonu 41
6.3. AlSi10Mg Tozlarının Seçici Lazer Ergitme Yöntemi ile Üretilmesi 42
6.4. AlSi10Mg Tozlarının Sıcak Pres Yönetimi ile Üretimi 42
6.5. Numune Hazırlama 43
6.6. Yoğunluk Ölçümü 44
6.7. Sertlik Testi 44
6.8. Aşınma Testi 45
6.9. Eğme Testi 46
6.10. Mikroyapısal Karakterizasyon 47
7. BULGULAR VE TARTIŞMA 48
7.1. CALPHAD Metodolojisi ile AlSi10Mg Alaşımının Termodinamik Karakterizasyonu 48

7.2. AlSi10Mg Numunelerinin Üretimi 49
7.3. Yoğunluk Sonuçları 62
7.4. Mikroyapısal Karakterizasyon 66
7.5. Sertlik Sonuçları 79
7.6. Eğme Test Sonuçları 82
8. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 89
KAYNAKLAR 93
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER 110
ÖZGEÇMİŞ 111

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. Boksitten saf alüminyum üretim süreci 6
Şekil 2.2. Elektroliz hücresinin şematik gösterimi 8
Şekil 2.3. Al-Cu faz diyagramı 13
Şekil 2.4. Al-Si faz diyagramı 14
Şekil 2.5. Al-Mg faz diyagramı 15
Şekil 2.6. a) Modifiye edilmemiş demir içerikli zengin intermetalikler b) Mangan ile modifiye edilmiş Çin Yazısı intermetalik yapı 16
Şekil 2.7. Alüminyum hadde ve ekstrüzyon ürünlerinin sektörel dağılımı 18
Şekil 3.1. Al-Si faz diyagramı 20
Şekil 3.2. AlSi10Mg alaşımının % kütle Si oranına bağlı faz diyagramı 21
Şekil 4.1. Toz metalurjisi proses adımları 25
Şekil 4.2. Sıcak pres yöntemi proses adımları 26
Şekil 4.3. Sıcak pres cihazının şematik gösterimi 27
Şekil 5.1 FDM yönteminin şematik gösterimi 32
Şekil 5.2. SLS yönteminin şematik görüntüsü 32
Şekil 5.3. Toz besleme sistemlerin şematik görüntüsü 36
Şekil 5.4. Toz besleme sistemlerin şematik görüntüsü 36
Şekil 5.5. Eklemeli imalat teknolojisinin kullanım alanları 37
Şekil 6.1. Tez kapsamında takip edilen sürecin şematik gösterimi 39
Şekil 6.2. Tez kapsamında kullanılan ön alaşımlı AlSi10Mg tozunun farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri, a) 100X, b) 250X, c) 500X ve d) 1000X 41
Şekil 6.3. Tez kapsamında kullanılan EOS M 290 marka eklemeli imalat makinası 42
Şekil 6.4. a) Tez kapsamında kullanılan DIEX VS-50 marka sıcak pres cihazı b) Grafit kalıbın şematik görüntüsü 43
Şekil 6.5. Tez kapsamında kullanılan AND GR-200 marka hassas terazi 44
Şekil 6.6. Tez kapsamında kullanılan Future Tech marka sertlik cihazı 45
Şekil 6.7. Aşınma testinin şematik gösterimi 46
Şekil 6.8. Tez kapsamında kullanılan INSTRON marka çekme cihazı 46
Şekil 6.9. Tez kapsamında kullanılan Olympus BX41M-LED marka ışık mikroskobu 47
Şekil 6.10. Tez kapsamında kullanılan JEOL JSM-6060 marka taramalı elektron mikroskobu 47
Şekil 7.1. AlSi10Mg alaşımının sıcaklığa bağlı faz fraksiyonu diyagramı 49
Şekil 7.2. SLM yöntemi ile üretilen numunenin şematik görüntüsü b) SLM yöntemi ile üretilen AlSi10Mg numunelerinin görüntüsü 50
Şekil 7.3. 565°C'de Al-11.51Si-xMg alaşımında Mg oranına bağlı olarak faz fraksiyon diyagramı 51

Şekil 7.4. 565°C'de Al-0.51Mg-xSi alaşımında Si oranına bağlı olarak faz fraksiyon diyagramı 52
Şekil 7.5. 565°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak α-Al faz fraksiyon diyagramı 53
Şekil 7.6. 565°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak ötektik Si faz fraksiyon diyagramı 54
Şekil 7.7. 565°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak sıvı faz fraksiyon diyagramı 55
Şekil 7.8. 565°C'de sinterlenen AlSi10Mg numunesinde kalıptan çıkan sıvı faz ve numune görüntüsü 55
Şekil 7.9. 565°C'de sinterleme sırasında a) kalıptan çıkan sıvı fazın SEM görüntüsü, b) sıvı fazın EDS analizi için seçilen 3 farklı bölgesi 56
Şekil 7.10. 565°C'de grafit kalıptan sızan sıvı fazın EDS analizi sonrasında hesaplanan sıcaklığa bağlı faz fraksiyon diyagramları a) 1 numaralı analiz b) 2 numaralı analiz c) 3 numaralı analiz 59
Şekil 7.11. 530°C'de Al-11.51Si-xMg alaşımında Mg oranına bağlı olarak faz fraksiyon diyagramı 60
Şekil 7.12. 530°C'de Al-0.51Mg-xSi alaşımında Si oranına bağlı olarak faz fraksiyon diyagramı 61
Şekil 7.13. 530°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak α-Al faz fraksiyon diyagramı 61
Şekil 7.14. 530°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak ötektik Si faz fraksiyon diyagramı 62
Şekil 7.15. SLM ve SP yöntemi ile üretilen AlSi10Mg alaşımının relatif yoğunlukları 63
Şekil 7.16. AlSi10Mg numunelerinin parlatılmış konumda görüntüleri a) SP ve b) SLM 64
Şekil 7.17. AlSi10Mg alaşımının döküm sonrası optik mikroskop görüntüsü 67
Şekil 7.18. Al-Si alaşımının döküm sorası mikroyapıları, a) Modifiye edilmemiş, b) 300 ppm stronsiyum ile modifiye edilmiş (Dahle ve diğ., 2005) 68
Şekil 7.19. SP ile üretilen numunelerin farklı büyütmelerde çekilmiş dağlanmış konumda mikroyapı görüntüleri a) 5X ve b) 50X 69
Şekil 7.20. SLM ile üretilen numunelerin üretim yönüne dik farklı büyütmelerde kesit dağlanmış görüntüleri a) 5X ve b) 50X 70
Şekil 7.21. SLM ile üretilen numunelerin üretim yönüne paralel farklı büyütmelerde kesit dağlanmış görüntüleri a) 5X ve b) 50X 72
Şekil 7.22. Sıcak pres ile üretilen numunenin düşük ve yüksek büyütmede çekilen SEM görüntüleri, a) 1000X, b) 3000X 73
Şekil 7.23 Döküm sonrası çözeltiye alma ile ötektik silisyum partiküllerinin kabalaşması 73

Şekil 7.24. SLM yöntemi ile üretilmiş düşük ve yüksek büyütmelerdeki mikroyapılar a) 500X ve b) 2kX lazer yönüne paralel mikroyapı görüntüsü c) 100X ve d) 2kX lazer yönüne dik mikroyapı görüntüsü 76
Şekil 7.25. Lazer etkileşim yönüne göre AlSi10Mg alaşımının EBSD görüntüleri, a) lazer yönüne dik, b) lazer yönüne paralel 77
Şekil 7.26. SLM numunelerinde EBSD görüntülerine ait tane boyutu dağılım eğrileri, a) X-Z yönüne, b) X-Y yönüne ait 78
Şekil 7.27. Sıcak pres ile üretilen numunenin EBSD görüntüsü ve tane boyutu analizi 79
Şekil 7.28. SP ve SLM numunelerinin sertlik testi sonuçları 80
Şekil 7.29. SP ve SLM numunelerine uygulanan eğme testi sonucu yer değiştirmeye bağlı olarak eğme mukavemeti grafiği 82
Şekil 7.30. Eğme testi sonrası farklı büyütmelerde kırılma yüzeyleri a) SP 250X, b) SP 2000X, c) SLM 250X ve d) SLM 2000X 83
Şekil 7.31. SP ve SLM ile üretilen numunelerin 25°C'deki aşınma testi sonucunda elde edilen ağırlık kaybı değerleri 85
Şekil 7.32. AlSi10Mg alaşımının 25°C'de yapılan aşınma testi sonrası yüzey görüntüleri, a ve b) sırasıyla 5 ve 10 N yük uygulanmış SP ile üretilen numuneler, c ve d) sırasıyla 5 ve 10 N yük uygulanmış SLM ile üretilen numuneler 86
Şekil 7.33. SP ve SLM ile üretilen numunelerin 200°C'deki aşınma testi sonucunda elde edilen ağırlık kaybı değerleri 87
Şekil 7.34. AlSi10Mg alaşımının 200°C'de yapılan aşınma testi sonrası yüzey görüntüleri, a ve b) sırasıyla 5 ve 10 N yük uygulanmış SP ile üretilen numuneler, c ve d) sırasıyla 5 ve 10 N yük uygulanmış SLM ile üretilen numuneler 88

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 2.1 Alüminyumun sahip olduğu özellikler 4
Tablo 2.2. Alüminyum üretim prosesinin tarihsel gelişimi 5
Tablo 2.3. Alüminyum döküm alaşımları 11
Tablo 5.1. Metal eklemeli imalat teknolojisinin üretim yöntemleri, ticari markaları, proses yöntemleri ve kullandıkları enerji kaynakları bilgileri 34
Tablo 5.2. Eklemeli imalat sektöründe kullanılan alaşım grupları ve alaşım çeşitleri 38
Tablo 6.1. Ön alaşımlı AlSi10Mg tozunun kimyasal kompozisyonu 40
Tablo 7.1. 565°C'de sinterleme sonucunda oluşan sıvı fazın EDS analizi ve faz fraksiyon dağılımı 56

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

cal	: Kalori
cm	: Santimetre
dak	: Dakika
g	: Gram
GPa	: Giga Pascal
HV	: Vickers Sertliği
K	: Kelvin
kg	: Kilogram
kgf	: Kilogram Kuvvet
m	: Metre
mbar	: Milibar
ml	: Mililitre
mm	: Milimetre
MPa	: Mega Pascal
Rpm	: Revolution Per Minute (Dakikadaki Devir Sayısı)
s	: Saniye
W	: watt
μm	: Mikrometre
°C	: Santigrat Derece

Kısaltmalar

AA	: Aluminum Association
ALUTEAM	: Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi
ASTM	: Uluslararası Amerikan Test ve Materyalleri Topluluğu (American Society for Testing and Materials)
CAD	: Bilgisayar destekli tasarım (Computer Aided Design)
CALPHAD	: Faz Diyagramların Hesaplanması (Calculation of Phase Diagram)
DIN	: Alman Standartlar Enstitüsü (Deutsches Institut für Normung)
EN	: Avrupa Standartları (European Standards)
Eİ	: Eklemeli İmalat
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope)
SLM	: Seçici Lazer Ergitme
SP	: Sıcak Pres
TCAL8	: Thermo-Calc Alüminyum Termodinamik Veri Tabanı 8.1 Versiyonu
TM/PM	: Toz Metalurjisi
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik Kristal
α-Al	: Alfa Alüminyum

AlSi10Mg ALAŞIMININ SEÇİCİ LAZER ERGİTME VE BASINÇ DESTEKLİ SİNTERLEME İLE ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

ÖZET

Bu tezin amacı endüstriyel olarak yaygın kullanılan alüminyum-silisyum alaşımlarında AlSi10Mg alaşımının farklı toz metalurjik yöntemler ile üretiminin karakterizasyonu üzerinedir. Alüminyum döküm alaşımı olarak bilinen AlSi10Mg son yıllarda metal eklemeli imalat proseslerinde de yaygın olarak kullanılmakta ve gün geçtikçe üzerinde yapılan çalışmaların sayısı giderek artmaktadır. Bu kapsamda gaz atomizasyonu ile üretilen AlSi10Mg tozları kullanılarak seçici lazer ergitme ve sıcak presleme yöntemi ile numune üretimi ve karakterizasyonu çalışılmıştır. Seçici lazer ergitme prosesinde ALUTEAM'in belirlemiş olduğu optimum parametreler ile numuneler üretilmiştir. Bir diğer yöntem olan sıcak pres yönteminde sıcaklık ve basıncın eş zamanda uygulanması ile malzeme üretimi gerçekleşmektedir. Sıcak pres yönteminde optimum sinterleme sıcaklığı belirlenip üretimleri gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda alaşım ve proses tasarımında güçlü termodinamik ve termokinetik verilere ihtiyaç duyulmaktadır. CALPHAD metodolojisi ile AlSi10Mg alaşımının termodinamik karakterizasyonu yapılmıştır. Yapılan termodinamik karakterizasyon sonucunda sıcaklığa bağlı faz fraksiyonları ve kritik değişim sıcaklıkları, elementel değişimlere bağlı oluşan faz yüzdeleri hesaplanmıştır. Böylece sıcak pres prosesi için optimum sinterleme sıcaklığı belirlenmiştir. Her iki yöntem ile üretilen numunelerin Arşimet prensibi ile yoğunlukları ölçülmüştür. Mikroyapısal incelemeler ve mekanik testler için numunelere zımparalama, parlatma ve dağlama gibi metalografik işlemler uygulanmıştır. Metalografik işlemleri tamamlanan numuneler optik ve elektron mikroskobu ile mikroyapısal incelenmiştir. Farklı üretim yöntemlerinin malzemelerin mekanik özellikleri üzerine etkisinin incelenmesi bakımından üç nokta eğme testi ve kuru sürtünme aşınma testi yapılmıştır. Bu kapsamda malzeme özellikleri üzerinde proses yöntemleri önemli bir yere sahiptir. Aynı hammadde ve kimyasal kompozisyondan yola çıkarak iki farklı toz metalurjik proses ile üretilen AlSi10Mg alaşımının mikroyapısal ve mekanik özellikleri incelenerek karşılaştırılmıştır.

Anahtar Kelimeler: AlSi10Mg, CALPHAD Metodolojisi, Eklemeli İmalat, Sıcak Pres, Thermo-Calc.

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF AlSi10Mg ALLOY BY SELECTIVE LASER MELTING AND HOT PRESSING

ABSTRACT

This master's thesis aims to characterize the production of highly applicable aluminum silicon alloy AlSi10Mg produced by different powder metallurgical methods. Although it is known as an aluminum casting alloy, AlSi10Mg alloy has been widely used in metal additive manufacturing processes in recent years and the number of studies concerning this subject is increasing progressively. In this context, samples produced by selective laser melting and hot pressing using AlSi10Mg powders were characterized. In the selective laser melting process, samples were produced with optimum parameters determined by ALUTEAM. On the other hand, in the hot pressing method, material production is realized by applying temperature and pressure simultaneously. The optimum sintering temperature was selected in order to carry out the hot pressing. Considering alloy and process design, reliable thermodynamic and thermokinetic data are needed. The CALPHAD methodology was utilized to carry out the thermodynamic characterization of AlSi10Mg alloy. As a result of the thermodynamic characterization, phase fractions depending on temperature, critical transformation temperatures, and phase percentages due to elemental changes were calculated. Thus, the optimum sintering temperature was determined for the hot pressing process. The densities of the samples produced by both methods were measured by applying Archimedes' principle. Metallographic sample preparation steps such as grinding, polishing and etching were applied to the samples for microstructural characterization and mechanical tests. After the metallographic sample preparation, the samples were examined with optical and electron microscopy. A three-point bending test and dry sliding wear test were conducted to investigate the effects of different production processes on the mechanical properties of the materials. In this regard, processing methods play a major role in material properties. The microstructural and mechanical properties of AlSi10Mg alloy obtained by two different powder metallurgical methods using the same raw material and chemical composition were compared.

Keywords: AlSi10Mg, CALPHAD Methodology, Additive Manufacturing, Hot Pressing, Thermo-Calc.

1. GİRİŞ

Özellikle son yıllarda otomotiv ve havacılık endüstrisinde çevresel kaygılar ve yakıt tüketiminin etkilerinin azaltılması yönünde düşük yoğunluklu, yüksek spesifik mukavemete sahip alaşım gruplarına yönelik çalışmalarda artış gözlenmektedir. Seçim kriterleri göz önüne alındığı zaman düşük yoğunluklu yüksek spesifik mukavemete sahip malzeme olarak alüminyum ve alaşımları dikkat çekmektedir. Alüminyum-silisyum alaşımları otomotiv ve havacılık endüstri uygulamalarında en yayın kullanılan alüminyum esaslı alaşım grubudur. Al-Si alaşım grubu içerisinde dar katılaşma aralığı, yüksek akıcılık, yüksek korozyon dayanımı, yüksek spesifik mukavemeti ve yapay yaşlanma ile çökelti sertleşmesi sonucunda mukavemet artışı sağlayan ötektik altı AlSi10Mg alaşımı dikkat çekmektedir.

AlSi10Mg alaşımı dar katılaşma aralığı ve yüksek akıcılığından dolayı döküm yöntemi ile üretilmektedir. Günümüz endüstriyel uygulamalarında AlSi10Mg alaşımı çeşitli üretim yöntemleri ile de üretimi söz konusudur. Bu üretim yöntemlerine sıcak presleme, sıcak plazma sinterleme, sıcak izostatik presleme, seçici lazer ergitme ve seçici lazer sinterleme gibi toz metalurjik yöntemler örnek olarak verilebilir. Toz metalurjik yöntemler geleneksel yöntemlere nazaran birçok avantaj içermektedir. Küçük ve karmaşık şekilli parçaların üretimi, yüksek ergime derecesine sahip malzemelerin üretimi ve nihai şekle sahip malzemelerin üretimi bu önemli avantajlara örnek olarak verilebilir. Ayrıca toz metalurjisinin ana hammaddesi olan partiküllerin elde edilmesinde hızlı katılaşmadan ötürü nihai üründe üstün mekanik özellikler elde edilmektedir.

Malzemelerin nihai özellikleri kullanım alanlarına göre önem arz etmektedir. Bu bağlamda istenilen kriterlere bağlı olarak termofiziksel, termokimyasal, termomekanik özelliklerin tasarımı konusunda güvenilir termodinamik ve termokinetik verilere ihtiyaç vardır. Kaufmann öncülüğünde geliştirilen CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams) metodolojisi ile alaşım tasarım-optimizasyonu, proses tasarım-optimizasyonu ve problem analiz süreçlerinin bilgisayar ortamında analizi gerçekleşmektedir. CALPHAD metodolojisi ile yeni malzeme ve prosesler tasarımları yapılmaktadır. Kimyasal kompozisyondan yola çıkarak; faz analizi, kritik dönüşüm sıcaklıkları, elementlerin sıcaklığa bağlı faz içerisindeki

dağılımları, difüzyon analizleri, yüzey termokimyasal prosesleri, homojenizasyon ve mikrosegregasyon analizi, çökelti-karbür-intermetalik fazların çökelmesi ve çözünmesi analiz edilmektedir.

Bu tezin ana amacı, farklı üretim yöntemleri ile üretilebilen AlSi10Mg alaşımının toz metalurjik yöntemler ile üretiminin mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonunun incelenmesidir. Toz metalurjik prosesler olarak seçici lazer ergitme ve sıcak presleme yöntemi tercih edilmiştir. Üretim proseslerinin optimizasyonu bakımından seçici lazer ergitme yöntemi için ALUTEAM ile iş birliği yapılırken, sıcak presleme yönteminde CALPHAD metodolojisi kullanılarak optimum sinterleme sıcaklığı belirlenmiştir. Üretimi gerçekleştirilen numuneler metalografik olarak hazırlanarak parlatılmış, dağlanmış ve optik mikroskop ile mikroyapısal karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Üretim yöntemlerinin mekanik özelliklere etkisi bakımından sertlik, eğme ve kuru sürtünme aşınma testi ile mekanik karakterizasyon yapılmıştır. Böylece optimum proses parametrelerinin belirlenmesi ile farklı üretim yöntemlerinin malzemelerin mikroyapısal ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir.

2. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI

Alüminyum (Al) doğada oksitli olarak bulunmaktadır. Oksijen (O) ve silisyumdan (Si) sonra en bol bulunan üçüncü elementtir. Yerkabuğunda % ağırlık olarak 8'ini oluşturmaktadır. Alüminyumun diğer elementlere kıyasla birçok avantajı bulunmaktadır (Eren, 2017; Şenel ve diğ., 2015). Bu avantajları aşağıdaki gibi sıralayabiliriz:

- Hafiflik: alüminyumun yoğunluk değeri 2.74 g/cm^3'tür. Çelik alaşımları ile kıyaslandığı zaman neredeyse 1/3 oranında hafifleme söz konusu olan metaldir (Aydın ve diğ., 2020).
- İletkenlik: ısı ve elektrik iletimi altın, gümüş, bakır gibi metallerden sonra gelmektedir. Altın, gümüş ve bakırdan hafif olduğu için uzun mesafeli güç ve enerji aktarımında, otomotiv endüstrisinde, radyatör ve klimalarda kullanımında avantaj sağlamaktadır. Isı iletimi bakımından bakırın (Cu) yaklaşık %55-60'ı kadardır. Dolayısıyla bu fark da elektrik ısıtıcılarında, reküperatörlerde, evapatörlerde, özellikle otomotiv endüstrisinde silindir kafasında kullanımını artırmaktadır (Li ve diğ., 2020).
- Şekillendirme: sahip olduğu kristal yapısı sayesinde geleneksel üretim yöntemi olan döküm başta olmak üzere plastik şekillendirme yöntemleri: haddeleme, dövme, kesme, eğme ve ekstrüzyon gibi işlemlerde kolayca şekillendirilebilmektedir (Wang ve diğ., 2020).
- Korozyon dayanımı: alüminyum oksijen ile bileşik oluşturarak çok kolay bir şekilde pasif bir tabaka oluşturmaktadır. Oksijen ile bileşiminde yaklaşık olarak 10 angstrom (Å) kalınlığında oluşturduğu alümina (Al_2O_3) oksit tabakası ile kaplanmaktadır. Bu oksit tabakası demir (Fe) ve magnezyum (Mg) gibi metallerin oluşturduğu tabakalar gibi büyümez ve tabakalar halinde dökülmeden kararlı olarak kalmaktadır (L'Haridon-Quaireau ve diğ., 2020; Zor ve diğ., 2010).
- Geri dönüşüm özelliği: alüminyum geri dönüşüm ile tekrar tekrar kullanılabilmektedir. Çok az bir enerji ile %100'e yakın geri dönüşüm sağlamaktadır (European Aluminium, b.t.).
- Mukavemet: otomotiv endüstrisinde kullanılan alüminyum alaşımların spesifik mukavemet (mukavemet/yoğunluk) oranı bazı çelik alaşımlarından yüksektir.

Alüminyum alaşımlarına deformasyon ve çökelti sertleşmesi ile mukavemet artışı sağlanabilmektedir. Bazı alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıl işlem ile birlikte elde edilen mukavemet değerleri bazı çelik alaşımları ile yarışabilmektedir (Yurdakul ve diğ., 2002).

Alüminyum sahip olduğu özelliklerden dolayı savunma, otomotiv, havacılık, mimari, dekoratif ve gıda sektörleri gibi hemen hemen her sektörde tercih edilmektedir. Hafiflik ve mukavemet özellikleri alüminyumun tercih edilmesinin temel nedenlerindendir. Bu önemli iki özelliğinden dolayı alüminyum alaşımları üzerine birçok çalışma yapılmış ve bu sayede alaşım sayısında da artış olmuştur (Avcu, 2017; The Aluminium Association, b.t; Zeren ve diğ., 2008; Zeren ve diğ., 2011). Alüminyumun sahip olduğu genel özellikler Tablo 2.1'de verilmiştir.

Tablo 2.1 Alüminyumun sahip olduğu özellikler (Yılmaz, 2019)

Sembol	Al
Atom Numarası	13
Atom Ağırlığı	26.97
Yoğunluk (25°C'de)	2.74 g/cm^3
Akma Mukavemeti	10-30 MPa
Sertlik (HB 2.5)	120-200 MPa
Elastisite Modülü	72 GPa
Kayma Modülü	27 GPa
Isıl Genleşme Katsayısı (25°C'de)	23.1 μm/m.K
Özgül Isı	0.211 cal/g
Ergime Noktası	660°C
Kaynama Noktası	1800°C
Kafes Tipi	YMK

2.1. Alüminyumun Tarihçesi

İngiliz bilim insanı Sir Humprey Davy tarafından ilk olarak 1807 yılında adlandırılan alüminyum saf olarak elde edilememiştir. S.H. Davy'nin yapmış olduğu çalışmalardan 20 yıl sonra Danimarka'da bulunan Hans Christian Oersted alüminyum klorür ile potasyum amalgamı reaksiyona sokarak ilk saf alüminyum partikülleri elde etmeyi başarmıştır (The Aluminium Association, b.t). 1845 yılında Alman bilim insanı Friedrich Wohler alüminyum klorür buharını sıvı potasyum ile reaksiyona sokarak çok daha fazla miktarlarda saf alüminyum elde ederek alüminyumun birçok fiziksel özelliğini belirlemiştir (Yılmaz, 2019). Wohler'den 9 yıl sonra Fransız öğretmen Henrt Sainte-Claire Deville alüminyum üretiminde sıvı potasyum yerine daha ucuz olan sodyumu kullanmıştır. H.S.C. Deville bulduğu prosesi geliştirerek 2 ton/yıl üretim kapasitesine ulaşmıştır (Toten ve Mackenzie, 2003a; Toten ve Mackenzie, 2003b).

Tablo 2.2. Alüminyum üretim prosesinin tarihsel gelişimi (Dwight, 1998; Habashi, 1997; The Aluminium Association, b.t; Toten ve Mackenzie, 2003a; Toten ve Mackenzie, 2003b; Toten ve Mackenzie, 2003c; Yılmaz, 2019)

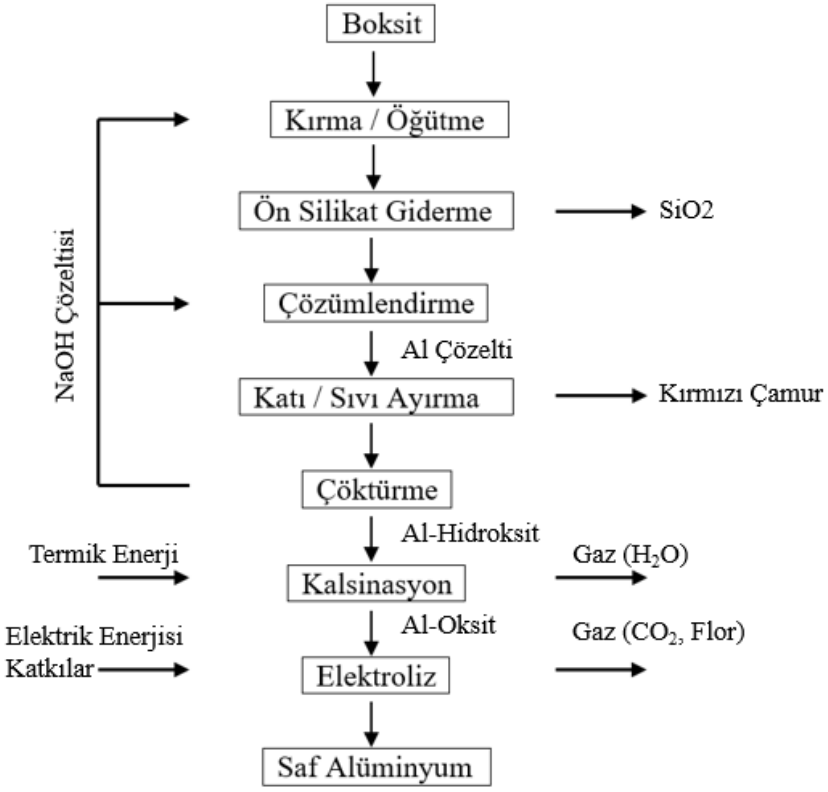
1825	H.C. Oersted alüminyum klorürü potasyum amalgam ile indirgeyerek ilk saf alüminyumu üretti.
1845	F. Wohler alüminyum klorür buharını sıvı potasyum ile reaksiyona sokarak küçük küreler halinde ürettiği saf alüminyuma ait fiziksel özellikleri belirledi.
1854	H.S.C. Deville alüminyum klorürü indirgemek için daha ucuz olan sodyumu kullandı ve prosesini geliştirerek endüstriyel olarak alüminyum üretimine başladı.
1886	C.M. Hall ve P.L.T. Heroult kriyolit kullanarak alüminyumu elektroliz yöntemi ile üretmeyi başardılar.
1888	K. Bayer boksit cevherinden alümina üreten Bayer prosesini geliştirerek alüminyum üretim maliyetini düşürdü.

1886 yılında Amerika'da bulunan Charles Martin Hall ve Fransa'da bulunan Paul Louis Toussaint Heroult birbirlerinden bağımsız olarak alüminyum oksiti elektrolize ederek saf alüminyum prosesini geliştirmişlerdir. Hall-Heroult proses maliyetini, Avusturyalı Karl Bayer'in 1888 yılında geliştirdiği boksit cevherinden alümina üreten Bayer prosesi ile

düşürmüştür (Toten ve Mackenzie, 2003b). Alüminyum üretiminin tarihsel gelişiminin özeti Tablo 2.2'de verilmiştir.

2.2. Cevherden Alüminyum Üretimi

Alüminyum üretimi boksit mineralinden yapılmaktadır. Boksit, farklı stokiyometrik oranlarda su içerebilen oksit mineralidir. İlk olarak bulunduğu yer olan Fransa'nın Les Baux kasabasından ismini almıştır (Toten ve Mackenzie, 2003c). Saf alüminyum metali üretimi belli adımlar içermektedir. İlk olarak boksit cevheri alüminaya dönüştürülmesi gerekir. Daha sonra alümina indirgenerek saf alüminyum eldesi sağlanır. Bu üretim prosesi Bayer Prosesi olarak adlandırılır. Bu proseste 1 kg alümina üretimi için yaklaşık olarak 2 kg boksit, 2 kg kömür ve 0,5 kg kostik soda kullanılır. Bayer prosesinde 4 birim boksitten; 2 birim alümina ve 1 birim saf alüminyum üretilmektedir (Dwight, 1998; Habashi, 1997). Boksit cevherinden alüminyum üretim şeması Şekil 2.1'de verilmiştir.



Şekil 2.1. Boksitten saf alüminyum üretim süreci (Kvackaj, 2011)

Bayer prosesinde öğütülmüş boksit cevheri 240°C'de sodyum hidroksit çözeltisi içinde çözülür. Alümina, sodyum hidroksit (NaOH) çözeltisi içerisinde çözünürken cevherin sahip olduğu diğer safsızlıklar (diğer oksitler) çözünmeden çözelti dibine çökelir. Çöken bu diğer oksit karışımına kırmızı çamur adı verilir. Oluşan bu kırmızı çamur çözeltiye uygulanan filtrasyon ile çözeltiden uzaklaştırılır. Alüminanın sodyum hidroksit içerisinde çözünme reaksiyonu Denklem 2.1'de verilmiştir:

$$Al_2O_3.xH_2O + 2NaOH \rightarrow 2NaAlO_2 + (x+1)H_2O \quad (2.1)$$

Filtrasyon işlemi sonrasında yüksek sıcaklıkta bulunan çözelti 50°C civarına soğutulurken ayrıca karıştırılarak $Al_2O_3.3H_2O$ çökeltilerinin oluşması sağlanır. Üretilen çökeltilerin kalsinasyon işlemi sonucu yaklaşık olarak %99 saflıkta alümina elde edilmiş olur. Üretilmek istenen alüminanın karakterine bağlı olarak kalsinasyon işlemi 600-1200°C arasında Denklem 2.2'ye göre gerçekleşir:

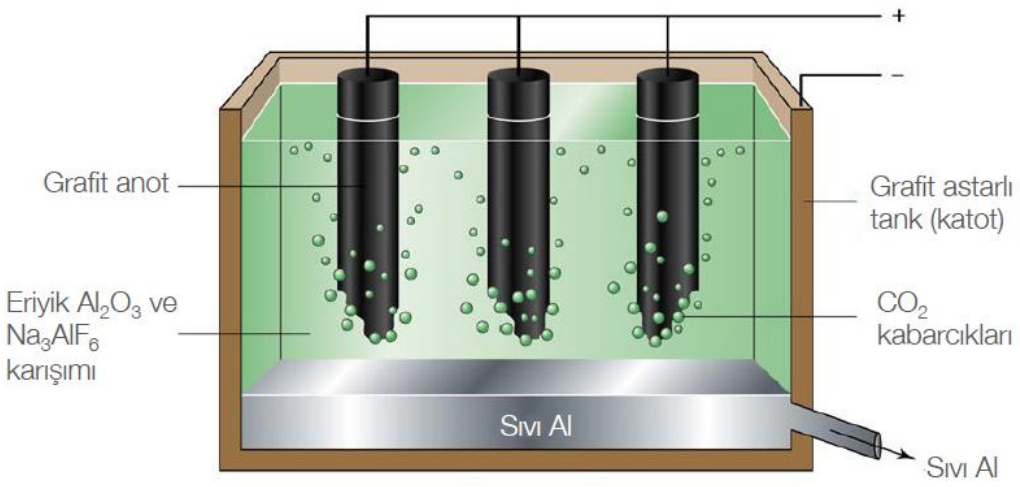
$$NaAlO_2 + 4H_2O \rightarrow 2NaOh + Al_2O_3.3H_2O \quad (2.2)$$

Kalsinasyon işlemi sonrası elde edilen alüminanın saf alüminyuma dönüştürülmesi için Hall-Heroult prosesi adı verilen elektroliz işlemi gerçekleştirilir. Alüminayı elektroliz yöntemi ile sıvı hale getirmek 2040°C gibi yüksek ergime sıcaklığına sahip olması nedeniyle zordur. Bundan dolayı bu problemin çözümü için ergimiş kriyolit (Na_3AlF_6) kullanılmaktadır. Alüminanın elektroliz elektroliti yaklaşık olarak %80-90 kriyolit, %2-8 alümina ve AlF_3, CaF_2 gibi ilaveler içermektedir. Alüminanın elektroliz hücresini Şekil 2.2'de gösterilen harcanan grafit (karbon) elektrotlar, kriyolit-alümina karışımı, sıvı alüminyum ve grafit kaplı bir hazneden oluşmaktadır. Kriyolit ilavesi ile elektroliz hücresi 950°C gibi düşük bir sıcaklıkta çalışmaktadır. Elektroliz sırasında oluşan tepkimenin denklemi Denklem 2.3'te verilmiştir.

$$2Al_2O_3 + 3C \rightarrow 4Al + 3CO_2 \quad (2.3)$$

Boksit cevherinden elde edilen alüminyuma birincil alüminyum denilmektedir. Teorik olarak üretilen alüminyumun tamamı geri dönüştürülebilir. Hurda ile alüminyum üretimine ise

ikincil alüminyum denir ve üretilen toplam alüminyum üretiminin yaklaşık olarak 1/3'e eşittir. İkincil alüminyum üretimi için gereken enerji birincil alüminyum üretimindeki enerjinin sadece %5'i ile gerçekleştirilebilmektedir (Aluminium for Future Generations, b.t; Cha ve diğ., 2016; Çetin, 2017; Polmear, 2005; European Aluminium, b.t.).



Şekil 2.2. Elektroliz hücresinin şematik gösterimi (Çetin, 2017)

2.3. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Saf alüminyum mekanik özellikler bakımından çoğu uygulama alanında yetersiz kalmaktadır. Bundan dolayı genellikle mekanik özelliklerini arttırmak için çeşitli elementler ile alaşımlandırılarak katı ergiyik veya çökelti sertleşmesi uygulanmaktadır. Alüminyum alaşımlarında genel olarak iki farklı koşula göre sınıflandırılma mevcuttur. Bu sınıflandırma üretim yöntemine ve ısıl işlem durumuna göre yapılmaktadır. İlk sınıflandırma döküm ve işlenik alaşımları (dövme, haddeleme vb.) olarak yapılır. İkinci sınıflandırma ise ısıl işlem uygulanabilir ve uygulanamaz diye ikiye ayrılmaktadır (İsmail, 2019; Salih, 2020).

2.3.1. Alüminyum İşlenik Alaşımları

Alüminyum alaşımlarının tanımlanmasını kolaylaştırmak için Alüminyum Birliği (Aluminum Association / AA) tarafından yapılan sınıflandırma sistemi dünya genelinde kullanılmaktadır. İşlenik alüminyum alaşımları sisteminde her alaşımın dört basamaklı numarası mevcuttur. Bu numaraların ilk rakamı malzeme içindeki birincil alaşım elementini

belirtmektedir. Örnek olarak 1xxx serisindeki ilk rakam saf alüminyum alaşım grubunu temsil etmektedir. Son iki rakam alüminyumun minimum saflık değerini göstermektedir. Son iki rakam 99'un yanına virgülden sonra yazılarak saflığı belirtir. 1050 alaşımı için %99.50 saflıkta olduğu söylenmektedir. 1xxx serisi alaşımlarda ikinci rakam belli bir veya birkaç empüritenin kontrol altına alındığını belirtmektedir. 2xxx ile 8xxx serisi arasındaki alaşım gruplarındaki ikinci rakam ise herhangi bir modifikasyonun yapılıp yapılmadığını göstermek için kullanılır. Bu hane sıfır ise alaşım orijinaldir, eğer farklı bir rakam var ise alaşıma modifikasyon yapıldığını bildirir. Bu alaşımlarda son iki rakamın bir anlamı yoktur. Sadece alaşımları birbirinden ayırmak için kullanılmaktadır (Hernandez ve diğ., 2017; Hodgson ve diğ., 1990; Kvackaj, 2011).

1xxx: Ticari saflıktaki alüminyum alaşım grubudur (> %99 Al). Isıl işlem ve yaşlandırma uygulanamaz. Özellikle kimya ve elektrik sanayisinde kullanılır (Koprowski ve diğ., 2020).

2xxx: Ana alaşım elementi bakır (Cu)'dır. Bakırın yanında magnezyum (Mg), mangan (Mn) ve silisyum (Si) bulunabilir. Yaşlandırma ve ısıl işlem uygulanabilir. Yüksek mukavemete sahip olduğundan havacılık sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır. Yaşlandırma işlemi ile birlikte 400 MPa civarında çekme dayanımları ile birçok çelik ile yarışabilmektedir. Bu avantajlarının yanında düşük korozyon dayanımları, şekillendirme zorlukları ve yüksek maliyetleri bu alaşım grubunun dezavantajıdır (Mishra ve Sidhar, 2016).

3xxx: Ana alaşım elementi mangan (Mn)'dır. Bu alaşım grubu bazı durumda düşük miktarda magnezyum içermeleri ile saf alüminyuma göre 1.5 kat daha mukavemetli hale gelebilir. Yaşlandırma ve ısıl işlem uygulanmaz. Çok fazla alaşım elementi içermediği için korozyon dayanımları yüksektir. Kolay şekillendirilebilirler. Mimari uygulamalarda, levha halinde, kaynaklı boru üretiminde ve çeşitli ürünler için kullanılmaktadır (Li ve diğ., 2014).

4xxx: Ana alaşım elementi silisyum (Si)'dur. Isıl işlem ve yaşlandırma işlemi uygulanamaz, fakat magnezyum (Mg) ilavesi ile ısıl işlem ve yaşlandırma işlemi yapılabilmektedir. Genel olarak döküm ile şekillendirilirler. Düşük miktarda silisyum içeren alaşımlar kolaylıkla plastik olarak şekillendirilebilirler. Kaynak çubukları, lehim tabakaları, otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır (Li ve diğ., 2020).

5xxx: Ana alaşım elementi magnezyum (Mg)'dur. Yaşlandırma ve ısıl işlem uygulanamaz. Genellikle magnezyum ile birlikte mangan ilavesi de yapılmaktadır. Farklı kimyasal bileşimlerde farklı uygulamalara yönelik mukavemet ve tokluk değerleri elde edilebilir (Zhang ve diğ., 2019).

6xxx: Magnezyum (Mg) ve silisyum (Si) ile alaşımlandırılmış alaşım grubudur. Yaşlandırma ve ısıl işlem uygulanabilmektedir. Yüksek mukavemet ve korozyon dayanımları mevcuttur. Ayrıca mükemmel derecede ekstrüze edilebilme özelliklerine sahiptirler. Mimari ekstrüzyon, otomotiv bileşenlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır (Dariusz ve Pawel, 2020).

7xxx: Ana alaşım elementi çinko (Zn)'dur. Çinkoya ilave olarak magnezyum da içerebilirler. Yaşlandırma ve ısıl işlem uygulanabilir. 550 MPa mukavemet değerlerine sahip olabilirler. Dolayısıyla havacılık sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Şekillendirilebilirlikleri ve korozyon dayanımları düşüktür (Lervik ve diğ., 2020).

8xxx: Bu alaşım grubu kalay (Sn), lityum (Li) ve/veya demir (Fe) içerebilmektedir (Shadangi ve diğ., 2020).

2.3.2. Alüminyum Döküm Alaşımları

Alüminyum döküm alaşımları, işlenik alaşımlara benzer bir sistem ile sınıflandırılmaktadır. Bu sınıflandırmada ilk üç rakam son rakam ile bir nokta ile ayrılmaktadır. Örnek olarak 1xx.x serisi alaşım grubu için 1 rakamı alaşım grubunu olan saf alüminyumu temsil etmektedir. 1 rakamından sonra gelen iki rakam ise alaşımın saflık derecesini gösterir. Nokta ile ayrılan kısım ise üretim yöntemi hakkında bilgi vermektedir. Bu değerin 0 olması parça son şeklini döküm ile aldığını, 1 ticari bileşim 2 olması ise dar bir aralıkta ingot döküm olduğunu ifade etmektedir. Alaşımın modifiye edildiğini veya empürite elementinin kontrol altına alındığını belirtmek için rakamların başına bir harf eklenmektedir. Örneğin; 356.0 ve A356.0 verilebilir. 2xx.x serisi ile 8xx.x serisi arasındaki rakamlarda ana alaşım elementini bildiren rakamdan sonraki iki rakamın bir özelliği yoktur. Noktadan sonraki rakam yine alaşım üretim yöntemini bildirmektedir (Ahmad, 2012; İsmail, 2019). Alüminyum döküm alaşımlarının sınıflandırılması Tablo 2.3'te verilmiştir.

Tablo 2.3. Alüminyum döküm alaşımları (Mishra ve Sidhar, 2016)

Alaşım Seri Grubu	Ana Alaşım Elementi
1xx.x	%99 ve üzeri saflıkta alüminyum
2xx.x	Bakır
3xx.x	Silisyum, bakır ve/veya magnezyum
4xx.x	Silisyum
5xx.x	Magnezyum
6xx.x	Kullanılmayan seri
7xx.x	Çinko
8xx.x	Kalay
9xx.x	Diğer elementler

2.4. Alüminyum Isıl İşlem Alaşımları

Alüminyum Birliği, uygulanan ısıl işlemleri tanımlamak için harf veya harf/sayı kombinasyonunu kullanmaktadır. Kullanılan harf veya harf/sayı kombinasyon ifadelerini aşağıdaki gibi tanımlamak mümkündür (Kaufman, 2000; Poyraz, 2019):

- F (Fabrikasyon): Fabrikada üretildiği gibi anlamına gelmektedir. Isıl işlem veya deformasyon sertleşmesi gibi işlemlerle özel bir kontrolün bulunmadığı döküm ve işlenik ürünler için kullanılmaktadır (Georgantzia ve diğ., 2021).
- O (Tavlı): Üretimden sonra dayanımı düşürmek ve şekillendirilebilirliğini arttırmak için tavlama işlemi uygulanan işlenik ürünlerde kullanılmaktadır (Choi ve diğ., 2020).
- H (Deformasyon Sertleşmesi): Deformasyon ile mukavemet artışı sağlanan, ardından mukavemette bir miktar azalma sağlayan ısıl işlem uygulanan ürünler için kullanılmaktadır. H harfinden sonra iki veya daha fazla basamakta sayı takip etmektedir (Poole ve diğ., 2011).
- W (Çözeltiye Alınan): Sadece çözeltiye alma işlemi uygulanarak ürünün doğal yaşlanmaya bırakıldığı ürünler için kullanılmaktadır. W harfinden sonra ürünün doğal yaşlanma süresi verilmektedir (Choi ve diğ., 2020).

- T (Çökelti Sertleşmesi Uygulanan): Çözeltiye alınan ürünlerin daha sonra doğal veya suni olarak yaşlandırılan ürünler için kullanılmaktadır. T harfinden sonra verilen sayı ile uygulanan yaşlandırma işlemi hakkında bilgi vermektedir (Sha ve diğ., 2011).

2.5. Alüminyuma İlave Edilen Alaşım Elementlerinin Etkileri

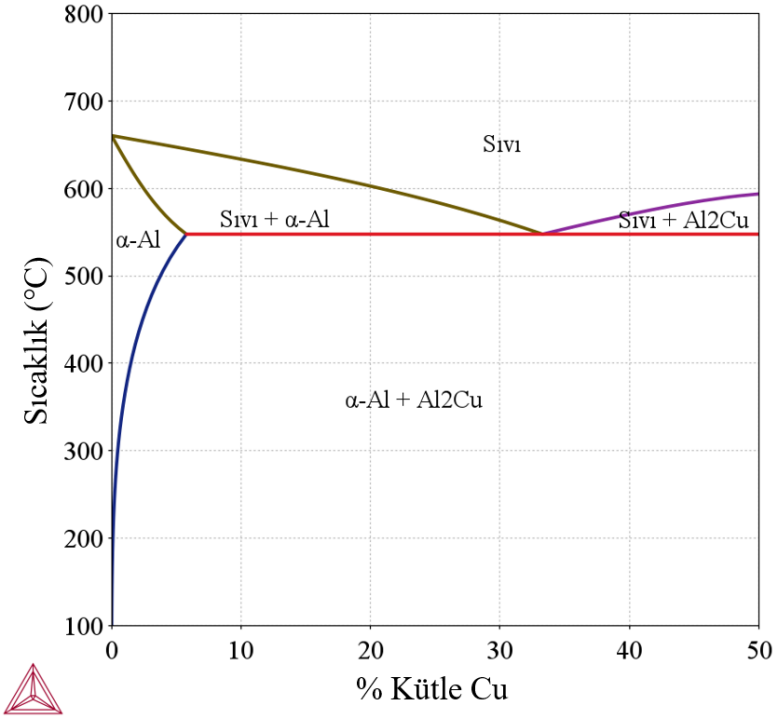
Ticari olarak saf alüminyum yüksek elektrik iletkenliği istenilen uygulamalarda kullanılmaktadır. Fakat döküm özelliklerinin iyileştirilmesi ve istenilen malzeme özelliklerinin sağlanması amacıyla çeşitli alaşım elementleri ile alaşımlandırılmaktadır (King, 2001). Alüminyumda en yaygın kullanılan alaşım elementleri bakır, silisyum, magnezyum, mangan, çinko, demir, krom, titanyum, nikeldir. Bu alaşım elementleri, alaşım içerisinde temel alaşım elementi olarak tek başına veya birden fazla olarak bulunabilmektedir (Belov ve diğ., 2005; Zolotorevsky ve diğ., 2007).

Bakır:

Bakır, alüminyum alaşımlarında yaygın olarak kullanılan alaşım elementidir (Patil ve diğ., 2020). Bakır ilavesi ile alaşımın sertlik ve mukavemet değerleri artmaktadır (Lan ve diğ., 2019). Alüminyum döküm alaşımlarında bakır oranı en fazla %12 oranındadır. Bu orana kadar ilave edilen bakır, alaşımın mukavemetinde artış sağlamaktadır. Fakat bu oranın üstünde bakır ilavesi ile yapıda oluşan ikincil fazların miktarındaki artışla alaşımın mukavemetinde azalmaya neden olmaktadır. Alüminyum dövme alaşımlarına bakır ilavesi %3-5 arasında yapılmaktadır. %5'in üstünde bakır ilavesi, dövme işlemi sırasında yırtılmalara ve kırılmalara neden olmaktadır. Alüminyum alaşımlarında artan bakır ilavesi ile birlikte elektriksel iletkenlik ve korozyon direnci azalmakta, alaşımın yoğunluğu artmaktadır (Szklarz ve diğ., 2019).

Şekil 2.3'te verilen Al-Cu faz diyagramı Thermo-Calc yazılımı 2021b versiyonunda TCAL8 termodinamik veri tabanı kullanılarak hesaplanmıştır. Bakırın, alüminyum içerisindeki çözünürlüğü sıcaklık ile artmaktadır. 548°C'de yaklaşık %33 Cu oranında ötektik reaksiyon meydana gelmektedir. Dolayısıyla Al-Cu alaşımları yaşlanma işlemiyle mukavemet artışı sağlanan ısıl işlem alaşımı grubuna girmektedir. Yaşlanma işlemi için ısıl işlem süresi,

sıcaklığa ve kimyasal kompozisyona bağlıdır. Yaşlanma işlemi ile elde edilen çökeltilerin boyutu ve dağılımına bağlı olarak mukavemet değerleri ayarlanmaktadır (Kim ve diğ., 2020).

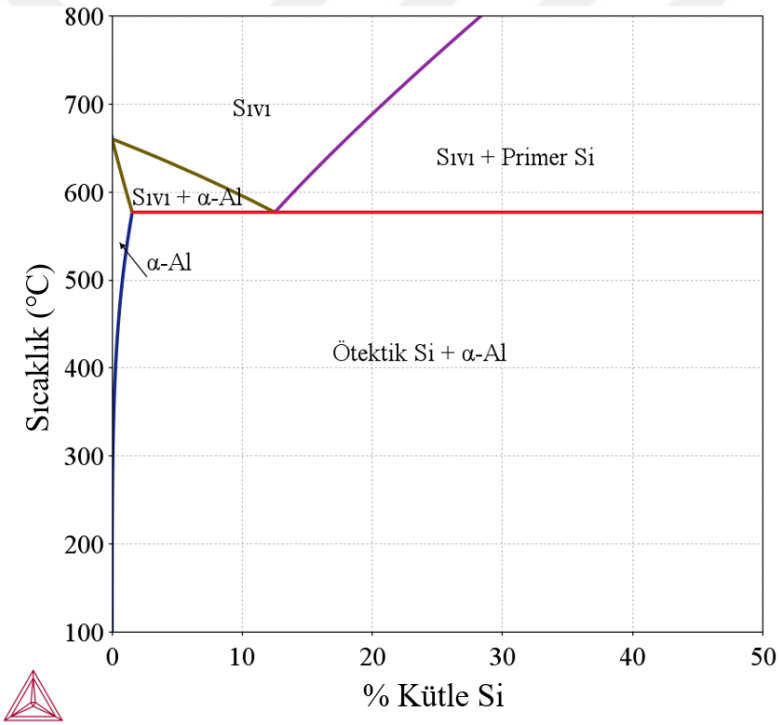


Şekil 2.3. Al-Cu faz diyagramı

Silisyum:

Alüminyum döküm alaşımlarında en yaygın kullanılan alaşım elementi silisyumdur. Silisyum ilavesi ile birlikte sıvı metal akıcılığı arttırılarak, sıvı metalin kalıbın ince ve dar kısımlarında kolaylıkla ilerlemesi sağlanmaktadır (Gan ve diğ., 2020). Al-Si alaşımları üstün mekanik özellikleri ve dökülebilirliklerinden dolayı havacılık ve otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır (Li ve diğ., 2020; Wang ve diğ., 2021). Alüminyuma ilave edilen silisyum döküm alaşımlarının akıcılığı arttırmakta; katılaşma aralığını, sıcak yırtılma eğilimini, termal genleşme katsayısını ve alaşım yoğunluğunu azaltmaktadır. Silisyumun sağladığı en büyük avantaj Si oranı ile döküm malzemelerde katılaşmaya bağlı olarak oluşan hacimsel küçülmeyi (çekintiyi)'de en aza indirmesidir (Ao ve diğ., 2021; Zhang ve diğ., 2020).

Al-Si döküm alaşımları dünya çapında üretilen alüminyum dökümlerinin yaklaşık %80-90'ını oluşturmaktadır. Şekil 2.4'te Al-Si faz diyagramı Thermo-Calc yazılımı 2021b versiyonunda TCAL8 termodinamik veri tabanı kullanılarak hesaplanmıştır. Al-Si ikili denge diyagramına göre 577°C'de ağırlıkça yaklaşık %12 Si oranında ötektik reaksiyona meydana gelmektedir. Genellikle Al-Si alaşımlarını üç ana grupta incelenmektedir. Ağırlıkça %12'den az silisyuma sahip alaşımlara ötektik altı (hipo-ötektik) alaşım, %12 silisyuma sahip alaşıma ötektik, % 12'den fazla silisyuma sahip alaşıma ötektik üstü (hiper-ötektik) alaşım denir (Hernandez ve diğ., 2017).

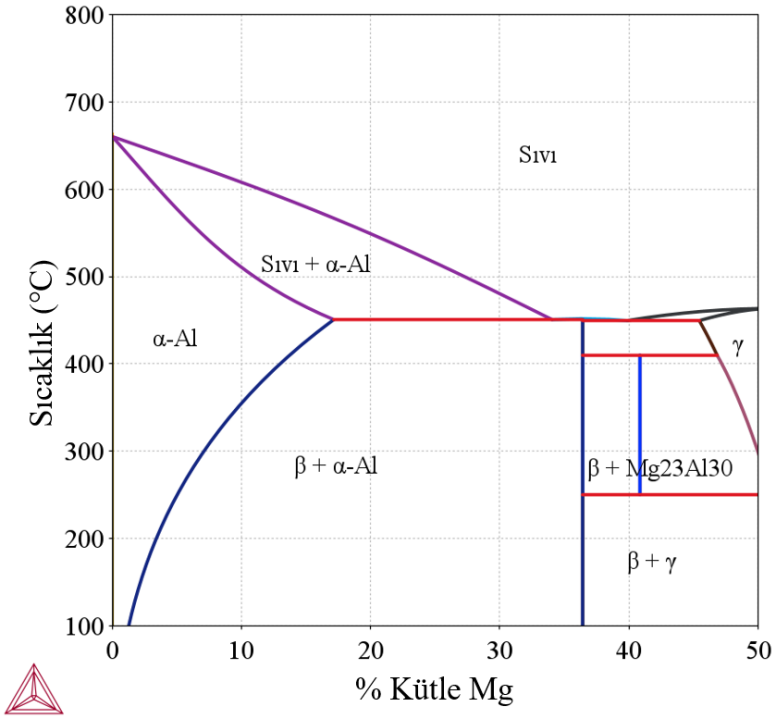


Şekil 2.4. Al-Si faz diyagramı

Magnezyum:

Alüminyum alaşımına ilave edilen magnezyum elementinin etkisi bakır alaşım elementi etkisine benzemektedir. Magnezyum ilavesi ile alaşımın korozyon direnci, mukavemeti ve kaynaklanabilirliği artarken sünekliği azalmaktadır (Koju ve Mishin, 2020). Şekil 2.5'te verilen Al-Mg faz diyagramı Thermo-Calc yazılımı 2021b versiyonunda TCAL8 termodinamik veri tabanı kullanılarak hesaplanmıştır. Magnezyumun, alüminyum içerisinde

çözünürlüğü sıcaklık ile artmaktadır. Ötektik sıcaklık olan 450°C'de alüminyum içerisinde maksimum magnezyum çözünürlüğü %14,9 iken oda sıcaklığında bu değer %0,5'dir. Dolayısıyla Al-Mg alaşımları yaşlanma işlemiyle mukavemet artışı sağlanan ısıl işlem alaşımı grubuna girmektedir. Yaşlanma işlemi için ısıl işlem süresi, sıcaklığı ve kimyasal kompozisyonu önemlidir. Al-Si-Mg alaşımlarında Mg_2Si çökeltisi oluşturularak alaşımın mukavemeti arttırılmaktadır (Weng ve diğ., 2020).



Şekil 2.5. Al-Mg faz diyagramı

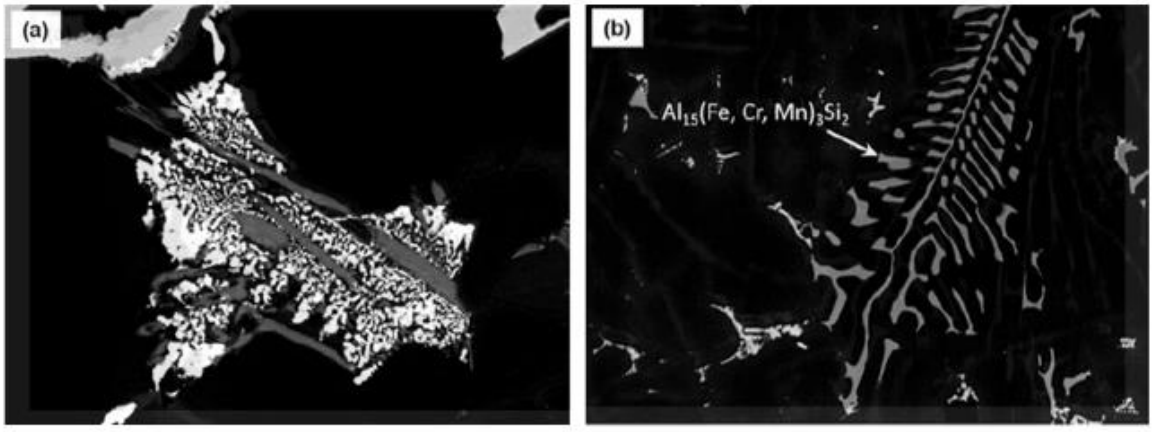
Mangan:

Mangan alaşım elementinin alüminyum içerisinde düşük çözünürlüğü mevcuttur. Alaşıma ilave edilen mangan dökülebilirliği artırmak için ilave edilmektedir. Mangan, demir ve silisyumda yüksek çözünürlüğe sahiptir. Alüminyum, mangan, demir ve silisyumun kombinasyonu Şekil 2.6'da verilen $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ intermetaliğini oluşturmaktadır (Yuan ve diğ., 2020). Aynı zamanda bu intermetaliğe Çin Yazısı (Chinese Script) denir. Mekanik özellikleri ve bütünlüğe daha az zararlı olduğundan mangan ilavesi ile oluşan Çin Yazısı

intermetaliği tercih edilmektedir. Mangan, alüminyum alaşımlarında demirin oluşturduğu istenmeyen intermetalikleri modifiye etmek için alaşıma ilave edilmektedir (Ji ve diğ., 2013).

Çinko:

Alüminyum alaşımlarına ilave edilen çinko, sıcak yırtılmaya sebep verdiğinden dolayı nadir olarak ilave edilmektedir. Çinko ilavesinin en önemli etkisi; alaşımın mukavemetini, kaynaklanabilirliğini ve şekillendirilebilirliğini artırmaktadır. Son zamanlarda çinko ve bakırın kullanıldığı yeni alüminyum alaşımları geliştirilmiştir. Ağırlıkça % 10-15 çinko, % 2-3 bakır içeren alaşımda çinko elementi çökelti sertleşmesi ile mukavemet artışını sağlamakta, bakır elementi ise sıcak yırtılma ihtimalini ortadan kaldırmaktadır (Tang ve diğ., 2013).



Şekil 2.6. a) Modifiye edilmemiş demir içerikli zengin intermetalikler b) Mangan ile modifiye edilmiş Çin Yazısı intermetalik yapı (Mishra ve Sidhar, 2016)

Krom:

Krom (Cr), alüminyum içerisinde katı halde çok düşük çözünürlüğe sahiptir. Al-Cr ikili sisteminde $CrAl_7$ kaba intermetalikleri oluşmaktadır. Bu oluşan kaba intermetalikleri titanyum ile modifiye edilebilmektedir (Li ve diğ., 2021).

Kalay:

Alüminyum alaşımlarına ilave edilen kalay, sıcak yırtılma ve korozyon direnci üzerine olumsuz etkilere sahiptir. Kalay ilaveli alaşımlar genellikle yatak ve kovan malzemelerinde kullanılmaktadır (Oliveira ve diğ., 2020).

Demir:

Alüminyum alaşımlarında en çok rastlanan empürite elementidir. Sıvı alüminyum içerisinde yüksek çözünürlüğe sahip olan demir oda sıcaklığında çok düşük (%0.04) çözünürlüğe sahiptir. Dolayısıyla bu değerin üstündeki demir içeren alüminyum alaşımlarında demir intermetalikleri ikinci faz olarak bulunmaktadır (Hernandez ve diğ., 2017; Que ve diğ., 2020).

Nikel:

Nikel (Ni), alüminyum içerisinde ağırlıkça %0.04 çözünürlüğe sahiptir. Bu değerin üzerinde ilave edilen nikel yapıda istenmeyen intermetalik fazların oluşumunu sağlar. Ağırlıkça %2'ye kadar alaşıma ilave edilen nikel saf alüminyumun mukavemetini artırır fakat toklukta azalmaya neden olur (Xiao ve diğ., 2021).

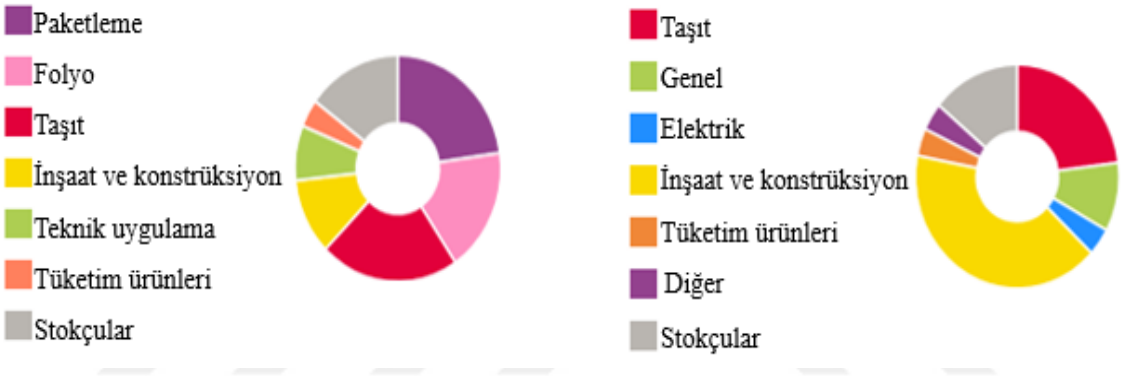
Titanyum:

Alüminyum cevheri olan boksit içerisinde çok az miktardaki TiO_2'den gelmektedir. Boksitten gelen titanyumun (Ti) yanı sıra, alüminyum döküm alaşımlarında tane inceltici olarak kullanılmaktadır (King, 2001).

2.6. Alüminyumun Kullanım Alanları

Alüminyumun ticari olarak üretilmesi 130 yıl önceye dayanmaktadır (King, 2001; Lumley, 2010). Günümüzde demir-çelik malzeme grubundan sonra en yaygın olarak kullanılan metal malzemedir. Alüminyum, kullanım alanının hızlı bir şekilde artmasının sağladığı avantajlar nedeni ile birçok uygulama alanında diğer malzemelerin yerini almaktadır. Ağırlık tasarrufunun yapıldığı ekonomik durumlardan dolayı günümüzde demir-çelik alaşım grupları

yerine alüminyum ve alaşımları ikame etmektedir. Alüminyum alaşımlarının mukavemeti alaşım elementi ilavesi, ısıl işlem, plastik deformasyon, üretim yöntemi ile ayarlanmaktadır (Georgantzia ve diğ., 2021). Dolayısıyla bu parametreler, alüminyumun çok farklı kullanım alanlarında tercih edilmesinin nedenidir. Düşük mukavemetli ve alaşımsız 1xxx serisi alüminyum elektrik iletimi alanında kullanılırken, Zn ile alaşımlandırılmış 7xxx serisi havacılık ve uçak endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil 2.7'de hadde ve ekstrüzyon alaşımlarının kullanım alanları verilmiştir (Lumley, 2018).



Şekil 2.7. Alüminyum hadde ve ekstrüzyon ürünlerinin sektörel dağılımı

3. Al-Si-Mg ALAŞIMLARI

Al-Si-Mg alaşımları, yüksek mekanik özellikleri, spesifik mukavemetleri, ısıl işlem ile mukavemet artışı sağlanabilmesi, kaynaklanabilirliği ve korozyon dirençlerinden dolayı yaygın olarak kullanılmaktadır (Ao ve diğ., 2021). Bu alaşım grubu özellikle otomotiv ve havacılık sektöründe yaygın olarak tercih edilmektedir. Al-Si-Mg alaşımı grubunda olan A356 alaşımı; silindir başlığı, aktarma kutusu (transmisyon), jant, manifold gibi parçaların malzemesi olarak kullanılmaktadır. Bu alaşım grubunun çekme, darbe, yorulma ve aşınma direnci büyük önem taşımaktadır (Hernandez ve diğ., 2017; Lumley, 2018).

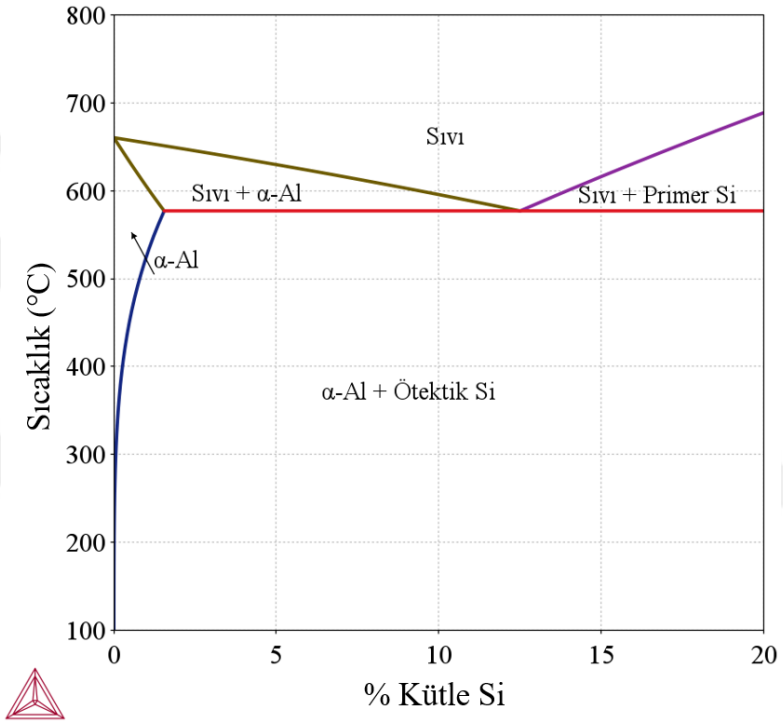
Malzemelerin mekanik özellikleri; tane boyutu ve morfolojisi, ikincil fazların şekli ve boyutu gibi fiziksel özelliklere bağlıdır. Alüminyum alaşımlarına ilave edilen alaşım elementleri mukavemet artışı sağlayıp, malzemenin ısıl işlem özelliğini ve ortam çalışma sıcaklığını belirlemektedir. Bakır ve magnezyum ilavesi sonucunda uygun ısıl işlem ile alüminyum alaşımlarının mukavemetleri arttırılabilir (Costas ve diğ., 2020; Kim ve diğ., 2020; Koju ve Mishin, 2020; Lan ve diğ., 2019). Tek faz bölgesinde çözeltiye alınan alaşım, oda sıcaklığına hızlıca su verilerek yapı aşırı doygun hale gelir. Daha sonra daha düşük bir sıcaklıkta yaşlandırma işlemi ile mukavemet artışı sağlanabilir. Bu ısıl işlem sürecine yapay (suni) yaşlandırma denir. Yaşlandırma işlemi sonucu Al-Cu alaşımlarında Al_2Cu çökeltileri, Al-Si-Mg alaşımlarında ise Mg_2Si çökeltileri oluşmaktadır (Sha ve diğ., 2011).

3.1. Al-Si-Mg Alaşımının Katılaşması ve Faz Diyagramının İncelenmesi

Al-Si alaşımları tüm alüminyum alaşımlarının yaklaşık olarak %80-90'ını oluşturmaktadır. Savunma, otomotiv, uçak ve taşımacılık sanayinde bu alaşım grubu yaygın olarak kullanılmaktadır. Son yıllarda özellikle otomotiv endüstrisinde Al-Si alaşımları yaygın olarak kullanılmaktadır. Bunun birincil nedeni otomobillerde azalan ağırlık ile hem yakıt hem de atmosfere salınan CO_2 oranının azalmasıdır (Li ve diğ., 2019; Zhao ve diğ., 2019).

Silisyum, alüminyum alaşımlarında en çok kullanılan alaşım elementidir. Al-Si alaşımları yüksek dökülebilirlik, düşük yoğunluk, en az döküm çekintisi ve yüksek korozyon dayanımı istenen koşullarda tercih edilir (He ve diğ., 2019). Şekil 3.1'de verilen Al-Si faz diyagramı

Thermo-Calc yazılımı 2021b versiyonu TCAL8 termodinamik veri tabanı kullanılarak hesaplanmıştır. Al-Si alaşımları %12 Si, 577°C'de bir ötektik reaksiyona sahiptir ve alaşım üç grupta incelemektedir. Bu sınıflandırma ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü olarak ayrılmaktadır. Üç gruptaki alaşımların mikro yapıları ve dolayısıyla fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri farklılık gösterirler.

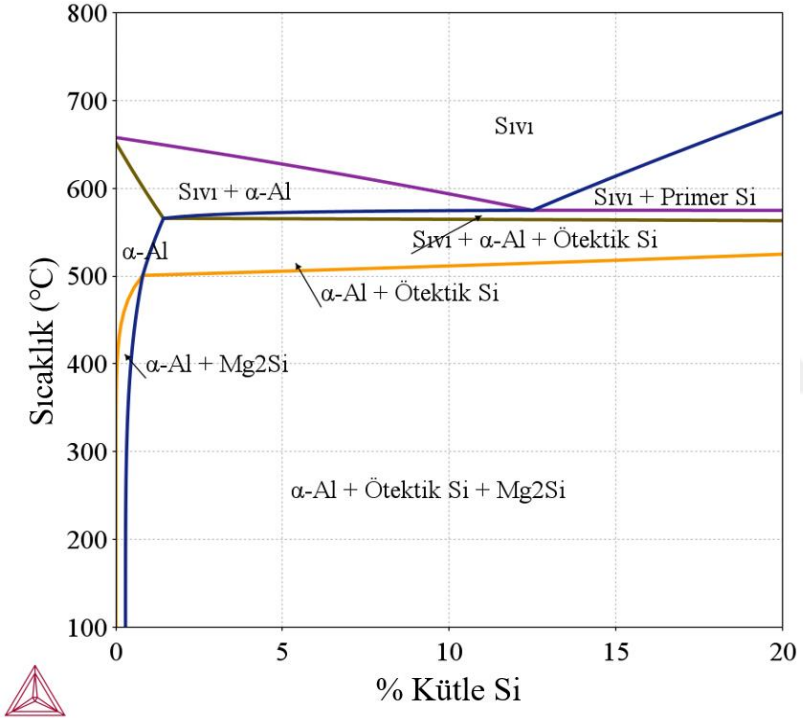


Şekil 3.1. Al-Si faz diyagramı

Ötektik altı Al-Si alaşımları ötektik bileşimin içerdiği %12 Si'den daha az Si içerirler. Sıvı fazdan ilk olarak α-Al taneleri (birincil-α) oluşmakta daha sonra azalan sıcaklık ile yapıda ötektik reaksiyon ile Al-Si ötektik yapısı katılaşmaktadır. Artan Si oranı ile alaşımın sıvı faza geçiş sıcaklığı ve birincil-α taneleri miktarı azalırken ötektik Al-Si fazının miktarı artmaktadır (Zeren ve diğ., 2011).

Ötektik Al-Si alaşımları genellikle %12 civarında Si içerirler. Bu bileşimdeki alaşımın mikroyapısı büyük oranda ötektik fazından oluşmaktadır. Yapıda çok az miktarda birincil-α veya birincil silisyuma da rastlanabilir (Zeren ve diğ., 2008).

Ötektik üstü Al-Si alaşımları %12'den fazla Si içerirler. Silisyumun %25'lere kadar olan oranlarda kullanıldığı uygulama alanları mevcuttur. Al-Si ötektik üstü alaşımlarda genellikle sıvı fazdan birincil Si kristalleri oluşmakta ve azalan sıcaklık ile yapıda ötektik reaksiyon ile Al-Si ötektik yapısı ile katılaşmaktadır (Karakulak, 2013). Ötektik üstü Al-Si mikroyapısı incelendiğinde birincil silisyum kristalleri fasetli yapıda, geometrik şekilli ve optik mikroskopta beyaz ışık altında incelendiğinde gri renkli olarak görüntülenmektedir (Zeren ve Karakulak, 2009).



Şekil 3.2. AlSi10Mg alaşımının % kütle Si oranına bağlı faz diyagramı

Al-Si ötektik yapısı iğnesel bir morfolojiye sahiptir. Alaşımın sahip olduğu bu iğnesel yapı nedeni ile malzemenin tokluk değeri düşüktür. Bu dezavantajdan kurtulmanın yolu alaşımı dökümden hemen önce sıvı fazdayken, sodyum (Na) veya stronsiyum (Sr) gibi modifiye edici elementler ilave etmektir. Bu işleme modifikasyon işlemi denir (Karakulak, 2013). Modifikasyon işlemi sonucu iğnesel morfolojiye sahip yapı; daha küçük boyutlu ve yaklaşık eş eksenli tanelerden oluşmaktadır. Bu işlem sonucunda alaşımın tokluk değerinde bir düşüş yaşanmaz. Eğer alaşımın mukavemet değerlerinin daha da artırılması gerekirse bakır veya

magnezyum ilavesi ile alaşımlandırılarak ısıl işlem uygulanır. Bu kullanılan alaşımların silisyum içeriği genellikle %5-13 arasındadır (Akyıldız ve diğ., 2021; Panov ve diğ., 2019).

Al-Si alaşımları endüstriyel uygulamalarda en fazla kullanılan alüminyum esaslı alaşımlardır. Bu alaşım grubu içerisinde dar katılaşma aralığı, yüksek dökülebilirlik, iyi kaynaklanabilirlik ve korozyon dayanımı bakımından hipoötektik AlSi10Mg alaşımı dikkat çekmektedir. AlSi10Mg alaşımı kütlece %9-11 Si ve %0.4-0.6 arasında Mg içermektedir. Thermo-Calc yazılımı 2021b versiyonunda TCAL8 termodinamik veri tabanı kullanılarak AlSi10Mg alaşımının termodinamik analizi sonucunda, Şekil 3.2'de verilen % kütle Si'ye bağlı faz diyagramı hesaplanmıştır. Yaklaşık %10 Si içeren alaşımda ergiyik alüminyumdan ilk olarak α-Al oluşmaktadır. Al-Si ikili sisteminde yaklaşık olarak 577°C'de ötektik reaksiyon çizgisi Al-Si-Mg alaşımlarında bir alana dönüşmektedir. Dolayısıyla ötektik reaksiyon alanında ergiyik alüminyum alaşımı α-Al ve ötektik Si'a dönüşmektedir. Ötektik reaksiyon alanından sonra yapı tamamen katı fazlardan oluşmaktadır. Katılaşma sonrası katı fazın sıcaklığı azalırken yapı içerisinde Mg ve Si'un 2:1 stokiyometrik oranında Mg_2Si çökeltileri oluşmaktadır.

4. Al-Si-Mg ALAŞIMLARININ ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Alüminyum alaşımları döküm, plastik şekillendirme (haddeleme, dövme ve ekstrüzyon vb.) ve toz metalurjik gibi çeşitli yöntemler ile üretilebilmektedir. Alaşım elementlerinin ilavesi ile birlikte alüminyum alaşımlarının üretim prosesleri ve proses parametreleri değişiklik göstermektedir. Alüminyuma göre Si'un spesifik yoğunluğu 0.85 iken Mg'un ise yaklaşık 0.5 civarındadır. Dolayısıyla Al alaşımlarına ilave edilen Si ve Mg elementleri ile alaşımın yoğunluğunu düşürebilmektedir (Arıckiasamy ve diğ., 2011; Rodríguez-González ve diğ., 2020; Zolotorevsky ve diğ., 2007). Böylece Al-Si-Mg alaşımlarının dökülebilirliğini de artırmaktadır. Ayrıca alüminyum alaşımlarında Si ve Mg alaşım elementlerinin beraber ilave edilmesi ile ısıl işlem sonucunda 1:2 oranındaki intermetaliklerin oluşumu ile mukavemet artışı sağlanır.

Endüstriyel olarak alüminyum alaşımları en yaygın olarak döküm yöntemi ile üretilmektedir (Zolotorevsky ve diğ., 2007). Döküm yöntemleri kendi içerisinde kullanılan kalıba göre ikiye ayrılmaktadır. Bu ayrım kalıcı kalıp ve harcanan kalıplardır. Harcanan kalıp yöntemlerine; kum kalıba döküm, vakum kalıplama döküm, alçı kalıba döküm, hassas döküm örnek verilebilir. Kalıcı kalıp yöntemleri de kendi içerisinde dört ana gruba ayrılmaktadır. Bunlar; basınçlı döküm, kokil kalıba döküm, santrifüj döküm, sıkıştırmalı dökümdür (Gu ve diğ., 2019; Jiang ve diğ., 2013; Li ve diğ., 2020; Ridgeway ve diğ., 2020).

Döküm prosesi genel olarak üretilen parçanın teknik resmi ve modelinin oluşturulması, kalıplama işlemi, ergitme ve katılaşma, temizlik ve nihai işlemler olmak üzere ayrılmaktadır. Öncelikle üretilmesi istenen parçanın teknik resmi çıkartılır (Zolotorevsky ve diğ., 2007). Teknik resme göre üretilecek parçanın modeli çekme payları da hesaba katılacak şekilde ahşap, mum, metalden hazırlanır. Malzemenin üretiminde seçilecek döküm yöntemine göre kalıplaması yapılmaktadır. Kalıplama işleminde genellikle oluşturulan modelin negatif bir durumunda kalıp boşluğu oluşturulmaktadır (Wang ve diğ., 2019). Oluşturulan kalıp boşluğuna ergitilen sıvı metal iletilerek katılaşma gerçekleşmektedir. Katılaşmanın bitmesinden sonra çeşitli temizlik ve nihai işlemler yapılarak nihai ürün elde edilir (Vargel, 2020). Genellikle alüminyum döküm ile üretilen malzemeler düşük mukavemetlerinden

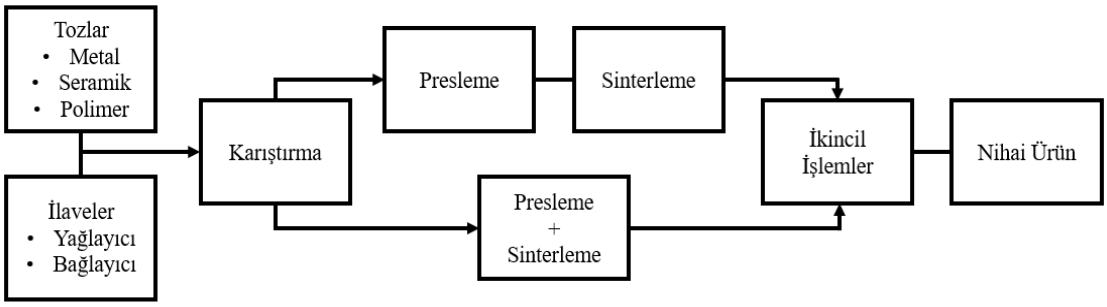
dolayı plastik şekillendirme ve ısıl işleme tabi tutularak kullanılmaktadır (Pham ve Rasmussen, 2019; Zhao ve diğ., 2021).

Alüminyum alaşımları düşük mukavemet değerlerinden dolayı çoğu kullanım alanına gelmeden önce plastik şekillendirme işlemine tabi tutularak şekillendirilmektedir (Aryshenskii ve diğ., 2019). Sahip oldukları Yüzey Merkezli Kübik (YMK) sayesinde alüminyum alaşımları çok kolay deforme olarak şekil değiştirebilmektedirler. Deformasyon işlemi ile birlikte malzemelerde dislokasyon yoğunluğunun artması ile mukavemet değerleri de artmaktadır (Benedyk, 2010). Alüminyum alaşımlarında plastik şekil değiştirme yöntemlerine; haddeleme, dövme, ekstrüzyon gibi yöntemler örnek olarak verilmektedir. Haddeleme ve dövme yöntemlerinde genellikle malzemelere basma kuvveti ile şekil değiştirmesi sağlanmaktadır (Tarnovskii ve diğ., 2013). Şekil değiştirme işlemlerinde artan dislokasyon yoğunluğu ile birlikte aslında malzemenin mukavemeti de arttığından dolayı plastik şekillendirme prosesleri sırasında ara tavlama işlemleri ile malzemelerde yumuşatma işlemleri veya sıcak şekillendirme prosesleri uygulanmaktadır (Lu ve diğ., 2020).

Alüminyum alaşımlarında mukavemet artırmanın bir diğer yolu da döküm sırasında malzemelerin hızlı katılaşmasını sağlamaktır. Hızlı katılaşma proseslerine yüksek basınçlı döküm, alçak basınçlı döküm, kokil döküm veya toz metalurjik atomizasyon işlemleri örnek gösterilebilir. Atomizasyon alaşımın kimyasal kompozisyonuna göre homojen bir sıvı faz elde edildikten sonra bir dış etki ile sıvının parçalama işlemi olarak tanımlanabilmektedir. Çeşitli atomizasyon yöntemleri mevcuttur. Bunlara en yaygın kullanılan ve yüksek kalitede küresel toz üretimini sağlayan gaz atomizasyonu örnek olarak verilebilir. Gaz atomizasyonunda yüksek basınçlı gazların kullanımı ile küresel tozlar elde edilir. Hızlı katılaşma sonucunda partiküllerde bulunan ikincil dendrit kollarının azalması ile malzemenin mekanik özellikleri artmaktadır (Yamanoğlu ve diğ., 2021).

Toz Metalurjisi (TM/PM) ile üretim sırasındaki proses adımları Şekil 4.1'deki gibi verilmiştir. Çeşitli üretim yöntemleri ile elde edilen tozlar, farklı bileşenler (yağlayıcı, bağlayıcı, farklı alaşım tozları) ile homojen bir bütün oluşturacak şekilde karıştırma işlemine tabi tutulur. Homojen olarak karıştırılmış toz karışımı iki yolla üretimi gerçekleştirilebilir.

Bunlardan ilkinde homojen karışım, bir kalıp içerisine aktarılarak presleme ile şekillendirilir daha sonra sinterlenir. Bir diğer yol ise basınç ve sıcaklığı aynı anda uygulayarak prosesi tamamlamaktır. Sinterleme işlemi ile belli bir sıcaklık ve sürede difüzyon gerçekleşerek partiküller arasında metalurjik bağ oluşturulmaktadır. Daha sonra ikincil yüzey işlemleri ile bitmiş nihai ürün elde edilir.



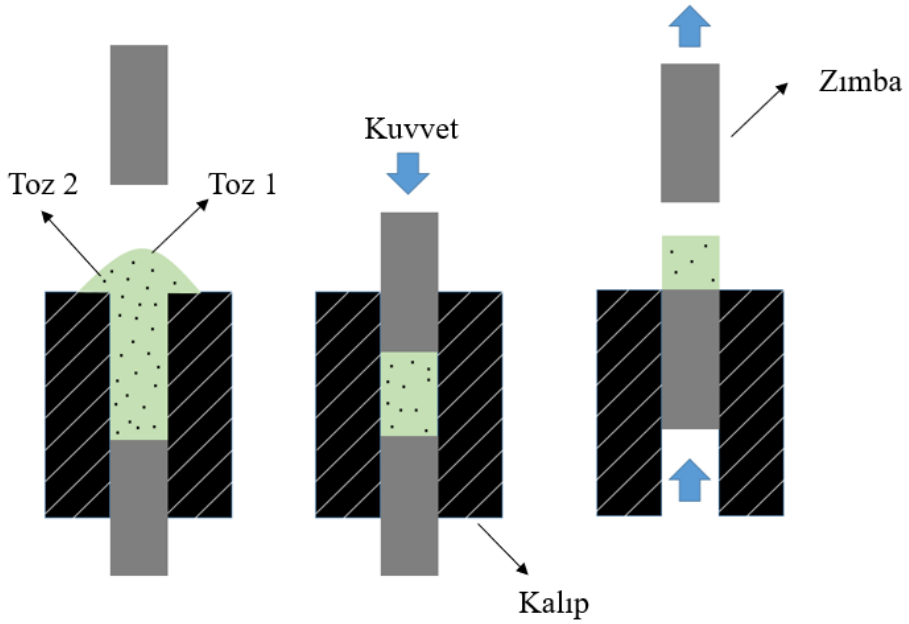
Şekil 4.1.Toz metalurjisi proses adımları

Toz metalurjisi proseslerinde nihai malzemeye ulaşmanın iki yolu bulunmaktadır. Bu iki yöntemden birincisinde, toz partikülleri soğuk bir şekilde preslenerek ön şekillendirmesi sağlanır ve ardından sinterleme işlemi yapılır. İkincisinde ise presleme ve sinterleme işlemleri toz partiküllerine aynı anda uygulanır. Bu yöntemde basınç ve sıcaklık aynı anda uygulandığından, bu işleme basınç destekli sinterleme işlemi denir. Basınç destekli sinterleme proseslerine örnek olarak Sıcak Pres (SP) yöntemi verilebilir. SP ile üretilen malzemelerde nihai yoğunluk geleneksel toz metalurjik yöntemler ile üretilen malzemelerden daha yüksektir (Yamanoğlu ve diğ., 2011; Yamanoğlu ve diğ., 2012; Yamanoğlu ve diğ., 2013).

Sinterleme teknikleri arasında en basit ve kolay olanı SP yöntemidir. Şekil 4.2'de SP yönteminin işlem adımları gösterilmektedir. Bu yöntemde genellikle yüksek ısıl iletkenliğinden dolayı grafit bir kalıp kullanılır. Grafit kalıp içerisine yerleştirilen toz karışımı alt ve üst zımbalar yardımıyla fırın ortamında yüksek sıcaklıkta preslenir. SP yönteminde sinterleme için en yaygın kullanılan yöntem direnç esaslı ısıtmadır. Üretilen akım alt ve üst zımbalar yardımıyla bir devre oluşturmaktadır. Oluşan akıma kalıp ve toz partikülleri bir

direnç gösterdiğinden dolayı sıcaklık artışına neden olur. Bu sıcaklık artışı ile sinterleme meydana gelmektedir.

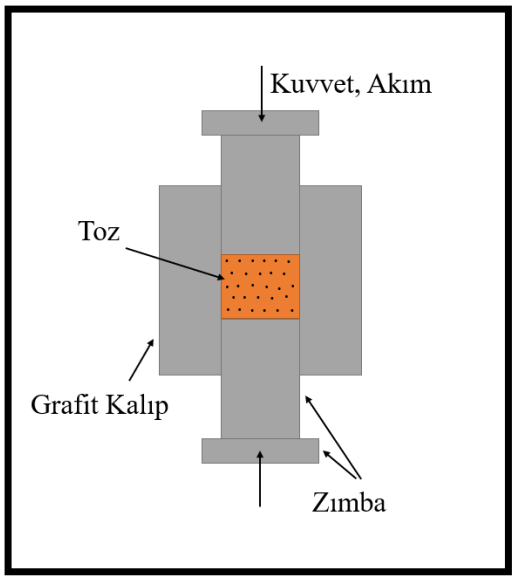
SP yöntemini geleneksel toz metalurjik yöntemler ile kıyaslandığı zaman çok kısa süre ve sıcaklıkta yüksek yoğunluk elde edilmektedir. Ayrıca bu yöntem, çeşitli intermetalik fazların oluşmasının kontrolü bakımından da avantajlıdır. SP yönteminde yüksek üretim maliyetlerinden tasarruf sağlanmaktadır. Toz metalurjik yöntemlerde son zamanlarda gelişen bir teknoloji de eklemeli imalat yöntemidir. Eklemeli imalat yöntemi ile geleneksel toz metalurjik ve SP yöntemi ile üretilemeyen karmaşık şekildeki geometrilerin üretimine imkan tanımaktadır (Yamanoğlu, 2015; Yamanoğlu, 2019).



Şekil 4.2. Sıcak pres yöntemi proses adımları

SP yönteminde, sıcaklık ve basınç eş zamanda uygulanarak malzeme üretimi gerçekleşmektedir. Sinterleme işleminin gerçekleşmesinde kalıp ve toz partikülleri üzerinden elektrik akımı geçirilmektedir. Bu süreçte anot-katot devre oluşturarak her malzemenin sahip olduğu özdirenç ile ısı artışı sağlanmaktadır. Grafit kalıp ile tozlar arasında yağlayıcılık sağlaması için karbon kağıt ile sarım yapılmaktadır. Yüksek sıcaklıkta sinterleme proseslerinde grafit kalıba tozların yapışmasını engellemek için genellikle hekzagonal

bornitrür ile kalıp iç yüzeyi kaplanmaktadır. Karbon kağıt ile kaplanan grafit kalıp, içerisine gerekli toz (metal, seramik, polimer vb.) ile doldurularak kalıp hazırlığı tamamlanmaktadır. Hazırlanan grafit kalıp sıcak pres cihazına yerleştirilerek pres içerisinde kalıp sabitlenmesi yapılmaktadır. Sinterleme sırasında genellikle sinterleme atmosferi vakuma alınmaktadır. Cihazın bütün ayarları yapıldıktan sonra soğutma suyu devreye alınarak sinterleme prosesi başlatılmaktadır. SP cihazının şematik görüntüsü Şekil 4.3'te verilmiştir.



Şekil 4.3. Sıcak pres cihazının şematik gösterimi

5. EKLEMELİ İMALAT YÖNTEMLERİ

Malzeme üretim yöntemlerini genellikle üç ana başlık altında toplayabiliriz. Bunlar döküm-dövme, tornalama-frezeleme ve eklemeli imalattır. Eklemeli imalat yöntemi ilk iki yönteme nazaran daha yeni bir yöntemdir. Eklemeli imalat teknolojisi, ASTM F2792-10 standardında: 'Tornalama-frezeleme yöntemleri gibi eksiltmeli üretim teknolojilerinin tersine, bu işlem katman katman malzeme üretimi' olarak tanımlanmaktadır (Cozmei ve Caloian, 2012; Delikanlı ve diğ., 2005; Herderick, 2011). Genel olarak günümüzde eklemeli imalat teknolojisine katmanlı üretim, hızlı imalat, hızlı prototipleme, 3 boyutlu yazma, anlık imalat, CAD imalat gibi birçok isimle ifade edilmektedir (Özer, 2020).

Eklemeli imalat ile ilgili 1950'lili yıllarda çok fazla araştırma ve çalışma yapılmasına rağmen, 1987 yılında SL (StereoLitografi) olarak bilinen plastik işleme tekniğinin ticarileşmesi ile ilk süreçler başlamıştır. 1990'lı yıllar da eklemeli imalat üretim teknolojisinin dönüm noktası olmuştur (Yılmaz ve diğ., 2013).

Eklemeli imalat üretim teknolojisinin tasarımda sağladığı serbestlik, kompleks parçaların bütün olarak üretimi, hızlı ve zamanında üretim ve otomasyona uygun olması gibi avantajları ile kullanım alanı hızla artmaktadır. Geleneksel üretim yöntemlerinde elde edilen mekanik özelliklere eşdeğer ve üstünde mekanik özellikler elde edilmesiyle birlikte, metalik malzemelerin eklemeli imalat teknolojisi daha hızlı bir şekilde gelişmektedir (Öztan ve Coverstone, 2021, Zhu ve diğ., 2020).

Eklemeli imalat üretim sürecini aşağıdaki gibi özetleyebiliriz (Zhang ve Jung, 2018):

- Modelin oluşturulması: parça üretiminin ilk aşaması bilgisayar ortamında çizim yazılımlarında CAD verileri kullanılarak parçanın 3 boyutlu çiziminin oluşturulmasıdır.
- Modelin STL formatına dönüştürülmesi: bilgisayar ortamında oluşturulan CAD verileri STL formatına dönüştürülmelidir. STL terimi eklemeli imalat STereoLithograhy'den türetilmiştir. STL kısaca oluşturulan CAD modelinin geometrik durumunun açıklanmasıdır.

- Katmanlara ayırma: STL formatına dönüştürülen veri daha sonra bir yazılım yardımıyla ince katmanlara ayrılır. CAD modelini katmanlara ayıran yazılım, G kodu dosyası oluşturmaktadır.
- Baskı ile üretim: parçanın üretilmeden önce baskı çözünürlüğü ayarlanmalıdır çünkü baskı çözünürlüğü her bir tabaka için kalınlık olarak düşünülebilir. Baskı çözünürlüğü parçanın üretim yöntemine göre değişkenlik gösterebilir.
- Baskı sonrası ikincil işlemler: baskı ile üretilen parçalar varsa destek yapılarından ayrılarak metalografik işlemler yapılır.

Eklemeli imalat yöntemleri malzeme ve enerji gibi durumlar göz önüne alındığı zaman geleneksel üretim yöntemlerine üstünlük sağlamaktadır (Yalçın ve Ergene, 2017). Geleneksel üretim yöntemi için gerekli olan büyük depolama ve üretim alanları, pahalı ve karmaşık kalıplar, uzun ve karışık tedarik gibi birçok sistem eklemeli imalat üretim yöntemleri için gerekli değildir. Eklemeli imalat yöntemlerinde serbest ve esnek tasarım gibi imkanlar ile ön plana çıkmaktadır (Turhan ve Özsoy, 2016).

Geleneksel üretim yöntemleri ile prototip üretimi ve test edilmesi genellikle pahalı ve zaman alıcıdır. Fakat eklemeli imalat ile prototip üretiminde ekonomiklik sağlanmaktadır. Eklemeli imalat yöntemi ile elde edilen üç boyutlu modelleme çeşitli endüstriyel alanlarda üretim ve tasarım zamanın azalması ile ürünün pazara daha hızlı çıkması gibi geniş fırsatlar sağlamaktadır (Giovagnoli ve diğ., 2020; Karaarslan, 2015; Zhang ve diğ., 2021). Zamandan tasarruf sağlamak üretim maliyetlerini doğrudan etkileyen bir faktördür. Eklemeli imalat prosesinin seçilmesi, genellikle süreci geleneksel üretim proseslerinden daha rekabetçi hale getirmektedir (Romanova ve diğ., 2021).

Fakat eklemeli imalat üretim yöntemi nihai ürün üretimi yerine genellikle prototip (deneme üretimi/ilk üretim) üretme amacıyla seçilmektedir (Chen ve diğ., 2021). Bu seçimin; seri üretime göre yavaş olması, değişen kalite ve standartlar gibi birçok nedeni bulunmaktadır. Eklemeli imalat yönteminin diğer avantaj ve dezavantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir (Zhai ve diğ., 2020).

Avantajları (Dutta ve Froes, 2016; Froes ve Boyer, 2019; Gebhardt ve Hötter, 2016; Zhang ve Jung, 2018):

- Karmaşık geometriye sahip ve üretimi zor olan malzemeleri kolay ve daha düşük üretim maliyetleri ile üretilebilmesine olanak sağlar.
- Üretimde kullanılan makinelerin kullanımı genellikle kolay ve basittir.
- Talep üzerine ve az sayıda üretim için ekonomiktir.
- Maliyetli alet ve kalıplara, işleme aletlerine ihtiyaç duymamaktadır.
- Hafif parça tasarımı konusunda ağırlık azaltma işlemleri gibi karmaşık yapıların üretimine imkan sağlar.
- Çok farklı bileşen ile çalışan karmaşık sistemlerdeki birden çok üretim aşaması gerektiren durumlarda tek seferde üretim avantajı sağlamaktadır.
- Fonksiyonel malzeme üretimi gerçekleştirir.
- Üretim sırasında atık/hurda miktarını en aza indirir. Hammadde kullanımının daha verimli olmasını sağlar.
- Çoklu üretim süreçlerini, maliyetleri ve zamanı azaltır.

Dezavantajları (Bandyopadhyay ve Bose, 2019; Gebhardt ve Hötter, 2016; Zhang ve Jung, 2018):

- Isıl işlem, yüzey parlatma, bilyalı dövme gibi ikincil proseslere gereksinimi vardır.
- Çok sayıdaki üretim miktarlarında ekonomik olmadığından seri üretime uygun değildir.
- Geleneksel üretim yöntemlerine göre daha yavaştır.
- Üretimi olacak parçaların boyutları genellikle makinenin üretim platformu ebatlarından büyük olmaması gerektiğinden boyutsal kısıtlamalar mevcuttur.
- Metal tozu maliyeti ve üretim hızının yavaş olması, yüksek üretim maliyetlerine neden olmaktadır.
- İlk yatırım (makine, toz, sarf malzemeler vb.) yüksek maliyet gerektirir.
- Aynı makinede birden fazla malzeme üretimi sınırlıdır.
- Üretim proseslerine bağlı olarak aynı malzeme özellikleri elde edilemeyebilir.

5.1. Eklemeli İmalat Üretim Yöntemleri

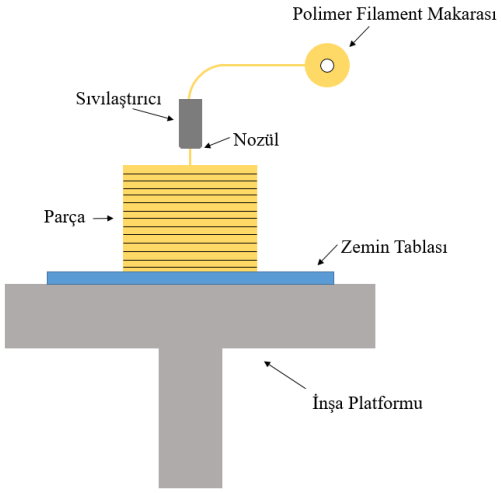
Eklemeli imalat yönteminde bir malzeme katman katman işlenerek üretilmektedir. Bu üretim yönteminde de çeşitli prosesler mevcuttur. En sık karşılaştığımız yöntemleri aşağıdaki gibi gruplandırabiliriz (Özsoy ve Duman, 2017).

- Ergiyik Yığarak Modelleme (Fused Deposition Modelling / FDM)
- Seçici Lazer Sinterleme (Selective Laser Sintering / SLS)
- Stereolitografi (SLA)

FDM yöntemi diğer yöntemlere göre daha ucuz olduğundan masaüstü yazıcılarda kullanılmaktadır. Bu üretim teknolojisi, günümüzde en çok satılan teknolojilerden biridir. Şekil 5.1'de FDM yönteminin şematik görüntüsü verilmiştir. Proses yöntemi, bilgisayar destekli tasarım ile elde edilmiş modeli oluşturmak için nozulden geçen bir plastik tel (filament) malzemesinin katman katman birikmesine dayanmaktadır (Pavan ve diğ., 2020; Shanmugam ve diğ., 2020). Çok çeşitli hammadde kullanımı, düşük maliyet, seri üretime uygunluğu, malzemelerin çevreye zararsız olması ve geri dönüşebilir olması bu üretim yönteminin en büyük avantajlarındandır. FDM yönteminde en yaygın kullanılan hammaddeler ise PLA (Poli laktik asit) ve ABS (Akrilonitril bütadien stiren) örnek verilebilir (Prabhu ve Devaraju, 2020; Solomon ve diğ., 2020).

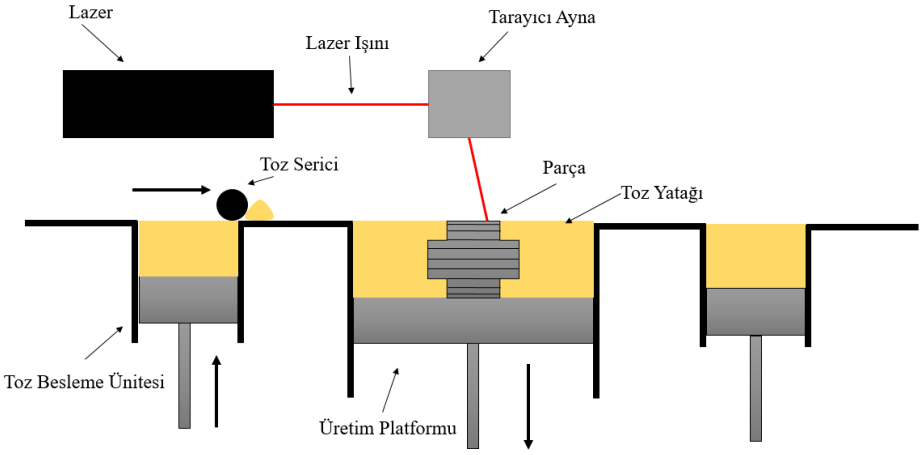
SLS yöntemi Şekil 5.2'de şematik görüntüsü verildiği gibi parça oluşturmak için tabaka tabaka ince tozların serildiği ve bir lazer yardımı ile yüksek enerjiyle birlikte tozların sinterlendiği eklemeli imalat yöntemidir (Olakanmi ve diğ., 2015). Yüksek akış özelliği olan tozlar, üretim alanında homojen ve tamamını kapatacak şekilde düzleştirici bir silindir yardımı ile serilmektedir. Odak lazer ışını kullanılarak ve ışını toz katmanına yönlendirerek parça enine olarak taranmaktadır (Wolf ve diğ., 2020). Bu şekilde malzemenin bir katmanı üretilmektedir. Her katman üretildikten sonra, silindir yardımıyla yeni toz katmanı serilir ve parçanın tüm katmanları üretilene kadar bu işlem tekrarlanır. SLS yönteminde kullanılan tozların bağlanması dört temel mekanizma ile gerçekleşmektedir. Bu mekanizmalara: katı faz sinterleme, kimyasal indükleme, sıvı faz sinterleme ve kısmi ergime örnek olarak verilebilir (Liu ve diğ., 2014; Polmear, 1995; Sing ve diğ., 2015). Ti-6Al-4V, AlSi10Mg,

Maraging Çelikleri, Nikel esaslı alaşımlar gibi metal tozlarının üretiminin yanı sıra poliamid gibi polimer esaslı tozlar kullanılarak da üretim yapılmaktadır (Bandyopadhyay ve Bose, 2019; Jing ve diğ., 2020).



Şekil 5.1 FDM yönteminin şematik gösterimi

SLA yönteminde oda sıcaklığında bulunan fotopolimer (akışkan) reçinenin ultraviyole lazer ışını yardımıyla kürleşmesi mantığına dayanmaktadır. SLA yöntemi diğer eklemeli imalat yöntemlerine göre en hızlı olanıdır. Bundan dolayı fonksiyonel parçalar bu üretim yöntemi ile çok hızlı üretilebilmektedir. Üretim maliyetleri diğer üretim yöntemlerine göre çok düşüktür (Quan ve diğ., 2020).



Şekil 5.2. SLS yönteminin şematik görüntüsü

5.1.1. Metal Eklemeli İmalat Yöntemleri

Metal eklemeli imalat teknolojisi toz yataklı, toz beslemeli ve tel beslemeli olarak üç farklı yöntemde sınıflandırılmıştır. Bu üretim yöntemlerine ait ticari markalar, proses yöntemi ve kullandığı enerji kaynakları Tablo 5.1'de verilmiştir.

Toz Yataklı Sistemler:

Lazer tarama bileşenleri, toz iletim bileşenleri, serici ve piston olmak üzere toz yataklı sistemler dört ana sistemden oluşmaktadır. Tozun bulunduğu platform piston sistemi yardımıyla her katman üretiminden sonra yukarı yönde hareket etmektedir. Lazer ile üretimin yapıldığı üretim platformu ise tozun serilmesi ile birlikte katman kalınlığı kadar piston yardımı ile aşağı yönde hareket eder (Grasso ve Colosimo, 2017; Vock ve diğ., 2019). Üretimde kullanılacak tozlar bir serici yardımıyla tozların bulunduğu platform üzerinden üretimin gerçekleşeceği platform üzerine serilerek dağıtılır. Serilme işlemi bittikten sonra lazer ışını enerjisi ile tarayıcı sistem yardımıyla tozlar seçici olarak birleştirme işlemine tabi tutulur. Tozların birleştirme işlemi bitince yeni bir katman üretimi için üretim platformundaki piston sistemi katman kalınlığı kadar aşağı inerken tozların bulunduğu platformdaki piston sistemi yukarı yönde hareket ederek bu işlem üretim bitene kadar tekrarlanır. Üretimin tamamlandığı durumda, üretim platformu piston sistemi yukarı yönde hareket ederek parçayı açığa çıkarır. Parça etrafında bulunan fazla tozlar bir fırça yardımı ile temizlenir. Üretim sonrası tozlar belli sınıflandırma bakımından elenerek bir kısmı tekrar kullanılabilir (Aversa ve diğ., 2019; Bhavar ve diğ., 2017; Malekipour ve El-Mounayri, 2018; Mani ve diğ., 2017; Zitelli ve diğ., 2019).

Seçici Lazer Ergitme (Selective Laser Melting / SLM); küresel ve küçük boyutlu tozların kullanılması ile üç boyutlu metal malzemeler üretmek için dijital ortamda oluşturulan, üç boyutlu bilgi işlem verileri ve enerji kaynağı olarak lazer ışını kullanan eklemeli imalat üretim yöntemidir (Shirazi ve diğ., 2015; Yap ve diğ., 2015; Zeng ve Stucker, 2012). Metal malzemeler için toz yataklı sistemlerde en önemli eklemeli imalat yöntemi SLM'dir. Malzeme ve geometri bakımından esnek bir şekilde üç boyutlu malzeme üretimine olanak sağlamaktadır. SLM yönteminde üretim sürecindeki en önemli bileşenlerden biri de destek

yapılarının olmasıdır. Destek yapıları genellikle üretim sırasında açığa çıkan ısıyı hızlı bir şekilde yaymayı ve üretilen parçanın üretim sırasında geometri kontrolünü sağlamak amacıyla kullanılır. SLM teknolojisinin bir örneği şekilde gösterilmiştir (Gu, 2015; Sun ve diğ., 2013).

Tablo 5.1. Metal eklemeli imalat teknolojisinin üretim yöntemleri, ticari markaları, proses yöntemleri ve kullandıkları enerji kaynakları bilgileri (Malekipour ve El-Mounayri, 2018)

Yöntem	Ticari Marka	Proses Yöntemi	Enerji Kaynağı
Toz Kaynaklı	ARCAM	Elektron Işını Ergitme	Elektron Işını
	EOS	Doğrudan Metal Sinterleme	Yb – Fiber Lazer
	Consept Laser Cusing	Seçici Lazer Ergitme	Fiber Lazer
	MTT	Seçici Lazer Ergitme	Fiber Lazer
	Phoenix System	Seçici Lazer Ergitme	Fiber Lazer
	Renishaw	Seçici Lazer Ergitme	Lazer
	Realizer	Seçici Lazer Ergitme	Lazer
	Matsuura	Seçici Lazer Ergitme	Fiber Lazer
Toz Beslemeli	Optomec (LENS)	Lazer Toz Şekillendirme	Fiber Lazer
	POM DMD	Doğrudan Metal Biriktirme	Disk Lazer
	Accufusion Lazer	Lazer Kesme	Nd – YAG Lazer
	Consolidaition	Lazer Biriktirme	Lazer Kaplama
	Trumpf	Lazer Biriktirme	CO_2 Kaplama
Tel Beslemeli	Sciaky	Elektron Işını Biriktirme	Kaynak
	MER Plasma Transferred Arc	Plazma Ark Kaynağı ile Serbest Formda Üretim	350 A dc güçte Plazma Ark Kaynağı

SLM yönteminin en önemli avantajlarından bazıları, karmaşık geometride ve hücresel yapı gibi hafifleştirilmiş parçaların üretimine imkan sağlamasıdır (Sing ve diğ., 2016). Hücresel

yapıda üretilen parçalar, yüksek mukavemet/ağırlık oranı, yüksek termal ve vibro akustik yalıtım sunarlar. Dolayısıyla havacılık ve tıp sektörü gibi değerli endüstriyel alanlarda kullanım alanını artırmaktadır. SLM yöntemi ile farklı sektörler için üretilmiş parçaların görselleri şekilde gösterilmiştir (Yap ve diğ., 2015; Zhang ve diğ., 2019).

Toz Beslemeli Sistemler:

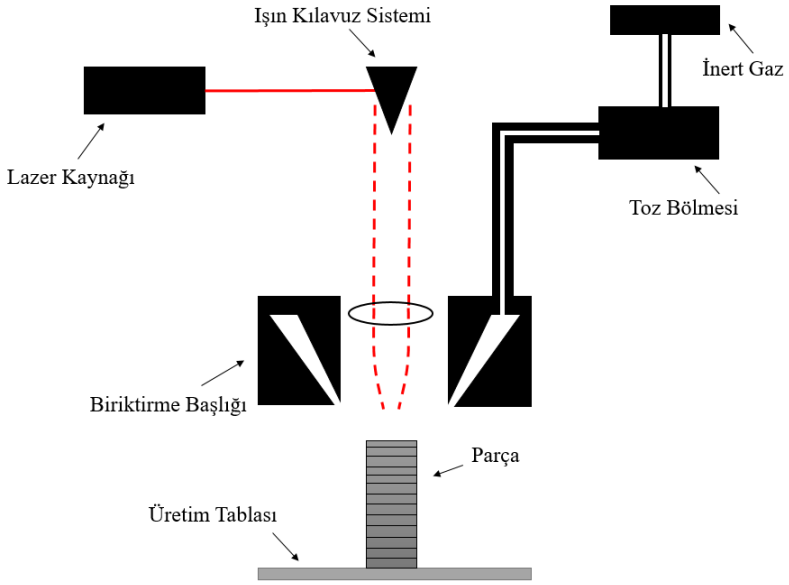
Toz beslemeli sistemler, toz yataklı sistemlere göre daha büyük ölçekte malzeme üretimine olanak sağlamaktadır. Bu sistemlerin çalışma prosesinde metal toz partikülleri bir nozul yardımıyla üretilecek parçanın yüzeyine taşınmaktadır. Daha sonra toz partikülleri birleştirilmesi için enerji kaynağı olarak lazer ışını kullanılmaktadır. Bu işlem nihai malzeme üretilene kadar tekrar etmektedir (Karakılınç ve diğ., 2019; Körner, 2016). Toz beslemeli sistemlerin temelinde: biriktirme nozulu hareketli olup üretilecek malzeme sabit olan ve üretilecek malzeme hareketli, biriktirme nozulu sabit olmak üzere iki farklı yöntem bulunmaktadır. Toz beslemeli sistemlerin en büyük avantajları ise; büyük parça üretim hacmi ile yıpranmış ve/veya hasar görmüş parçaların yenilenebilmesidir (Gong ve diğ., 2012; Negi ve diğ., 2019).

Paslanmaz çelikler, takım çelikleri, maraging çelikleri, alüminyum alaşımları, nikel alaşımları, titanyum alaşımlarının tozlarından toz beslemeli sistemler ile malzeme üretimi söz konusudur. Lazer ışını enerji kaynağı ile doğrudan metal biriktirme ile net şekillendirme sistemi Şekil 5.3'de gösterilmiştir. Doğrudan metal biriktirme teknolojisi ile üretim prosesi açık atmosferde yapılabilmektedir. Lazer ışını ve tozların malzeme üzerinde birleştiği odak noktasının inert gaz atmosferi ile korunması yeterlidir. Sistemde inert gazın kullanılmasının iki temel nedeni vardır: Bunlar malzeme yüzeyine metal tozlarının gönderilmesi ve işlem sırasında oksidasyondan korunarak tozların daha uygun bir şekilde birleşmesini sağlamaktır (Karakılınç ve diğ., 2019).

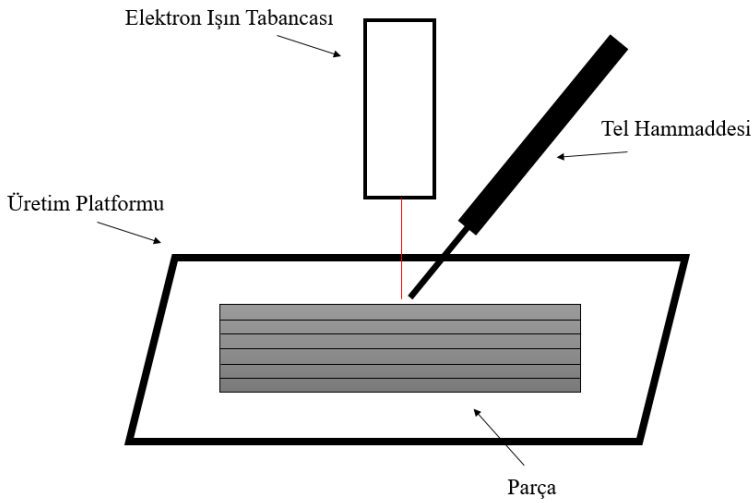
Tel Beslemeli Sistemler:

Tel beslemeli sistemlerde toz hammaddesi yerine tel kullanılmaktadır. Bu gruptaki üretim yöntemlerinin en önemli özelliği Elektron Işını Serbest Form (EISF) üretim tekniği ile

çalışmasıdır. 20 yüzyılda (1999) Lockheed Martin tarafından geliştirilen bu sistem 2002 yılında piyasada yer bulmuştur (Cunningham ve diğ., 2018; Ding ve diğ., 2015). Titanyum alaşımları, alüminyum alaşımları, yüksek mukavemetli çelikler, nikel esaslı alaşımlar, metal matrisli kompozit malzemeler bu üretim sistemi ile üretilebilmektedir. Tel beslemeli üretim prosesine bir örnek Şekil 5.4'de verilmiştir (Derekar, 2018; Wu ve diğ., 2018).



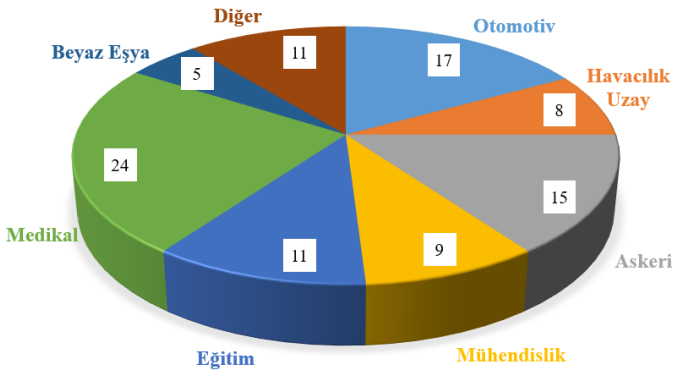
Şekil 5.3. Toz besleme sistemlerin şematik görüntüsü



Şekil 5.4. Toz besleme sistemlerin şematik görüntüsü

5.2. Eklemeli İmalatın Kullanım Alanları

Eklemeli imalat üretim yöntemlerinin sahip olduğu üstünlükler, kullandığı hammaddeler ve sürekli gelişen bir teknoloji olması durumundan birçok farklı alanda kullanılmaktadır. Kalıp tasarımı, araştırma ve geliştirme (Ar-Ge), ürün geliştirme (Ür-Ge), karmaşık parça üretimi ve prototip üretimi gibi mühendislik uygulamalarında; kişiye özel implant, protez, cerrahi kılavuz üretimi gibi tıp alanında; karmaşık geometriye sahip takı ve kuyumculuk alanında; hafif, dayanıklı ve yüksek mekanik özellikler gerektiren uzay ve havacılık alanında kullanılmaktadır. Eklemeli imalat teknolojisinin kullanıldığı sektörler ve kullanım alanları Şekil 5.5'teki gibi verilmiştir (Çelik ve diğ., 2013; Frazier, 2014; Wong ve Hernandez, 2012; Yılmaz, 2015).



Şekil 5.5. Eklemeli imalat teknolojisinin kullanım alanları

5.3. Eklemeli İmalat Sektöründe Kullanılan Metal Tozları

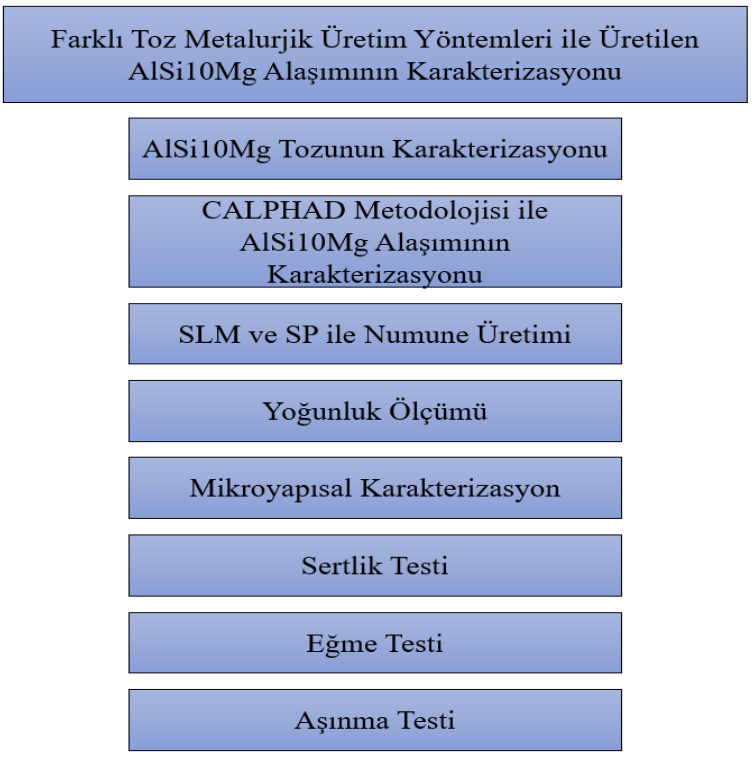
Eklemeli imalat sektöründe kullanılan birçok farklı metal tozları bulunmaktadır. Sektörde en çok kullanılan tozlar ise paslanmaz çelik, alüminyum alaşımları, nikel esaslı alaşımlar, kobalt-krom alaşımlar ve titanyum alaşımlarıdır. Tablo 5.2'de en çok kullanılan alaşım grupları verilmiştir. Kullanılan metal tozları genellikle gaz atomizasyon yöntemi ile üretilmiştir. Üretilen tozlar genellikle küresel morfolojiye sahip ve 15-50 µm aralığındadır. Toz boyutları, eklemeli imalat ile üretilen parçaların katman kalınlığını etkilemektedir. Dolayısıyla üretilen parçanın şeklini, yüzey kalitesini ve malzeme özelliklerini belirlemektedir.

Tablo 5.2. Eklemeli imalat sektöründe kullanılan alaşım grupları ve alaşım çeşitleri (Cunningham ve diğ., 2018; Dai ve Gu, 2014; Gu ve diğ., 2012; Jia ve Gu, 2014; Mani, 2017; Öztan ve Coverstone, 2021)

Malzeme Grubu	Alaşım
Alüminyum Alaşımları	Al-10Si-Mg
	Al-7Si-Mg
	Al-12Si
Kobalt Alaşımları	ASTM F75
	ASTM F78
Takım Çelikleri	AISI 420
	Maraging 300
	H13
Nikel Esaslı Alaşımlar	Inconel 718
	Inconel 625
	Inconel 713
Paslanmaz Çelikler	304
	316L
	15-5 PH
	17-4 PH
Titanyum Alaşımları	Grade 2
	Ti-6Al-4V
	Ti-6Al-7Nb

6. MALZEME VE YÖNTEM

Bu tez kapsamında, AlSi10Mg alaşım tozları iki farklı toz metalurjik yöntemle yoğunlaştırılmıştır. Üretim yöntemi olarak eklemeli imalat teknikleri içinde metalik malzemelerin üretiminde en sık kullanılan Seçici Lazer Ergitme (SLM) ve toz metalurjisinde geleneksel yöntemlere göre daha yüksek performanslı ürün elde etmek için tercih edilen basınç destekli bir süreç içeren sıcak pres (SP) kullanılmıştır. İki farklı toz metalurjik yönteme ait üretim süreçleri ve sonrasında elde edilen numunelerin mikroyapısal ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Bu doğrultuda tez kapsamının içeriğini gösteren akış şeması Şekil 6.1'de gösterilmiştir.



Şekil 6.1. Tez kapsamında takip edilen sürecin şematik gösterimi

Belirlenen her iki üretim yönteminin de başlangıç hammaddesi tozdur. Bundan dolayı üretimde kullanılacak tozların taramalı elektron mikroskobu ile karakterizasyonu sağlanarak elementel analizi ve tozların morfolojileri belirlenmiştir. SEM ile kimyasal kompozisyonu belirlenen AlSi10Mg ön alaşımlı tozlarının CALPHAD metodolojisi ile termodinamik

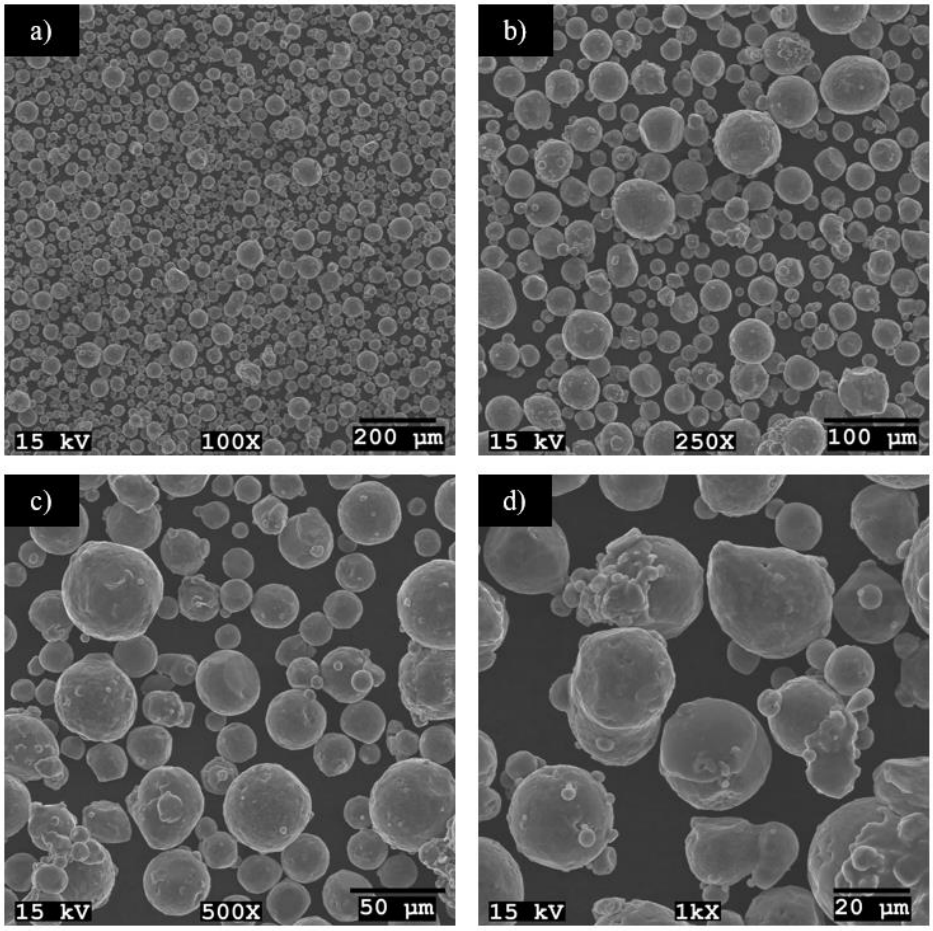
karakterizasyonu yapılarak oluşan fazlar ve bu fazların oluşum sıcaklıkları hesaplanmıştır. SLM üretim yöntemi için optimal proses parametreleri ALUTEAM (Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi, İstanbul) tarafından belirlenmiştir. SP ile numune üretiminden önce CALPHAD metodolojisi ile fazlar belirlenmiş ve bu fazların kritik dönüşüm sıcaklıklarına göre katı faz sinterleme sıcaklığı tanımlanmıştır. Toz metalurjisi ile üretilen numunelerde üretim işleminin başarılı olup olmadığının ilk tayini yoğunluk ölçümüyle kontrol edilmektedir. Bundan dolayı SLM ve SP ile üretilen numunelerin yoğunlukları Arşimet prensibi ile ölçülmüştür. Yoğunluk ölçümünden sonra numunelerin kesitleri alınarak mikroyapısal karakterizasyon gerçekleştirilmiştir. Nihai olarak iki farklı yöntemle üretilen numunelerin mekanik özellikleri sertlik, eğme ve aşınma testleri yapılarak incelenmiştir.

6.1. AlSi10Mg Tozlarının Karakterizasyonu

Bu tez kapsamında, gaz atomizasyonu ile üretilen ön alaşımlı AlSi10Mg tozu kullanılmıştır. AlSi10Mg tozu ALUTEAM'den temin edilmiştir. Ön alaşımlı tozların SEM görüntüleri Şekil 6.2'de verilmiştir. AlSi10Mg alaşım tozlarının boyutları 10-45 μm olarak belirlenmiştir. Üretim yöntemine bağlı olarak kullanılan tozlar büyük ölçüde küresel morfolojiye sahip olmakla birlikte SEM görüntülerinden de görüldüğü gibi küreselden uzak yuvarlak hatlı tozlar ile partiküller üzerinde splet oluşumları da dikkati çekmektedir. Tozlarda ayrıca uydu oluşumları da gözükmektedir. AlSi10Mg ön alaşımlı tozunun kimyasal bileşimi (% ağ.) Tablo 6.1'de verilmiştir. Alüminyum ve alaşımlarının kimyasal kompozisyon ve mekanik özelliklerini içeren referans standart olarak DIN EN 1706 standardı kullanılmaktadır. Kullanılan tozların kimyasal bileşiminin DIN EN 1706 (EN AC – 43000 / ASTM E3061) standardına uygun olduğu tespit edilmiştir.

Tablo 6.1. Ön alaşımlı AlSi10Mg tozunun kimyasal kompozisyonu

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni
% ağ.	9-11	0.55	0.05	0.45	0.2-0.45	0.05
Element	Zn	Pb	Sn	Ti	Diğer	Al
% ağ.	0.1	0.05	0.05	0.05	0.05	Kalan



Şekil 6.2. Tez kapsamında kullanılan ön alaşımlı AlSi10Mg tozunun farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri, a) 100X, b) 250X, c) 500X ve d) 1000X

6.2. CALPHAD Metodolojisi ile AlSi10Mg Alaşımının Termodinamik Karakterizasyonu

Tez kapsamında kullanılan ön alaşımlı AlSi10Mg tozunun kimyasal kompozisyonu Enerji Dağılımlı Spektrometre (Energy Dispersive Spectrometry /EDS) ile belirlenmiştir. Elde edilen kimyasal kompozisyona göre CALPHAD metodolojisine dayanan Thermo-Calc yazılımı ile termodinamik hesaplamalar yapılmıştır. Thermo-Calc yazılımında 2021b versiyonu TCAL8 termodinamik veri tabanı kullanılmıştır. AlSi10Mg alaşımının sıcaklığa bağlı faz fraksiyonu, kritik dönüşüm sıcaklıkları, fazların hacimsel dağılımı, belirlenen sinterleme sıcaklıklarında silisyum ve magnezyum oranlarının değişmesine bağlı olarak fazların analizleri yapılmıştır.

6.3. AlSi10Mg Tozlarının Seçici Lazer Ergitme Yöntemi ile Üretilmesi

Ön alaşımlı AlSi10Mg tozları, 20 mm çapında 4 mm yüksekliğinde olacak şekilde bilgisayar ortamında katı cisim modelleme yazılımlarından olan CATIA ile tasarlanmıştır. Tasarlanan katı model verisi üç boyutlu yazıcı arayüzeyine aktarımı için stereolithography (stl) formatına dönüştürülmüştür. Numuneler Şekil 6.3'te verilen EOS M 290 eklemeli imalat makinası kullanılarak SLM yönetimi ile üretilmiştir. Üretimde kullanılan proses parametreleri: lazer gücü 370 Watt, lazerin tarama hızı 1300 mm/s, lazer tarama mesafesi 190 µm, serilen tozların katman kalınlığı 30 µm, toz yatağı sıcaklığı 35°C olarak belirlenmiştir.

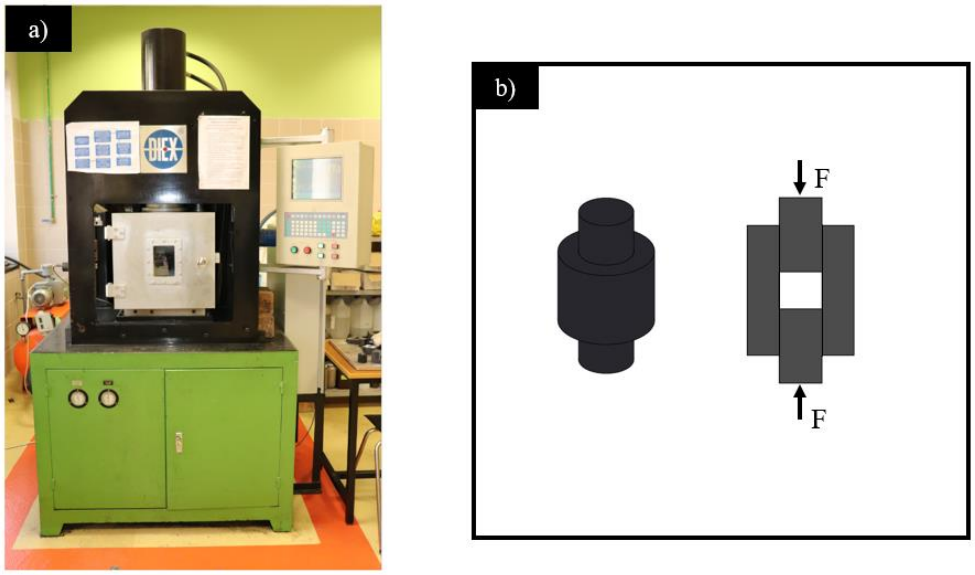


Şekil 6.3. Tez kapsamında kullanılan EOS M 290 marka eklemeli imalat makinası (EOS Info, b.t)

6.4. AlSi10Mg Tozlarının Sıcak Pres Yönetimi ile Üretimi

AlSi10Mg ön alaşımlı tozları Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Toz Metalurjisi Laboratuvarı'ndan bulunan ve Şekil 6.4a'da gösterilen DIEX VS-50 marka sıcak pres ile sinterlenmiştir. Üretim adımları olarak kalıp hazırlığı, toz hazırlığı, hazırlanan tozların kalıbı doldurması, grafit kalıbın sıcak pres cihazına yerleştirilmesi, proses parametrelerinin cihaza girilmesi, haznenin vakuma alınması ve sinterleme işlemi olarak gerçekleşmektedir. Grafit kalıbın şematik görüntüsü Şekil 6.4b'de verilmiştir. Numune üretimi için ilk olarak kalıp hazırlığı yapılır. Sıcak pres yöntemi ile numune üretimi sırasında

numunenin kalıba yapışmaması amacıyla grafit kağıt kullanılır. Grafit kağıt numuneyi tamamen izole edilecek şekilde kalıp içerisine yerleştirilmiştir. Nihai numune ölçüleri 20 mm çapında 4 mm yüksekliğinde olacak şekilde toz miktarı belirlenerek toz hazırlığı yapılıp, hazırlanan tozlar kalıba doldurulmuştur. Böylece grafit kalıp hazırlığı biterek sinterleme işlemi için cihaz hazırlığı ve proses parametrelerinin cihaza tanımlaması aşamasına geçilmiştir. Sinterleme işlemi için uygun sinterleme sıcaklığının seçiminde Thermo-Calc yazılımı ile yapılan termodinamik analizler sonucunda 530 ve 565°C olmak üzere 2 farklı sıcaklık belirlenmiştir. Belirlenen sinterleme sıcaklıklarına göre 30 MPa basınç altında 10°C/dak ısıtma ve soğutma hızı ile 15 dakika sinterleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Sinterleme sırasında kullanılan vakum değeri 10^{-4} mbar'dır.



Şekil 6.4. a) Tez kapsamında kullanılan DIEX VS-50 marka sıcak pres cihazı b) Grafit kalıbın şematik görüntüsü

6.5. Numune Hazırlama

Toz metalurjik üretilen numuneler zımparalama ve parlatma işlemleri ile mikroyapısal ve mekanik özelliklerin belirlenmesi için hazırlanmıştır. Zımparalama işleminde 600, 1000 ve 2000 gridlik SiC zımpara kağıtları kullanılmıştır. Parlatma işleminde 9, 6, 3 ve 1 μm'lik elmas pasta ile numune hazırlıkları tamamlanmıştır. Zımparalama ve parlatma işlemleri TURKYUS marka cihaz kullanılarak yapılmıştır. Mikroyapısal incelemeler için parlatılan

numune yüzeyleri Kroll solüsyonu (2 mL HF, 6 mL HNO_3 ve 92 mL H_2O) ile 2-5 saniye arasında dağlanmıştır.

6.6. Yoğunluk Ölçümü

Üretilen numunelerin yoğunlukları AND marka GR-200 model hassas terazi kullanılarak Arşimet prensibine göre hesaplanmıştır. Şekil 6.5'te hassas teraziye ait görüntü verilmiştir. Arşimet prensibinde kullanılan Denklem 6.1'de verilmiştir (Bai, Perevoshchikova, Sha, & Wu, 2019):

$$\text{Cismin Yoğunluğu} = \frac{\text{Cismin Havadaki Ağırlığı x Sıvının Yoğunluğu}}{\text{Cismin Havadaki Ağırlığı} - \text{Cismin Sıvıdaki Ağırlığı}} \quad (6.1)$$



Şekil 6.5. Tez kapsamında kullanılan AND GR-200 marka hassas terazi

6.7. Sertlik Testi

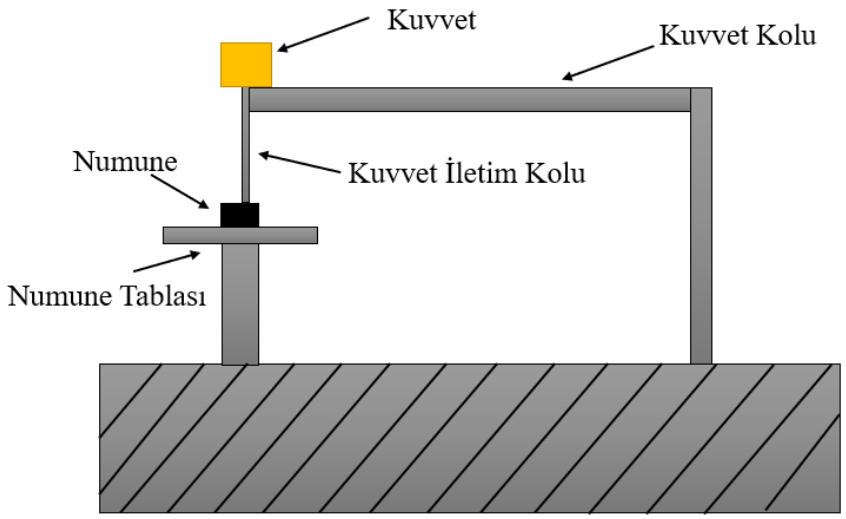
Numunelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi için sertlik testi uygulanmıştır. Sertlik testleri, Şekil 6.6'da verilen Future Tech marka Vickers sertlik ölçüm cihazında 0.5 kgf yük altında 20 saniye sürede gerçekleştirilmiştir. Numunelerin beş farklı bölgesinde yapılan sertlik ölçümlerinin sonunda ortalama değer alınarak değerlendirme yapılmıştır.



Şekil 6.6. Tez kapsamında kullanılan Future Tech marka sertlik cihazı

6.8. Aşınma Testi

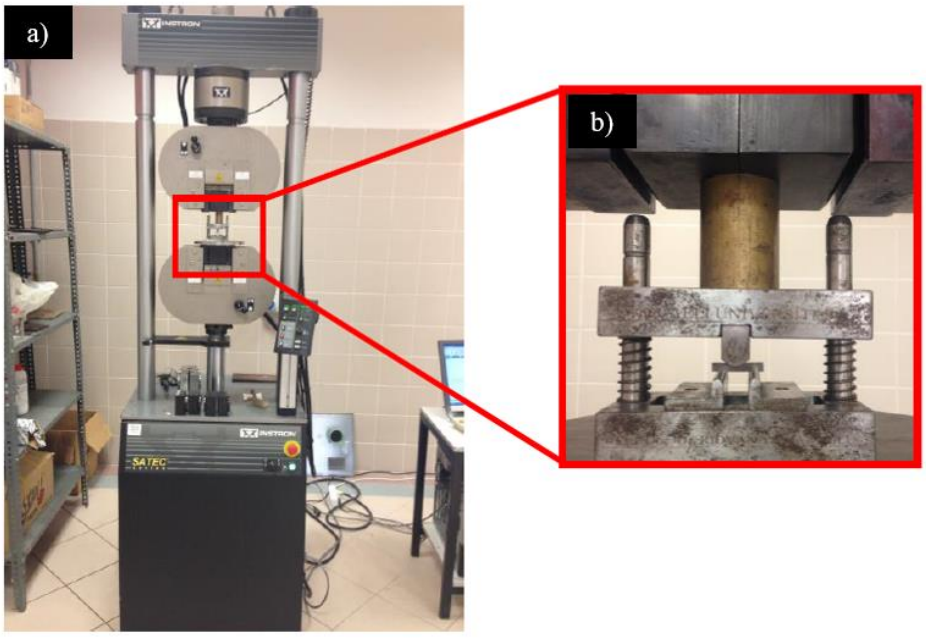
Toz metalurjik yöntemler ile üretilen AlSi10Mg alaşımının tribolojik özelliklerini belirlemek için kuru sürtünme aşınma testi uygulanmıştır. Alüminyum alaşımları içerisinde yüksek dökülebilirlik, düşük yoğunluk gibi üstün özelliklerinden dolayı AlSi10Mg alaşımı otomotiv endüstrisinde motor ve motor parçalarında yaygın olarak kullanılmaktadır (Barooah ve diğ., 2021; Naik ve Padal, 2019). Motor ve motor parçalarının çalışma ortamına göre yakıtın yanması ve karşıt bir malzeme ile teması söz konusudur. Yanma sıcaklıkları genellikle 180-200°C'lere kadar çıkmaktadır (Summer ve diğ., 2020). Bundan dolayı AlSi10Mg toz metalurjik numunelerine 25 ve 200°C'de 5 ve 10 N yük altında kuru sürtünme aşınma testi uygulanmıştır. Motor parçaları genellikle rulman çeliğinden üretilmektedir. Bundan dolayı aşınma testinde karşıt malzeme olarak 100Cr6 çelik bilya kullanılmıştır. Kuru sürtünme aşınma testi 100 m mesafe ve 150 rpm devir sayısında TURKYUS POD&HT&WT marka aşınma test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.7'de aşınma test cihazının şematik görüntüsü verilmiştir. Kuru sürtünme aşınma testi ASTM G99-17 standardına göre yapılmıştır.



Şekil 6.7. Aşınma testinin şematik gösterimi

6.9. Eğme Testi

AlSi10Mg toz metalurjik numunelere Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarları'nda bulunan INSTRON marka çekme cihazı kullanılarak eğme testi uygulanmıştır. Eğme testinde çenenin ilerleme hızı 0.5 mm/dak olarak belirlenmiştir. Test için Şekil 6.8'de verilen cihaz kullanılmıştır.



Şekil 6.8. Tez kapsamında kullanılan INSTRON marka çekme cihazı

6.10. Mikroyapısal Karakterizasyon

AlSi10Mg numunelerin mikroyapısal incelemelerinde Şekil 6.9'da verilen Olympus BX41M-LED marka optik mikroskop ve Şekil 6.10'da verilen JEOL JSM-6060 marka SEM cihazı kullanılmıştır.



Şekil 6.9. Tez kapsamında kullanılan Olympus BX41M-LED marka ışık mikroskobu



Şekil 6.10. Tez kapsamında kullanılan JEOL JSM-6060 marka taramalı elektron mikroskobu

7. BULGULAR VE TARTIŞMA

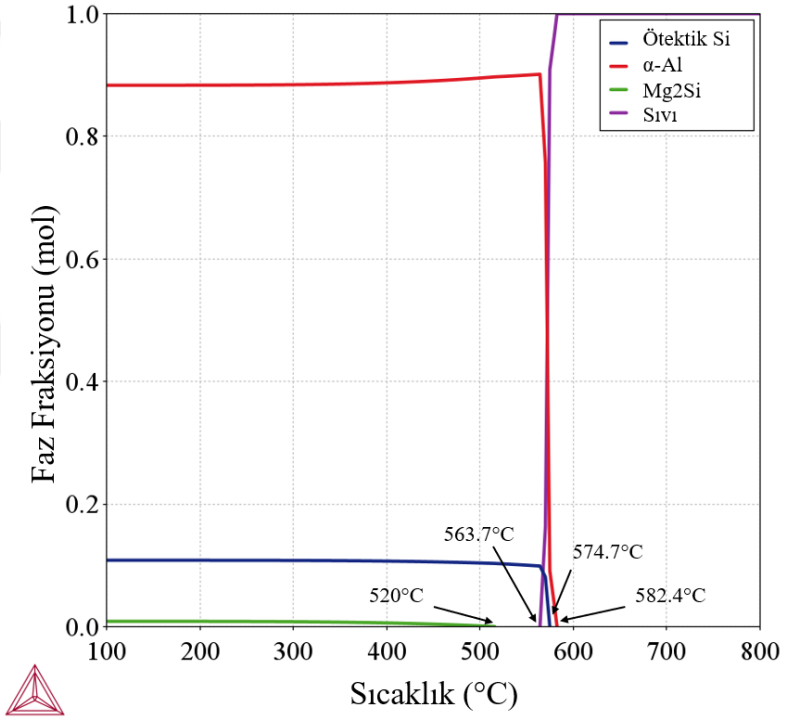
Bu tez kapsamında Al-Si alaşımları içerisinde en yaygın kullanılan AlSi10Mg alaşımı seçilmiştir. AlSi1Mg alaşımı SLM ve SP olmak üzere iki farklı toz metalurjik yöntem ile üretilmiştir. SLM üretim yönteminde ALUTEAM'in belirlediği optimum proses parametreleri tercih edilirken, SP yönteminde ilk olarak CAPHAD metodolojisi ile termodinamik karakterizasyon yapılmıştır. Yapılan termodinamik karakterizasyon sonrasında oluşan fazlar ve kritik dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiştir. Belirlenen kritik dönüşüm sıcaklıkları doğrultusunda katı faz sinterleme için optimum sinterleme sıcaklığı tayin edilmiştir. İki farklı toz metalurjik yöntem ile üretilen AlSi10Mg numunelerinin ilk olarak Arşimet prensibi ile yoğunlukları ölçülmüştür. Yoğunluk ölçümünden sonra hazırlanan numunelerin OM ve SEM cihazları kullanılarak mikroyapısal incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Üretilen numunelerin mekanik özelliklerinin incelenmesi için sertlik, eğme ve aşınma testleri yapılmıştır.

7.1. CALPHAD Metodolojisi ile AlSi10Mg Alaşımının Termodinamik Karakterizasyonu

AlSi10Mg alaşımının EDS ile kimyasal analizi belirlenmiştir. Yapılan EDS analizine göre alaşım % 11.51 Si ve % 0.51 Mg içermektedir. Bu doğrultuda AlSi10Mg alaşımının kimyasal kompozisyonuna göre Thermo-Calc yazılımı 2021b versiyonu TCAL8 veri tabanında termodinamik analizler yapılmıştır. Termodinamik analizler sonucunda faz analizleri ve miktarları, kritik dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiştir. Belirlenen kritik dönüşüm sıcaklıklarına göre optimum katı faz sinterleme sıcaklığı Thermo-Calc yazılımı ile tayin edilmiştir.

Yapılan termodinamik analize göre sıcaklığa bağlı faz fraksiyonu diyagramı Şekil 7.1'de verilmiştir. Hesaplamalar sonucunda AlSi10Mg alaşımı 582.4°C'de %100 sıvı faza dönüşmektedir. Al-Si ikili denge diyagramı incelendiğinde yaklaşık olarak kütlece %12 Si'dan daha az silisyuma sahip alaşımlar hipoötektik Al-Si alaşımları olarak adlandırılır. Hipoötektik Al-Si alaşımlarında katılaşma ile ilk olarak primer α-Al oluşur. Sıcaklık 582.4°C'nin altına indiği zaman yapıda ilk olarak α-Al fazı katılaşmaya başlamaktadır. Al-

Si ikili sisteminde sıvı faz, α-Al ve ötektik-Si 577°C ötektik reaksiyon ile dönüşmektedir. AlSi10Mg alaşımında ise bu ötektik reaksiyon bir sıcaklık aralığına yayılmıştır. Sıvı faz 574.7 ile 563.7°C aralığında α-Al ve ötektik-Si'a dönüşmektedir. Alaşım yaklaşık olarak 11°C'lik bir ötektik reaksiyon aralığına sahiptir. Sıcaklığın azalması ile birlikte Si ve Mg arasında 1:2'lik bir stokiyometrik oranla çökelen ve mukavemet artışı için ısıl işlem proseslerinde α-Al matrisinde homojen bir yapı elde edilip daha sonra yapı içerisinde sıcaklık ve süre ile çöktürülen Mg_2Si çökeltisi 520°C'de oluşmaktadır (Akyıldız ve diğ., 2021).

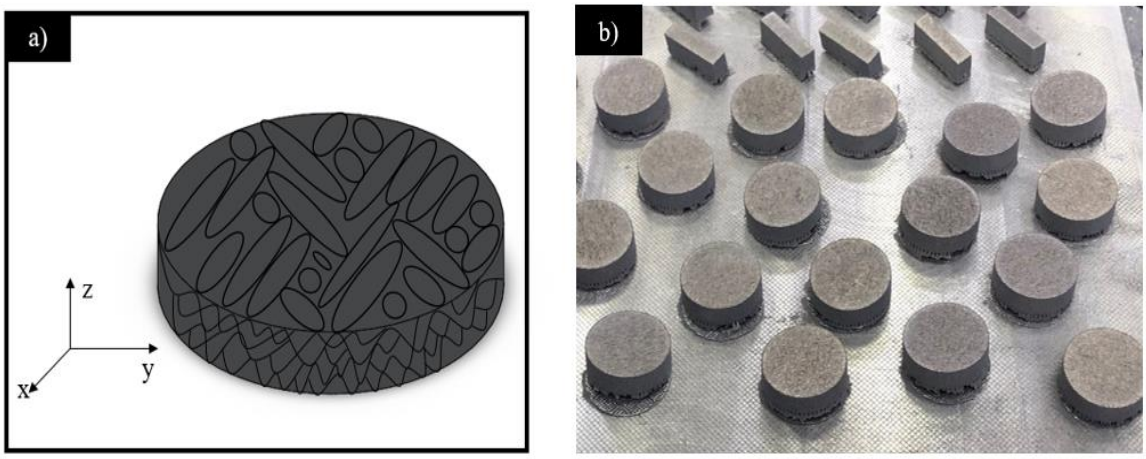


Şekil 7.1. AlSi10Mg alaşımının sıcaklığa bağlı faz fraksiyonu diyagramı

7.2. AlSi10Mg Numunelerinin Üretimi

Deneysel çalışmalarda SLM ve SP yöntemleri ile 4 mm yüksekliğe ve 20 mm çapa sahip silindirik numuneler üretilmiştir. Şekil 7.2a'da SLM yöntemi ile üretilen numunelerin şematik görüntüsü verilmiştir. SLM yönteminde x ve y tarama yönlerinde üretim gerçekleşmiştir. Lazer taramasının sürekli olduğu bölgelerde eliptik şekiller oluşmaktadır. Katmanların oluşumu z ekseni boyunca devam etmektedir. Üretilen numuneye x ve/veya y

eksenine dik olacak şekilde bakıldığında Gauss tipi eğriler görülmektedir. Nihai üretim sonrasında elde edilen SLM numunelerinin görüntüleri Şekil 7.2b'de verilmiştir.



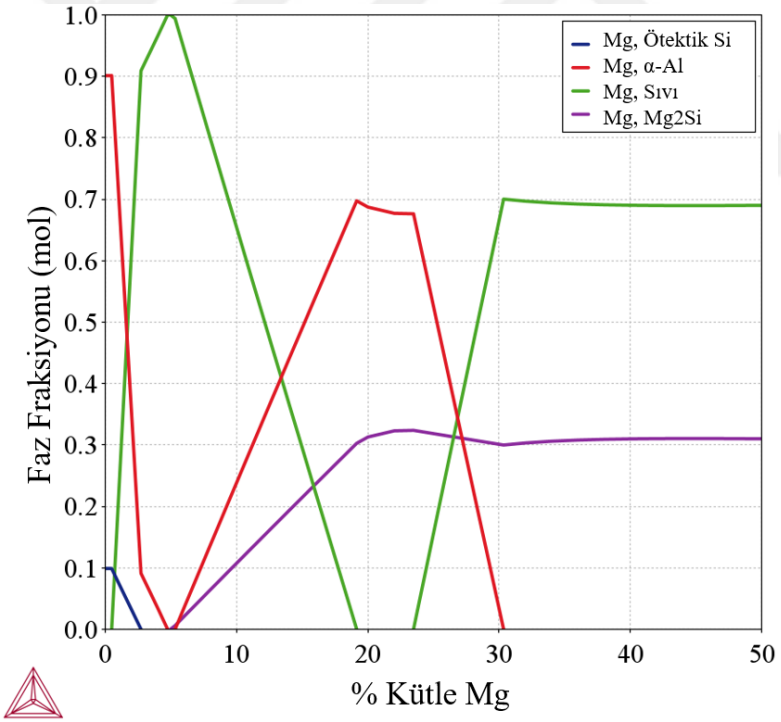
Şekil 7.2. SLM yöntemi ile üretilen numunenin şematik görüntüsü b) SLM yöntemi ile üretilen AlSi10Mg numunelerinin görüntüsü

Basınç destekli sinterleme yöntemlerinde sinterleme sırasında kimyasal bileşimde sıvı fazın oluşması ve/veya oluşan sıvı fazın kalıptan uzaklaşması istenmemektedir. Bu nedenle sinterleme prosesinde optimum bir sıcaklıkta prosesin gerçekleştirilmesi gereklidir. Thermo-Calc yazılımı ile solidüs sıcaklığı 563.7°C olarak hesaplanmıştır. Hesaplamalar sonucunda ilk olarak AlSi10Mg alaşımı 565°C'de 30 MPa altında 10°C/dak ısıtma ve soğutma hızı ile 15 dakika sinterlenmiştir. Sinterleme sırasında kullanılan vakum değeri 10^{-4} mbar'dır.

565°C'de sinterlenen AlSi10Mg alaşım toz partiküllerinin temas noktalarında farklı kimyasal kompozisyonlar oluşabilmektedir. Bölgesel olarak kimyasal kompozisyonun değişmesi ile farklı fazlar oluşabilmektedir. Thermo-Calc yazılımında 565°C'de farklı silisyum ve magnezyum oranlarında faz analizleri yapılmıştır. 565°C'de %11.51 Si ve %0.51 Mg oranında termodinamik hesaplamalar sonucunda alaşımda %1.5 sıvı, %11 ötektik Si ve %87.5 α-Al bulunmaktadır.

%11.51 Si içeren bir sistemde Mg oranının değişmesine bağlı olarak 565°C'de oluşan fazların fraksiyonu Şekil 7.3'te hesaplanmıştır. Al-11.51Si-xMg alaşımına %0.48'e kadar ilave edilen Mg yapı içerisinde α-Al ve ötektik Si fazlarını stabil etmekle birlikte α-Al fazının

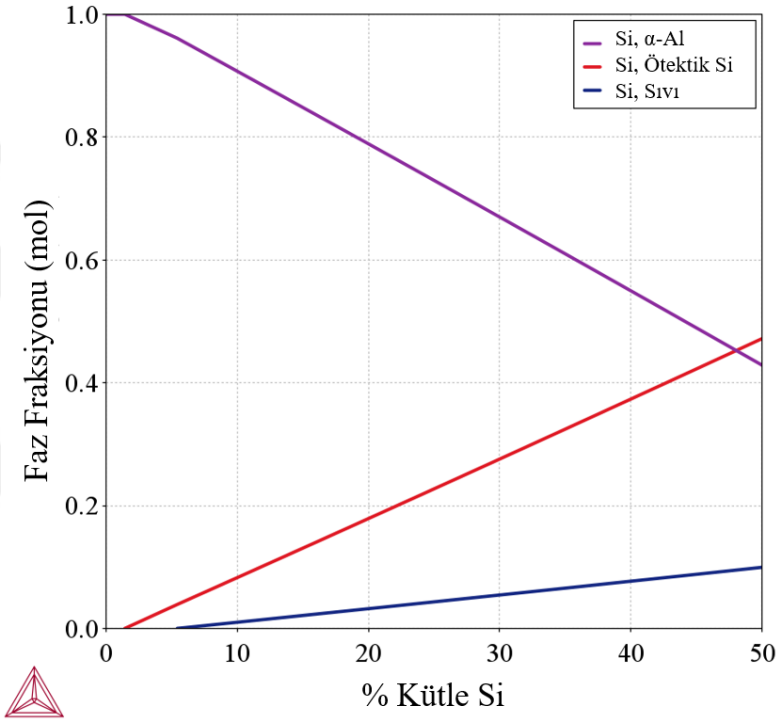
içerisinde çözünmektedir. Ayrıca %0.48 Mg oranından sonra Al-11.51Si-xMg alaşımında α-Al ve ötektik Si fazlarının miktarında azalma meydana gelmektedir. Mg oranının %0.48'in üzerine çıkmasıyla ötektik reaksiyon oluşarak sıvı fazın oluşumu gözlenmektedir. Böylece yapı içerisine ilave edilen Mg ötektik noktayı Al-Si ikili denge diyagramında sola doğru kaydırmaktadır. Al-11.51Si-xMg alaşımında %4.96 Mg ilavesi ile 565°C'de %100 sıvı fazı oluşturmaktadır. %4.96 Mg oranının üstünde azalan sıvı faz ile birlikte Al-11.51Si-xMg alaşımında α-Al ve Mg_2Si çökeltileri görülmeye başlamaktadır. Yaklaşık olarak %19.14 Mg oranına kadar alaşım içerisinde artan Mg ilavesi ile sıvı faz azalmakla birlikte α-Al ve Mg_2Si çökeltilerinin miktarı artmaktadır. %23.48 Mg oranından sonra Al-11.51Si-xMg alaşımında tekrar sıvı fazın oluşumu gözlenmektedir. α-Al fazı yaklaşık olarak %30.34 Mg oranından sonra alaşım içerisinde yerini Mg_2Si çökeltileri ve sıvı faza bırakmaktadır.



Şekil 7.3. 565°C'de Al-11.51Si-xMg alaşımında Mg oranına bağlı olarak faz fraksiyon diyagramı

Al-0.51Mg-xSi alaşımında artan Si oranına bağlı olarak oluşan faz fraksiyon diyagramı Şekil 7.4'te verilmiştir. 565°C'de Al-0.51Mg alaşımı yaklaşık olarak %1.42 Si'yi α-Al fazı

içerisinde çözmektedir. %1.42 Si'den sonra Al-0.51Mg-xSi alaşımında ötektik reaksiyon sonucunda oluşan Si yapısı görülmektedir. Böylece yapı içerisinde ötektik Si fazı artarken, α-Al fazının oranı azalmaktadır. Yaklaşık olarak %5.43 Si'dan sonra Al-0.51Mg-xSi alaşımında sıvılaşma meydana gelmektedir. Bu Si oranından sonra yapı içerisinde ötektik Si ve sıvı fazın oranı artarken, α-Al fazının oranı sürekli azalmaktadır.

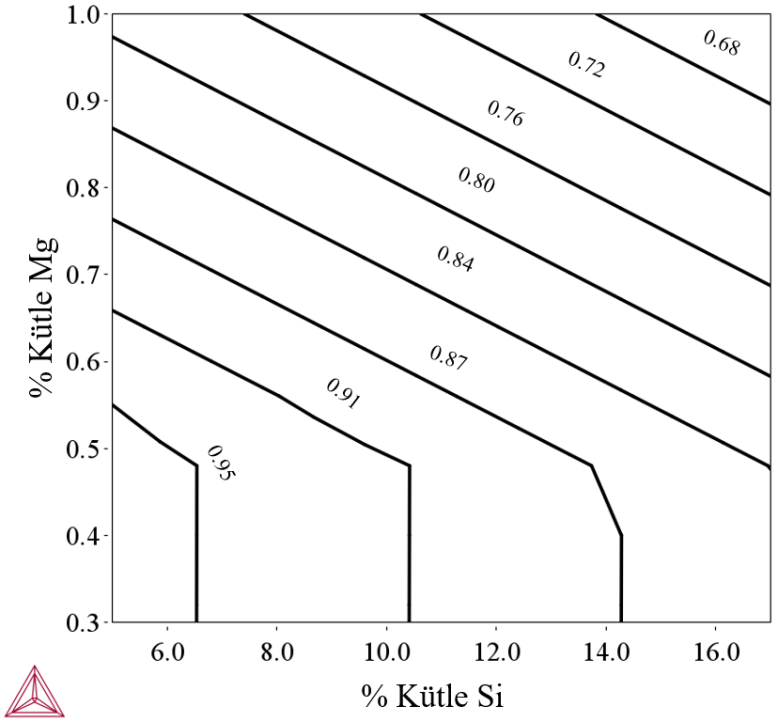


Şekil 7.4. 565°C'de Al-0.51Mg-xSi alaşımında Si oranına bağlı olarak faz fraksiyon diyagramı

Al-11.51Si-0.51Mg ön alaşımlı toz partiküllerinde bölgesel olarak farklı Si ve Mg oranlarının 565°C'de α-Al fazına etkisi Şekil 7.5'te hesaplanmıştır. Mg oranının %0.51 ile sabit olması durumunda artan Si ilavesi ile birlikte α-Al miktarı %96'dan %85 civarına düşmektedir. %11.51 Si oranında artan Mg ilavesi ile birlikte %95 civarında bulunan α-Al fazı %1 Mg ilavesinde %70 civarına kadar düşmektedir. Dolayısıyla Mg ve Si alaşım elementlerinin artması α-Al fazı miktarını azalmaktadır.

565°C'de Al-11.51Si-0.51Mg ön alaşımlı toz partikülünde farklı Si ve Mg oranlarının ötektik Si fazına etkisi Şekil 7.6'da hesaplanmıştır. %11.51 Si içeren alaşımda artan Mg ilavesi

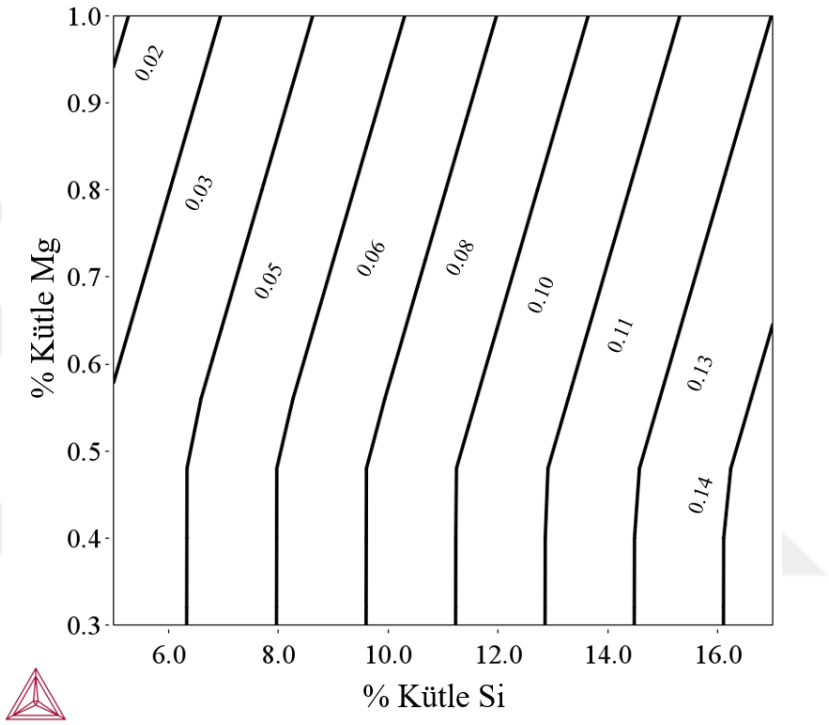
ötektik Si fazının oranını çok fazla değiştirmemektedir. Mg alaşım elementi bu sıcaklıkta sıvı faz ve α-Al fazı içerisinde çözünmektedir. %0.51 Mg oranında Si oranının artması ile birlikte ötektik Si fazının oranında ciddi bir şekilde artış meydana gelmektedir. Böylece Şekil 7.5'te artan Si ve Mg oranı ile azalan α-Al fazına bağlı olarak ötektik Si fazının oranı artmaktadır.



Şekil 7.5. 565°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak α-Al faz fraksiyon diyagramı

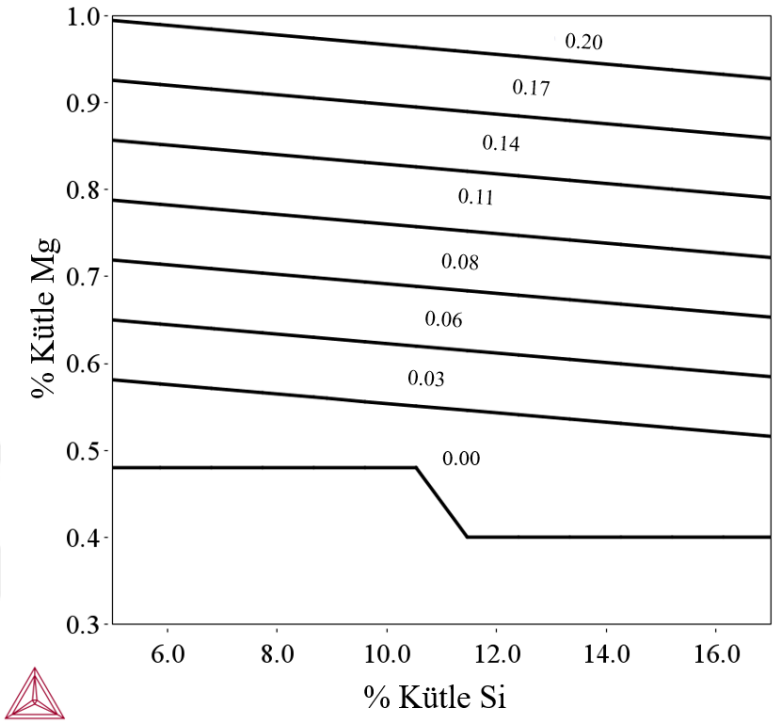
Bölgesel olarak farklı Si ve Mg oranlarının α-Al ve ötektik Si fazları üzerine etkileri Şekil 7.3 ile Şekil 7.6 diyagramları arasında detaylı olarak incelenmiştir. %11.51 Si içeren Al-11.51Si-xMg alaşımında Mg oranının %0.48'den sonra ve %0.51 Mg içeren Al-0.51Mg-xSi alaşımında Si oranının %5.43'den sonra sıvı fazın oluşumu görülmektedir. Bu hesaplamalar Al-11.51Si-0.51Mg alaşımında değişen Si ve Mg oranları, 565°C'de sıvı fazın oluşabileceğini göstermektedir. Şekil 7.7'de 565°C'de Al-xSi-yMg alaşımında değişen Si ve Mg oranlarının sıvı faz fraksiyonuna etkisi analiz edilmiştir. Sabit Mg oranında Si alaşım elementinin artması sıvı faz oluşumunu etkilememektedir. Fakat sabit Si oranında Mg oranının artması ile birlikte Al-xSi-yMg alaşımında sıvı faz oranının %20'lere kadar

çıkabileceği hesaplanmıştır. Thermo-Calc yazılımı ile yapılan hesaplamalar doğrultusunda 565°C'de sinterlenecek önalaşımlı AlSi10Mg alaşımında sıvı faz oluşabileceği öngörülmüştür. Hesaplamaların doğrulanması bakımından 565°C'de AlSi10Mg alaşımı sinterlenmiştir.

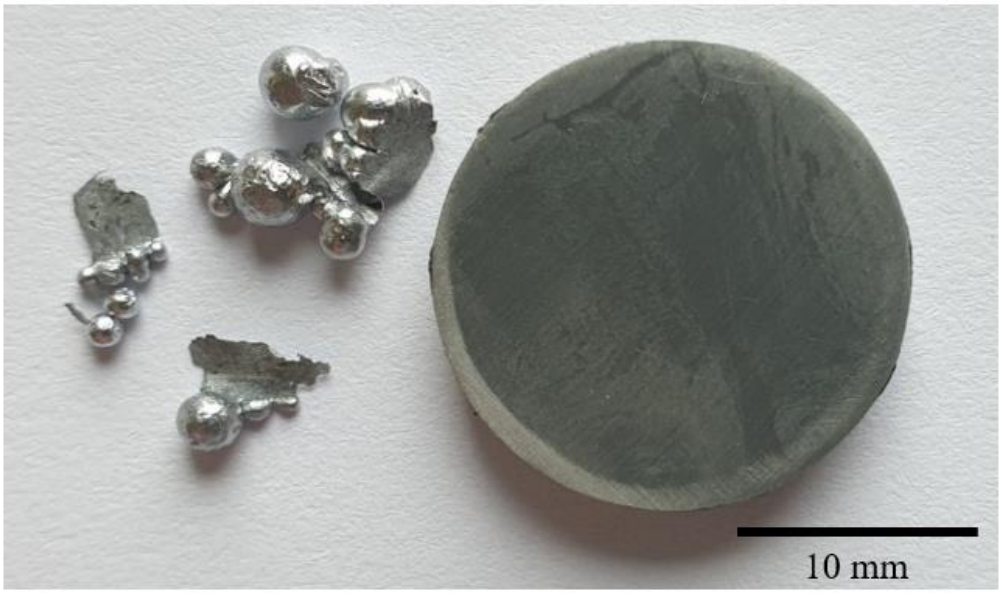


Şekil 7.6. 565°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak ötektik Si faz fraksiyon diyagramı

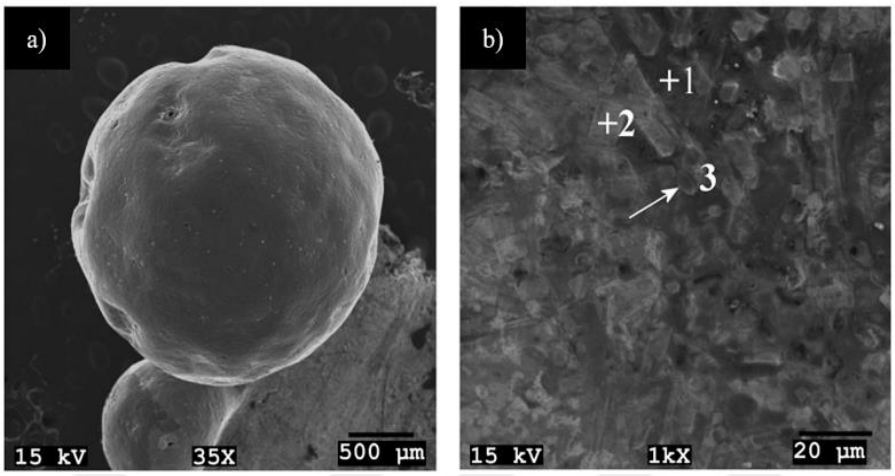
Thermo-Calc yazılımı ile yapılan termodinamik hesaplamalar doğrultusunda 565°C'de sinterlenen AlSi10Mg alaşımında grafit kalıptan sıvı fazın çıktığı görülmüştür. Şekil 7.8'de kalıptan sızan sıvı fazın makro görüntüsü verilmiştir. Bölgesel olarak değişen Mg ve Si oranlarından dolayı kalıptan sızan sıvı fazın yapısı SEM ile incelenmiştir. Şekil 7.9a'da kalıptan sızan sıvı fazın SEM görüntüsü verilmiştir. Kalıptan sızan sıvı fazın kimyasal kompozisyonun belirlenmesi için üç farklı noktadan EDS analizi yapılmıştır (Şekil 7.9b). Farklı bölgelerden alınan EDS sonuçlarına göre 565°C'de sistemin faz fraksiyonu ve miktarı analiz edilmiştir (Tablo 7.1).



Şekil 7.7. 565°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak sıvı faz fraksiyon diyagramı



Şekil 7.8. 565°C'de sinterlenen AlSi10Mg numunesinde kalıptan çıkan sıvı faz ve numune görüntüsü



Şekil 7.9. 565°C'de sinterleme sırasında a) kalıptan çıkan sıvı fazın SEM görüntüsü, b) sıvı fazın EDS analizi için seçilen 3 farklı bölgesi

Tablo 7.1. 565°C'de sinterleme sonucunda oluşan sıvı fazın EDS analizi ve faz fraksiyon dağılımı

EDS Analiz Noktaları	Element	% Kütle	Oluşan Fazlar	% Faz
	Mg	4.24	Sıvı	23
1	Si	4.77	α-Al	72
	Al	Kalan	Mg_2Si	5
	Mg	0.73	Sıvı	37
	Si	16.26	$Al_9Fe_2Si_2$	60
2	Fe	18.47	Ötektik Si	2
	Al	Kalan	α-Al	1
	Mg	1.15	Sıvı	4
3	Si	95.48	Primer Si	94
	Al	Kalan	Mg_2Si	2

565°C'de sinterlenen AlSi10Mg alaşımında grafit kalıptan sızan sıvı fazdan üç farklı noktadan alınan EDS analizi sonucunda sıcaklığa bağlı faz fraksiyon diyagramları Şekil 7.10'da verilmiştir. Bir numaralı EDS analizindeki %4.24 Mg, %4.77 Si içeren alüminyum

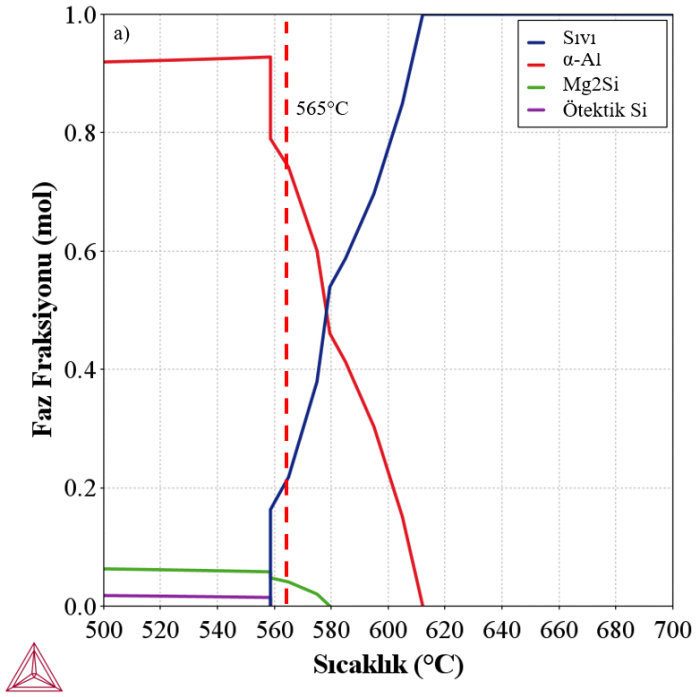
sisteminin sıcaklığa bağlı faz fraksiyon diyagramına göre, 612°C'de α-Al katılaşmaya başlamaktadır (Şekil 7.10a). Sıcaklığın düşmesi ile birlikte yapıda Mg_2Si çökeltisi çökelmektedir. 558°C'de sıvı fazın yapıda bitmesi ile birlikte yapı içerisinde ötektik Si fazı oluşmaya başlamaktadır. Böylece 565°C yapı içerisinde %23 sıvı faz bulunmaktadır.

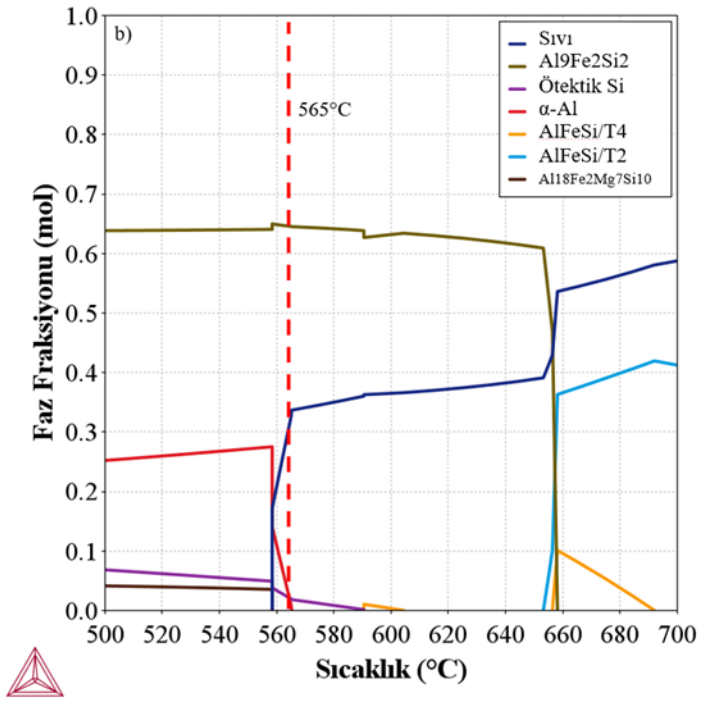
Alaşımın içerisinde maksimum %0.55 Fe içerebileceği DIN EN 1706 standardında belirtilmiştir. Kalıptan sızan sıvıdan alınan iki numaralı EDS analize göre sıcaklığa bağlı faz fraksiyon diyagramı Şekil 7.10b'de hesaplanmıştır. İki numaralı EDS analizine göre %0.73 Mg, %16.26 Si ve %18.47 Fe içeren alüminyum esaslı bir yapıdır. Bu yapı 858°C'de AlSiFe_T2 fazınca katılaşmaya başlamaktadır. İlk oluşan AlFeSi_T2 fazının yapılan termodinamik hesaplamalar sonucunda kristalit sistemi $Al_{0.5}Fe_{0.2}Si_{0.1}(Al,Si)_{0.2}$'dir. Sıcaklığın düşmesi ile birlikte 692°C'de AlSiFe_T2 fazı AlSiFe_T4 fazına dönüşmektedir. Termodinamik hesaplamalar sonucunda AlSiFe_T4 fazının kristalit sistemi $Al_{0.42}Fe_{0.17}Si_{0.25}(Al,Si)_{0.17}$'dir. Sıcaklığın 658°C'ye düşmesi ile birlikte $Al_9Fe_2Si_2$ fazı sıvı fazdan oluşmaya başlamaktadır. Al-Si ikili sistemine göre iki numaralı EDS analizi sonucunda hiper-ötektik bir orana sahip bu alaşımda primer Si parçacıkları 590°C'de oluşmaya başlamaktadır. 565°C'nin altında ise α-Al katılaşmaktadır. Daha düşük sıcaklıklarda $Al_{18}Fe_2Mg_7Si_{10}$ intermetaliği çökelmektedir. Termodinamik hesaplamalar sonucunda 565°C'de %37 sıvı faz bulunmaktadır.

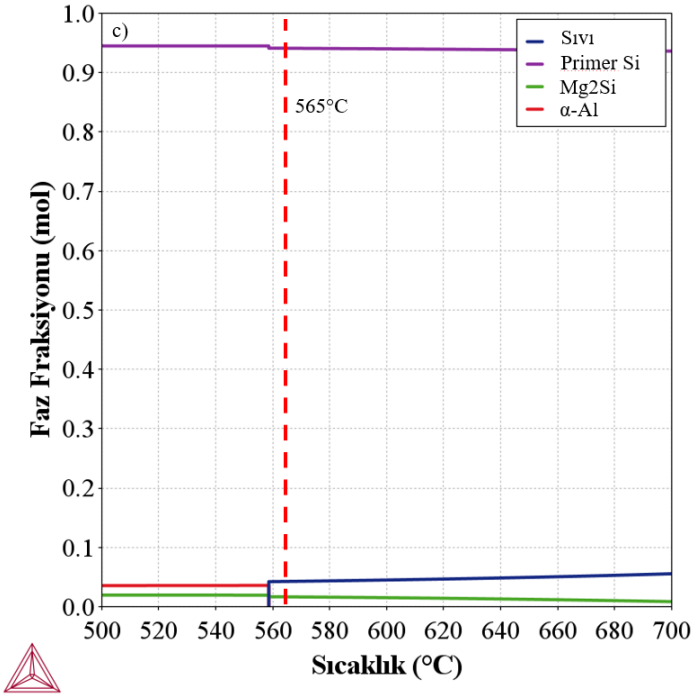
Üç numaralı EDS analizi sonucuna göre %1.15 Mg ve %3.37 Al içeren silisyum ağırlıklı bir yapıdır. Si içerisine ilave edilen Al ile ergime sıcaklığını düşürmektedir. 1388°C'de primer Si parçacıkları katılaşmaya başlamaktadır. Sıcaklığın 771°C'ye düşmesi ile birlikte Mg ve Si arasındaki Mg_2Si çökeltileri çökelmektedir. 559°C'de katılaşma tamamlanmaktadır. Bu sıcaklığın altında ise yapı içerisinde α-Al oluşmaktadır. Bununla birlikte üç numaralı EDS analizinde 565°C'de yapı içerisinde %4 sıvı fazın oluştuğu hesaplanmıştır.

Thermo-Calc hesaplamaları sonucunda solidüs sıcaklığı 563.7°C bulunmuştur. Seçilen 565°C sinterleme sıcaklığında sıvı fazın oluşarak grafit kalıbı terk ettiği belirlenmesi üzerine sinterleme sıcaklığına emniyet katsayısı konarak sıcaklık 530°C seçilmiştir. 530°C'de Al-11.51Si-0.51Mg içeren alaşım %12 ötektik Si ve %88 α-Al fazından oluşmaktadır. Toz

partikülleri arasında bölgesel kimyasal kompozisyon farklılığından dolayı 530°C'de sabit Si oranında değişen Mg oranı ve sabit Mg oranında değişen Si oranının fazlar özelinde etkisi Thermo-Calc yazılımı ile incelenmiştir.





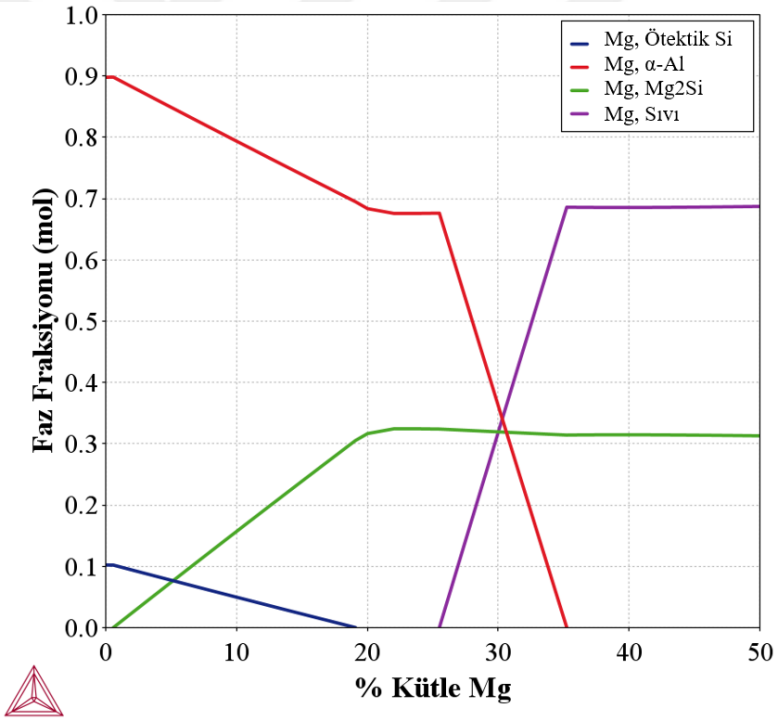


Şekil 7.10. 565°C'de grafit kalıptan sızan sıvı fazın EDS analizi sonrasında hesaplanan sıcaklığa bağlı faz fraksiyon diyagramları a) 1 numaralı analiz b) 2 numaralı analiz c) 3 numaralı analiz

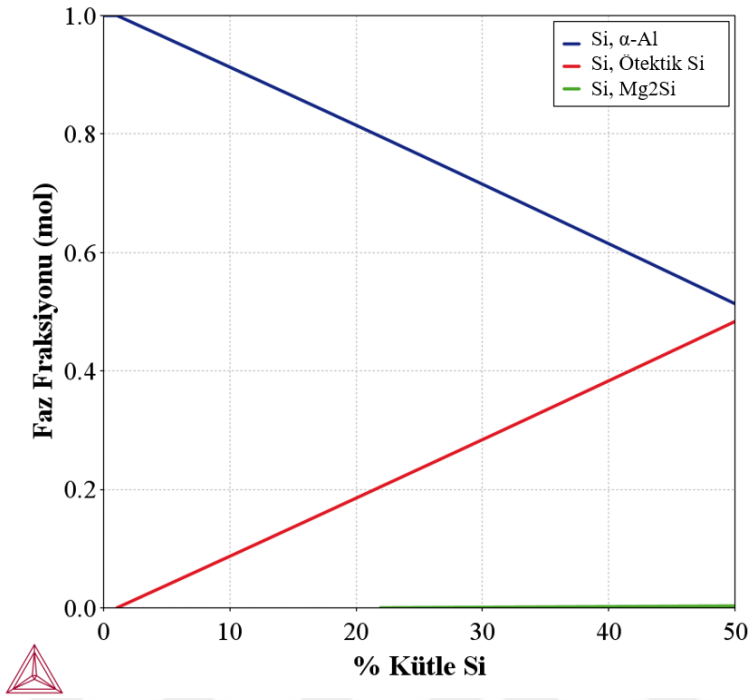
530°C'de Al-11.51Si-xMg alaşımının değişen Mg oranlarında faz fraksiyonlarına etkisi Şekil 7.11'de verilmiştir. %0.58 Mg oranına kadar yapı içerisinde α-Al ve ötektik Si fazları bulunmaktadır. Mg oranının %0.58'in üstünde olması durumunda 530°C'de Mg_2Si çökeltilerinin oluşmaya başladığını göstermektedir. Artan Mg oranı ile birlikte α-Al ve ötektik Si fazının miktarı azalmaktadır. Al-11.51Si-xMg alaşımında %25.5 Mg oranında sıvı fazın oluşabileceği hesaplanmıştır. %25.5 Mg üzerinde alaşım içerisinde sıvı fazın oranı artmaktadır.

Al-0.51Mg-xSi alaşımında 530°C'de Si alaşım elementinin faz fraksiyonlarına etkisi Şekil 7.12'de verilmiştir. 530°C'de Al-0.51Mg-xSi alaşımı %1.06 Si'u α-Al fazında çözmektedir. Azalan sıcaklık ile birlikte α-Al içerisinde çözünen Si oranı da azalmaktadır. %1.06 Si oranından sonra yapı içerisinde ötektik Si çökelmeye başlamaktadır. Si oranının artması ile birlikte ötektik Si miktarı da artmaktadır. %22 Si oranından sonra ise Al-0.51Mg-xSi alaşımında 530°C'de Mg_2Si çökeltileri çökelmeye başlamaktadır. 530°C olarak belirlenen

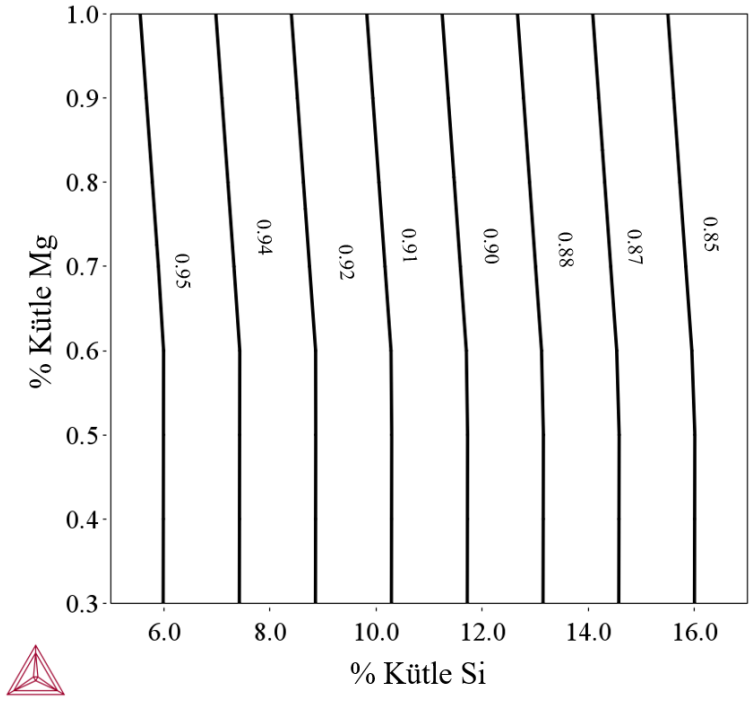
sinterleme sıcaklığında Al-11.51Si-0.51Mg önalaşımlı toz partiküllerinde bölgesel olarak farklı Si ve Mg oranlarının α-Al fazına etkisi Şekil 7.13'te hesaplanmıştır. %11.51 Si oranında Mg oranının artmasının α-Al fazına etkisi bulunmamaktadır. Fakat 530°C'de %0.51 Mg oranında artan Si ile birlikte α-Al azalmaktadır. Şekil 7.14'te farklı Si ve Mg oranlarının ötektik Si'ye etkisi incelenmiştir. Sabit Si oranında Mg oranının değişmesinin ötektik Si fazını etkilemediği görüşmüştür. Artan Si ile azalan α-Al fazına bağlı olarak ötektik Si fazı artmaktadır. Sıcak pres yöntemi ile sinterleme için Thermo-Calc yazılımı kullanılarak yapılan termodinamik karakterizasyon sonucunda 530°C'de sinterlenen AlSi10Mg alaşımında sıvı faz oluşumu gözlenmemiştir. Yapılan termodinamik analizler sonucunda sinterleme sıcaklığı 530°C olarak tayin edilmiştir.



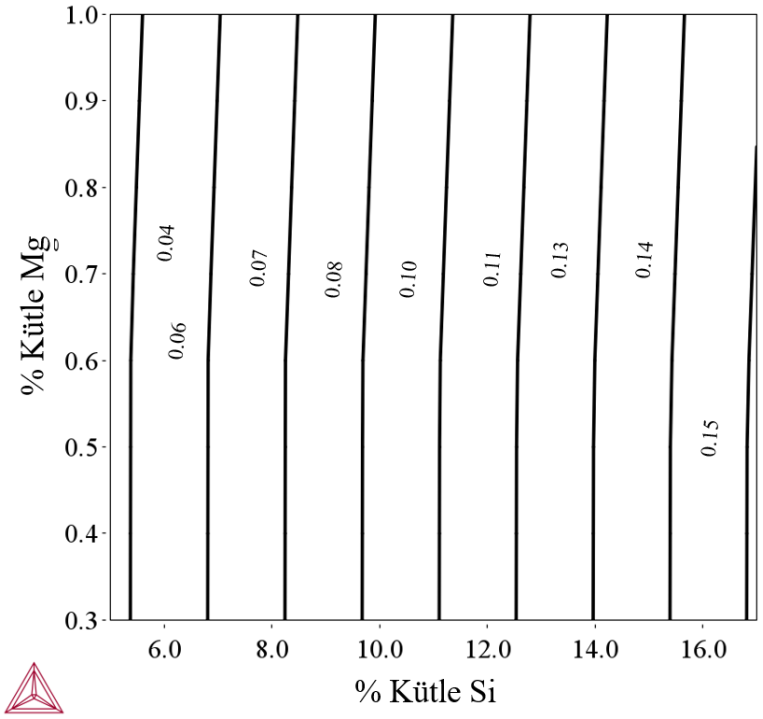
Şekil 7.11. 530°C'de Al-11.51Si-xMg alaşımında Mg oranına bağlı olarak faz fraksiyon diyagramı



Şekil 7.12. 530°C'de Al-0.51Mg-xSi alaşımında Si oranına bağlı olarak faz fraksiyon diyagramı



Şekil 7.13. 530°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak α-Al faz fraksiyon diyagramı



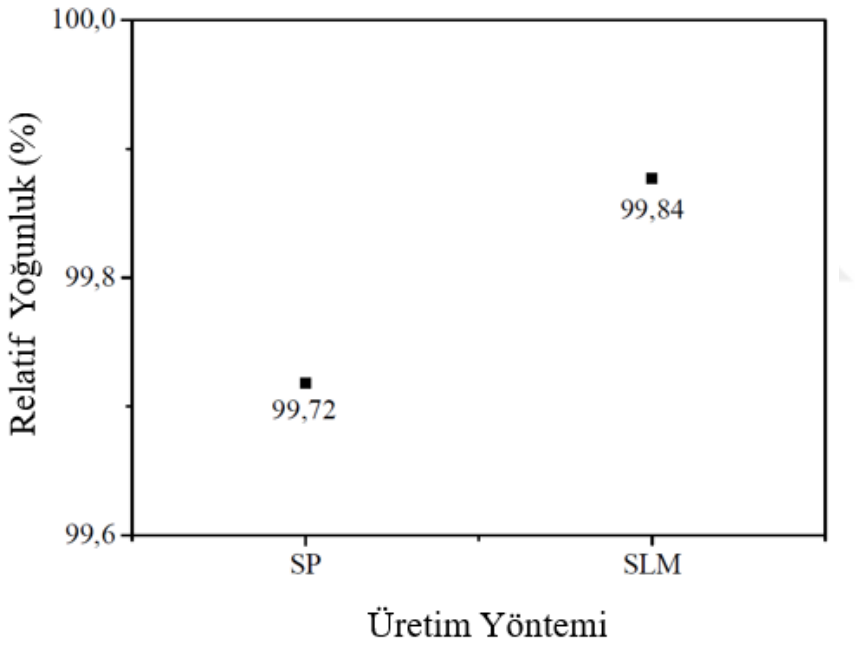
Şekil 7.14. 530°C'de Al-xSi-yMg oranına bağlı olarak ötektik Si faz fraksiyon diyagramı

7.3. Yoğunluk Sonuçları

Bu tez kapsamında seçilen AlSi10Mg alaşımının EDS analizine göre kimyasal kompozisyonu: %11.51 Si, %0.51 Mg ve kalan Al'dur. Alaşımın kimyasal kompozisyonuna göre Thermo-Calc yazılımında oda sıcaklığında hesaplanan yoğunluk değeri 2.65 g/cm^3 olarak belirlenmiştir. Ana alaşım elementi Al'a ilave edilen alaşım elementleri nihai yoğunluğu etkilemektedir. Si ve Mg alaşım elementlerinin yoğunlukları sırasıyla 2.33 g/cm^3 ve 1.74 g/cm^3'dür. Elementlerin sahip olduğu yoğunluk değeri nedeni ile alaşımın teorik yoğunluğu 2.65 g/cm^3'e düşmüştür.

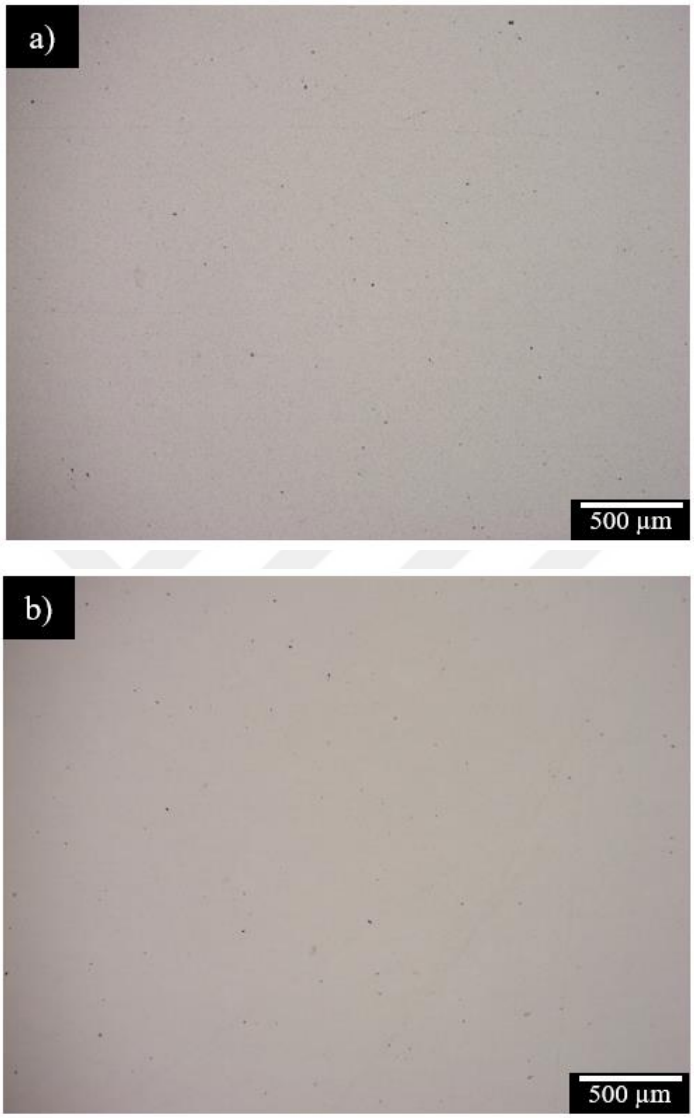
Toz metalurjik proseslerde sinterleme sonrasında yapıda kalan gözenekler üretilen malzemelerin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Bu nedenle SLM ve SP numunelerinin üretimi sonrasında Arşimet prensibi ile yoğunluk ölçümü yapılmıştır. Her iki toz metalurjik yöntem ile üretilen numunelerin relatif yoğunluk değerleri Şekil 7.15'te verilmiştir. SLM yönteminde toz partiküllerinin bölgesel olarak ergimesi ve hızlı katılaşması söz konusudur.

Her katman üretiminde oluşabilecek porozite bir sonraki katman üretiminde bölgesel ergime sonucunda kapanmaktadır. Bunun sonucunda SLM yöntemi ile üretilen malzemelerin yoğunlukları genellikle %99'un üzerindedir. SP yönteminin avantajının olduğu nokta ise sinterleme sırasında sıcaklık ve basıncın eş zamanlı uygulanmasıdır. Düşük sıcaklık ve daha kısa sürede SP yöntemi ile yüksek yoğunlukta malzeme eldesi söz konusudur. Ayrıca SP prosesinde hammadde olarak kaba boyutlu partiküllerin kullanılması eş zamanlı uygulanan basınç nedeniyle olumsuz bir etki oluşturmaz. Dolayısıyla seçilen iki yöntemde toz metalurjisi açısından oldukça yüksek yoğunluk değerleri vermektedirler ve kıyaslama açısından oldukça elverişli tekniklerdir.



Şekil 7.15. SLM ve SP yöntemi ile üretilen AlSi10Mg alaşımının relatif yoğunlukları

Oksitlenen tozların SP prosesinde sinterlenmesi sırasında uygulanan basınç ile birlikte oksit tabakası kırılarak yüksek yoğunluklar elde edilmektedir. Hammadde olarak küçük boyut aralığına sahip partiküllerin geleneksel sinterlenmesinde (basınç desteksiz) yüksek yüzey enerjileri kendiliğinden itici güç olarak rol almaktadır. SP'de ayrıca farklı toz boyutlarının kullanımı ile de yüksek yoğunluklar elde edilmektedir.



Şekil 7.16. AlSi10Mg numunelerinin parlatılmış konumda görüntüleri a) SP ve b) SLM

Optimum proses parametrelerine bağlı olarak üretilen numunelerin parlatılmış görüntüleri Şekil 7.16'de verilmiştir. Şekil 7.16a'da SP numunesi kesit görüntüsü verilmiştir. Basınç destekli sinterleme prosesinde sıcaklık ve basınç eş zamanlı uygulanmaktadır. Alüminyum gibi sünek karakterli tozlar basıncın uygulanması ile birlikte plastik deformasyona uğramaktadırlar. Uğradıkları plastik deformasyon ile birlikte tozlar arasındaki gözenek miktarı azalmaktadır. SP yönteminde basınç ile birlikte eş zamanda uygulanan sıcaklık sayesinde tozlar arasında difüzyon mekanizması ile metalurjik bağlanma meydana gelmektedir. Sinterleme sonrasında kesit görüntüsü incelendiğinde kayda değer bir porozite

olmadığı ve olan porozitelerin genellikle yuvarlak, küçük ve homojen dağıldığı görülmektedir.

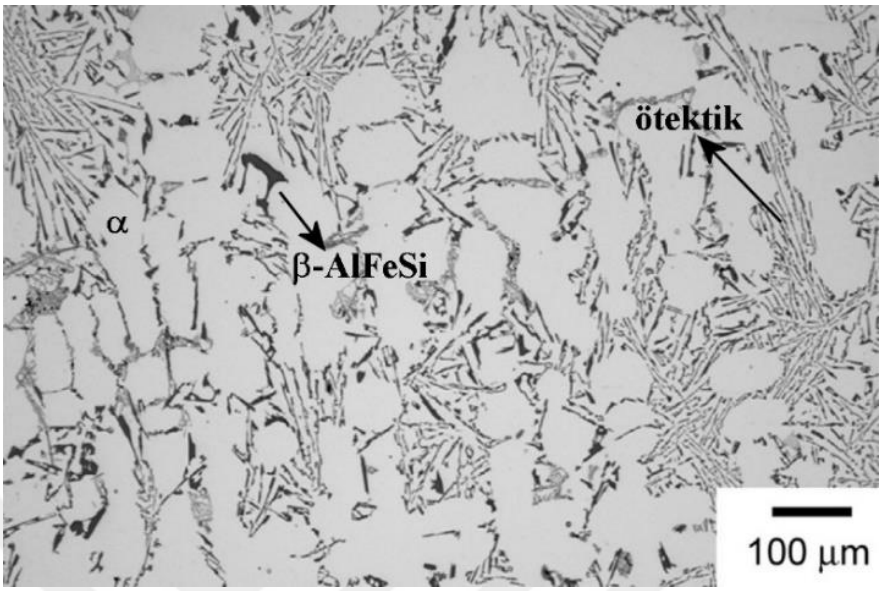
SLM yöntemi ile üretilen malzemelerin mikroyapılarında üç farklı porozite görülmektedir. Bu gözenek türlerini füzyon hataları, gaz ve büzülme gözenekleri olarak sınıflandırabiliriz (Gu ve diğ., 2012; Jia ve Gu, 2014). Füzyon hataları genellikle üretim sırasında kullanılan lazer enerji yoğunluğunun yetersizliğinden kaynaklanmaktadır. Böylece son katılaşan katmanın kısmi ergimesi ile zayıf metalurjik bağlar oluşabilir. Oluşan bu zayıf metalurjik bağlardan dolayı katman arayüzeylerinde düzensiz şekilde gözenekler bulunabilir (Dai ve Gu, 2014; Xiao ve Zhang, 2014). Gaz gözenekliliği ise üretim sistemi ve toz yatağının içerisinde hapsolan hava sayesinde oluşmaktadır. Lazer taraması sırasında gazın hareketi sonucunda kararsız tarama yollarına neden olmaktadır. Ergiyik havuzu ile temas eden gaz atomları sıvı içerisindeki buhar basıncını dengelemesi gerekmektedir. Bu durumun sonucunda sıvı metalin çökmesi ile birlikte periyodik gözeneklerin oluşturulmamasına neden olur (Ma ve diğ., 2015; Monroy ve diğ., 2013; Xia ve diğ., 2017). Son olarak SLM yönteminde karşılaşılan büzülme gözeneği ise ergiyik havuzunun bir alt katmanı beslemesinden kaynaklanmaktadır (Olakanmi ve diğ., 2011). Şekil 7.16b'de SLM numunesinin parlatılmış konumda görüntüsü verilmiştir. Optimum üretim parametreleri ile üretilen AlSi10Mg numunesinde homojen dağılan küçük poroziteler görülmektedir. German, toz metalurjik üretilen malzemelerde gözenek şeklinin, dağılımının ve boyutunun mekanik özelliklere etkisini incelemiştir. Homojen olarak dağılan pürüzsüz gözeneklerin, yakın aralıklı gözeneklerden daha az hasara yol açacağını belirtmiştir (German, 1998).

Jian ve arkadaşları, farklı partikül boyutlarının AlSi10Mg alaşımının yoğunluğuna etkisini incelemişlerdir. Çalışma kapsamında 20 ve 50 mikron boyutlarına sahip iki farklı toz kullanmışlardır. Toz partikül boyutunun değişmesi ile elde ettikleri relatif yoğunluk değerleri %94 ve %96'dır. Toz partiküllerinin boyutlarının azalması birim hacimdeki yüzey alanlarını artırmaktadır. Artan yüzey alanı ile birlikte ince partiküllerin sahip olduğu yüzey enerjileri kaba partiküllerin sahip olduklarından daha fazladır. Küçük partiküllerin sahip olduğu yüksek yüzey enerjilerinden dolayı toz partikülleri arasında topaklanma meydana gelerek yüzey enerjilerini düşürmektedir. SLM prosesinde toz katmanının serimi sırasında meydana

gelen bu topaklanmadan dolayı akış özellikleri olumsuz yönde etkilenmektedir. Bu olumsuz etkiden ötürü ince partiküllerin kullanımı ile daha yüksek porozite meydana gelmektedir (Jian ve diğ., 2021). Farklı toz metalurjik proseslerde üretim sonrasında elde edilecek yoğunluk üzerine başlangıç hammaddesinin önemi açıkça görülmektedir. SLM prosesinde küçük partikül boyutuna sahip tozların kullanılmasında, tozların üretim tablasına serimi sırasında topaklanmalar meydana gelecektir. Topaklanmadan ötürü üretim sırasında malzeme içerisinde porozite miktarı artacaktır. Toz partiküllerinde bir dağılımın olması ile farklı yüzey enerjilerinin olması sonucunda topaklanma meydana gelse bile yöresel ergimeler sonucunda porozite miktarı azalacaktır. SP yönteminde küçük boyutlu tozların kullanılmasında sinterleme için gereken itici güç kendiliğinden oluşacaktır. Böylece hem basınç hem de daha düşük sıcaklıklarda yüksek yoğunluklar elde edilir. Kaba partiküllerde ise basıncın etkisi ile birlikte plastik şekil değiştiren partiküllerde yüksek yoğunluk söz konusudur. Belli boyut aralığına sahip tozlarda ise porozite miktarı tek partikül boyutundaki tozlardan daha az olacaktır.

7.4. Mikroyapısal Karakterizasyon

Al-Si alaşımlarında ötektik fazın yapıda nasıl bir morfolojide bulunacağı mekanik özellikleri doğrudan etkilemektedir. Geleneksel üretim teknikleri ile söz konusu olan yavaş soğumanın ($<10^2$ °C/s) bir sonucu olarak eğer modifiye edici bir element kullanılmadı ise ötektiğin kaba ve iğnesel yapıda olması beklenir. Böyle kaba ve iğnesel yapıdaki ötektik faz özellikle çekme gerilmesi altında çatlak oluşumuna neden olarak mekanik özellikleri zayıflatır (Yusuf ve diğ., 2020; Zeren ve diğ., 2011). Şekil 7.17'de benzer kompozisyona sahip bir AlSi10Mg alaşımının optik mikroskop ile çekilmiş görüntüsü sunulmuştur. Yukarıda bahsedilen dentritik α fazı ve bu fazı saran kaba ötektik yapı oldukça net bir şekilde görülebilmektedir. Optik mikroskop görüntüsünde dikkati çeken α ve ötektikten farklı koyu kontrasta sahip bir diğer faz ise bileşimde bulunan Fe nedenli β-AlFeSi fazıdır (Takata ve diğ., 2017).

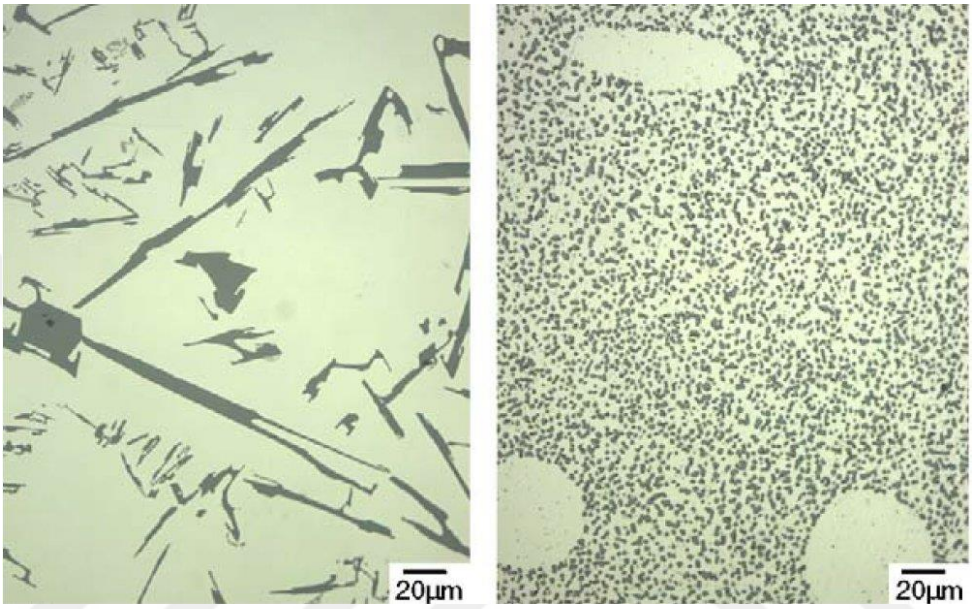


Şekil 7.17. AlSi10Mg alaşımının döküm sonrası optik mikroskop görüntüsü (Li ve diğ., 2016)

Yavaş soğuma nedeni ile oluşan bu tarz bir mikroyapının olumsuz etkisini azaltmanın ilk yolu sodyum ve stronsiyum gibi modifiye edici elementlerin kullanılmasıdır. Bu elementler sayesinde silisyum kristallerinin katılaşması geciktirilir. Aslında burada ana mekanizma aşırı soğumanın artması sayesinde katılaşma sırasında sıvıda oluşan çekirdekçik sayısının artması ile ötektik yapının ince bir morfolojiye sahip olmasıdır (Yusuf ve diğ., 2020; Zeren ve diğ., 2011). Şekil 7.18'de stronsiyum ilavesi ile ötektik silisyumun kaba plakavari yapıdan oldukça ince fibersi yapıya dönüşebildiğini gösteren optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Daha önce bahsedildiği gibi modifiye edilen yapı sayesinde sert kırılgan silisyum fazının mekanik özelliklerdeki olumsuz etkisi azaltılmaya çalışılır. Fakat alaşımlama ile elde edilen bu olumlu modifikasyon çoğu zaman porozite oluşumu, sıcak yırtılma ve zayıf yüzey bitirme işlemlerini de beraberinde getirdiğinden her zaman tercih edilmez (Dahle ve diğ., 2005).

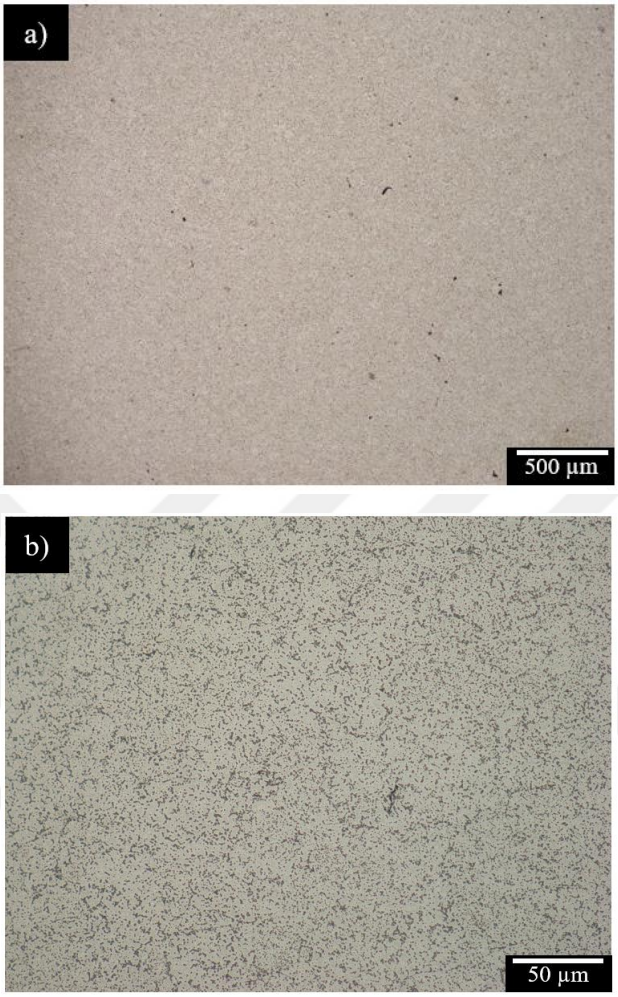
Tam bu noktada bu tez çalışmasında tercih edilen eklemeli imalat teknikleri dikkati çekmektedir. Yavaş soğumanın neticesi olan bu kaba yapı eklemeli imalat ile ortadan kaldırılabilmektedir. Gerçekten de eklemeli imalat tekniklerinin doğası gereği elde edilen yüksek soğuma hızları bu açıdan Al-Si alaşımlarının mikroyapısal modifikasyonu üzerinden birçok avantaj sunmaktadır. Tez kapsamında elde edilen mikroyapıların daha iyi

anlaşılabilmesi açısından yukarıda bahsedilen döküm sonrası içyapı incelemelerinin önemli olduğu düşünülmektedir. Aşağıda SP ve SLM ile elde edilen numunelerin mikroyapısal incelemeleri detaylı bir şekilde ortaya konmuştur.



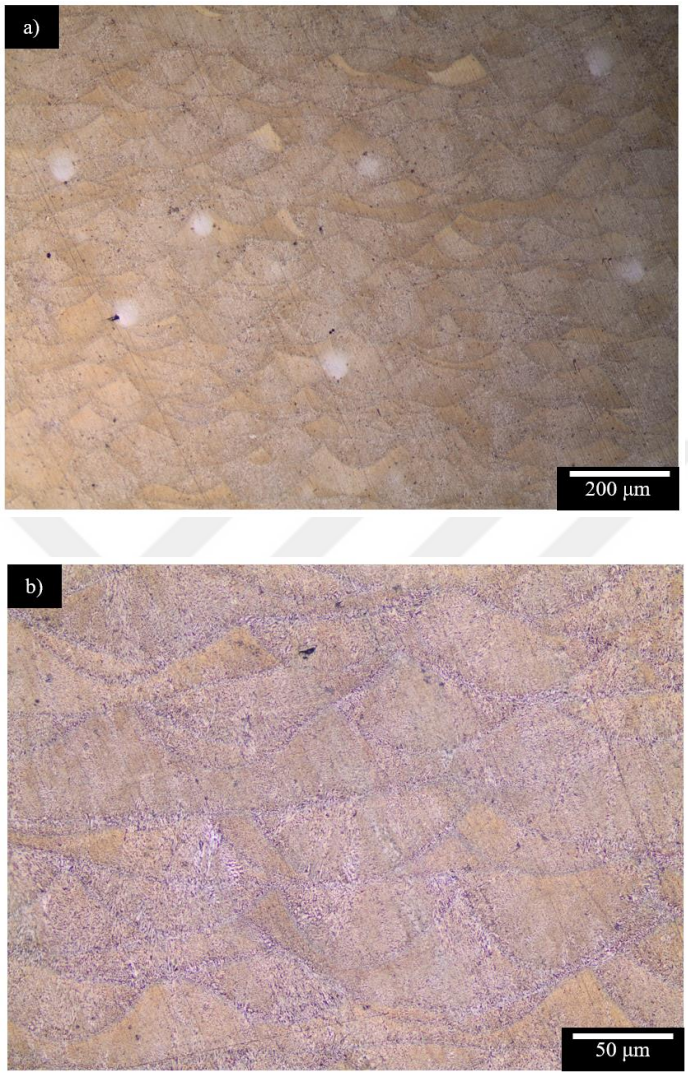
Şekil 7.18. Al-Si alaşımının döküm sorası mikroyapıları, a) Modifiye edilmemiş, b) 300 ppm stronsiyum ile modifiye edilmiş (Dahle ve diğ., 2005)

Şekil 7.19'da SP ile üretilen numunenin dağlanmış konumda optik mikroskop ile çekilen görüntüleri verilmiştir. Toz metalurjisi ile elde edilen numunelerde başlangıç hammaddesi olarak elementel veya ön alaşımlı tozlar kullanılabilir. Tez kapsamında, gaz atomizasyonu ile üretilen ön alaşımlı AlSi10Mg tozu kullanılmıştır. Ön alaşımlı tozların üretiminde sıvı konumunda elementler tam çözünürlük göstermektedir. Thermo-Calc yazılımı ile Şekil 7.1'de hesaplanan AlSi10Mg alaşımının sıcaklığa bağlı faz fraksiyonu incelendiğinde 582.4°C üzerinde tam çözünürlük görülmektedir. Sıvı fazdan gaz atomizasyonu ile elde edilen her AlSi10Mg tozunda kimyasal kompozisyon olarak eşit aralıkta silisyum ve magnezyum elementleri bulunmaktadır. SP numunesinin kesit görüntüsü incelendiğinde homojen bir yapının olduğu görülmektedir.



Şekil 7.19. SP ile üretilen numunelerin farklı büyütmelerde çekilmiş dağlanmış konumda mikroyapı görüntüleri a) 5X ve b) 50X

Şekil 7.20'de AlSi10Mg tozundan SLM yöntemi ile lazer tarama yönüne dik olarak üretilen numunelerin kesit görüntülerinin dağlanmış mikroyapıları verilmiştir. Mikroyapılardan sıralı ergiyik havuzlarının oluşumu gözlemlenmektedir. Ergiyik havuzları arasındaki düzen açıkça belli olmaktadır. Üretim sırasında toz partikülleri ve düzenli enerji akışı olmasından dolayı ergiyik sınırlarında keskin olarak ayrılış görülmektedir. Düzenli bir sırada oluşan ergiyik havuzlarının derinlikleri ortalama 70-100 mikron ölçülürken genişlikleri 150-200 mikron arasında ölçülmüştür.



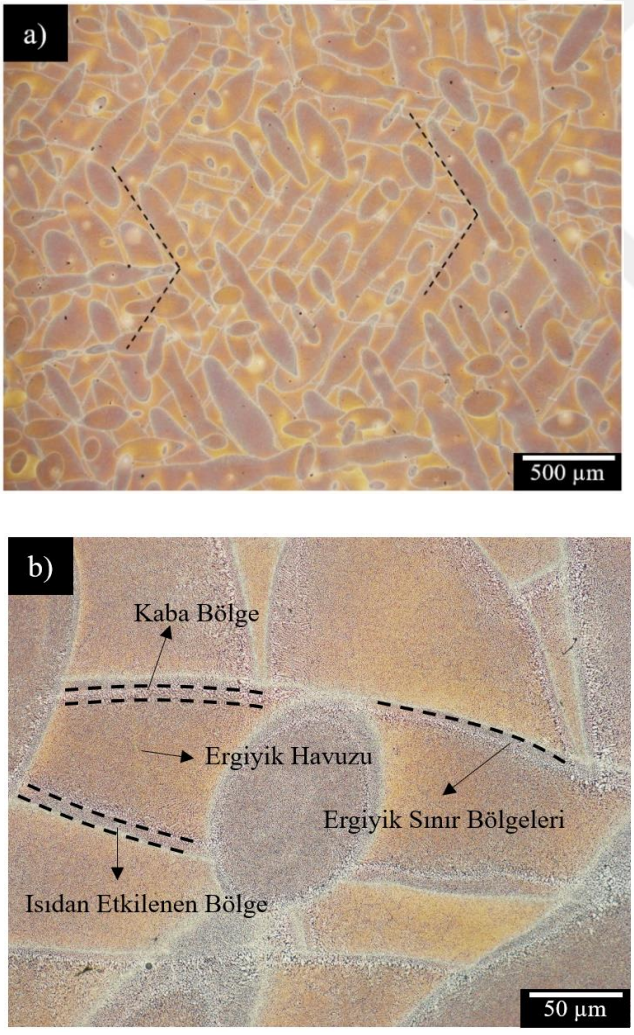
Şekil 7.20. SLM ile üretilen numunelerin üretim yönüne dik farklı büyütmelerde kesit dağlanmış görüntüleri a) 5X ve b) 50X

Srinivasa ve arkadaşları; benzer SLM proses parametrelerini kullanarak ürettikleri AlSi10Mg alaşımında ergiyik genişliklerini 150-200, derinliği ise 30-70 mikron aralığında ölçmüşlerdir (Ch ve diğ., 2020). AlSi10Mg alaşımında bu iz ölçüleri tipik olarak benzer boyutlardır. Ergiyik havuzları yarı silindirik olarak görülmektedir. Yeni katman üretiminde kısmi ergime ile birlikte bazı silindirik kesit görüntülerinin birleştiği mikroyapıdan tespit edilmiştir (Ion, 2005). Ayrıca yeniden ergitme durumunda yeni üretilen katman ile bir önceki katmanın birleşmesi de söz konusudur. Bu durumdan dolayı ergiyik havuzları üretim yönüne paralel şekilde aynı düzlemde yönlenmektedir (Manfredi ve diğ., 2013).

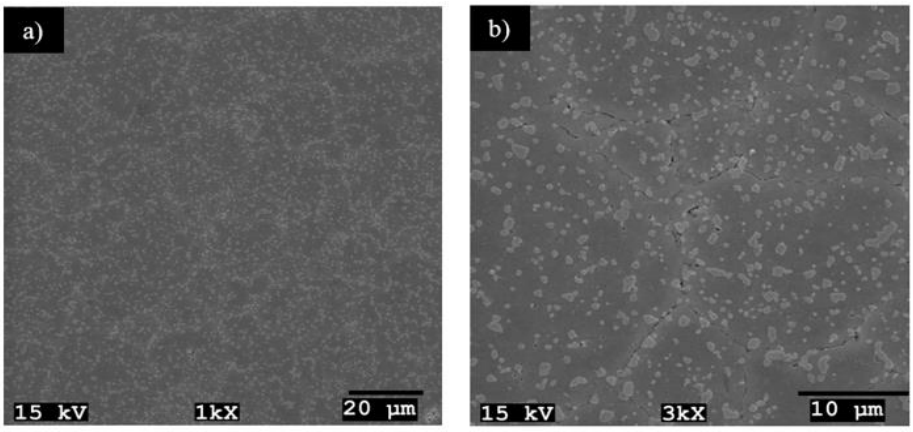
Şekil 7.21'de AlSi10Mg tozundan SLM yöntemi ile üretilen numunelerin lazer tarama yönüne paralel olarak kesit görüntülerinin dağlanmış mikroyapıları verilmiştir. Şekil 7.21a'da verilen mikroyapıda SLM yöntemi ile üretilen AlSi10Mg alaşımının EOS marka cihazda üretiminde katman geçişlerinde lazer tarama açıcı 67° olarak ayarlanmıştır. Kesit görüntüsünden de anlaşılacağı gibi üst üste binen karmaşık bir varyasyon içerisinde üretim gerçekleşmiştir (Kempen ve diğ., 2015; Thijs ve diğ., 2013). Mikroyapıda görülen yarım silindirik şekiller önceden üretilen tabakaların bir üst tabakanın üretimi sırasında kısmen ergiyerek morfolojisinin bozulmasından kaynaklanmaktadır. Lazer ile enerji verilmesinde oluşan ergiyik havuz boyutunun (özellikle derinlik) varyasyonu nedeniyle enine kesitte sürekli bir iz oluşmamaktadır (Jing ve diğ., 2020; Tang, 2017). Şekil 7.21b'de SLM prosesinde oluşturulan ergiyik havuzu ve bölümleri gösterilmiştir. Ergiyik havuzunun iç kısmı genellikle hücresel yapının olduğu bölgedir. Ergiyik sınırına doğru gidildikçe lazerin etkisinin azalması sonucunda daha kaba bölgeler oluşmaktadır. Sıvı fazın katılaşma aralığı boyunca daha yavaş soğuma ve bir önceki katmanın soğuması sonucunda ısıdan etkilenen bölgeler de mikroyapıda gözlenmektedir. Ergiyik sınır bölgeleri ile her tarama sınırı belirlenebilmektedir (Li ve diğ., 2016; Tang ve diğ., 2016).

Buraya kadar SP ve SLM ile üretilen numunelerin optik mikroskop ile çekilen görüntüleri verilmiştir. Aşağıda ise her iki üretim yöntemine ait daha yüksek büyütmelerde incelemeye izin veren SEM görüntüleri sunulmuştur. Şekil 7.22'de SP ile üretilen AlSi10Mg alaşımının mikroyapısı görülmektedir. Sıcak pres prosesinin de hammaddesi tozdur. Burada demek istenen geleneksel döküm yöntemine göre daha farklı bir mikroyapının beklenmesidir. Mikroyapısal karakterizasyon bölümünün başında verilen kaba döküm yapısının aksine hızlı katılaşan toz partiküller ile üretilen SP numunesinde ince bir mikroyapı görülmektedir. Yüksek büyütmede verilen SEM görüntüsünde, seçilen sinterleme sıcaklığı sonrasında yapıda silisyum kristallerinin iğnesel ve kaba morfolojiden ziyade büyük ölçüde yuvarlak hatlı bir yapıya sahip oldukları net bir şekilde görülmektedir. Kaba döküm yapısına göre böyle bir içyapı mekanik özellikler açısından avantaj sunacaktır. Dolayısıyla alaşımlama ile yapılması hedeflenen mikroyapı modifikasyonunun sıcak presleme sonrası kendiliğinden gerçekleştiği sonucu çıkmaktadır. Aslında her bir partikül sinterleme öncesinden çok daha

ince Si çökeltileri içermektedir. Sinterleme ile nispeten yüksek sıcaklık ile bu silisyumların kabalaştığı söylenebilir. Benzer bir mikroyapının döküm sonrası elde edilebilmesinin şartı uzun süreler çözeltiye alma ısıl işlem prosesinin uygulanmasıdır. Uzun süre çözeltiye alma prosesi ile yapıdaki kaba plakavari ötektik silisyum parçalanır, parçalanırken nispeten yuvarlak hatlı hale gelir, devam eden süre ile küreselleşme gerçekleşir. Süre hala var ise kabalaşma ile devam eder. Bu mekanizma üzerinden süre daha da arttırılırsa yapıda bulunan ince ötektik silisyumlar tamamen çözünür, büyük boyutlular ise daha da kabalaşır. Kabalaşmayı difüzyonla sağlayan yapıda tamamen çözünen silisyumdur.

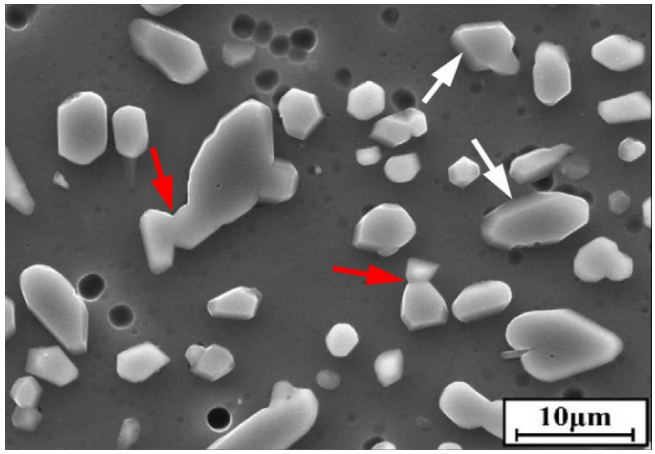


Şekil 7.21. SLM ile üretilen numunelerin üretim yönüne paralel farklı büyütmelerde kesit dağlanmış görüntüleri a) 5X ve b) 50X



Şekil 7.22. Sıcak pres ile üretilen numunenin düşük ve yüksek büyütmede çekilen SEM görüntüleri, a) 1000X, b) 3000X

Bu mekanizma Lin ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada da ifade edilmiş, çalışmalarında yer alan destekleyici bir SEM görüntüsü Şekil 7.23'de verilmiştir. Görüntüde dikkati çeken nokta yapıda ince silisyum partiküllerinin yok olup, büyük boyutluların yüzeylerine hareket ederek enerjiyi düşürme eğilimleridir. Ayrıca silisyum partiküllerinin tamamen yuvarlak hatlı olmadığı fasetli bir karakteristik sergiledikleri de görülmektedir (Şekildeki beyaz oklar ile gösterilmiştir). Lin ve arkadaşları bunun sebebini silisyum partiküllerinin (1 1 1) düzlemleri ile anizotropik olarak büyümesi olarak açıklamışlardır. Şekilde kırmızı oklar ise çözeltiye alma sırasında tamamen parçalanmayan temas halinde kalmış silisyumları göstermektedir (Lin ve diğ., 2018).



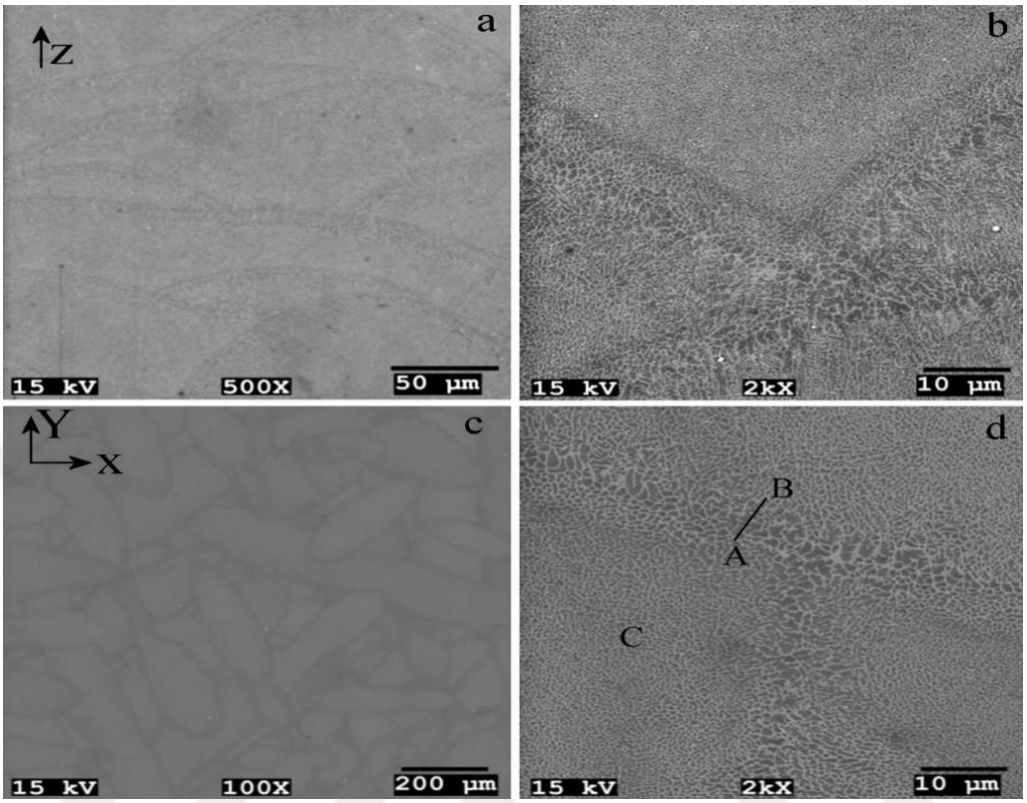
Şekil 7.23 Döküm sonrası çözeltiye alma ile ötektik silisyum partiküllerinin kabalaşması (Dong ve diğ., 2020)

Yukarıdaki bölümlerde geleneksel üretim yöntemi döküm ve sıcak pres yöntemi ile üretilen AlSi10Mg alaşımının mikroyapısı incelenmiştir. SLM yönteminin doğası gereği döküm yöntemine göre farklılık ortaya konması, beklenen bir durumdur; ilave olarak sıcak pres yöntemine göre de oldukça farklı bir iç yapı sunmaktadır. Eklemeli imalat tekniklerinin doğası gereği elde edilen yüksek soğuma hızları (10^3-10^8 °C/s) bu açıdan Al-Si alaşımlarının mikroyapısal modifikasyonu üzerinden birçok avantaj sunmaktadır. Bu tarz yüksek soğuma hızları ile silisyumun yapısında ince dağılımı ve mekanik özellikleri farklı mekanizmalar ile arttırılmaktadır. Yapıdaki ince Si çökeltileri ile ötektik Si sınırlarının dislokasyon hareketini engellemesi bu mekanizmalardan en önemlileridir. Aslında bu yaklaşıma benzer şekilde ve bir kombinasyon olarak esasında mukavemet artışının temeli Orowan ve Hall-Petch mekanizmalarına dayanmaktadır. Bu yaklaşımların odak noktasında silisyum çökeltilerinin dislokasyonlar ile etkileşimi ve bunun Orowan mekanizması ile açıklanması, hızlı soğuma nedeniyle elde edilen ince mikroyapının yine dislokasyon hareketini engelleyici etki oluşturan daha fazla tane sınırı üretmesi bulunmaktadır. Bu sayede SLM ile yüksek dayanım elde edilmesi beklenen bir durumdur. SLM ile üretilen AlSi10Mg alaşımında hızlı ısıtma ve soğutmanın bir neticesi olarak yapının hücresel/dentritik α-Al fazından ve bu α fazının etrafından ağsı bir yerleşkeyle bulunan ince ve fibersi ötektik Si yapısının oluşması beklenir (Yusuf ve diğ., 2020).

Şekil 7.24a ve b'de lazer demetine paralel, c ve d'de ise lazer demetine dik olacak şekilde kesitten alınan düşük ve yüksek büyütmede SEM ile çekilmiş mikroyapılar sunulmuştur. İki değişik kesit görüntüsünün de birbirinden çok farklı morfolojiye sahip olduğu açık bir şekilde görülmektedir. Fakat dikkati çeken önemli bir nokta da her iki kesit görüntüsünde de önem arz edecek bir porozitenin mikroyapıda bulunmayışıdır. Dolayısıyla üretim proses parametrelerinin oldukça iyi bir şekilde seçilmiş olduğu söylenebilir. Lazer demetine paralel kesitten elde edilen mikroyapı SLM ile beklenen ve olağan bir mikroyapı görüntüsüdür. Bu tarz bir mikroyapı balık pulu şeklinde de ifade edilmektedir. Düşük ve yüksek büyütmeli SEM görüntülerinden ergiyik havuzu ve bunları oluşturan lazerin izleri oldukça net bir şekilde izlenebilmektedir. Fakat burada dikkat edilmesi gereken nokta lazer ile etkileşimin sebep olduğu mikroyapının inceliği veya kabalığıdır. Yüksek büyütmeli SEM görüntüsünden

makro açıdan bakıldığında, mikroyapı belirtilen bu ergiyik havuzu ve lazer izleri düzeyinde homojen gibi gözükse de aslında hızlı ve yavaş soğumaya uğrayan bölgelerin heterojen bir mikroyapı ortaya çıkardığı da aşikardır.

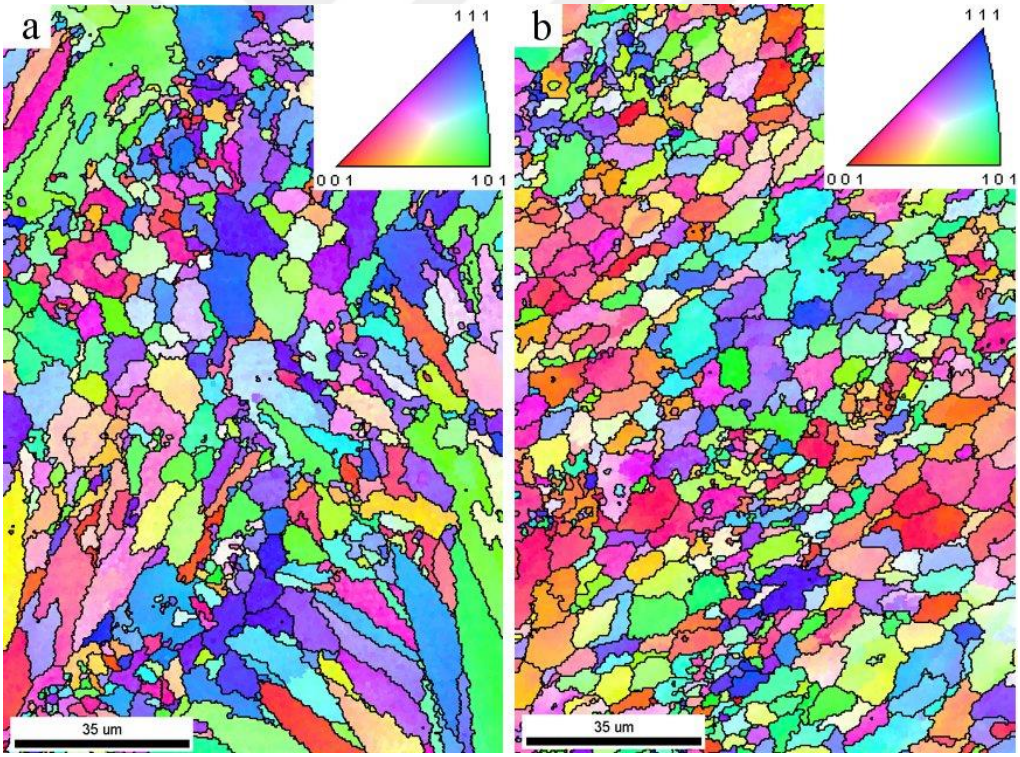
Mikroyapı genel olarak ince hücresel bir morfolojide olsa da ısıdan etkilenen bölgelerin oldukça kaba dentritlerden meydana geldiği görülmektedir. SLM ile bu tarz bir mikroyapının sonucu olarak farklı mekanizmalar üzerinden mukavemet değerleri diğer üretim yöntemlerine nazaran daha yüksek olmaktadır. Alaşımın içerdiği Si ve Mg'un çözünürlükleri üzerinde etkileri oldukça fazladır. Si fazı genel olarak ağsı şeklinde yapıda yer alan ötektik hücrelerinde bulunur. Mg elementi Si elementinin aksine daha çok alüminyum matriste çözünür ve silisyum gibi ötektik ağ yapısında sınırlı miktarda bulunur. Yüksek büyütmede yer alan ağsı şeklinde mikroyapıda yer alan çok ince boyutlu siliyum ötektiği SLM sonrası yapıdaki mukavemet artışının en temel sebeplerinden birisidir. Nano boyutlara ulaşan silisyum partikülleri Orowan mekanizması ile mukavemet artışına sebep olur. Silisyumun çok ince ve mikroyapıda yüksek miktarda yer alması bir gerilme etkisi altında çalışma söz konusu olduğunda yük transfer etkisi ile de ekstra bir dayanım artış etkisine sebep olmaktadır (Zhang ve diğ., 2021). İnce silisyum partiküllerinin mukavemete olumlu etkisine ilave olarak SLM ile elde edilen ince mikroyapı ve malzemenin üretimi sırasında lazer ile etkileşimin sonucu olarak ortaya çıkan kompleks kristal büyüme doğrultuları da önem arz etmektedir. Ayrıca bu tarz bir sürecin neticesinde malzemede kalacak kalıntı gerilmelerin etkisi de görmezden gelinemez. Bu yaklaşımlar Şekil 7.24'te farklı yönler için verilen her iki görüntü içinde geçerlidir. Yukarıda klasik SLM ile üretimin neticesinde elde edilen mikroyapı ortaya konmuştu. Mikroyapının değerlendirilmesinde bir diğer önemli unsur lazer ile ergitme sırasında ısının iletim yönüne göre meydana gelen ve hızlı soğumanın da desteklediği farklı şekil ve boyuta sahip mikroyapıdır. Bu yaklaşımda x-y doğrultusunda verilen mikroyapı üzerinden açıklanacaktır. A-B sınır çizgisi ergiyik havuzları arasında kalan ısıdan etkilenen bölge olarak tanımlanmaktadır. Dolayısıyla ergiyik havuzunun sahip olduğu C ile gösterilen ince hücresel şekilde dendritik bölgeler arasında kalan bu sınır bölgesinin farklı boyut ve yönlenmelerde bir mikroyapı sergilediği söylenebilir. Termal gradyenler nedeniyle aynı yapının daha kaba boyutlu bölgeleri de dikkati çekmektedir (Trevisan ve diğ., 2017).



Şekil 7.24. SLM yöntemi ile üretilmiş düşük ve yüksek büyütmelerdeki mikroyapılar a) 500X ve b) 2kX lazer yönüne paralel mikroyapı görüntüsü c) 100X ve d) 2kX lazer yönüne dik mikroyapı görüntüsü

SLM ile yapılan incelemeler numunenin lazer ile etkileşimine göre çok fazla mikroyapısal değişkenlik gösterdiğini ortaya koymuştur. Zaten eklemeli imalat tekniklerinin gelişmesindeki en önemli bariyerlerden biri de malzeme içindeki bu anizotropik davranıştır. Dolayısıyla SLM parametrelerinin değişkenliği ve buna bağlı olarak lazer ile ergime, ısının iletim yönü ve nihayetinde oluşan farklı mikroyapılar sonuçların değerlendirilmesini zorlaştırmaktadır. Örneğin aşağıda SLM ile elde edilen numunelere ait mikroyapıların EBSD (Electron Back Scatter Diffraction / Elektron Geri Saçınım Difraksiyon) görüntüleri verilmiştir. Numunelere EBSD analizleri Osaka Üniversitesi Birleştirme ve Kaynak Araştırma Enstitüsü Kondoh Laboratuvarı'nda yapılmıştır (Japonya). Şekil 7.25a'da Z (lazer yönünde dik) yönünde, Şekil 7.25b'de ise X-Y (lazer yönüne paralel) mikroyapıları göstermektedir. Gerçekten de yukarıdaki bölümde ifade edildiği gibi ısının iletim yönünün bir göstergesi olarak lazer yönünde dik yapıda ergiyik havuzuna doğru tanelerin büyüdüğü

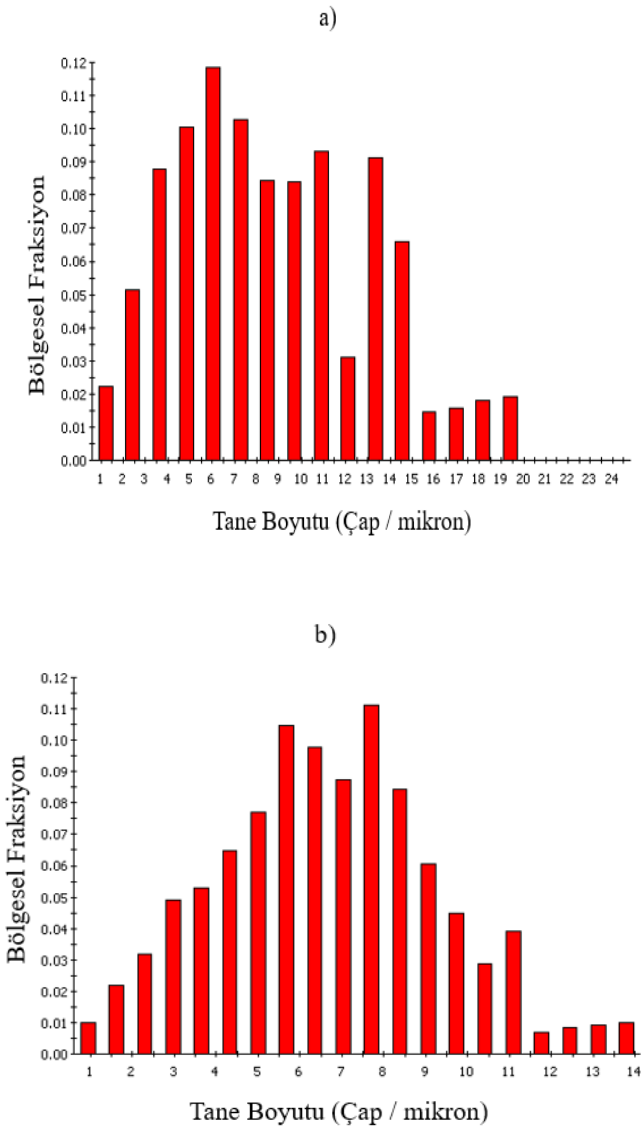
ve sonuçta kolonsal bir yapının oluştuğu görülmektedir. Lazer yönüne paralel mikroyapı görüntüsünde ise daha homojen eş eksenli ince ve kaba boyutlu tanelerin bir karışımı söz konusudur. Lazer yönünde dik mikroyapıda da sadece kolonsal taneler değil, HAZ (Heat Affected Zone / Isıdan Etkilenen Bölge) bölgesi ve ergiyik havuzu kenarlarına gittikçe incelenen eş eksenli yapılarda görülmektedir. Aslında bu yapılar sadece numuneye bakış açınıza göre değişen bir karakter yansıtmaktadır. Ortalama bir yaklaşımla, yük soğuma hızı, ısı iletiminin yöne bağımlı olarak mikroyapıda kolonsal oluşumlar, beraberinde çok ince silisyum ötektik fazı içeren yine ince alüminyum hücresel yapı sayesinde yüksek mukavemet bilhassa da yüksek sertlik değerlerinin SLM ile elde edilmesi beklenir (Trevisan ve diğ., 2017).



Şekil 7.25. Lazer etkileşim yönüne göre AlSi10Mg alaşımının EBSD görüntüleri, a) lazer yönüne dik, b) lazer yönüne paralel

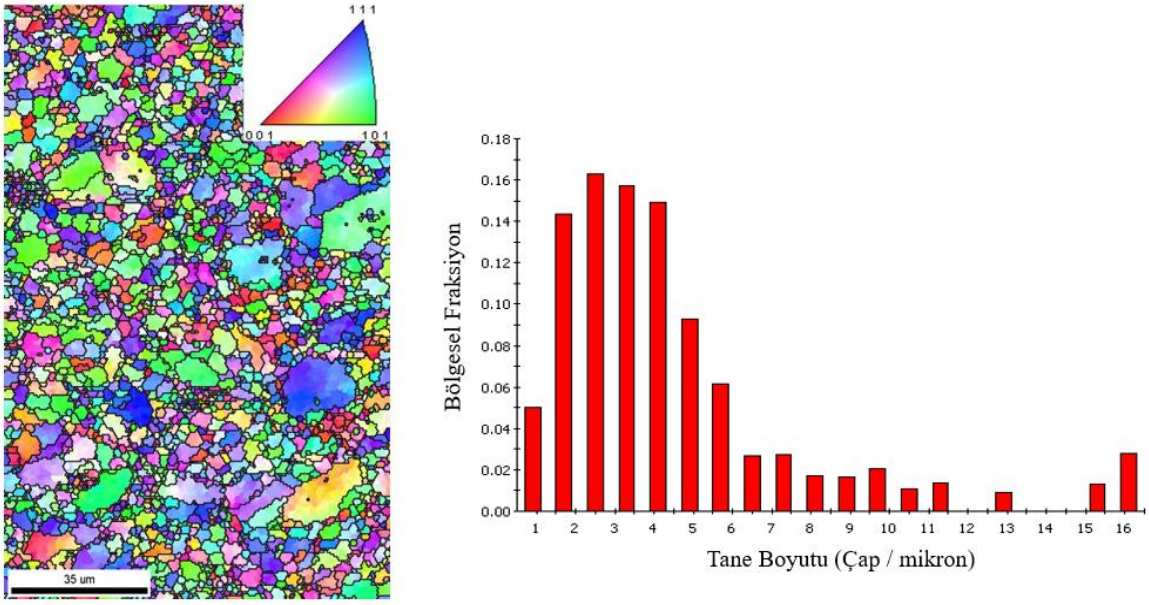
Yukarıda bahsedildiği gibi gerçekten de lazer yönüne göre değişen mikroyapının malzeme özellikleri üzerinde oldukça etkisi bulunmaktadır. Farklı kesitler üzerinden yapılan mekanik özellik incelemeleri farklılık arz edecektir. Bunun en temel nedenlerinden birisi de yukarıda

EBSD görüntülerinden de net bir şekilde görüldüğü gibi tane boyutu farklılığıdır. Şekil 7.26'da Şekil 7.25'de verilen EBSD görüntülerine ait tane boyut dağılımları verilmiştir. Yapılan yorumları ve EBSD görüntülerini destekler nitelikte lazer yönüne dik kesitten alınan büyük ölçüde kolonsal morfolojideki tane boyutlarının lazer yönüne paralel kesite göre çok daha kaba olduğu görülmektedir. Şekil 7.26a'da tane boyutu ortalama olarak 8,65 mikrometre, Şekil 7.26b'de ise 6,67 mikrometre olarak ölçülmüştür.



Şekil 7.26. SLM numunelerinde EBSD görüntülerine ait tane boyutu dağılım eğrileri, a) X-Z yönüne, b) X-Y yönüne ait

SLM yöntemi ile elde edilen numunelerin X-Z ve X-Y kesitlerine göre mikroyapısal incelemeleri yukarıda verilmiştir. Tez çalışmasının bir diğer toz metalurjik üretim yöntemi olan sıcak pres ile elde edilen numunenin EBSD görüntüsü tane boyutu analizi ile birlikte karşılaştırma amaçlı Şekil 7.27'de verilmiştir. SLM ile elde edilen numunelerin mikroyapılarının aksine sıcak pres ile elde edilen numunenin mikroyapısı ince eş eksenli tanelerden oluşmaktadır. Yapılan tane boyutu analizi ile elde edilen ortalama tane boyutu 4,55 mikrometre olarak tespit edilmiştir.

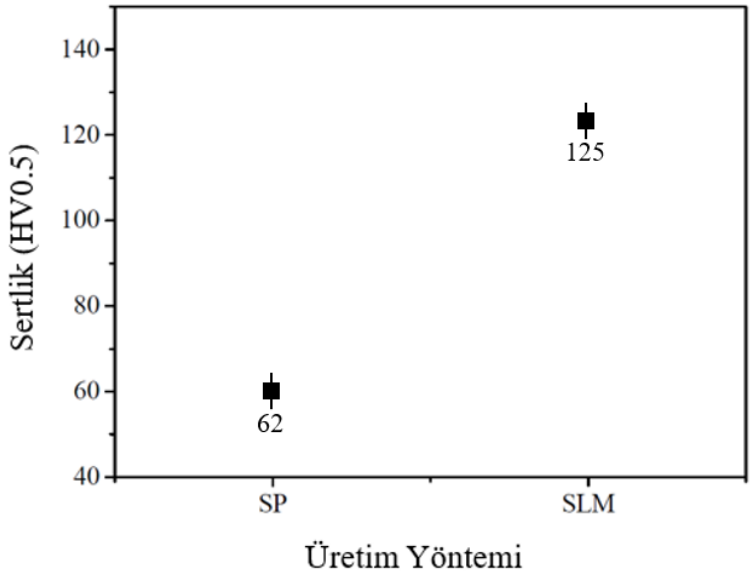


Şekil 7.27. Sıcak pres ile üretilen numunenin EBSD görüntüsü ve tane boyutu analizi

7.5. Sertlik Sonuçları

Sertlik testi sonrasında elde edilen değerler Şekil 7.28'de verilmiştir. SP ile üretilen numunenin sertlik değeri 62 HV iken SLM ile üretilen numunenin sertlik değeri 125 HV olarak ölçülmüştür. SLM ile üretilen malzemelerde yüksek mekanik özelliklerinin elde edilmesi birkaç esasa dayandırılmaktadır. Bu esaslar; ince tane boyutu, katı ergiyik sertleşmesi, dislokasyon yoğunluğunun artması, kalıntı gerilme ve anizotropi olarak sınıflandırılmaktadır (Aboulkhair ve diğ., 2019). Üretim sırasında lazerin toz partiküllerine uyguladığı yüksek enerji ile birlikte yüksek sıcaklıktan hızlıca oda sıcaklığına katılaşma

meydana gelmektedir. Her bir toz katmanın üretilmesi sırasında termal etkiler nedeni ile küçük ergiyik havuzları oluşmaktadır (Gu ve diğ., 2012; Shi ve diğ., 2016). Ergiyik havuzlarının termodinamik ve termokinetik özellikleri üretim parametrelerine bağlıdır. Tane boyutu ve şekli, oluşan fazların içeriği ve bileşimleri ile istenen mikroyapı ve mekanik özellikler kontrol edilebilir (Peel ve diğ., 2003). Al-Si sisteminde α-Al tane sınırları etrafında yüksek doygunlukta silisyum ağlarının oluşmaktadır (Mertens ve diğ., 2020). Oluşan bu silisyum ağları da malzemelerin mekanik özelliklerini etkilemektedir (Dong ve diğ., 2020). Ayrıca α-Al matrisi sınırına çökelen silisyum ağları yumuşak alüminyum matrisi deforme ederek üretim sırasında da malzemenin sertlik değerinin artışına neden olmaktadır.



Şekil 7.28. SP ve SLM numunelerinin sertlik testi sonuçları

Zhou ve arkadaşları; SLM yöntemi ile ürettikleri AlSi10Mg alaşımına uyguladıkları T6 ısıl işlemin mekanik özellikler üzerine etkisini incelemişlerdir. SLM yöntemine uyguladıkları T6 ısıl işlem sonrasında elde ettikleri mekanik özelliklerini döküm yapısı ile karşılaştırmışlardır. 520°C'de farklı sürelerde çözeltiye aldıkları numuneleri farklı yaşlandırma sürelerinde çökelti sertleşmesi ısıl işlemi uygulamışlardır. Eklemeli imalat yönteminde toz partiküllerine verilen yüksek enerji sayesinde ergiyik sınırlarında elde edilen silisyum ağları sayesinde sertlik değeri yüksektir. Çözeltiye alma ısıl işlemi ile birlikte silisyum ağlarında biriken enerji topaklanma etkisi ile düşürülmektedir. Böylece yapının da sertlik değeri düşecektir. Fakat

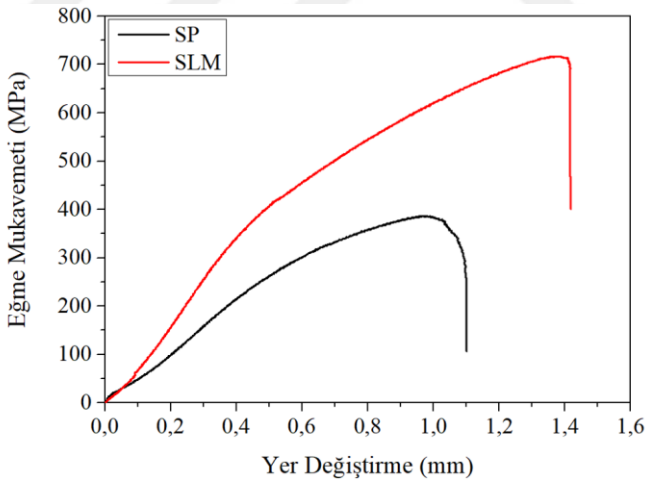
AlSiMg alaşımlarında Mg_2Si çökeltisinin oluşmasına bağlı olarak da mukavemet artışı elde edilmektedir. Optimum ısıl işlem parametresi olarak 10 saat yaşlandırılan numunelerde 103.4 HV olarak ölçülmüştür. AlSi10Mg döküm yapısında kaba tanelerin ve bu tane sınırlarında oluşan ağsı ve kaba Mg_2Si çökeltisinin sertlik değeri 43 HV'dir. Bu kaba ve ağsı çökeltiler çözeltiye alma işlemi ile α-Al içerisinde çözünerek aşırı doymuş yapı elde edilir. Daha sonra çökelti sertleşmesi işlemi ile birlikte ince ve homojen çökelen Mg_2Si çökeltileri ile sertlik artışı sağlanmaktadır. Döküm yapısında optimum sertlik artışı 12 saat çökelti sertleşmesi uygulanan numunede 96.9 HV olarak ölçülmüştür (Zhou ve diğ., 2018).

Farklı üretim yöntemlerinin malzemelerin mekanik özelliklere etkisi açıkça belirlenmiştir. SLM yöntemi sonucunda; hızlı katılaşma, yönlenmiş katılaşma, aşırı doymuş taneler, ince hücresel bölgeler ile sertlik özellikleri diğer üretim yöntemlerine nazaran daha yüksektir. Isıl işlem süreci ile yapı içerisinde kalıntı gerilme sonucunda yüksek dislokasyon yoğunluğu azaltılmaktadır. Eklemeli imalat proseslerinde optimum kalıntı gerilmenin mekanik özelliklere olumlu etkisinin olacağını belirtilmiştir. Bundan dolayı malzeme içerisinde aşırı biriken kalıntı gerilmeler ısıl işlem ile minimize edilmektedir. Ayrıca ısıl işlem ile birlikte tane büyümesi ve silisyum yapısının küreselleşmesi söz konusudur. Küreselleşen silisyum yapısı dislokasyon ile etkileşimleri sonrasında Orowan mekanizmaları ile mekanik özellikleri artırmaktadır (Aboulkhair ve diğ., 2015; Schmidtke ve diğ., 2011).

Döküm gibi geleneksel yöntemlerde elde edilen alüminyum malzemelerin çeşitli deformasyon veya ısıl işlem prosesleri ile mekanik özellikleri artırılabilir. Al-Si-Mg alaşımlarının sertliği yapı içerisinde oluşan silisyum ve intermetaliklerin morfolojisi, boyutu ve dağılımına bağlıdır (Lados ve diğ., 2006). SLM yöntemi ile üretilen AlSi10Mg numunelerinde 120-150HV sertlik aralığı EN 1706 döküm numunelerinin neredeyse iki katına sahiptir (Buchbinder ve diğ., 2011). Döküm prosesi sonrasında çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemi ile elde edilen sertlik SP yönteminden daha iyi olduğu görülmektedir. Fakat döküm ve ısıl işlem süreçlerinde zaman, enerji maliyeti, çevre zararı gibi etkenlerden göz önüne alınmalıdır. SP yöntemi döküm prosesi gibi yüksek enerji maliyetleri ve uzun ısıl işlem süreleri gerektirmeden daha kısa süre ve düşük sıcaklıklarda üstün mekanik özellikler sağlamaktadır.

7.6. Eğme Test Sonuçları

Üç nokta eğme testinin sonuçlarına göre elde edilen eğme mukavemetleri Şekil 7.29'da verilmiştir. Yapılan test sonuçlarına göre en yüksek eğme mukavemeti seçici lazer ergitme yöntemi ile üretilen numunede elde edilmiştir. Sıcak pres yöntemi ile üretilen AlSi10Mg alaşımının eğme mukavemeti 414 MPa iken seçici lazer ergitme yöntemi ile üretilen malzemenin eğme mukavemeti 744 MPa'dır. Toz metalurjik malzemelerde mekanik özellikler yoğunluk ve porozite ile etkilenmektedir (Grayson ve diğ., 2004). Malzemelerin mikroyapılarında pürüzlü gözeneklerin olması durumunda mekanik özellikler olumsuz etkilenmektedir. Üretilen numunelerde gözenekler homojen, küçük ve yuvarlak şekilde dağılmıştır. SLM ile üretilen malzemelerde yüksek mukavemet değerinin yüksek katılaşma oranı sayesinde oluşan ince tane boyutları, yüksek enerji ile tane sınırlarında oluşan silisyum ağları ve üretim sırasında makul seviyede tutulan artık gerilmelerden kaynaklanmaktadır (Croteau ve diğ., 2018; Shi ve diğ., 2018).

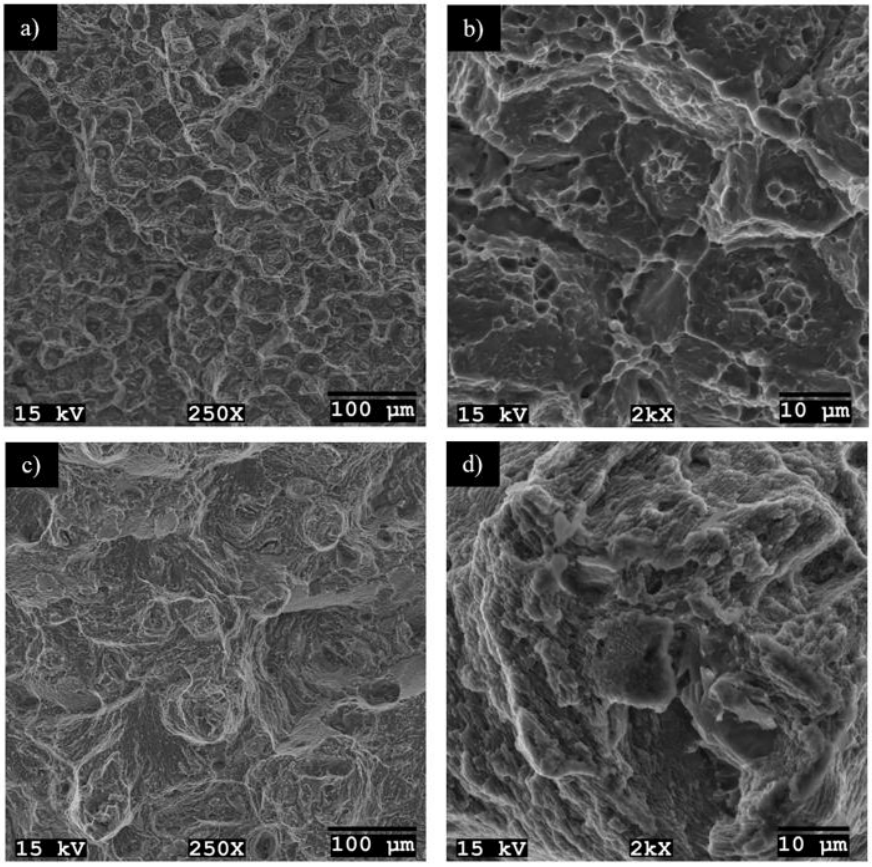


Şekil 7.29. SP ve SLM numunelerine uygulanan eğme testi sonucu yer değiştirmeye bağlı olarak eğme mukavemeti grafiği

AlSi10Mg numunelerine uygulanan eğme testi sonrasında kırılma yüzeyleri incelenmiştir. Şekil 7.30a ve b'de SP numunelerinin eğme testi sonrasında kırılma yüzeylerinin SEM görüntüsü verilmiştir. Kırılma yüzeylerinden anlaşılacağı üzere hasar yüksek enerjili partikül sınırlarından devam ederek kırılma meydana gelmiştir. SEM görüntülerinden de anlaşılacağı

üzere petek vari kırılma yüzeyi görülmektedir. Bu kırılma yüzeyi sünek karakterli malzemelerin hasarı sonrasında gözlemlenmektedir.

Şekil 7.30c ve d'de SLM numunelerinin eğme testi sonrasında oluşan kırılma yüzeyleri incelenmiştir. Yüksek enerji ile alüminyum tozlarında oksitlenme meydana gelmektedir. Böylece üretim sırasında toz partiküllerini kısmi ergitmesinde bu oksit tabakaları ergiyik havuzlarının birbirine bağlanmasında Marangoni konveksiyonu oluşturarak malzemelerde mekanik özellikleri düşürmektedir (Liu ve diğ., 2018). SLM kırılma yüzeyleri incelendiğinde SP ile elde edilen yüzeyden farklı olarak partikül sınırları artık ortadan kalkmıştır. Yapı daha homojen olduğundan difüzyonun ergime ile daha fazla olması ile daha dayanıklı bir malzemenin göstergesi olarak bu tarz bir kırılma yüzeyi ortaya çıkmıştır. SP kırılma yüzeyine benzer şekilde SLM ile elde edilen malzemede sünek kırılma göstermiştir.



Şekil 7.30. Eğme testi sonrası farklı büyütmelerde kırılma yüzeyleri a) SP 250X, b) SP 2000X, c) SLM 250X ve d) SLM 2000X

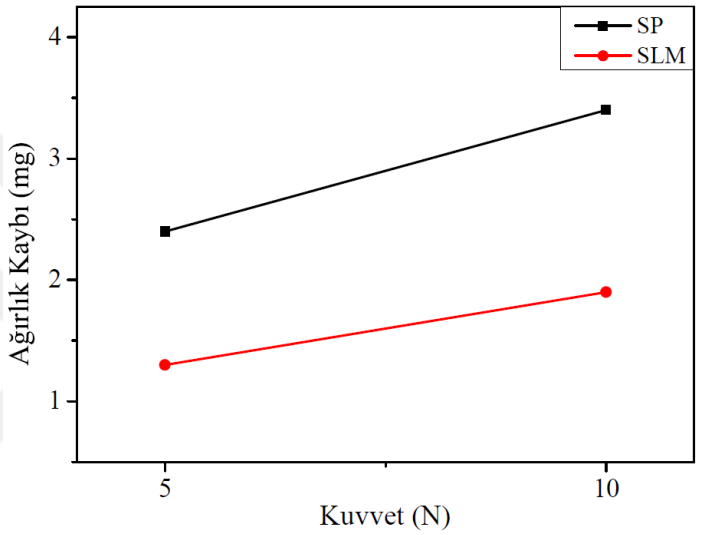
7.7. Kuru Sürtünme Aşınma Testi Sonuçları

AlSi10Mg alaşımı ciddi sürtünme ortamlarına maruz kalan otomotiv sektöründe motor bileşenlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Dolayısıyla tribolojik özelliklerinin incelenmesi önem arz etmektedir. Al-Si alaşımlarında silisyum miktarı ne kadar fazla olursa nihai malzemenin aşınma direnci o kadar yüksek olmaktadır (Kang ve diğ., 2016). SLM yöntemi kullanılarak üretilen AlSi10Mg alaşımının daha ince tane yapısı neticesinde daha yüksek aşınma özellikleri ile döküm ve/veya ekstrüzyon sonucu üretilen malzeme gruplarını geride bırakmaktadır. Eklemeli imalat sonrasında ince kolonsal tane yapısı daha üstün tribolojik özellikler göstermektedir (Kang ve diğ., 2016; Prashanth ve diğ., 2014).

Bu bilgiler ışığında 2 farklı toz metalurjik üretim yöntemi ile üretilen AlSi10Mg alaşımının tribolojik özelliklerinin incelenmesi için kuru sürtünme aşınma testi uygulanmıştır. Bu bölümde SLM ve SP ile üretilen numunelerin farklı sıcaklık ve yükler altındaki aşınma test sonuçları detaylı bir şekilde incelenmiştir. Aşınma özelliklerin belirlenmesi için ball-on-disc tipi test yöntemi seçilmiştir. Kullanım alanına bağlı olacak şekilde 5 ve 10 N yük altında 25 ve 200°C sıcaklıklarda testler gerçekleştirilmiştir. Motor bileşenlerinde genellikle çelik malzeme ile temas halinde çalışma durumu göz önüne alınarak aşınma testi için karşıt yüzey olarak 100Cr6 rulman çeliğinden üretilmiş bilyalar kullanılmıştır.

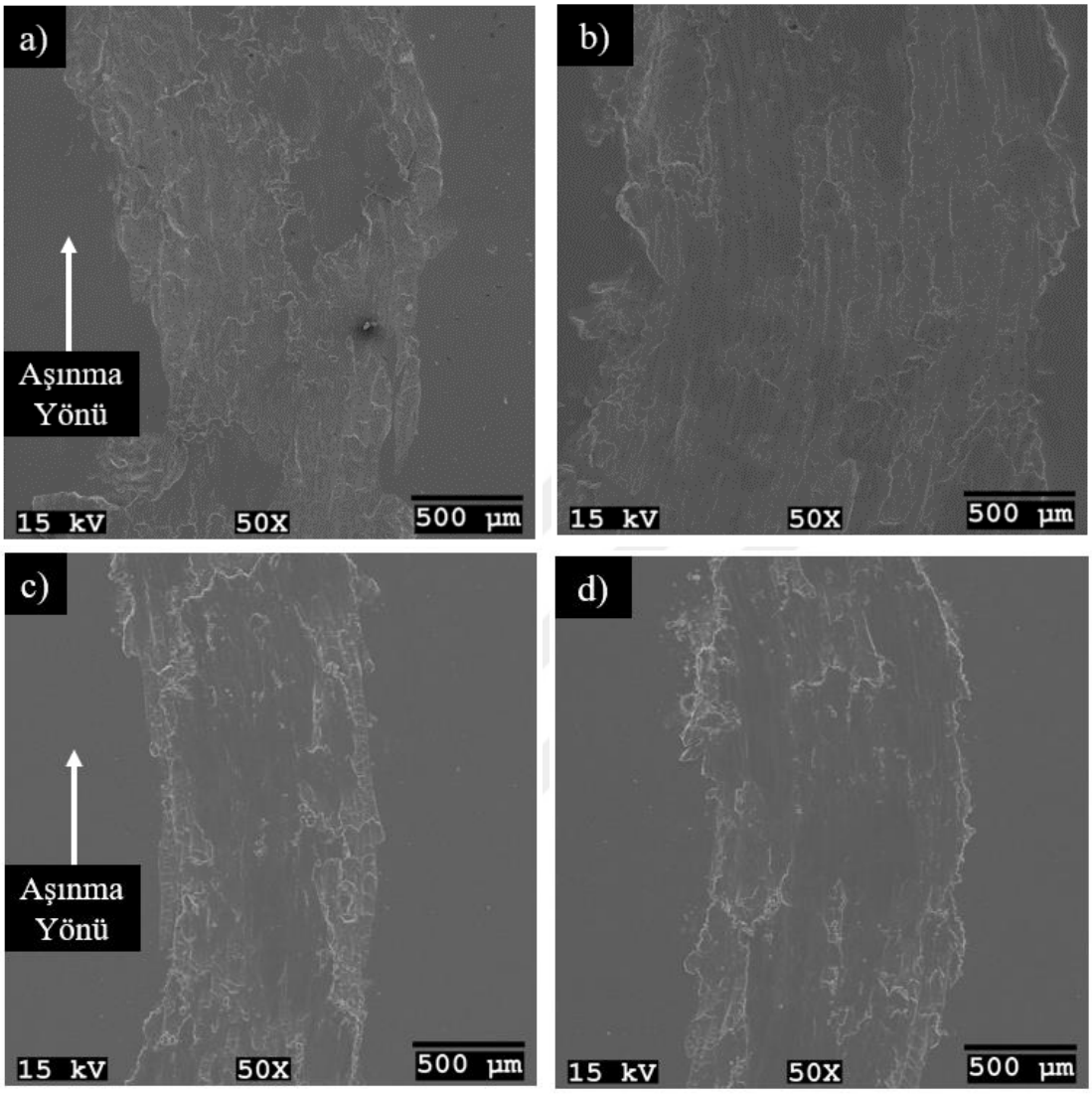
Şekil 7.31'de 25°C sıcaklıkta SP ve SLM ile üretilen numunelerin farklı yükler altında yapılan aşınma testi sonrasında elde edilen ağırlık kayıpları verilmiştir. Her iki üretim yöntemi ile üretilen numunelerde yükün artması ile birlikte ağırlık kayıpları da artmıştır. Uygulanan 5 ve 10N yük için SP ile üretilen numunelerde ağırlık kaybı sırasıyla 2.4 ile 3.4 mg iken SLM ile üretilen numunelerde ise 1.3 ile 1.9 mg olarak belirlenmiştir. Sünek malzemelerde yükün artması ile birlikte adhezif aşınma mekanizması öne çıkmaktadır. Chen ve arkadaşları; Al-Zn-Mg-Cu alaşımına bilyalı dövme işlemi yaptıktan sonra 5, 10, 30 ve 50 N yük altında aşınma testine tabi uygulamışlardır. Sürtünme testinde uygulanan yükün artması ile birlikte abrazif aşınma gösteren yüzeylerin adhezif aşınma mekanizmasına dönüştüğünü görmüşlerdir (Chen ve Zhang, 2021). Böylece artan yük ile birlikte ağrılık kaybının da artacağı öngörülmektedir. SP ve SLM ile üretilen numunelerde de artan yük

sonucunda benzer şekilde ağırlık kaybının da arttığı görülmektedir. SLM ile üretilen numunelerin aşınma özellikleri beklendiği gibi sıcak prese göre daha üstün çıkmıştır. Bunun en önemli sebebi yöntemlerin etkisinin yansıması olan sertlik değerleridir. Sıcak pres ile elde edilen numunelerin sertliği 62 HV iken SLM ile üretilen numunelerin sertliği 125 HV olarak hesaplanmış ve önceki bölümlerde tartışılmıştır.



Şekil 7.31. SP ve SLM ile üretilen numunelerin 25°C'deki aşınma testi sonucunda elde edilen ağırlık kaybı değerleri

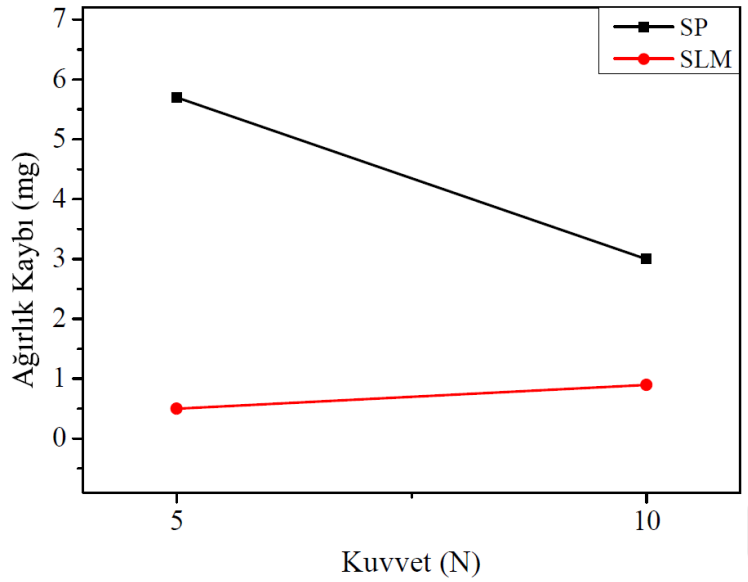
Şekil 7.32'de oda sıcaklığında farklı yüklerde aşındırılan AlSi10Mg numunelerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Yükün artması ile birlikte aşınma izinin genişliği de artmıştır. Böylece aşınma izinin hacminin artması ile birlikte Şekil 7.31'de ölçülen ağırlık kaybı değerleri birbirini desteklemektedir. SLM ile üretilen numunelerin yüksek aşınma direnci göstermesi aynı zamanda SEM görüntüleri ile desteklenmiştir. SLM numunelerinin düşük ve yüksek yük değerlerinde aşınma iz genişlikleri SP ile elde edilen numunelere göre daha dardır. Özellikle iki numune için de aşınma izlerinde yüksek miktarda deformasyon dikkati çekmektedir. Düşük sertlik ve alüminyum için nispeten yüksek sayılabilecek yük değerleri nedeniyle aşınma yüzeylerinde her iki yöntem ile elde edilen numuneler içinde oldukça yüksek miktarda deformasyon meydana gelmiştir. Deforme olan yüzeyler aşınmanın devam etmesiyle yüzeyden etkili malzeme kaybına neden olmaktadır. Özellikle adezyon aşınmasının oda sıcaklığında yapılan testlerde etkili mekanizma olduğu söylenebilir.



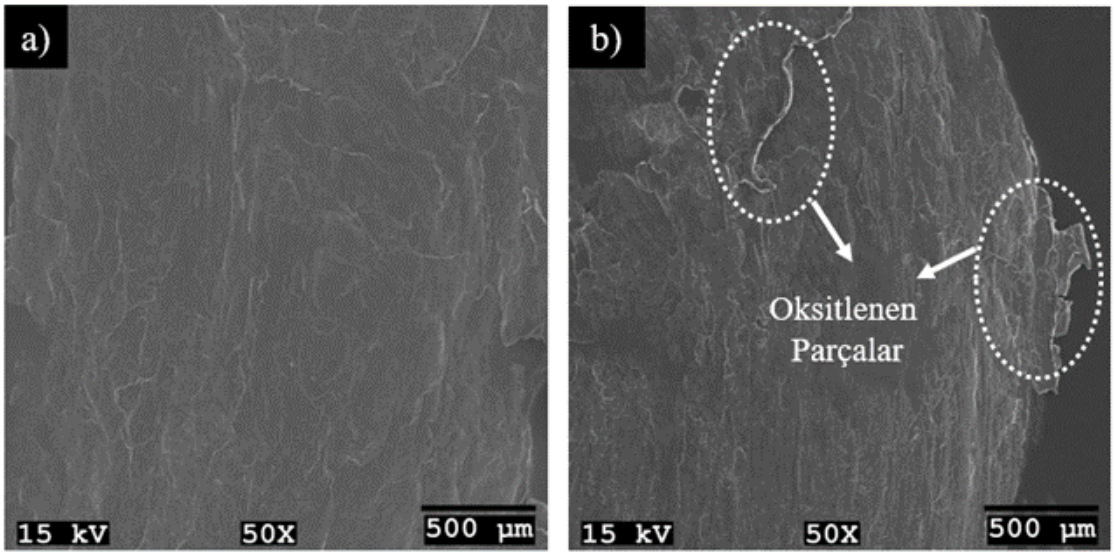
Şekil 7.32. AlSi10Mg alaşımının 25°C'de yapılan aşınma testi sonrası yüzey görüntüleri, a ve b) sırasıyla 5 ve 10 N yük uygulanmış SP ile üretilen numuneler, c ve d) sırasıyla 5 ve 10 N yük uygulanmış SLM ile üretilen numuneler

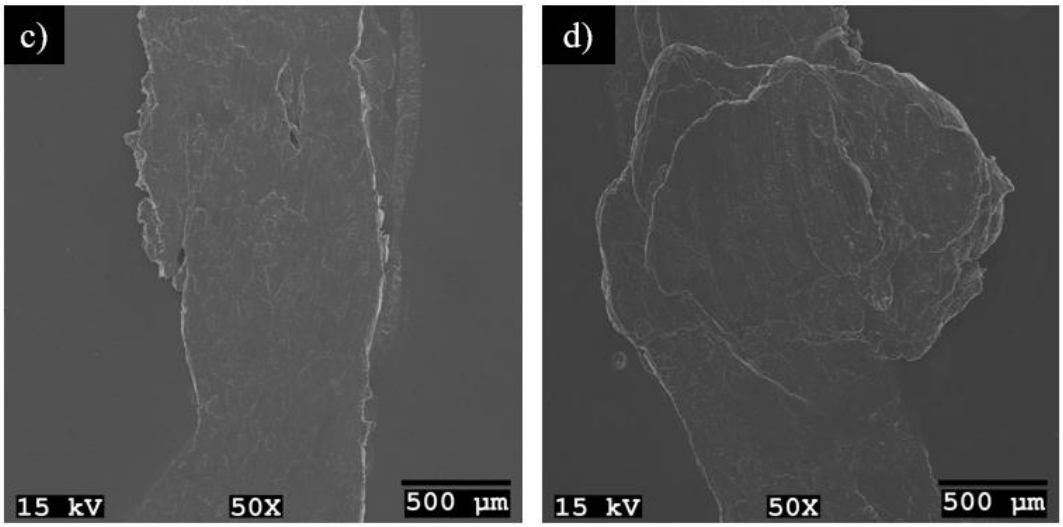
Şekil 7.33'te 200°C test sıcaklığında 5 ve 10 N yük altında aşındırılan numunelerin ağırlık kaybı değerleri verilmiştir. SP ile üretilen numunelerde ağırlık kaybı artan yük için sırasıyla ile 5,7 ve 3 mg iken SLM ile üretilen numunelerin ağırlık kayıpları 0.5 ile 0.9 mg'dır. Şekil 7.34'de görüldüğü gibi sıcaklığın 200°C olması ile birlikte SP numunesinde uygulanan yükün artması sonucunda yoğun plastik deformasyon oluşmuştur. Malzemede artık yüksek sıcaklık etkisi ile birlikte oksitlenme meydana gelmeye başlamıştır. Oksitlenme sonucuna oluşan parçacıklar bilya yüzeyi ile temas ederek malzeme yüzeyine sıvanarak adhezif aşınma

mekanizmasını devreye koymuştur. Yüksek sıcaklıkta malzemeler yük altında aşırı bir şekilde deforme olmuşlar fakat yüzeyden belirlenen aşınma süresi ve mesafesi boyunca uzaklaşamamışlardır. Bu da aşınma değerlerinin oda sıcaklığı değerlerine nazaran daha düşük çıkmasına neden olmuştur.



Şekil 7.33 SP ve SLM ile üretilen numunelerin 200°C'deki aşınma testi sonucunda elde edilen ağırlık kaybı değerleri





Şekil 7.34. AlSi10Mg alaşımının 200°C'de yapılan aşınma testi sonrası yüzey görüntüleri, a ve b) sırasıyla 5 ve 10 N yük uygulanmış SP ile üretilen numuneler, c ve d) sırasıyla 5 ve 10 N yük uygulanmış SLM ile üretilen numuneler

8. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Alüminyum alaşımları düşük yoğunluk, yüksek spesifik mukavemetleri, yüksek korozyon dayanımı, yeterli derecede elektrik ve ısı iletkenliğinden dolayı; otomotiv, havacılık ve savunma sanayinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Düşük yoğunluk, yüksek dökülebilirlik, dar katılaşma aralığından dolayı AlSi10Mg alaşımının döküm yönteminin yanı sıra son zamanlarda toz metalurjik proseslerde de üretimi yaygınlaşmaktadır. Bu deneysel çalışmada AlSi10Mg alaşımı seçici lazer ergitme ve sıcak pres yöntemi ile üretilmiş ve karakterizasyonu yapılmıştır.

Eklemeli imalat ile üretilen AlSi10Mg alaşımının yüksek soğuma oranlarından dolayı mekanik özellikleri sıcak pres ile üretilen malzemelere göre daha yüksektir. Malzemelerin üretim yöntemlerine göre sertlik, eğme ve aşınma testi sonuçları bunu kanıtlamıştır.

Sıcak pres yöntemi ile malzeme üretimi her alaşım grubu için uygun değildir. Özellikle alaşımın kimyasal kompozisyonuna göre sıvı faz oluşma ihtimali olan alaşımlar için süreç oldukça zordur. Üretim sırasında sıvı faz oluşumu istenmez veya sıvı faz oluşacak ise kalıbı terk etmemesi istenir. Bu noktada proses optimizasyonları bakımından güvenilir termodinamik veriler ile sinterleme sıcaklıkları belirlenmelidir.

Proses parametrelerin optimizasyonu bakımından güvenilir termodinamik veriler CALPHAD (CALculation of PHAse Diagram) metodolojisi ile sağlanmıştır. CALPHAD metodoloji ile termodinamik, termokinetik, termofiziksel, termomekanik analizler gerçekleştirilmektedir. Bu tez kapsamında Thermo-Calc yazılımı 2021b versiyonunda TCAL8 alüminyum termodinamik veri tabanı kullanılmıştır. Thermo-Calc yazılımı ile alaşımın kimyasal kompozisyonuna göre faz analizi, sinterleme sıcaklıkları, sinterleme sırasında meydana gelen sıvı fazın analizi gerçekleştirilmiştir.

Thermo-Calc yazılımı ile AlSi10Mg alaşımının termodinamik analizi sonucunda kritik dönüşüm sıcaklıkları ve oluşan fazlar hesaplanmıştır. AlSi10Mg alaşımının 582°C'de katılaşmaya başlamaktadır. Ötektik altı bir alaşım olan AlSi10Mg alaşımı α-Al ile katılaşmaya başlamaktadır. Al-Si ikili alaşım sisteminde meydana gelen ötektik reaksiyon

574°C'de meydana gelmektedir. 563°C'de ise AlSi10Mg alaşımı ötektik reaksiyonun tamamlaması ile katılaşma tamamlanmaktadır. Al-Si-Mg alaşımında, Mg ilavesi ile ısıl işlem ile mukavemet artışı sağlayan Mg_2Si intermetalikleri 520°C'de yapıda oluşmaktadır.

CALPHAD metodolojisi ile hesaplanan kritik dönüşüm sıcaklıkları doğrultusunda AlSi10Mg alaşımının sinterleme sıcaklığı 530 ve 565°C olarak belirlenmiştir. 565°C'de yapılan termodinamik analiz sonucunda AlSi10Mg alaşımında hacimce %3'lük bir sıvı fazın oluşumu görülmektedir. Sıcak pres ile sinterleme sonucunda oluşan sıvı faz kalıptan sızmıştır. Kalıptan sızan sıvı fazdan EDS analizleri alınmıştır. Farklı noktalardan alınan analizler Thermo-Calc yazılımında analizi yapılmıştır. Yapılan analizler sonucunda her bir bileşim için sıvı faz oluştuğu belirlenmiştir. Bu kapsamda AlSi10Mg alaşımı için optimum sinterleme sıcaklığı (530°C) CALPHAD metodolojisi ile belirlenmiştir.

Toz metalurjik proseslerde gözeneklilik malzeme özelliklerini etkilediğinden ötürü her iki üretim yöntemi ile üretilen numunelerde yoğunluk ölçümü yapılmıştır. SLM yöntemi ile üretilen numunelerde katman katman üretim ve yöresel ergitmeler ötürü bir alt katmanda kalan gözenek bir üst katman üretimi sırasında doldurulmaktadır. Böylece yüksek yoğunluklu malzemelerde elde edilebilmektedir. SP yönteminde ise hem sıcaklık hem de basınç uygulanması ile birlikte daha düşük sıcaklık ve sürelerde yüksek yoğunlukta malzeme üretimi söz konusudur. Thermo-Calc yazılımı ile AlSi10Mg alaşımının teorik yoğunluğu 2.65 g/cm^3 hesaplanmıştır. Her iki üretim yönteminde de ölçülen yoğunluğun teorik yoğunluğa oranı sonucunda %99'un üzerinde yoğunluk elde edilmiştir.

Her iki üretim yönteminin hammaddesi tozdur. Dolayısıyla geleneksel döküm yöntemlerinden daha farklı bir mikroyapı beklenmektedir. Toz partiküllerinde hızlı katılaşmadan ötürü daha ince tane mikroyapı görülmektedir. SEM incelemeleri sonucunda SP ile üretilen numunelerde iğnemsi silisyum kristallerinden ziyade daha homojen ve yuvarlık hatlı silisyumlar görülmüştür. Buda geleneksel döküm yöntemlerinde oluşan kaba ve iğnemsi silisyumların getirdiği olumsuz etkileri ortadan kaldırmaktadır. Böylece homojen bir mikroyapı elde edilmiştir. SLM yönteminde ise kısmı ergime ve hızlı katılaşmadan ötürü mikroyapıda farklı bölgeler görülmektedir. Enerjinin yoğun olduğu bölgelerde daha ince

mikroyapı elde ederken daha az enerjinin temas ettiği noktalarda kaba mikroyapılar elde edilmektedir. SLM prosesinde enerjinin dağılımına bağlı olacak şekilde büyüme mekanizmaları da değişmektedir. Lazer yönüne dik ve paralel konumda farklı ısı iletimleri sonucunda kolonsal ve eş eksenli büyüme mekanizmaları değişecektir. Bunun sonucunda SLM ile üretilen numunelerde yüksek anizotropiye yol açacaktır.

AlSi10Mg alaşımının SLM ve SP ile üretimi sonrasında elde edilen sertlik değerleri sırasıyla 125 ve 62 HV olarak ölçülmüştür. SLM prosesinde meydana gelen yüksek aşırı soğuma sonucunda mikroyapı ve oluşan fazların değişimi ile yapının sertlik değeri yaklaşık olarak 2 katına çıkmıştır. Ayrıca ince tane boyutu, katı ergiyik sertleşmesi, dislokasyon yoğunluğunun artması, kalıntı gerilme ve anizotropi gibi parametreler SLM prosesinde yüksek mekanik özellikler sağlamaktadır.

Toz metalurjik malzemelerde mekanik özellikler yoğunluk ve porozite ile etkilenmektedir. Eğme testi sonucunda her iki üretim yönteminde de hasar mekanizması farklı gerçekleşerek kırılma meydana gelmiştir. SP ile üretilen numunelerde kırılma yüksek enerjili bölgeler olan partikül sınırlarında gerçekleşmiştir. SLM prosesinde yüksek hızda ergime ve katılaşmadan kaynaklı oksitlenme meydana gelmektedir. Eğme testinde hasar genellikle ergiyik havuzlarından ilerlemektedir. Bu durumda Marangoni konveksiyonu oluşturarak SLM numunelerinde mekanik özellikleri etkilemektedir.

Mekanik özelliklerin karakterizasyonunda SLM ve SP numunelerine uygulanan aşınma testi sonuçlarına göre oda sıcaklığında uygulanan yükün artması ile birlikte malzemelerde ağırlık kaybı artmaktadır. SLM prosesi ile üretilen numunelerde oda sıcaklığında yapılan aşınma testi sonrasındaki ağırlık kaybı SP prosesi ile üretile numunelerden daha azdır. Bunun temel sebebi SLM ile üretilen numunelerde yüksek katılaşma hızı, kalıntı gerilme, ince tane boyutundan kaynaklı yüksek sertlik değerindendir. Sıcaklığın artması ile farklı yüklerde aşındırılan numunelerde karşılaşılan mekanizma tamamen farklıdır. Yüksek sıcaklıkta yükün artması ile birlikte yoğun plastik deformasyon meydana gelmektedir. Ayrıca yüksek sıcaklıkta meydana gelen oksitlenme olmaktadır. Bu oksit parçacıkları bilya yüzeyi ile temas ederek malzeme yüzeyine sıvanarak adhezif aşınma mekanizmasını devreye koymuştur.

Fakat aşınma süresi ve mesafesi boyunca yüzeyden kopamamışlardır. Bunun sonucunda yüksek sıcaklıkta yapılan testte daha düşük ağırlık kayıpları elde edilmiştir.

KAYNAKLAR

Aboulkhair N. T., Simonelli M., Parry L., Ashcroft I., Tuck C., Hague, R. (2019). 3D Printing of Aluminium Alloys: Additive Manufacturing of Aluminium Alloys Using Selective Laser Melting. *Progress in Materials Science, 106,* 100578.

Aboulkhair N. T., Tuck C., Ashcroft I., Maskery I., Everitt N. M. (2015). On the Precipitation Hardening of Selective Laser Melted AlSi10Mg. *Metallurgical and Materials Transactions A, 46*(8), 3337-3341.

Ahmad Z. (2012). *Aluminium Alloys: New Trends in Fabrication and Applications*: BoD–Books on Demand.

Akyıldız Y., Öztürk O., Simsar B. (2021). Al-10Si-xMg Alaşımının CALPHAD Metodolojisi ile Termodinamik Karakterizasyonu, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 25(3),* 699-704

Ao X., Xia H., Liu J., He Q., Lin, S. (2021). A Numerical Study of Irregular Eutectic in Al-Si Alloys Under a Large Undercooling. *Computational Materials Science, 186*, 110049.

Arockiasamy A., German R. M., Wang P., Horstemeyer M., Morgan W., Park S., Otsuka, I. (2011). Sintering Behaviour of Al-6061 Powder Produced by Rapid Solidification Process. *Powder Metallurgy, 54*(3), 354-359.

Aryshenskii E., Hirsch J., Bazhin V., Kawalla R., Ulrich P. (2019). Impact of Zener-Hollomon Parameter on Substructure and Texture Evolution During Thermomechanical Treatment of Iron-Containing Wrought Aluminium Alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 29*(5), 893-906.

Avcu E. (2017). The Influences of ECAP on the Dry Sliding Wear Behaviour of AA7075 Aluminium Alloy. *Tribology International, 110*, 173-184.

Aversa A., Marchese G., Saboori A., Bassini E., Manfredi D., Biamino S., Lombardi M. (2019). New Aluminum Alloys Specifically Designed for Laser Powder Bed Fusion: A Review. *Materials, 12*(7), 1007.

Aydın H., Gören R., Cengiz N. M. (2020). İkiz Merdane Yöntemi ile 1xxx Serisi Alüminyum Levha Üretimindeki Proses Parametrelerinin Özellikleri Üzerindeki Etkisi. *Mühendislik Bilimleri ve Tasarım Dergisi, 8*(1), 146-152.

Bai S., Perevoshchikova N., Sha Y., Wu X. (2019). The Effects of Selective Laser Melting Process Parameters on Relative Density of the AlSi10Mg Parts and Suitable Procedures of the Archimedes Method. *Applied Sciences, 9*(3), 583.

Bandyopadhyay A., Bose S. (2019). *Additive Manufacturing*: CRC press.

Barooah R. K., Paiva J. M., Arif A., Rawal S., Bose B., Veldhuis S. (2021). Investigation on Wear Mechanisms of PVD Coatings for Form Taps in Threading of Al–Si Alloy. *Wear, 464*, 203528.

Belov N. A., Eskin D. G., Aksenov, A. A. (2005). *Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys*: Elsevier.

Benedyk J. (2010). Aluminum Alloys for Lightweight Automotive Structures. In *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles* (pp. 79-113): Elsevier.

Bhavar V., Kattire P., Patil V., Khot S., Gujar K., Singh, R. (2017). A Review on Powder Bed Fusion Technology of Metal Additive Manufacturing. *Additive Manufacturing Handbook*, 251-253.

Buchbinder D., Schleifenbaum H., Heidrich S., Meiners W., Bültmann J. (2011). High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts. *Physics Procedia, 12*, 271-278.

Ch S. R., Raja A., Jayaganthan R., Vasa N., Raghunandan, M. (2020). Study on the Fatigue Behaviour of Selective Laser Melted AlSi10Mg Alloy. *Materials Science and Engineering: A, 781*, 139180.

Cha S. C., Hong S.-H., Kim I., Kim M.-Y., Park J., Suh J.-Y., Jung W.-S. (2016). CALPHAD-Based Alloy Design for Advanced Automotive Steels-Part I: Development of Bearing Steels with Enhanced Strength and Optimized Microstructure. *Calphad, 54*, 165-171.

Chen C., Zhang, H. (2021). Characteristics of Friction and Wear of Al-Zn-Mg-Cu Alloy after Application of Ultrasonic Shot Peening Technology. *Surface and Coatings Technology, 423*, 127615.

Chen J., Wei H., Zhang X., Peng Y., Kong J., Wang, K. (2021). Flow Behavior and Microstructure Evolution During Dynamic Deformation of 316 L Stainless Steel Fabricated by Wire and Arc Additive Manufacturing. *Materials & Design, 198*, 109325.

Choi Y., Lee J., Panicker S. S., Jin H.-K., Panda S. K., Lee, M.-G. (2020). Mechanical Properties Springback and Formability of W-Temper and Peak Aged 7075 Aluminum Alloy Sheets: Experiments and Modeling. *International Journal of Mechanical Sciences, 170*, 105344.

Costas M., Morin D., De Lucio M., Langseth, M. (2020). Testing and Simulation of Additively Manufactured AlSi10Mg Components Under Quasi-Static Loading. *European Journal of Mechanics-A/Solids, 81*, 103966.

Cozmei C., Caloian, F. (2012). Additive Manufacturing Flickering at the Beginning of Existence. *Procedia Economics and Finance, 3*, 457-462.

Croteau J. R., Griffiths S., Rossell M. D., Leinenbach C., Kenel C., Jansen V., Vo, N. Q. (2018). Microstructure and Mechanical Properties of Al-Mg-Zr Alloys Processed by Selective Laser Melting. *Acta Materialia, 153*, 35-44.

Cunningham C., Flynn J., Shokrani A., Dhokia V., Newman, S. (2018). Invited Review Article: Strategies and Processes for High Quality Wire Arc Additive Manufacturing. *Additive Manufacturing, 22*, 672-686.

Çelik İ., Karakoç F., Çakır M. C., Duysak, A. (2013). Hızlı Prototipleme Teknolojileri ve Uygulama Alanları. *Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*(031), 53-70.

Çetin A. (2017) *Alüminyum Döküm Alaşımları*.

Dahle A., Nogita K., McDonald S., Dinnis C., Lu L. (2005). Eutectic Modification and Microstructure Development in Al–Si Alloys. *Materials Science and Engineering: A, 413*, 243-248.

Dai D., Gu D. (2014). Thermal Behavior and Densification Mechanism During Selective Laser Melting of Copper Matrix Composites: Simulation and Experiments. *Materials & Design, 55*, 482-491.

Dariusz L., Pawel, G. (2020). Estimation of Extrusion Welding Conditions for 6xxx Aluminum Alloys. *Procedia Manufacturing, 47*, 253-260.

Delikanlı K., Sofu M. M., Bekçi, U. (2005). Üretim Sektöründe Hızlı Direkt İmalat Sistemlerinin Yeri ve Önemi. *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 4*, 33-39.

Derekar K. (2018). A Review of Wire Arc Additive Manufacturing and Advances in Wire Arc Additive Manufacturing of Aluminium. *Materials Science and Technology, 34*(8), 895-916.

Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li, H. (2015). Wire-Feed Additive Manufacturing of Metal Components: Technologies, Developments and Future Interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 81*(1), 465-481.

Dong Z., Liu Y., Zhang Q., Ge J., Ji S., Li W., Liang J. (2020). Microstructural Heterogeneity of AlSi10Mg Alloy Lattice Structures Fabricated by Selective Laser Melting: Phenomena and Mechanism. *Journal of Alloys and Compounds, 833*, 155071.

Dutta B., Froes F. (2016). Additive Manufacturing of Titanium Alloys: State of the Art, Challenges and Opportunities.

Dwight J. (1998). *Aluminium Design and Construction*: CRC Press.

Eren H. *Al-Si Alaşımının Mekanik Özelliklerine Magnezyum Elementinin Etkileri.* Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 2017, 466592.

Frazier W. E. (2014). Metal Additive Manufacturing: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance, 23*(6), 1917-1928.

Froes F. H., Boyer, R. (2019). *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*: Elsevier.

Gan J.Q., Huang Y.J., Cheng W., Jun, D. (2020). Effect of Sr Modification on Microstructure and Thermal Conductivity of Hypoeutectic Al− Si Alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 30*(11), 2879-2890.

Gebhardt A., Hötter J.S. (2016). *Additive Manufacturing: 3D Printing for Prototyping and Manufacturing*: Carl Hanser Verlag GmbH Co KG.

Georgantzia E., Gkantou M., Kamaris G. S. (2021). Aluminium Alloys As Structural Material: A Review of Research. *Engineering Structures, 227*, 111372.

German R. M. (1998). Powder Metallurgy of Iron and Steel. *John Wiley & Sons, Inc, 605 Third Ave, New York, NY 10016, USA, 1998. 496*.

Giovagnoli M., Tocci M., Fortini A., Merlin M., Ferroni M., Migliori A., Pola, A. (2020). Effect of Different Heat-Treatment Routes on the Impact Properties of an Additively Manufactured AlSi10Mg Alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 140671.

Gong X., Anderson T., Chou, K. (2012). *Review on Powder-Based Electron Beam Additive Manufacturing Technology.* Paper Presented at the International Symposium on Flexible Automation.

Grasso M., Colosimo B. M. (2017). Process Defects and In Situ Monitoring Methods in Metal Powder Bed Fusion: A Review. *Measurement Science and Technology, 28*(4), 044005.

Grayson G., Schaffer G., Griffiths J. (2004). *On the Fatigue of Sintered Aluminium Alloys.* Paper Presented at the Materials Forum.

Gu C., Lu Y., Cinkilic E., Miao J., Klarner A., Yan X., Luo A. A. (2019). Predicting Grain Structure in High Pressure Die Casting of Aluminum Alloys: A Coupled Cellular Automaton and Process Model. *Computational Materials Science, 161*, 64-75.

Gu D. (2015). *Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials*: Springer.

Gu D., Hagedorn Y.C., Meiners W., Meng G., Batista R. J. S., Wissenbach K., Poprawe, R. (2012). Densification Behavior, Microstructure Evolution, and Wear Performance of Selective Laser Melting Processed Commercially Pure Titanium. *Acta Materialia, 60*(9), 3849-3860.

Gu D. D., Meiners W., Wissenbach K., & Poprawe, R. (2012). Laser Additive Manufacturing of Metallic Components: Materials, Processes and Mechanisms. *International Materials reviews, 57*(3), 133-164.

Habashi F. (1997). Handbook of Extractive Metallurgy, Volume. In: Wiley-VCH, Federal Republic of Germany.

He C., Luo B., Zheng Y., Yin Y., Bai Z., & Ren, Z. (2019). Effect of Sn on Microstructure and Corrosion Behaviors of Al-Mg-Si Alloys. *Materials Characterization, 156*, 109836.

Herderick E. (2011). Additive Manufacturing of Metals: A Review. *Mater. Sci. Technol, 1413*.

Hernandez F. C. R., Ramírez J. M. H., Mackay, R. (2017). *Al-Si Alloys: Automotive, Aeronautical and Aerospace Applications*: Springer.

Hodgson D. E., Wu M. H., Biermann R. J. (1990). ASM Handbook, Volume 2, Properties and Selection, Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. In: ASM Handbook Committee (Materials Park: ASM International).

Ion J. (2005). *Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application*: Elsevier.

İsmail Ö. *Stronsiyum, Titanyum ve Bor İlavesiyle A356 Alüminyum Alaşımının Mekanik ve Korozyon Özelliklerinin Geliştirilmesi.* Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2019, 542850.

Ji S., Yang W., Gao F., Watson D., Fan Z. (2013). Effect of Iron on the Microstructure and Mechanical Property of Al–Mg–Si–Mn and Al–Mg–Si diecast Alloys. *Materials Science and Engineering: A, 564*, 130-139.

Jia Q., Gu, D. (2014). Selective Laser Melting Additive Manufacturing of Inconel 718 Superalloy Parts: Densification, Microstructure and Properties. *Journal of Alloys and Compounds, 585*, 713-721.

Jian Z., Qian G., Paolino D., Tridello A., Berto F., Hong Y. (2021). Crack Initiation Behavior and Fatigue Performance Up to Very-High-Cycle Regime of AlSi10Mg Fabricated by Selective Laser Melting with Two Powder Sizes. *International Journal of Fatigue, 143*, 106013.

Jiang W., Fan Z., Liu D., Liao D., Dong X., Zong X. (2013). Correlation of Microstructure with Mechanical Properties and Fracture Behavior of A356-T6 Aluminum Alloy Fabricated by Expendable Pattern Shell Casting with Vacuum and Low-Pressure, Gravity Casting and Lost Foam Casting. *Materials Science and Engineering: A, 560*, 396-403.

Jing C., Wei H., Xiuzhuan W., Songlin C., Zhiyi Y. (2020). Microstructure, Porosity and Mechanical Properties of Selective Laser Melted AlSi10Mg. *Chinese Journal of Aeronautics, 33*(7), 2043-2054.

Kang N., Coddet P., Chen C., Wang Y., Liao H., Coddet, C. (2016). Microstructure and Wear Behavior of In-Situ Hypereutectic Al–High Si Alloys Produced by Selective Laser Melting. *Materials & Design, 99*, 120-126.

Kang N., Coddet P., Liao H., Baur T., Coddet, C. (2016). Wear Behavior and Microstructure of Hypereutectic Al-Si Alloys Prepared by Selective Laser Melting. *Applied Surface Science, 378*, 142-149.

Karaarslan M. H. (2015). 3 Boyutlu Yazdırma Teknolojisi: Sosyo-Ekonomik Etkileri İçin Yeni Ufuklar.

Karakılınç U., Yalçın B., & Ergene, B. Toz Yataklı/Beslemeli Eklemeli İmalatta Kullanılan Partiküllerin Uygunluk Araştırması ve Partikül İmalat Yöntemleri. *Politeknik Dergisi, 22*(4), 801-810.

Karakulak E. *Al-Si-xCu Alaşımlarının Dökümü ve Karakterizasyonu.* Doktora Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2013, 342564.

Kaufman J. G. (2000). *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*: ASM International.

Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. (2015). Processing AlSi10Mg by Selective Laser Melting: Parameter Optimisation and Material Characterisation. *Materials Science and Technology, 31*(8), 917-923.

Kim I., Song M., Kim J., Hong, S. (2020). Effect of Added Mg on the Clustering and Two-Step Aging Behavior of Al–Cu Alloys. *Materials Science and Engineering: A, 798*, 140123.

King J. R. (2001). *The Aluminium Industry*: Elsevier.

Koju R., Mishin, Y. (2020). Atomistic Study of Grain-Boundary Segregation and Grain-Boundary Diffusion in Al-Mg Alloys. *Acta Materialia, 201*, 596-603.

Koprowski P., Lech-Grega M., Augustyn B., Boczkal S., Ożóg M., Uliasz, P., Szymański, W. (2020). The Effect of Low Content Additives on Strength, Resistivity and Microstructural Changes in Wire Drawing of 1xxx Series Aluminium Alloys for Electrical Purposes. *Materials Today Communications*, 101039.

Körner C. (2016). Additive Manufacturing of Metallic Components by Selective Electron Beam Melting—A Review. *International Materials Reviews, 61*(5), 361-377.

Kvackaj T. (2011). *Aluminium Alloys: Theory and Applications*: BoD–Books on Demand.

L'Haridon-Quaireau S., Laot M., Colas K., Kapusta B., Delpech S., Gosset, D. (2020). Effects of Temperature and pH on Uniform and Pitting Corrosion of Aluminium Alloy 6061-T6 and Characterisation of the Hydroxide Layers. *Journal of Alloys and Compounds*, 155146.

Lados D. A., Apelian D., Donald J. K. (2006). Fatigue Crack Growth Mechanisms at the Microstructure Scale in Al–Si–Mg Cast Alloys: Mechanisms in the Near-Threshold Regime. *Acta Materialia, 54*(6), 1475-1486.

Lan J., Shen X., Liu J., Hua, L. (2019). Strengthening Mechanisms of 2A14 Aluminum Alloy with Cold Deformation Prior to Artificial Aging. *Materials Science and Engineering: A, 745*, 517-535.

Lervik A., Marioara C. D., Kadanik M., Walmsley J., Milkereit B., Holmestad R. (2020). Precipitation in an Extruded AA7003 Aluminium Alloy: Observations of 6xxx-Type Hardening Phases. *Materials & Design, 186*, 108204.

Li K., Li W., Zhang G., Zhu W., Zheng F., Zhang D., Wang, M. (2019). Effects of Si Phase Refinement on the Plasma Electrolytic Oxidation of Eutectic Al-Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds, 790*, 650-656.

Li M., Omura N., Murakami Y., Matsui I., Tada, S. (2020). A Comparative Study of the Primary Phase Formation in Al–7 wt% Si and Al–17 wt% Si Alloys Solidified by Electromagnetic Stirring Processing. *Materials Today Communications*, 101146.

Li M., Tamura T., Omura N., Murakami Y., Tada S., Miwa K., Takahashi, K. (2014). Refinement of Intermetallic Compounds and Aluminum Matrix in 3xxx Aluminum Alloys Solidified by an Electromagnetic Vibration Technique. *Journal of Alloys and Compounds, 610*, 606-613.

Li Q., Shang Z., Sun X., Fan C., Su R., Richter N. A., Wang H. (2021). High-Strength and Tunable Plasticity in Sputtered Al–Cr Alloys with Multistage Phase Transformations. *International Journal of Plasticity, 137*, 102915.

Li W., Li S., Liu J., Zhang A., Zhou Y., Wei, Q., 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.

Li Y., Li H., Katgerman L., Du Q., Zhang J., Zhuang, L. (2020). Recent Advances in Hot Tearing During Casting of Aluminium Alloys. *Progress in Materials Science*, 100741.

Li Y., Yue Q., He J., Zhao F., Wang, H. (2020). When Will the Arrival of China's Secondary Aluminum Era *Resources Policy, 65*, 101573.

Lin Y., Luo S.C., Huang J., Yin L.X., Jiang, X.-Y. (2018). Effects of Solution Treatment on Microstructures and Micro-Hardness of a Sr-Modified Al-Si-Mg Alloy. *Materials Science and Engineering: A, 725*, 530-540.

Liu Y., Liu Z., Jiang Y., Wang G., Yang Y., Zhang, L. (2018). Gradient in Microstructure and Mechanical Property of Selective Laser Melted AlSi10Mg. *Journal of Alloys and Compounds, 735*, 1414-1421.

Liu Z., Zhang D., Sing S., Chua C., Loh, L. (2014). Interfacial Characterization of SLM Parts in Multi-Material Processing: Metallurgical Diffusion Between 316L Stainless Steel and C18400 Copper Alloy. *Materials Characterization, 94*, 116-125.

Lu X., Luo H., Yang S., Wei Y., Xu J., Yao Z. (2020). Two-Step Foaming Process Combined with Hot-Rolling in Fabrication of an Aluminium Foam Sandwich Panel. *Materials Letters, 265*, 127427.

Lumley R. (2010). *Fundamentals of Aluminium Metallurgy: Production, Processing and Applications*: Elsevier.

Lumley R. (2018). *Fundamentals of Aluminium Metallurgy: Recent Advances*: Woodhead Publishing.

Ma M., Wang Z., Gao M., Zeng X. (2015). Layer Thickness Dependence of Performance in High-Power Selective Laser Melting of 1Cr18Ni9Ti Stainless Steel. *Journal of Materials Processing Technology, 215*, 142-150.

Malekipour E., El-Mounayri, H. (2018). Common Defects and Contributing Parameters in Powder Bed Fusion AM Process and Their Classification for Online Monitoring and Control: A Review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 95*(1), 527-550.

Manfredi D., Calignano F., Krishnan M., Canali R., Ambrosio E. P., Atzeni, E. (2013). From Powders to Dense Metal Parts: Characterization of a Commercial AlSiMg Alloy Processed Through Direct Metal Laser Sintering. *Materials, 6*(3), 856-869.

Mani M., Lane B. M., Donmez M. A., Feng S. C., Moylan S. P. (2017). A Review on Measurement Science Needs for Real-Time Control of Additive Manufacturing Metal Powder Bed Fusion Processes. *International Journal of Production Research, 55*(5), 1400-1418.

Mertens A., Delahaye J., Dedry O., Vertruyen B., Tchuindjang J. T., Habraken, A. M. (2020). Microstructure and Properties of SLM AlSi10Mg: Understanding the Influence of the Local Thermal History. *Procedia Manufacturing, 47*, 1089-1095.

Mishra R. S., Sidhar, H. (2016). *Friction Stir Welding of 2xxx Aluminum Alloys Including Al-Li Alloys*: Butterworth-Heinemann.

Monroy K., Delgado J., Ciurana, J. (2013). Study of the Pore Formation on CoCrMo Alloys by Selective Laser Melting Manufacturing Process. *Procedia Engineering, 63*, 361-369.

Naik M. P., Padal, K. B. (2019). A Review on Friction and Wear Performance of Al-Si Alloy/Steel Tribopair. *Materials Today: Proceedings, 18*, 5502-5506.

Negi S., Nambolan A. A., Kapil S., Joshi P. S., Manivannan R., Karunakaran, K., Bhargava, P. (2019). Review on Electron Beam Based Additive Manufacturing. *Rapid Prototyping Journal*.

Olakanmi E., Cochrane R., Dalgarno, K. (2011). Densification Mechanism and Microstructural Evolution in Selective Laser Sintering of Al–12Si Powders. *Journal of Materials Processing Technology, 211*(1), 113-121.

Olakanmi E. O., Cochrane R., Dalgarno, K. (2015). A Review on Selective Laser Sintering/Melting (SLS/SLM) of Aluminium Alloy Powders: Processing, Microstructure and Properties. *Progress in Materials Science, 74*, 401-477.

Oliveira R., Costa T. A., Dias M., Konno C., Cheung N., Garcia, A. (2020). Transition From High Cooling Rate Cells to Dendrites in Directionally Solidified Al-Sn-(Pb) Alloys. *Materials Today Communications, 25*, 101490.

Oztan C., Coverstone V. (2021). Utilization of Additive Manufacturing in Hybrid Rocket Technology: A Review. *Acta Astronautica, 180*, 130-140.

Özer G., (2020). Eklemeli Üretim Teknolojileri Üzerine Bir Derleme. *Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, 9*(1), 606-621.

Özsoy K., Duman, B. (2017). Eklemeli İmalat (3 Boyutlu Baskı) Teknolojilerinin Eğitimde Kullanılabilirliği. *International Journal of 3D Printing Technologies and Digital Industry, 1*(1), 36-48.

Panov I., Dochev B., Manolov V., Veliko, A., Diyakova V., Kuzmanov P. (2019). Investigation of the Potential of Simultaneous Modification of Hypereutectic Aluminum-Silicon AlSi18 Alloy with Conventional and Nano-Modifier. *IFAC-PapersOnLine, 52*(25), 488-493.

Patil V., Janawade S., Kulkarni S. N., Biradar, A. (2020). Studies on Mechanical Behavior and Morphology of Alumina Fibers Reinforced with Aluminium-4.5% Copper Alloy Metal Matrix Composites. *Materials Today: Proceedings*.

Pavan M. V., Balamurugan K., Balamurugan, P. (2020). *Compressive Test Fractured Surface Analysis on PLA-Cu Composite Filament Printed at Different FDM Conditions.* Paper Presented at the IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.

Peel M., Steuwer A., Preuss M., Withers, P. (2003). Microstructure, Mechanical Properties and Residual Stresses as a Function of Welding Speed in Aluminium AA5083 Friction Stir Welds. *Acta Materialia, 51*(16), 4791-4801.

Pham C. H., Rasmussen, K. J. (2019). Mechanical Properties and Residual Stresses in Cold-Rolled Aluminium Channel Sections. *Engineering Structures, 199*, 109562.

Polmear I. (1995). Metallurgy of the Light Metals. *Light Alloys, Third ed., Edward Arnold, London*.

Polmear I. (2005). *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*: Elsevier.

Poole W., Embury J., Lloyd, D. (2011). Work Hardening in Aluminium Alloys. In *Fundamentals of Aluminium Metallurgy* (pp. 307-344): Elsevier.

Poyraz M.P. *Effect of Mechanical Vibration on The Microstructure and The Mechanical Properties of 7075 Aluminum Alloy Produced by Semi-Solid Melting Method.* Yüksek Lisans Tezi, Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2019, 593255.

Prabhu R., Devaraju, A. (2020). Recent Review of Tribology, Rheology of Biodegradable and FDM Compatible Polymers. *Materials Today: Proceedings*.

Prashanth K., Debalina B., Wang Z., Gostin P., Gebert A., Calin, M., Eckert J. (2014). Tribological and Corrosion Properties of Al–12Si Produced by Selective Laser Melting. *Journal of Materials Research, 29*(17), 2044-2054.

Quan H., Zhang T., Xu H., Luo S., Nie J., Zhu, X. (2020). Photo-Curing 3D Printing Technique and Its Challenges. *Bioactive Materials, 5*(1), 110-115.

Que Z., Zhou Y., Wang Y., Mendis C. L., Fan, Z. (2020). Effects of Mg Addition on the Al6 (Fe, Mn) Intermetallic Compounds and the Grain Refinement of α-Al in Al-Fe-Mn Alloys. *Materials Characterization*, 110758.

Ridgeway C. D., Gu C., Ripplinger K., Detwiler D., Ji M., Soghrati S., Luo, A. A. (2020). Prediction of Location Specific Mechanical Properties of Aluminum Casting Using a New CA-FEA (Cellular Automaton-Finite Element Analysis) Approach. *Materials & Design, 194*, 108929.

Rodríguez-González P., Fernández-Abia A., Castro-Sastre M., & Barreiro J. (2020). Heat Treatments for Improved Quality Binder Jetted Molds for Casting Aluminum Alloys. *Additive Manufacturing, 36*, 101524.

Romanova V., Balokhonov R., Zinovieva O., Emelianova E., Dymnich E., Pisarev M., Zinoviev A. (2021). Micromechanical Simulations of Additively Manufactured Aluminum Alloys. *Computers & Structures, 244*, 106412.

Salih K. *Alüminyum Alaşımlarında Alçak Basınçlı Döküm Simülasyonu.* Yüksek Lisans Tezi, Manisa Celal Bayar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa, 2020, 610045.

Schmidtke K., Palm F., Hawkins A., Emmelmann, C. (2011). Process and Mechanical Properties: Applicability of a Scandium Modified Al-Alloy for Laser Additive Manufacturing. *Physics Procedia, 12*, 369-374.

Sha G., Marceau R., Ringer S. (2011). Precipitation and Solute Clustering in Aluminium: Advanced Characterisation Techniques. In *Fundamentals of Aluminium Metallurgy* (pp. 345-366): Elsevier.

Shadangi Y., Shivam V., Varalakshmi S., Basu J., Chattopadhyay K., Majumdar, B., Mukhopadhyay N. (2020). Mechanically Driven Structural Transformation in Sn Reinforced Al–Cu–Fe Quasicrystalline Matrix Nanocomposite. *Journal of Alloys and Compounds*, 155065.

Shanmugam V., Das O., Babu K., Marimuthu U., Veerasimman A., Johnson D. J., Berto F. (2020). Fatigue Behaviour of FDM-3D Printed Polymers, Polymeric Composites and Architected Cellular Materials. *International Journal of Fatigue, 143*, 106007.

Shi Q., Gu D., Xia M., Cao S., Rong, T. (2016). Effects of Laser Processing Parameters on Thermal Behavior and Melting/Solidification Mechanism During Selective Laser Melting of TiC/Inconel 718 Composites. *Optics & Laser Technology, 84*, 9-22.

Shi Y., Yang K., Kairy S. K., Palm F., Wu, X., Rometsch, P. A. (2018). Effect of Platform Temperature on the Porosity, Microstructure and Mechanical Properties of an Al–Mg–Sc–Zr Alloy Fabricated by Selective Laser Melting. *Materials Science and Engineering: A, 732*, 41-52.

Shirazi S. F. S., Gharehkhani S., Mehrali M., Yarmand H., Metselaar H. S. C., Kadri N. A., Osman N. A. A. (2015). A Review on Powder-Based Additive Manufacturing for Tissue Engineering: Selective Laser Sintering and Inkjet 3D Printing. *Science and Technology of Advanced Materials*.

Sing S., Lam L., Zhang D., Liu Z., Chua, C. (2015). Interfacial Characterization of SLM Parts in Multi-Material Processing: Intermetallic Phase Formation Between AlSi10Mg and C18400 Copper Alloy. *Materials Characterization, 107*, 220-227.

Sing S., Yeong W., Wiria F.,Tay B. (2016). Characterization of Titanium Lattice Structures Fabricated by Selective Laser Melting Using an Adapted Compressive Test Method. *Experimental Mechanics, 56*(5), 735-748.

Solomon I. J., Sevvel P., Gunasekaran J. (2020). A Review on the Various Processing Parameters in FDM. *Materials Today: Proceedings*.

Summer F., Pusterhofer M., Grün F., Gódor, I. (2020). Tribological Investigations with Near Eutectic AlSi Alloys Found in Engine Vane Pumps–Characterization of the Material Tribo-Functionalities. *Tribology International, 146*, 106236.

Sun J., Yang Y., Wang, D. (2013). Parametric Optimization of Selective Laser Melting for Forming Ti6Al4V Samples by Taguchi method. *Optics & Laser Technology, 49,* 118-124.

Szklarz Z., Krawiec H., Rogal, Ł. (2019). The Effect of Vacuum Suction Casting on the Microstructure and Corrosion Behavior of Aluminium Alloy 2017. *Materials Science and Engineering: B, 240*, 23-32.

Şenel M. C., Gürbüz M., Koç, E. (2015). Grafen Takviyeli Alüminyum Matrisli Yeni Nesil Kompozitler. *Engineer & the Machinery Magazine*(669).

Takata N., Kodaira H., Sekizawa K., Suzuki A., Kobashi, M. (2017). Change in Microstructure of Selectively Laser Melted AlSi10Mg Alloy with Heat Treatments. *Materials Science and Engineering: A, 704*, 218-228.

Tang J., Wang J., Teng J., Wang G., Fu D., Zhang H., Jiang, F. (2021). Effect of Zn Content on the Dynamic Softening of Al–Zn–Mg–Cu Alloys During Hot Compression Deformation. *Vacuum, 184*, 109941.

Tang M. (2017). *Inclusions, Porosity and Fatigue of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting.* Carnegie Mellon University,

Tang M., Pistorius P. C., Narra S., Beuth, J. L. (2016). Rapid Solidification: Selective Laser Melting of AlSi10Mg. *Jom, 68*(3), 960-966.

Tarnovskii I. Y., Pozdeyev A., Lyashkov V. (2013). *Deformation of Metals During Rolling*: Elsevier.

Thijs L., Kempen K., Kruth J.P., 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.

Toten E., Macknzie, D. (2003). *Handbook of Aluminum—Physical Metallurgy and Process*: Marcel Dekker Inc.: New York, NY.

Totten G. E., MacKenzie, D. S. (2003a). *Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes*: CRC press.

Totten G. E., MacKenzie D. S. (2003b). *Handbook of Aluminum: Volume 2: Alloy Production and Materials Manufacturing* (Vol. 2): CRC press.

Trevisan F., Calignano F., Lorusso M., Pakkanen J., Aversa A., Ambrosio E. P., Manfredi D. (2017). On the Selective Laser Melting (SLM) of the AlSi10Mg Alloy: Process, Microstructure and Mechanical Properties. *Materials, 10*(1), 76.

Turhan S., Özsoy A. (2016). DMLS Yöntemiyle İmal Edilen Ti6Al4V Alaşımın Özelliklerine İşlem Parametrelerinin Etkisi. *Uluslararası Teknolojik Bilimler Dergisi, 8*(2), 15-27.

Vargel C. (2020). *Corrosion of Aluminium*: Elsevier.

Vignes A. (2013). *Extractive Metallurgy 2: Metallurgical Reaction Processes*: John Wiley Sons.

Vock S., Klöden B., Kirchner A., Weißgärber T., Kieback, B. (2019). Powders for Powder Bed Fusion: A Review. *Progress in Additive Manufacturing*, 1-15.

Wang D., Zhang X., Xu S., Nagaumi H., Li X. (2021). Improvement of Mechanical Properties in Micro-Alloying Al-Si-Mg-Zn Cast Alloy. *Materials Letters, 283*, 128810.

Wang J., Sama S. R., Lynch P. C., Manogharan G. (2019). Design and Topology Optimization of 3D-Printed Wax Patterns for Rapid Investment Casting. *Procedia Manufacturing, 34*, 683-694.

Wang Y., Chen X., Xiao X., Vershinin V. V., Ge R., Li, D.S. (2020). Effect of Lode Angle Incorporation into a Fracture Criterion in Predicting the Ballistic Resistance of 2024-T351 Aluminum Alloy Plates Struck by Cylindrical Projectiles with Different Nose Shapes. *International Journal of Impact Engineering, 139*, 103498.

Weng Y., Ding L., Jia Z., Liu, Q. (2020). Effect of Combined Addition of Ag and Cu on the Precipitation Behavior for an Al-Mg-Si Alloy. *Materials Characterization*, 110736.

Wolf M., Werner J., Drummer, D. (2020). Weld Seam Morphology and Bond Strength of Infrared and Vibration Welded SLS Parts of Polyamide 12 as a Function of the Layer Build-up Direction and the Welding Process. *Additive Manufacturing, 36*, 101451.

Wong K. V., Hernandez A. (2012). A Review of Additive Manufacturing. *International Scholarly Research Notices, 2012*.

Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Xu J., Norrish J. (2018). A Review of the Wire Arc Additive Manufacturing of Metals: Properties, Defects and Quality Improvement. *Journal of Manufacturing Processes, 35*, 127-139.

Xia M., Gu D., Yu G., Dai D., Chen H., Shi, Q. (2017). Porosity Evolution and Its Thermodynamic Mechanism of Randomly Packed Powder-Bed During Selective Laser Melting of Inconel 718 Alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture, 116*, 96-106.

Xiao R., Zhang, X. (2014). Problems and Issues in Laser Beam Welding of Aluminum–Lithium Alloys. *Journal of Manufacturing Processes, 16*(2), 166-175.

Xiao Y., Liu T., Tong Y., Dong M., Li J., Wang J., Wang Q. (2021). Microstructure Evolution of Peritectic Al–18 at.% Ni Alloy Directionally Solidified in High Magnetic Fields. *Journal of Materials Science & Technology, 76*, 51-59.

Yalçın B., Ergene B. (2017). Endüstride Yeni Eğilim Olan 3D Eklemeli İmalat Yöntemi ve Metalurjisi. *Uluslararası Teknolojik Bilimler Dergisi, 9*(3), 65-88.

Yamanoğlu R. (2015). In Situ Aluminum Alloy Coating on Magnesium by Hot Pressing. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 28*(8), 1059-1064.

Yamanoğlu R. (2019). Pressureless Spark Plasma Sintering: A Perspective From Conventional Sintering to Accelerated Sintering without Pressure. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 57*(9), 513-525.

Yamanoğlu R., German R., Karagöz S., Bradbury W., Zeren M., Li W., Olevsky, E. (2011). Microstructural Investigation of As Cast and PREP Atomised Ti–6Al–4V Alloy. *Powder Metallurgy, 54*(5), 604-607.

Yamanoğlu R., Zeren M., German, R. M. (2012). Solidification Characteristics of Atomized AlCu4Mg1-SiC Composite Powders. *Journal of Mining and Metallurgy B: Metallurgy, 48*(1), 73-79.

Yamanoğlu R., Karakulak E., Zeren A., Zeren, M. (2013). Effect of Heat Treatment on the Tribological Properties of Al–Cu–Mg/NanoSiC Composites. *Materials & Design, 49*, 820-825.

Yamanoğlu R., Akyıldız Y., Öztürk O., (2021). AlSi10Mg Alaşımının Toz Metalurjisi ile Üretimi: Basınç Destekli Sinterleme ve Calphad Metodolojisi, *International Symposium of Scientific Research and Innovative Studies, Bandırma Onyedi Eylül Üniversitesi*.

Yap C. Y., Chua C. K., Dong Z. L., Liu Z. H., Zhang D. Q., Loh L. E., Sing, S. L. (2015). Review of Selective Laser Melting: Materials and Applications. *Applied Physics Reviews, 2*(4), 041101.

Yılmaz D. (2015). Katmanlı İmalat Teknolojileri ve Havacılık Uygulamaları. *Sektör Değerlendirme Raporu, Ankara, Türkiye, STM*.

Yılmaz F., Arar M. E., Koç, E. (2013). 3D Baskı ile Hızlı Prototip ve Son Ürün Üretimi.

Yılmaz S. *An Investigation of Leakage Defects Repair of Aluminum Casted Parts by Using Low Pressure Cold Spray Method.* Yüksek Lisans Tezi, İzmir Katip Çelebi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir, 2019, 581846.

Yuan Z., Tu Y., Yuan T., Huang Y., Zhang Y. (2020). Effect of the Interaction Between Fe and Si on the Precipitation Behavior of Dispersoids in Al–Mn Alloys During Homogenization. *Vacuum*, 109915.

Yurdakul M., Öztürk O., İç Y.T, (2002). Havacılık Alanında Kullanılan Alüminyum Alaşımlarının Seçimi. *Gazi Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi, 17*(2).

Yusuf S. M., Hoegden M., 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.

Zeng K., Pal D., Stucker, B. (2012). *A Review of Thermal Analysis Methods in Laser Sintering and Selective Laser Melting.* Paper Presented at the Proceedings of Solid Freeform Fabrication Symposium Austin, TX.

Zeren M., Karakulak, E. (2008). Influence of Ti Addition on the Microstructure and Hardness Properties of Near-Eutectic Al–Si Alloys. *Journal of Alloys and Compounds, 450*(1-2), 255-259.

Zeren M., Karakulak, E. (2009). Study on Hardness and Microstructural Characteristics of Sand Cast Al-Si-Cu Alloys. *Bulletin of Materials Science, 32*(6), 617-620.

Zeren M., Karakulak E., Gümüş, S. (2011). Influence of Cu Addition on Microstructure and Hardness of Near-Eutectic Al-Si-xCu Alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 21*(8), 1698-1702.

Zhai W., Zhou W., Nai S. M. L., Wei J. (2020). Characterization of Nanoarticle Mixed 316 L Powder for Additive Manufacturing. *Journal of Materials Science & Technology, 47*, 162-168.

Zhang J., Jung, Y.G. (2018). *Additive Manufacturing: Materials, Processes, Quantifications and Applications*: Butterworth-Heinemann.

Zhang J., Song B., Wei Q., Bourell D., Shi, Y. (2019). A Review of Selective Laser Melting of Aluminum Alloys: Processing, Microstructure, Property and Developing Trends. *Journal of Materials Science & Technology, 35*(2), 270-284.

Zhang L., Chen S., Li Q., Chang G. (2020). Formation Mechanism and Conditions of Fine Primary Silicon Being Uniformly Distributed on Single αAl Matrix in Al-Si Alloys. *Materials & Design*, 108853.

Zhang R., Li J., Li Q., Qi Y., Zeng Z., Qiu, Y., Birbilis N. (2019). Analysing the Degree of Sensitisation in 5xxx Series Aluminium Alloys Using Artificial Neural Networks: A Tool for Alloy Design. *Corrosion Science, 150*, 268-278.

Zhang X., Andrä H., Harjo S., Gong W., Kawasaki T., Lutz A., Lahres M. (2021). Quantifying Internal Strains, Stresses, and Dislocation Density in Additively Manufactured AlSi10Mg During Loading-Unloading-Reloading Deformation. *Materials & Design, 198*, 109339.

Zhang X., Lutz A., Andrä H., Lahres M., Gan W., Maawad E., Emmelmann C. (2021). Evolution of Microscopic Strains, Stresses, and Dislocation Density During In-Situ Tensile Loading of Additively Manufactured AlSi10Mg Alloy. *International Journal of Plasticity, 139*, 102946.

Zhao J.-R., Hung F.-Y., Chen, B.J. (2021). Effects of Heat Treatment on a Novel Continuous Casting Direct Rolling 6056 Aluminum Alloy: Cold Rolling Characteristics and Tensile Fracture Properties. *Journal of Materials Research and Technology*.

Zhao Y., Liu H., Zhao, C. (2019). Experimental Study on the Cycling Stability and Corrosive Property of Al-Si Alloys as Phase Change Materials in High-Temperature Heat Storage. *Solar Energy Materials and Solar Cells, 203*, 110165.

Zhou L., Mehta A., Schulz E., McWilliams B., Cho K., Sohn Y. (2018). Microstructure, Precipitates and Hardness of Selectively Laser Melted AlSi10Mg Alloy Before and After Heat Treatment. *Materials Characterization, 143*, 5-17.

Zhu J., Zhou H., Wang C., Zhou L., Yuan S., Zhang W. (2020). A Review of Topology Optimization for Additive Manufacturing: Status and Challenges. *Chinese Journal of Aeronautics*.

Zitelli C., Folgarait P., Di Schino A. (2019). Laser Powder Bed Fusion of Stainless Steel Grades: A Review. *Metals, 9*(7), 731.

Zolotorevsky V. S., Belov N. A., Glazoff M. V. (2007). *Casting Aluminum Alloys* (Vol. 12): Elsevier Amsterdam.

Zor S., Zeren M., Ozkazanc H., Karakulak E. (2010). Effect of Cu Content on the Corrosion of Al-Si Eutectic Alloys in Acidic Solutions. *Anti-Corrosion Methods and Materials*.

URL-1:http://recycling.world-aluminium.org/home/ (Ziyaret Tarihi: 22 Mayıs 2020).

URL-2:https://www.aluminum.org/aluminum-advantage/history-aluminum (Ziyaret tarihi: 17 Mayıs 2020).

URL-3:https://www.european-aluminium.eu/data/recycling-data/ (Ziyaret Tarihi: 22 Mayıs 2020).

URL-4:https://www.european-aluminium.eu/data/recycling-data/eu-exports-destination-of-aluminium-scrap/ (Ziyaret Tarihi: 20 Mayıs 2020).

URL-5:https://www.eos.info/en (Ziyaret Tarihi: 25 Mayıs 2020).

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

Akyıldız Y., Öztürk O., Simsar B. (2021). A*l-10Si-xMg Alaşımının CALPHAD Metodolojisi ile Termodinamik Karakterizasyonu, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 25(3),* 699-704.

Yamanoğlu R., **Akyıldız Y.**, Öztürk O. (2021). AlSi10Mg Alaşımının Toz Metalurjisi ile Üretimi: Basınç Destekli Sinterleme ve CALPHAD Metodolojisi, *International Symposium of Scientific Research and Innovative Studies*, Balıkesir, Türkiye, 22-25 Şubat 2021.

Akyıldız Y., Yamanoğlu R. (2018). Sıcak Pres ile Üretilen Ti-6Al-4V Alaşımının Alümina Partikülleri ile Kumlanması ve Aşınma Davranışının İncelenmesi, *Uluslararası Marmara Fen ve Sosyal Bilimler Kongresi*, Kocaeli, Türkiye, 26-28 Nisan 2019.

Akyıldız Y., Yamanoğlu R. (2018). Sıcak Pres Tekniği ile Ti-Al Katmanlı Yapı Üretimi ve Karakterizasyonu, *Engineer of Future International Student Symposium*, Zonguldak, Türkiye, 7-9 Haziran 2018.

ÖZGEÇMİŞ

İlk ve orta öğrenimini Darıca/Kocaeli Faik Şahenk İlköğretim okulunda, lise eğitimini Gölcük/Kocaeli Değirmendere Hacı Halit Anadolu Lisesi'nde tamamladı. Üniversite lisans eğitimini Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde tamamlayarak mezun oldu. Lisans eğitiminde alüminyum ve titanyum alaşımlarında toz metalurjik prosesler üzerine çalışmalar yaptı. Yüksek lisans eğitimine Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda tamamladı. Yüksek lisans eğitimi sürecinde Onatus Öngörü Teknolojileri firmasında Malzeme ve Proses Geliştirme Mühendisi olarak başta savunma sanayi olmak üzere, demir-çelik, alüminyum, otomotiv, havacılık sektörlerine danışmanlık, eğitim, proje çalışmalarında görev aldı. Onatus Öngörü Teknolojileri firmasının kurduğu Onatus Akademi kuruluşunda Genel Koordinatör görevi ile mühendis öğrencilerine çeşitli teorik, malzeme ve geometri tabanlı modelleme-simülasyon eğitimleri verdi. Hem Onatus Öngörü Teknolojileri hem de Onatus Akademi kuruluşlarındaki görevine halen devam etmektedir.