



**ÖTEKTİKÜSTÜ ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMINDAN TOZ
METALURJİSİ YÖNTEMİYLE YAPISAL PARÇA ÜRETİMİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Sajjad ALIAKBARLU

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

AĞUSTOS 2017

Sajjad ALIAKBARLU tarafından hazırlanan “ÖTEKTİKÜSTÜ ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMINDAN TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE YAPISAL PARÇA ÜRETİMİNİN ARAŞTIRILMASI” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Makine Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Rahmi ÜNAL

Makina Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.



Başkan: Doç. Dr. Yusuf USTA

Makina Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.



Üye: Yrd. Doç. Dr. Levent URTEKİN

Makina Mühendisliği Anabilim Dalı, Kırşehir Ahi Evran Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.



Tez Savunma Tarihi: 15/08/2017

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....

Prof. Dr. Hadi GÖKÇEN

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

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

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

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

Sajjad ALIAKBARLU

15/08/2017

ÖTEKTİKÜSTÜ ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMINDAN TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE YAPISAL PARÇA ÜRETİMİNİN ARAŞTIRILMASI

(Yüksek Lisans Tezi)

Sajjad ALIAKBARLU

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ağustos 2017

ÖZET

Alüminyum alaşımlarının yoğunlukları düşük olduğu için sinterlenmiş çelik parçaların yerine kullanılması durumunda ağırlık azaltma konusunda önemli potansiyele sahiptir. Ötektiküstü Al-Si alaşımları yüksek özgül dayanımı (stiffness), yüksek aşınma ve korozyon dayanımı, düşük yoğunluk ve düşük termal genleşme katsayısı nedeniyle otomotiv parçalarında demir esaslı parçaların yerine kullanılma potansiyeline sahip olduğu için yüksek ilgi görmektedir. Bu çalışmada Al-20Si-6Cu alaşımının toz metalürjisi yöntemi ile yapısal parça üretimine yönelik olarak üretilmesi için araştırma yapılmıştır. Bu amaçla, öncelikle alaşım tozu gaz atomizasyonu yöntemi ile üretilmiştir. Alaşım tozu çelik kalıp içinde 400-900 MPa basınç aralığında tek eksenli olarak preslenmiştir. Sıkıştırılmış parçaların sinterlenmesi 530-570 °C sıcaklık aralığında ve farklı sinterleme sürelerinde (40-120 dakika) akan azot gazı altında gerçekleştirilmiştir. Sinterleme çalışmaları sonucunda mikroyapı ve sertlik değerleri dikkate alınarak en uygun sinterleme sıcaklığı ve süresi belirlenmiştir. En yüksek sertlik 550 °C sinterleme sıcaklığında ve 1 saatlik sinterleme süresinde elde edilmiştir. Daha sonra sinterlenmiş numunelerin mekanik özelliklerini arttırmak için parçalar T6 ısıtıl işlemi tabi tutulmuştur. 10 saatlik en iyi ısıtıl işlem süresini belirledikten sonra, alaşım sertliği 93,7 HV'e ulaşmıştır. Parçaların karakterizasyon verilerinin değerlendirilmesi sonucunda yapısal parçalar için en iyi mekanik özellikleri sağlayan uygun üretim süreci belirlenmiştir.

Bilim Kodu : 91437

Anahtar Kelimeler : Toz metalürjisi, Gaz atomizasyon, Al-Si alaşımı, Sinterleme

Sayfa Adedi : 83

Danışman : Prof. Dr. Rahmi ÜNAL

INVESTIGATION OF STRUCTURAL PART PRODUCTION BY POWDER
METALLURGY METHOD FOR HYPEREUTECTIC Al-Si ALLOY
(M. Sc. Thesis)

Sajjad ALIAKBARLU

GAZI UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES
August 2017

ABSTRACT

Aluminum alloys have strong potential to reduce the vehicle weight for application in automotive components instead of P/M steel parts due to the low density of aluminum alloys. Hypereutectic Al-Si alloys are very promising material for automotive parts due to their excellent properties including high stiffness, good corrosion resistance, high wear resistance, low density and low coefficient of thermal expansion. The compaction, sintering and heat treatment processing conditions for the Al-20Si-6Cu (wt%) P/M alloy have been optimized in this study. The alloy powder was uniaxially pressed in the rigid steel die at the pressure range of 400-900 MPa. The green density increased with increasing the compaction pressure until 800 MPa. The sintering of the compacts was conducted under flowing nitrogen gas with the temperature range of 530-570 °C and different sintering times (40-120 minutes). According to the microstructure and hardness results after sintering, the most suitable sintering temperature and time has been determined. The highest hardness was obtained at the sintering temperature of 550 °C and 1 hour sintering time. The sintered specimens were subsequently T6 heat treated to improve mechanical properties. After determining optimum heat treatment time of 10 hours, the alloy showed the hardness of 93.7 HV. As result of the study, the process conditions for the better mechanical properties has been determined for the studied alloy composition.

Science Code : 91437
Key Words : Powder Metallurgy, Gaz Atomization, Al-Si Alloy, Sintering
Page Number : 83
Supervisor : Prof. Dr. Rahmi ÜNAL

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren tez Danışmanım Prof. Dr. Rahmi ÜNAL'a minnet ve şükranlarımı sunarım. Ayrıca çalışmam boyunca destek olan aileme ve iş arkadaşlarıma teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xi
RESİMLERİN LİSTESİ	xiii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xiv
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR İNCELEMESİ	3
2.1. Giriş.....	3
2.2. Toz Üretimi	5
2.2.1. Atomizasyon yöntemi	5
2.2.2. Mekanik üretim yöntemleri.....	7
2.2.3. Elektrolitik yöntem ile toz üretimi	8
2.2.4. Kimyasal yöntemle toz üretimi	8
2.3. Toz Metalurjisinin Avantajları ve Dezavantajları.....	9
2.4. Presleme	10
2.4.1. Tek eksenli presleme	10
2.5. Sinterleme	11
2.5.1. Katı faz sinterleme	12
2.5.2. Sıvı faz sinterleme.....	13
2.6. Yaşlandırma	13
2.6.1. Yaşlandırma ısııl işlemi.....	13

	Sayfa
3. TOZ METALURJİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	19
3.1. T/M Al-Si Alaşımları	21
3.2. Alaşım İlavelerinin Etkisi	25
3.3. Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemi	26
3.3.1. Alüminyum alaşımlarının çözelti işlemi	27
3.3.2. Alüminyum alaşımlarının su verme işlemi	28
3.3.3. Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması	30
3.4. T/M Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg Alüminyum-Silisyum Alaşımı İçin En İyi Mekanik Özellikleri Sağlayan Uygun Üretim Süreci	31
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	35
4.1. Malzeme	36
4.1.1. Toz üretimi ve hazırlığı	37
4.2. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC)	39
4.3. X-ışını Kırınımı (XRD) Analizi	40
4.4. Spektrometre Anlaizi	42
4.5. Sıkıştırma	42
4.5.1. Teorik yoğunluk	43
4.6. Sinterleme İşlemleri	44
4.7. Isıl İşlem.....	46
4.8. Yoğunluk Ölçümleri.....	47
4.9. Metalografik Çalışmalar.....	48
4.9.1. Metalografik numune hazırlama	48
4.9.2. Mikroyapı incelemeleri	50
4.10. Sertlik Ölçümleri.....	51
5. DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRME	53
5.1. Al-20Si-6Cu Toz Karakterizasyonu.....	53

	Sayfa
5.1.1. Al-20Si-6Cu alaşım tozu boyut dağılımı	53
5.1.2. Diferansiyel taramalı kalorimetre.....	54
5.1.3. X-ışını kırınımı.....	55
5.2. Spektrometre Anlaizi	56
5.3. Sıkıştırma Basıncının Optimizasyonu.....	56
5.3.1. Sıkıştırma sonrası yoğunluk	56
5.3.2. Al-20Si-6Cu sıkıştırma davranışı.....	57
5.4. Sinterleme Parametrelerin Optimizasyonu	59
5.4.1. Sinterleme sıcaklığının optimizasyonu	59
5.4.2. Sinterleme süresinin optimizasyonu.....	63
5.5. Isıl İşlem.....	66
5.5.1. Yaşlandırma sonrası mikroyapı.....	67
5.5.2. Yaşlandırma sonrası sertlik	73
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	75
6.1. Sonuçlar.....	75
6.2. Öneriler	75
KAYNAKLAR	77
ÖZGEÇMİŞ	83

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. Dövme alüminyum alaşımların sınıflandırılması	21
Çizelge 3.2. Döküm alüminyum alaşımların sınıflandırılması	21
Çizelge 3.3. T sıcaklık sınıflandırılması	27
Çizelge 3.4. Seçilmiş 2xxx serisi alüminyum alaşımları için tipik çözelti işlem sıcaklık aralıkları ve başlangıç sıcaklığı	28
Çizelge 4.1. Kullanılan Al-20Si-6Cu alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi.....	37
Çizelge 4.2. Keller dağlama asitleri	50
Çizelge 5.1. Al-20Si-6Cu alaşım tozunun boyut dağılımı analizi sonucu	54
Çizelge 5.2. Farklı noktalardan spektrometre analizi sonuçları.....	56
Çizelge 5.3. 530 °C sıcaklığında sinterlenmiş kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri.....	62
Çizelge 5.4. 540 °C sıcaklığında sinterlenmiş kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri.....	62
Çizelge 5.5. 550 °C sıcaklığında sinterlenmiş kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri.....	62
Çizelge 5.6. 560 °C sıcaklığında sinterlenmiş kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri.....	62
Çizelge 5.7. 570 °C sıcaklığında sinterlenmiş kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri.....	63
Çizelge 5.8. 5 saat yaşlandırılmış kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri.....	73
Çizelge 5.9. 10 saat yaşlandırılmış kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri.....	73
Çizelge 5.10. 24 saat yaşlandırılmış kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri	74
Çizelge 5.11. 48 saat yaşlandırılmış kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri	74

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Toz metalurjisi üretiminde temel işlemler	4
Şekil 2.2. Üretilen olası partikül şekilleri ve tanımları	5
Şekil 2.3. Gaz atomizasyonun şematik gösterimi	6
Şekil 2.4. Tek eksenli preslemenin şematik gösterimi.....	11
Şekil 2.5. Katı faz sinterleme aşamaları.....	12
Şekil 2.6. Sıvı faz sinterleme şematik gösterimi.....	13
Şekil 2.7. Yaşlandırma ısı işlemleri için sıcaklık-zaman diyagramı	14
Şekil 2.8. Çözündürme ve yaşlandırma adımlarının dahil olduğu çökeltme sertleşmesini gösteren şekil	15
Şekil 2.9. Çözünen atomun çözen atom içerisinde dağılmış hali	16
Şekil 2.10. Etrafını saran matris ile uyumlu çökelti.....	17
Şekil 2.11. Etrafını saran matris ile uyumsuz çökelti	17
Şekil 2.12. Çökeltiler tarafından engellenmiş dislokasyonlar	18
Şekil 2.13. Fazla miktarda büyük çökeltilerin dislokasyonlar tarafından kesilmesi.....	18
Şekil 3.1. Al-Si ikili faz diyagramı	22
Şekil 3.2. Ötektiküstü Al-Si alaşımında yavaş soğuma sonucu birincil Si kristallerinin görünüşü.....	23
Şekil 3.3. Farklı su verme hızlarına tabi tutulan T6 ısı işlem görmüş Al-Si alaşımları için akma dayanımı.....	29
Şekil 3.4. Dislokasyon ile çökeltilerin etkileşimi (a) Friedel etkisi (b) Orowan mekanizması.....	31
Şekil 3.5. Al-14Si-42,5Cu-0,5Mg alaşımı için sıkıştırılabilirlik eğrisi.....	32
Şekil 3.6. Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg alaşımı için sinterleme sıcaklığının sertlik üzerindeki etkisi	33
Şekil 3.7. Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg alaşımı için yaşlandırma süresinin sertlik üzerindeki etkisi	34
Şekil 4.1. Deneysel prosedüre genel bakış.....	36

Şekil	Sayfa
Şekil 5.1. Al-20Si-6Cu alaşım tozunun boyut dağılımı analizi	54
Şekil 5.2. Al-20Si-6Cu alaşım tozunun DSC analizi	55
Şekil 5.3. Al-20Si-6Cu ham tozunun XRD deseni. Pozitif olarak tanımlanan fazlar α -Al ($\circ$), Si ($\bullet$), θ fazı ($\square$) ve Q fazı ($\blacksquare$)'dır	56
Şekil 5.4. Al-20Si-6Cu için sıkıştırılabilirlik eğrisi	57
Şekil 5.5. Farklı sinterleme sıcaklıklarında azot atmosferi altında sinterlenmiş kompaktlar için sertlik değerleri.....	63
Şekil 5.6. Farklı sinterleme sürelerinde azot atmosferi altında sinterlenmiş kompaktlar için sertlik değerleri.....	66
Şekil 5.7. Al-Cu ikili denge diyagramının alüminyumca zengin kısmı.....	68
Şekil 5.8. Farklı yaşlandırma sürelerinde hava fırınında yaşlandırılmış kompaktlar için sertlik değerleri.....	74

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 4.1. Dumlupınar Üniversitesi Makina Mühendisliği bölümünde bulunan gaz atomizasyonu ünitesinin genel görünümü.....	37
Resim 4.2. Kontrol panosu ve deney öncesi hazırlıktan bir görüntü	38
Resim 4.3. Ergitme odası ve ergitme fırının görünüşü	38
Resim 4.4. MasterSizer E Ver. 1.2b Serial No. 7387 Toz boyutu ölçüm cihazı	39
Resim 4.5. X-ışını kırınımı (XRD) analizi cihazı	41
Resim 4.6. Spektrometre analizi cihazı.....	42
Resim 4.7. Tozların sıkıştırılmasında kullanılan hidrolik pres	43
Resim 4.8. Sinterleme tüp fırını.....	45
Resim 4.9. Numunelerin sinterleme öncesi yerleştirilmesi	46
Resim 4.10. Yaşlandırma yapılan fırını	47
Resim 4.11. AUW320 hassas arşimet terazisi	48
Resim 4.12. Bakalite alma cihazı.....	49
Resim 4.13. Zımparalama işleminin yapıldığı zımpara makinesi.....	49
Resim 4.14. Mikroyapıların incelenmesinde kullanılan optik mikroskop.....	51
Resim 4.15. Mikro sertlik ölçüm cihazı.....	52
Resim 5.1. Azot atmosferi altında farklı sinterleme sıcaklıklarında sinterlenmiş kompaktların mikroyapıları (a) 540 °C (b) 550 °C (c) 560 °C ve (d) 570 °C.....	61
Resim 5.2. Al-20Si-6Cu alaşımın(a) 40 dakika (b) 60 dakika (c) 80 dakika (d) 100 dakika boyunca azot atmosferi altında 550 °C’de sinterlenmiş kompaktların optik mikrografisi	65
Resim 5.3. Al-20Si-6Cu alaşımın (a) 5 saat (b) 10 saat (c) 24 saat (d) 48 saat boyunca hava fırınında 190 °C’de yaşlandırılmış kompaktların optik mikrografisi	69
Resim 5.4. Su verilmiş Al-20Si-6Cu alaşımının SEM görüntüsü ile EDS analizleri.....	70
Resim 5.5. 10 saat yaşlandırılmış Al-20Si-6Cu alaşımının SEM görüntüsü ile EDS analizleri	71
Resim 5.6. 48 saat yaşlandırılmış Al-20Si-6Cu alaşımının SEM görüntüsü ile EDS analizleri	72

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	Açıklamalar
° C	Santigrad derece
° K	Kelvin derece
Al	Alüminyum
Cr	Krom
Cu	Bakır
Fe	Demir
GP	Guinier Preston
HV	Vickers sertlik
Mg	Magnezyum
Mn	Mangan
Ni	Nikel
Si	Silisyum
Zn	Çinko
ρ	Yoğunluk

Kısaltmalar	Açıklamalar
AA	Alüminyum alaşımı
Ağ.(%)	Yüzde ağırlık
ASTM	Amerikan Malzeme Test ve Standartları
CIP	Soğuk izostatik presleme
dk	Dakika
DSC	Diferansiyel Taramalı Kalorimetre
G.Ü.M.F.	Gazi Üniversitesi Mühendislik Fakültesi
G.Ü.T.F.	Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi
HIP	Sıcak izostatik presleme
Kg	Kilogram

Kısaltmalar	Açıklamalar
Kgf	Kilogram kuvvet
ml	Mililitre
MPa	Megapaskal
sn	Saniye
T6	Temper/ Tav 6
TM	Toz metalürjisi
XRD	X-ışını Kırınımı

1. GİRİŞ

Günümüzde karbon emisyonu azaltma çalışmaları otomotiv sektöründe en önemli araştırma konuları arasındadır. Bu nedenle araştırmalarda üzerinde yoğunlaşılacak hususlardan birisi de ağırlığı azaltarak yakıt tüketiminin azaltılması ve verimin artırılması konusudur, böylece araç ağırlığı ve gerekli kullanılan gücün azaltılması sayesinde daha az yakıt tüketimi söz konusu olabilecektir [1]. Bu nedenle düşük karbon emisyonu talebi ile hafif malzemelerin geliştirilmesi otomotiv ve havacılık endüstrisinde çok dikkat çekmeye devam etmektedir. Alüminyum alaşımlarının yoğunlukları düşük olduğu için sinterlenmiş çelik parçaların yerine kullanılması durumunda ağırlık azaltma konusunda önemli potansiyele sahiptir. Dövme ve döküm gibi metal şekillendirme teknikleri, imalat sanayiinde metalik parçalar üretmek için kapsamlı şekilde kullanılmaktadır. Bunların mühendislik tasarımlarında esnekliğine rağmen, sınırlı uygulanabilir alaşım kimyası, yetersiz boyut toleransları veya yüksek ikincil talaşlı işleme maliyetleri nedeniyle endüstri için büyük bir tehdit oluşturmaktadır. Toz metalurjisi (T/M) yaklaşımı dövme ve döküm teknolojilerine alternatif olarak büyük ilgi görmektedir.

Ötekinde Al-Si alaşımları düşük yoğunluk, yüksek özgül dayanımı (stiffness), yüksek sıcaklık dayanımı, aşınma dayanımı ve düşük termal genleşme katsayısı nedeniyle otomotiv parçalarında demir esaslı parçaların yerine kullanılma potansiyeli nedeniyle yüksek ilgi görmektedir. Bu nedenle alüminyum alaşımı yapısal parçaların üretiminde hem ekonomik olması hem de beklenen özellikleri sağlama potansiyeline sahip olduğu nedeniyle toz metalurjisi yöntemi ön plana çıkmaktadır. T/M teknolojisi, yüksek üretim hacmine ve düşük üretim maliyeti olan hemen hemen net şekilli ürünlerin imal edilmesine imkân sunmaktadır. Uygun maliyetli süreçler yanı sıra T/M'ndeki proses değişkenleri, geleneksel dövme ve dökme malzemelerine benzer parçalar üretmek üzere ayarlanabilmektedir. Bu gerekçelerle, son yıllarda toz metalurjisi yöntemini kullanarak soğuk presleme ve sinterleme teknolojisi ile alüminyum alaşımlarından karmaşık yapısal parçaların üretilmesi konusunda araştırmalar tekrar yüksek ilgi çekmektedir [2, 3]. T/M Al-Si alaşımları, uygulamada döküm alüminyum-silisyum alaşımların yerine kullanılması konusunda umut verici bir aday gibi görünse de, çeşitli zorluklardan dolayı alaşım tasarımı ve gelişim süreçleri hakkında bu alaşım üzerine yapılan çalışmaların az olduğu görülmektedir. Bu nedenle, ticari uygulamalarda kullanılabilmesi amacıyla Al-Si alaşımlarından T/M yöntemi ile yapısal parça üretiminin araştırılmasına ihtiyaç

duyulmaktadır. Ötektiküstü Al-Si alaşımlarının döküm yöntemi ile üretiminde sorun olan saf iri Si parçacıklarının T/M metalurjisi ile parça üretiminde görülmemesi bu yöntemin önemli bir üstünlüğü olarak karşımıza çıkmaktadır.

Sıkıştırma basıncı, sinterleme sıcaklığı ve ısıtıl işlem gibi T/M üretim değişkenleri nihai parça özellikleri üzerinde önemli etkiye sahiptir. Sinterleme atmosferi, sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresi gibi sinterleme parametrelerin kontrolü dahay iyi özelliklere sahip malzemeler üretmek için çok önemlidir ve daha az boyut değişikliğe sahip parçalar elde edilebilir.

Sinterleme değişkenlerin yanı sıra, ötektik üstü Al-Si alaşımların kontrollü ısıtıl işlemi, mikroyapıyı ve mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilemektedir. Isıtıl işlem prosedürleri, çözeltiye alma ısıtıl işlemi ve yaşlandırmayı içermektedir. Yaşlandırma öncesi çözeltiye alma ısıtıl işlemi, çökelme süreci üzerinde önemli etkiye sahiptir. Çözelti sıcaklığı, alaşım bileşimine bağlı olarak dar bir aralıkta kontrol edilmelidir. Ayrıca yaşlandırma süresi ve sıcaklığın kontrolü, çökeltilerin matris içinde üniform dağılımını elde etmek için önemlidir, çünkü çökelti büyüklüğü ve dağılımı alaşımın dayanımını belirlemektedir.

Bu çalışmada ötektiküstü Al-Si alaşımı numunelerin toz metalürjisi yöntemi ile üretimi gerçekleştirilmiş ve mekanik ile yapısal özellikleri araştırılmıştır. Çalışmalarda kullanılan Al-Si alaşımları külçe halinde tedarik edildikten sonra bu alaşımların tozları gaz atomizasyon ünitesinde azot gazı ile atomize edilerek üretilmiştir. Üretilen tozların karakterizasyonu yapılarak toz boyutu, akış hızı, görünür yoğunluğu, termal analizi ve yapıda bulunan fazlar belirlenmiştir. Hazırlanan toz karışımları 400-900 MPa arasında farklı basınçlarda soğuk olarak sıkıştırılmıştır. Sinterleme sonrasında numunelerin yapısal ve mekanik özellik karakterizasyonu yapılmıştır. Sinterleme çalışmaları sonucunda mikroyapı ve sertlik değerleri dikkate alınarak en uygun sinterleme sıcaklığı belirlenmiştir. Daha sonra numuneler T6 çökelme sertleşmesi ısıtıl işlemine tabi tutularak sertlikteki ve mikroyapıdaki değişimler incelenmiştir. Sonuç olarak üzerinde çalışılan alaşımlar için en iyi mekanik özellikleri sağlayan uygun üretim süreci belirlenmiştir.

2.LİTERATÜR İNCELEMESİ

2.1. Giriş

Toz metalurjisinin benzersiz özelliği, tamamen erimiş hal olmadan T/M parçaların üretilmesidir. Toz metalurjisinin kullanımı, saf demirin veya diğer yüksek ergime noktaya sahip metallerin eritilmeteknikleri çok sınırlı olduğu eski medeniyet tarihine kadar uzamaktadır. Eski çağlarda toz metalurjisinin uygulanmasına birkaç isim vermek gerekirse Mısır demir aletleri ve Delhi sütunu sayılabilir. Metallerin süngerleri, onların cevherlerini düşük sıcaklıklarda indirgeyerek ve ardından ortam sıcaklığında veya yükseltilmiş sıcaklıklarda istenilen şekle çekiçleyerek kolayca üretilbilir [4, 5].

İngiltere’de Wollaston tarafından presle-sinterle yöntemi kullanılarak platin külçelerin imalatı, toz metalurjisinin modern gelişiminin başlangıcı oldu. Bu üretim yöntemi Coolidge ve diğerleri tarafından 1900’lerin başında akkor ampullere filamentler yapmak için tungsten külçeleri üretilmesi nedeniyle daha da geliştirildi [5].

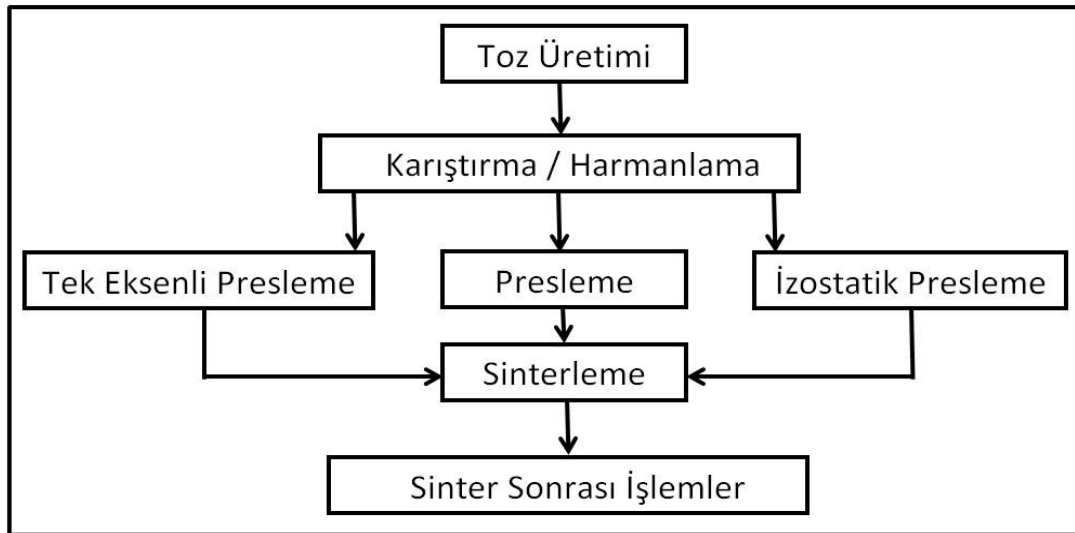
Toz metalurjisinin bir diğer önemli gelişimi ise kendinden yağlamalı yatakların üretilmesidir. T/M yöntemiyle üretilen yataklar, önemli miktarda birbirine bağlı gözeneklere, daha sonra gözenekler içindeki gazları çıkarmak için gaz giderme (degassing) işlemine ve parçaların yağlama yağı içine daldırılmasına imkan verdi. Dolayısıyla yağlar gözenekler içinde tutulup ve toplam hacmin % 20-25’ini alabilir. Diğer T/M ürünleri, karbür-metal kesme takımı gereçleri, bakır-grafit fırçaları ve motorların çeşitli parçalarını içerir [4].

İkinci Dünya Savaşı’ndan sonra, toz metalurjisi gelişimi için ana kumanda olan maliyet tasarrufu ve sık boyutsal denetimi ile parçaların üretimi idi. O zamandan beri bir takım yeni sıkıştırma ve sinterleme yöntemleri geliştirildi. Günümüzde preslerin kapasitesi birkaç tondan binlerce tona kadar belirgin bir artış gösterdi. Bununla birlikte, daha iyi sinterleme fırını ve sinterleme atmosferinin hassas kontrolü, toz metalurjisi tekniğinde önemli gelişmelere neden olmuştur [5].

Günümüzde T/M parçaları otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Piston, kayış kasnağı, pompa dişlileri, ve piston kolu, T/M yöntemi ile yapılan bazı yaygın

parçalardır. Üstün nitelikli yeni tozların geliştirilmesi ile ya da daha iyi sıkıştırma presleri, sinterleme fırını ve atmosferi ve sinterleme sonrası işlemin geliştirilmesi ile T/M parçaların geliştirilmesi hala yoğun bir ilgi alanıdır. T/M ürünleri, döküm ve dövme gibi konvensiyonel araçlarla üretilen malzemelerle karşılaştırılabilir nitelikler sunar. LaDelphaet.al, T/M teknolojisini kullanarak yüksek performanslı dövme alaşımı AA4032-T651'in, karşılaştırılabilir çekme özellikler, sertlik ve yaşlandırma sonuçları vererek, simüle edilebileceğini bildirmiştir [6].

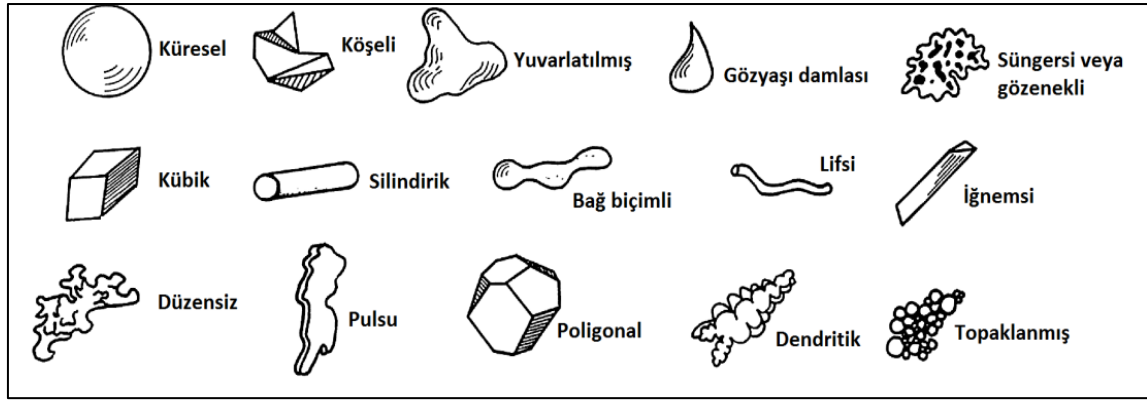
Toz metalurjisi (T/M), aşağıdaki iki ihtiyacı karşılamak için en önemli çok yönlü işleme yöntemlerinden biri olarak düşünülür: alaşım kimyasını modifiye etme ve nete yakın biçimli (near-net shape) ürün üretme becerisi [7]. Genellikle, T/M yöntemi üç temel prosesten oluşur; metal tozlar elemental olarak ya da master alaşım formunda yağlayıcı kullanarak ya da yağlayıcısız harmanlanır, sıkıştırılır ve istenen özelliklere sahip malzemeler üretmek için optimum sıcaklıkta sinterlenir. Bu işlemler, özellikle sıkıştırma ve sinterleme, sonraki bölümlerde ayrıntılı olarak ele alınacaktır. Sinterlemeden sonra, parçaların kullanıma hazır olabilmesi veya spesifik özelliklere erişmek için, ikincil işlemler gerekebilir. Temel T/M süreçlerini kısaca anlatan basit bir şematik diyagram Şekil 2.1'de gösterilmiştir.



Şekil 2.1. Toz metalurjisi üretiminde temel işlemler

2.2. Toz Üretimi

Bir tozun üretim yöntemi, o tozun boyut ve şekil gibi özelliklerini büyük ölçüde etkilemektedir. Üretim yöntemine bağlı olarak tozlar, Şekil 2.2’ de şematik olarak farklı toz şekilleri gösterildiği üzere küresel veya dendritik form gibi farklı geometrik şekiller alabilmektedirler.



Şekil 2.2. Üretilen olası partikül şekilleri ve tanımları [8]

Hemen hemen tüm malzemeler toza dönüştürülebilir, fakat bir malzemenin tozunu elde etmek için seçilen yöntemler malzeme özelliklerine bağlıdır [9]. Metal tozu elde etmek için kullanılan yöntemlerden bazıları şöyledir;

2.2.1. Atomizasyon yöntemi

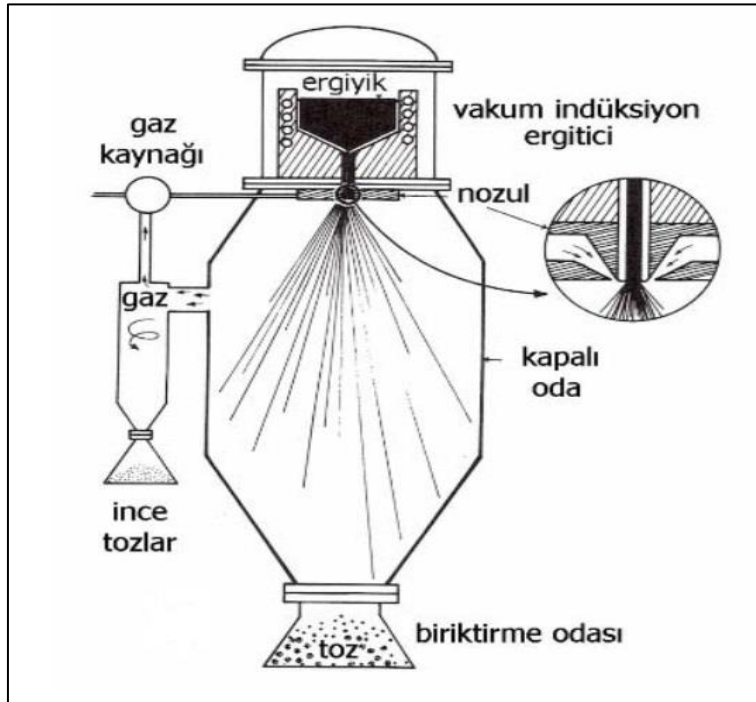
Atomizasyon işlemi, toz haline getirilecek alaşımın, külçe haldeyken ergitilmesine ve ardından hızlı soğutularak damlacıklara parçalanmasından oluşmaktadır. Damlacıklar sıvı haldeyken, gaz veya sıvı vasıtasıyla hızlı bir şekilde katılaştırılarak parçacık haline dönüştürülür. Atomizasyonla üretim yöntemi genel olarak sıvı atomizasyon, gaz atomizasyonu ve savurmalı atomizasyon olarak 3 başlıkta incelenebilir.

Gaz atomizasyonu

Hava, azot veya helyum yüksek basınçla püskürtülerek sıvı metali parçacıklara ayırma işlemine, gaz atomizasyon yöntemi denilmektedir. Gazın püskürtülmesi sırasında doğrudan jet, jet grubu veya çevreleyici eşeksenli nozul kullanılmaktadır. Daha yüksek ergime sıcaklığı, daha yüksek gaz basıncı ve gaz akışı ile ergiyik arasındaki mesafenin

azaltılmasıyla daha ince taneli tozlar elde edilmektedir. Bu yöntemde soygaz kullanımı durumunda tozların safiyeti artmaktadır. Gaz atomizasyonu ile üretilen tozlar, kullanılan gazların soğutma hızının düşük olmasından dolayı, genel olarak küreseldir ve tozların tane boyut dağılımı aralığı geniştir. Tozların çoğu 10 μm 'den büyüktür [10]. Gaz atomizasyon yönteminin verimliliği genel olarak su atomizasyon sistemine benzemekle birlikte süreç giderleri belirgin şekilde daha fazladır. Tek bir noktadan sıvı metal akışı bulunan sistemde üretim hızı yaklaşık 50 kg/dk'dır. Gaz basıncı genel olarak 12 MPa'a kadar olup bu basınçla püskürtülen gaz nozul geometrisine bağlı olarak 700 m/sn hıza kadar ulaşmaktadır, gaz akış miktarı 40 m³/dk'dır. Soğuma hızı su atomizasyona göre düşük olduğu nedeniyle gaz atomizasyon üniteleri su atomizasyona göre daha yüksektir. Bir gaz atomizasyon ünitesinin yüksekliği 20 metreye kadar ulaşabilir [11].

Gaz atomizasyon yönteminin değişkenleri olarak, gaz türü, ortam atmosferi, sıvı metal sıcaklığı, sıvı metalin nozula girdiği andaki viskozitesi, alaşım türü, sıvı metal akış debisi, gaz basıncı, gaz debisi, nozul geometrisi ve gaz sıcaklığı sayılabilir [12]. Parametrelerden her biri üretilen tozların safiyeti, boyutu ve morfolojisi üzerinde etkilidir. Gaz atomizasyon yöntemi şematik olarak Şekil 2.3'te gösterilmiştir.



Şekil 2.3. Gaz atomizasyonun şematik gösterimi [13]

Sıvı atomizasyonu

Sıvı atomizasyon yönteminde, ergiyiğin damlacıklara ayrılması için su, gazyağı veya paraffin gibi sıvılar kullanılmaktadır. Sıvı ergiyik üzerine nozullardan yüksek basınçla püskürtülür. Suyun, ergiyik malzemeye püskürtülme basıncı 6-12 MPa arasında değişirken, bu basınç nozulun açıklık miktarına göre 70-250 m/sn'lik bir hızla sıvının ilerlemesini sağlar [11]. Bu yöntem ile hızlı soğuma sonucu üretilen tozlar genellikle düzensiz şekillidir. Sürecin ana değişkeni basınçtır, yüksek basınçlarda daha küçük tane boyutu elde edilirken, basınç arttıkça parçacıklarda küresellik artar [10]. Kurulum ve işletim maliyet faktörlerinin düşük olması sıvı atomizasyonun büyük oranda tercih edilmesine sebep olmaktadır. Örneğin, sıvı atomizasyonla 1 kg toz üretimi için 5 litre su kullanılır [12]. Üretim hızı genel olarak 10-100 kg/dakikadır. Yöntemi kısıtlayan en önemli faktör, oksijen afinitesi yüksek bazı metallerin ergiyiklerinin su ile reaksiyona girip oksitlenmesidir. Son yıllarda bazı sentetik yağlar kullanılarak üretilen tozların oksitlenme seviyesinin azaltılması mümkün olmaktadır [11]. Yüksek basınçlı su atomizasyon yöntemi genel olarak demir, paslanmaz çelik ve düşük alaşımlı çeliklerin toz olarak üretilmesi için uygun bir yöntemdir [14].

Savurmalı atomizasyon

Savurmalı atomizasyon süreci ergiyiğin parçacıklara ayrılması için merkezkaç kuvvetinden faydalanılması prensibine dayalı bir toz üretim yöntemidir. Savurmalı atomizasyon değişkenleri güç, voltaj, anot çapı, dönme hızı ve malzeme olarak sayılabilir ve bu etkenler üretilen tozun özelliklerini belirler. Bu yöntemle üretilen tozlar yüksek paketlenme yoğunluğa ve kolay akış özelliklerine sahip olup, safiyeti yüksek ve küreseldir.

2.2.2. Mekanik üretim yöntemleri

Mekanik üretim yöntemleri genelde öğütülecek malzemenin katı halde kaldığı yöntemlerdir. Öğütme bilinen en eski toz üretim yöntemidir. Özellikle seramik ve çimento endüstrisine ve gevrek malzemelerden toz üretiminde sıklıkla kullanılmaktadır. Bununla birlikte metal tozu üretiminde metalik malzemelerin plastisitesinin fazla olması nedeniyle kullanımı kısıtlıdır. Mekanik öğütmede öncelikle çatlaklar oluşur, çatlak oluşumunu kırılma ve yeni yüzeylerin oluşumu takip eder. Üretilebilecek minimum parçacık boyutu

mekanik öğütme sürecine bağlı olduğu kadar malzemenin türüne de bağlıdır [11]. Mekanik üretim yöntemleri 4 gruba ayrılabilir;

- Darbe ile üretim
- Öğütme ile üretim
- Kırpma ile üretim
- Ezme ve ufalama ile üretim

Darbe ile toz haline getirme yöntemi büyük parçaların toz haline getirilmesinde hızlı bir yöntemdir, fakat bu yöntemle üretilen tozların toz boyut dağılımı aralığını belirlemek zordur. Kırpma ile üretim yöntemi, bir kesici uç yardımıyla bir dökme parçadan talaş üretim yöntemidir. Ezme veya ufalama ile toz üretimi ise daha çok gıda sektöründe kullanılmaktadır [15].

2.2.3. Elektrolitik yöntem ile toz üretimi

Yüksek iletkenliğe sahip metal tozlarını üretmenin bir başka yöntemi ise elektrolitik bir banyonun katot çubuğunda metal tozlarını çöktürmektir. Kurutma işlemi asal gazlar altında yapılır ve böylece oksitlenme önlenir [16]. Bu yöntemle, yüksek saflıkta Cu, Fe, Zn, Mn ve Ag tozlarının üretilmesi mümkündür.

2.2.4. Kimyasal yöntemle toz üretimi

Tüm metal tozlarının üretimi genel olarak kimyasal tekniklerle sağlanabilir [17]. Partikül şekil ve boyutunun kontrolü işlem değişkenleri ile üretim parametrelerinin çeşitliliğine bağlıdır [13]. Oksit indirgeme, ayrıştırma ve ısı çöktürme bu alanda en yaygın kullanılan yöntemdir [18].

Ticari olarak kendi oksitlerinden üretimi iyi derecede yapılanlar demir, bakır, tungsten ve molibdendir [18]. Yapı olarak sünger toz adı verilen tozlar bu yöntem ile üretilir [19]. Metal hidritler ile metal karbonillerin ayrıştırılması işlemi, kimyasal yöntemlerden yaygın olarak kullanılan ayrıştırma yöntemi ile yapılmaktadır [18]. Kendi karbonillerinin çöktürülmesiyle üretilen demir ve nikel tozları kimyasal yöntemlerden ısı çöktürme ile

elde edilmektedir [18]. Bu yöntemde kullanılan ayrıştırma yöntemleri bunlardır; Gaz fazı ile ayrıştırma, termal ayrıştırma, sıvı fazdan çökeltme ve gaz fazdan çökeltme.

2.3. Toz Metalurjisinin Avantajları ve Dezavantajları

Diğer üretim yöntemleri ile karşılaştırıldığında T/M'nin bazı avantaj ve dezavantajları vardır. Bunlar şu şekilde sıralanabilir;

Toz metalurjisinin avantajları;

- Malzemedeki bileşimin kontrol edilebilmesi
- Yüksek üretim hızı
- Konveksiyonel yöntemlere üretilmeyen alaşımların üretilmesine imkan vermesi
- Sinterlenmiş parçalarda gözeneklilik veya tam dokuluk sağlanabilir.
- Bu yöntemle elde edilen ürünlerin yüzey hassasiyeti ve yüzey bitirme kalitesi yeterli olduğundan ilave talaşlı işleme gerek kalmaz.
- Üretim adımları basit ve ürün tekrarlanabilirliği yüksektir.
- Karmaşık şekilli parçalar kolayca ve ekonomik bir şekilde üretilebilir.
- Yüksek saflığa sahip parçalar rahatlıkla üretilebilir.
- Oldukça geniş bir yelpazede istenilen yapısal özellikler elde edilebilir.

Toz metalurjisinin dezavantajları;

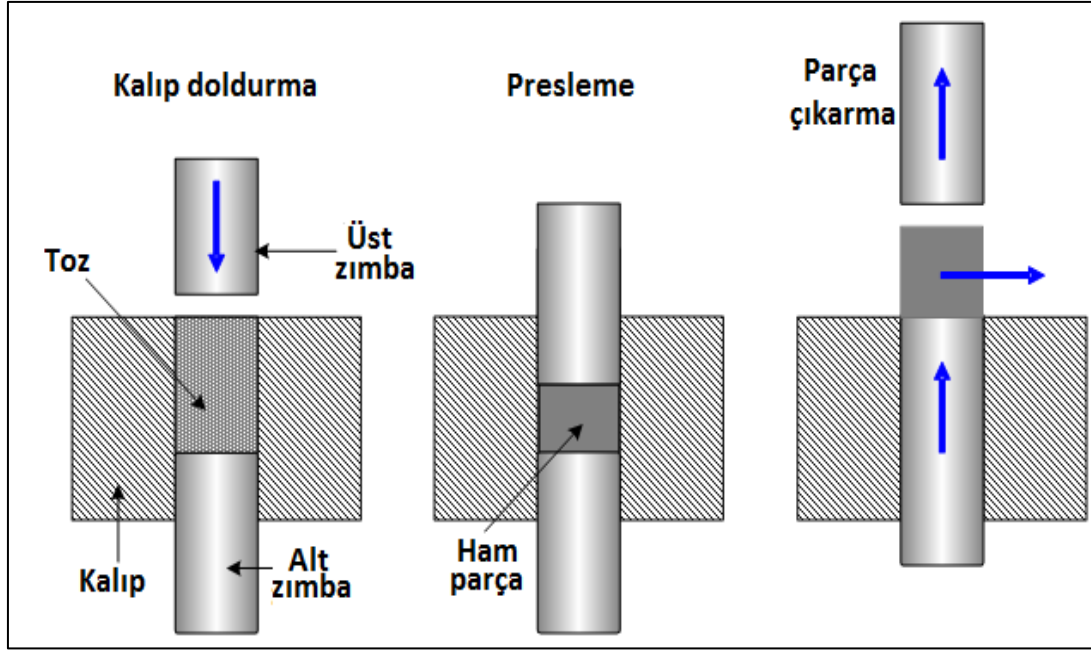
- Büyük kütleler halinde parça üretiminde kalıp maliyeti yüksektir.
- Toleranslar talaşlı imalata göre daha kabadır.
- Seri üretim yapılmazsa ekonomik değildir.
- Mekanik özellikler bazı işlemler yapılmadığı takdirde iyileştirilemez.
- Yüksek hassasiyette hammadde, toz ürün kullanılması gerektiğinden malzeme maliyeti yüksektir.

2.4. Presleme

Sıkıştırma, tozların basınç altında daha yoğun bir hale getirme olarak tarif edilebilir. Tozların preslenmesi sırasında uygulanan kuvvetin etkisiyle oluşan basınç, parçacıkların öncelikle birbirine sürtünerek kaymasına, ardından plastik şekil değişimine yol açarak istenilen şekle sahip bir ham parça elde edilmesine imkan sağlamaktadır. Tozların preslenmesi parça içindeki gözeneklerin büyük oranda yok edilmesini ve sinterleme işlemlerine kadar olan süreçte taşınma esnasında şeklini muhafaza etmesini sağlar [20]. T/M yönteminde sinterleme öncesinde tozların preslenerek şekillendirilmesi için kullanılan yöntemler olarak tek eksenli presleme, soğuk izostatik presleme (CIP), sıcak izostatik presleme (HIP) ve toz dövme sayılabilir.

2.4.1. Tek eksenli presleme

Tek eksenli presleme toz şekillendirmesinde kullanılan en basit yöntemdir. Şekil 4.2’de gösterilen tek etkili preslemede kalıp ile alt zımba sabit olmakla beraber, üst zımbanın hareketi ile sıkıştırma işlemi gerçekleştirir. Tek eksenli preslemede tozlar kalıba döküldüğünde yoğunluk toz karışımının görünür yoğunluğuna eşittir. Her bir toz parçacığı 4-6 parçacık ile temas halindedir [12]. Presleme ile birlikte parçacıklar şekil değiştirir, deformasyondan dolayı parçacıkların sertliği artar ve şekillendirmenin devamı için gereken kuvvet artar. Sonuç olarak belli aşamadan sonra ham ürün daha fazla şekil değiştirmez ve üst zımba kalıptan çıkar, alt zımba oluşturulan ürünü yukarı doğru iterek kalıptan çıkarır. Preslemeden sonra ham parça mekanik olarak kalıba kilitlenmiş durumda olduğu için, kalıp duvarlarına yağlayıcı tatbik edilmesi çok sık karşılaşılan bir durumdur. Uygulanan yağlayıcının kalıp duvarın aşınmasına engelleyici etkisi de bulunmaktadır. Yağlayıcı olarak genellikle stearik asit, stearin, metalik stearatlar veya çeşitli organik yağlar kullanılır [21]. Yüzeyleri daha pürüzsüz olan dolayısıyla küresele yakın tozların görünür yoğunlukları daha fazla olduğu için bu tozların maksimum ham yoğunluğa ulaşması için gerekli kuvvet daha düşüktür. Tek eksenli presleme Şekil 2.4’te şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Tek eksenli preslemenin şematik gösterimi

Toz presleme işlemi T/M sürecinin en önemli aşamalarından biri olmakla birlikte kalıp maliyeti, pres maliyeti ve presleme giderleri sürecin önemli giderlerinden bazılarıdır. Dolayısıyla sistemin, en düşük basınçla en yüksek ham yoğunluğa çıkılabilecek bir şekilde tasarlanması planlanmalıdır. Zımbalardan sadece birinin çalıştığı sistemler tek etkili sistemler olarak adlandırılırken, hem alt hemde üst zımbanın ters yönlerde hareket ederek tozları sıkıştırdığı sistemler çift etkili sistemler olarak adlandırılır. Çift etkili preslemede ise kalıp sabittir. Alt ve üst zımbalar sırası ile (aynı anda) aşağı ve yukarı hareket ederek metal tozlarını presleme ile biçimlendirirler. Çift etkili sistemlerin kullanılması ile ham kompakt içindeki bölgesel gözeneklilik farkları azaltılabilmektedir. Tek eksenli presleme için üretilebilir maksimum ağırlık 2 ila 5 kg'dır. Bu ağırlıktan daha ağır parçalar için diğer imal usulleri tavsiye edilir.

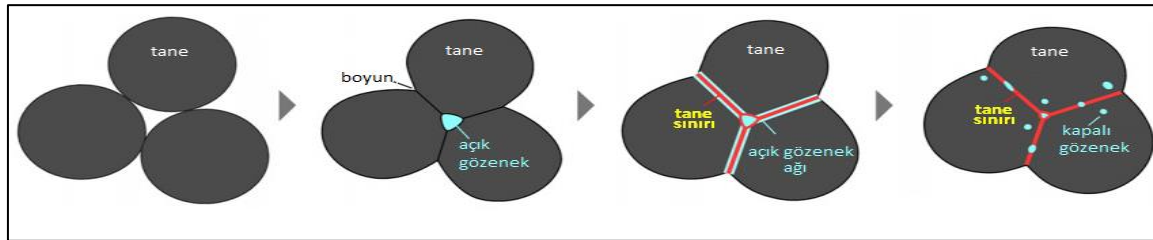
2.5. Sinterleme

Sinterleme işlemi, toz parçacıklarının birbirine bağlanmasını sağlayan, böylece dayanımlarını artıran, yüzey alanlarını düşüren bir ısı sürecidir [10]. Sinterleme işlemleri sinterlenecek malzemeye ve sinterleme sürecine göre değişik şekillerde yapılabilir. Sinterleme işlemi yüksek sıcaklıklarda atom yayılımı mekanizmasıyla gerçekleşen bir işlemdir. Birim hacimdeki parçacık miktarı arttıkça o birim hacimdeki yüzey enerjisi artar. Bu nedenle daha fazla yüzey alanına sahip parçalar daha kolay sinterlenir. Sinterleme

işlemi, oluşturulmuş yüksek serbest enerjiye sahip toz kompaktı, daha az gözenekli rijit bir cisme çevirme işlemidir [22]. Bazı özel malzemeler dışında bütün tozmetal parçalar uygun bir sıcaklıkta sinterlenir. Kompaktlama sonucunda parça, sürtünmeden dolayı oluşan fiziksel yapışma etkisiyle, elle tutulacak kadar sağlam bir yapıdadır. Buna rağmen bütün parçacıklar yapıda müstakil biçimde kalmıştır. Sinterleme işlemlerinde parçacıklar arası temas noktalarından başlayarak oluşan yayılım olayları vasıtasıyla, ham parçanın yüksek dayanımlı bir nihai ürüne ulaşması amaçlanır. Başka bir deyişle sinterleme, bir toz kütlelerinin veya gözenekli kompaktın, parçacıkların temas alanlarının artırılmasıyla spesifik yüzeyin düşürülmesi vasıtasıyla, gözeneklerin daralması ve gözenek geometrisinin ısı olarak aktif hale getirilmiş bir kütle transferi olarak tanımlanabilir [11].

2.5.1. Katı faz sinterleme

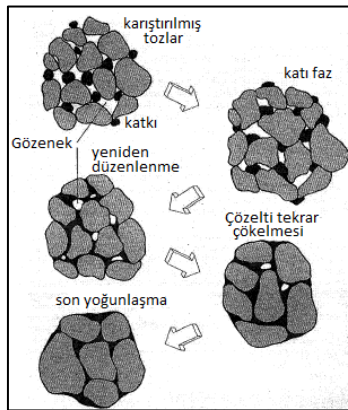
Katı faz sinterleme, tek fazlı sistemlerde veya birbirini içinde çözünmeyen sistemlerde parçacıkların temas noktalarından atom difüzyonu ile gerçekleşen sinterleme mekanizmasıdır. Katı faz sinterleme işlemi 4 basamakta ele alınabilir (Şekil 2.5). İlk basamakta parçacıklar bazı noktalarda temas halindedir ancak birbirlerine presleme sonucu sürtünme ile fiziksel olarak bağlıdırlar. İkinci aşamada parçacıklar arasında boyun ismi verilen temas noktaları oluşur. Üçüncü aşamada boyunlar tane boyunca genişler ve açık gözenekler tane sınırları boyunca çizgi şeklinde birikir. Son aşamada ise yoğunlaşma tamamlanır ve sadece müstakil bazı gözenekler yapıda kalır[23]. Dikkat çeken bir diğer nokta ise sinterleme süresince tane boyutunda bir miktar artış görülmesidir. Katı faz sinterlemede iki tür kütle taşınım mekanizması vardır. Atomların boyun bölgesini doldurmaya başladıkları nokta açısından ayrışır. Yüzey taşınımında atomlar boyun bölgesinin yakınında bulunan gözenek yüzeylerinden başlayarak doldururken, hacim taşınımında tane sınırlarındaki atomlar, boyun bölgesinde yeniden konumlanırlar.



Şekil 2.5. Katı faz sinterleme aşamaları [23]

2.5.2. Sıvı faz sinterleme

Sinterleme esnasında parçacıklar arasındaki boşlukları doldurabilecek bir sıvı faz oluşumu sinterlemeyi hızlandırır ve yoğunlaşma miktarını artırır (Şekil 2.6). Alüminyum alaşımlarında sıvı faz sinterleme sıklıkla kullanılmaktadır. İşlemin birinci basamağında katkı fazı, ana fazla katı faz sinterleme yoluyla tepkimeye girer ve sıvı faz oluşturur. İkinci aşamada sıvı faz parçacıkların arasını doldurur ve kapiler basıncın da etkisiyle parçacıklar yeniden düzenlenir. Bu aşamada sinterleme etkinliğini etkileyen ana faktör ısılatmadır. Üçüncü aşamada oluşan sıvı faz katı parçacıklar içinde yayınarak katı içinde çöker. Son aşamada gözenekler tamamıyla sıvı fazla dolmuştur ve tam yoğunluk işlemi tamamlanmıştır. 3 tür sıvı faz sinterleme yöntemi geniş uygulama alanları bulmaktadır; bunlar geçici sıvı faz sinterleme, kalıcı sıvı faz sinterleme ve süper katıgen (Super solidus) sıvı faz sinterlemedir.



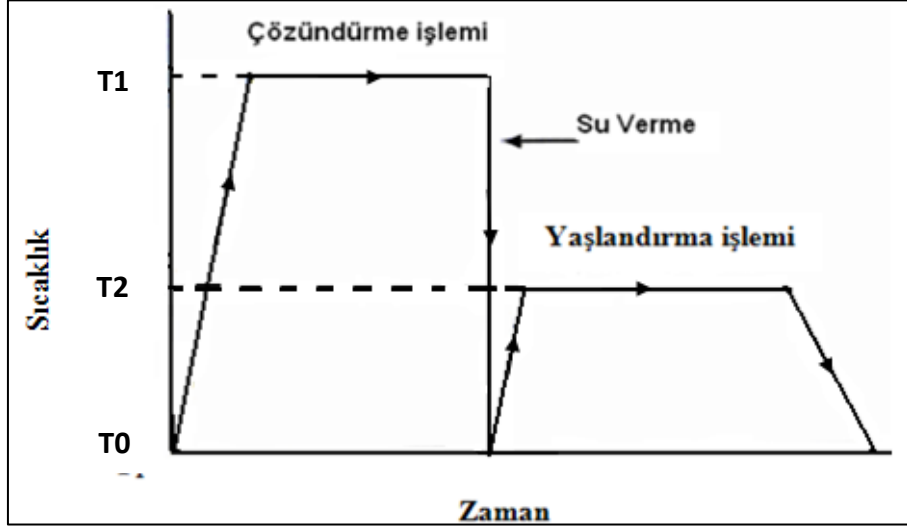
Şekil 2.6. Sıvı faz sinterleme şematik gösterimi [24]

2.6. Yaşlandırma

2.6.1. Yaşlandırma ısı işlemleri

Yaşlandırma ısı işleminin uygulanma nedeni, yumuşak ve sünek matriste ince, sert ve matrisle uyumlu çökeltilerin meydana gelmesini sağlamaktır [25]. Matris yapı içine dağılan çökeltiler, dislokasyon hareket oluşumlarını kısıtlayarak, alaşımların mukavemet değerlerinde yükselmeye neden olurlar. Bakır alaşımlarının, martenzitik paslanmaz çeliklerin ve ısı işlem uygulanabilen alüminyum alaşımlarında sertleşme sağlanabilmesi ve dayanımlarının artırılması yaşlandırma ısı işlemi ile gerçekleşir.

Yaşlandırma ısıtma işlemi, üç adımdan oluşmaktadır [26]. Bunlar Şekil 2.7’de verildiği gibi; çözündürme, su verme ve yaşlandırma adımlarıdır.



Şekil 2.7. Yaşlandırma ısıtma işlemi için sıcaklık-zaman diyagramı [25]

Çözündürme işlemi

Şekil 2.8’de şematik olarak gösterildiği gibi, katı durumda az miktarda sıvı durumda ise her oranda çözünme kapasitesi olan bir alaşım, tek fazlı yapı (α) elde etmek için diyagramda verilen solvüs sıcaklığının üzerinde, bir T_1 sıcaklığına kadar ısıtılır.

Bu sıcaklık içindeyken alaşımda bulunan fazların (α ve β) bir faz içinde çözünme işlemi gerçekleşene kadar bekletilir. Alaşımların yapısına göre, bu bekleme zamanı değişiklik gösterir. Alaşımlar üzerinde yapılan bu işleme çözündürme uygulanması veya solüsyona alma işlemi adı verilir [27].

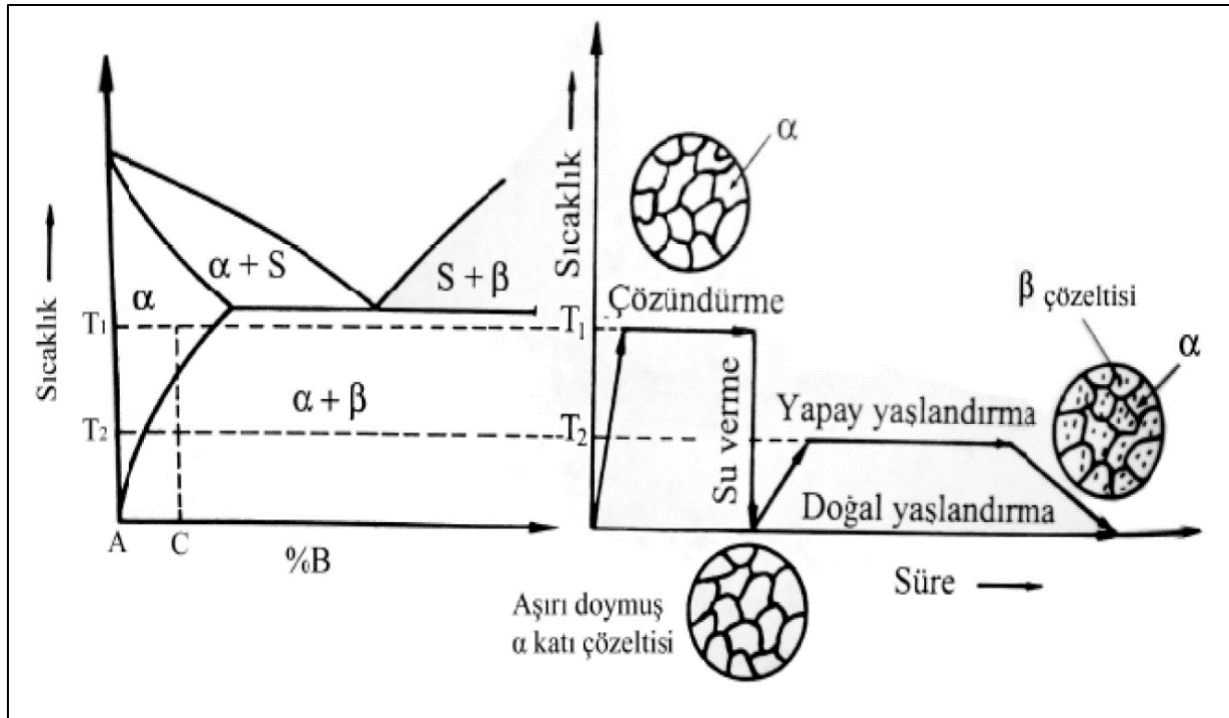
Çözündürme işleminde yapılmak istenen, dayanımı artıran alaşım elementlerinden en yüksek seviyede katı ergiyik içine dahil etmektir. Bu sebep ile alaşım, yükselen alaşım elementi oranıyla artan bir fazlı bölgeye dahil olma sıcaklığına ulaşıldığına emin olunan sıcaklığın yani solvüs sıcaklığının birkaç derece üzerine kadar ısıtılmalıdır. Bu esnada alaşım ötektik ergime sıcaklığından daha az sıcaklığa sahip olmalıdır [25].

Çözündürme işlemindeki önemli adımlardan birisi de çözündürmede bekletme zamanıdır. Malzeme yapısında çözünmemiş faz kalmayacak ve homojen bir yapı meydana gelecek

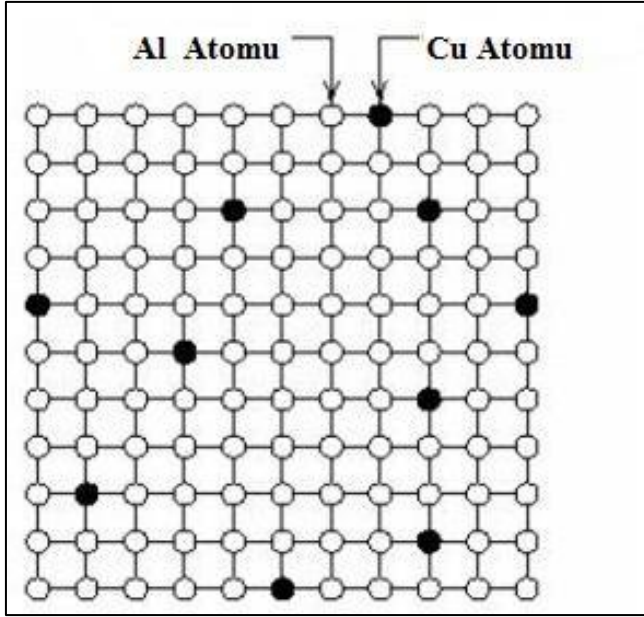
şekilde bu zaman ayarlanmalıdır. İnce kesitli malzemelerde düşük olan çözündürme süresi, kesit miktarının artması ile artış göstermektedir [25].

Su verme

Su verme yaşlandırma ısıt işleminin en önemli aşaması olarak ifade edilebilir. Çözündürme işlemiyle elde edilen aşırı doymuş katı ergiyeğin hızlı soğuma ile toparlanmasına fırsat vermeden oda sıcaklığına soğutularak muhafaza edilmesi su vermenin amacıdır [25]. Su verme, çözündürme işlemi ile oluşan tek fazlı (α) katı çözeltisini, çökeltilerin oluşmasına meydan bırakmayacak şekilde, T_1 sıcaklığından aniden soğutmaktır (Şekil 2.8). T_1 sıcaklığına sahip malzemenin, süratle bir akışkan içerisinde soğutulması sebebi ile aşırı doymuş bir yapı oluşur. Şekil 2.9’da verildiği gibi malzeme içinde bulunan çözenin denge koşullarında, alaşım elementinin çözebileceği miktardan daha fazla madde çözmesi anlamına gelen aşırı doymuş yapı kararsız bir durumdur. Kararlı bir yapının elde edilebilmesi, orta dereceli dayanıma ve yeterli miktarda süneklığe sahip bu yapının yaşlandırılması işlemi ile olabilmektedir [27].



Şekil 2.8. Çözündürme ve yaşlandırma adımlarının dahil olduğu çökeltme sertleşmesini gösteren şekil [27]

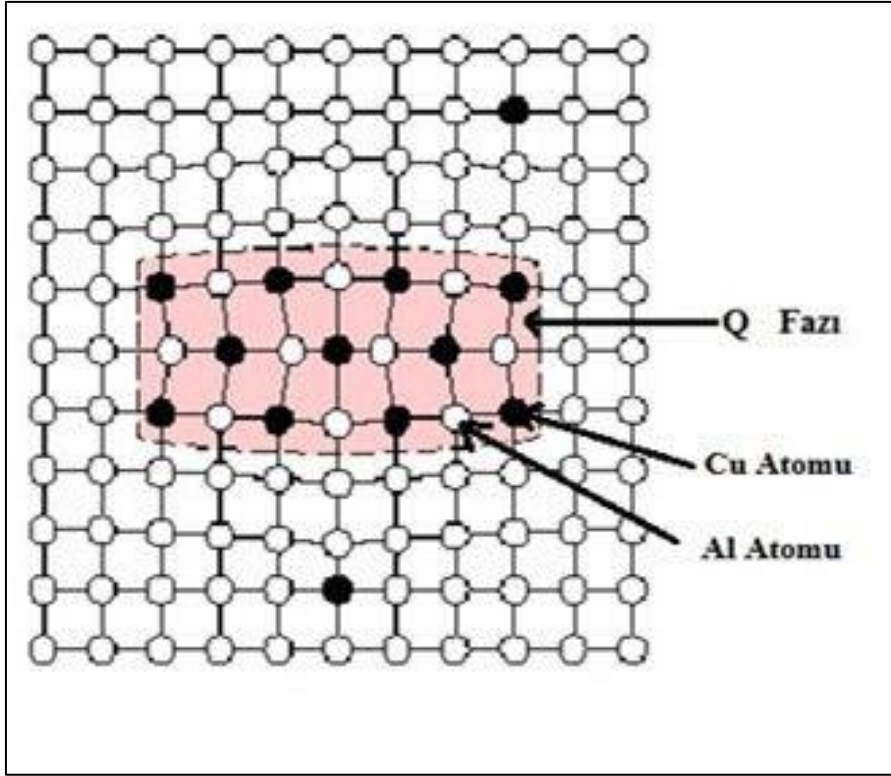


Şekil 2.9. Çözünen atomun çözen atom içerisinde dağılmış hali [25]

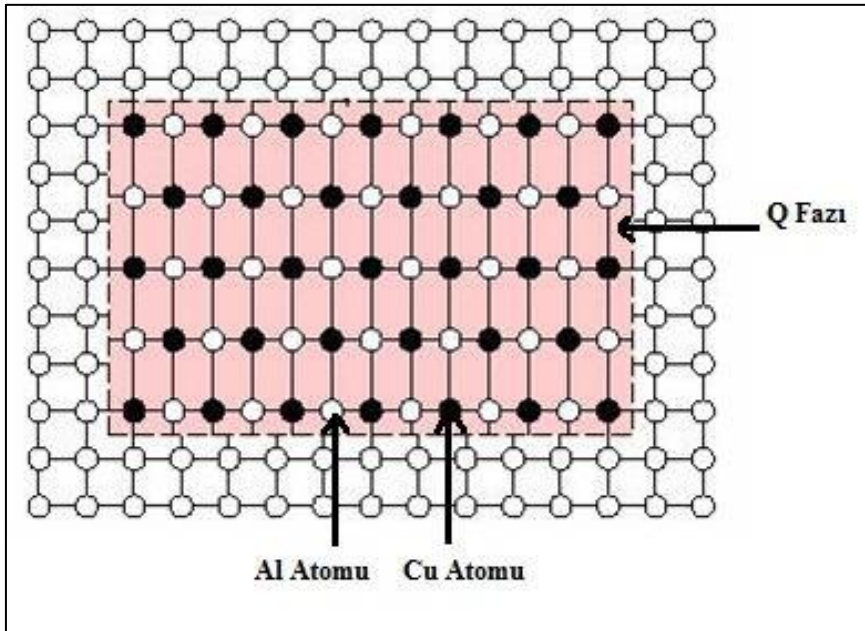
Yaşlandırma (çökelme sertleşmesi)

Sadece denge diyagramlarında solvüs eğrisi bulunan alaşımlarda yaşlandırma (çökelme sertleşmesi) oluşur [25]. Aşırı doymuş yapıda bulunan fazla atomlar yaşlandırmanın ilk adımında toplanır ve zaman içinde çekirdekleşme mekanizmasının etkili bir hal alması ile, β fazının (çökelti) çekirdeklerini meydana getirir (Şekil 2.7) [27]. Matris içinde, çözünen atomların oluşturduğu uyumlu çökeltiye gelmesi ile çökelme sertleşmesi oluşur (Şekil 2.10). Uyumlu çökelti meydana geldiği zaman, çökelti kafesinin atom düzlemleri ile matris kafesinin düzlemleri arasında süreklilik oluşur. Sürekliliğin oluşumu, çökelti etrafında büyük gerilme alanı meydana getirir ve bu alan içerisinde bulunan dislokasyon hareketleri kısıtlanır [25].

Dislokasyon hareketlerine engel olan, alaşımın matris yapısı ile uyumlu çökeltiye, alaşımın sertliğini ve dayanımını büyük oranda yükseltirler. Fakat aşırı yaşlandırma olduğunda, çökeltiye irileşir, matrise bağlı kalmadan kendi kristal yapılarını meydana getirir ve etrafını saran matris ile uyumsuz yapı oluştururlar (Şekil 2.11). Bu olay karşısında malzemenin mukavemet değerlerinde azalma görülür [26].



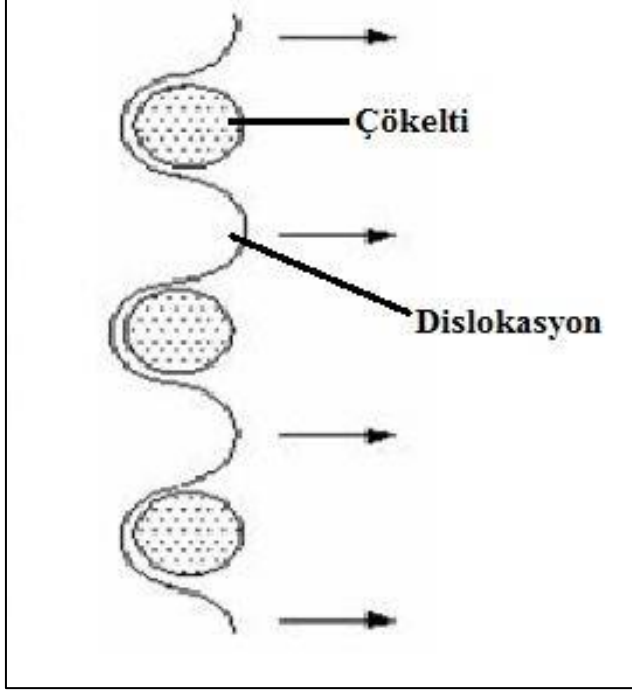
Şekil 2.10. Etrafını saran matris ile uyumlu çökelti [25]



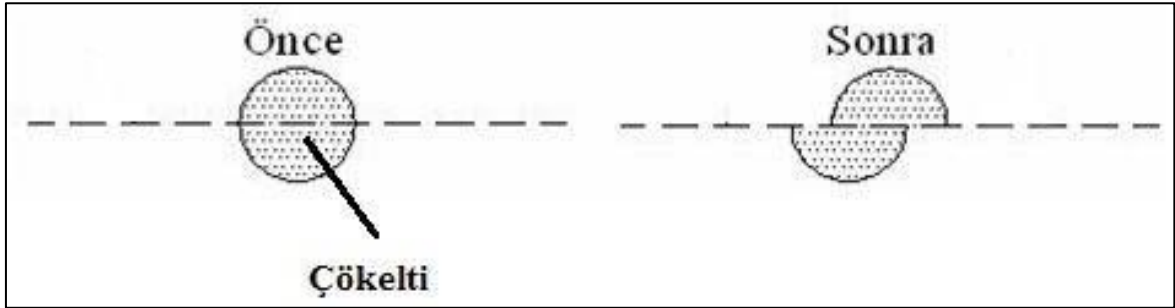
Şekil 2.11. Etrafını saran matris ile uyumsuz çökelti [25]

Ayrıca çökelti boyutları da yaşlandırmada, alaşımın sertliğini ve dayanımı yükselten etkenlerdir. Yaşlandırma süresinde artışa geçilirse, çökelti irileşerek birbirlerine yaklaşırlar ve böylece dislokasyon hareketleri kısıtlanarak sertlikte artış görülür (Şekil

2.12). Çökelti boyutları fazla miktarda büyür ise, dislokasyonlar çökeltiyi kesebilir (Şekil 2.13) ve sertlikte azalmalar meydana gelir [26].



Şekil 2.12. Çökelti tarafından engellenmiş dislokasyonlar [26]



Şekil 2.13. Fazla miktarda büyük çökelti dislokasyonlar tarafından kesilmesi [26]

3. TOZ METALURJİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Alüminyum alaşımları düşük yoğunluk, yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik ve düşük ısı genleşme gibi mükemmel özelliklerden dolayı otomotive ve havacılık endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. T/M alüminyum alaşımların yaygın endüstriyel uygulamaları kasnaklar, çubuk kılavuzları (rod guides), darbe emici pistonları, eksantrik mil yatakları ve fren kaliperleridir [28, 29, 30]. Demir toz metalurjisi aksine, alüminyum T/M, endüstride sınırlı uygulamalarla, henüz başlangıç aşamalıdır. Alüminum alaşımları düşük yoğunluk, yüksek dayanım/ağırlık oranı ve iyi korozyon direnci nedeniyle, özellikle ulaşım endüstrisinde çok önem kazanmasına rağmen, uygun aşınma direnci ve çekme davranışı göstermemektedir [31].

Presleme ve sinterleme yoluyla işlenmiş alüminyum alaşımları genellikle nihai ürünlerde düşük mukavemete sahiptir [32]. Dolayısıyla iyi özelliklere sahip malzemeler üretmek için, araştırılması ve optimize edilmesi gereken anahtar işlem sinterlemedir. Alüminyum toz parçacıkların üzerindeki termodinamik olarak kararlı oksit tabakası, ancak 600 °C'de $<10^{-50}$ atm oksijen kısmi basıncı ile indirgenebilen, sinterleme sürecine bariyer oluşturmaktadır [33]. Oksit tabakasını gidermek için metal-metal temasını kolaylaştırmak ve parçıklar arası difüzyonu (interdiffusion) arttırmak için sıkıştırma ve ardışık sıvı faz sinterleme gereklidir [34, 35]. Ayrıca magnezyum ilavesiyle yüzey oksidin indirgenmesi mümkündür [36].

Alüminyum esaslı alaşımlar genelde sinterleme işlemini etkileyen her türlü istenmeyen kimyasal reaksiyonların oluşmasını önleyen koruyucu atmosferde sinterlenmektedir. Son zamanlardaki çalışmalar, alüminyum alaşımların sinterlenmesi için nitrojen atmosferinde AlN oluşumu için nitrojen atmosferin yararlı olduğunu ispatlamıştır. Buna rağmen AlN oluşumu ve onun sinterleme davranışına katkıda bulunduğu hakkında halen çok sınırlı bilgiler bulunmaktadır.

Alüminyum alaşımları genellikle iki ana kategoriye ayrılır: (i) döküm alaşımları ve (ii) dövme alaşımları [37, 38, 39]. Bunlar ısı ısı ısı işlem uygulanabilen ve ısı ısı işlem uygulanamayan olmak üzere bir daha alt bölümlere ayrılmıştır.

Referans kolaylığı için Alüminyum Birliği sistemi dövme veya dökme alaşımlar için farklı terimler dizisi kullanmaktadır. Bir dövme alaşımı dört haneli sistemi kullanarak numaralandırılır; ilk rakam alüminyumun ana alaşım elementini gösterir. İkinci rakam temel elementten modifikasyonu gösterirken, üçüncü ve dördüncü rakamlar seride spesifik alaşımları tanımlar. Dövme alüminyum alaşımların sınıflandırılması Çizelge 3.1’de gösterilmiştir. Döküm alaşımların sınıflandırılması ise, üç basamaklı sayı ve ondalık sayıya dayanmaktadır. Dövme alaşımına benzer şekilde, döküm alaşımdaki ilk rakam uygulanan ana alaşım elementlerini tanımlar. İkinci ve üçüncü rakam, serideki spesifik alaşımı gösterir. Bu arada, ondalık, alaşımın bir döküm (.0) veya bir külçe (.1 veya .2) olup olmadığını gösterir. Büyük harf ön ek (A, B, C vb.), alaşımların modifikasyonunu gösterir. Döküm alaşımların sınıflandırılması Çizelge 3.2’de verilmiştir.

Günümüzde geliştirilen T/M alaşımlarının çoğu, T/M işlemi için çok az optimize edilmiş veya hiç değişiklik yapılmaksızın mevcut dövme veya döküm alüminyum alaşımları bileşimine dayanmaktadır [40]. En yaygın ısıl işlem gören T/M alüminyum alaşımları, 2xxx ve 6xxx serisi dövme alüminyum alaşımlarıyla kıyaslanabilir özelliklere sahiptir [42]. Diğer gelişmiş alüminyum T/M alaşımları, genişletilmiş katı çözünürlüğe sahip önalaşımli tozların ve metal matris kompozitini oluşturmak için diğer takviye edici malzemelerin (yani metallerin, seramik ve organik bileşiklerin) kullanımını içermektedir [40]. T/M alüminyum alaşımları, sınırlı fiziksel ve mekanik özellikleri yanısıra sınırlı uygulama alanları olan şuan az sayıdaki ticari presle-sinterle T/M alaşımları mevcut olmasına rağmen, ticari uygulama için geliştirilmiş son derece umut verici bir aday olmaya devam etmektedir. Sonuç olarak alaşım geliştirmeyi ve sinterleme esaslarını daha iyi anlamak için yoğun ilgi vardır.

Çizelge 3.1. Dövme alüminyum alaşımların sınıflandırılması [40, 41]

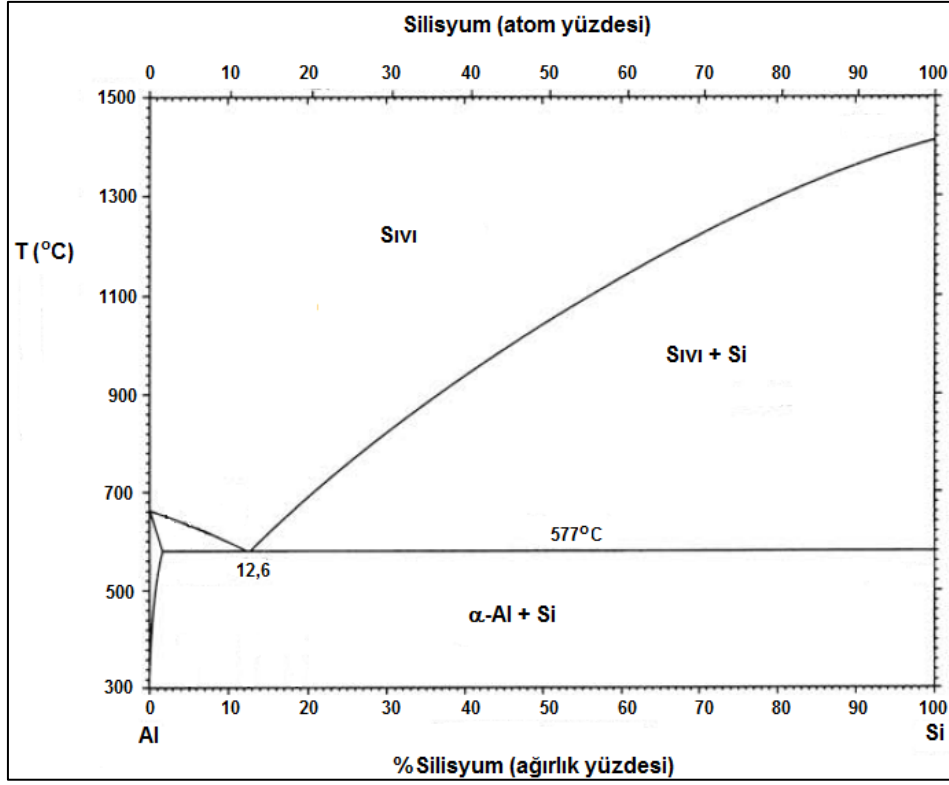
Alaşım Serisi	Açıklama
1xxx	Minimum %99 alüminyum içeren alaşımlar
2xxx	Esas alaşım elementi bakır olan ısıtıl işlem uygulanabilen alaşımlar
3xxx	Esas alaşım elementi mangan olan ısıtıl işlem uygulanamayan alaşımlar
4xxx	Esas alaşım elementi silisyum olan ve magnezyum içeren ısıtıl işlem uygulanabilen alaşımlar
5xxx	Esas alaşım elementi magnezyum olan ısıtıl işlem uygulanamayan alaşımlar
6xxx	Esas alaşım elementleri magnezyum ve silisyum olan ısıtıl işlem uygulanabilen alaşımlar
7xxx	Esas alaşım elementi çinko olan ısıtıl işlem uygulanabilen alaşımlar
8xxx	Kalay ve lityum içeren ısıtıl işlem uygulanabilen alaşımlar
9xxx	Gelecekte bulunacak alaşımlar için

Çizelge 3.2. Döküm alüminyum alaşımların sınıflandırılması [40, 41]

Alaşım Serisi	Açıklama
1xx.x	Minimum %99 alüminyum içeren alaşımlar
2xx.x	Esas alaşım elementi bakır olan ısıtıl işlem uygulanabilen alaşımlar
3xx.x	Esas alaşım elementi silisyum olan ve bakır ile magnezyum içeren alaşımlar
4xx.x	Esas alaşım elementi silisyum olan ısıtıl işlem uygulanamayan alaşımlar
5xx.x	Esas alaşım elementi magnezyum olan ısıtıl işlem uygulanamayan alaşımlar
6xx.x	Bu seri numarası kullanılmamaktadır
7xx.x	Esas alaşım elementi çinko olan ısıtıl işlem uygulanabilen alaşımlar
8xx.x	Esas alaşım elementi kalay olan ısıtıl işlem uygulanabilen alaşımlar
9xx.x	Bu seri numarası kullanılmamaktadır

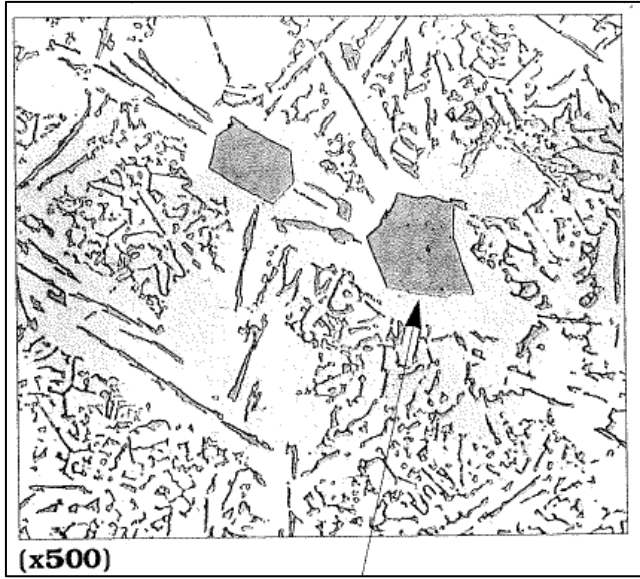
3.1. T/M Al-Si Alaşımları

Alüminyum-silikon (Al-Si) sistemi, Şekil 3.1’de gösterildiği gibi, 577 °C ötektik sıcaklıkta, ötektik bileşimi Al-%12,6Si’a yakın olan, oldukça basit bir ikili faz diyagramı oluşturmaktadır. Denge durumunda, alüminyumdan zengin olan katı çözelti bu sıcaklıkta %1,65 silisyum içermektedir ve alüminyumda silisyumun katı çözünürlüğü, 300 °C’nin altında %0,1’e düşmektedir [43].



Şekil 3.1. Al-Si ikili faz diyagramı

Dökümde kullanılan Al alaşımları içinde ana alaşım elementinin silisyum (Si) olduğu Al-Si alaşımlarının toplam döküm parçaları içindeki oranı %90'ı aşmaktadır. Bunun nedeni mükemmel dökülebilirlik, çatlak direnci ve iyi teknolojik özelliklere sahip olmasıdır. Ticari Al-Si alaşımlarında Si miktarı %4 ile %25 arasında değişmektedir. Yukarıda bahsedildiği gibi Şekil 3.1'de verilen Al-Si ikili faz diyagramında görüldüğü üzere ötektik nokta bileşimi %12,6 Si ve ötektik sıcaklık 577 °C'dir. Buna göre Al-Si alaşımları, bileşimindeki Si oranına göre ötektikaltı ($\text{Si} < \%12$), ötektik ($\%12 < \text{Si} < \%13$) ve ötektiküstü ($\%14 < \text{Si} < \%25$) olarak sınıflandırılır [44]. Ötektiküstü Al-Si alaşımları düşük yoğunluk, yüksek özgül dayanım (stiffness), yüksek sıcaklık dayanımı, aşınma dayanımı ve düşük termal genleşme katsayısı nedeniyle otomotiv parçalarında demir esaslı parçaların yerine kullanılma potansiyeli nedeniyle yüksek ilgi görmektedir. Ötektiküstü Al-Si alaşımlarında ötektik içindeki küçük iğnemsiz ötektik silisyuma ilave olarak iri ve ayrılmış Si kristalleri yapıda bulunur (Şekil 3.2). Yapıda iri Si kristallerinin bulunması alaşım özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir [45]. Alaşımdaki Si miktarının artışı malzemenin daha sert ve gevrek olmasını sağlamaktadır [46]. Bu nedenle yapı içinde küçük ve homojen dağılıma sahip birincil Si kristallerinin bulunması mekanik özelliklerin iyileşmesi açısından gerekliliktir.



Şekil 3.2. Ötektiküstü Al-Si alaşımda yavaş soğuma sonucu birincil Si kristallerinin görünüşü

Döküm Al alaşımlarına silisyum ilavesi sıvı metal akışkanlığını artırır ve döküm parçaların aşınma dayanımı iyileştirir. Ancak ötektiküstü Al-Si alaşımlarda döküm gibi yavaş soğuma işlemlerinde yapıda oluşan iri Si kristalleri, mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir [45, 47]. Ayrıca bu tür alaşımların ekstrüzyon ve dövme ile şekillendirilmesi oldukça zordur. Bu sorunu çözmek için farklı yaklaşımlar araştırılmaktadır. Bu yaklaşımlardan birisi toz metalurjisi yöntemi olup, ötektiküstü Al-Si alaşımı yapısal parçaların toz metalurjisi teknolojisi ile geliştirilmesi konusunda araştırmaya yoğun bir ilgi vardır. Toz metalurjisi teknolojisi, ötektiküstü Al-Si alaşımlarının üretim kabiliyeti açısından döküm yöntemine göre avantajlara sahiptir. Toz metalurjisinde hızlı katılaşmadan dolayı yapıda çok küçük birincil silisyum kristalleri bulunması nedeniyle, yüksek aşınma dayanıma ve işlenebilirliğe sahip ötektiküstü Al-Si alaşımlarının üretiminde toz metalurjisi ön plana çıkmaktadır [2]. Gaz atomizasyonu geniş bir uygulama alanına sahip endüstriyel bir toz üretim yöntemidir. Metal tozu üretimi sırasında yüksek soğuma hızları birincil kristallerin oldukça küçük ve homojen olarak yapıda elde edilmesine imkan sağlar. Üretilen tozlardan soğuk presleme ve sinterleme yaklaşımı ile yapısal parçaların ekonomik olarak üretim potansiyeli vardır. Al-Si alaşımlarından üretilmiş ön alaşımlı metal tozları sert ve sıkıştırılması zor olduğu için toz metalurjisi yöntemi ile bu alaşımdan yapısal parçaların üretilmesinde üretim sürecinin geliştirilmesi araştırma konusu olmaktadır.

Al-Si alaşımları, bileşenlerin yapısal performanslarında aşınma direncinin önemli bir rol oynadığı dişlilerde ve yapısal parçalarda ticari olarak kullanılmaktadır. Sertlik ve aşınma direnci, sunulan silisyum miktarıyla birlikte artar. Ötektiküstü Al-Si alaşımları, olağanüstü aşınma direnci, düşük ağırlık ve düşük ısıl genleşme nedeniyle büyük önem taşımaktadır. T/M çeliğin yerine kullanılan ilginç bir seçenek olarak dikkate alınmaktadır. 2005 yılında Alman T/M parça üreticisi SchwäbischeHüttenwerke (SHW), BMW cam-phaser sistemi için T/M alüminyum zincir sproketi (zincir dişliyi) başarıyla üretmiştir [48]. T/M uygulamasındaki bu umut verici büyük ilerleme, yapısal ve mekanik tasarımda T/M üretim yönteminin potansiyelini fark ettirmiştir.

Ötektiküstü Al-Si alaşımları üretmek için genellikle endüstride kullanılan iki temel teknik vardır; döküm ve toz metalurjisi (T/M) [49]. Ötektiküstü Al-Si alaşımları yüksek akıcılıklarından dolayı iyi döküm özelliklerine sahip olmasına rağmen, dökme matris içindeki büyük ana silisyum parçacıklarının kristalleşmesi, döküm endüstrisinde daima büyük bir tehdit oluşturmaktadır. Üniform olmayan mikroyapılar, büyük ve ayrılmış Si parçacıkları ile birlikte alaşımların mekanik özelliklerini ve işlenebilirliğini düşürmektedir [50].

Yüksek sıcaklık uygulamalar için tasarlanmış Al-Si alaşımları için termal stabilite çok önemlidir. İyi termal stabiliteye sahip Al-bazlı alaşımlar elde etmek için düşük difüzyon katsayısına sahip Ni, Fe, Cr, Mn, T ve Zr gibi güçlendirici ana elementler ilave edilmiştir [50, 51]. Bununla birlikte, geleneksel döküm teknolojisinin kullanılması ağırlıkça %1'i geçemeyerek, yavaşça yayılmakta olan ilave geçiş metallerin miktarını sınırlandıracaktır [42]. Bu elementlerin daha yüksek miktarı büyük, sert ve kırılgan intermetalik fazların oluşması nedeniyle alaşımların plastisitesini, biçim değiştirebilirliğini (deformability) ve mukavemetini azaltacaktır [51].

Bunun yanısıra ötektiküstü T/M Al-Si alaşımları, boyutu ve miktarı daha iyi kontrol edilebilen silisyum parçacıkları olan ince ve üniform mikroyapıya sahiptir. T/M teknikleri ile işlenen alaşımlar genellikle uygun mukavemeti, sünekliği ve çatlaklara karşı daha az hassasiyet ile daha iyi mekanik özellikler sergilemektedir.

3.2. Alaşım İlavelerinin Etkisi

Saf alüminyum genel olarak düşük mukavemet gösterir ve yapısal uygulamalar için uygun değildir. Mukavemetin artırılması ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesi için, alüminyumun diğer metalik elementlerle alaşımlanması gereklidir. Alüminyum için ana alaşım ilaveleri arasında bakır, mangan, silisyum, magnezyum ve çinko bulunur. Diğer elementler, örneğin krom ve zirkonyum, daha az miktarda ilave edilir ve tane küçültmesi için kullanışlıdır.

Alaşım elementlerin çoğu ya alüminyum ile katı çözeltili halinde mevcuttur ya da mikro bileşenler oluşturmaktadırlar (element ya da bileşik). Bakır, 2xxx veya 2xx.x serisi alüminyum alaşımlarında yaygın olarak kullanılan ve %1-10 konsantrasyon aralığındaki en önemli alaşım ilavelerinden biridir. Bakır 548 °C'de %2,5'lik maksimum çözünürlük ile alüminyumda kayda değer bir çözünürlüğe sahiptir. Bakır ilavesi, çökelme sertleşmesi yoluyla mukavemette önemli bir artışa neden olabilir.

Bununla birlikte, magnezyum, alüminyumun işleme sertleştirme özelliğini geliştirir ve katı çözeltili sertleşmesi yoluyla mukavemeti artırır. Mukavemette daha belirgin bir artış, magnezyum ilavesinin diğer elementlerle, özellikle bakır ve çinko kombinasyonundan elde edilebilir. Isıl işlem uygulanabilen 7xxx ve 7xx.x serilerinde ana alaşım elementi olarak çinko ilavesi, çökelme sertleşmesi yoluyla mukavemette önemli artış sağlar.

Mangan, ısıtıl işlem uygulanamayan dövme alüminyum alaşımları 3xxx serilerinde, ana alaşım elementidir. Alüminyumda katı çözünürlüğü sınırlıdır (%1) ve katı çözeltili sertleşme yoluyla mukavemeti artırır.

Ayrıca silisyum ilavesi de mukavemetin orta düzeyde artmasına neden olur. Silisyum, ergime noktasını düşürür ve alüminyumun akışkanlığını artırır. Hem magnezyum hem de silisyumun uygun oranlarda ilave edilmesi, Mg_2Si oluşumu için çökelme sertleşmesine neden olabilir.

3.3. Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemi

Alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri, alaşım bileşiminden ve sinterleme parametrelerinden büyük ölçüde etkilenmektedir. Bir metal ürünün sertliği, mukavemeti ve kalıntı gerilme durumu gibi özelliklerinin daha da iyileştirilmesi için, alüminyum alaşımlarına istenilen mekanik özelliklerin elde edilmesi için belirlenen süre ve sıcaklıklarda ısıtılma işlemi uygulanır. İki çeşit alüminyum alaşımı mevcuttur: ısıtılma işlemi uygulanabilen ve ısıtılma işlemi uygulanamayan. Isıtılma işlemi uygulanabilen alüminyum alaşımları, çökelme ve deformasyon yoluyla mukavemette önemli bir artış sağlar. Isıtılma işlemi uygulanamayan alaşımlar ise soğuk deformasyon veya işleme sertleşmesi (work-hardening) işlemi ile mukavemeti artar. Bu bölüm ağırlıklı olarak ısıtılma işlemi uygulanabilen alaşımlarına odaklanmakta ve bu alaşımlar için uygulanan ısıtılma işlemi prosedürlerine genel bir bakış sunmaktadır [40]. Çizelge 3.3'te ısıtılma işlemi uygulanabilen alaşımlar için temel sıcaklık adlandırılması verilmiştir.

Isıtılma işlemi uygulanabilen alüminyum alaşımlarının ısıtılma işlemi üç ana işlemde oluşur: çözelti ısıtılma işlemi, suverme ve yaşlandırma sertleştirilmesi. Çözelti ısıtılma işlemi, alaşım elementlerinin katı çözüldüde homojen konsantrasyonunu elde etmek için nispeten yüksek sıcaklıkta katılaşma esnasında oluşan çözülebilir fazların çözündürülmesini içerir. Metal bileşenler, daha sonra, aşırı doymuş katı çözümler (supersaturated solid solutions) elde etmek için su verme işlemi görür ve oda sıcaklığında (doğal yaşlandırma) ya da yükseltilmiş sıcaklıkta (yapay yaşlandırma) yaşlandırılır. Yaşlandırma sertleşmesi, aşırı doymuş katı çözümden çözünen atomların çökmesine izin verir. Her prosedürün ayrıntıları aşağıdaki bölümde açıklanmaktadır.

Çizelge 3.3. T sıcaklık sınıflandırılması

T Temper	Açıklama
T1	Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş ve doğal yaşlanmaya bırakılmış
T2	Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlanmaya bırakılmış
T3	Çözeltili alma işlemi yapılmış, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlanmaya bırakılmış
T4	Çözeltili alma işlemi yapılmış ve doğal yaşlanmaya bırakılmış
T5	Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş ve yapay yaşlandırma yapılmış
T6	Çözeltili alma işlemi yapılmış ve yapay yaşlandırma yapılmış
T7	Çözeltili alma işlemi yapılmış ve aşırı yaşlandırma yapılmış
T8	Çözeltili alma işlemi yapılmış, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırma yapılmış
T9	Çözeltili alma işlemi yapılmış, yapay yaşlandırma yapılmış ve soğuk şekillendirilmiş
T10	Sıcak şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırma yapılmış

3.3.1. Alüminyum alaşımlarının çözelti işlemi

Çözelti işlemi, ötektik sıcaklığa yakın nispeten yüksek sıcaklıkta alüminyum alaşımının ısıtılmasını içerir ve hemen hemen homojen bir katı çözelti elde etmek için onu yeterince uzun süre tutar. Çözelti ısıtma işlemi, çözündürülerek katı çözeltilerdeki çözülebilen fazların maksimum konsantrasyonunu elde etmek için gereklidir, alaşım elementlerini homojenleştirir ve böylece sonraki yaşlandırma işleminden sonra malzemenin mukavemetini artırır. Çözülebilen fazların çözündürülmesi, çözelti işleminin sıcaklık ve süre parametrelerinden etkilenir.

Çözelti işlem sıcaklığı alaşım bileşimine göre değişir. Sıcaklık değişiminin ± 6 °C'de olması genelde kabul edilebilir, ancak bazı yüksek alaşımlı ve yüksek mukavemetli alaşımlar daha dar bir sıcaklık aralığı ile sınırlandırılmıştır, çünkü başlangıç ötektik ergime sıcaklığı, Çizelge 3.4'te gösterildiği gibi önerilen çözelti işlem sıcaklığından sadece birkaç derece daha fazladır. Bu nedenle, mekanik özellikleri düşürmeye yol açabilecek aşırı ısınmayı ve kısmi erimeyi önlemek için çözelti işlem sıcaklığının kontrol edilmesi kritik önem taşımaktadır.

Çizelge 3.4. Seçilmiş 2xxx serisi alüminyum alaşımları için tipik çözelti işlem sıcaklık aralıkları ve başlangıç sıcaklığı [40]

Alaşım	Çözelti Isıl İşlem Sıcaklık Aralığı (°C)	Başlangıç Ötektik Ergime Sıcaklığı (°C)
2014	496-507	510
2017	496-507	513
2024	488-507	502

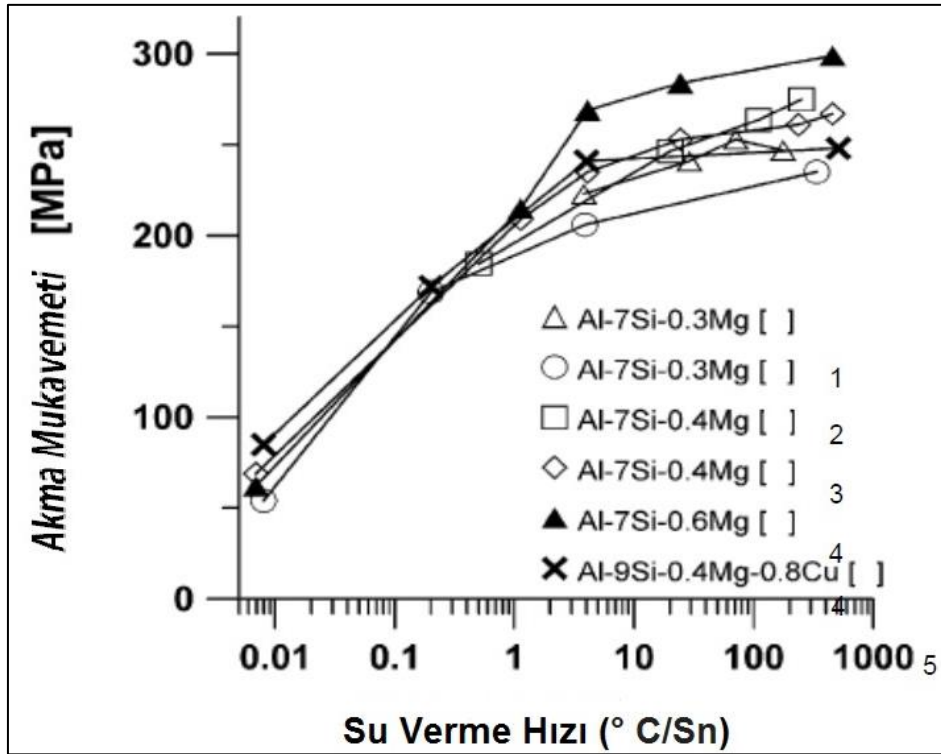
Denge dışı erimeyi ve yetersiz ısınmayı engellemek için çözelti ısıl işlem sırasında dikkat gösterilmelidir. Dengede olmama durumu, yerleştirilen çözünmüş konsantrasyonlardan dolayı meydana gelir ki bu, ötektik sıcaklığın düşürülmesine ve daha sonra bölgesel erimeye neden olur. Bu arada çözünebilen fazın katı çözelti içinde yetersiz çözünmesine neden olan parçaların normal aralığın altında ısıl işlem görmesi durumu yetersiz ısınmanın (underheating) meydana gelmesine neden olur. Bundan dolayı, sonraki çökeltme sertleşmesi için daha az çözünmüş madde mevcuttur. Bu yine nihai mukavemette belirgin bir düşüşe neden olur.

Çözelti ısıl işlem sıcaklığın kritik kontrolü haricinde, çözelti-işleme süresi de, nihai ürünlerin mukavemetinin belirlenmesinde aynı derecede önemli bir rol oynamaktadır. Katı çözelti içinde iyi homojenlik elde etmek için yeterli çözelti ısıl işlem süresinin olması istenilen bir durumdur. Çeşitli kalınlıktaki ürünler için gereken suya emdirme süreleri bir dakika altından 20 saate kadar değişmektedir. Parçanın yüksek sıcaklığa uzun süre maruz kalması, yüksek sıcaklık oksidasyonuna neden olur ki bu, yüksek nem içerikli atmosferde, yüzeyin kabarmasına neden olur. Aşırı çözündürme süresinden dolayı, tane irileşmesi (grain coarsening) de meydana gelebilir.

3.3.2. Alüminyum alaşımlarının su verme işlemi

Su verme, malzemelerin soğutulması üzerine çökeltiyi bastırmak için, çözelti işleminden hemen sonra gerçekleştirilir. Yüksek su verme hızı, malzemeleri hızla soğutması ve katı çözelti içinde yeterince yüksek çözünmüş miktarı muhafaza etmesi nedeniyle istenilen bir durumdur. Ayrıca aynı zamanda oda sıcaklığında çok sayıda boşluğun muhafaza edilmesine yardımcı olur. Bununla birlikte, düşük su verme hızı, tane sınırlarında veya dislokasyonda belirgin heterojen çökeltilere neden olur. Bu, aşırı doymuş miktarını azaltır ve sonraki sertleşme için daha az miktarda çözünmüş madde elde edilmesini sağlar ve sonuçta, nihai üründe daha düşük çekme mukavemeti, akma mukavemeti, süneklik ve

kırılma tokluğu meydana gelir. Şekil 3.3, T6 ısıtıl işlemine tabi tutulmuş farklı Al-Si alaşımları için su verme hızının akma dayanımı üzerindeki etkilerini göstermektedir. Su verme hızındaki değişim, matristeki aşırı Si miktarından ve β -Mg₂Si çökeltilerin hacimsel oranından etkilenir.



Şekil 3.3. Farklı su verme hızlarına tabi tutulan T6 ısıtıl işlem görmüş Al-Si alaşımları için akma dayanımı [52-56]

Su verme sırasında çökelme kinetiği, aşırı doymuş derecesine ve difüzyon hızına bağlıdır. Difüzyon hızı sıcaklığın bir fonksiyonu olarak artar ve yüksek sıcaklıkta daha yüksek bir hız elde edilir. Tersine, aşırı doymunluk düşük sıcaklıkta daha büyük olup, çökelme için itici kuvvet sağlar. Çoğu alüminyum alaşımlarında maksimum çekirdeklenme ve büyüme oranı için kritik sıcaklık aralığı 450 °C-290 °C arasındadır. Bu nedenle, bu sıcaklık bölgesinde harcanan zaman, istenilmeyen çökelmeleri engellemek için mümkün olduğunca kısa olmalıdır [40]. Isıl işlem görmüş ticari alüminyum alaşım parçaları için en sık kullanılan su verme yöntemi, suya veya polialkilen glikole doğrudan daldırma veya sprey su verme yöntemidir [57].

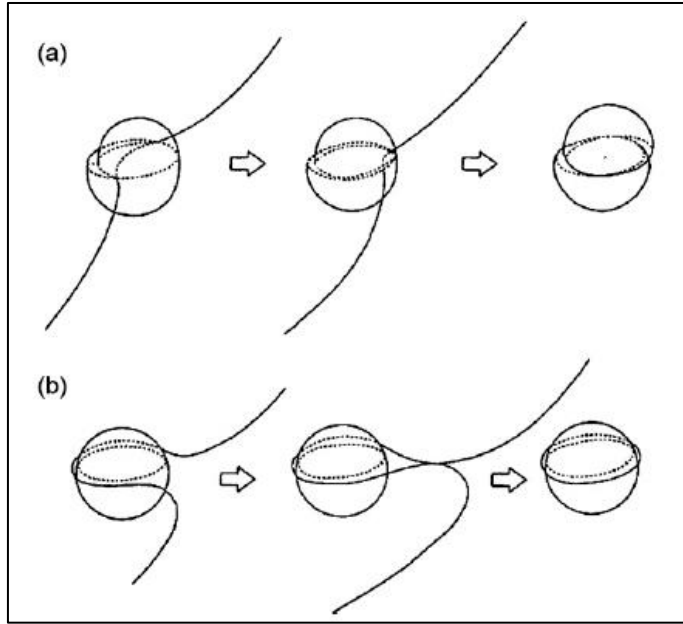
3.3.3. Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması

Isıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımları için özellikleri iyileştirme alanındaki son aşama yaşlandırma işlemidir. Isıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımlarından bazıları, örneğin daha çok alaşımlanmış 6xxx dövme seriler, bakır içeren 7xxx alaşımları ve 2xxx alaşımların tamamı çözelti ısıtma işlemine tabi tutulur ve yaşlandırma işleminden önce su verilir [58]. Yaşlandırma, malzemelerin mukavemetini artırmak için, küçük çökeltilerin homojen dağılımı için, aşırı doymuş katı çözeltinin ayrışmasıyla gerçekleşir. Farklı alüminyum alaşımların yaşlandırma davranışı, alaşım bileşimine göre değişir. İki tür yaşlandırma işlemi vardır: oda sıcaklığında gerçekleştirilen doğal yaşlandırma (natural aging) ve yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen yapay yaşlandırma (artificial aging).

Çözelti ısıtma işlemi ve su verme işleminden sonra, ısıtma işlemi uygulanabilen alüminyum alaşımlarından bazıları, yüksek çekme mukavemeti, akma mukavemeti, yorulma mukavemeti ve daha yüksek kırılma tokluğu elde etmek için, oda sıcaklığında T3 veya T4 ısıtma işlemine tabi tutularak doğal yaşlandırma yapılır. Doğal yaşlandırma, su verme sonrası yüksek boşluk konsantrasyonu ve aşırı doymuş seviyesinin yüksek olması nedeniyle Guiner-Preston (GP) bölgelerin hızlı bir şekilde oluşturulmasıyla malzeme özelliklerini artırır. Malzeme özellikleri yaklaşık 4-5 gün sonra stabil hale gelir. Alüminyum alaşımları, özellikle standart T3 ve T4 tipi sıcaklıklarda yaşlandırılmış 2xxx serileri, 4 gün nominal doğal yaşlandırma süresine ihtiyaç duyar ve bundan sonraki özellik iyileştirilmesi daha azdır ve bir hafta sonra esas olarak kararlıdır. Diğer alaşımlar (Al-Zn-Mg-Cu, Al-Mg-Cu) daha az kararlı özellikler sergiler ve yıllarca doğal olarak yaşlandırılır.

Bununla birlikte, yapay yaşlandırma, çökelmeyi yüksek sıcaklıkta, normalde 115 °C ila 190 °C arasında değişen ve yaşlandırma süresi 5 ila 48 saat arasında değişen aralıklarda, gerçekleştirir [58]. Yapay yaşlandırma, süreye ve sıcaklığa bağlı bir ısıtma işlemidir ve daha sonra malzemelerin mekanik davranışını etkileyen çökelti boyutunu, dağılımını ve morfolojisini kontrol etmek için dikkatle düşünülmesine ihtiyaç duyulmaktadır. Yapay yaşlandırma sırasında, alüminyum alaşımların mukavemeti ve sertliği artar ve optimum yaşlandırma sıcaklık ve süresinde maksimum bir değere ulaşır. Uzatılmış yaşlandırma süreleri (genelde aşırı yaşlandırma (over-aging) olarak bilinir), çökeltilerin büyümesi nedeniyle mukavemette aşamalı olarak azalmaya neden olur. Deformasyon sırasında çökeltilerin dislokasyon hareketine direnme özelliği, yaşlandırmayla sertleştirilmiş

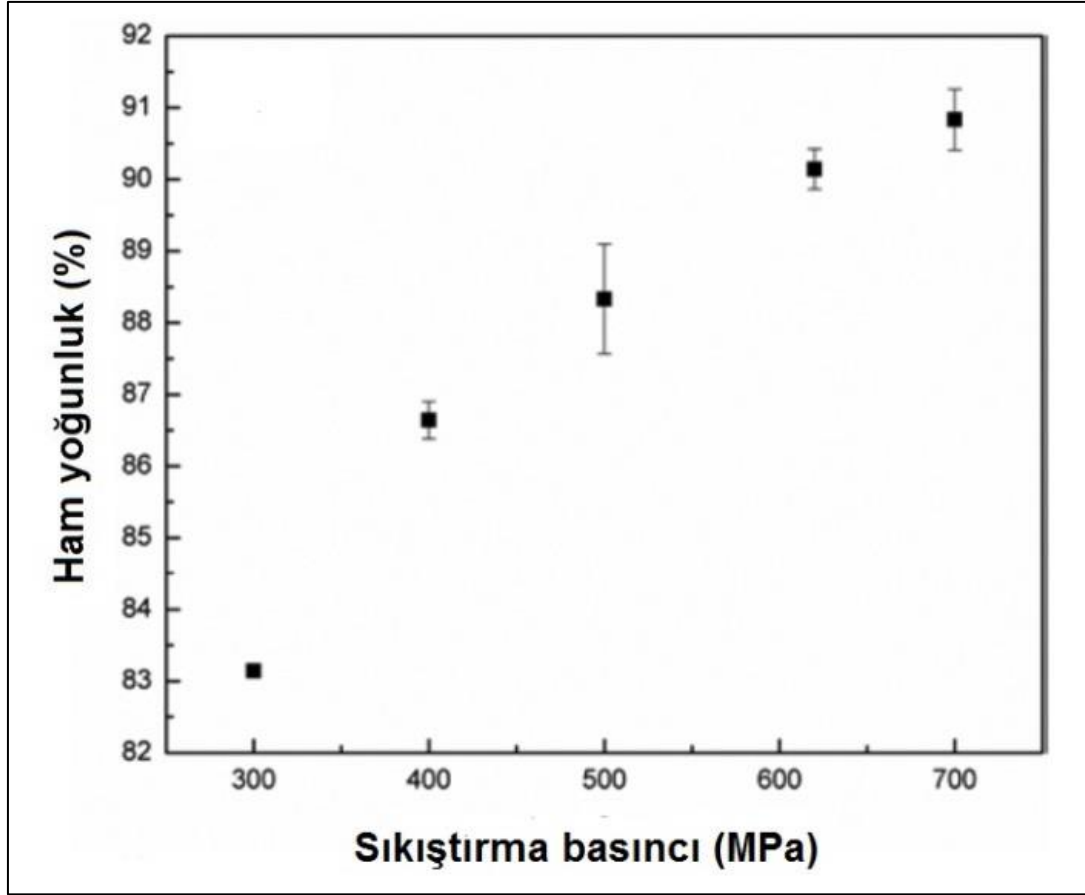
alaşımların mukavemetini belirler. Alüminyum alaşımların mukavemetini arttırmasında önemli bir rol oynayan nano ölçekli çöktiller, genellikle Al_2Cu , Al_2CuMg , Mg_2Si , $MgZn_2$ gibi intermetalik bileşiklerin karışımlarından oluşur [59]. Şekil 3.4, çöktillerin dislokasyon ile etkileşimini göstermektedir. Dislokasyonlar çöktilleri yırtma (Friedel etkisi) veya by-pass (Orowan mekanizması) ile geçebilirler.



Şekil 3.4. Dislokasyon ile çöktillerin etkileşimi (a) Friedel etkisi (b) Orowan mekanizması [60]

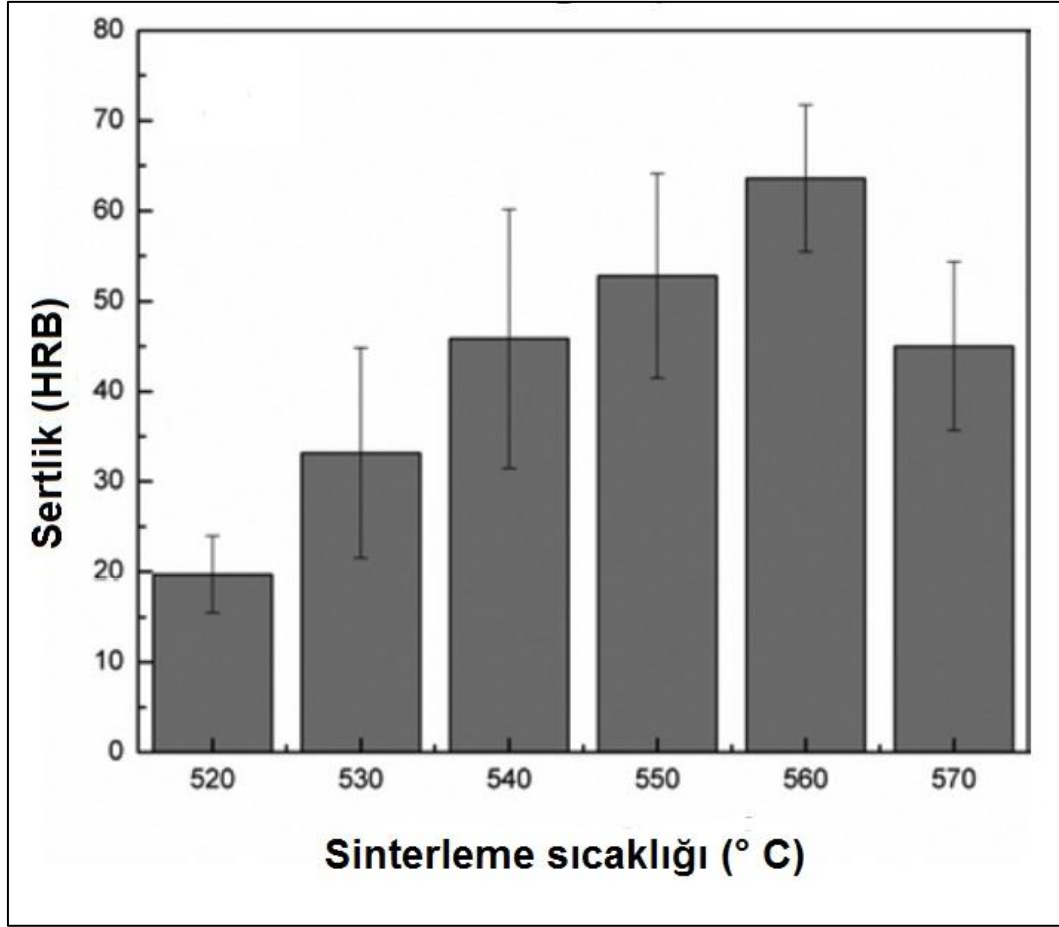
3.4. T/M Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg Alüminyum-Silisyum Alaşımı İçin En İyi Mekanik Özellikleri Sağlayan Uygun Üretim Süreci

Literatürde ötektiküstü Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg alaşımı numunelerin toz metalürjisi yöntemi ile üretimi gerçekleştirilmiş ve optimum mekanik ile yapısal özellikleri veren süreç araştırılmıştır. Şekil 3.5 kompaktların ham yoğunluğu sıkıştırma basıncının artmasıyla birlikte üst güvenlik sınırına (700 MPa) kadar artmasını göstermektedir. Ham parçalar 700 MPa'da sıkıştırıldığında 620 MPa'a göre, teorik yoğunlukta çok küçük bir artış gösterdiği için bu aşamada nispeten yavaş yoğunluk artışı gösterilmiştir. Dolayısıyla, 620 MPa optimum sıkıştırma basıncı olarak tespit edilmiştir.



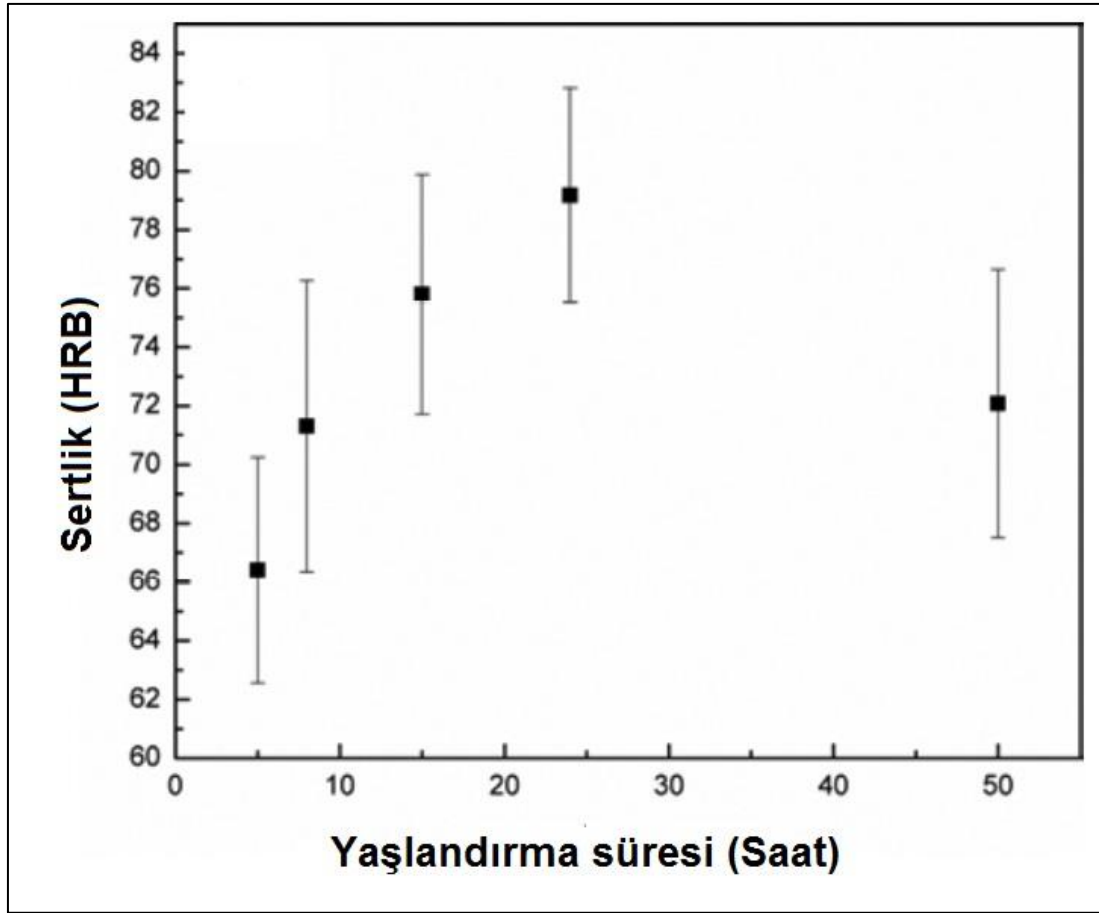
Şekil 3.5. Al-14Si-42,5Cu-0,5Mg alaşımı için sıkıştırılabilirlik eğrisi [61]

Şekil 3.6’da gösterildiği gibi en yüksek sertlik değeri (63 HRB) 560 °C sinterleme sıcaklığında elde edilmiştir. Kompaktların 560 °C’den daha yüksek sinterleme sıcaklıklarında sinterlenmesi halde sertlik değerinde bir düşüş görülmektedir. Böylece, yüksek sertliğe sahip kompaktların elde edilmesi için 560 °C optimum sinterleme sıcaklığı olarak kabul edilmiştir.



Şekil 3.6. Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg alaşımı için sinterleme sıcaklığının sertlik üzerindeki etkisi [61]

Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg alüminyum-silisyum alaşımının mekanik özelliklerini geliştirmek için T6 yapay yaşlandırma işlemi yapılmıştır. Şekil 3.7, 24 saat yaşlanmaya kadar bir sertliğin arttığını göstermektedir. En yüksek mekanik özellikler 80 HRB ve 280MPa'lık UTS sertliği ile elde edilmiştir. Bununla birlikte, 50 saatlik uzun yaşlandırma süresinde (overaging) sertlik azalmıştır.



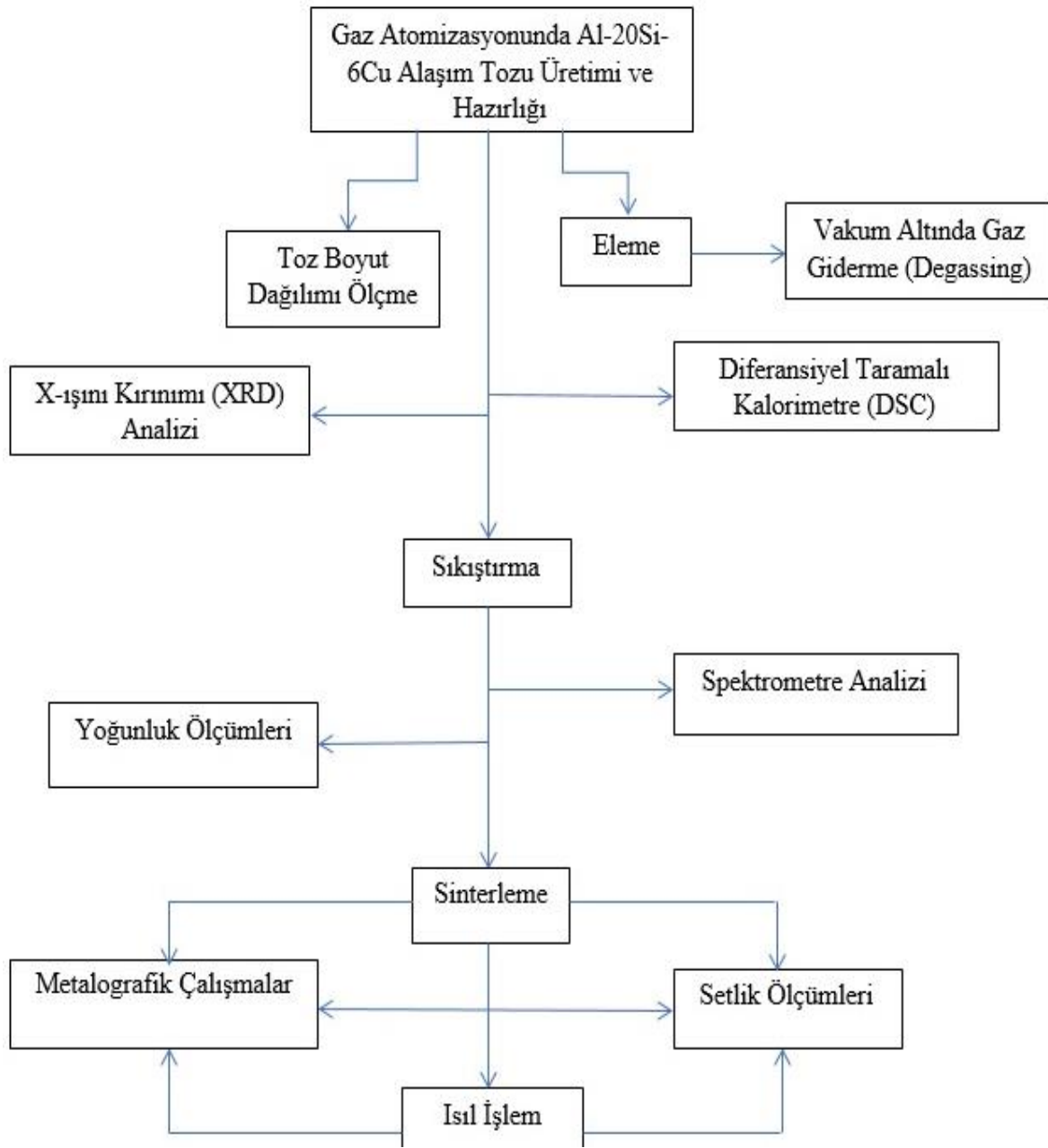
Şekil 3.7. Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg alaşımı için yaşlandırma süresinin sertlik üzerindeki etkisi [61]

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu bölüm, malzeme seçimin, işleme metodlarının ve uygulanan karakterizasyon yöntemin ayrıntılı bir açıklamasını sunmaktadır. Deneysel prosedürlere genel bir bakış Şekil 4.1’de sunulmuştur. Başlangıç materyallerin özelliklerinin bir açıklaması Bölüm 4.1’de sunulmuştur.

Ayrıca bu bölüm, işleme koşullarının, mikroyapıya ve T/M parçalarına etkisini incelemek için tozun karıştırılması, sıkıştırılması, sinterleme ve ısıtılma işlemi de dahil olmak üzere metal tozların işlenmesi sırasında kullanılan teknikler hakkında bilgi vermekte ve bu çalışmada kullanılan bir dizi karakterizasyon tekniği sunmaktadır. Başlangıç malzemeleri, sinterlenmiş ve ısıtılma işlemi görmüş parçaları, mikroyapıları, sinterleme sonuçları, ısıtılma işlemi etkisi ve mekanik özellikleri incelenmek üzere karakterize edilmiştir. Karakterizasyon teknikleri, diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC), X-ışını kırınımı (XRD), yoğunluk ve sertlik ölçümlerini içermektedir.

Tozların tane boyut dağılımı analizleri, tozların gaz giderme (degassing) işlemi, numunelerin yoğunluk ölçüm işlemleri, numunelerin sinterleme ve ısıtılma işlemleri, metalografik çalışmaları ve numunelerin sertlik ölçümleri Gazi Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü Süleyman Sarıtaş Toz Metalurjisi Laboratuvarında (SSTML) yapılmıştır. Diferansiyel taramalı kalorimetresi (DSC), X-ışını kırınımı (XRD) analizi, spektrometre analizi ve tozların presleme işlemleri Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.1. Deneysel prosedüre genel bakış

4.1. Malzeme

Bu çalışmada Al-20Si-6Cu alaşım tozları kullanılmıştır. Külçe halinde TUNCEL METAL firmasından temin edilen ETİAL 160 ve Al-25Si alüminyum alaşımları, istenilen bileşimi sağlayacak miktarlarda karıştırılarak, Kütahya’da Dumlupınar Üniversitesi Makina Mühendisliği bölümünde mevcut olan gaz atomizasyon ünitesinde toz haline getirilmiştir (Resim 4.1). Gaz atomize edilen bu alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi Çizelge 4.1’de verilmiştir.

Çizelge 4.1. Kullanılan Al-20Si-6Cu alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi

Element	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Cr	Ni	Al
Ağırlık (%)	20,14	6,00	0,36	0,24	1,40	2,82	0,21	0,037	Kalan

4.1.1. Toz üretimi ve hazırlığı

Temin edilen Külçe şeklindeki Al-Si alaşımların kontrollü ergitilmesi için, testere ile küçük parçalara bölünmüştür. Bu küçük parçalar daha sonra Kütahya’da Dumlupınar Üniversitesi Makina Mühendisliği bölümünde bulunan gaz atomizasyon ünitesinde toz haline getirilmiştir (Resim 4.1). Atomizasyon gazı olarak azot gazı kullanılmıştır.



Resim 4.1. Dumlupınar Üniversitesi Makina Mühendisliği bölümünde bulunan gaz atomizasyonu ünitesinin genel görünümü

Kontrol panosu üzerine yerleştirilen göstergeler ve anahtarlar sayesinde atomizasyon işlem değişkenlerinin gözlenmesi ve kontrolü yapılmıştır. Kontrol panosu ve deney öncesinde kule içerisinden alınan görüntü Resim 4.2’de verilmiştir. Kule gözetleme penceresine yerleştirilmiş bir video kameradan alınan görüntü televizyondan takip edilerek atomizasyon işlemi kontrol edilmiştir.



Resim 4.2. Kontrol panosu ve deney öncesi hazırlıktan bir görüntü

Ergitme işlemi atomizasyon ünitesi üzerinde bulunan ergitme odası içerisine yerleştirilen rezistanslı bir fırın ile gerçekleştirilmiştir. Böylelikle sıvı metal içerisine daldırılan ısıl çift yardımıyla sıvı metal sıcaklığı hassas bir şekilde ölçülmüştür. Isıtma işlemi 800 °C’de gerçekleştirilmiştir (Resim 4.3).



Resim 4.3. Ergitme odası ve ergitme fırınının görünüşü

Eleme

Üretilen tozlar belirlenen boyut aralıklarına göre (250 mikron altı) elekler ile ayrılarak hazırlanmıştır.

Vakum altında gaz giderme (degassing)

Tozlar, sıkıştırma işlemi öncesinde tüp fırında 250 °C'de vakum altında ısıtılarak yüzeydeki kirliliklerin temizlenmesi ve oluşması muhtemel oksit tabakasının önlenmesi sağlanmıştır.

Toz boyut dağılımı ölçme

Kullanılan tozların tane boyut dağılımı analizleri MasterSizer E Ver. 1.2b Serial No. 7387 tane boyut dağılımı ölçüm cihazıyla yapılmıştır (Resim 4.4).



Resim 4.4. MasterSizer E Ver. 1.2b Serial No. 7387 Toz boyutu ölçüm cihazı

4.2. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC)

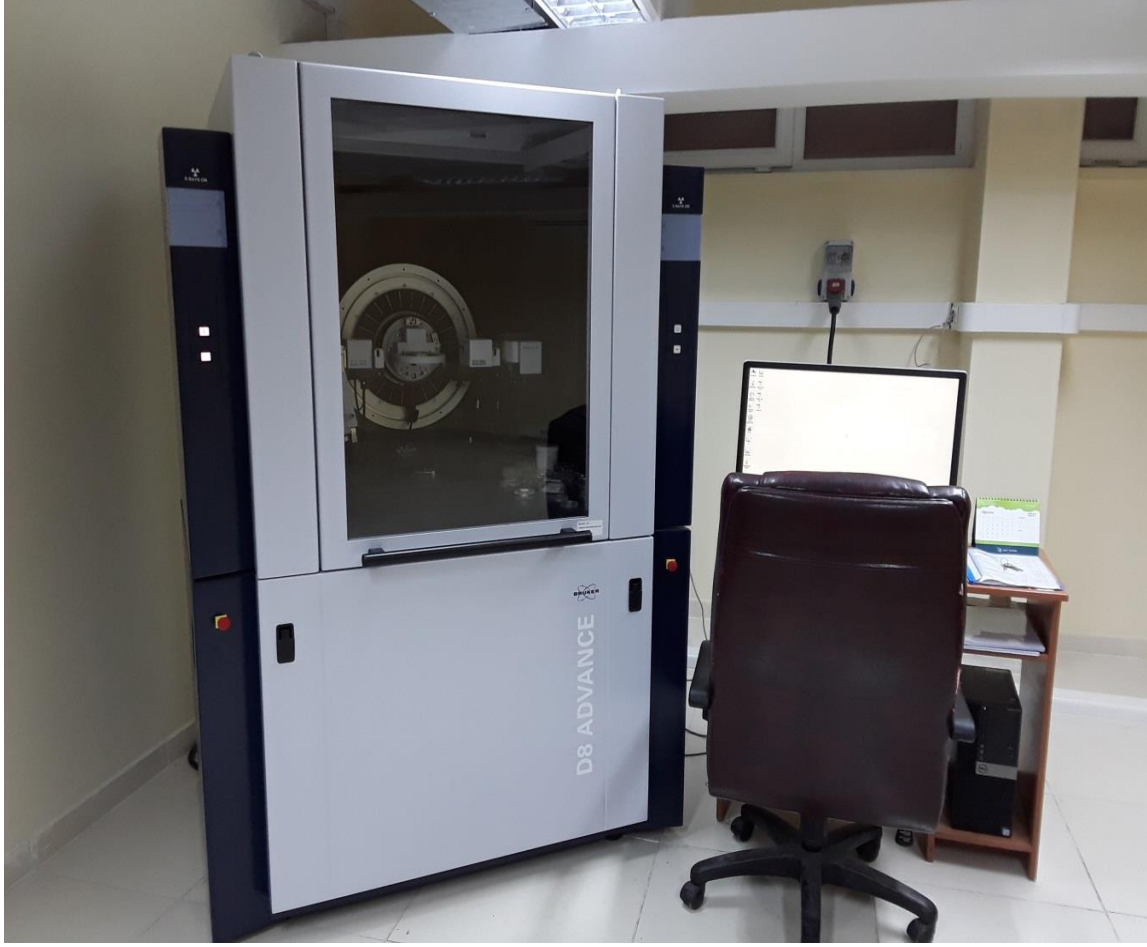
Tozların ısınması sırasındaki faz dönüşümleri ve bunların kinetiği, ısı akısı GAA0697000003 DSC kullanılarak incelenmiştir. Isıl döngü, alumina tavalar kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Hem toz hem de referans tava ısı akı plakası üzerine yerleştirilmiştir. Toz ve referans tava için ısı akış verileri izotermal ve anizotermal döngüler sırasında kaydedilmiştir.

Tozlar, 10°C/dk dinamik bir ısıtma/soğutma hızına tabi tutulmuştur. Koruyucu bir atmosfer olarak azot gazı kullanılmıştır. Kullanılan sıcaklık aralığı 20-620 °C olarak uygulanmıştır. Elde edilen sinyal, boş alumina tavalarla aynı ısıtma şartlarında ölçülen taban çizgisinden eksilmiştir. DSC izlerin analizi Proteus-NETZSCH yazılımı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Elde edilen DSC izleri aşağıdaki amaçlar için kullanılmıştır:

- Sinterleme sıcaklığının belirlenmesi
- Kompaktların ısıtılması sırasındaki faz dönüşümlerinin belirlenmesi
- Çözündürme sıcaklığının belirlenmesi
- Alaşımın çökelme sıralarının belirlenmesi

4.3. X-ışını Kırınımı (XRD) Analizi

Tozlar numune tutucusuna koyulur ve sabit bir dalga boyundaki X ışınlarıyla aydınlatılır. Bu çalışmada kırınım desenini elde etmek için 40 kV ve 30 mA akımda üretilen bakır K α ışınlarına sahip ($\lambda = 1,54\text{\AA}$) bir tüp ve 5⁰ min⁻¹ (2 θ) tarama hızı kullanılan bir Siemens X-ışınları kırınımölçeri (X-ray diffractometer) kullanılmıştır. 0,02 °/sn'lik bir adım boyu ile 20 °-120 ° aralığında bir 2 θ uygulanmıştır. Kırınıma uğramış ışınların yoğunlukları ve açıları, ultra-hızlı bir silikon şerit Lynxeye dedektörü ile donatılmış bir D8 ADVANCE (Bruker) kullanılarak kaydedilmiştir (Resim 4.5). Elde edilen kırınım deseni, yoğunluk-kırınım ışıının 2 θ 'sı çiziminin grafiğidir. Kırınım tepelerin yoğunluğu, elektron yoğunluğu dağılımının miktarı ile ilgilidir. Faz analizi, XPert Highscore yazılımı kullanılarak ve pik konumu ile Uluslararası Kırınım Verileri Merkezi (ICDD) tarafından sağlanan bir standart veri setinden göreceli yoğunlukları karşılaştırarak gerçekleştirilmiştir.



Resim 4.5. X-ışını kırınımı (XRD) analizi cihazı

4.4. Spektrometre Anlaizi

Alaşımın kimyasal bileşimlerini belirlemek için Q4TASMAN spektrometre analizi cihazı kullanılmıştır (Resim 4.6).



Resim 4.6. Spektrometre analizi cihazı

4.5. Sıkıştırma

Hazırlanan alüminyum alaşım tozları, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü toz metalurjisi laboratuvarında bulunan 250 ton kapasitelitek eksenli hidrolik pres kullanılarak soğuk sıkıştırılmıştır (Resim 4.7). Numuneler 10 mm'lik bir kalıp seti kullanılarak hazırlanmıştır. Sıkıştırmadan önce, kalıp duvarı, sürtünme ve takım aşınmasını azaltmak için metanol içinde süspansiyon halinde tutulmuş özömlenen bir Accrawax yağlayıcıile yağlanmıştır. Hassas terazi ile tartılmış 3.5 gr toz önceden yağlanmış kalıba koyulmuş ve optimum basıncı belirlemek için önce ön-numune olarak 400 MPa ila 900 MPa arasında değişen 6 farklı sıkıştırma basıncında 3'er adet olmak üzere 18 numune preslenmiştir. Optimum sıkıştırma basıncı belirledikten sonra bu basınçta 70 tane numune sıkıştırılmıştır. Basıncı, serbest bırakılmadan önce 60 saniye boyunca uygulanmış ve numuneler kalıptan

çıkarılmıştır. Optimum sıkıştırma basıncında sıkıştırılmış 3,5 gr tozun 10 mm çapında ve 15 mm yüksekliğinde silindirik kompakt üretilbildiği görülmüştür. Daha sonra sinterleme, ısıtıl işlem ve diğer testler için bu boyuttaki silindirik kompaktlar kullanılmıştır.



Resim 4.7. Tozların sıkıştırılmasında kullanılan hidrolik pres

4.5.1. Teorik yoğunluk

Alaşımların teorik yoğunluğunun hesaplanmasında toplam kütlenin toplam hacme bölünmesi formülü kullanılmıştır [10]. Bu sisteme göre, A ve B olarak adlandırılan iki toz karıştırıldığında ve karıştırılan miktarlar kütlece W_A ve W_B ise, ayrıca kullanılan iki malzemenin yoğunluğu d_A ve d_B ise toplam kütle (W_T);

$$W_T = W_A + W_B \quad (4.1)$$

olacaktır. Ayrıca her bir malzemenin kütlesinin, yoğunluğuna bölünmesiyle hacmi bulunur.

$$V_A = W_A / d_A \quad (4.2)$$

$$V_B = W_B / d_B \quad (4.3)$$

Toplam hacim (V_T);

$$V_T = V_A + V_B \quad (4.4)$$

olur. Hesaplanan verilerden yola çıkarak, teorik yoğunluk (d_T);

$$d_T = \frac{W_T}{V_T} = \frac{W_A + W_B}{\frac{W_A}{d_A} + \frac{W_B}{d_B}} \quad (4.5)$$

olarak hesaplanır. Kullanılan alaşımın teorik yoğunluğu (gr/cm^3) aşağıda hesaplanmıştır;

$$d_T = \frac{68,80 + 20,14 + 6 + 0,36 + 0,24 + 1,40 + 2,82 + 0,21 + 0,037}{\left(\frac{68,80}{2,70}\right) + \left(\frac{20,14}{2,34}\right) + \left(\frac{6}{8,93}\right) + \left(\frac{0,36}{1,74}\right) + \left(\frac{0,24}{7,30}\right) + \left(\frac{1,40}{7,85}\right) + \left(\frac{2,82}{7,15}\right) + \left(\frac{0,21}{7,19}\right) + \left(\frac{0,037}{8,80}\right)}$$

$$= 2,82\text{gr/cm}^3$$

4.6. Sinterleme İşlemleri

Sıkıştırılmış olan tüm kompaktlar, bir termal OTF-1200X yatay tüp fırınında koruyucu atmosfer (100 ml/dk akış hızıyla azot gazı) kullanılarak sinterlenmiştir (Resim 4.8). Sinterleme işlemi başlamadan önce fırın içine 10 dakika boyunca yüksek debide (3 lt/dk) azot gazı akıtılarak temizlenmesi ve içeride azot atmosferi oluşması sağlanmıştır.

Sinterleme sıcaklıkları, Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) grafiğini kullanarak 530 °C ila 570 °C aralığında olacak şekilde belirlenmiştir. DSC ile ilgili ayrıntılı bilgi Bölüm 4.2'de verilmiştir. Numuneler sinterleme fırının merkezine 3'er olmak üzere alümina plakalar üzerinde yerleştirilmiştir. Kompaktlar ilk önce 350 °C'de 20 dakika boyunca yağdan arındırılır. Yağlayıcı giderme sonrası 10 °C/dk ısıtma hızıyla istenilen sinterleme sıcaklıklarına tabi tutulur. Fırının oda sıcaklığına soğutulmasından önce 60 dakika boyunca izotermal olarak sinterleme sıcaklığında tutulur. Sinterleme sonrası fırın soğuma sıcaklığı her ne kadar 10 °C/dk olarak belirlense de, kullanılan fırının soğutma sistemi olmaması dolayısıyla fırın istenilen hızdan daha yavaş soğumaktadır.



Resim 4.8. Sinterleme tüp fırını



Resim 4.9. Numunelerin sinterleme öncesi yerleştirilmesi

4.7. Isıl İşlem

Bu çalışmada kompaktların özelliklerini geliştirmek için kullanılan geleneksel T6 ısıt işlemleri, çözeltiye alma ısıt işlemleri, su verme ve yapay yaşlandırmayı içermektedir. Sinterlemeden sonra, kompaktlar daha sonraki çözelti ısıt işleminin gerçekleştirilmesi için fırında tutulmuştur. Kompaktlar, soğuk su içinde su vermeden önce 1 saat boyunca 520 °C çözündürme sıcaklığında tutulmuştur. Kompaktlar daha sonra bir PROTHERM konvansiyonel hava fırınında (Resim 4.10), 190° C sıcaklıkta 5 ila 48 saat arasındaki 4 farklı sürelerde yapay yaşlandırmaya tabi tutulmuştur.

Bu sürece göre alaşım sinterleme sonrasında, çözelti işlemine tabi tutulur ve tek fazlı bölgeye geçilip burada yapılan bir çözeltiye alma işlemi sonrasında hızlı soğuma ile aşırı doymuş bir katı çözelti elde edilmektedir. Sonrasında yapay yaşlandırma ile ikincil faz parçacıkların mikroyapıda ince bir şekilde dağılması amaçlanmaktadır.



Resim 4.10. Yaşlandırma yapılan fırını

4.8. Yoğunluk Ölçümleri

Preslenen tüm numunelerin ham yoğunlukları AUW320 hassas arşimet terazisi ile ölçülmüştür (Resim 4.11). Numunelerin kütlesi, oda sıcaklığında suya emdirilmeden önce havada üst kefeye konarak ölçülür. Sonrasında numune su içindeki alt kefeye konarak tartılır. Kompaktların yoğunluğu aşağıdaki denkleme göre hesaplanmıştır:

$$\rho = \frac{M_{\text{hava}}}{M_{\text{hava}} - M_{\text{su}}} (\rho_{\text{su}}) \quad (4.6)$$

Burada ρ kompakt yoğunluğu, ρ_{su} oda sıcaklığındaki su yoğunluğu, M_{hava} havadaki kuru kompakt kütlesi ve M_{su} suya emdirilmiş kompakt kütlesidir.



Resim 4.11. AUW320 hassas arşimet terazisi

4.9. Metalografik Çalışmalar

4.9.1. Metalografik numune hazırlama

Numunelerin toz tane şekilleri ve tane sınırları yapısı metalografik incelemelerle belirlenmiştir. Numuneleri metalografik incelemeye hazır hale getirebilmek için öncelikle sinterleme sonrası elde edilen numuneler CitoPress-1 fenolik bakalitine alınmıştır (Resim 4.12). Bakalite alma sıcaklığı 180 °C ve bakalite alma süresi 6 dakika olarak belirlenmiştir. Numuneler bakalite alınmasını müteakiben sırasıyla 240, 400, 600, 1000, 1200 ve 2400'lük zımparalar ile zımparalama işlemine tabi tutulmuştur (Resim 4.13). Zımparalama işleminden sonra 3µm polikristal elmas pasta süspansiyonları kullanılarak numunelerin yüzeylerine parlatma işlemi uygulanmıştır. Numunelerin tane sınırlarını daha net gözlemleyebilmek için, numunelere alüminyum alaşımlarında kullanılan Keller çözeltisi ile dağlama işlemi yapılmıştır. Dağlayıcı olarak 190 ml saf su + 5 ml HNO₃ + 3 ml HCL + 2 ml HF çözeltisi kullanılmıştır ve numuneler 20 saniye bu çözelti içinde tutulmuştur (Çizelge 4.2). Tüm bu işlemler sonucunda numuneler metalografik incelemelere hazır hale gelmiştir.



Resim 4.12. Bakalite alma cihazı



Resim 4.13. Zımparalama işleminin yapıldığı zımpara makinesi

Çizelge 4.2. Keller dağlama asitleri

Dağlayıcı	Miktar	Daldırma Süresi	Açıklama
Kellers Dağlama Damıtılmış su Nitric asit Hidroklorik asit Hidroflorik asit	190 ml 5 ml 3 ml 2 ml	10-30 saniye	Almüminyum ve alüminyum alaşımların çoğu için
Metanol Hidroklorik asit Nitric asit Hidroflorik asit	25 ml 25 ml 25 ml 1 damla	10-60 saniye	Saf alüminyum, alüminyum-magnezyum ve alüminyum-magnezyum-silisyum alaşımları için
Kroll reaktifi Damıtılmış su Nitric asit Hidroflorik asit	92 ml 6 ml 2 ml	15 saniye	Alüminyum-bakır alaşımları için

4.9.2. Mikroyapı incelemeleri

Numunelerin mikroyapı görüntüleri Gazi Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü Toz Metalurjisi Laboratuvarında bulunan dijital kamera bağlantılı LEICA DMI5000 M optic mikroskoptan (Resim 4.14) alınmıştır. Mikroskopla senkronize çalışan bir bilgisayar yardımıyla görüntüler Clemex Vision Lite görüntü analiz yazılımına aktarılmıştır. Bu inceleme ile farklı koşullarda işlem yapılan numunelerin morfolojisinin değişimi ortaya konmuştur. Numunelerin metalografik incelemesi özellikle kenar, orta ve merkez bölgelerinde yapılarak parçanın bütününi temsil etmesi sağlanmıştır.



Resim 4.14. Mikroyapıların incelenmesinde kullanılan optik mikroskop

4.10. Sertlik Ölçümleri

Numunelerin sertliğini ölçmek için bir HWMMT-X3B Serial No. MM5799X Vickers Mikrosertlik test makinesi kullanılmıştır (Resim 4. 15). Sertlik ölçümü için, sinterleme sonrası yüzeyde oluşan oksit tabakasını temizlemek için ve düzgün bir yüzey elde etmek ve ölçüm hatalarını en aza indirmek için, bütün numunelerin yüzeyleri 1200 mesh zımpara ile zımparalanmıştır. Yapılan sertlik değerlerindeki güvenilirliği sağlayabilmek amacı ile her numune için sertlik ölçümleri numune yüzeyinin 15 farklı noktasından alınarak ortalama değerler alınmıştır ve ortalama değer o parametreye ait numunenin sertlik değeri olarak kabul edilmiştir. Yükleme süresi 15 saniye olan sabit bir 1000 gf yükü, ölçümler boyunca sabit tutulmuştur (M40 skalası). Her iki girintinin arasındaki boşluk, girintinin çapından en az 3 kat daha büyük olarak alınmıştır.



Resim 4.15. Mikro sertlik ölçüm cihazı

5. DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRME

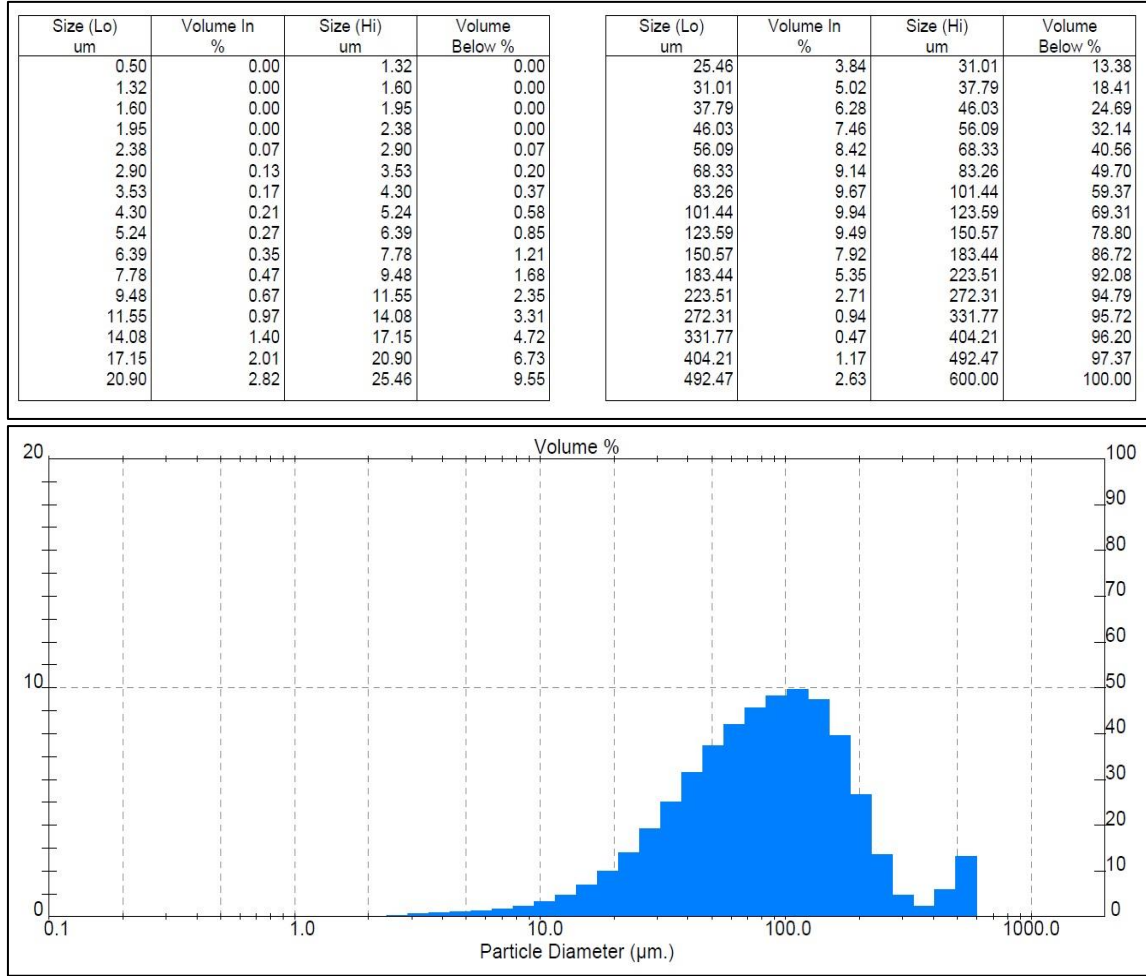
T/M alüminyum alaşımları parçaların nihai özellikleri her zaman üretim yönteminden etkilenir. Bu nedenle, bu alaşım için optimum üretim koşullarının araştırılması ve geliştirilmesi gereklidir. Bu bölümde, numuneler üzerinde yapılacak test ve analizler ile sıkıştırma basıncı, sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi ve yaşlandırma süresi gibi üretim koşullarının mekanik özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Literatür taramasında belirtildiği gibi, sinterleme, nihai T/M parçaları için mukavemet ve diğer özelliklerin geliştirilmesinden sorumlu olan T/M üretim yöntemindeki anahtar süreçtir. İşlem değişkenlerinin, bu alaşım sisteminin mikroyapısal gelişimi, yoğunlaşması ve mekanik özellikleri üzerindeki etkileri bu bölümde ayrıntılı olarak tartışılmıştır.

5.1. Al-20Si-6Cu Toz Karakterizasyonu

Bu bölümde üretilen ham tozun özellikleri incelenmiştir. Toz metalurjisi ile üretim süreçlerinde, nihai ürünün özellikleri malzemeye, hammadde olarak kullanılan tozların özelliklerine ve üretim süreçlerine bağlıdır. Çalışmada hammadde olarak kullanılan tozların karakterizasyon işlemlerinde Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC), X-ışını Kırınımı (XRD) ve tane boyut dağılım ölçüm yöntemi yapılmış ve sonuçlar analiz edilmiştir.

5.1.1. Al-20Si-6Cu alaşım tozu boyut dağılımı

Şekil 5.1 tozun genişlik dağılımını göstermektedir. Tozların %10, %50 ve %90'ının sahip olduğu çaplar ise Çizelge 5.1'de verilmiştir. Toz tane boyut dağılımı malzeme özellikleri, özellikle yoğunluk ve akış özelliğini etkileyen bir etkidir. German ve Dunlap [62] yaptıkları çalışmada daha ince tane boyutuna sahip hammadde kullanımı ile daha homojen bir mikroyapı elde edilebileceğini açıklamışlardır. Savitskii [63], daha ince taneli alüminyum tozları kullanıldığında, artan temas noktalarından dolayı kompaktlardaki genleşme miktarının daha fazla olacağını ortaya koymuştur.



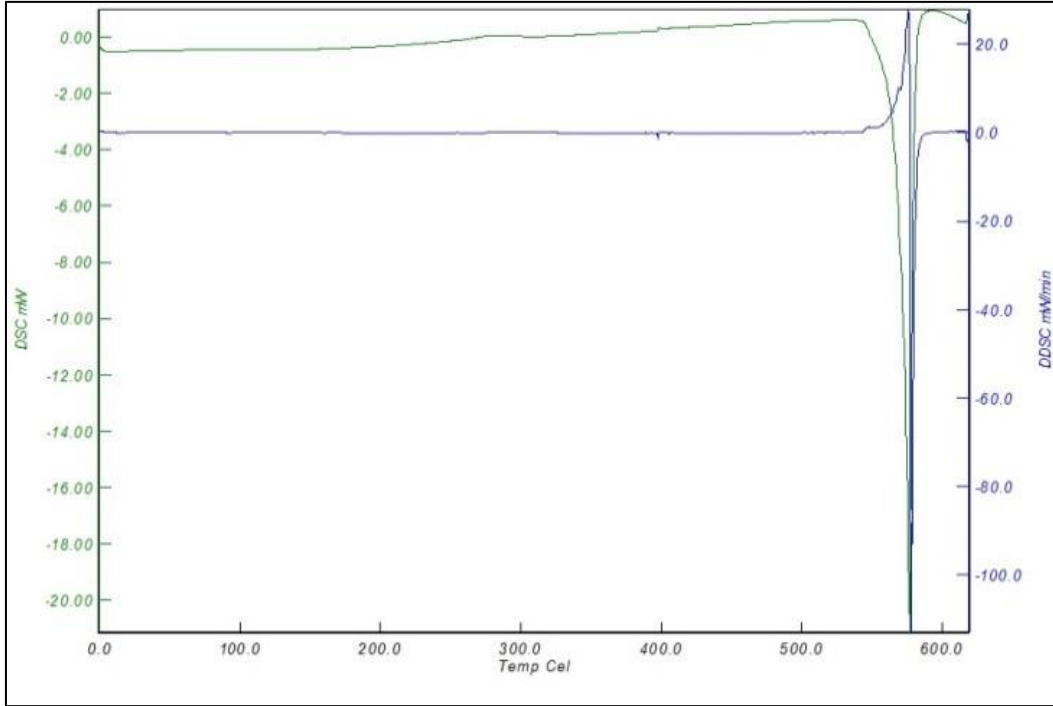
Şekil 5.1. Al-20Si-6Cu alaşım tozunun boyut dağılımı analizi

Çizelge 5.1. Al-20Si-6Cu alaşım tozunun boyut dağılımı analizi sonucu

D50, µm	D10, µm	D90, µm
83,78	26,14	204,45

5.1.2. Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC)

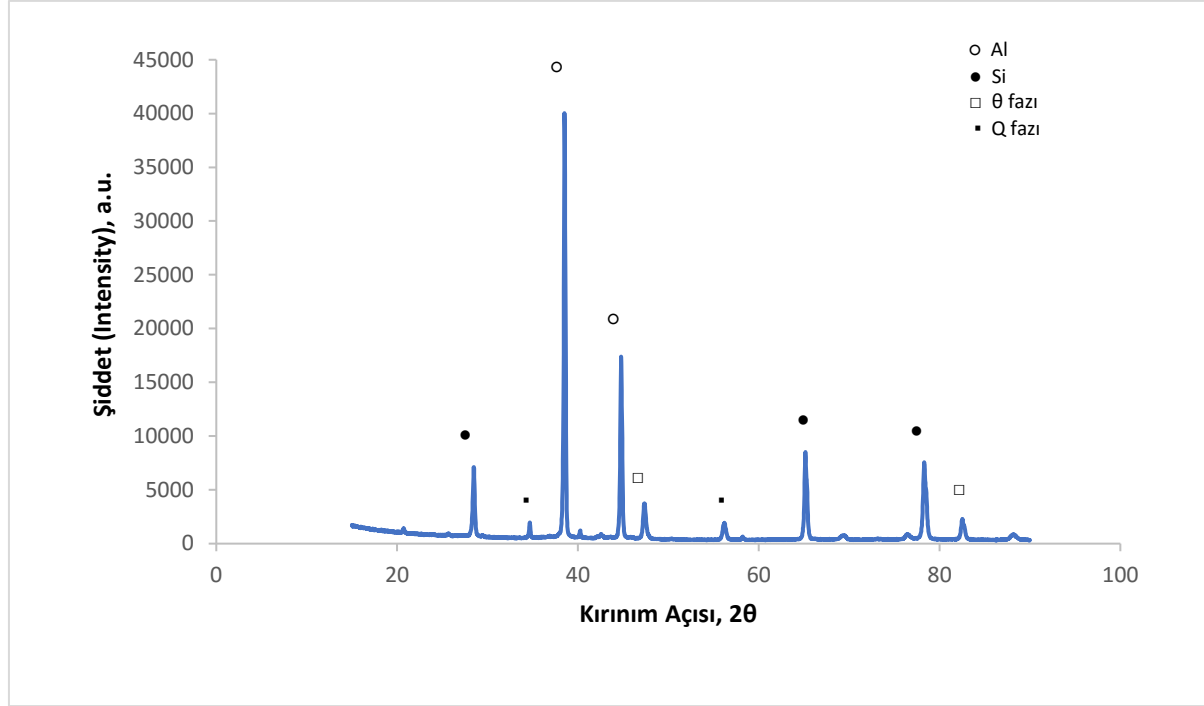
Sinterleme sırasında kimyasal homojenleştirme işleminin çoğu 510 °C ila 580 °C arasında gerçekleştiği tahmin edilmektedir. Ana ergime olayı, 577 °C civarında büyük bir endotermik zirve ile gösterilmiştir (Şekil 5.2). Dolayısıyla seçilen sinterleme sıcaklıkları bu sıcaklığın altında olmalıdır. Rudianto ve arkadaşları [61] optimum sinter sıcaklığını Aluminix 231 alaşımı için 560 °C olarak tespit etmiş olup, bu çalışmada kullanılan Al-20Si-6Cu alaşımının DSC sonuçları da literatürdeki bu verilerle uyumludur.



Şekil 5.2. Al-20Si-6Cu alaşım tozunun DSC analizi

5.1.3. X-ışını kırınımı (XRD)

XRD sonuçlarına göre α -alüminyum, silisyum ve θ fazı (CuAl_2) varlığı, Heard ve diğerleri tarafından bildirilen bulgulara benzer şekilde ispatlanmıştır [64]. Ayrıca $37,2^\circ 2\theta$ 'da görünen tepe, Arribas ve arkadaşları tarafından [65] açıklanan bilgilere göre Q fazı ($\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Al}_5$) olarak tanımlanmıştır.



Şekil 5.3. Al-20Si-6Cu ham tozunun XRD deseni. Pozitif olarak tanımlanan fazlar α -Al ($\circ$), Si ($\bullet$), θ fazı ($\square$) ve Q fazı ($\blacksquare$)'dır

5.2. Spektrometre Anlaizi

Alaşımında bulunan fazlar için kimyasal bileşimler Çizelge 5.2'de gösterildiği gibi spektrometre analizi kullanılarak belirlenmiştir.

Çizelge 5.2. Farklı noktalardan spektrometre analizi sonuçları

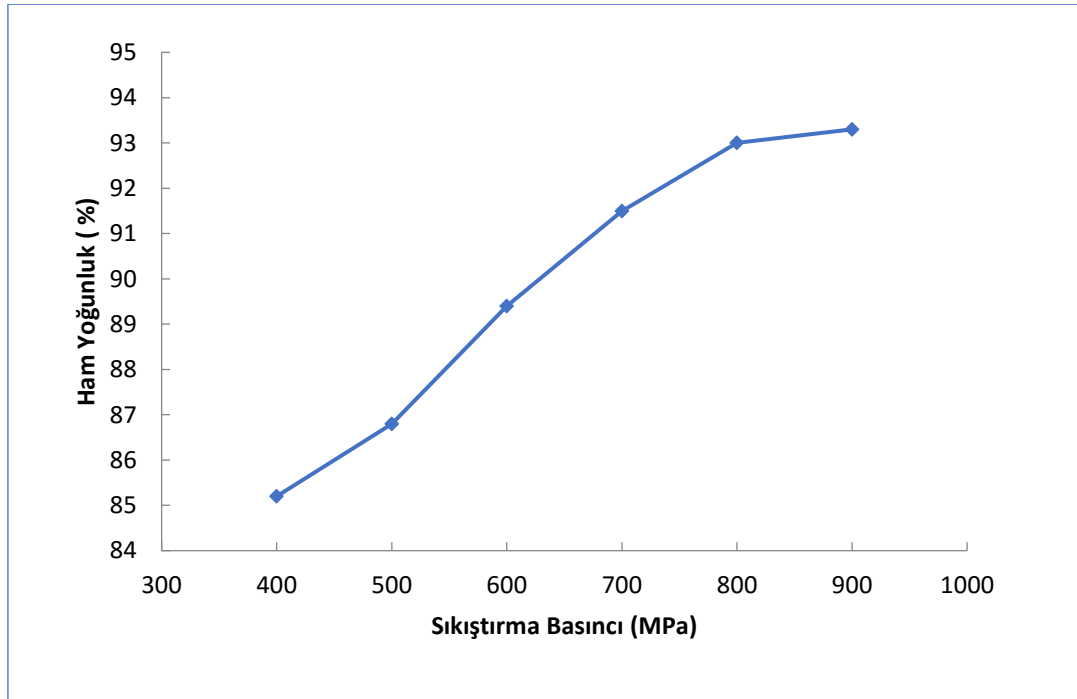
Nokta	Al	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Cr	Ni
1	71,93	19,75	5,440	0,478	0,265	1,273	0,586	0,240	0,038
2	67,12	20,80	6,442	0,371	0,245	1,573	3,202	0,212	0,035
3	69,79	18,43	5,942	0,176	0,187	1,366	3,940	0,129	0,040
4	66,30	21,68	6,316	0,242	0,279	1,518	3,557	0,072	0,036

5.3. Sıkıştırma Basıncının Optimizasyonu

5.3.1. Sıkıştırma sonrası yoğunluk

Al-20Si-6Cu alaşımı için sıkıştırılabilirlik eğrisi, sonraki çalışmalar için uygun sıkıştırma basıncını belirlemek için çizilmiştir. Şekil 5.4, sıkıştırma basıncının bir fonksiyonu olarak kompaktların ham yoğunluğunu göstermektedir. Sıkıştırma basıncının artmasıyla kompaktların ham yoğunluğunun arttığı kaydedilebilir. 400 MPa sıkıştırma basıncında ham

yoğunluk, teorik yoğunluk değerinin ($\rho_t = 2,82 \text{ g/cm}^3$) % 85,2'sine karşılık gelen $2,40 \text{ g/cm}^3$ yoğunluk değerine ulaşmıştır. Sıkıştırma basıncı 800 MPa 'a kadar arttırılması ham yoğunluk $2,62 \text{ g/cm}^3$ ya da teorik yoğunluğun %93'üne kadar önemli bir artış göstermiştir. Kompaktların ham yoğunluğu sıkıştırma basıncının artmasıyla birlikte artmaya devam ederken, yoğunlaşma oranı aynı anda azalmıştır. 900 MPa 'da sıkıştırılan kompaktlar, yoğunluk bakımından belirgin bir artış göstermediği ve yoğunlaşmanın sadece %0,3 arttığı gözlemlenmiştir. Böylece, 800 MPa sıkıştırma basıncı sonraki işlemlerde kullanılacak makul bir pres basıncı olarak düşünülebilir. Yüksek sıkıştırma basıncı, takımların aşırı aşınması nedeniyle genellikle sanayide kullanılmaz. Tozların şekillendirilmesinde büyük maliyet getiren kalıp masraflarının azaltılması için kalıp ömrünün en üst seviyede tutulması istenmektedir [66]. Kalıp ömrünün uzun olabilmesi için kullanılacak en düşük basıncın uygulanması esastır. Tozların ham yoğunluğunda en yüksek değere ulaşabileceğimiz en düşük basınç 800 MPa olarak belirlenmiş olup, bu T/M alayımı için endüstriyel uygulamalarda bu basıncın kullanılması önerilmektedir.



Şekil 5.4. Al-20Si-6Cu için sıkıştırılabilirlik eğrisi

5.3.2. Al-20Si-6Cu sıkıştırma davranışı

Tozun sıkıştırılabilirliği, sonraki çalışmalarda uygulanacak en uygun sıkıştırma basıncını belirlemek için genellikle ilk ölçüttür. Sıkıştırma, parçacıkların düzleşmesi ve düzlemsel

arayüzey teması oluşturmaları nedeniyle parçacık-parçacık temaslarının artmasına neden olmuştur [67]. Şekil 5.4'te grafiksel olarak verilen sıkıştırılabilirlik eğrisi, kompakt yoğunluğunun sıkıştırma basıncının artmasıyla arttığını göstermiştir. Ham yoğunluğu $2,62 \text{ g/cm}^3$ olan kompaktlar (teorik yoğunluğun %93'ü), 800 MPa'lık sıkıştırma basıncında elde edilmiş, bu miktarın üstünde çok az yoğunluk artışı vardır.

Tek eksenli sıkıştırma sırasında tozun tepkisi, birkaç aşamada gerçekleşmiştir: yeniden düzenleme (rearrangement), deformasyon ve en sonunda toplu sıkıştırma (bulk compression) [68]. Şekil 5.4'te gösterilen sonuç, German tarafından özetlenen teori ile iyi bir uyum göstermiştir. Sıkıştırma basıncı 400 MPa'a yükseldiğinde, ham parçanın yoğunlaşması, $2,40 \text{ g/cm}^3$ veya teorik değerin % 85,2'sine ulaşmıştır. Bunun nedeni esas olarak parçacıklararası kaymanın gerçekleştiğinden ve parçacıkların yeniden düzenlendiğinden dolayı geçici olarak yeniden paketlenmedir. Bölgesel deformasyonların parçacıkların temas noktalarında oluşması beklenmiş ve deformasyon, temas bölgesi boyunca yayılmaya başlamıştır [68].

Sıkıştırma basıncının 400 MPa'dan 800 MPa'a kadar artması, kompakt ham yoğunluğu, teorik yoğunluğun % 85,2'sinden %93'üne kadar önemli bir artış olduğunu göstermiştir. Yoğunlaşma oranı bu aralıkta nispeten büyüktür. Sıkıştırma basıncının artması parçacıkların plastik deformasyonuna yol açar. Büyük parçacık kenetlenmesi gerçekleşmiş ve parçacıkların 800 MPa sıkıştırma basıncında sürtünme kaynağı olmuştur. Sıkıştırma basıncının daha da artmasıyla sıkıştırma yoğunluğu daha da artmıştır. Ham parçalar 900 MPa'da sıkıştırıldığında yalnızca teorik yoğunluğunda %0,3 bir artış gösterdiği için bu aşamada nispeten yavaş yoğunluk artışı vardır. Bu aşamada, toplu sıkıştırma atfedilebilir. Sıkıştırma basıncında daha fazla artış, plastik deformasyondan dolayı alüminyum parçacıkların işlem sertleşmesine (pekleşmesine) neden olmuştur. Bu, daha sonra kompaktlarda daha fazla şekil değiştirmeyi azaltmıştır. Böylece, daha yüksek sıkıştırma basıncında ham yoğunlukta sadece küçük bir artış kaydedilebilir. Ham yoğunluğu sıkıştırma basınca paralel olarak artmasının bir nedeni, artan kuvvetle gözeneklerin kapatılmasıdır.

5.4. Sinterleme Parametrelerin Optimizasyonu

Pieczonka [69] kullanılan koruyucu atmosferin sinterleme mekanizmasını etkilemezken, oluşan genleşme ve büzülme miktarlarını değiştirdiğini tespit etmiştir. Literatürde mevcut bazı çalışmalarda [70-76] da azotun en iyi koruyucu atmosfer olduğu tespit edilmesi nedeniyle, bu çalışma kapsamında gerçekleştirilen sinterleme çalışmalarında yüksek safiyette azot gazı koruyucu atmosfer olarak seçilmiştir.

Kompaktların sertliği ve mikroyapısı üzerinde önemli etkilere sahip olan iki parametre vardır: sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresi. Bu nedenle, yüksek sertlik ve iyi mikroyapıya sahip kompaktlar elde etmek için optimum sinterleme sıcaklığı ve süresinin saptanması gereklidir. Sinterleme sonrasında parçaların karakterizasyonu yapılarak sonuçlara göre en uygun sinterleme sıcaklık ve süresine karar verilip uygulanmıştır.

5.4.1. Sinterleme sıcaklığının optimizasyonu

Sinterleme sıcaklığının mikroyapı üzerindeki etkisi

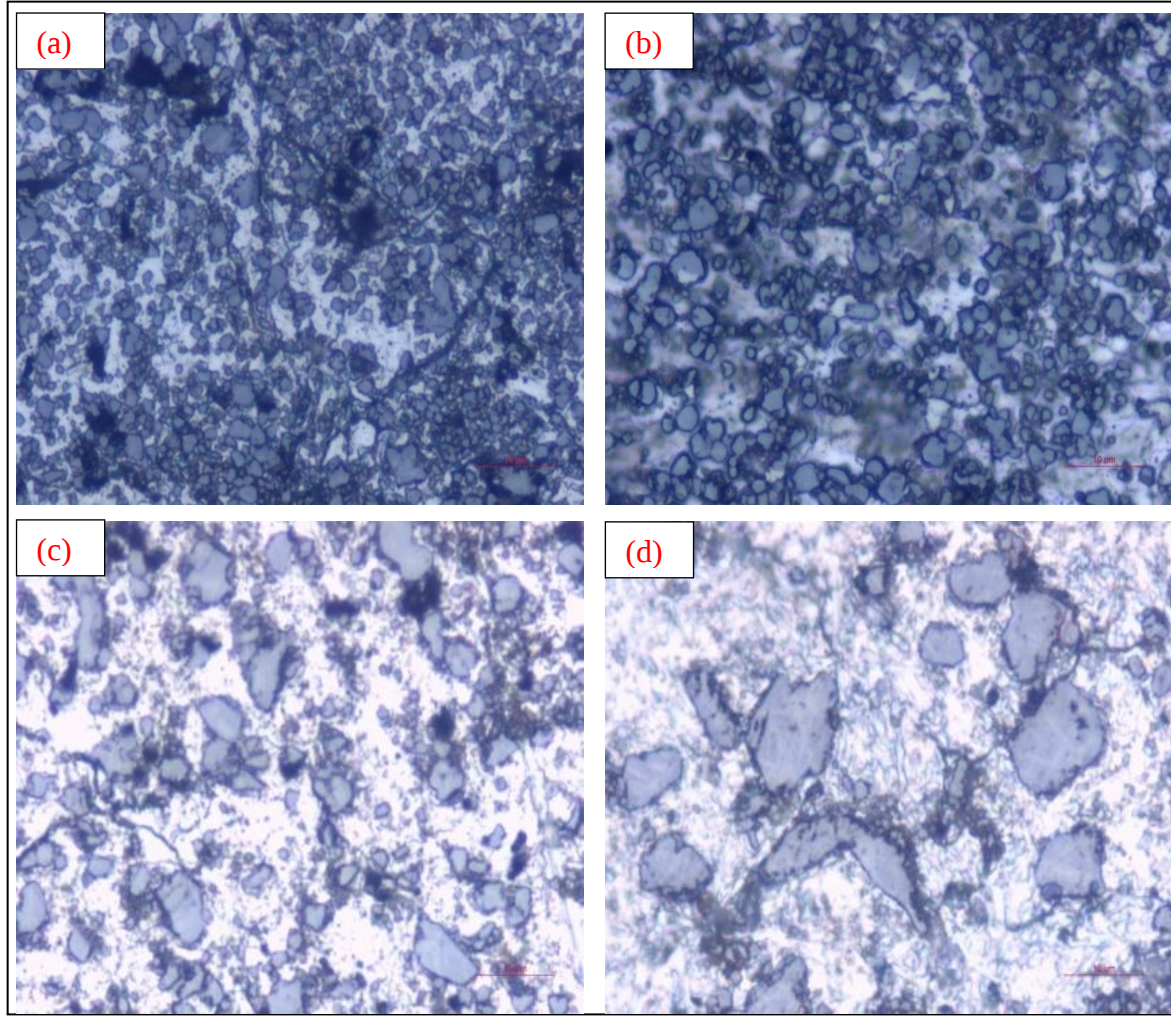
5 farklı sıcaklıkta sinterlenmiş kompaktların mikroyapısal değişiminin daha net anlaşılabilmesi için, kompaktlar belirtilen sıcaklıklarda sinterlenmiştir. Şekil 5.5, kompaktların farklı sinterleme sıcaklıklarına (530 °C, 540 °C, 550 °C, 560 °C ve 570 °C) tabi tutulduğunda, mikroyapısal değişikliklerini göstermektedir.

Si parçacıklarının ince dağılımı, daha büyük Si parçacıklar oluşturmak üzere birlikte kümelenirler. Si parçacıklarının büyümesi, Ostwald olgunlaşma kontrollü difüzyon nedeniyle sinterleme sıcaklığındaki artış ile aynı anda gerçekleştiği tahmin edilmektedir.

Buraya kadar yapılan deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar kullanılan kompozisyon için 530 °C ve 540 °C 'nin sinterleme için yeterli bir sıcaklık olmadığını göstermiştir. Sinterleme sıcaklığı 550 °C'ye yaklaştıkça toz parçacıkları arasındaki boyun bağı (necking between the powder particles) daha belirginleşmiştir. Sinterleme sıcaklığı 560 °C'ye yükseldiğinde, Şekil 5.5'te gösterildiği gibi belirgin mikroyapısal değişiklikler gözlemlenebilir ve Si parçacıklarının ince dağılımı artık mevcut değildir. 570 °C'de tanecik büyümesi daha belirginleşmiştir, çünkü önceki sıcaklık basamağına kıyasla tane ebadında bir artış gözlemlenmiştir. Kompaktlar 550 °C'de sinterlendiğinde Resim 5.1'de gösterildiği

gibi iyi sinterlenmiş bir mikroyapı elde edilebilir. 550 °C’de kompaktlarda silisyum parçacıkların daha homojen dağılımı sergilenmiş ve en yüksek sertliğe ulaşılmıştır. Yoğunlaşma derecesi de, sinterleme sıcaklığındaki artışa paralel olarak artar.

İğnemsî şekilli görünen bölgelerde yapılan analiz sonucunda bu bölgelerde alüminyum bakır ve ilaveten demir bulunmuş olup bu fazın ω fazı (Al_7Cu_2Fe) olabileceği düşünülmüştür. Alüminyum içinde silisyum ve demirin bir safsızlık olarak varlığı bilinmektedir. Birincil alüminyumdaki demirin en önemli kaynağı oksit cevheridir. Geri dönüşümle üretilmiş alüminyumda ise demir safsızlığın kaynağı çelik konteynırlar ve ergime sürecindeki çelik potlardır. Demirin sıvı alüminyumdaki çözünürlüğü yüksek olmasına rağmen katı alüminyumda çözünürlüğü düşüktür (ağ.~% 0,05). Bu yüzden safsızlık olarak bulunan silisyum ve demir, kırılma tokluğu üzerinde olumsuz etkisi olan Mg_2Si , Al_7Cu_2Fe , $Al_{12}Fe_3Si$ gibi intermetalikler oluşturabilir [77, 78]. Alüminyumun günümüz teknolojisiyle ve ekonomik olarak demirden tamamıyla arındırılması mümkün olamamaktadır [79]. Biswas ve Chattopadhyay yaptıkları çalışmada [80] düşük bakır ve demir bileşiminde ω fazının oluşacağını rapor etmişlerdir.



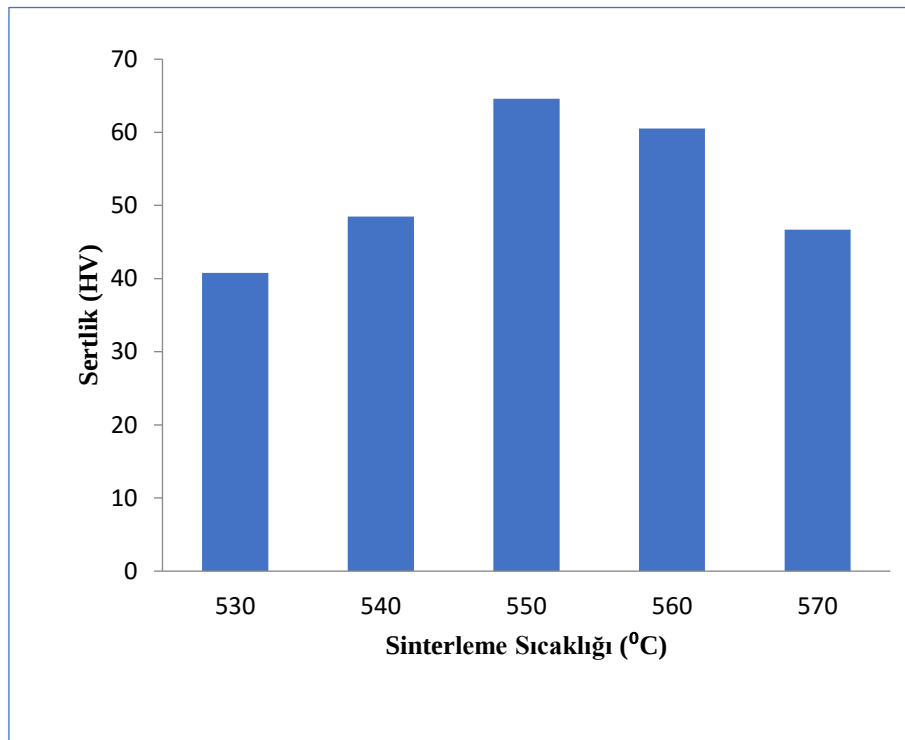
Resim 5.1. Azot atmosferi altında farklı sinterleme sıcaklıklarında sinterlenmiş kompaktların mikroyapıları (a) 540 °C (b) 550 °C (c) 560 °C ve (d) 570 °C

Sinterleme sıcaklığının sertlik üzerindeki etkisi

Şekil 5.6, azot gazı atmosferi altında 5 farklı sıcaklıkta sinterlenmiş kompaktların sertliklerdeki değişimlerini göstermektedir. 550 °C’de sinterlenmiş kompaktlar, 64,6 HV en yüksek sertlik değerine ulaştığı görülmektedir. Kompaktların daha yüksek sinterleme sıcaklıklarında sinterlenmesi durumunda, sertlik değerinde bir düşüş görülmektedir. Böylece, yüksek sertliğe sahip kompaktların elde edilmesi için 550 °C optimum sinterleme sıcaklığı olarak kabul edilmiştir. Sertlik değerleri Rudianto ve arkadaşlarının Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg alaşımı için benzer sıcaklıkta yaptıkları bir sinterleme işleminde rapor ettikleri sonuçlar [61] ile benzerdir. Ancak bu değerler yaptıkları çalışmadaki sonuçlara göre biraz farklıdır. Bunun sebebi adı geçen çalışmadaki şekillendirme basıncının daha düşük (620 MPa) olması olarak gösterilebilir.

Çizelge 5.7. 570 °C sıcaklığında sinterlenmiş kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri

Numune	Nokta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
1	Sertlik	50,2	47,4	42,9	48,5	40,1	44,3	46,0	44,1	39,5	43,7	44,8	48,4	50,3	41,8	42,9
2	Nokta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
	Sertlik	47,3	44,5	40,1	42,0	55,9	52,4	46,4	41,3	39,8	44,5	46,8	54,7	50,8	41,3	45,8
3	Nokta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
	Sertlik	49,3	51,7	46,3	53,0	46,0	49,8	42,9	52,4	49,7	46,6	47,3	49,0	46,8	55,7	49,6
Ortalama		46,7														



Şekil 5.5. Farklı sinterleme sıcaklıklarında azot atmosferi altında sinterlenmiş kompaktlar için sertlik değerleri

5.4.2. Sinterleme süresinin optimizasyonu

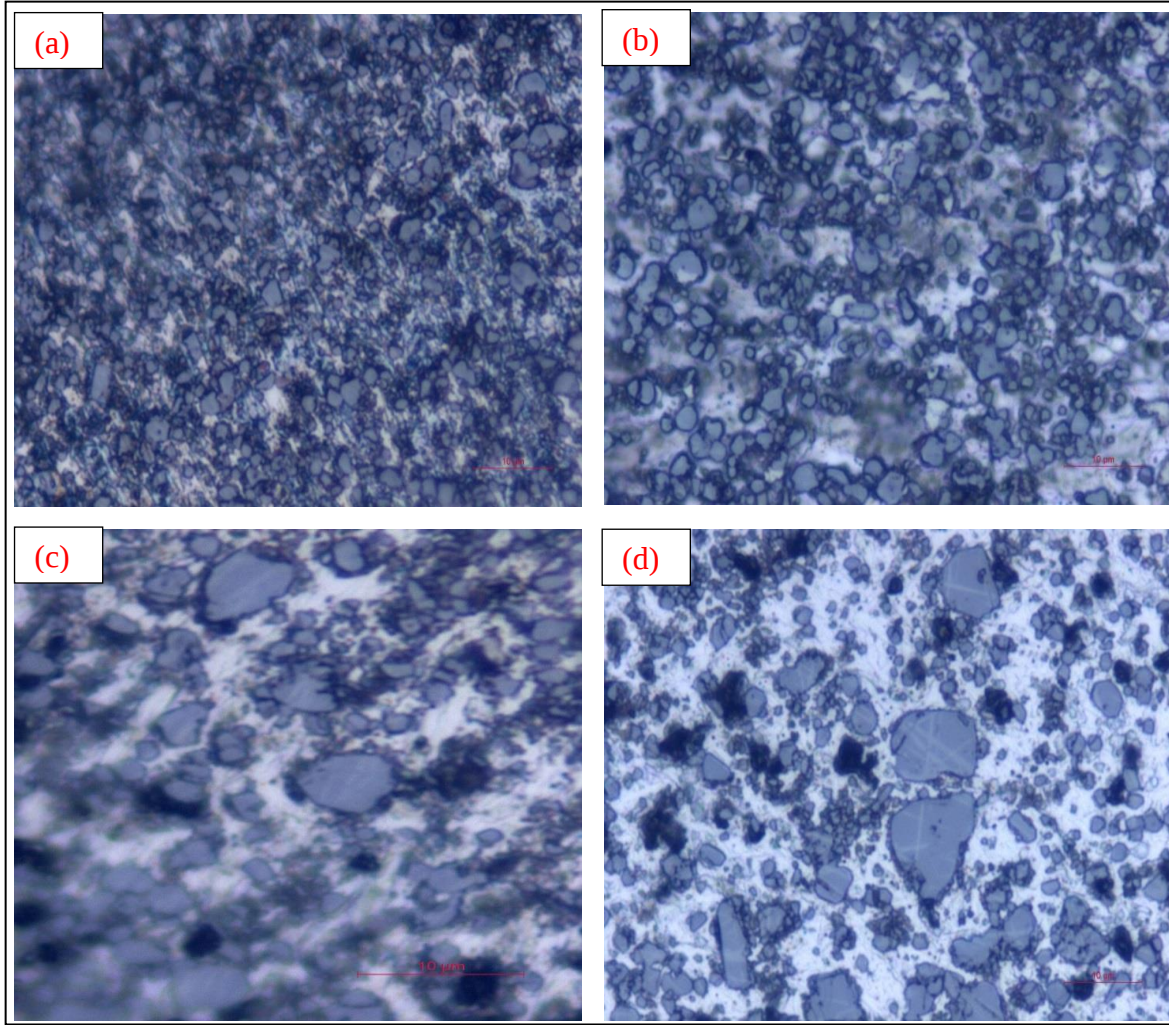
Sinterleme süresinin mikroyapı üzerindeki etkisi

Sinterleme süresinin kontrolü, iyi sinterlenmiş mikroyapı ve daha iyi gözenek kapanımı elde etmek için çok önemlidir ve sinterleme işleminin tamamlanması için yeterli süreye ihtiyaç duyulmaktadır. Bu çalışmada dört farklı sinterleme süresi araştırılmıştır: 40, 60, 80 ve 100 dakika. Resim 5.2 farklı sinterleme sürelerinde sinterlenmiş kompaktların mikroyapısını göstermektedir. 40 dakika sinterleme süresi, sinterlemenin tamamlanmasına

izin vermediği Resim 5.2’de açıkça görülebilir. Sinterleme süresinin 60 dakikaya kadar yükselmesiyle, kompaktların mikroyapısı, 80 dakika içinde sinterlenmiş kompaktlara yakın özellikler sergilemiştir. Kompaktların mikroyapıları, 100 dakikaya kadar daha uzun sinterleme süresinde sinterlenmiş halde, 80 dakika içinde sinterlenmiş kompaktlara kıyasla belirgin bir değişime sahip olmasa da, tane büyümesi gerçekleşmeye başlamıştır. Bu nedenle, iyi sinterlenmiş mikroyapı elde etmek için 60 dakikalık sinterleme süresinin yeterli olacağı belirlenmiştir.

Tane boyut dağılımı analizi sonuçlarına göre sinter süresi arttıkça tane boyutunda küçük miktarlarda büyüme tespit edilmiştir. Her ne kadar ortalama tane boyutundaki artış 13-14 mikrometre seviyesinde olsa da nispeten daha küçük boyutlu tanelerdeki büyüme dikkat çekicidir (Resim5.2). Sinterleme sonrasında tane boyut dağılımları incelendiğinde özellikle 80 ve 100 dakika sinterlemede nispi bir tane büyümesinin mevcut olduğu görülmektedir. Özellikle 80 dakika ve daha uzun süreli sinterleme işlemlerinde elde edilen alaşımın, daha kısa süreli sinterleme işlemlerinde tespit edilenden farklı olarak 20 μm ’den daha büyük taneler içermesi dikkat çekicidir (Resim5.2). Tane boyutlarına göre 40 dakika sinterleme ile 100 dakika sinterleme arasındaki ortalama boyut farkı 14 μm olup bu fark % 40’lık bir artışa tekabül etmektedir. 530 °C ve 540 °C’de sinterlenen alaşıma benzer olarak sinterleme süresinin artışıyla birlikte en küçük tane boyutuna sahip tanelerden başlayarak mikroyapıdaki tüm tanelerde nispi bir büyüme göstermiştir (Resim5.2). Bununla birlikte, mevcut tane boyut değerleri döküm mikroyapısı ile kıyaslandığında oldukça ince kalması düşünülmektedir. Ayrıca, sinter süresi artışıyla birlikte tane boyutlarındaki standart sapma da artmaktadır. Bu durum uzun sinter sürelerinde tane boyutu açısından daha heterojen bir yapının oluşmakta olduğunu göstermektedir. Sinter süresi arttıkça yapıda nispi bir tane irileşmesi görülmektedir. Özellikle 100 dakikalık sinter süresinde 20-25 mikronluk taneler görülmüştür.

Sertlik değerlerinin maksimum noktaya ulaşması için 1 saatlik bir sinter süresinin yeterli olduğu daha uzun sinter sürelerinde sertlik değerlerinde düşme olduğu tespit edilmiş olup bunun tane büyümesi ile ilgili olduğu düşünülmektedir. Bu çalışmada elde edilen tane büyümesi oranları ise literatürle [81] uyumludur.

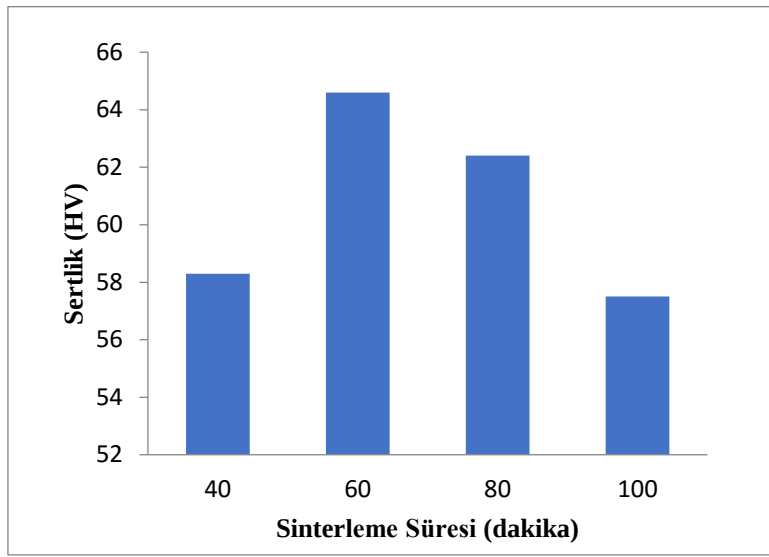


Resim 5.2. Al-20Si-6Cu alaşımanın(a) 40 dakika (b) 60 dakika (c) 80 dakika (d) 100 dakika boyunca azot atmosferi altında 550 °C’de sinterlenmiş kompaktların optik mikrofrafisi

Sinterleme süresinin sertlik üzerindeki etkisi

Kompaktların sinterleme sıcaklığının kontrol edilmesinin yanı sıra, sinterleme süresi de sertlikte önemli bir rol oynamaktadır. Sinterleme sürecinin ekonomisinde sinterleme süresinin kontrolü çok önemlidir. Difüzyon ve gözenek doldurmanın gerçekleşmesi ve kompaktların sertliğini arttırmak için yeterli sinterleme süresi gereklidir. Bununla birlikte, sanayilerdeki üretim hızını düşüreceğinden, sinterleme süresinin uzatılması önerilmez. Uzun sinterlemeyle ilgili bir diğer problem ise, mekanik mukavemette azalmaya yol açabilecek tane irileşmesidir. Şekil 5.6, dört farklı sinterleme sürede azot atmosferinde sinterlenmiş kompaktlar için sinterleme süresi fonksiyonu olarak sertlikteki değişimleri göstermektedir. 40 dakika sinterleme süresi, kompaktların tam sinterlenmesi için açık bir

şekilde yetersidir, çünkü sadece 58,3 HV sertlik değerine ulaşılmıştır. Sinterleme süresinin 60 dakikaya çıkmasıyla sertlik değerinde önemli bir artış gözlemlenebilir. Şekil 5.6'dan 60 dakikada sinterlenmiş kompaktların sertliği, diğer sürelerde sinterlenen kompaktların sertliğine kıyasla, 60 dakikanın en etkili sinterleme süresi olduğunu belirtmek mümkündür. 60 dakikada sinterlenmiş kompaktlar, 550 °C'de sinterlendiğinde 64,6 HV sertlik değerine ulaşmıştır. Sinterleme süresinin 100 dakikaya kadar uzatılması sertlikte düşüşe sebep olur. Bu nedenle, kompaktlarda en iyi sertliği elde etmek için sinterleme süresi 60 dakika arzu edilir. Kompaktlar 60 dakika sinterlendiğinde en yüksek sertliğe ulaşmıştır (64,6 HV).



Şekil 5.6. Farklı sinterleme sürelerinde azot atmosferi altında sinterlenmiş kompaktlar için sertlik değerleri

5.5. Isıl İşlem

Alaşım geliştirme ve optimizasyonu T/M endüstrisi için yoğun ilgi konusudur. T/M alüminyum-silisyum sisteminin gelişimi, mükemmel aşınma direnci ve geleneksel döküm ve dövme malzemelerin yerine kullanılması nedeniyle bu çalışmada tartışılmıştır. Daha önce literatür taramasında tartışıldığı gibi, T/M yöntemi, boyutsal kontrolde önemli gelişme sağlayarak, üniform mikroyapılar sergileyerek ve daha geniş bir alaşım kimyasal aralığının kullanılmasını sağlayarak, dövme ve külçe metalurjisinin eksiklerini ortadan kaldırmaya yardımcı olmaktadır [82]. Alüminyum T/M endüstriyel olarak uygulanması ticari presle-sinterle T/M alaşımlarının sınırlı kullanılabilirliğinden dolayı her zaman engellenmiştir. Endüstriyel parçaların üretiminde yaygın olarak kullanılan ticari

alüminyum alaşım sistemlerinin birkaç örneği AC2014 (Al-4,4Cu-0,8Si-0,6Mg), A6061 (Al-1Mg-0,6Si-0,25Cu) ve Alumix 431 (Al-5,5Zn-2,5Mg-1,5Cu) alaşımlarıdır. Ticari T/M alaşımlarının sınırlı mevcudiyeti nedeniyle mevcut araştırmalarının asıl amacı gelişmiş özelliklere sahip yeni alaşım sistemlerini geliştirmektir.

Al-20Si-6Cu alaşımı önceki bölümde bulunan en uygun işlem koşullarına tabi tutulmuştur. 550 °C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika sinterleme süresi, arzu edilen mikroyapılar ve mekanik özelliklere sahip kompaktların elde edilmesi için gereklidir.

Yapay T6 ısıtıl işlemi genellikle ısıtıl işlem uygulanabilen alaşımların özelliklerini geliştirmek için kullanılır. Çözelti ısıtıl işlemin ve yaşlandırmanın Al-Si-Cu alaşımların mikroyapı ve mekanik davranışlarına etkisini değerlendirmek için çok sayıda çalışma yapılmış olsa da, bunlar için geniş bir nominal kimyasal bileşim aralığı mevcut olduğundan, ısıtıl işlem tepkisinde değişimlere neden olan daha sistematik bir araştırmaya ihtiyaç duyulmaktadır. Böylece, her bir alaşım için optimum çözelti işlemi ve yaşlandırma parametreleri belirlenmelidir ve her bir alaşımın çökelme davranışları ayrıntılı olarak incelenmelidir.

Yapay bir çökelme sertleştirme ısıtıl işlemi (T6) genellikle üç aşamadan oluşur: çözelti ısıtıl işlemi, su verme ve çökelme sertleşmesi (yaşlandırma). Bu bölüm, yaşlandırma sürelerine odaklanarak en uygun ısıtıl işlem parametrelerini belirlemeyi amaçlamaktadır.

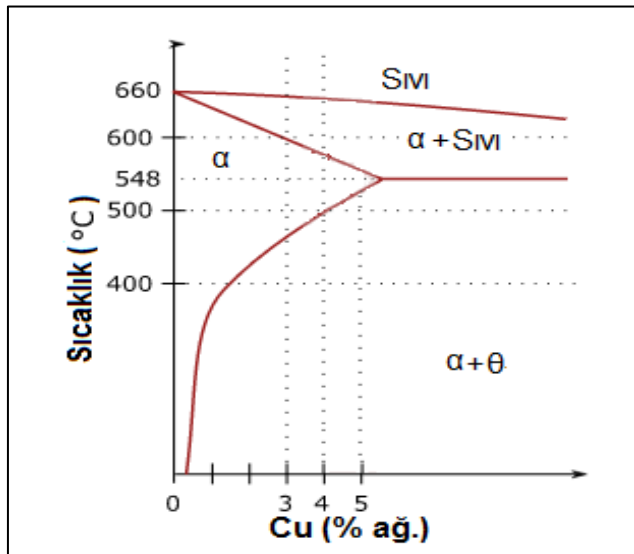
Kompaktlar optimum koşullar altında sinterlenmiş ve 190 °C'de 5 ila 48 saat arasında değişen farklı yaşlandırma sürelerinde yaşlandırmadan önce 520 °C'de 1 saat boyunca çözündürülmüştür. Bu alaşım için çökelme aşaması şu şekildedir: Aşırı doymamış katı çözelti (SSS) → GP bölgeleri → θ'' → θ' → θ .

5.5.1. Yaşlandırma sonrası mikroyapı

Çözündürme işleminden sonra numunelere yaşlandırma ısıtıl işlemleri uygulanmış ve mikroyapıdaki değişimler gözlenmiştir (Resim 5.3). Yaşlandırma işlemleri 190 °C'de 5-48 saat aralığında 4 farklı sürelerde yapay olarak yapılmıştır. Yaşlandırma işleminde mikroyapı görüntüleri almadan önce ve farklı yaşlandırma süreleri sonunda numuneler

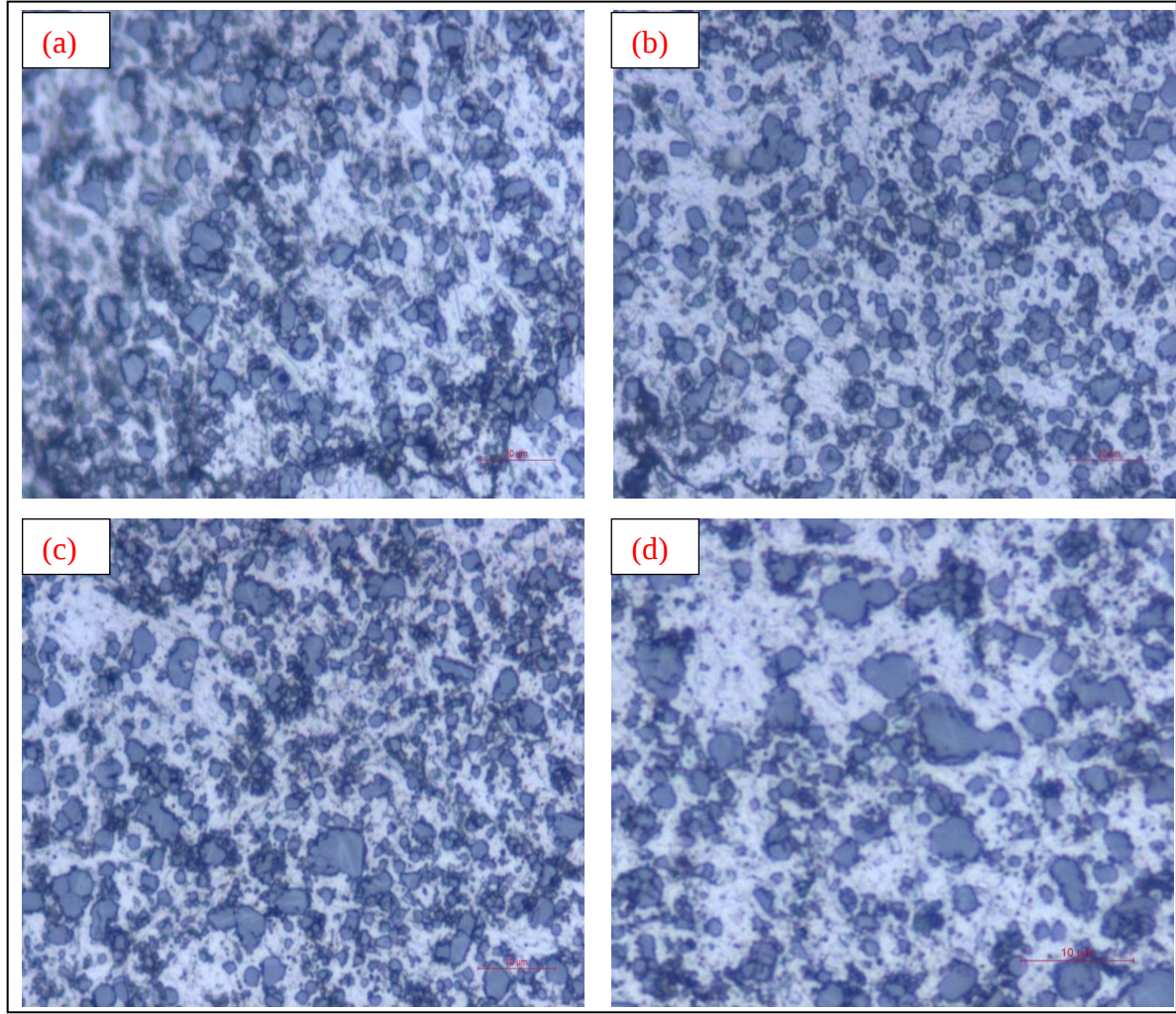
hem dağlanmış hem de sertlikleri belirlenerek yaşlandırma süreçleri tespit edilmiştir. Artan yaşlandırma süresi ile tane boyutlarının bir miktar arttırıldığı görülebilir.

Çözelti ısıtılma işlemi, sonraki çökelme sürecinde önemli bir rol oynamaktadır. Çözelti ısıtılma işlemi, homojen bir katı çözelti oluşturmak üzere metalin yüksek bir sıcaklığa ısıtılmasını ve daha sonra yarı kararlı ve aşırı doymamış katı çözeltiye erişmek için oda sıcaklığına soğutulmasını içerir. Al-Cu ikili denge diyagramı (Şekil 5.7) incelendiğinde ağırlıkça % 4 bakır içeren alüminyumun oda sıcaklığında α -alüminyum anayapı ve θ (Al_2Cu) bileşiminde olduğu görülmektedir. Sıcaklık artışıyla birlikte yaklaşık 480°C sıcaklıkta yapının sadece α fazından oluştuğu ve bu durumun 580°C 'ye kadar devam ettiği, 580°C 'nin üzerindeki sıcaklıkta ise yapının α ve θ 'dan oluştuğu görülmektedir. Alaşımın tamamıyla sıvı faza geçtiği sıcaklık ise yaklaşık 650°C 'dir. Al-Cu ikili denge diyagramına göre ağırlıkça % 5,65'in üzerindeki bakır bileşiminde ilk sıvının oluşma sıcaklığı 548°C 'ye düşmektedir.

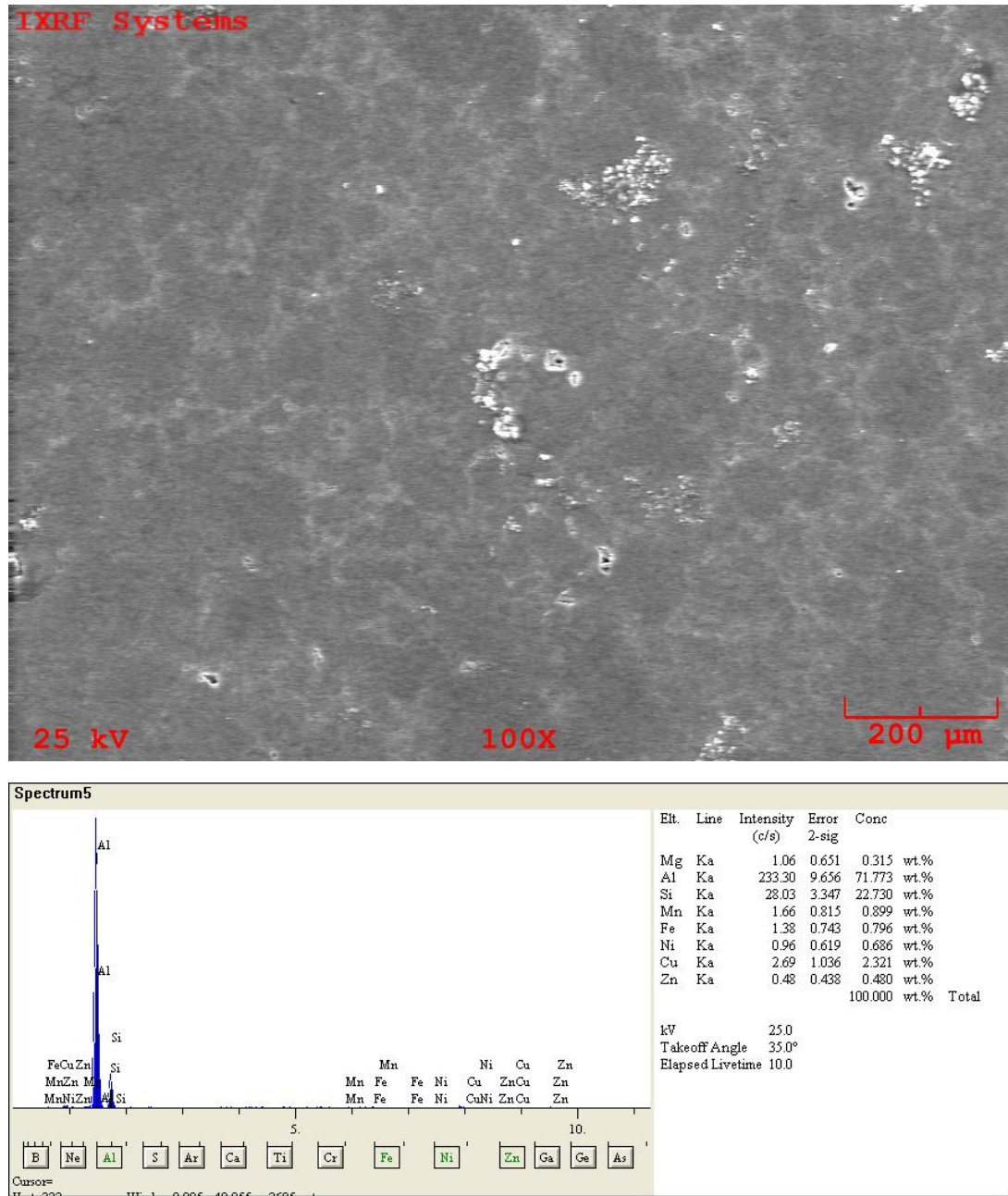


Şekil 5.7. Al-Cu ikili denge diyagramının alüminyumca zengin kısmı

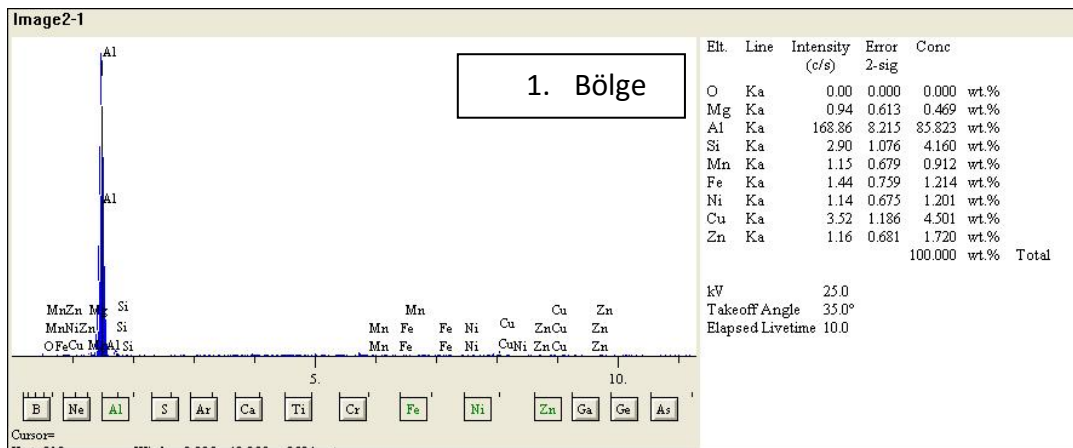
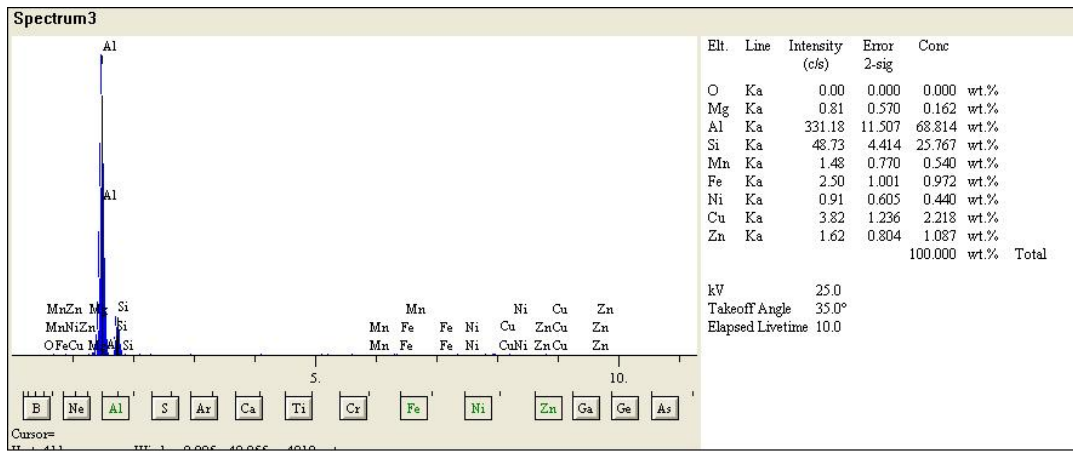
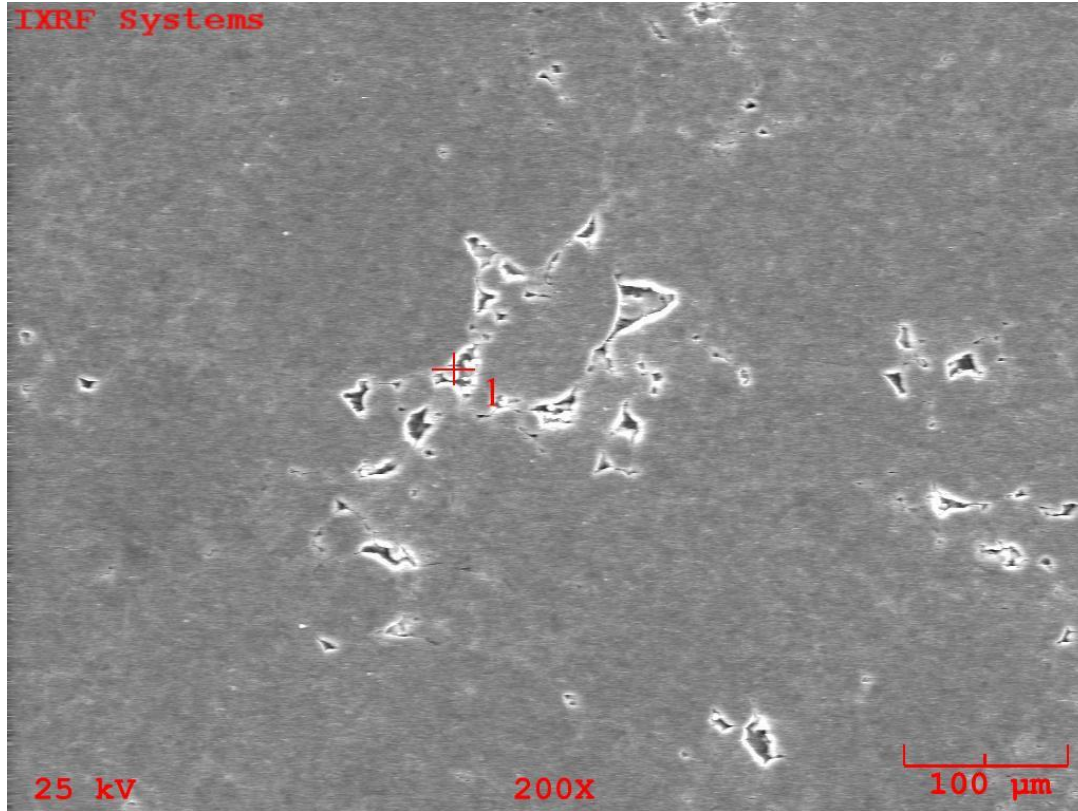
Bakır alüminyum içindeki çözeltiye doğru yayılırken bağımsız bakır parçacıklarından yayılan bakır atomlarının alüminyumla temas noktalarında yeni θ fazı (Al_2Cu) oluşmaya devam eder. Tane sınırı fazının ötektik faz olan θ (Al_2Cu) olduğu düşünülmektedir ki bunlar Resim 5.4, Resim 5.5 ve Resim 5.6'da gösterilen SEM görüntüsü ile EDS analizleriyle uyumludur.



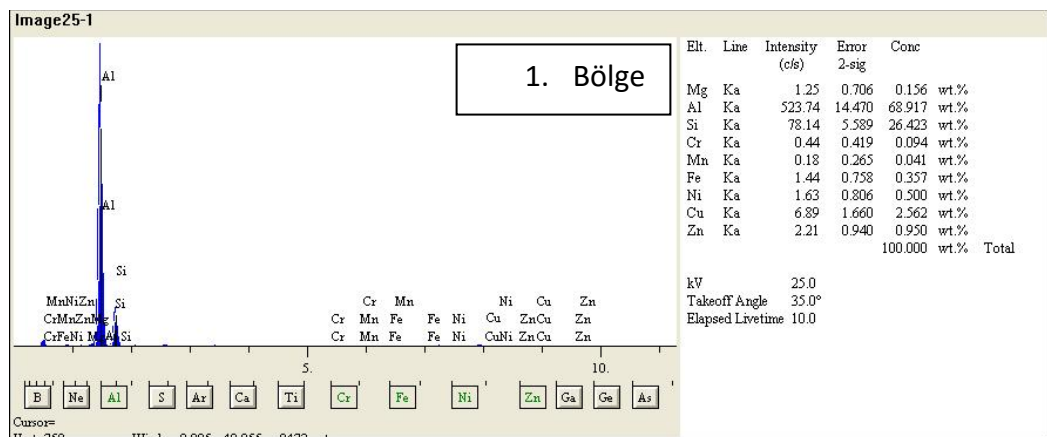
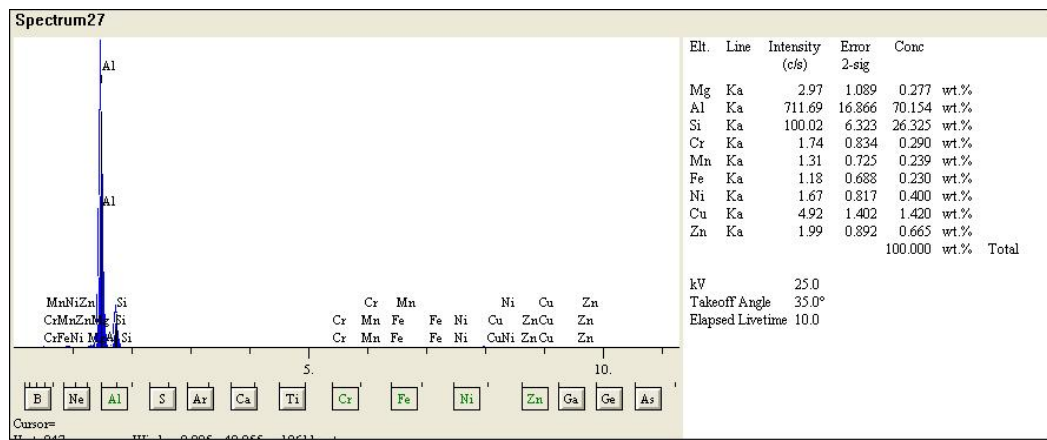
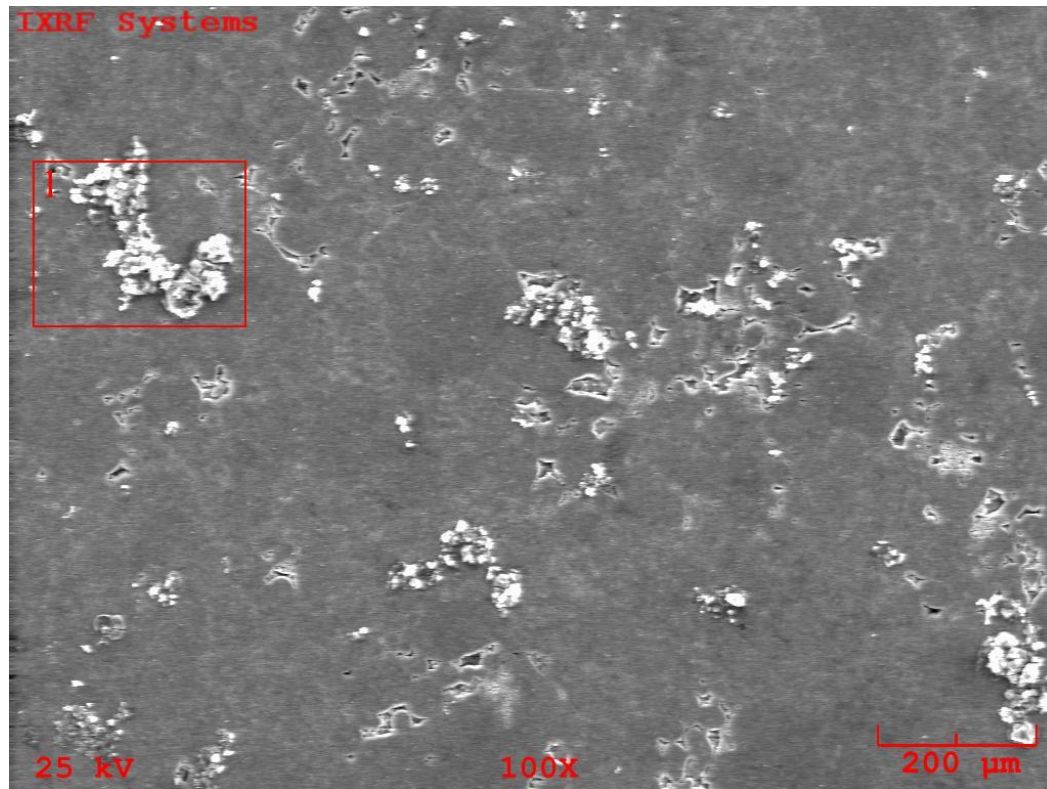
Resim 5.3. Al-20Si-6Cu alaşımın (a) 5 saat (b) 10 saat (c) 24 saat (d) 48 saat boyunca hava fırınında 190 °C’de yaşlandırılmış kompaktların optik mikrografisi



Resim 5.4. Su verilmiş Al-20Si-6Cu alaşımlarının SEM görüntüsü ile EDS analizleri



Resim 5.5. 10 saat yaşlandırılmış Al-20Si-6Cu alaışımının SEM görüntüsü ile EDS analizleri



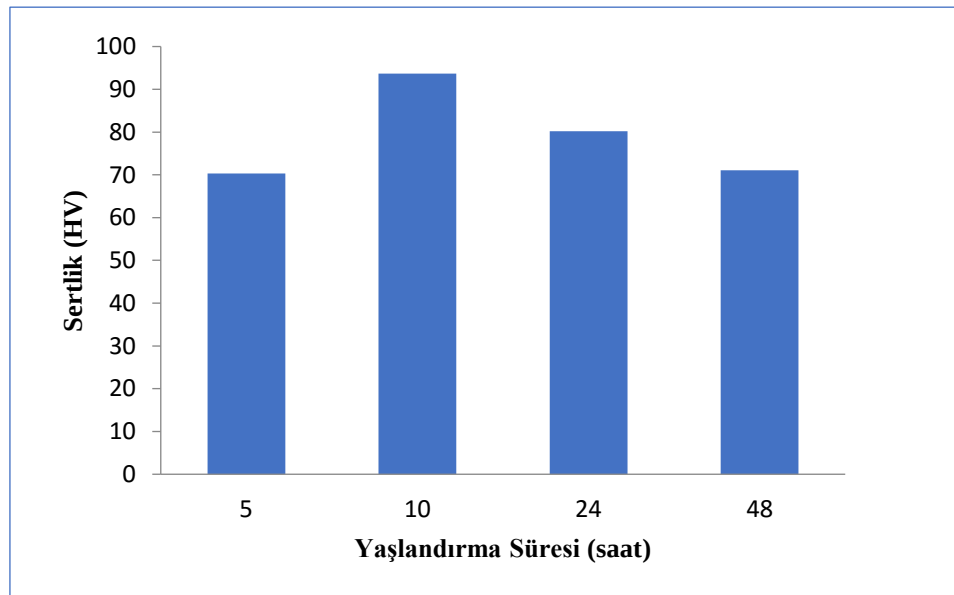
Resim 5.6. 48 saat yaşlandırılmış Al-20Si-6Cu alaışımının SEM görüntüsü ile EDS analizleri

Çizelge 5.10. 24 saat yaşlandırılmış kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri

Numune	Nokta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
1	Sertlik	79,8	80,5	82,0	78,9	84,1	76,8	80,9	80,3	76,5	79,0	80,4	86,3	75,9	84,6	82,3
Numune	Nokta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
2	Sertlik	81,3	75,9	77,6	74,1	80,5	84,4	75,0	76,4	75,5	76,3	80,1	74,7	76,3	78,4	80,1
Numune	Nokta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
3	Sertlik	77,9	81,4	80,7	86,8	87,1	84,5	83,0	81,4	82,1	80,6	83,7	84,2	79,1	84,0	81,8
Ortalama		80,2														

Çizelge 5.11. 48 saat yaşlandırılmış kompaktlar için 15 farklı noktanın sertlik değerleri

Numune	Nokta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
1	Sertlik	69,8	67,5	73,7	75,1	66,7	71,8	72,3	65,4	66,0	66,3	71,5	65,6	66,2	69,9	70,4
Numune	Nokta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
2	Sertlik	70,3	69,7	66,4	74,7	75,1	73,5	74,0	76,1	74,9	76,0	74,3	68,8	73,8	77,4	72,6
Numune	Nokta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
3	Sertlik	72,7	71,9	66,8	69,4	75,0	72,5	70,4	69,4	71,6	73,7	72,0	68,5	73,6	69,1	70,7
Ortalama		71,1														



Şekil 5.8. Farklı yaşlandırma sürelerinde hava fırınında yaşlandırılmış kompaktlar için sertlik değerleri

6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.1. Sonuçlar

Çalışmanın sonucu olarak, Al-20Si-6Cu alaşımından yapısal parça üretimine yönelik olarak uygun mekanik özelliklerin elde edilebileceği üretim koşulları belirlenmiştir.

- Sıkıştırma basıncının artmasıyla kompakt ham yoğunluğu artmıştır. Ancak 800 MPa'dan fazla basınçta sıkıştırılan kompaktlar, yoğunluk bakımından belirgin bir artış göstermemiştir. 800 MPa'da, alaşımın ham yoğunluğu, $2,62 \text{ g/cm}^3$ veya teorik yoğunluğun %93'üne ulaşmıştır.
- Sinterlemeden sonraki mikroyapı ve sertlik sonuçlarına göre, bu alaşım için en uygun sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresi, 550°C ve 1 saat olarak tespit edilmiştir.
- Numunelere T6 ısıtıl işlem uygulanmış ve sertlik ile mikroyapıdaki değişimler belirlenmiştir. En uygun T6 işlem şartlarının, 520°C 'de 1 saat süreyle çözüldürme ve su verme işleminden sonra 190°C 'de 10 saat yapay yaşlandırma olarak tespit edilmiştir. T6 ısıtıl işlemi ile en önemli güçlendirici çökeltilerin θ tipi faz olduğu açıklanmıştır. Yaşlandırma süresi 10 saatten fazla olunca (overaging) sertlik azalmıştır. Bu düşüşe GP2 bölgelerinin çözünmesi ve θ' fazının irileşmesi, bu da sertliğin düşmesine yol açtığı düşünülmektedir. 10 saatlik en iyi ısıtıl işlem süresini belirledikten sonra, alaşımın sertliği 93,7 HV'e ulaşmıştır.
- Çelik ve arkadaşları [84], ECKA 123 (Al-4,5Cu-0,5Mg-0,7Si) alaşımın yaşlandırma sonrası sertliğini yaklaşık 67 HV olarak rapor etmişlerdir. Dolayısıyla bu tez çalışması ile üretilen alaşımın sertlik değerinden (93,7 HV) daha düşük olduğu görülmektedir. Bunun sebebi olarak mevcut çalışmada %20 Si olduğu için sertlik artmıştır. Ayrıca üretilen alaşımın kompozisyonuna yakın bir diğer çalışmada olan [85] Al-20Si-5Fe alaşımı için (vanadyumsuz=GA0) elde edilen sertlik değeri (75 HV) bu çalışmadaki tespit edilen sertlik değerine (93,7 HV) göre daha düşüktür. Bunun sebebi olarak mevcut çalışmada elde edilen yapıların daha ince tanelerden oluşması gösterilebilir.

6.2. Öneriler

Bu çalışmada gaz atomizasyonu tozlarla üretilmiş Al-20Si-6Cu alüminyum-silisyum alaşımın sinterlenme ve ısıtıl işlem davranışları metalografik mekanik özelliklerine bağlı

olarak incelenmiştir. Aşağıda verilen konularda bu çalışmanın daha da geliştirilebileceği değerlendirilmesinde bulunulmuştur:

1. Bu çalışma ile elde edilen alaşımın korozyon ve tribolojik özellikleri de araştırılabilir.
2. Bu alaşım üzerine çeşitli elementel tozlar mikro düzeyde ilave edilmek suretiyle mekanik özelliklerin daha da arttırılabilirliği çalışılabilir.

KAYNAKLAR

1. Kieback, B., Stephani, G., Weißgärber, T., Schubert, T., Waag, U., Böhm, A., Andersen, O., Göhler, H. and Reinfried, M. (2003). Powder metallurgy for light weight and ultra-light weight materials. *Journal of Korean Powder Metallurgy Institute*, 10 (6), 383-389.
2. Schubert, Th., Weißgärber, T., Kieback, B., Balzer, H., Neubing, H.C., Baum, U. and Braun, R. (2004). P/M aluminium structural parts for automotive application. *Euro PM2004 PM Applications*, 1(12), 1-6.
3. Dhokey, N.B., Athavale V.A., Narkhede N. and Kamble M. (2013). Effect of processing conditions on transient liquid phase sintering of premixed aluminum alloy powders. *Advanced Materials Letters*, 4(3), 235-240.
4. Dowson, G. (1990). *Powder metallurgy: The process and its products*. Hilger, Bristol.
5. Hirschhorn, J.S. (1969). *Introduction to powder metallurgy*. Princeton, New Jersey: American Powder Metallurgy Institute.
6. LaDelpha, A. D. P., Mosher, M. P., Caley, W. F., Kipouros, G. J. and Bishop, D.P. (2008). On the simulation of wrought aa4032 via P/M processing. *Materials Science and Engineering: A*, 479(2), 1-9.
7. Kipouros, G., Caley, W. and Bishop, D. (2006). On the advantages of using powder metallurgy in new light metal alloy design. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(1), 3429-3436.
8. Sudduth, R. D. (2008). A new approach to controlling the viscosity of a coating with a blend of particles with significantly different shapes. *Pigment and Resin Technology*, 37(6), 362 374.
9. Whittaker, D. (1993). Ferrous P/M components-where from here. *Powder Metallurgy*, 38(2), 1-18.
10. German, R. M. (2006). *A-Z of powder metallurgy*. ABD: Elsevier Science Prints.
11. Thummler, F. and Obracker, R. (1993). *Introduction to powder metallurgy*. MPIF: Cambridge University Press.
12. German, R.M. (2007). *Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri*. Ankara: Türk Toz Metalurjisi Derneği.
13. German, R.M. (1984). *Powder metalurgy science*. MPIF, USA.
14. Hamill, J. (2000). *Water atomized fine powder technology*. Proceedings of Powder Metallurgy World Congress, JPMA Ed., Part 1,367 370, Kyoto, Japan.
15. Kurt, A.O. (2011). *Toz metalurjisi dersi ders notları*. Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Sakarya.

16. Sarıtaş, S. (1994). *Toz metalurjisi-bileşik gereçler-seramikler*. Makina Mühendisliği El Kitabı. İstanbul: Makina Mühendisleri Odası Yayınları.
17. German, R. M. (1994). *Powder metallurgy science*. Princeton, New Jersey: American Powder Metallurgy Institute.
18. Yılmaz, N. (2006). *Demir esaslı toz metal malzemelerin talaşlı işlenebilirliği*. Doktora Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta.
19. Güral, A. (2004). *Ara kritik tavlama ısıtma işlemlerinin düşük alaşımlı sade karbonlu toz metal çeliklere uygulanabilirliği ve mekanik özelliklere etkisinin araştırılması*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
20. Upadhyaya, G.S. (2000). *Sintered metallic and ceramic materials*. MPIF: John Wiley & Sons.
21. Dowson, G. and Whittaker, D. (2008). *Introduction to powder metallurgy*. MPIF: EPMA Press.
22. Schatt, W. and Wieters, K.P. (1997). *Powder metallurgy*. Processing and materials, EPMA Press.
23. Tanaka, H. (2012). Strongly connected ex situ MgB₂ polycrystalline bulks fabricated by solid-state self-sintering. *Supercond Science Technology*, 25(2), 115-122.
24. German, R.M. (1996). *Sintering theory and practice*. MPIF: Wiley Interscience Publications.
25. Meyveci, A. (2007). *Yaşlandırılmış 2XXX ve 6XXX serisi alüminyum alaşımlarının aşınma davranışlarının incelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük.
26. Öz, Ö. (2007). *Yaşlandırma ısıtma işleminin AA 7075 malzemeli dikdörtgen plağın burkulma yükü üzerine etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak.
27. Savaşkan, T. (2007). *Malzeme bilgisi ve muayenesi*. 4. Baskı. Trabzon: Celepler Matbaacılık.
28. Delabre, P. and Kherl, M. (2000). *Application of P/M aluminum parts-materials and processing schemes*. Presented at the Proceedings of the Second International P/M and Light Alloys for Automotive Conference.
29. Schubert, T., Weißgärber, T., Kieback, B., Balzer, H., Neubing, H. C., Baum, U. and Braun, R. (2005). Aluminum PM is a Challenge that Industry Can Overcome. *Metal Powder Report*, 60(2), 32-37.
30. Apelian, D. and Saha, D. (2001). *Aluminium Powder Metallurgy Processed Components- Challenges and Opportunities*.in Proceedings of the Second International P/M and Light Alloys for Automotive Conferences.

31. Kipouros, G., Caley, W. and Bishop, D. (2006). On the advantages of using powder metallurgy in new light metal alloy design. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(22), 3429-3436.
32. Dunnett, K. S., Mueller, R. M. and Bishop, D. P. (2008). Development of Al-Ni-Mg-(Cu) aluminum P/M alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 198(13), 31-40.
33. Schaffer, G. B., Hall, B. J., Bonner, S. J., Huo, S. H. and Sercombe, T. B. (2006). The effect of the atmosphere and the role of pore filling on the sintering of aluminium. *Acta Materialia*, 54(22), 131-138.
34. Lu, P., German, R. M. and Marx, B. M. (2001). Liquid phase sintering of tungsten heavy alloys. *International Journal of Powder Metallurgy*, 37(18), 45-56.
35. Svoboda, J., Riedel, H. and Gaebel, R. (1996). Model for liquid phase sintering. *Acta Materialia*, 44(12), 3215-3226.
36. Kimura, A., Shibata, M., Kondoh, K., Takeda, Y., Katayama, M., Kanie, T. and Takada, H. (1997). Reduction mechanism of surface oxide in aluminum alloy powders containing magnesium studied by x-ray photoelectron spectroscopy using synchrotron radiation. *Applied Physics Letters*, 70(23), 3615-3617.
37. Peel, C. J. (1985). *Aluminum alloys for airframes: limitations and developments*. Presented at the Conference on Materials at their Limits, The Institute of Metals, Birmingham, U.K.
38. Esptein, S. G. (1978). *Technical report on aluminum and its alloys*. USA: The Aluminum Association.
39. Hatch, J.E. (1984). *Aluminum: properties and physical metallurgy*. Ohio: Materials Park.
40. Totten, G. E. and Mackenzie, D. S. (2003). *Handbook of aluminum: Physical metallurgy and processes*, 1. New York, NY: Marcel Dekker, INC.
41. Srivatsan, T. and Vasudevan, S. (2006). *The science, technology and applications of aluminum and aluminum alloys*. Advanced Structural Materials, ed: CRC Press.
42. Davis, J. R. (1993). *Aluminum and aluminum alloys*. Materials Park, Ohio: ASM International.
43. King, F. (1987). *Aluminum and its alloys*. New York: Ellis Horwood Limited.
44. Neopaney, H.K. and Chakraborty, S. (2014). Study of mechanical and tribological properties of al-si alloy prepared by powder metallurgical technology. *Mechanical and Civil Engineering*, 11(2), 54-63.
45. Abuhasel, Kh.A., Ibrahim, M.F., Elgallad, E.M. and Samuel, F.H. (2016). On the impact toughness of Al-Si cast alloys. *Materials and Design*, 91(11), 388-397.

46. Cai, Z., Zhang, C., Wang, R., Peng, C. and Feng, Y. (2015). Preparation of Al-Si alloys by a rapid solidification and powder metallurgy route. *Materials and Design*, 87(22), 996-1002.
47. Wu, Y., Wang, S., Li, H. and Liu, X. (2009). A new technique to modify hypereutectic Al-24%Si alloys by a Si-P master alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 477(17), 139-144.
48. PM Aluminum Drives Forward in New BMW Breakthrough, (2006). Metal Powder Report, 61(4), 13-15.
49. Chen, C. M., Yang, C. C. and Chao, C. G. (2005). A novel method for net-shape forming of hypereutectic Al-Si alloys by thixocasting with powder preforms. *Journal of Materials Processing Technology*, 167(25), 103-109.
50. Saksl, K., Ďurišin, J., Orolínová, M., Ďurišinová, K. and Lazár, P. (2005). Structural study on Al-26 mass% Si-8 mass% Ni powder. *Journal of Materials Science*, 40(10), 1975-1978.
51. Vojtech, D., Michalcová, A., Pilch, A., Sittnerb, P., Serák, P. and Novák, P. (2009). Structural characteristics and thermal stability of Al-5.7Cr-2.5Fe-1.3Ti alloy produced by powder metallurgy. *Journal of Alloys and Compound*, 475(12), 151-156.
52. Emadi, L. V., Whiting, M. S., Sokolowski, J. H., Burke, P. and Hart, M. (2003). *Optimal heat treatment of a356.2 alloy*. San Diego, CA, United States TMS.
53. Seifeddine-Timelli, G. andSvensson, I. L. (2007). Influence of quench rate on the microstructure and mechanical properties of aluminium alloys A356 and A354. *International Foundry Research*, 59(2), 2-10.
54. Zhang, D. L., Zheng, L. H. andStJohn, D. H. (2002). Effect of a short solution treatment time on microstructure and mechanical properties of modified al-7wt.%Si-0.3wt.%Mg alloy. *Journal of Light Metals*, 2(1), 27-36.
55. Pedersen, L. andArnberg, L. (2001). The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in alsimg foundry alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32, 525-532.
56. Rometsch, P.A., Arnberg, L. andZhang, D. L. (1999). Modelling dissolution of Mg₂Si and homogenisation in Al-Si-Mg casting alloys. *International Journal Of Cast Metals Research*, 12(18), 1-8.
57. Processing/Microstructure/Property Relationship in 2024 Aluminum Alloy Plates, (1983). *US Department of Commerce*. National Bureau of Standards Technical Report NBSIR 83-2669.
58. Committee, A.H. (1991). *Heat Treating*, 4. United States of America: ASM International.
59. Polmear, I.J. (2006). *Ligth alloys, from traditional alloys to nanocrystals*. 4th ed. Oxford, UK: Butterworth-Heinemann.

60. Gerold, V. (1979). *Precipitation hardening. in dislocations in solids*. F.R.N. Nabarro, Ed., ed: North-Holland.
61. Rudianto, H., Yang, S., Nam, K.W. and Kim, Y.J. (2011). Mechanical properties of Al-14Si-2.5Cu-0.5Mg aluminum-silicon P/M alloy. *Reviews On Advanced Materials Science*, 28(11), 145-149.
62. German, R.M. and Dunlap, J.W. (1986). Processing of iron-titanium powder mixtures by transient liquid phase sintering. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 17(11), 205–213.
63. Savitskii, A.P. (1985). Effect of aluminum particle size on the volume changes experienced by compacts from a mixture of aluminum and copper powders during liquid-phase sintering. *Poroshkovaya Metallurgiya*, 9(285), 23–27.
64. Heard, D.W., Donaldson, I.W. and Bishop, D.P. (2009). Metallurgical assessment of a hypereutectic aluminum-silicon P/M alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(12), 5902-5911.
65. Arribas, I., Martín, J.M. and Castro, F. (2010). The initial stage of liquid phase sintering for an Al-14Si-2.5Cu-0.5Mg (wt%) P/M alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 527(11), 3949-3966.
66. Heard, D.W. (2009). *Methods to improve density and mechanical properties of a commercial hypereutectic aluminum-silicon powder metallurgy alloy*. M.Sc.Thesis, Dalhousie University, Graduate School of Natural and Applied Sciences, Kanada.
67. Greenwood, J.A. and Tripp, J. H. (1967). The elastic contact of rough spheres. *Journal of Applied Mechanics*, 89(13), 153-159.
68. German, R. M. (1989). *Particle packing characterisitcs*. New Jersey: American Powder Metallurgy Institute.
69. Pieczonka, T. (2012). Effect of atmosphere on sintering of Alumix 431D powder. *Powder Metallurgy*, 55(5), 354–360.
70. Schaffer, G.B. (2006). The effect of the atmosphere and the role of pore filling on the sintering of aluminium. *Acta Materials*, 54(12), 131–138.
71. Schaffer, G.B. (2008). The effect of tin and nitrogen on liquid phase sintering of Al–Cu–Mg–Si alloys. *Acta Materials*, 56(12), 2615–2624.
72. Pieczonka, T. (2008). Dimensional behavior of aluminium sintered in different atmospheres. *Materials Science And Engineering A*, 478(11), 251–256.
73. Pieczonka, T. (2005). *The influence of the atmosphere and impurities on the sintering behaviour of aluminium*. Euro PM2005, EPMA, Shrewsbury, UK.
74. Schaffer, G.B. and Hall, B.J. (2002). The Influence of the atmosphere on the sintering of aluminum. *Metallurgical And Materials Transactions A*, 33(12), 3279–3284.

75. Yuan, X.N. (2012). The effects of sample position and gas flow pattern on the sintering of a 7xxx aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43(12), 4345–4355.
76. Su, S.S. (2013). Effects of processing conditions on the sintering response of hypereutectic Al-Si-Cu-Mg P/M alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 139(2- 3), 775–783.
77. Yan, J. (2006). *Strength modeling of Al-Cu-Mg type alloys*. PhD Thesis, University of Southampton, Graduate School of Natural and Applied Sciences, UK.
78. Zolotarevsky, V.S. (2007). *Casting aluminum alloys*. German Powder Metallurgy Institute: Elsevier.
79. Ekici, M., Gülesin, M. ve Özçatalbaş, Y. (2011- 5-9 Ekim). *Ön karıştırılmış ve sıcak preslenmiş Al-Cu alaşımı toz metal parçalarda Kirkendall etkisi ve fiziksel özelliklerinin araştırılması*. 6. Uluslar arası Toz Metalurjisi Konferansı, ODTÜ, Ankara.
80. Biswas, K. and Chattopadhyay, K. (2008). Formation of ω -Al₇Cu₂Fe phase during laser processing of quasicrystal-forming Al-Cu-Fe alloy. *Philosophical Magazine Letters*, 88(3), 219–230.
81. Bishop, D.P. (1998). Dry sliding wear behavior of aluminum alloy 2014 microalloyed with Sn and Ag. *Wear*, 222(2), 84–92.
82. Kipourous, G., Caley, W. and Bishop, D. (2006). On the advantages of using powder metallurgy in new light metal alloy design. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(23), 3429-3436.
83. Cavazos, J. L. and Colas, R. (2001). Precipitation in a heat-treatable aluminium alloy cooled at different rates. *Materials Characterization*, 47(12), 175-179.
84. Çelik, M. ve Türker, M. (2005). Al-Cu esaslı tozlardan toz metalurjisi yöntemi ile malzeme üretimi ve yaşlandırma tavrının incelenmesi. *Politeknik Dergisi*, 8(3), 275-279.
85. Kilicaslan, M. F. (2014). Effect of V addition on the nano-size spherical particles growing on the Fe-bearing intermetallics and silicon phases of gas atomized hypereutectic Al–20Si–5Fe alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 606(2), 86-91.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ALIAKBARLU, Sajjad
Uyruğu : İran
Doğum tarihi ve yeri : 04/04/1990 Khoy
Telefon : 0534 986 11 05
E-mail : sajjad.aliakbarlu@gazi.edu.tr



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek Lisans	Gazi Üniversitesi/ Makina Mühendisliği	Devam ediyor
Lisans	Tabriz Üniversitesi/ Makina Mühendisliği	2013
Lise	Nomoune Dolatie Modarres	2008

Yabancı Dil

İngilizce

Hobiler

Kitap okumak, Satranç oynamak , Film izlemek



GAZİ GELECEKTİR..