

T.C.
BİLECİK ŞEYH EDEBALI ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA HOMOJENİZASYON ISIL İŞLEMİNİN
MALZEME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

BÜŞRA GEDİK

TEZ DANIŐMANI

DOÇ. DR. MİRAC ALAF

BİLECİK, 2023

10549223

T.C.
BİLECİK ŞEYH EDEBALI ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA HOMOJENİZASYON ISIL İŞLEMİNİN
MALZEME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

BÜŞRA GEDİK

TEZ DANIŐMANI

DOÇ. DR. MİRAC ALAF

BİLECİK, 2023

10549223

T.R.

BILECIK SEYH EDEBALI UNIVERSITY

GRADUATE EDUCATION INSTITUTE

DEPARTMENT OF METALLURGICAL AND MATERIALS ENGINEERING

**EFFECT OF HOMOGENIZATION HEAT TREATMENT ON MATERIAL
PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS**

MASTER'S THESIS

BUSRA GEDIK

THESIS ADVISOR

DOÇ. DR. MIRAC ALAF

BILECIK, 2023

10549223

BEYAN

Alüminyum Alaşımlarında Homojenizasyon Isıl İşleminin Malzeme Özelliklerine Etkisi adlı yüksek lisans tezinin hazırlık ve yazımı sırasında bilimsel araştırma ve etik kurallarına uyduğumu, başkalarının eserlerinden yararlandığım bölümlerde bilimsel kurallara uygun olarak atıfta bulunduğumu, kullandığım verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı, tezin herhangi bir kısmının Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi veya başka bir üniversitede başka bir tez çalışması olarak sunulmadığını, aksinin tespit edileceği muhtemel durumlarda doğabilecek her türlü hukuki sorumluluğu kabul ettiğimi ve vermiş olduğum bilgilerin doğru olduğunu beyan ederim.

Bu çalışmanın, Bilimsel Araştırma Projeleri (BAP), TÜBİTAK veya benzeri kuruluşlarca desteklenmesi durumunda; projenin ve destekleyen kurumun adı proje numarası ile birlikte, ETİK KURUL onayı alınması durumunda ise ETİK KURUL tarih karar ve sayı bilgilerinin beyan edilmesi gerekmektedir.			
DESTEK ALINMIŞTIR	<input checked="" type="checkbox"/>	DESTEK ALINMAMIŞTIR	<input type="checkbox"/>
Destek alındı ise;			
Destekleyen kurum; BAP			
Desteğin Türü		Proje Numarası	
1- BAP (Bilimsel Araştırma Projesi)		2022-01.BŞEÜ.03-04	
2- TÜBİTAK			
Diğer;.....			
ETİK KURUL onayı var ise;			
ETİK KURUL karar tarih/sayı:	/.....	

Öğrencinin Adı ve Soyadı

Büşra GEDİK

Tarih

.../.../2023

İmza

ÖN SÖZ

Bu çalışmada, 6xxx serisi alüminyum alaşımlarından AA6060 alaşımının DC döküm yöntemi ile üretilmesinin ardından ısıtıl işlem uygulanmış biletlerin ani soğumasında yapılan değişikliklerin malzemede ne gibi sonuçlar ortaya çıkartacağı araştırılmıştır. Sürekli tip fırınlarda uygulanan ısıtıl işlem prosesinin bir bölümü olan soğumadaki turbo fanların çalışma gücü dört farklı kademedede çalıştırılmıştır. Dört farklı soğutma kademesi uygulanan biletlerin mikro yapısı incelenmiştir. 6xxx serisinde en yaygın kullanılan şekillendirme proseslerinden bir tanesi olan ekstrüzyonda bu dört farklı soğuma kademesine maruz kalan biletlerden profil basılmıştır. Köşebent profil basılarak ekstrüzyon baskı şartları incelenmiştir. Ek olarak üretilen bu profillerin ısıtıl işlem öncesi ve sonrası mekanik özellikleri incelenmiştir.

Bu çalışmanın gerçekleştirilmesindeki destek ve katkılarından dolayı danışmanım Doç. Dr. Miraç ALAF'a teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek lisans eğitimim ve çalışma hayatım süresinde bilgi ve tecrübelerinden faydalandığım değerli Onur GÜLBABAOĞLU'na teşekkür ederim.

Tez çalışmamda malzeme desteklerini esirgemeyen sevgili Arslan Alüminyum A.Ş. ailesine sonsuz teşekkürler. Her zaman benim yanımda olan, beni cesaretlendiren, desteğini esirgemeyen sevgili dökümhane müdürüm Uğur DOMA 'ya sonsuz teşekkürler.

Hayatımdaki en büyük destekçim, yol gösterenim, akıl danışmanım, en güzel anılarımla kahramanları yanımda olan canım aileme özellikle de sevgili anneme ve ablama teşekkür ederim.

Büşra GEDİK

2023

ÖZET
ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA HOMOJENİZASYON ISIL İŞLEMİNİN
MALZEME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

6xxx serisi alüminyum alaşımları, ekstrüzyon sanayisinde kullanılan ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanabilen önemli alaşım grubudur. Yüksek ekstrüze edilebilirliği sayesinde kolay şekil alabilmektedir. Şekillendirilebilen alüminyum alaşımları genellikle ekstrüzyon öncesi homojenizasyon ısıl işlemine tabi tutulur. Malzemeye uygulanan homojenleştirme işlemi ile ürün yüzeyinin temiz olması, homojenleştirme sonrası uygulanan kontrollü soğutma ile de ekstrüzyon hızını belirleyen mikroyapının elde edilmesi sağlanmaktadır. Homojenleştirme işleminin amacı; dentritik yapıdaki konsantrasyon farklılıklarının giderilmesi, katılaşma esnasında oluşan kararsız fazların çözünmesi ve alaşımın ekstrüzyon ve haddeleme sırasında tane sınırını kontrol eden kararlı çökeltilerin oluşturulması, alaşım elementlerinin yapı için homojen olarak dağılmasını sağlamaktır. Alüminyum endüstrisinde, alüminyum alaşımlarının üretimi için kolay ve ekonomik olan direk soğutmalı döküm tekniği tercih edilmektedir. Bu tezde D.C döküm ile üretilmiş AA-6060 serisi Al biletlerin continuous tipi homojenizasyon fırınlarında homojenizasyon ısıl işlemi yapılacaktır. Soğutma bölümünde fanların hızlarını değiştirmek suretiyle farklı soğuma hızları elde edilecek ve soğutma hızının malzeme özelliklerine etkisi incelenecektir. Mikroyapı için SEM ve optik mikroskop, faz analizi için XRD ve mekanik özellikler için de sertlik ve çekme testleri uygulanacaktır.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum Alaşımları, Homojenizasyon, Mikroyapı, Malzeme Özellikleri

ABSTRACT

EFFECT OF HOMOGENIZATION HEAT TREATMENT ON MATERIAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS

6xxx series aluminum alloys are an important alloy group used in the extrusion industry and can be treated with aging heat treatment. Thanks to its high extrudability, it can be easily shaped. Formable aluminum alloys are usually subjected to homogenization heat treatment prior to extrusion. With the homogenization process applied to the material, it is ensured that the product surface is clean and the microstructure that determines the extrusion speed is obtained with the controlled cooling applied after homogenization. The purpose of the homogenization process; Elimination of concentration differences in the dendritic structure, dissolution of unstable phases formed during solidification and formation of stable precipitates that control the grain boundary of the alloy during extrusion and rolling, ensuring homogeneous distribution of alloying elements for the structure. In the aluminum industry, direct cooling casting technique, which is easy and economical, is preferred for the production of aluminum alloys. In this thesis, homogenization heat treatment will be carried out in continuous type homogenization furnaces of AA-6060 series Al billet produced with D.C casting. In the cooling section, different cooling rates will be obtained by changing the speeds of the fans and the effect of the cooling rate on the material properties will be examined. SEM and optical microscope for microstructure, XRD for phase analysis and hardness and tensile tests for mechanical properties will be applied.

Keywords: Aluminium Alloys, Homogenisation, Microstructure, Material properties

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖN SÖZ.....	i
ÖZET.....	ii
ABSTRACT.....	iii
İÇİNDEKİLER.....	iv
TABLolar LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	vii
KISALTMALAR VE SİMGELER LİSTESİ.....	x
1.GİRİŞ.....	1
2. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI	4
2.1 6xxx Al Alaşımalarında Farklı Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	5
2.1.1 Mg ve Si	5
2.1.2 Mn ve Cr.....	6
2.1.3 Cu	6
2.1.4 Fe.....	6
2.2 İntermetalik Fazlar	7
3.4. Al-Mg-Si Alaşımalarının Fiziksel Kimyasal ve Mekanik Özellikleri.....	9
3. DİKEY SÜREKLİ DÖKÜM.....	11
3.1 D.C Döküm Prosesi.....	11
3.2. Alüminyumun Katılaşma Prosesi.....	11
3.3. Tane İnceltici	15
3.4. Filtrasyon	16
3.5. Gaz Giderme.....	17
4.HOMOJENİZASYON ISIL İŞLEMİ.....	18
5.EKSTRÜZYON.....	24

5.1. Çökelme Sertleşmesi	27
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	30
6.1. Döküm.....	31
6.2. Homojenizasyon Isıl İşlemi	32
6.3. Ekstrüzyon.....	33
6.4. Karakterizasyon Çalışmaları.....	35
6.4.1. Kimyasal Bileşim Tayini	35
6.4.2. Numune Hazırlama Aşamaları.....	36
6.4.3. Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM-EDS)	39
6.4.4. XRD Analizi.....	42
6.4.5. Sertlik Testi.....	42
6.4.6 Çekme Testi	42
7. DENEYSEL SONUÇLAR.....	44
7.1. Homojenizasyonda Soğuma Hızının Faz Yapısına Etkisi	44
7.2. Homojenizasyonda Soğuma Hızının Mikroyapıya Etkisi	45
7.3. Homojenizasyonda Soğuma Hızlarının Ekstrüzyon Parametrelerine Etkisi.....	55
7.4. Homojenizasyonda Soğuma Hızının Ekstrüzyon Sonrası Mekanik Özelliklere Etkisi.....	56
7.5. Çekme Testi	57
8. GENEL SONUÇLAR	59
KAYNAKÇA	60

TABLULAR LİSTESİ

Sayfa

Tablo 2.1. 6xxx serisi alüminyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonları.....	5
Tablo 2.2. 6063 Alaşımında (ağırlıkça %0,43 Mg, ağırlıkça %0,39 Si ve ağırlıkça %0,2 Fe) - (Backerud vd, 1986) denge dışı koşullar altında katılaşma reaksiyonları.....	8
Tablo 3.1. Ergimiş Alüminyum Metali İçerisinde Görülen İnküzyon Çeşitleri.....	17
Tablo 6.1. Farklı Hızlarda Soğuyan Biletlerin Soğuma Hızı.....	32
Tablo 6.2. Fan Tüketim Anlık Değerleri.....	33
Tablo 6.3. AA6060 Alaşımının Kimyasal Bileşimi.....	35
Tablo 7.1. Tane Boyutu, Porozite Oranı ve Homojenizasyon Oran Değerleri Gösterilmektedir.....	49
Tablo 7.2. Numunelerin Ekstrüzyon Baskı Şartları.....	56
Tablo 7.3. Numunelerin Sertlik Değerleri.....	56
Tablo 7.4. Termik Öncesi Numunelerin Gerilim – Birim Şekil Değiştirme Grafikleri.....	57
Tablo 7.5. Termik Öncesi Numunelerin Gerilim – Birim Şekil Değiştirme Grafikleri.....	57
Tablo 7.6. Isıl İşlem Öncesi Çekme Testi Sonuçları.....	58
Tablo 7.7. Isıl İşlem Sonrası Çekme Testi Sonuçları.....	58

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1. Alüminyum Dökümde Yapı-Özellik-İşlem-Performans İlişkisi.....	2
Şekil 2.1. Farklı İntermetalikleri Gösteren Bir Al-Mg-Si Alaşımının Döküm Halindeki Mikro Yapısı (Liu vd, 1999).....	8
Şekil 3.1. Wagstaff Dikey Sürekli Döküm Makinesi (Wagstaff, 2004).....	10
Şekil 3.2. Direkt Soğutmalı Döküm Sistemin Kesiti (wagstaff,2006).....	13
Şekil 3.3. Dönüşüm bölgesinin şematik gösterimi. a) Direk soğutmalı döküm kütüğündeki sıvı ve katı bölge, (1) sıvı derinliği, (2) Dönüşüm Bölgesi, (3) Çamurumsu Bölge, (1+2) Sıvı metal derinliği. b) Bölgelerin Şematik Gösterimi (Uğurlu, 2009).....	14
Şekil 4.1. Homojenizasyon Sırasında Üç Tip β -Faz Dönüşümünün Şematik Çizimleri (Bayat vd., 2018).....	19
Şekil 4.2. Mg/Si 1.73:1 Ağırlık Oranı İçin İkili Al-Mg ₂ Si Faz Diyagramı.....	21
Şekil 4.3. Döküm Sonrası (a), Isıl İşlem Sonrası(b).....	22
Şekil 4.4. 6063 alaşım için Mg ₂ Si çökeltilerinin çekirdeklenme hızı ve büyüme hızının sıcaklıkla değişimi.....	23
Şekil 5.1. Alüminyum Ekstrüzyon Prosesi (Aluminum Extruders Council).....	25
Şekil 5.2. Direkt(doğrudan) Ekstrüzyon İşlemi.....	25
Şekil 5.3. Ekstrüzyonda Dört Farklı Akış Modeli.....	26
Şekil 5.4. D.C döküm billetlerden ekstrüzyon üretim sürecinin farklı aşamalarına (Zhu vd., 2011:68) karşılık gelen mikro yapılar: (a) dökümden sonra; (b) ısıl işlem görmüş durumda; (c) ekstrüzyondan sonra; (d) ısıl işlem sonrası.....	29
Şekil 6.1. Deneysel Çalışmaların Akış Şeması.....	31
Şekil 6.2. Turbo Fanların Çalışma Gücüne Göre Seri-1(mavi) Soğuma Hızını Göstermektedir (⁰ C/dk). Seri-2 (turuncu) Toplam Anlık Tüketimi Göstermektedir(kW).....	33
Şekil 6.3. Ekstrüzyon ile Üretilen Profillerin Fotoğrafı.....	34
Şekil 6.4. Kimyasal Analiz Cihazı.....	35
Şekil 6.5. Billet ve Billet Numunelerin Şematik Gösterimi.....	36

Şekil 6.6. Kesme Cihazı.....	37
Şekil 6.7. Bakalite Alma Cihazı	37
Şekil 6.8. Zımparalama ve Parlatma Cihazı.....	38
Şekil 6.11. Elektrolitik Dağlama Cihazı	39
Şekil 6.12. Optik Mikroskop Cihazı.....	39
Şekil 6.13. Clemex Yazılımda Porozite Ölçümü (%55 numunesi).....	40
Şekil 6.14. Clemex Yazılımda Homojenizasyon Oranı Ölçümü (%25 numunesi).....	40
Şekil 6.15. Clemex Yazılımda Tane Boyutu Ölçümü.....	41
Şekil 6.16. Taramalı Elektron Mikroskop Cihazı (SEM).....	41
Şekil. 6.17. Sertlik Cihazı ve Yaşlandırma Sonrası Ölçülen Profil.....	42
Şekil. 6.18. Yaşlandırma Öncesi Çekme Numunesi(a) ve Yaşlandırma Sonrası Çekme Numunesi(b).....	43
Şekil 7.1. XRD Sonuçları Verilmektedir.	44
Şekil 7.2. Merkez Bölgesi 200x Büyütme Mikroyapı Görüntüleri (a)Döküm Numunesi, (b) %95 Numunesi, (c) %75 Numunesi, (d) %55 Numunesi, (e) %25 Numunesi.....	46
Şekil 7.3. Merkez Bölgesi 500x Büyütme Mikroyapı Görüntüleri. (a)Döküm Numunesi, (b) %95 Numunesi, (c) %75 Numunesi, (d) %55 Numunesi, (e) %25 Numunesi.....	47
Şekil 7.4. Merkez Bölgesi Renkli Mikroyapı Görüntüleri. (a)Döküm Numunesi, (b) %95 Numunesi, (c) %75 Numunesi, (d) %55 Numunesi, (e) %25 Numunesi.....	48
Şekil 7.5. X500 Büyütmedeki Taramalı Elektron Mikroskopu Görüntüleri. (a)Döküm Numunesi, (b) %25 Numunesi, (c) %55 Numunesi, (d) %75 Numunesi, (e) %95 Numunesi.....	49
Şekil 7.6. X2000 Büyütmedeki Taramalı Elektron Mikroskopu Görüntüleri. (a)Döküm Numunesi, (b) %25 Numunesi, (c) %55 Numunesi, (d) %75 Numunesi, (e) %95 Numunesi.....	50
Şekil 7.7. Döküm Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.	51

Şekil 7.8. %95 Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.	52
Şekil 7.9. %75 Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.....	53
Şekil 7.10. %55 Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.	54
Şekil 7.11. %25 Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.	55

KISALTMALAR VE SİMGELER LİSTESİ

µm	: Mikrometre
°C	: Santigrat Derece
ACD	: İleri Soğuma Mesafesi
ACD	: İleri Soğuma Mesafesi
Al	: Alüminyum
AlFeSi	: Alüminyum, Demir, Silisyum Alaşımı
AlMgSi	: Alüminyum, Magnezyum ve Silisyum alaşımı
ASTM	: American Standart Test Method
B	: Bor
Bi	: Bizmut
CCD	: Charge Couped Device
Cr	: Krom
Cu	: Bakır
D.C	: Doğrudan Soğutmalı Döküm
dk	: Dakika
EDS	: Enerji Dağılımlı X – Işınları Spektrometre
Fe	: Demir
GPa	: Gigapascal
HB	: Brinell Sertliği
HF	: Hidrojenflorik Asit
IMC	: Birincil Kalıp Soğuma Bölgesi
IMC	: Birincil Kalıp Soğuma Bölgesi
kW	: Kilowatt
m	: Metre

mA	: Miliamper
Mg	: Magnezyum
Mn	: Mangan
MPa	: Megapascal
OES	: Optik Emisyon Spektrometresi
OP-S	: Kolloidal Silika
Pb	: Kurşun
s	: Saniye
SC	: Yavaş Soğuma Bölgesi
SC	: Yavaş Soğutma Bölgesi
SEM	: Scanning Electronic Micrographs (Taramalı Elektron Mikroskobu)
Si	: Silisyum
Sr	: Stronsiyum
T5	: Şekil verilmiş ve Suni Şekilde Yaşlandırılmış
Ti	: Titanyum
UV	: Mor Ötesi
W	: Watt
XRD	: X – Işın Difraktometresi
Zn	: Çinko
α	: Alfa
β	: Beta

1.GİRİŞ

Doğada en bol bulunan ve metalik özellik gösteren element alüminyumdur. Öte yandan endüstriyel anlamda çelikten sonra en çok kullanılan metaldir (Yağcı vd., 2021:1201).

Alüminyum metali, saf halde istenilen mekanik özellikleri karşılayamamasından dolayı alaşımlandırılarak kullanılmaktadır. Alüminyum başta silisyum (Si) olmak üzere, magnezyum (Mg), bakır (Cu), çinko (Zn), titanyum (Ti), bor (B), stronsiyum (Sr), mangan (Mn), demir (Fe) gibi pek çok element ile alaşım oluşturabilmektedir. Alaşımlama işlemi ile beraber üretim kapasitesi artış göstermiş, ürün yelpazesi çeşitlenmiş ve genişlemiştir (Yağcı vd., 2021:1201).

Alüminyum alaşımlarının en önemli özelliklerinden birisi, yoğunluklarının düşük olmasına karşın spesifik dayanım (dayanım/yoğunluk) oranlarının yüksek olmasıdır. Metallerin mekanik özellikleri mikroyapılarına, bu da malzemenin bileşimine, katılma sürecine ve katılma sonrası uygulanan ısıl işlemlere ve mekanik şekillendirme süreçlerine bağlıdır (Onurlu, 1993).

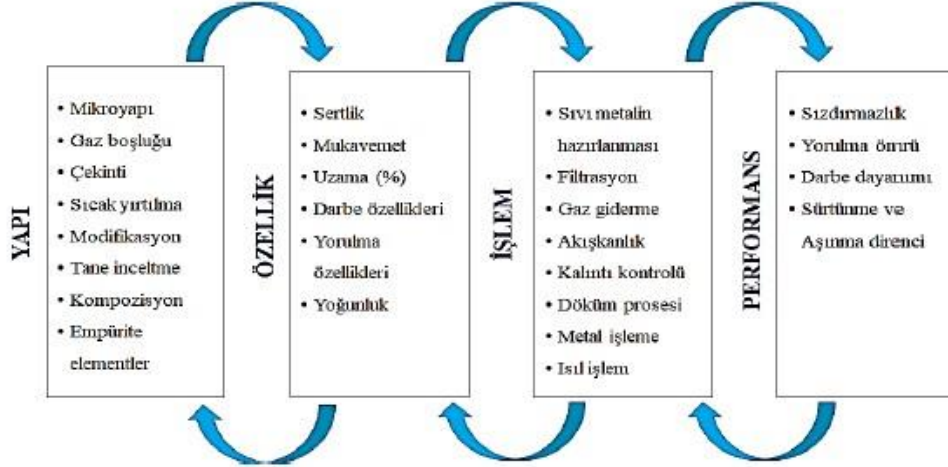
Alüminyumun sahip olduğu üstün özellikleri sayesinde mühendislik malzemesi haline gelmiştir. Çeliğe kıyasla daha hafif, yüksek dayanım, üretim kolaylığı ve geri dönüşümün kolaylığı alüminyumu endüstriyel kullanımda ön plana çıkarmıştır (Yağcı vd., 2021:1198).

Alüminyumun, endüstriyel alanda tercih edilir kılan genel özellikleri aşağıdaki gibi özetlenebilir:

1. Özkütle: $2,70 \text{ g/cm}^3$ özkütlesi ile aynı hacimdeki bir çelik malzemenin ağırlığının üçte biri kadar ağırlıktadır. Havacılık ve otomotiv gibi hafifliğin ön planda olduğu sektörde kullanımı artmıştır.
2. Kimyasal Kararlılık: Hava şartlarına, gıda ve günlük yaşamda kullanılan pek çok sıvı ve gazlara dayanıklıdır. Yiyecek kapları, kişisel bakım ürünlerin ambalajlanmasında kullanımı artmıştır.
3. Estetik Özellikler: Gelen ışığı yansıtma özelliği yüksektir. Gümüşü beyaz renginin çekiciliği ile mimari alanda kullanımı artmıştır. Bu güzel görünüm anodik oksidasyon (eloksal) ile korunabilir.
4. Mukavemet: Saf alüminyumun elastisitesi 70GPa karşın, demir çelik gibi metallere göre çok daha az dayanım değerine sahiptir. Ancak alüminyum alaşımlandırılarak bu değer çeliğin mukavemetine denk veya daha yüksek (690MPa) değerlere ulaşabilmektedir.

5. Esneklik: Elastik bir malzeme olmasından dolayı darbelere karşı dayanıklıdırlar. Ayrıca çelikler gibi düşük sıcaklıklarda dayanıklılığı azalmaz.
6. İşlenebilirlik: Alüminyum işlenmesi kolay bir metal olmakla birlikte döküm dövme haddeleme, presleme, ekstrüzyon, çekme gibi prosesler uygulanabilmektedir.
7. İletkenlik: elektrik ve ısı iletkenlik katsayıları bakır kadar iyi bir iletken olması sebebiyle, elektrik ve ısı iletkenlik ihtiyacı duyulan alanlarda kullanılmaktadır. (Biol, 2004:262)

Metalurji biliminin temelini yapı-özellik-işlem-performans ilişkisi oluşturmaktadır. Malzemenin yapısına uygulanan bir değişiklik özelliği etkiler, özellik işleme etkiler, işlem ise performansı etkilemektedir. Yani bileşenlerde yapılan değişiklikler birbirini etkilemektedir. Ergimiş metalin hazırlanması, filtrasyon, tane inceltme ve modifikasyon işlemleri, gaz çözünürlüğü ve kalıntı kontrolü, alaşım elementleri gibi üretimde yer alan önemli parametrelerde yapılacak değişiklikler, malzemenin yapısını, buna bağlı olarak özelliklerini ve performansını etkilemektedir. Alüminyum dökümü, eriyik metalin hazırlanma aşamasından son ürüne kadar içerisinde pek çok parametre kontrolünü aynı anda barındıran karmaşık bir mühendislik işlemidir (Yağcı vd., 2021:1203).



Şekil 1.1. Alüminyum Dökümde Yapı-Özellik-İşlem-Performans İlişkisi.

Kaynak: Yağcı T., 2021

Alüminyum iki farklı yolla üretilebilir: cevherden birincil alüminyum üretimi ve kullanılmış alüminyum ürünlerinden veya proses hurdasından geri dönüşümü ile ikincil alüminyum üretimi (Jaradeh, 2006).

Tüm alüminyum alaşımlı bileşenler için döküm işlemi, nihai ürünlerin özelliklerinin kontrolünde önemli bir rol oynar. Doğrudan soğutmalı (DC) döküm, şu anda alüminyum alaşımlarının üretiminde en yaygın kullanılan döküm yöntemidir. Bu döküm tekniği, sonraki işlemlerden geçen külçeler üretmek için yaygın olarak kullanılır. Dikdörtgen kesitli külçeler genellikle levha, folyo ve plakaya haddelenir; silindirik külçeler, çubuklar ve teller oluşturmak için ekstrüde edilir (Jaradeh, 2006).

Günümüzde giderek kullanımı artan alüminyum talebi, yüksek enerji maliyetleri ile doğada azalan potansiyel rezerv miktarlarından ve yüksek enerji kullanımından dolayı birincil alüminyum üretimin yerini kısmen ikincil alüminyum üretimine bırakmıştır. Al sürdürülebilir bir malzeme olduğundan ve tekrar tekrar geri dönüştürülebildiğinden, Al'ın geri dönüşümü mevcut endüstriyel dünyada popülerlik kazanmaktadır. Al geri dönüştürülmesi (ikincil alüminyum) için harcanması gereken enerji, birincil Al üretmek için gereken enerjinin yalnızca %5 'ini gerektirir (Yavuz, 1998 – Verran vd., 2008:734 - Legarth, 1996).

2. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI

Alüminyumun özelliklerini hem iyileştirmek hem de kullanım yerine göre ihtiyaç duyulan malzemelerin özelliklerini geliştirmek için alüminyum alaşımlarına ihtiyaç duyulmuştur. Alüminyumun içerisine farklı elementler eklenerek bu işlem gerçekleştirilir. En önemli alaşım elementleri silisyum, magnezyum ve bakırdır. Alüminyum alaşımlarının mukavemetlerinin artırılması, ısıtılma işlemiyle mikro yapı içerisinde ikincil fazların oluşturulmasıdır. Özellikle yaşlandırma prosesi ile alaşıma mekanik özellik kazandırılması en önemli yöntemlerden bir tanesidir (Demirci, 2003).

Alüminyum alaşımlarına sınıflandırma yapılarak dört rakamdan oluşan kodlama sistemi geliştirilmiştir. İlk rakam, alüminyuma ilave edilen esas metali gösterir. A.B.D normlarına göre liste şu şekildedir;

1xxx: Alaşımsız(saf) Alüminyum

2xxx: Bakırlı Alüminyum Alaşımları

3xxx: Manganezli Alüminyum Alaşımları

4xxx: Silisyumlu Alüminyum Alaşımları

5xxx: Magnezyumlu Alüminyum Alaşımları

6xxx: Silisyum ve Magnezyumlu Alüminyum Alaşımları

7xxx: Çinko Esaslı Alüminyum Alaşımları

8xxx: Lityum Esaslı Alüminyum Alaşımları

Alüminyum alaşım çeşitlerinden bir tanesi silisyum ve magnezyum alaşımı katılarak oluşturulan 6xxx serisi alüminyum alaşımlarıdır. 6xxx serisi alaşımlar ısıtılma işlemiyle sertleştirilebilen ve ısıtılma işlemiyle mekanik özellikleri önemli ölçüde iyileştirilebilmektedir. Yüzey kalitelerinin son derece yüksek, korozyona dayanıklı ve iyi mekanik özelliklere sahip olması nedeni ile mimari uygulamalarda geniş kullanım alanlarına sahiptirler (Zaman, 2008)

6xxx serisi alaşımlara mukavemet için Mg ve Si eklendiğinden, uygun bir Fe/Si oranını (metaller arası oluşum için yönetici faktör) korumak için alaşımdaki Fe seviyelerinin düşük tutulması gerekir. Bu bileşikler kırılmalıdır ve katılma sırasında alaşımın mekanik özelliklerini olumsuz etkileyen uzun iğnesel/plaka şeklinde büyüme eğilimindedirler. (Eskin D. G., 2008)

6xxx Al alaşımlarındaki (6060) ana alaşım elementleri Mg (%0,36 - %0,6) ve Si'dir (%0,3 - %0,6). Bakır (Cu), manganez (Mn), krom (Cr), ınko (Zn), bor (B), kurşun (Pb) ve bizmut (Bi) da belirli özellikleri geliştirmek için 6xxx alaşımlarına eklenir (Springer Handbook). Bazı 6xxx alaşımlarının kimyasal bileşimleri Tablo 2.1'de verilmiştir.

6xxx serisi Al alaşımları nispeten orta mukavemetli alaşımlardır (150-380 MPa) ve ısıl işlem gorebilirler. 2xxx ve 7xxx gore iyi şekillendirilebilirliğe, kaynaklanabilirliğe ve korozyona karşı daha yüksek dirence sahiptir (Davis, 1999). 6xxx serisi Al alaşımları yüksek sıcaklıklarda yumuşaktır ve düşük akış gerilimi nedeniyle kolayca ekstrüde edilebilir. İyi özelliklerinden dolayı ulaşım (otomobiller, vagonlar vb.), mimari (pencereleler, merdivenler vb.), denizcilik (gemiler) vb. gibi çeşitli sektörlerde yaygın kullanılmaktadır. (Altenpohl vd, 1998)

Tablo 2.1. 6xxx serisi alüminyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonları.

6xxx	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %
6003	0,35 – 1	0,3 – 0,6	0,1	0,8	0,8 – 1,5	0,35
6005	0,6 – 0,9	0,1 – 0,35	0,1	0,1	0,4 – 0,6	0,1
6053	0,5 – 0,8	0,1 – 0,35	0,1	-	1,1 – 1,4	0,15 – 0,35
6061	0,4 – 0,8	0,3 – 0,7	0,15 – 0,4	0,15	0,8 – 1,2	0,04 – 0,35
6063	0,2 – 0,6	0,1 – 0,35	0,1	0,1	0,45- 0,9	0,1
6060	0,3 – 0,6	0,1 – 0,3	0,1	0,1	0,36 – 0,6	0,05
6066	0,9 – 1,8	0,1 – 0,5	0,7 – 1,2	0,6 – 1,1	0,8 – 1,4	0,4
6070	1 – 1,7	0,1 – 0,5	0,15 – 0,4	0,4 – 1	0,5 – 1,2	0,1
6101	0,3 – 0,7	0,1 – 0,4	0,1	0,03	0,35 – 0,8	0,03
6201	0,5 – 0,9	0,1 – 0,5	0,1	0,03	0,6 – 0,9	0,03
6463	0,2 – 0,6	0,1 – 0,15	0,2	0,05	0,4 – 0,9	-

Kaynak: Springer Handbook

2.1 6xxx Al Alaşımlarında Farklı Alaşım Elementlerinin Etkisi

2.1.1 Mg ve Si

Mg ve Si, 6xxx serisi Al alaşımlarının ana alaşım elementleridir ve alaşımın mekanik özelliklerini belirlemede çok önemli bir rol oynar. Mg/Si oranı, bazı metastabilize fazların stabilitesini etkiler, bu da çökelme sertleşmesi yoluyla alaşımın mukavemetini belirler (Chakrabarti vd., 2004:392). Çözünebilir olduğu için bu alaşıma Si eklenir ve Mg ile birleşerek bu alaşımlarda mukavemet sağlayan Mg₂Si sertleştirme fazını oluşturur (genellikle

Mg/Si ~ 1.73). Chakrabarti ve arkadaşları ayrıca Mg/Si oranı yaklaşık 1'den az olduğunda Si fazının stabilize olduğunu, 1'den büyük olduğunda Mg₂Si'nin stabilize olduğunu gözlemledi. Mg₂Si intermetalik fazı, mukavemeti artırmak için matristen tutarsız bir şekilde çökeler (Meyveci vd, 2010). Yaşlandırma sırasında daha yüksek mukavemet elde etmek için bazen fazla Si (Mg/Si <1.73) eklenir (Gupta ve diğerleri, 01), ancak tane sınırlarında ayrışma nedeniyle süneklik üzerinde olumsuz bir etkisi vardır (Aucote, 1978). Ayrıca, Si içeriğindeki bir artış, homojenleştirme işlemi sırasında β -AlFeSi'nin α -AlFeSi'ye dönüşüm hızında bir azalmaya yol açar (Parson vd, 2002). Yüksek Mg içeriğinin sünekliği (Kashyap vd., 1993) ve kırılma tokluğunu (Murali vd., 1992) düşürürken akma gerilimini artırdığı bildirilmiştir. Caceres ve ark. düşük (ağırlıkça %0,4) Mg alaşımlarında yalnızca β -AlFeSi fazı gözlemlendi (Caceres vd, 1999).

2.1.2 Mn ve Cr

6xxx alaşımlarında, yeniden kristalleşmeyi önlemek ve/veya tane büyümesini kontrol etmek için Mn ve Cr eklenir. Hem Mn hem de Cr, alaşım özellikleri üzerinde benzer etkiye sahiptir, Al matrisinde düşük difüzyona sahiptir ve homojen olarak dağılmış ince dispersoidler oluşturur. Bu alaşımlarda yüksek miktarda Mn ilavesi (Mn>%1) mukavemet ve tokluğun artmasına neden olur. Bunun nedeni, Mn'nin yeniden kristalleşme davranışını etkileyen ve ince tane yapısıyla sonuçlanan dispersoidler oluşturmasıdır. Homojenleştirme işlemi sırasında β -AlFeSi'nin α -AlFeSi'ye dönüşüm hızı üzerinde Mn ilavesinin büyük etkisi vardır (Murat vd, 2003). Düşük Mn konsantrasyonları için (ağırlıkça <0,01%) β -AlFeSi'nin α -AlFeSi'ye dönüşüm hızının oldukça yavaş olduğu gözlemlendi. Daha yüksek Mn konsantrasyonları için (ağırlıkça > %0,05) dönüşüm hızı artar (Zajac ve diğerleri, 94). Ancak işlemede zorluklara yol açar. (Taylor ve ark.).

2.1.3 Cu

6xxx serisi Al alaşımlarına Cu ilavesi, çökeltme modelini değiştirir ve mukavemeti artırmak için fazla Si ilavesine bir alternatiftir Cu eklenmesi, çeşitli metastabil fazların oluşumuyla sonuçlanır. Al-Mg-Si-Cu alaşım ailesi Cu eklendiğinde oluşur. (Chakrabarti vd., 1999).

2.1.4 Fe

Fe, alaşımın mekanik ve yüzey özellikleri üzerinde en önemli etkiye sahiptir. Erimiş metalden tamamen çıkarılmasının zorluğu nedeniyle genellikle birincil külçede istenmeyen bir safsızlık olarak bulunur (Murat vd, 2003).

Tokluğu olumsuz yönde etkileyen ve aynı zamanda gözenek oluşumu ile ilişkili olan intermetalik bileşikler oluşturma eğilimi nedeniyle mümkün olduğunca düşük tutulur. Fe/Si oranı, yüzey kalitesini belirleyen faz oluşum davranışını yönetir. Daha yüksek Fe seviyeleri (ağırlıkça %0.7), alaşımın özellikleri için çok zararlı olan β -AlFeSi fazını oluşturma eğilimini artırır (Lu ve diğerleri, 05). β -AlFeSi fazının keskin kenarlara ve iğne benzeri morfolojiye sahip olduğu rapor edilmiştir, bu da matriste stres birikmesine neden olur. Yüksek Mg/Si oranlı alaşımlar için Fe, çukurlaşmaya neden olur ve korozyon özelliklerini azaltır (Wang vd., 1995). Dayanıklı dekoratif kaplamaya sahip ürünler üretmek için Fe'nin kasıtlı olarak eklenir. Bunun nedeni, intermetalik parçacıkların, dağlama üzerinde mat bir yüzey kaplaması oluşturan asitleme çukurları için çekirdeklenme alanı görevi görmesidir. Bununla birlikte, parlak bir yüzey kalitesi için Fe seviyelerinin düşük tutulması gerekir.

2.2 İntermetalik Fazlar

6xxx Al alaşımlarında birçok element (Mg, Si ve Fe dahil), Al içinde düşük çözünürlüğe sahip olduklarından katılaşma sırasında birincil Al katı çözeltilisinden ayrılma eğilimindedir. Fe ve Si bunlar arasında en önemlileridir, çünkü diğer alaşım elementleriyle reaksiyona girerler ve literatürde listelendiği gibi farklı stokiometrilere sahip bir dizi üçlü Al-Fe-Si fazı oluştururlar (Mulazimoglu vd., 1996:931).

α -AlFeSi (α -AlFeSi veya $A_{18}Fe_2Si$) ve β -AlFeSi ($A_{15}FeSi$), 6xxx Al alaşımlarında gözlemlenen en yaygın intermetalikler olduğundan ve ekstrüde edilmiş alaşımın özellikleri üzerinde önemli etkiye sahiptir (Zajac vd., 1994:326).

Mg/Si, AlFeSi intermetalik oluşumunda önemli bir rol oynar. Yüksek Mg/Si oranında (6xxx serisinde daha az olasıdır), tüm Fe, $A_{13}Fe_4$ fazını oluşturur ve düşük Mg/Si oranında β -AlFeSi fazı baskın hale gelir (Belov vd., 2005:351).

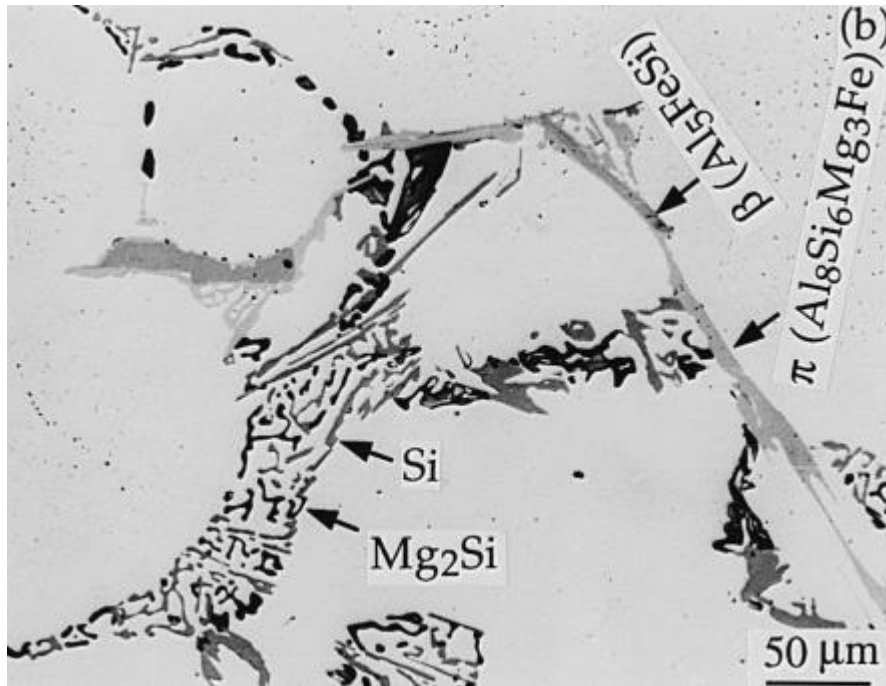
Tablo 2.2'de, katılaşma sırasında meydana gelen farklı reaksiyonlar yoluyla α -AlFeSi ve β -AlFeSi intermetalik fazların ve Mg_2Si 'nin oluşumunu göstermektedir. Ayrıca reaksiyon sıcaklığının soğuma hızıyla nasıl değiştiğini de gösterir. Homojenleştirme işlemi sırasında Mg içeren fazlar çözülür (Mg_2Si partikülleri), Fe içeren fazlar kalır (Kuijpers vd., 2002:676).

Tablo 2.2 6063 Alaşımında (ağırlıkça %0,43 Mg, ağırlıkça %0,39 Si ve ağırlıkça %0,2 Fe) - denge dışı koşullar altında katılaşma reaksiyonları.

Soğutma Hızında Sıcaklıklar (⁰ C)		
Reaksiyon	0.5 K/s	15 K/s
$L \rightarrow (Al)$	655-653	654
$L \rightarrow (Al) + \alpha(AlFeSi)$	618-615	617
$L + \alpha(AlFeSi) \rightarrow (Al) + \beta-AlFeSi$	613	610
$L + \alpha(AlFeSi) \rightarrow (Al) + \beta AlFeSi + Mg_2Si$	576	576
Solidus	576	576

Kaynak: Solidification Characteristics of Aluminum Alloys 1986

Bu nedenle faz seçimini kontrol etmek için Fe açısından zengin intermetalik fazların oluşumunu ve davranışını anlamak çok önemlidir. Şekil 2.1’de, Al-Mg-Si sisteminde gözlemlenen β -AlFeSi intermetaliklerinin ve Mg_2Si ’nin morfolojisini göstermektedir (Liu vd, 1999).



Şekil 2.1. Farklı İntermetalikleri Gösteren Bir Al-Mg-Si Alaşımının Döküm Halindeki Mikro Yapısı

Kaynak: The complex microstructures in an as-cast Al-Mg-Si alloy. Materials Letters 1999

İntermetalik fazlar, Al alaşımlarının sonraki işleme ve fiziksel özellikleri üzerinde belirgin bir etkiye sahiptir. Tipleri, boyutları ve şekilleri, sonraki işlemleri (Hamerton vd,

2000) ve dolayısıyla ekstrüde edilmiş malzemenin yüzey görünümünü büyük ölçüde etkiler. Tüm intermetalik parçacıkların farklı birim hücre yapıları, farklı morfolojileri ve mekanik özellikleri vardır, bu da alaşımın mikroyapısında ve özelliklerinde homojenliğe neden olmaz (Allen vd, 1998). Özellikle β -AlFeSi intermetalik partiküller, ekstrüzyon yüzeyini, örneğin yüzey parlaklığı, çizgiler vb. etkiler. B intermetalik parçacıklar ayrıca ekstrüzyon işlemi sırasında akış stresini arttırır (Zhu vd., 2009:402).

3.4. Al-Mg-Si Alaşımlarının Fiziksel Kimyasal ve Mekanik Özellikleri

Katı halde metallerin alüminyum içindeki çözünürlüğü düşüktür. Alüminyum sıvı halde birçok metal ile kolayca alaşım oluşturabilir. Metaller arası bileşikler genellikle alaşımların özelliklerini iyileştirirler. AA 6060 alaşımında, alaşım elementi olarak magnezyum ve silisyum kullanılır. Mg ve Si elementleri yapıdaki Mg_2Si metallerarası bileşimini oluştururlar. Alaşım içerisinde demir (Fe) kontrollü safsızlık olarak bulunur. Diğer elementler ise düşük miktarlarda safsızlık olarak görülür (Onurlu, 1993:54).

Bir fazın Al matrisi olduğu ve ikincisinin Fe bakımından zengin AlFeSi partikülleri içerdiği iki fazlı alaşımlar olarak kabul edilebilir (Zajac vd., 1994:325).

AA 6060 alaşımının mekanik özelliklerini Mg_2Si miktarına bağlıdır. Tane içerisine çökelmiş Mg_2Si miktarının artmasıyla doğru orantılı olarak mekanik özelliklerde iyileşme söz konusudur. Ekstrüzyon yapılabirlik ile ters orantılı olarak azalmaktadır (Şendeniz, 2006).

Mg_2Si metallerarası bileşiminde stokiyometrik olarak Mg/Si oranı 1/1.73'dür. Tüm yapının içerisinde Mg ve Si çoğunlukla serbest halde bulunmazlar. Si elementi çoğunlukla tane sınırlarında bulunan Al-Fe-Si fazlarının oluşumunda yer almaktadır. Az miktarlarda yapı içerisinde serbest halde Si bulunmaktadır. Fazla silisyum dökülebilirliği kolaylaştırmaktadır. Magnezyumun yapı içerisinde serbest ya da fazla bulunması ekstrüzyon edilebilirliği olumsuz yönde etkilediğinden istenmez (Erarslan, 1999).

Magnezyum ve silisyum 1/1.73 oranında stokiyometrik olarak birleşerek kararlı olan α - Mg_2Si fazını oluştururlar. Bu oranda silisyum tarafında bir artış olursa dayanım da iyileşme gözlemlenir. Magnezyum elementinde bir artış olması durumunda dayanımı olumsuz yönde etkilenir ve ekstrüzyon yapılabirlik olumsuz yönde etkilenir (Şendeniz, 2006).

Malzemede safsızlık olarak bulunan demir'in bir kısmı silisyum ile birleşir ve magnezyum / silisyum oranını değiştirir. Bu nedenle sıvı alüminyum içerisinde hem demir hem de magnezyumla birleşmeye yetecek kadar silisyum bulunmalıdır. Si elementinin yeterli

olmaması durumunda, malzemeye dayanım veren Mg₂Si çökeltileri oluşamayacak ve malzemenin dayanımını düşüreceklerdir (Onurlu, 1993).

Mg₂Si bileşiği;

- %63,2 Mg, %36,8 Si oranı söz konusudur.
- Kübik yapıdadır. Birim hücrede 12 adet atom bulunur.
- Kafes parametresi $a = 6,35-6,40 \times 10^{-10}$ m'dir.
- Yoğunluğu 2,70 g/cm³
- Yarı iletkenidir.
- Isıl iletkenliği 234 W/m°C
- Elastik modülü 69Gpa'dır (Erarslan, 1999:7).

3. DİKEY SÜREKLİ DÖKÜM

3.1 D.C Döküm Prosesi

Doğrudan soğutmalı (DC) dikey döküm işleminde, erimiş alüminyum, fırından bir oluk sistemi aracılığıyla, haddeleme için dikdörtgen, ekstrüzyon billet için yuvarlak olabilen, istenen ingotun enine kesit şekline sahip kalıpları içeren bir kalıp tablasına dökülür.

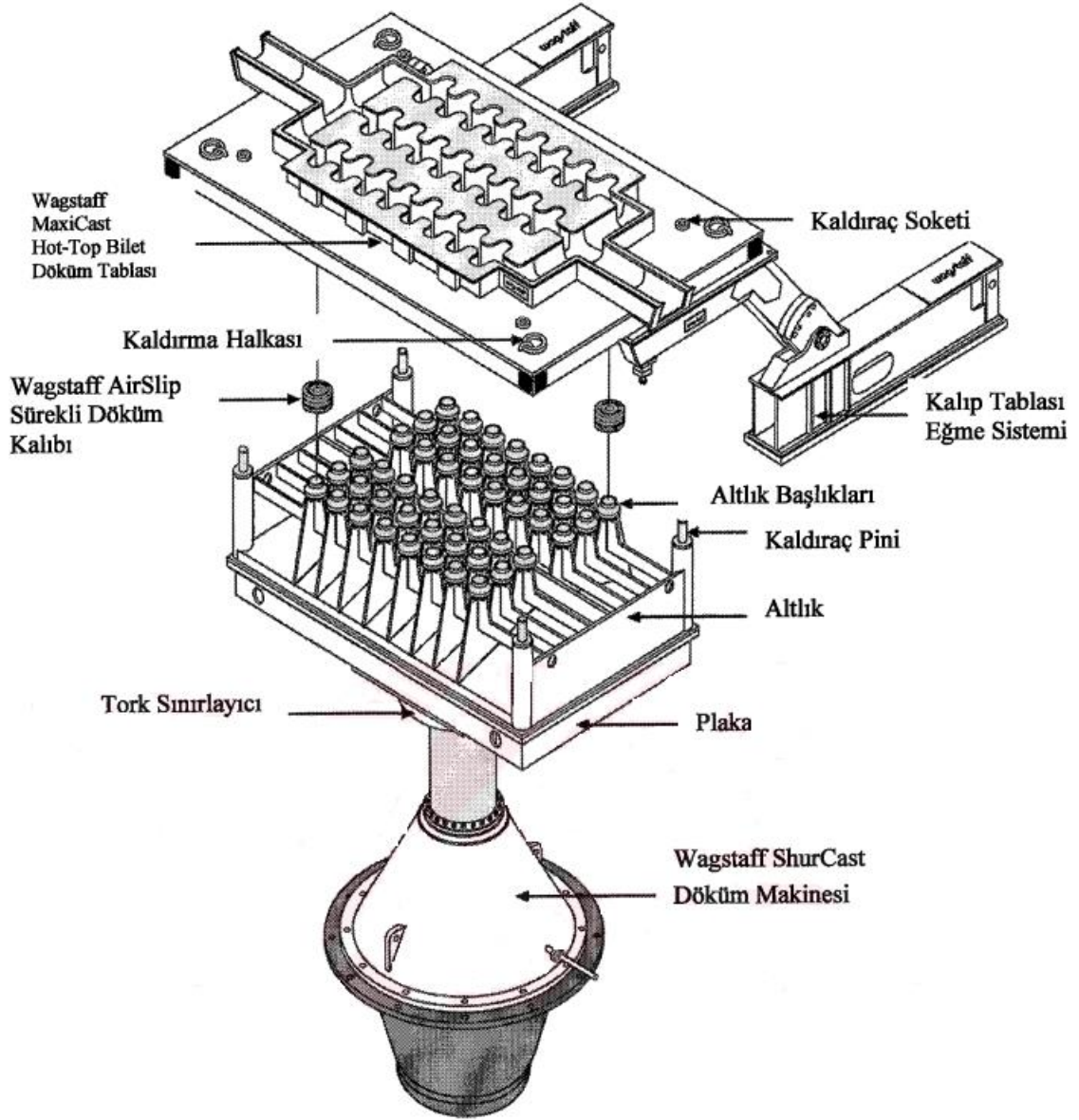
DC dökümdeki gelişmeler arasında air lip prosesi yer alır. İşlem, erimiş metal ile grafit astarlı kalıp arasında bir gaz bariyerinin oluşturulmasını içerir. Hidrolik silindire monte edilmiş bir başlangıç kafası, kalıba bir tür sahte taban oluşturur. Kalıptaki metal belirli bir yüksekliğe ulaştığında alt blok sıvı metal akışın oranında kuyuya inmeye başlar. Eriyiğin kalıp duvarı ile ilk temasında sıvı metali tutacak bir kabuk oluşturur. Doğrudan soğutma, yüzeyi soğutmak ve metali daha da katılaştırmak için billet üzerine soğutma suyu püskürtülerek kalıp çıkışının hemen altına uygulanır. Su ile soğutulan kalıp ve sıcak billet üzerine püskürtülen (su jetleri) su çok hızlı katılaşmaya neden olur. Şekil 3.1'de şematik olarak gösterilmektedir.

Döküm hızları normalde billet boyutuna ve alaşım tipine göre değişir ve tipik olarak 1-3 mm/s aralığındadır. Soğutma hızı kalıp duvarlarına göre değişir ve billet merkezinde yaklaşık 0,5 °C/s ile billet yüzeyinin yakınında yaklaşık 20 °C/s'dir. Alüminyum eriyik alaşımlarının döküm sıcaklığı 690-725 °C civarındadır. Su akış hızı başlangıçta artırılır, ancak kararlı durum dökümleri sırasında sabittir.

3.2. Alüminyumun Katılaşma Prosesi

Alüminyum katılaşma sürecinin temeli bir kristal yapısının oluşmasıdır. DC (doğrudan Soğutmalı) döküm prosesinde kristalleşmeyi ve kristallerin oluşma biçimini etkileyen pek çok değişken vardır (Wagstaff AirSlip, 2003:4-3).

Katılaşma süreci, bir çekirdeğin çevresinde başlayan kristal büyümesiyle gerçekleşir. Alüminyum alaşımlarında çekirdek olarak genellikle titan ve bor bileşikleri kullanılır. Kristal yapısı alüminyumunkine benzeyen bu heterojen çekirdekler, çok sayıda çekirdek aracılığıyla kristal büyümesini kolaylaştırmak amacıyla alaşıma eklenir. Katılaşma sırasında alaşımdaki çekirdek sayısı çoğaltılıp azaltılarak bitmiş billetteki tanecik büyüklüğü bir ölçüde kontrol altına alınabilir. Alüminyum atomları çekirdeklerin üzerinde kristalleşirken üçboyutlu kristal büyümesi gerçekleşir.



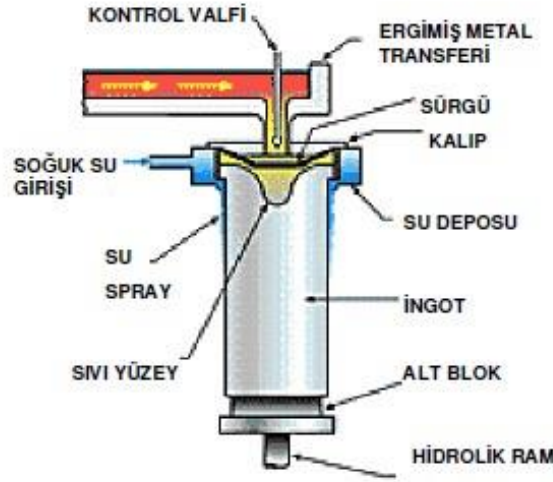
Şekil 3.1. Wagstaff Dikey Sürekli Döküm Makinesi (Wagstaff, 2004).

Kaynak: Wagstaff 2004

Alüminyum kristalleri büyürken, dendrit adı verilen, ağaç gibi dallanmış yapılar oluşturur. Dendritler tane sınırı adı verilen bir noktada, yakındaki diğer dendritlerle temas edene kadar büyüme devam eder. Dendrit büyümeye devam eder ve alüminyum atomları kristalleşirken, alaşımdaki elementler ve yabancı maddeler sıvı metalin içinde, dendrit kollarının ve tanecik sınırlarının etrafında yoğunlaşır. Katılaşma sona erdiğinde, her dendritten bir tanecik oluşmuştur.

Billetler DC dikey döküm yöntemi ile elde edilir. DC döküm sırasında, sıvı metal su soğutmalı bir kalıba dökülür (birincil soğutma). Billetin dış yüzeyi katılaşırken içi yarı katı/sıvı kalır. Billet kütlesinin daha fazla soğutulması, katı kabuğun doğrudan su jetleri

(ikincil soğutma) kullanılarak söndürülmesiyle elde edilir. Şekil 3.2.'de şematik olarak gösterilmektedir. Soğutma hızı (dT/dt), kütüğün merkezinde 1 K/s ile yüzey bölgesinde yaklaşık 20 K/s arasında değişir (Nadella vd., 2008:458).



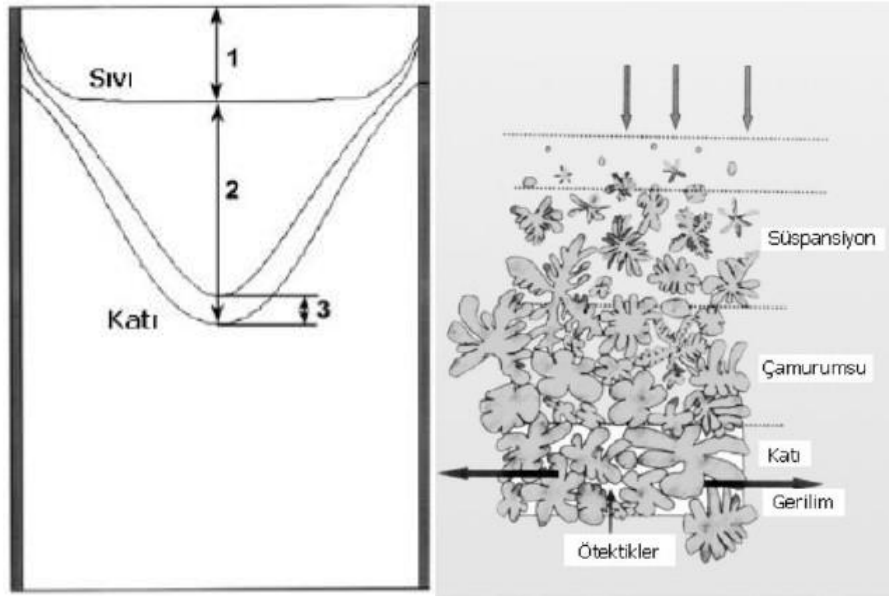
Şekil 3.2. Direkt Soğutmalı Döküm Sisteminin Kesiti
Kaynak: Wagstaff 2006

Geleneksel DC dikey dökümde katılaşma üç aşamada gerçekleşir;

1. Birincil Kalıp Soğuma Bölgesi (IMC): erimiş alüminyum ilk olarak kalıp duvarıyla temasa geçer. Kalıp duvarından ısı transferi olduğu için, erimiş alüminyumun üzerinde katı bir kabuk oluşur. Bu bölge birincil soğutma (kalıp duvarından ısı transferi) aşamasına karşılık gelir.
2. Yavaş Soğutma Bölgesi (SC): ikinci aşamada, katılaşmış kabuk büzülerek kalıp duvarından uzaklaşır. Bu durum ısı transferini büyük ölçüde azaltır ve bazı alaşımlarda, billetin sıcak ve erimiş durumdaki iç kısmı kabuğun bir bölümünün yeniden erimesine neden olur. Alaşımlama elementleri açısından zengin olan, yeniden erimiş durumdaki bu metal kristallerin arasında sızar ve dış kabuğu iterek, ısıl ayrışma yüzeyi denilen kabarık bir yüzey oluşturur. Böylece, yüzeyinde elementler açısından zengin bir tabakanın, yüzeyin hemen altında ise element yoğunluğu azalmış ikinci bir tabakanın yer aldığı bir ayrılma bölgesi ortaya çıkar.
3. İleri Soğuma Mesafesi (ACD): Su püskürterek ikincil ya da doğrudan soğutma bölgesine karşılık gelen üçüncü aşamada, soğutma suyu yüzeyine çarparak billeti hızla katılaştırır ve katılaşma profilinin biçimini değiştirir. ACD suyun billete çarptığı ve doğrudan suyla soğutma etkisi yarattığı noktanın üstünde kalan mesafedir. Bu mesafe

suyun akış hızına, döküm hızına, alaşımın niteliğine ve su sıcaklığına bağlı olarak değişir. (Wagstaff AirSlip, 2003:4-3)

Şekil 3.3'te sıvıdan katıya geçiş olan katılaştırmanın şematik olarak gösterimi sunulmuştur.



Şekil 3.3. Dönüşüm bölgesinin şematik gösterimi. a) Direk soğutmalı döküm kütüğündeki sıvı ve katı bölge, (1) sıvı derinliği, (2) Dönüşüm Bölgesi, (3) Çamurumsu Bölge, (1+2) Sıvı metal derinliği. b) Bölgelerin Şematik Gösterimi

Kaynak: (Uğurlu, 2009)

Katılaştırma denge koşulları altında gerçekleşirse, billette bulunan tek bileşenler katı halde meydana gelen ve üçlü noktalarda, tane sınırlarında çekirdeklenen α -Al ve Mg_2Si katı çözelti çökeltileri olacaktır (Lozano vd., 2014). Çoğu metal gibi alüminyum da katılaştığı zaman büzülür. Alüminyumun billetlerin büzülme oranı genel olarak çapının %2,3 ile 2,5'i düzeyindedir (Wagstaff AirSlip, 2003:4-3).

DC dökümde iki tür soğutma söz konusudur. Birincisi dolaylı soğutma olan kalıp duvarından ısı transferi, ikincisi doğrudan soğutma olan billetin üzerine püskürtülen soğutma suyu ile ısı transferidir. Dolaylı yoldan gerçekleştirilen toplam soğutma miktarı ile doğrudan soğutmaya oranla daha azdır. Kalıp duvarı ilk katı kabuğun oluşmasında rol oynar. Bu kabukta katılaştıran metal, tanelerin yapısı ve alaşım elementlerinin dağılımı açısından billetin geri kalan bölümünden farklılık gösterir.

Sıcak billetin yüzeyine püskürtülen su sayesinde bir buhar oluşmaktadır. Bu buhar, kalıp duvarına olan ısı transferini azaltır. Bu sayede kabuk kalınlığı düşer ve homojen dağılmış tanelerin oluşmasını sağlar (Wagstaff AirSlip, 2003:4-3).

Billet yüzeyinde oluşan buhar kabarcıkları, hızla billetin soğumasını ve katılaşmasından sorumlu mekanizmadır. Billetin yüzey sıcaklığı 100 °C altına düştüğünde billetin ısı kaybı iletim ve taşınım yoluyla gerçekleşir. Bu ısı transfer hızı, doğrudan soğutma hızına göre düşüktür. Isı iletim yoluyla merkezden yüzeye ısı transferi olur, yüzeyden iletim yolu ile suya aktarılır. Isı enerjisi akan suyla taşınarak (konveksiyon) uzaklaştırılır (Wagstaff AirSlip, 2003).

6xxx Al alaşımında, katılaşmanın birincil Al oluşumu yoluyla gerçekleştiğini, ardından ikincil ötektik ve peritektik reaksiyonların interdendritik bölgelerde küçük miktarlarda intermetalik parçacıkların oluşumuna yol açtığını gözlemlemişlerdir (Hsu vd., 2001).

Soğutma sırasında katılaşma hızının billet yüzeyinde daha hızlı olduğu ve billet merkezine doğru azaldığı gözlenir. Soğutma sırasında katılaşma hızındaki bu değişiklik, billetin farklı yerlerinde mekanik özelliklerin değişmesiyle sonuçlanır.

3.3. Tane İnceltici

Alüminyum ve alaşımlarının DC dökümünde, ince, eş eksenli bir tane yapısının oluşumunu teşvik etmek, dökülmüş metalin birçok özelliğini iyileştirmek ve kolaylaştırmak için bir tane inceltici eklemek köklü bir uygulamadır. Tane inceltme, alaşım elementlerinin daha üniform bir dağılımına izin verir ve döküm yapılarında gözenekliliği ve özellikle çatlaklar gibi kusur riskini azaltır. Aşılama yoluyla tane inceltme, genellikle bir ana alaşımın eriyiğe, tipik olarak bir çubuk veya bir gözleme biçiminde eklenmesiyle elde edilir. Çeşitli ana alaşım türleri kullanılabilir. En yaygın ana alaşımlar, Al-Ti-B sistemine dayalıdır (örneğin, Al-5% Ti-1% B). Eklenmesi gereken miktar, ağırlıkça %0,02 Ti konsantrasyonu esas alınarak hesaplanır (işlenecek erimiş metalin ağırlığına göre). Ana alaşımların tipik ekleme seviyeleri, DC billetlerde 0,5 ila 2 Kg ton-1 eriyik arasındadır (Wagstaff AirSlip, 2003:4-3).

Şimdiye kadar önerilen tüm mekanizmalar arasında dupleks çekirdeklenme teorisi en yenisidir, ilk olarak Mohanty ve Gruzleski tarafından önerilmiştir ve daha sonra Schumacher ve Greer tarafından geliştirilmiştir. Bu teori, AlTiB ana alaşımlarının eklenmesiyle Al alaşımlarının tane inceltme mekanizmasını açıklar; bu, TiB₂ parçacıklarının etkili çekirdek parçacıkları olabilmesi için ince bir Al₃Ti tabakası ile kaplanması gerektiğini öne sürer. İkinci önemli etki, tane büyümesi kısıtlamasıdır, yani alaşım elementleri alüminyum dendritlerin büyümesini kısıtladığında ve aşırı soğutulmuş bir erime bölgesi oluşturduğunda. Ti, alüminyum alaşımlarındaki diğer tüm alaşım elementleri arasında en güçlü büyüme kısıtlama

elementidir. Hem çözünen elementlerin bölünmesinin hem de eklenen çekirdek parçacıklarının artık tane inceltme sürecini etkilediği düşünülmektedir (Wagstaff AirSlip, 2003:4-3).

Alüminyum döküm alaşımlarında mekanik özelliklerin tüm yapıda homojenlik gösterebilmesi için tane inceltme kritik öneme sahiptir. Tane boyutunu küçültmenin en yaygın yolu soğuma hızını artırmaktır. Hızlı soğuyan bölgelerin tane boyutu, yavaş soğuyan bölgelerin tane boyutuna kıyasla daha ince taneler oluşmaktadır (Wagstaff AirSlip, 2003).

Alüminyum döküm ürünlerin kalitesi ve ticari uygulamaları önemli ölçüde mikro yapılarına bağlıdır. Alüminyum alaşımlı dökümlerde ilgili mikro yapı değişkenleri, Dendrit Kol Aralığı (DAS), tane boyutu ve tipi, intermetalik parçacıkların miktarı ve morfolojisidir. Bu değişkenlerin her biri parçanın mekanik özelliklerini belirler. Döküm parçadaki değişkenlerin değerleri, soğutma ve katılma hızları gibi döküm sırasındaki katılma özelliklerine, alaşım bileşimine, modifiye ediciler ve tane incelticiler gibi katkı maddelerine vb. bağlıdır (Wagstaff AirSlip, 2003).

3.4. Filtrasyon

Alüminyum dökümünde karşılaşılan en önemli olan problem, alüminyum içerisinde bulunan, oksit filmlerdir. Bu oksit filmler alüminyumun özelliklerini olumsuz etkilemektedir. Alüminyum alaşımları oksijenle temasında inklüzyon oluşumuna büyük eğilim göstermektedir. Inklüzyonlar sıvı alüminyum içerisine istenmeyen parçacıklardır. Bu istenmeyen parçacıklar fiziksel, mekanik ve elektriksel gibi özelliklerin bozulmalarına sebep olabilirler.

Filtrasyonun amacı; ergimiş metalin gözenekli filtrelerden akışı sağlanarak içerisindeki inklüzyonların bu filtrelerden geçmesi engellenir. Ergimiş alüminyumun filtreden akışı sırasında mukavim, refrakter, ısıl şok direnci ve korozyon ortama dayanıklı olmalıdır. Döküm prosesinde çeşitli filtreler kullanılmaktadır. Metal, fiberglas kafesler, yatak filtreler, kartuş filtreler ve seramik köpük filtreler gibi. Filtre seçimi kullanım kolaylığına, ekonomikliğe, kullanılan alana, istenilen filtreleme verimine göre değişmektedir. Seramik köpük filtre teknolojisi tüm dünyada ticari alüminyum alaşımlarında en çok tercih edilen filtreleme yöntemidir.

Tablo 3.1. Ergimiş Alüminyum Metali İçerisinde Görülen İnküzyon Çeşitleri

Oksitler	Al_2O_3 , MgO , SiO_2 , $MgAl_2O_4$,
Spinel	Mg_2AlO_4
Borlar	TiB_2 , VB_2 , ZrB_2
Karbürler	Al_3C_4 , TiC , SiC
İntermetalikler	$MnAl_3$, $FeAl_3$
Nitritler	AlN
Refrakterler, İnküzyonlar	AlB_2

Kaynak: Efendi, 2004

İnküzyonların oluşabileceği durumlar; hurdalar, yeniden ergitilen alaşımlar, potalar refrakter malzemeler, pota üzerine yapılan kaplamalar, sıvı metalin yüzeyinde oluşan oksit tabakanın bozulması, fırın atmosferi ile reaksiyonu, flakslama, tane rafinasyonu ve döküm işlemleri sırasında billet yapısına inküzyonlar girer.

Metalik bileşikler, yabancı maddeler ve spinel fazlar inküzyon olarak tanımlanırlar ve matris yapısı olan alüminyumdan farklı mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklere sahiptirler. Şekilleri uzun ve yassıdır. Mukavemetleri daha düşüktür (Efendi, 2004).

3.5. Gaz Giderme

Dönel gaz giderme ünitesinin şematik görseli verilmiştir. Bir tank içerisine giren ergiyik metal, dönen bir şaftın rotorundan yayılan gaz kabarcıklarının temasına maruz bırakılır. Bu kabarcıkların tüm ergiye ulaşması için tankın içerisinde tank döndürülerek karıştırma işlemi yapılır. Döndürme işlemi 300 ila 500 dev/dak hızlarında gerçekleşir. Sistemde kullanılan gaz ise argon, nitrojen, klorin gazları kullanılmaktadır (Demircioğlu, 2002).

4.HOMOJENİZASYON ISIL İŞLEMİ

Homojenizasyon ısıl işlemi görmüş biletlerin, döküm sonrası biletlere göre daha kolay ve daha hızlı ekstrüde edildiği, daha iyi yüzey kalitesi, daha yüksek gerilme özellikleri sağladığı iyi bilinmektedir. Bu nedenle, DC döküm biletlerden Al-Mg-Si ekstrüzyonlarının üretimi hemen hemen her zaman bir ısıl işleminden ve ardından önceden belirlenmiş bir oranda soğutmadan oluşan homojenleştirme döngüsü ile başlar (Biol Y., 2004:252).

Dökümden sonra alüminyum biletin iç yapısı dendritik yapıdadır ve bileşim farklılıklarından yapı üniform değildir. Bu farklılıkların yeniden düzenlenmesi ve yapının üniform hale gelmesi için uygulanan sürece ısıl işlem denir. İtici bir güç olan ısı enerjisi ile birlikte difüzyon gerçekleşir ve yapıdaki düzensizliklerin homojen bir şekilde tüm yapıya dağılmasını ve dendritik yapının ortadan kaldırılmasını sağlar. Homojenizasyon işlemi bir sonraki süreç için şekil almayı kolaylaştırır (Bayseçkin, 2002).

Biletin farklı bölgelerinde oluşan fazlar, kimyasal bileşimlerine ve döküm sırasındaki soğuma hızlarına bağlıdır. Ayrıca, ekstrüzyonla şekillendirilebilirliği, mekanik özellikleri, ekstrüde edilmiş yüzey özellikleri, biletin kimyasal bileşimine ve homojenlik derecesine bağlıdır. Bu nedenle, alüminyum alaşımları genellikle ekstrüzyondan önce bir homojenleştirme ısıl işlemine tabi tutulur. Bu ısıl işlem, çözünen atomların mikro ayrışmasında ve önceden var olan Mg₂Si parçacıklarından kısmi Mg ve Si çözeltilinde bir azalmaya neden olur (Lazono. Vd., 2014:4236).

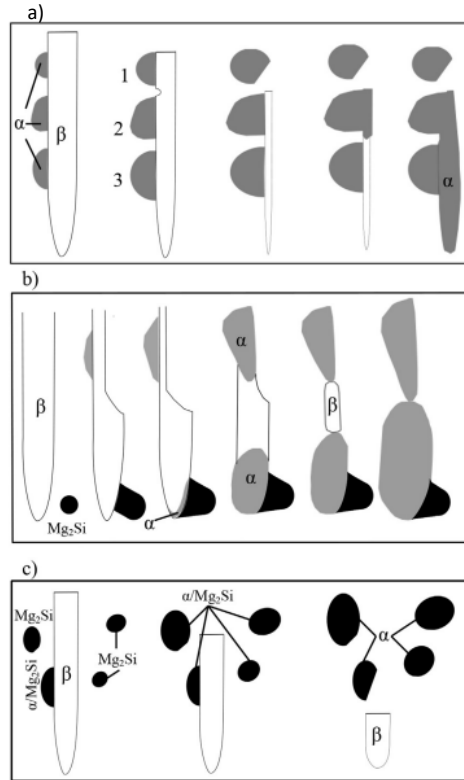
Karmaşık alaşım sistemlerinde kararsız bileşiklerin yanında çözünmeyen kararlı fazlar da bulunur. Homojenleştirme ısıl işlemi ile bu fazların boy/en oranlarının (aspect ratio) azaltılarak süneklilik artırılır (Onurlu, 1993).

Homojenizasyon için alüminyum bilet ergime sıcaklığına yakın bir sıcaklığa ısıtılır ve bekletilir. Bekleme süresince atomların difüzyonla yapıdaki bileşim farklılıkları dengelenir. Eş zamanlı olarak tane sınırlarındaki ekstrüzyon parametrelerini olumlu yönde etkileyen kararlı fazların tane içerisine homojen bir şekilde dağılırken, çözülemeyen fazlar ise iğnesel fazdan küresel forma dönüşümü sağlanır (Bayseçkin, 2002:72, Efendi, 2004).

Homojen bir katı çözelti üretmek ve AlFeSi partiküllerini β -AlFeSi \rightarrow α -AlFeSi dönüştürmek için ısıl işlem yapılırken, kontrollü soğutmanın arkasındaki motivasyon heterojenleştirmedir. Soğutma çevrimi, yüksek ekstrüde edilebilirlik ve yüzey kalitesi için sonraki işleme sırasında kolayca yeniden çözülebilir bir form ve boyutta mümkün olduğu kadar çok Mg₂Si'yi yeniden çökeltecek şekilde tasarlanmalıdır (Biol Y., 2004:255).

Homojenleştirmeden sonraki soğuma hızının ekstrüzyon yapılabirliği, mekanik özellikler ve ürünün yüzey kalitesi, dolayısıyla da presin verimliliği üzerinde önemli bir etkisi vardır. Üçlü bir sistem olan AlMgSi alaşımlarının çoğunluğu Al-Mg₂Si-Si üçlü sisteminin içerisinde. Mg₂Si'nin alüminyum içindeki çözünürlüğü Şekil 4.1'de gösterildiği gibi, çözünürlük sıcaklığın azalması ile azalmaktadır (Onurlu, 1993).

Homojenizasyon sırasında çeşitli prosesler gerçekleşir. Plaka benzeri β-AlFeSi intermetaliklerin dendritik ağı, daha yuvarlak ayrık α-AlFeSi parçacıklarına dönüşür (Zajac S., 1994:323). β-AlFeSi parçacıkları sık sık ekstrüde edilebilirliği sınırlayan bir takım yüzey kusurlarından sorumlu tutulduğu için β → α dönüşümü önemlidir (Karhausen vd., 1996:218).



Şekil 4.1. Homojenizasyon Sırasında Üç Tip β-Faz Dönüşümünün Şematik Çizimleri

Kaynak: Bayat vd., 2018

Şekil 4.1'de orta kısmındaki α-fazının çekirdeklenmesini ve büyümesini göstermektedir. No. 1 numarada gösterildiği gibi, üstteki yeni çekirdek bitişik β-fazı tüketerek radyal olarak büyür. Belirli bir aşamada alt parçacık (no. 3) büyümeyi durdurur ve yalnızca merkezi parçacık no. 2, parçacığın geri kalanı tüketilene kadar orijinal β-fazı parçacığı yönünde büyür. Bu aşamadaki uzunlamasına dönüşümler, yaklaşık 70 nm/s'lik bir büyüme oranıyla hızla gerçekleşir. Yeni α-fazı parçacığı uzamıştır ve bir süre sonra orijinal β-fazından daha kalındır. (Bayat vd., 2018).

β 'nin üst kısmında başka bir büyüme türünde Şekil 4.1c'de gösterilen faz parçacığı. β -fazının kenarlarına yakın veya bunlara bağlı dört Mg_2Si parçacığı yer alır. Bazıları β -fazı ile herhangi bir görünür temas olmadan büyür. Mg_2Si parçacıkları üzerindeki yeni α fazlarının çekirdeklenmesi, Mg_2Si kabalaşmasından ayırt edilemez, ancak açıktır ki Mg_2Si parçacıkları çekirdeklenmelerine katkıda bulunabilir (Bayat vd., 2018).

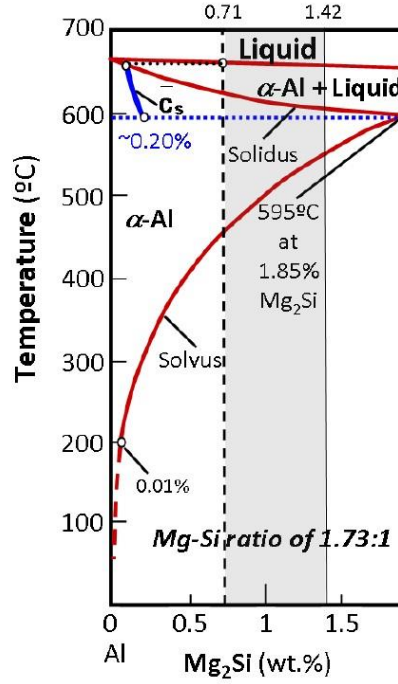
Burada tartışılan dönüşüm dizilerinin bazıları, 6005 ve 6082 alaşımlarında (Bayat vd., 2017) benzer şekilde meydana geldi, örneğin Şekil 4a'daki 1 numaralı parçacığın büyümesi ve Şekil 4b'nin üst kısmında gösterildiği gibi büyümenin erken aşamaları. Bununla birlikte, daha yüksek alaşımlı (6005 ve 6082) numunelerde, muhtemelen daha yüksek Si nedeniyle Mg_2Si parçacıklarının daha yüksek kararlılığının bir sonucu olarak, α -fazı parçacıkları büyük ölçüde β -fazı plakaları boyunca yer alan Mg_2Si parçacıklarında çekirdeklenir (Bayat vd., 2018).

Mg_2Si partikülleri ve kaba ötektikler de ısıtma işlem esnasında billet içinde çözündürülürken, döküm halindeki mikro yapıdan gelen, çözünen Mg ve Si'nin daha homojen bir dağılımı dengelenir (Karhausen vd., 1996:218).

Isıtma işlem sonunda elde edilen tamamen çözülmüş haline getirilmiş bir kütüğün ekstrüzyon edilmesi zordur. Dolayısıyla, homojenleşmeyi sağlamak için gerçekleştirilen ısıtma işleminin aksine, kontrollü soğutmanın arkasındaki motivasyon heterojenleştirmedir. Yavaş soğutma kaba Mg_2Si partikülleri üretme eğilimindeyken, hızlı soğutma Mg ve Si'yi Mg_2Si çökmesi çok az veya hiç olmadan çözülmüş içinde hapseder (Oka vd., 1996:157).

Kaba - Mg_2Si parçacıklarının ön ısıtma sıcaklıklarında çözülmüş haline getirilmesi zordur, yüksek ısıtma hızlarında çözülmüş dönüşmeye karşı direnç gösterir ve hatta ekstrüzyon sürecinde kalabilirler. Bu tür parçacıklar, ekstrüzyon sırasında başlangıçta erimeye ve yüzey yırtılmasına yol açarak kötü yüzey kalitesi verir ve aynı zamanda zayıf gerilme özelliklerinden de sorumludur. Çözeltideki Mg ve Si ise alaşımların akma gerilimi üzerinde olumsuz bir etkiye sahiptir ve böylece deformasyona karşı direncini artırır. Bu nedenle, soğutma çevrimi, mümkün olduğu kadar çok Mg_2Si 'yi, sonraki işlemler sırasında kolayca yeniden çözülebilecek bir form ve boyutta yeniden çökeltecek şekilde tasarlanmalıdır (Zajac vd., 2002:399 – Bjornbakk vd., 2002:405).

Ekstrüzyon da kullanılan Al-Mg-Si alaşımlarının çoğu Al- Mg_2Si faz diyagramının α katı çözeltisi bölgesinde bulunur. Üçlü Al-Mg-Si sisteminde (Şekil 4.2), Mg_2Si parçacıkları üçlü bir peritektik reaksiyonun sonucu olarak oluşur. Silisyum ve magnezyum ötektik sıcaklıkta, çözünürlüğü yüzde 1.85 olan Mg_2Si bileşimini oluşturur (Onurlu, 1993:16- Lozano, 2014-4226).



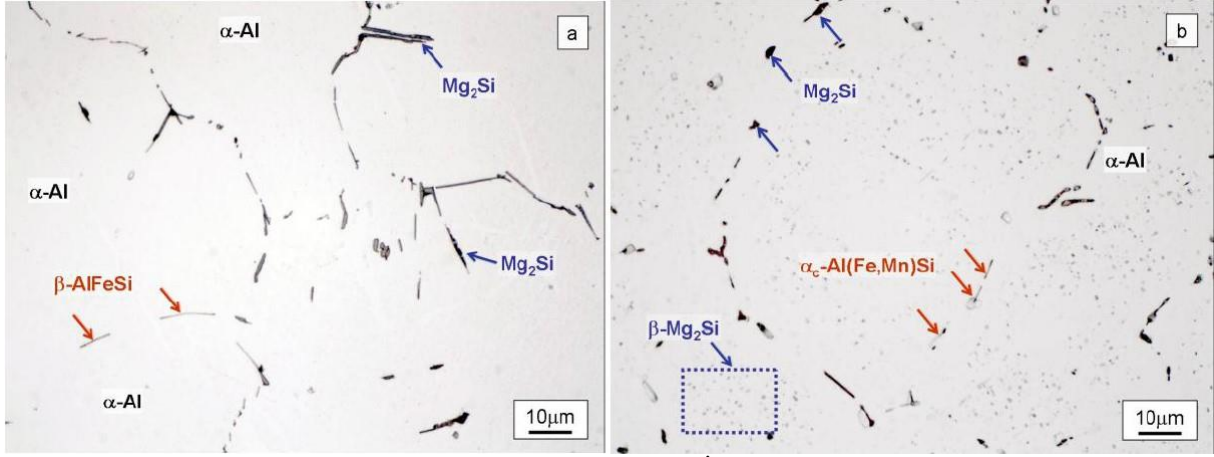
Şekil 4.2. Mg/Si 1.73:1 Ağırlık Oranı İçin İkili Al-Mg₂Si Faz Diyagramı.
Kaynak: Lozano 2014

Magnezyumun, Mg₂Si'nin α-Al'deki çözünürlüğünü sınırladığı, ancak silisyumun bunun üzerinde bir etkisi olmadığı göz önüne alındığında, bu bileşiğin solüsyondaki maksimum miktarını sağlamak için Mg/Si ≤ 1,73 ağırlık oranı aranır (Lozano, 2014).

550 °C'ın üzerindeki sıcaklıklarda Mg₂Si 'un katı çözeltiliye alınması ve yapı içerisinde dengeli dağılımı sağlanabilmektedir. Fakat soğuma hızı çok yavaşsa örneğin 1.6 °C/dak'dan daha düşükse çok miktarda iri Mg₂Si çökecektir. Bu da sünekliliği azaltacak, ekstrüzyon hızını artıracak ancak mekanik özellikleri olumsuz etkileyecektir. Buna karşılık 11 °C/dak gibi çok hızlı bir soğutma uygulandığında da Mg₂Si ile aşırı doymuş bir çözeltili elde edilecektir (Onurlu, 1993:16- Lozano, 2014).

Endüstriyel soğutma hızları için (~5 K/s) ve Fe/Si oranı 1'den düşük olduğunda, monoklinik β-AlFeSi parçacıklarının tercihen kübik α-AlFeSi parçacıklarına oluşturulduğu bulunmuştur (Tanihata vd., 1999).

Şekil 4.2'de %0,5 sulu solüsyonla aşındırma işleminden sonra mikroyapı, iri Mg₂Si fazı tane sınırında yer alan dengesiz katılaşmadan, homojenizasyon işleminden sonra β-AlFeSi iğneleri tane sınırında α-AlFeSi yuvarlak parçalara dönüşür (açık gri) ve Mg₂Si tanecikler yuvarlak taneciklere (siyah) dönüşür.



Şekil 4.3. Döküm Sonrası (a), Isıl İşlem Sonrası(b)

Kaynak: Lozano 2014

Şekil 4.3, döküm durumunda alaşımın optik mikroskoptan alınmış mikro yapısını göstermektedir. Burada matris α -Al tanecikleri, tane kenarları ve interdendritik boşluklar boyunca dağılmış kaba Mg_2Si parçacıklarından oluşan bir ağ ayırt edilebilir. Şekil 4.3 (b)'de %0,5 HF sulu solüsyonda aşındırma işleminden sonra, iri Mg_2Si partikülleri Optik mikroskopta ayırt edilebilir hale gelir çünkü koyu noktacıklar şeklinde ortaya çıkar, Fe(demir) açısından zengin intermetalik partiküller açık gri tonlarda görünür (Lozano vd., 2014).

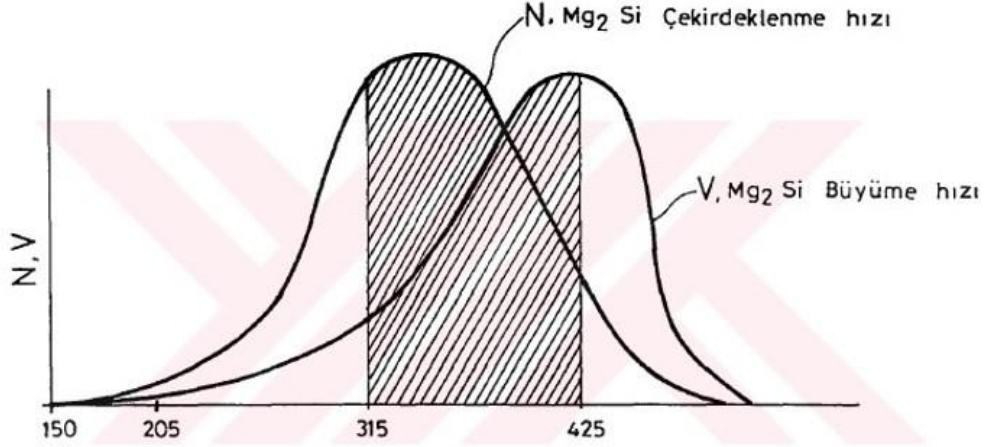
İri Mg_2Si partiküllerinin varlığı (Şekil 4.3) ötektik kökenlidir. DC döküm sırasındaki yüksek katılaşma oranları aslında katı tanelerin homojenleşmesini engeller ve Mg_2Si çözüneninde giderek zenginleşen, büyüyen dendritlerdeki "katmanlar" tarafından katılaşmaya neden olur (Lozano vd., 2014).

Mikrosegregasyon veya "çekirdeklenme" olarak bilinen katman, katılaşma hızı ne kadar yüksek olursa o kadar belirgindir, bu da katının difüzyon yoluyla homojenleştirilmesi için daha kısa bir süre anlamına gelir. Ötektik Mg_2Si fazı, optik mikroskopta kaba parçacıklar halinde gözlenebilir. Bu parçacıklar oluşuktan sonra, α -Al'nin katı çözeltisinde fazla miktarda Mg_2Si çözünen $[Mg_2Si]_{xs}$ bulunabilir. Bu, denge ikili diyagramında solvüs eğrisi ile gösterildiği gibi, yapısal sertleşmeden sorumlu, katı halde ince β - Mg_2Si çökeltilerinin oluşumuna izin verecektir (Lozano vd., 2014).

Çok hızlı soğuma ile oluşan aşırı doymuş çözelti, şekil değişimine karşı direnci artacak ve ekstrüzyon hızı azalacaktır. Bu nedenle ekstrüzyon sırasında kolayca çözünecek ve pres çıkışında tamamıyla katı çözeltiliye geçebilecek büyüklükte Mg_2Si çökeltilerini oluşturacak optimum bir soğutma hızı bulunmalıdır (Onurlu, 1993).

Şekil 4.4'de AA 6063 alaşımı için Mg_2Si 'nin çekirdeklenme hızının sıcaklıkla değişimi görülmektedir. Çekirdeklenme hızı 310-350 $^{\circ}C$ arasında en yüksek değerlere ulaşmaktadır. Büyümenin yayınma gerektiren bir süreç olması nedeniyle de büyüme hızı

yüksek sıcaklıklarda daha etkilidir. Çekirdeklenme ve büyümenin en yüksek hızda olduğu sıcaklık aralığı da 315-425 °C'dir ve çökeltme aralığı olarak adlandırılır. Alaşım homojenleştirme sonrası soğuma sırasında çökeltme aralığından 2.8 °C/dak ile 5.6 °C/dak arasında bir hızda geçerse, yeterince ince bir çökelti dağılımı oluşacaktır. Bu da ekstürzyonun daha düşük bir sıcaklıkta gerçekleştirilmesini mümkün kılacaktır (Onurlu, 1993:25).



Şekil 4.4. 6063 alaşım için Mg₂Si çökeltilerinin çekirdeklenme hızı ve büyüme hızının sıcaklıkla değişimi.

Kaynak: Onurlu K., 1993

5.EKSTRÜZYON

Ekstrüzyon prosesinde yaygın olarak kullanılan malzeme, alüminyum ve alaşımlarıdır. Alüminyum ve alaşımlarının hafifliği, korozyona olan direnci, malzeme dayanımı gibi özelliklerin günlük hayatta ihtiyaç duyduğumuz ürünlerin kullanımını karşılamasından dolayı inşaat, otomotiv, uzay sanayi gibi farklı sektörde kullanılmaktadır (Sebiboğa T., 2019).

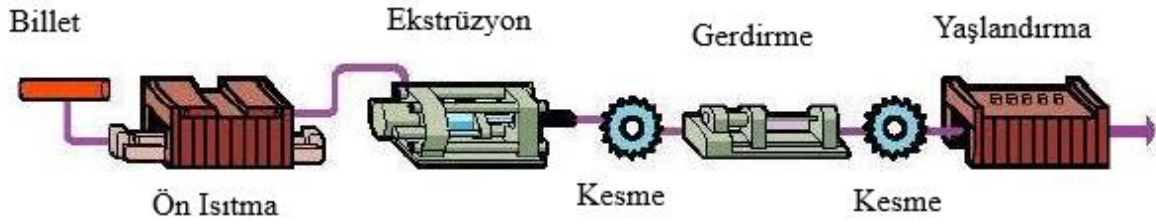
Ekstrüzyon yönteminde en yaygın kullanılan iki yöntem vardır bunlar direkt ve indirekt ekstrüzyon yöntemleridir. Direkt ekstrüzyon yönteminde, pres üzerinde bulunan ve istenilen tasarımı oluşturulmuş kalıp içerisinden bir kesit boyunca akış için preslenmesi ile ortaya çıkan plastik şekil verilme prosesidir (Coşkun M., 2019).

Ekstrüzyon prosesinin avantajları ise karmaşık şekilli parçaların yüzeylerinin kaliteli üretilmesi, ekstrüzyon da basılan ürünlerin daha hassas toleranslarda üretilmesi, maliyet açısından uygun olmasıdır (Coşkun M., 2019).

Alüminyum alaşımlarının ekstrüzyonu için genellikle dairesel şeklinde biletler kullanılmaktadır. Biletler döküm sonrasında homojenleştirme fırınlarına girmektedir. Homojenleştirme fırınlarına girmeyen biletler de ürün kalitesini ve ekstrüzyon edilebilirliği olumsuz yönde etkilemektedirler;

- Tane sınırlarında oluşan segregasyonlar, düşük ergime noktalı ötektikler ve intermetalik bileşikler metalin işlenebilirliğini zorlaştırır.
- Aşırı doymuş olarak çözülmüş alaşım bileşenleri (Al_6Mn , $AlFeMn$, Mg_2Si) yüksek sıcaklıkta akma gerilmesini yükselttiklerinden metalin işlenebilirliğini zorlaştırırlar.
- Magnezyum, demir, zirkon gibi belirli alaşım elementleri yeniden kristalleşmeyi engeller. Bu etki özellikle $AlMgSi(Mn)$ alaşımlarının ekstrüzyonunda renk anodizasyonunda önemli derecede rol oynar.
- Döküm prosesinin soğuma bölümünde $AlMgSi$ alaşımlarında Mg_2Si çökmesi, ekstrüzyon edilen kesitlerin sertleşebilirliğini azaltır ve yüzey parlaklığını düşürür.
- Tane ayrışmaları (örneğin; çözülmemiş alaşımlama elementlerinin konsantrasyon farklılıkları), eloksal işleminden sonra bünyeye bağlı çizgiler oluşturur.
- Heterojen tane ve tane sınırı ayrışmaları, bünyede ton farklılıklarına neden olarak profilin parlaklığını azaltır.
- Döküm biletlerine ısı işlemler uygulanarak bu etkiler kısmen veya tamamen kaldırılabilirler (Sebiboğa T., 2019).

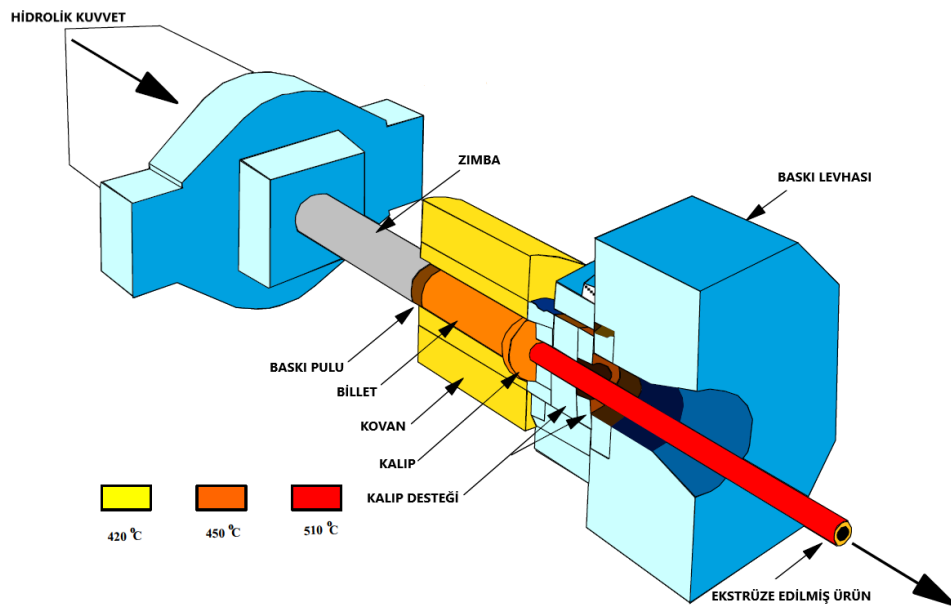
Alüminyum ekstrüzyon üretim sistemlerinde üretilecek olan parçaların kesitlerine göre çeşitli tonajlarda presler bulunmaktadır. Şekil 5.1’de ekstrüzyon prosesinin akış şeması gösterilmiştir. Bu preslerde kullanılan biletlerin pres içerisindeki akışını kolaylaştırmak amacıyla ön ısıtma işlemi yapılır. Bu fırınlara bilet tav fırınları denir. Alüminyumun akışını kolaylaştırmak için yine kalıplara bir ön ısıtma işlemi yapılmalıdır. Bu ön ısıtmayı sağlayan makine ise kalıp tav fırınlarıdır.



Şekil 5.1. Alüminyum Ekstrüzyon Prosesi (Aluminum Extruders Council)

Kaynak: Coşkun M., 2019

Kalıp ve bilet ön ısıtma işlemleri tamamlandıktan sonra kalıp, kalıp sandığı içerisine, bilet ise kovan içerisine alınır. Zımbanın(ıstamp) biletini itmesi ile birlikte, bilet kalıp matrisinden geçirilir profil oluşturulur. Ekstrüzyon presinden çıkan profiller istenilen boylarda kesilir. Kesilen uzun profillerin gerilimini almak için germe işlemi yapılır. Profillerin mukavemet özelliklerinin iyileştirilmesi ve malzemenin homojen bir yapı elde edebilmek için termik fırınları kullanılmaktadır. Yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi ve estetik olarak görüntü katmak amacıyla alüminyum profiller, boyama ve eloksal kaplama işlemlerine tabi tutulabilir (Coşkun M., 2019- Arabacı A., 1996).



Şekil 5.2. Direkt(doğrudan) Ekstrüzyon İşlemi

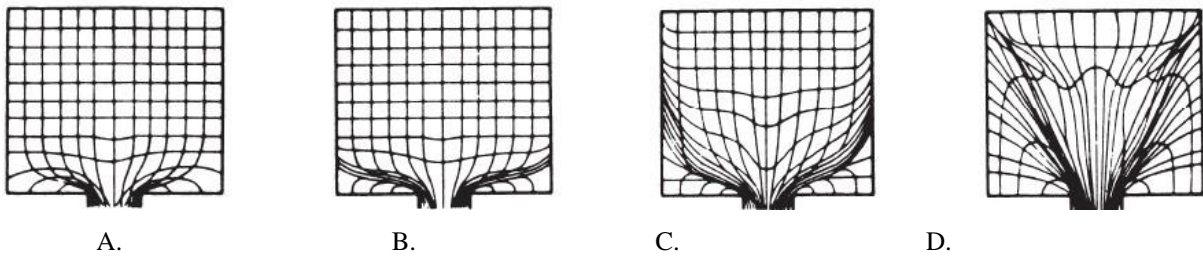
Kaynak: Saha P., 2000

Şekil 5.3’de ekstrüzyon prosesinde dört farklı akış modeli sunulmuştur. Homojen malzemelerin ekstrüzyonunda, kalıp arayüzlerinde sürtünme olmadığında akış modeli (A.) görülür. Ekstrüzyon özellikleri, sırasıyla hem boyuna hem de enine yönlerde tekdüze olmalıdır. Bu akış modeli genellikle hem kovan hem de kalıplarda tamamen yağlanmış koşullarda elde edilir.

Akış modeli B, kovan-billet arayüzünde değil, kalıp arayüzünde sürtünme varlığında homojen malzemelerin ekstrüzyonunda elde edilir. Bu akış modeli indirekt ekstrüzyon için idealdir. Biletin merkezindeki metal, çevredeki metalden daha hızlı hareket eder. Biletin ön ucunun köşesinde, kalıp yüzeyi ile kovan duvarı arasında ölü metal bölgesi olarak bilinen ayrı bir metal bölge oluşturulur. Bilet yüzeyine yakın bölge, merkezdeki saf deformasyona kıyasla kayma deformasyonuna uğrar ve ekstrüzyonun dış kabuğunu oluşturmak için çapraz olarak kalıp açıklığına akar.

Akış modeli C, hem kap hem de kalıp arayüzlerinde sürtünme olduğunda homojen malzemelerde elde edilir. Bu akış modeli, direkt ekstrüzyon işlemleri için idealdir. Genişletilmiş bir ölü metal bölgesi oluşur. Bu durumda, akış modeli A'dakine kıyasla daha fazla kesme deformasyonu vardır. Ekstrüzyon, akış modeli A'dakine kıyasla üniform olmayan özelliklere sahiptir.

Akış modeli D, homojen olmayan malzeme özelliklerine sahip biletlerde üniform olmayan bir sıcaklık dağılımıyla elde edilir. Malzemeler, kovan duvarında daha şiddetli kesme deformasyonuna maruz kalır ve ayrıca daha geniş bir ölü metal bölgesi oluşturur.



Şekil 5.3. Ekstrüzyonda Dört Farklı Akış Modeli

Kaynak: Saha P., 2000

Ekstrüde edilmiş alüminyum şekillerin özellikleri, ekstrüzyon sırasında metalin akma şeklinden büyük ölçüde etkilenir. Metal akışı birçok faktörden etkilenir:

- Ekstrüzyon çeşidi, direkt veya indirekt
- Pres kapasitesi, kovan boyutu ve şekli
- Kalıp veya kovan arasındaki sürtünme etkisi

- Kalıp tasarımı
- Alaşımın çeşidi ve billet uzunluğu
- Billet ve kovan sıcaklığı
- Ekstrüzyon oranı
- Kalıp sıcaklığı
- Ekstrüzyon hızı (Saha P., 2000)

Sıcak ekstrüzyon için genel olarak tercih edilen düşük ve orta mukavemetli Al-Mg-Si alaşımlarının iyi ekstrüde edilebilirliğe sahip oldukları yaygın olarak kabul edilmektedir. Ekstrüde edilebilirlikleri, kütüğün mikro yapısını belirleyen kimyasal bileşime, döküm uygulamasına ve homojenleştirme işlemine büyük ölçüde bağlıdır. Yüksek üretkenlik için, prese aşırı yüklenmeden ekstrüzyon hızının artırılabilmesi için yumuşak bir alaşım elde etmek gerekir (Zajac vd., 1994).

Döküm sonrasında billetlerin yüzey kaliteleri iyi olduğundan ekstrüzyon işlemi öncesinde herhangi bir yüzey düzeltme işlemi gerekli olmayacaktır. Ekstrüzyon sırasında yüzeyden ince bir tabaka sıyrılarak dipçik oluşur ve atılır. En yüksek ekstrüzyon hızına ulaşabilmek için billet sıcaklığı olabildiğince düşük tutulur. Çökelmeyi en yüksek hızda tutabilmek için billetlerin işlem sıcaklığına hızla ısıtılması gerekir. Bu ısıtma gaz veya endüksiyon ocağı sistemleri ile yapılır. Billet sıcaklığı ve ekstrüzyon hızı iyi seçilerek ekstrüzyon sırasında şekil değiştirme bölgesindeki sıcaklığın katı çözeltili sıcaklığının üzerinde olması sağlanır (250 °C). Böylece ince Mg₂Si çökeltileri tekrar çözünürler. Bu sırada pres çıkışında soğutma işlemi uygulanır. Su veya hava ile soğutma yapılır.

5.1. Çökeltme Sertleşmesi

Profil sertliğini ve mukavemetini arttırmak için geliştirilmiş bir iyileştirme prosesidir. Çökeltme sertleşmesinin amacı, ısıtma işlemi gören bir metalin ana fazı içinde, yoğun ve ince çökelmiş parçacıklar dağılımı elde etmektir. Çökelen parçacıklar dislokasyonların hareketini engelleyerek ısıtma işlemi görmüş alaşımın dayanımını artırır (Asa S., 2010 -Sebiboğa T., 2019).

Mekanik özelliklerdeki gelişme, α -Al'nin aşırı doymuş durumundan yaşlandırılmayla ince Mg₂Si'nin çökeltisi elde edilir. Oluşum sırası aşağıdaki gibidir.

Aşırı doymuş Al katı çözeltili → Si ve Mg atom kümeleri → GP bölgeleri → Ara ürün çökelti β'' -Mg₂Si → Ara çökelti β' -Mg₂Si → Denge aşaması β -Mg₂Si

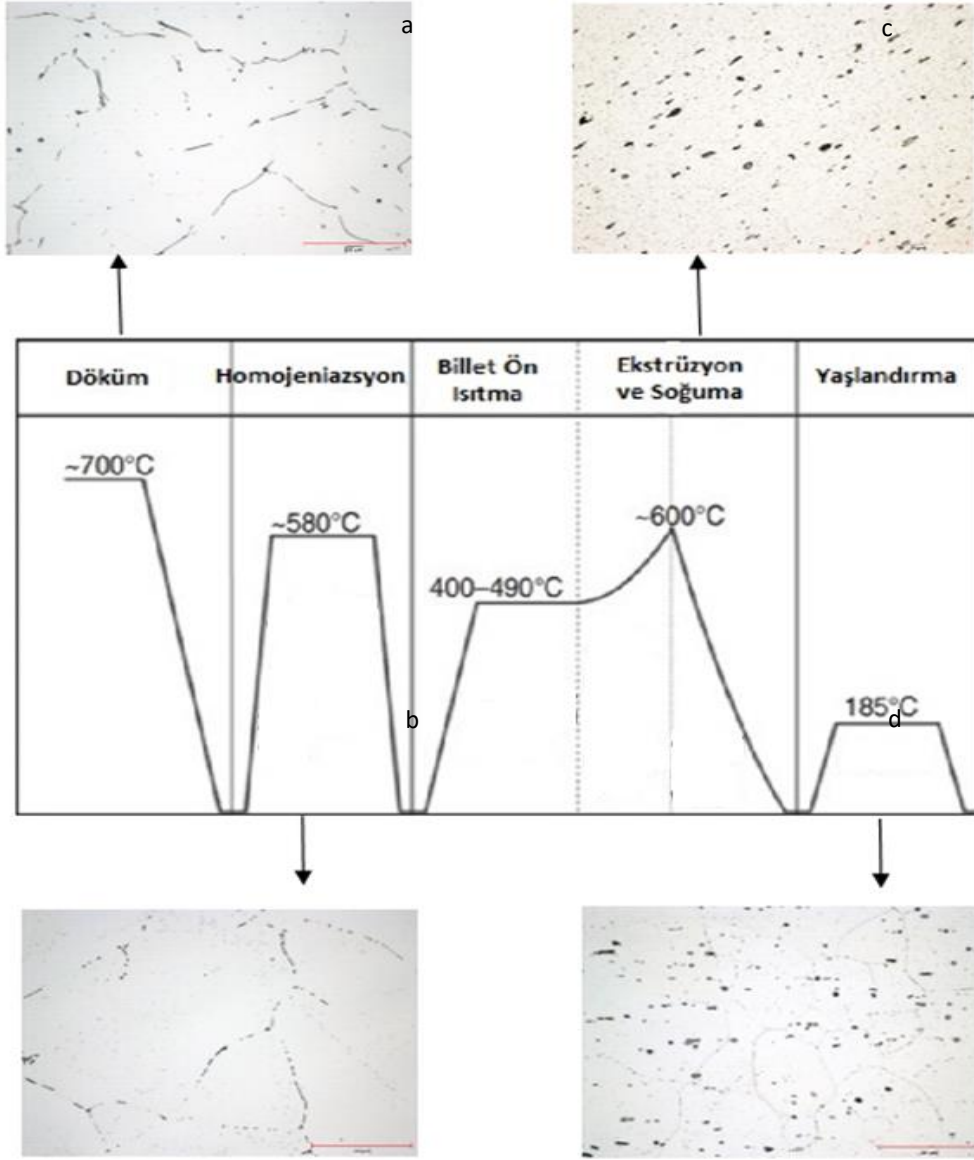
Çökeltme sertleşmesi üç temel adımda gerçekleşir;

- a) Çözeltiliye alma (solüsyona alma) ısıl işlemi
- b) Anı soğutma (su verme)
- c) Çökeltme (yaşlandırma)

- a. Çözeltiliye Alma Isıl İşlemi; çökeltme sertleşmesinde ilk adımdır. Mg_2Si 'nin katı eriyik içinde çözündürülmesi, "solüsyona alma" ısıl işlemi olarak da tanımlanır.
- b. Anı Soğutma; Su verme işlemi ikinci adımdır. Numune aniden daha düşük bir sıcaklığa (oda sıcaklığına), soğutulur. Faz diyagramına (Şekil 4.2.) göre ekstrüzyon ürününün sıcaklığı, solvüs sıcaklığının altına düşünce, Mg_2Si çökelmeye başlar. Su vermeden sonraki yapı aşırı doymuş katı çözeltilidir (Asa S., 2010-Sebiboğa T., 2019).
- c. Çökeltme; çökeltme işlemi üçüncü adımdır. Çökeltme sertleşmesinin amacı, alaşım içinde ince dağılmış çökelti oluşturulmasıdır. Alaşım içinde oluşan ince çökelti, şekil değiştirme sırasında dislokasyonlar, çökelti kesmek veya etrafından dolanmak zorunda bırakarak dislokasyonların hareketini kısıtlar. Şekil değiştirme sırasında dislokasyon hareketlerinin sınırlanmış olması alaşımın şekil değiştirmeye karşı dayanımını artırır (Asa S., 2010-Sebiboğa T., 2019).

Oda sıcaklığında yaşlandırmaya doğal yaşlandırma, yüksek sıcaklıklarda yapılan yaşlandırmaya ise yapay yaşlandırma denir. Alaşımların birçoğu yapay yaşlandırma işlemi uygulanır (Asa S., 2010-Sebiboğa T., 2019).

Şekil 5.4'te her prosesin işlemine ait mikroyapı görüntüsü sunulmuştur. a'da DC dikey döküm sonrası billetten alınan merkez numunesinin mikroyapı görüntüsünü göstermektedir. b'de DC dikey döküm sonrası billet sürekli tip homojenizasyon sonrası billetten alınan merkez numunesinin mikroyapı görüntüsünü vermektedir. c'de ısıl işlem sonrası ön ısıtma işleminden sonra ekstrüzyon prosesi uygulanmış ve soğutulmuş numunenin ekstrüzyon yönünden alınmış numunenin mikroyapı görüntüsü gösterilmektedir. d'de ise ekstrüzyon sonrası üretilen profilin mekanik özelliklerini iyileştirmek için yapay yaşlandırma işlemi uygulanmış profilden (ekstrüzyon yönünden) numunenin mikroyapı görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.4. D.C Döküm Billetlerden Ekstrüzyon Üretim Sürecinin Farklı Aşamalarına Karşılık Gelen Mikro Yapılar: (A) Dökümden Sonra; (B) Isıl İşlem Görmüş Durumda; (C) Ekstrüzyondan Sonra; ve (D) Isıl İşlem Sonrası.

Kaynak: (Zhu Vd., 2011:68)

6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Alüminyum ve alaşımları sahip oldukları üstün özelliklerden dolayı endüstrinin birçok alanında geniş kullanım alanı bulmaktadır. Alüminyum alaşımları içinde yaygın olarak kullanılan 6000 serisi alaşımlar şekillendirilebilme kabiliyetleri yüksek ve ısı ile işlemle birçok özellikleri iyileştirilebilen alaşımlardır. Bu alaşımların üretiminde doğrudan soğutmalı döküm prosesi, şekillendirilmesinde ekstrüzyon prosesi genel olarak tercih edilen yöntemlerdir.

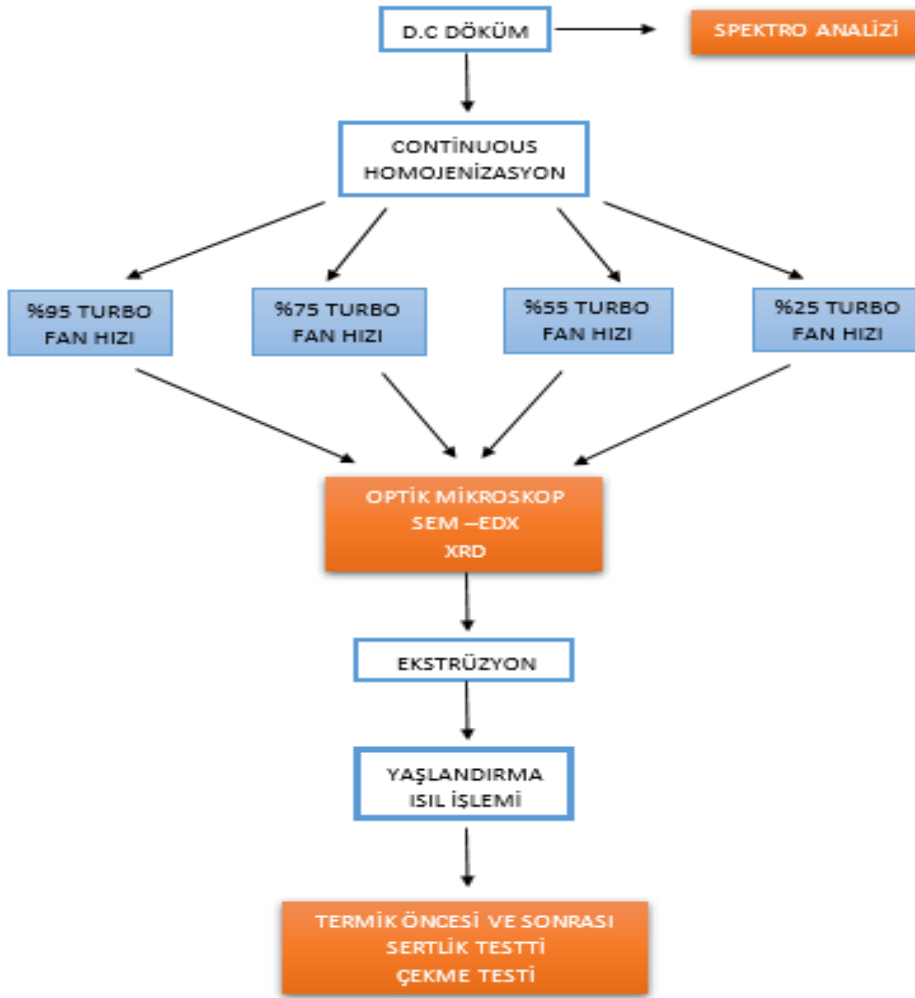
Bu tez çalışmasında AA6060 alaşımı DC döküm yöntemi ile üretiminin ardından continuous (sürekli tip) homojenizasyon fırınında homojenizasyon ısı ile işlemine tabi tutulmuştur. Batch tipi fırınların aksine, continuous fırınlarına billet dışarıdan tek tek fırının içerisine alınmaktadır. Continuous fırınları billetin tüm bölgesine eşit olarak ısıyı dağıtabilmesi için tasarlanmıştır. Bu sayede billet yüzeyden merkeze doğru eşit ısı alarak homojenizasyon dönüşümünü sağlamaktadır. Homojenizasyon sonrası fırının turbo fan hızları değiştirilerek (fanlar %95, %75, %55 ve %25 hız ile çalıştırılmıştır) soğutma hızının etkisi araştırılmıştır.

Fanların çalışma hızları elektrik tüketimini direkt olarak etkilediği için maliyete etkisi de gözlemlenmiştir. Soğuma hızının malzeme özelliklerine etkisini görebilmek için numunelerin mikroyapıları optik mikroskop ve SEM ile incelenmiştir. Oluşan fazlar XRD ile analiz edilmiştir. Ardından billet formunda olan bu alaşım ekstrüzyon işlemi ile şekillendirilmiş ve yaşlandırma ısı ile işlemine maruz bırakılmıştır.

Ayrıca homojenizasyon sonrası soğuma hızının ekstrüzyon sonrası mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Mekanik özelliklere etkisi ise ekstrüzyon sonrasında uygulanan ısı ile işlem öncesi ve sonrasında çekme testi ve sertlik testi uygulanarak incelemelerde bulunulmuştur. Deneysel çalışmalar kısmında uygulanan proseslerin akış şeması Şekil 6.1'de gösterilmektedir.

DC düşey sürekli döküm yöntemi ile sıcak şekillendirme olan ekstrüzyon prosesinde kullanılmak üzere yuvarlak şekilli billet üretilir. Üretilen bu billetlere homojenizasyon prosesi uygulanır. Homojenizasyonun soğutma bölümü malzemeye asıl mekanik özellik kazandıran aşamadır. Sürekli tip homojenizasyon fırının turbo fanlarında uygulanan değişiklikler billet iç yapısında ne gibi bir etki yaratacağını araştırmak üzere incelenmiştir. Değişikliklere uğrayan bu billetlerin pres baskı şartlarında değişiklik olup olmayacağı incelenmiştir. Ekstrüzyon

sonrası üretilen profillerin yapay yaşlandırma öncesinde ve sonrasında mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir.



Şekil 6.1. Deneysel Çalışmaların Akış Şeması

6.1. Döküm

Ergitme fırınlarında külçe (saf alüminyum) ve alüminyum hurdalar ergitilerek sıvı alüminyumun sıcaklığının 750 °C ulaşması sağlanmıştır. Bu sıcaklıkta ergitme fırınlarından (sabit tip) tutma fırınlarına sıvı metalin transferi sağlanmıştır. Tutma fırınlarında (devrilebilir tip) AA6060 alaşımı için gerekli elementler eklenip karıştırılarak istenilen alaşım aralıkları elde edilmiştir. Tutma fırın içerisinde 700°C'ye ulaşan sıvı alüminyum üretimi için önce degazere gelerek burada gaz giderme işlemi, argon gazı ile yapılmıştır. Ardından sıvı alüminyum temizliği için seramik filtreye gelerek burada filtreleme işlemi yapılmıştır. Tabla yolluk seviyesi döküm için yeterli olan yüksekliğe ulaşıncaya döküm başlatılmıştır. Döküm hızı en önemli parametrelerden biridir. AA6060 alaşımında 152 çap için döküm hızı 142 mm/dak'dır. Su sıcaklığı ve akış hızı ise 21°C -7600rpm değerlerde döküm yapılmıştır.

6.2. Homojenizasyon Isıl İşlemi

Doğrudan soğutmalı döküm yöntemi ile elde edilen biletler continuous homojenizasyon fırınında ısıtılma tabii tutulmuştur. Oda sıcaklığındaki biletler continuous fırının başlangıç kısmından fırının içine alınmıştır ve bu ilk kısımda dokuz adet yakıcı bulunmaktadır. Yakıcıların hemen önünde tavan kısmında bulunan fanlar sayesinde sıcak hava dolaşımı sağlanarak biletler istenen sıcaklığa ulaştırılmıştır. Biletler iki saat (kırk sekiz adım) sonra fırın içerisinde bulunan tutma bölümünün başlangıç kısmına ulaşır. Tutma bölgesine biletin atlayabilmesi için termokopullar ölçüm yapar. Biletin sıcaklığı 585°C ulaştığında bekletme kısmına aktarılmış ve burada iki buçuk saat (altmış iki adım) tutulmuştur. Fırının çıkışında biletin sıcaklığı 576°C ölçülmüştür. Bilet fırından çıkar çıkmaz turbo fanların önüne gelerek burada ani soğuma gerçekleştirilmiştir. Homojenizasyon ısıtma işlemi üç kademedir oluşur. Isıtma, bekletme ve fırın çıkışında soğutma olarak üç bölüme oluşur.

Fırının soğutma bölümünde dört adet turbo fan bulunmaktadır. Bu turbo fanların ikisi yukarıda diğer ikisi tam karşısına denk düşen alt kısımda bulunmaktadır. Tez çalışmasında soğuma hızının değişikliği bu turbo fanların çalışma gücündeki değişiklik ile sağlanmıştır. Biletler soğutma bölümüne geçtiklerinde fanların çalışma hızı %95, %75, %55 ve %25 olmak üzere dört farklı değerde çalışmıştır. Bu işlemler sonucu aynı şekilde dökümü ve homojenizasyonu yapılmış ancak dört farklı soğutma hızında soğutulmuş dört farklı bilet elde edilmiştir. Bu esnada biletlerin sıcaklık ölçümleri yapılmıştır. Sıcaklıklar 0., 1., 22. ve 46. dakikalarda ölçülmüştür ve soğuma hızları hesaplanmıştır. Biletlerin homojenizasyon sonrası soğuma esnasında biletlerin sıcaklıkları, süreleri, soğuma hızları ve fanların çalışma hızları Tablo 6.1’de gösterilmiştir.

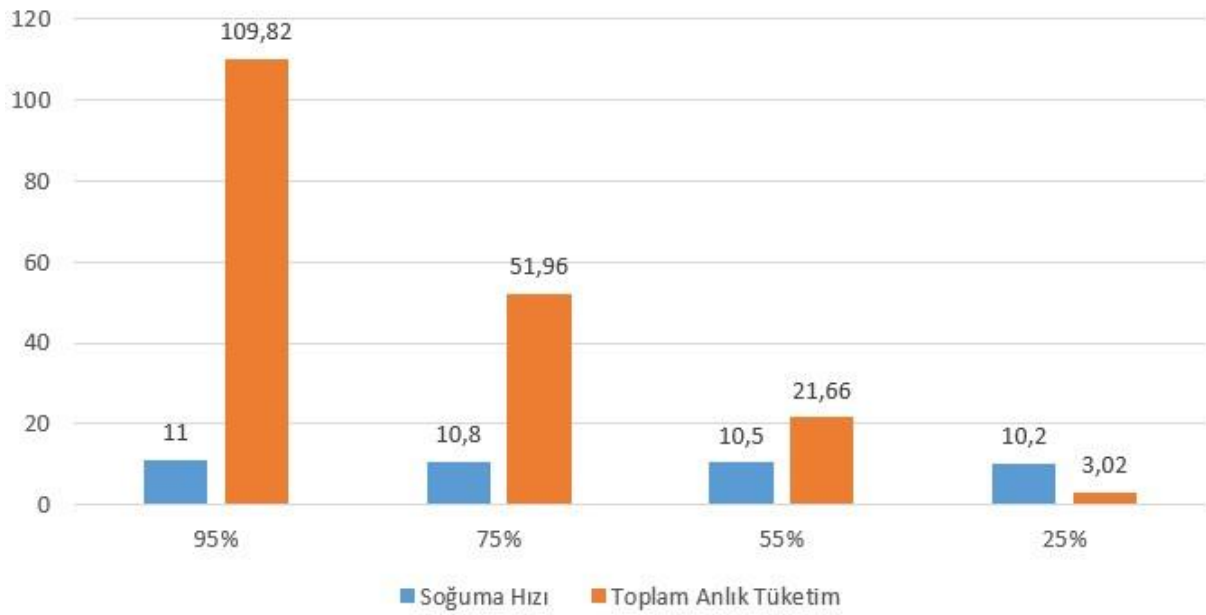
Tablo 6.1. Farklı Hızlarda Soğuyan Biletlerin Soğuma Hızı

Numune	Sıcaklık (°C)	Süre (dk)	Soğuma Hızı (°C/dk)
%95	576	0	11,0
	549	1	
	136	22	
	69	46	
%75	576	0	10,8
	549	1	
	158	22	
	78	46	
%55	576	0	10,5
	549	1	
	186	22	
	91	46	
%25	578	0	10,2
	555	1	
	137	22	
	110	46	

Bu turbo fanların çalışma gücünde yapılan değişiklikler enerji tüketimine nasıl etki ettiği de araştırılmıştır. Tablo 6.2’de fanların çalışma gücündeki değişikliğin elektrik tüketimindeki değerleri verilmiştir. Farklı soğuma hızlarındaki elektrik tüketimi ilişkisi Şekil 6.3’de sunulmuştur. Fanlar %95 verimle çalışır durumda iken anlık tüketim 109 kW, %75 iken 52 kW, %55 iken 21 kW, %25 iken 3 kW değerindedir.

Tablo 6.2. Fanların Çalışma Gücündeki Değişikliğin Elektrik Tüketimine Etkisi

Fan Yüzdesi	Büyük Fan Anlık Tüketim	Küçük Fan Anlık Tüketim	Toplam Anlık Tüketim
%95	38.29 kW	16.62 kW	109.82 kW
%75	17.67 kW	8.31 kW	51.96 kW
%55	7.37 kW	3.46 kW	21.66 kW
%25	0.98 kW	0.53 kW	3.02 kW



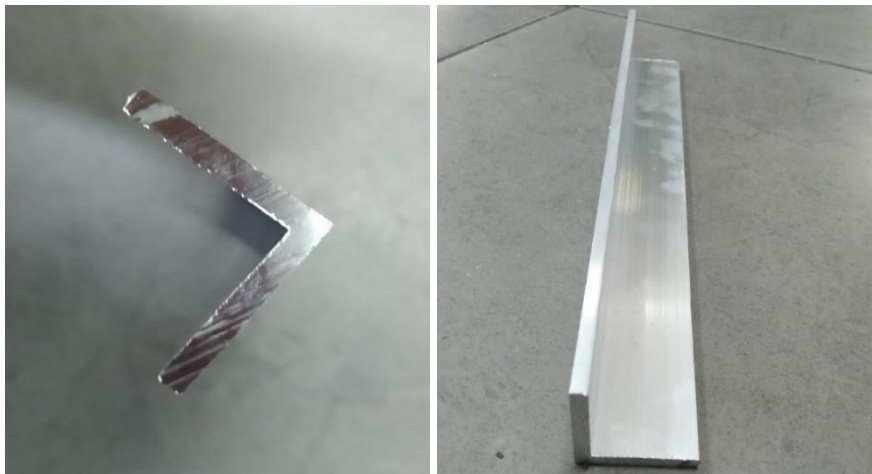
Şekil 6.2. Turbo Fanların Çalışma Gücüne Göre Seri-1(mavi) Soğuma Hızını Göstermektedir ($^{\circ}\text{C}/\text{dk}$). Seri-2 (turuncu) Toplam Anlık Tüketimi Göstermektedir(kW).

6.3. Ekstrüzyon

Farklı hızlarda soğutulan biletlerin, ekstrüzyon baskı şartlarına etkisini incelemek için ekstrüzyon hattına gönderilmiştir. Burada her farklı soğuma hızındaki biletten profil basılmıştır. Bu çalışmada sıcak ekstrüzyon kullanılarak iki figürlü köşebent profil üretilmiştir. Tablo 5.3.’de ekstrüzyon işleminde kullanılan baskı şartları ayrıntılı olarak sunulmaktadır.

Ekstrüzyon da kullanılan billet AA6060 alaşımında, 152 çapta ve 7 metre boyunda üretilmiştir. Ekstrüzyon öncesi billetler çok bölmeli gazlı billet ısıtma fırınında ön ısıtma işlemine tabi tutularak (435⁰C- 455⁰C) sıcak kesim makasında altmış 8 cm boyunda kesilmiştir. Kesilen bu parça ekstrüzyon üzerinde bulunan alıcı dediğimiz bölgeye yerleştirilmiştir. Üretime alınacak kalıp önceden 450⁰C kadar ısıtılmıştır. Zımba yardımı ile billet, önce kovandan sonra kalıptan geçirilerek presten istenilen şekilde profillerin üretimi gerçekleştirilmiştir. Billetin ve kalıbın uygun sıcaklıklarda olması son derece önemlidir. Kalıptan ya da billettten herhangi birinin uygun sıcaklıkta olmaması kalıbın kırılması, profilin kalıptan çıkmaması gibi hatalara neden olabilir. Pres çıkış sıcaklığı 512-526 ⁰C'arasında basılmıştır. İki figürlü 25 m boyunda köşebent profiller üretilmiştir. Hava ile soğutulan profiller germe işlemine gelene kadar 150⁰C'nin altına düşürülmüştür. Bu sıcaklık üzerinde yapılan germe işlemlerinde genellikle profil yüzeylerinde portakallaşma dediğimiz bir hata meydana gelebilir. Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanan alaşımlar oldukları için, mukavemet arttırıcı elementlerin aşırı doymuş katı çözelti içine alınmaları gerekmektedir. Bu da soğutma aşamasında gerçekleşir.

Üretilmiş olan 25 m boyundaki profiller (Şekil 6.3) testerede 6 m boyuna kesilerek sepetlere dizilmiştir. Profillerin yaşlandırma ısıl işlemini uygulamak için uygun termik fırınına alınmıştır. Fırın sıcaklığı önce 185⁰C'ye 2 saatte çıkartılmıştır. Bir süre 185⁰C bekletilen profiller, 175⁰C düşürülerek 6 saat boyunca bu sıcaklıklarda bekletilmiştir. Bu işlemin amacı yapıda bulunan Mg₂Si fazının çöktürülmesi ile dislokasyon hareketlerini engelleyerek mekanik özellikleri iyileştirmektir.



Şekil. 6.3. Ekstrüzyon ile Üretilen Profillerin Fotoğrafi

6.4. Karakterizasyon Çalışmaları

6.4.1. Kimyasal Bileşim Tayini

Deneyisel çalışmalarda kimyasal bileşim tayini için Şekil 6.4'te görülen Thermo Fisher Scientific ARL İSpark 8820 Optik Emisyon Spektrometresi (OES) kullanılmıştır. Metal olan elementlerin bileşiminin ayırt edilmesini sağlayan hızlı bir yöntemdir. Hem nitelik hem de nicelik karakterizasyonunda kullanılan bir cihazdır.

Bu teknik, her elementin alevde ısıtıldığında belirli frekanslarda karakteristik spektral çizgiler yayması prensibine dayanmaktadır. OES'lerde uyarma iki elektrot (metal ya da grafit elektrotlar) arasında gerçekleştirilen akım darbesi (spark) veya elektrik boşalımı (ark) ile sağlanır. Bu şekilde elde edilen spektral çizgilerin büyük kısmı mor ötesi (UV) aralığında bulunmaktadır. Bu çizgilerin birbirlerinden ayırt edilebilmesi için ızgara reflektör kullanılır ve çizgilerin şiddetleri CCD (charge coupled device) sensörler kullanılarak ölçülür. Bu sayede numune içerisinde bulunan elementler ve bu elementlerin yüzde miktarları tespit edilir (Thermo Scientific, 2013).



Şekil 6.4. Kimyasal Analiz Cihazı

Çalışmalar 152 çapında ve AA6060 alaşımında alüminyum billet üzerinde yürütülmüştür. Alaşımın kimyasal bileşimi Tablo 6.3'te verilmiştir.

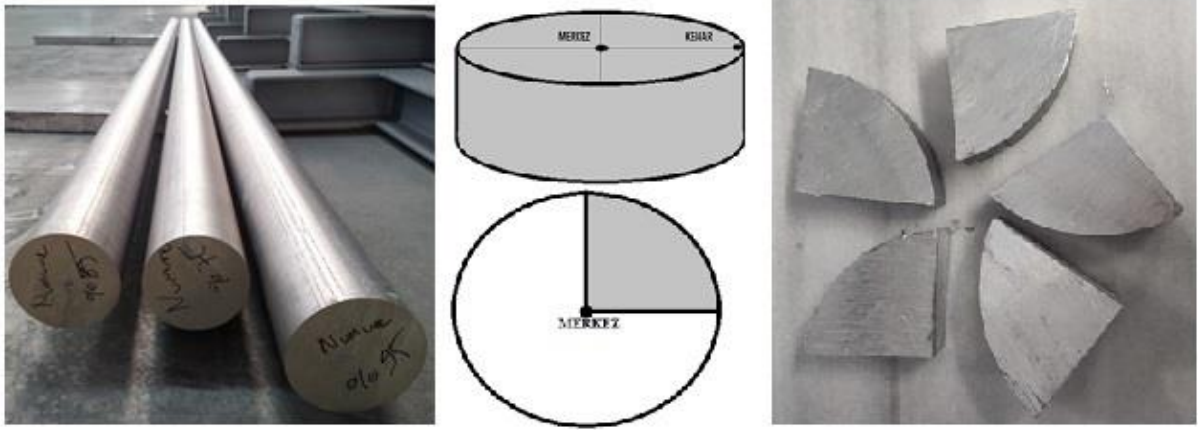
Tablo 6.3. AA6060 Alaşımının Kimyasal Bileşimi

Alaşım	% Si	% Mg	% Fe	% Ti	% Mn	% Cu	% Zn	% Al
AA6060	0,52	0,54	0,19	0,01	0,04	0,01	0,02	98,57

6.4.2. Numune Hazırlama Aşamaları

Metalografik numune hazırlama işlemleri sırasında bir proses diğer prosesin başlangıcını oluştururken her bir işlem sırasında dikkat edilmelidir. Bir sonraki prosesin süresini ve işlem kalitesini etkilemektedir. Numunelerin mikroyapısını incelemek için metalografi olarak hazırlanma aşamaların ilki numune seçme işlemidir. En iyi sonuç için her açıdan esas malzemeyi temsil etmelidir.

Metalografik olarak incelenecek numuneler, billetten Şekil 6.5’da görüldüğü gibi çeyrek olarak manuel testerede kesilmiştir. Her farklı soğuma hızındaki ve döküm sonrası beş billetten parça alınarak metalografik olarak kesme işlemine tabi tutulmuştur.



Şekil 6.5. Billet ve Billet Numunelerin Şematik Gösterimi

Metalografik kesme işlemi esnasında en az ısınma ile birlikte en az deformasyon ilkesini benimsemek gerekir, özellikle küçük boyutlardaki numunelerin kesme işlemi sırasında, sıcaklık ve deformasyon değişimleri malzemenin mikroyapısında farklılıklar meydana getirebilir. Kesme yüzeyinin kalitesi artıça zımparalama ve parlatma kısmında süreyi, sarf maliyetini ve iş gücü kaybını ortadan kaldırır. Numune boyutları bakalit cihazının numune tutucu haznesine uygun boyutlarda kesilmiştir. Struers marka Lobotom – 5 model cihaz kullanılmıştır. Şekil 6.6’de kullanılan cihazın resmi gösterilmektedir.



Şekil 6.6. Kesme Cihazı

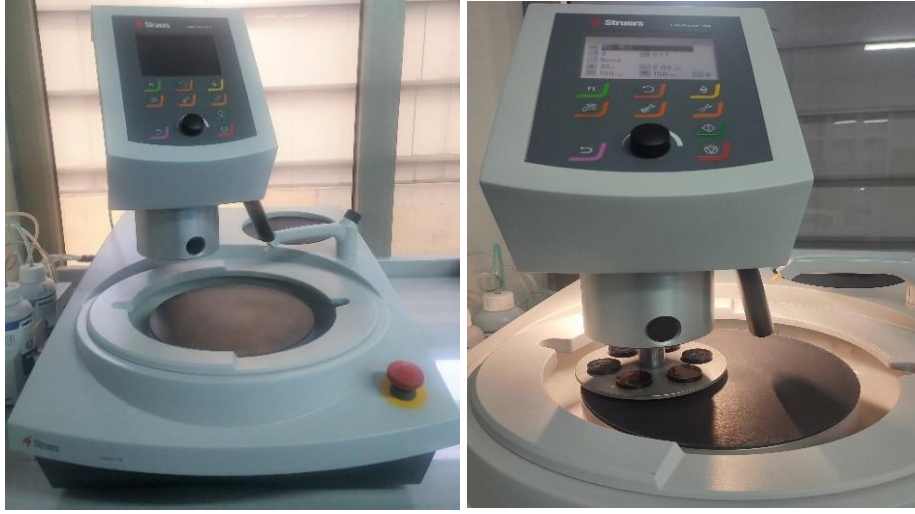
İncelenecek olan yüzey bakalit cihazının numune haznesine yerleştirilmiştir. Numune 180 °C sıcaklık ve 300 bar basınç altında alüminyum ile uyumlu olan Multifast bakalit tozu ile pişirilerek bir sonraki işlem için hazır hale getirilmiştir. Struers marka CitoPress – 5 model kullanılmıştır. Şekil 6.7’de kullanılan cihazın resmi gösterilmektedir.



Şekil 6.7. Bakalite Alma Cihazı

Kesme işlemi sırasında yüzeyde oluşan çizik ve deformasyona uğramış tabakanın kaldırılması gerekmektedir. Zımparalama ve parlatma işlemleri sırasında numune yüzeyinde daha önceden oluşan yüzey pürüzlülüğünü ortadan kaldırmak amaçlanır. Zımparalama işlemi en kaba zımparadan en inceye doğru 320-800-1200-2000 mesh’lik zımparalar kullanılmıştır. Zımparalama işlemi sırasında incelen çiziklerin yok edilmesi için parlatma işlemi uygulanmıştır. İlk olarak Mol keçesi ile uyumlu 3 µm’lik sıvı kullanılmıştır. İkinci olarak Chem keçesi ile uyumlu koloidal silika (OP-S) süspansiyon kullanılarak yüzey pürüzsüz hale

getirilmiştir. Struers marka LaboPol – 30 / LaboForce - 100 model kullanılmıştır. Şekil 6.8’da kullanılan cihazın resmi gösterilmektedir.



Şekil 6.8. Zımparalama ve Parlatma Cihazı

Numune yüzeyinin optik mikroskopta görünür olabilmesi için dağlama işlemi uygulanmıştır. Dağlama temel olarak kontrollü bir korozyon sürecidir. Dağlama için numuneler 30 sn kadar %5 ‘lik HF asiti damlatılarak dağlanmıştır. İlk olarak zayıf olan tane sınırları aşınır. Bu dağlama işleminden sonra optik mikroskopta inceleme için hazır hale getirilmiştir. Farklı büyütme oranlarından görüntüler alınmıştır, genel yapısı incelenmiştir, homojenizasyon oranı ölçülmüştür son olarak porozite oranı ölçümü yapılmıştır.

Tane boyutunu ölçmek için ise elektrolitik dağlayıcıya ihtiyaç duyulmuştur. Numune elektrolitik içerisinde anot durumundadır, dağlama belirli bir akım yoğunluğu ve voltajın uygulanması ile gerçekleştirilir. Barker reaktifi [7 ml HBF₄ ve 93 ml H₂O] içerisinde numune 70 sn boyunca daldırılarak 150-200 mA akım geçirilerek elektrolitik olarak dağlanmıştır. Şekil 6.9’da cihazın fotoğrafı görülmektedir ve TRI Metalurji marka elektrolitik dağlayıcı cihazı kullanılmıştır.



Şekil 6.9. Elektrolitik Dağlama Cihazı

6.4.3. Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM-EDS)

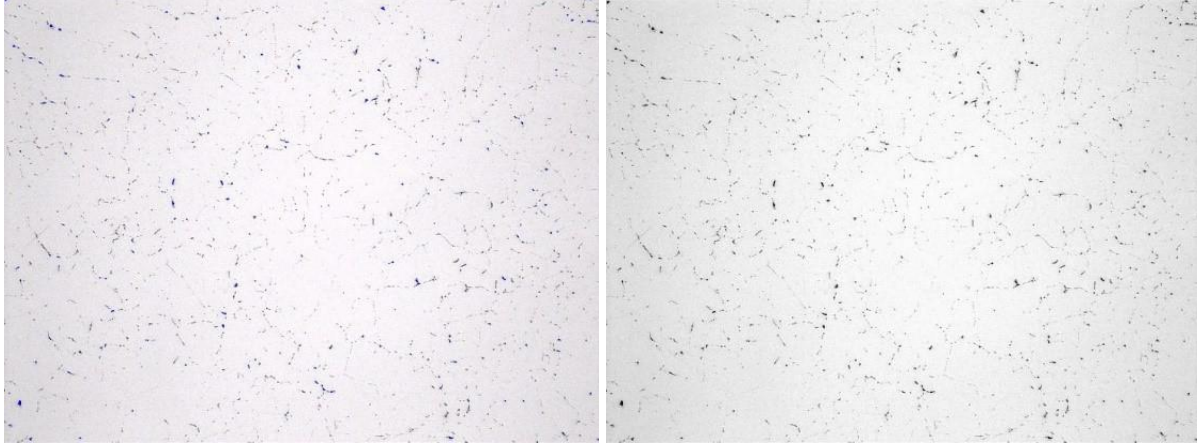
AA6060 alaşımlı biletlere uygulanan farklı soğuma hızlarında meydana gelen yapısal değişiklikler optik mikroskop kullanılarak incelenmiştir. İncelenecek olan numune yüzeyinde ışığın kırılması ile ışığın farklı açılardan gelmesi analiz sırasında renk tonu farklılığı vereceğinden metalografik numune görüntüsü oluşturur. Nikon Eclipse LV150N marka optik mikroskop Şekil 6.10'de görüldüğü gibi kullanılarak mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Farklı büyütme oranlarından alınan görüntüler tüm mikroyapıyı temsil eden nitelikte olmasına dikkat edilmiştir. Optik mikroskopta Clemex Vision Lite yazılımı kullanılarak tüm analizlere bakılmıştır.



Şekil 6.10. Optik Mikroskop Cihazı

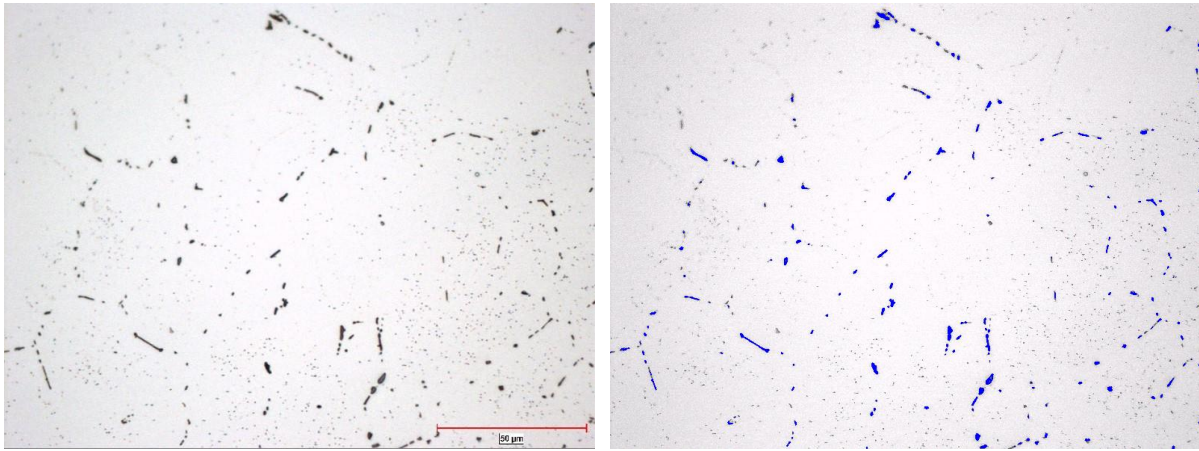
Optik mikroskop incelemelerinde clemex yazılımı, kontrast ve renkten kaynaklanan farklılıkları piksel bazında tespit eder. Yazılım sayesinde porozite olabilecek değerler arası girilerek program o değerlerdeki koyu renkli noktaları seçer ve boyar (Şekil 6.11). Bu boyanmış piksel gruplarının tek tek ölçümlerinin mikron cinsinden yapılması ve bu

ölçümlerin ortalamalarının standartlardaki karşılık gelen değerlere otomatik ölçüm yapmaktadır.



Şekil 6.11. Clemex Yazılımında Porozite Ölçümü (%55 numunesi)

Homojenizasyon dönüşüm oranı analizinde tane sınırlarını farklı renkte boyar (Şekil 6.12). Bu boyanmış piksel gruplarının tek tek ölçümleri mikron cinsinden ölçülmüştür. Bu ölçümlerin ortalamalarının standartlardaki karşılık gelen değerlere otomatik ölçüm yapmaktadır.

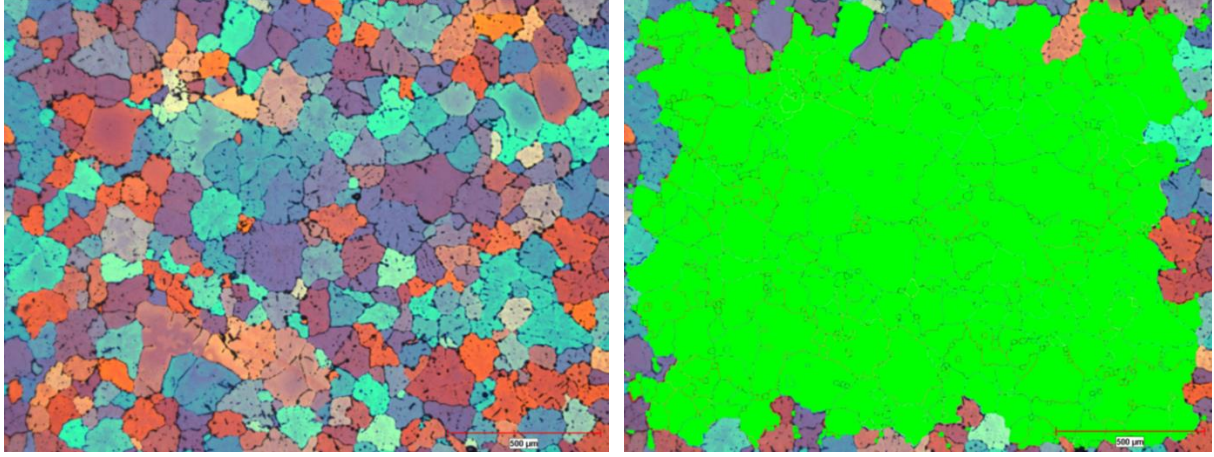


Şekil 6.12. Clemex Yazılımında Homojenizasyon Oranı Ölçümü (%25 numunesi)

Tüm bu işlemlerin ardından tane boyutunu ölçmek için elektrolitik dağılayıcı kullanılarak dağılama işlemi yapılır ve uygun büyütmede Clemex Vision Lite yazılımında analiz kullanılarak numunelerin tane boyutları ölçülmüştür.

Taneleri farklı renkte boyar (Şekil 6.13). Bu boyama işlemi ile her bir farklı tondaki kamera pikselinin istenen renge boyanması sağlanır. Bu şekilde taneler piksel grupları olarak ayrılır. Bu boyanmış piksel gruplarının tek tek ölçümlerinin (dış çap, alan, çizgi üzerindeki ve belirli bir alandaki tane sayısı vs.- yazılımın kabiliyetine göre) mikron cinsinden yapılması ve

bu ölçümlerin ortalamalarının standartlardaki karşılık gelen değerlere otomatik ölçüm yapmaktadır. (Karfo Endüstriyel)



Şekil 6.13. Clemex Yazılımında Tane Boyutu Ölçümü

Homojenizasyon ısıl işleminden sonra biletlerin iç yapısında bulunan element dağılımlarını görebilmek için elementel analiz işlemine başvurulmuştur. SEM’de bulunan enerji dispersif spektrometresi (EDS) kullanılarak homojenize edilmiş ve edilmemiş biletten alınan numuneler üzerinde çalışılmıştır. Kimyasal analizlerin SEM-EDS cihazı ile yarı kantitatif analizleri yapılmıştır. EDS analiz spektrumlarındaki piklerin altında kalan bölümlerin birbirlerine oranlanmasıyla, analizi yapılan malzemedeki elementlerin ağırlıkça yüzdeleri belirlenmektedir. Şekil 6.14’te görüldüğü gibi JEOL 6060 marka elektron mikroskop cihazı kullanılmıştır.



Şekil 6.14. Taramalı Elektron Mikroskop Cihazı (SEM)

6.4.4. XRD Analizi

X-ışınları analizi, bir metalin kristal yapısını, kristal parametreleri, düzlemler arası mesafeyi belirlemek için kullanılan analiz yöntemidir. Her bir kristalin fazın kendine özgü atomik dizilimlerine bağlı olarak X-ışınları karakteristik bir düzen içerisinde kırması esasına dayanarak çalışan bir yöntemdir. X-ışınları analizinde dalga boyu bilinen x-ışınları kristal yapılı bir malzemeye gönderilir. X-ışınları analizi, x-ışını kaynağı Cu-K α olan cihazda yapılmıştır. Tespit edilecek fazlar için çalışma aralığı 10-70° olarak seçilmiştir. Alüminyum alaşımların içyapısının tane sınırlarında bulunan AlFeSi fazının ekstrüzyon prosesinde profillerin yüzeylerini olumsuz yönde etkilendiği ve bu fazların ısıl işlem prosesi ile değişimini incelemek için, içyapısının tane içerisinde bulunan Mg₂Si fazını incelemek için X-ışını analizleri yapılmıştır (Yaşar, 2002).

6.4.5. Sertlik Testi

Profillerin sertlik değerleri Brinell cinsinden ölçülmüştür. Mikro sertlik ölçümleri Buehler Micromet 5103 marka (Şekil 6.15) sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Mikro sertlik ölçümleri HV 0,5 (500 kgf) yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Bütün numunelerden 10'ar adet ölçüm yapılmış ve ortalaması alınmıştır.

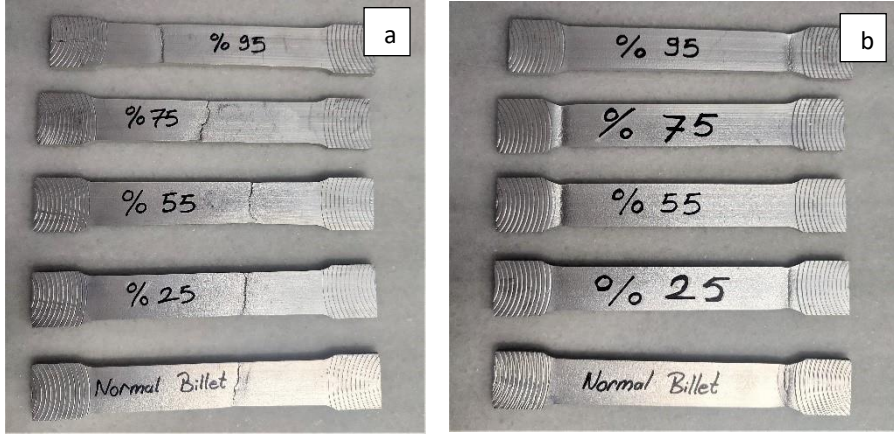


Şekil. 6.15. Sertlik Cihazı ve Yaşlandırma Sonrası Ölçülen Profil

6.4.6 Çekme Testi

Dört farklı soğuma hızındaki biletlere, farklı hız ve sıcaklıklarda ekstrüzyon işlemi yapılmıştır. Ekstrüzyon işlemi sonucunda üretilen profillerden TS EN ISO 6892-1 standartlarına göre çekme numunesi şekil 6.16'de görüldüğü gibi hazırlanmıştır. Farklı soğuma hızlarındaki biletlerden üretilmiş profilden alınan çekme numunesinin, çekme

mukavemeti (MPa), akma mukavemeti (MPa) ve maksimum yüzde uzama (%) testleri gerçekleştirilmiştir.

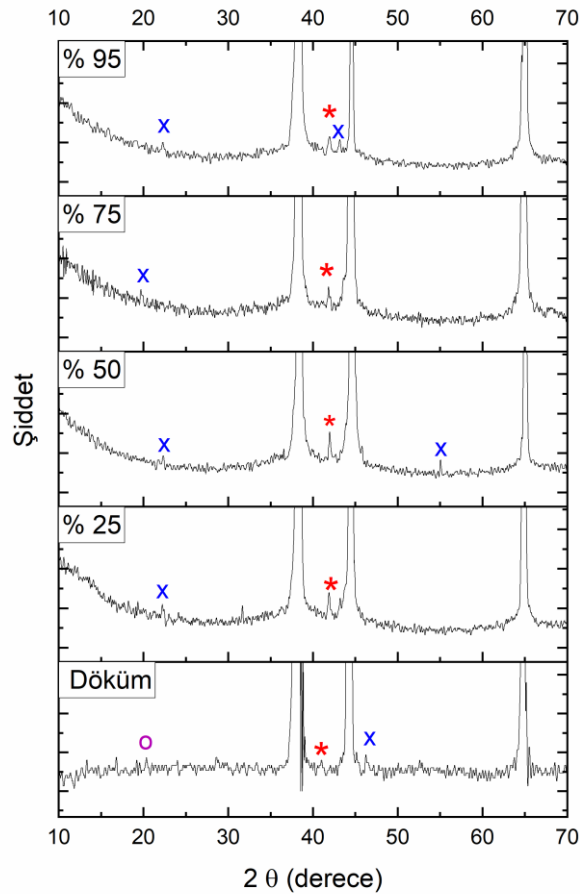


şekil. 6.16. Yaşlandırma Öncesi ekme Numunesi(a) ve Yaşlandırma Sonrası ekme Numunesi(b)

7. DENEYSEL SONUÇLAR

7.1. Homojenizasyonda Soğuma Hızının Faz Yapısına Etkisi

AA6060 alaşımından üretilen biletlerin homojenizasyon sonrası soğuma hızındaki değişimin oluşan fazların analizleri için XRD spektrometresi kullanılmıştır. Döküm sonrası ısıl işlem yapılmamış ve dört farklı hızda soğutulmuş biletlerden alınmış numunelerin XRD paternleri Şekil 7.1’de sunulmuştur. Bu analizin sonucunda elde edilen piklerin β -AlFeSi, α -AlFeSi ve Mg₂Si fazlarına ait düzlemlerin pikleri olduğu tespit edilmiştir. Tüm numunelerde $2\theta = 38^\circ, 44^\circ, 64^\circ, 77^\circ$ ve 82° ’de çıkan pikler JCDPS No. 01-089-2769 kart numaraları Al pikine aittir. AlFeSi, Mg₂Si fazlarının miktarları numune içinde çok az olduğu için XRD piklerinde net pik çıkışları gözlemlenmemiştir. XRD paternine göre $2\theta = 22^\circ$ ’de β -AlFeSi fazı (β -AlFeSi: PDF#41-089), $2\theta = 22^\circ, 43^\circ$ ve 46° ’lerde α -AlFeSi (α -AlFeSi: PDF #01-071-4015) fazı ve $2\theta = 41^\circ$ ’de Mg₂Si (Mg₂Si: PDF#35-0773) fazı belirgin bir şekilde görülmektedir (Bayat vd., 2018- Caniaz R., 2010). Döküm sonrası ısıl işlem görmemiş numunede mevcut olan β -AlFeSi fazı ısıl işlem sonrası α -AlFeSi fazına dönüşmüştür.



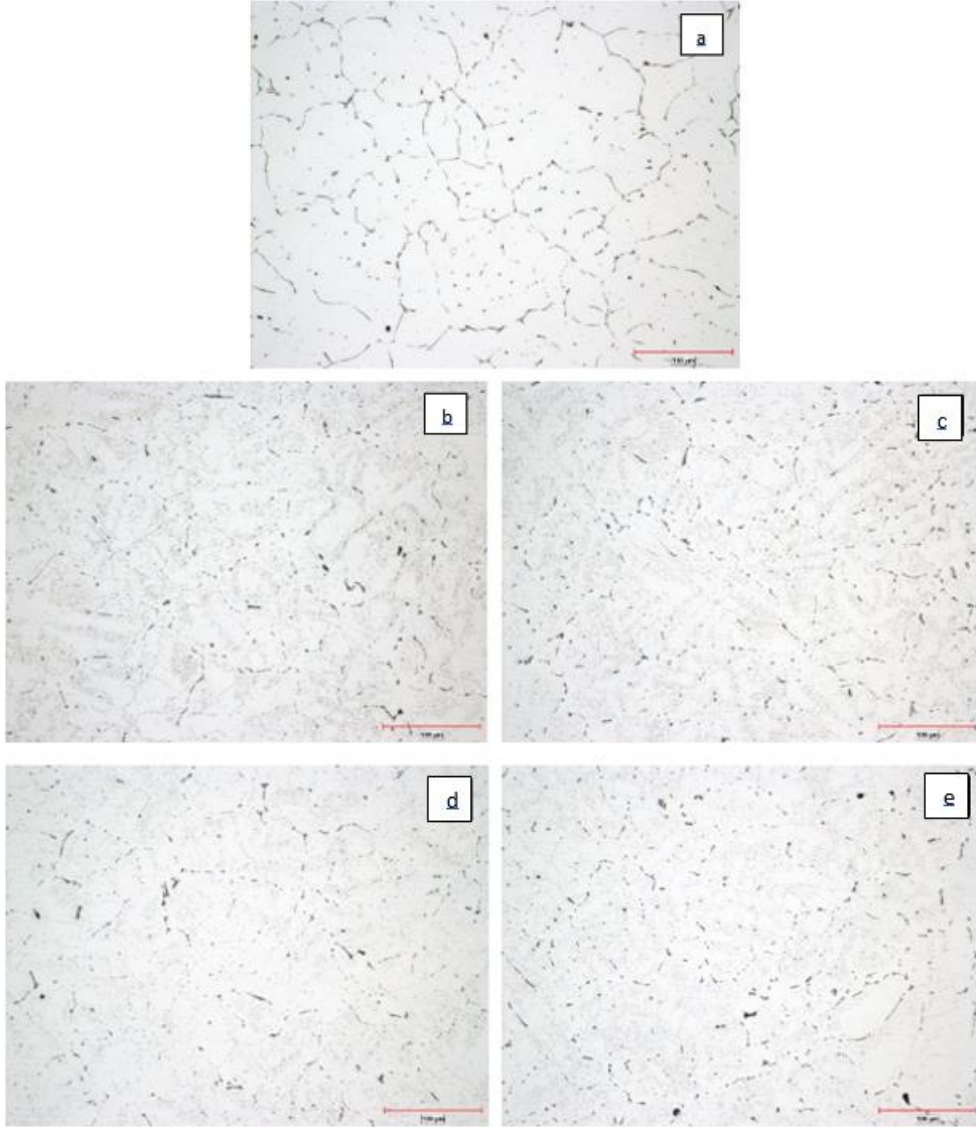
Şekil 7.1. XRD Sonuçları Verilmektedir.

7.2. Homojenizasyonda Soğuma Hızının Mikroyapıya Etkisi

Döküm sonrası yapılan homojenizasyon ısıtma işlemi Mg_2Si fazının çözünmesi, $\beta-AlFeSi \rightarrow \alpha-AlFeSi$ dönüşümü ve Mg_2Si fazının soğuma esnasında yeniden çökmesi prosesleri gerçekleşir (Biol. Vd., 2004). Bu fazların toplam kütle içinde miktarlarının az olmasından kaynaklı XRD sonuçları çok belirgin ve net bir şekilde karşılaştırma yapmaya izin vermez. Optik mikroskop ve SEM kullanılarak mevcut fazların varlığı net bir şekilde ortaya konulabilir. $\alpha-AlFeSi$ intermetalitiği kübik bir kristal yapıya ve küresel morfolojiye sahipken $\beta-AlFeSi$ intermetalitiği monoklinik bir yapı ve plaka (iğnemesi) benzeri bir morfoloji sergiler. Bu morfoloji ekstrüde edilmiş malzemede yerel çatlama ve yüzey kusurlarına neden olarak döküm biletinin ekstrüde edilebilirliğini sınırlar (Onurlu, 1993). Bu fazların küresel ve iğnemesi morfolojileri mikroyapılarında net bir şekilde belirgindir. Döküm sonrası yapıda ayrıca Mg_2Si fazı tane sınırlarında çökelmiştir. Bu da $\beta-AlFeSi$ fazının benzeri bir etki yaparak ekstrüzyon kabiliyetini etkilemektedir. Homojenizasyon sırasında tane sınırı Mg_2Si fazının çözünmesi ve homojenizasyon soğutması sırasında daha homojen bir tane içi dağılımla yeniden çökmesi söz konusudur. Bu da mikroyapıda belirgin bir şekilde görülmektedir.

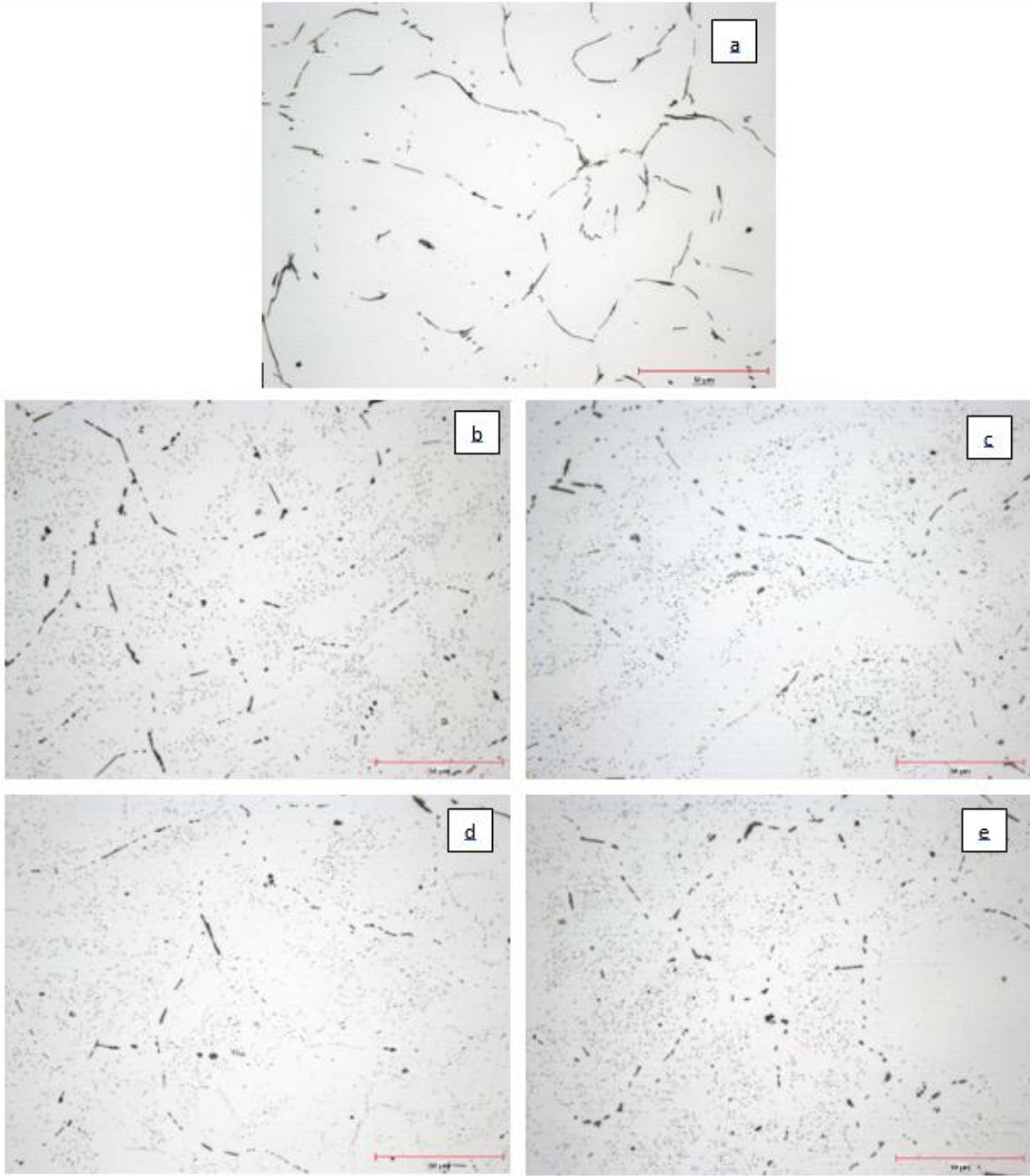
Şekil 7.2 ve Şekil 7.3 numunelerin sırasıyla 200x ve 500x optik mikroskop görüntülerini vermektedir. Döküm sonrası ısıtma işlemi görmemiş numune ve soğutma fanlarının çalışma oranının %95, %75, %55 ve %25 olduğu homojenizasyon sonrası numunelerin görüntüleri sırasıyla verilmiştir.

Şekil 7.2 ve Şekil 7.3'te mikroyapı görüntülerine bakıldığında döküm sonrası yapıda matris $\alpha-Al$ fazı, tane sınırları ve interdendritik boşluklar boyunca dağılmış kaba Mg_2Si parçacıkları, tane sınırlarında plaka/iğnemesel formda $\beta-AlFeSi$ fazı görülmektedir. Tane sınırlarında bulunan açık gri renkli bölgeleri $\beta-AlFeSi$ fazı temsil etmektedir. Her iki fazda yapıda bulunan denge dışı katılaşmadan kaynaklandığını gözlemlemek mümkündür. Homojenizasyon ısıtma işlemi görmüş numunelerin mikroyapısında ise döküm halinde bulunan ve tane sınırlarına yerleşmiş olan $\beta-AlFeSi$ fazının yerini, ayrık küresel formda bulunan $\alpha-AlFeSi$ fazı almıştır. Yine döküm sonrasında tane sınırlarında bulunan kaba Mg_2Si fazı homojenizasyon ısıtma işleminden sonra tane sınırlarından tane içine küçük küreler halinde çökelmiştir. Tane içerisinde bulunan küçük siyah renkli noktaları Mg_2Si fazı temsil etmektedir (Lozano. vd.,2014).



Şekil 7.2. Merkez Bölgesi 200x Büyütme Mikroyapı Görüntüleri (a)Döküm Numunesi, (b) %95 Numunesi, (c) %75 Numunesi, (d) %55 Numunesi, (e) %25 Numunesi

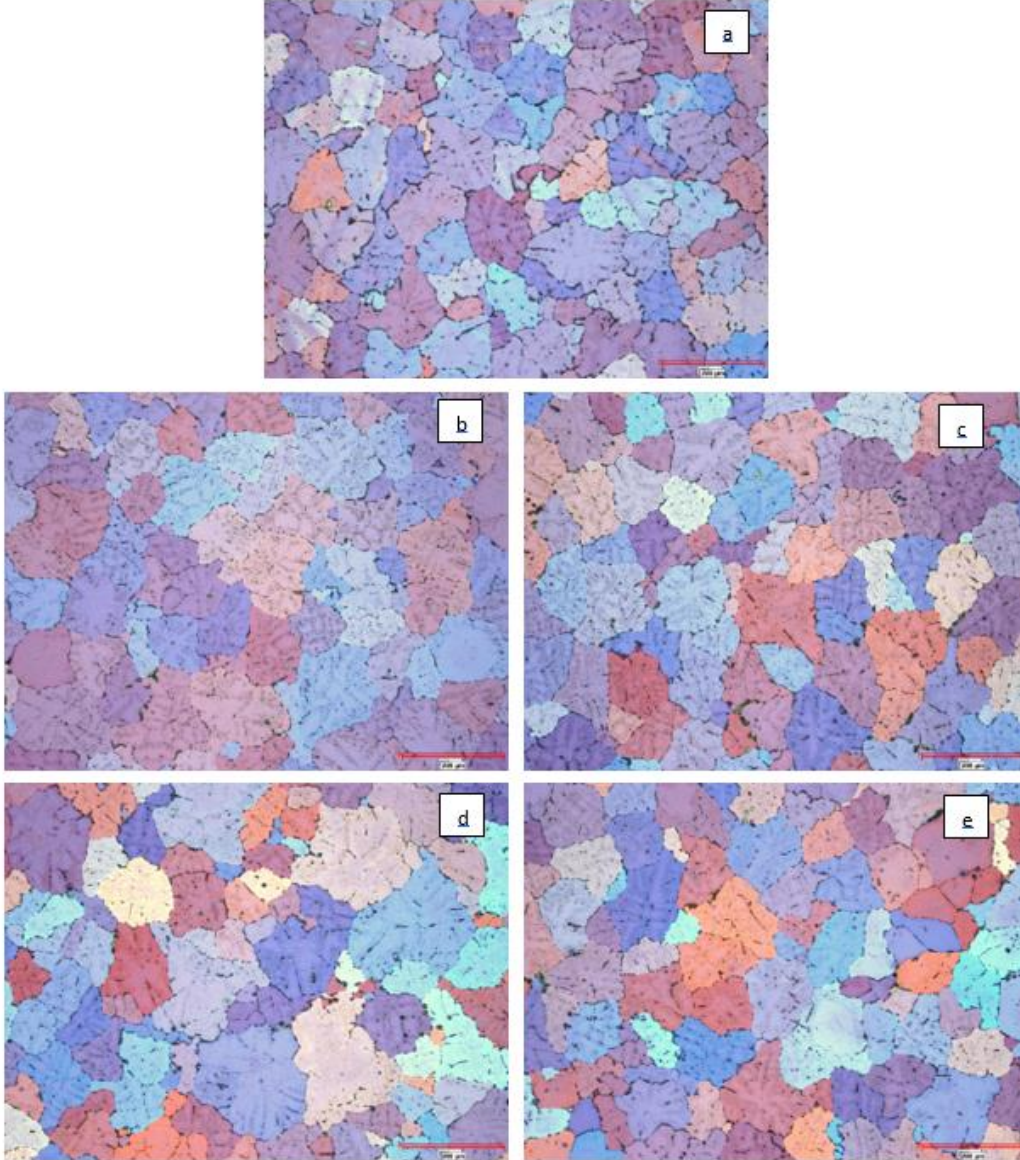
Optik mikroskop resimlerinden de anlaşılacağı üzere, AA6060 alaşımın yapısında bulunan fazlar çoğunlukla tane sınırlarında toplanmışlardır. Merkez bölgeden alınan görüntülerde dağılım üniform olarak meydana gelmiştir.



Şekil 7.3. Merkez Bölgesi 500x Büyütme Mikroyapı Görüntüleri. (a)Döküm Numunesi, (b) %95 Numunesi, (c) %75 Numunesi, (d) %55 Numunesi, (e) %25 Numunesi

Döküm numunesi ile homojenize olmuş numune mikroyapıları karşılaştırıldığı zaman, döküm numunesinin tane sınırlarında bulunan kaba ve sürekli devam eden fazlar, homojenize olmuş numunelerde çok ince ve parçalanmış biçimde tane sınırlarına çökeldiği gözlenmektedir. Döküm numunesinde tane sınırlarında bulunan Mg_2Si fazı homojenizasyon sonrasında tanelerin içlerine çökeldiği mikroyapılarda görülmektedir. Koyu bölgeler $AlFeSi$ fazını ve açık gri bölgeler ise Mg_2Si fazını göstermektedir.

Şekil 7.4'te ise bu numunelerin elektrolitik olarak dağlanmasından sonra optik mikroskop ile alınmış 100x de ki renkli görüntülerini vermektedir. Alaşımın tane yapısı, optik mikroskop görüntüsünün renkli hale gelmesiyle daha belirgin bir şekilde ortaya çıkmıştır. Döküm ve homojenizasyon işlemi sonrası tane boyutlarında bir değişim olmadığı görülmektedir.



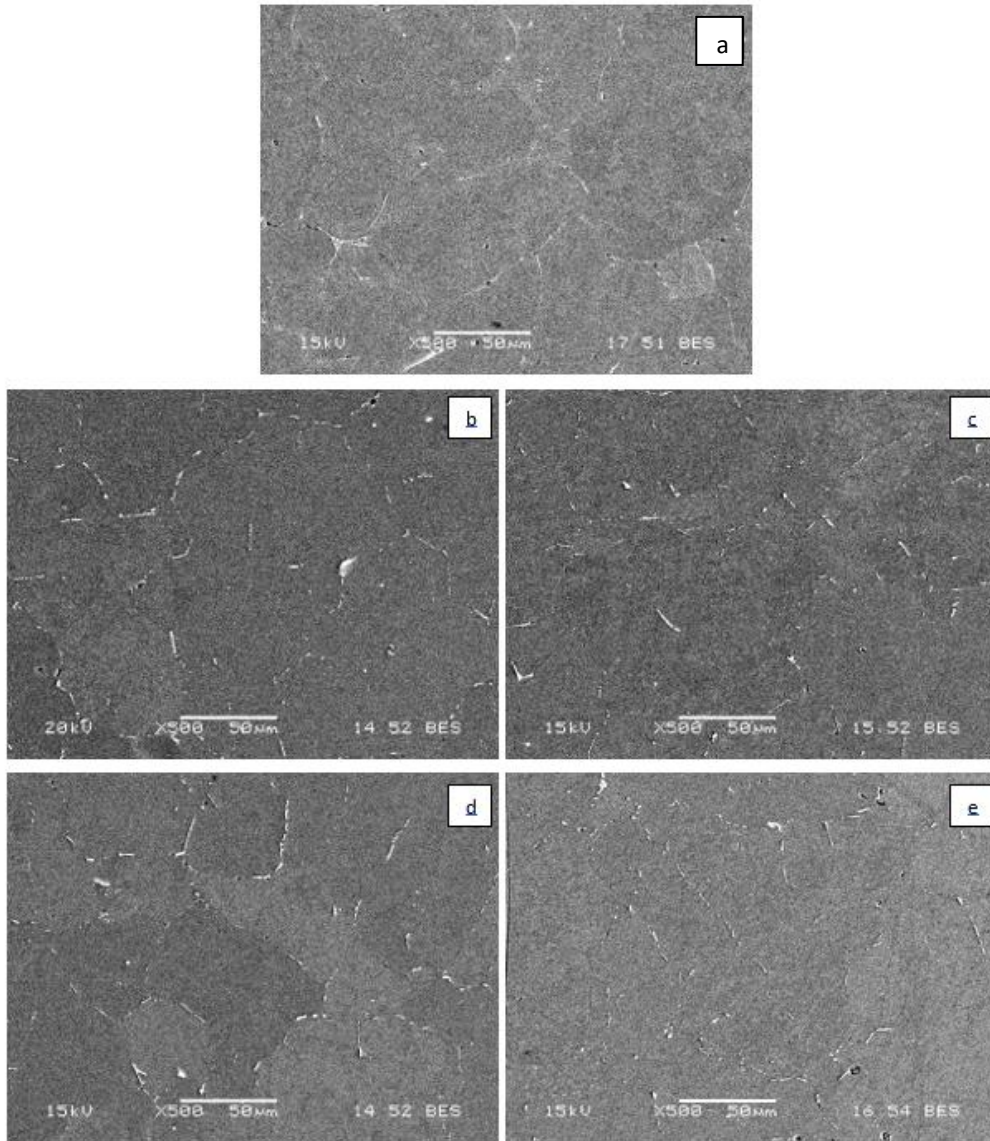
Şekil 7.4. Merkez Bölgesi Renkli Mikroyapı Görüntüleri. (a)Döküm Numunesi, (b) %95 Numunesi, (c) %75 Numunesi, (d) %55 Numunesi, (e) %25 Numunesi

Üretilen biletlerin optik mikroskop ile bağlantılı olarak kullanılan Clemex yazılımı ile homojenizasyon oranları, porozite oranları ve tane boyut analizleri yapılmıştır. Analizlerin sonuçları Tablo 7.1'de gösterilmiştir. Buna göre homojenizasyon soğuma hızındaki değişim porozite miktarı, homojenizasyon oranı ve tane boyutlarında bir değişime yol açmamıştır.

Tablo 7.1. Tane Boyutu, Porozite Oranı ve Homojenizasyon Oran Değerleri Gösterilmektedir

Numuneler	Porozite	Homojenizasyon	Tane Boyutu
%95	%0,07	%85,64	106 μm
%75	%0,06	%83,33	105 μm
%55	%0,07	%84,46	109 μm
%25	%0,06	%84,17	105 μm
Döküm	%0,06	-	107 μm

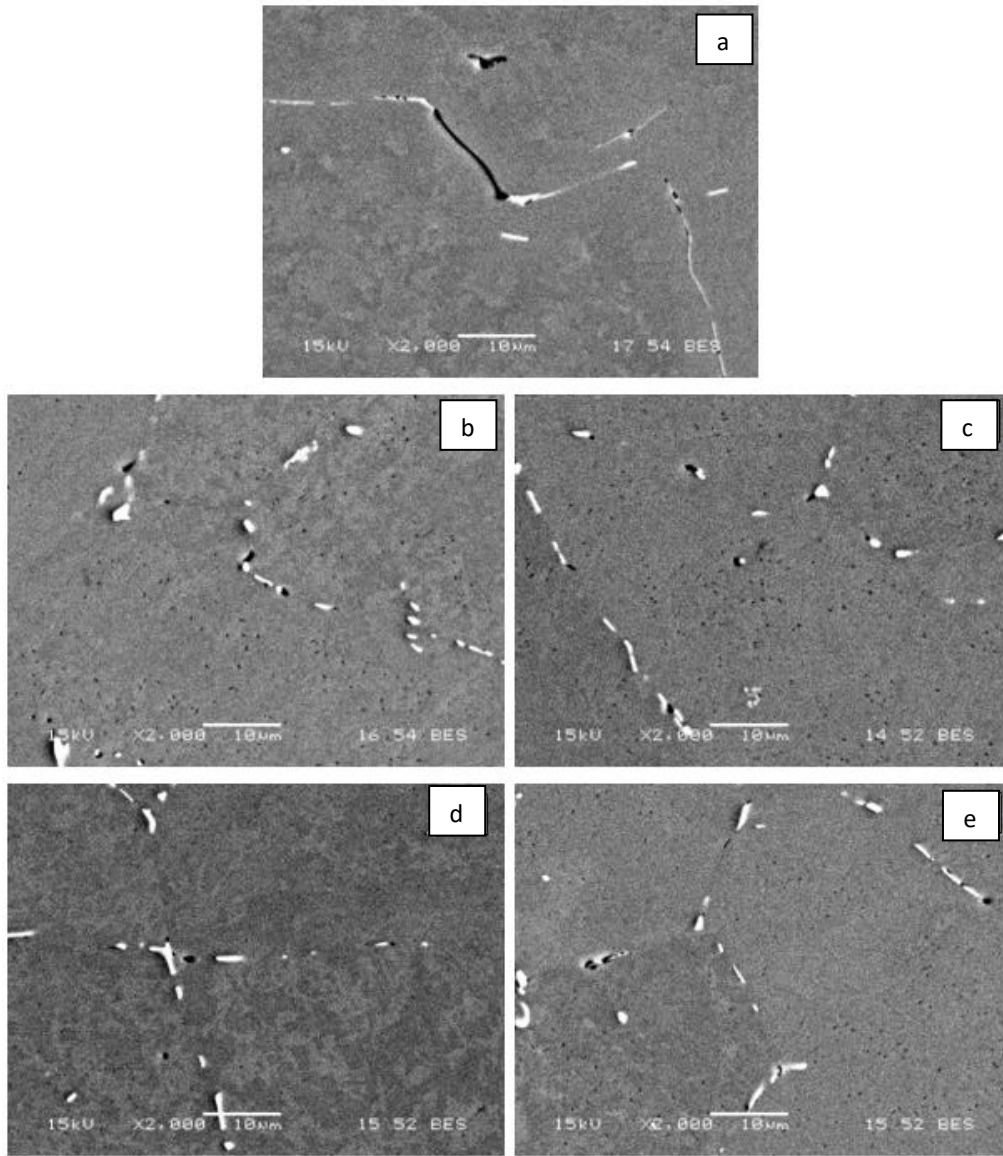
SEM incelemelerinden elde edilen topografik görüntüler Şekil 7.5 ve Şekil 7.6'da sunulmuştur. Bu mikroyapılardan anlaşılacağı üzere, homojenizasyon ısıl işleminin sonucu olarak fazların yapı içine dağılımı gözlenmiştir.



Şekil 7.5. X500 Büyütmedeki Taramalı Elektron Mikroskobu Görüntüleri. (a)Döküm Numunesi, (b) %25 Numunesi, (c) %55 Numunesi, (d) %75 Numunesi, (e) %95 Numunesi

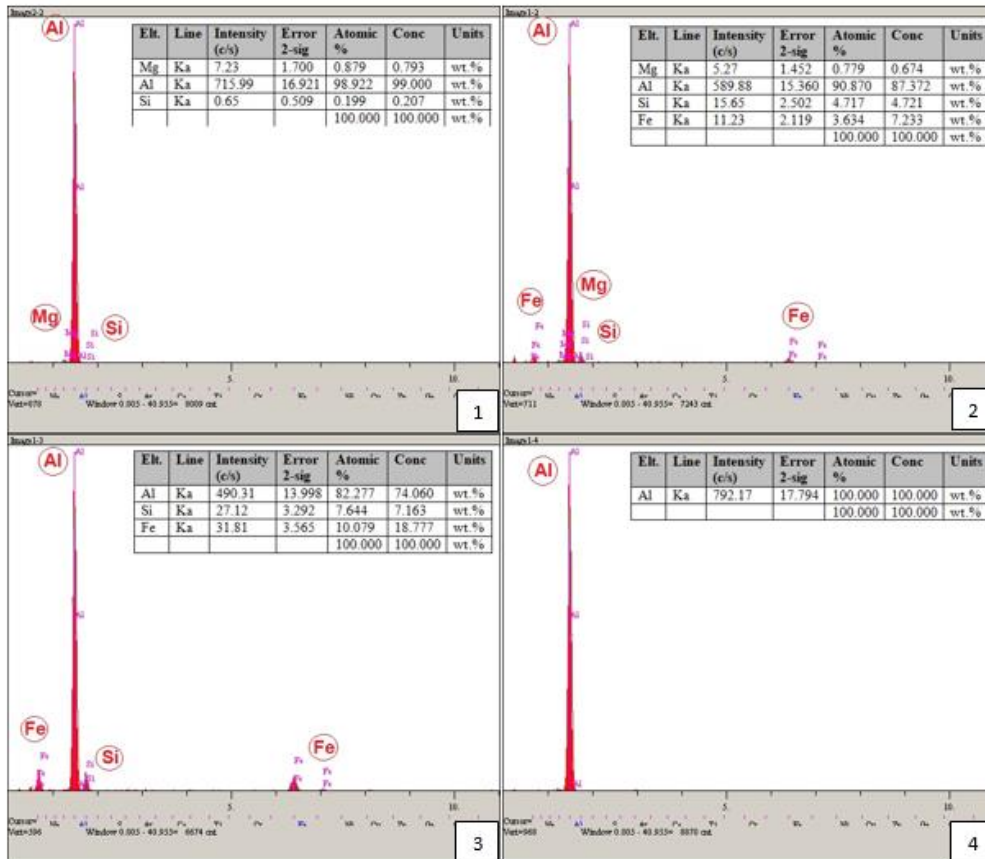
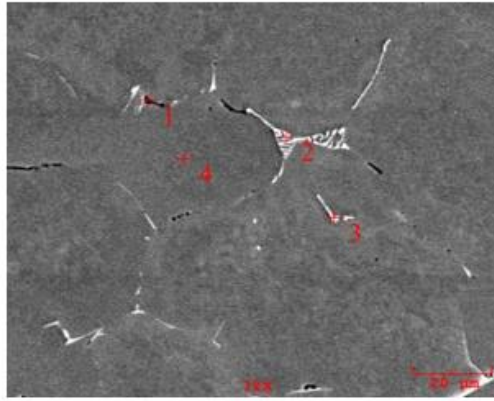
SEM görüntülerinden görüldüğü üzere, döküm numunesinin (a) tane sınırlarında yoğun olarak bulunan fazlar homojenize ısıtılma işlemi görmüş numunelerde (b,c,d,e) bu fazların tane içine dağılımı görülmektedir.

SEM döküm numunesi (a) incelendiğinde fazların tane sınırlarında bulunduğu X2000 büyütmede net olarak gözlemlenmiştir. Diğer homojenizasyon ısıtılma işlemi görmüş numuneler incelendiğinde tane sınırlarındaki fazların morfolojisinde parçalı ve küresel yapıya ulaşırken, tane sınırlarında bulunan Mg_2Si fazı ise tanelerin içerisine küçük noktacıklar halinde çöktüğü X2000 büyütmede net olarak ortaya çıkmıştır.



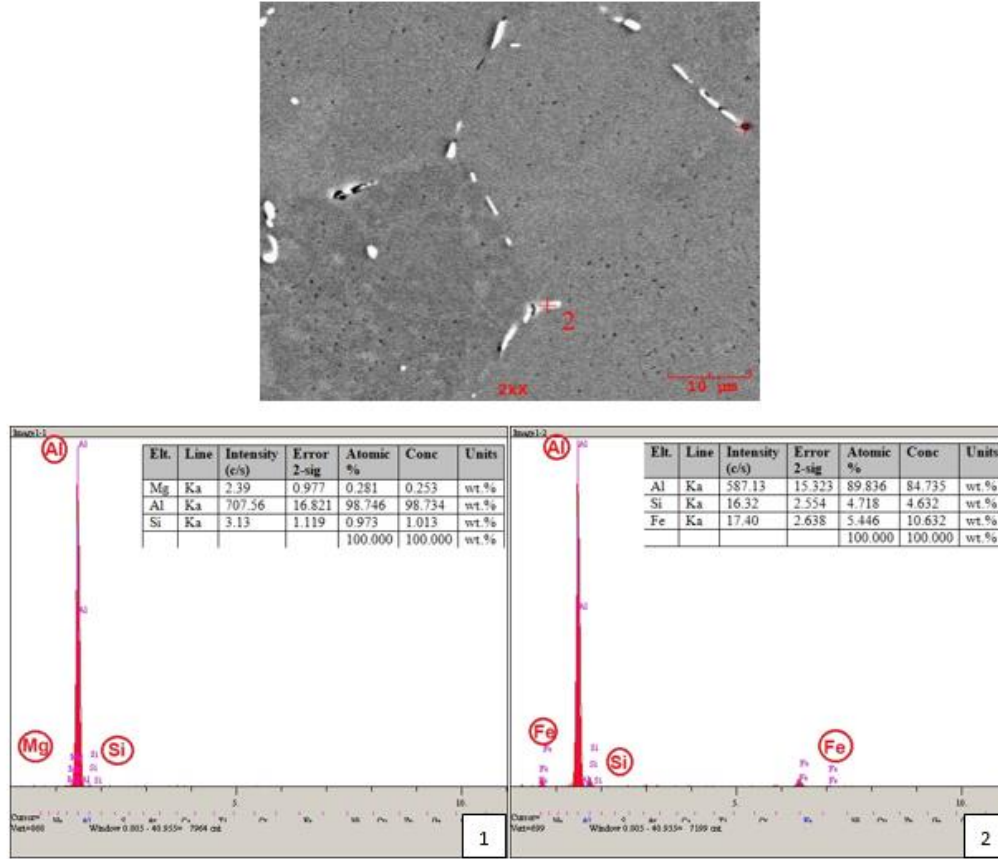
Şekil 7.6. X2000 Büyütmedeki Taramalı Elektron Mikroskobu Görüntüleri. (a)Döküm Numunesi, (b) %25 Numunesi, (c) %55 Numunesi, (d) %75 Numunesi, (e) %95 Numunesi

AA6060 alaşımının döküm numunesinin dört farklı bölgesinden alınan elementel analiz sonuçları, % ağırlık olarak Şekil 7.7’de verilmiştir. 1. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Mg, Al, Si elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise Mg_2Si ’dir. 2. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Mg, Al, Si, Fe elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise $AlFeSi$ ’dir. 3. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Al, Si, Fe elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise $AlFeSi$ ’dir. 4. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Al elementine rastlanmıştır. Olası faz ise $\alpha-Al$ ’dir.



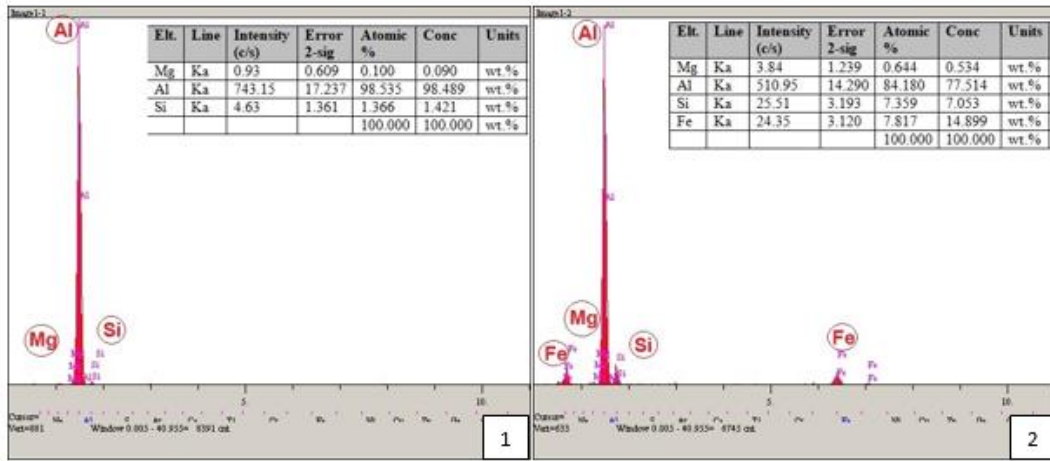
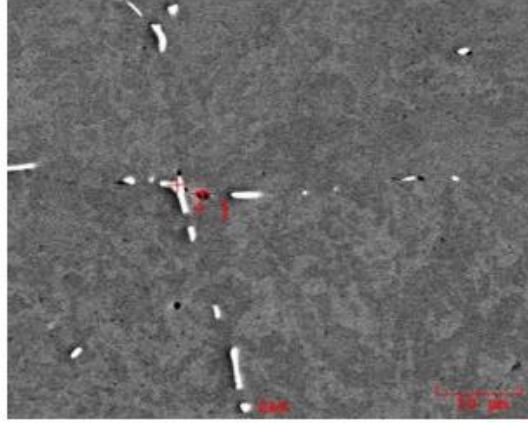
Şekil 7.7. Döküm Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.

AA6060 alaşımının %95 numunesinin iki farklı bölgesinden alınan elementel analiz sonuçları, % ağırlık olarak Şekil 7.8’de verilmiştir. 1. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Mg, Al, Si elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise Mg_2Si ’dir. 2. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Al, Si, Fe elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise $AlFeSi$ ’dir.



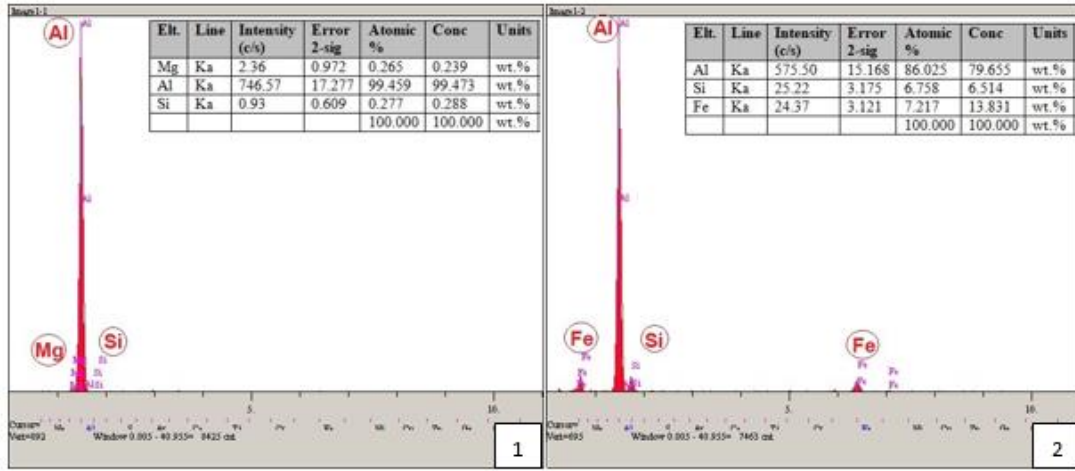
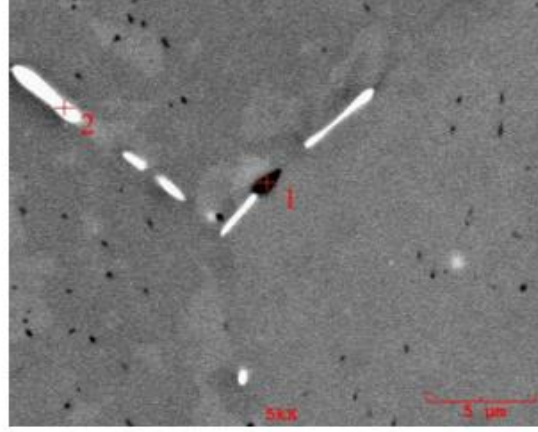
Şekil 7.8. %95 Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.

AA6060 alaşımının %75 numunesinin iki farklı bölgesinden alınan elementel analiz sonuçları, % ağırlık olarak Şekil 7.9’da verilmiştir. 1. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Mg, Al, Si elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise Mg_2Si ’dir. 2. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Mg, Al, Si, Fe elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise $AlFeSi$ ’dir.



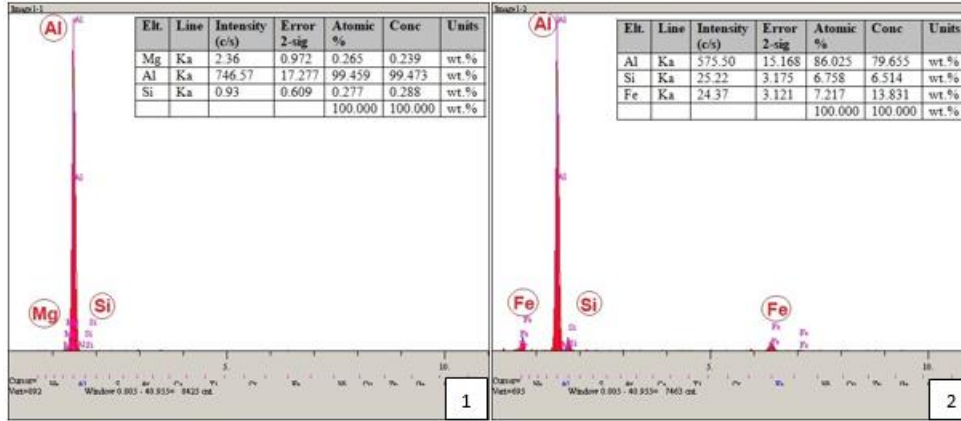
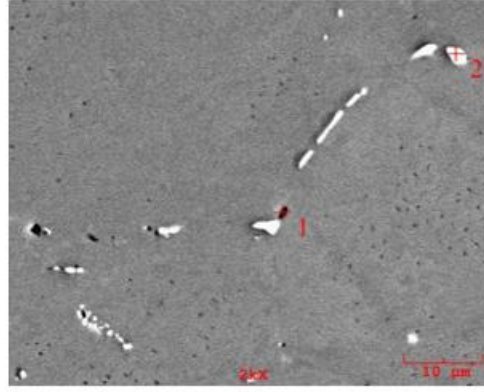
Şekil 7.9. %75 Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.

AA6060 alaşımının %55 numunesinin iki farklı bölgesinden alınan elementel analiz sonuçları, % ağırlık olarak Şekil 7.10'da verilmiştir. 1. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Mg, Al, Si elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise Mg_2Si 'dir. 2. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Al, Si, Fe elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise $AlFeSi$ 'dir.



Şekil 7.10. %55 Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.

AA6060 alaşımının %25 numunesinin iki farklı bölgesinden alınan elementel analiz sonuçları, % ağırlık olarak Şekil 7.11’de verilmiştir. 1. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Mg, Al, Si elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise Mg_2Si ’dir. 2. Bölgeden alınan kalitatif elementel sonuç doğrultusunda Al, Si, Fe elementlerine rastlanmıştır. Olası faz ise $AlFeSi$ ’dir.



Şekil 7.11. %25 Numunesinin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü ve EDS Spektrumları Analiz Sonuçları.

7.3. Homojenizasyonda Soğuma Hızlarının Ekstrüzyon Parametrelerine Etkisi

Alaşımında bulunan Mg ve Si oranlarına göre Mg_2Si oranı bulunarak, Al- Mg_2Si faz diyagramında solvüs eğrisinin üzerindeki sıcaklığa denk gelen bir sıcaklıkta çalışılmalıdır. İstedığımız mukavemeti elde etmemizi sağlamak için bu sıcaklıklarda çalışılmalıdır. Tez çalışması doğrultusunda gerçekleşen ekstrüzyon prosesinde ulaşılan çıkış sıcaklığı faz diyagramına göre uygundur.

Ekstrüzyon oranı arttıkça ekstrüde edilebilirlik düşerken, bu oran azaldıkça da ekstrüde edilebilirlik artmaktadır. Ekstrüzyon oranı ne kadar fazlaysa metal akışına karşı gösterilen direnç artacağından profilin ekstrüzyonu o kadar zor olur. Farklı soğuma hızlarındaki biletlerin ekstrüzyon prosesine uygunluğu tespit edilmiştir.

Biletlerin farklı soğuma hızlarındaki değişimi, köşebent profilin üretimi başladığı andan itibaren profil meydana gelme hızlarını etkilemediği ekstrüzyon proses uygulamasında görülmüştür. Tablo 7.2'de farklı soğuma hızlarındaki biletlerin ekstrüzyon baskı şartları gösterilmektedir. Dört farklı soğuma hızı ekstrüzyon baskı şartlarında büyük farklılıklara yol açmamıştır.

Tablo 7.2. Numunelerin Ekstrüzyon Baskı Şartları

	25%	55%	75%	95%
Şarj No	52672			
Profil No	11266			
Billet Boyu	68 cm			
Billet Tipi	Ø152 - 6060			
Billet Sıcaklığı	447 °C	455 °C	435 °C	452 °C
Kovan Sıcaklığı	421 °C	421 °C	421 °C	421 °C
Çıkış Barı	198 Bar	199 Bar	200 Bar	199 Bar
Hız Potansı	%65	%65	%65	%65
Baskı Zamanı	93 sn	89 sn	93 sn	92 sn
Çıkış Sıcaklığı	523 °C	515 °C	512 °C	518 °C
Zimba Hızı	6,7	7,1	6,5	6,8
Ölü Zaman	39 sn	38 sn	39 sn	39 sn
Alınan Profil Boyu	25 m (2 Figürlü)			

7.4. Homojenizasyonda Soğuma Hızının Ekstrüzyon Sonrası Mekanik Özelliklere Etkisi

Homojenizasyon yapıldı. Mikroyapı ve fazlar incelendi. Hepsinde başarılı bir homojenizasyon elde edildi. Mikroyapılar arasında ciddi farklar yok. Bir de ürün ölçeğinde inceleme yapıldı ve ekstrüzyon ile şekillendirildi. Ekstrüzyon prosesi sonrasında termik ısıl işlemi ile devam etti. T5 ısıl işleminin de etkisi bu tez kapsamında araştırıldı. Farklı soğuma hızlarında homojenizasyon yapılan numunelere aynı şartlarda ekstrüzyon ve T5 yapıldı. T5 öncesi ve sonrası sertlik ve çekme deneylerine maruz bırakıldı.

Ekstrüzyon sonrası ısıl işlem görmemiş profilin sertlik değeri 50 Brinell değerine ulaşırken, ısıl işlem sonrası ölçülen profilin sertlik değeri 78 Brinell değerine ulaşmaktadır. Buradan anlaşılacağı üzere ısıl işlem prosesinin malzemenin sertlik değerini olumlu yönde arttırdığı sonucuna ulaşılmıştır. Sertlik değerleri Tablo 7.3'te sunulmuştur.

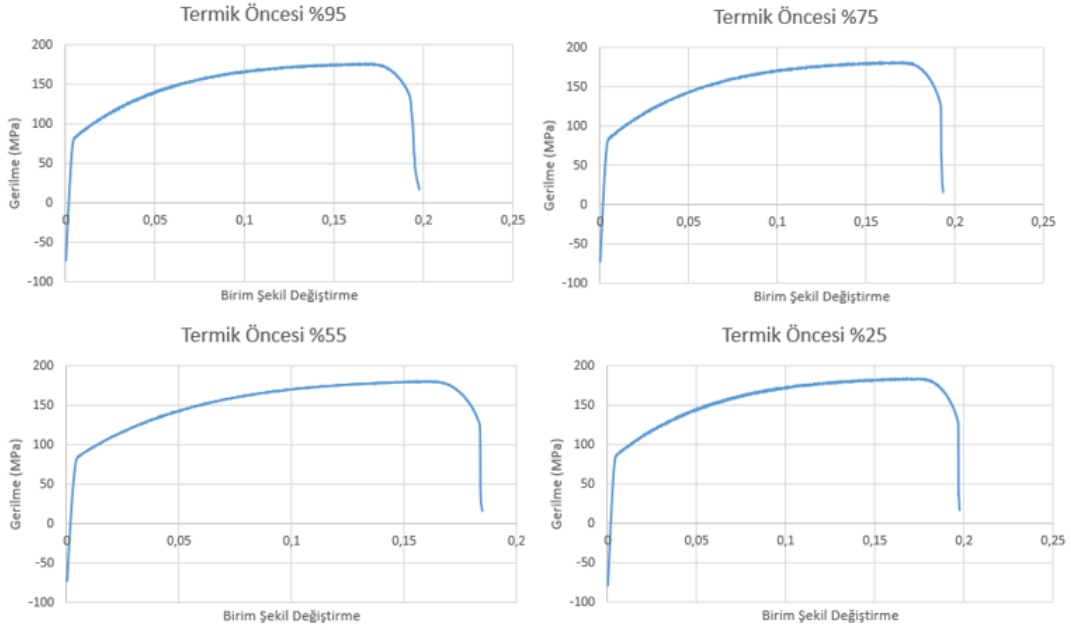
Tablo 7.3. Numunelerin Sertlik Değerleri

Numune	Yaşlandırma Öncesi Sertlik	Yaşlandırma Sonrası Sertlik
%95	50 Brinell	78 Brinell
%75	51 Brinell	77 Brinell
%55	51 Brinell	78 Brinell
%25	50 Brinell	77 Brinell

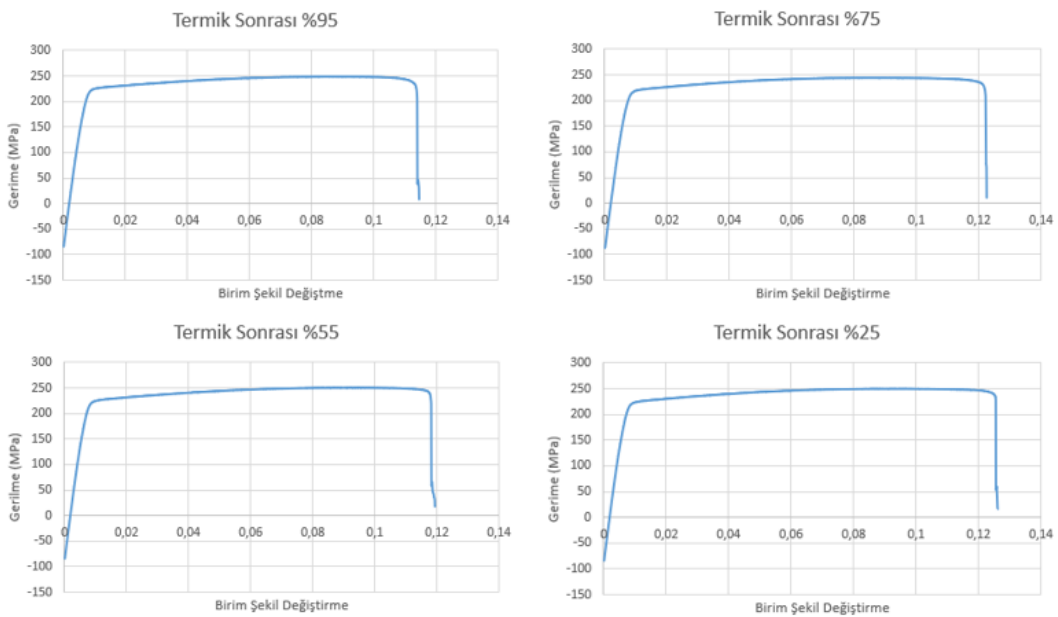
7.5. Çekme Testi

Çekme deneyi sonuçlarına bakılarak, ısıtılmış numunelerin ısıtılmış numunelere göre daha yüksek akma mukavemet değerlerine ulaştığı gözlemlenmiştir. Aynı şekilde çekme dayanımında da artış söz konusudur.

Tablo 7.4 ve Tablo 7.5 ısıtılmış işlem öncesi ve sonrası için Gerilme – Birim Şekil Değişirme grafikleri gösterilmiştir.



Tablo 7.4. Termik Öncesi Numunelerin Gerilim – Birim Şekil Değişirme Grafikleri



Tablo 7.5. Termik Sonrası Numunelerin Gerilim – Birim Şekil Değişirme Grafikleri

Ekstrüzyon sonrasında ısıtıl işlem uygulanmayan profillerden çekme numuneleri alınmış olup Tablo 7.6 incelendiğinde %25 soğutma hızındaki çekme numunesinin en yüksek akma mukavemeti olan 82MPa'lık değere sahip olduğu gözlemlenmiştir. Çekme dayanımı en yüksek olan numune ise %25 soğutma hızına sahip olan numuneye ait olup 183 MPa değerine ulaşmıştır.

Tablo 7.6. Isıl İşlem Öncesi Çekme Testi Sonuçları

Termik Öncesi	Akma Noktası	Çekme Dayanımı	Kopma Noktası
%95	77 MPa	175 MPa	130 MPa
%75	80 MPa	180 MPa	125 MPa
%55	80 MPa	180 MPa	122 MPa
%25	82 MPa	183 MPa	127 MPa

Ekstrüzyon sonrasında ısıtıl işlem uygulanan profillerden çekme numuneleri alınmış olup Tablo 7.7 incelendiğinde en yüksek akma mukavemetine sahip olan %25 soğutma hızındaki çekme numunesi 220MPa'lık değere sahip olduğu gözlemlenmiştir. Çekme dayanımı en yüksek olan %25 numunesi 250 MPa değerine ulaşmıştır.

Tablo 7.7. Isıl İşlem Sonrası Çekme Testi Sonuçları

Termik Sonrası	Akma Noktası	Çekme Dayanımı	Kopma Noktası
%95	219 MPa	248 MPa	222 MPa
%75	215 MPa	244 MPa	224 MPa
%55	217 MPa	249 MPa	231 MPa
%25	220 MPa	250 MPa	236 MPa

8. GENEL SONUÇLAR

Tezin amacı doğrultusunda soğuma hızlarında yapılan değişiklikler ile enerjiden tasarruf edilirken, malzemenin mikroyapısında ve mekanik özelliklerinde olumsuz etkilere rastlanmamıştır.

Turbo fanların çalışma gücü azaldıkça, soğuma hızı azalmaktadır. Çalışma gücünün %95'den %25'e düşürülmesi ile soğuma hızında 0,08 °C/dk azalma görülmüştür.

Turbo fanların toplam elektrik tüketiminden elde edilen tasarruf değeri %29,6 olarak sonuçlanmıştır.

XRD sonuçlarına göre AA6060 alaşımında β -AlFeSi \rightarrow α -AlFeSi dönüşümü ve Mg₂Si fazları tespit edilmiştir.

Optik mikroskop incelemeleri sonucunda döküm numunesinin tane sınırlarında görülen iğnesel formdaki β -AlFeSi fazının, homojen ısı işlem görmüş numunelerin (%95, %75, %55, %25) tane sınırlarında küresel forma α -AlFeSi dönüştüğü gözlemlenmiştir. Aynı şekilde döküm numunesinde tane sınırında bulunan Mg₂Si fazının, homojenizasyon ısı işlem görmüş yapının tane içlerine çökelediği tespit edilmiştir.

AA6060 alaşımında 152 çap ve 7 m boyunda dökülen numunelere optik mikroskopta Clemex yazılım ile ölçülen ortalama homojenizasyon dönüşüm oranı ise %84, tane boyutu ortalama 107µm ve ortalama porozite %0,06 olarak ölçülmüştür.

SEM – EDS analizlerinde döküm numunesinde ve homojenizasyon ısı işlem görmüş numunelerde matris α -Al, tane sınırları β -AlFeSi, α -AlFeSi ve Mg₂Si fazları tespit edilmiştir. Koyu renkleri Mg₂Si fazı, açık renkleri ise AlFeSi fazının temsil ettiği görülmüştür.

Ekstrüzyon da billet sıcaklığı arttıkça baskı (pres) süresi azalmıştır.

Ekstrüzyon sonrası soğuyan profilin sertliği 50 brinell gelirken, yaşlandırma sonrası aynı profilin sertliği 78 brinell gelmektedir. Yaşlandırma işlemi sonucunda sertlikte artış meydana gelmiştir.

Çekme testinde ısı işlem görmüş numunelerden %25 soğuma hızına sahip numunenin akma mukavemeti 220 MPa, çekme dayanımı 250 MPa ve kopma noktası 236 MPa ile en dayanıklı malzemedir.

KAYNAKÇA

- Allen, C. M., O'Reilly, K. A. Q., Cantor, B., & Evans, P. V.** (1998). Intermetallic phase selection in 1XXX Al alloys. *Progress in Materials Science*, 43(2), 89-170.
- Asa, S.** (2010). *AA6061 İşlem Alaşımının Homojenizasyon Prosesinin Ekstrüzyon Kabiliyetine Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen bilimleri Enstitüsü, İstanbul. 0-87
- Backerud, L., Krol, E. & Tamminen, J.** (1986) Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. Vol. 1, AFS/Skana- aluminum, Oslo. 365-372
- Bayat, N. Carlberg, T. & Cieslar, M.** (2017). In-Situ Study of Phase Transformations during Homogenization of 6005 and 6082 Al Alloys. *Journal of Alloys and Compounds* 725 504-509.
- Bayat, N., Carlberg, T., & Cieslar, M.** (2018). In-situ study of phase transformations during homogenization of 6060 and 6063 Al alloys. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 1-22.
- Belov, NA., Eskin, DG., & Aksenov, AA.** (2005). Multicomponent phase diagrams: Applications for commercial aluminium alloys. Elsevier.1-95
- Birol, Y.** (2004), The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets, *Journal of Material Processing Technology*, 148:250-258.
- Bjornbakk., E.B.** (2002). Materials Science Forum, vols. 396–402, Trans Tech Publications, Switzerland, 2002, p. 405.
- Chakrabarti, D., Y. & Peng, D.E.** (1999) Laughlin. Precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions and the role of the Q'and related phases. *In Materials Science*
- Chakrabarti, D.J., & David, E.** (2004). Laughlin, *Progress in Materials Science*, 49, 389–410.
- Coşkun, M.** (2019). *Örnek Bir Alüminyum Ekstrüzyon İmalat Tesisinde Enerji Verimliliğinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- Davis, J.R.** (1999). Corrosion of Al and Al-Alloys, ASM International,
- Demirci, A. H.** (2003) Malzeme Bilgisi ve Malzeme Muayenesi, Alfa, İstanbul.

Demircioğlu, P., (2002), *Alüminyum Alaşımının Dökümünde Gaz Oluşumu ve Gaz Giderme Tekniklerinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.

Efendi, A. (2004). *Alüminyum Biletlerin Sürekli Dökümünde Bilet Yapısını Etkileyen Faktörlerin Araştırılması*, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Erarşlan, Y. (1999). *Etial-60 Alaşımında Döküm ve Homojenizasyon Uygulamalarının Ekstrüzyon Kabiliyetine Etkileri*, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Eskin, D. G., & Katgerman, L. (2009). Macrosegregation Mechanisms in Direct-Chill Casting of Aluminium Alloys. *Materials Science Forum*, 630, 193–199.

Eskin, D.G. (2008). *Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys*, CRC press, Forum. 2002. Transtec Publications;

Hsu, C., O'Reilly, K. A. Q., Cantor, B., & Hamerton, R. (2001). Non-equilibrium reactions in 6xxx series Al alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 304-306, 119–124.

Karfo Endüstriyel,

[Erişim:26.03.2023,<https://www.karfo-endustriyel.com.tr/tr/cozumler/endustriyel-mikroskop-cozumleri/demir-disi-metaller-metalografisi/aluminyum-tane-boyutu>]

Karhausen, K., Dons, A.L., & Aukrust, T. (1996). *Mater. Sci. Forum* 217–222

Kuijpers, N. C. W., Kool, W. H., & Van Der Zwaag, S. (2002). DSC Study on Mg-Si Phases in As Cast AA6xxx. *Materials Science Forum*, 396-402, 675–680. Switzerland,

Kumar, S., & O'Reilly, K. A. Q. (2016). Influence of Al grain structure on Fe bearing intermetallics during DC casting of an Al-Mg-Si alloy. *Materials Characterization*, 120, 311–322.

Legarth, J.B. (1996). Sustainable metal resource management—the need for industrial development: efficiency improvement demands on metal resource management to enable a (sustainable) supply until 2050. *Journal of Cleaner Production*, 4(2), 97–104.

Liu, Y., Kang, S. ., & Kim, H. (1999). The complex microstructures in an as-cast Al–Mg–Si alloy. *Materials Letters*, 41(6), 267–272.

- Lozano, A. J., Peña, S.B., & Voort, V.G.** (2014). Effect of Processing Steps on the Mechanical Properties and Surface Appearance of 6063 Aluminium Extruded Products. *Materials*, 7(6), 4224–4242.
- Mulazimoglu, M.H. Zaluska, A. Gruzleski, J.E. & Paray, F.** (1996). Mackay, R., & Sokolowski, J. (2008). Experimental Observations of Dendrite Coarsening & Al-Si Eutectic Growth in Progressively Quenched Structures of Al-Si-Cu Casting Alloys. *International Journal of Metalcasting*, 2(2), 57–75.
- Martienssen, W. & Warlimont, H.** (2005) Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data, 1-1119
- Meyveci, A., Karacan, İ.K., Calgölü, U., & Durmus, H.** (2010). Journal of Alloys and Compounds 491, 278–283.
- Murat, S. & James, T.T.** (2003). Physical Metallurgy and the Effect of Alloying Additions in Aluminum Alloys, Aluminium Handbook,
- Nadella, R., Eskin, D.G., Du, Q., & Katgerman, L.** (2008) Macroseggregation in Direct-Chill Casting of Aluminium Alloys. *Prog. Mater. Sci.* 53, 421–480
- Oka, T., Yanagawa, M., & Hirano, M.** (1996). Proceedings of the Sixth International Aluminum Extrusion Technology Seminar, vol. 1, Aluminum Association, Washington, DC, p. 157.
- Onurlu, S.** (1993). *Homojenizasyonun AA 6063 Alüminyum Alaşımının İÇyapısı ve Özelliklerine Etkisi*, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Saha, P.** (2000). *Aluminum Extrusion Technology*, ASM International. 1-116
- Sebiboğa, T.** (2019). *Direkt ekstrüzyon Metoduyla Üretilmiş EN AW-ALSiMg Alüminyum Alaşımında Kimyasal Kompozisyonun Ürün Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- Sebiboğa, T.** (2019). *Direkt Ekstrüzyon Metoduyla Üretilmiş En AW-ALSiMg Alüminyum Alaşımında Kimyasal Kompozisyonun Ürün Özelliklerine Etkilerinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen bilimleri Enstitüsü, Sakarya.

Şendeniz, M. (2006). *Seçilen Bir Al-Mg-Si Alaşımının (AlMgSi0.5 ; Etial 60) Isıl İşlemlerle Özellik Değişimlerinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa.

Tanihata, H., Sugawara, T., Matsuda, K., & Ikeno, S. (1999). *Journal of Materials Science*, 34(6), 1205–1210.

Taylor, J.A. (2004). The effect of iron in Al-Si casting alloys. 35th Australian Foundry Institute National Conference, Adelaide, South Australia, Australia: Australian Foundry Institute (AFI). 148-157

Thermo Scientific. (2013) Thermo Scientific ARL İspark Series Optical Emission Spectrometers, [Erişim: 24.11.2022, <https://www.thermoscientific.com/>]

Totik, Y. (2002). *Homojenizasyon Uygulanmış Alüminyum Alaşımı İngotlarda İşlenebilirliğin Konuma Bağlı Olarak Değişimi*. Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.

Verran, G. O. & Kurzawa, U. (2008). *Conservation & Recycling* 52, 731-736

Wagstaff AirSlip. (2003) Döküm işlemleri El Kitabı,

Wagstaff, [Erişim: 06.03.2022, www.wagstaff.com]

Wang, L., Makhlof, M., & Apelian, D. (1995). Aluminium die casting alloys: alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships. *International Materials Reviews*, 40(6), 221–238.

Yağcı, T. (2021). Alüminyum Döküm Alaşımına Dair Son Yıllardaki Akademik Ve Endüstriyel Gelişmelere Genel Bakış Ve Değerlendirme. *Bursa Uludağ Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi*, 26(3), 1191-1210

Yavuz A. (1998). *Alüminyumun Geri Dönüşümü*, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Zaman, E. (2008) *Alüminyum Alaşımalarında Homojenizasyon İşleminin Yapıya Etkileri ve İntermetalik Fazların Sibut Yöntemiyle Tespiti*, Lisans Tezi, YTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, İstanbul.

Zajac, S., Bengtsson, B., & Jonsson, C. (2002). *Materials Science Forum*, vols. 396–402, Trans Tech Publications, Switzerland, p. 399.

Zajac, S., Hutchinson, B., Johansson, A., & Gullman, L.-O. (1994). Microstructure control and extrudability of Al–Mg–Si alloys microalloyed with manganese. *Materials Science and Technology*, 10(4), 323–333.

Zajac, S., Hutchinson, B., Johansson, A., & Gullman, O. (1994) Microstructure Control and Extrudability of Al-Mg-Si Alloys Microalloyed With Manganese, *Materials Science and Technology*, 10, 323.

Zajac, S., Hutchinson, B., Johansson, A., & Gullman, L.O. (1994). Microstructure control and extrudability of aluminium-Mg-Si alloys microalloyed with manganese. *Le Journal de Physique IV*, 03(C7), C7–251–C7–254.

Zhu, H., Couper, M. J., & Dahle, A. K. (2011). Effect of process variables on Mg-Si particles and extrudability of 6xxx series aluminum extrusions. *JOM*, 63(11), 66–71.

Zhu, H., Zhang, X., Couper, M. J., & Dahle, A. K. (2009). Effect of primary intermetallic particles on surface microstructure and appearance of aluminium extrusions. *Materials Chemistry and Physics*, 113(1), 401–406.