

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TİTANYUM İLE ALÜMİNYUM-MAGNEZYUM-SİLİSYUM
ALAŞIMLARININ YAPI KONTROLÜ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Hamit Hakan UĞURLU**

Anabilim Dalı : Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Programı : Malzeme Bilimi Yüksek Lisans Programı

HAZİRAN 2009

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TİTANYUM İLE ALÜMİNYUM-MAGNEZYUM-SİLİSYUM
ALAŞIMLARININ YAPI KONTROLÜ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Hamit Hakan UĞURLU
(506051425)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 04 Mayıs 2009
Tezin Savunulduğu Tarih : 01 Haziran 2009**

**Tez Danışmanı : Prof. Dr. M. Niyazi ERUSLU (İTÜ)
Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Eyüp Sabri KAYALI (İTÜ)
Prof. Dr. Mehmet KOZ (Marmara Üniv.)**

HAZİRAN 2009

ÖNSÖZ

Yüksek lisans tezimi yöneten, çalışmalarımda bana yol gösteren, desteğini hiç bir zaman esirgemeyen ve çalışmalarımın tamamlanmasını sağlayan saygı değer hocam Prof. Dr. M. Niyazi ERUSLU'ya sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam sırasında değerli bilgilerini benimle paylaşan ve deneysel çalışmalarım sırasında bana yardımcı olan Prof. Dr. Onuralp YÜCEL ve Doç. Dr. Gültekin GÖLLER'e teşekkür ederim.

Deneylerimin yapılışı esnasında ve tezimin yazım sürecinde bilgi birimkimlerini benimle paylaşan ve çözümler sunan Araş. Gör. Dr. Necip ÜNLÜ ve Araş. Gör. Akın ODABAŞI'na teşekkürlerimi iletmeyi bir borç bilirim.

Deneysel numunelerimi hazırlayan Fen İş Alüminyum'a ve dökümhanesindeki çalışanlarına, deneyimleriyle bana yol gösteren Metalurji Yüksek Mühendisi M. Ömer BÜYÜKFIRAT'a teşekkür ederim.

Bugüne kadar her ne olursa olsun bana maddi ve manevi yardımda bulunan, her zaman yanımda olan, beni bugünlere getiren aileme, anneme, babama ve kız kardeşime teşekkür ederim.

Haziran 2009

Hamit Hakan UĞURLU
Metalurji ve Malzeme Mühendisi

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ	iii
İÇİNDEKİLER	v
KISALTMALAR.....	vii
SEMBOLLER.....	ix
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xi
ŞEKİL LİSTESİ	xiii
ÖZET	xv
SUMMARY	xvii
1. GİRİŞ.....	1
2. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI.....	3
2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	4
2.2 Al-Mg-Si Alaşımları.....	6
3. ALÜMİNYUM-MAGNEZYUM-SİLİSYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜ.....	9
3.1 Direk Soğutmalı Döküm Yöntemi	9
3.1.1 Flakslama ve gaz giderme işlemi	12
3.1.2 Tane inceltme işlemi.....	13
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	17
4.1 Deneysel Malzemeler	17
4.2 Döküm Yöntemi.....	18
4.3 Homojenizasyon Isıl İşlemi	19
4.4 Brinell Sertlik Testi	24
4.5 Malzemelerin Karakterizasyonu	25
5. DENEYSEL SONUÇLAR	27
5.1 Optik Mikroskop İnceleme Sonuçları	27
5.2 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İnceleme Sonuçları.....	30
5.3 X-Işını Difraksiyon (XRD) Analizi İnceleme Sonuçları.....	33
5.4 Brinell Sertlik Testi Sonuçları.....	34
6. GENEL SONUÇLAR	37
KAYNAKLAR.....	41
EKLER	45
ÖZGEÇMİŞ.....	59

KISALTMALAR

AA	: Alüminyum Birliği (Aluminum Association).
DC	: Direk Soğutma (Direct Chill).
EDS	: Enerji Dağılımlı X-Işını Analizi (Energy Dispersive X-ray Analysis).
HBN	: Brinell Sertlik Değeri (Hardness Brinell Number)
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu (Scanning Electron Microscope).
XRD	: X-Işını Difraksiyonu (X-Ray Diffraction).

SEMBOLLER

C₀	: Bulk kompozisyon.
k	: Katı ve sıvı arasındaki bölüm katsayısı.
m	: Sıvı gradyenti.
O	: Isıl işlem uygulanmamış numuneyi gösterir.
T1	: Döküm veya ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklık şekil verme işleminden sonra uygulanan oda sıcaklığında yapılan doğal yaşlandırma işlemini gösterir.
T4	: Çözeltiye alma ve oda sıcaklığında yaşlandırma ısıl işlemini kapsayan ısıl işlemi gösterir.
T5	: Döküm veya ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklık şekil verme işleminden sonra uygulanan yapay yaşlandırma ısıl işlemini gösterir.
T6	: Çözeltiye alma ve yapay yaşlandırma ısıl işlemlerini kapsar.

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : İşlenmiş alüminyum alaşımları.....	5
Çizelge 2.2 : Döküm alüminyum alaşımları	6
Çizelge 2.3 : AA 6063 AlMgSi alaşımının kimyasal kompozisyonu	6
Çizelge 2.4 : AA 6063 AlMgSi alaşımının mekanik özellikleri	7
Çizelge 3.1 : Alüminyumun içindeki birkaç elementin segregasyon gücü	15
Çizelge 4.1 : Deneysel numunelerin kimyasal kompozisyonları	17
Çizelge 4.2 : Bazı alüminyum alaşımlarının homojenizasyon değerleri	20
Çizelge 5.1 : Ortalama tane boyutu ölçüm sonuçları	27
Çizelge E.2.1 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesindeki plakasal partikülden alınan EDS analiz sonuçları.	54
Çizelge E.2.2 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısıtılma işlemi görmüş numunedeki partikül üzerinden alınan EDS analiz sonucu	55
Çizelge E.2.3 : %0,0102 Ti içeren homojenizasyon ısıtılma işlemi görmüş numunedeki intermetalik üzerinden alınan EDS analizi sonucu.....	57

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 : Metallerin akma mukavemeti – yoğunluk grafiği.	4
Şekil 2.1 : AA 6063 AlMgSi döküm kütüğünün karakteristik mikroyapısı.....	8
Şekil 3.1 : Direk soğutmalı dökümün sistematik şekli.	10
Şekil 3.2 : Dönüşüm bölgesinin sistematik gösterimi	11
Şekil 3.3 : a) Hot-top döküm tablası b) Hot-top içeren direk soğutmalı dökümün sistematik şekli	12
Şekil 3.4 : Al%5Ti%1B mastır alaşımının mikroyapı görüntüsü.	14
Şekil 3.5 : Çözünen elementin alüminyum taneleri üzerine etkisi.....	16
Şekil 4.1 : Döküm yönteminin şematik gösterimi.....	19
Şekil 4.2 : AA 6005 AlMgSi alaşımındaki β -AlFeSi $\rightarrow$ α -AlFeSi dönüşümünü gösteren mikroyapılar	20
Şekil 4.3 : α partikülünün β partikülü üzerindeki büyümesinin sistematik resmi	22
Şekil 4.4 : AA 6063 alaşımında Mg ₂ Si çökeltilerinin çekirdeklenme ve büyüme hızının sıcaklıkla değişimi	23
Şekil 4.5 : Homojenizasyon ısı işlem kademelerinin şematik gösterimi.....	24
Şekil 5.1 : Al%5Ti%1B mastır alaşımı eklenmemiş döküm numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.....	28
Şekil 5.2 : Al%5Ti%1B mastır alaşımı eklenmemiş homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı Keller çözeltisi	28
Şekil 5.3 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi	29
Şekil 5.4 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.....	29
Şekil 5.5 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesinin taramalı elektron mikroskobu görüntüsü	30
Şekil 5.6 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesindeki plakasal partikülün taramalı elektron mikroskobunda elde edilen yüksek büyütme görüntüsü	31
Şekil 5.7 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunenin elektron mikroskobu görüntüsü.....	31
Şekil 5.8 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunenin elektron mikroskobunda elde edilen yüksek büyütme görüntüsü	32
Şekil 5.9 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesinin XRD analiz sonuçları.....	34
Şekil 5.10 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunenin XRD analiz sonuçları	34
Şekil 5.11 : Döküm numunelerinin sertlik testi sonuçları	35
Şekil 5.12 : Homojenizasyon işlemi görmüş numunelerinin sertlik testi sonuçları.....	36

Şekil E.1.1 : %0,0081 Ti içeren döküm numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.....	46
Şekil E.1.2 : %0,0081 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemi görmüş numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı	46
Şekil E.1.3 : %0,0102 Ti içeren döküm numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı	47
Şekil E.1.4 : %0,0102 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlem görmüş numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı.....	47
Şekil E.1.5 : %0,0182 Ti içeren döküm numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı	48
Şekil E.1.6 : %0,0182 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemi görmüş numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı.....	48
Şekil E.1.7 : Al%5Ti%1B mastır alaşımı ilavesi yapılamamış alaşıma ait makro dağlama görüntüsü	49
Şekil E.1.8 : Al%5Ti%1B mastır alaşımı ilavesi yapılmamış alaşıma ait polarize ışık altında çekilmiş mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk); ortalama tane boyutu: 416 µm.	49
Şekil E.1.9 : % 0,0081 Ti içeren numunenin makro dağlama görüntüsü	50
Şekil E.1.10 : % 0,0081 Ti içeren numunenin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk); ortalama tane boyutu: 238 µm.....	50
Şekil E.1.11 : %0,0102 Ti içeren numunenin makro dağlama görüntüsü	51
Şekil E.1.12 : %0,0102 Ti içeren numunenin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk), polarize ışık; ortalama tane boyutu: 192 µm.....	51
Şekil E.1.13 : %0,0161 Ti içeren numunenin makro dağlama görüntüsü	52
Şekil E.1.14 : %0,0161 Ti içeren numunenin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk), polarize ışık; ortalama tane boyutu: 174 µm.	52
Şekil E.1.15 : %0,0182 Ti içeren numunenin makro dağlama görüntüsü	53
Şekil E.1.16 : %0,0182 Ti içeren numunenin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk), polarize ışık; ortalama tane boyutu: 168 µm.....	53
Şekil E.2.1 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesinin genel EDS analiz sonucu.....	54
Şekil E.2.2 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesindeki plakasal partikül üzerinden alınan EDS analiz sonucu grafiği.....	54
Şekil E.2.3 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemi görmüş numunenin genel EDS analiz sonucu	55
Şekil E.2.4 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemi görmüş numunedeki partikül üzerinden alınan EDS analiz sonucu.....	55
Şekil E.2.5 : %0,0102 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemi görmüş numunenin SEM mikroyapı görüntüleri.....	56
Şekil E.2.6 : %0,0102 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemi görmüş numunedeki α-AlFeSi intermetalığının yüksek büyütmedeki SEM mikroyapı görüntüsü	56
Şekil E.2.7 : Şekil E.2.6'daki intermetalik üzerinden alınan EDS analiz sonucu	57

ÖZET

TİTANYUM İLE ALÜMİNYUM-MAGNEZYUM-SİLİSYUM ALAŞIMLARININ YAPI KONTROLÜ

Ana alaşım elementleri magnezyum ve silisyum olan AA6063 AlMgSi alaşımları, yaşlandırma ile geliştirilebilen mekanik özellikler, korozyona karşı mükemmel direnç ve iyi yüzey bitiş özellikleri gösterirler. Alüminyum endüstrisinde alüminyum alaşımlarının üretimi için ekonomik ve uygulaması kolay olan direk soğutmalı döküm tekniği tercih edilmektedir. AA 6063 alüminyum alaşımları genellikle mimari uygulamalarda kullanılırlar ve ekstrüzyonla şekillendirilirler.

Bu tez çalışmasında, direk soğutmalı döküm yöntemi ile farklı miktarlarda titanyum içeren 178mm çapından ve 2m boyunda kütük şeklindeki AA 6063 AlMgSi alaşımları dökülmüştür ve homojenizasyon ısı işlemine tabi tutulmuştur. Dökülen bu alaşımlar yarı mamul olduğu için, döküm ve homojenizasyon ısı işlemi sonrası elde edilen yapı bir sonraki üretim prosesini doğrudan etkileyecektir. Bu nedenlerden ötürü, optik mikroskop, SEM çalışmaları, XRD analizleri, Brinell sertlik deneyleri ve ortalama tane boyutu tespiti ile yapılan deneysel çalışmalarda titanyumun tane inceltme üzerine ve mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılmıştır. Ayrıca AA 6063 AlMgSi alaşımının mikroyapısında homojenizasyon ısıleme bağlı olarak meydana gelen mikroyapısal değişiklikler gösterilmiştir. Artan titanyum miktarı ile daha ince taneli bir yapı görülmüştür ve alaşımın sertlik değerinde bir artış saptanmıştır. Tane inceltme işlemi görmemiş alaşımda sertlik değeri 44 HBN ve ortalama tane boyutu 416 μm olarak tespit edilirken en yüksek sertlik değeri titanyum miktarı %0,0161 olan ve ortalama tane boyutu 174 μm olan numunede tespit edilmiştir. Bununla birlikte homojenizasyon sonrası daha homojen bir yapı ve teknolojik öneme sahip $\beta\text{-AlFeSi} \rightarrow \alpha\text{-AlFeSi}$ faz dönüşümleri tespit edilmiştir.

SUMMARY

THE CONTROL OF STRUCTURE OF ALUMINUM-MAGNESIUM-SILICON ALLOYS BY USING TITANIUM

AA6063 AlMgSi alloys, which magnesium and silicon are main alloying elements in, shows increased mechanical properties through aging heat treatment, excellent corrosion resistance and good surface finish properties. Direct chill casting is preferred in aluminum industry, since it is easy to apply and economic. AA6063 aluminum alloys are widely used in architectural applications and formed by extrusion.

In this study, AA 6063 AlMgSi alloys with different amount of titanium have been cast in the form of 178mm diameter and 2m long billets and homogenization heat treatment has been applied to them. The structure obtained after homogenisation treatment and cast influences directly subsequent production stage, as those casted alloys are semi-finished product. Therefore, the effect of titanium on grain refinement and alloy's mechanical properties has been investigated in laboratory works via optical microscope, SEM works, XRD analysis, Brinell hardness experiments and measurement of average grain size. Moreover, microstructural changes have been detected, which result from homogenization heat treatment. A finer microstructure has been found with increasing titanium amount, and increased hardness value of the alloy as well. The highest hardness value, 47 HB, has been obtained in the sample that has 0,0161% Ti and shows 174 μm average grain size, while 44 HB value has been found in non-grain refined sample that reveals 416 μm average grain size. Also, more homogeneous structure and $\beta\text{AlFeSi} \rightarrow \alpha\text{AlFeSi}$ phase transformations having technological important have been obtained, after homogenisation.

1. GİRİŞ

Demir dışı metaller arasında en fazla üretilen alüminyum ve alüminyum alaşımları, sahip oldukları özelliklerinden dolayı birçok uygulama alanında kullanılmaktadırlar. Hammaddesinin kolay bulunabilir olması, üretim tekniklerinin gelişmiş olması ve ucuzluğu, alüminyum tüketiminin yüksek oluşunun diğer nedenleridir [1].

Alüminyum bir çok metal ile alaşım yapılabilmektedir. Çinko, magnezyum, silisyum, bakır, titanyum ve lityum bu metaller içerisinde genellikle eklenen ve kontrol edilen başlıca alaşım elementi olarak yer almaktadır. Bu elementler, malzemenin mekaniksel ve fiziksel özelliklerini geliştirmek için kullanılmaktadır [2].

Alüminyum alaşımları arasında, özellikle ekstrüzyon sanayisinde kullanılan ve yaşlandırma ısıt işlemleri uygulanabilen 6XXX serisi AlMgSi alaşımları önemli bir yere sahiptir. AA 6063 AlMgSi alaşımlarının büyük bir bölümü en yaygın döküm yöntemi DC (direk soğutmalı) döküm ile üretilip, ekstrüzyon ile şekillendirilmektedir.

Geliştirilmiş mekanik özellikleri ile beraber yüksek ekstrüze edilebilirliğin yanında AA 6063 alaşımı mükemmel korozyon direncine ve iyi yüzey bitiş özelliklerine sahiptir. İyi yüzey bitiş özelliklerine sahip olduğu için AA 6063 anodik kaplama uygulamaları için oldukça uygundur. Anodik kaplamada amaç, alüminyum yüzeyinde oluşan oksit tabakasının kalınlaştırılması yoluyla, malzemenin korozyon direncinin artırılmasıdır. Bu özelliklerinden dolayı AA 6063 AlMgSi alaşımı geniş bir şekilde mimari uygulamalarda kullanılmaktadır [1]. AA 6063 AlMgSi alaşımının ekstrüzyon yöntemiyle üretilen profillerinin en yaygın kullanıldığı sektörler, inşaat-mimari, otomotiv, elektrik-elektronik ve makine imalat sektörleridir [3].

Direk soğutmalı döküm yöntemi ile üretilen AA 6063 AlMgSi alaşımının döküm yapısı bir sonraki üretim prosesini doğrudan etkileyeceği için oldukça önemlidir. Yüzey bitiş özellikleri, kolay üretilebilirlik, arzu edilen mekanik özelliklerin elde edilebilmesi, uniform bir döküm yapısına bağlıdır. Tez çalışmasında AA 6063 AlMgSi alaşımının dökümü esnasında Al%5Ti%1B mastır alaşımı, farklı besleme

hızlarında sıvı metale uygulanarak döküm malzemesinin farklı oranlarda titanyum içermesi sağlanmıştır. Farklı titanyum miktarlarındaki döküm yapısı ile beraber homojenizasyon ısı işlemi görmüş numuneler Optik Mikroskopta, Taramalı Elektron Mikroskopunda (SEM), X-Işınları Difraksiyonunda (XRD) ve tane boyutu ölçümleri ile incelenmiştir. Brinell sertlik testi ile alaşımların mekanik özellikleri hakkında bilgi edinilmiştir. Bu araştırmalar sayesinde yapı içerisindeki titanyumun ve homojenizasyon ısı işleminin etkisi detayları ile araştırılmıştır.

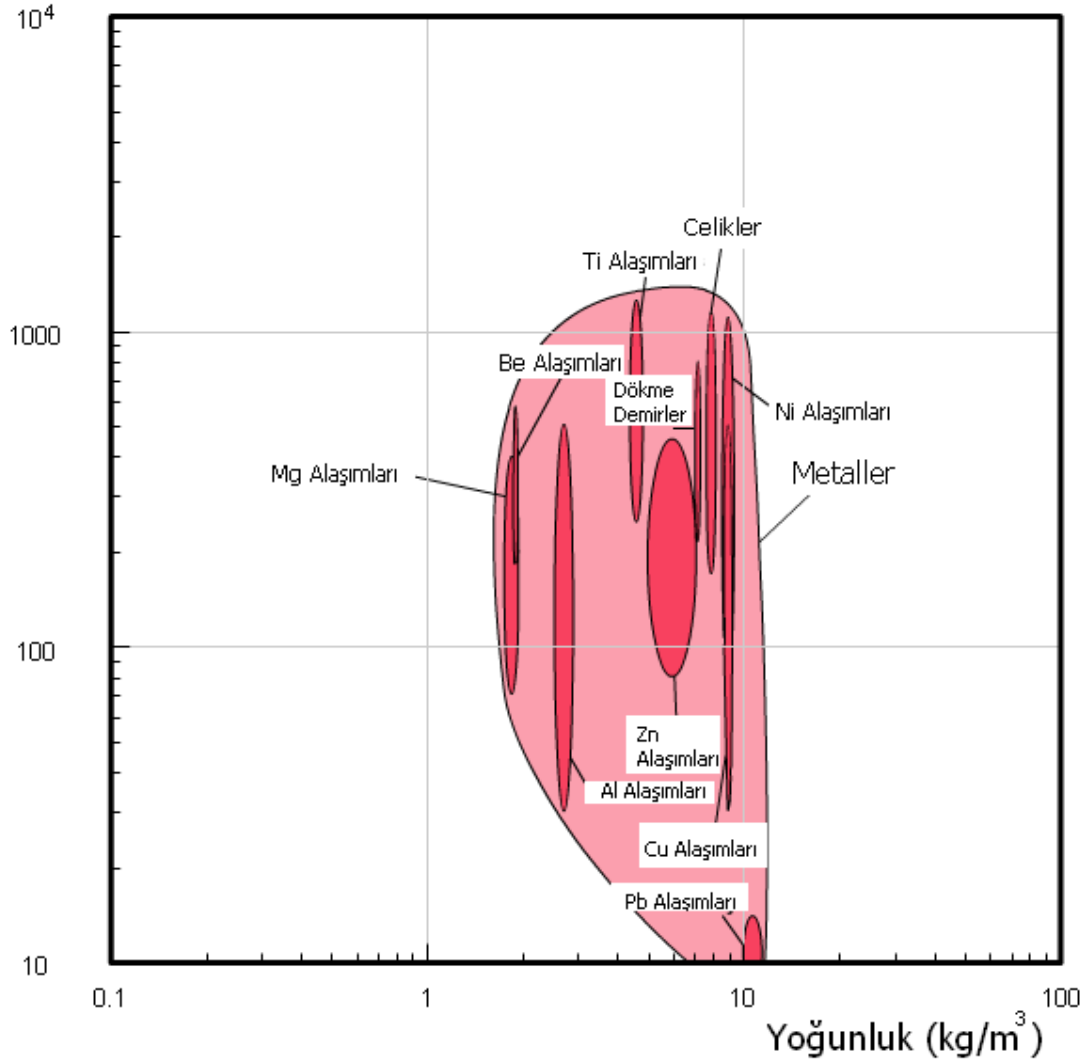
2. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Alüminyum, varlığı 1808’de İngiliz kimyager H. Davy tarafından kanıtlanan genç bir metaldir ve yer kabuğunda en fazla bulunan elementlerden bir tanesidir. En önemli kaynağı boksit cevheridir. Gümüş beyazı rengindedir ve Al simgesiyle gösterilir. Atom numarası 13 olup kütle numarası 27’dir. Atomik ağırlığı 26,98 gr/mol’dür ve yüzey merkezli kübik kristal kafes yapısına sahiptir. Ergime sıcaklığı 660 °C’dir [4,5].

Alüminyum 2,7 g/cm³ bir yoğunluğa sahiptir ki bu değer neredeyse çeliğin (7,8 g/cm³) ve bakırın (8,93 g/cm³) üçte biridir. Düşük yoğunluğa sahip olmasına rağmen çok iyi mukavemet özellikleri sergiler (Şekil 1.1). Alüminyum atmosferik, sulu, petrokimyasal ve kimyasal sistemler içeren bir çok çevrede mükemmel bir korozyon direnci gösterir. Bu mükemmel korozyon direnci yüzeyde oluşan ince alüminyum oksit tabakasından dolayıdır. Anodize etmek, boyamak gibi farklı yüzey işlemleri ile bu özelliği geliştirilebilir. Sünük bir malzemedir, düşük yoğunluğa ve ergime sıcaklığına sahiptir. Bundan dolayı kolaylıkla makine ile işlenebilir, dökülebilir ve ekstrüze edilebilir [4, 6]. Alüminyum mükemmel termal ve elektriksel iletkenlik gösterir. Elektrik iletkenliği eşdeğer ağırlıktaki bakırın iki katı kadardır. Alüminyum ferromanyetik değildir. Havada kendiliğinden tutuşmaz. Alüminyum ayrıca toksik değildir ve yemek-içki kaplarında kullanılabilir.

1800’lü yıllarda alüminyumun üretimi zor ve üretim maliyeti altından hatta platinyumdan daha pahalı olduğu için, alüminyum değerli bir metal olarak bilinirdi. 1855 yılında Paris Dünya Fuar’ında bir alüminyum ingot değerli metal olarak tanıtılmıştır. 1886 yılında ergiyik kriyolit içersinde boksit cevherinden ayrılan alüminanın (Al₂O₃) elektrolizi ile saf alüminyum üreten prosesin bulunması, alüminyumun mühendislik uygulamalarında kullanılmasına neden olmuştur. Bu proses olarak Hall-Heroult prosesi bilinir ve günümüzde birincil alüminyum üretimi için kullanılmaktadır [5]. Alüminyum alaşımları genelde inşaat, otomotiv, gıda, elektrik ve elektronik sektörlerinde kullanılmaktadır [1].

Akma Mukavemeti (MPa)



Şekil 1.1 : Metallerin akma mukavemeti – yoğunluk grafiği [6].

2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları; döküm ve dövme alüminyum alaşımları olmak üzere iki gruba ayrılır. Faz çözülebilirliğine bağlı olarak birçok alaşım termal işleme cevap verir. Bu tip alaşımlar, döküm veya dövme, ısıtma işleme uygun olarak tanımlanır. Diğer alaşımların mekanik indirgeme yoluyla mekanik özellikleri geliştirilebilir. Bu tip alaşımlar plastik olarak sertleşebilen alaşımlar olarak bilinirler [7].

Amerika’da kabul görmüş The Aluminum Association sistemi, döküm ve dövme alüminyum alaşımları için terminoloji geliştirmiştir. Bu alaşım tanımlama sistemi, dövme ve döküm alaşımları için farklı terminolojileri kullanır [7].

Dövme alüminyum alaşımları için kullanılan terminoloji dört rakamdan oluşan notasyon ile tanımlanır. Birinci rakam, alüminyum ilâve edilen esas metali gösterir [8]. Bu terminolojiye göre dövme alüminyum alaşımları aşağıda gösterilen Çizelge 2.1’deki gibi sınıflara ayrılır.

Çizelge 2.1 : Dövme alüminyum alaşımları [7].

Alaşım	Açıklama
1xxx	Saf alüminyum.
2xxx	Ana alaşım elementi bakır olan alüminyum alaşımları, özellikle magnezyum gibi diğer elementlerde belirtilebilir.
3xxx	Ana alaşım elementi mangan olan alüminyum alaşımları.
4xxx	Ana alaşım elementi silisyum olan alüminyum alaşımları.
5xxx	Ana alaşım elementi magnezyum olan alüminyum alaşımları.
6xxx	Başlıca alaşım elementleri magnezyum ve silisyum olan alüminyum alaşımlar.
7xxx	Ana alaşım elementi çinko olan alüminyum alaşımları, ancak bakır, magnezyum, krom ve zirkonyum gibi elementler belirtilebilir.
8xxx	Kalay ve biraz lityum içeren alüminyum alaşımları.
9xxx	Gelecek uygulaması için saklı kalmıştır.

Döküm kompozisyonları da üç basamaklı sistemle ve bunu ondalık bir hane takip ederek tanımlanmıştır (Çizelge 2.2). Ondalık hane, ürünün şeklini nitelendirir. Ondalık hane .0 ise döküm olduğunu, .1 ise külçeleri ifade eder.

Çizelge 2.2 : Döküm alüminyum alaşımları [7].

Alaşım	Açıklama
1xx.x	Saf alüminyum.
2xx.x	Ana alaşım elementi bakır olan alüminyum alaşımları, diğer elementlerde belirtilebilir.
3xx.x	Ana alaşım elementi silisyum olan alüminyum alaşımları, bakır ve magnezyum gibi diğer alaşım elementleri belirtilebilir.
4xx.x	Ana alaşım elementi silisyum olan alüminyum alaşımları.
5xx.x	Ana alaşım elementi magnezyum olan alüminyum alaşımları.
6xx.x	Kullanılmıyor.

2.2 Al-Mg-Si Alaşımları

AA 6XXX serisi alüminyum alaşımları AlMgSi olarak tanınırlar, çünkü ana alaşım elementleri kararlı veya yarı kararlı Mg-Si çökeltileri ile yapay yaşlandırmaya izin veren Mg (%0,3-1,2) ve Si (%0,4-1,3)'dur. Magnezyum ve silisyumun yanında Fe (%0,08) ve Mn (%0,08) gibi diğer alaşım elementleri de bulunur [9].

AlMgSi alaşımları, yaşlandırma ısı işlemi ile mekaniksel özellikleri geliştirilebilen alaşımlardır. Kolaylıkla ekstrüze edilebilirler ve yüzey bitiş özellikleri oldukça iyidir. Korozyon dirençleri yüksektir. Sıcak şekillendirme sonrası yüzeyleri anodik kaplama için yeterli temizlikte olması, özellikle ekstrüzyon ürünleri için önemli bir özelliktir. Ekstrüzyon ile üretilen alüminyum ürünlerinin yüzde sekseninden fazlasını AA 6XXX serisi alaşımlar, yüzde yetmişini de bu alaşımlardan AA 6063 alaşımı oluşturmaktadır [1]. AA 6063 AlMgSi alaşımı Çizelge 2.3'de gösterilen kimyasal kompozisyona ve Çizelge 2.4'de gösterilen mekanik özelliklere sahiptir.

Çizelge 2.3 : AA 6063 AlMgSi alaşımının kimyasal kompozisyonu [7].

Alaşım Elementleri	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
% Miktarları	0,2-0,6	0,35	0,10	0,10	0,45-0,9	0,10	0,10	0,10	98,5-97,65

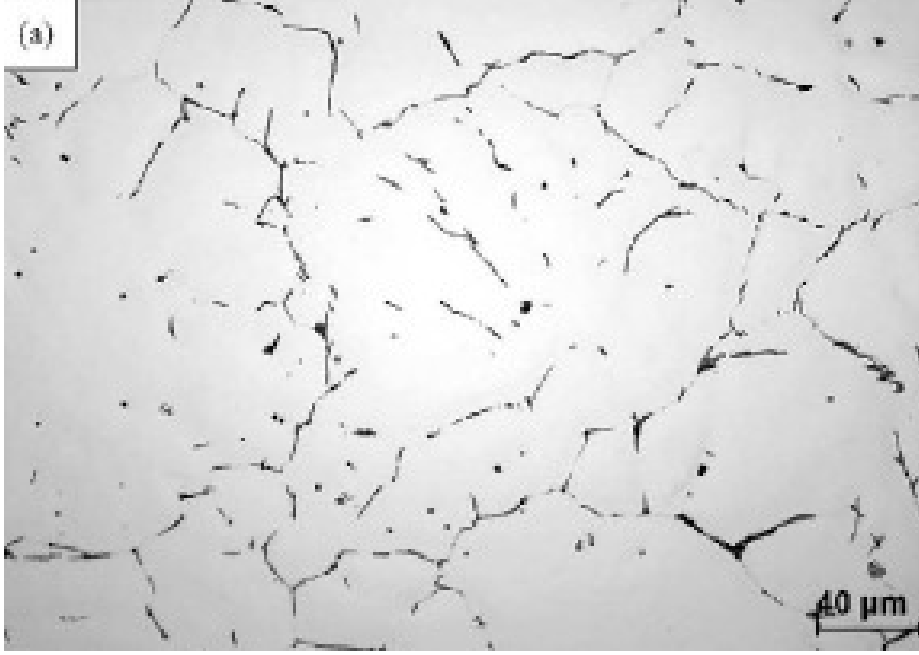
Çizelge 2.4 : AA 6063 AlMgSi alaşımlarının mekanik özellikleri [7].

Isıl işlem durumu	Çekme dayanımı		Akma dayanımı		% Uzama	Sertlik HBN
	MPa	ksi	MPa	ksi		
O	90	13	48	7		25
T1	152	22	90	13	20	42
T4	172	25	90	13	22	
T5	186	22	145	21	12	60
T6	241	35	214	31	12	73

Yapı içerisindeki alaşım elementlerinin etkilerine bakacak olursak, çözelti içindeki magnezyumun alüminyumun deformasyona karşı olan direncini artırdığını görürüz. Bunun yanında magnezyum, alüminyumun korozyona karşı direncini de artırır. AlMgSi alaşımına eklenen silisyumun magnezyum ile oluşturduğu Mg_2Si bileşiği, yaşlandırma sonrası mukavemeti önemli ölçüde geliştirir. Mg_2Si bileşiği, ağırlıkça %63,4 magnezyum, %36,5 silisyumdan oluşur. Ağırlık oranı $Mg/Si = 1,73 / 1$ 'dir. Mangan, alaşıma mukavemeti artırmak ve yeniden kristalizasyonu kontrol etmek için katılır. Ayrıca homojenizasyon sırasında $\beta-AlFeSi$ partiküllerinin $\alpha-AlFeSi$ partiküllerine dönüşümünü hızlandırır. Demiri bağlayarak korozyona karşı direnci artırır [3, 10]. Titanyum, genellikle ince taneli bir yapı elde etmek için eklenir. Ayrıca titanyum alüminyumun korozyona karşı direncini de artırır. Bu durum titanyumun galvanik potansiyelinin düşük olmasından kaynaklanır [10, 11]. Demir, her zaman alüminyum alaşımlarında bir impurite olarak bulunur [1]. Alüminyum matrisi içinde ki demir, alüminyum içinde çok az çözünürlüğe sahip olduğu için neredeyse tüm demir, silisyumun fazlası ve alüminyum ile bağlanacak ve $AlFeSi$ intermetaliklerini oluşturacaktır. Demir içerikli intermetaliklerin, faz kompozisyonlarında ve morfolojilerinde değişme olabilmesine rağmen, çok uzun süren homojenizasyon sürelerinde bile çözünmeden alüminyum matrisinde kaldıkları için bileşen olarak tanımlanırlar [9, 12].

AlMgSi döküm alaşımlarının karakteristik döküm yapısı Şekil 2.1'de gösterildiği gibi, birincil alüminyum dendritleri ile birlikte plakasal $AlFeSi$ interdendritik ağından oluşur [13]. Bu intermetaliklerin katılma sırasında alüminyum dendritlerinin uçlarında ötektik reaksiyon sonucu oluşması, plakasal şekillerini

açıklar [9]. Yapı içerisindeki intermetaliklerin karakteristik özellikleri, mikroyapısal özelliklerin gelişmesinde rol oynadığı için son ürünün kalitesini de etkiler. Alüminyum matris her zaman aşırı doymuştur ve intermetalik fazlar genellikle yarı kararlı ve alüminyumca zengindir [12].



Şekil 2.1 : AA 6063 AlMgSi döküm kütüğünün karakteristik mikroyapısı [13].

3. ALÜMİNYUM-MAGNEZYUM-SİLİSYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜ

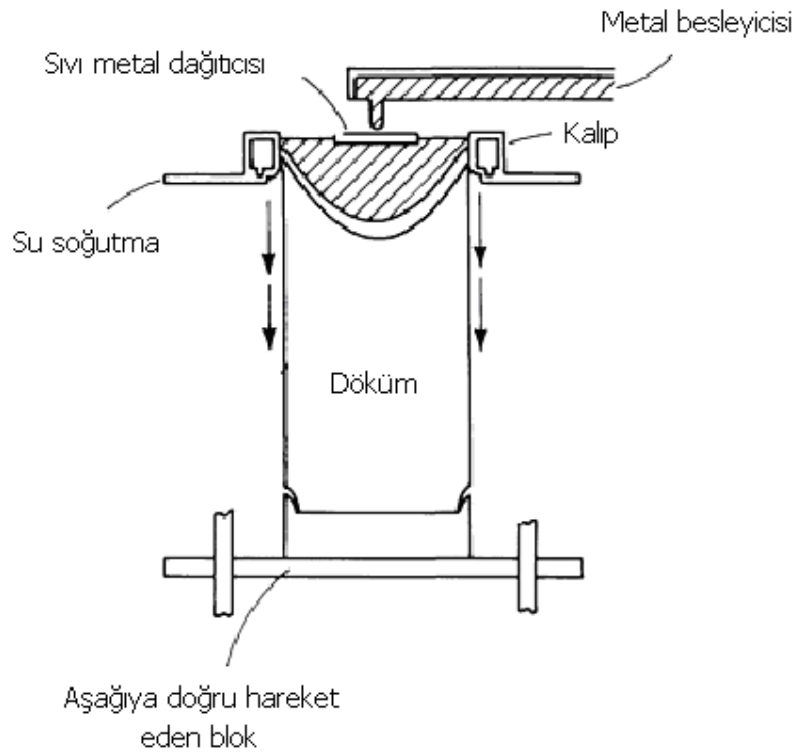
Alüminyum alaşımlarının üretiminde kullanılan en yaygın döküm yöntemi direk soğutmalı döküm yöntemidir [14-16]. Direk soğutmalı döküm yöntemi özellikle ingotların ve silindirik kütüklerin üretiminde kullanılmaktadır [16]. 1940'lı yıllarda bulunan yarı sürekli direk soğutmalı döküm metodu, alüminyum döküm endüstrisinde hala kullanılmaktadır [17].

3.1 Direk Soğutmalı Döküm Yöntemi

Direk soğutmalı alüminyum dökümü neredeyse eş zamanlı olarak 1936-38 yıllarında Almanya'da (W. Roth, VAW) ve Amerika'da (W.T. Ennor, ALCOA) bulunmuştur. Bu döküm metodunun endüstriyel kullanımı ve hızlı gelişimi, hava sanayisinin daha büyük ingot ihtiyacı ile hızlanmıştır. Bu istek ilk olarak uçaklarda daha fazla yolcu taşıma ile ortaya çıkmış ve 2. Dünya Savaşı sırasında ordunun ihtiyaçları ile devam etmiştir. Savaşın sonunda Amerika'daki, Sovyetler Birliği'ndeki ve Almanya'daki neredeyse tüm dövme alüminyumlar direk soğutmalı döküm yöntemi ile üretilmeye başlanmıştır [18]. Uygulanması kolay ve ekonomik olması nedeniyle direk soğutmalı döküm tekniği, alüminyum alaşımlarının üretiminde kullanılan en yaygın döküm tekniğidir [14, 18, 19].

Direk soğutmalı döküm sistemi Şekil 3.1'de gösterilmiştir. Bu yarı sürekli sistemde sıvı metal, aşağıya doğru hareket eden alt bloğun üstündeki su ile soğutulan kalıbın içine dökülür. Kalıbın içindeki metal belirli bir yüksekliğe ulaştıktan sonra, alt blok sıvı metalin akışına denk gelen sabit bir hızda aşağıya doğru iner. Kütüğün dış kabuğunun katılaşması, sıvı metal ile kalıbın temas etmesi sonucu gerçekleşir ve oluşan katı kabuk sıvı metali tutar. Böylece kalıptan kütüğün devam eden çıkışı mümkün olur [17, 20]. Dış kısım katı iken, iç taraf hala yarı katı-sıvıdır. Kütükteki sıvı metalin derinliği, sump olarak adlandırılır ve bu derinlik döküm koşullarına bağlıdır. Döküm hızı ve sıcaklığı sıvı metal derinliğini etkiler [18, 19]. Sıvı metal derinliği, sıvı havuz ve dönüşüm bölgesi olmak üzere iki bölümden oluşur. Dönüşüm bölgesi de kendi içinde süspansiyon ve çamurumsu bölge olmak üzere iki bölüme

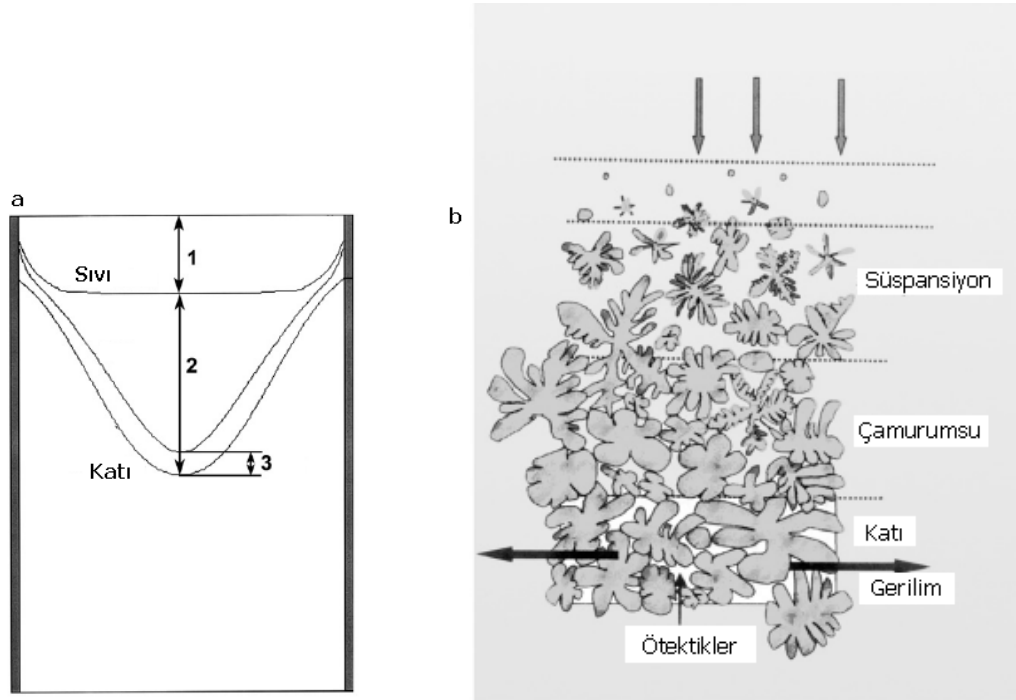
ayrılır ve Şekil 3.2’de gösterilmiştir. Süspansiyon bölgesinde, katı partiküller sıvı faz içinde yüzer bir haldedir. Çamurumsu bölgede ise katı fazlar, bir ağ yapısı oluşturmaya başlamıştır [18]. Hassas alaşımlar sıvı metalin derinliğinin daha düz olması için düşük döküm hızlarında dökülürler [17]. Bu bölgenin derin olması istenmez, çünkü katılaşma sırasında atomların sıvı bölgeye doğru segregasyon eğilimleri ingotta kimyasal bileşim açısından heterojenliklere neden olur [21]. Ayrıca kalıbın içindeki ergiyik büyük ısısal gerilimlerin oluşumunu engellemek için düşük seviyede olmalıdır [5]. Optimum döküm hızı alaşımın kompozisyonuna ve boyutlarına bağlıdır. Ve genellikle 3-20 cm/dk arasındadır [18].



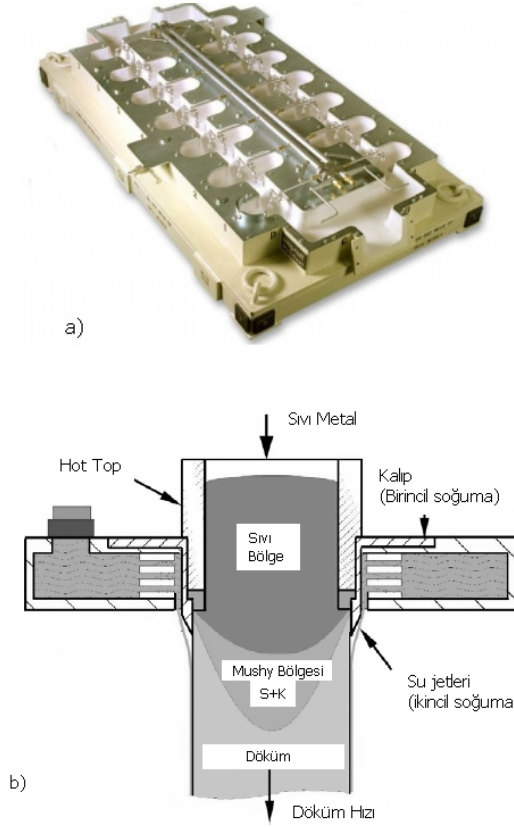
Şekil 3.1 : Direk soğutmalı dökümün sistematik şekli [16].

DC döküm yönteminin en temel dezavantajı su ile soğutmada dolayı oluşan iç yüzeyle dış yüzey arasındaki yüksek ısı farkıdır [5]. Direk soğutmalı dökümde katılaşma hızı normal kalıba dökümlerden çok daha büyüktür. Yüksek katılaşma hızı ince taneli inklüzyon dağılımına ve tane yapısına neden olur [17]. Alüminyum alaşımlarındaki katı fazların oluşum hızı çok yüksektir ve katı fazların %30’u sıvılaşma eğrisinin birkaç derece altında oluşur. Katı fazların oluşumu gizli ısı

açığa çıkmasına neden olur ve sıvı metal bölgesine ek termal enerji pompalar. Bu şekilde soğuma, merkeze yakın yerlerde etkili bir şekilde yavaşlar. Bundan dolayı kütüğün merkezi katılaşmanın son bölümünde oluşur [18]. Direkt soğutmalı dökümde, iyi bir yüzey kalitesi ve mikroyapı elde edilmesi büyük bir titizlik ister. Kalıbın yağlanması katı kabuğu kalıptan ayırmak ve yapışmaları minimize etmek için kullanılır. Katı kabuk ile kalıp yüzeyinin arasındaki etkileşim soğuk birleşme gibi yüzey hatalarının oluşmasına neden olur. Bu tip hatalardan kurtulmak için çeşitli kalıp teknolojileri geliştirilmiştir. Bunların arasında Şekil 3.3’de gösterilen Hot-top kalıp teknolojisi günümüzde en çok tercih edilen kalıp tasarımı olmuştur. Hot-top, kalıba seramik bir ekle bağlı olan refrakter bir haznedir. Hot-top kalıbın içerisindeki sıvının kontrolü gerekliliğini elimine eder ve prosesi daha kullanışlı hale getirir [18].



Şekil 3.2 : Dönüşüm bölgesinin şematik gösterimi. a) Direkt 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 [18].



Şekil 3.3 : a) Hot-top döküm tablası [22] b) Hot-top içeren direk soğutmalı dökümün sistematik şekli [18].

3.1.1 Flakslama ve gaz giderme işlemi

Flakslama ve gaz giderme işlemleri, sıvı metalin kalıba dökülmeden önce yapılan ve dökülecek metali safsızlıklardan gidererek kalitesini artırmaya yarayan işlemlerdir. Alüminyum ergitmesinde, oksit oluşumuna ve metalik olmayan impüritelere sıklıkla karşılaşılır. Bu impuriter katılma esnasında varlıklarını sürdürmeye devam ederler. Flakslama işlemi ergiyikten bu istenmeyen bileşimleri kolaylıkla ayırır. Böylelikle döküm maliyeti azalır ve döküm kalitesi artar. Flakslar inorganik tuz karışımlarıdır. Temelde sodyum, klorür tuzları ve düşük oranda florür tuzları içerirler. Flaks tuzları kullanımıyla metal ile metal olmayan parçacıklar arasındaki metalurjik bağlar kopar ve metalik olmayan parçalar yoğunluk farkından dolayı yüzeye doğru çıkarlar. Bu sayede sıvı metalden kolayca sıyrılabilirler [2, 23, 24].

Gaz giderme işlemi tablet kullanarak veya sıvı metale gaz üfleyerek yapılabilir. Tablet kullanarak yapılan gaz giderme işleminin bazı dezavantajları vardır. Tabletler çok hızlı dekompoze olacağından dolayı, yöntemi kontrol altında tutmak zordur.

Bunun yanında cüruf oluşumunu hızlandırabilir ve zararlı gazlar oluşturabilir. Avantajı ise temizleme ve gaz giderme işleminin çok hassas olmadığı durumlarda ekonomik ve kolayca kullanımıdır. Gaz giderme işleminde kullanılan klor gazının çarpıcı özelliği, alüminyum yüzey gerilimini değiştirip inklüzyonların gaz kabarcıklarına yapışıp yüzeye çıkmasını sağlamaktır [23]. Ayrıca gaz giderme işlemi ile sıvı metalin içersindeki hidrojen uzaklaştırılır. Hidrojen alüminyum alaşımlarında fark edilebilir çözünürlüğe sahip olan tek gazdır ve hidrojenin çözünürlüğü direkt olarak sıcaklık ve basıncın kare köküyle doğru orantılı olarak değişir. Sıcaklığın artmasıyla birlikte hidrojen çözünürlüğü de artacaktır. Hidrojen ergiyiğe atomik olarak difüze olarak porozite oluşumuna neden olmaktadır. Tipik olarak hidrojen porozitesi yapıya dağılmış yuvarlak boşluklar şeklinde gözükür. Hidrojen kaynakları olarak atmosferdeki nem, tekrardan ergitilmiş ingotlar, aşılıyıcı elementleri, alaşım elementleri flakslar sayılabilir. Türbülanslı akış da atmosferik nemden hidrojenin absorplanmasını hızlandırır. Yapı içersindeki oksitler hidrojen için en önemli çekirdekleşme yöreleridir. Gaz verme işlemiyle oluşturulan balonlara hidrojenin difüzyonu sağlanarak yapı içersindeki hidrojen konsantrasyonu azaltılabilmektedir [25]. Gaz giderme işleminde kullanılan klor gazı reaktif bir gazdır, alüminyum ve alaşım elementleri ile reaksiyona girer. Bu tipteki gazlar daha çok inert bir gaz olan argon ile karıştırılır [23].

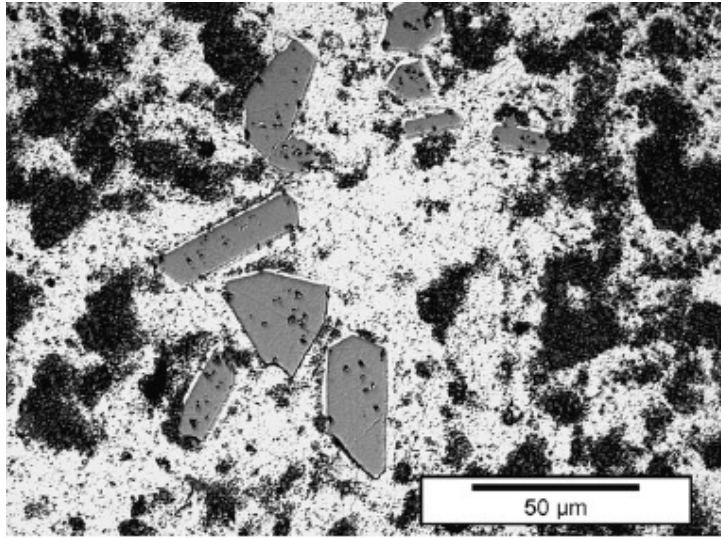
3.1.2 Tane inceltme işlemi

Tane inceltme işlemi döküm ve dövme alüminyum alaşımlarında önemli bir rol oynar. [26, 27]. AlTiB mastır alaşımına dayanan tane inceltme işlemi, DC dökümde tamamen eş eksenli yapıyı elde etmek için başarısını kanıtlamış bir yöntemdir. Tane inceltme işlemi sıvı metal yollukta iken, çubuk şeklindeki mastır alaşımının ergiyiğe beslenmesi ile gerçekleştirilir. Eş eksenli yapıdan ötürü dökülen malzemenin kalitesi artar ve döküm esnasında oluşabilecek sıcak yırtılmalar önlenir [28].

Tane inceltme işleminin oldukça faydalı tarafları vardır. Tane inceltme işlemi ile döküm parçası boyunca uniform olarak dağılmış mekanik özellikler, homojen ikincil fazların dağılımı, büzülme porozitelerini elimine eden daha iyi bir besleme, uniform anodize edilmiş bir yüzey eldesi imkanı, daha iyi mukavemet ve yorulma ömrü elde edilir [26, 29].

Tane inceltme işlemi, ergiyikten yeni kristallerin çekirdeklenmesi ve yeni kristallerin sınırlı bir boyutta büyümesi gibi iki ayrı prosesin sonucudur. Bu her iki proses sisteme aşırı soğuma yoluyla uygulanması gereken bir itici güce ihtiyaç duyar [30].

Al%5Ti%1B mastır alaşımının mikroyapısı Şekil 3.4’de gösterildiği gibi alüminyum matrisinde büyük Al_3Ti partikülleri ile kümelenmiş ve oldukça ince TiB_2 partiküllerinden oluşmuştur. TiB_2 partiküllerinin boyutları 1 ile 2 μm arasındadır. Mastır alaşımı ergiyiğe eklendiği vakit, çözünmeyen TiB_2 partikülleri alüminyum taneleri için etkin çekirdekleştirici yerler sunarlar ve Al_3Ti partiküllerinin hızlı çözünmesi sonrası oluşan fazla titanyum, alüminyum inceltme işlemine yardımcı olur. Al_3Ti partikülleri TiB_2 ’e göre daha etkin çekirdekleştirici olmasına rağmen, aktif olmak için daha az aşırı soğuma gerektirir, alüminyum alaşımının ergiyinde termodinamik olarak kararsızdır. Bundan dolayı, mastır alaşım çubuğunun ergimesi sonrası, titanyum sıvıda dağılmıştır [18].



Şekil 3.4 : Al%5Ti%1B mastır alaşımının mikroyapı görüntüsü; büyük bloksal gri partiküller Al_3Ti partikülleri, ince ve kümelenmiş olan partiküller ise TiB_2 [18].

Tane inceltme işlemi direk olarak alüminyum tanelerinin çekirdekleşme ve büyüme prosesleri ile ilgilidir. Tane inceltme işlemi ile ilgili bir çok teori öne sürülmesine rağmen, tane inceltme mekanizması bilimsel literatürde oldukça karışık bir problemdir [27]. Bu konu üzerine bir çok teori sürülmektedir. Örneğin 1980’lerin sonlarında popüler olan peritektik teoriye göre, $TiAl_3$ partiküllerinin katı alüminyumu peritektik reaksiyonla çekirdekleştirdiği ve $TiAl_3$ partiküllerinin TiB_2 partiküllerinden daha güçlü çekirdekleştirici olduğu düşünülmüştür. Yalnız %0,15 Ti

miktarlarından düşük titanyum konsantrasyonlarında $TiAl_3$ partikülleri kararlı değildir ve alüminyum için çekirdekleştirici olarak rol alamazlar [26]. Al_3Ti alüminyum için peritektik üstü konsantrasyonlarda, $> 0,15$ Ti, oldukça güçlü tane incelticidir. Nitekim bir çok uygulamada titanyum miktarı $0,05$ 'i geçmese bile yaratmış oldukları tane inceltme etkisi önemlidir. Çok düşük titanyum konsantrasyonlarında Al_3Ti ile gerçekleşen peritektik reaksiyona ait bir kanıt bulunamamıştır. Al_3Ti partiküllerinin borür içerikli partiküllerin yüzey hatalarında kaldığı ve alüminyum için tane inceltici etkiye sahip olduğu ortalığı vardır. $AlTiB$ mastır alaşımlarının alüminyumda çözünmesi esnasında, Al_3Ti partiküllerinin hızlı çözünmesi ergiyik içinde fazladan titanyumun oluşmasına neden olur. Bu titanyum borür partiküllerinin yüzeyine segrege olabilirler ve ince Al_3Ti faz tabakası oluşturabilirler. Bu tabaka yarı kararlıdır ve alüminyum çekirdeklenmesi için çekirdeklenme yöresi oluştururlar. Bu kristal düzlemlerin şu şekilde sıralanması önerilmiştir: $(0001)_{TiB_2} \parallel (112)_{Al_3Ti} \parallel (111)_{Al}$. Bundan ötürü, alüminyum katı çözeltisi Al_3Ti partikülleri üzerinde çekirdekleşir [5].

Bir başka teori ise, alüminyum ve çekirdekleştiricinin arasında belirgin bir kristalografik ilişki olduğunu savunur. $TiAl_3$ katılaşmada alüminyum ile daha iyi kafes uyumluluğundan ötürü, $TiAl_3$ katılaşmada alüminyum taneleri için verimli çekirdekleşme yöresi olarak görev yapar [2].

Mastır alaşımı içersinde borürlü partiküllerin de çekirdekleştirici etkisi olduğu bulunmuştur. $\alpha-Al$ ile TiB_2 arasında $(111)_{Al} \parallel (001)_{TiB_2}, [110]_{Al} \parallel [110]_{TiB_2}$ düzlemleri ve doğrultuları için $4,3$ 'lük bir uyumsuzluk olduğu gösterilmiştir [26]. Heterojen çekirdekleşme mekanizması birbirleriyle temas eden atomik düzlemler arasındaki uyumsuzluğun düşük olmasını gerektirir. Eğer atomik uyumsuzluk birbirleriyle temas eden kristal düzlemlerdeki iki normal yön boyunca 10 'dan az ise, alt malzemenin çekirdekleşme özelliği oldukça iyi olacaktır. Ayrıca çekirdekleşmeyi başarmak için gerekli olan aşırı soğuma da küçük olacaktır [31]. Sonuç olarak borür partiküllerinin çekirdekleştirici etkisi vardır.

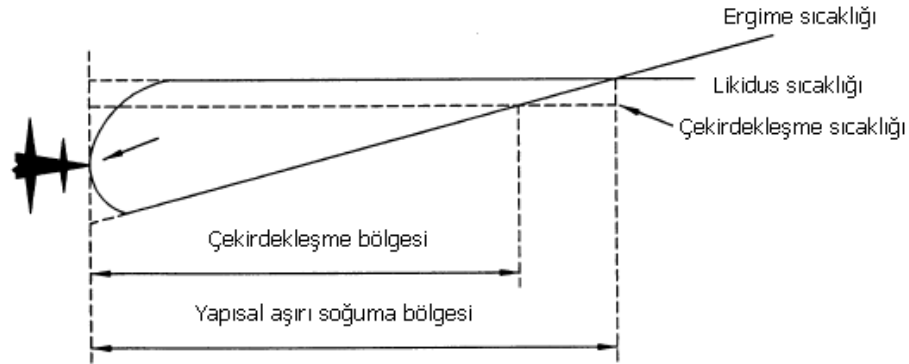
Bu teorilerin aralarında en sağlam olanı ise çözünen etkisidir. Titanyum gibi çözünen elementler aşılaiıcı-ergiyik arayüzeyine segrege olurlar. Dendritlerin büyümesini ve katı-sıvı arayüzeydeki yapısal aşırı soğumayı etkilerler. Katılaşma sırasında bir elementin segregasyon gücü büyüme engelleyici faktör (BEF) olarak tanımlanır ve $mC_o(k-1)$ ile ifade edilir (Tablo 3.1). Titanyumun BEF değeri oldukça yüksektir [27].

Titanyum ilavesinin neden olduğu tane inceltme sebebi, titanyumun en etkili tane büyümesi engelleyici element olmasıdır [12].

Çizelge 3.1 : Alüminyumun içindeki birkaç elementin segregasyon gücü [26].

Element	Büyüme Engelleyici Faktör, $(k-1)m$
Ti	245,6
Fe	2,9
Cu	2,8

Titanyumun güçlü segregasyon yeteneği, arayüzeyin ön kısmında çekirdekleşmenin meydana gelebildiği yapısal aşırı soğuma bölgesi oluşturur. Yapısal aşırı soğuma bölgesi, Şekil 3.5’da büyüyen dendrit ucunun önünde gösterilmiştir. Eğer BEF faktör büyük ise, aşırı soğuma bölgesi de büyük olacaktır. Eğer yeterli sayıda çekirdek oluşturucu partikül varsa, bu partiküller aşırı soğumuş bölgede α -alüminyumu çekirdekleyecektir. Bu proses, ince taneli yapı olana kadar kendini tekrar eder [26, 30].



Şekil 3.5 : Çözünen elementin alüminyum taneleri üzerine etkisi [27].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Yapılan tez çalışmasında, Fen İş Alüminyum tarafından dökümü ve homojenizasyon ısıtıl işlemi yapılan, farklı titanyum miktarları içeren AA 6063 AlMgSi alaşımlarının mikroyapısal analizleri, Optik Mikroskop, Taramalı Elektron Mikroskobu çalışmaları ve X-Işınları analizleri ile gerçekleştirilmiştir. Bu farklı titanyum miktarlarına sahip olan alaşımların her biri için tane boyutu dağılımları makro ölçekte incelenmiştir. Brinell sertlik deneyi ile alaşımların mekanik özellikleri hakkında bilgi edinilmiştir.

4.1 Deneyisel Malzemeler

Fen İş Alüminyum tarafından dökümü ve homojenizasyon ısıtıl işlemi yapılan farklı titanyum miktarlarında AA 6063 AlMgSi alaşımları tez çalışmasında kullanılmıştır. Alaşımların kimyasal kompozisyonları Tablo 4.1’de gösterilmiştir. Kimyasal kompozisyon tayini Fen İş Alüminyum’da bulunan Arun Technology Metalsan 2500 markalı spektral analiz cihazında yapılmıştır.

Çizelge 4.1 : Deneyisel numunelerin kimyasal kompozisyonları.

Deneyisel Numunelerin Kodları	Alaşımların Elementleri (%)						
	Si	Fe	Mg	Mn	Cu	Ti	Al
T ₀	0,408	0,181	0,474	0,0207	0,0079	0,0077	98,81
T ₇	0,411	0,188	0,482	0,0194	0,0064	0,0081	98,75
T ₁₄	0,405	0,194	0,493	0,0205	0,0082	0,0102	98,75
T ₂₁	0,411	0,201	0,486	0,0205	0,0081	0,0161	98,76
T ₂₈	0,410	0,176	0,463	0,0201	0,0082	0,0182	98,81

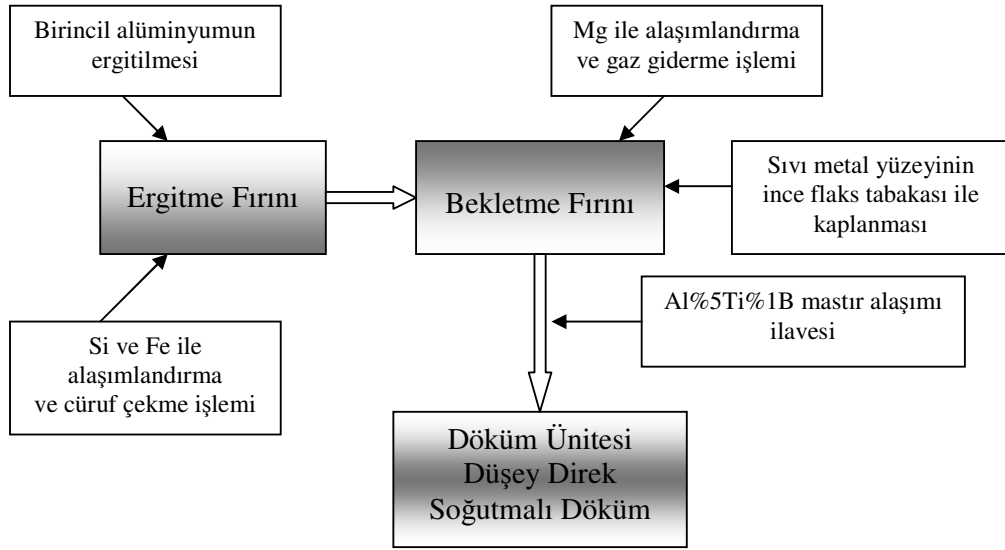
T₀ kodlu deneyisel numunesi dökümünde Al%5Ti%1B mastır alaşımı kullanılmamasına rağmen numunenin içerdiği titanyum, birincil alüminyum külçelerinin ergitildiği ergitme fırınına şarj edilen birincil kalitedeki hurda malzemelerin içermiş olduğu titanyumdur.

4.2 Döküm Yöntemi

Tez çalışmasında kullanılan ve genellikle ekstrüzyon sanayisinde tercih edilen AA 6063 AlMgSi alaşımları Fen İş Alüminyumun döküm tesislerinde üretilmiştir. Döküm yöntemi olarak, bölüm 3.1’de detaylarıyla bahsedilen direk soğutmalı döküm yöntemi kullanılmıştır.

Fen İş Alüminyum döküm tesisinde, döküm kapasitesi 16 ton olan iki tane ergitme ocağı mevcuttur. Bu ergitme ocaklarından bir tanesinde, T şeklindeki birincil alüminyum külçeleri ergitilip, demir ve silisyum ile alaşımlandırılmıştır. Demir ve silisyum ile alaşımlandırma işlemi sırasıyla %25 Fe ve %50 Si içeren alüminyum külçeleri kullanımıyla gerçekleştirilmiştir. Alaşımlandırma işleminden sonra ergiyiğe flaks eklenerek cüruf alma işlemi gerçekleştirilmiştir. Gelberi yardımı ile sıvı metalin üzerindeki cüruf tabakası alınmıştır. Cüruf alma işlemi bittikten sonra sıvı metal bekleme fırınına transfer edilmiştir. Bekleme fırınında magnezyum sıvı metale şarj edilmiştir. Kimyasal kompozisyon analizi için sıvı metalden numune alınmıştır ve Arun Technology Metalsan 2500 markalı spektral analiz cihazında kimyasal kompozisyonu belirlenmiştir. Alaşımlandırma işlemi bittikten sonra ilk başta azot sonra klor gazı ile 15’er dakika gaz giderme işlemi uygulanmıştır. Gelberi ile tekrardan sıvı metalin yüzeyine çıkan cüruf tabakası çekilmiştir. Dökümden önce sıvı metalin yüzeyi ince bir flaks tabakası ile kaplanmıştır. Böylelikle sıvı metalin, döküm öncesi fırın içinden gaz kapması engellenmiştir. Sıvı metal, gaz giderme işleminden kısa bir süre sonra döküm ünitesine 720 ile 730 °C arasındaki bir sıcaklıkta dökülmüştür. Döküm ünitesine filtre konumlandırılmıştır. Böylelikle olası oksit ve cüruf kalıntılarının döküm malzemesine ulaşması engellenmiştir. Sıvı metal yollukta iken Al%5Ti%1B mastır alaşımı makaralı bir sistem ile farklı hızlarda (7 cm/dk, 14 cm/dk, 21 cm/dk ve 28 cm/dk) ergiyik metale eklenmiştir ve farklı titanyum miktarları AA 6063 AlMgSi alaşımında elde edilmiştir (Şekil 4.1).

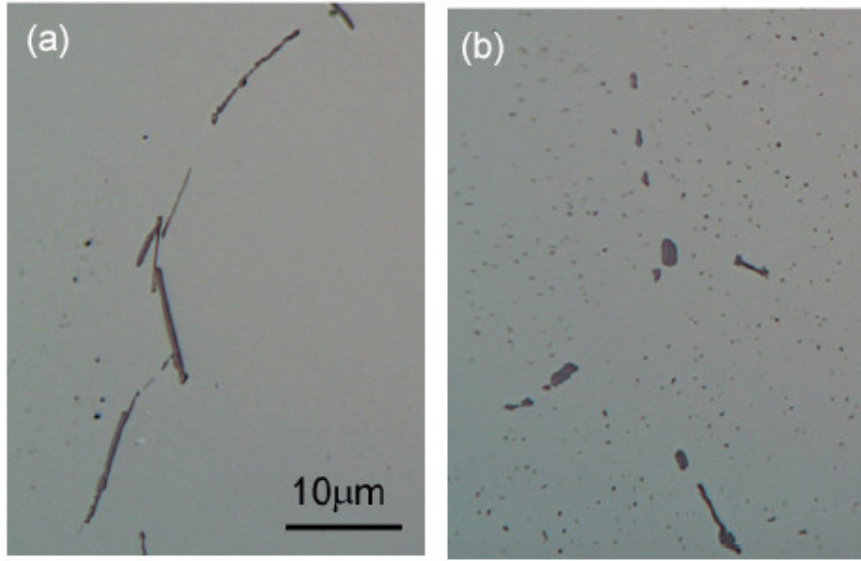
Deneysel çalışma için ikişer metre uzunluğunda ve 178mm çapında, her bir farklı titanyum miktarına sahip ikişer tane AA 6063 AlMgSi kütüğü dökülmüştür. Bu kütüklerin ortasından yaklaşık 3cm kalınlığında diskler alınmıştır. Bu disklerden uygun metalagrafik numune hazırlama teknikleri kullanarak numuneler alınıp mikroyapısal analiz için hazır hale getirilmiştir.



Şekil 4.1 : Döküm yönteminin şematik gösterimi.

4.3 Homojenizasyon Isıl İşlemi

Alüminyuma katılan alaşım elementleri katılaşma sırasında belirli bileşikler şeklinde oluşacaktır. Bu sert ve kırılgan bileşikler matriste belirli bölgelerde oluşurlar. Bu durum hem kimyasal açıdan hem de mekaniksel özellikler açısından farklı bölgelerin oluşmasına neden olur. Homojenizasyon işleminin amacı ise, dendritik yapıdaki mikrosegregasyon sonucu oluşan konsantrasyon farklılıklarını gidermek, katılaşma sırasında oluşan kararsız fazları çözündürmek ve alaşımın bir sonraki üretim kademesini, örneğin ekstrüzyon gibi, olumlu etkileyecek kararlı çökeltiler oluşturmaktır [21, 32, 33]. Homojenizasyonun başka bir yararı ise kalıntı iç gerilmelerin azaltılmasıdır [34]. Homojenizasyon işlemi ile, sünekliği azaltan ve çözünmeyen kararsız bileşiklerin en/boy oranları azaltılarak malzemenin sünekliği artar. AlMgSi alaşımlarının homojenizasyon prosesi sırasında plakasal β AlFeSi partiküllerinin daha fazla sayıda ve daha yuvarlak olan α AlFeSi partiküllerine dönüşümünü içeren bir faz dönüşümü gerçekleşir (Şekil 4.2). Bu intermetalik faz dönüşümü alüminyumun ekstrüze edilebilirliğini önemli ölçüde arttırdığı için teknolojik bir öneme sahiptir [1, 9].



Şekil 4.2 : AA 6005 AlMgSi alaşımadaki β -AlFeSi $\rightarrow$ α -AlFeSi dönüşümünü gösteren mikroyapılar. a) Döküm yapısı, b) Homojenizasyon işlemi görmüş yapı [9].

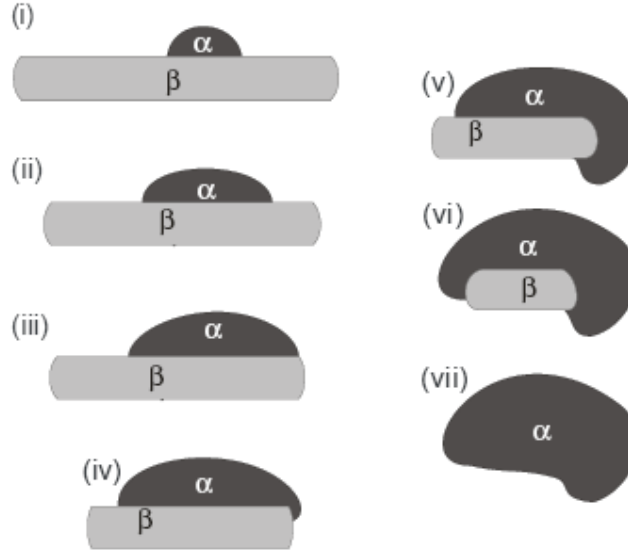
Homojenizasyon ısıtma işlemi kütüklerin belirli bir hızda ısıtılması, sabit bir sıcaklıkta bekleme ve uygun bir soğuma hızında soğutma olmak üzere üç adımdan oluşur. Homojenleştirme işleminde ilk aşama, alaşım içindeki çökeltilerin katı çözeltiye alınmasıdır. Bu işlemin hızlı yapılabilmesi için sıcaklığın yüksek tutulması gerekir. Homojenizasyon, difüzyon kontrollü gerçekleşen bir işlemdir. Yüksek homojenizasyon sıcaklıkları ile daha kısa sürede homojenlik elde edilir. Bu durum endüstriyel anlamda önemlidir. Ancak homojenizasyon sıcaklığı, bölgesel ergimeye neden olmamak için alaşımın en düşük ergime sıcaklığına sahip alaşım elementinin ergime sıcaklığını geçmemelidir [1, 24]. Bazı alüminyum alaşımlarının tipik homojenizasyon değerleri Tablo 4.2’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.2 : Bazı alüminyum alaşımlarının homojenizasyon değerleri [24].

Alaşım	Homojenizasyon sıcaklığı (°C)	Bekleme zamanı (saat)
1060	560-580	6
2014-2024	480-490	12
5052	550-560	12
6063	560-580	6
7075, 7079	470-480	12

Homojenizasyon sırasında meydana gelen en önemli mikroyapısal değişim plakasal intermetaliklerin, β -AlFeSi, çok sayıda ve daha yuvarlak olan α -AlFeSi intermetalik partiküllerine olan değişimidir. Döküm durumunda plakasal beta partikülleri iki boyuttaki mikroyapıda iğnesel olarak gözüktür. Homojenizasyon sonrası β -AlFeSi plakalarının bir dizi birbirinden ayrık, daha yuvarlak α -AlFeSi partiküllerine dönüşmesi, malzemenin sünekliliğini ve ekstrüze edilmiş malzemenin yüzey özelliklerini geliştirir. Ekstrüze edilebilirlik, arzu edilen mekaniksel özellikleri, yüzey kalitesini ve ekstrüze edilen ürünün ekstrüzyon toleranslarını elde ederken ulaşabilen maksimum üretim hızı ile tanımlanmıştır. Ekstrüze edilebilirlik $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümü ile hızlanır. Çünkü β -AlFeSi plakaları dislokasyonların hareketini engeller. Böylece malzemeyi deforme etmek zorlaşır. Daha yuvarlak ve ufak olan α -AlFeSi partikülleri ise dislokasyonların, partiküllerin etrafından daha rahat hareket etmesine neden olur. Böylece malzemeyi deforme etmek kolaylaşır. β -AlFeSi intermetaliklerinin alüminyum matrisine zayıf bağlanması, plastik deformasyon sırasında bu partiküllerinin matristen kopmasına neden olur. Örneğin, ekstrüzyon sırasında, bu kopan β -AlFeSi partikülleri kalıp yüzeyine yapışır ve alüminyum yüzeyini çizerek. Dönüşen α -AlFeSi partiküllerinin matrise daha iyi bağlandığı düşünülür ve bu durum daha az yüzey hatasına neden olur. β -AlFeSi partiküllerinin sivri uçları deformasyon sırasında mikro boşlukların oluşmasına neden olur. Bundan dolayı alüminyum yüzeyinde çatlaklar oluşur. Bu dönüşen α -AlFeSi partikülleri daha yuvarlaktır ve yüzeyde daha az bölgesel çatlak oluşumuna neden olur [9, 35].

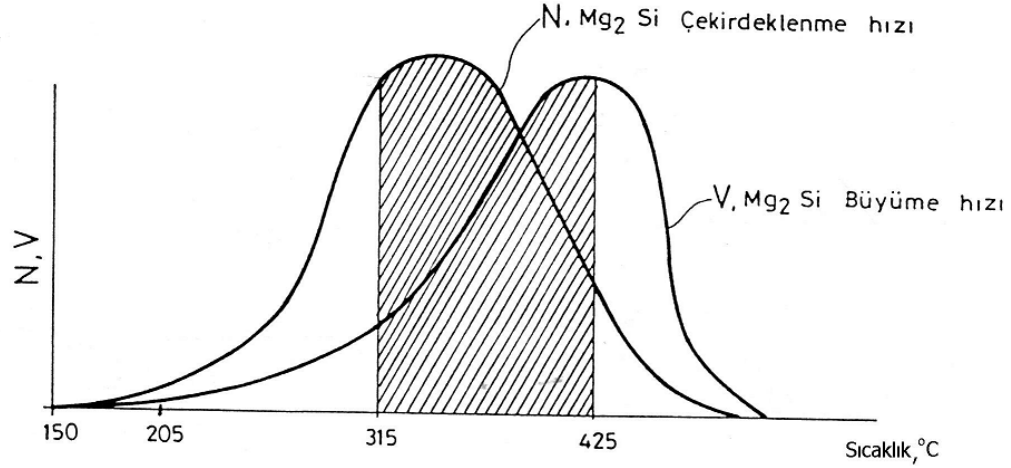
$\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün ilk aşamalarında intermetaliklerin morfolojileri baskın olarak plakasal ve birbirine içten bağlıdır. Şekil 4.3'da gösterildiği gibi α fazının çekirdeklenmesi başlangıç β plakalarının üzerinde gerçekleşir. Dönüşümün başlangıcında bu çekirdekler büyür ve β plakaları köşelerinden kırılırlar. Bu hem α partiküllerinin büyümesine hem de ilgili β plakalarının morfolojik dönüşümüne neden olur. Dönüşümün son kademesinde α partikülleri daha silindirikleşirler. α arayüzeyine yakın matris ve β arayüzey kenarı yakınındaki matris arasındaki çözünürlük farklılığı Si ve Fe'in alüminyum matris boyunca transferine neden olur. Matris içersindeki çözünen elementin difüzyonu yavaş ise büyüme difüzyon kontrollü olarak gerçekleşir ki, Fe'in difüzyon katsayısının Si'inkinden daha düşük olması, $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün hız kontrol mekanizmasının Fe difüzyonu olduğunu gösterir. Bu durum alfanın büyümesine ve betanın çözünmesine neden olur [9, 36].



Şekil 4.3 : α Partikülünün β partikülü üzerindeki büyümesinin sistematik resmi ;
i) Dönüşümün ilk kademesinde α partikülü β plakasının üzerinde çekirdeklenir, ii) α partikülü β plakasının ucuna doğru büyümeye başlar, ve β partikülü köşesinden çözülmeye başlar, iii) α partikülü β partikülünün ucuna doğru büyür, iv) α partikülü β partikülünün ucunda büyümeye başlar, v-vi) α partikülü β plakasının diğer tarafına doğru büyür, vii) β partikülü tamamen α partikülüne dönüşmüştür [9].

Homojenizasyon sonrası soğuma hızının ekstrüzyon yükü, mekanik özellikler ve ürünün yüzey kalitesi, dolayısıyla da ekstrüzyon presinin üretkenliği üzerinde önemli bir etkisi vardır. 550 °C'in üzerindeki sıcaklıklarda magnezyum ve silisyumun katı çözeltiliye alınması ve yapı içersinde dengeli dağılımı kolaylıkla sağlanabilmektedir. Ancak, homojenleştirmeden sonraki soğuma hızı kritiktir. Çünkü, soğuma hızı Mg_2Si çökeltilerinin oluşumu etkileyecektir. Eğer soğuma hızı düşük ise kaba boyutta Mg_2Si çökeltileri oluşacaktır. Ekstrüzyon öncesi yapılan ön ısıtma işleminde, kaba ve kararlı Mg_2Si partiküllerinin çözeltiliye alınması zordur ve ekstrüzyon prosesi sırasında yapıda çözünmeden kalabilir. Bu tipteki partiküller ekstrüzyon sırasında yeniden ergimeye ve yüzey yırtılmalarına neden olurlar. Bu durumda ekstrüzyon ürününün mekanik özellikleri yetersiz olacaktır. Eğer ki soğuma hızı çok yüksek olursa Mg_2Si ile aşırı doymuş bir çözeltili elde edilecektir. Bu durumda şekil değişimine direnç artacaktır. Bu nedenle ekstrüzyon sırasında kolayca çözünecek ve pres çıkışında tamamıyla katı çözeltiliye geçebilecek büyüklükte Mg_2Si çökeltileri oluşturacak uygun bir soğutma hızı bulunmalıdır. Konuyu daha iyi anlayabilmek için

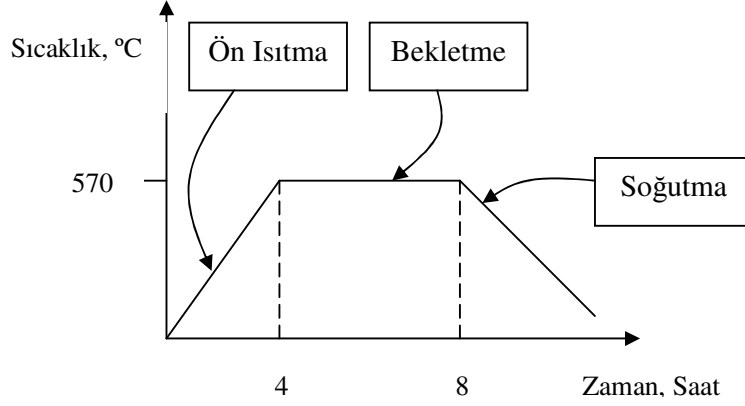
AA 6063 AlMgSi alaşımında Mg_2Si çökeltilerinin çekirdeklenme ve büyüme hızlarının incelenmesi gerekir. Çekirdeklenme ve büyümenin birlikte en yüksek olduğu sıcaklık aralığı, Şekil 4.4'de gösterildiği gibi 315-425 °C'dir ve çökeltme aralığı olarak adlandırılır. Alaşım homojenleştirme sonrası soğuma sırasında çökeltme aralığından 2,8 °C/dk ile 5,6 °C/dk veya 200 ile 100 °C/saat arasında bir hızda geçerse, yeterince ince bir çökelti dağılımı olacaktır [1, 13, 32].



Şekil 4.4 : AA 6063 alaşımında Mg_2Si çökeltilerinin çekirdeklenme ve büyüme hızının sıcaklıkla değişimi [1].

Homojenizasyon ısııl işlemi üç adımı kapsar; kütüklerin homojenizasyon sıcaklığına ısıtılması, homojenizasyon sıcaklığında belirli bir süre bekletilmesi ve uygun bir hızda soğutulmasıdır. Matris içinde alaşım elementlerinin homojen dağılımı bekleme bölümü ile sağlanır. Bekleme bölümünde, alaşım elementleri katı çözeltide oluşan matrise doğru difüze ederler. Pratrik döküm proseslerinde, malzemeler alaşım elementleri ile aşırı doymuştur ve bu alaşım elementlerinin oluşturduğu bileşikler ise mikroyapıda belirli bölgelerde oluşmuştur. Bundan dolayı, büyük bir miktar alaşım elementleri homojenizasyon işlemi sırasında çözülür. Bu homojen olmayan bölgeler, homojenizasyon prosesinin bekleme bölümünde homojenize edilir [32].

Dökümü yapılan kütükler, raylı sistem üzerinde hareket eden transfer aracına yüklenmiştir ve transfer aracı vasıtasıyla 16 ton kapasiteli homojenizasyon fırının içersine yerleştirilmiştir. Homojenizasyon işlemi 570 °C'de, 4 saat ön ısıtma ve 4 saat bekletme olmak üzere toplam 8 saat süre ile alaşımlara uygulanmıştır. Soğutma işlemi fanlar yardımı ile yapılmıştır ve 2 saat sürmüştür (Şekil 4.5).



Şekil 4.5 : Homojenizasyon ısıtma işlem kademelerinin şematik gösterimi.

4.4 Brinell Sertlik Testi

Malzemelerin üzerinde yapılan en genel deneylerden bir tanesi sertlik deneyidir. Sertlik testi basit olup elde edilen sertlik değeri ile malzemenin diğer mekaniksel özellikleri hakkında bilgi edinilmiş olunur. Sertlik izafi bir ölçüm olup, malzemenin sürtünmeye, çizilmeye ve plastik deformasyona karşı gösterdiği dirençtir [37].

Tez çalışmasında, malzemelerin sertlik değerleri Brinell sertlik testi ile ölçülmüştür. Brinell sertlik testi, belirli bir yükün belirli bir çaptaki bilye ile malzeme yüzeyine belirli bir süre tatbik edilmesi ve malzeme yüzeyinde oluşan iz çapının ölçülmesi ile gerçekleştirilir [37].

Brinell sertlik testinde 10mm çapında çelik bilye malzemenin yüzeyine 500kgf yük ile 30sn boyunca uygulanmıştır. Oluşan iz çapı mercek yardımı ile gözle ölçülmüştür. Ölçüm hatalarını azaltmak için, iki çap ölçümü birbirine 90° dik açıda alınarak ortalama bir değer kaydedilmiştir. Malzeme yüzeyinde 30mm aralıklarla üç iz oluşturulmuş ve bu izlerin ortalaması alınarak malzemenin sertlik değeri tayin edilmiştir. Sertlik deneyi öncesi düzgün bir malzeme yüzeyi oluşturmak için, numuneler 180-240-400-500-800 mesh'lik zımparalar ile zımparalama işlemine tabi tutulmuştur [38].

4.5 Malzemelerin Karakterizasyonu

Deneyisel numunelerin karakterizasyonu için optik mikroskopta, taramalı elektron mikroskobunda (SEM) ve x-ışınları difraksiyon (XRD) analizinde çalışmalar yapılmıştır. Numuneler uygun metalografik yöntemler uygulanarak optik mikroskop ve SEM’de incelenmişlerdir. İlk olarak, kütüklerden alınan disklerden sulu kesme yöntemi uygulanarak metalografik numuneler alınmıştır. Numuneler diskin merkezi ile en dış tarafı arasındaki bölgeden alınıp, zımparalama ve parlatma işlemi için bakalite alınmıştır. Zımparalama işlemi 60, 180, 240, 500, 800, 1000 ve 1200 mesh’lik zımparalar kullanılarak yapılmıştır. Parlatma işleminde ise 6 ve 3 µm elmas pastadan sonra MgO tozu ile parlatma yapılmıştır. Bu işlemde saf su kullanılmıştır. Parlatılan numuneler alınarak %0,5 HF ve Keller [2 mL HF (%48), 3 mL HCl, 5 mL HNO₃ ve 190 mL H₂O] dağlayıcı çözeltileri ile dağlanmıştır [34]. Bu dağlayıcı çözeltileri yapı içerisindeki fazların şekillerini, boyutlarını ve dağılımlarını belirlemek için seçilmiştir. Homojenizasyon ısı işlemi sırasında oluşacak değişiklikler öncelikle döküm sonrası yapı tarafından belirleneceğinden, ilk aşamada döküm sonrası yapının karakterizasyonu yapılmıştır. Dağlanan numuneler optik mikroskopta ve SEM’de incelenmiştir. SEM’de yapılan araştırmada mikroyapıda görülen partiküller üzerinden EDS analizleri yapılmıştır. Ancak, alaşımın mikroyapısındaki bu partiküllerin ampirik formüllerinin tam olarak bulunması için, disklerden elde edilen toz numuneler X-ışınları analizine tabi tutulmuştur.

Ortalama tane boyutu tespiti için deney numuneleri Baker reaktifi (5 ml HBF₄ ve 200 ml H₂O) ile elektrolitik olarak dağlanmıştır. Dağlama işleminde 20 V akım, dağlayıcı çözeltisi içindeki numunelere 2,5 dakika boyunca uygulanmıştır. Elde edilen mikroyapılar optik mikroskop altında incelenmiştir, mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir ve tane boyutu tespiti ASTM E-112 standartına göre yapılmıştır. Ayrıca kütüklerden alınan diskler tane boyutu dağılımını görebilmek için makro dağlama çözeltisi Poulton [12 mL HCl, 6 mL HNO₃, 1 mL HF (%48), 25 mL H₂O] ile dağlanmıştır [34] ve dijital fotoğraf makinesi ile fotoğrafları çekilmiştir.

5. DENEYSEL SONUÇLAR

5.1 Optik Mikroskop İnceleme Sonuçları

Leica DMRX markalı optik mikroskopta yapılan incelemede elde edilen mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.1-5.4'de gösterilmiştir. Diğer numunelere ait mikroyapı fotoğrafları EK E.1'de verilmiştir. Ayrıca makro dağlama sonrası çekilen fotoğraflar (Şekil E.1.7, Şekil E.1.9, Şekil E.1.11, Şekil E.1.13 ve Şekil E.1.15) ve elektrolitik dağlanan numunelerin mikroyapı fotoğrafları (Şekil E.1.8, Şekil E.1.10, Şekil E.1.12, Şekil E.1.14 ve Şekil E.1.16) da EK E.1 başlığı altında gösterilmiştir.

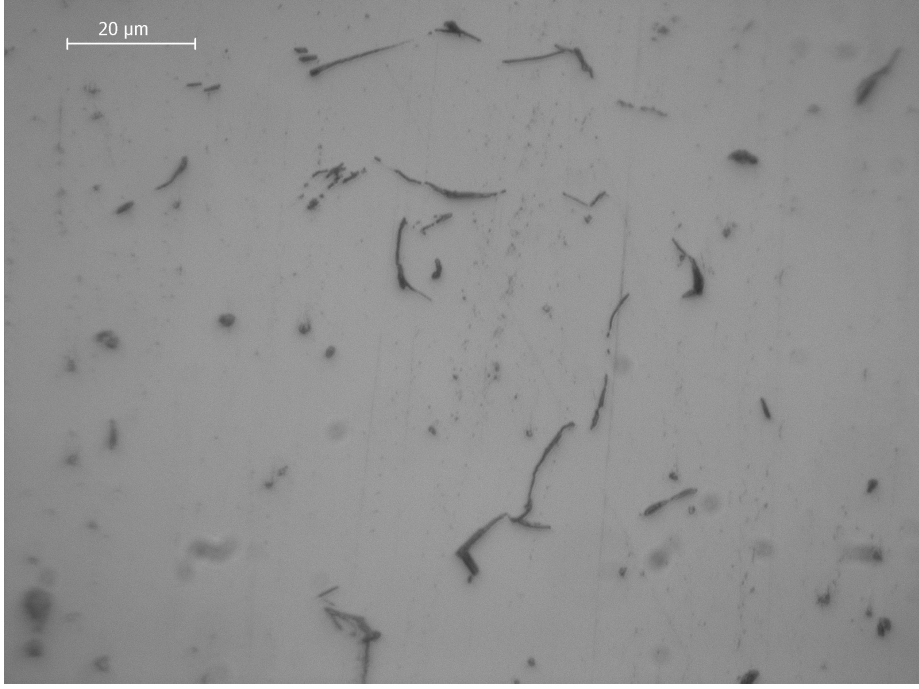
Mikroyapılar incelendiğinde, döküm mikroyapılarının karakteristik AlMgSi alaşımlarının yapısını gösterdiği anlaşılmaktadır. Mikroyapı, alüminyum dendritleri ile birlikte ince ve iğnesel yapıdaki intermetalik plakaların interdendritik ağından oluşmaktadır (Şekil 5.1, Şekil 5.3, Şekil E.1.1, Şekil E.1.3 ve Şekil E.1.5).

Homojenizasyon mikroyapıları incelendiği zaman, mikroyapıda iğnesel intermetaliklerin morfolojik bir dönüşüm geçirdiği görülmektedir. İki boyuttaki mikroyapıda iğnesel olarak gözüken intermetalik plakaların, homojenizasyon ısı işlem sonrası birbirinden ayrık, daha fazla sayıda ve daha yuvarlak yapıda olduğu gözlenmiştir. Bu daha yuvarlak intermetalik fazlar, mikroyapı geneline homojen bir şekilde dağılmıştır (Şekil 5.2, Şekil 5.4, Şekil E.1.2, Şekil E.1.4 ve Şekil E.1.6).

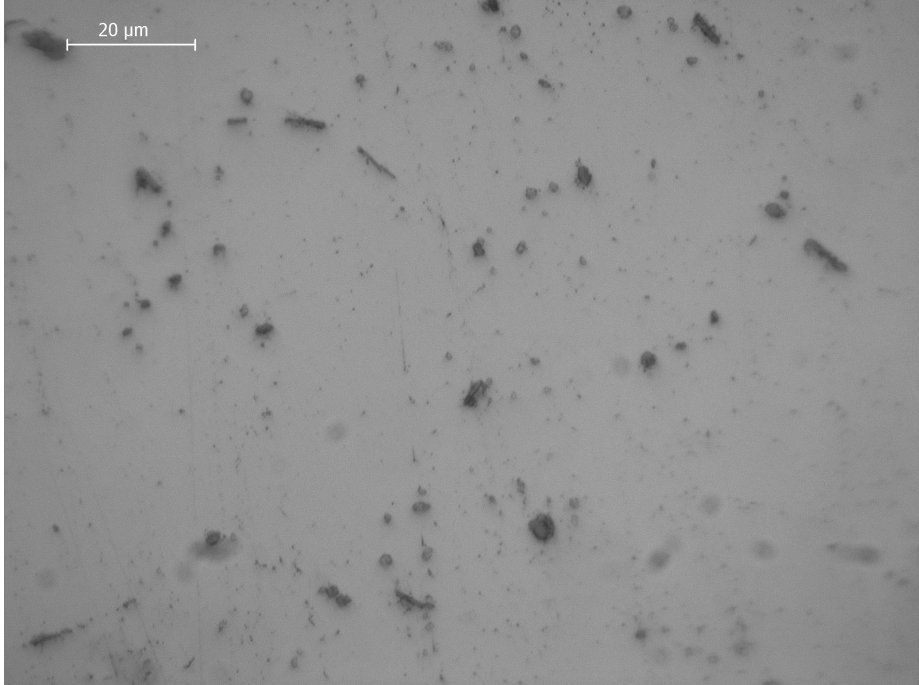
Artan titanyum miktarı ile daha ince taneli bir yapı elde edilmiştir ve sonuçlar Çizelge 5.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 5.1 : Ortalama tane boyutu ölçüm sonuçları.

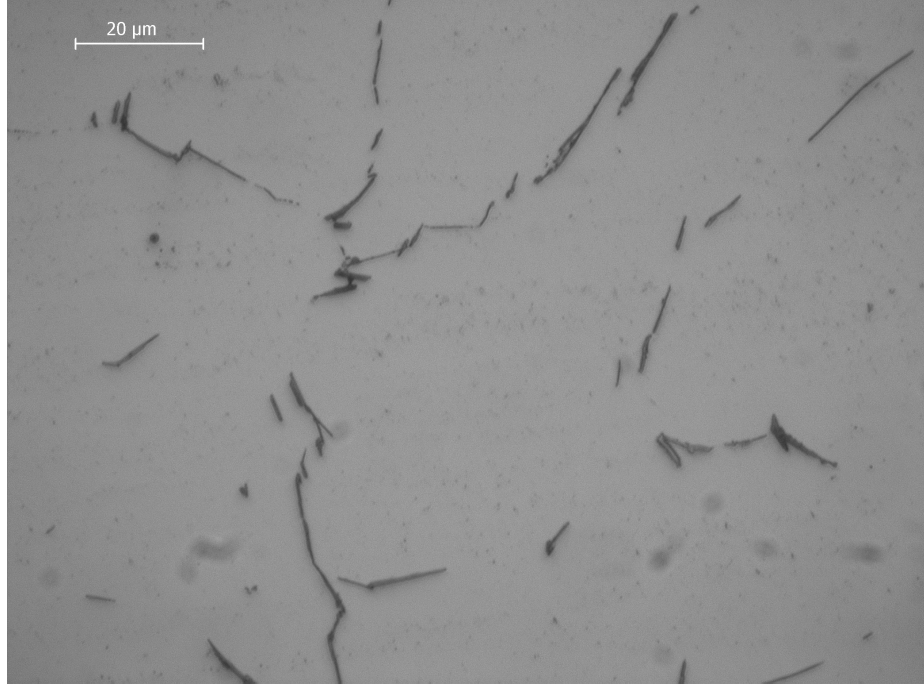
Numune	Ortalama Tane Boyutu, μm
T ₀ , Mastır alaşımı eklenmemiş	416
T ₇ , Titanyum miktarı %0,0081	238
T ₁₄ , Titanyum miktarı %0,0102	192
T ₂₁ , Titanyum miktarı %0,0161	174
T ₂₈ , Titanyum miktarı %0,0182	168



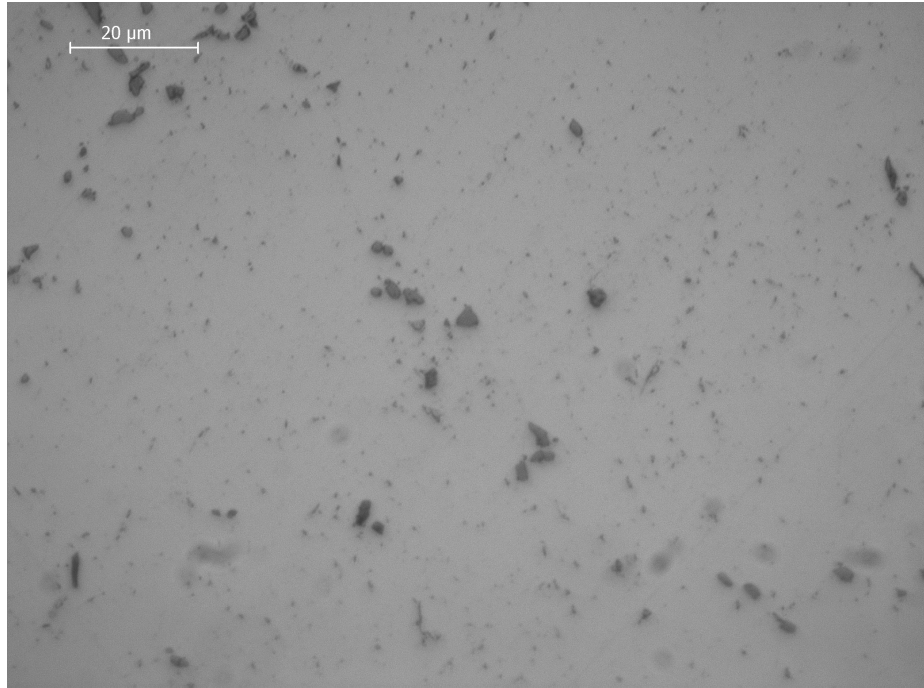
Şekil 5.1 : Al%5Ti%1B mastır alaşıımı eklenmemiş döküm numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.



Şekil 5.2 : Al%5Ti%1B mastır alaşıımı eklenmemiş homojenizasyon ısııl işleme görmüş numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı keller çözeltisi.



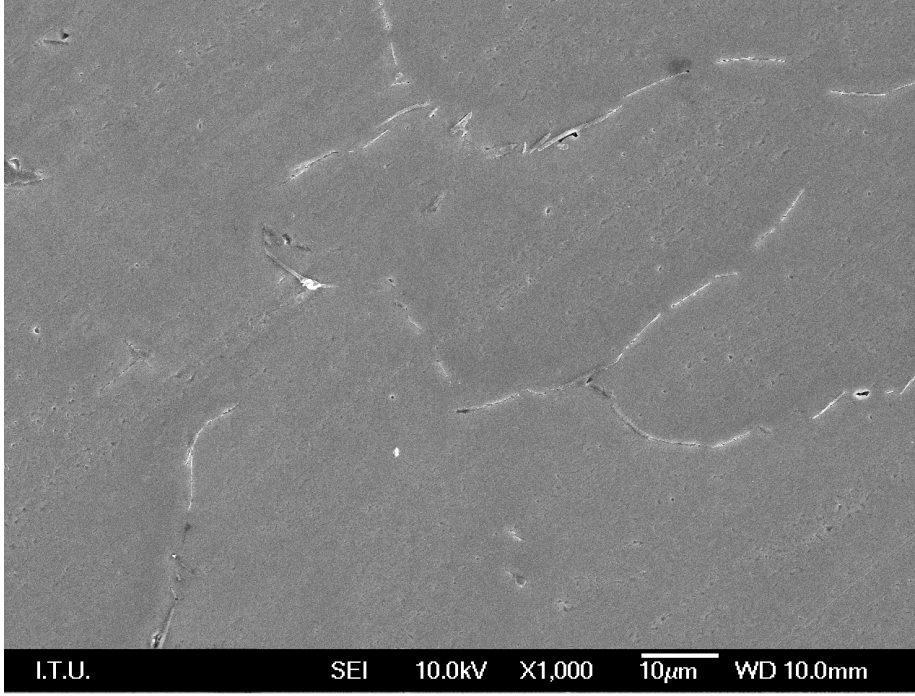
Şekil 5.3 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.



Şekil 5.4 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.

5.2 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İnceleme Sonuçları

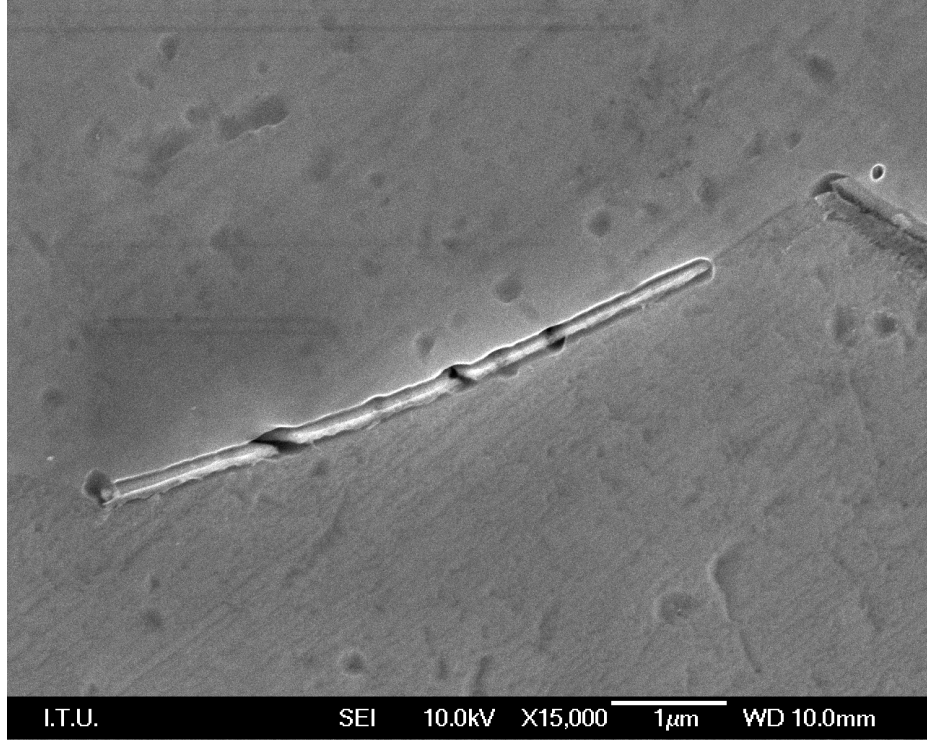
Elektron mikroskobunda yapılan çalışma ile optik mikroskopta görülen partiküller tanımlanmıştır. JEOL JSM 7000 F markalı taramalı elektron mikroskobunda yapılan çalışmalar Şekil 5.5-5.8’de ve EK E.2’de detayları ile gösterilmiştir. Yapı içerisindeki partiküllerin üzerine odaklanarak, 50 saniye boyunca EDS (Enerji Dağılımlı Spektrometre) analizleri alınmıştır.



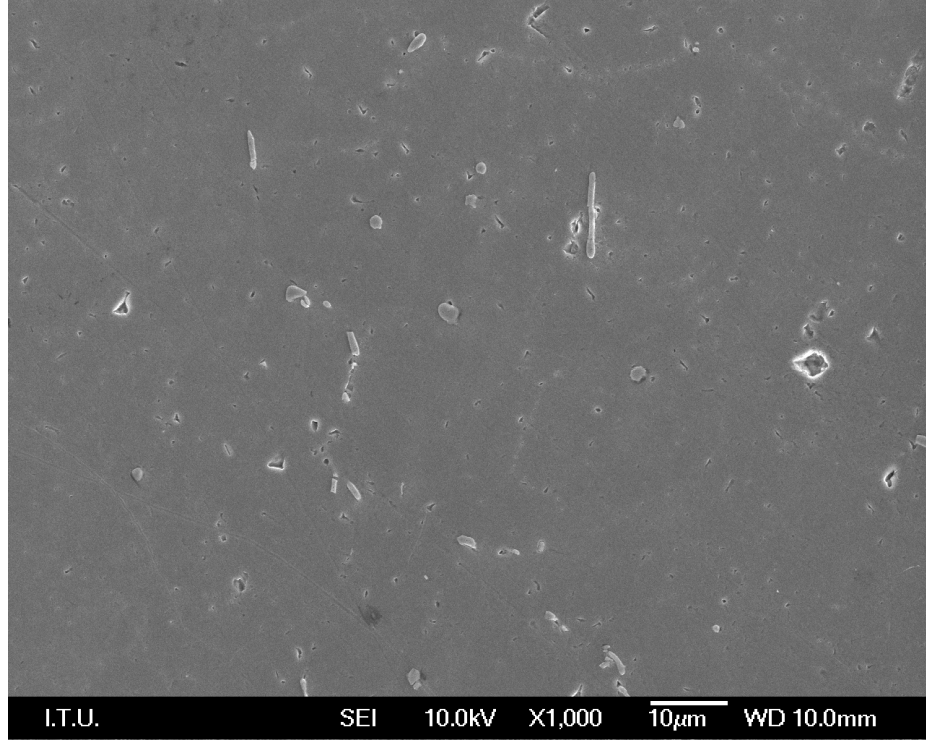
Şekil 5.5 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesinin taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.

Homojenleştirme işlemleri sırasında oluşacak değişiklikler öncelikle döküm sonrası yapı tarafından belirleneceğinden, ilk aşamada döküm yapısının karakterizasyonu yapılmıştır. AA 6063 AlMgSi alaşımlarında görülen, karakteristik döküm yapısı ile karşılaşmıştır. SEM incelemesinde, mikroyapıda ikincil fazların tercihli olarak tane sınırlarında ince, uzun ve sürekli bir faz olarak oluştuğu görülmüştür. Bu intermetalikler ötektik reaksiyon sonucu alüminyum dendritlerinin köşelerinde oluştukları için iğnesel yapıdadırlar. EDS analizleri sonucu bu çökeltilerin her zaman demir ve silisyumun birlikte bulunduğu saptanmıştır (Şekil 5.5 ve Şekil 5.6).

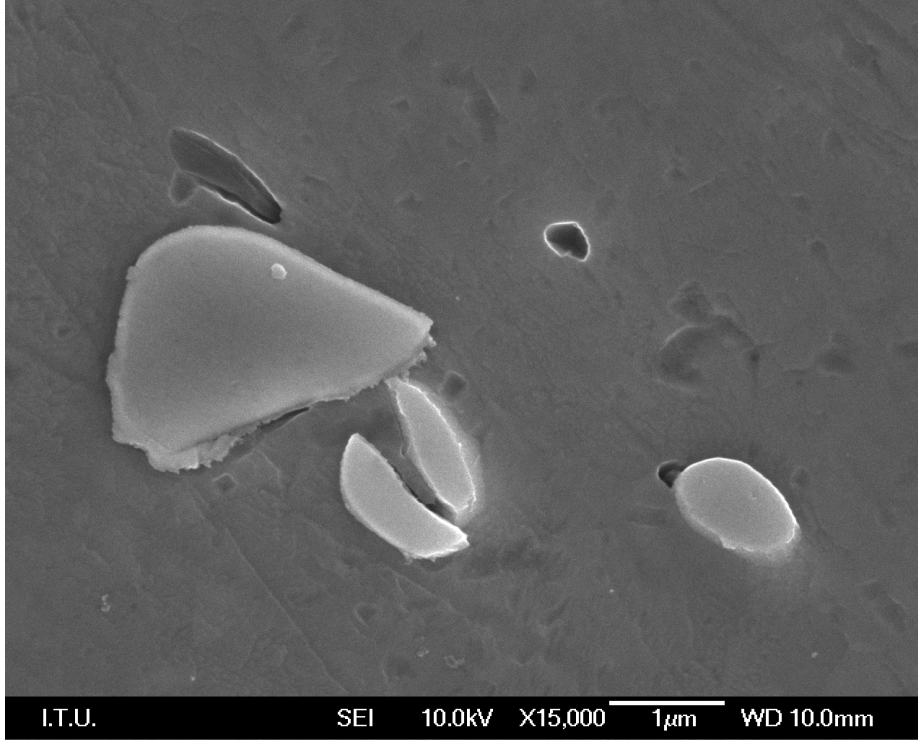
Bu demir içerikli intermetalikler, AlFeSi, çok uzun homojenizasyon sürelerinde bile kimyasal kompozisyonunda ve morfolojilerinde değişiklik olmasına rağmen matris içinde çözünmeden kaldıkları için bileşen olarak adlandırılırlar [9].



Şekil 5.6 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesindeki plakasal partikülün taramalı elektron mikroskobunda elde edilen yüksek büyütme görüntüsü.



Şekil 5.7 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemleri görmüş numunenin elektron mikroskobu görüntüsü.



Şekil 5.8 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemleri görmüş numunenin yüksek büyütme elektron mikroskobu görüntüsü.

Elektron mikroskobu çalışması sonrası mikroyapıdaki intermetaliklerin AlFeSi bileşimine sahip intermetalikler olduğu saptanmıştır. Yapı içinde Mg_2Si partiküllerine inceleme sırasında rastlanmamıştır. EDS analizi bir numunenin elemental kompozisyonu tanımlamaya yarayan bir tekniktir. EDS analizi esnasında numune taramalı elektron mikroskobu içerisinde bir elektron demetine tabi tutulur. Bu elektronlar numunenin içindeki elektronlarla çarpışırlar ve bazılarının orbitallerinden çıkmalarına neden olurlar. Bu terk edilen yerler proses esnasında x-ışınları yayan yüksek enerjili elektronlar tarafından doldurulurlar. Bu yayılan x-ışınlarını analiz ederek numunenin elemental kompozisyonu belirlenebilir [39]. EDS analizinde incelenen partiküller ufak ve ince oldukları için matrisi çevreleyen alüminyumda elektron ışın demeti tarafından etkilenir, yani analize matristeki alüminyumda katkıda bulunur. Alüminyum matrisinden daha kırılgan olan ve plakasal yapıdaki β -AlFeSi intermetaliklerinin (Şekil 5.5 ve Şekil 5.6) belirlenmesinde genelde atomik Fe/Si oranına bakılır ve bu oran $1 \pm 0,25$ 'dir [12]. Yapılan çalışmada elde edilen EDS sonuçları (Çizelge E.2.1) ortalama 1,09 olduğu tespit edilmiştir. Fe/Si oranının 1,3'ü geçmesiyle partiküllerin α -AlFeSi bileşiminde olmaları daha olası hale gelmektedir [12]. Homojenizasyon ısıt işlemleri görmüş

numunelerden elde edilen SEM mikroyapı görüntüleri (Şekil 5.7 ve Şekil 5.8) ve EDS sonuçlarında (Çizelge E.2.2) atomik Fe/Si oranı yaklaşık olarak 1,40'dır. Bu sonuçlar homojenizasyon sonrası yapı içindeki β -AlFeSi $\rightarrow$ α -AlFeSi dönüşümünü doğrular niteliktedir. Titanyum içeriği %0,0102 olan homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunede yapılan SEM incelemesinde benzer sonuçlara ulaşılmıştır (Şekil E.2.5-E.2.7 ve Çizelge E.2.3).

5.3 X-Işını Difraksiyon İnceleme Sonuçları

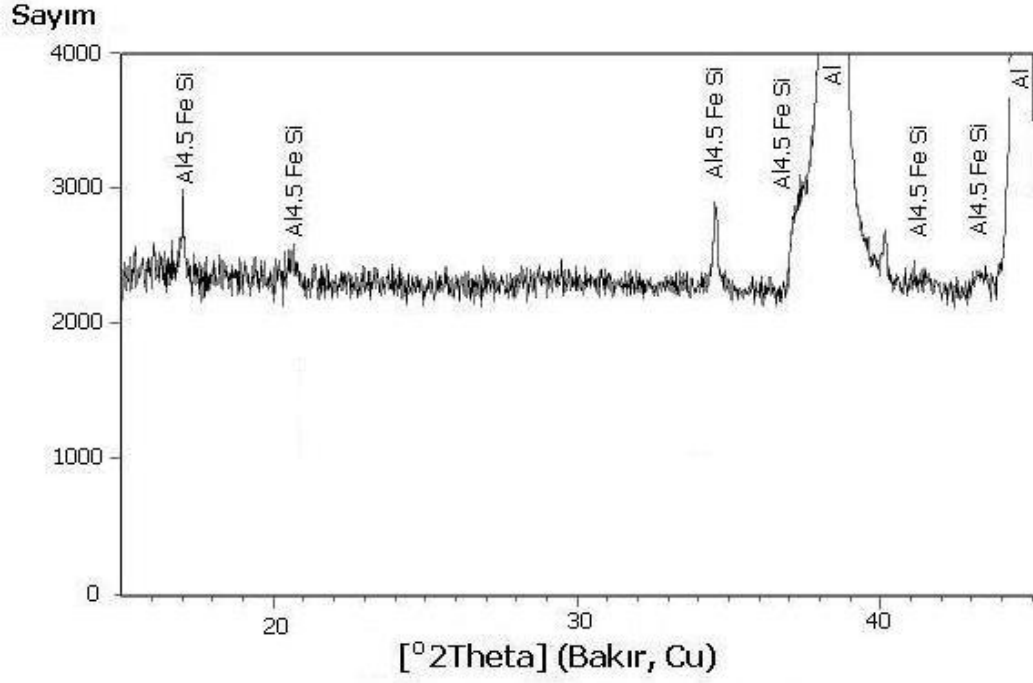
X-ışınları analizi, bir metalin kristal yapısını, kristal parametrelerini ve düzlemler arası mesafesini belirlemek için kullanılan bir tekniktir. X-ışınları analizinde dalga boyunu bilinen x-ışınları kristal yapılı bir malzemeye gönderilir. Gönderilen x-ışınları denklem 5.1'de gösterilen Bragg kanununa göre geri yansiyacaktır [40].

X-ışınları analizi, x-ışını kaynağı Cu-K α olan Philips PW3040/60 XⁿPert PRO cihazında yapılmıştır. Tespit edilecek fazlar için çalışma aralığı 15-50° ve çalışma hızı pik şiddetlerini artırmak için 0,5°/dakika olarak seçilmiştir. X-ışınları analizi ile yapı içerisindeki intermetalik fazlar tam olarak tayin edilmiştir. İki deney numunesi üzerinde yapılan X-ışınları sonuçları Şekil 5.9 ve Şekil 5.10'da gösterilmiştir.

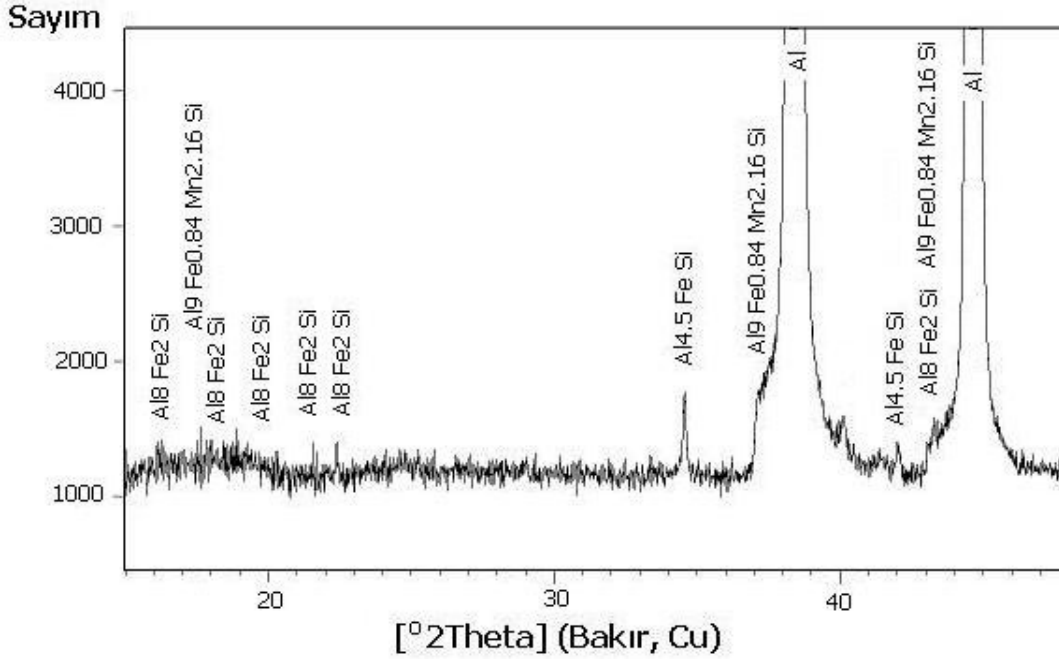
$$\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta \quad (5.1)$$

Bragg kanunu gösteren denklem 5.1'de “ λ ” x-ışını dalga boyunu, “ d_{hkl} ” düzlemler arası mesafeyi, “ θ ” yansıma açısını belirtir.

Yapılan XRD analizleri sonucu, döküm numunelerindeki ince ve plakasal intermetalik fazların monoklinik kristal yapıdaki β -Al_{4,5}FeSi olduğu saptanmıştır (Şekil 5.9). Homojenizasyon ısı işlemine tabi tutulmuş numunelerde ise hekzagonal kristal kafes yapısındaki α -Al₈Fe₂Si fazının yapıya hakim olduğu görülmüştür (Şekil 5.10). Ayrıca azda olsa β -Al_{4,5}FeSi fazı bu numunelerde tespit edilmiştir (Şekil 5.10). Hekzagonal kristal yapıdaki Al₉Fe_{0,84}Mn_{2,16}Si fazının genel formülünün α -Al₁₂(Fe,Mn)₃Si olmasına rağmen bu şekilde tespit edilmesi mangan içeriği ile ilgilidir.



Şekil 5.9 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesinin XRD analiz sonuçları.

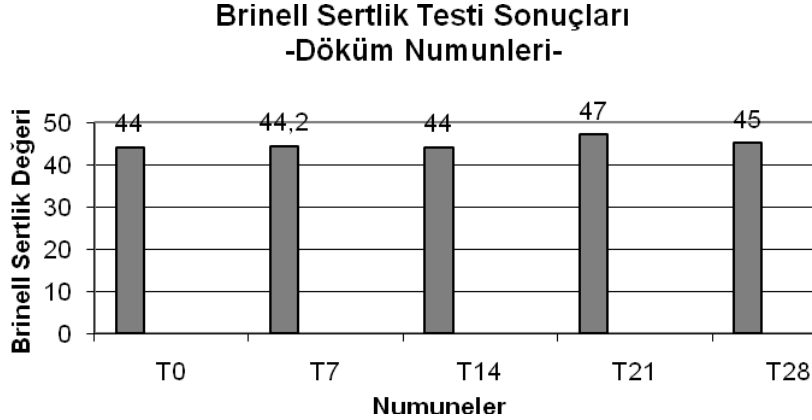


Şekil 5.10 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunenin XRD analiz sonuçları.

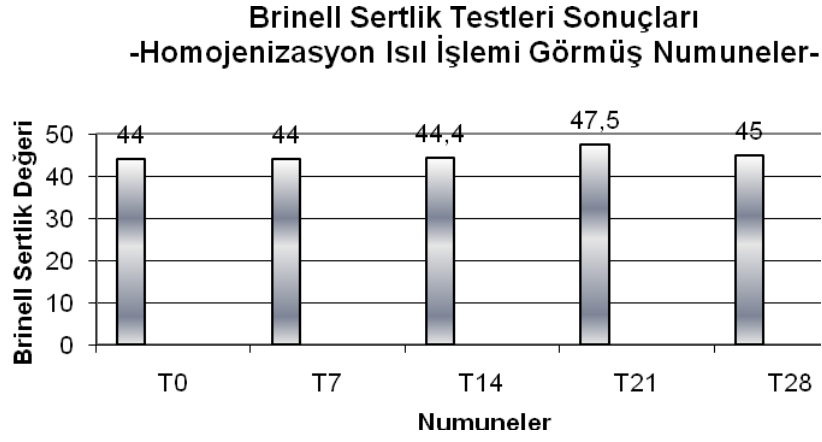
5.4 Sertlik Testi Sonuçları

Malzemelerin sertlik değerleri Brinell sertlik testi ile ölçülmüştür. 10mm çapında çelik bilye malzemenin yüzeyine 500kgf yük ile 30sn boyunca uygulanmıştır. Oluşan izin çapı mercek yardımı ile gözle ölçülmüştür. Ölçüm hatalarını azaltmak için, iki çap ölçümü birbirine 90° dik açıda alınarak ortalama bir değer kaydedilmiştir. Malzeme yüzeyinde 30mm aralıklarla üç iz oluşturulmuş ve bu izlerin ortalaması alınarak malzemenin sertlik değeri tayin edilmiştir. Sertlik deneyi öncesi düzgün bir malzeme yüzeyi oluşturmak için, numuneler 180-240-400-500-800 mesh'lik zımparalar ile zımparalama işlemine tabi tutulmuştur [38]. Brinell sertlik testi sonuçları Şekil 5.11 ve Şekil 5.12'de gösterilmiştir.

Döküm ve homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunelerde, titanyum miktarı %0,0077 Ti' dan %0,0162 Ti miktarına kadar atarken sertlik değerinde 3 puanlık bir artış gözlenmiştir (Şekil 5.11 ve Şekil 5.12). Brinell sertlik değeri en düşük titanyum miktarı %0,0077 Ti'da 44 HBN iken, %0,0162 Ti içeren alaşımda 47 HBN'ye kadar çıkmıştır.



Şekil 5.11 : Döküm numunelerinin sertlik testi sonuçları.



Şekil 5.12 : Homojenizasyon işlemi görmüş numunelerin sertlik testi sonuçları.

6. GENEL SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, beş farklı titanyum içeriğine sahip AA 6063 AlMgSi alaşımı dökülüp homojenizasyon ısı işlemine tabi tutulmuştur. Titanyumun alaşım üzerindeki tane inceltme etkisi ve sertlik üzerine etkisi gösterilmiştir. Homojenizasyon işleminde meydana gelen ve teknolojik öneme sahip β -AlFeSi $\rightarrow\alpha$ -AlFeSi dönüşümü tespit edilmiştir. Alaşımlar ilk önce optik mikroskop altında incelenmiştir. Daha sonra taramalı elektron mikroskobunda incelenmiş ve EDS analizi uygulanarak yapı içerisindeki intermetalik fazlar belirlenmiştir. X-ışınları analizi ile intermetalik fazların ampirik formülleri bulunmuştur. Brinell sertlik deneyi ile alaşımın mekanik özellikleri hakkında bilgi edinilmiştir. Tane boyutu ölçümleri ile ortalama tane boyutu tespit edilmiştir. Yapılan çalışmada elde edilen sonuçlar şunlardır;

1. Alüminyumun endüstrisinde çok yaygın olarak kullanılan direk soğutmalı döküm yöntemiyle üretilen alaşımların mikroyapısının, alüminyum dendritleri ile birlikte ince ve iğnesel yapıdaki intermetalik plakaların interdendritik ağından oluştuğu optik mikroskop çalışmaları sonrası görülmüştür.
2. Taramalı elektron mikroskobunda döküm numuneleri üzerinde yapılan EDS analizi ve XRD analizleri sonucunda bu plakasal intermetalik fazların monoklinik kristal yapıya sahip β -Al_{4,5}FeSi olduğu saptanmıştır. Döküm numunelerinin EDS analizlerinde bulunan düşük miktarlardaki oksijen ve magnezyumun, parlatma işleminin son kademesinde kullanılan MgO tozundan kaynaklandığı düşünülmektedir. Çünkü, matrisin EDS analizlerinde veya XRD analizlerinde oksitlenmeye rastlanılmamıştır. Bununla birlikte homojen tava giren alaşımların intermetalik partiküllerinde de oksijene veya magnezyuma rastlanılmamıştır. Bu bilgi parlatma işleminin son kademesinin gereğinden fazla tatbik edildiğini çağırıştır. Ayrıca β -AlFeSi fazının oksijen ihtiva ettiği ile ilgili herhangi bir bilgi yapılan literatür çalışmalarında bulunamamıştır. Bunların yanın β -AlFeSi intermetaliklerin EDS analizleri ile tespit edilmesinde atomik Fe/Si oranına bakılmaktadır ve bu oran

1±0,25'dir [12]. Döküm numenelerinin EDS analizleri sonucu atomik Fe/Si oranı ortalama olarak 1,09 bulunmuştur ve bu orana yakın olduğu tespit edilmiştir.

3. Alaşımın titanyum miktarındaki artış ile tane inceltme etkisi görülmüştür ve belirli bir titanyum miktarına kadar sertlikte artış gözlenmiştir. Mastır alaşımı eklenmemiş numunenin sertliği 44 HBN olarak tespit edilirken, master alaşımı eklenmiş ve %0,0162 Ti miktarına sahip numenin sertlik değeri 47 HBN olarak belirlenmiş ve 3 puanlık artış kaydedilmiştir. Brinell sertlik değeri mastır alaşım eklenmemiş numunede 44 HBN iken, %0,0162 Ti içeren alaşımda 47 HBN'ye kadar çıkmıştır. %0,0162 Ti miktarından sonra sertlik belirgin bir artış gözlenmemiştir. Ortalama tane boyutu, tane inceltme işlemi uygulanmamış numunede 416 µm olarak tespit edilirken, çok düşük denilebilecek titanyum ilavesi ile ortalama tane boyutu yaklaşık 200 µm düşerek, %0,0081 Ti içeren numunede 238 µm olarak ölçülmüştür. %0,0102 Ti miktarı içeren numunede ortalama tane boyutu 192 µm, %0,0161 Ti miktarı içeren numunede ortalama tane boyutu 174 µm ve titanyum miktarı %0,0182 olan numunede ise ortalama tane boyutu 168 µm olarak tespit edilmiştir. Titanyum miktarının artması ile daha inceli taneli bir yapı elde edilmiştir.

4. Homojenizasyon ısıtma işlemi sonrası optik mikroskopta yapılan incelemelerde plakasal yapıdaki intermetaliklerin birbirinden ayrık, daha fazla sayıda, daha yuvarlak yapıda olduğu ve yapı geneline dağıldığı görülmüştür.

5. Taramalı elektron mikroskopunda ve XRD analizleri sonucunda, alaşımların mikroyapısında $\beta\text{AlFeSi} \rightarrow \alpha\text{AlFeSi}$ faz dönüşümü tespit edilmiştir ve homojenizasyon ısıtma işlemi görmüş numunelerin mikroyapısındaki intermetalik fazların çoğunlukla hekzagonal kristal kafes yapısına sahip $\alpha_{\text{H}}\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ olduğu saptanmıştır. EDS analizlerinde, bu intermetaliklerin tespiti için genelede atomik Fe/Si oranına bakılır ve bu oranın 1,3'ü geçmesiyle bu intermetaliklerin αAlFeSi olduğu söylenmektedir [12]. Tez çalışmasında homojenizasyon ısıtma işlemi görmüş numunelerde yapılan EDS analizlerinde bu oran ortalama 1,40 olarak tespit edilmiştir. Homojenizasyonlu numunelerin EDS analizlerinde bulunan hekzagonal kristal kafes yapısına sahip $\text{Al}_9\text{Fe}_{0,84}\text{Mn}_{2,16}\text{Si}$ fazı alaşımdaki mangan miktarı ile ilişkilidir. Ayrıca XRD analizi sonucu yapı içinde azda olsa $\beta\text{-Al}_{4,5}\text{FeSi}$ piklerine rastlanması döküm yapısı içindeki tüm $\beta\text{-AlFeSi}$ partiküllerinin $\alpha\text{-AlFeSi}$ partiküllerine dönüşmediğini göstermiştir. Ayrıca kübik kristal kafes yapısına sahip ve genel formülü $\alpha_{\text{c}}\text{-Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$ olan intermetalik bileşikte demir ve mangan

birbirlerinin yerlerini alabilirler. Bu bileşik $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ kompozisyonunda olabileceği gibi $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$ şeklinde de olabilir [41].

KAYNAKLAR

- [1] **Sema Onurlu**, 1993. Homojenizasyonun AA 6063 Alüminyum Alaşımının İçyapısı ve Özelliklerine Etkisi, Doktora Tezi, İTÜ, İstanbul.
- [2] **Onur Güven**, 2006. Alüminyum Silisyum Magnezyum Döküm Alaşımlarının Yapı İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ, İstanbul.
- [3] **Url-1** <<http://www.angelfire.com/al/aluminum/6063metalurji.htm>>, alındığı tarih 15.10.2008.
- [4] **Url-2** <<http://en.wikipedia.org/wiki/Aluminum>>, alındığı tarih 18.10.2008.
- [5] **Dmitry G. Eskin**, 2008. DC Casting: Development of the Technology, Effect of Alloy Composition on Structure Formation: Grain Refinement, *Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys*, 1-18, 59-78.
- [6] **Url-3** <<http://aluminium.matter.org.uk>>, alındığı tarih 11.04.2009.
- [7] **ASM Handbook**, 1990. Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys, *Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials*, **Vol. 2**, 3-15, 103-104.
- [8] **Url-4** <<http://www.aluminyumsanayi.com/aluminyumprofilgenel.htm>>, alındığı tarih 20.10.2008.
- [9] **Niels Cees Willem KUIJPERS**, 2004. Kinetics of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation in Al-Mg-Si alloys, PhD Thesis, Delft University, Netherlands, from <http://repository.tudelft.nl/file/80717/078316>.
- [10] **Arve Johansen**, 2000. Microstructures and Properties of Aluminum Magnesium Alloys with Additions of Manganese, Zirconium and Scandium, Doktor Ingeniør, The Norwegian University of Science and Technology, Norway, from <http://ntnu.diva-portal.org/smash/record.jsf?pid=diva2:125398>.
- [11] **Majed Jaradeh, Torbjörn Carlberg**, 2005. Effect of titanium additions on microstructure of DC-cast aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A*, **413-414**, 277-282.
- [12] **Yücel Birol**, 1999. Formation and transformation of intermetallic particles in strip-cast Al_{0.8}Fe_{0.6}Si alloy, *Zeitschrift für Metallkunde*, **89.**, 501-506.
- [13] **Yücel Birol**, 2004. The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets, *Journal of Materials Processing Technology*, **148**, 250-258.
- [14] **R. Vertnik, M. Zaloznik, B. Sarlet**, 2006. Solution of transient direct-chill aluminum billet casting problem with simultaneous material and interphase moving boundaries by a meshless method, *Engineering Analysis with Boundry Elements*, **30**, 847-855.

- [15] **Q. Du, D.G. Eskin, L. Katgerman**, 2005. The effect of ramping casting speed and casting temperature on temperature distribution and melt flow patterns in the sump of a DC cast billet, *Materials Science and Engineering A*, **413-414**, 144-150.
- [16] **ASM Handbook**, 1988. Continuous Casting, *Casting*, **Vol. 15**, 687 – 694.
- [17] **J. Lendvai**, 1987: The Structure of DC Cast Al-Fe and Al-Fe-Si Alloys, *Materials Science Forum*, **13/14**, 101-120.
- [18] **R. Nadella , D.G. Eskin, Q. Du, L. Katgerman**, 2008. Macrosegregation in direct-chill casting of aluminium alloys, *Progress in Materials Science*, **53**, 421–480.
- [19] **Q. Du, D.G. Eskin, L. Katgerman**, 2006. The effect of ramping casting speed and casting temperature on temperature distribution and melt flow patterns in the sump of a DC cast billet, *Materials Science and Engineering A*, **413-414**, 144-150.
- [20] **S. K. Das**, 1999. Thermal modelling of DC continous casting including submould boiling heat transfer, *Applied Thermal Engineering*, **19**, 897-916.
- [21] **PL Mangoon**, 1999. Diffusion in Solids, *The principles of materials selection for engineering design*, 219-243.
- [22] **Url-5** <<http://www.wagstaff.com>>, alındığı tarih 15.03.2009.
- [23] **Erdem Türker**, 2005. Alüminyum ve Alaşımlarının Dökümünde Rafinasyon Yöntemlerinin Karşılaştırılması, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ, İstanbul.
- [24] **Pradip K. Saha**, 2002. ASM International, Billet Casting Principles and Practice, *Aluminum Extrusion Technology*, 119-149.
- [25] **J. gilber Kaufman, Evlin L. Rooy**, 2004. The Influence and Control of Porosityand Inclusions in Aluminum Castings, *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*, 47-55.
- [26] **K. T. Kashyap, T. Chandrashekar**, 2001. Effects and mechanism of grain refinement in aluminum alloys, *Bull. Mater. Sci*, **Vol. 24**, 345-353.
- [27] **N. Iqbal, N. H. Van Dijk, S. E. Offerman, N. Geerlofs, M. P. Moret, L. Katgerman, G. J. Kearley**, 2006. In stu investigation of the crystallization kinetics and the mechanism of grain refinement in aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A*, **416**, 18-32.
- [28] **W. A. Schenieder, T. E. Quested, A. L. Greer, P. S. Cooper**, 2003. A comparison of the family of AlTiB refiners and their ability to achieve a fully equiaxed grain structure in dc casting, *TMS, The Minerals, Metals and Materials Society*, UK.
- [29] **C. Limmaneevichtr, W. Eidhed**, 2003. Fading mechanism of grain refinement of aluminum-silicon alloy with AlTiB grain refiment, *Materials Science and Engineering A*, **349**, 197-206.
- [30] **Lennart Backerud, Guocai Chai, Jarmo Tamminen**, 1990. Grain Refinement, *Solidification Characteristics of Aluminum Alloys*, **Vol. 2**, 13-25.

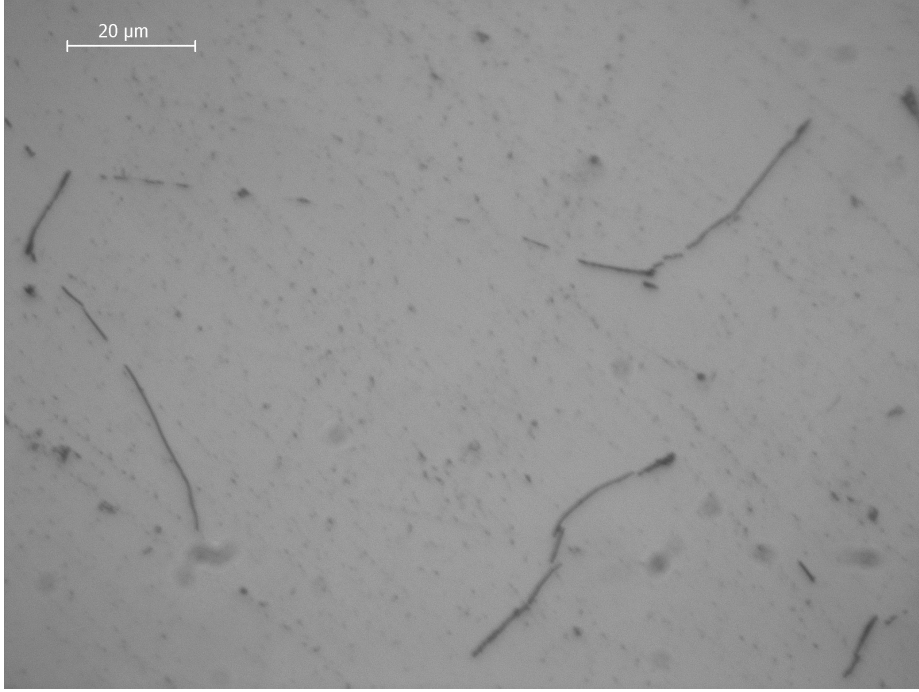
- [31] **Lennart Backerud, Guocai Chai, Jarmo Tamminen**, 1990. Grain Refinement, *Solidification Characteristics of Aluminum Alloys*, **Vol. 2**, 13-25.
- [32] **M. Baki Karamış, İ. Halıcı**, 2006. The effect of homogenization and recrystallization heat treatments on low-grade cold deformation properties of AA 6063 aluminum alloy, *Materials Letters*, **61**, p. 944–948.
- [33] **Thanaporn Korad, John T. H. Pearce, Mana Ponboon, Umarin Phongsophitanan**, Quantification of Precipitated Phases in 6063 Aluminum Billet by Image Analysis for Improvement of Homogenization Condition, alındığı tarih 19.02.2008, from <http://www2.mtec.or.th/th/seminar/Msativ/pdf/MP07.pdf>.
- [34] **ASM Handbook**, 2004. Aluminum Alloys, Solidification Structures of Aluminum Alloy Ingots, *Metallography and Microstructure*, **Vol. 9**, 351-388, 629-636.
- [35] **N.C.W. Kuijpers, F.J. Vermolen, C. Vuik, P.T.G. Koenis, K.E. Nilsen, S. van der Zwaag**, 2005. The dependence of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation kinetics in Al–Mg–Si alloys on the alloying elements, *Materials Science and Engineering A*, **394**, 9-19.
- [36] **F. J. Vermolen, C. Vuik, S. van der Zwaag**, A Model of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si Transformation During Homogenization in 6xxx Alloys, alındığı tarih 19.02.2008, from <http://ta.twi.tudelft.nl/nw/users/vuik/papers/Ver04KVZKN.pdf>.
- [37] **Url-6** <<http://www.teknolojikarastirmalar.com>>, alındığı tarih 22.04.2009.
- [38] **ASM Handbook**, 2000. Brinell Hardness Testing, *Mechanical Testing and Evaluation*, **Vol. 8**, 84-90.
- [39] **Url-8** <<http://www.semlab.com/edsanalysis.html>>, alındığı tarih 26.04.2009.
- [40] **Yrd. Doç. Dr. Hüseyin Uzun, Prof. Dr. Fehim Fındık, Prof. Dr. Serdar Salman**, 2003. X Işınları Analizi, *Malzeme Biliminin Temelleri*, 83-87.
- [41] **Yücel Birol, Feriha Serçelik**, 1998. Intermetallic particles in a strip-cast AlFeMnSi alloy, *Zeitschrift für Metallkunde*, **89.**, 329-335.

EKLER

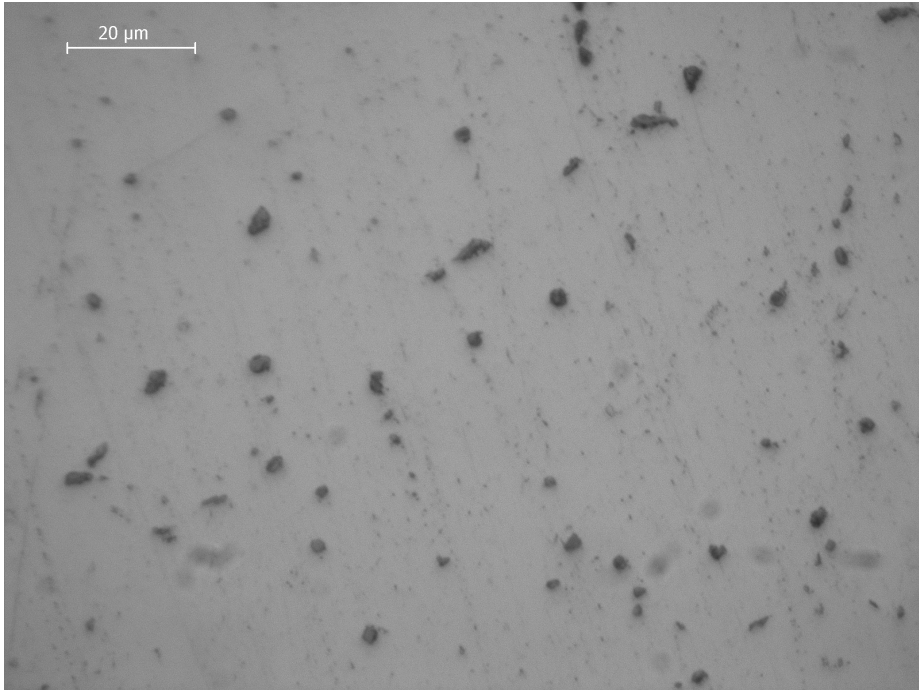
EK E.1 : Optik Mikroskop İnceleme Sonuçları

EK E.2 : Taramalı Elektron Mikroskop İnceleme Sonuçları

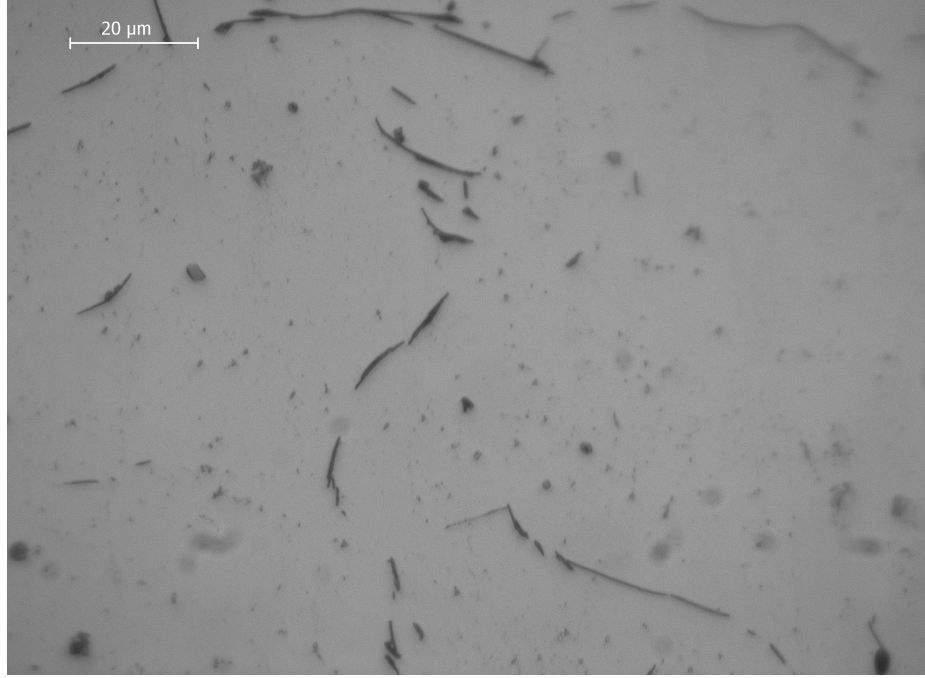
EK E.1



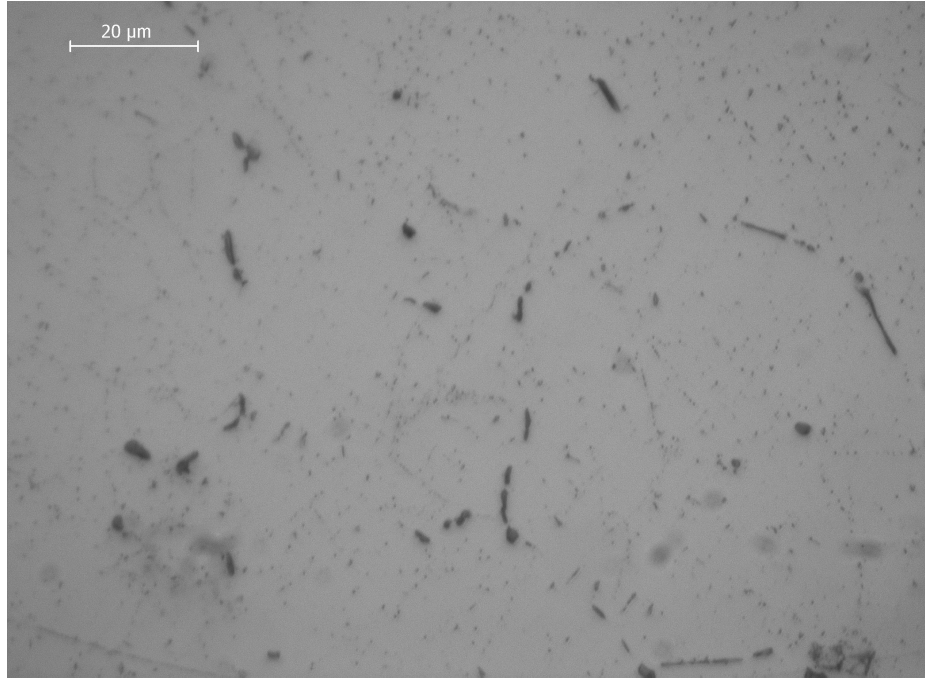
Şekil E.1.1 : %0,0081 Ti içeren döküm numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.



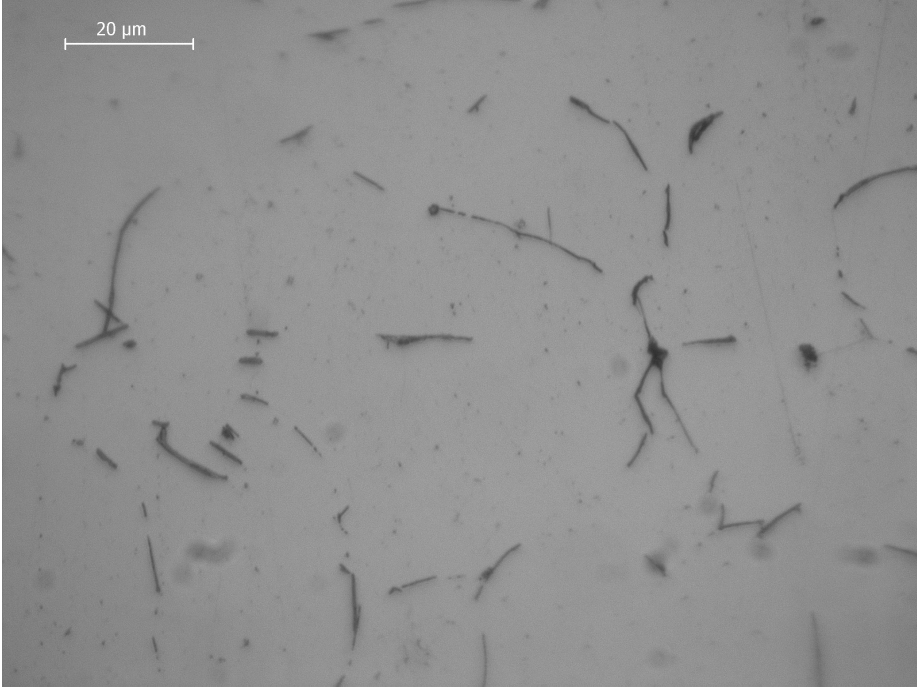
Şekil E.1.2 : %0,0081 Ti içeren homojenizasyon ısıt işleme görmüş numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.



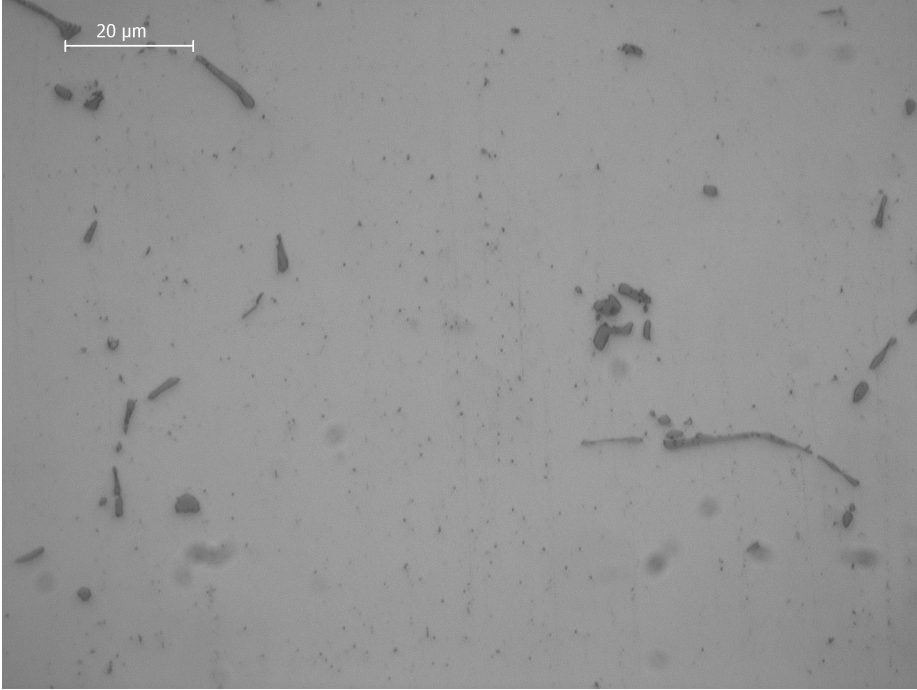
Şekil E.1.3 : %0,0102 Ti içeren döküm numunesinin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı keller çözeltisi.



Şekil E.1.4 : %0,0102 Ti içeren homojenizasyon ısı işlem görmüş numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı Keller.



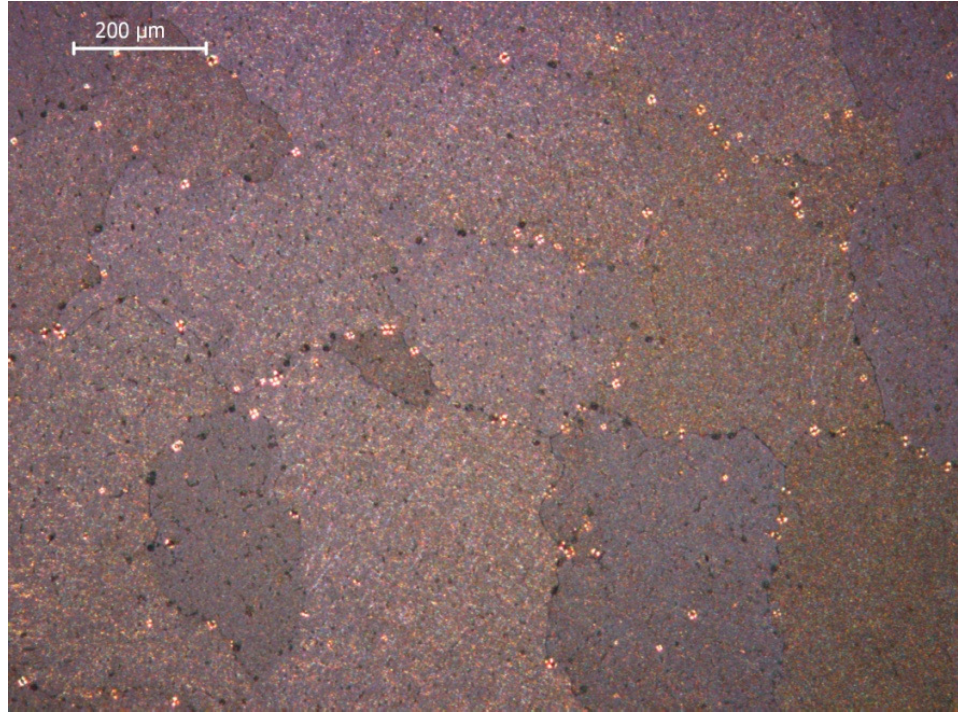
Şekil E.1.5 : %0,0182 Ti içeren döküm numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.



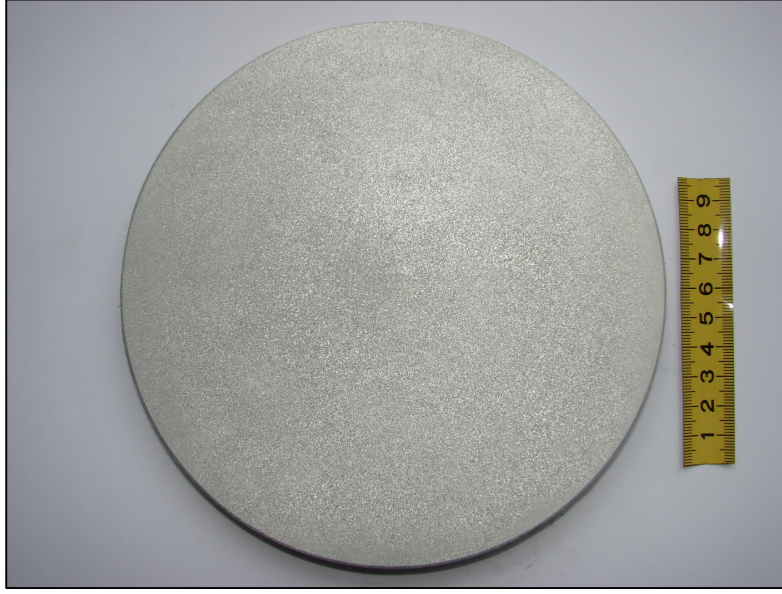
Şekil E.1.6 : %0,0182 Ti içeren homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunenin enine kesit mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı %0,5 HF çözeltisi.



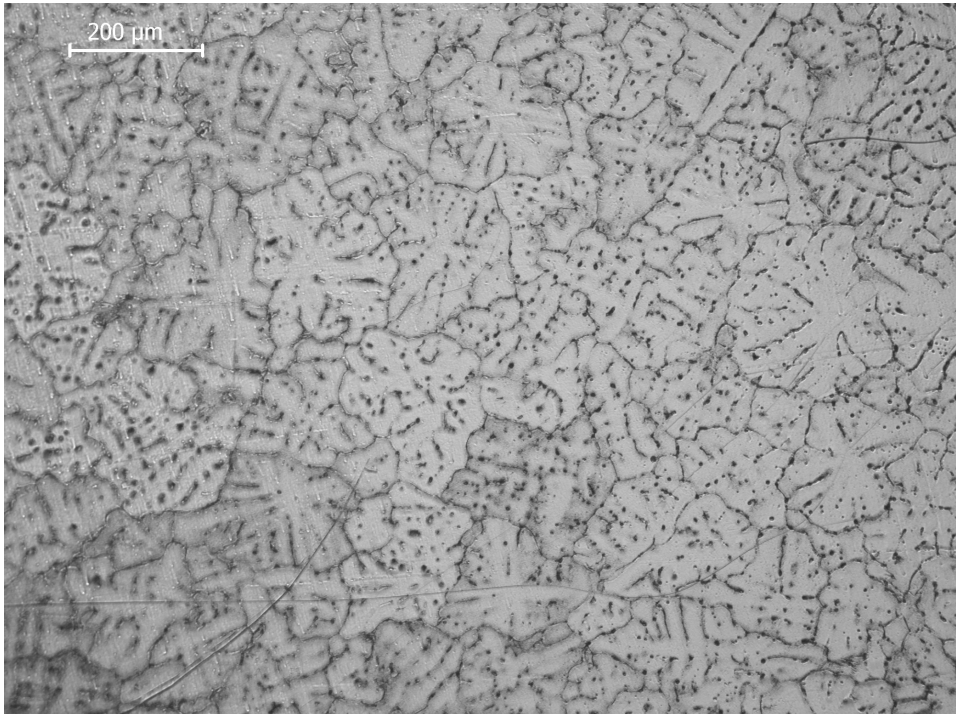
Şekil E.1.7 : Al%5Ti%1B mastır alaşıımı ilavesi yapılmamış alaşıma ait makro dağlama görüntüsü.



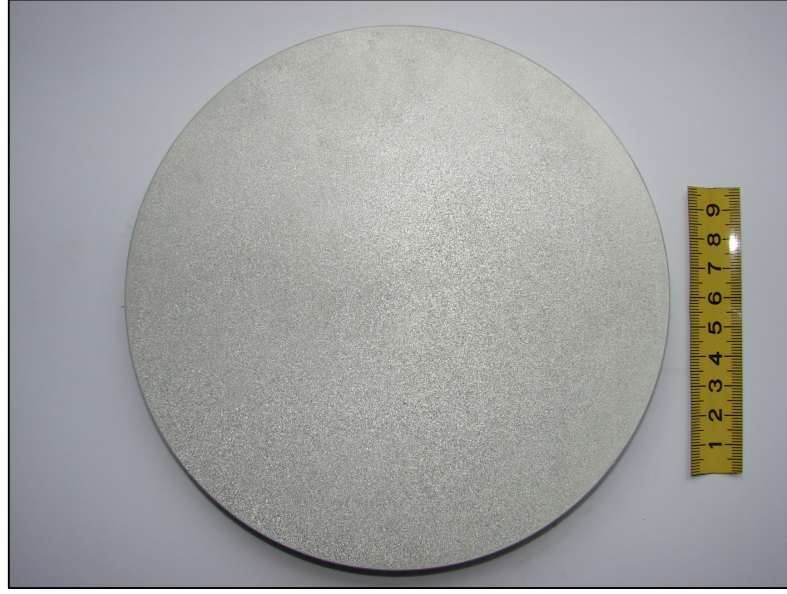
Şekil E.1.8 : Al%5Ti%1B mastır alaşıımı ilavesi yapılmamış alaşıma ait polarize ışık altında çekilmiş mikroyapı fotoğrafı, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk); ortalama tane boyutu: 416 µm.



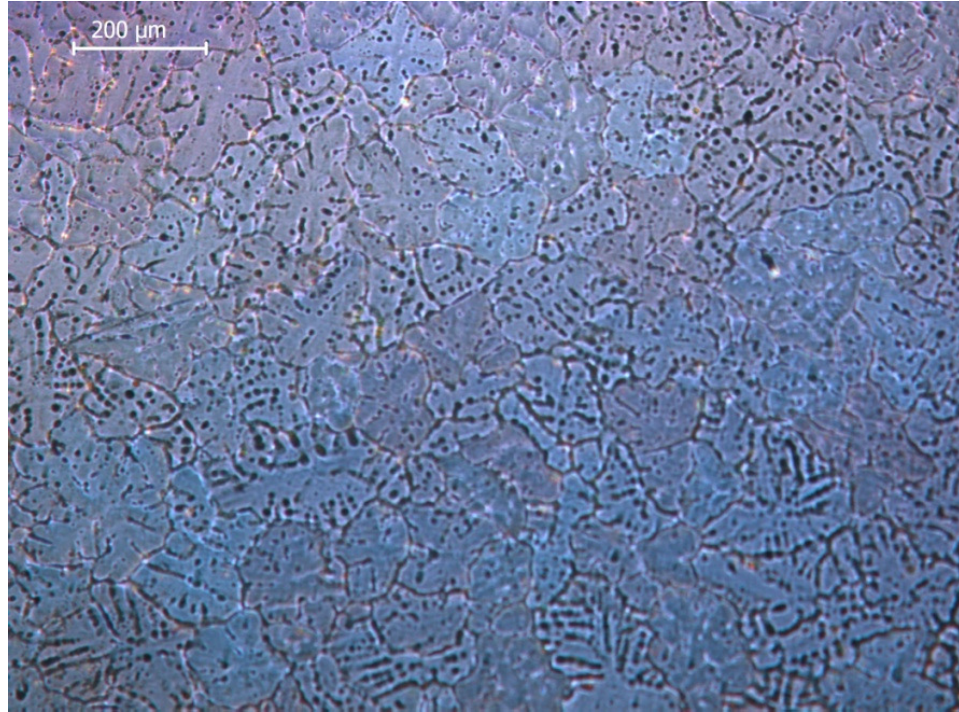
Şekil E.1.9 : % 0,0081 Ti içeren numunenin makro dağlama görüntüsü.



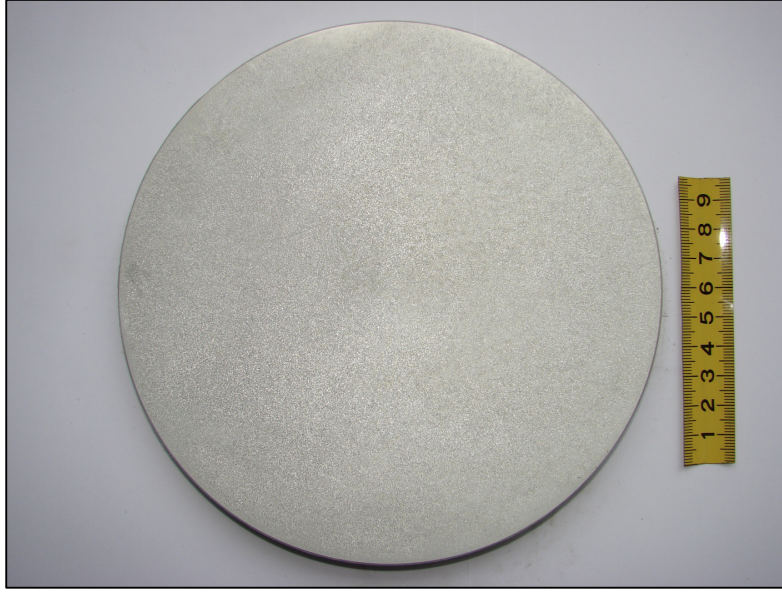
Şekil E.1.10 : % 0,0081 Ti içeren numunenin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk); ortalama tane boyutu: 238 µm.



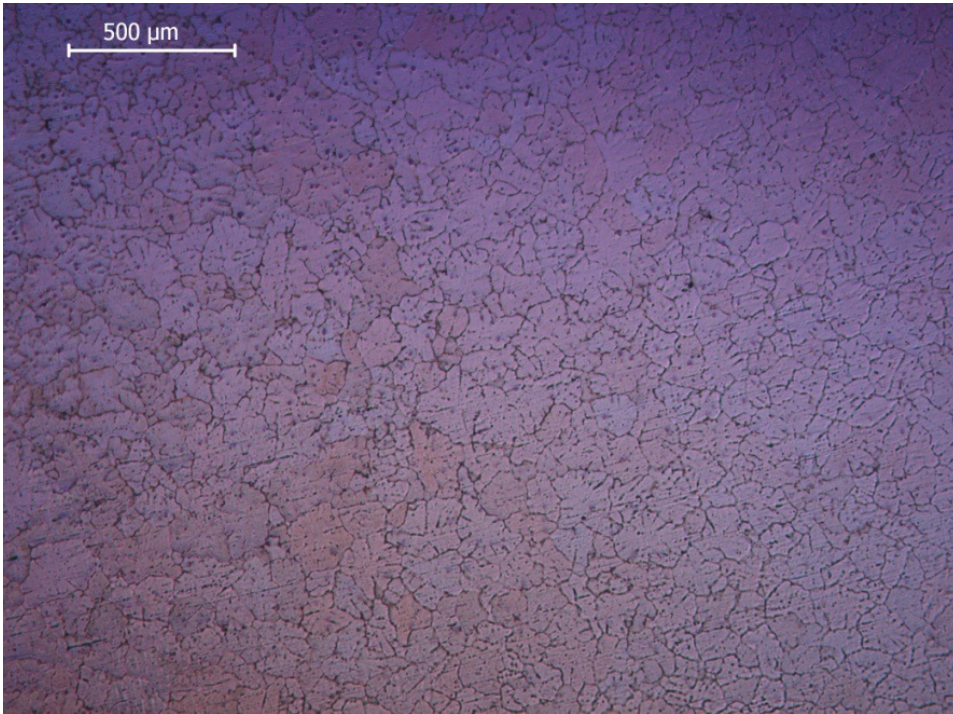
Şekil E.1.11 : %0,0102 Ti içeren numunenin makro dağlama görüntüsü.



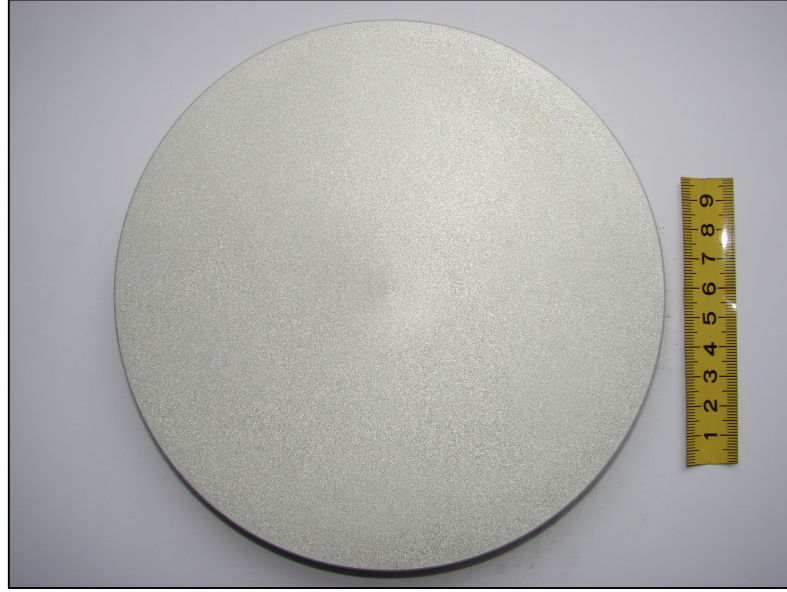
Şekil E.1.12 : %0,0102 Ti içeren nnumunenin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk), polarize ışık; ortalama tane boyutu: 192 µm.



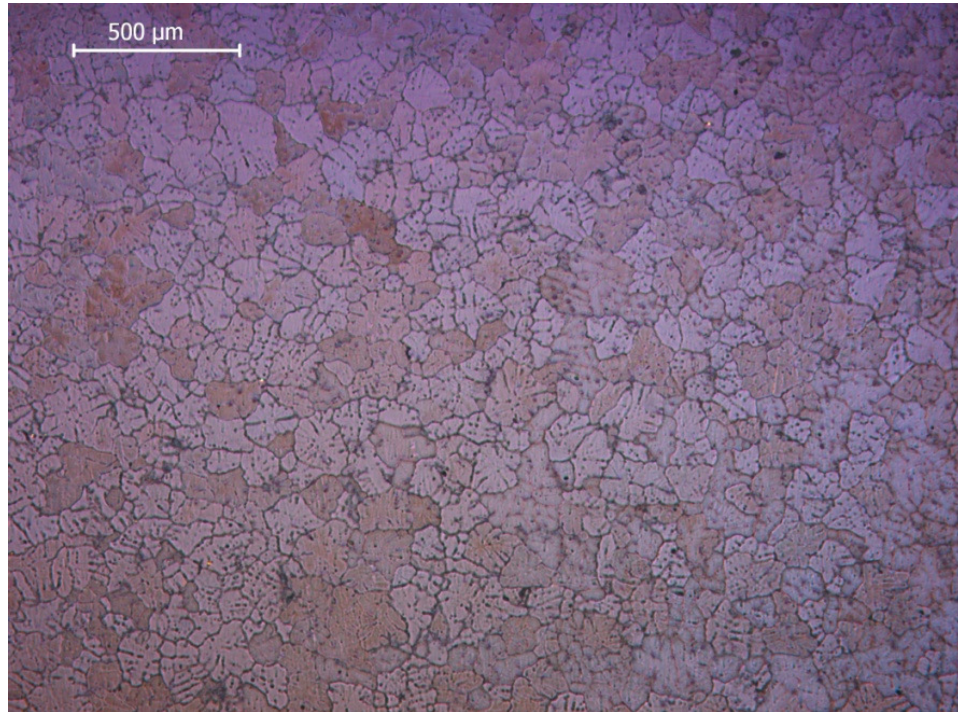
Şekil E.1.13 : %0,0161 Ti içeren numunenin makro dağlama görüntüsü.



Şekil E.1.14 : %0,0161 Ti içeren numunenin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk), polarize ışık; ortalama tane boyutu: 174 µm.

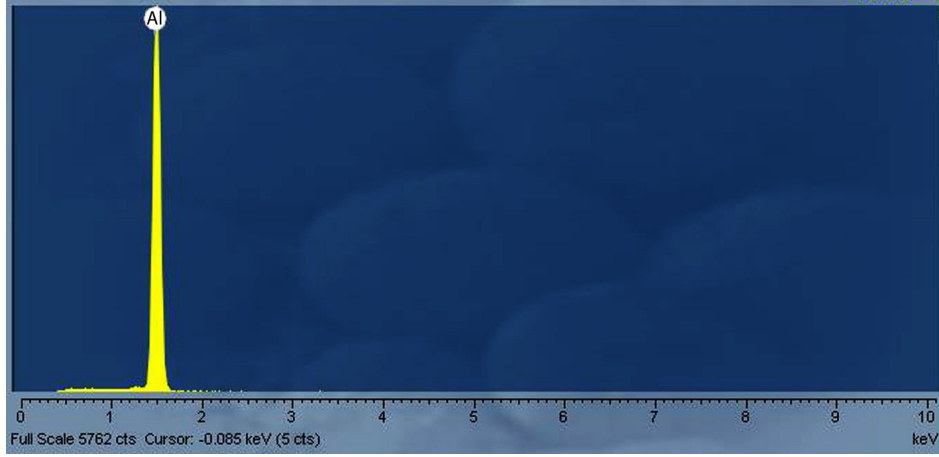


Şekil E.1.15 : %0,0182 Ti içeren numunenin makro dağlama görüntüsü.

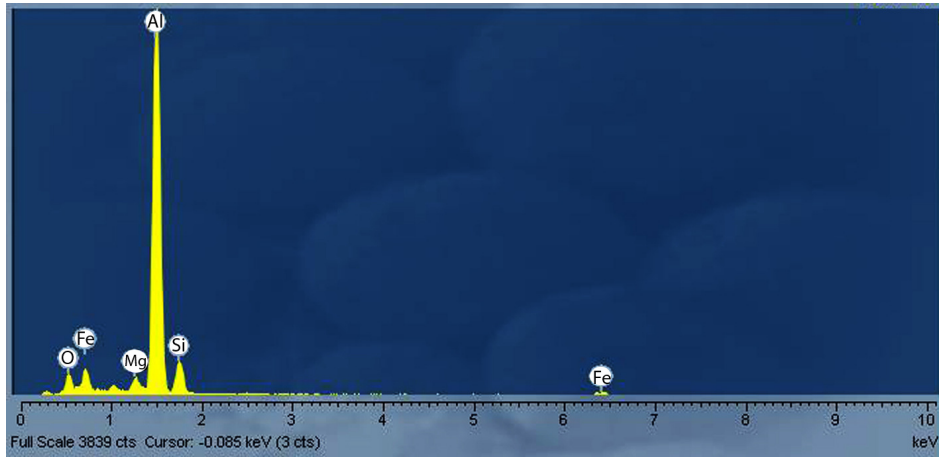


Şekil E.1.16 : %0,0182 Ti içeren numunenin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Baker reaktifi (20 V, 2.5 dk), polarize ışık; ortalama tane boyutu: 168 µm.

EK E.2



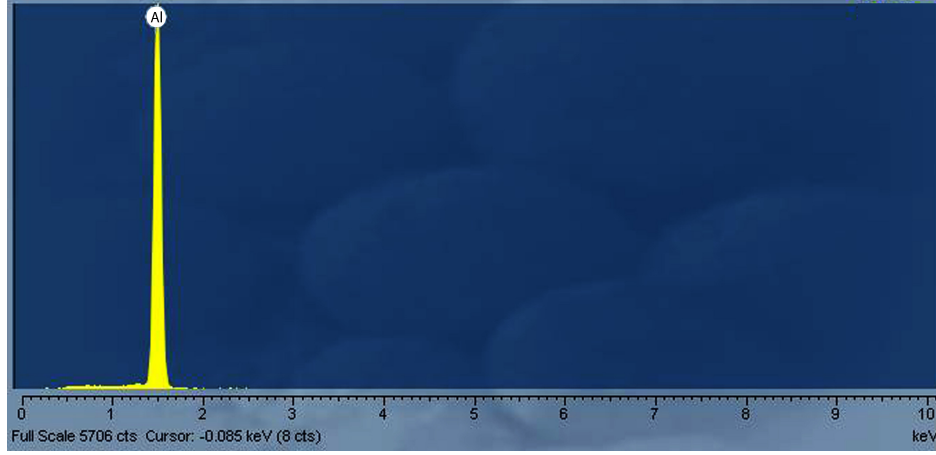
Şekil E.2.1 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesinin genel EDS analiz sonucu.



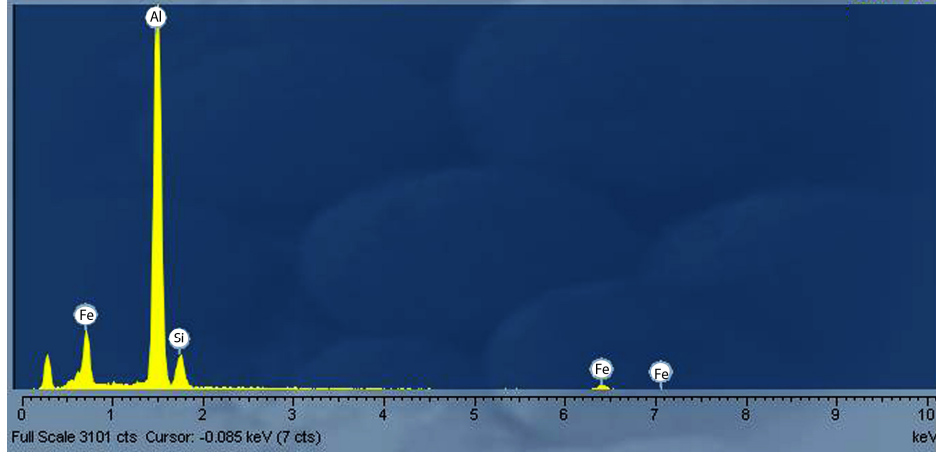
Şekil E.2.2 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesindeki plakasal partikül üzerinden alınan EDS analiz sonucu grafiği.

Çizelge E.2.1 : %0,0161 Ti içeren döküm numunesindeki plakasal partikülden alınan EDS analiz sonuçları.

Element	% Ağırlık	% Ağırlık sapması	% Atomik
O	5.86	0.37	10.46
Mg	1.94	0.17	2.28
Al	65.36	1.14	69.22
Si	8.50	0.34	8.65
Fe	18.34	1.34	9.39
Toplam	100.00		



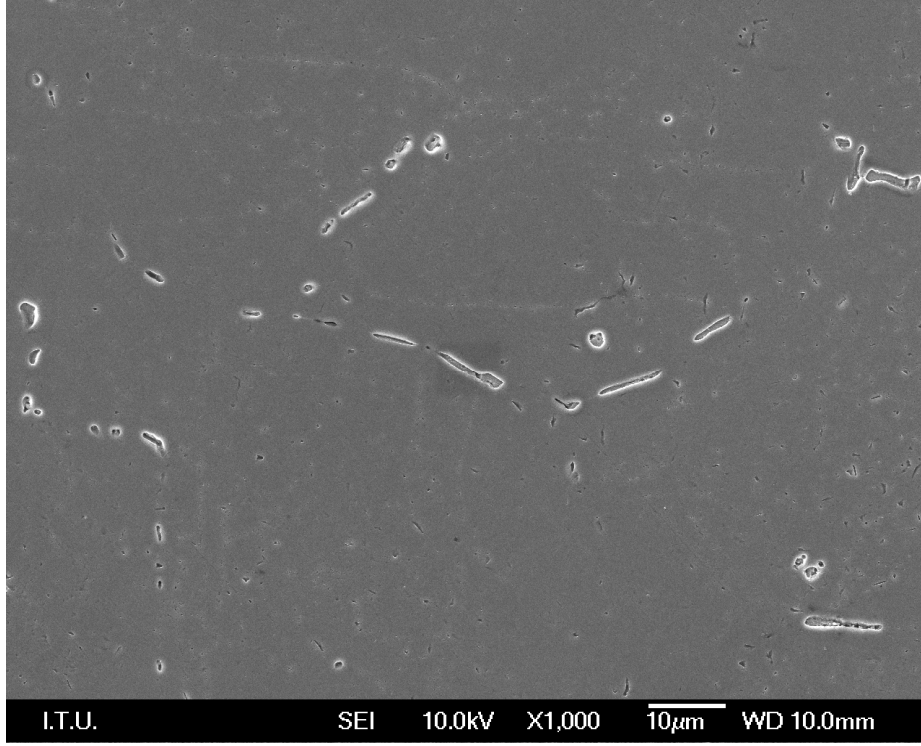
Şekil E.2.3 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemleri görmüş numunenin genel EDS analiz sonucu.



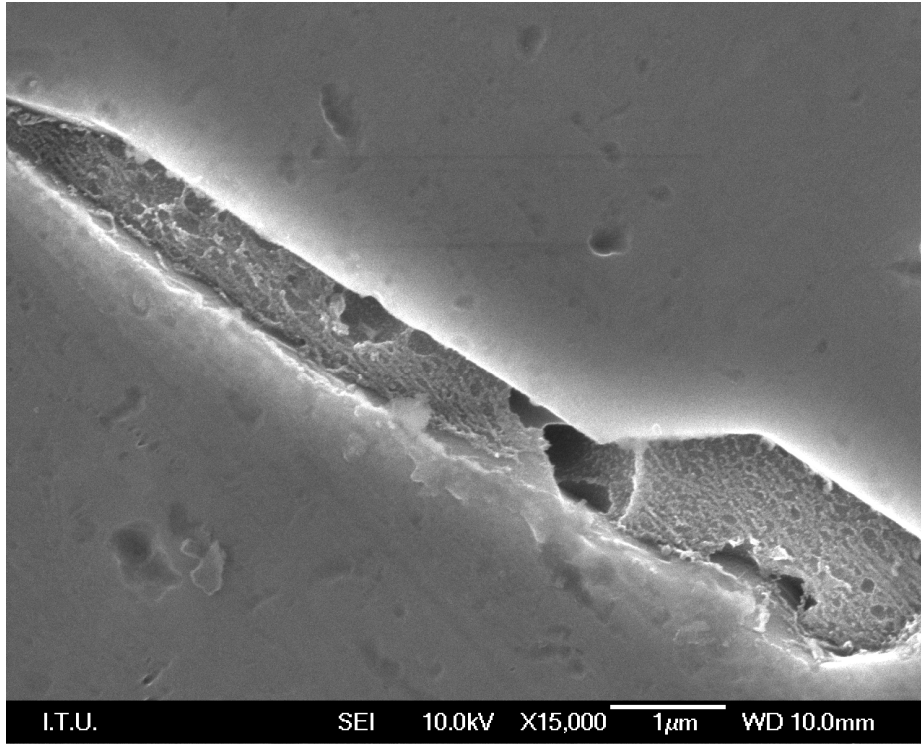
Şekil E.2.4 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemleri görmüş numunedeki partikül üzerinden alınan EDS analiz sonucu.

Çizelge E.2.2 : %0,0161 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemleri görmüş numunedeki partikül üzerinden alınan EDS analiz sonucu.

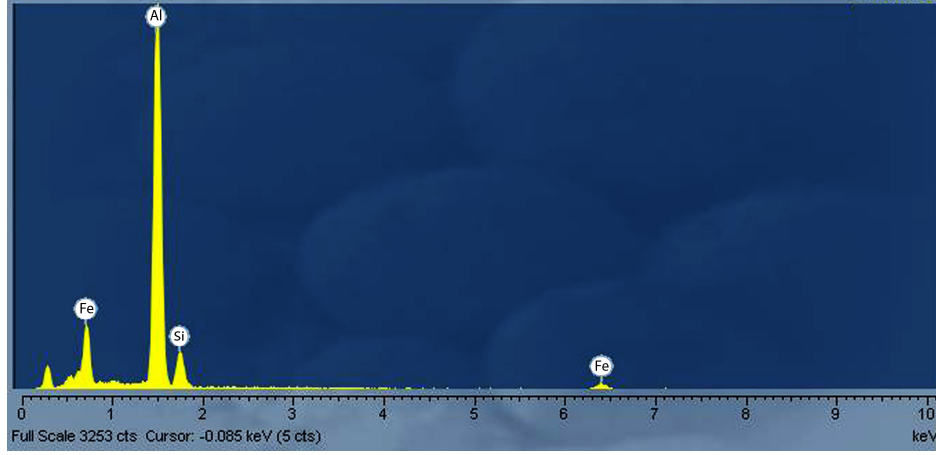
Element	% Ağırlık	% Ağırlık sapması	% Atomik
Al	67.45	1.44	77.26
Si	8.63	0.40	9.50
Fe	23.92	1.59	13.24
Toplam	100.00		



Şekil E.2.5 : %0,0102 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemleri görmüş numunenin SEM mikroyapı görüntüsü.



Şekil E.2.6 : %0,0102 Ti içeren homojenizasyon ısıt işlemleri görmüş numunedeki α -AlFeSi intermetalikinin yüksek büyütmedeki SEM mikroyapı görüntüsü.



Şekil E.2.7 : Şekil E.2.6'daki intermetalik üzerinden alınan EDS analiz sonucu.

Çizelge E.2.3 : %0,0102 Ti içeren homojenizasyon ısı işlemi görmüş numunedeki intermetalik üzerinden alınan EDS analizi sonucu.

Element	% Ağırlık	% Ağırlık sapması	% Atomik
Al	63.18	1.36	74.16
Si	8.85	0.38	9.98
Fe	27.97	1.51	15.86
Toplam	100.00		

ÖZGEÇMİŞ

Hamit Hakan UĞURLU 28.10.1983 tarihinde İstanbul'da doğdu. İlköğrenimi Mehmet Karamancı İlk Öğretim Okulunda, orta öğrenimini Bostancı Orta Öğretim Okulunda ve liseyi ise Hayrullah Kefoğlu Lisesi'nde tamamladı. 2000 senesinde Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde lisans eğitimi görmeye hak kazandı ve 2005'te mezun oldu. 2006 yılında ise İ.T.Ü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Malzeme Bilimi Yüksek Lisans programında yüksek lisans eğitimine başladı.