

154304

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Prof. Dr. Hüseyin Sönmez
Prof. M. Emin Yurur
Prof. Dr. Mustafa Gırdemir

**ALÜMİNYUM BİLETLERİN SÜREKLİ
DÖKÜMÜNDE BİLET YAPISINI ETKİLEYEN
FAKTÖRLERİN ARAŞTIRILMASI**

Makina Mühendisi Adil EFENDİ

**FBE Makina Mühendisliği Anabilim Dalında İmal Usulleri Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Hüseyin SÖNMEZ

İSTANBUL, 2004

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	iv
KISALTIMA LİSTESİ	v
ŞEKİL LİSTESİ.....	vi
ÇİZELGE LİSTESİ	ix
ÖNSÖZ.....	x
ÖZET.....	xi
ABSTRACT.....	xii
1 GİRİŞ	1
2 ALÜMİNYUM ve ALAŞIMLARI.....	3
2.1 Alüminyumun Özellikleri	3
2.1.1 Atom Yapısı ve Kristal Kafesi	3
2.1.2 Fiziko Kimyasal Özellikleri	3
2.1.2.1 Yoğunluk.....	3
2.1.2.2 Ergime Noktası	4
2.1.2.3 Kaynama Noktası.....	4
2.1.2.4 Isı İletkenliği	5
2.1.2.5 Viskozite ve Yüzey Gerilimi.....	5
2.1.2.6 Elektrik İletkenliği	5
2.1.2.7 Mekanik Özellikleri	5
2.1.2.8 Ergime Isısı	6
2.1.2.9 Özgül Isı ve Entropi	6
2.2 Alüminyum Alaşımları	7
2.2.1 Alüminyum Birliği İşaretleme Sistemi (Amerikan Sistemine Göre)	7
2.2.2 Alaşım Elementlerinin Alüminyum Alaşımlarına Etkileri	8
2.3 Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemleri	12
3 Al-Mg-Si ALAŞIMLARI (6xxx serisi)	14
3.1 Al-Mg-Si Alaşımlarının Fiziksel Kimyasal ve Mekanik Özellikleri	15
3.2 Mg ₂ Si Miktarının Al-Mg-Si Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi	22
4 SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ ve METALURJİK KARAKTERİSTİKLERİ.....	26
4.1 Sürekli Döküm Prosesi (D.C. Döküm)	26
4.1.1 Sürekli Döküm Değişkenleri.....	30
4.1.1.1 Döküm Sıcaklığı	30
4.1.1.2 Döküm Hızı.....	31

4.1.1.3	Kalıp Tipi	31
4.1.1.4	Metal Yüksekliği.....	34
4.1.1.5	Su Akış Hızı	34
4.1.2	Şarj Malzemesinin Hazırlanması	36
4.1.3	Ergitme ve Tutma	37
4.1.4	Eritkenleme ve Gaz Giderme.....	38
4.1.4.1	Sıvı Alüminyumun Fiziksel ve Kimyasal Özellikleri	38
4.1.4.2	Curuf Oluşumu.....	39
4.1.4.3	Alüminyum Alaşımlarında Gazlar	40
4.1.4.4	Eritkenler (Flakslar)	43
4.1.4.4.1	Sıvı Metali Korumak İçin Kullanılan Eritkenler (Örtü Flaksları).....	43
4.1.4.4.2	Sıvı Metali Temizlemek İçin Kullanılan Eritkenler (Temizleme Flaksları)	44
4.1.4.4.3	Gaz Gidermek İçin Kullanılan Eritkenler	45
4.1.4.4.3.1	Gaz Eritkenler	45
4.1.4.4.3.2	Katı Eritkenler.....	46
4.1.4.4.4	Curuftaki Metali Kazanmak İçin Kullanılan Eritkenler.....	47
4.1.4.4.5	Uygun Eritken Seçimi.....	48
4.1.4.5	Dönel Sistemle Gaz Giderme.....	48
4.1.5	Tane İnceltme.....	49
4.1.5.1	Tane İncelticiler	51
4.1.5.2	Tane Küçültücü Eritkenler.....	52
4.1.6	Filtreleme İşlemi	52
4.1.7	Sürekli Döküm Sistemleri.....	57
4.1.7.1	Dikey Sürekli Döküm Sistemi	57
4.1.7.2	Yatay Sürekli Döküm Sistemi	57
4.2	Döküm Kusurları	60
4.2.1	Çatlama ve Kırılma	60
4.2.2	Segregasyon	61
4.2.3	Kanama	63
4.2.4	Soğuk Çatlak	63
4.2.5	Porozite	63
4.2.6	Tane Büyümesi	64
4.3	DC Dökümünde Katılaşma ve Farklı Döküm Koşullarının Yapıya Etkisi.....	65
5	DC DÖKÜM BİLETLERİN HOMOJENİZASYONU	77
5.1	AA 6063 Alaşımı Biletin Homojenizasyonu	81
5.2	Homojenizasyondan Sonraki Soğutma İşlemi	84
5.2.1	Sürekli Soğutma.....	86
5.2.2	Adım Soğutma	89
5.2.3	Soğutma Hızının Mekanik Özellikler ve Ekstrüzyon Parametrelerine Etkisi.....	91
6	DENEYSEL ÇALIŞMA	97
6.1	Kullanılan Malzeme	97
6.2	Kullanılan Cihazlar	97
6.3	Deneyin Yapılışı	97
6.3.1	Döküm Hali Yapının Karakterizasyonu.....	98
6.3.2	Homojenize Yapıların Karakterizasyonu.....	99
6.3.3	Döküm Hali ve Homojenize Yapıların Sertlik Muayenesi	99
6.4	Deneysel Sonuçlar	100
6.4.1	Döküm Hali Yapının Karakterizasyonu.....	100

6.4.2	Homojenize Yapıların Karakterizasyonu.....	103
6.4.3	Sertlik Muayenesi	110
7	SONUÇLAR.....	111
KAYNAKLAR		113
ÖZGEÇMİŞ		115



SİMGE LİSTESİ

H	Sıvı havuz derinliği
R	Bilet yarıçapı
V_{cast}	Döküm hızı
V_{sol}	Katılma hızı
V_{cool}	Soğuma hızı
φ	Bilet eksenine ile katılma hattının normaline arasındaki açı



KISALTIMA LİSTESİ

DSC	Diferansiyel Tarama Kalorimetresi
DC	Direct Chill
EDS	Electron Diffraction Spectrometer
SEM	Tarama Elektron Mikroskobu
TEM	Transmisyon Elektron Mikroskobu
XRD	X-ray Diffractometer
ZDT	Zero Ductility Point
DAS	Dendirit Kolları Arası Mesafe



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 Alüminyum – kristal – kafesi elementel küpünün yapısı	3
Şekil 2.2 Alüminyum – kristal – kafesi elementel küpündeki iyon dizilişi	3
Şekil 2.3 Ergimiş alüminyumun viskozitesi	5
Şekil 3.1 Al-Mg-Si Alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile mukayeseli gerilim gerinim diyagramı.....	18
Şekil 3.2 AlMgSi alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile değişen sıcaklıkta dayanımları	19
Şekil 3.3 Al-Mg-Si alaşımlarının faz diyagramları (a) Solidüs (b) Likidüs (c) Solvüs.....	21
Şekil 3.4 AA standartları için magnezyum ve silisyum miktarları ve T5 ısıl işleminde sabit kopma mukavemeti eğrileri.....	22
Şekil 3.5 Al-Mg ₂ Si faz diyagramı.....	23
Şekil 3.6 Al-6063'ün çekme dayanımının Mg ₂ Si miktarı ile değişimi.....	24
Şekil 3.7 Mg ₂ Si miktarı ve fazla silisyumun AA 6063 'ün çekme dayanımına etkisi	25
Şekil 4.1 Bilet yapım prosesinin fonksiyonel blok diyagramı.....	26
Şekil 4.2 Döküm ve ergitme proseslerinin fonksiyonel blok diyagramı.	26
Şekil 4.3 Sürekli döküm prosesinin şematik görünüşü.....	27
Şekil 4.4 Döküm hızı ile katılma hızı arasındaki ilişki.	28
Şekil 4.5 Döküm sıcaklığının DC döküm biletin tane boyutuna etkisi.	31
Şekil 4.6 DC dökümde kullanılan farklı kalıp tasarımları.	32
Şekil 4.7 AirSlip DC döküm kalıbının şematik resmi	33
Şekil 4.8 AirSlip DC döküm kalıbı.....	33
Şekil 4.9 İzolasyonlu modüler kalıp sistemi.	33
Şekil 4.10 DC bilet döküm değişkenlerinin tipik akış diyagramı.....	35
Şekil 4.11 Belli başlı değişkenlerin bilet kalitesine etkileri.....	36
Şekil 4.12 Bir atmosfer hidrojen basıncındaki alüminyumun hidrojen çözünürlüğü.	41
Şekil 4.13 Alüminyumda inklüzyon alanlarında hidrojenin çözünürlüğü.	41
Şekil 4.14 Yüksek sıcaklıklarda hidrojen gazının genişlemesi (moleküler halde).	41
Şekil 4.16 Bilet dökümünde oluşan farklı tane yapıları.....	50
Şekil 4.17 Tane inceltici uygulanmamış (sol) ve tane inceltici uygulanmış (sağ) dökümlerin yapısı.	52
Şekil 4.18 Sıvı alüminyumun filtrelenmesinde kullanılan üç tip seramik filtre: preslenmiş, köpük ve ekstrüde edilmiş filtreler. Herbiri 55x55x13 mm boyutundadır. Pres filtrede 367 delik var, delik boyutu 2.28mm. Köpük filtre 25 gözenek/in'e sahip. Ekstrüde filtre 300 hücre/in ² 'ye sahip.	56
Şekil 4.19 Wagstaff dikey sürekli döküm makinesi.	58
Şekil 4.20 Yatay sürekli döküm sisteminin şematik resmi.	58
Şekil 4.21 6063 alaşımının yatay sürekli dökümünde oluşan krater şekli.....	59
Şekil 4.22 Alüminyum alaşımı biletlerin şekilleri.	60
Şekil 4.23 Merkezi çatlağın şematik görünüşü	61
Şekil 4.24 6063 alaşımı bilete kabuk bölgesi.	62
Şekil 4.25 6063 alaşımı bilete ters segregasyon.	62
Şekil 4.26 AA6063 alaşımı bilete, bilet kenarında oluşmuş kaba porozite.	64
Şekil 4.27 AA6063 alaşımı bilete, biletin merkezinde oluşmuş kaba porozite.	64
Şekil 4.28 İki kez homojenleştirme işlemi uygulanmış 3105 alaşımı biletin kesit görünüşü. (a) Seçici tane büyümesi örneği. (b) Tane büyümesiyle ilgili başka bir örnek. (c) Tane büyümesi yok.	64

Şekil 4.29. Bilet merkezinin makroyapısı. Döküm hızı 180mm/dak ve su akış hızı 250 l/dak (Alaşım:4.31%Cu, 0.11%Si, 0.22%Fe).....	67
Şekil 4.30 Farklı döküm hızlarında bilet kesiti boyunca yapı parametrelerinin dağılımı ((◆) 120mm/dak, (■) 160mm/dak, (▲) 200 mm/dak): (a) tane boyutu; (b) dendiritik kol aralığı; (c) porozite oranı; ve (d) gözenek boyutları.	67
Şekil 4.31 Farklı su akış hızlarında bilet kesiti boyunca yapı parametrelerinin dağılımı ((◆) 150 l/dak, (■) 200 l/dak, (▲) 250 l/dak) ve döküm hızları ((◆,■,▲) 120 mm/dak ve (●) 180 mm/dak): (a) tane boyutu; (b) dendiritik kol aralığı; (c) porozite oranı; ve (d) gözenek boyutları.	68
Şekil 4.32 İzafi Cu konsantrasyonunun dağılımı üzerinde (a)döküm hızının etkisi; (b) su akış hızı ve döküm hızının etkisi (Al-4.5%Cu).	68
Şekil 4.33 Döküm hızı ve su akış hızının sıvı havuz ve krater karakteristiği üzerindeki etkisi: (a) likidüs ve solidüs eğrilerinin pozisyonu; (b) döküm hızı 12 cm/dak ve (c) döküm hızı 20 cm/dak. Değerlendirilen parametreler (a) da verilmiştir. Deneysel olarak tespit edilen krater derinliği (■) ile işaretlenmiştir.	69
Şekil 4.34 Döküm hızının (a) 150 l/dak su akış hızında dökülen biletin sıvı havuz ve krater karakteristiğine etkisi; (b) biletin radyal yönünde likidüs ve solidüs arasındaki mesafeye etkis ve (c) radyal yönde katılma hızına etkisi.	70
Şekil 4.35 katılma esnasında 150 l/dak su akış hızında oluşan akış yolları (a) döküm hızı 120mm/dak;(b) döküm hızı 200 mm/dak; (c) akış çizgileri kullanılarak elde edilmiş soğuma hızları,(d) likidüs ve solidüs izotermeleri arasındaki mesafeden tespit edilen soğuma hızları(kesikli çizgiler) ve dendirit kolları arası mesafe (DAS) kullanılarak elde edilen soğuma hızları (kalın çizgiler).	72
Şekil 4.36 AA6063 alaşımı sıvı halden katı hale geçerken oluşan fazlar (Kimyasal bileşimi: %0,38 Si, %0,20Fe ve %0,67Mg. 4°C/dak hızla soğutulmuştur).	74
Şekil 4.37 6063 alüminyum alaşımı DC döküm yapısı durumunda bulunan fazlar.	75
Şekil 4.38 57°C/dak hız ile soğutulan 6063 alüminyum alaşımı döküm yapısındaki biletin mikroyapısı (Mg ₂ Si siyah ve βAlFeSi gri iğneler içerir. Dağlama yok X500).	75
Şekil 5.1 6063 alaşımı biletin döküm yapısı.	82
Şekil 5.2 540-580 °C arasında 2-6 saat süreyle homojenleştirme işlemi uygulanan 6063 alaşımı biletin mikroyapısında gözlemlenen değişiklikler.	83
Şekil 5.3 Homojenizasyon sıcaklığından soğutma hızının çökelen Mg ₂ Si partiküllerinin boyutuna etkisi.	85
Şekil 5.4 580 °C'de 6 saat homojenleştirme işlemi uygulanan 6063 alaşımı biletin 200 °C'ye farklı hızlarda soğutulması sonucu Mg ₂ Si çökeltilerinin boyut ve dağılımı: (a) 2000 °C/saat. (b) 800 °C/saat, (c) 400 °C/saat, (d) 200 °C/saat, (e) 100 °C/saat, (f)30 °C/saat ve (g)12°C/saat.	87
Şekil 5.5 580 °C'de 6 saat homojenleştirme işlemine tabi tutulan ve 12-200 °C/saat arasında farklı hızlarda soğutulan 6063 alaşımı numunelerin DCS taraması. Isıtma hızı 20°C/dak.	88
Şekil 5.6 580 °C'de 6saat homojenleştirme işlemine tabi tutulan numunelerin (a) 450°C, (b) 400°C, (c) 350°C, (d) 300°C, (e) 250 °C, (f) 200 °C'de adım soğutulmaları sonucu Mg ₂ Si çökeltilerinin dağılımı.	90
Şekil 5.7 580 °C'de 6 saat homojenleştirilen numunelerin 450-200 °C arasında adım soğutulan numunelerin DSC analizi. Isıtma hızı 20 °C/dak.	91
Şekil 5.8 Soğutma uygulamalarının ve deformasyon sıcaklıklarının AA6063 alaşımı biletin akış gerilimi üzerindeki etkisi.	92
Şekil 5.9 Isıtma hızı ve tutma süresinin AA6063 alaşımı biletin akış gerilimi üzerindeki etkisi	92
Şekil 5.10 Soğutma koşullarının ve ön ısıtma sıcaklıklarının yaşlandırmadan sonra sertlik	

üzerindeki etkisi.	93
Şekil 5.11 Seçilen bir bileşim için en yüksek ekstrüzyon hızının homojenleştirmeden sonraki soğuma hızı ile değişimi.....	94
Şekil 5.12 Yapay yaşlandırma ısı işleminde sıcaklık ve sürenin AA 6063 ekstrüzyon ürünlerinin akma dayanımı değerine etkisi.	96
Şekil 6.1 (a) Makroyapısal muayenede kullanılan numune. (b) Mikroyapısal muayenede kullanılan numune.	98
Şekil 6.2 Mikroyapısal incelemenin gerçekleştirildiği noktalar.	99
Şekil 6.3 Döküm hali AA6063 alaşımı biletin makro yapısı.	100
Şekil 6.4 AA 6063 alaşımı biletin döküm hali mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.....	102
Şekil 6.5 560 °C'de 2 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.....	103
Şekil 6.6 560 °C'de 4 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.....	104
Şekil 6.7 560 °C'de 6 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.....	105
Şekil 6.8 580 °C'de 2 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.....	106
Şekil 6.9 580 °C'de 4 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.....	107
Şekil 6.10 580 °C'de 6 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.....	108
Şekil 6.11 580 °C'de 6 saat homojenize edilmiş ve döküm hali AA 6063 alaşımı numunelerin sertlik değerleri.....	110

ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 2.1 Alüminyumun özgül ısısı.....	6
Çizelge 2.2 Alüminyum alaşımlarının ALCOA'ya göre tasnifi.	8
Çizelge 3.1 Al-Mg-Si alaşımlarının kimyasal bileşimleri.	15
Çizelge 3.2 AlMgSi alaşımlarının mekanik özellikleri.....	17
Çizelge 3.3 Al-Mg-Si alaşımlarının fiziksel özellikleri.....	17
Çizelge 3.4 AlFeSi alaşımlarında gözlenen fazlar ve kristal yapıları.....	20
Çizelge 3.5 Döküm yapısında gözlenen fazlar ve kristalleşme özellikleri.	21
Çizelge 4.1 Alüminyum alaşımlarının likidüs ve döküm sıcaklıkları.	30
Çizelge 4.2 Arındırılmış alüminyumdaki impüriteler.....	36
Çizelge 4.3 Alüminyum esas alaşımları.	37
Çizelge 4.4 Ergimiş alüminyumdaki curufta bulunan bazı metal ve oksitlerin özgül ağırlıkları	40
Çizelge 4.5 Alüminyum alaşımlarında kullanılan değişik gaz giderme eritkenlerinin etkileri.....	47
Çizelge 5.1 β - ve α - AlFeSi fazlarının literatürde belirtilen temel karakteristikleri.	80
Çizelge 5.2 Bazı alüminyum alaşımı biletlerin tipik homojenleştirme işlemleri	80
Çizelge 5.3 6063 alaşımı biletin homojenizasyonu esnasında gözlemlenen fazlar.	83
Çizelge 6.1 Kullanılan AA 6063 alaşımı biletin kimyasal bileşimi.	97
Çizelge 6.2 Homojenize edilmiş ve döküm hali biletlerin sertlik ölçümleri.	110

ÖNSÖZ

Günümüzde, ekstrüzyon biletleri üretiminde en yaygın kullanılan yöntem sürekli döküm yöntemidir. Bundan dolayı, yüksek kalitede ve kolay ekstrüze edilebilen biletlerin üretilmesi için bilet yapısını etkileyen faktörlerin bilinmesi büyük önem arz etmektedir. DC döküm yönteminde bilet yapısını etkileyen faktörleri araştırdığım bu tez çalışmamın hem ekstrüzyon hem de döküm sanayindeki çalışanlara faydalı olacağı inancındayım.

Bu çalışmada, ilk önce alüminyum, alüminyum alaşımları ve ısıl işlemleri ile ilgili genel bilgiler verildikten sonra ekstrüzyon imalatında en sık kullanılan malzeme grubu olması dolayısı ile AlMgSi(6xxx serisi) alaşımları fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri bakımından detaylıca incelenmiş, kimyasal bileşimlerinin özelliklerine etkileri belirtilmiştir. Daha sonra DC döküm yöntemi incelenerek, hem döküm aşamasında hem de dökümden sonraki homojenizasyon işleminde bilet yapısını ve dolayısı ile ekstrüzyon edilebilirliği etkileyen faktörler araştırılmıştır.

Tez çalışmamda, bana gösterdikleri yardımlardan dolayı Nalbantoğlu Alüminyum, Sistem Alüminyum ve Asaş Alüminyumun değerli çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Tez danışmanım Sn. Prof.Dr. Hüseyin Sönmez'e ve Arş.Gör. Sedat Bingöl'e tez çalışmamdaki katkılarından ve yardımlarından dolayı teşekkür ederim.

En önemlisi beni yetiştirip bu günlere gelmemi sağlayan çok sevgili anneme ve babama sonsuz teşekkür ve şükranlarımı sunarım.

ÖZET

Günümüzde, ekstrüzyon biletleri üretiminde en yaygın kullanılan yöntem sürekli döküm yöntemidir. Bilet yapısı ekstrüzyon ürününün kalitesini ve mekanik özelliklerini doğrudan etkilemektedir. Dolayısıyla, bilet yapısını etkileyen faktörlerin bilinmesi hem bilet kalitesini hem de ekstrüzyon ürününün kalitesini artırmak açısından çok önemlidir.

Bu çalışmada, hem DC döküm aşamasında hem de dökümden sonraki homojenizasyon işleminde bilet yapısını etkileyen faktörler araştırılmıştır. DC döküm esnasında döküm hızı, su akış hızı, döküm sıcaklığı, kalıp tipi gibi döküm parametrelerinin ve dökümden sonraki homojenizasyon işleminin bilet yapısına ve ekstrüzyon edilebilirliğe olan etkisi araştırılmıştır.

Alüminyum ekstrüzyon mamülleri üretiminde en çok kullanılan malzemenin AA 6063 olması sebebiyle, bu çalışmada, AA6063 alaşımının optimum sıcaklık ve süresi tespit edilmeye çalışılmıştır. 560 °C ve 580 °C'de 2, 4 ve 6 saat sürelerle uygulanan homojenizasyon işlemlerinde oluşan iç yapılar Qwin programlı görüntü analiz cihazında incelenmiş ve 580 °C'de 6 saat homojenizasyon işlemi optimum olarak bulunmuştur.

Anahtar kelimeler: DC döküm, alüminyum, bilet, bilet, homojenizasyon, AlMgSi alaşımları, sürekli döküm, AA 6063.

ABSTRACT

Today, the most widely used method for producing extrusion billets is the DC casting method. Billet structure directly affects the quality and mechanical properties of extrusion product. Hence, knowing the factors affecting the structure of DC casting billet is very important, in order to improve the quality of billet and extrusion product.

In this study, the factors affecting the structure of billet during both DC casting and homogenization after casting were investigated. During the DC casting, the effect of casting parameters such as casting rate, water flow rate, casting temperature and mold type and also the effect of homogenization after casting on structure of billet and extrudability were investigated.

Because AA 6063 alloy is the most widely used aluminum alloy in producing aluminum extrusion products, in this study, the optimum homogenization temperature and time of AA 6063 alloy was tried to determine. The structure formed during homogenization at 560 °C and 580 °C for 2, 4 and 6 hours were examined by digital image analysis using Qwin software, as a result, homogenization at 580 °C for 6 hours was found as optimum.

Key words: DC casting, aluminum, billet, homogenization, AlMgSi alloys, continuous casting, AA 6063.

1 GİRİŞ

Alüminyum yeryüzünde oksijen ve silisyumdan sonra en çok bulunan üçüncü elementtir. Ham maddesinin kolay bulunabilir olması üretim tekniklerinin gelişmiş olması, ucuzluğu ve üstün özellikleri dolayısı ile alüminyum ve alaşımları demir dışı metaller arasında üretimi en fazla olan alaşım grubudur.

Alüminyumun birçok metalle alaşım yapabilmesi özel uygulamalar için gerekli özelliklerin elde edilmesini sağlamaktadır. Alüminyum esaslı malzemelerin en önemli özelliklerinden birisi, yoğunluklarının düşük olmasına karşılık dayanım/yoğunluk oranlarının yüksek olmasıdır. Alüminyum ve alaşımları bu özellikleri nedeniyle dayanımın yanında hafifliğin de önemli olduğu uzay araçları ve uçak konstrüksiyonları gibi uygulamalarda önemli yer tutmaktadır.

Alüminyumun diğer önemli özellikleri de ısı ve elektriksel iletkenliğinin yüksek olması, manyetiklik özelliği olmaması, korozyon direncinin yüksek olması ve mekanik şekillendirme sonrası temiz yüzey elde edilebilmesidir. Manyetik olmaması elektrik ve elektronik endüstrisindeki bazı özel uygulamalar açısından önemlidir. Yüksek korozyon direnci sayesinde ise tatlı ve tuzlu su , çeşitli kimyasal madde ve hava gibi çok değişik ortamlarda rahatlıkla kullanılabilen, anodik kaplama ile de dekoratif ürünler oluşturulmaktadır. Anodik kaplamada amaç, alüminyum yüzeyinde oluşan oksit tabakasının kalınlaştırılması yoluyla, malzemenin korozyon direncinin artırılmasıdır. Mekanik şekillendirme sonrası yüzeyin temizliği ise anodik kaplamanın kalitesini belirleyen önemli etkenlerden birisidir. İyi ekstrüzyon yapılabilirlik, mekanik şekillendirmeden sonra temiz yüzey elde edilebilmesi, hava ortamında korozyona dayanıklılık ve anodik kaplamaya uygunluk özelliklerinin bir araya gelmesi ile alüminyum ve alaşımları mimari uygulamalarda önem kazanmıştır.

Kolay şekillendirilebilir olmaları nedeniyle alüminyum ve alaşımları ekstrüzyon endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadırlar. 6xxx (Al-Mg-Si) serisi alaşımlar alüminyum ekstrüzyon üretiminde en çok kullanılan alaşımlardır. Yaşlandırılabilir alaşımlardan olan 6xxx serisi alaşımlar iyi ekstrüzyon yapılabilirlik, iyi kaynak edilebilirlik özellikleri yanında korozyon dirençlerinin yüksek oluşu, sıcak şekillendirme sonrası yüzeylerinin anodik kaplama için yeterli temizlikte olması ve orta derecede ürün dayanımı elde edilebilmesi için uygulanan süreçlerin düşük maliyetli olması ile tanınırlar. Ekstrüzyon ile üretilen alüminyum ürünlerinin yüzde sekseninden fazlasını AA 6xxx serisi alaşımları, bu alaşımların yüzde yetmişini de AA 6063 alaşımı oluşturmaktadır.

Ekstrüzyon işleminin esası alıcı içindeki blokun (bilet) basınç altında matris kanalından geçirilerek kesiti küçülecek şekilde basılmasıdır. Matrislerin uygun olarak dizayn edilmesi ile, ekstrüzyon malzemesinin cinsine bağlı olarak basit veya karmaşık profilli çubuk kesitleri elde edilir.

Ekstrüzyon sürecinde en yüksek üretim hızında en iyi yüzey ve mekanik özelliklerin elde edilmesi amaçlandığından, biletin dökümünden başlayarak homojenleştirilmesi, ekstrüzyon sıcaklığına yeniden ısıtılması, ekstrüzyon sırası ve sonrası işlemlerin dikkatli kontrolü gereklidir.

Ekstrüzyon biletlerinin üretimi günümüzde sürekli dökümle yapılmaktadır. Biletler takriben, 500 – 580 °C sıcaklıklarda belirli sürelerle homojenizasyon işlemine tabi tutulduktan sonra ekstrüzyonla çeşitli formlara sahip profil haline dönüştürülmektedir. Profiller yaşlandırma ve yüzey işlemlerine tabi tutularak çeşitli sektörlerde kullanıma sunulmaktadır.

Bu fabrikasyon zinciri içerisinde biletlerin ve davranışları ile ürünlerin özellikleri termo-mekaniksel proses değişkenleri ve prosesle sürecinde gelişen makro ve mikro yapıya bağlıdır. Bilindiği üzere malzemelerin termo-mekaniksel proseslerinde gelişen yapıların ana (başlangıç) bağımlılık özelliği vardır. Bu nedenle gerek biletlerin fabrikasyon davranışları gerekse mamullerin özellikleri biletlerin döküm ve homojenize yapıları ile doğrudan ilişkilidir. Bu nedenle bilet yapılarını belirleyen faktörleri önceden gözden geçirmekte fayda vardır. Döküm yapıları bileşimsel değişkenlere, şarj kalitesine, ergitme prosedürüne ve döküm metoduna bağlıdır. Homojenizasyon bir nevi ileriki fabrikasyona malzemeyi daha uygun hale getirmek için yapılan yapısal modifikasyon işlemidir. Günümüzde bilet kalitesi bileşimle sınırlı kalmayıp, kantitatif makro ve mikroyapısal kriterler ile değerlendirilmektedir.

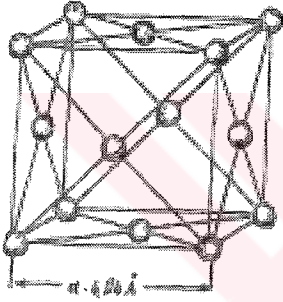
2 ALÜMİNYUM ve ALAŞIMLARI

2.1 Alüminyumun Özellikleri

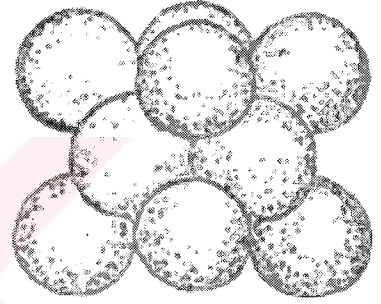
2.1.1 Atom Yapısı ve Kristal Kafesi

Alüminyum, periyodik sistemin 3. grubundandır; atom numarası 13, atom çapı $1,43\text{Å}$, iyon çapı $0,86\text{Å}$ ve atom ağırlığı 26,97 dir.

Alüminyum yüzey merkezli bir atom kafesine sahiptir (Şekil 2.1). Her bir alüminyum atomu komşu oniki iyon tarafından çevrelenmiş olduğundan koordinasyon sayısı 12'dir (Şekil 2.2).



Şekil 2.1 Alüminyum – kristal – kafesi elementel küpünün yapısı (Sezer,1975)



Şekil 2.2 Alüminyum – kristal-kafesi elementel küpündeki iyon dizilişi (Sezer,1975)

Alüminyum kafesinin bir elementel küpünün kenar uzunluğu a (kafes parametresi = %99,97'lik metalde $4,046 \pm 0,004\text{Å}$ ve %99,996 lık metalde $4,0413 + 0,001\text{Å}$ (yuvarlatılmış olarak : $4,04\text{Å}$)dur. Elementel küpte birbirine en yakın komşu iki iyon arasındaki mesafe $2,86\text{Å}$ 'dur (Sezer, 1975).

2.1.2 Fiziko Kimyasal Özellikleri

2.1.2.1 Yoğunluk

Hem sıvı hem katı alüminyumun yoğunluğu artan safiyet derecesiyle orantılı olarak düşer. Aşağıda tavllanmış katı metalin 20°C 'deki yoğunluğu için birkaç değer verilmiştir:

Al%	99,25	99,40	99,75
d,g/cm ³	2,727	2,706	2,703

Yeni alüminyum üretim tesislerinde özellikle %99,75 Al'lu bir metal kazanılmaktadır. Böyle bir metalin yoğunluğunun ergime noktası üzerindeki sıcaklıkla bağıntısı aşağıda görülmektedir (Sezer, 1975):

Sıcaklık °C	Yoğunluğu g/cm ³
658,7	2,382
700	2,371
800	2,343
900	2,316
950	2,303
1000	2,289
1100	2,262

2.1.2.2 Ergime Noktası

Aşağıdaki sıralamada görüldüğü gibi alüminyumun ergime noktası artan safiyet ile yükselir (Sezer, 1975):

Al, %	Sıcaklık, °C
99,2	657
99,5	658
99,6	658,7
99,97	659,8
99,996	660,24

2.1.2.3 Kaynama Noktası

Metalik alüminyumun kaynama noktası ve buhar basıncı üzerine çeşitli yazarların verileri birbirlerinden oldukça ayrılmaktadır. Çok muhtemelen atmosferik basınçta 2500 °C'lik bir kaynama noktası doğru değere en iyi şekilde uymaktadır.

1936 yılı verilerine göre ergimiş metalik alüminyumun buhar basıncısının sıcaklık bağıntısı şöyledir (Sezer, 1975).

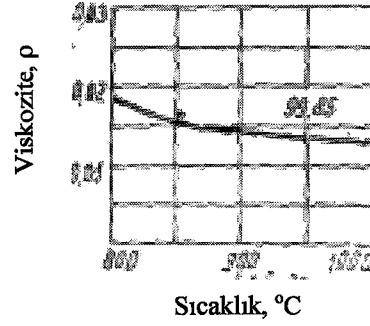
Sıcaklık, °K	1476	1880	2770
Buhar basıncı, mmHg	0,01	1,0	760

2.1.2.4 Isı İletkenliği

Alüminyumun ısı iletkenliği artan safiyet derecesi ile büyür. Bu, %99,489 Al'lu bir metal için 200 °C'de 0,5 ve %99,70 Al'lu bir metal için 0,531 cal/cm.s °C'dir.

2.1.2.5 Viskozite ve Yüzey Gerilimi

Şekil 2.3'de %99,85'lik alüminyumun viskozitesinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi gösterilmiştir; daha az saf metalin viskozitesi daha düşüktür.



Şekil 2.3 Ergimiş alüminyumun viskozitesi (Sezer,1975).

2.1.2.6 Elektrik İletkenliği

Bakırınki ile karşılaştırılmış olan aşağıdaki tabloda görüldüğü gibi alüminyumun elektrik iletkenliği yükselen safiyet ile artar.

Al,%	Sıcaklık,°C	Bakırınkinin %
99,50	0	62,5
99,95	0	64,5
99,971	20	64,9
99,996	20	65,45

2.1.2.7 Mekanik Özellikleri

Mekanik özellikler de büyük ölçüde safiyet derecesine bağlıdır. Yüksek safiyetteki alüminyum teknik safiyetteki metale nazaran çok daha yumuşak ve plastiktir, mekanik mukavemeti ise daha düşüktür (Sezer, 1975).

% 99,25 Al'lu bir metalin elastikiyet modülü 7100 kg/mm² 'dir, çok saf alüminyumun ki ise ancak 6700 kg/mm²'dir. Dövülmüş ve tavlanmış %99,2'lik alüminyumun brinel sertliği 24 civarındadır, % 99,9 ' luk alüminyumunki 15 kg/mm²'dir. %99,996 safiyetindeki soğuk

haddelenmiş alüminyum %75'lik bir incelmeden sonra takriben 27, yumuşatılmış halde 12-15 kg/mm² brinel sertliğe sahiptir.

Çok sayıda araştırmalar alüminyumun çekme mukavemetinin artan safiyet ile azaldığını göstermiştir. %99,996'lık en saf alüminyum aşağıdaki mukavemet değerleri ile karakterize edilmiştir: Çekme dayanımı (soğuk haddelenmiş) 11-13, (tavlanmış)3,5 -6 kg/mm², basınç dayanımı 10,8 ve 1,2 kg/mm², uzama % 5,5 ve % 40-50.

2.1.2.8 Ergime Isısı

Metalik alüminyumun ergime ısısı birçok araştırmacı tarafından tespit edilmiştir. Özgül ısının değeri takriben 93 Kcal/g, atom ısısınınki ise 2520 Kcal/g atom dur.

2.1.2.9 Özgül Isı ve Entropi

Çizelge 2.1'de 0-1000 °C sıcaklık diliminde alüminyumun ortalama ve gerçek özgül ısı değerleri verilmiştir.

Çizelge 2.1 Alüminyumun özgül ısısı (Sezer, 1975).

Sıcaklık °C	0°C'den belirtilen sıcaklığa kadar ortalama özgül ısı	Gerçek özgül ısı Cal/g. °C	Atom ısısı Cal/g. Atom °C
0		0,2220	5,99
100	0,2259	0,2297	6,20
200	0,2297	0,2374	6,40
300	0,2386	0,2451	6,61
400	0,2374	0,2519	6,82
500	0,2413	0,2606	7,04
600	0,2452	0,2683	7,25
657 (katı)	0,2473	0,2727	7,36
657 (sıvı)	0,3904	0,2502	6,75
700	0,3818	0,2523	6,81
800	0,3654	0,2571	6,93
900	0,3541	0,2619	7,07
1000	0,3451	0,2667	7,19

2.2 Alüminyum Alaşımaları

Piyasadaki alüminyum alaşımaları genel olarak, "Döküm Alüminyum Alaşımaları" ve "Dövme Alüminyum Alaşımaları" olmak üzere iki gruba ayrılır. Bu iki grup da " Isıl İşleme Tabi Tutulabilen Alüminyum Alaşımaları" ve " Isıl İşleme Tabi Tutulamayan Alüminyum Alaşımaları " adları altında, kendi içlerinde iki gruba ayrılırlar.

Dövme alaşımaları fabrika mamulleri olup, son geometrik şekilleri mekanik işlemlere tabi tutularak elde edilmiştir; bu işlemler ise; dövme, haddeleme, çekme ve ekstrüzyondan ibarettir. Lamalar, levhalar, çubuklar, borular, köşebent, profiller ve teller bu sınıfa girer.

Kumda, kokilde döküm ve basma döküm usulleri ile, ergimiş madenin istenilen tarz ve boyuta haiz bir kalıp içersinde katılaştırma suretiyle şekil alan parçalar dökme mamuller grubuna girer.

Dökme, dövme, haddeleme, çekme ve ekstrüzyon gibi mekanik operasyonlar, istenilen harici şekilleri elde etmek için kullanıldığı gibi; ısıl işlemler de, iç yapıyı değiştirerek sertlik, mukavemet, süneklik v.s. gibi mekanik özelliklere tesir etmek üzere kullanılır (Ersümer, 1960).

2.2.1 Alüminyum Birliği İşaretlendirme Sistemi (Amerikan Sistemine Göre)

Alüminyum alaşımlarının işaretlendirilmesi için dört tam sayılı endeks sistemi kullanılır. Bunlardan birincisi alaşımı gruplandırmaya, son ikisi de alaşımı tanıtmaya yani alüminyumun saflık derecesini göstermeye yarar. İkinci sayı ise alaşımın geçirdiği değişiklikleri veya yabancı madde miktarlarının limitlerini gösterir

Minimum %99,00 saf alüminyum içeren 1xxx grubunun son iki sayısı minimum alüminyum yüzdesini göstermektedir. Buna göre 1030, yabancı madde bakımından bir kontrol gerektirmeyen, minimum alüminyum miktarı %99,30 olan bir alüminyumu gösterir.

2xxx den 8xxx'e kadar olan alaşım gruplarında, dört tam sayıdan son ikisi özel bir anlam taşımayıp, ancak gruptaki muhtelif alaşımaları ayırt etmeğe yarar.

Çizelge 2.2 Alüminyum alaşımlarının ALCOA'ya göre tasnifi (Ersümer, 1960).

Esas Alaşım Elemanı	Alaşım Grubu
Min. %99,00 Alüminyum	1xxx
Bakır	2xxx
Manganez	3xxx
Silisyum	4xxx
Magnezyum	5xxx
Magnezyum ve Silisyum	6xxx
Çinko	7xxx
Diğer Elementler	8xxx
Kullanılmayan Seriler	9xxx

Alüminyum alaşımlarının amerikan sistemine göre gruplandırılması Çizelge 2.2'de gösterilmiştir (Ersümer, 1960).

2.2.2 Alaşım Elementlerinin Alüminyum Alaşımlarına Etkileri

Alüminyumun iyi olan birçok özelliğinin (hafiflik, iyi haddelenebilme özelliği, yüksek elektrik iletkenliği, korozyona karşı mukavemet, manyetik olmayışı vs.) yanı sıra dökme ve mekanik özellikleri çok kötüdür. Kötü olan bu özelliklerin iyileştirilmesi amacıyla alüminyuma ilave alaşım elementleri katılmıştır. Alaşımların kullanılma yerlerine göre seçimlerinin yapılabilmesi açısından, alaşım elementlerinin alüminyum üzerindeki etkileri bilinmelidir.

Alüminyuma en fazla ilave edilen alaşım elementleri ve etkileri şunlardır:

Bakır: En fazla tanınan alüminyum alaşımları bakır ihtiva edenlerdir. Bakır düşük sıcaklıklarda ısı işlem ile, yüksek sıcaklıklarda ise diğer alaşım elementleri ile meydana getirdiği ara fazlar dolayısı ile malzemenin mukavemetini artırır. Döküm alaşımlarına %4-12 oranında ilave edilirse çekilme ve sıcak yırtılmayı düşürür. Dövme alaşımlarında plastik şekil verme ile işlemeyi zorlaştırabileceğinden, umumiyetle %5 den fazla bakır kullanılmaz.

Korozyon mukavemetini düşürür, tavlanmış durumda pitting meydana gelmesine yol açabilir. Yaşlanma ile sertleştirildiğinde intergranüler kırılmaya, gerilmeye, korozyona karşı mukavemeti düşer (Coşkuner, 2001).

Alüminyum bakır alaşımları, ev eşyası, otomotiv sanayi, uçak sanayi, vakum temizleyicileri, çamaşır makinesi parçaları ve piston imalatında kullanılır (Coşkuner, 2001).

Al-Cu denge diyagramında yatık bir solvüs eğrisinin bulunması, yaşlandırma sertleşmesini mümkün kılar; bakırın alüminyum içersinde katı fazla çözünürlüğü, yüksek sıcaklıkla artar. Böylece çökeltme sertleşmesi mümkün olmaktadır. Çökeltmenin teknik özelliklere yapacağı etki, çökeltme fazın miktarına boyutlarına ve dağılımına bağlıdır. Ayrıca çökeltmeden önce yapılan soğuk işlem derecesi özellikler üzerinde etkili olur (Coşkun, 2001).

Magnezyum: Dövme Al-Mg alaşımları %1-6, dökme Al-Mg alaşımları %4-10 oranında magnezyum ihtiva ederler. Magnezyum yüksek mukavemet, süneklik ile korozyon mukavemeti ve kaynak kabiliyeti sağladığı gibi malzeme yoğunluğunu da düşürmez (Coşkun, 2001).

Magnezyumsilisyum yapacak miktarda magnezyum ve silisyum ihtiva eden alaşımlar ısı işleme tabi tutulabilen ve kolay işlenebilen alaşımlardır. Bu tip alaşımlar korozyona karşı da mukavimdirler. Silisyum miktarı söz konusu orandan fazla ise, alaşım mukavemeti suni yaşlandırma ile arttırılabilir (Coşkun, 2001).

Dövme Al-Mg alaşımlarında Na'un kabul edilebilir maksimum miktarı %0.001 dir. Na yüksek sıcaklıklarda işlenen Al-Mg alaşımlarında boşluk ve çatlakların teşekkülüne yol açar. Magnezyum miktarının %2'den fazla olduğu durumda bu tür gevreklik ortaya çıkar. Sodyumun gevrekliğine yol açışının esas sebebi, ara faz içinde çözünmeyip, bazı şartlarda, serbest kalarak hidrojen absorpsiyonu ile NaH şekline dönüşmesi ve gevrek bir faz yapması olabileceği gibi, dövme sıcaklığında sıvı fazda bulunabilecek bir ara fazın ortaya çıkmasına yol açması da olabilir. Magnezyum, Al + %10 Mg'lu esas alaşım olarak alaşıma katılır (Coşkun, 2001).

Silisyum:Al-Cu alaşımlarından sonra en tanınmış alüminyum alaşımları Al-Si alaşımlarıdır. Silisyum döküm alaşımlarına akışkanlığı arttırmak ve sıcak yırtılmayı düşürmek için ilave edilir. Bu alaşımların mukavemet değerleri yüksek değildir, silisyum miktarı arttıkça çekme ve akma mukavemeti artış gösterir (Coşkun, 2001).

Alaşımların bileşiminden çok silisyum ihtiva eden fazın şekli ve dağılımına bağlıdır. Küçük ve yuvarlak primer faz veya ötektik yapı yüksek mukavemet ve süneklik verir. İğne şeklindeki silisyumlu faz çekme mukavemetini arttırmakla beraber süneklik, darbe ve yorulma mukavemetini düşürür (Coşkun, 2001).

Al-Si alaşımlarında Si plastisiteyi düşürür. 700 K'nın üzerinde alaşım süperplastik özellik gösterir. Silisyum alaşıma %13-22 Si'lu esas alaşımı halinde ilave edilir (Coşkun, 2001).

Çinko: Alüminyum-Çinko alaşımları genellikle en yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarıdır. Çinko alüminyum alaşımlarının işleme kabiliyetini artırır. Sıcak yırtılmaya sebep olmasına rağmen diğer alaşım elementleri ile bu kötü özellik ortadan kaldırılabılır (Coşkuner, 2001).

Magnezyum ve çinko beraberce ısıtılabilir, alüminyum alaşımı meydana getirirler; bunların bir kısmı yüksek mukavemetli alüminyum bazlı ticari alaşımları meydana getirirler (Coşkuner, 2001).

Çinko %25 Zn-Al esas alaşımı halinde alaşıma verilir (Coşkuner, 2001).

Manganez: Manganez dövme alüminyum alaşımlarında en fazla kullanılan alaşım elementlerindedir, buna mukabil döküm alaşımlarında ise daha limitli olarak kullanılır (Coşkuner, 2001).

Manganez korozyon mukavemetini düşürmeden mekanik özellikleri iyileştirir. %0.75'e kadar Mn ilavesi, döküm alaşımlarında sertliği artırır, sünekliği azaltır. Dövme alaşımlarında Mn, yüksek mukavemet, korozyona karşı dayanıklılık ve iyi kaynak kabiliyeti verir. Fazla miktarda Mn veya Mg veya her iki elementin fazlaca bir arada olması haddemele sırasında çatlak teşekkülüne yol açar

Mn, %10 Mn-Al alaşımı halinde alaşıma ilave edilir.

Demir: Alüminyum alaşımlarında demire genellikle rastlanır. Redüksiyon ve izabe işlemlerinde istenmeyerek de bir miktar demir alaşımında kalır. Al-Cu-Ni grubu alaşımlarında, demir yüksek sıcaklıkta mukavemet arttırmak için bulunur (Coşkuner, 2001).

Al-Fe alaşımlarının plastik şekil alma kabiliyeti ara kimyasal bileşiklerin boyut ve dağılımına bağlıdır. Demir, alüminyumla FeAl ara fazını meydana getirir. Oda sıcaklığında, katı çözeltiliye girmeyen demirli ara faz, ısıtılabilir alaşımlarda alaşımın mukavemetini düşürür (Coşkuner, 2001).

Demir alaşıma , %10 Fe-Al alaşımı halinde ilave edilir (Coşkuner, 2001).

Titanyum: Titanyum genellikle, boksitte çok az miktarda bulunan TiO_2 'den gelen bir empüredir. Bunun haricinde döküm alaşımlarında tane küçültücü olarak kullanılır

Titanyum, alaşıma %4-10 Ti-Al alaşımı halinde ilave edilir (Coşkuner, 2001).

Zirkonyum: Zirkonyum tane küçültücü gerilmeli korozyona mani olan ve yüksek sıcaklıkta

sürünme mukavemetini arttıran bir alaşım elemanıdır (Coşkuner, 2001).

Zirkonyum alaşıma %5,5 Zr-Al esas alaşım halinde ilave edilir (Coşkuner, 2001).

Krom: Krom, katı halde çok düşük çözünürlüğü olan CrAl7 ara kimyasal bileşiği meydana getirir. CrAl7 kaba bir ara kimyasal bileşim olmasına rağmen Fe,Mn veya Ti ilavesi ile bu kaba metaller arası kimyasal bileşik elimine edilebilir.

Krom anodizasyon işleminde altın sarısı renk vermesi için kullanılır.

%0.15-0.25 oranında krom, Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında korozyona karşı mukavemeti artırır ve gerilmeli korozyon ihtimalini azaltır.

Krom, alaşıma %2 Cr-Al esas alaşım halinde ilave edilir (Coşkuner, 2001).

Fosfor: Fosfor, genellikle boksitte bulunan fosfatlardan gelen tali bir empürite elemanıdır. Ötektik üstü alüminyum-silisyum alaşımlarına silisyumlu primer fazın daha küçük ve daha muntazam dağılmış olarak bulunması için ilave edilir (Coşkuner, 2001).

Kalay: Metal ergidikten sonra ilavesi oldukça kolaydır. Alüminyum alaşımlarında kalay, düşük ve yüksek sıcaklıklarda dayanımı düşürür. Kalay yatak olarak kullanılan alüminyum alaşımlarının en önemli bileşenlerinden biridir (Demircioğlu, 2002).

Kurşun: Özellikle, kalay ve bizmut ile kullanıldığında alaşımın işlenebilme kabiliyetini artırır. %0.5 'den aşağı miktarlarda ilave edilir. Alüminyum içersindeki erirliği çok düşüktür (Demircioğlu, 2002).

Bor: Genellikle %0.01 oranında kullanılır.Titanyumla beraber iyi bir tane küçültücüsüdür (Demircioğlu, 2002).

Berilyum: Yüksek magnezyumlu (%4 ve daha fazla) döküm alaşımlarında curuflaşmayı azaltmak ve yeniden ergime esnasında magnezyumun yanarak kaybolmasını önlemek için berilyum ilave edilir (Demircioğlu, 2002).

Sodyum: Sodyum, alüminyum-silisyum alaşımlarını modifiye etmek için kullanılır. Sodyum ihtiva eden alüminyum alaşımlarında mekanik özelliklerde süneklik ile darbe mukavemetinde çok düşme, sertlikte de çok az artma yapmakla beraber %0.01 mertebesindeki Na sıcak yırtılmaya yol açabileceği gibi korozyon mukavemetini de düşürür (Coşkuner, 2001).

2.3 Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemleri

F. Fabrikasyon maksadı ile kullanılan ürünler için; ısıl işlem veya biçimlendirme neticesinde sertlik miktarının üzerinde, özel kontrol gerektirmeyen üretimlere uygulanır. Bu üretimlerin mekanik özellik limitleri yoktur.

O. Tavlanmada tekrar kristalize edilmiş; Isıl işlem görmemiş yumuşak mamuller için kullanılır.

H. Germede sertleştirilmiş ve kısmi tavlanmış ürünlerin kodu olup; alaşımlı metalin kısmi olarak tavlanması için yeterli oda sıcaklığında ısıl işleme tabi tutulmuş yada tabi tutulmamış ve soğuk işlem ile sertleştirilmiş üretimlere uygulanır.

H1. Germe sertleştirilmesi yapılmış; ısıl işlem tarafından yumuşatılmaya istenilen gücü elde etmek için germe sertleştirilmesine tabi olan malzemelere uygulanır (çeyrek sert).

H2. Germe sertleştirilmesi yapılmış ve sonra stabilize olmayan tavlanmış malzemeler için kod adıdır (yarı sert) (sert).

H3. Germe sertleştirilmesi yapılmış ve sonra stabilize edilmiş malzemelerin kod adı olup; germe sertleştirilmesine sahip olan ve sonra direnç kuvvetini daha aşağı çekmek ve şekil alabilme kabiliyetini arttırmak için, düşük sıcaklıkta stabilize edilen üretimler için uygulanır. Bu kondisyon oda sıcaklığında derece derece yaşlandırılan stabilize edilmeyen magnezyum ihtiva eden alaşımlar için uygulanır.

W. Çözeltiyeye alma ısıl işlemi yapılmış fakat stabilize edilmemiş ürünlerin kod adı olup; Çözeltiyeye alma ısıl işlemine tabi tutulmuş ve soğutulmuş daha sonra oda sıcaklığında yaşlandırılmış alaşımlar için uygulanabilen bir ısıl işlemdir.

T. Isıl işlemle sertleştirilmiş malzemenin kod adı olup, ilgili ısıl işlemler aşağıdaki şekilde uygulanır.

Çözeltiyeye alma ısıl işlemi

Soğutma

Doğal yaşlandırma,

Suni yaşlandırma

T1. Sıcak şekillendirmeden sonra soğutulmuş ve tabi yaşlandırılmış

- T2. Tavlanmış (sadece döküm malzemeler için)
- T3. Çözeltiyeye alma ısıl işlemi yapılmış ve sonra soğuk işlenmiş
- T4. Çözeltiyeye alma ısıl işlemi yapılmış ve sabit şartlarda tabii olarak yaşlandırılmış
- T5. Sıcak ekstrüzyondan sonra soğuma yapılmış ve sonra suni olarak yaşlandırılmış
- T6. Çözeltiyeye alma ısıl işlemi yapılmış ve suni yaşlandırılmış
- T7. Çözeltiyeye alma ısıl işlemi yapılmış ve sonra stabilize edilmiş
- T8. Çözeltiyeye alma ısıl işlemi yapılmış , soğuk işlenmiş ve sonra suni yaşlandırılmış
- T9. Çözeltiyeye alma ısıl işlemi yapılmış, suni yaşlandırılmış ve soğuk işlem yapılmış
- T10. Çuni yaşlandırılmış ve sonra soğuk işlenmiş
- T11. Çıcağın şekillendirmeden sonra, soğutulmuş, soğuk işlem yapılmış ve tabii yaşlandırılmış
- T12. Sıcak biçimlendirmeden sonra, soğutulmuş, soğuk işlem yapılmış ve suni olarak yaşlandırılmış
- Suni yaşlandırmanın uygulanabildiği alaşımlar 2xxx, 6xxx ve 7xxx serileridir.
- H- ısıl işlemleri ise 1xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx ve 8xxx'li serilere uygulanabilir (AYİD, 2004)

3 Al-Mg-Si ALAŞIMLARI (6xxx serisi)

6000 serisi olarak bilinen AlMgSi alaşımları iyi ekstrüzyon edilebilirlikleri, yüksek korozyon dayanımları, sıcak deformasyon sonrasında temiz yüzey ve orta derecede dayanım elde edebilmek için uygulanan süreçlerin düşük maliyetli olması ile tanınırlar. Dünya alüminyum ekstrüzyon üretiminin yaklaşık %80'inden fazlasını 6000 serisi alaşımlar, bu serinin %70'ininde AA 6063 grubu oluşturmaktadır (Erarslan,1999).

Alüminyum-magnezyum-silisyum alaşımları Mg_2Si fazı partikülleri ihtiva ederler. Mg_2Si metallerarası bileşiğinin Mg:Si oranı 1.73'dür, maksimum çözünürlüğü %1.85'dir ve sıcaklıkla azalır (ASM, 1996). Bu faz solüsyona alma ısıl işlemi esnasında çözünür ve yapay yaşlandırma esnasında küçük bir miktarı çöker. Sonuç olarak, bu fazın miktarı ve dağılımı alaşıma uygulanan ısıl işlemin süresi ve derecesini gösterir. Ayrıca yapıda Mg_2Si oluşumundan artan silisyum partikülleri mevcut olabilir (Horn, 1967).

6000 serisi alaşımlardaki alaşım elementlerinden silisyumun oranı %0.2-0.7 arasında, magnezyumun oranı ise %0.35-0.9 arasında değişmektedir. AA 6000 serisi alüminyum alaşımlarındaki en önemli empürite elementi olan demir için bazı standartlarda alt ve üst sınırlar belirlenmiş, diğerlerinde ise sadece üst sınır verilmiştir. Empürite elementlerinden titanyum ile çinkonun miktarının genelde %0.1-0.2'nin altında olması istenilmekle birlikte, bazı standartlarda toplamı %0.15'in altında olması gereken "diğer empüriteler" grubuna dahil edilmişlerdir. Empürite elementlerinden bakır ve kromun ağırlığının %0.05-0.12'nin altında olması istenirken alaşımdaki manganez miktarının alt ve üst sınırları arasındaki fark geniş olup, %0.1-0.3 arasında değişmektedir (Erarslan,1999).

Al-Mg-Si alaşımları bileşimleri açısından üç gruba ayrılırlar.

Birinci grupta Mg ve Si'un toplam miktarı %1.5 geçmez. Bu elementler neredeyse dengelenmiş durundadırlar veya az miktarda fazla silisyum içerirler. Bu grubun tipik bir alaşımı AA 6063'tür (ASM, 1996). AA 6063 alaşımının ekstrüzyon yöntemiyle üretilen profillerinin en yaygın kullanıldığı sektörler, inşaat/mimari (cephe kaplama, pencereler, kapılar, dekorasyon, mobilya), otomotiv, elektrik/elektronik ve makina imalat sektörleridir. AA 6063 alaşımının eloksal kaplanabilme özelliği de son derece iyidir (Ulucak, 2003). Bu kolay ekstrüze edilebilen alaşım nominal olarak %1.1 Mg_2Si içerir. Solüsyona alma işlem sıcaklığı 500 °C'nin hemen üzeridir. Bu alaşım ekstrüzyondan sonra ayrı bir ısıl işleme gerek duymaz, presten sonra havada soğutulabilir ve orta seviyede dayanım, iyi süneklik ve mükemmel korozyon direnci elde etmek için yapay olarak yaşlandırılır (ASM,1996).

İkinci grup nominal olarak %1.5 veya daha fazla Mg + Si ve T6 temperinde mukavemeti arttıran %3 Cu gibi diğer katkıları içerir. Manganez, krom ve zirkonyum gibi elementler tane yapısını kontrol etmek için kullanılır. Bu gruptaki alaşımlar, AA 6061 yapısal alaşımı gibi, T6 temperinde birinci grup alaşımlardan yaklaşık olarak 70 MPa daha yüksek dayanım gösterirler. Bu alaşımlar birinci gruptan daha yüksek solüsyona alma sıcaklığı gerektirirler, su vermeye duyarlıdırlar. Bundan dolayı, hızlı su verme ve yapay yaşlandırmanın takip ettiği ayrı bir solüsyona alma işlemine gerek duyarlar (ASM,1996).

Üçüncü grup alaşımlar ilk iki gruptaki kadar magnezyum ve önemli miktarda fazla silisyum içerirler. %0.2 fazla silisyum %0.8 Mg₂Si içeren alaşımın dayanımını yaklaşık olarak 70 MPa artırır. Fazla silisyumun daha yüksek miktarları daha az faydalıdır. Bununla birlikte fazla magnezyum Mg₂Si'in çözünürlüğünü azalttığı için istenmez. Fazla silisyum içeren alaşımlarda silisyumun tane sınırlarındaki segregasyonu rekristalize olmuş yapılarda tane sınırı kırılmasına yol açar. Manganez, krom veya zirkonyum ilavesi ısıl işlem esnasında rekristalizasyonu önleyerek silisyumun etkisini ortadan kaldırır. Bu grubun belli başlı alaşımları AA6351 ve yakın geçmişte geliştirilen AA6009 ve AA6010'dur. Bu grup alaşımlara kurşun veya bizmut ilavesi (AA6262) talaşlı işlenebilirliği kolaylaştırır (ASM, 1996).

3.1 Al-Mg-Si Alaşımlarının Fiziksel Kimyasal ve Mekanik Özellikleri

Al-Mg-Si alaşımlarının ana bileşenleri magnezyum ve silisyum olup, bu elementler yapıdaki Mg₂Si metallerarası bileşiğini oluşturur. Genellikle demir, manganez ve krom gibi elementler düzenleyici olarak bulunur. Bazen korozyon direncinden ödün vermeksizin az miktarda çinko veya bakır mukavemeti artırır. İletkenlerde titanyum ve vanadyumu almak için boron, tane boyutunu kontrol etmek için zirkonyum veya titanyum bulunur. Malzemenin talaşlı işlenebilirliğini artırmak için kurşun veya bizmut ilave edilir (Erarslan, 1999).

Çizelge 3.1 Al-Mg-Si alaşımlarının kimyasal bileşimleri (ASM, 1996).

Aluminum Association	İSO No	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Diğer El. HerbiriTop.	
6061	AlMg1SiCu	0,4-0,8	0,30-0,7	0,15-0,40	0,15	0,8-1,2	0,04-0,35	0,25	0,5	0,05	0,15
6063	AlMg0,5Si	0,2-0,6	0,35	0,1	0,1	0,45-0,9	0,10	0,10	0,10	0,05	0,15
6082	AlSi1MgMn	0,7-1,3	0,5	0,1	0,4-0,1	0,6-1,2	0,25	0,20	0,10	0,05	0,15
6101	E-AlMgSi	0,3-0,7	0,5	0,1	0,03	0,35-0,8	0,3	0,10	-	0,05	0,15

Endüstride en çok kullanılan Al-Mg-Si alaşımlarının kimyasal bileşimleri Çizelge 3.1'de verilmiştir

AA 6063 alaşımının Mg ve Si içerikleri Mg_2Si oluşturacak şekilde seçilirler ve dengelenmiş alaşım olarak nitelendirilirler. Yapı içerisinde çoğunlukla serbest Mg ve Si bulunmamaktadır. Silisyumun bir kısmı Al-Fe-Si fazlarının oluşumunda yer almaktadır. Çok sınırlı olmakla birlikte bazı hallerde dökülebilirliği iyileştirmek için serbest veya fazla silisyuma müsaade edilmektedir (Erarslan,1999). Serbest veya fazla Mg korozyon direncini artırır, fakat mukavemet ve deformasyon kabiliyetini azaltır. Deformasyon kabiliyetini azaltarak ekstrüzyon edilebilirliği olumsuz etkilediğinden fazla Mg kesinlikle istenmez. Aşırı silisyum ise daha yüksek mukavemeti deformasyon kabiliyetinden ödün vermeden sağlar. Ancak yüksek dayanım değerleri elde etmek amacıyla alaşımdaki silisyum oranının artırılması durumunda silisyumun çökmesi sonucu yüzeyde " dark spots" olarak adlandırılan hatalar oluşabileceği göz önünde bulundurulmalıdır.

Ticari alaşımların kafes parametresi magnezyum ve silisyum ilavesi ile kontrol edilir. Alaşımda bakır, manganez, çinko ve krom çoğunlukla çok düşük miktarlarda mevcut olduğundan ölçülebilir bir etkisi yoktur. Yine demir, titanyum, bor gibi elementlerinde kafes parametresi üzerine önemli bir etkisi olmamaktadır (Erarslan, 1999).

Al-Mg-Si alaşımları kıvılcıma en dayanıklı alüminyum alaşımlarıdır, berilyum ilavesi bu dayanımı artırır. %99.99 alüminyumdan hazırlanmış alaşımlarda yapılan testlerde elektroparlatma ve anodizasyon (eloksal) sonrasında %85 oranında ışığı yansıtma özelliği görülmüştür (Erarslan, 1999).

Al-Mg-Si alaşımlarında manganez, krom, zirkonyum gibi çökelti oluşturan elementler bulunduğu, homojenizasyon işlemi sırasında yüksek sıcaklıkta çökelen fazlar (~500°C) oluşacaktır. Bu çökelti ekstrüzyon sürecinde ince bir alttane yapısı oluşturarak yeniden kristalleşmeyi önler ve ekstrüzyon sonrasında lifli yapının korunması sağlar. Oluşan bu altyapı daha sonraki yaşlandırma işlemi ile oluşacak mukavemet artışının daha fazla olmasına neden olur. Ancak dispersoid oluşturan elementler alaşımı su vermeye daha duyarlı yaparlar. Bu da yaşlandırma işleminden sonraki soğuma hızının azalması durumunda, yaşlandırma işlemi ile elde edilebilecek dayanımın azalmasına neden olur. Altyapı oluşumu, su verme duyarlılığının artmasının neden olacağı kaybı, süneklik ve tokluğu artırarak karşılar (Erarslan,1999). Çizelge 3.2 de sık kullanılan bazı AlMgSi alaşımlarının farklı ısı işlemlerindeki mekanik değerleri verilmiştir.

Çizelge 3.2 AlMgSi alaşımlarının mekanik özellikleri (ASM, 1996).

Alaşım Tipi	Isıl İşlem	Çekme Dayanımı MPa	Akma Dayanımı MPa	Uzama %	Sertlik HB	Kayma Dayanımı MPa	Elastisite Modülü GPa
6061	0	125	55	30	30	85	69
	T4	240	145	25	65	165	69
	T6	310	275	17	95	205	69
6063	0	90	50	-	25	70	69
	T1	150	90	-	42	95	69
	T4	170	90	-	-	-	69
	T5	185	145	-	60	115	69
	T6	240	215	-	73	150	69
6101	T6	220	195	-	71	140	69

Suni yaşlandırılmış düşük miktarda fazla silisyum içeren %0.4-0.5 Mg'lu alaşımlarda elektrik direnci %50-55 IACS mertebesindedir. Daha fazla magnezyum, manganez ve bakır bu iletkenliği düşürür. Bu iletkenlik tabii yaşlandırılmış alaşımlarda daha da düşüktür. Endüstride en çok kullanılan AlMgSi alaşımlarının fiziksel özellikleri Çizelge 3.3'te gösterilmektedir.

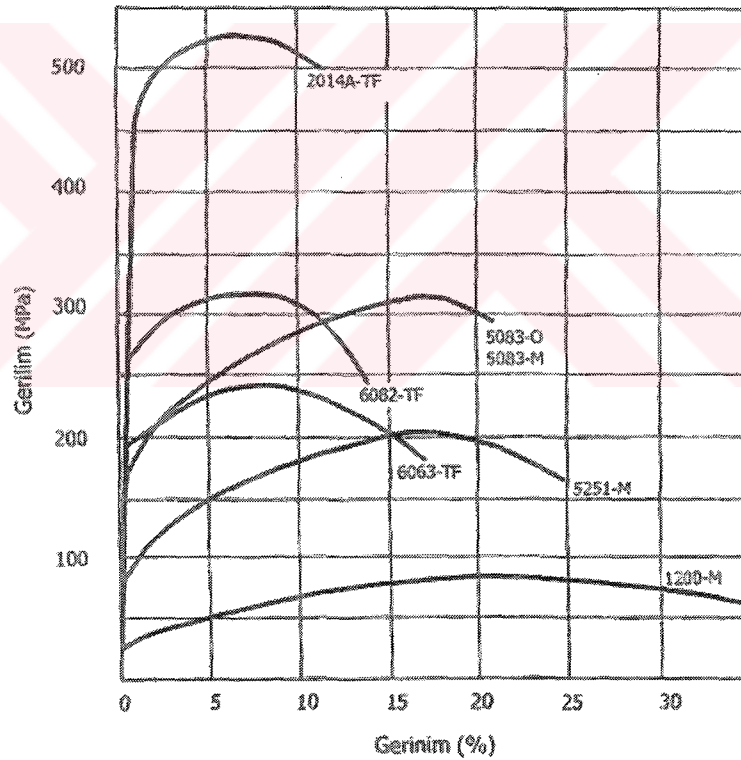
Çizelge 3.3 Al-Mg-Si alaşımlarının fiziksel özellikleri (ASM, 1996).

Alaşım Tipi	Ortalama Isıl Gen.Katsayısı $\mu\text{m/m} \cdot ^\circ\text{C}$	Yaklaşık Ergime Aralığı $^\circ\text{C}$	Isıl İşlem	Isıl İletkenlik $25^\circ\text{C W/m} \cdot ^\circ\text{C}$	Elektriksel İletkenlik 20°C IACS	Elektriksel Direnç $20^\circ\text{C } \Omega\text{mm}^2/\text{m}$
6061	23,6	580-650	0	180	155	0,0365
			T4	154	132	0,043
			T6	167	142	0,040
6063	23,4	615-655	0	218	191	0,030
			T1	193	165	0,035
			T5	209	181	0,032
			T6,T83	200	175	0,033
6101	23,4	620-655	T6	218	188	0,030
			T61	222	194	0,030
			T63	218	191	0,030
			T64	226	198	0,028
			T65	218	191	0,030

Krom, manganez, zirkonyum, demir ve bakırın Al-Mg-Si alaşımlarının tokluğu üzerindeki etkilerini araştıran bir çalışmada, akma dayanımı arttıkça çentik darbe duyarlılığının azaldığı görülmüştür. Katı çözültideki bakırın tokluğa hiçbir etkisi yokken manganez ve zirkonyum ilavesi ile tokluk artmaktadır (Onurlu,1993).

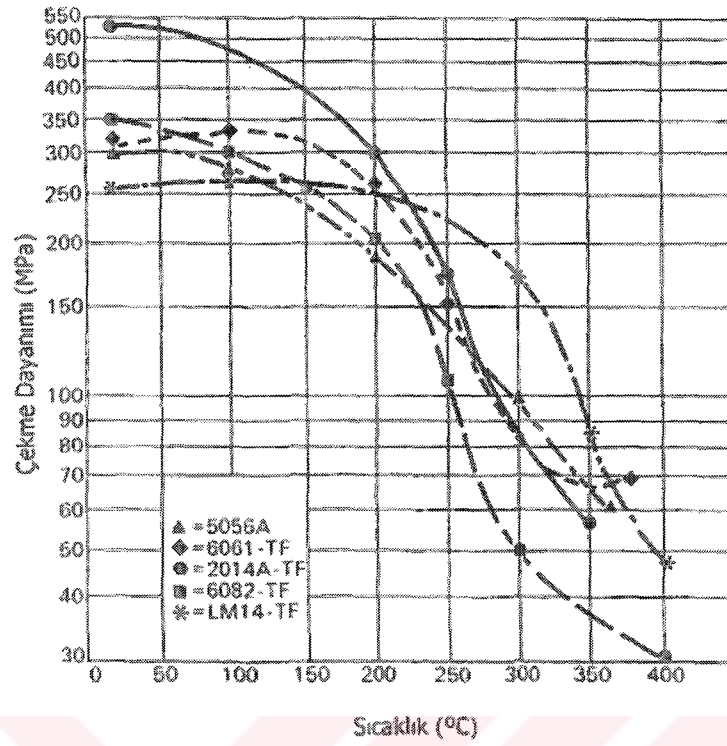
Transmisyon Elektron Mikroskopuyla (TEM) yapılan incelemelerde bakır ilavesinin çökelti morfolojisini değiştirerek yaşlanma özelliğini olumlu yönde etkilediğini göstermiştir. Buradan da anlaşılacağı gibi, hem magnezyumla stokiometrik olarak birleşmeye yetecek denge miktarı hem de fazla silisyum içeren alaşımlara bakır ilavesi avantajlıdır. Bakır ilavesi denge miktarda silisyum içeren alaşımlarda kırılmanın taneler içinden olmasını sağlar (Onurlu, 1993).

Ticari alaşımlar özellikle manganez veya krom içerirlerse %10 oranında daha yüksek dayanım gösterebilirler. Tamamen sertleştirilmiş alaşımların çekme testinde, taneler arası kırılma eğilimi görülebilir. Fakat manganez ilavesi bu eğilimi azaltır. Bu kırılma eğilimi plaka şeklinde çökelen silisyumun neden olduğu düşünülmektedir (Erarslan, 1999). Şekil 3.1'de AlMgSi alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile birlikte mukayeseli gerilim gerinim diyagramı verilmiştir.



Şekil 3.1 Al-Mg-Si Alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile mukayeseli gerilim gerinim diyagramı (Erarslan,1999).

AlMgSi alaşımlarında sıcaklığın değişmesi ile birlikte dayanım değerlerinin değiştiği de bilinmektedir. Şekil 3.2'de sıcaklığın artmasıyla AlMgSi alaşımlarının dayanımının azaldığı görülmektedir.



Şekil 3.2 AlMgSi alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile değişen sıcaklıkta dayanımları (Erarslan, 1999).

Döküm sonrası soğuma, homojenizasyon sonrası soğuma yada daha sonraki ısıl ve mekanik süreçler sırasında alüminyum alaşımlarındaki en önemli safsızlık olarak bulunan demir, alüminyum ve silisyum ile birleşerek malzemenin kendine gelme, yeniden kristalleşme, yapı, şekillendirilebilirlik, yüzey temizliği ve elektrik direnci gibi özelliklerini etkileyen çeşitli fazlar oluşturur. Alüminyum alaşımlarında oluşan bu Al-Fe ve Al-Fe-Si metallerarası bileşiklerin morfolojileri, kristal yapıları ve bileşimleri ürünün mekanik özelliklerini, korozyon direncini ve yüzey kalitesini belirleyeceğinden üzerinde yoğun araştırmalar yapılmaktadır. Ancak, bu bileşiklerin miktarlarının azlığı ve boyutlarının küçüklüğü, incelenmelerini zorlaştırmaktadır. Seyreltik Al-Fe-Si alaşımlarının yavaş soğuması sırasında oluşan kararlı metaller arası bileşikler θ -Al₁₃Fe₄, Al₈Fe₂Si ve β -Al₅FeSi fazlarıdır. Bunlardan başka, alaşımın soğuma hızına ve bileşimine bağlı olarak bazı kararsız fazlar da oluşabilir. Çizelge 3.4'te Al-Fe-Si sistemi üzerinde yapılan çeşitli çalışmalarda gözlenmiş olan fazlar listelenmiştir. Çizelgede tanımlanamayan bazı fazlar bulunmasının nedeni ise bu faz kristallerinin küçük ve genellikle yarı kararlı olmaları dışında X-ışınları analizi için yeterli miktarda malzeme elde edilmesinin de zorluğudur. Sürekli döküm metodu ile üretilen Al-6063 alaşımları üzerinde yapılan bir çalışmada malzemenin kristalleşme özellikleri ile

birlikte oluşan fazların yapısı da incelenmiştir. Sürekli döküm yöntemiyle üretilen bir biletin homojenliği katı-sıvı arayüzey şekli ile tanımlanır. Sözü edilen çalışmada aynı arayüzey şeklinin biletin tane büyüklüğü ve hücre yapısının aynı olmasını sağladığı ancak, soğuma hızına bağlı olarak katı çözelti konsantrasyonu ve fazların değişiklik gösterdiği saptanmıştır. Çalışmada gözlenen fazlar ve bunlara ait kristal yapıları Çizelge 3.5'te görülmektedir. Buna göre döküm yapıda genellikle Al-Fe-Si fazları bulunmakta, katılaşma azaldıkça Mg₂Si fazı ortaya çıkmaktadır (Onurlu,1993).

Çizelge 3.4 AlFeSi alaşımlarında gözlenen fazlar ve kristal yapıları (Onurlu, 1993).

Faz	Kristal Yapı	Kafes parametreleri A°
Al ₃ Fe Al ₁₃ Fe ₄	C-merkezli monoklinik (C 2/m)	a = 15.49, b = 8.08, c = 12.48, β = 107.75
Al _m Fe	Hmk	a = 8.84, c = 21.60
Al ₉ Fe ₂	Monoklinik	a = 8.90, b = 6.35, c = 6.32, β = 93.4
Al ₆ Fe	C-merkezli ortorombik	a = 6.49, b = 7.44, c = 8.79
Al _x Fe	Bilinmiyor	Bilinmiyor
α-AlFeSi	Hmk	a = 12.56
α-AlFeSi	Basit kübik	a = 12.52
α ¹ - AlFeSi	Hegzagonal	a = 12.30, c = 26.20
α ^{II} - AlFeSi q ₁ AlFeSi	C – merkezli Ortorombik	a = 12.70, b = 36.20, c = 12.70
α _r - AlFeSi	C – merkezli Monoklinik	a = 27.95, b = 30.62, c = 20.73, β = 97.74
q ₂ AlFeSi	Monoklinik	a = 12.50, b = 12.30, c = 19.70, β = 97.74
β-AlFeSi	Monoklinik	a = 6.12, b = 6.12 c = 41.50, α = 91
β* -AlFeSi	Monoklinik	a = 8.90, b = 4.90 c = 41.60, β = 92
Al ₃ FeSi γ-AlFeSi	C-merkezli Monoklinik	a = 17.80, b = 10,25, c = 8.90, β = 132
Al ₄ FeSi ₂ δ-AlFeSi	Tetragonal	a = 6.14, c = 9,48

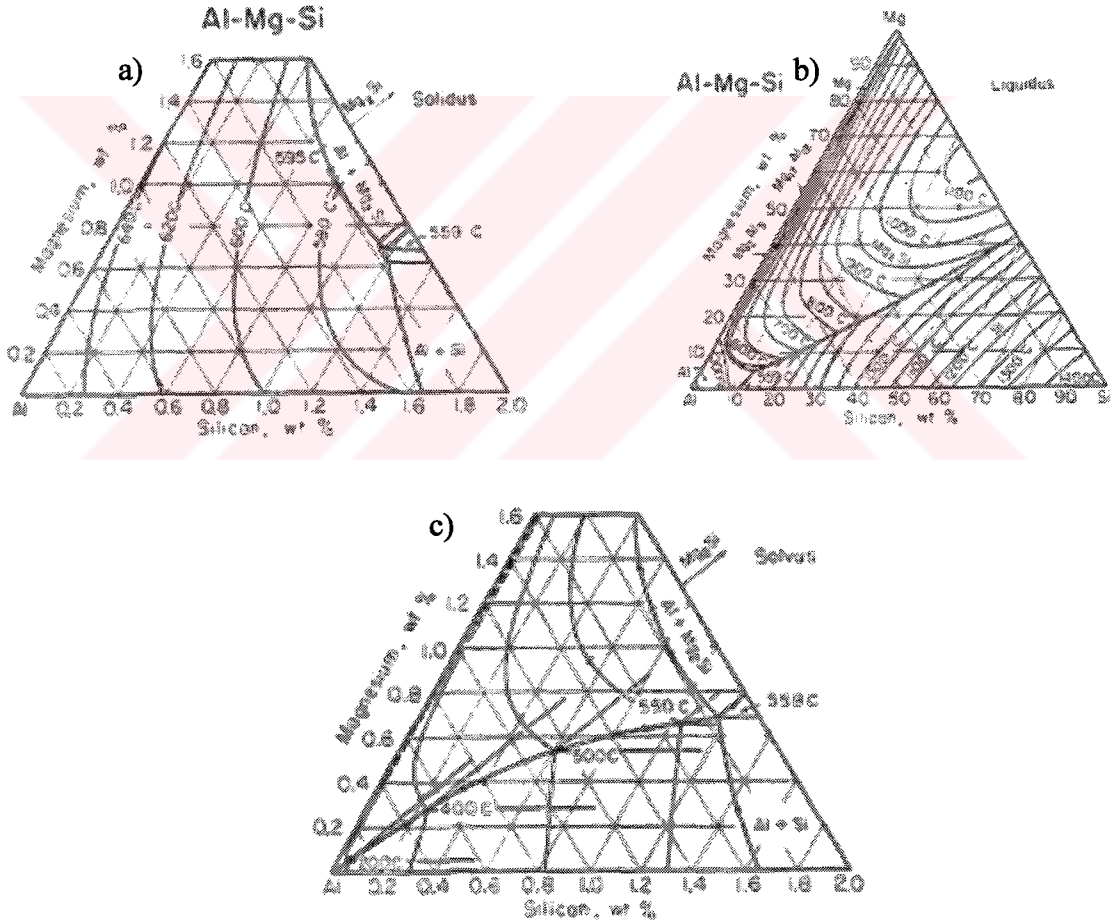
Çizelge 3.5 Döküm yapısında gözlenen fazlar ve kristalleşme özellikleri (Onurlu, 1993).

Katılma Süresi (sn)	Soğuma hızı (°C/sn)	Döküm yapıda gözlenen fazlar
13.4	6.12	α (kübik) ¹ + az γ^2 + Mg_2Si
11.7	8.28	α (kübik) ¹ + az + Mg_2Si
9.53	9.87	α (kübik) ¹ + α (hekzagonal) ³
8.25	13.83	α (kübik) ¹ + çok γ^2
7.42	15.75	α (kübik) ¹ + az γ^2
6,66	20.67	α (kübik) ¹

¹ Fe %31,9, Si %5,6

² Fe %35, Si %14,

³ Fe %31, Si %9

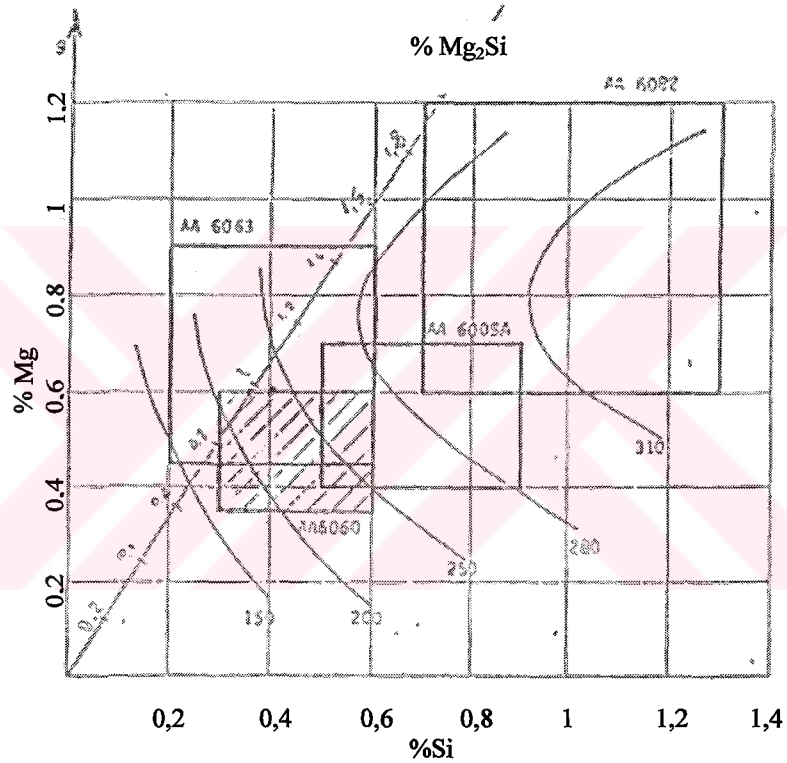


Şekil 3.3 Al-Mg-Si alaşımlarının faz diyagramları (a) Solidüs (b) Likidüs (c) Solvüs (Horn, 1967).

Al-Mg-Si alaşımlarının faz diyagramları Şekil 3.3'te gösterilmiştir.

3.2 Mg₂Si Miktarının Al-Mg-Si Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi

6000 serisi alüminyum alaşımlarında magnezyum ve silisyum 1.73:1 oranında birleşip Mg₂Si çökeltisini oluşturmaktadırlar. Mg₂Si miktarına bağlı olarak Al-Mg-Si alaşımlarının mekanik özellikleri değişmektedir. Artan Mg₂Si ile mekanik özellikler iyileşmekte buna karşılık ekstrüzyon yapılabirlik azalmaktadır. Şekil 3.4'te bazı 6000 serisi alaşımların magnezyum ve silisyum miktarları ve T5 ısıl işlemindeki kopma mukavemeti eğrileri gösterilmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi alaşımdaki Mg₂Si miktarı arttıkça alaşımın kopma mukavemeti artmaktadır.



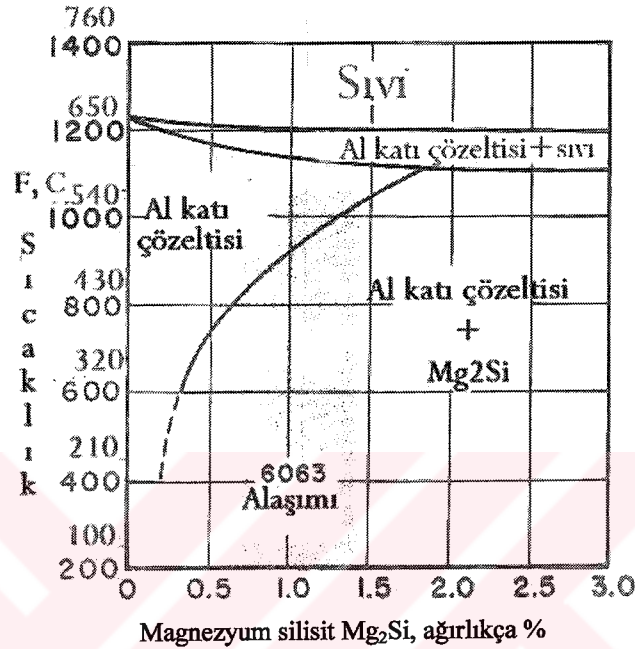
Şekil 3.4 AA standartları için magnezyum ve silisyum miktarları ve T5 ısıl işleminde sabit kopma mukavemeti eğrileri (AYİD, 2003)

Mg₂Si bileşiği (%63.2 Mg, %36.8 Si) kübiktir; birim hücresinde 12 atom vardır. Kafes parametresi $a = 6.35 - 6.40 \times 10^{-10}$ m'dir. Yoğunluğu 2.70 g/cm³, elektriksel özellikleri ile bir yarı iletkendir. Isıl iletkenliği 234 W/m°C olup elastiklik modülü 69GPa'dır (Erarslan,1999).

Şekil 3.5'te alüminyum ile Mg₂Si bileşiğinin faz diyagramı görülmektedir.

Şekil 3.5'te gösterilen gölgeli alan, ekstrüzyon üreticileri için, AA 6063 alaşımını kapsamı

dolayısı ile özel önem taşır. Dikey çizgiler, AA 6063 içindeki Mg_2Si miktarının sınırlarını vermektedir. Solvüs eğrisi ise, Mg_2Si 'nin alüminyum katı eriyiği içindeki erirlik limitlerini belirlemektedir. Solvüs eğrisi, alüminyum AA 6063 alaşımının ergimiş halinden, ısıl işlem görmüş profil kondisyonuna kadar, beş kez geçilir (Ulucak, 2003).



Şekil 3.5 Al-Mg₂Si faz diyagramı (Ulucak, 2003).

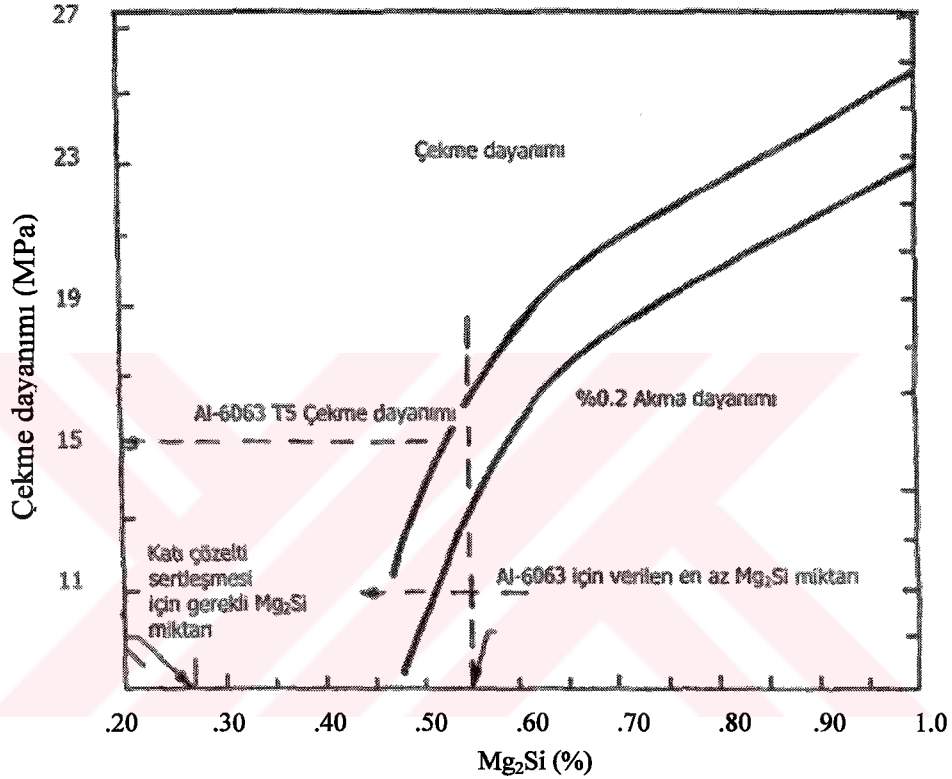
Mg_2Si bileşiğinin, AA6063 alaşımı içindeki katı erirliği, 274°C'de %0,71 ile 552°C'de %1,42 arasında değişir. Nominal bileşime sahip AA6063 alaşımında, % 1,0 Mg_2Si bulunur ki, 500°C'de alüminyum içinde ergir. Bu orandan yüksek miktardaki Mg_2Si , fazla miktardaki magnezyuma bağlı olarak, solübilite özelliğini düşürür. Mg_2Si oluşturacak miktardan fazla miktardaki silisyum ve normal seviyedeki demir, Mg_2Si 'nin erirliğini az miktarda düşürürler.

Alaşım, solvüs eğrisinin altındaki bir sıcaklığa düştüğünde, Mg_2Si çöker. Çökelen partiküllerin miktar ve büyüklüğü zaman ve sıcaklığa bağlıdır. Üst sıcaklık derecelerinden yavaş soğuma yapılır ise, büyük partiküller çöker. Solvüs sıcaklığının yukarisından oda sıcaklığına ani soğutma, magnezyum ve silisyumun çözelti içinde kalmasına ve aşırı doymuş bir katı çözelti oluşmasına neden olur (Karabay vd., 2002).

Bu aşırı doymuş katı çözelti, 204 °C'nin altındaki bir sıcaklığa çıkarılıp belli süre tutulursa, mikroskopik ölçülerdeki Mg_2Si partikülleri çöker ve "çökeltme sertleşmesi" (precipitation

hardening) etkisi ile malzeme sertleşir. 6063 alaşımının endüstrideki önemi, bu özelliğinden kaynaklanır (Karabay vd., 2002).

Şekil 3.6'da Mg_2Si miktarının AA6063 alaşımının çekme ve akma dayanımlarına olan etkisi görülmektedir. Şekil 3.6'dan da anlaşılacağı gibi Mg_2Si miktarı %0.65 in altına indiğinde malzemenin dayanımı hızla azalmaktadır. %0.65 'in üzerindeki Mg_2Si miktarlarında malzemenin dayanımı artmaktadır.

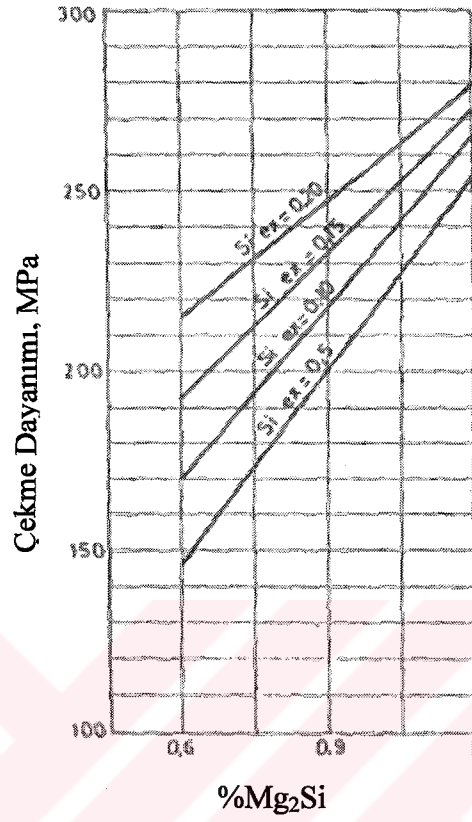


Şekil 3.6 Al-6063'ün çekme dayanımının Mg_2Si miktarı ile değişimi (Erarslan.1999).

Al-6063 alaşımında katı çözelti sertleşmesi için gerekli olan Mg_2Si miktarı minimum %0.3'dür. Malzemede kontrollü emprüte olarak bulunan demir, bir kısım silisyum ile birleşir ve magnezyum/silisyum oranını değiştirir. Bu nedenle malzemede hem demir hem de magnezyumla birleşmeye yetecek kadar silisyum bulunmalıdır. Aksi takdirde, magnezyumun tamamı silisyum ile birleşip Mg_2Si çökeltilerini oluşturmayacak ve bunun sonucu olarak, alaşımın dayanımı AA6063 için belirlenmiş olan dayanım değerlerinin altında kalacaktır.

Fazla silisyum yaşlandırma süreci sırasında çekirdeklenme hızını artırarak çökelti morfolojisini düzenlemekte ve böylece dayanımın artmasını sağlamaktadır. Şekil 3.7'de Mg_2Si miktarı ve fazla silisyumun AA 6063'ün çekme dayanımına etkisi görülmektedir. Şekilden de

anlaşılacağı gibi silisyum ve Mg_2Si miktarı arttıkça AA 6063 alaşımının çekme dayanımı artmaktadır.

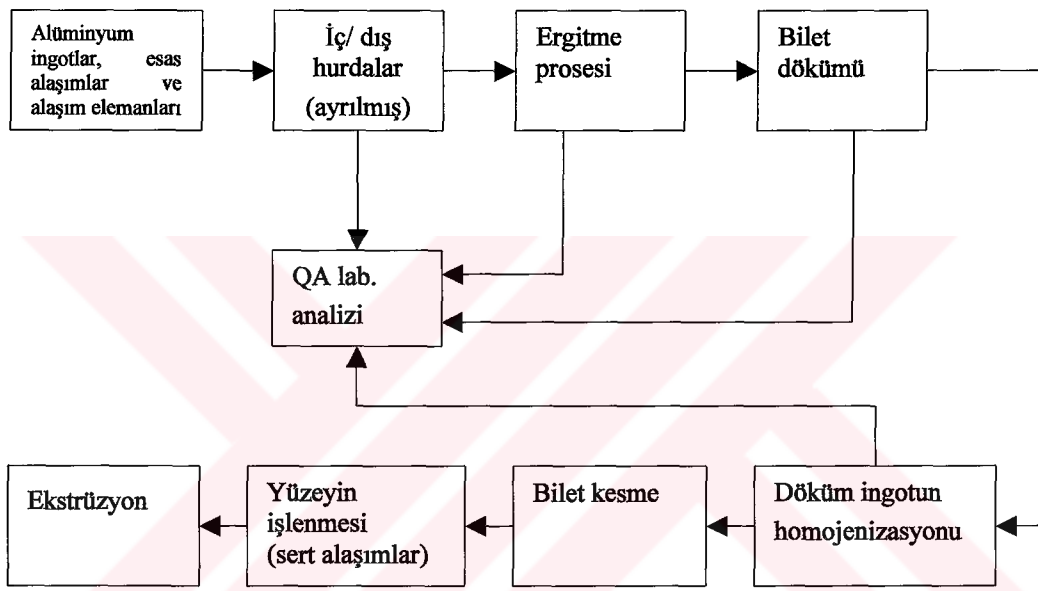


Şekil 3.7 Mg_2Si miktarı ve fazla silisyumun AA 6063 'ün çekme dayanımına etkisi (Onurlu,1993)

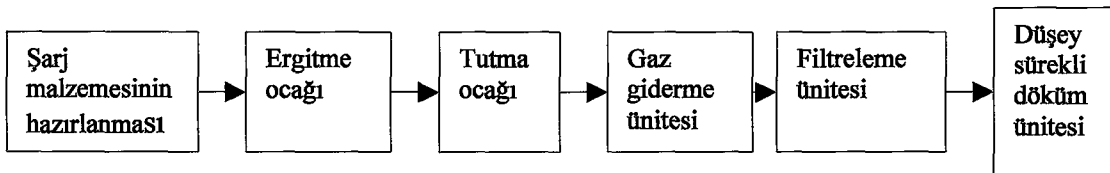
4 SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ ve METALURJİK KARAKTERİSTİKLERİ

4.1 Sürekli Döküm Prosesi (DC Döküm)

Bugün endüstride alüminyum biletlerin dökümünde en fazla kullanılan metod olan sürekli döküm yöntemi 1933'te W.T. Ennor tarafından geliştirildi. Şekil 4.1'de bilet yapım prosesinin fonksiyonel blok diyagramı gösterilmektedir. Şekil 4.2 ergitme ve döküm proseslerinin temel aşamalarını göstermektedir. Ham madde girişiyle son döküm prosesi arasında birçok işlem vardır (Saha, 2000).



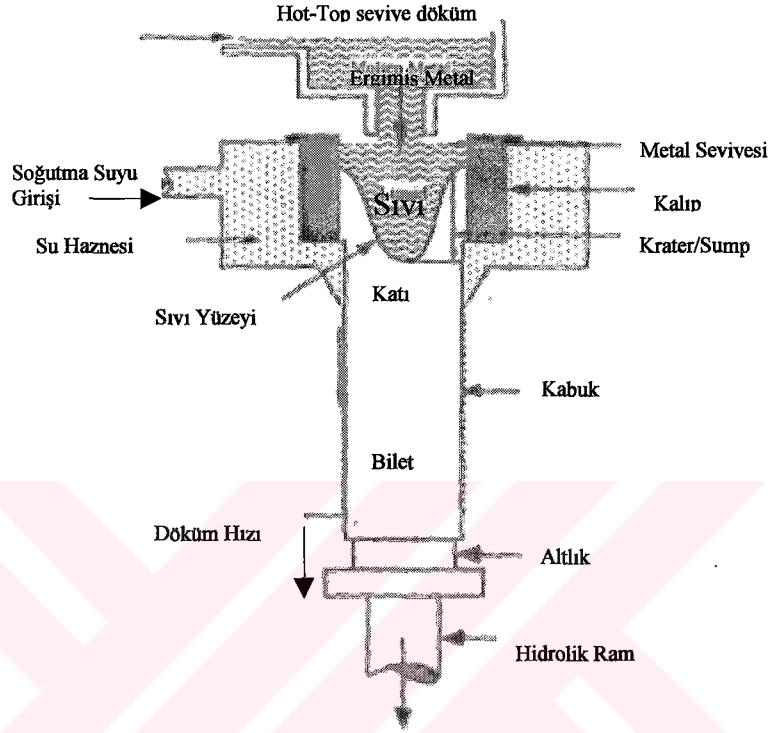
Şekil 4.1 Bilet yapım prosesinin fonksiyonel blok diyagramı (Saha, 2000).



Şekil 4.2 Döküm ve ergitme proseslerinin fonksiyonel blok diyagramı (Saha, 2000).

Geleneksel tip sürekli döküm ile üretilen bilet ve ingotların katılaşması iki soğutma modu ile gerçekleştirilir. Sıvı metal başlangıçta kristalizatör olarak adlandırılan altlığa dökülür. Sıvı metal kalıbın içerisinde belirli bir seviyeye geldiği zaman, blok (altlık) sıvı metal akışına eşit hızla aşağıya doğru indirilir. Bu proseste döküm mamulünün enine kesit

şeklini kalıp şekli belirler, genellikle hadde ve dövme mamuller için dikdörtgen şekilli kalıp, ekstrüzyon üreticileri için daire kesitli, çubuk ve teller için kare kalıplar kullanılır. Sürekli döküm prosesinin şematik görünüşü Şekil 4.3'te gösterilmiştir.

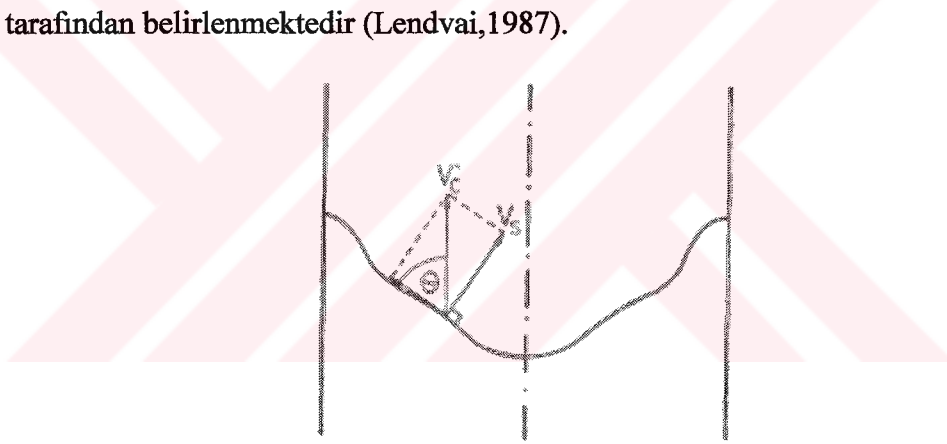


Şekil 4.3 Sürekli döküm prosesinin şematik görünüşü (Saha, 2000).

Altılık zincirli, yada hidrolik sistemle aşağıya doğru belirli hızlarla çekilir. Su soğutmalı kalıp duvarına temas eden sıvı metal hemen katılaşarak bir kabuk teşkil eder. Sıvı-katı geçişi ile oluşan büzülmeden dolayı kabuk içeriye doğru büzülerek ısı geçişini önleyen bir hava boşluğu oluşturur. Daha sonra katılaşmada oluşan büzülme nedeniyle bu kabuk kalıp cidarından ayrılır. Bu şekilde kabuğun oluşumu ve büzülme, kalıptan biletin sürekli olarak çıkartılmasına (sürekli döküme) imkan verir. Katılaşma hızı yavaşlar, bu arada taneler arası ve dendritler arası cephelerden ingotun veya biletin merkezindeki sıvı kütlelerinin basıncı ve katılaşma ile oluşan kılcallık etkisi ile dışarıya doğru ötektikçe zengin bir sıvı akımı başlar ve alaşım elementleri (ters segregasyon) kabuğa yığılırlar, hatta bilet yüzeyine çıkarak tekrar kalıpla teması başlatırlar ve hemen ardından katılaşarak yeniden büzülürler. Kalıp içerisinde kalıp duvarı vasıtası ile gerçekleştirilen ısı transferi ile katılaşmaya "birincil soğuma" adı verilir. Bu bölgede birçok mekanizmanın varlığından dolayı katılaşma çok karmaşıktır. Kalıbın hemen altındaki su püskürtücüleri bilet yüzeyine

su spreji püskürtürler ve ikinci soğutma periyodunu başlatırlar. Su verme, katılma hızında ani bir artışa neden olur ve bu olay, tane ve altyapıdaki değişimlerden rahatlıkla gözlenebilir. Ancak ingot merkezine yaklaştıkça soğuma hızı azalır ve yapı dereceli olarak kabalaşır. Yüzeğe uygulanan soğutma suyu altyapıda kaba dendritik hücrelerden, ince dendritik hücrelere geçişi hemen sağlar. Ancak kolonsal kaba tanelerden eşeksenli tane yapısına geçiş hemen sağlanamaz. Bunun ana nedeni, eşeksenli tanelerin çekirdeklenebilmesi için bir kritik büyüme hızının varlığıdır. Ergiyiğin büyük bir bölümünün katılmasından hemen sonra bilet içerisinde metalin kendini çekmesinden dolayı huni şeklinde bir boşluk oluşur. Diğer bir ifade ile biletin içerisinde daima sıvı metal derinliği mevcut olur, buna "sump" (krater) denir (Erarslan,1999).

Krater derinliği döküm koşullarına bağlıdır. Şekil 4.4'te gösterildiği gibi döküm hızı V_c , katılma hızı V_s değerini belirler. Katılma hızı küçük olduğunda daha derin krater oluşur, θ açısı küçülür. Katılma esnasındaki çökeltiler, hücre boyutu gibi yapısal özellikler V_c den çok V_s tarafından belirlenmektedir (Lendvai,1987).



Şekil 4.4 Döküm hızı ile katılma hızı arasındaki ilişki (Lendvai, 1987).

Kaba hücre-ince hücre geçişi olduktan sonra yapı, bilet merkezine doğru ilerlerken bir süre incelmeye devam eder ve daha sonra dereceli olarak kabalaşır. Eşeksenli tanelerin çekirdeklenebilmesi ve büyüebilmeleri için, büyüme hızının (arayüzey ilerleme hızı) belirli bir değerin üzerinde olması gerekir. Döküm hızı normal olarak 50-100 mm/dak. arasındadır. Sürekli dökümdeki katılma hızı, su soğutmasız kokil kalıplara dökülen biletlere göre hemen hemen 10 defa daha fazladır. Katılma hızları arasındaki bu fark döküm yapısında önemli değişiklikler meydana getirir. Sürekli dökümde hücreler ve inklüzyonlar, kokil döküme göre önemli ölçüde daha incedir, hızlı katılma nedeniyle sürekli döküm biletlerde ters ingot segregasyonu hemen hemen hiç yoktur. Yani enine kesit boyunca kimyasal bileşimde çok az

bir fark görülür. İngot segregasyonu, kokil dökümün dezavantajlı bir karakteristiğidir. Sürekli dökümde hızlı ısı iletimi yapıdaki tanelerde alaşım elementlerinin eşitlenmesini engeller, dolayısı ile aşırı doymuşluk ve tane segregasyonu yavaş soğutulan kokil döküme nazaran daha fazladır. Ancak ingot segregasyonunun (makrosegregasyon) tersine aşırı doymuşluk ve tane segregasyonu homojenizasyonla giderilebilir. Sürekli dökümde, dökümün dış kabuğunda alaşım elementlerince zengin bir "katmerleşme" bölgesi gelişebilir. Bu da bir ingot segregasyonu tipidir, homojenizasyonla giderilemez. Fakat bu segregasyon yüzeye yakın dar bir bölgede sınırlandırıldığından talaş kaldırma işlemi ile giderilebilir (Erarslan, 1999).

DC dökümde farklı alaşımlar ve bilet boyutları farklı kalıplar gerektirirler. Modüler kalıp sistemi mevcut döküm makinesinin kapasitesini çok fazla arttırabilir. Modüler tasarım kalıp bileşenlerinin hızlı değişimine imkan verir. Bu tasarım aynı makinede farklı hızlarda ve farklı boyutlarda bilet dökümüne olanak sağlar (Saha, 2000).

Yeni eğilim programlanabilir lojik kontrol sistemiyle donatılmış büyük DC döküm makineleri kullanma yönündedir. Sensör ve programlanabilir lojik kullanarak otomatik sistemler şimdi döküm işleminin birçok parametresini kontrol edebilmektedirler (Saha, 2000).

Diğer tekniklerle karşılaştırıldığında DC döküm sisteminin özellikle sert 2xxx ve 7xxx serisi alaşımlar açısından birçok avantajları vardır (Saha, 2000):

- Metal segregasyonu minimumdur
- Geniş ingotlar üretebilir
- Farklı hızlarda döküm imkanı sağlar
- Sert alaşımlarda çatlak oluşumunu minimize eder
- Ergimiş metali düşük sıcaklıkta yavaş ve üniform bir şekilde transfer eder (Saha, 2000).

4.1.1 Sürekli Döküm Değişkenleri

Alüminyum bilet dökümünde üretim performansını etkileyen belli başlı değişkenler şunlardır (Saha, 2000).

- Döküm sıcaklığı
- Döküm hızı
- Kalıp tipi
- Metal yüksekliği
- Su akış hızı

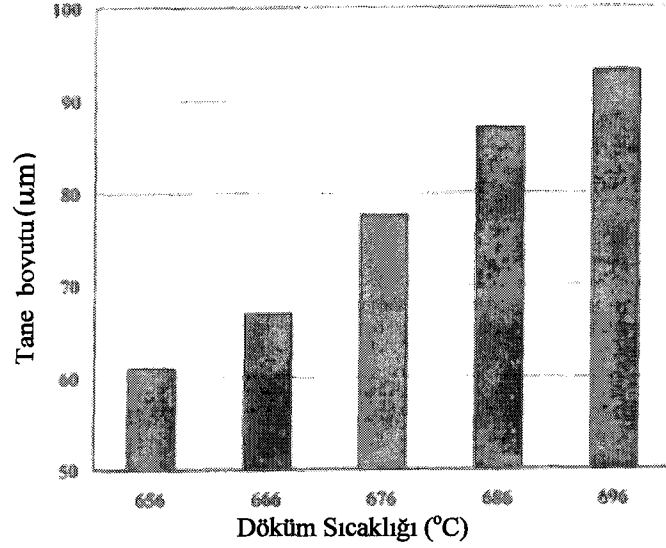
4.1.1.1 Döküm Sıcaklığı

Ocaktaki ergimiş metal sıcaklığı gaz absorpsiyonunu ve oksid oluşumunu önlemek için mümkün olduğunca düşük tutulmalıdır. Metal döküm ünitesine dökülen alaşımın likidüs sıcaklığının 28 °C üzerindeki bir sıcaklıkta ulaşmalıdır. Bazı yaygın alüminyum alaşımlarının likidüs ve döküm sıcaklıkları Çizelge 4.1 de verilmiştir (Saha, 2000).

Çizelge 4.1 Alüminyum alaşımlarının likidüs ve döküm sıcaklıkları (Saha,2000).

Alaşım Sistemi	Likidüs Sıcaklığı °C	Döküm Sıcaklığı °C
Al, AlMn	660	688
AlMg, AlMgSi	650	680
AlCuMg, AlZnMgCu	640	670

Al-Mg-Si alaşım biletlerinin sürekli dökümü ile ilgili yapılan bir çalışmada farklı döküm sıcaklıklarında tane boyutlarının farklı olduğu gözlenmiştir (Şekil 4.5). Döküm sıcaklığı azaldıkça tane boyutu küçülmektedir (Motegi vd., 2002).



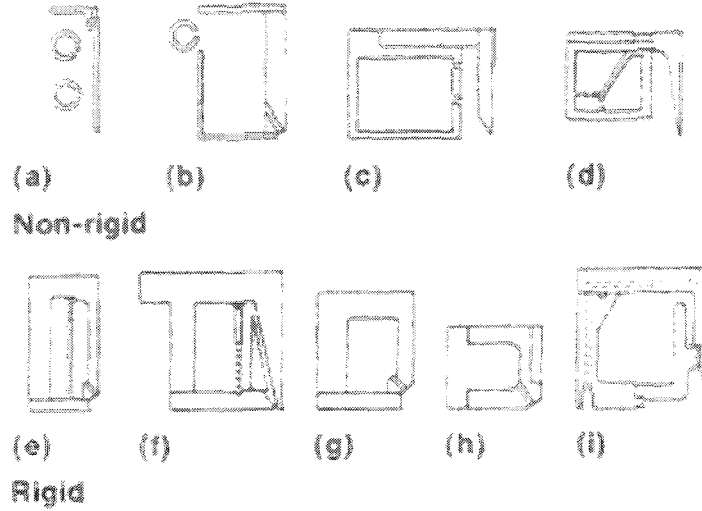
Şekil 4.5 Döküm sıcaklığının DC döküm biletin tane boyutuna etkisi (Moteği vd., 2002).

4.1.1.2 Döküm Hızı

Döküm hızı DC dökümdeki en önemli parametrelerden biridir. Bilet boyutu ve alaşım tipi döküm hızını belirler. Dikey yarı sürekli döküm prosesinde AA6063 alaşımı için döküm hızları çapı 178mm olan bilet için 130mm/dak, çapı 230mm olan bilet için 100mm/dak dır (Saha, 2000).

4.1.1.3 Kalıp Tipi

Kalıp malzemesi hafiflik, iyi işlenebilirlik ve iyi ısı iletkenlik gibi özellikleri karşılamalıdır. Alüminyum alaşımları olan 6061 ve 5052 alaşımları uygun kalıp malzemeleridir. DC kalıbı öyle dizayn edilir ki, soğutma suyu ilk önce kalıp duvarlarına temas eder ve daha sonra kalıptan çıkan döküm yüzeyine püskürtülür. Bu DC döküm prensipleri göz önüne alınarak çeşitli tip kalıplar tasarlanmıştır (Saha, 2000). Şekil 4.6'da DC dökümde kullanılan çeşitli kalıp tasarımları gösterilmiştir.



- a. Spray halkalı uzun kalıp
- b. Spray halkalı ve su ceketli uzun kalıp
- c. Ayrı su odalı kısa kalıp ve Fiberfrax kalıp hattı
- d. Soğutma suyuyla olan teması arttırmak için dış yüzeyi eğri olan kalıp
- e.f. Basınç-kontrol engelli uzun kalıp
- g. Kısa kalıp
- h. İçi grafit olan kısa kalıp
- i. İç yağlayıcı kanallı ve iç su engelli kalıp

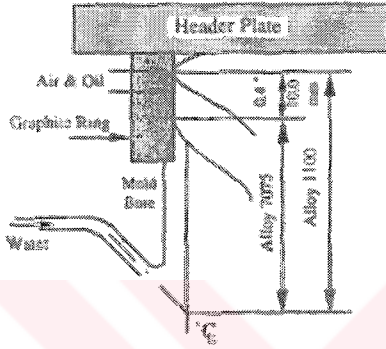
Şekil 4.6 DC dökümde kullanılan farklı kalıp tasarımları (Granger, 1989).

Şu anlaşılmıştır ki, DC ingotta bulunan yüzey ve yüzey altı kusurlar soğuma esnasında kabuk oluşuktan sonra meydana gelen boşlukla ilgilidir. Boşluk kalıba olan ısı akışını yavaşlatır ve katılaştıran metalin tekrar ergimesi kusurlara yol açar. Bu kusurlar ingotun yüzeyinin işlenmesini (sıyırma) zorunlu kılar ve dökülen alaşıma ve malzemenin kullanılacağı uygulamaya bağlı olarak en iyi ingot kalitesinin sağlanması için DC prosesinin modifiye edilmesini gerektiren nedenlerden birini teşkil eder (Granger, 1989).

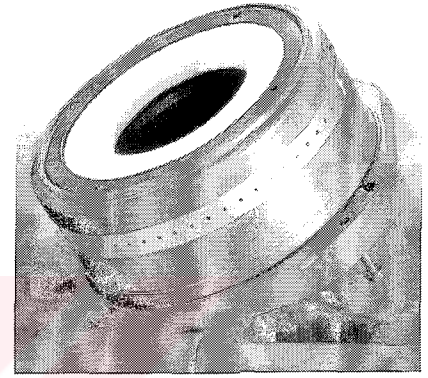
Optimal bilet yüzey kalitesi elde etmek için kalıp tasarımları gelişmeye devam etmektedir. Kalıp tasarımındaki son gelişmeler soğutulan kalıp duvarlarındaki ısı transferinin, bilet yüzey kalitesini ve malzemenin ekstrüzyon edilebilirliğini arttırmak için azaltılması yönündedir. Yaygın kalıp tasarımları Air Slip(ABD), AirVeil(Almanya) ve Showa Process (Japonya) şu an bilet döküm endüstrisinde mevcuttur. Ayrıca büyük alüminyum üreticilerinin çoğu kendi bilet döküm kalıp sistemlerini üretmektedirler (Saha,2000).

AirSlip kalıp teknolojisi 1983 yılında geliştirilmiş, mükemmel bir yüzey ve yapı özellikleri elde etmek için MaxiCast hot-top döküm donanımına ilave edilmiştir. AirSlip teknolojisinde döküm arayüzeyi olarak geçirgen grafit halkalı kısa kalıplar kullanılır. Döküm esnasında,

proses gazı az miktardaki yağlayıcı ile bir hava yatağı oluşturarak ergimiş metali kalıptan ayırır ve izole eder. Bu hava yatağı pürüzsüz bir yüzey oluşmasını sağlar ve yüzey altı segregasyonu minimuma indirir. Genelde, kalıp boyu bilet çapı büyüdükçe veya döküm hızı azaldıkça artar. Hava yatağı sayesinde ele alınan çaptaki kalıpta diğer kalıp teknolojileri ile karşılaştırıldığında çok farklı döküm hızlarında ve soğuma alanlarında çalışılabilir (Saha,2000). Şekil 4.7'de AirSlip kalıbının şematik resmi ve Şekil 4.8'de gerçek resmi gösterilmiştir.



Şekil 4.7 AirSlipDC döküm kalıbının şematik resmi (Saha, 2000).



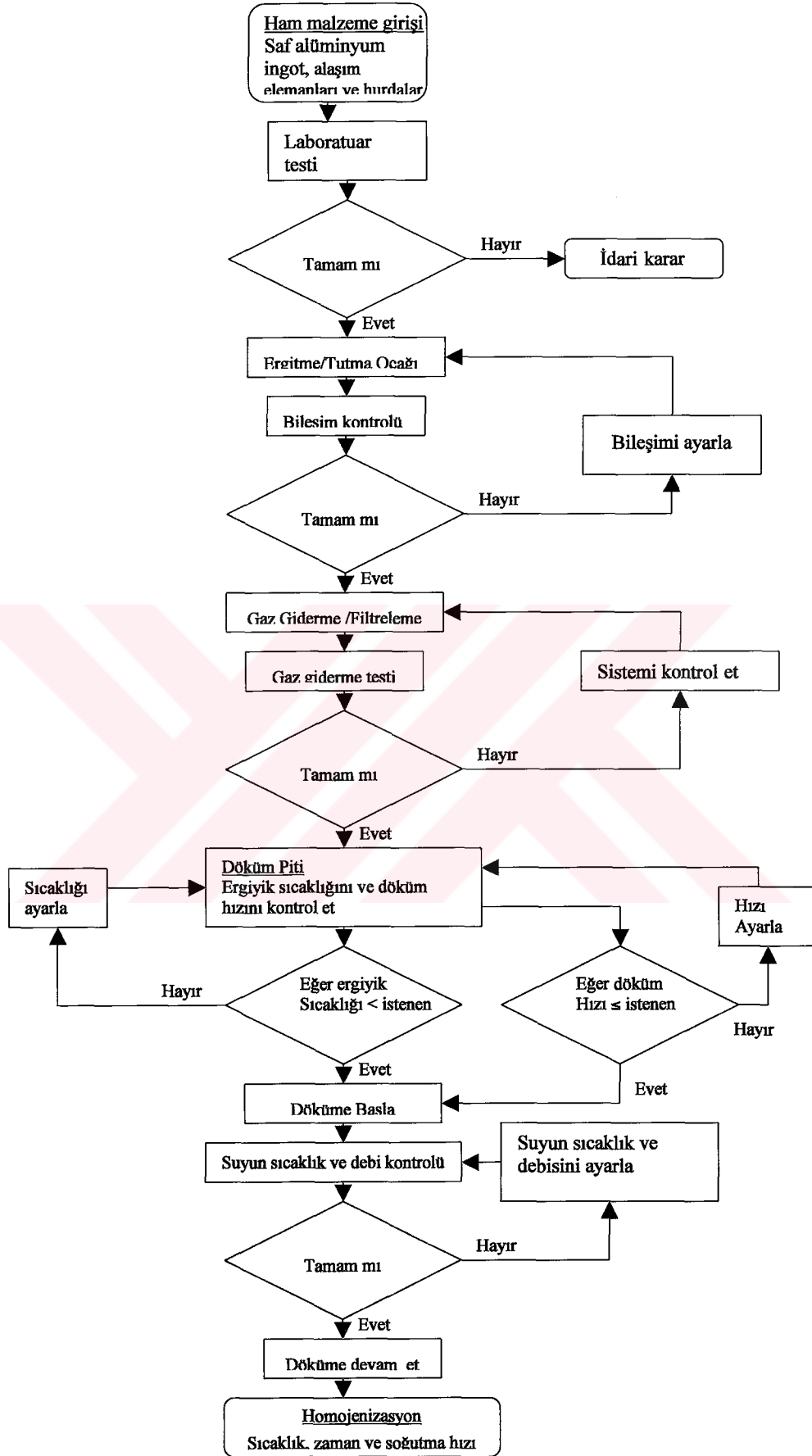
Şekil 4.8 AirSlip kalıbı(Wagstaff, 2004).

AirSlip teknolojisi ile geniş bir alaşım sahasında ticari üretim yapılmaktadır, alaşım aralığı 1100 den 7150 ye kadar değişmektedir. Yüzey görüntüsü dökülen alaşım kompozisyonundan etkilenir AirSlip teknolojisi hem büyük hem de küçük çaplı biletlerin üretilmesinde büyük avantajlar sağlar. Bilet yüzeyindeki oksit tabakasının sığ olması vasıtasız ekstrüzyonda bilet yüzeyinden daha az miktarda malzeme kaldırılacağı anlamına gelir (sıyırma). Ters segregasyon tabakası tüm alaşımlar için 1mm olarak sınırlanmıştır (Saha,2000).

AirSlip teknolojisinin sağladığı avantajlar (Wagstaff, 2004):

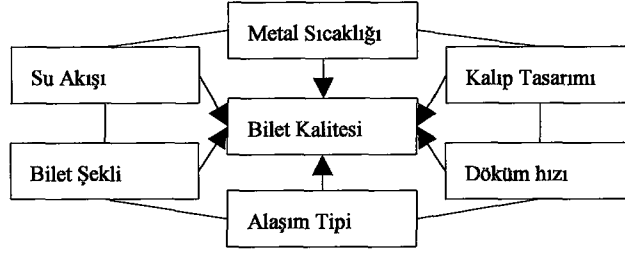
- Daha yüksek döküm hızlarında çalışılmasına müsaade eder ve prodüktivitenin artmasını sağlar.
- Daha iyi metalurjik özelliklere sahip bilet üretilmesini sağlar ve bu ekstrüzyon verimliliğini artırır.
- Metalurjik özelliklerin iyileştirilmesi ve daha pürüzsüz bir yüzey elde edilmesi ekstrüzyon kalıbının ömrünü uzatır.
- Daha iyi mekanik özelliklere sahip bilet üretilir.

Auchterloine, geniş alaşım sahasında ve farklı çaplarda bilet dökümü için kullanılan hız



Şekil 4.10 DC bilet döküm değişkenlerinin tipik akış diyagramı (Saha, 2000).

Özet olarak, DC döküm biletinin kalitesi ve üretim performansı Şekil 4.11'de kapalı zincir şeklinde gösterilen faktörlerden etkilenmektedir.



Şekil 4.11 Belli başlı değişkenlerin bilet kalitesine etkileri (Saha, 2000).

4.1.2 Şarj Malzemesinin Hazırlanması

Bilet yapı kontrolü alaşımın hazırlanacağı malzemelerin seçimi ile başlar (Granger,1989). Şarj malzemesini hazırlamak için alüminyum ve diğer alaşım elemanları gereklidir. Şarj malzemesi üç ana bileşenden oluşur, saf alüminyum ingot, alaşım elemanları ve esas alaşımlar, ve geri kazanılmış hurdalar (Saha, 2000). Yüksek kalitede arındırılmış alüminyum bile yapısında silisyum ve demirin yanısıra birçok impürite içerir (Çizelge 4.2) (Granger, 1989).

Çizelge 4.2 Arındırılmış alüminyumdaki impüriteler (Granger, 1989).

İmpürite	Bileşim oranı, %
Fe	0,06-0,35
Si	0,05-0,15
Na	0,002-0,004
Ca	0,002-0,004
Li	0,002-0,004
Ti, Zr	0,005-0,020
V, Cr	0,005-0,020
Al ₂ O ₃	Değişken
Al ₂ MgO ₂	Değişken
Al ₄ C ₃	Değişken
TiB ₂ ,	Değişken
H	3x 10 ^{-5a}

Düşük ergime noktalı alaşım elemanları, magnezyum ve çinko gibi, genellikle ergimiş metale saf metal çubuk formunda ilave edilmektedir. Yüksek ergime noktalı alaşım elemanları, silisyum, manganez, nikel, bakır ve krom temel alaşım elemanı veya sertleştirici olarak ilave edilir. Çizelge 4.3'te arındırma, modifikasyon ve tane inceltme için kullanılan esas alaşım elemanları gösterilmiştir. Sertleştiriciler genellikle yüksek ergime sıcaklıklı elementlerin ayrı olarak alüminyumla ergitilmesiyle küçük ingot veya çubuk formunda yapılırlar. Sertleştiriciler ergitme esnasında şarj malzemesine ilave edildiklerinde, alaşım elemanları ergimiş alüminyumla yeniden ısıtma yapılmaksızın karıştırılırlar. Sertleştirici kimyası sıkı bir şekilde kontrol edilir.

Bir önceki işlemin hurdaları dolum malzemesine uygun segregasyon prosesiyle ilave edilir. Kontrollü miktarlarda uygun hurda kullanımı bilet kalitesini etkileyen önemli bir faktördür.

Çizelge 4.3 Alüminyum esas alaşımları (Granger, 1989).

Amaç	Bileşim	Bileşenler
Alaşımlama	Al-25% Mn Al-75% Mn Al-5%Fe Al-75%Fe Al-10%Cr Al-6%Zr Al-5%V	MnAl ₃ + MnAl ₄ + MnAl ₆ Mn + Al tozu FeAl ₃ FeAl ₃ CrAl ₇ ZrAl ₃ Val ₃ + Val ₁₀
Arındırma	Al-3%B	AlB ₂ (esas) + AlB ₁₂
Modifikasyon	Al-10%Sr Al-16%Si-10%Sr	Al ₄ Sr Al ₂ SrSi ₂
Tane inceltme	Al-10%Ti Al-6% Ti Al-5% Ti-1%B Al-5% Ti-0.2%B	TiAl ₃ TiAl ₃ TiAl ₃ +TiB ₂ +(TiAl)B ₂ TiAl ₃ +TiB ₂ +(TiAl)B ₂

4.1.3 Ergitme ve Tutma

Alüminyumun ergitme ve alaşım yapmak için kullanılacak ocağın seçimi dökümün tipine ve boyutuna bağlıdır. Bilet döküm işlemleri için geniş, refrakter kaplamalı, yansıtıcı sabit ocaklar kullanılmaktadır. İki ayrı ocak sırasıyla kullanılmaktadır. Birinci ocak dolum malzemesini ergitme için kullanılır, ikincisi tutma ve döküm için kullanılır. DC döküm ünitesini beslemek için yeni eğilim sabit ocaklar yerine dönen ocakların kullanılması yönündedir. Dönen ocaklar karıştırma, sıyırma ve ocak temizliğini kolaylaştırmak için tek kapılı tamamen açık bir ağıza sahiptir. Alüminyum ve alaşım elementleri birlikte uygun bir

ocakta ergitildikten sonra, malzeme tutma ocağına transfer edilir. Dönebilir ocaklar etkileşimli bir sistemle donatılmışlardır, ful otomatik sistemlerde ergiyik alüminyumun akışı ocak açısıyla kontrol edilir. Ergimiş metal aşırı çalkantılardan kaçınmak ve yüzeydeki oksit tabakasının kırılmasını önlemek için tabandan itibaren yukarı doğru karıştırılır. Daha sonra yüzeydeki oksit tabakası sıyrılıp alınır (Saha, 2000).

4.1.4 Eritkenleme ve Gaz Giderme

4.1.4.1 Sıvı Alüminyumun Fiziksel ve Kimyasal Özellikleri

Nitelikli dökümlerin üretimi, öncelikle hazırlanan sıvı metal banyosunun özelliklerinin iyileştirilmesine bağlıdır. Bu amaçla, sıvı alüminyumun fiziksel ve kimyasal özelliklerinin yeterince bilinmesi gerekmektedir.

- Alüminyum ergiyikleri kolaylıkla oksijen, nem ve diğer oksitleyici elementlerle ve hatta bazen refrakterlerle birleşip dros (alüminyum curufları) oluştururlar. Droslar hemen metal içine karışma eğilimi gösterirler (yoğunlukları metal yoğunluğuna yakındır).
- Hazırlanmış ergiyikte hidrojen absorpsiyonu artma eğilimi gösterir. Nemli maddeler sıvı alüminyum için hidrojen kaynağı oluşturur. Hidrojen gazı katılaşmada dökümde porozitelere yol açmaktadır.
- Sıvı alüminyum katılaşması esnasında hacimsel olarak % 3.5-8.5 oranında çekilme (büzülme) oluşur. Bazı kaynaklar ise bu büzülmenin %10'a kadar çıkabildiğini göstermektedirler.
- Ergitilmiş alüminyumun düşük yoğunluğu, dökümde kalıp içinde hidrostatik basıncın düşük olması sonucunu doğurur. Katılaşma esnasındaki çekme konusu da göz önüne alınırsa, dökümü besleme konusu üzerinde özenle durmak gerektiği ortaya çıkar.
- Ergitilmiş alüminyumun yüzeyinde çok çabuk biçimde bir oksit tabakası oluşur. Bu tabakanın gaz kapma ve curuf oluşumuna karşı yüksek derecede koruma etkisi vardır. Sıvı alüminyuma işlem yapılırken veya taşınırken bu tabakanın dağılmamasına ve ergiyiğe karışmamasına büyük özen göstermek gerekmektedir.
- Ergimiş alüminyumun yüzey gerilimi yüksektir ve bir oksit filminin oluşumu ile yüzey gerilimi ince kesitli dökümlerde besleme zorluklarına neden olacak kadar büyür. Alaşım elementlerinin ilavesi yüzey gerilimini azaltırken, bu kez genişleyen katılaşma aralığı çekme (büzülme) sorunlarını gündeme getirir.
- Alaşımlama miktarı yüksek olan bileşimler, örneğin yüksek silisyumlu alaşımlarda, sıvı alüminyumda alaşım elementlerinin tabana çökmesi ve "çamur" oluşumuna karşı büyük

hassasiyet vardır. Banyo sıcaklığının düşmesi ile çamur oluşumu artar.

- Demirin alüminyum içindeki çözünürlüğü çok fazla olduğundan sıvı alüminyum, potalarda demirle reaksiyona girerek demir kapar. Bu nedenle alüminyum, refrakter taşıyıcılar içinde ergitilmeli ve taşınmalıdır.
- Alüminyumun özgül ısısı birçok durumda döküm esnasında sıcaklığın ani düşmesini önleyecek yeterlilikte yüksektir. Bu nedenle aşırı ısıtma genellikle gereksizdir (Çakmak, 1984).

4.1.4.2 Curuf Oluşumu

Ergitilmiş alüminyum atmosfer veya nemle temas ettiğinde, yüzeyde, oksitlerden oluşan curuf meydana gelir. Metalin yüzeyinde oluşan alüminyum oksit tabakası daha fazla curuf oluşumunu önler. Bu tabakanın mümkün olan en düşük kalınlıkta tutulması ile aşırı oksit oluşumu önlenecektir. Yüzeydeki oksit tabakasının kaldırılması ile tekrar yeni bir oksit tabakası oluşacaktır. Ergiyiğe yeni şarj yapıldığında mümkün olduğu kadar yavaş ilave edilmeli, yüzeyin çalkalanmasından kaçınılmalıdır (Çakmak, 1984).

Meta ve curufu birbirinden tam olarak ayırabilmek için özgül ağırlıkları arasında büyük farklılıklar olması gerekmektedir. Fakat Çizelge 4.4'te görüleceği gibi curuftaki oksitler ile metalin yoğunluğu arasında fark olmadığı görülmektedir. Yoğunluklar arasındaki farka bağlı olarak bazı oksitler ergiyik yüzeyinde yüzmekte, bazıları ise çökelerek tabanda çamur (sludge) oluşturmaktadırlar (Çakmak, 1984).

Sıvı alüminyum içerisindeki curuf miktarı (Çakmak, 1984):

- Kullanılan hurda miktarına ve kötü koşullarda tutulmuş korozyona uğramış hurda kullanımı ile,
- Alaşımın içerdiği magnezyum miktarına ,
- Ergiyiğin yüzeyindeki oksit tabakasının türbülansla kırılmasına ,
- Sıvı alüminyum yüzeyi ile temas eden gazların sıcaklıklarının yükselmesine bağlı olarak artar .

Çizelge 4.4 Ergimiş alüminyumdaki curufta bulunan bazı metal ve oksitlerin özgül ağırlıkları (Çakmak, 1984).

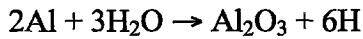
Bileşik	Özgül Ağırlığı
Al ₂ O ₃	3,99
Al ₂ O ₃ . 3HO	2,42
Al	2,70
MgO	3,65
Mg	1,74
Si	2,40
SiO ₂	2,20-2,60
CuO	6,40
Cu ₂ O	6,0

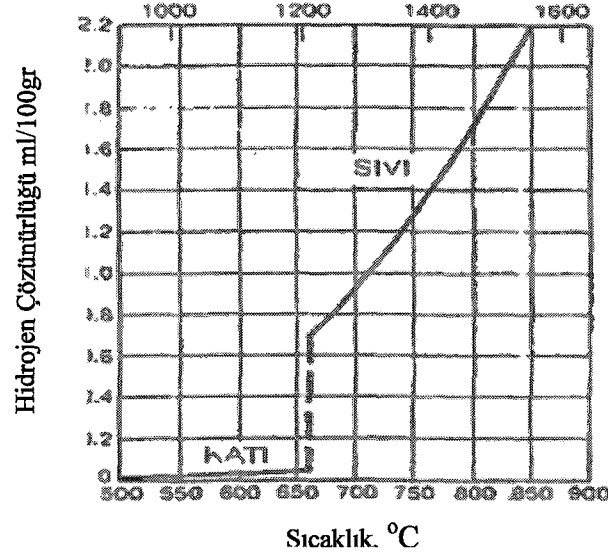
Curufta hatırı sayılır derecede metal bulunması yüzünden curuf tabaksının kalın olması ile, ergitmelerde büyük oranda metal kaybı olur (Çakmak,1984).

4.1.4.3 Alüminyum Alaşımlarında Gazlar

Hidrojen gazı hem sıvı (yaklaşık olarak 1.4 ppm) hem de katı (yaklaşık olarak 0.12 ppm) alüminyumda yüksek çözünürlük gösteren tek gazdır. Katı alüminyumda hidrojen zararlıdır, dökümde poroziteye neden olur ve daha sonraki ekstrüzyon edilmiş sert alaşımların ısı işlemlerinde kabarcık oluşma olasılığını artırır. Alüminyumda hidrojenin birçok potansiyel kaynağı vardır, ocak atmosferi, dolum malzemesi, eritkenler, harici bileşenler ve metal kalıp reaksiyonu. Çözülmüş hidrojen doğru gaz giderme ile azaltılabilir veya önlenir. Gaz gidermenin yapılabileceği birçok yol vardır, eritkenlerle gaz giderme (katı ve gaz eritkenler), dönel mekanik sistemle gaz giderme gibi. Gaz giderme bilet dökümünün en önemli konusudur (Saha,2000).

Ergimiş alüminyum havadaki nemle aşağıda gösterilen reaksiyona girerek hidrojen gazı absorbe eder.





Şekil 4.12 Bir atmosfer hidrojen basıncındaki alüminyumun hidrojen çözünürlüğü (Demircioğlu, 2002).

Hidrojenin çözünürlüğü sıcaklık arttıkça artmaktadır (Şekil 4.12). Bu yüzden gaz absorpsiyonunu azaltmak maksatlı olarak ergitme esnasında aşırı sıcaklıklardan kaçınmak gerekir.

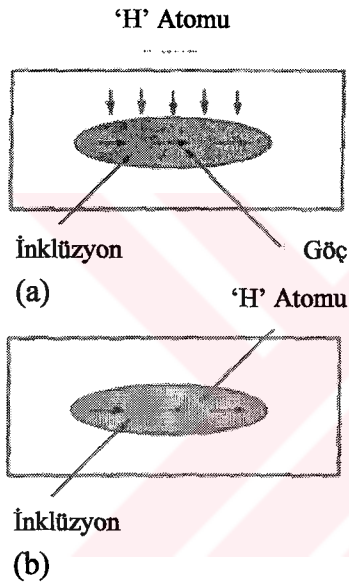
Hidrojen gazı aşağıdaki kaynaklardan gelebilir (Çakmak, 1984):

- Farkedilebilir miktarda su buharı, hatta biraz hidrojen içeren fırın atmosferi.
- Refrakterlerden çıkan nem, kirli gelberi ve fırın aletleri.
- Nem yüzünden korozyona uğramış ürünler, ıslak ingot ve hurda.
- Hurdalara yağ bulaşması.
- Nemli eritkenler .

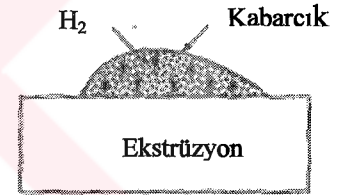
Hidrojen dökümde poroziteye yol açarken, ekstrüzyon işleminde de kabarcık oluşumuna neden olmaktadır. Yüksek-mukavemetli alüminyum alaşımlarında 7075 gibi, özellikle ince cidarlı ekstrüzyon ürünlerinde, kabarcıklar en önemli ekstrüzyon kusurlarından biri olarak görülmektedir. Kabarcıklar ekstrüzyon yüzeyinde, hem ekstrüzyon süresince hem de daha sonraki ısıl işlemlerde görülür. Kabarcık nedir? Kabarcık ekstrüzyon yüzeyindeki kabarcık şeklindeki boşluklardır ve tane sınırları içine hapsolan gazların ısıl genişlemesi sonucu oluşur. Ekstrüzyon içine hapsolan gazların kaynağı ekstrüzyon imalatı olabileceği gibi kullanıcının tutma, temizleme ve ısıl işlemleri de olabilir. Hangi gaz kabarcıklara sebep olur? Hidrojen (H) hem katı hem de ergimiş alüminyumda önemli derecede çözünebilir. Hidrojenin ergitme, döküm, ısıl işlem, ve temizleme proseslerinde alüminyuma kolayca girebileceği

bilinmektedir. Aslında, atomik hidrojen içeren herhangi bir işlem, hidrojen moleküllerinin ısı ayrışması veya elektromekanik veya kimyasal reaksiyonlar, kabarcıklara neden olacak önemli oranda hidrojenin yapı içine girmesine sebep olur (Saha, 2000).

Kabarcıklar alüminyum yüzeyinde, hidrojenin (iç veya dış kaynaklardan gelen) difüzyonu sonucu oluşur. Farklı dış kaynaklardan gelen hidrojen kafes içine iyonik/atomik formda yayılır ve tercihli bölgelerde, inklüzyon çevresi gibi, moleküler hidrojeni oluşturur (Şekil 4.13a). Buna ek olarak, ekstrüzyon içinde zaten varolan hidrojen Şekil 4.13b’de gösterildiği gibi inklüzyon/yüksek gerilim alanlarına gider (Saha, 2000).



Şekil 4.13 Alüminyumda, inklüzyon alanlarında Hidrojenin difüzyonu (Saha, 2000).



Şekil 4.14 Yüksek sıcaklıklarda hidrojen gazının genişlemesi (moleküler halde) (Saha, 2000).

Hidrojen iyonları/atomları kafes gerinim enerjisi minimuma inene kadar bu bölgelere gitmeye devam eder. Çökelen hidrojen atomları daha sonra belirli alanlarda tekrar birleşerek hidrojen moleküllerini oluştururlar, bunlar kafes boyunca hareket edemezler (Saha, 2000).

Yüksek sıcaklıklarda ısı işlem esnasında, hidrojen gazı (moleküler halde) genişler, genişleme yüzeyde kabarcıkları oluşturur (Şekil 4.14). Kabarcıkların boyutu inklüzyonun yüzey alanına bağlıdır. Daha büyük inklüzyon alanlarında, daha büyük boyda kabarcıklar oluşur (Saha, 2000).

Ekstrüzyon edilen yüzeyin inklüzyon alanlarında hidrojen difüzyonu aşağıdaki faktörlere bağlıdır (Saha, 2000).

- **Isıl İşlem Süresi:** Zaman önemli bir faktördür çünkü hidrojen biriktirici proses zamanla artar. Böylece, yüksek sıcaklıklarda kısa-çevrim süresiyle, az miktarda hidrojen çökelecektir ve buna bağlı olarak boşluk boyutu çok küçük olacaktır.
- **Isıl İşlem Sıcaklığı:** Yüksek sıcaklıklarda atomik değişkenlik yüksektir ve hidrojen çok kolayca yayınabilir. Ocak sıcaklık kontrolü çok önemli bir konudur. Eğer sıcaklık normal çözeltiyeye alma ısıl işlem sıcaklığını geçerse ve malzemenin yeniden ergime sıcaklığına ulaşırsa, kabarcıklar kolaylıkla oluşacaktır.
- **Tane Sınırı Alanı:** Herhangi bir noktadaki hidrojen çökelti miktarı tane sınırı alanının bir fonksiyonu olacaktır. Kaba tane yapısı çok küçük tane sınırına sahiptir, fakat ince tane yapısı geniş tane sınırına sahiptir. Böylece, kaba taneli yapıda, verilen miktardaki hidrojen çok büyük boşluklara neden olur, halbuki küçük tane yapısında, çöken hidrojen yayınacaktır ve etkileri daha az belirgin olacaktır.
- **Alaşımın Kimyası:** Yüksek alaşım bileşenli alaşımlar, özellikle yüksek oranda magnezyum içerenler, 7xxx serisi gibi, genellikle hidrojen içermeye özellikleri yüksektir. Bu eğilim doğal koruyucu oksit tabakasının sürekli olmaması veya çok gözenekli olmasındandır ve bu nemin metale kolay geçişine neden olur.

4.1.4.4 Eritkenler (Flakslar)

Alüminyum ergiyikleri pratikte iki ana neden yüzünden eritken kullanımını gerektirirler:

- 1) Ergimiş metal ile curuf arasında daha etkin ayırma sağlamak için.
- 2) Yayınmış hidrojen ve kapılmış curufları gidermek için.

Flakslar dörde ayrılır (Çakmak, 1984):

- 3) Sıvı metali korumak için kullanılan eritkenler (Örtü Flaksları).
- 4) Sıvı metali temizlemek için kullanılan eritkenler (Temizleme Flaksları).
- 5) Sıvı metaldeki gazı gidermek için kullanılan eritkenler.
- 6) Curuftaki metali geri kazanmak için kullanılan eritkenler.

4.1.4.4.1 Sıvı Metali Korumak İçin Kullanılan Eritkenler (Örtü Flaksları)

Örtü eritkenleri sıvı alüminyumun yüzeyinde koruyucu bir örtü tabakası oluştururlar. Klor tuzlarının karışımından oluşan ve uygun fiyatlarla bulunabilen bu eritkenlerin rastlantı olarak bazı temizleme etkisi de sağladıkları görülebilir. Bununla beraber etkin bir temizleyici

değildirler. Katı ve metal olmayan kalıntıların toparlanmasında tam etkili olamazlar. Örtü eritkenleri alüminyum kaybını önlerler. Ancak yansımali alevli reverber ergitme fırınlarında uzun süre kalan eritkenler alüminyum yüzeyinde kalın bir curuf tabakası oluştururlar. Bu curuf tabakası ile birlikte bir miktar alüminyum kaybı da söz konusu olur. Ancak örtü eritkenleri kullanılmazsa bu kayıp daha fazla olur. Sıvı örtü eritkenindeki metal kaybı eritkenin akışkanlığına, ergime noktasına ve fırın atmosferine de bağlıdır. Eğer eritken önerilen bileşimde ve koşullarda uygun ise eritkendeki metal kayıpları ihmal edilebilir ölçüde olacaktır (Çakmak, 1984).

Alüminyum kaybını önlemek için ısısalan (ekzotermik) eritkenler kullanılır. Isısalan eritkenler metal olmayan kalıntılara bulaşan alüminyumu parçalayarak onun sıvı banyoya geri dönmesini sağlarlar. Böylece curufla birlikte atılan alüminyum miktarı azaltılmış olur. Ayrıca curufta inceltmiş toz haline getirilmiş ve delikli kepçelerle yüzeyden kolayca alınır hale getirilmiş olur (Çakmak, 1984).

Alaşımında magnezyum yoksa veya çok azsa, örtü eritkenleri sadece yanma gazları direkt olarak banyo içine giren fırın tiplerinde kullanılır. Bu tür magnezyumsuz alaşımların örtü eritkenleri sodyum silika florit ve sodyum klörür içerir (Çakmak,1984).

Magnezyum içeren alaşımlar, magnezyumsuz alaşımlara göre daha fazla curuf oluşturma ve gaz kapma eğilimine sahiptirler. Alaşım %2'den fazla magnezyum içeriyorsa koruyucu örtü eritkeni esastır. Uygun bileşim eritken yapıcıları tarafından geliştirilmiştir. Esaslarını magnezyum ve potasyum florür ile klorürler oluşturur. Bu eritkenler oldukça düşük sıcaklıklarda erir ve etkin olarak sıvı metali örterler (Çakmak,1984).

4.1.4.4.2 Sıvı Metali Temizlemek İçin Kullanılan Eritkenler (Temizleme Flaksları)

Ergimiş metalde çözünmüş bulunan, metal olmayan kalıntıları temizlemek için kullanılırlar. Bu eritkenler sıvı metalden daha düşük sıcaklıklarda ergirler. Sıvı metalin bu eritkenlerle muamele edilmesi ile temizleme işlemi yapılmış olur. Alaşımın eritkenle temizlenmesi temizleme eritkenlerinin emme (absorbe etme) özelliğine dayanır. Eritken oksitleri sarar ve erinti yüzeyine çıkarır. Katı oksitlerle eritkenin teması sırasında eritkenin yüzey gerginliği ne kadar düşükse, metalden oksitlerin ayrışması o oranda tam olur. Bazı eritkenler oksitleri çözüdürürler. Örneğin kriyolit alüminyum oksiti iyi çözüdürmektedir (Çakmak, 1984).

Temizleme eritkenleri alüminyum eritkenlerine bazı flörürlerin katılmasıyla elde edilirler. Sıvı alüminyumu temizlemek için kullanılan eritkenler içine Ti, B ve Zr gibi tane küçültücü

etkisi olan metallerin flörürleri de eklenerek hem sıvı metali temizleme sağlanmakta hem de tane küçültücü etki yaratılmaktadır (Çakmak,1984).

Sıvı metali temizlemek için gazlardanda yaygın olarak yararlanılmaktadır. Sıvı metal içinden azot ve klor gazı geçirilerek metalik olmayan kalıntılar serbest yüzeye taşınır. Sıvı metal en az 5, tercihen 10-15 dakika olmak üzere bekletilerek kalıntıların serbest yüzeye çıkmasına olanak sağlanmalıdır. Yüksek magnezyumlu (%6-11) alüminyum alaşımlarında klor gazı daha etkili bulunmuştur (Çakmak,1984).

Sıvı metal içindeki sodyum ve kalsiyumu gidermek için özel temizleme eritkenleri geliştirilmiştir. Bunlar, KCl-NaCl ana eritken karışımı içine, sodyumu gidermek için $MnCl_2$, kalsiyumu gidermek için AlF_3 veya SiF_6Na_2 eklenerek elde edilir. birinci durumda sodyum NaCl halinde, ikinci durumda kalsiyum ise CaF_2 halinde giderilir (Çakmak,1984).

Eritkenler kuvvetli nem kapma özelliğine sahip olduklarından nemlenirler. Bu yüzden eritken paketleri kullanılacak miktar kadar açılmalı ve torba içinde saklanmalıdır. Aksi halde kaptıkları nem daha sonra erintiye hidrojen verdiğinden gözenekli dolayısı ile hurda dökümlere neden olur (Çakmak,1984).

4.1.4.4.3 Gaz Gidermek İçin Kullanılan Eritkenler

4.1.4.4.3.1 Gaz Eritkenler

Sıvı metal içine bir boru yardımıyla gaz verilerek kabarcık oluşturulur. Kabarcıklar belirli boyuta gelince serbest yüzeye doğru yükselir. Sıvı metal içinde buluna hidrojen yukarıya yükselen kabarcığa yapışır ve kabarcıkla beraber serbest yüzeye yükselir. Nötr gaz içinde iz halinde oksijen ve su buharı olduğu takdirde gaz kabarcığı yüzeyde oluşan oksit filmi hidrojenin yayınmasını (yapışmasını) engeller (Çakmak,1984).

Sıvı alüminyum içinde ergimiş gazın giderilmesinde kullanılan en yaygın eritkenler klor ve azot gazlarıdır.

Azot gazı 750 °C'nin altında nötr olan bir gazdır. Sadece fiziksel olarak gaz gidermeye yardım eder. Etkinliği klor gazına göre düşüktür. Klorda olduğu gibi metal olmayan kalıntıları yüzeye çıkarttıramaz. Bu nedenle azotlu gaz giderme işlemi için uzunca bir süreye gerek vardır. Magnezyumlu alaşımlarda azotun magnezyum nitrat ve alüminyum nitrat yapma tehlikesi vardır. Bu durumda alaşımdaki magnezyum ve alüminyum miktarı azalmakta, metal olmayan kalıntılar ise çoğalmaktadır. Azot çoğunlukla karmaşık temizleme karışımları halinde kullanılabilir (Çakmak,1984).

Hidrojen gidermek için kullanılan klor gazının iki üstünlüğü vardır: Mekanik olarak alçak basınçlı kabarcıklar oluşturarak hidrojen ve diğer metal olmayan kalıntıları giderir. Kimyasal olarak alüminyum klorür oluşturarak metal olmayan kalıntıları yüzeye çıkartır. Kimyasal aktivitesine bağlı olarak klor gazlarının içinde en etkin olanıdır. Yalnızca hidrojeni gidermekle kalmayıp, oksit yüzeylerinde $AlCl_3$ oluşturarak bu oksitlerin (metal olmayan kalıntılar) sürekli ıslanmasını sağlar. Islanma oksit parçacıklarının yoğunluk farkının da etkisiyle kabarcığa yapışmasını ve yüzeye çıkmasını sağlar. Gazın metal tabanından verilmesi kabarcık oluşumunu hızlandırır (Çakmak,1984).

Zehirli ve korozif etkisinden başka klor gazının şu sakıncaları da bulunmaktadır:

- Özellikle Al-Mg alaşımlarında uçucu klorürler oluşacağından metal kaybı fazladır.
- Ötektik altı Al-Mg alaşımlarında sodyum modifikasyonu işleminde verimi düşürür.

Klor tek başına kullanıldığında fazla kayıp verir ve verimi düşüktür. Yayınma kabiliyeti azdır, etkinliğinin artması için karıştırma gereklidir.

Bu sakıncaları gidermek, klorun zehirli etkisini önlemek ve verimi arttırmak için klor ve azot gazlarının karışımı kullanım sahası bulunmuştur. Bu amaçla %90 azot %10 klor karışımı veya %80 azot %20 klor gazı karışımı tipik iki örnek olabilir (Çakmak,1984).

4.1.4.4.3.2 Katı Eritkenler

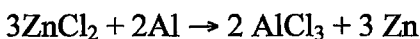
En çok kullanılan gaz giderici eritken heksakloretoandır (C_2Cl_6). Oda sıcaklığında katı olan heksakloretoan alüminyum folyoya sarılı olarak bir daldırma kutusu yardımıyla banyo içine daldırılır. Aşağıdaki reaksiyon sonucu sıvı alüminyumla temas olduğunda alüminyum klorür gazı oluşur. Bu gaz yükselirken metal olmayan kalıntı ve hidrojen gazını süpürür.



Reaksiyon ürünü olan karbon ise tane küçültücü gibi davranır.

Gaz giderme amacıyla kullanılabilen diğer bir eritkende $ZnCl_2$ dir. Ancak çinko klorür çok nem çekici olduğundan kullanımından önce iyice kurutulmalıdır. 110-150 °C'teki kurutmanın dahi nemi bütünüyle gidermediği saptanmıştır (Çakmak,1984).

$ZnCl_2$ sıvı alüminyum ile temas edince alüminyum klorür gazı oluşturur:



Bu gaz yukarı yükselirke süpürme işlevini yerine getirir. Sıvı metalin % 0,12-0,16 oranında $ZnCl_2$ kullanımı, gaz giderme için yeterli bulunmuştur. İşlem uygulandıktan sonra banyo 15-20 dakika sıvı halde tutularak metalin içindeki gazların yüzeye çıkmasına olanak tanımak gerekir aksi halde döküm yapısı gözenekli olabilir (Çakmak,1984).

Alüminyum alaşımlarının hazırlanmasında sıvı metal banyosunda hidrojen gazı gidermek amacıyla kullanılan bazı eritkenlerin karşılaştırılması Çizelge 4.5 te yapılmıştır.

Çizelge 4.5 Alüminyum alaşımlarında kullanılan değişik gaz giderme eritkenlerinin etkileri (Çakmak, 1984).

	Klor	C_2Cl_6	$AlCl_3$	Azot
Hidrojen giderilmesi	Çok iyi	Çok iyi	Çok iyi	İyi
Al_2O_3 'ün giderilmesi	Çok iyi	İyi	İyi	Az
Banyo üzerinde koruyucu gaz oluşumu	İyi	İyi	İyi	İyi
Curuftaki metal miktarı ve kalitesi	Kuru, çok az	Kuru, az	Kuru, az	Yaş, çok
Miktar kontrolü	Çok iyi, düşük	Çok iyi	İyi	Çok iyi
Maliyet	Düşük	Normal	Normal	Düşük
Dezavantajı	Zehirli, havalandırma gerekli	Korozif, potada daha kullanışlı	Korozif, nem kapıcı, kullanışsı olumsuz	Curufta fazla metal kaybı

4.1.4.4 Curuftaki Metali Kazanmak İçin Kullanılan Eritkenler

Bilhassa hurdadan ergitme yapıldığında oldukça yüksek miktarda curuf oluşumu söz konusudur. Eğer bu curuf herhangi bir eritken kullanılmadan sıyrılırsa oldukça yüksek miktarda metal kaybına yol açılacaktır. Bazı durumlarda curufun %90'a varan oranda metal içermesi sorunun önemini vurgulamaktadır. Curuftaki metali geri kazanmak için, curufla temas edince ısısalan (ekzotermik) reaksiyona giren curuflaştırıcılar kullanılmaktadır. Ekzotermik reaksiyon sonucu açığa çıkan ısı curufta hapsedilen metalin akarak kazanılmasını mümkün kılmaktadır. Bu arada kalın curuflar ince toz haline gelerek kolay sıyrılma sağlanır. Bu işlemden curuf içindeki toplam metalik alüminyumun %15'i yanar, %85'i geri kazanılır (Çakmak, 1984).

4.1.4.4.5 Uygun Eritken Seçimi

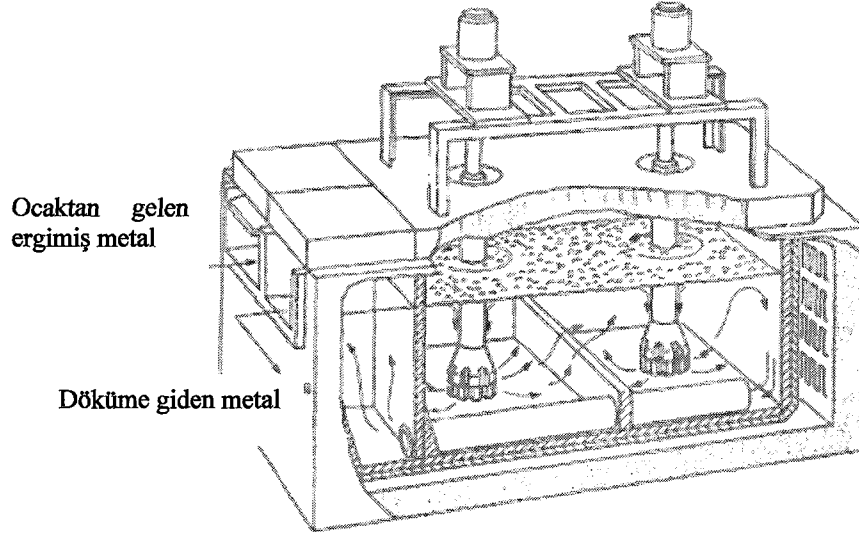
Her işe uygun bir eritken türü yoktur. Sıvı metalin kullanım amacına ve kimyasal bileşimine bağlı olarak eritkeni meydana getiren bileşimlerin seçimine karar verilebilir. Bir alüminyum alaşımı için uygun olan bir eritken, oksidasyondaki farklılıklar nedeniyle bir başka alaşım için iyi olmayabilir. Ergitme ve döküm sıcaklıkları da eritken seçimine etki edebilir. Alaşımın son kullanım yeri, ergitmede kullanılan fırın türü, sıvı metaldeki katı parçacıkların boyut ve dağılımı, gaz miktarı ve kullanılan el aletlerinin durumu da önem kazanmaktadır.

Kullanılacak eritken, ilave edildiğinde dekompoze olmalı, böylece molekülleri daha etkin davranmalıdır. Çökeltme ve tepkime gerektiğinde yoğunlukları fazla; örtme görevi üstlendiklerinde hafif olmalıdırlar. Nem kapıcı olmamaları gerekmektedir. Eritkenler zehirli gaz çıkarmamalı, kolay temin edilebilmeli ve kullanımları ekonomik olmalıdır (Çakmak,1984).

4.1.4.5 Dönel Sistemle Gaz Giderme

Eritken tüpü veya çubuğu kullanılarak yapılan gaz giderme işlemleri basit ve bir bakıma etkili olmalarına rağmen yeterli verimliliğe sahip değildir. Bu yöntemin olabirliği, oluşturulan kabarcığın büyüklüğüne ve eriyik ile kabarcığın temas yüzeyinin genişliğine bağlıdır. Bazen büyük kabarcıklar elde etmek mümkün olabilmekte ve hatta eritken çubuğu veya borusu kullanılarak küçük karıştırma çalkalanmaları elde etmek mümkündür. Elde edilmiş olan en çarpıcı gelişme ise dönel sistem sayesinde gaz enjeksiyonu ile gaz gidermedir. Bu sistem daha çok alüminyum sektöründe kullanılmaktadır (Demircioğlu, 2002).

Şekil 4.15'te SNİF dönel gaz giderme ünitesinin şematik resmi verilmiştir. Şekilden de anlaşılacağı gibi, bir kap içersine giren ergiyik metal dönen bir şaftın rotorundan yayımlanan gaz kabarcıklarının temasına maruz bırakılmakta ve bu kabarcıkların tüm ergiyiğe tesir edebilmesi için de şaft döndürülerek karıştırma işleminin gerçekleşmesi sağlanmaktadır. Döndürme işlemi 300 ila 500 dev/dak hızlarında gerçekleştirildiğinde kabarcıklar daha küçük ebatlara ayrılmaktadır. Elde edilen, daha fazla yüzey alanı/hacim oranı ile daha fazla temas yüzeyi sağlanmakta ve gaz giderme işleminin daha verimli olabilmesine imkan tanınmaktadır. Sistemde kullanılan gaz ise tek başına argon, nitrojen, klorin veya bu üç gazın karışım olabilmektedir (Demircioğlu, 2002).

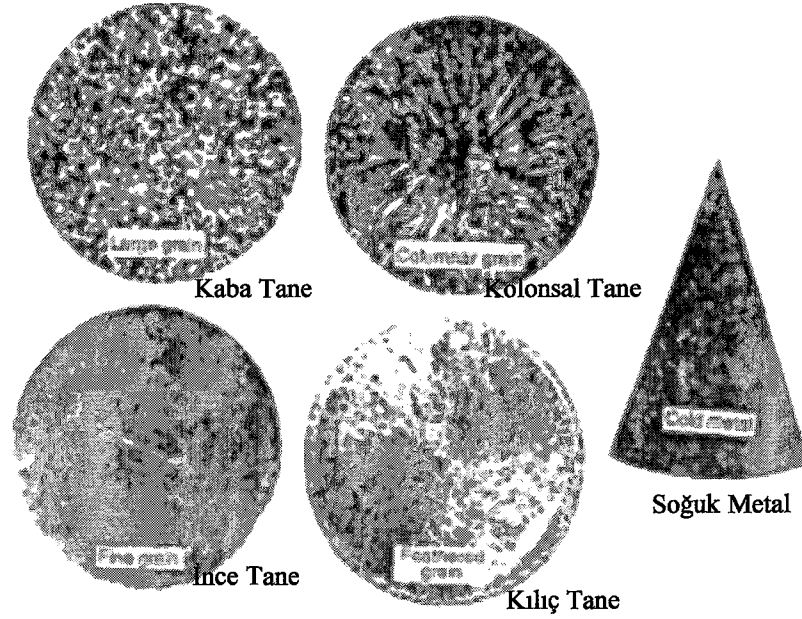


Şekil 4.15 SNİF gaz giderme sisteminin şematik görünüşü (Saha, 2000).

Sistem sabitlerinin birkaç kombinasyonu mevcuttur. Bunlar; tahliye gazı hacmi, rotor çapının pota çapına oranı, türbülanssız akışı sağlayacak olan rotor devir hızıdır. Rotor çapının pota çapına oranı %20 ila %25 olması, 350 ila 450 dev/dak'lık tur hızları, 18 ila 29 ft³/h' lik gaz akış hızları ideal değerlerdir (Demircioğlu, 2002).

4.1.5 Tane İnceltme

Alüminyum bilet dökümünde amaç, eşit büyüklükte küçük taneli bir yapı elde etmektir. Çeşitli tane yapıları Şekil 4.16'da gösterilmiştir. Bilet dökümünde oluşan tane tipleri ve boyutları birçok faktör tarafından belirlenmektedir, bunlar alaşım kimyası, katılaştırma hızı ve tane küçültücü ilavesidir. Tane küçültücüler döküm prosesini, büzülmeyi, sıcak çatlakları ve hidrojen porozitesini minimuma indirerek geliştirirler. Sonuç olarak, küçük tane yapısı ekstrüzyonda iyileştirilmiş mekanik özellikler, ısıl işlemlere daha iyi cevap verme, ekstrüzyonun kimyasal veya elektromekanik bitirme işleminde daha iyi görünüş ve yüzey çatlaklarına karşı daha iyi direnç sağlar. En çok kullanılan tane küçültücüler titanyum ve boronun başlıca alaşımları veya alüminyum içindeki titanyum ve borondur (Saha, 2000).



Şekil 4.16 Bilet dökümünde oluşan farklı tane yapıları (Saha, 2000).

Alüminyuma ilave edilen tüm alaşım elementleri tane boyutunu küçültür, daha çok çözünen element tane boyutunu daha fazla küçültür. Alüminyumda yüksek katı çözünebilirlik gösteren elementleri (bakır, magnezyum, çinko) önemli miktarda içeren alaşımlarda, önemli miktarda silisyum içerenlere göre doğal olarak yoğun, eşit boyutlu, daha küçük boyda taneler gelişir. Yüksek oranda silisyum içeren alaşımlara göre bakır alaşımlarında daha kolay tane küçültme gerçekleştirilir (Zalensas, 1986).

Tane inceltmenin yararları (Zalensas, 1986):

- Döküm parçanın mekanik dayanım özelliklerini iyileştirir,
- Sıcak yırtılmaya dayanım artar,
- Basıncıta sızdırmazlık artışı sağlanır,
- Dökülmüş parçanın işlenmesi (talaş kaldırma) kolaylaşır,
- Isıl işlem daha kolay ve etkin olarak yapılabilir,
- Döküm parçayı beslemek kolaylaşır,
- Gözeneklilik azalır,
- Segregasyon sorunları azalır,
- Anodik kaplamanın görünümü iyileşir.

Bununla birlikte en çok kullanılan tane inceltici olan titanyum ilavesi, alüminyum

alaşımının elektrik iletkenliğini azaltır. Ayrıca akıcılıkta tane inceltici ilavesi ile azalmaktadır (Zalensas, 1986).

Tane inceltme aşağıdaki yöntemlerle yapılabilir (Çakmak, 1984):

1. Isısal yöntemlerle tane küçültme
2. Dinamik yöntemlerle tane küçültme
3. Yapısal yöntemlerle tane küçültme
 1. Yöntemde hızlı soğuma uygulanarak katılaşmada tane büyümesi önlenmektedir. Ancak, hızlı soğuma tüm yapıda tane inceltmesini sağlayamadığı gibi oluşan kolonsal taneleri eş eksenli küçük taneler durumuna getiremez.
 2. Yöntem yoluyla uygulanan mekanik titreşimler tane inceltme işleminde başarılı olmuşlardır. Ancak döküm parçanın büyüklüğü ve titreşim düzeninin yüksek yatırım maliyeti gibi uygulama zorlukları bulunmaktadır. 1. ve 2. yöntemler sıvı metal hazırlandıktan sonra döküm aşamasında uygulanırlar.
 3. Yöntem , sıvı alüminyum alaşımlarına tane küçültücü katkıları ilavesi, en çok tercih edilen ve uygulanan yöntemdir.

4.1.5.1 Tane İncelticiler

Bir tane küçültücü, ana malzemenin kimyasal bileşimini önemli ölçüde değiştirmeden ergiyiğe katılan bir elementtir. Alüminyum döküm alaşımlarında tane boyutunu kontrol etmenin en yaygın ve pratik yolu tane küçültücü elementlerin, titanyum, bor veya zirkonyumun, hemen döküm işleminden önce dikkatli ve ölçülü ilavesidir. Titanyum ve bor çok etkin tane küçültücülerdir. Sıvı metal içinde titanyum alüminit, titanyum diborit veya daha kompleks intermetalik bileşik çekirdekleri oluştururlar. Bu sayısız çekirdekler dökümün katılaşması esnasında ince eş eksenli tanelerin oluşmasını sağlarlar (Zalensas, 1986).

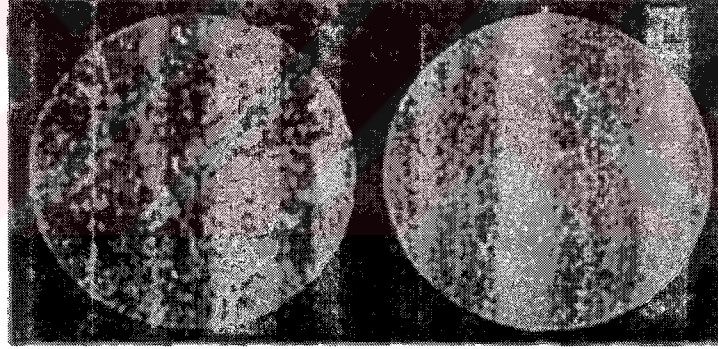
En çok kullanılan tane incelticiler, alüminyum titanyum (Al-Ti), alüminyum bor (Al-B) ve alüminyum-titanyum-bordur (Al-Ti-B). En sık kullanılanları Al-Ti ve Al-Ti-B tipi tane incelticilerdir. Alüminyum-titanyum (Al-Ti) tane incelticiler 5-10% Ti içerirler. Bu düşük bileşimde bile gravite segregasyonunun kontrolü zordur ve ergime noktası sıcaklığının hızlı yükselmesi yüzünden %Ti değerinin yüksek olması pratik değildir. Aynı problem Ti içerikleri genelde %5 olan alüminyum-titanyum-bor tane incelticilerinde de meydana gelir. Bu tane incelticilerin bor konsantrasyonu 0.1-2.5% arasında tutulur çünkü boridlerin segregasyon oluşturma eğilimi yüksektir (Zalensas, 1986).

4.1.5.2 Tane Küçültücü Eritkenler

Tane küçültme işlemi için birçok tane küçültücü eritken (tane küçültücü tuzlar) üretilmiştir. Bu eritkenlerin daha uygun biçimde dağılmış tane tane küçültme etkisi sağladığı iddia edilir. Ergiyiğe daha düşük sıcaklıklarda katılabildikleri için oksidasyon ve gaz kapma tehlikesi azalmış olur (Zalensas, 1986).

Tane küçültme eritkenlerinin birçoğu genel olarak titanyum, bor, zirkonyum ve karbon içerir. Metaller arası bileşikler oluşturan örneğin titanyum karbür veya titanyum boron karbür gibi, titanyum ve bor veya ikisinin bileşimi önemli derecede etkindir (Zalensas, 1986).

Normal çalışma sıcaklıklarında, ilave edilen tane incelticilerin yaklaşık miktarları 0.05-0.15% titanyum, 0.04% bor veya 0.01-0.08% titanyum artı 0.003% bor. Yüksek silisyumlu alaşımlarda 0,003-0,008 boron ilavesi tercih edilir. Yüksek sıcaklıklarda, 0,03 % titanyum artı 0.01% bor kullanılması tavsiye edilir. Tane incelticilerin büyük oranda kullanılması sıklıkla gravite segregasyonuna neden olur (Zalensas, 1986). Şekil 4.17'de tane inceltme uygulanmış ve uygulanmamış dökümlerin yapıları gösterilmiştir.



Şekil 4.17 Tane inceltici uygulanmamış (sol) ve tane inceltici uygulanmış (sağ) dökümlerin yapısı (Zalensas, 1986).

Şekilde de görüldüğü gibi tane inceltici kullanılmış dökümde ince taneler oluşurken tane inceltici kullanılmamış dökümde kaba taneler oluşmaktadır.

4.1.6 Filtreleme İşlemi

Alüminyum alaşımları oksidasyon ve metalik olmayan inklüzyon oluşumuna büyük eğilim gösterirler (Saha, 2000). Inklüzyonlar metal içerisinde mekanik hapsolünüp kalmış istenmeyen yabancı parçacıklardır (Dündar ve Yılmaz, 1984). Inklüzyonlar alaşımın fiziksel, mekanik, elektriksel özelliklerinde bozulmalara sebep olabilirler. Filtreleme işlemi bilet kalitesinin kalbidir. Filtreleme çevrim içi bir işlemdir ve ergimiş metal kalıba girmeden az

önce gerçekleştirilir. Filtrelemede ergimiş metal gözenekli aygıtlardan geçirilir ve inklüzyonlar filtre sistemi tarafından yakalanır. Filtre malzemesinin seçimi önemli bir konudur. Filtre malzemesi mukavim, refrakter, ısıl şok direnci ve korozyon direnci göstermelidir bunlar malzemeni performansını belirler. Döküm prosesinde kullanılan çeşitli filtreler vardır, metal veya fiberglas kafesler, dönen gaz giderme, yatak filtreleri, bağlı parçacıklı filtreler, kartuş filtreler ve seramik köpük filtreleri gibi. Dökümde filtre seçimi, kullanım kolaylığına, ekonomikliğe, alan sınırlamasına, yardımcı metal işlem kabiliyetleri, arzu edilen filtreleme verimine ve son işlem uygulamalarına bağlıdır. Seramik köpük filtreleri genellikle başarılı ve yaygın bir şekilde kullanılır. Seramik köpük filtreleri 1974'te Selee Corporation tarafından ergimiş alüminyum filtrelemek için geliştirilmiştir. Şuanda seramik köpük filtre teknolojisi tüm dünyada ticari alüminyum alaşımlarında en çok tercih edilen yöntemdir (Saha, 2000).

Ergimiş alüminyum alaşımlarında görülen birçok katı-fazlı inklüzyon tipleri vardır (Saha, 2000):

- Oksitler (Al_2O_3 , MgO)
- Spinel (Mg_2AlO_4)
- Borlar (TiB_2 , VB_2 , ZrB_2)
- Karbürler (Al_3C_4 , TiC)
- İntermetalikler ($MnAl_3$, $FeAl_3$)
- Nitritler (AlN)
- Refrakter inklüzyonlar

İnküzyonları tam olarak tanımlayabilmek için bu parçacıkların kaynağını, kimyasal yapısını, boyutlarını, dağılımını ve morfolojisini belirtmek gerekir.

Alüminyum alaşımlarındaki inklüzyonların kaynakları şu şekilde sınıflandırılabilir (Dündar ve Yılmaz, 1984):

a. İnküzyonlar şarjda ve ergitme teçizatında mevcut olabilirler. Hurdalar ve yeniden ergitilen alaşımlar daima yağ, nem, kum ve metalik olmayan inklüzyonları bünyelerinde bulundurabilirler. Potalar, refrakter malzemeler ve pota üzerine yapılan kaplamalar da sıvı metalin içerisine inklüzyon girmesine yol açarlar.

b. İnküzyonlar ergitme işlemi esnasında ortaya çıkabilirler. Sıvı metal üzerindeki oksit tabakasının bozulması, metallere arası bileşiklerin teşekkülü ve fırın atmosferi ile reaksiyon inklüzyonların ortaya çıkmasına sebep olurlar.

c. Ergitmeden sonra flaks katma, deoksidasyon, tane rafinasyonu ve döküm işlemleri sırasında da yapıya inklüzyon girer.

İnklüzyonların boyutları, şekilleri ve dağılımı genellikle alaşımın soğuma hızına ve ergiyik içersindeki akışkanlıklarına bağlıdır. Bu özellikler sıvı içersindeki yüzdürme ve karıştırma (konveksiyon) kuvvetlerinden kaynaklanmaktadır. Katılma sırasında küçük inklüzyon parçacıkları katı-sıvı arayüzeyi tarafından tutulurken büyük parçacıklar arayüzeyin ilerisine doğru itilmektedirler (Dündar ve Yılmaz, 1984).

İnklüzyonlar alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini büyük ölçüde etkilerler. Bunların mevcudiyeti uygulanan kuvvetin düzensiz dağılımına yol açarak önemli gerilim birikimlerine sebep olarak bitişindeki matrisi zayıflatır ve kopmanın gerçekleşmesi için takip edilecek kolay bir yol sağlar (Dündar ve Yılmaz, 1984).

Yapılardaki boşlukların teşekkülünde inklüzyonların mevcudiyetine bağlanabilir. Üretim sırasındaki deformasyon inklüzyonların parçalanmasına sebep olur. Inklüzyon parçacıkları birbirinden ayrılır ve aradaki boşlukları katı metal doldurur. Eğer inklüzyon parçacıkları arasındaki metalin kaynayıp kapanmasını sağlayacak kadar kuvvet uygulanmazsa inklüzyonlar arasında zayıf hatlar kalır. Bu hatların daha sonra tekrar açılmasıyla yeniden boşluk oluşur (Dündar ve Yılmaz, 1984).

Yönlenme problemleri de genellikle inklüzyonlardan kaynaklanır. Yöne bağlı olarak mekanik özelliklerde meydana gelen değişiklikler iki bakımdan önemlidir.

a. Malzemeye istenilen şekli vermekte.

b. Kullanım sırasında malzemenin davranışını tespit edebilmekte.

Mekanik özelliklerdeki yöne bağımlılık kristalografik ve mekanik fibreleşme ile açıklanabilir. Kristalografik fibreleşme ancak tanelerin yapısını değiştirmekte etkili olabilir. Dislokasyonların hareketine bağlı özellikleride bir ölçüde etkiler buna karşılık mekanikfibreleşme çok daha etkili olup akma, çekme mukavemetlerinde ve süneklikte yöne bağlı farklılıklar meydana getirir. Mekanik fibreleşme matristeki mevcut devamsızlıkların deformasyonla modifiye edilmesiyle ortaya çıkar.

Bu devamsızlıklar şunlardır:

a. Yönlenmiş gevşek mekanik bileşikler,

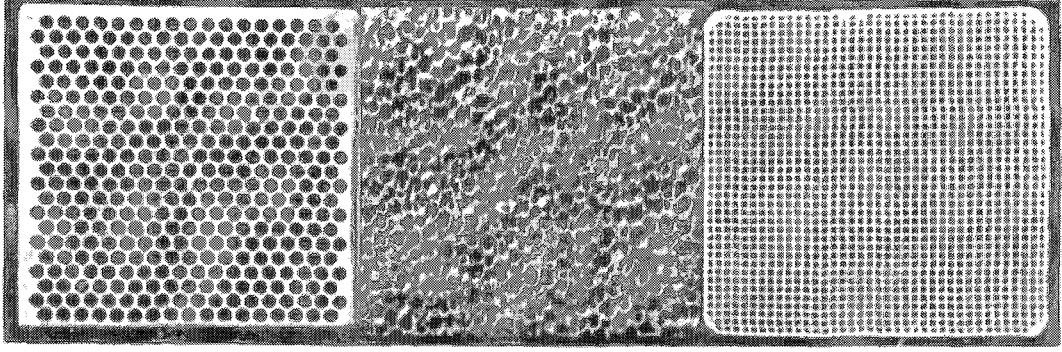
- b. Yönlendirilmiş yabancı maddeler, oksitler, vb.,
- c. Kapanmamış porozite,
- d. Yönlendirilmiş tane sınırı çökeltileri (Dündar ve Yılmaz, 1984).

Metalik bileşikler yabancı maddeler ve oksitler inklüzyon olarak tanımlanırlar ve matristen farklı kimyasal, fiziksel ve mekanik özelliklere sahiptirler. Uzun ve yassı bir şekle sahiptirler. Belirli yönlerde dizilmişlerdir. Matrisle bir arayüze sahiptirler. Mukavemetleri nispeten düşüktür. İri inklüzyonların davranışları inklüzyonlarla matris arasındaki süneklik farkına bağlıdır. İnküzyonlar matristen daha sünek ise çok uzun ve zayıf arayüzeyler meydana getirirler ve transverse yönde en zararlı olanıdır. İnküzyonlar matristen daha az sünek ise (Alüminyum alaşımlarındaki inklüzyonların çoğu bu özelliğe sahiptir) kırılarak bant halinde dizilirler. Sünekliklerin eşit olduğu durumlarda da sıcaklığa bağlı olarak bir durum ortaya çıkar. Belirli bir sıcaklığın üstüne inklüzyonlar sünek davranırken daha düşük sıcaklıkta gevrek davranabilirler. Bir hat üzerine dizilmiş tane sınırları yüksek oranda çökeltiye sahip iseler gevrek kırılmayı teşvik ederler (Dündar ve Yılmaz, 1984).

İnküzyonların temizlenmesi için uygulanan işlemler ya klorla muamele gibi bir çeşit flaks katma veya filtrasyon gibi metalik bir temizleme işlemidir (Dündar ve Yılmaz, 1984).

Sıvı metalle flaks malzemesi arasındaki etkili bir temas sağlamak için çeşitli flaks katma işlemleri geliştirilmiştir. Randımanlı bir filtrasyon için ise filtre malzemesinin kompozisyonu, kimyasal-fiziksel kararlılığı, ıslanabilme kabiliyeti, boyutu, şekli ve derinliği ile filtrasyon ünitesinin dizaynı ve kullanılan teknik önemli faktörlerdir (Dündar ve Yılmaz, 1984).

Sıvı alüminyumun filtrasyonunda ana problem iyi bir filtrasyon sağlayacak mineralin fiziksel ve kimyasal yapılarının tayinidir. Filtre malzemesi öncelikle sert ve sıvı metal ile reaksiyona girmeyecek bir malzeme olmalıdır. Reaksiyon sonucu çıkabilecek gazlar türbülansa sebep olurlar. Kullanılan refrakter malzemenin kolayca kırılmaması ve eriyik içersine ince toz girmesine sebep olmaması istenir. Ergimiş alüminyum alaşımları içerisindeki inklüzyonlardan oksit filmleri (Dros) sıvı tarafından ıslatılabilmesine karşılık alfa alümina ve diğer bazı inklüzyonlar ıslatılamazlar. Islatılan inklüzyonlar filtre malzemesinin yüzeyine yapışarak yapıda kolayca uzaklaştırılırlar askıda olan inklüzyonların çoğu da oksit filmi-sıvı arayüzeyinde bulduklarından oksit filmlerin üzerine birikebilirler (Dündar ve Yılmaz, 1984). Şekil 4.18'de alüminyumun filtrelenmesinde kullanılan üç farklı seramik filtre tipi gösterilmiştir.



Şekil 4.18 Sıvı alüminyumun filtrelenmesinde kullanılan üç tip seramik filtre: preslenmiş, köpük ve ekstrüde edilmiş filtreler. Herbiri 55x55x13 mm boyutundadır. Pres filterde 367 delik var, delik boyutu 2.28mm. Köpük filtre 25 gözenek/in'e sahip. Ekstrüde filtre 300 hücre/in²'ye sahip (Zalensas, 1986).

Filtre yatağı yoğunluğunu artırarak filtrasyon randımanı artırılabilir. Bu ise filtre malzemesinin boyut dağılımını ve parçacıkların şeklini kontrol ederek sağlanır. Bu iki özellik filtre yatağındaki gözenek büyüklüğünü ve dolayısı ile geçerliği tayin eder. Küresel malzemeler keskin köşeli ve levhasal malzemelere nazaran daha büyük geçirgenlik sağlarlar. Küçük taneli malzemelerde küçük gözeneklerin daha düzenli olarak dağılımını ve inklüzyonların filtre yatağı tarafından daha kolay tutulmalarını sağlar. Kritik bir boyutta küçük malzeme kullanmak ise mahsurludur, çünkü sıvı metali filtre yatağı içersinden geçirmek için kullanılması gereken basınç aşırı şekilde artarak filtrasyon zamanını artırarak randımanı düşürür. Daha yüksek ergime ve filtrasyon sıcaklıkları kullanmak gerekebilir (Dündar ve Yılmaz, 1984).

Filtre yatağının derinliğini arttırmak filtrasyon alanını arttırır. Derinlik malzemenin tane boyutuna göre ayarlanır. Kritik derinlik küçük taneler için kısa büyük taneler için ise daha uzundur. Filtrasyon aşağı, yukarı veya yana doğru akışla sağlanabilir. Pratik çalışmaya uygun olduğu takdirde yukarı doğru akış tercih edilmelidir. Çünkü bu şekil çalışmada inklüzyonların çoğu daha kolaylıkla aşağıya çöker. Filtre edilmiş malzemenin çıkış deliği döküm potasına veya kalıba bitişik yada çok yakın olduğu takdirde hem türbülans azaltılır hemde yeniden oksidasyon önlenebilir (Dündar ve Yılmaz, 1984).

Flaks katma ve filtrasyon tekniklerinin birleştirilmesiyle daha mükemmel bir temizleme sağlanabilir. Sıvı metal filtre yatağından aşağı doğru süzülürken argon veya azot gibi bir flaks

gazıda ters yönde akarak bünyedeki hidrojeni temizler. Klorür bileşikleri filtre yatağını bozup tıkağında klor gazı pek kullanılmaz. Ters akımdan dolayı bileşik işlemlerdeki metal akış kapasitesi düşüktür (Dündar ve Yılmaz, 1984).

4.1.7 Sürekli Döküm Sistemleri

4.1.7.1 Dikey Sürekli Döküm Sistemi

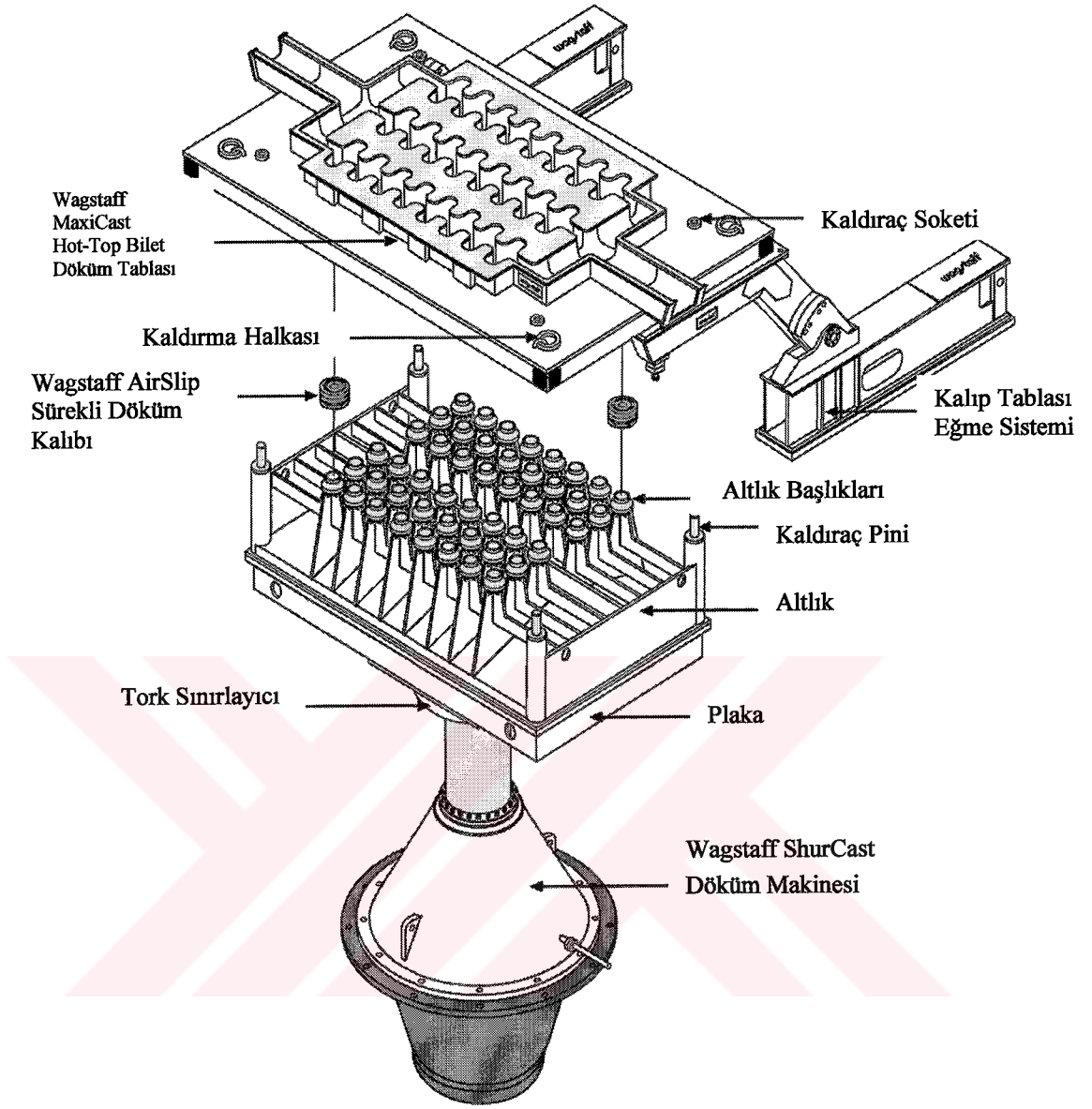
Bugün eksrtüzyon biletlerinin çoğu düsey sürekli döküm yöntemiyle üretilmektedir. Yatay dökme ünitesinde ,sıvı metal doğrudan ocak oluğundan akar özel refrakter malzeme ile kaplanmış geniş dağıtım ünitesinden geçerek su soğutmalı kalıba ulaşır (Saha, 2000).

Dağıtım ünitesinde denge koşullarına ulaşıldığında, dağıtım haznesinin metal seviyesinde ufak bir dalgalanma vardır ve türbülans yok edilmiştir. Oksitler metal haznesinin üst kısmında kalır, akan alüminyum kalıplardan geçerek ürün formu elde edilir. Verilen döküm makinesi için kalıp sayısı birçok faktöre bağlıdır, bunlar, makinenin merdane boyutu, kalıp soğutma su sistemi ve hidrolik sürme sisteminin kapasitesidir (Saha, 2000). Şekil 4.19'da Wagstaff dikey sürekli döküm ünitesi ve elemanları gösterilmiştir.

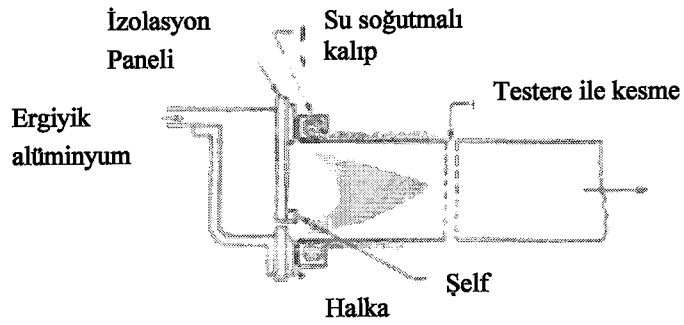
4.1.7.2 Yatay Sürekli Döküm Sistemi

Bir japon şirketi 1989'da 6063 alaşımının 178mm ve 230mm'lik çaplarda üretilmesi için yüksek-hızlı yatay sürekli döküm yöntemini geliştirmiştir. Döküm hızları konvansiyonel DC makinelerinin üç katına çıkmıştır. Hangi bilet döküm prosesi uygulanırsa uygulansın dünya pazarı için en büyük öneme sahip olan bilet kalitesidir. Arzu edilen bilet kalitesi kimyasal bileşim, boyut toleransları, bilet yüzey kalitesi, kabuk bölgesi ve bilet homojenizasyonu üzerinde yoğunlaşmaktadır (Saha, 2000). Şekil 4.20'de yatay sürekli döküm sisteminin şematik resmi gösterilmiştir.

Döküm esnasında, bilet başında, kalıba yakın oluşan sıvı bölge krater (sump) olarak isimlendirilmektedir. Kraterin şekli ve boyutu bilet yapısını ve bilet merkezindeki çatlakların oluşumunu etkilemektedir. Krater derinliği, katılaşma sırasındaki ısı transferini belirleyen döküm hızı, soğuma şartları ve kalıp sistemine bağlıdır. Wagstaff AirSlip teknolojisinde katılaşmış metal ile kalıp arasında yağlayıcı ve sıkıştırılmış gaz mevcuttur.

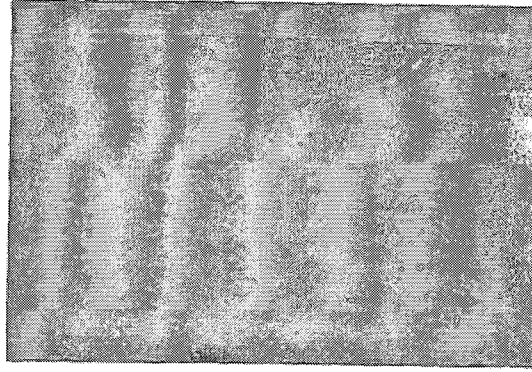


Şekil 4.19 Wagstaff dikey sürekli döküm makinesi (Wagstaff, 2004).



Şekil 4.20 Yatay sürekli döküm sisteminin şematik resmi (Granger, 1989).

Kalıptan olan ısı transferi azaltılmıştır ve ısı döküm doğrultusunda transfer edilmektedir. Krater derinliği bilet çapının yarısı olduğunda en iyi yüzey kalitesi elde edilir. Şekil 4.21 6063 alaşımının yatay sürekli dökümde oluşan krater şeklini göstermektedir. Arase, krater derinliği ile döküm hızı arasında bir ilişki bulmuştur. Buna göre krater derinliği döküm hızının artmasıyla artmaktadır (Saha, 2000).

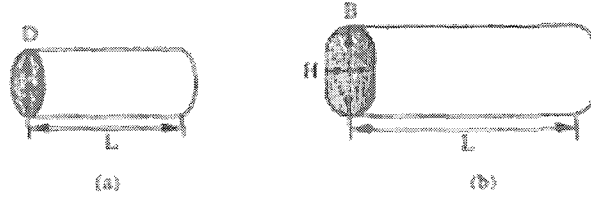


Şekil 4.21 6063 alaşımının yatay sürekli dökümünde oluşan krater şekli(Saha,2000).

Bu yöntem sağladığı avantajların yanında, ingot kraterindeki ergiyik metal yayınmasından kaynaklanan ve istenmeyen bazı yapısal özellikler gösterir. Bu akış modeli yapıda asimetriye neden olur, fakat en zararlı etkisi yüzeyde ağır sıvılaştırmanın olmasıdır buda sıyırma derinliğini iki katına çıkarır. Kalıp ekipmanının karmaşık olması ve dökümü değiştirmek için gerekli zamanın uzun olması nedeniyle yöntem ingot boyutunun ve alaşım tipinin minimize olduğu ve aynı alaşım ve ingot boyutu için geniş üretimlerin yapıldığı durumda ekonomiktir (Granger, 1989).

Bilet Şekli: Alüminyum ekstrüzyon ingotları 4064mm uzunluğa kadar yuvarlak şekilli kütükler halinde dökülürler ve daha sonra biletler Şekil 4.22a'da gösterildiği gibi dökülen kütüklerden arzu edilen boyutlarda kesilirler. Yuvarlak biletler iki ölçüye sahiptir, çap D ve uzunluk L. Bilet uzunluğu ürün boyutu ve pres kapasitesi tarafından belirlenir. Geniş ekstrüzyonlar için , dikdörtgen/oval şekilli biletler dikdörtgen alıcılarda kullanılır Şekil 4.22b. Dikdörtgen biletler üç boyuta sahiptir oval kesitte, ana eksen B, küçük eksen H ve uzunluk ,L. B ile H arasındaki oran 2'ye1 veya 2.5'e 1 dir (Saha, 2000).

Bilet sıyırma: Bilet sıyırma biletlerin dış yüzeyinin işlenmesidir, özellikle sert alaşımlarda uygulanır. Sert alaşım ekstrüzyonunda, özellikle vasıtalı ekstrüzyon yönteminde alıcı ile bilet arasında bağıl hız yoktur burada en iyi ekstrüzyon kalitesi için yüzeyi işlenmiş biletler kullanılır (Saha, 2000).



Şekil 4.22 Alüminyum alaşımı biletlerin şekilleri (Saha, 2000).

4.2 Döküm Kusurları

DC döküm prosesinin hedefi üniform yapıda, ince tane yapılı, mukavim kaliteli biletler üretmektir. DC döküm biletlerinde karşılaşılan başlıca problemler şunlardır (Saha, 2000):

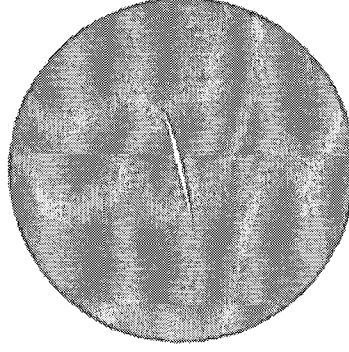
- Çatlama ve Yarıлма
- Segregasyon
- Kanama
- Soğuk kırılma
- Porozite
- Tane büyümesi

4.2.1 Çatlama ve Kırılma

DC yarı-sürekli bilet döküm yöntemi alüminyum üretimindeki en önemli üretim yöntemlerinden biridir. DC dökümdeki en önemli problem döküm esnasında meydana gelen, sıcak yırtılma olarak ta adlandırılan, iç çatlaklardır (Nagaumi ve Umeda, 2002).

DC dökümün başlangıç periyodu sıcak yırtılma oluşumu için en kritik safhadır. Bu periyotta sıcak yırtılma eğilimi birçok proses parametresine bağlıdır. Döküm hızının artırılması sıcak yırtılma oluşması ihtimalini artırır. Bazı durumlarda oluşan çatlaklar tüm bilet boyunca uzayarak biletin ıskartaya çıkarılmasına neden olur (Drezet vd., 2002).

Katılma sisteminde, metalin dış yüzeyi su akışıyla soğutulduğu için katılma dış yüzeyden merkeze doğru ilerler. Soğumadan dolayı dış yüzey büzüldükten sonra içteki metalde soğumanın etkisiyle büzülmeye çalışır. Yüzeyden merkeze doğru sıcaklık gradyanında olan farklılıklara bağlı olarak yüzeyden merkeze doğru olan büzülmeler de farklı olur, bu sebeple iç ısıl gerilmeler oluşur. Bu iç gerilmeler dökülen alaşımın gerilim limitlerini aştıklarında çatlaklara neden olurlar (Şekil4.23). Çatlak oluşumunun en çok görüldüğü alaşımlar AlCuMg ve AlZnMgCu alaşımlarıdır bazen AlMgSi alaşımlarında da görülür. Dökümü mümkün olan en düşük sıcaklıkta ve düşük hızda gerçekleştirmek bu problemi azaltır (Saha, 2000).



Şekil 4.23 Merkezi çatlakın şematik görünüşü (Saha, 2000).

İç çatlakların önceden belirlenmesi ile ilgili birçok çalışma yapılmıştır. Bunlardan bazıları Clyne, Davis ve Rappaz'ın önerdikleri modellerdir. Fakat bu modeller ikili alaşımlar esas alınarak geliştirilmiştir ve çok bileşenli alaşımlarda iç çatlakların önceden belirlenmesinde uygun değildirler (Nagaumi ve Umeda, 2002).

Nagaumi ve Umeda (2002), Al-Mg-Si alaşımlarında iç çatlakların önceden belirlenmesi ile ilgili bir model önermişlerdir. Elasto-plastik ısıl deformasyon analizinden elde edilen eşdeğer plastik deformasyon değeri ile yüksek-sıcaklık gerilim testinden elde edilen kırılma deformasyonu değerinin karşılaştırılması ile iç çatlak oluşumunun önceden belirlenmesi gerçekleştirilmiştir. Eşdeğer plastik deformasyon değeri alaşımın kırılma deformasyon değerini aştığında biletle çatlaklar oluşmaktadır. Bu metotla elde edilen sonuçlar deneysel çalışmalarla uygunluk göstermektedir. Eğer çatlak alaşımın ZDT (Sıfır süneklik noktası) sıcaklığı üzerinde oluşursa dendritler arasındaki sıvı akımıyla bu çatlak giderilebilmektedir ancak çatlak ZDT sıcaklığı altında oluştuğunda kalıcı olmaktadır.

4.2.2 Segregasyon

Alaşımlama elamanlarının yapıdaki üniform dağılımından sapma "segregasyon" olarak tanımlanmaktadır. Alaşım elemanlarının dağılımındaki bu düzensizlik, dendrit kol aralıklarında veya tanelerde olduğu gibi mikro mesafelerde söz konusu ise mikrosegregasyon olarak adlandırılır. Bileşim farklılıkları daha uzun mesafelerde olduğunda makrosegregasyon olarak adlandırılır.

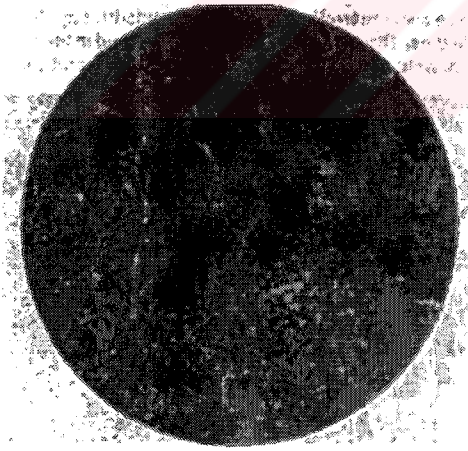
Segregasyon mekanik özellikler üzerinde olumsuz etkilere sahip olduğu için istenmez ve mümkün olduğunca düşük bir seviyeden tutulmaya çalışılır. Mikrosegregasyon miktarı uygun bir homojenizasyon işlemi ile en aza indirilebilir.

Katılma esnasında geniş mesafelere kütle akış sebebiyle biletlerde segregasyona yol açan dört önemli etken vardır (Erarslan, 1999).

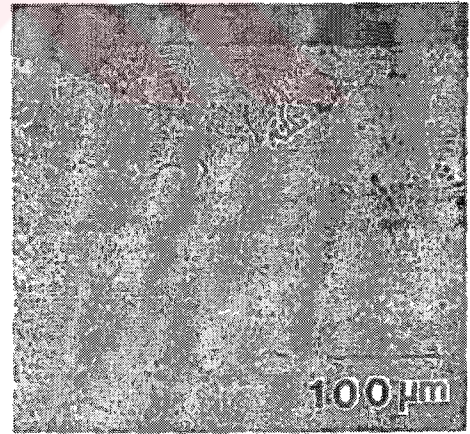
- Katılma ve büzülmenin sonucu olan çekme,
- Dendritler arası sıvının yoğunluk farklılıkları,
- Sıvı ve katı arasındaki yoğunluk farklılıkları,
- Sıvıdaki sıcaklık değişimlerinin sebep olduğu yoğunluk farklılıklarından oluşan göçler.

Bir alaşımın katılmasında ilk olarak katılan kristaller, katılaştıkları ergiyikten daha düşük bir çözünen içeriğine sahip olmaktadır. Örneğin bir Al-0.5Mg alaşımının katılmasında ilk büyümeye başlayan kristaller yaklaşık olarak sadece %1 Mg içerirler. Daha sonraki soğuma sürecinde ergiyik Mg'ca zenginleşir. Kristallerin Mg içeriği de büyümenin devam etmesiyle artar (Erarslan, 1999).

İngot yapısı alüminyum ekstrüzyonundaki yapı kusurlarının sebeplerinden biridir. Bilet mikroyapısındaki yüzey segregasyonu veya kabuk bölgesi (Şekil 4.24) DC dökümde katılmanın ilk kademelerinde oluşabilir ve biletin dış yüzeyine konumlanmaktadır (Saha, 2000).



Şekil 4.24 6063 alaşımı bilette kabuk bölgesi (Saha, 2000).



Şekil 4.25 6063 alaşımı bilette ters segregasyon (Saha, 2000).

Ters segregasyonda, düşük ergime noktalı alaşım bileşenleri biletin dış yüzeyinde bulunur. Ters segregasyonun başlıca nedeni katılma esnasında alaşımın büzülmesidir. Katılma esnasında, metalin merkezinde düşük ergime noktalı bileşenler içeren sıvı metal kendini çekme sonucu dış yüzeyde oluşan boşlukları doldurmak üzere üzerindeki sıvı metal basıncı ile zorlanır. Alüminyum alaşımlarında katılma büzülmesi %6 dolaylarındadır. Ters

segregasyon hemen hemen tüm ekstrüzyon biletlerinde aynı derecede mevcuttur ve tipik örneği Şekil 4.25'te gösterilmiştir. Bu bölgenin derinliği normalde 100-200 µm mertebesindedir, kaba taneli demir esaslı intermetalikler, magnezyum ve silisyum içerir (Saha, 2000).

4.2.3 Kanama

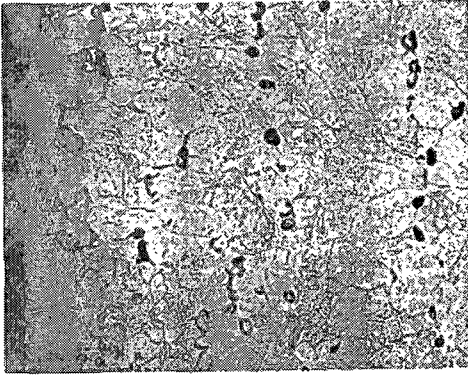
Kanama bir döküm kusurudur, katılaştırmış dış kabuktan sıvı metalin akması olarak tanımlanır. Merkezdeki sıcak metal dolayısı ile katılaştıran ince kabuğun tekrar ergimesi sonucu oluşur. Normalde kanama, yüksek hızlı dökümlerde oluşur (Saha, 2000).

4.2.4 Soğuk Çatlak

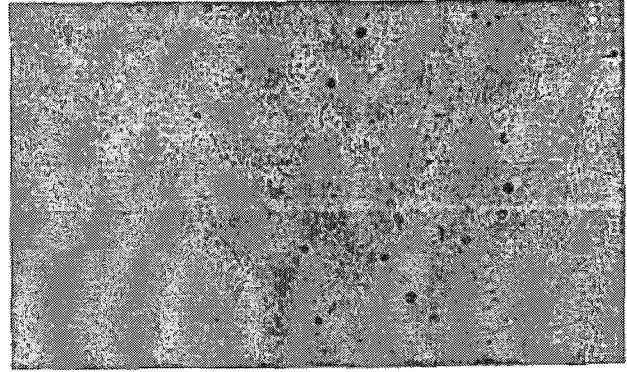
Soğuk çatlaklar bilet yüzeyinde kırışıklıklar şeklinde görülür. Kırışıklık derinliği 3.2-6.4mm arasındadır. Soğuk çatlaklar nispeten düşük hızlarda döküm ve daha sonra hızlı soğutma sonucu oluşur. DC dökümde soğuk yırtılmaları önlemek için bilet hızlı bir şekilde dökülmeli aynı zamanda çatlaklardan ve kanamadan kaçınmak için döküm hızı yeterince düşük olmalıdır. Sıvılaştırma düşük ergime noktalı element dış yüzeye sızdığında uygulanır. Sıvılaştırma ters segregasyonla aynı proses sonucu oluşur, soğuk kalıp yüzeyi ile sıvı metalin soğuması ve kısmi yeniden ergimesi kombinasyonunun bir sonucudur (Saha,2000).

4.2.5 Porozite

Hidrojen gazı hem sıvı hem de katı alüminyumda yüksek çözünürlük gösteren tek gazdır. Katı alüminyumda hidrojen zararlıdır, dökümde poroziteye neden olur ve daha sonraki ekstrüzyon edilmiş sert alaşımların ısıl işlemlerinde kabarcık oluşma olasılığını artırır. Şekil 4.26'da 6063 alaşımında oluşmuş nispeten kaba yapıdaki porozite gösterilmiştir. Şekil 4.27'deki yapıyla karşılaştırıldığında eritkten bölgede ikinci faza çok fazla rastlanmamaktadır. Şekil 4.27 ince poroziteyi göstermektedir.



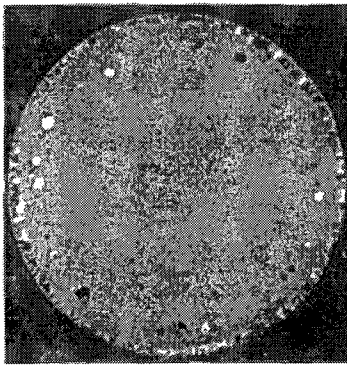
Şekil 4.26 AA6063 alaşımı bilette, bilet kenarında oluşmuş kaba porozite (Saha, 2000).



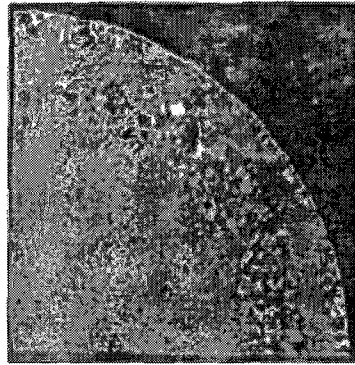
Şekil 4.27 AA6063 alaşımı biletin merkezine yakın bölgede oluşmuş ince porozite(Saha, 2000).

4.2.6 Tane Büyümesi

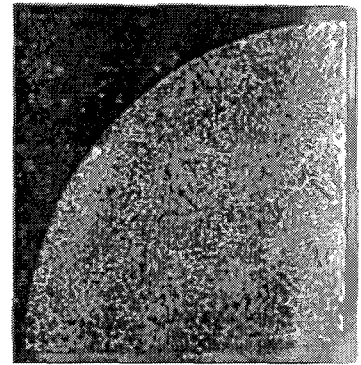
Şekil 4.28a seçici tane büyümesi olayını göstermektedir ve Şekil 4.28b'den çok az farklıdır. Her iki olayda da 3105 alaşımında çevre boyunca kolonsal tanelerde büyüme olayı vardır. Aynı dökümden alınan diğer bilet parçaları ikinci homojenleştirme işleminden sonra bile seçici büyüme göstermemektedirler (Şekil 4.28c). Bu önemlidir üniform olmayan tane büyümesi geçicidir ve döküm ingotunun konumuyla ilişkili olabilir. Ayrıca, bu durum, ingot konumuna bağlı olarak döküm koşullarında farklılık olduğunu gösterir (Saha, 2000).



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.28 İki kez homojenleştirme işlemi uygulanmış 3105 alaşımı biletin kesit görüntüsü. (a) Seçici tane büyümesi örneği. (b) Tane büyümesiyle ilgili başka bir örnek. (c) Tane büyümesi yok (Saha, 2000).

4.3 DC Dökümünde Katılaşma ve Farklı Döküm Koşullarının Yapıya Etkisi

Son on yıl boyunca, yüksek kaliteli döküm ürünlerine olan talep, özellikle yüzey kalitesi, kimyasal kompozisyonun homojenliği ve ince tane yapısı ile ilgili olarak matematiksel modellerin tanımlanması için yeni araştırmaların yapılmasının gerekli kılmıştır. Bununla birlikte, mevcut literatür kaynakları incelendiğinde yayınlanan deneysel bilgilerde eksiklikler görülmektedir. Döküm hızının porozite ve tane boyutuna, su akış hızının yapıya ve makrosegregasyona olan etkisi; krater ve lapamsı (mushy) bölge boyutlarının tane yapısı ve makrosegregasyona olan etkisine dair çok az deneysel bilgi vardır (Eskin vd., 2004).

Döküm hızındaki artış krater derinliğinin orantılı olarak artmasına, lapamsı bölgenin genişlemesine (özellikle bilek yüzeyine yakın bölgede) ve katılaşma hızının artmasına neden olur. Sıvı havuz derinliği (H) döküm hızıyla (V_{cast}) ve bilek yarıçapı (R)'nin karesi ile doğru orantılıdır:

$$H=AV_{cast}R^2 \quad (4.1)$$

Burada A alaşımın termo-fiziksel özelliklerine ve bilek yüzey sıcaklığına bağlı bir parametredir. Katılaşma hızı (V_{sol} , katılaşma hattının hızı) döküm hızına (V_{cast}) aşağıdaki eşitlikle bağlıdır:

$$V_{sol} = V_{cast} \cos \varphi \quad (4.2)$$

Burada φ bilek eksenine ile katılaşma hattının normali arasındaki açıdır. Sonuç olarak, katılaşma hızı bilek merkezinde ve çevresinde maksimumdur, bilek yarıçapının 0.3-0.5'i arasında minimumdur. Minimum ve maksimum değerleri arasındaki fark üç kat kadar olabilmektedir. Döküm hızının artırılmasının katılaşma hızı üzerindeki etkisi en fazla bilek merkezinde ve çevresinde etkilidir. Yüksek soğutma hızları (V_{cool}), dendrit kol aralığı (DAS) daha küçük olan daha ince taneli mikroyapı, daha az sayıda ve ince porozite üretir (Eskin vd, 2004).

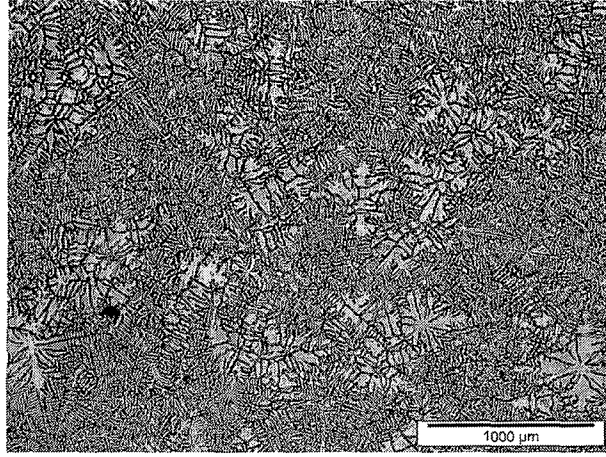
$$DAS=AV_{cool}^{-n} \quad (4.3)$$

Makrosegregasyonun döküm hızının artmasıyla arttığı bilinmektedir. Su akış hızı genelde daha az etkili bir faktör olarak görülmektedir. Su akış hızındaki artışın, bilek yüzeyine yakın bölgede krater derinliğini azalttığı, merkezde makrosegregasyonu azalttığı ve dökümün kararlı rejiminde soğuma hızı üzerinde çok az etkisinin olduğunu gösteren araştırmalar vardır. Su sıcaklığı, 50 °C'nin altında olduğu müddetçe menfi etkileri olmamaktadır (Eskin vd., 2004).

Diğer önemli bir özellik, katılma ve yapı parametrelerinin biletin yatay kesiti boyunca olan dağılımıdır. DC döküme özgü katılmanın oluşum şekline bağlı olarak, yatay kesitin her bir noktası farklı koşullar altında katılır. Bilet yüzeyi kalıp içinde kalıp duvarı boyunca birincil soğuma koşulları altında katılır. Yüzey altı tabaka ısı transferinin çarpıcı bir şekilde azaldığı (büzülmeden dolayı kalıp ile bilet arasında bir hava boşluğu oluştuğunda) bölgede oluşabilir, bu olayın derecesi kalıp tasarımına bağlıdır. Bir sonraki iç tabaka bilet yüzeyine su jetinin uygulandığı ve yüksek ısı transferinin olduğu ikincil soğuma bölgesi koşulları altında katılır. Daha iç bölgelerde, katılma koşulları biletin sıvı, çamurumsu ve lapamsı bölgelerindeki parçaçık ve ısı transferi koşullarından etkilenmektedir (Eskin vd., 2004).

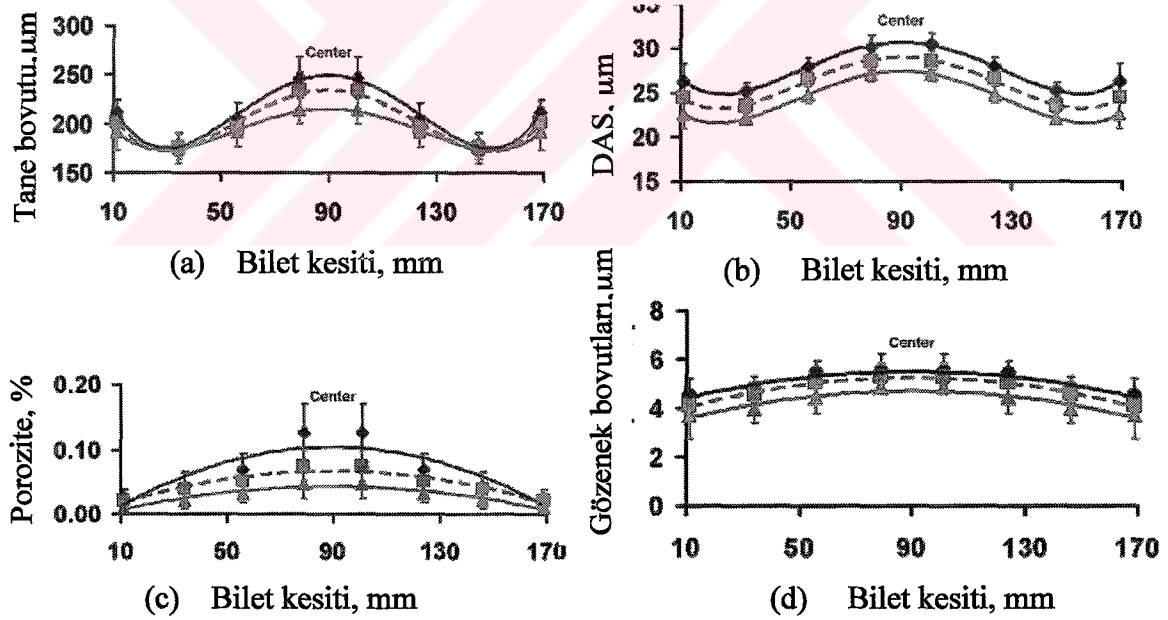
En hızlı soğuma ve dolayısı ile en ince DAS soğuma suyunun bilete etki ettiği bilet yüzeyinde oluşur. Kesitte bu bölge bilet yüzeyinden belirli bir mesafededir. Bu noktadan içeriye doğru soğuma hızı azalır fakat artırılmış katılma hızının bir sonucu olarak merkezde tekrar yükselebilir. Bilet merkezinde dendritik kol aralıklarının yüzeye yakın bölgelere nazaran daha küçük olduğuna ilişkin gözlemler vardır. Fakat araştırmaların çoğu bunun tersini göstermektedir. Dendritik kollar bilet merkezinde ve hava boşluğunun olduğu tabakada daha kabadır. Bilet kesiti boyunca olan tane boyutu dağılımı tane morfolojisi tipine bağlıdır. Saf alaşımlar, yüzey altı bölgede ince eş eksenli taneler sergilerler daha iç bölgelerde kolonsal taneler ve ondan sonra merkezde kaba eş eksenli taneler oluşur. Tane inceltici kullanılması durumunda tane boyutlarının genel dağılımı dendritik kol aralıklarına benzerdir. Poroziteler bilet merkezine doğru artma ve büyüme eğilimi gösterirler; sayıları ve dağılımları çözülmüş hidrojenin, alaşım kompozisyonunun, soğuma hızının, lapamsı bölge kalınlığının ve mikroyapının bir fonksiyonudur. Makrosegregasyon genellikle dağılım katsayısına k bağlıdır. Alüminyumla ilgili olarak, hipoöektik elementler için ($k < 1$) veya peritektik ve hiperöektik elementler için ($k > 1$)dir. Alüminyum alaşımlarındaki esas alaşım elementlerinin çoğu ve impüriteler hipoöektiktir, Cu, Mg, Zn, Li, Mn, Si, Fe gibi. Bu alaşımlar merkezde negatif segregasyonla (element konsantrasyonu alaşım içindeki ortalama konsantrasyondan düşük) benzer bileşim dağılımı, yarı-yarıçapta pozitif segregasyon, yüzey altı bölgede olası fakirleşme ve bunu takiben yüzeyde güçlü pozitif segregasyon gösterirler (Eskin vd., 2004).

DC döküm makroyapısının karakteristik özelliği bilet merkezinde oluşan kaba tanelerdir. Bu kaba taneler kalın dallara ve geniş dendrit kol aralıklarına sahiptirler. Şekil 4.29'da Al-4.5%Cu alaşımı biletin merkez bölgesinde oluşan kaba taneler gösterilmiştir.



Şekil 4.29. Bilet merkezinin makroyapısı. Döküm hızı 180mm/dak ve su akış hızı 250 l/dak (Alaşım:4.31%Cu, 0.11%Si, 0.22%Fe)(Eskin vd., 2004).

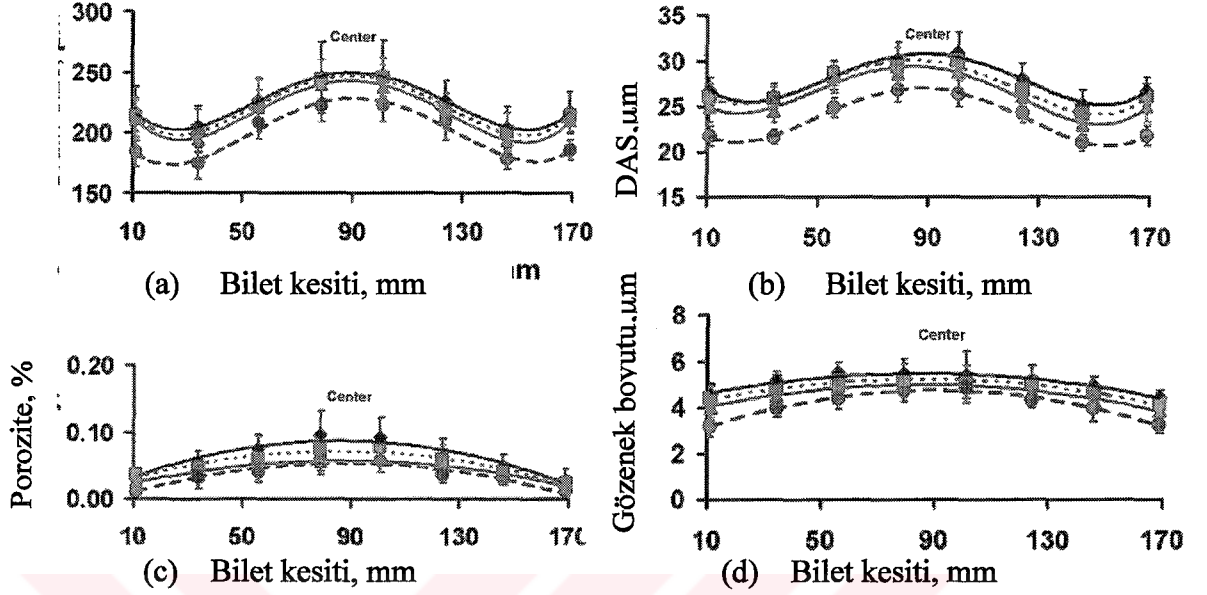
Döküm hızının artırılması genellikle Şekil 4.30'da gösterildiği gibi tane incelmesine yol açar. Bununla birlikte, tane boyutu ve porozite miktarı bakımından etkisi bilet merkezine doğru çok daha belirgindir. Dendritik kol aralıklarındaki inceltme bilet kesiti boyunca üniformdur.



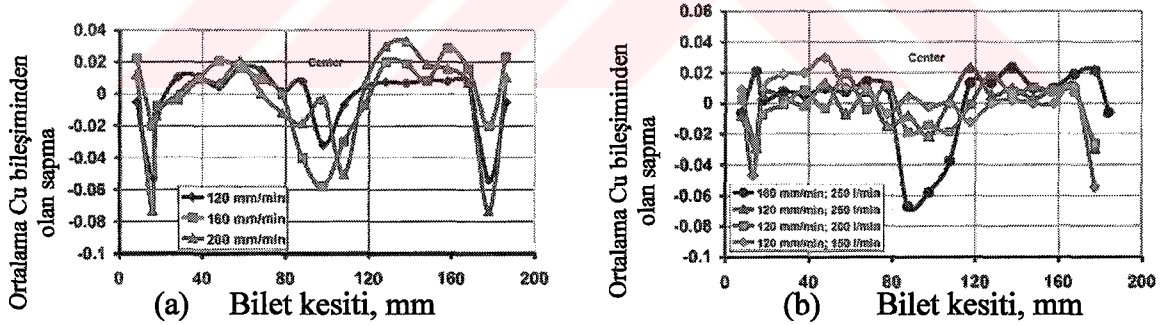
Şekil 4.30 Farklı döküm hızlarında bilet kesiti boyunca yapı parametrelerinin dağılımı ((♦) 120mm/dak, (■) 160mm/dak, (▲) 200 mm/dak): (a) tane boyutu; (b) dendritik kol aralığı; (c) porozite oranı; ve (d) gözenek boyutları (Eskin vd., 2004).

Su akış hızının ve su akış hızıyla döküm hızının birlikte yapı parametreleri üzerindeki etkisi Şekil 4.31'de gösterilmiştir. Su akış hızının değiştirilmesi, yapısal özelliklerin kesit boyunca olan genel dağılımını etkilemez. Döküm hızının etkisi su akış hızına göre çok daha fazla

olduğu halde, su akış hızının artırılması dendrit kol aralıklarını inceltir ve porozite miktarını azaltır.



Şekil 4.31 Farklı su akış hızlarında biletleme kesiti boyunca yapı parametrelerinin dağılımı ((♦) 150 l/dak, (■) 200 l/dak, (▲) 250 l/dak) ve döküm hızları ((♦, ■, ▲) 120 mm/dak ve (●) 180 mm/dak): (a) tane boyutu; (b) dendritik kol aralığı; (c) porozite oranı; ve (d) gözenek boyutları (Eskin vd., 2004).



Şekil 4.32 İzafi Cu konsantrasyonunun dağılımı üzerinde (a) döküm hızının etkisi; (b) su akış hızı ve döküm hızının etkisi (Al-4.5%Cu) (Eskin vd., 2004).

DC döküm %4.5Cu-Al alaşımı biletleme konsantrasyon profili Şekil 4.32'de verilmiştir. Şekil 4.32a'da döküm hızının makrosegregasyon boyutu üzerindeki güçlü etkisi görülmektedir. Demir ve silisyum için de makrosegregasyon şekli benzerdir.

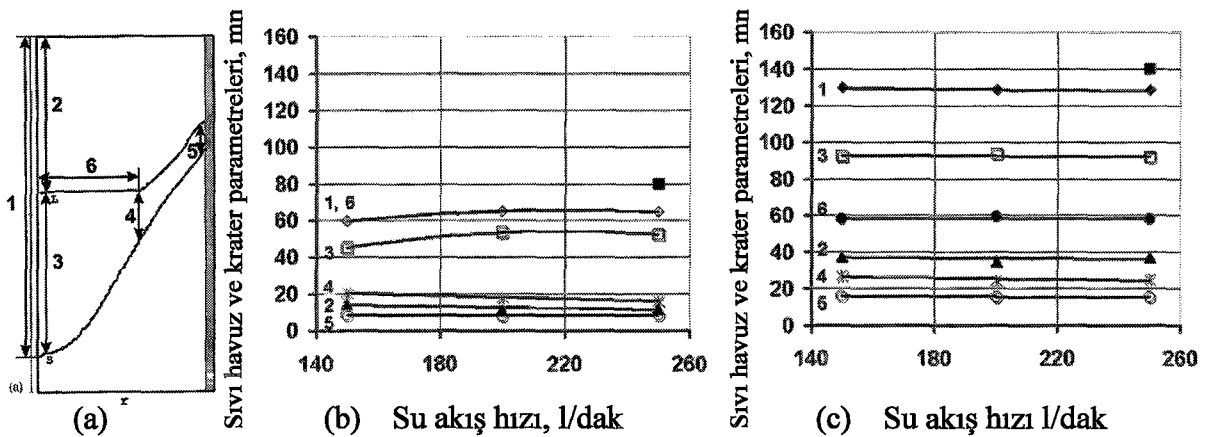
Şekil 4.32b su akış hızının bakır konsantrasyonu üzerindeki etkisini göstermektedir. Orta döküm hızlarında (120 mm/dak) su akış hızındaki artış makrosegregasyon biçimi üzerinde çok az etkiye sahiptir, biletleme merkez kısmında geniş (pozitif ve negatif) ve yüzey altı bölgede

daha küçük segregasyon oluşturma eğilimi gösterir. Döküm hızının artmasıyla (180 mm/dak), bu etki daha da artar (Eskin vd., 2004).

Eskin vd. (2004), Al-4.5%Cu alaşımı biletin katılma simülasyonunu deneylerde gözlemlenen koşullarda gerçekleştirmişlerdir. Bilgisayar simülasyonunda iki döküm hızı, 120 ve 200 mm/dak ve birçok su akış hızı uygulanmıştır. Katının gelişimi, sıcaklık ve hız dağılımı ve akım çizgilerinin simülasyonu yapılmış ve bu datalardan, aşağıdaki parametreleri çıkarmışlardır krater derinliği (Şekil 4.33a'da 1), sıvı havuz derinliği (Şekil 4.33a'da 2), dikey yönde solidüs ve likidüs eğrileri arasındaki mesafe (Şekil 4.33a'da 3-5), biletin merkezinden likidüs eğrisindeki sehime olan mesafe (Şekil 4.33a'da 6), katılma hızı (4.2 kullanılarak) ve soğuma hızı (akış çizgileri kullanılarak tespit edilen katılma zamanından hesaplanmıştır). Likidüs ve solidüs eşsıcaklık eğrileri arasındaki alan genel olarak çamurumsu ve lapamsı bölgelere ayrılır. İlk bölgede yarı-sıvı malzeme akıcılığını korur, daha sonra katı faz yoğunlaşır ve makroyapıda tanelerin izafi hareketi görülmez.

Su akış hızındaki değişim kraterin karakteristiği üzerinde özellikle yüksek döküm hızlarında çok küçük bir etkiye sahiptir. Bununla birlikte, düşük döküm hızlarında ve düşük su akış hızı uygulamalarında, krater derinliği ve bilet merkezinde likidüs ve solidüs eşsıcaklık eğrileri arasındaki mesafe, su akış hızının artmasıyla artma eğilimi göstermektedir. Bu etkiler Şekil 4.33b ve 4.33c'de gösterilmiştir (Eskin vd., 2004).

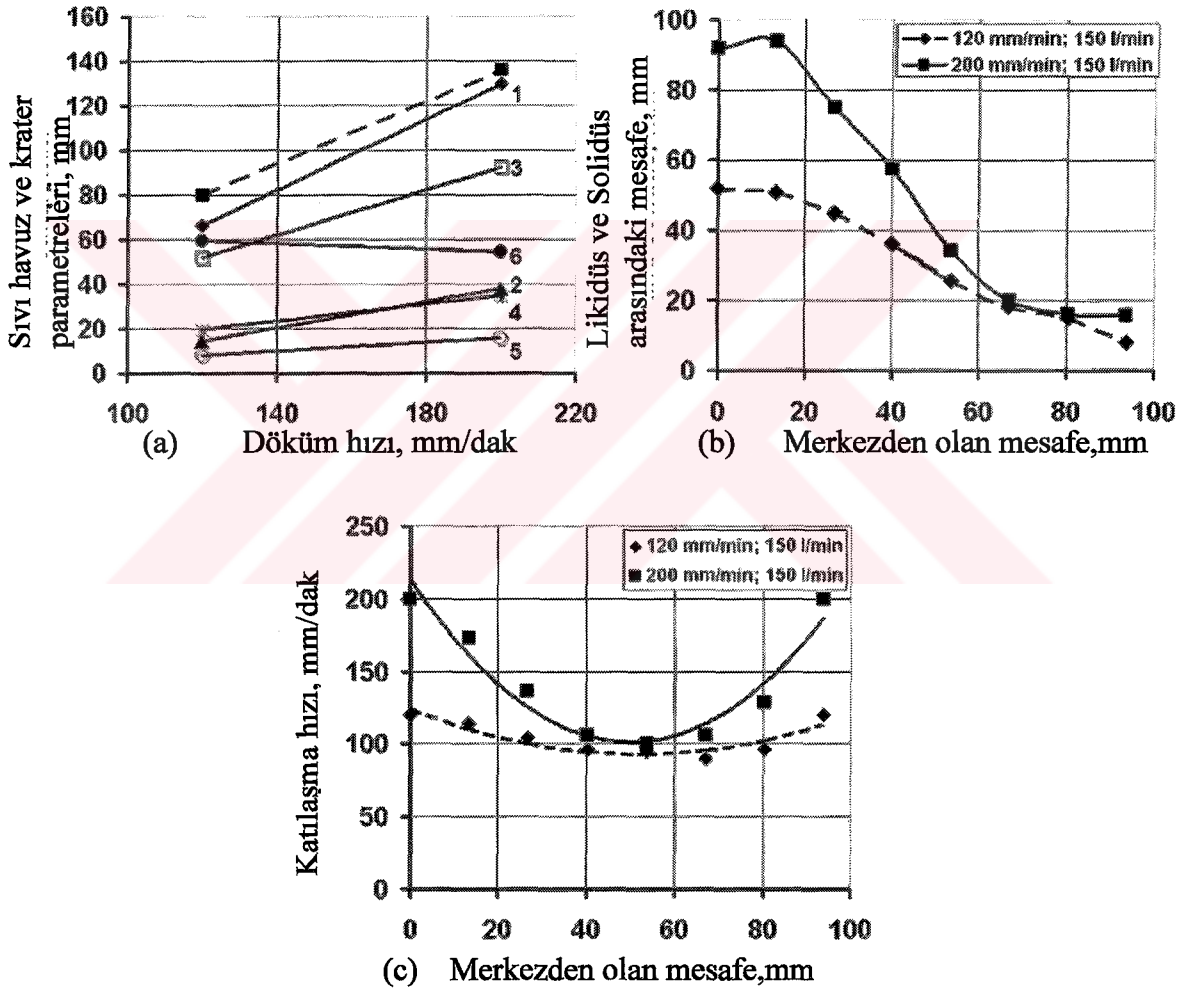
Döküm hızı, likidüs ve solidüs eşsıcaklık eğrileri arasındaki bölgenin şekli ve boyutu üzerinde büyük etkiye sahiptir. Döküm hızının artmasıyla krater derinliği, sıvı havuz derinliği, likidüs ve solidüs eğrileri arasındaki mesafe artmaktadır (Şekil 4.34a).



Şekil 4.33 Döküm hızı ve su akış hızının sıvı havuz ve krater karakteristiği üzerindeki etkisi: (a) likidüs ve solidüs eğrilerinin pozisyonu; (b) döküm hızı 12 cm/dak ve (c) döküm hızı 20 cm/dak. Değerlendirilen parametreler (a) da verilmiştir. Deneysel olarak tespit edilen krater derinliği (■) ile işaretlenmiştir (Eskin vd.,2004).

Likidüs ve solidüs arasındaki düşey mesafe biletin radyal yönünde döküm hızıyla değişir (Şekil 4.34b). Döküm hızındaki artış biletin merkezinde çok daha etkili olmaktadır, kalınlık likidüs eğrisindeki sehimden (Şekil 4.33a) bilet merkezine doğru hızla artmaktadır (Eskin vd., 2004).

Katılma hızı döküm hızıyla orantılıdır fakat birde katılma hattının şekline bağlıdır (4.2). Bununla birlikte, Şekil 4.34c'de gösterildiği gibi, katılma hızındaki artış sadece bilet merkezinde ve çevresinde dikkate değer büyüklükte olmakta, yarı yarıçapta önemsiz boyutta kalmaktadır (Eskin vd., 2004).

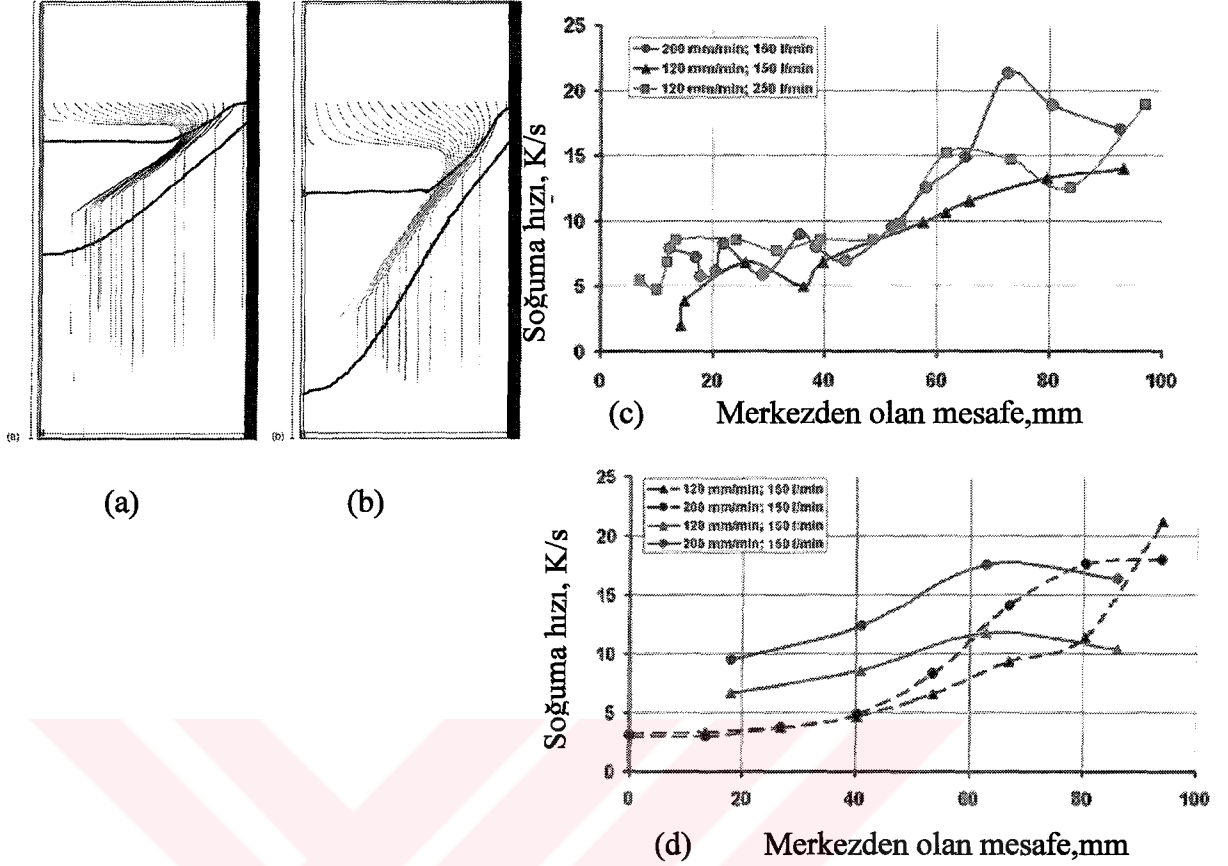


Şekil 4.34 Döküm hızının (a) 150 l/dak su akış hızında dökülen biletin sıvı havuz ve krater karakteristiğine etkisi; (b) biletin radyal yönünde likidüs ve solidüs arasındaki mesafeye etkisi ve (c) radyal yönde katılma hızına etkisi (Eskin vd., 2004).

Soğuma hızı genellikle deneysel olarak biletle birlikte döküm hızında hareket eden ısı çiftleriyle ölçülen sıcaklıklar vasıtasıyla belirlenmektedir. O yüzden, soğuma hızının likidüs ve solidüs arasındaki mesafeyle ters orantılı olması beklenir, özellikle, likidüs eğrisinin sehim

verdiği noktadan (Şekil 4.33a ve 4.34b) başlayarak çevreden merkeze doğru azalır. Bu beklenti Şekil 4.35d'de kesik çizgilerle gösterilmiştir. Deneysel soğuma hızları (Şekil 4.35d'de kalın çizgiler) dendiritik kol aralıklarından (4.3) eşitliği vasıtasıyla ve deneysel verilerden elde edilen $A_{057,2}$ ve $n=0,33$ sabitleri kullanılarak hesaplanmıştır. Soğuma hızı hesaplanırken kaba tanelerin dendiritik kol aralıkları hesaba katılmamıştır. Deneysel olarak gözlemlenen soğuma hızlarıyla (Şekil 4.35d kalın çizgiler) "beklenen" değerler yakın olduğu halde, biletin merkez kısmında döküm hızının soğuma hızı üzerindeki etkisini belirlemede başarısız olmuştur. Likidüs ve solidüs eşsıcaklık eğrileri arasındaki geniş aralık döküm hızının artırılmasıyla tamamen karşılanmıştır, ki bu deneysel sonuçlarla çelişki içindedir. Bilgisayar simülasyonu göstermektedir ki yarı katı bölgedeki akış biçimi bilet çevresinde çekirdeklenen katı faz kristallerini merkeze doğru sürüklemektedir. Sonuç olarak, biletin merkezinde bulunan tanelerin bir miktarı daha uzun bir sürede katılaşır, ki bu bilet içerisindeki son konumlarına bağlı olarak tahmin edilebilir. Akış çizgisi örnekleri iki döküm hızı için biletin farklı bölgelerindeki tanelerin katılaşma esnasındaki hareketlerini göstermektedir (Şekil 4.35a-b). Bu akış çizgilerini kullanarak hesaplanan soğuma hızları Şekil 4.35c de verilmiştir. Açıkçası, çamurumsu bölgede mevcut olan akış biçimi katılaşma sürecinde yayılmaya neden olur ve sonuç olarak yapı parametrelerindeki yayınma soğuma hızıyla ilgilidir. Sonuç olarak, bu biletin merkezindeki "kaba" tanelerin oluşumunu izah eder. Kaba tanelerin oluşmasına neden olan çok düşük soğuma hızlarını saymazsak deneysel ve hesaplanan soğuma hızları uyum içerisindedir (Eskin vd., 2004).

Deneysel sonuçlar ve bilgisayar simülasyonu tarafından üretilen datalar karşılaştırıldığında DC döküm esnasında yapı oluşumunu ve makrosegregasyonu etkileyen başlıca parametrelerin krater derinliği (likidüs ve solidüs eşsıcaklık eğrileri arasındaki düşey mesafe ve radyal yündeki dağılımı), sıvı havuz derinliği ve çamurumsu bölgedeki akış biçiminin olduğunu göstermektedir. Krater derinliğindeki hesaplanan artış miktarı deneysel verilerle uyum içerisindedir (4.33b,c ve 4.34a). Birlikte, bu parametreler katılaşma sürecinde alaşımın harcadığı zamanı ve biletin yarı-katı bölgesinde sıvı ve katı fazların transferini etkilerler. Katılaşma hızı veya katılaşma hattının hızı çok önemli bir faktör olarak görülmemektedir, ve dağılımı yapı ve bileşim parametreleri ile ilişkili değildir (Eskin vd., 2004).



Şekil 4.35 Katılaşma esnasında 150 l/dak su akış hızında oluşan akış yolları (a) döküm hızı 120mm/dak;(b) döküm hızı 200 mm/dak; (c) akış çizgileri kullanılarak elde edilmiş soğuma hızları,(d) likidüs ve solidüs izotermeleri arasındaki mesafeden tespit edilen soğuma hızları(kesikli çizgiler) ve dendirit kolları arası mesafe (DAS) kullanılarak elde edilen soğuma hızları (kalın çizgiler)(Eskin vd., 2004).

Gözlemlenen ince yapılı (tane boyutu ve dendiritik kol aralığı bakımından, Şekil 4.30a,b ve 4.31a,b) bölge likidüs eğrisinin sehim (Şekil 4.33a) gösterdiği ve çamurumsu bölgenin bilet merkezine doğru genişlemeye başladığı (Şekil 4.34b) bölge ile uygunluk gösterir. Katı ve sıvı fazların hareketi de bu bölgede çok yoğundur (Şekil 4.35). Sonuç olarak, katı faz parçalanması (katılaştıran bölgelerin çoğalması) ve hızlı büyüme için koşullar sağlanır ve daha küçük taneler oluşur (Eskin vd.,2004).

Porozite karakteristiğinin biletin krater derinliği, likidüs ve solidüs arasındaki mesafe ile uygunluk gösterdiği görülmektedir. Porozite miktarı bilet merkezinde daha çoktur ve döküm hızının değişmesi ile değişir (Şekil 4.30.c). Bu davranış Şekil 4.34a ve 4.34b de gösterildiği gibi döküm hızının krater parametreleri üzerindeki etkisi ile uygunluk gösterir. Gözeneklerin katılaşma büzülmesi (yarı katı bölgede boşluk oluşturan) boyunca ve hidrojenin çökmesi (bu boşlukları doldurur ve çökmesi yavaş soğuma ve sıvı/katı arayüzeyinin varlığı durumunda kolaylaşır) ile oluştuğu dikkate alınır karşılıklı ilişki mantıklıdır. Daha ince tane

yapısı durumunda gözenekler daha küçük olur Şekil 4.30d ve 4.31d. Daha kaba yapı ve yavaş soğumada daha çok sayıda ve büyük gözenekler oluşur Şekil 4.30c ve 4.31c (Eskin vd., 2004).

Gözlemlenen konsantrasyon profilleri DC döküm alüminyum alaşımlarının tipik örneğidir, merkezde negatif segregasyon, yarı-yarıçapta ve yüzeye yakın bölgede pozitif ve yüzey altı bölgede şiddetli negatif segregasyon görülür. Döküm hızının makrosegregasyon üzerindeki etkisi daha önceki çalışmalarla uygunluk göstermektedir (Eskin vd., 2004).

Döküm hızındaki artış özellikle biletin merkezinde kraterde keskin bir derinleşmeye yol açar (Şekil 4.34a,b ve 4.35a,b). Tersine, su akış hızındaki değişim, biletin sıvı ve yarı-katı bölgesinin karakterizasyonu üzerinde hemen hemen hiç etkiye sahip değildir (Şekil 4.33b ve c). Aynı eğilim makrosegregasyon yapısında da görülmektedir. Bilet çevresinden bilet merkezine olan, çözünen bakımından fakir katı fazın hareketi merkezdeki negatif segregasyonun boyutuna eklenir. Şekil 4.35a ve b'de gösterilen akış çizgileri katıların bu hareketini kanıtlamaktadırlar. Katı fazın transferi katılaştıran bölgenin üst kısmında çamurumsu bölge olarak adlandırılan alanda meydana gelir. Bilgisayar simülasyonu göstermektedir ki çamurumsu (slurry) bölgenin kalınlığı likidüs ve solidüs izotermi arasındaki mesafeyle doğru orantılı olarak artar. O yüzden, artan döküm hızıyla fakirleşen katı fazın merkeze doğru taşınmasına daha elverişli bir durum oluşur (Eskin vd., 2004).

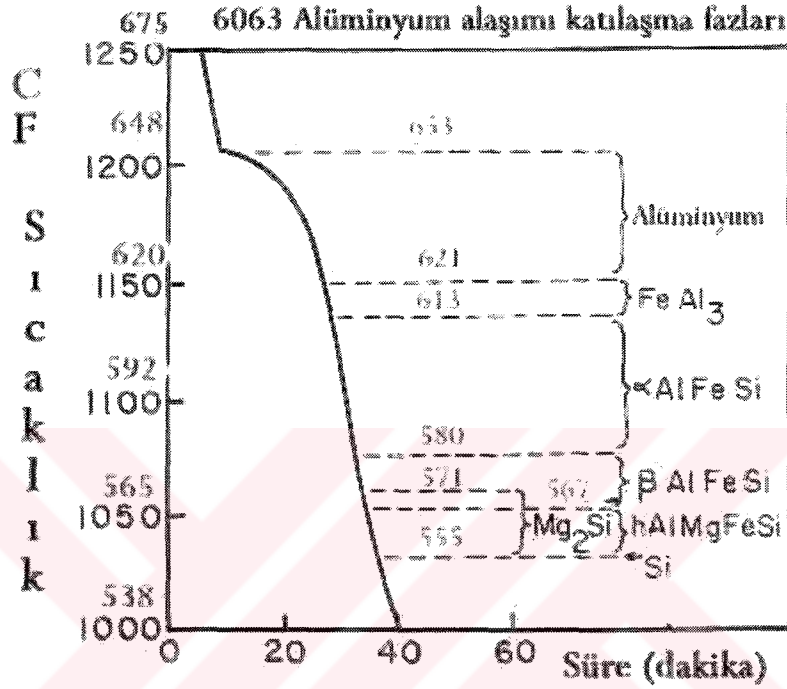
Biletin merkez kısmında bulunan taneler, kraterde, merkezden farklı uzaklıklarda oluşmaya başlayabilirler ve daha sonra bu taneler çamurumsu bölgedeki akış vasıtasıyla lapamsı bölgedeki son pozisyonlarına transfer olurlar. Sonuç olarak, bu tanelerin iç yapısı farklıdır ve farklı olan katılma sürelerini yansıtır (Eskin vd., 2004).

Eskin vd. (2004) tarafından yapılan deneysel çalışmalar aşağıdakileri göstermektedir.

- Yapı karakteristiği (tane boyutu, dendritik kol aralığı, gözeneklerin sayısı ve boyutu) bilet merkezine doğru kabalaşma eğilimi gösterir.
- Döküm hızının artması yapının ve gözeneklerin inceliğini doğurur, tane boyutu ve porozite miktarı bakımından etki bilet merkezinde bilet çevresine göre daha büyüktür.
- Su akış hızının artırılması da yapı inceliğine neden olur fakat daha az etkilidir.
- Döküm hızının ve su akış hızının azaltılması daha az makrosegregasyona neden olur fakat döküm hızının azaltılması çok daha etkilidir.

Soğuma hızına bağlı olarak bilette oluşan fazlarda değişmektedir. Kaiser

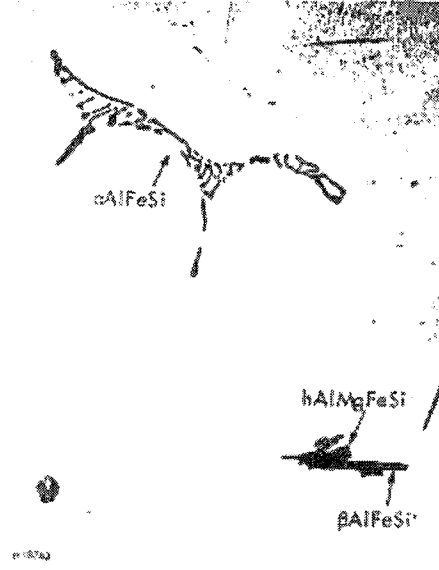
Aluminum&Chemical Corp. Laboratuvarlarında yapılan çalışmalar, sıvı 6063 alaşımı (Bileşimi: 0.67 Mg, 0.38 Si, 0.20 Fe), 4°C/dak soğutma hızı ile katılaştırırken, yedi adet fazın oluştuğunu göstermiştir. Bu fazlar; birincil alüminyum, $FeAl_3$, $\alpha-AlFeSi$, $\beta-AlFeSi$, $hAlMgSiFeSi$, Mg_2Si ve silisyum'dur (Si). Şekil 4.36'da bu soğuma eğrisi görülmektedir (Ulucak, 2003).



Şekil 4.36 AA6063 alaşımı sıvı halden katı hale geçerken oluşan fazlar (Ulucak, 2003)(Kimyasal bileşimi: %0,38 Si, %0,20Fe ve %0,67Mg. 4°C/dak hızla soğutulmuştur).

Katılma hızının yükselmesi, $FeAl_3$ ve $\alpha-AlFeSi$ oluşumunu engellemekte ve diğer fazların oluşumunu hızlandırmaktadır. Böylece, hızlı soğuma ile ani katılmanın olduğu DC (Direct-Chill/Doğrudan soğutmalı) dökümlerde, $\beta-AlFeSi$ ve Mg_2Si oluşan esas intermetalik fazlardır. Şekil 4.37'de, bu fazların tipik şekilleri görülmektedir. Çeşitli fazların görülmesi, özel metalografik dağlama ile mümkündür (Ulucak,2003).

Katılma hızında soğutma hızının 4°C/dak'dan fazla olması, oluşan intermetalik fazların birbirlerine olan miktar oranlarını etkilemektedir. 32 °C/dak'lık soğutma hızında, $FeAl_3$ oluşumu engellenirken, $\alpha-AlFeSi$ oluşumu hızlanmakta ve bu faz, mevcut olan esas faz olmaktadır. 57 °C/dakika'lık soğutma hızında ise, $\alpha-AlFeSi$ oluşumu engellenirken Şekil 4.38'de görüldüğü gibi, $\beta-AlFeSi$ ve Mg_2Si esas fazlar olmaktadır (Ulucak, 2003).



Şekil 4.37 6063 alüminyum alaşımı DC döküm yapısı durumunda bulunan fazlar (Ulucak,2003).



Şekil 4.38 57°C/dak hız ile soğutulan 6063 alüminyum alaşımı döküm yapısındaki biletin mikroyapısı (Mg_2Si siyah ve $\beta\text{-AlFeSi}$ gri iğneler içerir. Dağlama yok X500) (Ulucak,2003).

Endüstride, çapı 153mm'nin altında olan DC biletler, 57 °C/dak'dan daha hızlı soğutulmaktadır. Bu tip biletlerde, esas olarak birincil alüminyum, $\beta\text{-AlFeSi}$, az miktarda $\alpha\text{-AlFeSi}$ ve ötektik rozetler (Mg_2Si , $h\text{-AlMgSiFeSi}$ ve silisyumdan oluşan) bulunur. Daha yüksek miktarda Fe bulunduran daha büyük çaplı biletler ise daha fazla miktarda $\alpha\text{-AlFeSi}$ ve bir miktar da FeAl_3 ihtiva ederler (Ulucak, 2003).

Şimdiye dek söz etmiş olduğumuz tüm değişik fazlar, uygun bir homojenizasyon ısıl işlemi ile ekstrüzyon ürününde aynı özellikleri verecek duruma getirilirler. Genelde, DC biletlerin

retiminde, soğutma hızı, Mg_2Si 'in çökelmesine imkan vermeyecek derecede hızlı olur. Mg_2Si çökelmesi, dendirit kristalleri arasında bir miktar olursa da, asıl kristaller arasında yok denecek kadar azdır. Tane büyüklüğünü döküm esnasında kontrol ederek, küçük taneli yapı oluşturan Titanyum (Ti) veya Titanyum-Bor (Ti/B) rafine katkı elemanları, katılaşma hızının yükselmesi etkisini oluşturur (Ulucal, 2003).

Döküm katılaşma hızı, aynı zamanda intermetalik yapıların partikül büyüklüğünü de belirler. Yüksek katılaşma hızları, küçük partikülleri oluşturur.



5 DC DÖKÜM BİLETLERİN HOMOJENİZASYONU

Homojenleştirme işleminde amaç, dendritik yapıdaki konsantrasyon farklılıklarının giderilmesi, katılaşma esnasında oluşan kararsız fazların çözünmesi ve alaşımın ekstrüzyon parametrelerini olumlu yönde etkileyen kararlı çökeltilerin oluşturulmasıdır. Karmaşık alaşım sistemlerinde kararsız bileşiklerin yanında malzemenin sünekliğini azaltan ve çözünmeyen kararlı fazlarda bulunur. Homojenleştirme işleminde bu alaşımların boy en oranlarının azaltılması sağlanarak süneklik artırılır (Onurlu, 1993).

Homojenleştirme işlemi görmemiş bloklar aşağıda belirtilen nedenlerden dolayı mamül kalitesini ve ekstrüzyon edilebilirliği kötü yönde etkilemektedir (Sönmez, 1988).

- Tane sınırı segregasyonu, düşük sıcaklıklarda ergiyen ötektikler ve intermetalik bileşikler metalin şekil değiştirme kabiliyetini azaltır.
- Aşırı doymuş olarak çözülmüş alaşım bileşenleri (Al_6Mn , $AlFeMn$ ve Mg_2Si) yüksek sıcaklıkta akma gerilmesini yükselttiklerinden şekil değiştirebilirliği zorlaştırırlar.
- Manganez, demir ve zirkonyum gibi belirli alaşım elemanları çözülmüş veya ayrılmış durumda yeniden kristalleşmeyi engellerler. Bu etki özellikle $AlMgSi(Mn)$ alaşımlarının ekstrüzyonunda renk anodizasyonunda önemli derecede rol oynar.
- Kısmen $AlMgSi$ alaşımlarından ekstrüzyon edilen profillerin soğutulmasından ayrılan Mg_2Si ekstrüzyon edilen parçaların sertleşebilirliğini azaltır ve yüzey parlaklığını düşürür.
- Tane ayrışmaları yani çözülmüş alaşım elemanlarının yoğunluk farklılıkları eloksal işleminden sonra bünyeye bağlı çizgiler oluştururlar.
- Heterojen tane ve tane sınırı çökmesi bünyede ton farklılıklarına neden olarak profillerin parlaklığını azaltır.

Bu etkiler kısmen veya tamamen biletin homojenleştirme ısıl işlemine tabi tutulmasıyla yok edilebilir.

Şu iyi bilinmektedir ki homojenize edilmiş biletler döküm hali biletlere göre daha hızlı ve kolay ekstrüze edilirler ve daha iyi yüzey kalitesi ve daha iyi gerilim özellikleri verirler. Bununla birlikte, homojenizasyon işleminin bilet özelliklerini geliştirmesi belli sınırlar içinde olur. Döküm işleminde homojenizasyondan önce bilete verilmesi gereken birçok özellik vardır. Bilet kompozisyonu ekstrüzyon üreticisinin ihtiyaç ve beklentilerine göre optimize edilmelidir. Döküm bilet ayrıca kesiti boyunca üniform dağılmış ince tane ve hücre yapısına sahip olmalı, yapıda kaba intermetalikler olmamalı, minimum yüzey segregasyonu ve ince

kabuk bölgesi ve kabul edilebilir yüzey bitirme kalitesine sahip olmalıdır. Doğru olarak homojenize edildiğinde, böyle bir bilet yüksek iş/zaman oranı, düşük ekstrüzyon basıncı, arzu edilen şekillerde iyi boyutsal tolerans, çatlaksız, toplanmasız, takım izi olmayan kaliteli bir yüzey ve yüksek dayanım özellikleri verecektir (Biol, 2004).

Endüstriyel homojenizasyon uygulaması tipik olarak daldırma (Belirli bir sıcaklıkta belli bir süre bekletme) işlemini takip eden önceden belirlenmiş bir hızda soğutma işleminden ibarettir. Daldırma işleminde birkaç proses yer alır. Tabaka-benzeri β -AlFeSi intermetaliklerinin interdendritik ağ yapısı daha yuvarlak olan α -AlFeSi parçacıklarına dönüşür. β -AlFeSi parçacıkları birçok yüzey kusuru ve ekstrüzyon kısıtlamalarından sorumlu tutuldukları için $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümü önemlidir. Mg_2Si parçacıkları ve kaba ötektiklerde daldırma işleminde çözümler Mg ve Si homojen bir şekilde dağılır (Biol, 2004).

Homojenizasyon alüminyum biletlerin ekstrüzyondan önce hazırlanmasında çok önemli bir savhadır. 6xxx serisi alüminyum alaşımların bu ısıl işlemde birçok metalurjik proses oluşur. DC dökümden sonra, alaşım elemanlarının, tane sınırlarında ve dendritler arası alanlarda yüksek konsantrasyon eğilimleri vardır. Homojenizasyon mikrosegregasyonu elimine eder, uniform bir mikroyapı üretir. Magnezyum ve silisyum gibi çözünebilir ve hızlı difüze eden elementler katı çözümlerde yer alırlar. Bu elementlerin dağılımı matrisin kompozisyonunu eşitler. Tipik homojenizasyon sıcaklıklarında magnezyum ve silisyumun çözünmesi iki saat içinde tamamlanır (Claves vd.,2002).

Homojenizasyon ayrıca, manganez ve krom gibi diğer ince dispersoidlerin çökmesini kolaylaştırır. Bu elementler süneklik ve kırılma tokluğunu arttırabilirler ayrıca rekristalizasyonu yavaşlatırlar. Suverme duyarlılığı Mg_2Si çökeltilerine ilave çekirdeklenme alanları sağlanarak arttırılır. Homojenizasyon esnasında β -AlFeSi intermetalikleri α -AlFeSi fazına dönüşür. Faz dönüşümü yavaş bir procestir ve tipik homojenizasyon sıcaklıklarında yaklaşık olarak 6 saat gerektirir (Claves vd., 2002).

Alüminyum alaşımlarının homojenizasyon işlemi bütün üretim prosesinin maliyeti yüksek olan bir aşamasıdır çünkü yüksek çalışma sıcaklıkları ve uzun süreler gerektir. 6xxx serisi alüminyum alaşımlarının homojenleştirme işlemi 530-590 °C 'de 6-8 saat süreyle gerçekleştirilir. Bununla birlikte homojenizasyon sıcaklığının ve süresinin azaltılması maliyeti düşürmek için cazip bir uygulamadır. Çevrim süresinin azaltılması, enerji tasarrufuna ek olarak, homojenizasyon fırınlarının kapasitesini de arttıracaktır (Claves vd.,2002).

Manganez ve stronsiyum gibi elementlerin ilavesi ile homojenizasyon çevrimini kısaltılabileceği belirtilmiştir. Bununla birlikte, bileşimi sabit olan alaşım için, homojenizasyon süresini kısaltmanın tek yolu homojenizasyon sıcaklığını arttırmaktır. Daha öncede belirtildiği gibi homojenizasyon aslında bir difüzyon prosesidir. Homojenizasyon sıcaklığındaki küçük bir artış homojenizasyon süresini önemli ölçüde azaltacaktır (Claves vd.,2002).

AlFeSi intermetalikleri: 6xxx serisi alaşımlar esas alaşım elementi olarak magnezyum, silisyum ve az miktarda Fe, Cu ve Mn içerirler. Bu nedenle, 6xxx serisi alaşımlar AlFeMgSi sisteminin dördü bileşenleri şeklinde düşünülmelidir. Bu alaşımlar elementlerini, kısmen katı çözültide tane içlerinde ve kısmen tane sınırları boyunca intermetalik bileşen formunda içerirler. Alaşım elemanlarının çeşitliliğinden dolayı, katılaşma esnasında ve daha sonraki soğutma işlemlerinde birçok farklı faz çöker. Yapıya hakim olan intermetalik bileşenler AlFeSi tipindedir (Claves vd.,2002).

Demir, doğal bir empüritedir, alüminyum içinde oldukça düşük katı çözünürlüğe sahiptir ve neredeyse tamamı yapı içinde intermetalik faz olarak bulunur. Katılaşma esnasında Fe hücre veya dendrit sınırlarında segregasyon olur, buralarda ötektik ve peritektik reaksiyonlarda yer alır. Demir alüminyum, silisyum ve bazende manganezle intermetalik fazlar oluşturur. AlFeSi fazı alüminyum alaşımlarının mikroyapısında önemli bir yer tutar. Bu partiküller, daha sonraki fabrikasyon adımlarında malzemenin özelliklerini etkileyebilirler ve malzemenin kalitesi açısından can alıcı bir rol oynarlar (Claves vd.,2002).

β - ve α -AlFeSi intermetaliklerinin literatürde belirtilen tipik karakteristikleri Çizelge 5.1'de listelenmiştir. $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümü 6xxx serisi alüminyum alaşımlarının sünekliğini artırır ve işlenebilirliğini iyileştirir. Dökümden sonra, β -AlFeSi tane sınırlarında yapıya hakimdir ve hemen hemen sürekli bir ağ yapısı oluşturur. Gerilim alanları, alüminyum matris ile çok keskin hücre sınırlarına sahiptir β -AlFeSi partiküllerini çevreler. β fazı, ekstrüzyon esnasında, kalıp boyunca, metal yüzeyindeki katı bileşenleri ayıran gerilim altında kolayca ayrılır. Bu "birikme" kusuru yüksek ekstrüzyon hızlarında görülür, yüzey kalitesini bozar ve ekstrüzyon hızını sınırlar (Claves vd.,2002).

Çizelge 5.1 β - ve α - AlFeSi fazlarının literatürde belirtilen temel karakteristikleri (Claves vd.,2002).

Özellik	β	α
Şekli	İğnemsî/plaka	Çin yazısı/çubuk şeklinde
En-boy oranı	Yüksek	Düşük
Renk	Siyah	Gri
Stokiyometrik	Al ₉ Fe ₂ Si ₂ Al ₅ FeSi	Al ₁₂ Fe ₃ Si ₂ Al ₈ Fe ₂ Si
Fe:Si	1.0	1.5/2.0
Kristal yapı	Monoklinik	Basit kübik
Alan grubu	A 2/a	Im3/P6 ₃ /mmc

Isıl işlem esnasında, β partikülleri ilk önce parçalanmaya maruz kalırlar ve daha sonra küreselleşmeye başlarlar. Sonuçta oluşan α partikülleri daha kısa, daha kalın ve çubuk şeklindedirler. β iğnelerinin yüksek yüzey alanı-hacim oranı partiküllerin küreselleşmesi için gerekli itici kuvveti sağlar. Yüzey gerilimi azaldığı gibi birikme kusurları oluşma ihtimali de azalır (Claves vd.,2002). Çizelge 5.2'de bazı alüminyum alaşımları için tipik homojenleştirme sıcaklık ve süreleri verilmiştir.

Çizelge 5.2 Bazı alüminyum alaşımı biletlerin tipik homojenleştirme işlemleri (Saha, 2000).

Alaşım	Homojenizasyon Sıcaklığı °C	Tutma Süresi, saat
1060	560-580	6
1100	580-600	6
2014-2024	480-490	12
5052	550-560	12
5083-5086	520-540	12
5454,5456	550-560	12
6061	560-570	6-8
6063	560-580	6
6101	560-580	6
6463	560-580	6
7001	460-480	12
7075,7079	470-480	12

Döküm hali yapıdaki mikroyapısal gözlemler, dispersoid oluşturan elementlerden olan zirkonyum alaşım ilavelerinin demir içeren fazların oluşumu üzerinde önemli bir etkisinin olmadığını göstermektedir. Bununla birlikte, manganez veya krom ilavesi α -tipi ve β -tipi demir esaslı fazların nispi miktarını etkileyebilmektedir. Genel olarak, manganez veya krom mevcut değilse demir esaslı fazlar magnezyum, silisyum ve demir oranına bağlı olarak α -

$Al_{12}Fe_3Si$, $\beta-Al_9Fe_2Si_2$ veya her ikisinin karışımı olmaktadır. Manganez ve krom α -tipi fazı stabilize ederek $Al_{12}(Fe,Mn,Cr)_3Si$ fazını oluşturacaktır. Her durumda üç demir esaslı faz (az miktarda $\eta-AlMgFe(Mn,Cr)Si$ fazı içeren) döküm hali yapıda mevcuttur. Homojenizasyon işlemi esnasında demir esaslı fazlar α -tipi faza dönüşmektedir (Zhuang vd., 1996).

Mn, Cr ve Zr içeren alaşımlarda, katılaşmadan sonra bu alaşım elementleri önemli miktarlarda alüminyum matris çözültisi içinde kalırlar. Homojenizasyon esnasında, aşırı doymuşluk, çözünen bakımından zengi dendritlerde oluşan altmikroskopik dispersoidlerin çökmesi ile giderilir. Katılaşma esnasında, dendritler içinde bu elementlerin çekirdeklenmesi, dendritler içinde yüksek dispersoid popülasyonuna neden olur, hücre sınırları boyunca serbest alanlar oluşur. Serbest bölgenin kalınlığı alaşım elemanlarının artması ile azalır (Zhuang vd., 1996).

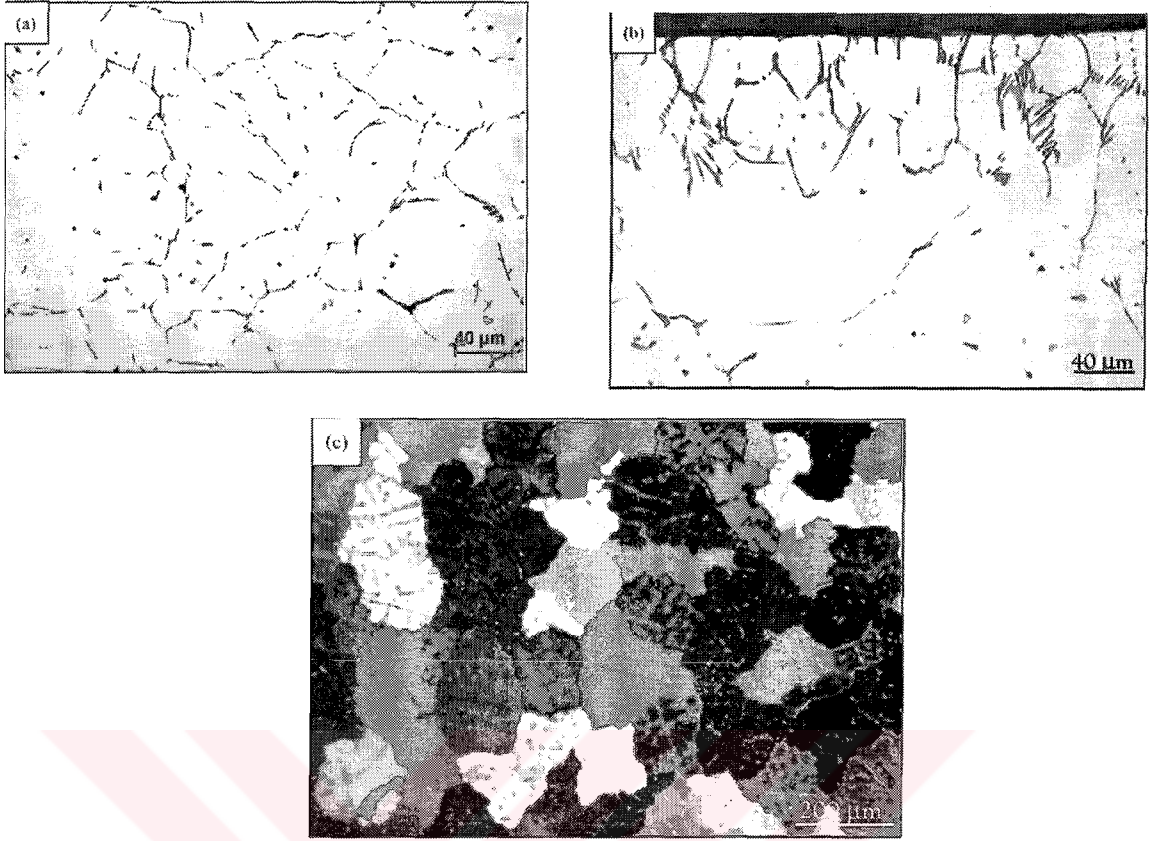
Dispersoid oluşturan elementlerin rekristalize olan yapılarda tane inceltme üzerindeki etkileri çok çeşitlidir. Bir yandan, bu elementlerle alaşımlama mikron-altı partiküller oluşturarak tane büyümesini geciktirebilir, diğer yandan, rekristalizasyon sıcaklığını değiştirerek rekristalizasyon prosesini etkilerler. Ayrıca, alaşım elementlerinin tane inceltme üzerindeki etkileri temel olarak alaşım içindeki dispersoidlerin boyutlarına bağlıdır. Partiküllerin boyutu ve tipi dispersoid oluşturan elementler ile alaşımda mevcut olan diğer elementlerin etkileşiminden etkilenmektedir (Zhuang vd., 1996).

Solüsyona alma işleminden sonra etkili bir tane boyut kontrolü sağlanabilmesi için , malzeme içinde küçük ve büyük partiküllerin iyi kombinasyonu gerekir. Geniş partiküller, demir esaslı fazlar, çekirdeklenme prosesini kolaylaştırabilirken dispersoidlerin küçük partikülleri, tane sınırlarında göçü engelleyerek tane kabalaşmasını önlerler. Bundan dolayı, alaşımlar en azından %0.25 Fe ve dispersoid oluşturan elementlerden birine sahip olmalıdırlar (Zhuang vd., 1996).

Al-Mg-Si alaşımları yapıda %0.1-0.15 arasında manganez içermeliler böylece çözültiye alma işleminden sonra etkili bir tane boyutu kontrolü sağlanabilir (Zhuang vd., 1996).

5.1 AA 6063 Alaşımı Biletin Homojenizasyonu

AA 6063 alaşımı DC bilet dökümün yapısı alüminyum katı çözültisinin birincil dendritlerinden ve iyi dağılmış interdendritik $\beta-AlFeSi$ ağ gözelerinden oluşmaktadır (Şekil 5.1a). Katılaşma esnasındaki yeterli soğuma hızına bağlı olarak Mg ve Si katı çözülti içinde tutulduğundan hemen hemen hiç Mg_2Si fazı görülmemektedir (Bırol, 2004).

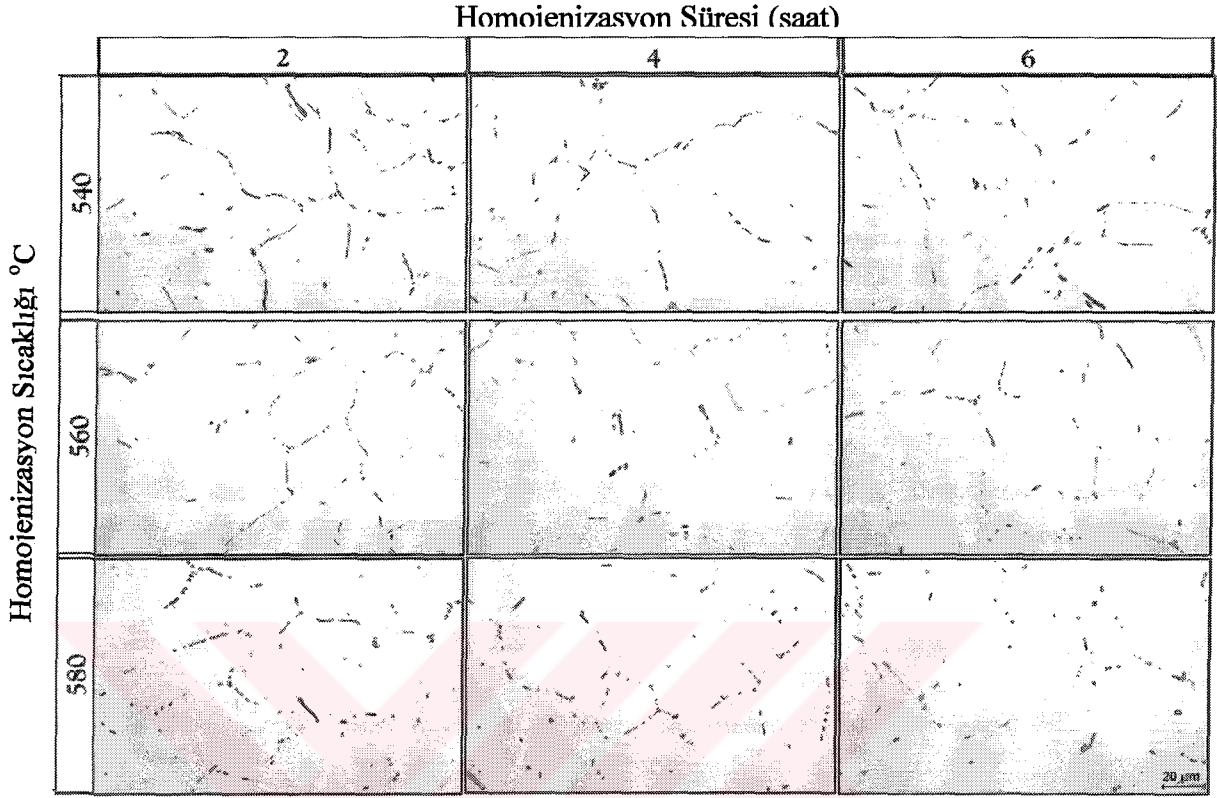


Şekil 5.1 6063 alaşımı biletin döküm yapısı (Birol, 2004).

Döküm biletin kabuk yapısı 100 µm'den küçük ve genelde kaba intermetaliklerden kurtulmuştur (Şekil 5.1b). Ortalama tane büyüklüğü 150µm olarak tahmin edilmektedir (Şekil 5.1c). Tane boyutu ve hücre boyutlarının her ikisi biletin kesiti boyunca üniformdur. Metalografik analizden döküm biletin yeterli kalitede olduğu saptanmıştır (Birol, 2004).

Şekil 5.2, 540-580 °C arasında 2-6 saat tutulan ve daha sonra havayla soğutulan biletlerin mikroyapısını göstermektedir. 540 °C de 2 saat daldırma işleminin AlFeSi fazının tipinde ve dağılımında az değişiklik yaptığı görülmektedir. İnterdendritik partiküllerin çoğunluğu hala tabak-şeklindeki β -AlFeSi'dan oluşmaktadır ve bu sıcaklıkta $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün çok yavaş ilerlediği görülmektedir. 540°C'de 4 ve 6 saat daldırılan numunelerde EDS tarafından α -AlFeSi partiküllerinde gözlemlenen artışa rağmen β -AlFeSi fazı hala ana fazdır (Çizelge 5.3). Döküm biletin yapısal ve morfolojik özelliklerinin herikisi 560 °C'de epeyce değişmeye başlamaktadır. β gözenekleri bu sıcaklıkta daldırmadan sonra nispeten küçük farklı parçacıklara bozunurlar. 560 °C'de gerçekleştirilen daldırma işleminde yapıda varlıklarını sürdüren β -AlFeSi partikülleri, 560 °C'de $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün henüz tamamlanmadığını göstermektedirler. EDS ile analiz edilen partiküllerinin çoğu için Fe/Si oranını 1.5 ile 2

arasında çıkması α fazının esas faz olduğunu göstermektedir (Birol, 2004).



Şekil 5.2 540-580 °C arasında 2-6 saat süreyle homojenleştirme işlemi uygulanan 6063 alaşımı biletin mikroyapısında gözlemlenen değişiklikler (Birol, 2004).

Çizelge 5.3 6063 alaşımı biletin homojenizasyonu esnasında gözlemlenen fazlar (Birol,2004).

Sıcaklık °C	Süre 2 saat	4 saat	6 saat
540	β -AlFeSi, α -AlFeSi	β -AlFeSi, α -AlFeSi	β -AlFeSi, α -AlFeSi
560	α -AlFeSi,(β -AlFeSi)	α -AlFeSi,(β -AlFeSi)	α -AlFeSi,(β -AlFeSi)
580	α -AlFeSi,(β -AlFeSi)	α -AlFeSi,(β -AlFeSi)	α -AlFeSi

Mikroyapısal özelliklerdeki değişimler 580 °C'de daldırmadan sonra belirgin şekilde görülmektedir. Bu sıcaklıkta sadece 2 saat sonra β -AlFeSi fazı ikinci faz olmaktadır (Çizelge 5.3). İterdendiritik gözeneklerin hemen hemen hepsi ayrı yuvarlak parçacıklara dönüşür. β -AlFeSi fazı 580 °C de 6 saat daldırıldıktan sonra tamamıyla α -AlFeSi fazına dönüşmektedir. EDS analizinde neredeyse eşit sayıda hegzagonal ve kübik α -AlFeSi parçacıkları görülmektedir (Birol, 2004).

Segregasyonu elimine etmek ve matris içindeki Mg ve Si dağılımındaki farkı gidermek için 560 °C'de en az 4 saat'lik bir daldırma işlemi gerekir. β -AlFeSi fazının tamamen α -AlFeSi fazına dönüştüğü 580 °C'de 6 saat homojenleştirme işlemi optimum olarak bulunmuştur (Bırol, 2004).

5.2 Homojenizasyondan Sonraki Soğutma İşlemi

Al-Mg-Si alaşımları son ürün özelliklerini çökelme yaşanması reaksiyonu ile kazanırlar, bu yapay yaşlandırmadan önce katı çözeltili içinde mümkün olduğu kadar fazla magnezyum ve silisyum olmasını gerektirir. Maalesef tamamen çözüldürülmüş bilet alaşımın çok zor ekstrüze edilebilir olmasına neden olmaktadır, esasen katı çözeltilde çözünmüş olarak bulunan magnezyum ve silisyumun ekstrüzyon sıcaklıklarında akış gerilimi üzerinde büyük etkisi vardır ve böylece alaşımın deformasyon direncini artırırlar. Diğer yandan, ekstrüzyon biletinde Mg_2Si partiküllerinin varlığı akış gerilimini azaltır. Bununla birlikte, ön ısıtma ve ekstrüzyon esnasında Mg_2Si partiküllerinin tamamen çözünmemesi durumunda ürün özellikleri çözünmemiş Mg_2Si partiküllerinin varlığı ile doğru orantılı olarak kötüleşir (Zajac vd., 2002).

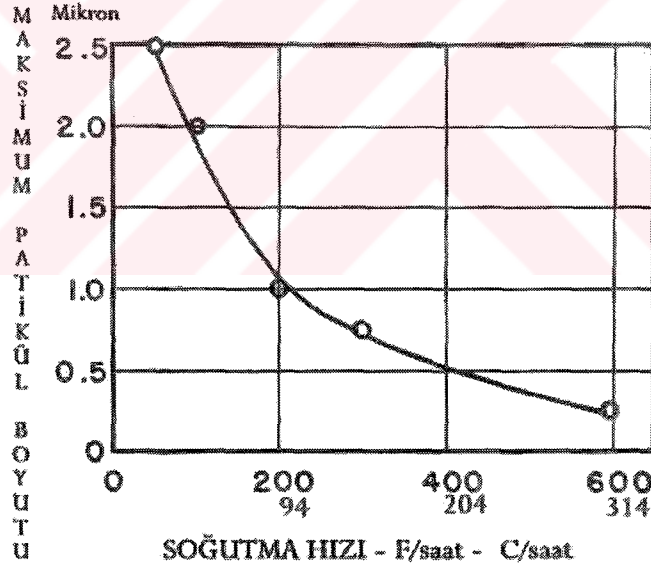
Ekstrüzyon biletinin kalitesini optimize etmek için alternatif bir mikroyapısal yaklaşım, ekstrüzyon esnasında kolay bilet deformasyonu ile maksimum çözünme etkisi gösterecek mikroyapıyı aramaktır. Bu Mg_2Si partiküllerinin yeteri incelikte ve üniform dağılmış olmasını, ekstrüzyon deformasyonuna kadar yapıda çözünmemiş olarak kalmasını ve ekstrüzyon bölgesinde tamamen çözünmesini gerektirmektedir, böylece daha sonraki yaşlandırma işleminde maksimum dayanım değerleri elde edilebilir. Bu yapısal optimizasyonun homojenizasyon esnasında ve daha sonraki soğutma işlemi ile başarılacağı belirtilmektedir, öyle ki, magnezyum ve silisyum bilette kararlı β - Mg_2Si fazı olarak değil de kararsız β^1 - Mg_2Si olarak çökeltilmektedir (Zajac vd., 1996).

Araştırmalar Al-Mg-Si alaşımlarında soğuma koşullarına bağlı olarak iki farklı Mg_2Si fazının oluşabileceğini göstermektedir. Yüksek sıcaklıklarda, 400-500 °C arasında, Mg_2Si kübik β -fazı olarak ve 400 °C'nin altında hegzagonal kristal yapıdaki metastabil β^1 -fazı olarak çöker. Hızlı soğutulan biletlerde silisyum ve magnezyum çökelti oluşturmadan yapı içinde tutulurlar, bu durum ekstrüzyon sıcaklığında yüksek deformasyon direncine neden olur. Yavaş soğuma esnasında kaba β - Mg_2Si çökeltileri oluşur, bu kaba çökelti yüksek sıcaklıklarda kararlıdır ve ekstrüzyon esnasında çözünmeleri zordur (Zajac vd., 1996). Bu

partiküller ekstrüzyon esnasında yeniden ergime ve yüzey yırtılmalarına neden olurlar, düşük yüzey kalitesi verirler ayrıca düşük mekanik özelliklerinden sorumludurlar (Biol, 2004). β^1 - Mg_2Si oluşum sıcaklık aralığında uygulanan adım soğutma, ön ısıtma sıcaklıklarında kararlı olan fakat ekstrüzyon esnasında kolayca çözünen metastabil β^1 - Mg_2Si çökeltilerinin oluşumunu sağlar (Zajac vd., 1996).

Soğutma çevrimi daha sonraki işlemlerde kolayca çözünebilecek form ve boyutta mümkün olduğunca çok Mg_2Si partikülleri çökmesini sağlayacak şekilde tasarlanmalıdır (Biol, 2004).

Mg_2Si partiküllerinin maksimum görünür boyutlarının, homojenizasyon sıcaklığından bilet soğutma hızı ile olan ilişkisi Şekil 5.3'te gösterilmiştir. Soğutma hızının $150\text{ }^\circ\text{C/saat}$ olduğu durumda elde edilen Mg_2Si partiküllerinin boyutu, soğutma hızının $10\text{ }^\circ\text{C/saat}$ olduğu duruma göre üçte biri kadardır ($10\text{ }^\circ\text{C/saat}$ soğutma hızı, durgun hava soğutması anlamına gelir) (Ulucak, 2003).



Şekil 5.3 Homojenizasyon sıcaklığından soğutma hızının çökelen Mg_2Si partiküllerinin boyutuna etkisi (Ulucak, 2003).

Az miktarda manganez ilavesi Mg_2Si çökelti partiküllerinin dağılımını etkilemektedir. Mangansız alaşımlarda Mg_2Si partikülleri dendirit sınırlarında çökelmeye eğilimlidir. Manganez içeren alaşımlarda Mg_2Si partikülleri alüminyum matris boyunca çok daha üniform dağılım gösterirler (Zajac vd., 1996).

Diğer yandan, yüksek mangan konsantrasyonu düşük dayanıma neden olur aynı zamanda

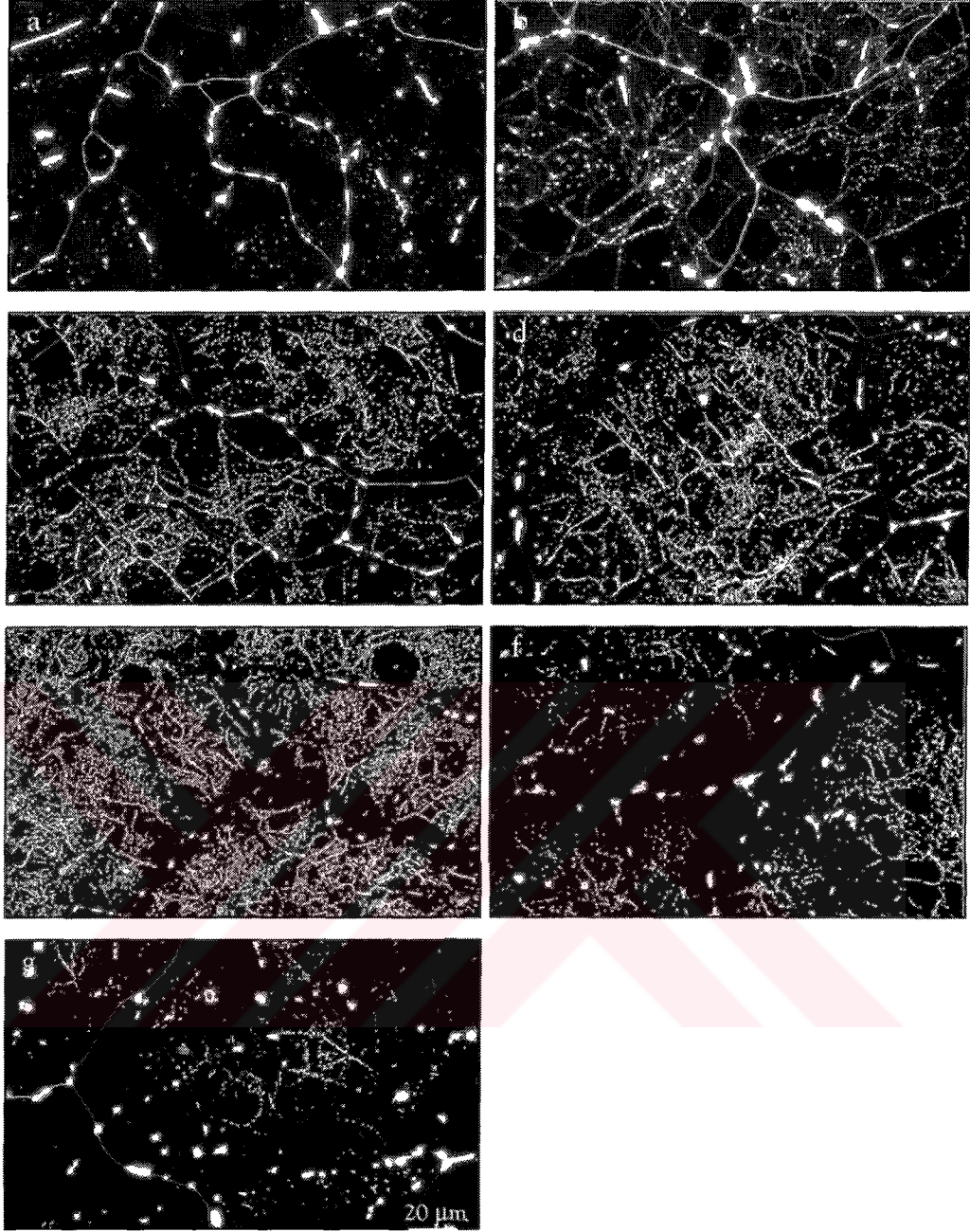
ürünün sünekliğini düşürür (Kovacs vd., 1987).

Az miktarda manganez ilavesi ürünün yüzey kalitesini iyileştirmektedir. Al-Mg-Si alaşımlarında daha yüksek manganez ilavesi rekristalizasyon sıcaklığını artırır ve ekstrüzyonun çokgen yapısı muhafaza edilebilir. Aynı zamanda kaba β^1 -Mg₂Si çökeltileri için çekirdeklenme alanları olan manganez içeren partiküllerin varlığı ile alaşımın su verme duyarlılığı artar (Kovacs vd., 1987).

Yüksek hızdaki ekstrüzyonlarda yüksek çıkış sıcaklıkları oluşur ve çözünen konsantrasyonu artar. Alaşımın akma gerilimi yüksek ekstrüzyon hızlarında artar. Bununla birlikte, manganez içeriği arttığında, çubuk şeklindeki Mg₂Si çökeltilerinin mangan içeren partiküllerin üzerinde çekirdeklenmesi sonucu akma dayanımı azalır (Kovacs vd., 1987).

5.2.1 Sürekli Soğutma

Şekil 5.4'te farklı soğuma hızlarının AA6063 alaşımı biletin yapısı ve Mg₂Si çökelti partiküllerinin dağılımı ve boyutu üzerindeki etkisi görülmektedir. Beklendiği gibi, homojenizasyondan sonraki soğuma hızının Mg₂Si fazının dağılımı ve çökeltme karakteristiği üzerinde büyük etkisinin olduğu görülmektedir. 580°C'de 6 saat tutulan ve daha sonra havayla soğutulan numuneler (2000 °C/saat hızda) hemen hemen hiç Mg₂Si çökeltisi göstermezler. Böylece 580°C de Mg₂Si partiküllerinin tamamen çözündüğü sonucuna varılmaktadır ve havayla soğutma esnasında serbest Si ve Mg'un her ikisi çözelti içinde tutulmuştur. Dendritler içindeki çok ince Mg₂Si partiküllerinin popülasyonu soğutma hızının azalmasıyla artar ve sonuçta, 100°C/saat hızla soğutulan numuneler bu tür partiküller bakımından yoğundur. Mg₂Si partiküllerinin çökmesi rasgele değildir nispeten yüksek enerjili yerlerde çökeltme ilk olarak başlar (Biol, 2004). 100 °C/saat veya daha yüksek soğuma hızlarında Mg₂Si çökeltileri XRD spektrumunda fark edilebilecek bir sinyal vermek için hem çok az hem de çok incedirler. Bununla birlikte, 30 °C'de soğumadan sonra karalı kübik Mg₂Si fazı tespit edilmiştir. Soğuma hızı 100 °C/saat'in altına indiğinde ince ve yoğun Mg₂Si çökeltilerinin sayısı şiddetli bir şekilde azalmaktadır ve nispeten kaba, kararlı çökeltilere dönüşmektedir.

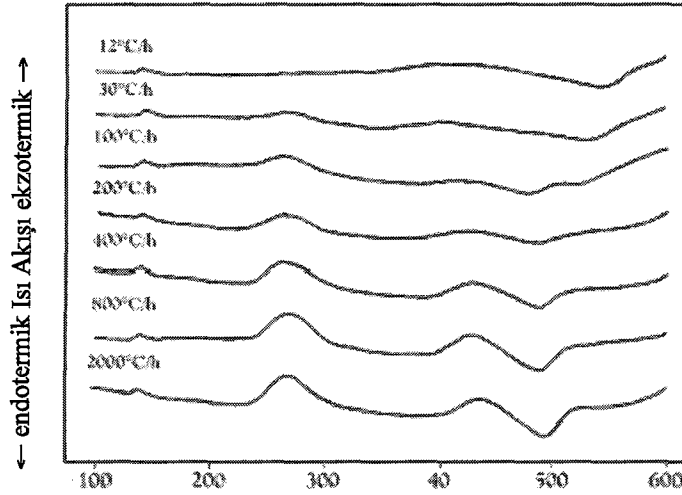


Şekil 5.4 580 °C'de 6 saat homojenleştirme işlemi uygulanan 6063 alaşımı biletin 200 °C'ye farklı hızlarda soğutulması sonucu Mg₂Si çökeltilerinin boyut ve dağılımı: (a) 2000 °C/saat, (b) 800 °C/saat, (c) 400 °C/saat, (d) 200 °C/saat, (e) 100 °C/saat, (f) 30 °C/saat ve (g) 12 °C/saat (Bırol, 2004).

Soğutma hızının azalmasıyla Mg₂Si çökeltilerinin kabalaşması devam etmektedir, 12 °C/saat çok düşük hızla soğutulan numunede kaba Mg₂Si partiküllerinin sayısı artar.

Şekil 5.5, 580°C'de 6saat homojenleştirme işlemine tabi tutulan ve daha sonra çok hızlıdan çok yavaşa (2000-12°C/saat arasında) soğutulan numunelerin DSC analizlerini göstermektedir. 400 °C/saat ve daha hızlı soğutulan numunelerin termogramları 600°C ye

kadar iyi-dağılımlı toplam 4 zirve gösterir.



Şekil 5.5 580 °C'de 6 saat homojenleştirme işlemine tabi tutulan ve 12-200 °C/saat arasında farklı hızlarda soğutulan 6063 alaşımı numunelerin DSC taraması. Isıtma hızı 20°C/dak (Biol, 2004).

Bu zirvelerin ilk üçü ekzotermiktir ve çökeltme aktiviteleriyle ilişkili iken sonuncusu endotermiktir ve çözünme reaksiyonunu gösterir. İlk ekzotermik zirve nispeten küçüktür ve yaklaşık olarak 140 °C'de görülür. Bunun Mg-Si salımlarının oluşumu ile ilgili olduğu iddia edilmektedir. Metastabil β''/β^1 -Mg₂Si ve stabil β -Mg₂Si partikül çökeltileri sırasıyla ikinci ve üçüncü zirveleri oluştururlar. Diğer yandan, 450 °C'de başladığı tahmin edilen endotermik zirve, β -Mg₂Si denge fazının solvüs sıcaklığında çözünmesini göstermektedir (Biol, 2004).

Ekzotermik zirvelerin yoğunluğu homojenizasyon soğutma hızı ile aralarında uygunluk gösterir. 2000-800 °C/saat hızda soğutulan bu numunelerin daha yüksek çökeltme kapasiteleri, nispeten geniş endotermik zirvelerle kanıtlanmaktadır. Artan miktarlarda Mg₂Si çökeltmesinin homojenizasyondan sonraki soğutmada zaten yer aldığı düşünülerek, bu zirvelerin yoğunluğu soğutma hızını azaltarak düşürülür. Sonuç olarak, ekzotermik zirveler 30°C/saat hızla soğutulan numunelerde çok küçükler ve 12 °C/saat gibi çok yavaş soğutmada tamamen kaybolmuşlardır. Bilet homojenizasyon sıcaklığından çok yavaş soğutulurken tekrar ısıtma işlemi süresince çözüldüğü çökecek hemen hemen hiç Mg ve Si bulunmamaktadır. 30 ve 12 °C/saat soğutma hızlarıyla yavaş soğutulan numunelerde, stabil Mg₂Si çökeltilerinin ısıtma esnasında büyümesinden dolayı olduğu iddia edilen geniş ekzotermik etkiler gözlenmektedir (Biol, 2004).

Sertleştirilebilme kapasitesi ve yüzey kalitesi ile ilgili karşılaşılan problemlerin potansiyel

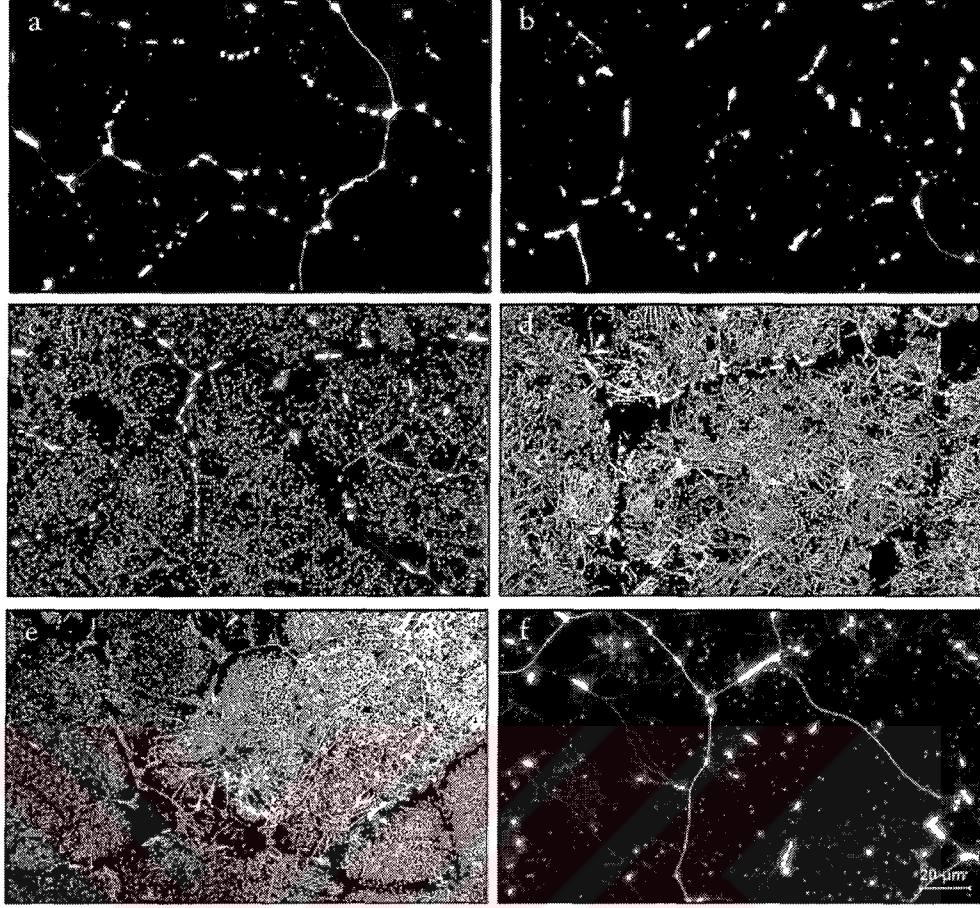
kaynaklarını işaret ettiğinden çözünen zirvelerinin sıcaklık dağılımı teknolojik olarak büyük ilgi konusudur. Homojenizasyon sıcaklığından 100 °C/saat'ten daha hızlı soğutulan numunelerde, Mg₂Si çökeltilerinin çözünmesi yaklaşık olarak 500 °C'nin üzerinde olmaktadır, endüstriyel uygulamalarda sıkça rastlanılan pres çıkış sıcaklığının altında. 100 °C/saat hızda soğutulan numunede yeniden ısıtma işlemi esnasında ilave endotermik etkiler görülmektedir, bu soğutma hızında oluşan çok ince çökeltilere ek olarak kaba kübik β -MgSi çökeltisinde kaynaklandığı düşünülmektedir. 30 ve 12 °C/saat hızla soğutulan numunelerde endotermik zirveler daha yüksek sıcaklıklarda (50°C kadar) oluşmaktadır. Yüksek soğutma sıcaklıklarında oluşan ince metastabil Mg₂Si partikülleri yeniden ısıtmaya kolaylıkla cevap verirlerken, kaba β -MgSi parçacıkları görünüşe göre yüksek sıcaklıklarda kararlıdır ve böylece yeniden ısıtma esnasında çözünmeleri zordur, bu durum çözünen zirvelerinin 30 °C/saat ile veya daha yavaş soğutulan numunelerin DSC analizinde daha yüksek sıcaklıklara yer değiştirmesi ile kanıtlanmaktadır (Biol, 2004).

Sonuç olarak, 6063 alaşımı için homojenizasyondan sonra 100 °C/saat veya daha hızlı soğutma uygulanmalı ki ekstrüzyon ve yeniden ısıtma işlemi esnasında çözünmeleri zor olabilecek kaba Mg₂Si çökeltilerinin oluşumu önlenibilsin. Diğer yandan, katı çözelti matrisinde etkili fakirleşmenin sağlanarak ekstrüzyon deformasyonuna karşı düşük akış gerilimi ve düşük direnç elde edilebilmesi için soğutma hızının 200 °C/saat'in altında olması arzu edilir (Biol, 2004).

5.2.2 Adım Soğutma

Şekil 5.6 farklı adım soğutma uygulamalarının 580 °C'de 6 saat homojenleştirme işlemine tabi tutulan 6063 alaşımının Mg₂Si çökelti partiküllerinin miktarı ve dağılımı üzerindeki etkisi görülmektedir.

Soğutma çevrimindeki izotermal adım sıcaklıkları Mg₂Si çökeltisini sürekli soğutma çevrimindeki soğuma hızı kadar etkilemektedir. İzotermal-adım sıcaklığının azaltılması soğutma hızının azaltılması ile aynı etkiyi göstermektedir. 580 °C'de 6saat homojenleştirilen ve 450 °C'de izotermal olarak 2 saat bekletmeden önce ve sonra havayla soğutulan numuneler herhangi bir Mg₂Si çökeltisi göstermemektedirler. 400 °C'de adım soğutmadan sonra çökelti aktiviteleri görülmektedir. Bu yüksek sıcaklıktaki çökelti çok kaba dağılımlı stabil kübik β-Mg₂Si meydana getirmektedir. İzotermal-adım sıcaklığının azaltılmasıyla Mg₂Si partiküllerinin popülasyonu artar fakat boyutları küçülür (Biol, 2004).

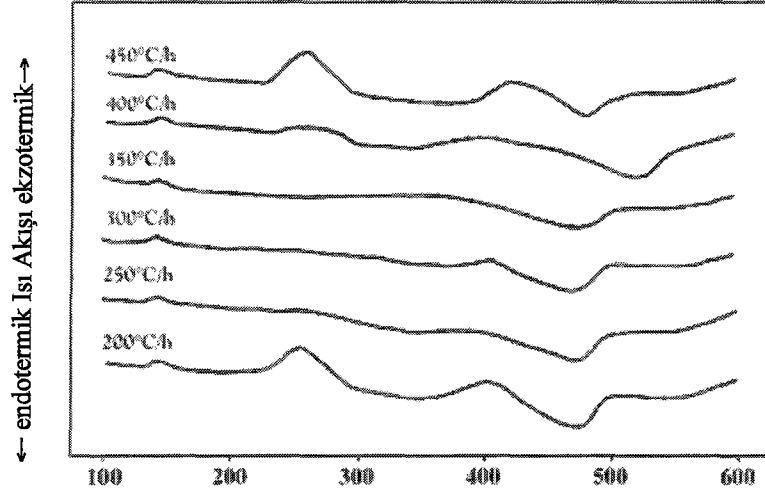


Şekil 5.6 580 °C’de 6saat homojenleştirme işlemine tabi tutulan numunelerin (a) 450°C, (b) 400°C, (c) 350°C, (d) 300°C, (e) 250 °C, (f) 200 °C’de adım soğutulmaları sonucu Mg₂Si çökeltilerinin dağılımı (Biol, 2004).

Sonuç olarak, 250 °C’de adım-soğutulan numune çok ince Mg₂Si dağılımı göstermektedir. Yeniden ısıtma esnasında elde edilen ısı ölçümünde ekzotermik etkilerdeki noksanlıktan kanıtlandığı gibi bu partiküllerin çoğunluğu metastabil β¹-Mg₂Si’tir. Diğer yandan, 200°C de adım soğutulan numunelerde hiç Mg₂Si çökmesi yoktur (Biol, 2004).

Şekil 5.7 580 °C de 6 saat homojenleştirilen ve 200- 400 °C arasında değişik sıcaklıklarda adım-soğutulan numunelerin DSC taramasını göstermektedir. Optik mikroskop sonuçları, elektrik iletkenlik ölçümleri ve XRD işlemleri adım-soğutulan numunelerin DSC analizleri ile paraleldir. 200 °C’de adım soğutulan numunelerin ön ısıtma termogramları 600 °C’ye kadar üç ekzotermik zirve buna ek olarak bir endotermik zirve gösterir, bu sıcaklık 2 saat içinde çökelmeye izin vermek için çok düşüktür. 250 °C’de 2 saat izotermal olarak tutulan numunede iki düşük sıcaklıklı ekzotermik zirve tamamen kaybolmuştur ve β-Mg₂Si denge fazının çökmesi ile üretilen ekzotermik etkiler oldukça zayıftır. Böylece, mevcut Mg ve Si’un çoğunun bu sıcaklıkta 2 saat izotermal bekletme esnasında β¹¹/ β¹ -Mg₂Si partikülleri

formunda çökelediği ve tekrar ısıtma esnasında çökecek mevcut Mg ve Si miktarının az olduğu sonucuna varılır. 300 °C’de adım-soğutulan numunenin termogramı da hemen hemen aynıdır (Biol, 2004).



Şekil 5.7 580 °C’de 6 saat homojenleştirilen numunelerin 450-200 °C arasında adım soğutulan numunelerin DSC analizi. Isıtma hızı 20 °C/dak (Biol, 2004).

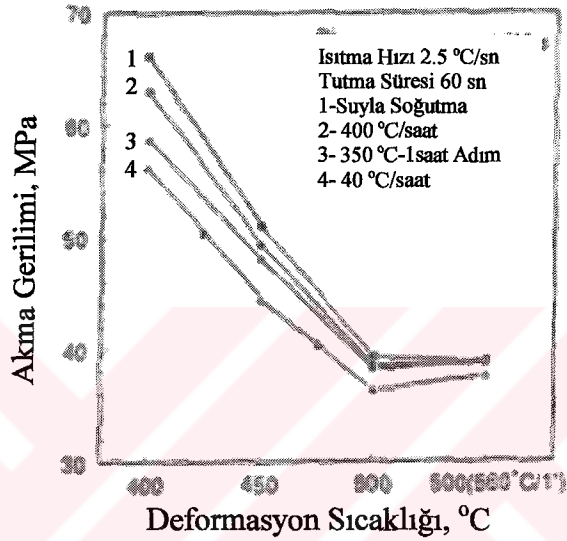
Isıtma esnasında kabalaşma (çökeltilerin büyümesi) prosesi aktifken tipik olarak gözlemlenen ekzotermik etki, 350 °C’de adım soğutulan numunenin yeniden ısıtılması esnasında gözlemlenmektedir. Metastabil β^u / β^1 -Mg₂Si ve stabil β -Mg₂Si partiküllerinin çökmesi esnasında oluşan ekzotermik zirveler 400 °C’de adım soğutulan numunenin yeniden ısıtılması esnasında görülmektedir. Bu sıcaklıkta numune içindeki Mg ve Si’un yüksek çözünürlük oranları çökme kapasitesini belirlemektedir. 400 °C’de izotermal tutmayla meydana gelen ana fark çözünme zirvelerinin yüksek sıcaklıklara doğru kaymasıdır, izotermal tutma esnasında oluşan ve ısıtma esnasında kabalaşan Mg₂Si partiküllerinin çözünmeleri zordur ve potansiyel olarak yüzey kalitesi ve mekanik özellikler için zararlıdır.

Adım soğutma uygulamalarında test edilen birçok izotermal-adım sıcaklıklarında, 250 ve 300 °C’de adım soğutulan numuneler en iyi sonucu vermektedirler, bu sıcaklıklarda çökelen Mg₂Si partikülleri ekstrüzyon esnasında kolayca çözünebilecek boyut ve formda olmaktadır.

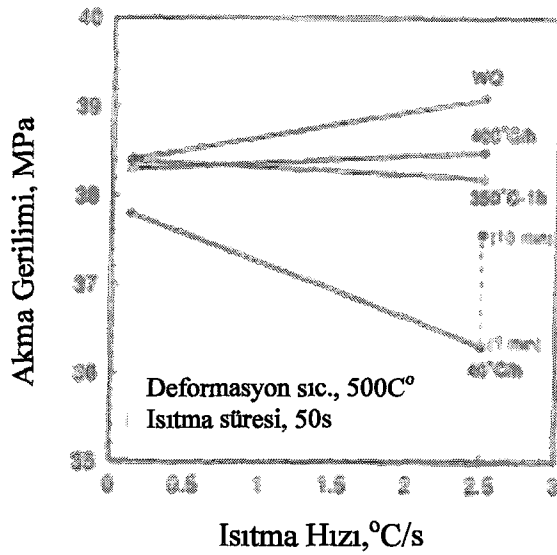
5.2.3 Soğuma Hızının Mekanik Özellikler ve Ekstrüzyon Parametrelerine Etkisi

Farklı soğutma uygulamalarının akış gerilimi üzerindeki etkisi Şekil 5.8’de gösterilmiştir. Şekilden de görülebileceği gibi su soğutmalı biletler herhangi bir deformasyon sıcaklığında en yüksek akış gerilimini göstermektedirler. Diğer yandan, 40 °C/saat ile yavaş soğutulan biletler

en düşük akış gerilimini göstermektedir ve 560 °C de solüsyona alma ısıl işleminden sonra bile su soğutmalı biletin akış gerilimi değerini elde edememektedirler. 400 °C/saat hızla soğutulan numune su soğutmalı numuneyle karşılaştırıldığında katı çözeltide daha az miktarda tutulan magnezyum ve silisyuma bağlı olarak akış geriliminde düşüş gösterir. Adım soğutulan numuneler düşük ve orta derecedeki deformasyon sıcaklıklarında düşük akış gerilimi gösterirler ve yüksek deformasyon sıcaklıklarında konvansiyonel olarak soğutulan numunelerin akış gerilimine yaklaşırlar.



Şekil 5.8 Soğutma uygulamalarının ve deformasyon sıcaklıklarının AA6063 alaşımı biletin akma gerilimi üzerindeki etkisi (Zajac vd., 1996).

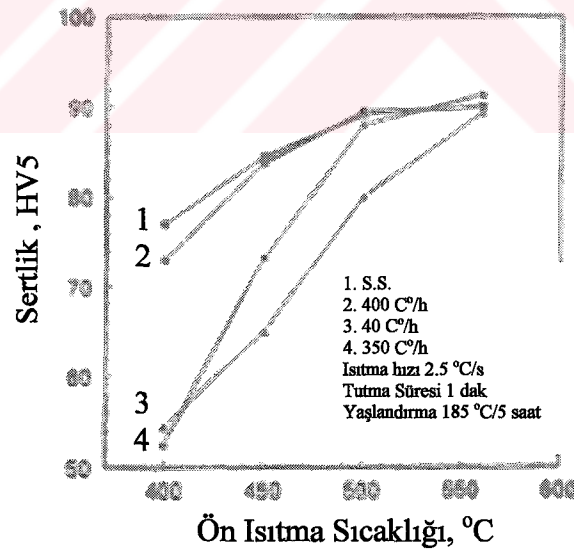


Şekil 5.9 Isıtma hızı ve tutma süresinin AA6063 alaşımı biletin akma gerilimi üzerindeki etkisi (Zajac vd., 1996).

Ekstrüzyondan önceki ön ısıtma sıcaklığına ek olarak, ısıtma hızı ve tutma süresi de homojenize edilen biletlerin akış gerilimini etkilemektedir, ısıtma süresindeki artışa bağlı olarak çökelme ve çözünme olayları da artar (Şekil 5.9) .

Adım soğutulan numuneler 500 °C deformasyon sıcaklığına kadar ısıtma hızına duyarlı değildirler. Buna karşın, yavaş soğutulan numuneler (40 °C/saat) kaba β -Mg₂Si partikülleri içerirler, yavaş ısıtmada veya 450 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda uzun tutma sürelerinde alaşımın akış gerilimini giderek artırırlar. Bununla birlikte kaba β -Mg₂Si'in çözünmesi yavaş ilerlemektedir, 560 °C'de 1 dakika sonra bile tamamen çözünme olmamaktadır. Hızlı soğutulan numunenin akış gerilimi yavaş ön ısıtma esnasında önemli derecede düşmektedir (Zajac vd., 1996).

Şekil 5.10'da farklı soğutma ve ön ısıtma uygulamalarında yaşlandırmadan sonra elde edilen sertlik değerleri gösterilmiştir. Su soğutmalı ve hızlı soğutulan biletler 400 ve 450 °C'deki deformasyondan sonra düşük sertlik değeri gösterirler. Bu sonuçlar homojenizasyondan sonra aşırı doymuş olan malzemede Mg₂Si'in kolayca çökeldiğini göstermektedir. Yavaş soğutulan (40 °C/saat) numunelerin sertliği, aşırı derecede düşüktür, sadece solusyona alma işlemi sonrasında sertlik değeri suyla soğutulan numuneye yaklaşmaktadır (Zajac vd., 1996).



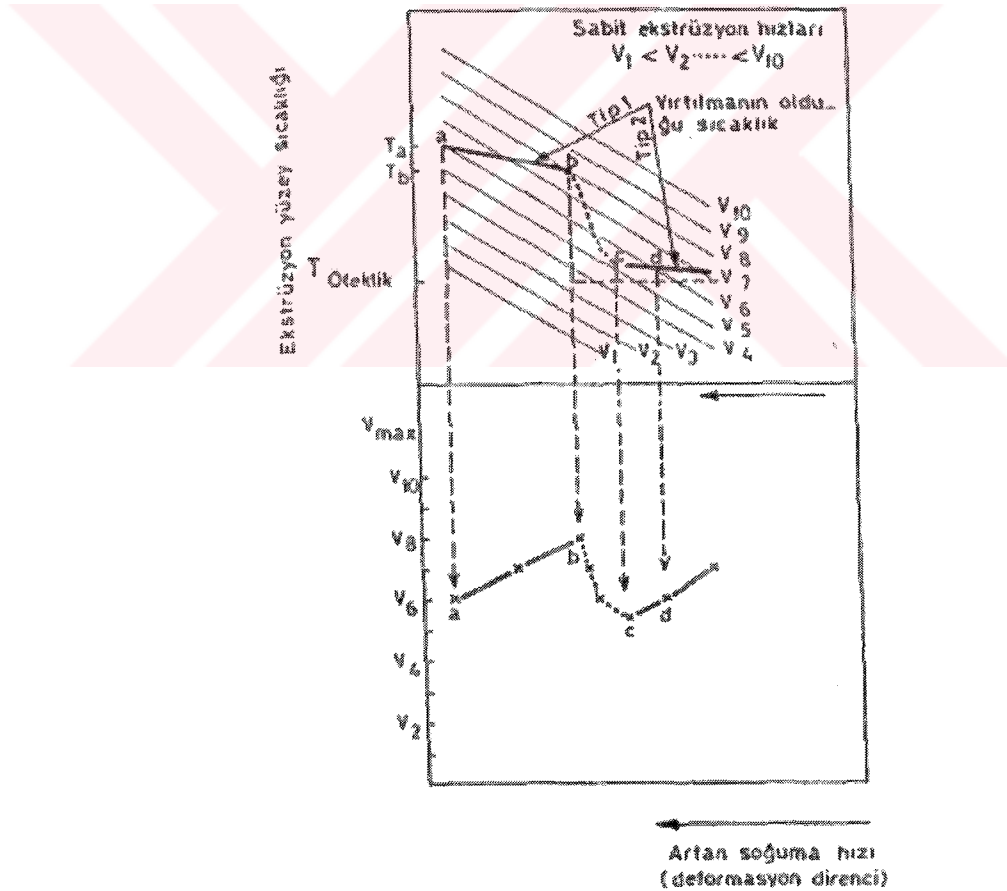
Şekil 5.10 Soğutma koşullarının ve ön ısıtma sıcaklıklarının yaşlandırmadan sonra sertlik üzerindeki etkisi (Zajac vd., 1996).

Adım soğutulan numunenin sertliği düşük ve orta derecedeki ön ısıtma sıcaklıklarında düşüktür fakat 500 °C'de hızla artmaktadır. Adım soğutma ön ısıtma sıcaklığına en büyük duyarlılığı göstermektedir. 500 °C civarında sertlikte görülen bu ani artış ekstrüzyon

esnasında β^1 -Mg₂Si partiküllerinin kolay bir şekilde tamamen çözünebileceğini göstermektedir (Zajac vd., 1996).

Seçilen herhangi bir ekstrüzyon hızında ekstrüzyon sıcaklığı artan şekil değiştirme direnci ile artmaktadır. Malzemenin şekil değişimi direnci de homojenleştirmeden sonraki soğuma hızı veya katı çözeltideki magnezyum ve silisyum miktarı ile artmaktadır. Ekstrüzyon sıcaklığı da ekstrüzyon hızı arttıkça artacaktır. Reiso ekstrüzyon sırasındaki yırtılmaları açıklamak için bir model önermiştir. Modele göre, Mg₂Si çökeltileri iri olduğu zaman, yırtılma iç kısımlarda, Mg₂Si çözülmüş durumda olduğunda ise yırtılmalar ekstrüzyon yüzeyinde olmaktadır. Yüzeydeki yırtılmalar, 1. tür, iç kısımlardaki yırtılmalar ise 2. tür yırtılma olarak adlandırılmıştır (Onurlu, 1993).

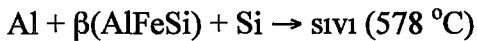
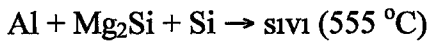
Şekil 5.11'de ekstrüzyon hızının homojenleştirmeden sonraki soğuma hızı ile değişimi görülmektedir.



Şekil 5.11 Seçilen bir bileşim için en yüksek ekstrüzyon hızının homojenleştirmeden sonraki soğuma hızı ile değişimi (Onurlu,1993).

Magnezyum ve silisyumun katı çözeltide kalmasının sağlanabildiği en yüksek soğuma hızında

V_6 ekstrüzyon hızı elde edilecektir. Ancak bu hızda ekstrüzyon yapılabilmesi için T_a gibi bir ekstrüzyon sıcaklığına çıkılmalıdır. Bu sıcaklıkta alüminyum matrisin dayanımı ekstrüzyon sırasında oluşan sürtünme kuvvetlerinden daha az olacağından 1.tür yırtılma görülecektir. Daha yavaş bir soğutma hızı b' 'de bir miktar Mg_2Si çökelecektir. Takoz ekstrüzyon kalıbına girdiği anda takozda bulunan bu ince çökelti, ekstrüzyon sırasındaki sıcaklık artışına bağlı olarak çözünecekler ve katı çözeltilerdeki magnezyum ve silisyum miktarı artacaktır. Bu yapının şekil değişimine direnci a soğuma hızındakinden daha düşük olacağından ekstrüzyon kalıbında T_b sıcaklığına erişilmeden V_8 ekstrüzyon hızına ulaşılmış olacaktır. c soğuma hızında ise ekstrüzyon sırasında tamamen çözünemeyecek kadar iri Mg_2Si çökelti oluşacaktır. Bu çökelti iki şekilde 2. tür yırtılmaya neden olabileceği düşünülmektedir. Kalıp yüzeyine yakın bölgelerde, gerilmelerin en yüksek değerine ulaştığı yerlerde Mg_2Si çökelti gerilme yoğunlaşmasına ve buna bağlı yırtılmaya neden olacaktır. Bunun sonucu olarak da ya yüzeyin altındaki boşluklar ortaya çıkacak, ya da Mg_2Si fazı diğer elementlerle birleşerek düşük sıcaklıkta sıvılaştıran ötektik bölgeler oluşturacaktır. Homojenleştirme sıcaklığından soğuma sırasında takozun tane sınırlarında $AlFeSi$ fazları oluşabilirler. Soğuma hızı yeterince yavaş ise $AlFeSi$ çökelti etrafında Mg_2Si fazları büyüyecektir. Takozun ekstrüzyon sıcaklığına yeniden ısıtılması sırasında yüksek ısıtma hızları uygulanacağından ve ekstrüzyon sırasındaki sıcaklık artışları hızlı olacağından çözeltilere geçmeye yeterli zaman olmayacak ve bu nedenle ötektik ergimeye yol açılacaktır. Ötektik ergime sırasında yer alacak ötektik tepkimeler şu denklemlerle ifade edilebilir.

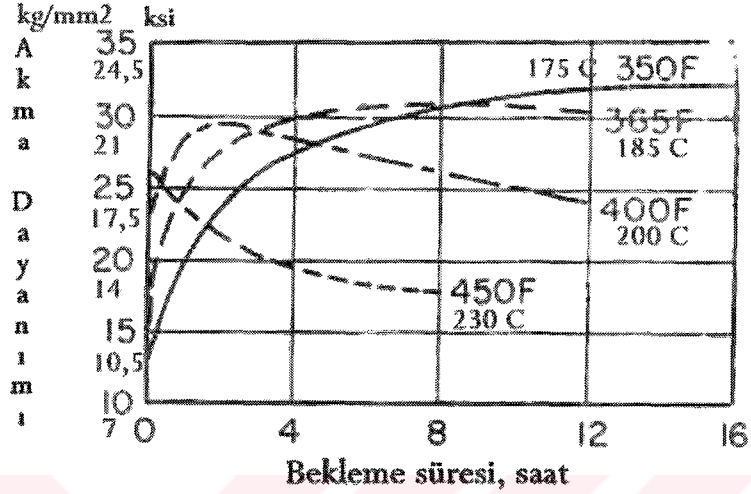


Bu durumda malzemenin dayanımı önemli ölçüde azalacağından beklenenden daha düşük bir hızda yırtılma görülecektir.

Soğuma hızı c' 'den d' 'ye düşürüldüğünde daha fazla sayıda ve iri Mg_2Si bileşiği oluşacaktır. Bu durum, alaşım için katı çözeltilerde daha az magnezyum ve silisyum kalması ve matris dayanımının daha düşük olması demektir. Böylece, yırtılmayla sonuçlanacak bir sıcaklığa ulaşılmadan yüksek hızda ekstrüzyon yapılabilir (Onurlu, 1993).

Anlatılan modelden ve diğer çalışmalardan anlaşılacağı gibi, ekstrüzyon için en uygun bilet mikroyapısında, ekstrüzyon sırasında kolayca çözeltilere geçebilecek büyüklükte Mg_2Si çökelti bulunmalıdır. İstenilen büyüklükte çökelti oluşumu homojenleştirmeden sonraki soğuma hızının iyi kontrol edilmesi ile sağlanabilir.

Bilet tavlama ve ekstrüzyon sonrası soğutma işlemleri (bu iki işlem "pres ısıl işlemi" olarak da adlandırılır) uygun şekilde yapıldığında; 6063 alaşımında en üstün mekanik özellik değerleri, ekstrüzyon sonrası soğutulmuş ürüne "yapay yaşlandırma ısıl işlemi"nin (çökeltme sertleşmesi) uygulanmasıyla elde edilir (Ulucak, 2003).



Şekil 5.12 Yapay yaşlandırma ısıl işleminde sıcaklık ve sürenin AA 6063 ekstrüzyon ürünlerinin akma dayanımı değerine etkisi (Ulucak, 2003).

Şekil 5.12'de AA 6063 alaşımı ürünlerin akma dayanımının yapay yaşlandırma ısıl işlemi ile olan ilişkisi görülmektedir. En yüksek dayanım değerleri için, yapay yaşlandırma ısıl işlemi, 177°C'de 16 saat veya 185°C'de 8 saat veya 204°C'de 2 saat süre ile yapılmalıdır. (Ancak, yüksek sıcaklıkta düşük süre seçildiğinde malzemenin uzama oranı (%) düşer, ayrıca eloksall sonrası "mat görünüm" istenirse bunun eldesi zorlaşır) (Ulucak, 2003).

Farklı yaşlandırma koşullarının AA 6063 alaşımının dayanım değerleri üzerindeki etkisini araştıran bir çalışmada, yapay yaşlandırma işlemi öncesinde yapılan doğal yaşlandırmanın, mevcut alaşımın mekanik özellikleri üzerinde pozitif bir etkisinin olduğunu göstermiştir. 11 günlük doğal yaşlandırma işleminin etkisi, 80 °C'de 5 saat ön yaşlandırma işlemi ile sağlanabilmektedir. Ön yaşlandırma esnasında oluşan salkımlar daha sonraki yaşlandırma işlemi esnasında tamamen çözünmezler. Bu salkımlar malzemenin dayanım değerini artıran β'' çökeltileri için çekirdeklenme alanı vazifesi göstermektedirler (Gao vd.,2002).

6 DENEYSEL ÇALIŞMA

Bu deneysel çalışmada, AA 6063 alüminyum alaşımı biletin optimum homojenizasyon sıcaklığı ve süresi tespit edilmeye çalışılmıştır.

Öncelikle döküm hali yapısı makro ve mikro boyutta incelenmiş daha sonrada farklı sıcaklık ve sürelerde gerçekleştirilen homojenizasyon uygulamalarının bilet yapısına olan etkileri araştırılarak β -AlFeSi fazının tamamıyla α -AlFeSi fazına dönüştüğü optimum homojenizasyon uygulaması tespit edilmeye çalışılmıştır.

6.1 Kullanılan Malzeme

Bu çalışmada kullanılan AA 6063 alaşımı bilet 120 mm çapında olup Nalbantoğlu Alüminyum fabrikasında düşey sürekli döküm yöntemiyle dökülmüştür. Bilet döküm halindedir, homojenizasyon işlemi uygulanmamıştır.

Kullanılan biletin Hilger Analytical Optik Emisyon Spektrometresi cihazında tespit edilen kimyasal kompozisyonu Çizelge 6.1’de verilmiştir.

Çizelge 6.1 Kullanılan AA 6063 alaşımı biletin kimyasal bileşimi.

Al	Mg	Si	Fe	Pb	Sn	Ti	In	Cu	Ni
98,87	0,368	0,355	0,27	0,018	0,001	0,007	0,004	0,002	0,001

6.2 Kullanılan Cihazlar

- Hilger Analytical Optik Emisyon Spektrometresi
- Metaserv 2000 Zımpara makinesi
- Leica Qwin Programlı Görüntü Analiz Cihazı, Tip: EN 50082
- Brinel Sertlik Ölçüm Cihazı
- Linn High Therm Fırın

6.3 Deneyin Yapılışı

Deneysel çalışmalar üç aşamada gerçekleştirilmiştir:

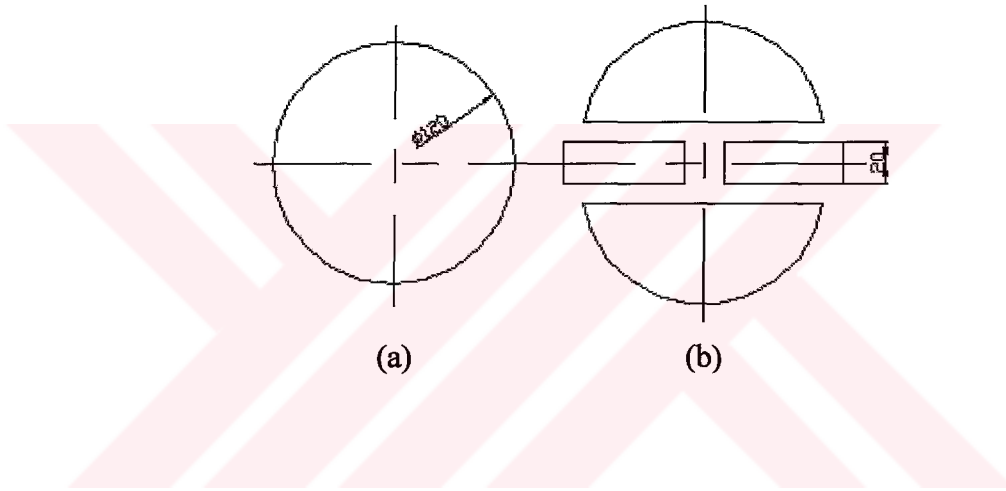
1. Döküm hali yapının karakterizasyonu.
2. Homojenize yapıların karakterizasyonu.
3. Döküm hali ve homojenize edilmiş numunelerin sertlik muayenesi.

6.3.1 Döküm Hali Yapının Karakterizasyonu

AA 6063 alüminyum alaşımı biletin döküm hali makro ve mikro boyutta incelenmiştir. Makroyapısal inceleme için biletten 7mm kalınlığında bir dilim şerit testere ile kesilerek sırasıyla 60-120-180-220-320-400-600-800-1000 mesh'lik zımparalama işlemlerinden sonra makrodağlamaya tabi tutulmuştur.

Makrodağlamada işlem sırası:

- Makrodağlama çözeltisinin hazırlanması: Çözelti 20(50)ml damıtılmış su, 20(15)ml hidroklorik asit, 5(10)ml hidroflorik asit karışımından oluşmaktadır.
- Hazırlanan çözeltinin makro yapı ortaya çıkana kadar pamukla yüzeye uygulanması.

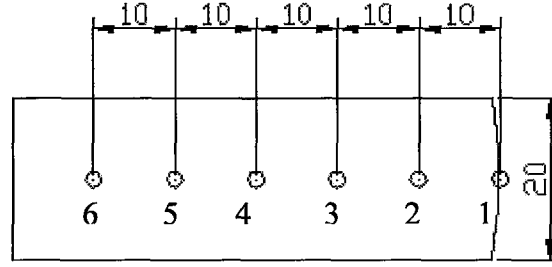


Şekil 6.1 (a) Makroyapısal muayenede kullanılan numune. (b) Mikroyapısal muayenede kullanılan numune.

Mikroyapısal muayene için Şekil 6.1b'de gösterilen numune hazırlanmıştır. 7mm kalınlığındaki dilimden şerit testere ile kesilen numuneye 60-120-180-220-320-400-600-800-1000-1200 mesh'lik zımparalama işlemlerinden sonra yüzey parlatma işlemi uygulanmış ve hazırlanan mikrodağlama çözeltisine daldırılarak iki dakika süresince çözeltide bekletilmiştir.

Kullanılan mikrodağlama çözeltisi: 2ml HF, 3ml HCl , 5ml HNO₃, 190 ml su karışımıdır.

Mikrodağlamadan sonra görüntü analiz cihazında döküm hali numunenin mikroyapısı incelenerek kenardan itibaren 10 mm aralıklarla X200 büyütmede numunenin mikroyapı fotoğrafları çekilmiş, bilet boyunca fazların dağılımı ve tipi tespit edilmeye çalışılmıştır (Şekil 6.2).



Şekil 6.2 Mikroyapısal incelemenin gerçekleştirildiği noktalar.

Görüntü analiz cihazı EN 50082-1 tipinde, Leica Qwin programlı, Leica DM LM mikroskop ve Leica DM LP ve DM LM polarize ışık mikroskopludur.

6.3.2 Homojenize Yapıların Karakterizasyonu

Homojenize edilmiş yapıların karakterizasyonu için Şekil 6.1 b'de gösterilen 6 adet numune hazırlanmıştır. Hazırlanan numuneler 60-120-180-220-320-400-600-800-1000-1200 mesh'lik zımparalama işlemlerinin ardından 560 °C ve 580 °C'de 2,4 ve 6 saat süreyle homojenize edilmişlerdir. Literatürde AA6063 alaşımının homojenizasyonu için tavsiye edilen sıcaklık aralığı 560 – 580 °C 'dir. AA 6063 alaşımının homojenizasyonu ile ilgili yapılan daha önceki çalışmalarda 560 °C'nin altında, çok uzun tutma sürelerinde dahi β -AlFeSi \rightarrow α -AlFeSi dönüşümünün gerçekleşmediği görülmüştür. Dolayısıyla, bu çalışmada homojenizasyon uygulamaları 560 °C ve 580 °C'de gerçekleştirilmiştir.

Homojenizasyon işlemleri esnasında oluşan iç yapıların muhafaza edilmesi için numuneler homojenizasyon işleminden sonra suya daldırılarak soğutulmuşlardır. Daha sonra, homojenize edilen numunelere yüzey parlatma işlemi uygulanarak oluşan iç yapılar Şekil 6.2'de gösterilen 6 nokta üzerinden görüntü analiz cihazında incelenmiştir.

6.3.3 Döküm Hali ve Homojenize Yapıların Sertlik Muayenesi

AA6063 yumuşak malzeme grubuna girdiğinden sertlik ölçümü Brinel yöntemiyle yapılmıştır. Biletin kesiti boyunca tane büyüklüğü değiştiğinden sertlik ölçümü Şekil 6.2'de gösterildiği gibi kenardan itibaren eşit mesafelerde 6 noktada yapılmış ve bilet kesiti boyunca malzemenin sertliğinde olan değişiklikler incelenmiştir. Daha sonra döküm hali ve homojenize edilmiş numunelerin sertlik değerleri karşılaştırılarak homojenizasyon işleminin malzemenin sertliğine olan etkisi araştırılmıştır.

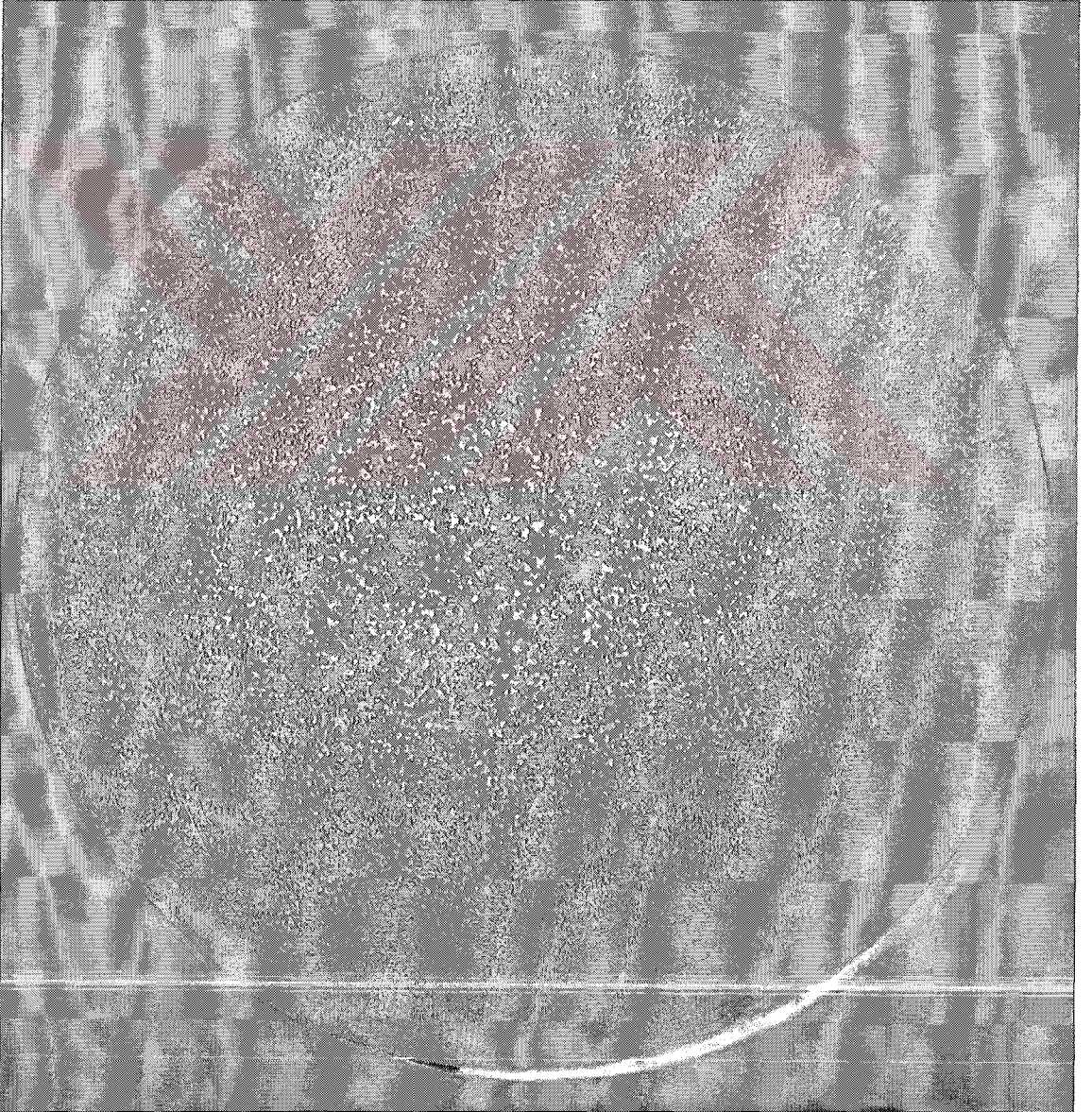
Brinel sertlik ölçümünde kullanılan bilya çapı 2,5 mm'dir. Bilya ilk önce bir ön kuvvetle

parçaya bastırılmış daha sonra 187.5 kP'luk yük 25 saniye süreyle malzemeye uygulanmıştır. Yük kaldırıldıktan sonra bilyanın malzeme yüzeyinde bıraktığı izin çapı ölçülmüş değerler denklem (6.1)'de yerine konarak malzemenin Brinel sertliği tespit edilmiştir.

$$HB = \frac{2.F}{\pi.d(d - \sqrt{d^2 - a^2})} \quad (6.1)$$

6.4 Deneysel Sonuçlar

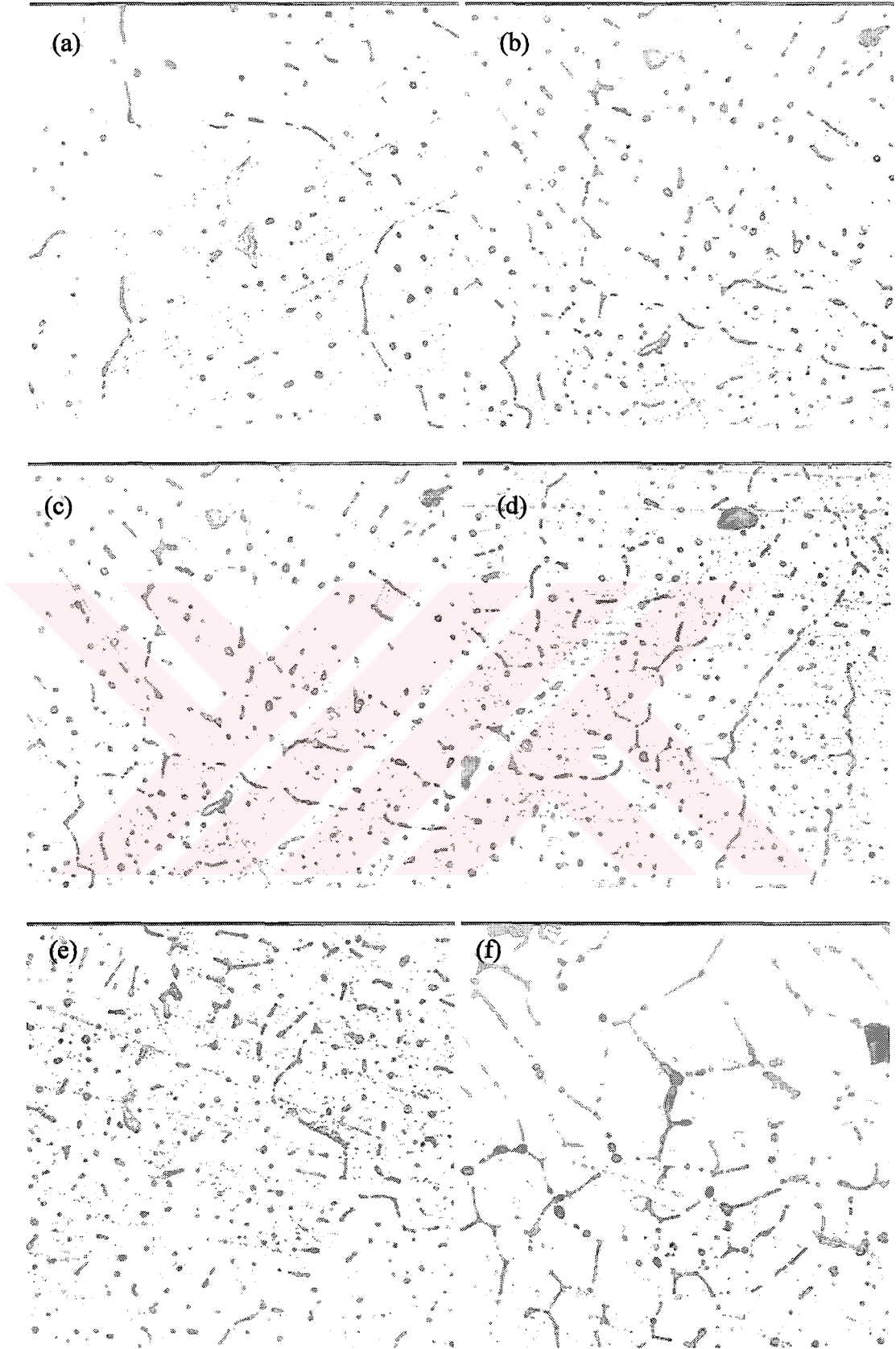
6.4.1 Döküm Hali Yapının Karakterizasyonu



Şekil 6.3 Döküm hali AA6063 alaşımı biletin makro yapısı.

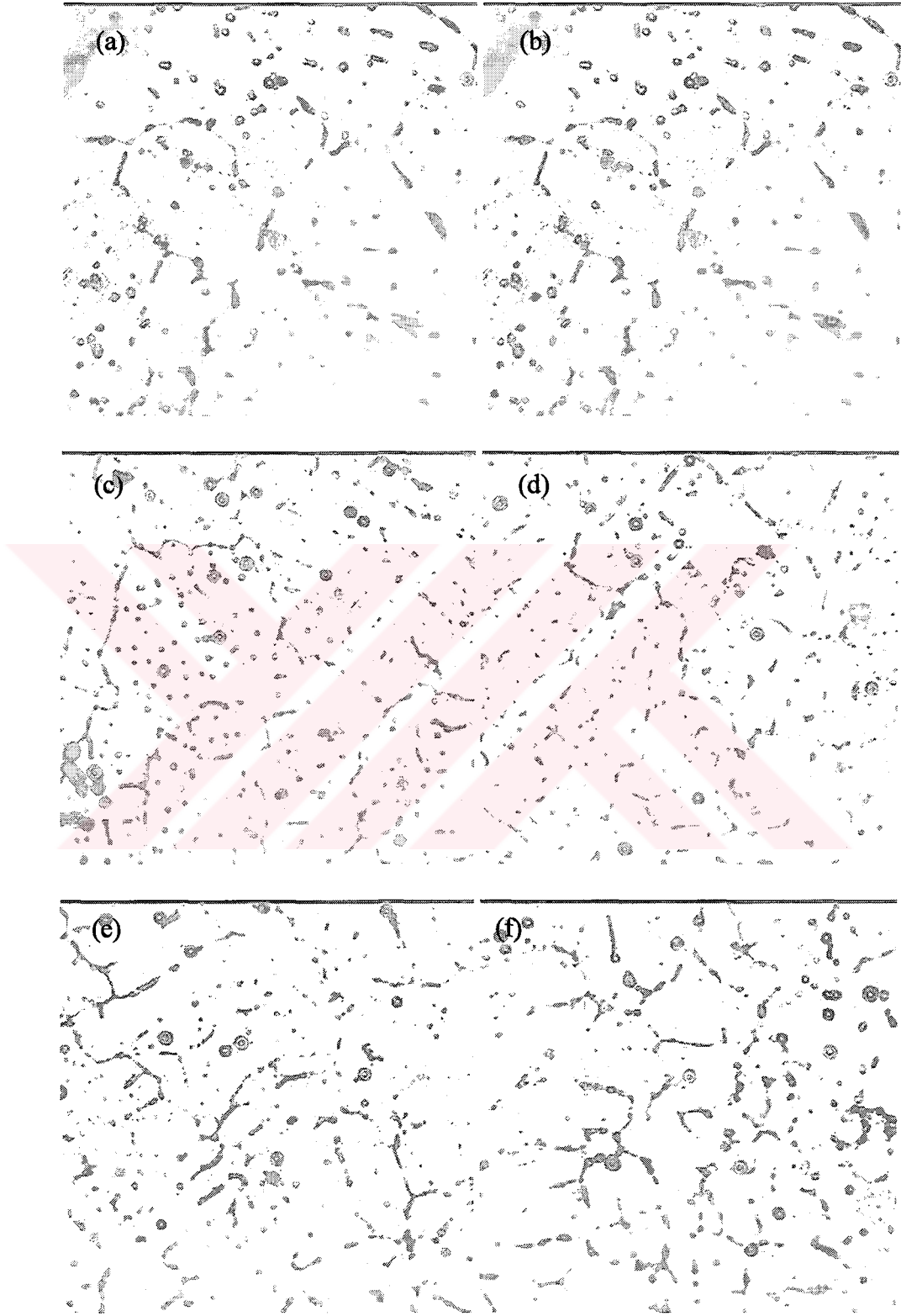
Şekil 6.3'te AA 6063 alaşımı biletin döküm hali makro yapısı gösterilmiştir. Biletin yüzeyinden bilet merkezine doğru soğuma hızı değiştiğinden bilet kesiti boyunca tane boyutları da farklı olmaktadır. Yapı incelendiğinde bilet kenarından bilet merkezine doğru tane boyutunun arttığı görülmektedir. DC döküm esnasında birincil soğuma olarak adlandırılan kalıp içi soğumada sıvı metal su soğutmalı kalıba temas ettiğinde soğutma hızının yüksek olması dolayısı ile hızlı bir katılaşma söz konusudur ve hızlı katılaşmanın neticesinde bilet yüzeyinde 1-2mm derinliğinde gelişigüzel yönlenmiş çok ince tanelerden oluşan çil bölgesi oluşmaktadır. Şekle bakıldığında bilet kenarında bu çok ince tanelerden oluşan bölge görülmektedir. Tanelerin çok küçük olması dolayısı ile bilet çevresi boyunca olan çil bölgesi bazı yerlerde belirsiz çıkmıştır. DC dökümde katılaşma ilerledikçe katılaşmadan dolayı malzemede bir büzülme oluşur. Büzülmeden dolayı bilet ile kalıp arasında bir boşluk oluşur ve bu boşluğun bir neticesi olarak biletten kalıba olan ısı transferi azalır, bu da soğuma hızının düşmesine neden olur. Soğuma hızının düşmesi ile birlikte taneler kabalaşmaya başlarlar. Bilet kalıptan çıktığında ikincil soğuma olarak adlandırılan bilet yüzeyine su püskürtmeyle gerçekleştirilen soğutma işleminde biletten olan ısı transferi hızla artmaktadır. Hızlı soğutmanın neticesinde taneler incelmektedirler fakat bilet merkezine gidildikçe suyun soğutma etkisi azaldığından taneler kabalaşır. Dolayısı ile, bilet yapısındaki en kaba taneler bilet merkezinde görülmektedir.

Şekil 6.4'te AA 6063 alaşımı biletin döküm hali mikroyapısı görülmektedir. Şekil incelendiğinde yapıya iğnemsî ağ şeklindeki β -AlFeSi fazının hakim olduğu görülmektedir. Ayrıca, β fazının yoğunluğu bilet kenarından bilet merkezine doğru artmaktadır.

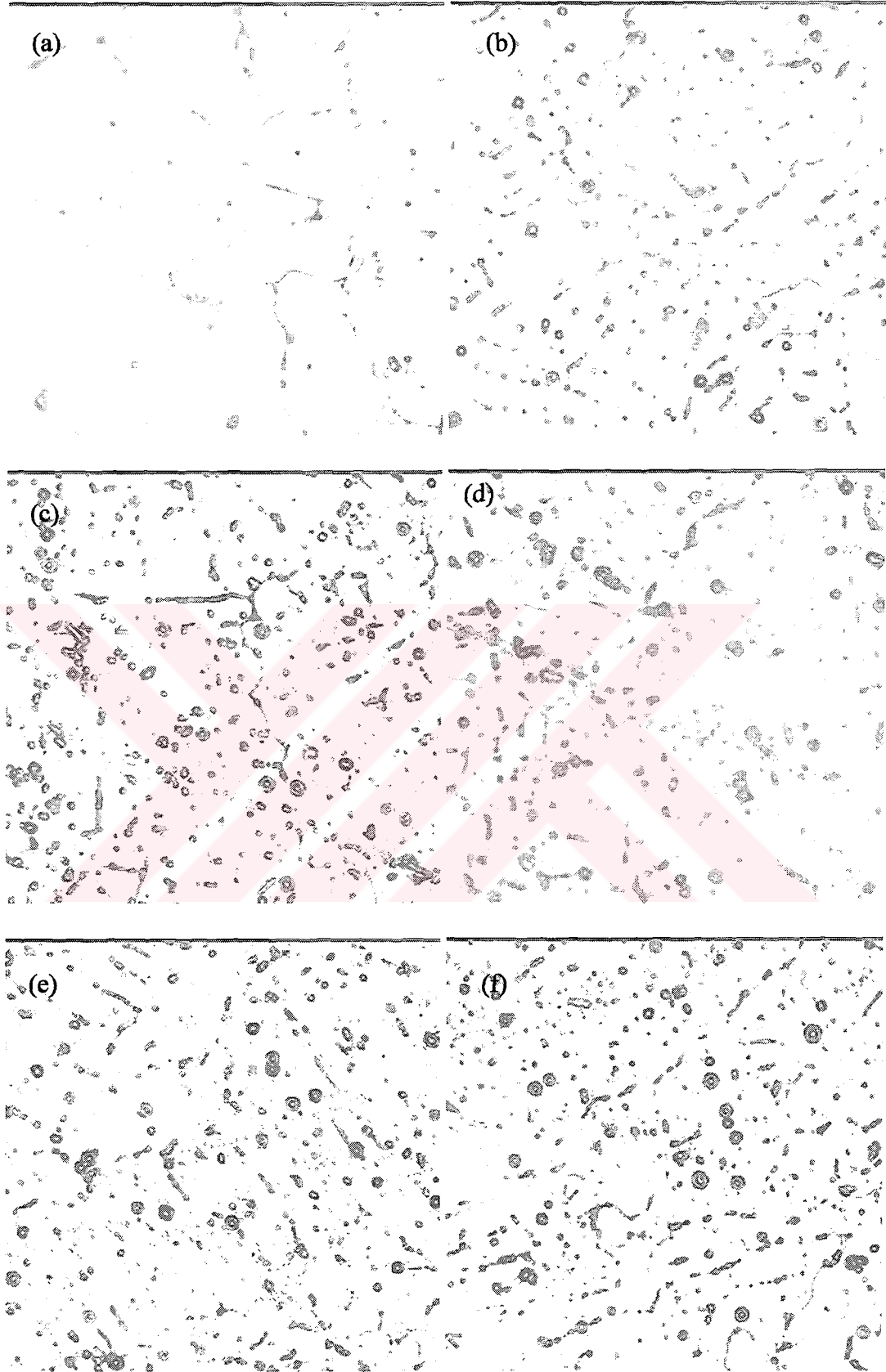


Şekil 6.4 AA 6063 alaşımı biletin döküm hali mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.

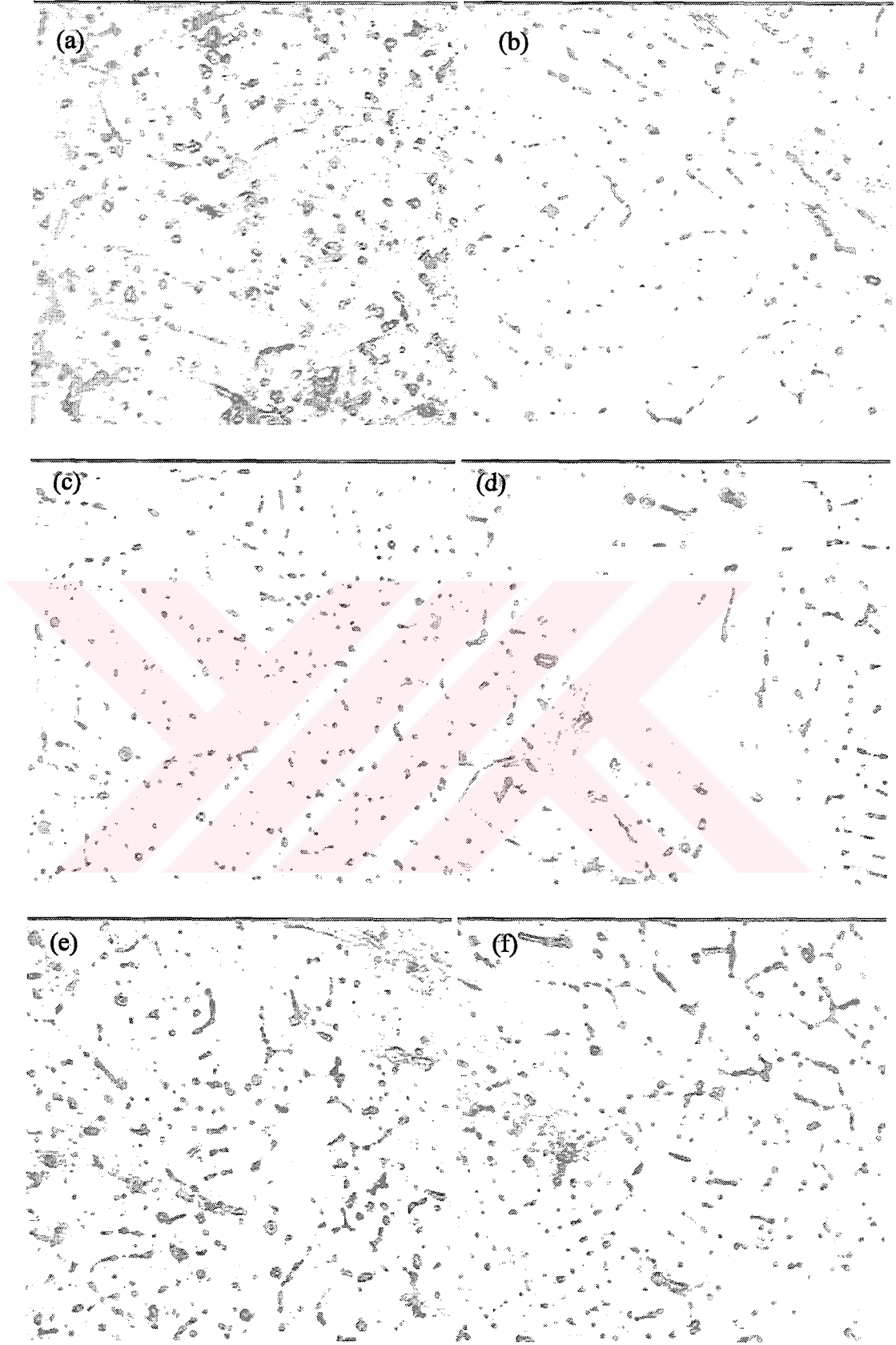
6.4.2 Homojenize Yapıların Karakterizasyonu



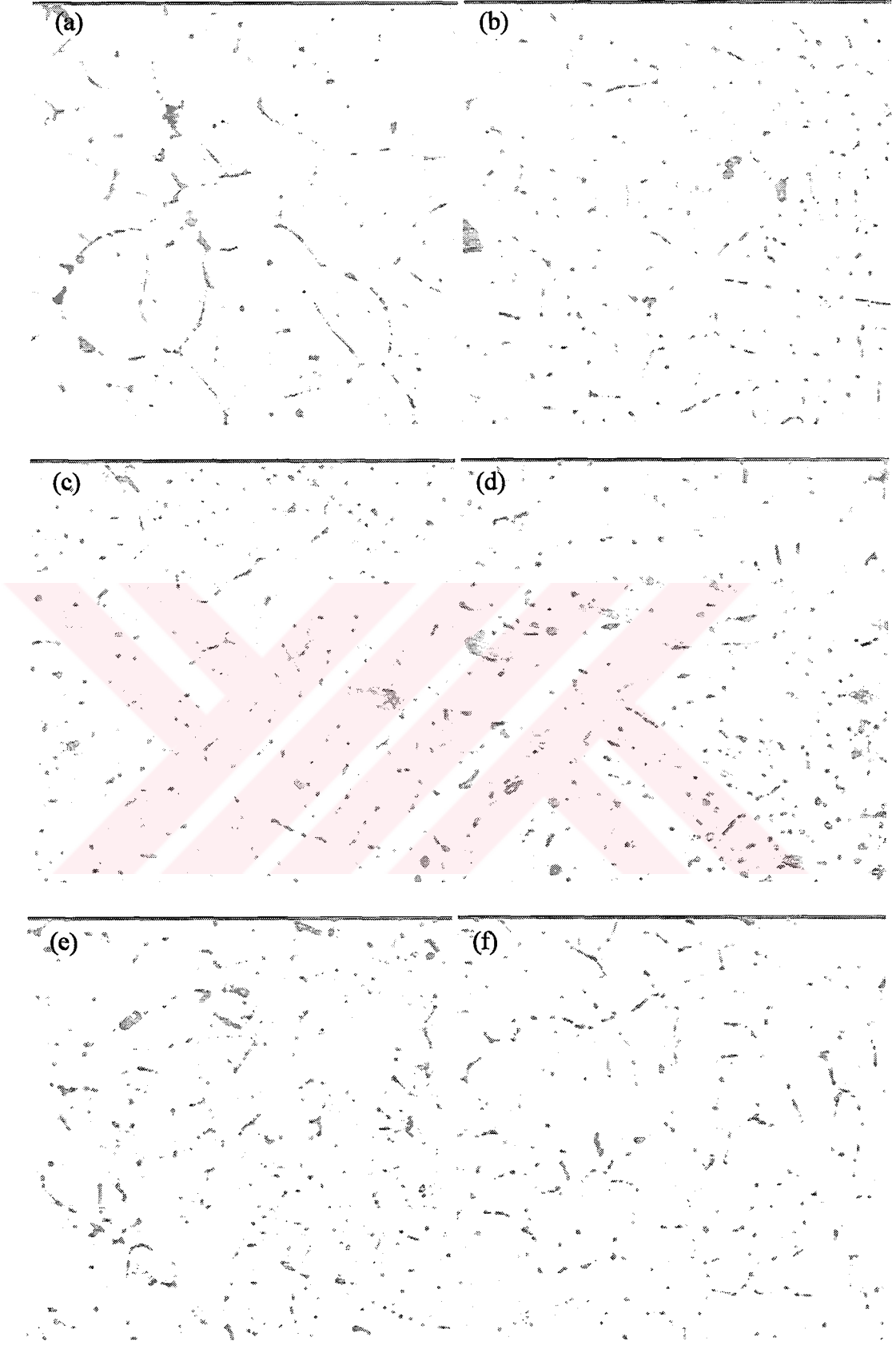
Şekil 6.5 560 °C'de 2 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.



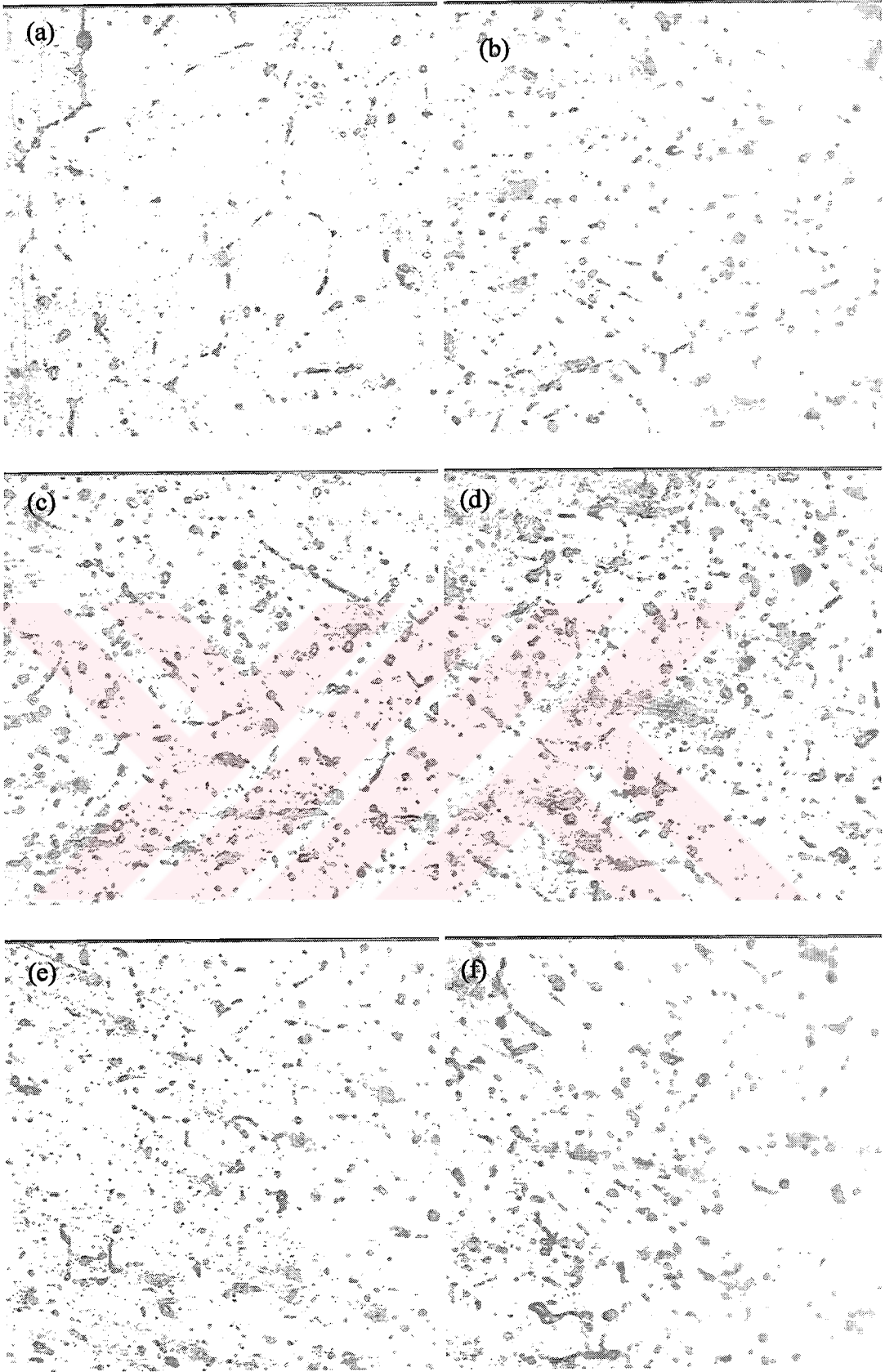
Şekil 6.6 560 °C'de 4 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.



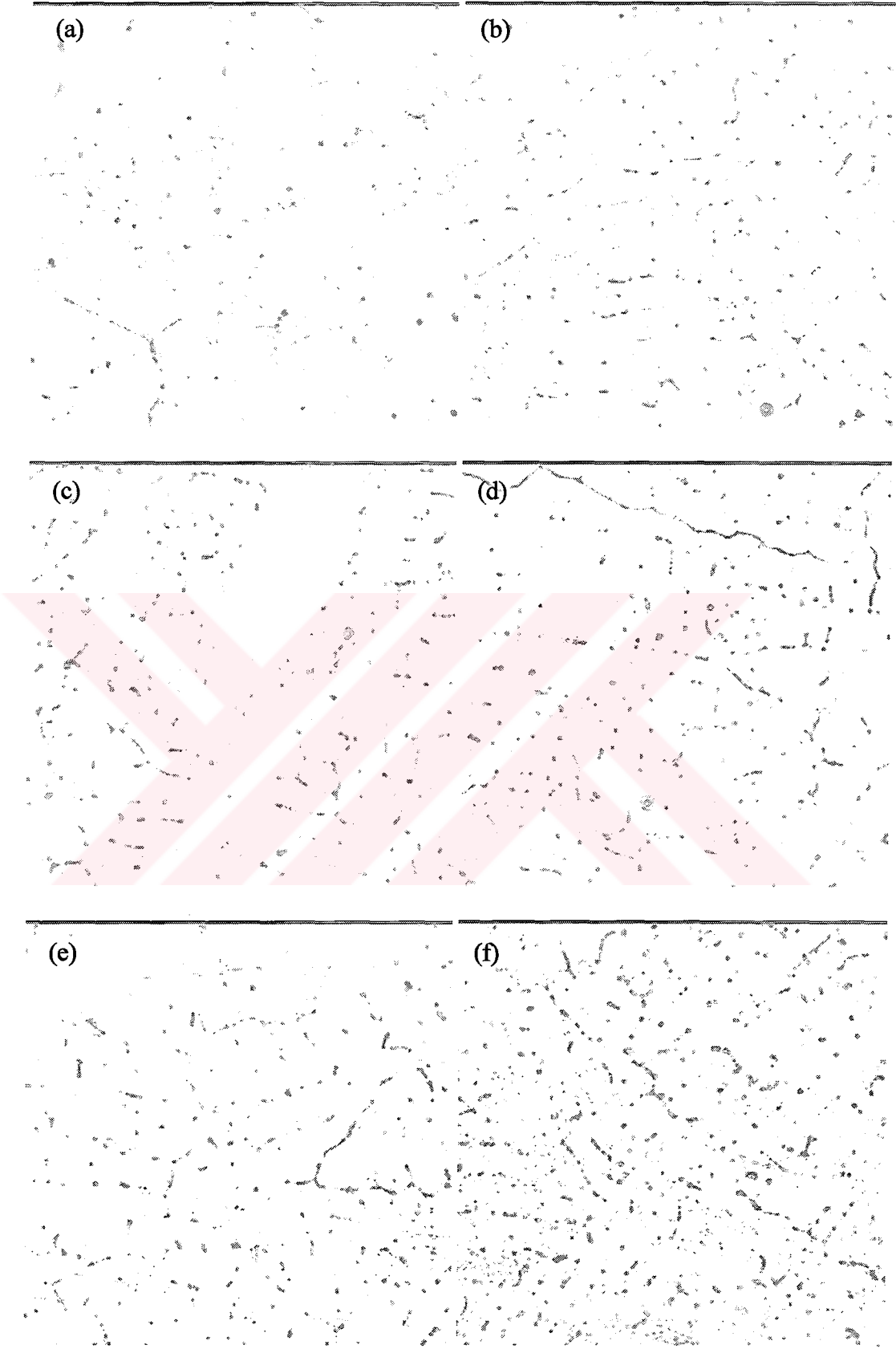
Şekil 6.7 560 °C'de 6 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.



Şekil 6.8 580 °C'de 2 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.



Şekil 6.9 580 °C'de 4 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.



Şekil 6.10 580 °C’de 6 saat homojenize edilen AA6063 alaşımı numunenin mikroyapısı (X200). Bilet kenarından itibaren a)0mm, b)10mm, c)20mm, d)30mm, e)40mm, f)50 mm.

Şekil 6.5'te görüldüğü gibi 560 °C'de 2 saat homojenize edilen numunede esas faz iğnemsî ağ şeklindeki β -AlFeSi fazı olmaktadır. Döküm hali yapıyla (Şekil 5.4) karşılaştırılacak olursa, $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün çok sınırlı olduğu görülmektedir. Dolayısıyla, 560 °C'de 2 saatlik homojenizasyon işleminin yeterli olmadığını söyleyebiliriz.

560 °C'de 4 saat homojenize edilen (Şekil 6.6) numunenin mikroyapısı incelendiğinde iğnemsî formdaki β -AlFeSi fazının kırınarak α fazına dönüştüğü görülmektedir. Şekil 6.5 ile karşılaştırılacak olursa 560°C'de 4 saat homojenize edilen numunede, $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün çok daha büyük oranlarda gerçekleştiği görülmektedir. Ancak, yapıda hala β fazı mevcuttur. Dolayısı ile, bu sıcaklık ve sürede gerçekleştirilen homojenizasyon işleminin yeterli olmadığı sonucuna varılmaktadır.

Şekil 6.7'de 560 °C'de 6 saat homojenize edilen numunenin mikroyapısı verilmiştir. Yapıyı incelendiğinde bu sıcaklık ve sürede gerçekleştirilen homojenizasyon işleminde $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün büyük oranda tamamlandığı görülmektedir. Yapıya α fazı hakimdir, β fazı özellikle 5. ve 6. bölgelerde belirgin şekilde görülmektedir. α fazı miktarının β fazına göre fazla olmasına rağmen $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümü tamamlanmadığı için 560 °C'de 6 saat homojenizasyon işleminin yeterli olmadığı görülmektedir.

Şekil 6.8'de 580 °C'de 2 saat homojenize edilen numunenin mikroyapısı verilmiştir. Yapı incelendiğinde bu sıcaklıkta 2 saat gibi kısa bir sürede $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün önemli oranda gerçekleştiği görülmektedir. Fazların oranları birbirine çok yakındır. β fazının yapıdaki varlığını sürdürmesinden dolayı 580 °C'de 2 saat homojenizasyon işlemi yeterli olmamıştır.

580 °C'de 4 saat homojenize edilen numunenin (Şekil 6.9) mikroyapısı incelendiğinde yapıya α fazının hakim olduğu görülmektedir. Ancak β fazı da kısmen yapıda mevcuttur.

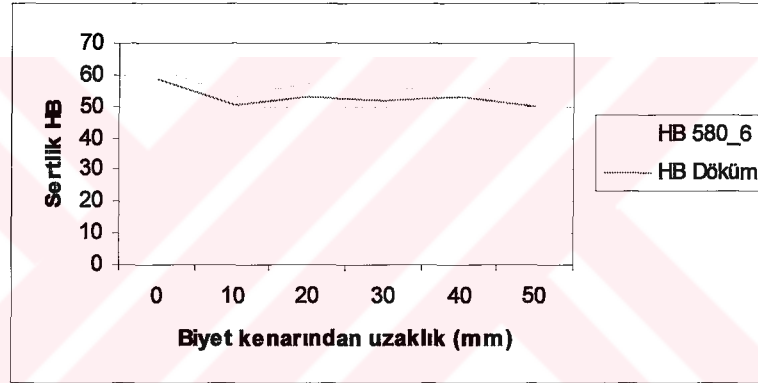
Şekil 6.10'da 580 °C'de 6 saat homojenize edilen numunenin mikroyapısı gösterilmiştir. Şekil incelendiğinde β fazının iğnemsî şeklindeki sürekli ağ yapısının kırınarak daha kısa ve yuvarlak olan α fazına dönüştüğü görülmektedir. Burada α fazı yapıya hakimdir. Sonuç olarak, yapılan kantitatif inceleme neticesinde, β fazının kırınarak tamamen α fazına dönüştüğü 580°C'de 6 saat olarak gerçekleştirilen homojenizasyon uygulaması AA 6063 alaşımı için optimum olarak bulunmuştur.

6.4.3 Sertlik Muayenesi

Döküm hali ve 580 °C'de 6 saat homojenize edilen numunelerin Brinel sertlik ölçümlerinde oluşan iz çapları ve Brinel sertlik değerleri Çizelge 6.2'de verilmiştir.

Çizelge 6.2 Homojenize edilmiş ve döküm hali biletlerin sertlik ölçümleri.

Döküm hali AA 6063 alaşımı numune						
Nokta	1	2	3	4	5	6
İz Çapı(mm)	1,85	1,96	1,92	1,94	1,92	1,97
HB kP/mm ²	58,36	50,39	53,14	51,75	53,14	49,72
580 °C'de 6 saat homojenize edilen AA 6063 alaşımı numune						
Nokta	1	2	3	4	5	6
İz Çapı (mm)	1,8	1,92	1,86	1,90	1,86	1,92
HB kP/mm ²	62,44	53,14	57,59	54,58	57,58	53,14



Şekil 6.11 580 °C'de 6 saat homojenize edilmiş ve döküm hali AA 6063 alaşımı numunelerin sertlik değerleri.

Şekil 6.11'de döküm hali ve homojenize edilmiş AA 6063 alaşımı numunelerin sertlik değerleri görülmektedir. 580 °C'de 6 saat homojenize edilmiş ve suda soğutulmuş numunenin sertlik değeri her noktada döküm hali yapının sertlik değerinden büyüktür. Her iki durumda da en yüksek sertlik değeri bilet yüzeyinde ölçülmüştür bunun nedeni yüzeye yakın bölgede tanelerin iç kısımlara göre çok daha ince olmasıdır.

7 SONUÇLAR

Deneysel ve teorik olarak yaptığım çalışmalar sonucunda aşağıdaki hususlar tespit edilmiştir.

1. Biletlerin, ekstrüzyon esnasındaki davranışları ve elde edilen ekstrüzyon mamüllerinin özellikleri, biletlerin döküm ve homojenize edilmiş yapılarına bağlıdır.
2. Biletlerin DC dökümde oluşan tane tipleri ve boyutlarını birçok faktör etkilemektedir. Bu faktörlerin en önemlileri alaşımın kimyasal bileşimi, döküm hızı, soğuma hızı ve tane küçültücü ilavelerdir.
3. Döküm hızının artırılması, tanelerin ve gözeneklerin incelmeye neden olmakta ve bu iyileşme bilet merkezinde, bilet çevresine göre daha etkili olmaktadır. Ayrıca, su akış hızının artırılmasında yapı incelmeye neden olmakta, ancak etkisi döküm hızından daha az olmaktadır. Aynı zamanda, döküm hızı ve su akış hızının azaltılması makrosegregasyonu azaltmaktadır.
4. Küçük tane yapısı, mekanik özelliklerin artmasını, ısı işlemlere daha iyi cevap vermesini, ekstrüzyonun kimyasal veya elektromekanik bitirme işleminde daha iyi görünüş ve yüzey çatlaklarına karşı daha iyi direnç sağlayabilmektedir.
5. Ergitme ve tutma esnasında ocaktaki ergimiş metal sıcaklığı, gaz absorpsiyonunu ve oksid oluşumunu önlemek için mümkün olduğunca düşük tutulmalıdır. Araştırmacılar, biletin döküm sıcaklığının likidüs sıcaklığının 28 °C üzerinde olmasını tavsiye etmektedir.
6. DC ingotta bulunan yüzey ve yüzey altı kusurlar soğuma esnasında kabuk oluştuktan sonra meydana gelen boşlukla ilgilidir. Boşluk kalıba olan ısı akışını yavaşlatır ve katılaştıran metalin tekrar ergimesi kusurlara yol açar. Bu kusurlar ingotun yüzeyinin işlenmesini (sıyırma) zorunlu kılar ve dökülen alaşıma ve malzemenin kullanılacağı uygulamaya bağlı olarak en iyi ingot kalitesinin sağlanması için DC prosesinin modifiye edilmesini gerektiren nedenlerden birini teşkil etmektedir.
7. DC dökümde oluşan iç çatlaklar, kanama ve soğuk çatlaklar gibi döküm kusurları doğrudan döküm hızı ile ilişkilidir. DC dökümde soğuk yırtılmaları önlemek için bilet hızlı bir şekilde dökülmeli aynı zamanda iç çatlaklardan ve kanamadan kaçınmak için döküm hızı yeterince düşük olmalıdır.
8. Tipik bir AA6063 DC bilet döküm yapısı, birincil alüminyum, β AlFeSi fazı, az miktarda α AlFeSi ve ötektik rozetlerden (Mg_2Si , $hAlMgSiFeSi$ ve silisyumdan oluşan)

oluşmaktadır.

9. AA 6063 alaşımının optimum homojenizasyon sıcaklık ve süresini tespit etmek için 560 ve 580 °C'de 2, 4 ve 6 saat sürelerle uygulanan homojenizasyon işlemlerinde $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün tamamlandığı, 580 °C de 6 saat homojenleştirme işlemi optimum olarak tespit edilmiştir.
10. Homojenizasyondan sonraki soğutma hızı Mg_2Si çökelti partiküllerinin boyut ve dağılımını etkilemektedir. Homojenizasyondan sonraki soğutma işlemi ekstrüzyon esnasında kolayca çökelebilecek form ve boyutta Mg_2Si çökmesini sağlayacak hızda olmalıdır. Al-Mg-Si alaşımlarında soğuma koşullarına bağlı olarak iki farklı Mg_2Si fazının oluşabilmektedir. Yüksek sıcaklıklarda, 400-500 °C arasında, Mg_2Si kübik β - fazı olarak ve 400 °C'nin altında hekzagonal kristal yapıdaki metastabil β' - fazı olarak çökelmektedir.
11. AA6063 alaşımının homojenizasyonu ile ilgili yapılan daha önceki çalışmalarda homojenizasyondan sonra, 100 °C/saat ve 200 °C/saat arasındaki hızlarda gerçekleştirilen sürekli soğutma uygulamaları ve 250-300 °C'de 2 saat izotermal tutma ile gerçekleştirilen adım soğutma uygulamaları sonucunda çökelen Mg_2Si partiküllerinin ekstrüzyon esnasında kolayca çözünebilecek form ve boyutta olduğu saptanmıştır.

KAYNAKLAR

ASM, (1996), ASM Handbook.

AYİD, (2003), Ders Notları.

Biröl, Y., (2004), “ The Effect Of Homogenization Practice On The Microstructure of AA 6063 Billets”, Materials Processing Technology.

Claves, S.R., Elias, D.L. ve Misiolek, W.Z., (2002), “ Analysis Of The Intermetallic Transformation Occuring During Homogenization of 6xxx Aluminum Alloys”, Materials Science Forum, Vol 396-402.

Coşkuner, A.O., (2001), 5000 Serisi Alüminyum Magnezyum Alaşımlarının Döküm ve Termomekaniksel Prosesleri, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.

Çakmak, H.F., (1984),” Eritilmiş Alüminyumun Özelliklerinin İyileştirilmesi ve Nitelik Denetimi”, II Ulusal Alüminyum Sanayi Kongresi, 11-13 Ekim, Seydişehir.

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

Dündar, S., Yılmaz, F., (1984),” İnküzyonların Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi”, II Ulusal Alüminyum Sanayi Kongresi, 11-13 Ekim, Seydişehir.

Erarslan, Y., (1999), ETİAL-60 Alaşımında Döküm ve Homojenizasyon Uygulamalarının Ekstrüzyon Kabiliyetine Etkileri, Doktora Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.

Ersümer, A., (1960), Alüminyum Alaşımlarının Isıl ve Mekanik İşlemleri, İzmir Matbaası, İstanbul.

Eskin, D.G., Zuidema Jr, J., Savran, V.I., Katgerman, L., ” Structure Formation and Macroseggregation Under Different Process Conditions During DC Casting”, Materials Science and Engineering.

Gao, R.Q., Stiller, K., Hansen, V., Oskarsson, A., Danoix, F., (2002), “ Influence Of Aging Conditions On The Microstructure and Tensile Strength of Aluminium Alloy 6063”, Materials Science Forum, Vol. 396-402.

Granger, D.A., (1989), ”İngot Casting İn The Aluminum İndustry”, Treatise On Materials Science And Technology, Vol 31.

Horn, K.R.V., (1967), Aluminum Volume I, American Society for Metals, Ohio.

Zalensas D.L., (1986), Aluminum Casting Technology, American Foundrymen's Society.

Karabay, S., Zeren, M. ve Yılmaz, M., (2003),” İnterpretation Extrusion Ratio Effect On Mechanical Behaviour of Extruded Alloy AA-6063”, Materials Processing Technology, 135 (2003), 101-108.

Kovacs, E.C., (1987), " The Effect Of Mn Addition and The Quenching Rate On The Properties Of An AlMgSi1 Alloy", Materials Science Forum, Volume 13/14.

Lendavi, L., (1987), " The Structure Of DC Cast Al-Fe and Al-Fe-Si Alloys", Materials Science Forum, Volume 13-14.

Motegi, T., Tanabe, F., ve Sugiura, E., (2002), "Continuous Casting Of Semisolid Aluminium Alloys", Materials Science Forum, Vol 396-402.

Onurlu, S., (1993), Homojenleştirilmiş AA 6063 Alaşımlarının İç Yapısı ve Özellikleri, Doktora Tezi, İTÜ.

Saha, P.K., (2000), Aluminum Extrusion Technology, ASM International, Ohio.

Sezer, M., (1975), Alüminyum Metalurjisi, TMMOB.

Sönmez, H., (1989), Metal Ekstrüzyonu, Yıldız Üniversitesi Yayınları, İstanbul.

Ulucak, T., (2003), AA 6063 Alüminyum Alaşımının Metalurjisi, Saray Alüminyum.

Wagstaff.net

Zajac, S., Bengtsson, B. ve Jonsson, C., (2002), " Influence Of Cooling After Homogenization and Reheating to Extrusion and Final Properties of AA 6063 and AA 6082 Alloys", Materials Science Forum, Vol 396-402.

Zajac, S., Bengtsson, B., Johansson, A. ve Gullman, L.O., (1996), " Optimisation of Mg₂Si Phase For Extrudability Of AA 6063 and AA 6005 Alloys", Materials Science Forum, Vol 217-222.

Zhuang, L., Bottema, J., Kaasenbrood, P., Miller, W.S. ve Smet, P.D., (1996), "The Effect Of Small Particles On Annealed Grain Size and Texture Of Al-Mg-Si Alloys", Materias Science Forum, Vol 217-222.

ÖZGEÇMİŞ

- Doğum tarihi 01.05.1979
- Doğum yeri Bulgaristan
- Lise 1993-1997 Küçükköy Teknik Lisesi
- Lisans 1997-2001 Uludağ Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi
Makina Müh. Bölümü
- Yüksek Lisans 2001-2004 Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Makina Müh. Anabilim Dalı, İmal Usulleri Programı

Çalıştığı kurumlar

2003-2004 Pom-Vak Pompa Mak. San. Tic. Ltd. Şti.

