

84-13

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ETİAL-60 ALAŞIMINDA DÖKÜM VE
HOMOJENİZASYON UYGULAMALARININ
EKSTRÜZYON KABİLİYETİNE ETKİLERİ**

Metalurji Yük. Müh. Yaman ERARSLAN

**F.B.E. Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı Üretim Programında
Hazırlanan**

DOKTORA TEZİ

**T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**

Tez Savunma Tarihi: 23 Aralık 1999

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Mustafa ÇİĞDEM (YTÜ)

Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Niyazi ERUSLU (İTÜ)

: Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU (İTÜ)

[Handwritten signatures and initials]

84993

İSTANBUL, 1999

İÇİNDEKİLER

Sayfa

SİMGE LİSTESİ.....	v
KISALTMA LİSTESİ.....	vi
ŞEKİL LİSTESİ.....	vii
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xii
ÖNSÖZ.....	xiii
ÖZET.....	xiv
ABSTRACT.....	xv
1. GİRİŞ.....	1
2. Al-Mg-Si ALAŞIMLARI (6000 SERİSİ).....	4
2.1 6000 Serisi Standartlar.....	4
2.2 Al-Mg-Si Alaşımlarının Fiziksel Kimyasal ve Mekanik Özellikleri.....	7
2.3 Al-6063'ün Kimyasal Bileşiminin Özelliklere Etkisi.....	12
2.4 Al-Mg-Si Alaşımlarının Faz Diyagramı.....	16
2.4.1 Genel teşekkül.....	16
2.4.2 Al-Mg-Si likidus yüzeyi.....	17
2.4.3 Al-Mg-Si solidus yüzeyi.....	17
2.4.4 Katı çözünürlük limitleri.....	18
2.4.5 Denge dışı şartlar.....	19
2.4.6 Al-Mg-Si yarı kararlı şartları.....	20
2.4.7 Empürite elementlerinin etkisi.....	21
3. Al-Mg-Si ALAŞIMI BİLETLERİN SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ ve METALURJİK KARAKTERİSTİKLERİ.....	23
3.1 Giriş.....	23
3.2 Al-Mg-Si Alaşımlarının Katılaşması ve Döküm Yapısı.....	25
3.3 Sürekli Döküm Prosesi (D.C. Döküm).....	31
3.4 Sürekli Döküm Prosesinde Bilet Kalitesi.....	34
3.5 Segregasyon.....	38
4. HOMOJENİZASYON.....	42
4.1 Giriş.....	42
4.2 Alüminyum Alaşım Biletlerinin Homojenizasyonu.....	44
4.3 Etial-60 (Al-6063) Alaşımının Homojenizasyonu.....	49

4.4	Homojenizasyon Sonrası Soğuma Hızının Al-6063'ün Ekstrüzyon Parametrelerine Etkisi.....	53
5.	Al-6063 ALAŞIMININ EKSTRÜZYONU.....	58
5.1	Alüminyum Alaşımlarının ve Al-6063 Alaşımının Ekstrüzyon Yapılabilirliği.....	62
6.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	70
6.1	Malzeme.....	70
6.2	Biletlerin Yapısal Karakterizasyonu.....	70
6.2.1	Makroyapısal muayene.....	70
6.2.2	Mikroyapısal muayene.....	71
6.2.3	Makro ve mikroyapısal öğelerin görüntü analiz cihazı ile boyutlandırılması..	72
6.3	Biletlerin Homojenizasyonu ve Gelişen Yapıların Karakterizasyonu.....	72
6.4	Homojenize Numunelerin Sıcak Basma Deneyleri.....	73
6.5	Sıcak Basılmış Numunelerin Yapay Yaşlandırma Deneyleri.....	73
6.6	Homojenize Numunelerin Sıcak ve Soğuk Hadde Deformasyonu-Yeniden Kristalleşme Özelliklerinin Belirlenmesi.....	75
6.6.1	Sıcak hadde deformasyon deneyi.....	75
6.6.2	Düşük soğuk hadde deformasyonu-yeniden kristalleşme deneyi.....	76
6.7	Homojenize Numunelerin Sıcak ve Soğuk Çekme Deformasyonu-Yeniden Kristalleşme Özelliklerinin Belirlenmesi.....	77
6.7.1	Sıcak çekme deformasyon deneyi.....	77
6.7.2	Düşük soğuk çekme deformasyonu-yeniden kristalleşme deneyi.....	78
7.	DENEYSEL SONUÇLAR.....	80
7.1	Giriş.....	80
7.2	Etial-60 Biletin Makro ve Mikroyapısal Özellikleri.....	80
7.2.1	Makroyapısal özellikler.....	80
7.2.2	Mikroyapısal özellikler.....	82
7.3	Homojenize Biletlerin Mikroyapısal Özellikleri.....	89
7.4	Sıcak Basma Testleri Basma Yüğü (Basma Gerilmesi) ve Yaşlanma Kabiliyeti.....	101
7.5	Düşük Soğuk Deformasyon-Yeniden Kristalleşme Özellikleri.....	105
7.5.1	Hadde modu deformasyon.....	105
7.5.1.1	Kritik deformasyona soğuma hızı ve tavlama sıcaklığının etkisi.....	105
7.5.1.2	Deformasyon ile ortalama tane boyutunun değişimi.....	105
7.5.1.3	Maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.....	109
7.5.2	Çekme modu deformasyon.....	110
7.5.2.1	Kritik deformasyona soğuma hızı ve tavlamanın etkisi.....	110
7.5.2.2	Deformasyon ile ortalama tane boyutunun değişimi.....	111
7.5.2.3	Maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.....	114
7.6	Sıcak Deformasyon-Yeniden Kristalleşme Özellikleri.....	115
7.6.1	Hadde modu deformasyon.....	115

7.6.1.1 Kritik deformasyona soğuma hızının etkisi.....	115
7.6.1.2 Deformasyon ile ortalama tane boyutunun değişimi.....	116
7.6.1.3 Maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.....	119
7.6.2 Çekme modu deformasyon.....	119
7.6.2.1 Kritik deformasyona soğuma hızının etkisi.....	119
7.6.2.2 Deformasyon ile ortalama tane boyutunun değişimi.....	120
7.6.2.3 Maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.....	124
8. TARTIŞMA.....	126
8.1 Döküm ve Homojenize Yapılar.....	127
8.1.1 Bilet makroyapısı.....	127
8.1.2 Bilet mikroyapısı.....	128
8.1.2.1 Kalıp metal arayüzeyinde birincil soğuma ile katılan zonun mikroyapısı....	128
8.1.2.2 Biletin iç bölgesinin mikroyapısı.....	131
8.1.3 Döküm yapısının önemi.....	132
8.1.4 Homojenize yapılar.....	133
8.2 Termo-Mekaniksel Özellikler.....	135
8.2.1 Ekstrüzyon kabiliyeti.....	135
8.2.2 Yaşlanma sertleşmesi özelliği.....	137
8.2.3 Yeniden kristalleşme özellikleri.....	138
8.2.3.1 Soğuk deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri.....	138
8.2.3.2 Sıcak deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri.....	140
8.2.4 Yarı mamul özellikleri.....	142
8.3 Yapı-Fabrikasyon İlişkileri.....	143
9. SONUÇLAR.....	149
KAYNAKLAR.....	152
ÖZGEÇMİŞ.....	160

SİMGE LİSTESİ

k_o	Denge dağılım katsayısı
C_o	Ortalama bileşim
C_s	Katının bileşimi
C_K	Sıvının bileşimi
T	Sıcaklık
G	Sıvıdaki sıcaklık gradyanı
V	Arayüzey hızı
ΔT	Alaşımın denge katılaşma aralığı ($^{\circ}\text{K}$) (orjinal alaşım bileşimi için likidus ve solidus arasındaki sıcaklık farkı)
D	Sıvı yayınma katsayısı
V_E	Katılaşma hızı
V	Döküm hızı
x	Dikey koordinat (metal seviyesinin altındaki derinlik)
y	x derinliğinde katılaşan kalınlık
R	Bilet ekseninden ölçülen yatay koordinatı (x derinliğindeki sıvı merkezin çapı)
L	Ergime gizli ısı
ρ	Yoğunluk
c	Spesifik ısı
k	Isısal iletkenlik
θ_f	Ergime ısı
θ_s	Metalin yüzey sıcaklığı
t	Homojenizasyon süresi
d_o	İkincil dendrit kolları arası mesafe
R	Ekstrüzyon oranı
F_T	Toplam yük
F_R	Kovandaki sürtünme yükü
F_D	Deformasyon yükü
A_o	Alıcının kesit alanı
V_A	Istampa hızı
k_w	Deformasyon direnci
l	Bilet boyu
τ	Maksimum kesme gerilimi

KISALTMA LİSTESİ

EMPA	Elektron Mikroprop Analizi
SEM	Tarama Elektron Mikroskobu
EDS	Electron Diffraction Spectrometer
İDKAM	İkincil Dendrit Kolları Arası Mesafe
DSC	Diferansiyel Tarama Kalorimetresi
DC	Direct Chill
EDX	Electron Diffraction X-Ray



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1	AlMgSi alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile mukayeseli gerilim-gerinim diyagramı.....	10
Şekil 2.2	AlMgSi alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile birlikte, değişen sıcaklıkla dayanımları.....	11
Şekil 2.3	Al-6063'ün çekme dayanımının Mg_2Si miktarı ile değişimi.....	13
Şekil 2.4	AlMgSi likidus yüzeyi.....	17
Şekil 2.5	AlMgSi alaşımının solidus yüzeyi.....	18
Şekil 2.6	AlMgSi alaşımının katı çözünürlük limiti.....	19
Şekil 2.7	AlMgSi alaşımının yarı kararlı durumu.....	21
Şekil 3.1	a) İçten büyüyen kristalleşme, b) Dıştan büyüyen kristalleşme.....	25
Şekil 3.2	C_0 bileşimli (k_0) bir alaşımın faz diyagramında başlangıç bileşiminin değişimi.....	26
Şekil 3.3	Döküm yapısının oluşumu.....	27
Şekil 3.4	Çözünenin yeniden dağılımının yayınma ile gerçekleştirilmesi halinde arayüzeyin önündeki çözünenin profili.....	28
Şekil 3.5	Yapısal aşırı soğumanın etkisi ile katılaşma morfolojisi.....	29
Şekil 3.6	Döküm taneleri ve dendritik yapı.....	30
Şekil 3.7	Sürekli döküm prosesinin şematik görünüşü.....	32
Şekil 3.8	Döküm hızı ile katılaşma hızı arasındaki ilişki.....	33
Şekil 3.9	a) Al-%5 Mg alaşımında tane segregasyonu olan döküm yapısının şematik kesiti (halkalar eşit Mg içerikli alanları göstermektedir) b) katılaşma hızının veya homojenizasyonun tane segregasyonuna etkisi.....	39
Şekil 3.10	Ters bilek segregasyonu oluşumu.....	40
Şekil 4.1	Al-0.21Ti alaşımında 630°C'de homojenize ve döküm yapısının çizgi analizi.....	44
Şekil 4.2	Al-5.5Mg-0.19Cr alaşımında homojenizasyon öncesi ve sonrası çözünen dağılımı analizi.....	45
Şekil 4.3	Düşük, orta ve yüksek konsantrasyonlu AlMgSi alaşımında 554°C'de 8 saat tutma süresi.....	47
Şekil 4.4	Homojenizasyon sonrası soğuma hızının etkisi, a) maksimum soğuma hızı, b) maksimum ekstrüzyon basıncı, c) yaşlanma sonrası sertlik (185°C 6s.). Alaşım I; %0.45Mg, %0.44Si, Alaşım II; %0.66Mg, %0.45Si, Alaşım III; %0.45Mg, %0.79Si Soğuma hızı A= suda soğuma, B= 350-540°C, C= 205-210°C, D= 115-120°C ve E= 20°C.....	50
Şekil 4.5	Homojenizasyon sıcaklığı ve Cr/Fe oranının AlMgSi alaşımının dengesine etkisi.....	51
Şekil 4.6	Al-6063 alaşımında Mg_2Si çökeltilerinin çekirdeklenme ve büyüme hızının sıcaklıkla değişimi.....	54
Şekil 4.7	Seçilen bir bileşim için en yüksek ekstrüzyon hızının homojenizasyon sonrası soğuma hızı ile değişimi.....	55
Şekil 5.1	Istampaanın hareketine bağlı olarak ekstrüzyon basıncındaki değişim	58

Şekil 5.2	Ekstrüzyon çıkış sıcaklığını etkileyen faktörler.....	59
Şekil 5.3	Alüminyumun içerisinde Mg_2Si 'un çözünürlüğü.....	60
Şekil 5.4	Al-6063 alaşımının yaşlanma sertleşmesi diyagramı.....	61
Şekil 5.5	Al-6063 alaşımının zaman-sıcaklık-çökelme diyagramı.....	62
Şekil 5.6	Ekstrüzyon limit diyagramı.....	63
Şekil 5.7	Al-6063 ve diğer alaşımların limit diyagramı diyagramı.....	64
Şekil 5.8	a) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (döküm-hali, $V_A=10mm/s$), b) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (homojenize, $V_A=10mm/s$).....	65
Şekil 5.9	a) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (döküm-hali, $V_A=40mm/s$), b) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (homojenize, $V_A=40mm/s$).....	66
Şekil 5.10	a) Mg içeriğinin toplam yüke etkisi (döküm-hali, $V_A=10mm/s$, $V_A=40mm/s$), b) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (homojenize, $V_A=10mm/s$, $V_A=40mm/s$).....	66
Şekil 5.11	a) Si içeriğinin sürtünme yüküne etkisi (döküm-hali, $V_A=10mm/s$), b) Si içeriğinin sürtünme yüküne etkisi (homojenize, $V_A=10mm/s$	67
Şekil 5.12	a) Si içeriğinin deformasyon yüküne etkisi (döküm-hali, $V_A=10mm/s$), b) Si içeriğinin deformasyon yüküne etkisi (homojenize, $V_A=10mm/s$).....	68
Şekil 5.13	Si içeriğine bağlı olarak limit hız (sıcak yırtılmanın ilk görünümünde, döküm hali, oklar=hasarsız).....	69
Şekil 6.1	Etial-60 (Al-6063) bilekten alınan mikroyapı numunelerinin şematik görünüşü.....	72
Şekil 6.2	Sıcak basma deformasyon numune geometrisi.....	73
Şekil 6.3	Basma fırını şematik görünüşü.....	74
Şekil 6.4	Sıcak basma prosesi akış şeması.....	74
Şekil 6.5	Sıcak deformasyon prosesi akış şeması.....	75
Şekil 6.6	Sıcak deformasyon numune geometrisi.....	76
Şekil 6.7	Soğuk deformasyon numune geometrisi.....	76
Şekil 6.8	Soğuk deformasyon prosesi akış şeması.....	77
Şekil 6.9	Sıcak deformasyon çekme numunesi.....	78
Şekil 6.10	Sıcak deformasyon çekme modu proses akış şeması.....	78
Şekil 6.11	Soğuk deformasyon çekme numunesi.....	79
Şekil 6.12	Soğuk deformasyon çekme modu proses akış şeması.....	79
Şekil 7.1	Bilet makroyapısının şematik görünüşü.....	81
Şekil 7.2	Etial-60 biletin döküm hali makroyapısı ($\varnothing 170$ mm).....	81
Şekil 7.3	Şekil 6.1'deki 1 nolu numunenin mikroyapısı (biletin kabuğunun hemen alt bölgesi).....	82
Şekil 7.4	Şekil 6.1'deki 2 nolu numunenin mikroyapısı (yüzeyden itibaren derinlik 30. mm).....	83
Şekil 7.5	Şekil 6.1'deki 3 nolu numunenin mikroyapısı (yüzeyden itibaren derinlik 45. mm).....	83
Şekil 7.6	Şekil 6.1'deki 4 nolu numunenin mikroyapısı (yüzeyden itibaren derinlik 70. mm).....	84

Şekil 7.7	Şekil 6.1'deki 5 nolu numunenin mikroyapısı (merkezi bölge, yüzeyden itibaren derinlik 90. mm).....	84
Şekil 7.8	Etial-60 biletin en dış bölgesinin SEM görüntüsü (Şekil 6.1'deki 1 nolu bölge).....	85
Şekil 7.9	a) Etial-60 biletin dış bölgesindeki (Şekil 6.1'deki 1 nolu bölge) gözlenen küresel formdaki fazı gösteren SEM mikrolesmi.....	86
Şekil 7.9	b) Şekil 7.9 a'daki EDX spektrumu.....	86
Şekil 7.9	c) Şekil 7.9 a'daki EDS spektrumu.....	87
Şekil 7.10	Şekil 6.1'deki 2 nolu bölgenin SEM görüntüsü.....	87
Şekil 7.11	Şekil 6.1'deki 3 nolu bölgenin SEM görüntüsü.....	88
Şekil 7.12	Şekil 6.1'deki 4 nolu bölgenin SEM görüntüsü.....	88
Şekil 7.13	Şekil 6.1'deki 5 nolu bölgenin SEM görüntüsü.....	89
Şekil 7.14	a) 0.9°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü...	89
Şekil 7.14	b) 0.9°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıdaki fazların EDX spektrası.....	90
Şekil 7.14	c) 0.9°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıda bulunan fazların bileşimi.....	90
Şekil 7.15	a) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü...	91
Şekil 7.15	b) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıdaki fazların EDX spektrası.....	91
Şekil 7.15	c) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıda bulunan fazların bileşimi.....	92
Şekil 7.16	a) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü...	92
Şekil 7.16	b) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıda bulunan fazların bileşimi.....	93
Şekil 7.17	a) 2°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü.....	93
Şekil 7.17	b) 2°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıda bulunan fazların bileşimi.....	94
Şekil 7.17	c) 2°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıda bulunan fazların bileşimi.....	94
Şekil 7.18	a) 2°C/dak. hızla soğutulan numunenin diğer bir bölgesindeki ikincil fazları gösteren mikroyapı resmi.....	95
Şekil 7.18	b) Sınırlardaki siyah fazların EDX ile belirlenen bileşimi.....	95
Şekil 7.19	a) 3.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize edilmiş biletin SEM görüntüsü.....	96
Şekil 7.19	b) Şekil 19 a'daki biletin EDX ile belirlenen bileşimi.....	96
Şekil 7.20	a) 3.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize edilmiş biletin SEM görüntüsü.....	97
Şekil 7.20	b) Şekil 20 a'daki biletin EDX ile belirlenen bileşimi.....	97
Şekil 7.21	6°C/dak. 'lık hızla soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü.....	98
Şekil 7.22	Havada soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü.....	98
Şekil 7.23	Soğuma hızındaki değişimin fonksiyonu olarak ikincil partikül boyutu.....	100
Şekil 7.24	Soğuma hızındaki değişimin fonksiyonu olarak partikül alanı.....	100

Şekil 7.25	Soğuma hızındaki değişimin fonksiyonu olarak partiküllerarası mesafe.....	101
Şekil 7.26	Soğuma hızının artışı ile birlikte küresellik oranındaki değişim.....	101
Şekil 7.27	Sıcak basma numuneleri makro resmi.....	102
Şekil 7.28	Etial-60 alaşımında deformasyon yükü ile homojenizasyon sonrası soğuma hızı ilişkisi.....	103
Şekil 7.29	Etial-60 alaşımı sıcak basma numunesine ait homojenizasyon sonrası soğuma hızı-sertlik ilişkisi diyagramı.....	104
Şekil 7.30	Yapay yaşlandırılmış Etial-60 alaşımı sıcak basma numunesine ait homojenizasyon sonrası soğuma hızı-sertlik ilişkisi.....	104
Şekil 7.31	Hadde modu soğuk deformasyonda homojenizasyon sonrası soğuma hızının değişimine bağlı olarak kritik deformasyon oranı değişimi.....	106
Şekil 7.32	0.9°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	107
Şekil 7.33	1.5°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	107
Şekil 7.34	2°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	108
Şekil 7.35	3.5°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	108
Şekil 7.36	6°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	109
Şekil 7.37	Soğuk deformasyon hadde prosesinde maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.....	109
Şekil 7.38	Çekme modu soğuk deformasyon işleminde soğuma hızının fonksiyonu olarak kritik deformasyon oranı değişimi.....	110
Şekil 7.39	Soğuk deformasyon çekme prosesi makro resmi.....	111
Şekil 7.40	0.9°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	112
Şekil 7.41	1.5°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	112
Şekil 7.42	2°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	113
Şekil 7.43	3.5°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	113
Şekil 7.44	6°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	114
Şekil 7.45	Düşük soğuk deformasyon çekme prosesinde soğuma hızının maksimum tane boyutuna etkisi.....	114
Şekil 7.46	Sıcak deformasyon hadde prosesinde soğuma hızının değişimi ile kritik deformasyon oranı arasındaki ilişki.....	115
Şekil 7.47	0.9°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	116

Şekil 7.48	1.5°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	117
Şekil 7.49	2°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	117
Şekil 7.50	3.5°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	118
Şekil 7.51	6°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	118
Şekil 7.52	Sıcak deformasyon hadde prosesinde soğuma maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.....	119
Şekil 7.53	Sıcak çekme prosesinde soğuma hızı ile kritik deformasyon arasındaki ilişki.....	120
Şekil 7.54	0.9°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	121
Şekil 7.55	1.5°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	122
Şekil 7.56	2°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	122
Şekil 7.57	3.5°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	123
Şekil 7.58	6°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	123
Şekil 7.59	Havada soğutulmuş numunede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.....	124
Şekil 7.60	Sıcak çekme deformasyon prosesinde maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.....	124
Şekil 7.61	Sıcak çekme deformasyon prosesi makro resmi.....	125

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1	Etial-60 benzeri bileşimlerdeki diğer standart alaşımlar.....	5
Çizelge 2.2	Standartların kullanıldığı ülkelere göre gruplandırılması.....	6
Çizelge 2.3	AlMgSi alaşımlarının fiziksel özellikleri.....	8
Çizelge 2.4	AlMgSi alaşımlarının mekanik özellikleri.....	9
Çizelge 2.5	AlMgSi alaşımlarının alaşımlarının değişik sıcaklıklarda çekme özellikleri.....	11
Çizelge 2.6	AlFeSi alaşımlarında gözlenen fazlar ve kristal yapıları.....	14
Çizelge 2.7	Döküm yapısında gözlenen fazlar ve kristalleşme özellikleri.....	15
Çizelge 6.1	Etial-60 alaşımının bileşimi.....	70
Çizelge 7.1	Homojenize numunelerin mikroyapısal ölçüm sonuçları.....	99
Çizelge 7.2	Etial-60 alaşımında sıcaklık-deformasyon yükü ve basma gerilmesi değerleri.....	102
Çizelge 7.3	Ticari Etial-60 alaşımında sıcaklık-deformasyon yükü ve basma gerilmesi değerleri.....	103
Çizelge 7.4	Hadde modu soğuk deformasyonda soğuma hızı ve tav sıcaklığı ile kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerlerinin değişimi.....	106
Çizelge 7.5	Çekme modu soğuk deformasyonda soğuma hızı ve tav sıcaklığı ile kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerlerinin değişimi.....	111
Çizelge 7.6	Hadde modu sıcak deformasyonda soğuma hızı ve tav sıcaklığı ile kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerlerinin değişimi.....	116
Çizelge 7.7	Çekme modu sıcak deformasyonda soğuma hızı ve tav sıcaklığı ile kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerlerinin değişimi.....	121

ÖNSÖZ

Bu tez çalışmasının bütün aşamalarında bana engin bilgi ve tecrübeleri ile yardım ve desteğini esirgemeyen çok değerli hocam sayın Doç. Dr. Mustafa ÇİĞDEM'e en samimi teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam boyunca bana laboratuvar ve ekipman desteği sağlayarak kolaylık gösteren değerli hocam sayın Prof. Dr. Müzeyyen MARŞOĞLU'na, ayrıca bilgi ve yardımlarından fazlaca yararlandığım kıymetli büyüğüm, Profilo Holding Teknik Danışmanı Mak. Müh. Sayın İzak ALKABES'e en içten şükranlarımı sunarım.

Ayrıca çalışmalarım esnasında bana yardımcı olan mesai arkadaşlarıma, teknisyen arkadaşlarım tümüne teşekkür ederim.

Tezin başından sonuna kadar yazımında fedakarca yardımcı olmaktan kaçınmayan sevgili kardeşim sayın Halit ERARSLAN'a sevgi ve teşekkürlerimi sunarım.

Herşeyden önemlisi, beni yetiştirip bugünlere gelmemi sağlayan, hayatımın her aşamasında maddi ve manevi hiçbir fedakarlıktan kaçınmayan beni sürekli destekleyen çok kıymetli anneme ve babama en içten sevgi, saygı ve minnet duygularıyla teşekkürü bir boyun borcu bilirim.

ÖZET

Alüminyum ekstrüzyon endüstrisinde en çok kullanılan malzemelerden birisi Al-6063 alaşımıdır. Biçimlenebilme kabiliyeti yüksek olan ve ısıtma işlemi ile sertlikleri önemli ölçüde artırılan bu alaşım, genel olarak bir AlMgSi 0.5 (Etial-60) alaşımıdır.

Ekstrüzyondan önce ısıtma işlemi "Homojenizasyon", sonra yapılan ısıtma işlemi ise "Yapay Yaşlandırma" denir. Al-6063 alaşımının döküm yapısında, ekstrüzyonu ve anodizasyonu olumsuz yönde etkileyen AlFeSi ve fazları bulunur. Ana alaşım elementi olan Mg ve Si ise çoğunlukla yapıda aşırı doymuş haldedirler ve ekstrüzyon kuvvetini arttırmaktadırlar. Homojenizasyon ile iğnemsiz şeklindeki β -AlFeSi fazı daha küçük ve küresel formdaki AlFeSi fazına dönüşür. Hücre ve tane sınırlarındaki ağırlıklı olarak α -AlFeSi'den oluşan metallerarası bileşik ağı kırılır ve Mg_2Si alaşımı istenilen partikül boyut dağılım aralıklarında çöktürülerek hem ekstrüzyon işlemi kolaylaştırılır ve hem de yarımamul profillerin özellikleri yükseltilir.

Yukarıda sözü edilen, homojenizasyon tavı, ön ısıtma ve ekstrüzyon sonundaki soğuma işlemleri uygun şekilde yapıldığında, Al-6063'ün en üstün dayanım değerleri, yapay yaşlandırma ısıtma işlemi ile elde edilir.

Bu çalışmada Al-6063 alaşımı farklı sıcaklık ve sürelerde homojenizasyon işlemine tabi tutularak meydana gelen mikroyapısal değişimler gözlenmiştir. Aynı şekilde, homojenizasyon uygulamalarının başta ekstrüzyon kabiliyeti olmak üzere, biletlerin metalurjik karakterleri üzerindeki etkileri araştırılmıştır.

Deneyisel bulgular, homojenizasyon işlemi ile bilet yapılarının katı halde önemli oranda yeniden düzenlenebileceklerini ve kontrollü şekilde oluşturulan yeni yapıların ise özellikle ekstrüzyon kabiliyeti üzerinde etkili olduğunu göstermektedir. Homojenizasyon uygulamalarından Al-6063 alaşımının düşük soğuk deformasyon-yeniden kristalleşme ve sıcak deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri önemli oranda etkilenmektedir.

ABSTRACT

Al-6063 is a well known and widely used aluminium extrusion alloy. This alloy has high extrudability and thus the majority of Al-6063 products are in the form of profiles. Fabrication of 6063 alloy components consist of casting, homogenization, preheating, extrusion, ageing and surface treatment.

The heating process performed before the extrusion process is called as "Homogenizing" and the process employed after extrusion is named "Artificial Aging". The cast structure of Al-6063 contains β -AlFeSi phase which affect extrusion and anodising treatment negatively. Furthermore Mg and Si are the chief alloying elements and these are mostly super saturated in the structure and they increase the force of extrusion. The needle-like β -AlFeSi phase transforms into a smaller size spherical form α -AlFeSi phase during the course of homogenization. The intermetallic network located in the cell and grain boundaries consists of α -AlFeSi eutectic colonies. Homogenization treatment which ensures an easier extrusion and highers the properties in the semifinal products is generally carried out to obtain a designed particle distribution parameters.

In this study homogenization induced microstructural changes in Al-6063 alloy are studied. Also investigated are the effects of homogenization process on the thermo-mechanical processing behaviour of billets and semi-final products.

Experimental results indicate that the structure of billets in solid state can be modified with the homogenizing process and the new structures, which are formed under proper suspension are particularly effective on extrudability.

The low degree of cold deformation-recrystallization and hot deformation-recrystallization are affected by homogenizing process a significantly.

1. GİRİŞ

Metal biliminin günümüzde eriştiği son aşama, yeni malzemelerin üretilmesinde kompozit teknolojisinin gelişmesi ile çeşitli yeni kombinasyonların ortaya çıkması ve yanısıra kimyasal bileşimin hemen hemen gelişimini tamamladığı konvansiyonel alaşımlı malzemelerde ise döküm, plastik deformasyon ve ısıl işlem sırasında yapının kontrol edilerek daha homojen hale getirilmesi amaçlanmaktadır.

Endüstri ve teknolojinin gelişmesi ile birlikte alüminyum ve alaşımlarının da kullanımı artmaktadır. Daha hafif, daha sağlam, daha verimli ve sonuçta daha uzun ömürlü ürün olarak alüminyum tercih edilmektedir. Alüminyum ve alaşımlarının en önemli özelliklerinden birisi, diğer malzemelere göre daha kolay şekillendirilebilir olmasıdır. Dolayısı ile alüminyum ve alaşımlarının ekstrüzyon yöntemi ile şekillendirilmesi diğer birçok metale göre daha fazla olduğundan otomotiv ve uçak endüstrisinde, aynı zamanda mimari uygulamalarda önemli yer tutmaktadır. Alüminyum ekstrüzyon endüstrisinde yaşlandırılabilir alaşım grubunda önemli bir yere sahip olan 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 Al-6063 alaşımı grubu oluşturmaktadır.

AlMgSi alaşımları, kapsamlı bir alanda dayanım, iyi işlenebilirlik, korozyona karşı yüksek direnç gibi özellikleri ile otomotiv ve uçak endüstrisinde, inşaat sektöründe, taşımacılıkta, mimari ve süsleme uygulamaları gibi alanlarda kullanılmalarını teşvik etmektedir.

AlMgSi alaşımlarında da üretiminin ilk adımı döküm yöntemi ile başlar ve başlangıç döküm yapısı termo-mekanik yöntemlerin başarısı üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Bu nedenle AlMgSi alaşım bileşimlerinin sıcak işlenebilirliğinde döküm hali yapılarının tanımlanması ve ayırt edilebilmesi çok önemlidir. Döküm hali yapılarının tanımlanmasında aşağıdaki katılaşma sürecinde mikroyapıyı kontrol eden üç değişkenden yararlanılabilir:

- 1) Katılma hızı veya katı-sıvı arayüzeyi yayınma hızı,
- 2) Yayınan katı-sıvı arayüzeyindeki sıcaklık gradyanı,
- 3) Sıvıdaki ve katıdaki çözünenlerin yayınabilirlikleri.

Daha yüksek katılma hızları, daha kısa dendrit kolları arası mesafesi (yayınan alaşım elemanları için daha kısa yayınma yolu) ve ikisinin sonucu olarak bir dereceye kadar homojen tane yapısı ile sonuçlandığı için genellikle tercih edilir.

AlMgSi alaşım biletlelerinin üzerinde yapılan birçok incelemeler, biletlerin döküm hali yapısının dengesiz dendritik katılma mekanizması yüzünden pek birbirine benzemez olduğunu göstermiştir. Döküm sırasında çekirdeklenme ve ayrışma mekanizmaları alaşımlayıcı elemanların ilavesinin tane sınırlarında, üçlü noktalara ve ötektik ağının oluşumunda dendritlerarası bölgelerde azami şekilde yoğunlaşmasına neden olur. Alaşımlayıcı elemanların bazı bölgelerde aşırı doymuşluğa ve katılma esnasındaki ısı farklılıklar sonucu oluşan yüksek iç gerilimler de döküm hali yapısında mevcuttur. Sonuç olarak, döküm hali yapılarındaki bu birbirine benzemezliklerin sıcak işlenebilirlik üzerine, tanelerarası veya diğer fazların dendritlerarası ağın bir dereceye kadar düşük sünekliği yüzünden zararlı etkiye sahip olduğu söylenebilir.

Termo-mekanik proses süreci öncesinde döküm hali yapısının homojenizasyonu sıcak işlenebilirliği geliştirmek açısından oldukça öneme haizdir. Homojenizasyon prosesi ile sıcak işlenebilirliğin gelişmesi, çözünenlerin yayınması ve diğer (ikincil) faz partiküllerinin dağılımı ve durumuna bağlıdır. Katılma sonrasında ilk hedef, ikincil fazın dengesizliğinin çözünmesi ve sonra konsantrasyon farklılıklarının eşitlenmesidir. Yapısal olarak dengeleme ve kararsız fazların çözünmesiyle eşzamanlı olarak homojenizasyon esnasında, homojenizasyon süresi ve sıcaklığı, alaşım tipi ve yayınmaya bağlı olarak tane kabalaşması, aşırı doymuş elemanların çökmesi, kararlı metallerarası fazların kabalaşması, yüzey oksitlenmesi, porozite oluşumu, segregasyon ve bölgesel ergime gibi olaylar da meydana gelebilir.

Al-6063 alaşımı biletlerinden üretilen yarı mamul ve mamuller gerilme dayanımı, bükülme yeteneği, şekillendirilebilirlik, korozyon direnci, kolay anodizasyon, ürün yüzey kalitesi gibi

istekleri yerine getirebilmelidirler. Daha açıkçası en iyi malzeme kalitesi için kuramsal ve işlemsel etkenler üreticiler tarafından sağlanmalıdır.

Malzemeye uygulanan deformasyon miktarı, sıcak deformasyon öncesi ısıtma işlemi, deformasyon başlangıcındaki ve sonundaki sıcaklık, deformasyon sonrası soğuma hızı gibi etkenler alaşımın yapısını kontrol ettiği ve yapıdaki değişimleri etkilediği için sıcak işlemlerde anlamlı bir öneme sahiptir.

Bunların dışında yumuşatma ve yeniden kristalleşme, yabancı atomların çökmesi veya çözünmesi de malzemenin tane boyutunu ve dağılımını, doku şeklini ve yüzey kalitesini etkilemektedir.



2. Al-Mg-Si ALAŞIMLARI (6000 SERİSİ)

2.1 6000 Serisi Standartlar

Bileşimi AA 6000 Serisine yakın standart alaşımlar Türkiye ve diğer Avrupa ülkeleri ile ABD, Kanada ve Japonya'yı kapsayacak şekilde taranmıştır (Hufnagel, 1982; British Standard, 1972). Bu alaşımlardan AA 6063'ün bileşimine uygun olanların gruplaması Çizelge 2.1'de, standartların kullanıldığı ülkelere göre yapılan gruplaması ise Çizelge 2.2'de görülmektedir. AA 6063 kodlu alaşımın bileşimi ISO AlMg0.5Si ile aynıdır ancak, dört rakamlı AA kodları alfa nümerik kodlara göre daha basit olduğundan, daha yaygın olarak kullanılmaktadır.

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.

6000 serisi alaşımlar, bileşim açısından kendi aralarında 3 alt gruba ayrılırlar. Bunlar:

1) Mukavemetin önemli olduğu uygulamalarda konstrüksiyon malzemesi olarak kullanılacak olanlar; Bu grubun magnezyum ve silisyum yüzdesi yüksektir.

2) Ekstrüzyon kabiliyetinin yüksek olması istenen alaşımlar; Bu gruba dengelenmiş veya çok az fazla silisyumlular girer. Bu grubun magnezyum ve silisyum içeriği orta değerdedir.

3) Anodizasyon kabiliyeti yüksek olan alaşımlar; Mg içerikleri yüksektir. Mg₂Si'da %Si orta seviyededir. Fe, Zn gibi empürite sayılabilecek elementlerin çok düşük olması istenir (Fe<%0.15, Zn<0.001).

Çizelge 2.1 Etial-60 benzeri bileşimdeki diğer standart alaşımlar (Hufnagel, 1982; British Standard, 1972).

No	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Diğerleri*	Ülkeler†
1	0.20-0.60	0.35	0.10	0.10	0.45-0.90	0.10	0.10	0.10		2,9,1,14
2	0.30-0.70	0.50	0.10	0.10	0.40-0.90	-	0.20	0.02-0.20		17
3	0.50-0.60	0.30	0.10	0.10	0.45-0.60	0.05	0.15	0.10		12
4	0.30-0.60	0.20-0.40	0.05	-	0.40-0.60	-	0.05-0.15	-		4
5	0.30-0.70	0.40	0.10	0.10	0.40-0.90	-	0.20	0.20		5
6	0.30-0.70	0.35	0.10	0.10	0.45-0.90	0.10	0.20	-	Ti+Zr = 0.20	10
7	0.30-0.60	0.10-0.30	0.10	0.10	0.35-0.60	0.05	0.15	0.10		1,3,6,7,8,11**
8	0.30-0.70	0.50	0.10	0.30	0.40-0.90	0.10	0.20	0.20		15,17
9	0.35-0.70	0.30	0.05	0.10	0.40-0.80	0.05	0.20	0.10		16,3
10	0.30-0.60	0.35	0.10	0.10	0.45-0.90	0.10	0.10	0.10		11
11	0.30-0.70	0.50	0.10	0.10	0.40-0.90	-	0.20	0.15		18
12	0.30-0.70	0.50	0.10	0.30	0.40-0.90	0.10	0.20	-	Ti+Zr = 0.20	19,20
Etial-60	0.03-0.70	0.30	0.10	0.20	0.40-0.90	0.05	0.10	0.10		

*Etial-60'a ait değerlerdir.

†Bütün standart alaşımlarda diğer empürite elementlerin her biri %0.05, toplamaları %0.15'den küçük olmalıdır. 4 ve 1 no'lu alaşımlar için bu limitler belirtilmemiştir.

**Ülkeler Çizelge 2.2'de gösterilmiştir.

Çizelge 2.2 Standartların kullanıldığı ülkelere göre gruplandırılması.

No	Ülke	Alaşımın		Standart
		Adı	Bileşimi*	
1	Avusturya	AlMgSi0.5	7	ÖNORM M 3426, M 3430
2	ABD	AA6063	1	AA, ASTM, ASME, ASM
3	Batı Almanya	AlMgSi0.5 3.3206	7, 9† 7, 9†	DIN 1725
4	Çekoslovakya	424405	4	CSN 424405
5	Doğu Almanya	AlMgSi0.5	5	TGL 14725
6	Fransa	6060	7	NF A 50-411
7	İngiltere	6063	1	BS 1471-1475
8	İtalya	3569-66	7	UNI P-AlMgSi
9	ISO	AlMg0.5Si	1	ISO R 209
10	İspanya	L 3441	6	UNE 38337
11	İsveç	4103 4104	7 11	SIS (4103) (4104)
12	İsviçre	AlMgSi0.5	3	VSM 10905
13	Japonya	A 6063	1	JIS A6063
14	Kanada	6063	1	CSA HA
15	Macaristan	AlMgSi	8	MSZ 3747-1
16	Norveç	17310	9	NS (17310)
17	Polonya	PA 38	2	PN H-88026
18	SSCB	1310	11	GOST 4784
19	Türkiye	AlMgSi	12	TS 412
20	Yugoslavya	AlMgSi0.5	12	JUSC, C2.100

*Bileşimler Tablo 2.1'de verilmişlerdir.

†Bileşim limitleri değişik kaynaklarda farklıdır.

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

Al-Mg-Si alaşımlarının ana bileşenleri magnezyum ve silisyum olup, bu elementler yapıdaki Mg_2Si metallerarası bileşiğini oluşturur. Genellikle demir, manganez ve krom gibi elementler düzenleyici olarak bulunur. Bazen korozyon direncinden ödün vermeksizin az miktarda çinko veya bakır mukavemeti arttırır. İletkenlerde titanyum ve vanadyumu almak için boron, tane boyutunu kontroletmek için zirkonyum veya titanyum bulunur. Malzemenin talaşlı işlenebilirliğini arttırmak için kurşun veya bizmut ilave edilir (Mondolfo, 1976).

Mg_2Si metallerarası bileşğinde stokiyometrik Mg:Si oranı 1.73'dür. 6063 alaşımının Mg ve Si içerikleri Mg_2Si oluşturacak şekilde seşilirler ve dengelenmiş alaşım olarak nitelendirilirler. Yapı içerisinde çoğunlukla serbest Mg ve Si bulunmamaktadır. Silisyumun bir kısmı Al-Fe-Si fazlaşının oluşumunda yer almaktadır. Çok sınırlı olmakla birlikte bazı hallerde dökülebilirliği iyileştirmek için serbest veya fazla silisyuma müade edilmektedir. Serbest veya fazla Mg ekstrüzyon edilebilirliği olumsuz etkilediğinden kesinlikle istenmez. Mg_2Si teşekkülü faz diyagramı bölümünde detaylı olarak incelenecektir (Bölüm 2.4'de).

Mg_2Si bileşiğı (%63.2 Mg, %36.8 Si) kübiktir; birim hücreinde 12 atom vardır. Kafes parametresi $a = 6.35 - 6.40 \times 10^{-10}$ m'dir. Yoğunluğı 2.70 g/cm^3 , elektriksel özellikleri ile bir yarı iletkendir (Dusauey, 1976). Isıl iletkenliğı $234 \text{ W/m}^\circ\text{C}$ olup elastiklik modülü 69GPa 'dır.

Hızlı soğuma gibi denge dışı şartlarda bölgesel segregasyon eğilimi görülür. Bu durumlarda silisyumun tamamının Mg_2Si halinde olması gereken alaşım bileşimlerinde silisyum kristalleri görülebilir (Anka, 1978). Denge şartlarında tek fazlı olan alaşımlarda yığılma (koring) Mg_2Si veya Mg_5Al_8 mevcut olabilir, fakat tamamıyla dengesizlik şartları önemli farklılıklar oluşurmaz (Komarek, 1976).

Aşırı magnezyum korozyon direncini artırır, fakat mukavemet ve deformasyon kabiliyetini düşürür. Aşırı silisyum ise daha yüksek mukavemeti deformasyon kabiliyetinden ödün vermeden sağlar.

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. Alaşımların çoğunda magnezyum ve silisyumun dışındaki bileşenlerin toplamı %1'den oldukça düşük miktardadır ve toplamı nadiren %3'ü geçer. Bu sebepten birçok özellikler saf alüminyumunkinden farklı değildir. Yüzey gerilimi, yoğunluğu, ısı genleşmesi, yaşlanmada uzunluk değişimi, özgül ısı, katılaşmada kendini çekme gibi fiziksel özellikleri saf alüminyum ile karşılaştırıldığında farklar hesaplama hatası mertebesindedir. Örneğin 0-100°C arasında ısı iletkenliği 200W/m°C olup saf alüminyumunkinden %10-20 daha düşük değerdedir (Kempf, 1976; Rosenthal, 1976).

Suni yaşlandırılmış düşük miktarda fazla silisyum içeren %0.4-0.5Mg'lu alaşımlarda elektrik direnci 3.0-3.5 $\mu\Omega\text{cm}$ (%50-55 IACS) mertebesindedir. Daha fazla magnezyum, manganez ve bakır bu iletkenliği düşürür. Bu iletkenlik tabii yaşlandırılmış alaşımlarda daha da düşüktür. Fakat tavllanmış durumda %55-60 IACS değerine erişebilir (Cruceu, 1976) (Çizelge 2.3).

Çizelge 2.3 Al-Mg-Si alaşımlarının fiziksel özellikleri (ALFED, 1983).

Alaşım Tipi ve Temperi	Yoğunluk (g/cm ³)	Ergime Aralığı (°C)	Lineer Genleşme Katsayısı (20-100°) (10 ⁻⁶ /°C)	Isıl İletkenlik (0-100°C)		Elektriksel	
				(W/m°C)	(%IACS)	Direnç (20°C) ($\mu\Omega\text{cm}$)	İletkenlik (20°C) (%IACS)
6061 -TB	2.70	570-660	24	156	39.6	4.3	40.1
-TF	2.70	570-660	24	156	39.6	4.0	43.1
6063 -TB	2.70	580-660	24	197	50.0	3.5	49.3
-TF	2.70	580-660	23.5	201	51.1	3.3	52.2
6082 -TB	2.70	570-660	23	172	43.7	4.1	42.1
-TF	2.70	570-660	23	184	43.7	3.7	46.6
6101A-TF	2.70	-	23.5	214	54.4	3.133 max.	55.1 min

Al-Mg-Si alaşımları kıvılcıma en dayanıklı alüminyum alaşımlarıdır, berilyum ilavesi bu dayanımı artırır (Brenner, 1978). %99.99 alüminyumdan hazırlanmış alaşımlarda yapılan testlerde elektroparlatma ve anodizasyon (eloksal) sonrasında %85 oranında ışığı yansıtma özelliği görülmüştür. Endüstride en çok kullanılan Al-Mg-Si alaşımlarının mekanik özellikleri ve gerilim-gerinim diyagramları Çizelge 2.4'de ve Şekil 2.1'de verilmiştir.

Çizelge 2.4 Al-Mg-Si alaşımlarının mekanik özellikleri. (ALFED,1983).

Alaşım Tipi ve Temperi	%0.2 Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kayma Dayanımı (MPa)	Yorulma Dayanımı 50x10 ⁶ çev. (MPa)	Sertlik Brinell	Elastiklik Modülü (GPa)
6061 -TB	125	215	18	165	95	60-70	69
TF	265	305	11	205	95	90-100	69
6063 -TB	90	155	14	131	79	48	69
TF	180	210	8	155	85	75	69
6082 -TB	130	225	16	178	106	60-70	69
TF	270	310	9	218	124	90-100	69
6101A -TF	180	210	-	140	-	70	69

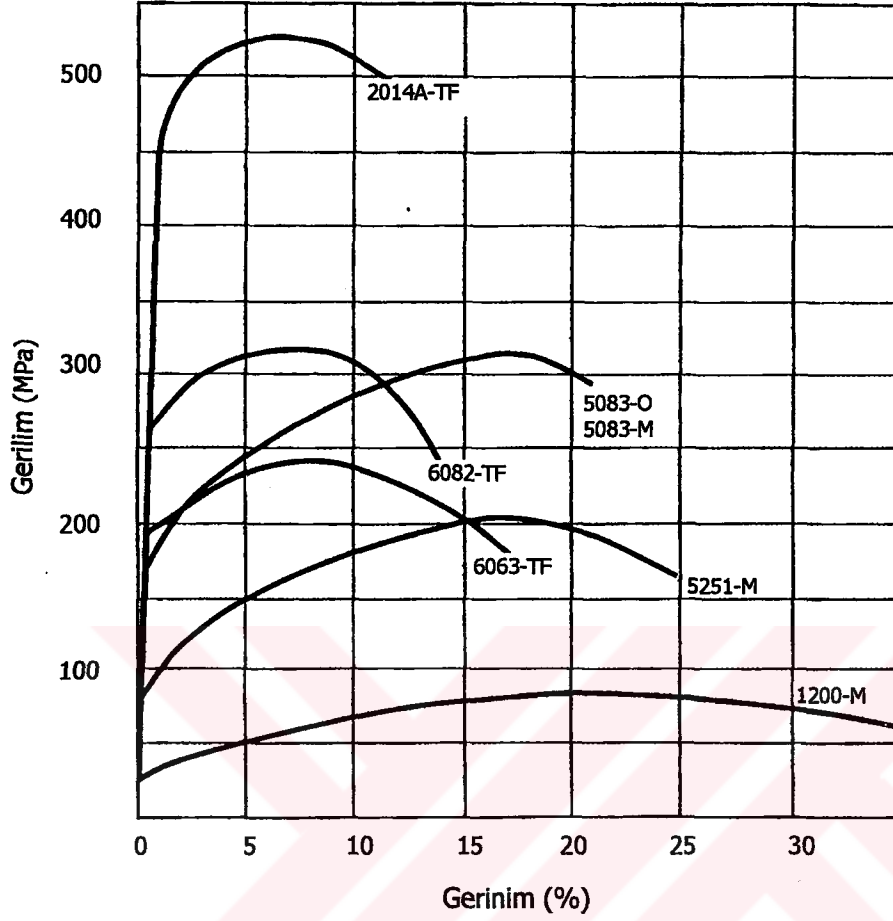
Yukarıdaki çizelgede gösterilen temper sembollerinden TB (T4), TE(T5), TF(T6) temperi ile eşdeğerdir. Burada:

T4(TB): Solüsyona alma ısı işlemi ve tabii yaşlandırma ardından stabilizasyon.

T5(TE): Yüksek sıcaklıkta şekillendirme işleminin ardından soğuma ve daha sonra suni yaşlandırma.

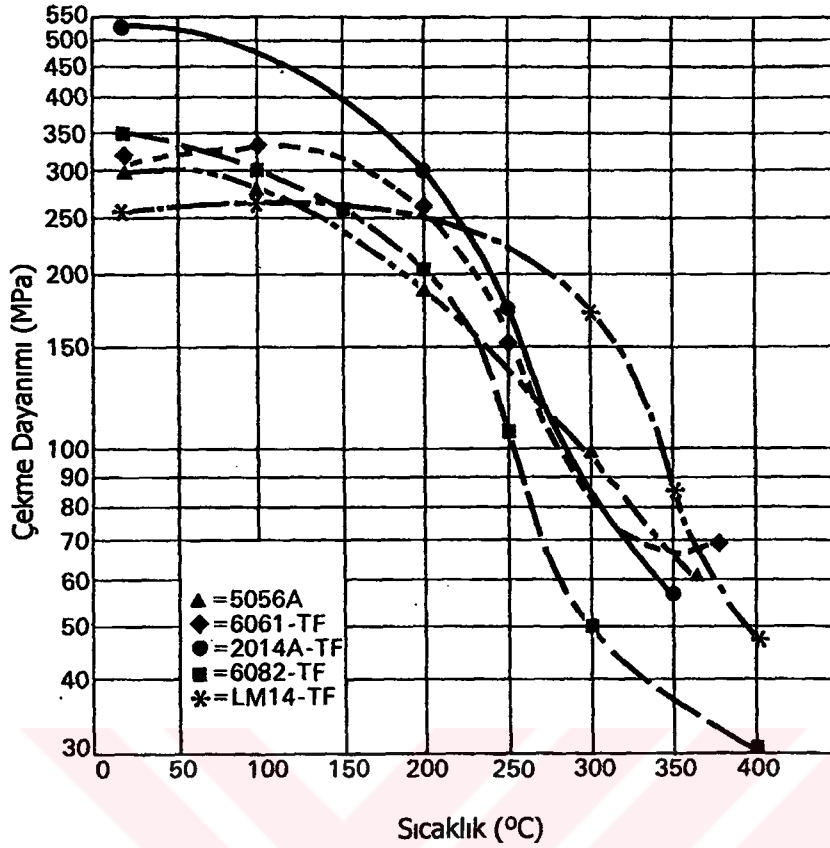
T6(TF): Solüsyona alma ısı işlemi ve daha sonra suni yaşlandırma (The Aluminium Federation, 1983)

Ticari alaşımlar özellikle manganez veya krom içerirlerse %10 oranında daha yüksek dayanım gösterebilirler. Tamamen sertleştirilmiş alaşımların çekme testinde, tanelerarası kırılma eğilimi görülebilir. Fakat manganez ilavesi bu eğilimi azaltır (Dowling, 1976). Bu kırılma eğilimi plaka şeklinde çökelen silisyumun neden olduğu düşünülmektedir (Slesar, 1976). Yüksek sıcaklıklarda bile basma dayanımı, çekme dayanımı ile aynıdır (Krystof, 1976).



Şekil 2.1 Al-Mg-Si alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile mukayeseli gerilim-gerinim diyagramı (ALFED, 1983).

AlMgSi alaşımlarında sıcaklığın değişmesi ile birlikte dayanımının da değiştiği bilinmektedir. Düşük sıcaklıklarda dayanım artmakta olup örneğin; -200°C 'de malzemede, sünekliliğinden ve kırılma tokluğu değerlerinden kaybetmeden oda sıcaklığındaki değerine göre %80 artış görülür (Fontana, 1976; Kaufman, 1976). Şekil 2.2'de AlMgSi alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile birlikte, değişen sıcaklıkla dayanımları mukayeseli olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.2 AlMgSi alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile birlikte, değişen sıcaklıkla dayanımları (ALFED, 1983).

Çizelge 2.5'de de görüldüğü üzere, sıcaklığın azalması ile birlikte malzemenin dayanımı düşmektedir.

Çizelge 2.5 AlMgSi alaşımlarının değişik sıcaklıklarda çekme özellikleri* (ALFED, 1983).

Alaşım Tipi ve Temperi	Özellik	Sıcaklık (°C)									
		-196	-80	-30	25	100	150	200	250	300	350
6063-TF	ÇD.	325	263	249	242	215	145	63	30	-	-
	AD.	248	228	220	214	193	137	45	-	-	-
	Uza.	25	20	20	19	15	20	40	75	-	-
6082-TF	ÇD.	525	420	-	375	334 [†]	180 [‡]	105 [§]	32	-	-
	AD.	430	360	-	305	316 [†]	155 [‡]	76 [§]	21	-	-
	Uza.	17	13	-	14	-	-	40	-	-	-

ÇD.: Çekme dayanımı (MPa),

AD.: %0.2 Akma dayanımı (MPa),

Uza.: Uzama (%).

*Numuneler test öncesinde 10000 saat sıcakta bekletilmişlerdir.

[†]1000 saatten 10000 saate ekstrapolasyon yapılmıştır.

[‡]1000 saatten 4000 saate ekstrapolasyon yapılmıştır.

[§]1000 saat.

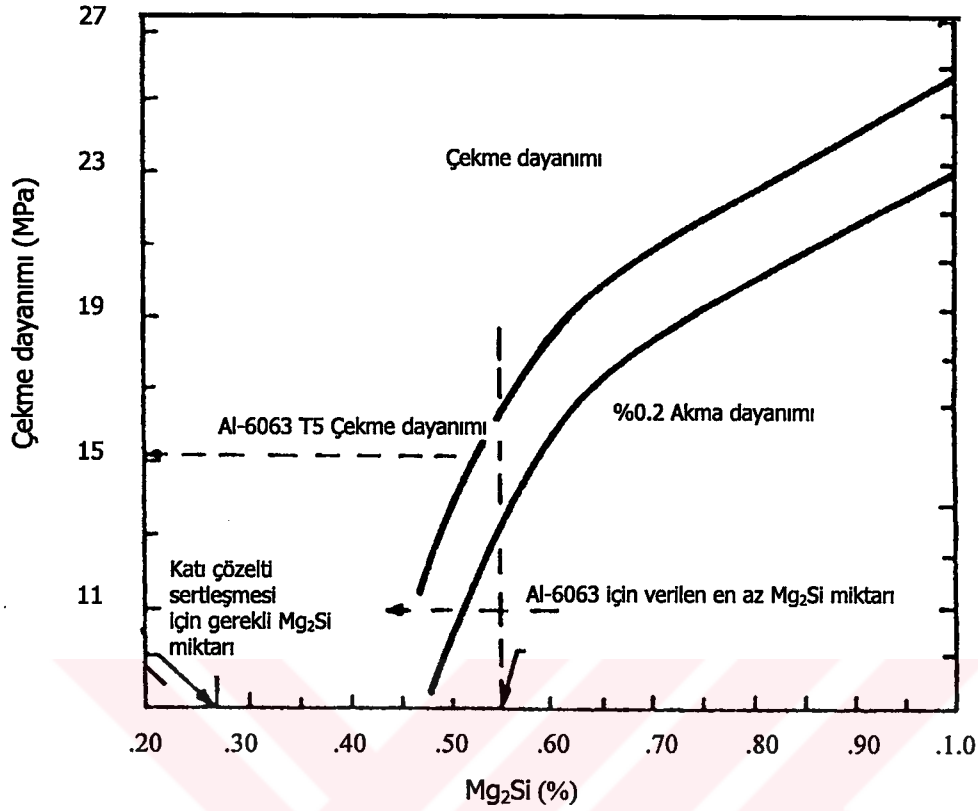
2.3 Al-6063'ün Kimyasal Bileşiminin Özelliklere Etkisi

Daha öncede belirtildiği gibi Al-6063 alaşımı, ekstrüzyonla üretilen alüminyum ürünlerinin büyük çoğunluğunu oluşturmaktadır ve anodik kaplama için uygun bir alaşımdır. Al-6063 ekstrüzyon ürünleri yüzey görünümünün iyi olmasının yanı sıra korozyona dayanıklı malzemelerdir ve iyi mekanik özelliklere sahiptirler. Bu özellikleri nedeniyle mimari uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadırlar.

Al-6063'ün mekanik özelliklerinin Mg_2Si miktarına bağlı olduğu bilinmektedir. Mekanik özellikler artan Mg_2Si miktarı ile iyileşmekte buna karşılık ekstrüzyon yapılabirlik azalmaktadır (Barry, 1977; Walters, 1985; Reiso, 1984). Şekil 2.3'de Al-6063'ün dayanımının alaşımdaki Mg_2Si miktarı ile değişimi görülmektedir (Barry, 1977). Şekilden de anlaşılaacağı gibi Mg_2Si miktarı yüzde %65'in altına indiğinde malzemenin dayanımı hızla azalmaktadır.

AA 6000 serisi alüminyum alaşımlarında magnezyum ve silisyum 1.73:1 oranında stokiyometrik olarak birleşip denge diyagramının kararlı α -fazı olan Mg_2Si çökeltisini oluşturmaktadır. Silisyumun alaşımda stokiyometrik bileşiği oluşturacak miktardan fazla olması durumunda dayanım artmaktadır. Buna karşılık, bu oranda magnezyum lehine bir artış olduğunda dayanım azalmaktadır. Ayrıca, ekstrüzyon yapılabirlik de magnezyum artışından olumsuz yönde etkilenmektedir (Baumgarten, 1984; Zoller ve Ried, 1965).

Ancak, yüksek dayanım değerleri elde etmek amacıyla alaşımdaki silisyum miktarının artırılması durumunda silisyumun çökmesi sonucu yüzeyde "dark spots" olarak adlandırılan hatalar oluşabileceği göz önünde bulundurulmalıdır. Şekil 2.3'de Mg_2Si miktarı ve fazla silisyumun Al-6063'ün çekme dayanımına etkisi görülmektedir (Marchive, 1984). Fazla silisyum, yaşlandırma süreci sırasında çekirdeklenme hızını arttırarak çökelti morfolojisini düzenlemekte ve böylece dayanımın artmasını sağlamaktadır.



Şekil 2.3 Al-6063'ün çekme dayanımının Mg_2Si miktarı ile değişimi (Barry ve Hains, 1977).

Al-6063 alaşımında katı çözültü sertleşmesi için gerekli olan Mg_2Si miktarı minimum %0.3'dür (Barry, 1977). 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 Al-6063 için belirlenmiş olan dayanım değerlerinin altında kalacaktır.

Döküm sonrası soğuma, homojenizasyon sonrası soğuma ya da daha sonraki ısı 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. Al-Fe-Si üçlü sisteminin incelenmesi 1921'de başlamış ve yeterince bilgi elde edilmiştir (Stefeniay, vd.,1978). Seyreltik Al-Fe-Si alaşımlarının yavaş soğuması sırasında oluşan kararlı metallerarası bileşikler θ -Al₁₃Fe₄, Al₈Fe₂Si ve β -Al₅FeSi fazlarıdır (Mondolfo, 1976). Bunlardan başka, alaşımın soğuma hızına ve bileşimine bağlı olarak bazı kararsız fazlar da oluşabilir. Çizelge 2.5'de Al-Fe-Si sistemi üzerinde yapılan çeşitli çalışmalarda gözlenmiş olan fazlar listelenmiştir (Skjerpe, 1987). 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.

Çizelge 2.5 AlFeSi alaşımlarında gözlenen fazlar ve kristal yapıları (Skjerpe, 1987).

Faz	Yapı	Kafes Parametreleri (nm)
Al	Ymk	a = 0.404
θ -Al ₁₃ Fe ₄	C-merkezli monoklinik	a = 15.49 b = 0.808 c = 1.247 β = 107
α -AlFeSi	Hmk	a = 1.256
Al ₆ Fe	C-merkezli ortorombik	a = 0.649 b = 0.744 c = 0.879
Al _m Fe	Hmt	a = 0.884 c = 2.160
Al _p Fe	Hmk	a = 1.03
Al ₂ Si ₂ O ₅ (OH) ₄	C-merkezli monoklinik	a = 0.8909 b = 0.5146 c = 1.5697 β = 113.9
Q ₁ -AlFeSi	C-merkezli ortorombik	a = 1.25 b = 3062 c = 1.27
Q ₂ -AlFeSi	Monoklinik	a = 1.25 b = 1.23 c = 1.93 β = 109

Sürekli döküm metodu ile üretilen Al-6063 alaşımları üzerinde yapılan bir çalışmada malzemenin kristalleşme özellikleri ile birlikte oluşan fazların yapısı da incelenmiştir (Hidvegi, vd., 1984). 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 2.6'da görülmektedir. Buna göre döküm yapıda genellikle Al-Fe-Si fazları bulunmakta, katılaşma azaldıkça Mg_2Si fazı ortaya çıkmaktadır.

Çizelge 2.6 Döküm yapısında gözlenen fazlar ve kristalleşme özellikleri (Hidvegi, vd., 1984).

Katılaşma Süresi (sn)	Soğuma Hızı ($^{\circ}C/sn$)	Döküm Yapısında Gözlenen Fazlar
13.4	6.12	α -(kübik)* + az $\gamma^{\dagger}$ + Mg_2Si
11.7	8.28	α -(kübik)* + az $\gamma^{\ddagger}$ + Mg_2Si
9.53	9.87	α -(kübik)* + α (hegzagonal) ‡
8.25	13.83	α -(kübik)* + çok
7.42	15.75	α -(kübik)* + az
6.66	20.67	α -(kübik)*

Al-Mg-Si alaşımlarında manganez, krom, zirkonyum gibi çökelti oluşturan elementler bulunduğu, homojenizasyon işlemi sırasında yüksek sıcaklıkta çökelen fazlar ($\sim 500^{\circ}C$) oluşacaktır (Ogori, vd., 1984; Lang, vd., 1978). Bu çökelti ekstrüzyon sürecinde ince bir alttane yapısı oluşturarak yeniden kristalleşmeyi önler ve ekstrüzyon sonrasında lifli yapının korunması sağlanır. Oluşan bu altyapı daha sonraki yaşlandırma işlemi ile oluşacak mukavemet artışının daha fazla olmasına neden olur. Ancak dispersoid oluşturan elementler alaşımı suvermeye daha duyarlı yaparlar. Bu da yaşlandırma işleminden sonraki soğuma hızının azalması durumunda, yaşlandırma işlemi ile elde edilebilecek dayanımın azalmasına neden olur. Altyapı oluşumu, suverme duyarlılığının artmasının neden olacağı kaybı, süneklik ve tokluğu artırarak karşılar.

* Fe % 31.9, Si % 5.6

† Fe % 35, Si % 15

‡ Fe % 31, Si % 9

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 çözeltideki Cu'nun tokluğa hiçbir etkisi yokken Mn ve Zr ilavesi ile tokluk artmaktadır (Scharf ve Grzemba, 1984).

Transmisyon Elektron Mikroskopuyla (TEM) yapılan incelemeler de bakır ilavesinin çökelti morfolojisini değiştirerek yaşlanma özelliğini olumlu yönde etkilediğini göstermiştir (Ewans ve Aucote, 1984). Buradan da anlaşılabacağı gibi, hem magnezyumla stokiyometrik 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.

Fazla silisyumun önemli bir miktarı tane sınırlarında elementel silisyum primer silisyum olarak çökerek tanelerarası kırılmaya neden olmaktadır. Ayrıca silisyum Mg_2Si morfolojisini incelterek dayanımın artmasına, buna karşılık sünekliğin azalmasına neden olmaktadır. Bakır da Mg_2Si çökelti morfolojisini etkileyerek dayanımı artırmakta ancak sünekliği azaltmaktadır.

2.4 Al-Mg-Si Alaşımlarının Faz Diyagramı

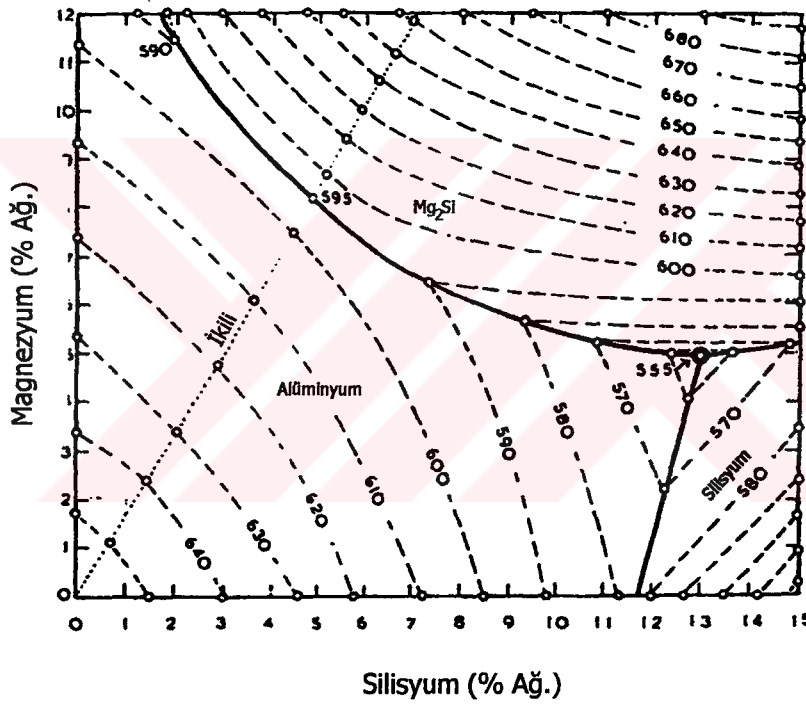
2.4.1 Genel teşekkül

Alüminyum ve ikili bileşen Mg_2Si , üçlü sistemi ikiye bölerek ikili sistem teşkil ederler. Bu ikili sistemde %8.15 Mg ve %4.75 Si oranında 595°C'de bir ötektik oluşur ve alüminyum köşesinde hissedilir miktarda katı çözelti oluştururlar; %0.85 Mg ve %1.10 Si'a kadar ötektik sıcaklığında α -Al. içinde çözünebilir. Her iki kısmı üçlü sistem ötektik özelliklidir (eutectiferous). Alüminyum, silisyum ve Mg_2Si 555°C'de, %4.97 Mg, %12.95 Si değerlerinde üçlü bir ötektik teşkil eder. Buna karşılık, Mg_2Si ve Mg_2Al_3 %33.2 Mg ve %0.37 Si oranlarında 451°C'de bir ötektik daha teşkil eder. Primer Mg_2Si alanı keskin tepe şeklindedir. Tepenin üst kenarı ikili hat boyuncadır ve magnezyum-silisyum ikilisinin grafiğinde %63.4 Mg, %36.6 Si'da biter. Bu bitiş 1120°C'de olur. Yani Mg_2Si için uygun

ergime noktasıdır. Mg_2Si ve silisyum arasındaki vadi, buna benzer olarak Mg_2Si/Si sınırı için %43 Mg ve %57 Si'da $950^\circ C$ 'de ötektik grafiğinde seyreder. Primer alüminyum ile Mg_2Si arasındaki vadi, ikili alan çizgisinde maksimuma yükselir. Alüminyum ve silisyum alanları ile alüminyum ve Mg_2Al_3 alanı arasında kalanlar ise doğrusal ve ötektik karakterindedirler.

2.4.2 Al-Mg-Si likidus yüzeyi

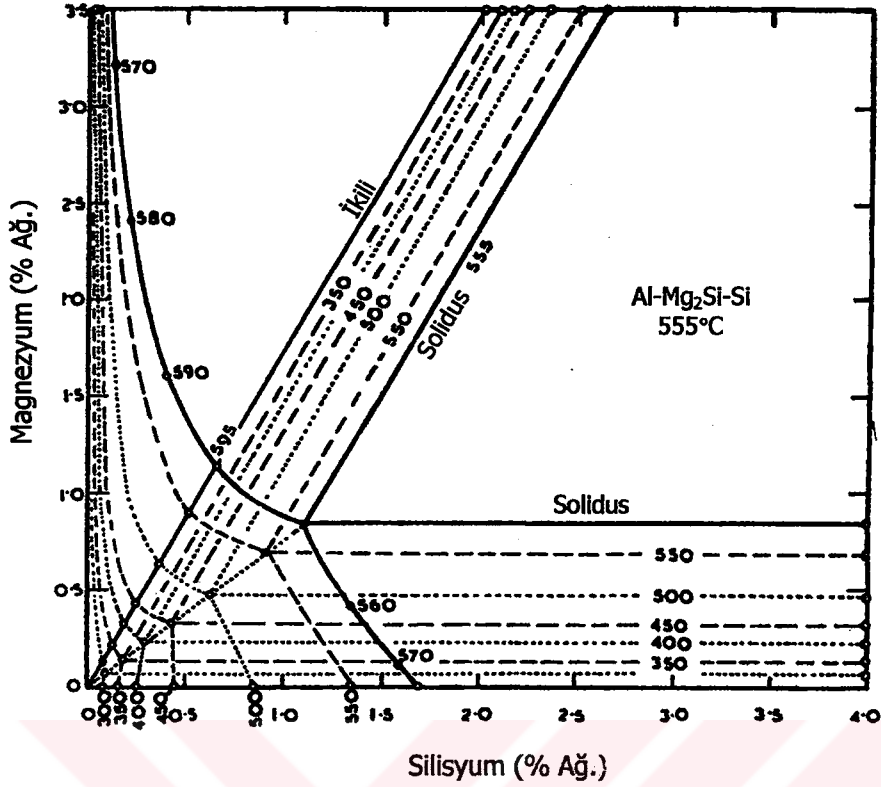
Bu diyagram ticari öneme sahip alaşımları kapsayacak şekilde çizilmiş olup, üçlü ötektikde $451^\circ C$ 'ye uzanır. Al, Mg_2Si , Mg_2Al_3 arasında aşağıya doğru akan kısmı içermemektedir.



Şekil 2.4 Al-Mg-Si likidus yüzeyi.

2.4.3 Al-Mg-Si solidus yüzeyi

Bu diyagram çok geniş ölçekli gösterilmiştir. İkili hatta bulunan önemli alaşımlar hakkında detaylı ve mümkün olan geniş bilgi vermektedir. Tek fazlı alanda katılaşılan bileşen sadece alüminyumdur. %15.3 Mg ve %0.1 Si ötektiği $451^\circ C$ 'de katılaşıp.

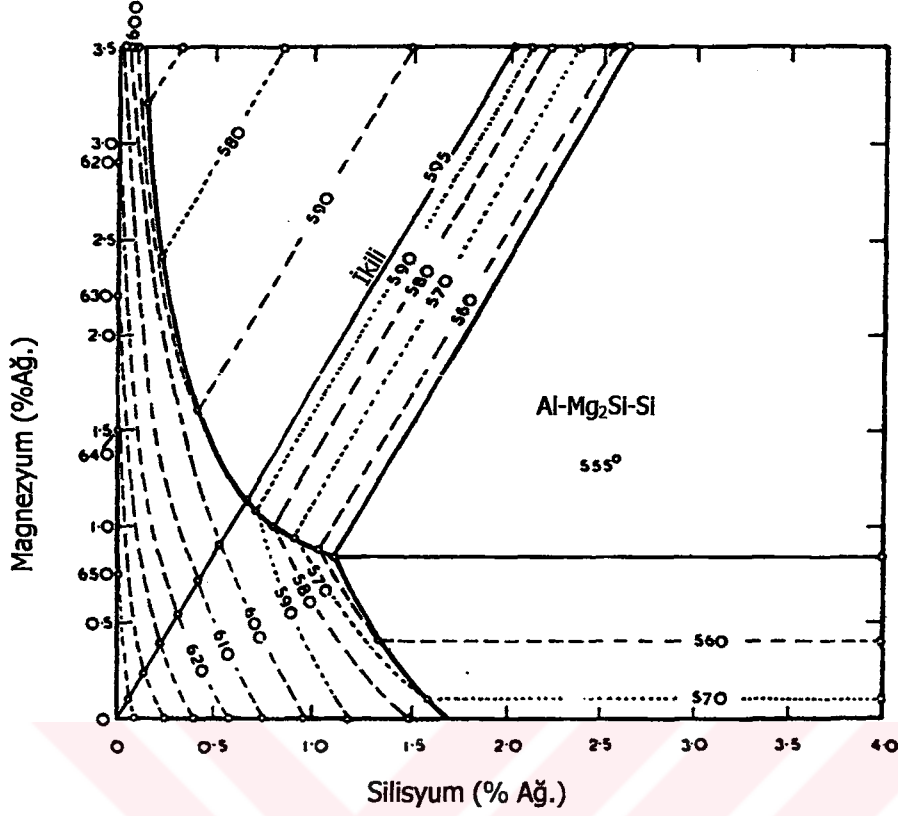


Şekil 2.5 Al-Mg-Si alaışımının solidus yüzeyi.

2.4.4 Katı çözünürlük limitleri

Bunun hakkındaki bilgi büyük önem taşımaktadır. Çünkü ikili hat boyunca geniş eriyebilme alanı ve sıcaklık ile belirli katı çözünürlük kabiliyetinin azalması bu alaşımları ısı işleme duyarlı hale getirmektedir. Bu sebepten, Mg_2Si fazını oluşturmak için gerekli magnezyum ve silisyumdan fazlasının ilişkilere ne şekilde etki ettiğini bilmek önemlidir.

Diyagramda $50^\circ C$ aralıklarla izotermaller gösterilmiştir (Şekil 2.6). İkili hattın silisyum tarafında üç fazlı $Al + Mg_2Si + Si$ üçgeninin tepesi düşen sıcaklıkla silisyum tarafına hareket eder. Şöyle ki; her iki bileşenin katı çözeltiden çökme alanı düşen sıcaklıkla birlikte azalır ve $300^\circ C$ 'de ikili hatta ve modelin Al-Si yüzeyine gelir. İkili hattın magnezyum tarafında izotermaller birbirlerine yaklaşır ve modelin Al-Mg yüzeyine doğru uzar. Mg_2Si 'u oluşturmak için fazla magnezyum içeriğinde Mg_2Si 'un çözünabilirliği hızla azalır.*



Şekil 2.6 Al-Mg-Si alaışımının katı çözünürlük limitleri.

2.4.5 Denge dışı şartlar

Alüminyum ve magnezyum ikili alaışımalarında, alüminyumca zengin katı çözeltinin doymuşluk derecesine ulaşmak için yeterli magnezyum alamama, belirgin çekirdek çukurlaşması ve mikroyapıda Mg_2Al_3 'ün erken teşekkülü ile sonuçlanır. Bu denge dışı durumda kum dökümde oluşan bir soğutma hızı için Mg_2Al_3 %3-4 Mg'da görülür. Denge koşullarında ise bu değer %15.35 Mg'dur. Aynı durum Mg_2Si oluşturmak için fazla magnezyum içeren üçlü alaşımlarda da görülür.

Mg_2Al_3 için "ilk teşekkül hattı" aynı soğuma hızları için düz bir çizgi olup, ikili çizgiden daha az bir eğimle iner. Yaklaşık %6 Si için %2 fazla magnezyum gerekir.

Mg ile Si arasında Mg_2Si oluşum reaksiyonu dengeli tiptedir. Tamamlanması için Mg veya Si'dan birinin fazlalığına ihtiyaç vardır. Bu yüzden serbest silisyumu, içeriği ikili hat alaışım bileşiminde mikro bileşen olarak düşük miktardaki aşırı Mg içeren alaşımda

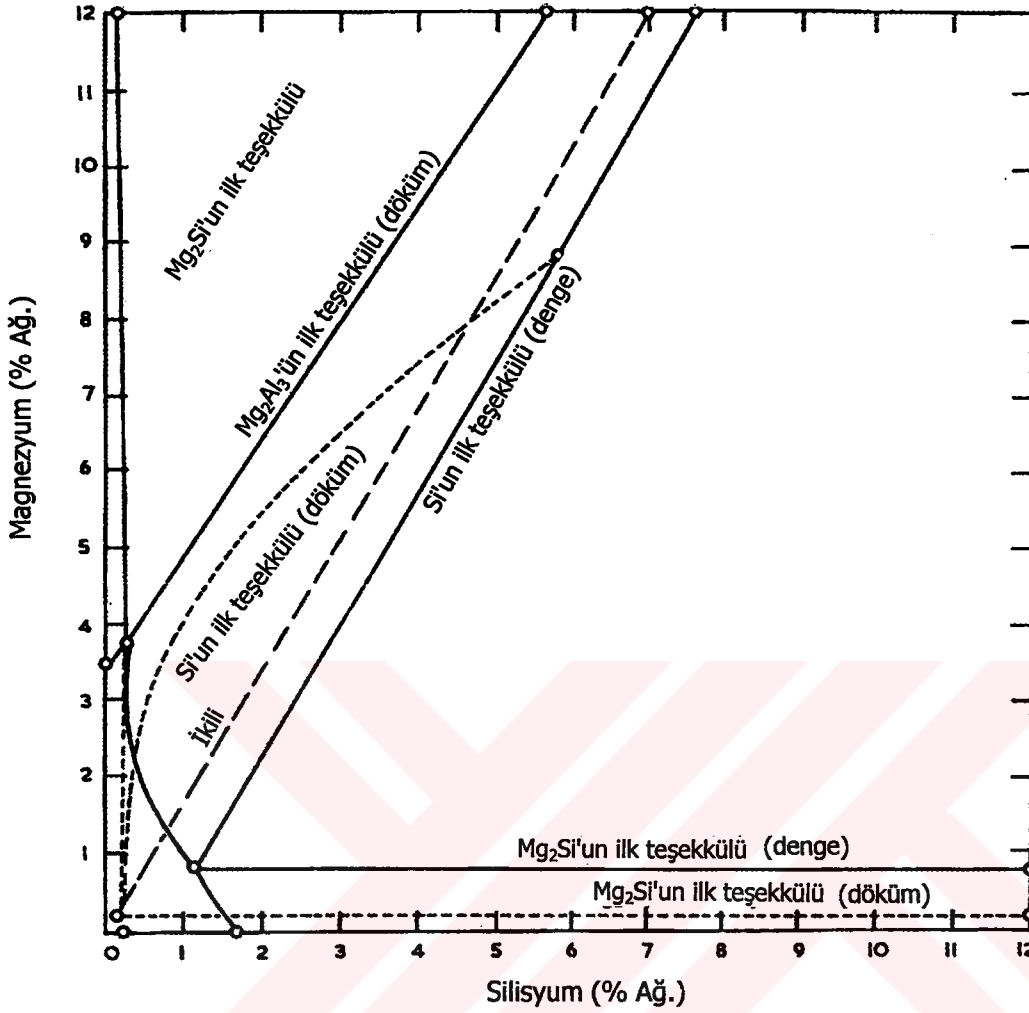
görmek mümkündür. Örneğin Şekil 2.6'da gösterilen %4.4 Si içeren alaşımda ve bu miktardaki silisyumun Mg_2Si 'a dönüşmesi için %7.6 Mg'a ihtiyaç vardır. Gerçekte alaşım %8.2 Mg içerir, %0.6 fazla magnezyuma rağmen serbest silisyum gözlenmektedir. Silisyumun "ilk teşekkül hattı" eğri şeklinde olup, yaklaşık %9 Mg dengeli eriyebilme hattı ile birleşir ve ikili hattan maksimum sapması %1-2 Si'dur. Burada primer silisyum oluşumunu önlemek için yaklaşık % 2 magnezyuma ihtiyaç vardır.

Denge durumlarında fazla silisyum içeren alaşımlarda, magnezyum içeriği %0.8'e yakın olmazsa Mg_2Si ötektikinin bir bileşeni olarak meydana gelmez. Fakat ticari döküm şartlarında alüminyumca zengin faz doyma durumuna gelemmez. Sonuç olarak %0.2 gibi az bir Mg ile Mg_2Si meydana gelir.

Şekil 2.8'de ticari döküm işlemlerinde, katılaşmanın bitiminde denge durumları düz çizgilerle, yarı kararlı şartlar kesikli çizgilerle gösterilmiştir. Denge durumunda tek fazlı alan yalnız alüminyumun katılaşması ile olur. %0 Mg'dan %1.7 Si'a ve %15.3 Mg'dan %0Si'a kadar uzanır. Üç fazlı alan grafiğindeki tepe ise $(Al+Mg_2Si+Si)$ %0.85 Mg ve %1.1Si'a kadar uzar. Döküm alaşımlarında bu alan % 0.2 Si'dan dar bir şeride küçülür ve %3.5 Mg'da biter. Üç fazlı alan artık bir üçgen değildir ve düzgün olmayan bir şekil gösterir. Tepe noktası yaklaşık %0.2 Mg ve %0.2 Si'dadır.

2.4.6 Al-Mg-Si yarı kararlı şartları

Döküm esnasında denge dışı şartlar solidusun denge şartından daha düşük sıcaklıklarda bulunmasına sebep olur. Örnek olarak, eğer aşırı Mg varsa Mg_2Al_3 oluşabilir ve bu da 451°C gibi düşük sıcaklıklarda çökebilir. Aşırı silisyum varsa üçlü ötektik sıcaklığı 555°C'ye ulaşıncaya kadar katılaşma tamamlanmaz. İkili hat boyunca katılaşmanın 595°C'de tamamlanmış olması gerekir. Fakat gerçekte üçlü ötektikte 555°C'de tamamlanır. Bununla beraber döküm sonrasında yapılan ısıtım işlemi dengeye ulaşmayı kolaylaştırır, Mg_2Al_3 ve silisyum kaybolur ve solidus yükselir.



Şekil 2.7 Al-Mg-Si alaşımlarının yarı kararlı durumu.

2.4.7 Empirite elementlerinin etkisi

İki kısmi sistemi ayrı ayrı incelemek gerekir. Alaşımların döküm yapılarında metastabil bileşenler arasında geniş bir alan üzerinde üst üste gelme durumu vardır.

Mg_2Si 'u oluşturmak için gerekli magnezyumdan fazlası varsa, demir ancak $FeAl_3$ şeklinde bulunur. Fakat gerçekte bu durum Şekil 2.7'de Mg_2Al_3 'ün ilk görüldüğü hattın üzerinde bulunan alaşımlarda olur. Bu hattın altında $\alpha-AlFeSi + \beta-AlFeSi$ kompleks bileşenleri katılaşma sırasında çökelirler ve ısıtılma sırasında değişime uğramazlar. Bu bileşenler

FeAl_3 'e dönüşmezler ve silisyumu serbest bırakmazlar. Daha sonra Mg_2Si oluşmaz. İkili hattın silisyum tarafında $\alpha\text{-AlFeSi}$ ve $\beta\text{-AlFeSi}$ her ikiside denge bileşeni olarak bulunurlar ve $\beta\text{-AlFeSi}$ peritektik bir reaksiyona girerek π (α benzeri) fazı oluşturur. $\alpha+\beta$ 'yı ilgilendiren reaksiyonların ikiside yavaş olup katılma esnasında veya ısıtılma işlemde tamamlanma eğilimindedirler. Bunun neticesinde her üç bileşen mikroyapıda çoğu defa görülür ve teşekkül alanı yaklaşık olarak Şekil 2.7'deki "Silisyumun ilk teşekkül" çizgisine kadardır. π bileşeni gri inci rengindedir. Dendritik veya el yazısı şeklindedir. Mn, Fe gibi iki kısmi sistemde ayrı davranış gösterir. Fazla magnezyumca alaşımda Mn ya FeAl_3 'de erir veya MnAl_6 olarak çökelir. Bu olay mevcut miktara göre değişir. Silisyumca zengin alaşımlarda MnAl_6 , $\alpha\text{-MnSi}$ teşkil etmek üzere $\alpha\text{-AlFeSi}$ ile reaksiyona girer ve onunla izomorf olur ve onunla kararlı hale gelir. $\beta\text{-AlFeSi}$ ve sonuçta π oluşumu ortadan kalkma eğiliminde olur. Bu iki alanın arasındaki sınır ikili hattın değil fakat Şekil 2.7'deki " Mg_2Al_3 ilk teşekkül" hattı ile "Si ilk teşekkül" hatları arasındadır.

Empürite olarak bulunma ihtimali olan bir element bakır da, S üçlü fazını teşkil edip, alüminyum ve magnezyum içerir. Fakat alüminyumda yüksek miktarda çözündüğünden mikroyapıda bileşen olarak bulunma ihtimali azdır.

3. Al-Mg-Si ALAŞIMI BİLETLERİN SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ ve METALURJİK KARAKTERİSTİKLERİ

3.1 Giriş

Bütün döküm proseslerinde meydana gelen temel reaksiyonlar, alüminyum alaşım biletleri ve ingotları için de teorik olarak geçerlidir. Isı kaybı miktarını tamamlayan katılaşma hızı, değişik teknikler arasında ana farkı oluşturur. Biletlerin yapısını etkileyen ısı akış şekli, bir teknikten diğerine değişir.

Genelde işlem alaşımları, bir dereceye kadar ters bilet segregasyonunu bastıran yüksek katılaşma hızlarıyla dökülürler. Yani, alaşım elemanları bilet yüzeyinin yakınında zenginleştirilirler ve ikincil fazlar kabalaşır. Yavaş katılaşmada ise ötektikaltı alaşımlarda ters bilet segregasyonuna rastlanır (Altenpohl, 1982). Diğer bir deyimle hızlı katılaşma ve çabuk soğutma, en son katılaşmış bölgelerdeki büzülmenin bir sonucu olarak aşırı doymuşluğa, tane segregasyonuna ve yüksek kalıntı gerilmelere sebep olabilir. Ama, eğer bütün döküm homojen soğutulursa bu gerilmeler belirgin biçimde azaltılabilir ve gerilme giderme tavlama ile ortadan kaldırılabilir.

Eğer özgün özellikler elde edebilmek için ilave edilen alaşım elemanları üniform dağılırsa, istenilen etkileri verebilecekleri açıktır. Segregasyonun bütün tipleri, ister mikroskobik öçekteki tane segregasyonu olsun isterse daha uzun mesafeli bilet segregasyonu olsun, istenmez (Altenpohl, 1982). İngot segregasyonu ve büzülmesi, sürekli döküm tekniği sayesinde gerçekleştirilebilen katılaşma ile önlenabilir veya en aza indirilebilir.

Kullanılan döküm tekniğine bakılmaksızın iyi kaliteli dökümler üretilebilmesi için önce, tamamen temiz bir ergitme gereklidir. Diğer bazı önemli tedbirler, aşağıdaki gibi özetlenebilir:

- a) Şarj malzemesinin dikkatli seçilmesi,
- b) Bütün ergitme işlemi süresince dikkatli sıcaklık kontrolü,
- c) Metalik olmayan empüritelerin giderilmesi (oksitler, nitrürler),
- d) Düşük, en uygun (optimum) gaz içeriğinin muhafazası,

e) Etkin tane küçültme. İnce taneler, sadece çekme dayanımını ve parça performansını artırmakla kalmaz, aynı zamanda büzülme ve sıcak çatlamayı da en aza indirir (Altenpohl, 1982).

Kalıba dökümlerde yolluk sistemlerinin düzenlenmesi, kaliteli dökümlerin üretiminde de önemlidir. Alüminyum yüksek ısı iletkenliği ve oksitlenmeye karşı hassasiyeti sebebiyle, ergimiş metalin havayla temas eden yüzeyi olabildiğince küçük tutulmalıdır. Bunun için ergiyik dökümün alt kenarı ile aynı hizada ve döküm boşluğuna dik açılı bir yolluk aracılığı ile kalıba dökülmelidir. İlave olarak, alüminyum dökümlerde döküm sıcaklığı, katılaşmanın hızla ilerlemesi için olabildiğince düşük tutulmalıdır.

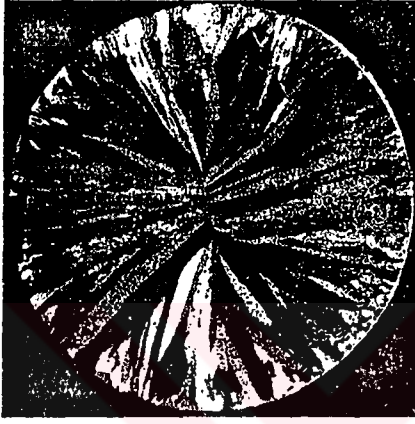
Bilindiği üzere alüminyum ergiyikleri katılaştırma süresince yaklaşık olarak %5 ile %7'lik hacimsel küçülmeye uğrarlar ve bundan dolayı önleyici tedbirler alınmazsa dökümlerde bir katılaşma/çekilme boşluğu meydana gelecektir. Bu gibi boşluklar daima, ergiyiğin en uzun süre sıvı kaldığı ve son katılaştığı bölgelerde meydana gelir, boşluğun şekli katılaşmanın tipine bağlı olarak değişebilir. Kabuk tipi katılaşmada boşluklar, makro ölçekte dış veya iç boşluklar halinde meydana gelebilirler. Dökümlerde bunların oluşumu, katılaşma sona erinceye kadar gerekli metal açığını kapatacak şekilde yeterli hacimde sıvı içeren bir veya daha fazla besleyiciler kullanılarak önlenabilir. Bakır, alüminyum, çelik veya dökme demir dökümünde de kum kalıba dökümde katılaşmanın en yavaş olduğu kalın kesitlerde bunlar kullanılabilirler. Buzlu su tipinde veya sünger tipi katılaşmada mikro çekilme veya mikro boşluk oluşumu, ergiyiğin yönlü katılaştırılmasıyla veya buna ilave olarak daha çok besleyici kullanmak suretiyle engellenebilir.

Metalin ve alaşımların katılaşması, çekirdeğin oluşumu ve büyümesi ile meydana gelir ve metaller ile alaşımların katılaşma davranışı, iki grup halinde sınıflandırılabilir (Backerud, vd., 1986):

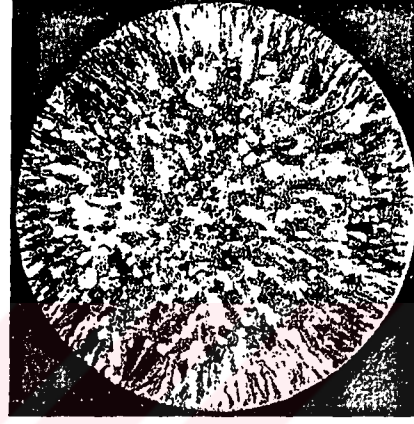
a) İçten Büyüyen Kristalleşme: Bu durumda birçok çekirdek oluşur ve onların ergiyikle katılaşmaları başlar. Bu tip kristalleşme geniş bir katılaşma aralığındaki alaşımlarda buzlu su tipi görünüşlü ve dar donma aralığına sahip alaşımlarda ise kabuk oluşturan tip veya levhasal katılaşma halinde meydana gelir. Katı faz miktarı katılaşma

süresince artar ve ondan sonra kalan sıvı, kristaller arasında kalarak sonunda tamamen katılaşır.

b) Dıştan Büyüyen Kristalleşme: Bu durumda katılaşma her zaman yeterli çekirdeğin bulunduğu kalıp duvarında başlar ve buradan ergiyiğe doğru sütunsal büyüme göstererek devam eder, dendritler arasındaki boşluklardaki ergimiş metalin en son katılaşmasıyla da biter. Sünger tipi, kaba duvar tipi ve duvar tipi katılaşmalar da bu tip kristalleşmenin sonucudur (Backerud, vd., 1986).



(a)



(b)

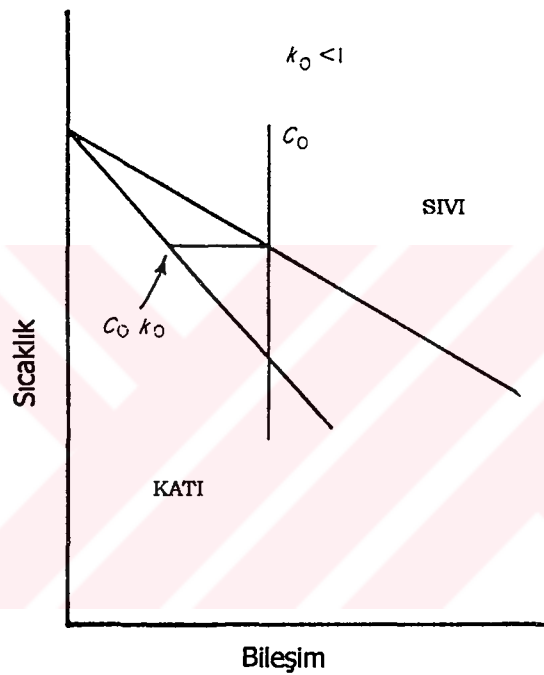
Şekil 3.1 a) İçten büyüyen kristalleşme. b) Dıştan büyüyen kristalleşme.

Katılaşma, metal ve alaşımların üretiminde ortak bir adımdır. Döküm yapısı, hizmetteki mamullerin çalışma ömrünü ve özelliklerini belirlediğinden önemlidir.

3.2 Al-Mg-Si Alaşımlarının Katılaşması ve Döküm Yapısı

Alaşımlar; alüminyum, bakır, demir gibi ana metal ve istenen özellikleri vermesi için ilave edilen alaşım elementlerinden meydana gelir. Alaşım elementleri, sıvı metalde ve bazen katı metalde de tamamen çözünebilirler. Fakat çözünürlükleri genellikle farklı oranlarda meydana gelir. Tipik bir ikili faz diyagramının bir kısmı olan Şekil 3.2 bu farklılığı göstermektedir. Likidus eğrisi üzerindeki sıcaklıklarda ana metal ve alaşım elementleri, sıvı faz halinde tamamen çözünebilirler.

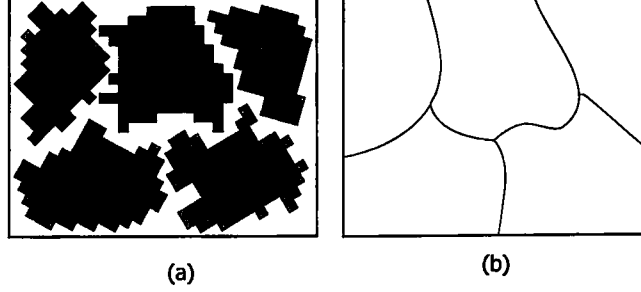
Solidus eğrisinin altındaki sıcaklıklarda, bu iki bileşen "katı çözelti" olarak adlandırılan tek katı kristalli faz halinde tamamen çözünürler. Denge dağılım katsayısı k_0 , sabit sıcaklıkta solidus ve likidus bileşimleri arasındaki oran olarak tanımlanabilir ve Şekil 3.2'de gösterilen bir T sıcaklığında C_S/C_L aracılığı ile belirtilir. Likidus ve solidus sıcaklıklarının ikisi de alaşım elementi ilavesinin artmasıyla düşer ve k_0 'nun değeri 1'den küçüktür. Likidus ve solidus arasındaki aralık dar ise $k_0 \sim 1$ civarındadır ve aralık büyükse k_0 küçüktür. Eğer likidus ve solidus düz çizgi halinde iseler denge bölme katsayısı, sıcaklıktan bağımsız bir sabittir (Boettinger, 1985).



Şekil 3.2 C_0 bileşimli (k_0) bir alaşımın faz diyagramında başlangıç bileşiminin değişimi.

Sıvı alüminyumun katılaşması sürecinde, atomlar ergime sıcaklığında ergiyik haldeyken tamamen rastgele hareket ederler. Ergiyik durumdan soğutulması sırasında atomlar birbirlerini çekerler ve bu yüzden biri diğerine en yakın biçimde kendini düzenler ve alüminyumun yüzey merkezli kafes yapısı oluşur. Ergiyik, 660°C 'ye soğuyunca sıvı içerisinde değişik noktalarda kristalizasyon çekirdekleri oluşur. Her çekirdeğin etrafında alüminyum atomlarının kendi kendilerine dizilmeye devam etmeleriyle bu küçük çekirdeklerin boyutları hızlı olarak artar. Katılaşma sırasında döküm tanelerinin yapısı Şekil 3.3'de şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 3.3 a'da beyaz zemin sıvı eriyiği göstermekte, küçük gri kareler ise birim hücreleri ifade etmektedir.

Burada 5 kristal çekirdeğinin oluşumu görülmektedir. Şekil 3.3 b'de kristallerin zamanla büyümesi görülmektedir. Büyüme, ergiğin tamamen tükenip, kristallerin tane sınırlarında birleşmeleri ile son bulur. Değişik döküm tanelerinin kafesleri malzeme bünyesinde farklı açılarda düzenlenir (Altenpohl, 1982; Campbell, 1991).



Şekil 3.3 Döküm yapısının oluşumu (Edwards ve Endean, 1990).

Katılaşma işlemi esnasında alaşım elementlerinin segregasyonu, likidus ve solidus arasında bir aralığın bulunmasının sonucudur. Şekil 3.2'deki durumda k_0 'ın 1'den küçük olduğu yerde C_L sıvı alaşım bileşimi likidus sıcaklığına soğutulursa, oluşacak C_S ilk katı bileşimi, $k_0 C_L$ 'ye eşittir. Daha fazla soğutma, özellikle yayınma yavaş olduğunda, sıvı bileşiminden daha seyreltik daha fazla katı oluşumuna sebep olacaktır ve daha fazla segregasyona yol açan çözünen elementlerce zengin bir sıvı tabakası oluşacaktır.

Chalmers'ın (1956) yayınma teorisi ile ortaya çıkan sonuca göre, aşağıdaki eşitsizlik koşulları mevcutsa, düz bir sıvı-katı arayüzeyi elde edilebilir:

$$G / V > \Delta T / D \quad (3.1)$$

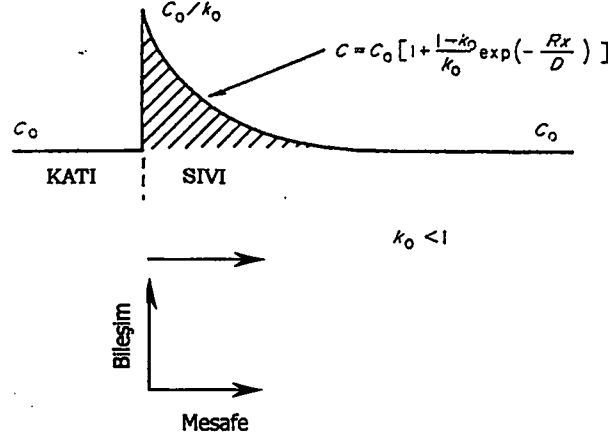
Burada:

G : sıvıdaki sıcaklık gradyanı ($^{\circ}\text{K}/\text{cm}$),

V : arayüzey hızı (cm/s),

ΔT : alaşımın denge katılaşma aralığı ($^{\circ}\text{K}$) (orijinal alaşım bileşimi için likidüs ve solidus arasındaki sıcaklık farkı),

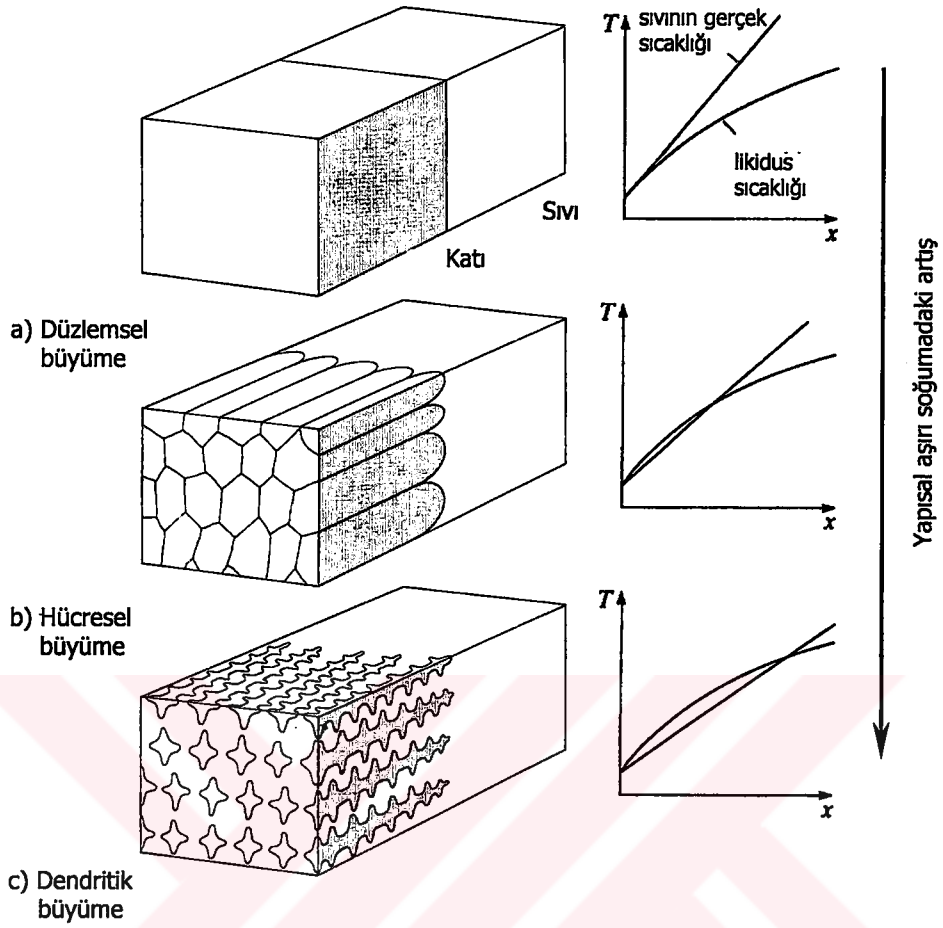
D : sıvı yayınma katsayısı (cm^2/s).



Şekil 3.4 Çözünenin yeniden dağılımının yayınma ile gerçekleştirilmesi halinde arayüzeyin önündeki çözünenin profili.

Çok kullanılan alaşımlar düz bir katı/sıvı arayüzeyinden çok girintili-çıkıntılı bir katı-sıvı arayüzeyi ile katılaşıp ve bu nedenle katılaşmış alaşım hücresel veya dendritik biçimdedir. Sabit hızda (V) büyüyen düz veya levhasal bir katı-sıvı arayüzeyinin bulunması halinde sıvıdaki sıcaklık gradyanının (G) etkisi altında, sıvıdan katıya doğru bir ısı akışı hesaba katılmalıdır. Katının önündeki sıvı bileşimi üniform olmayacak ve Şekil 3.4'de görüldüğü gibi çözünelerce zenginleşmiş ($k_0 < 1$ için) bir tabakayı içerecektir (Davies, 1973). Bu zenginleşme yüzünden arayüzeyin önündeki bazı konumlarda likidus sıcaklığı aslında gerçek sıcaklığın altına düşebilmektedir. Bu durumda arayüzeyin önündeki sıvı "yapısal aşırı soğumuş" tabiri ile adlandırılır. Yapısal aşırı soğumanın varolması durumunda, sıvı-katı arayüzeyi düz halde kalmaz ve arayüzey hücreleşme veya dallanmaya eğilim gösterecektir. Kısaca mikrosegregasyonun sonucu olan hücresel veya dendritik bir büyüme meydana gelir (Şekil 3.5) (Davies, 1973; Campbell, 1991). Dikkat edilmelidir ki dendritik oluşum dengesizlik haline bir cevap olarak ortaya çıkar, kristal kafesin bir sonucu değildir.

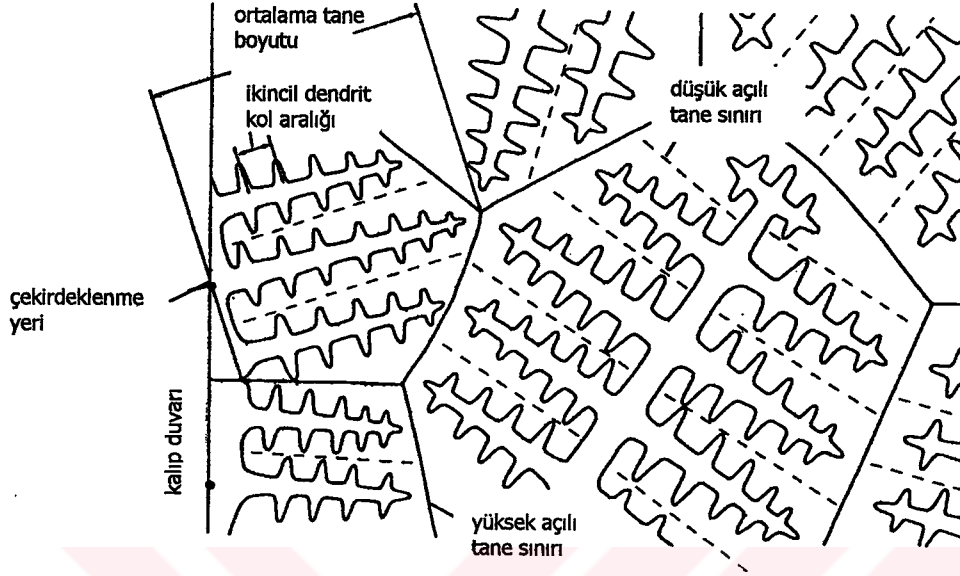
İngot ve biletlerin yapısında genellikle üç farklı bölge mevcuttur. Bunlar; ince eşeksenli mikrokristallerin oluşturduğu en dış kısımdaki çil zonu, uzamış veya sütun gibi tanelerin sütunsal bölgesi ve merkezi eşeksenli bölgedir.



Şekil 3.5 Yapısal aşırı soğumanın etkisi ile katılaşma morfolojisi (Edwards ve Endeian 1990).

Sıvı metal kalıp içine döküldüğünde soğuk metal duvarı ile temas eden sıvı, likidus sıcaklığının altına hızla soğur ve kalıp duvarında birçok katı çekirdek oluşur. Bu çekirdekler sıvı içerisine doğru büyümeye başlarlar (Şekil 3.6). Ergimiş kütlenin rahatsız edilmesi ile ve kalıp duvarının ısınması yüzünden bu katılaşmış kristallerin birçoğunun duvardan kopması az çok mümkündür. Bu durumda, eğer döküm sıcaklığı yeteri kadar yüksek ise, biletin merkezindeki sıvı uzun bir süre likidus sıcaklığının üzerinde kalacaktır. Bunun sonucunda kristallerin çoğunluğu kalıp duvarından uzaklaştıktan az sonra tekrar ergiyeceklerdir. Sadece bu geri kalan kristaller soğuma bölgesini oluşturmak için kalıp duvarının yakınında büyüebilecekler ve bilet yüzeyinde gelişigüzel yönlü küçük eşeksenli tanelerden oluşan ince bir kabuk oluşturacaktır. Diğer taraftan, eğer döküm sıcaklığı düşükse kalıptaki sıvının hepsi hızla likidus sıcaklığının altına hızla soğuyacak ve

kristaller "big-bang" çekirdeklenmesi olarak bilinen ergiyiğin içine doğru hızla ilerleyeceklerdir. Daha sonra tamamen eşeksenli bilek yapısı üretilecektir.



Şekil 3.6 Döküm taneleri ve dendritik yapı (Campbell, 1991).

Kalıp duvarındaki ısı gradyanı dökümden sonra derhal azalacak ve soğuma bölgelerindeki kristaller genellikle kalıp duvarına dik yani ısı akış yönüne uygun olan tercihli kristalografik yönelmelerle dendritik olarak büyüyerek sütunsal taneleri oluşturur.

Biletin merkezinde rastgele yönelmiş olan eşeksenli tanelerin oluşumu ile ilgili düşünceler ise şöyle ortaya konmaktadır. Dendritlerin kenar kollarının kalınlıkları, köklerinde genelde azalır ve oluşmalarından sonra dendritlerin etrafındaki sıcaklığın artması ile ergimeye başlayacaklar ve ana gövdeden kopma ihtimalleride yüksek olacaktır. Daha sonra sıcaklık düştüğünde dendritik kollar tamamen kaybolmadan önce yeni dendritler için tekrar kaynak olarak rol oynayabilirler. Sıcaklık farklarının sebep olduğu sıvıdaki girdaplı iletim akımları arta kalan ergiyik üzerinde ergimiş kolların uzağa iletilmesi için bir kuvvet sağlar. Eşeksenli dendritlere doğru onları engellenemeyen bir şekilde getirir. Bu işlem "kristal çoğalması" olarak bilinmektedir. Dolayısı ile biletin merkezinde eşeksenli ve üniform tanelerin meydana getirdiği bir bölge oluşur. Normalde bu bölgedeki tane boyutu çil bölgesine oranla daha büyüktür.

İşlem alaşımlarında tane boyutu önemlidir, fakat daha önemli bir metalurjik karakteristik, ikincil dendrit kolları arası mesafedir (İDKAM) ve malzemenin en önemli mikroyapısal uzunluk ölçüsüdür. Alaşımın mekanik özellikleri ikincil dendrit kolları arası mesafeye bağlıdır. İDKAM azaldıkça alaşımın maksimum çekme dayancı, sünekliği ve uzama miktarı artar.

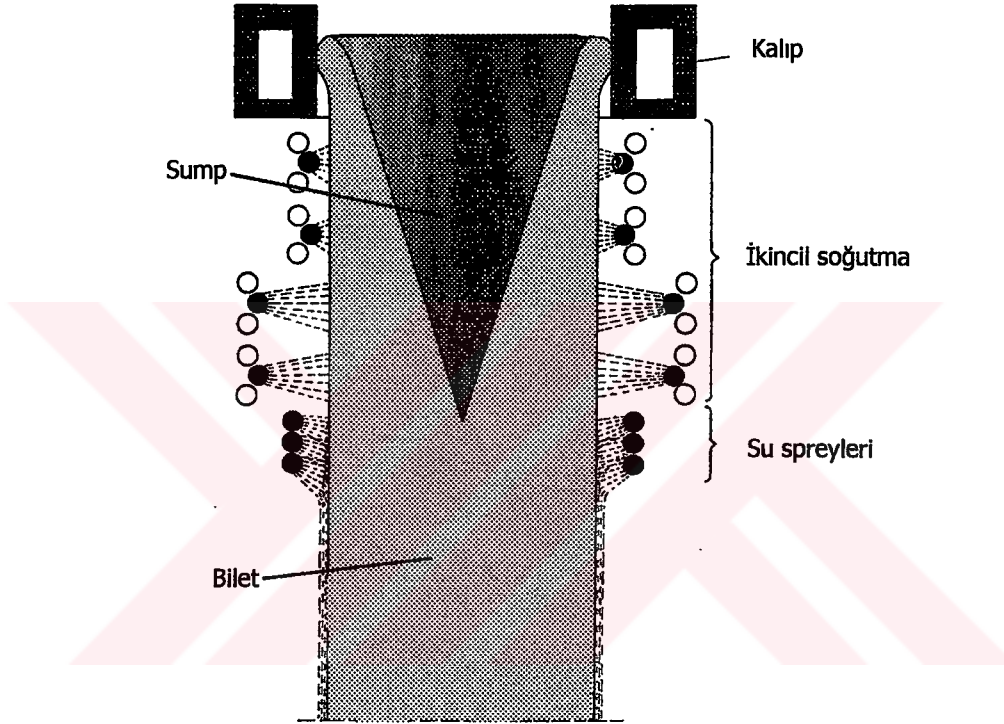
3.3 Sürekli Döküm Prosesi (D.C. Döküm)

Endüstriyel anlamda alüminyum biletlerinin dökümünde en fazla kullanılan metod sürekli döküm yöntemidir. Metal ve alaşımlarının sürekli dökümü metalurjistlerin uzun yıllar ilgisini çekmiştir. Prosesin avantajları, halen bir kısım problemi olan çelik endüstrisinden çok daha önce demirdışı metal dökümünde fark edilmişti. Sonuç olarak çeliğin sürekli dökümündeki gelişmeler, demirdışı metal dökümünden daha yavaş olarak devam etmiştir. Bunun nedenleri aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- a) Nisbeten düşük ergime noktasına sahip bir metalin dökümünü kontrol etmek daha kolaydır.
- b) Günümüzdeki sürekli döküm sistemleri ile dökülebilecek metal miktarı demir dışı metal ergitme fırın kapasitelerine eşdeğerdir.

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 (Altenpohl, 1982). Bu proseste döküm mamülünün enine kesit şeklini kalıp şekli belirler, genellikle hadde ve dövme mamüller için dikdörtgen şekilli kalıp, ekstrüzyon biletleri için daire kesitli, çubuk teller için kare kalıplar kullanılır. Altlık ya zincirli, ya da 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 döküm) imkan verir. Katılaşma hızı yavaşlar, bu arada taneler arası ve dendritler arası cephelerden ingotun veya biletin

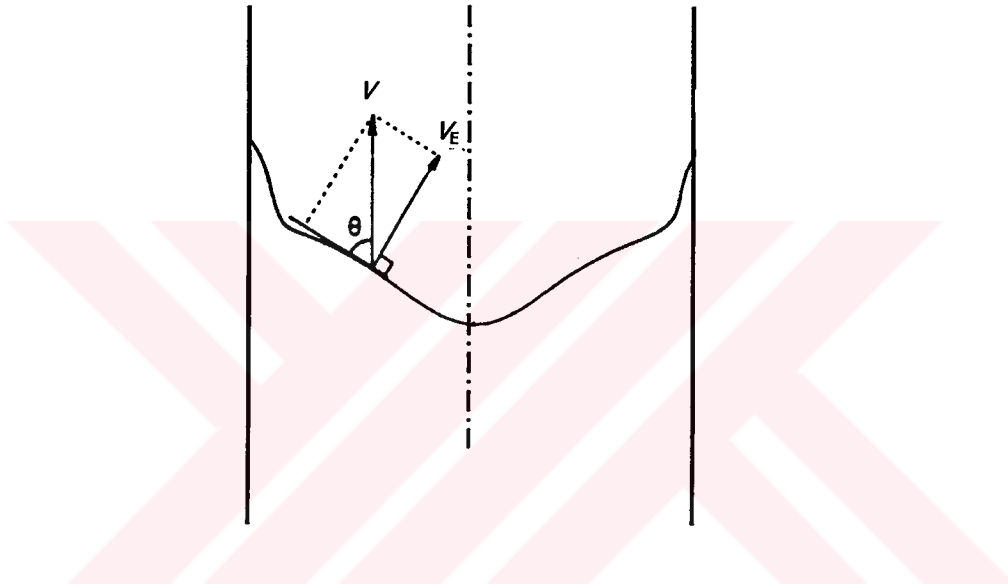
merkezindeki sıvı kütlesinin basıncı ve katılaşma ile oluşan kılcallık etkisi ile dışarıya doğru ötektikçe zengin bir sıvı akımı başlar ve alaşım elementleri (ters segregasyon) kabuğa yığılırlar, hatta bilek yüzeyine çıkarak tekrar kalıpla teması başlatırlar ve hemen ardından katılaşarak yeniden büzülür. Kalıp içerisinde kalıp duvarı vasıtası ile gerçekleştirilen ısı transferi ile katılaşmaya "birincil soğuma" adı verilir. Bu bölgede birçok mekanizmanın varlığından dolayı katılaşma çok karmaşıktır.



Şekil 3.7 Sürekli döküm prosesinin şematik görünüşü.

Kalıbın hemen altındaki su püskürtücüleri bilet yüzeyine su spreyi püskürtürler ve ikinci soğutma periyodunu başlatırlar. Su verme, katılaşma 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. Yüzeye uygulanan soğutma suyu altyapıda kaba dentritik hücrelerden, ince dentritik 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. Ergiyeğin büyük bir bölümünün katılaşmasından hemen sonra bilet içerisinde

metalini kendini çekmesinden dolayı huni şeklinde bir boşluk oluşur. Diğer bir ifade ile biletin içerisinde daima sıvı metal derinliği mevcut olur, buna "sump" denir (Şekil 3.7). Sump derinliği V_E (katılma hızı) ve V (döküm hızı) ile belirlenir. Düzlemsel katılma hızı V_E ile V hızları birbirine eşittir (Şekil 3.8). Hücre boyutu ve çökeltiler gibi döküm yapısı V 'den daha fazla V_E tarafından belirlenmektedir. 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.



Şekil 3.8 Döküm hızı ile katılma hızı arasındaki ilişki (Kosuge ve Mizukami, 1975).

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 (Altenpohl, 1982).

Yeni geliştirilen sistemlerde ise kalıpta oluşan soğuma engellenerek hem kabuk oluşumu önlenir ve hem de bilet ve ingotların tüm yüzey alanı boyunca üniform (değişmeyen) bir yapı elde etmek mümkündür. Katılaşma tek kademede gerçekleştirilir. Birincil soğuma tamamen elimine edilmiştir.

3.4 Sürekli Döküm Prosesinde Bilet Kalitesi

Konvansiyonel (kısa kalıp ve ikinci su soğutmalı) sürekli döküm sistemlerinin kokil kalıp dökümüne kıyasla avantajları şu şekilde sıralanabilir:

- 1) Üniform ve daha yüksek mekanik özellikleri biletlere sağlayan daha ince bir yapının özellikle kısa kalıp sistemleriyle elde edilebilmesi,
- 2) Segregasyonun azaltılması ve hatta çok yeni sistemlerle tamamen ortadan kaldırılması,
- 3) Çekilme boşlukları ve porozitenin azaltılması ve aynı yeni sistemlerle tamamen elimine edilmesi,
- 4) İngot ve biletlerin yüzey kalitelerinin artırılması,
- 5) Sünekliğin artırılarak biletlerin takibi fabrikasyon işlemlerinde performansları artırılarak daha kaliteli ürünlerin elde edilmesi.

Yukarıda sayılan avantajlardan anlaşılacağı üzere, yeni geliştirilmiş sistemlerle erişilen yüksek döküm hızları ve aksiyal (boyuna) ısı transferi sonucu daha da belirgin hale gelmiştir. Bununla beraber konvansiyonel sürekli döküm prosesinde, bilet kalıbı terk ederken oluşan hızlı katılaşmadan kaynaklanan ve özellikle belirli alaşımların üretiminde merkezi çatlaklara neden olabilen gerilmelerin oluşumu gibi dezavantajları da mevcuttur.

Döküm esnasında büyük bir sıcaklık azalması gerçekleşir ve katılaşmış rijit dış kabuğun

merkezin doğal ısısal büzülme eğilimini önlemesi sonucunda istenmeyen iç gerilmeler, biletin merkezinde oluşur. Bu gerilmelerin belirli bir değeri aşması halinde ise çatlaklar oluşur. İç gerilmelerin oluşum mekanizmaları hakkında çok az bilgi sahibi olunmakla beraber, çatlakların oluşumunu azaltabilmek için en fazla uygulanan pratik önlem, döküm hızının azaltılmasıdır. Ancak bunun sonucu ingot yüzey kalitesi azalır, müteakiben ekstrüzyon ve sıcak hadde işlemlerinde optimum yüzey görünümünün eldesi için uygulanan yüzey temizleme işleminde kaldırılan tabakanın kalınlığının artmasına neden olur. Aynı zamanda tüm yüzey boyunca yavaş soğuma sonucunda oluşacak nisbeten kaba yapı, verimliliği ve kaliteyi düşürür.

Sürekli döküm sistemlerinin yakın gelecekteki gelişimi bir kısım problemlerin çözümü ve katılaşma mekanizmalarının daha iyi anlaşılabilmesine bağlıdır. Bunlar:

1) Metalin katılaşması esnasında aşağı doğru hareket ederken kalıpta oluşan proseslerin yapısı. Şüphesiz burada karşılaşılan problemler kokil kalıptaki problemlere nazaran çok daha karmaşıktır,

2) Ergime noktasına yakın sıcaklıklarda metalin mukavemeti,

3) Bilet ve kalıp arasındaki ısı transferinin mekanizması, şartları ve döküm hızını sınırlayan temel faktörler,

4) Metalin akışkanlığı,

5) Kalıp dizaynının uygunluğu,

6) İkinci soğutma zonu için dizayn ve verimli şartlar,

7) İngotlardaki iç gerilmelerin oluşma mekanizmaları ve bunların zararlı etkilerini giderme yolları.

Metal sektörünün şu andaki ihtiyacı modern kaliteli ve ekonomik üretimleri gerçekleştirebilecek sistemlerin geliştirilmesidir.

Ticari üretimde kullanılan sürekli döküm işlemi aşağıda sıralanan temel gereksinimleri karşılamak zorundadır:

1) Minimum porozite ve segregasyona sahip ince tane ve mikroyapının üretilebilirliği,

2) Döküm esnasında ve sonrasında minimum çatlama eğilimi,

- 3) İyi bir bilet yüzey kalitesi,
- 4) Maksimum döküm hızı.

Yukarıda birbirine zıt düşen gereksinimler yerine getirilirken, ısı transfer şartları ve iç gerilme sistemi gibi iki temel kritere sürekli dökümün fiziksel (kalıp dizaynı) bölümünü oluşturan çalışmalarda da büyük bir dikkatin gösterilmesini gerektirir.

Sürekli dökümle ilgili elede edilebilir literatür, fiziksel araştırmalar üzerine az miktarda bilgi ve referans sağlamaktadır. Katılma hızı, sıcaklık dağılımı verileri ve alüminyum alaşımlarındaki iç gerilmelerin analizi bazı bilim adamları tarafından yapılmıştır.

Roth'un gerçekleştirdiği matematiksel çalışmalar irdelenecek olursa, bu tip araştırmaların hassasiyeti ve gerçekliğinin zayıf olduğu görülür. Bunun ana nedeni, kalıp içerisindeki metalin davranışı üzerinde yapılan birçok varsayımlardır. Bu varsayımlar aşağıdaki gibidir:

- 1) Katılma, ingot/bilet ikinci soğutma bölgesine ulaştığı zaman başlar,
- 2) Radyal (enine) sıcaklık gradyanı lineerdir,
- 3) Bilet boyunca ısı transferi sıfırdır,
- 4) Döküm sıcaklığı, eritme noktasına eşdeğerdir,
- 5) İkinci soğutma bölgesinde ingot ve biletin yüzey sıcaklığı sabittir,
- 6) Katılma sürerken metalin termal (ısısal) özelliklerinde değişme gerçekleşmez.

Bu varsayımlarda, bazı hallerde etkili olmasa da belirgin hatalar yapılmıştır. Bazı kalıp tipleri için yapılan ilk varsayım, döküm hızın çok düşük olduğu durumların dışında geçerlidir. Bazı hallerde kalıptaki kabuğun kalınlığının önemsiz olduğu düşünülebilir ve ana proses ikinci soğutma bölgesinde oluşan katılma hızıdır.

Bu basitleştirmelerin yardımı ile Roth, katı metal kabuğun büyümesini karakterize eden iki eşitlik elde etmiştir: (Çiğdem, 1995)

- 1) Hadde ingotları için;

$$x = V \left[L_p + \frac{1}{2} c_p (\theta_f - \theta_s) \right] \frac{y^2}{2k(\theta_f - \theta_s)} \quad (3.2)$$

2) R yarıçaplı bilet için;

$$x = V \left[\frac{\left(\frac{R^3}{3} - r^3 \ln \frac{R}{r} - \frac{r^3}{3} \right) \left(L_p + \frac{1}{2} c_p (\theta_f - \theta_s) \right)}{3 R k (\theta_f - \theta_s)} \right] \quad (3.3)$$

Burada:

x : dikey koordinatı (metal seviyesinin altındaki derinlik),

y : x derinliğinde katılan kalınlık,

R : bilet ekseninden ölçülen yatay koordinatı (x derinliğindeki sıvı merkezin çapı),

L : ergime ısısı,

ρ : yoğunluk,

c : spesifik ısı,

k : ısısal iletkenlik,

V : döküm hızı,

θ_f : ergime ısısı,

θ_s : metalin yüzey sıcaklığı.

Bu eşitliği basitleştirmek mümkündür;

Dikdörtgen prizması için (3.1) eşitliği aşağıdaki şekle dönüşür:

$$x = 0.0273 V y^2 \quad (3.4)$$

ve bilet için (3.2) eşitliği de aşağıdaki şekilde yazılabilir:

$$x = 0.0182 \frac{V}{R} \left[\frac{R^3}{3} - r^3 \ln \left(\frac{R}{r} \right) - \frac{r^3}{3} \right] \quad (3.5)$$

3.5 Segregasyon

Alaşımlama elemanlarının yapıdaki üniform dağılımından sapma "segregasyon" olarak isimlendirilir. Alaşım elemanlarının dağılımındaki bu düzensizlik, dendrit kol aralıklarında veya tanelerde olduğu gibi mikro mesafelerde söz konusu ise "mikrosegregasyon" olarak adlandırılır (Campbell, 1991).

Tek fazlı bir bileşimde alaşımın segregasyonsuz katılaşması, uygulamada her ne kadar başariyaması da, iki aşırı büyüme koşulunda meydana getirilebilir. Biri, katı ve sıvı arasında tam yayınmanın gerçekleştiği çok düşük büyüme hızları, diğeri ise mükemmel çözünür alaşım elementlerinin tamamen çözünmesi halidir.

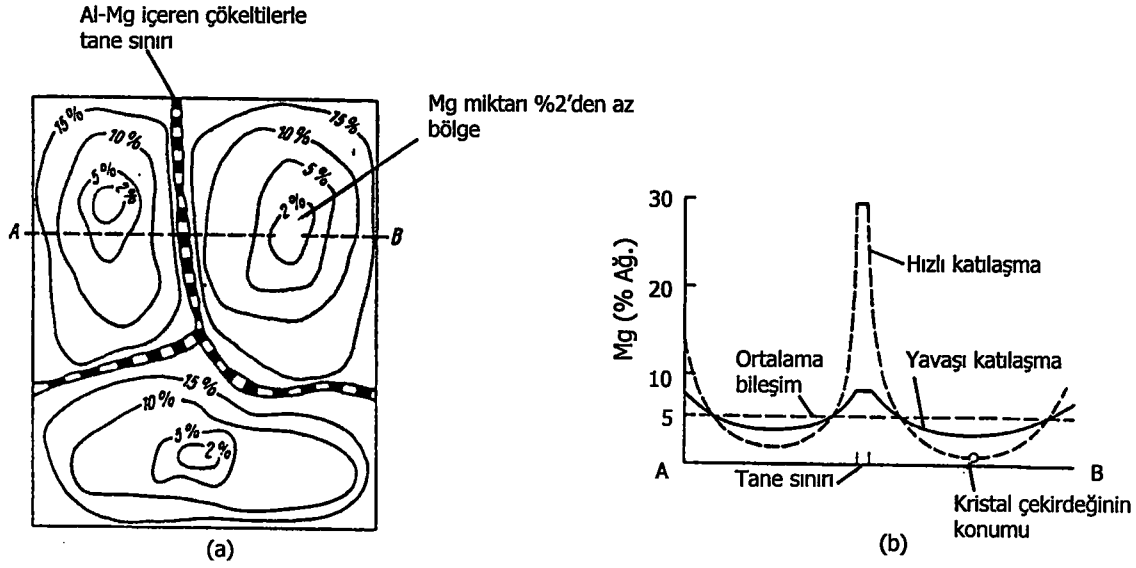
Segregasyon mekanik özellikler üzerinde olumsuz etkilere sahip olduğu için istenmez ve mümkün olduğunca düşük bir seviyede tutulmaya çalışılır. Mikrosegregasyon miktarı, katılaşma esnasında çok yavaş bir soğuma ile veya müteakiben bir homojenizasyon işlemi ile en aza indirilebilir.

Ticari döküm tekniklerinde bir tanenin bünyesindeki yabancı atomların üniform dağılımını gerçekleştirecek olan yayınma için yeterli zaman mevcut değildir. Ayrıca alaşım genellikle solidus sıcaklığından oda sıcaklığına olabildiğince hızlı soğuduğu için, katılaşmış yeni yapıda elde edilmiş ilişkiler genişçe muhafaza edilirler. Katı fazdaki malzemenin yüksek sıcaklıklarda yeterince uzun sürelerde tutulması ile meydana gelebilecek yapısal değişimler böyle hızlı soğuma aracılığı ile ortadan kaldırılabilirler.

Bir alaşımın katılaşmasında başlangıç olarak katılaşan kristaller, katılaştıkları ergiyikten daha düşük bir çözünen içeriğine sahip olacaklardır. Örneğin, bir Al-0.5Mg alaşımının katılaşmasında ilk büyümeye başlayan kristaller yaklaşık olarak sadece %1Mg içerirler. Daha sonraki soğuma sürecinde ergiyik Mg'ca zenginleşir. Kristallerin Mg içeriği de büyümenin devam etmesiyle artar.

Şekil 3.9 a'dan da görülebileceği gibi Mg'ca zenginleşen ikinci bir kristal tipi, bu noktada heterojen bir yapıyla tane sınırlarında oluşur. Mikrosegregasyonun miktarı esasen

katılaşma hızına bağlıdır. Bir alaşım ne kadar yavaş katılaşırsa mikrosegregasyon miktarı da o kadar düşük olur.



Şekil 3.9 a) Al-%5Mg alaşımında tane segregasyonu olan döküm yapısının şematik kesiti (halkalar eşit Mg içerikli alanları göstermektedir). b) katılaşma hızının veya homojenizasyonun tane segregasyonuna etkisi (Altenpohl, 1982).

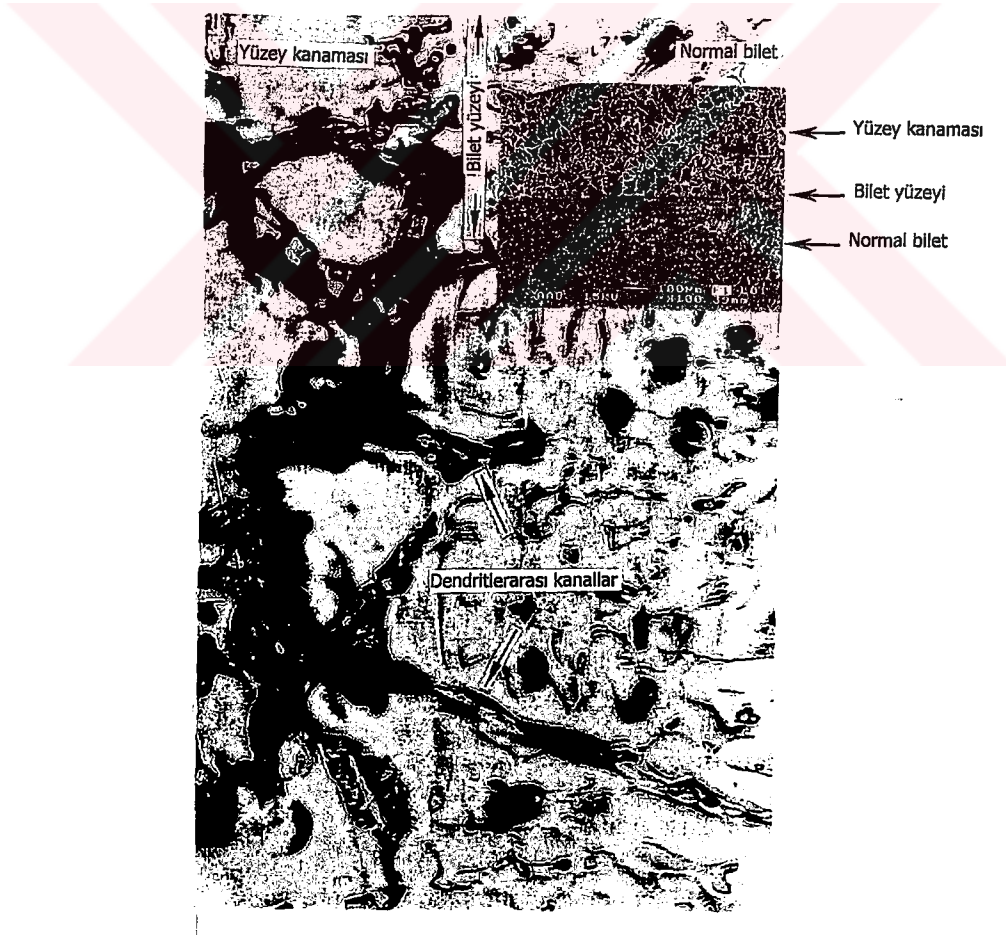
Katılaşma hızının veya homejenizasyon işleminin mikrosegregasyon üzerindeki etkisi Şekil 3.9 b'de gösterilmiştir. Aynı merkezli halkalarda yabancı atom içeriği merkezden dışarıya doğru değiştiğinden segregasyon içeren taneler ayrışma gösterir (Altenpohl, 1982).

Katılaşma esnasında geniş mesafelere kütle akışı sebebiyle biletlerde segregasyona yol açan dört önemli etken vardır:

- Katılaşma ve ısı büzülmenin sonucu olan çekme,
- Dendritlerarası sıvının yoğunluk farklılıkları,
- Sıvı ve katı arasındaki yoğunluk farklılıkları,
- Sıvıdaki sıcaklık değişimlerinin sebep olduğu yoğunluk farklılıklarından oluşan göçler.

Sürekli döküm metoduyla üretilen Al-Mg-Si alaşımı biletlerde sıklıkla görülen bir başka segregasyon tipi ters segregasyondur. Kalıp-kabuk arası boşluğun doldurulmasını izah

eden klasik mekanizmaya göre bilet kabuğunun katılaşması düşük ergime noktalı fazlarla işgal edilmiş kanalların teşekkülü ile sonuçlanır. Kolonsal kristallerin dendrit cepheleeri arasında halen sıvının mevcut olduğu anda büzülmeden dolayı kalıp duvarı ile kabuk arasında bir hava boşluğu oluşur. merkezi sıvı kütleyi muhafaza eden ve çevreleyen ve kalınlığı zamanla birlikte doğrusal olarak artan kabuğun yüksek ısı transferi direncine sahip hava boşluğunun oluşumuyla büyümesi yavaşlar ve kısmen ergir. Bu noktada dendritler arasındaki boşluklarda bulunan yüksek akışkanlıklı sıvı hem hacimsel çekilmeyi beslemek ve hem de merkezi sıvının hidrostatik basıncı etkisiyle dışarıya doğru hareket eder ve yüzeye kadar ulaşır. Ters segregasyon sürekli olarak gelişim halindedir ve besleme karakteristiklerine bağlıdır. Şekil 3.10'da hidrostatik basıncın etkisiyle düşük ergime noktalı bileşenlerin dendritlerarası kanallardan bilet yüzeyinde oluşturduğu segregasyon sonucunda eksüdasyon/kanama görülmektedir. Dendritlerarası kanallar oklarla gösterilmiştir.



Şekil 3.10 Ters bilet segregasyonu oluşumu (Çiğdem ve Erarslan, 1997)

Kalıp-bilet arayüzeyinde meydana gelen oluşumlar son derece karmaşıktır ve çeşitli mekanizmalar bu karmaşık işlemlerin arasındadır. Ters segregasyonun hafif olduğu hallerde yüzey segregasyonunun ters katılma teorisine bağımlı olduğu görülür. Bu varsayıma göre, gelişme halinde olan bir kabuk ya da çıkıntı gerçek yüzeyden uzaklaşarak sıvı metal yüzeyine (meniscus) doğru büyür ve alaşım elementi (çözünen) yüzeye doğru itilir. Ters yüzey segregasyonu bu sebepten ters katılmanın sonucu olan normal segregasyon olarak da düşünülebilir (Çiğdem ve Erarslan, 1997).



4. HOMOJENİZASYON

4.1 Giriş

Homojenizasyon, döküm yapılarının yeniden düzenlenmesi için yapılan bir ısı işlemidir. Endüstriyel uygulamalardaki hadde, ekstrüzyon, dövme vb. gibi şekillendirme işlemini kolaylaştırır, malzemenin çalışabilirliğini yükseltir. Sıcak deformasyon, tavlama ve soğuk şekillendirme gibi adımlar ve bitmiş ürünlerin özellikleri üzerinde çok büyük etkiye sahiptir. Yapısal dengeleşmeyle mikrosegregasyonun azaltılmasına ilaveten homojenizasyon esnasında yayınma ile ilişkili bazı olaylar meydana gelebilir. Bu olaylar şunlardır (Griskovets vd., 1983):

- a) Tane kabalaşması,
- b) Aşırı doymuş alaşım elementlerinin çökmesi,
- c) Kararsız fazların çökmesi veya kararlı faza dönüşmesi,
- d) Metallerarası kararlı yüksek sıcaklık fazlarının kabalaşması,
- e) Yüzey oksitlenmesi,
- f) Hidrojen gazı giderme,
- g) Gözenek çoğalması ve yığılması,
- h) Bölgesel ergime (aşırı ısınma).

Homojenizasyon genellikle döküm sonrası prosesin ilk kademesidir. Daha sonra gelecek olan (sıcak şekillendirme, tavlama, soğuk şekillendirme gibi) işlemlere kuvvetli bir etkisi vardır ve nihai mamulün özelliklerini de etkiler. Hem birincil (dengeye gelme) ve hem de ikincil yani yukarıdaki a'dan h'ya kadar olan ısıl proseslerin, daha sonraki proseslere ve nihai özelliklerine etki eder (Scharf ve Eulitz, 1975). Bu konuda döküm yapısının heterojen ve dengesiz olduğu unutulmamalıdır. İlk homojenizasyon kademesi, döküm yapısını daha sonraki prosesler için istenilen duruma ve üniform hale getirmelidir (Merchant, 1987).

Son yıllarda homojenizasyonun, alüminyum alaşımlarının termo-mekanik prosesinin bir parçası olduğu daha da fazla anlaşılmıştır.

Son onbeş yıldır alüminyum alaşımlarının döküm yapısının yapısal ve bileşimsel görünümü dikkatlice karakterize edilmiştir. İleri elektron optik teknikleri, düşük sıcaklık elektrik direnç metodu, X-ışını difraksiyon cihazları ve laboratuvarında sanayi işlemlerinin simülasyonu çökeltilerin ve mikrobileşenlerin karakteristiklerini belirlemeye yardımcı olmuşlardır. Aşırı doymuşluk derecesinin tahmini, TTT çökelme diyagramlarının oluşturulması, faz kararlılığı ve kristalografik dokunun gelişimi kesin olarak homojenizasyonun etkilerinin belirlenmesine yardımcı olmuşlardır (Merchant, 1987).

Mikrosegregasyonun giderilmesinde kullanılan yararlı bir parametre, kalıntı mikrosegregasyon indeksidir (Sultan, 1985).

$$\delta_i = e^{-\pi^2 (D t / d_o^2)} \quad (4.1)$$

Burada;

D : yayınma katsayısı ($\text{cm}^2/\text{dak.}$),

t : homojenizasyon süresi (dak.),

d_o : ikinci dendrit kolları arası mesafe (μm).

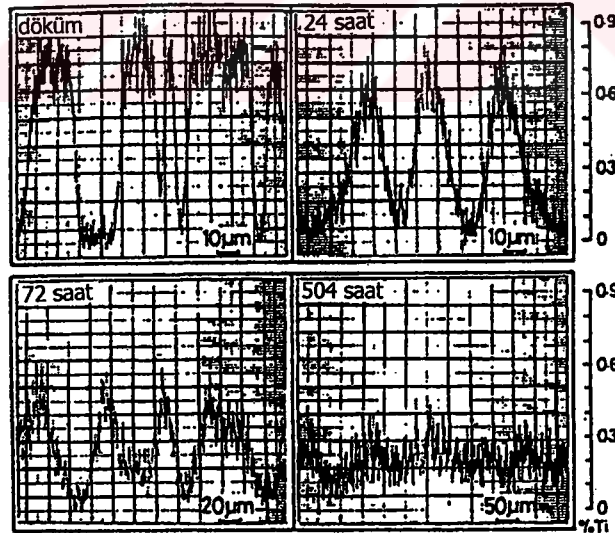
Yayınma mesafeleri (dendritik hücre boyutu veya ikinci dendrit kolları arası mesafe) kısa olduğunda ve alaşım elementleri (çözünenler) yeterli hızda göç ettiğinde homojenleşme mümkündür. Alüminyumdaki Fe, Mn ve Cr gibi yavaş yayınan elementlerin dengelenmesi, büyük hücre boyutlu ($30\text{-}60\mu\text{m}$) dökümlerde solidus sıcaklığının civarındaki uzun tutma sürelerinde bile (birkaç gün) güçlüklerle başarılır. Buna karşın; Alüminyumdaki Mg, Cu, Zn, Si ve Ni gibi çabuk olarak yayınan elementlerin dengelenmesi daha kolaydır ve yaygın şekilde uygulanmaktadır (Merchant vd., 1987).

Alaşım elemanlarının konsantrasyonu, genellikle dökümlerin dendritik yapısındaki hücrelerinin merkezinden kenarına doğru artar. Merkezden kenara doğru olan konsantrasyon farkı, katılaşma hızının artmasıyla birlikte fazlalaşır. Alaşım elementi yığını halindeki segregasyonlar, katılaşmanın doğal sonucu olarak hücre sınırlarında toplanmıştır.

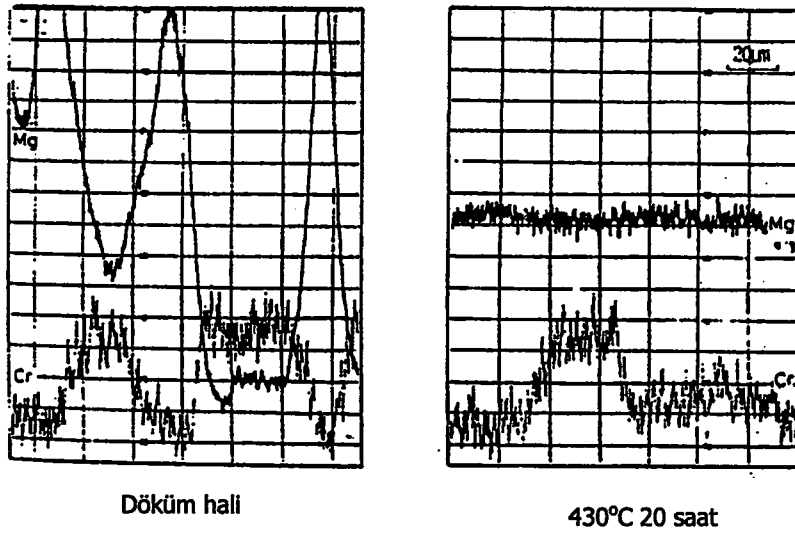
Ekonomik verimlilik göz önüne alındığında, tutma süreleri ve işlem sıcaklıkları oranları belirli bir kalıntı segregasyon oranı ile çalışmayı zorunlu kılmaktadır. Bu oranla sonuç ürün kalitesi ve maliyeti arasında oluşturulacak dengeye bağlıdır.

4.2 Alüminyum Alaşım Biletlerinin Homojenizasyonu

Homojenizasyonun ana amacı, dendrit kolları arasındaki konsatrasyon farklılıklarının dengelenmesidir (Kamio, 1985). Örneğin, kokil kalıba dökülmüş Al-%5.5Mg, %0.19Cr alaşımında titanyum dağılımı Şekil 4.1'de görülmektedir. Şekil 4.2'den de görülebileceği gibi yığılma gösteren Mg, 430°C'de 20 saatlik bir homojenizasyon ile kolayca dağıtılabilmektedir. Fakat krom segregasyonu hemen hemen değişmeksizin kalır (Kamio, 1985). Buradan da açıkça görülmektedir ki, Cr ilavesi dendrit kollarının merkezindeki minimum Mg içeriğini azaltır ve dengesiz bileşimlerin çökmesini artırır. Cr içeren alaşımlarda, 450°C'deki konsantrasyon dengeleme hızı daha düşüktür. Bunun sebebi, $Al_{18}Mg_3Cr_2$ fazının büyük miktarlarda çökmesi ve Mg yayınmasının geçici olarak durgunlaşmasıdır (Kamio, 1985).



Şekil 4.1 Al-0.21Ti alaşımında 630°C'de homojenize ve döküm yapısının çizgi analizi (Kamio vd., 1985).



Şekil 4.2 Al-5.5Mg-0.19Cr alaşımında homojenizasyon öncesi ve sonrası çözünen dağılımı analizi (Kamio vd., 1985).

Katılaşmış yapıda iki veya daha fazla faz mevcut ise ve onlarda biri matriste çok az çözünüyorsa, homojenizasyonun amacı dengesiz fazların çözeltiye alınması ve bunu takiben artık (kalıntı) konsantrasyon farklılıklarının dengelenmesidir. Dengesiz diğer fazları oluşturan Mg, Cu, Zn ve Si içeren alüminyum alaşımları için bu alaşım elemanlarının miktarlarına bağlı olarak, diğer fazların konsantrasyon dengesinden önce tekrar çözünmeleri gerekir. Döküm halindeki ve homojenize edilmiş yapılardaki alaşım elemanı dağılımı için sayısal hesaplama yöntemi Roos (1984) tarafından türetilmiştir. Bu yöntem verilen bir alaşım sistemi için katı hal yayınma katsayıları biliniyorsa katılaşma sonundaki ve homojenizasyon esnasındaki dengesiz diğer fazın miktarını ve katılaşma ile homojenizasyon esnasında alaşımlama elemanlarının konsantrasyon dağılımını, en düşük katılaşma sıcaklığını hesaplamayı da mümkün kılar.

Bir alaşım elementi içeriği denge koşullarında çözünebilecek değerden daha büyükse katılaşma yeterince hızlı olduğundan aşırı doymuşluk meydana gelir. Alüminyum matriks içerisindeki alaşımlayıcı elemanların aşırı doymuşluk durumuna gelmeleri için:

- Aşırı doymuş elemanın konsantrasyonu denge durumundan yüksek olmalı,
- Katılaşma hızı oldukça yüksek olmalı.

Termo-mekanik işlemler sırasındaki aşırı doymuşluk kaybı doymuş faz bileşenlerinin, dendrit hacimlerinin (dendrit aralarına) her tarafında kürecikler, iğneler ve levhacıklar

şeklinde çökmesine sebep olur. bunlar genellikle üniform olarak dağılmazlar ama önceden varolan dendritik mikrosegregasyonu aksettirirler. Isıl işlem süresi ve sıcaklığı ile dendritik hücre boyutu, dispersoidlerin miktarını ve boyutunu etkiler. Genellikle dispersoid boyutu, hücre boyutu arttığında çökelen bileşenlerin konsantrasyonu azaldığında ve ısı işlem sonrası soğuma hızı azaldığında hücre merkezine doğru artar.

Elektriksel iletkenliğin ölçümü genellikle aşırı doymuşluğun belirlenmesinde güvenilir bir yöntem olup yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Aynı zamanda EDX analizleri de, aşırı doymuşluğun miktarını ve tipini yüksek bir güvenilirlikle belirleyebilmektedir. Katılaşma hızı yüksek olduğunda döküm hali aşırı doymuşluğun derecesi artar (Merchant, vd., 1987). Çözünen bir elementin aşırı doymuşluk miktarı aynı zamanda malzemedeki diğer alaşım elementlerine bağlıdır. Örneğin, alüminyumdaki Mn'nın çözünürlüğü Fe, Si Mg ve Cu tarafından azaltılır. Aynı şekilde, Mn'nın denge çözünürlüğü, deformasyonlu halde önemli derecede azalır. Isıl işlem ve şekil değiştirmenin birlikteliği de, sırayla aynı veya zamanda (sıcak haddeleme veya ekstrüzyondaki gibi), aşırı doymuşluğun daha da azalmasına neden olur.

Termo-mekaniksel işlemler sırasındaki aşırı doymuşluk kaybı doymuş faz bileşenlerinin, dendrit kolları arası kanalların her tarafında kürecikler, iğneler ve levhacıklar şeklinde çökmesine sebep olur. Bunlar genellikle üniform olarak dağılmazlar, ama önceden var olan dendritik mikrosegregasyonu aksettirirler. Isıl işlem süresi ve sıcaklığı ile dendritik hücre boyutu, ikincil fazların miktarını ve boyutunu etkiler. Genellikle ikincil faz boyutu, hücre boyutu arttığında çökelen bileşenlerin yoğunluğu azaldığında ve ısı işlem sonrası soğutma hızı azaldığında, hücre merkezine doğru artar.

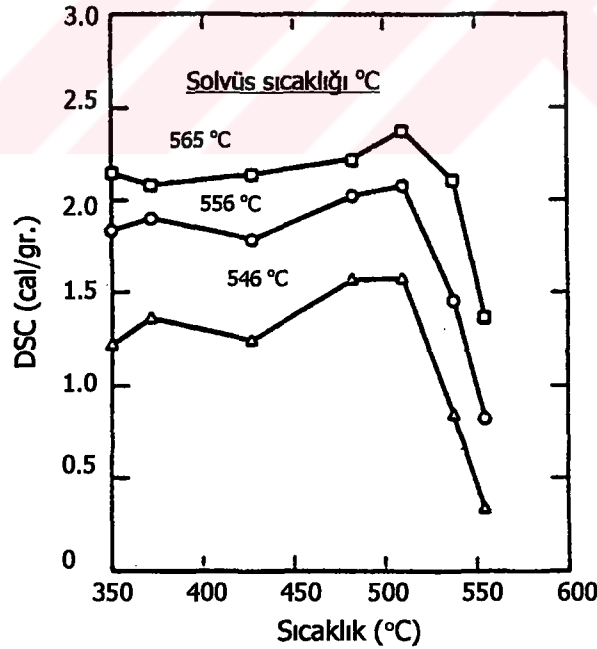
Homojenizasyon esnasında ikincil fazların çözünmesi, aşağıdaki üç koşulda meydana gelir:

- a) Katılaşmış yapıdaki dendritik hücre sınırları yakınında oluşmuş, dengeli olmayan fazlar, yapısal dengelemeden önce ısı işlem esnasında çözünür.
- b) Geniş bir birincil makroparçacığın en yakınındaki ince çökelti çözünür ve ısı işlem sırasında kabalaşmanın bir kısmı olarak makroparçacık üzerinde yeniden birikirler.

c) Katılaşma veya soğuma esnasında bir dereceye kadar düşük sıcaklıklarda oluşmuş ince çökeltiler, malzeme homojenizasyon için yeniden ısıtıldığında veya ekstrüzyon için yeniden ısıtıldığında katı çözelti içine geri giderler.

Çökelti hacim oranı veya boyutu artarken ya da çökelti bileşenlerinin yayınma hızı azalırken, verilen bir sıcaklıktaki çökelti çözünmesi için sürenin artacağı açıktır. Verilen bir sıcaklıktaki tam çözünme için süre, azalan katılaşma hızı ile ve artan döküm boyutu ile, her ikisi de daha büyük birincil çökelti boyutuna neden olduğundan artar.

6000 serisi alaşımların çözünme kinetiği Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ve kantitatif metalografi ile belirlenmiştir (Lalli ve Dauer, 1987). Döküm hali mikroyapının solvüs sıcaklığına ve döküm hali Mg, Si içeriğine ve döküm şartlarına bağlı olduğu görülmüştür. Bütün bunlar DSC ölçümlerinin doğrudan solvüs sıcaklığı ile ilişkili olduğunu göstermektedir. DSC metodunu kullanarak ön ısıtma esnasında mikroyapısal değişimleri izlemek mümkündür (Şekil 4.3). Mg_2Si büyümesinin çözünme başlamadan önce ısınma esnasında başladığı görülmüştür.



Şekil 4.3 Düşük, orta ve yüksek konsantrasyonlu Al-Mg-Si alaşımında 554°C 'de 8 saat tutma süresi (Lalli ve Dauer, 1987).

İkincil faz kabalaşması, homojenizasyon sırasında meydana gelebilen olaylardan biridir. Tane kabalaşması ile fazlar arası yüzey alanı ve aynı zamanda sistemin birim hacmindeki faz taneciklerinin sayısı, yüksek sıcaklıklarda ısıtma işlem süresi ile azalır. Kabalaşma sırasında, daha yoğun şekle ve daha büyük boyuta sahip olan diğer fazlar ortaya çıkarlar. Dendritler arası dizilimlerin yoğunluğu değiştiğinde ve kararsızlığında da, az ergiyen fazların yapışması ve kesikli çökeltilerin olgunlaşması meydana gelebilir. Kabalaşma olayı yayınma hızı, çözünürlük ve fazlar arası enerji aracılığıyla kontrol edilir. Deformasyon öncesinde veya onunla aynı zamanda yahut ısıtma işlem esnasında eşzamanlı kristalleşme aracılığıyla desteklenir (Mc Lean, 1978). Si, Cu, Mg ve Ni gibi yüksek yayınma hızına sahip olan elemanları içeren kararlı fazlar hızla büyürler ve Mn, Fe ve Cr gibi düşük bir yayınma hızına sahip elemanları içerdiklerinde ise sadece bir dereceye kadar olan sıcaklıklarda meydana gelebilirler (Merchant, 1978).

Üniform olmayan tane büyümesi düşük alaşımlı biletlerde sıklıkla gözlenir ama, karmaşık alaşımların döküm hali tane yapısı, tane sınırlarındaki segregasyon aracılığıyla genellikle korunmaktadır. İnce taneli dökümlerdeki kesintili tane büyümesi, önceden bulunan kaba tanelerin (asıl tanelerin) çekirdek gibi davranmasıyla döküm yüzeyinin yakınında süratle meydana gelir ve etrafındaki ince tanelerin tüketilmesi sayesinde büyüme ilerler. (Shad, 1980).

Homojenizasyon, dökümdeki çözünmüş hidrojen içeriğinin de azalmasını sağlar. Oldukça düşük bir homojenizasyon sıcaklığının gerilim gidermeye çok az katkıda bulunacağı dikkate alınmalıdır. Oldukça yüksek bir sıcaklık ve hızlı ısıtma ise kalıntı gerilmelerin aniden salıverilmesine sebep olabilir. Hidrojenin uzaklaştırılması geniş yüzey altı ve dendritler arası boşlukların oluşumuna yol açar (Grishkovets vd., 1983). Eğer homojenizasyon esnasında yüzey oksitlenmesi meydana gelirse, oksit tabakaları yüzünden hidrojenin döküm yüzeyinden kaçması engellenir ve bir çok yüzey altı boşluklar oluşur.

Özellikle yüksek Mg içeren alaşımlar, ergitme esnasında hidrojen kapmaya ve homojenleştirme sırasında oksitlenmeye eğilim gösterirler. Bunlar bitmiş, ürünlerdeki veya daha sonraki işlemler esnasındaki kabul edilmez yüzey kalitesine sebep olabilirler. Diğer yandan, döküm yüzeyinden uzaktaki (iç) boşluklar, sıcak şekil değiştirme esnasında

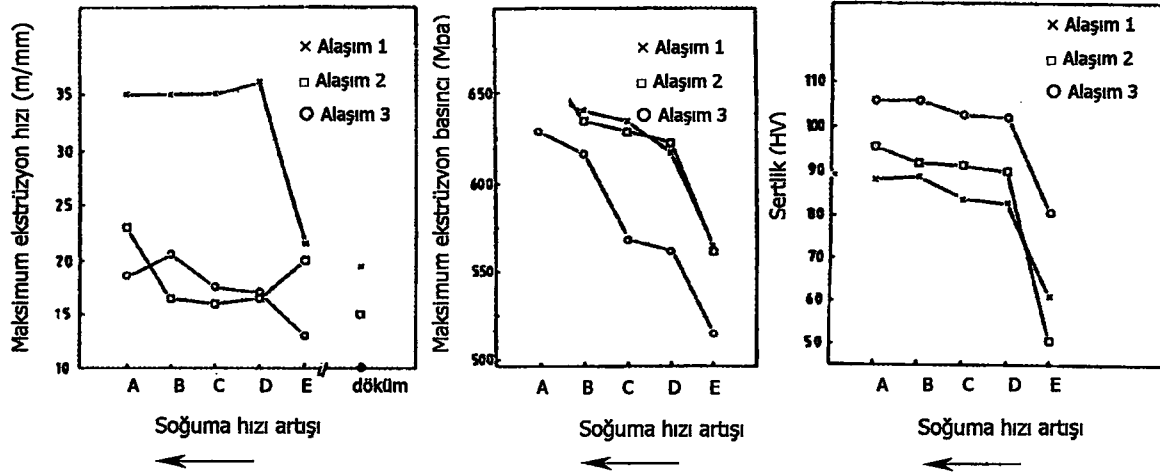
kaynaklanmalıdır. Florürlerin fırın atmosferine girişi ve yavaş veya kademeli ısıtmanın yapılması, hidrojen gidermeyi kolaylaştırır ve homojenizasyon esnasında yaygın gözeneklik oluşumunu bastırır.

Dökümlerdeki hücre sınırları, yüzey ve merkezi kısımlar gibi segregasyonların yoğun bir şekilde toplandığı alanlar, homojenizasyon işlemleri sırasında bölgesel ergimeye maruz kalabilirler.

4.3 Etial 60 (AA-6063) Alaşımının Homojenizasyonu

6000 serisi alüminyum alaşımlarının homojenizasyonu birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. 500-600°C'deki ısıtma işlemin etkisi döküm esnasında meydana gelen çökeltileri çözeltiye almaktır (Hirosawa ve Noe, 1970). Bu olay mikroskopik elektron probu ve elektriksel direnç sonuçlarıyla anlaşılabilir. Homojenizasyon sıcaklığından daha fazla homojenizasyon sonrası soğuma hızı önemlidir. Homojenizasyon sonrası yavaş bir soğuma ile Mg_2Si çekirdeklenerek büyür, tane içi ve tane sınırları boyunca ve demirce zengin parçacıkların yüzeylerine çöker. İndüksiyon ile yeniden ısıtma yapılarak bu çökeltilerin büyümesi önlenir; geniş Mg_2Si çökeltilerinin ekstrüzyon prosesinde çözeltiye geçmesi için daha fazla zamana ihtiyaç vardır (Cyrener ve Krumnacker, 1985). Aksi takdirde mukavemet özelliklerinde kabul edilemez düşüşlere sebep olur.

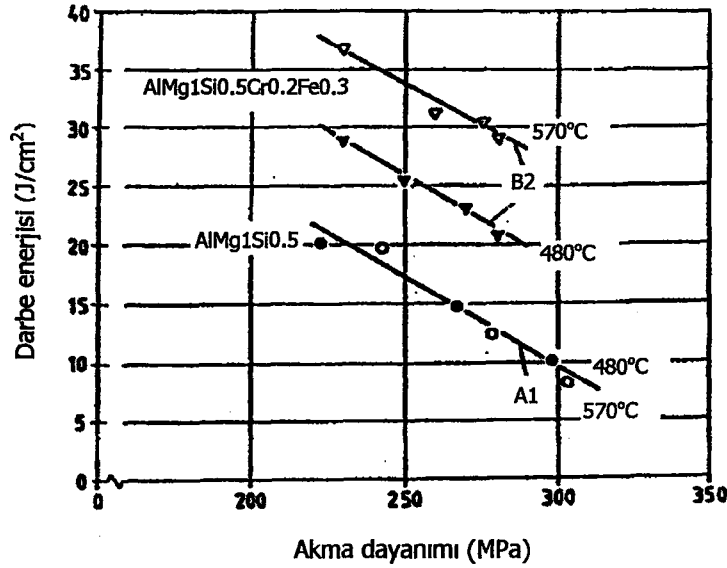
Homojenizasyon sonrası soğuma hızına bağlı olarak Mg ve Si'dan değişik miktarlar katı çözeltilerde kalırlar. Bu miktarlar %100 çözeltilerden %100 Mg_2Si 'a kadar olabilir. Aşırı üniform yapı ekstrüzyon esnasında büyük çatlaklara sebep olabilir (Langerwerger, 1982). Ekstrüzyon mamulünün yüzey kalitesi, ekstrüzyon ve sürtünme yükleri, ulaşılan maksimum ekstrüzyon hızı ve yaşlanma sonrasında mamulün mekanik özellikleri Mg_2Si çökeltilerinin boyutlarına ve dağılımına bağlıdır. Homojenizasyon sonrası kontrollü soğuma, mümkün olan en iyi yüzey kalitesi, ekstrüzyon hızı ve mekanik özellikler verir (Lang, 1978). Soğuma hızının, maksimum ekstrüzyon basıncı, maksimum ekstrüzyon hızı ve ekstrüzyon sonrası yaşlanmadaki sertliğe olan etkisi Şekil 4.4'de üç farklı AlMgSi alaşımı için gösterilmiştir.



Şekil 4.4 Homojenizasyon sonrası soğuma hızının etkisi, a) maksimum soğuma hızı, b) maksimum ekstrüzyon basıncı, c) yaşlanma sonrası sertlik (185°C, 6 s). Alaşım I; %0.45Mg, %0.44Si, Alaşım II; %0.066Mg, %0.45Si, Alaşım III; %0.45Mg, %0.79Si. Soğuma hızı A= suda soğuma, B= 350-540°C, C= 205-210°C, D= 115-120°C ve E= 20°C (Reiso, 1984).

Ekstrüzyon kabiliyetini etkileyen iki önemli faktör vardır. Bunlar; Mg ve Si katı çözeltisi ve yapıda bulunan kaba Mg-Si fazlarıdır. Katı çözeltideki Mg ve Si miktarı arttıkça ekstrüzyon kabiliyeti azalır.

Maksimum çekme dayanımı değerinin altında belirli olmayan bir değerde çalışma esnasında malzemenin sık sık kopması 6000 serisi alaşımlarda karşılaşılan ciddi bir durumdur. Al-Mg₂Si ikili alaşımlarının çentik darbe dayanımı üzerinde Mn, Cr, Zr ve Cu'nun etkisi araştırılmıştır (Scharf ve Grzempa, 1984). Düşük miktarlarda Mn veya Cr ilavesi, en uygun homojenizasyon ve bekletme sıcaklığından hızlı soğuma tokluğun en yüksek değere ulaşmasını sağlar (Şekil 4.5). Bununla beraber dengeli Al-Mg-Si alaşımının (%1Mg, %0.5Si), çentik darbe dayanımına homojenizasyon sıcaklığının bir etkisi yoktur.



Şekil 4.5 Homojenizasyon sıcaklığı ve Cr/Fe oranının AlMgSi alaşımının dengesine etkisi (Scharf ve Grezamba, 1984).

Al-Mg-Si alaşımında homojenizasyon sıcaklığının yükselmesi, Mg_2Si çökelme eğrisini sağa doğru kaydırır. Yani çökelimin çekirdeklenmesi için kuluçka devresini uzatır. Bu olay özellikle %0.2Mn veya %0.2Cr miktarında meydana gelir (Arai, vd., 1982). Mn ve Cr, Mg_2Si 'un çökmesinde tercihli çekirdeklenme bölgeleri oluşturan çökeltileri artırır. Bu şekilde alaşımın su verme hassasiyeti artar ve çentik darbe dayanımının etkili bir artması için homojenizasyon sonrası hızlı soğuma gerekir. Tokluk artışı, geçiş elementlerinin (Mn, Cr, Fe, Zr) üniform dağılması ve homojenizasyon esnasında uyumsuz çökeltilerin oluşumuna bağlıdır. Aynı zamanda geçiş elementlerinin çökeltilerinde Si varlığına ait bulgular vardır, yani fazla Si'ü bağlayarak tanelerarası kırılmayı ve gevrekliği önlerler (Merchand, vd., 1987).

Daha önceden de bahsedildiği gibi, homojenleştirme işleminde amaç dendritik yapıdaki konsantrasyon farklılıklarının giderilmesi, katılaşma sırasında oluşan kararsız fazların çözünmesi ve alaşımın ekstrüzyon kabiliyetini olumlu yönde etkileyen kararlı çökeltilerin oluşturulmasıdır. Karmaşık alaşım sistemlerinde kararsız bileşiklerin yanında malzemenin sünekliğini azaltan ve çözünmeyen kararlı fazlar (iğnesel formda ve kırılğan) da bulunur. Homojenizasyon işlemi ile bu fazların en:boy oranları düzenlenir.

AlMgSi ve AlMgSi_{0.5} alaşımları üzerinde yapılan bir çalışmada homojenizasyonun 3 evrede olduğu gösterilmiştir. Birinci evrede dengesiz fazların çözünmesi ile dendrit kolları arasındaki konsantrasyon dengelenmesi bir arada yer almaktadır. İkinci evrede mikro segregasyonun ortadan kaldırılması sürerken AlFeSi fazlarının parçalanması başlar. Üçüncü evrede ise parçalanma hızlanır ve aynı zamanda mikroporozite oluşumu başlar (Evans ve Aucote, 1984).

Elektron mikroprop analizi (EMPA) ile yapılan bir çalışmada AlMgFeSi, Mg₂Si ve AlFeSi fazlarının mikroyapıda eşit olmayan bir dağılım gösterdikleri belirlenmiştir. Mg₂Si'nin konsantrasyonu ise stokiometrik oran olan 1.73 : 1'den farklıdır. Homojenizasyon ile magnezyum ve silisyum dendritik kolları arasında eş dağılımı sağlanmaktadır. AlFeSi fazlarının oranı ise ısıtma işlemi sonucunda pek değişmemekte ancak parçalanmamaktadır (Stefani vd., 1983).

EMPA ve elektrik direnci deneyleri ile dengesiz AlMgSi ve AlMgFe fazlarının 500°C'nin üzerindeki homojenizasyon işlemi sırasında 30 dak. içerisinde çözüldükleri saptanmıştır. Ancak, dendritlerdeki magnezyum ve silisyum konsantrasyon gradyanı 570°C'de 2.5 saat bekleme süresi sonunda eşitlenmektedir. Isıtma işlemi esnasında AlFeSi fazlarının da kimyasal bileşimi değişerek kararlı AlFeSi (Fe/Si≈4) fazı oluşmaktadır. Tane sınırlarında bulunan bu fazların, şekillerinin ince uzundan parçalanarak yuvarlağa dönüşümü de aynı sürenin, sonunda yavaşlamaktadır (Lendvai vd., 1981).

Zajac (1994) ve arkadaşlarının yaptığı araştırmaya göre, tane boyutu ile bilet çapı arasında yakın ilişki vardır. Bu ilişki şöyle açıklanmıştır; Biletin artan çapı ile birlikte, tane boyutu da büyümektedir. Bu açıklama şu görüşlerle de uyumludur; yüksek sıcaklıklarda küçük biletlerin hızlı soğutulması ile, katılaşma sırasında fazın çekirdeklenme hızı yükselir ve alaşım elementlerin çökmesi önlenir. Sonuç olarak, Al 6063'ün tane boyutu, büyük biletlerde küçük biletlerden %50 daha büyüktür. Küçük biletlerdeki bu hızlı soğuma küçük AlFeSi'nin oluşmasına ve bu oluşan AlFeSi'nin uniform dağılmasına neden olmaktadır. Ayrıca bu küçük AlFeSi partiküllerinin sadece sınırlarında değil, tane içlerinde ve hatta dendritlerarası bölgelerde de bulunduğunu saptamışlardır.

Döküm yapısına sahip bilet homojenizasyon sıcaklığına çıkartılırken yapı içerisinde birtakım değişimler olur. Mg_2Si 'nin görünür çökmesi $135^{\circ}C$ civarında başlar, Mg_2Si minik plakalar şeklinde bulunur. Bu plakalar parlatılmış yüzeyde iğne şeklinde görünürler, $482^{\circ}C$ 'ye ulaşıldığında Mg_2Si 'nin çoğu yeniden çözünür. Bu çözünme $510^{\circ}C$ 'de tamamlanma eğilimi içersindedir.

Demir içeren bazı fazlar da homojenizasyon sıcaklığına ısıtma esnasında çökelerler. Bu durum $315^{\circ}C$ ile $426^{\circ}C$ arasında belirginleşir. Mg_2Si 'yi katı çözelti içinde çözünmüş olarak tutmak için yüksek sıcaklıktan hızla soğutulması gerekir.

Eğer yeterli sıcaklıkta bekleme yapılmamışsa, ani soğutma ile yapıda $\beta-AlFeSi$, $\alpha-AlFeSi$ ve Mg_2Si bulunacaktır. Dönüşmemiş bu $\beta-AlFeSi$ 'nin, $\alpha-AlFeSi$ 'ye dönüşümünü sağlamak için $565^{\circ}C$ 'de 6 saat beklemek gerekir. $565^{\circ}C$ 'den düşük sıcaklıklarda yeterli dönüşümün sağlanamadığı görülmüştür.

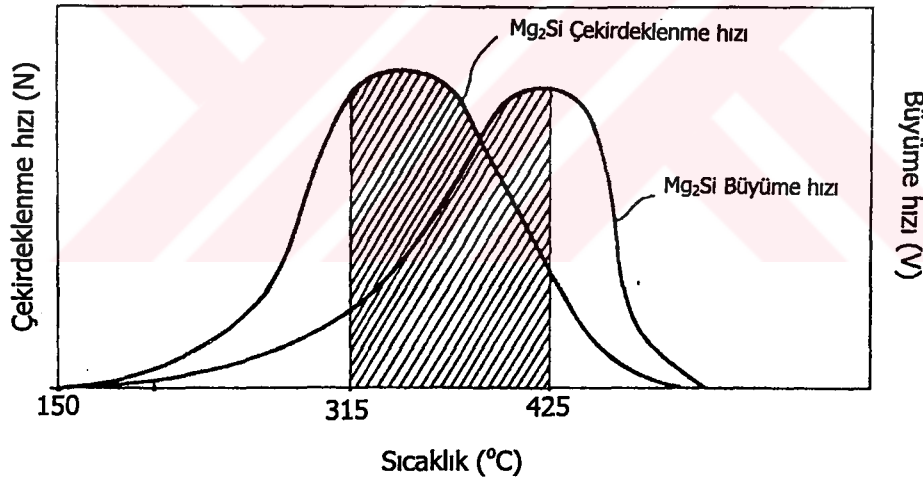
4.4 Homojenizasyon Sonrası Soğuma Hızının Al-6063 Alaşımının Ekstrüzyon Parametrelerine Etkisi

Al-6063 biletlerinin homojenizasyondan sonraki soğuma hızının ekstrüzyon yükü, mekanik özellikler ve ürünün yüzey kalitesi, dolayısıyla da presin üretkenliği üzerinde önemli bir etkisi vardır. Bu nedenle, şekil değişimi parametreleri ve mekanik özellikler de seçilen soğuma hızı ile belirlenir.

Magnezyum ve silisyumun $550^{\circ}C$ 'nin üzerindeki sıcaklıklarda katı çözeltiye alınması ve yapı içerisinde dengeli dağılımı kolaylıkla sağlanabilmektedir. Ancak, homojenizasyon sonraki soğuma hızı çok yavaşsa örneğin, $1.6^{\circ}C/dak.$ 'dan daha düşükse çok miktarda iri Mg_2Si çökelecektir (Barry ve Hains, 1977). Bu durumda deformasyon direnci azalacak, ekstrüzyon hızı artacak ancak ekstrüzyon ürününün mekanik özellikleri yetersiz olacaktır. Buna karşılık $8.5^{\circ}C/dak.$ gibi çok hızlı bir soğuma uygulandığında Mg_2Si ile aşırı doymuş bir çözelti elde edilecektir (Stefaniay ve Griger, 1983). Bu durumda da deformasyon direnci artacak ve ekstrüzyon hızı azalacaktır. Bu nedenle ekstrüzyon sırasında kolayca

çözünecek ve pres çıkışında tamamıyla katı çözeltiye geçebilecek büyüklükte Mg_2Si çökeltilerini oluşturacak uygun bir soğutma hızı bulunmalıdır (Marchive, 1983).

Konuyu iyi anlayabilmek için Al-6063 alaşımında Mg_2Si çökeltilerinin çekirdeklenme ve büyüme hızlarının incelenmesi gerekir. Şekil 4.6'da Al-6063 alaşımı için Mg_2Si 'nin çekirdeklenme hızının sıcaklıkla değişimi görülmektedir. Şekilden de anlaşılabacağı gibi, çekirdeklenme hızı 310-350°C arasında en yüksek değere ulaşmaktadır. Büyümenin yayınma gerektiren bir süreç olması nedeni ile de büyüme hızı yüksek sıcaklıklarda daha etkilidir. Çekirdeklenme ve büyümenin birlikte en yüksek hızda olduğu sıcaklık aralığı 315-425°C'dir ve "çökeltme aralığı" olarak adlandırılır. Alaşım, homojenizasyon sonrası soğuma sırasında çökeltme aralığından 2.8°C/dak. ile 5.6°C/dak. arasında bir hızla geçerse, yeterince ince bir çökelti dağılımı oluşacaktır. Bu da ekstrüzyonun daha düşük bir sıcaklıkta gerçekleştirilebilmesini mümkün kılacaktır.

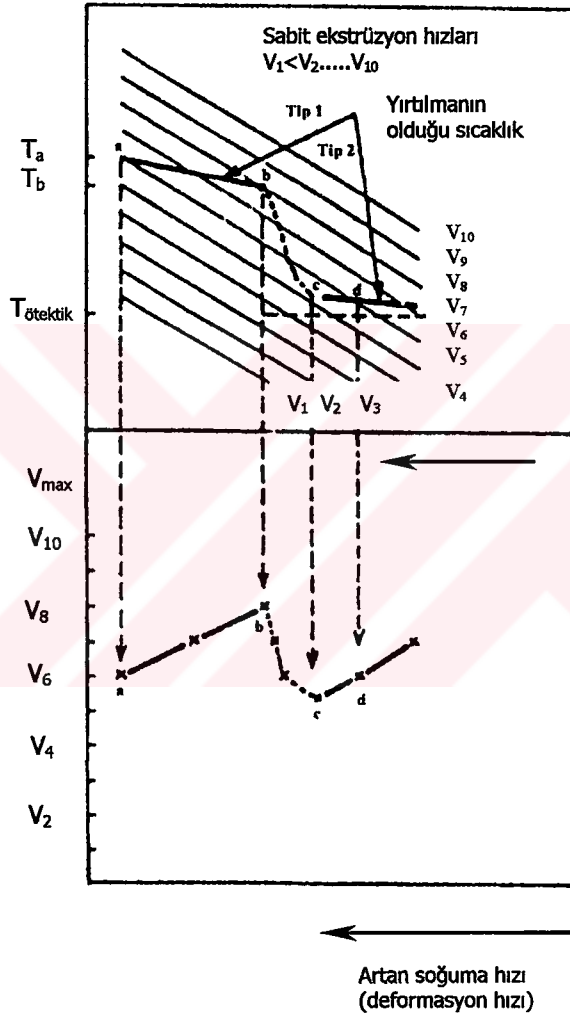


Şekil 4.6 Al- 6063 alaşımında Mg_2Si çökeltilerinin çekirdeklenme ve büyüme hızının sıcaklıkla değişimi.

Seçilen herhangi bir ekstrüzyon hızında, ekstrüzyon sıcaklığı artan şekil değişimi direnci ile yükselir. Malzemenin şekil değişimine direnci de homojenizasyon sonrası soğuma hızı veya katı çözeltideki magnezyum ve silisyum miktarı ile artış gösterir. Ekstrüzyon sıcaklığı da ekstrüzyon hızı arttıkça artacaktır. Reiso, (1984) ekstrüzyon sırasındaki yırtılmaları açıklamak için bir model önermiştir. Modele göre, Mg_2Si çökeltileri iri olduğu zaman

yırtılma iç kısımlarda, Mg_2Si çözeltide olduğunda ise yırtılmalar ekstrüzyon yüzeyinde olmaktadır. Yüzeydeki yırtılmalar 1. tür yırtılma, iç kısımlardaki yırtılmalar ise 2. tür yırtılma olarak adlandırılmıştır.

Şekil 4.7'de ekstrüzyon hızının homojenizasyon sonraki soğuma hızı ile değişimi görülmektedir.



Şekil 4.7 Seçilen bir bileşim için en yüksek ekstrüzyon hızının homojenizasyon sonrası soğuma hızı ile değişimi.

Magnezyum ve silisyumun tamamının katı çökeltide kalmasının sağlanabildiği en yüksek soğuma hızında v_6 ekstrüzyon hızı elde edilecektir. Ancak bu hız da ekstrüzyon

yapılabilmesi için T_a gibi bir ekstrüzyon sıcaklığına çıkılmalıdır. Bu sıcaklıkta alüminyum matriksin dayanımı ekstrüzyon sırasında oluşan sürtünme kuvvetlerinden daha az olacağından 1. tür yırtılmalar görülecektir. Daha yavaş bir soğuma hızı b 'de bir miktar Mg_2Si çökelecektir. Bilet ekstrüzyon kalıbına girdiği anda biletde bulunan bu ince çökelti, ekstrüzyon sırasındaki sıcaklık artışına bağlı olarak çözünecekler ve katı çözeltideki 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 ulaşmış olacaktır. c soğuma hızında ise ekstrüzyon sırasında tamamen çözünemeyecek kadar iri Mg_2Si çökelti, oluşacaktır. Bu çökelti, iki şekilde 2. tür yırtılmaya neden olabilecekleri düşünülmektedir. Kalıp yüzeyine yakın bölgelerde, gerilimlerin en yüksek olduğu değere ulaştığı yerlerde Mg_2Si çökelti, gerilim yoğunlaşmasına ve buna bağlı yırtılmaya neden olacaklardır. Bunun sonucu olarak da ya yüzeyin altındaki boşluklar ortaya çıkacak ya da Mg_2Si fazı diğer elementlerle birleşerek düşük sıcaklıkta sıvılaştıran ötektik bölgeler oluşacaktır. Homojenizasyon sıcaklığından soğuma sırasında biletin tane sınırlarında $AlFeSi$ fazları oluşabilirler. Soğuma hızı yeterince yavaş ise $AlFeSi$ çökelti, etrafında Mg_2Si fazları büyüyecektir. Biletin ekstrüzyon sıcaklığına yeniden ısıtılması sırasında yüksek ısıtma ısıları uygulanacağından ve ekstrüzyon sırasındaki sıcaklık artışları hızlı olacağından, çözeltiye 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 çözeltide daha az magnezyum ve silisyum kalması ve matris dayanımının daha düşük olması demektir. Böylece yırtılmayla sonuçlanacak bir sıcaklığa ulaşmadan yüksek hızda ekstrüzyon yapılabilir.

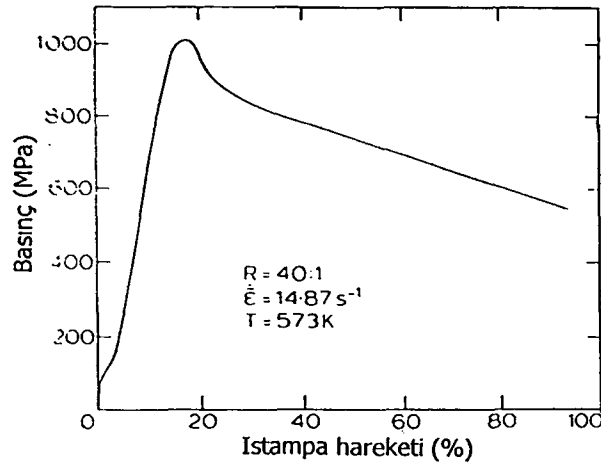
Anlatılan modelden anlaşılacağı gibi, ekstrüzyon için en uygun bilet mikroyapısında, ekstrüzyon sırasında kolayca çözeltiye geçebilecek büyüklükte Mg_2Si çökelteleri bulunmalıdır. İstenilen büyüklükte çökelti oluşumu, homojenizasyon sonraki soğuma hızının iyi kontrol edilmesi ya da alaşımın bileşiminin değiştirilmesi ile sağlanabilir. Amaç, fazların çökeltme hızını artırmaktır. Ancak, bileşimde bir değişiklik yaparken, malzeme özelliklerinde meydana gelebilecek diğer değişiklikler de gözönüne alınmalıdır.



5. Al-6063 ALAŞIMININ EKSTRÜZYONU

Bilindiği üzere ekstrüzyon, silindirik bir metal bloğunun (bilet) bir alıcı (kovan) içinde büyük bir kuvvetle sıkıştırılıp bir kalıptan geçirilerek kesit alanının küçültülmesi işlemidir. Ekstrüzyon hafif metal endüstrisinin en önemli ve en çok kullanılan plastik şekil verme yöntemlerinden birisi olup, bu yöntemle genellikle çubuk, boru ve şerit gibi düz ve uzun ürünler elde edilir. Alüminyum gibi deformasyon kabiliyeti yüksek olan metalik malzemelerde daha karmaşık şekilli profiller de ekstrüzyonla üretilir. Ekstrüzyon işleminde büyük kuvvetler gerektiğinden, işlem genellikle metalik malzemenin en iyi plastik deformasyon özelliği gösterdiği sıcaklıklarda yapılır (Dieter, 1976; Schey, 1990).

Al-6063 alaşımı kolay ekstrüzyon edilebilen malzeme grubundan olup direkt ekstrüzyon yöntemi uygulanmaktadır. Bu yöntemde malzeme akışı ile kuvvetin yönü aynıdır. İstampa ile bilet, alıcıya göre bağıl hareket yaparlar. Bu bağıl hareketten dolayı alıcı ile bilet arasında sürtünme meydana gelir. Sürtünme kuvveti biletin matrise doğru ilerlemesini engeller dolayısıyla ekstrüzyon kuvveti biletin basılması esnasında hızla artarak en yüksek değerine ulaşır ve metalin kalıp içerisinden akmasıyla birlikte önce hızla, daha sonra doğrusal olarak düşer. Daha sonra ıstampa strok sonuna yaklaştığında kuvvette artış görülür. Basma kuvvetinin yeniden yükselmesinin sebebi strok sonunda disk şeklinde küçük bir bilet parçasının radyal olarak akıp matrise girmesi esnasında bilet ile matris alın yüzeylerinde büyük sürtünme kuvvetlerinin oluşmasındandır (Şekil 5.1).

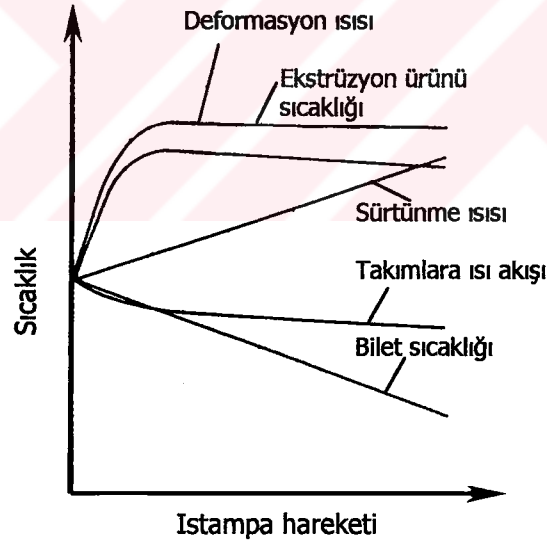


Şekil 5.1 İstampa hareketine bağlı olarak ekstrüzyon basıncındaki değişim (Sheppard 1982).

Al-6063 alaşımı biletler uygulamada 460-480°C sıcaklıkta ekstrüzyon prosesine tabi tutulurlar. Ekstrüzyon sıcaklığının artması, bir taraftan deformasyonu kolaylaştırırken, diğer taraftan maksimum ekstrüzyon hızının azalmasına neden olmaktadır. Çünkü bölgesel sıcaklık artışları ötektik bileşenlerin ergimesine veya yüzey çatlamlarına neden olmaktadır. Dolayısıyla ekstrüzyon prosesi esnasında aşağıdaki bileşenlerden meydana gelen karmaşık bir ısı olay meydana gelir:

- Matris önündeki deformasyon bölgesinde oluşan deformasyon ısısı,
- Alıcı cidarındaki sürtünme ve ölü bölgedeki kayma nedeni ile oluşan ısı,
- Biletin matris yönünde ilerlemesi ile ısı transferi,
- Isının takımlara (alıcı, ıstampa, matris) transferi,
- Ekstrüzyon ürünü sıcaklığı.

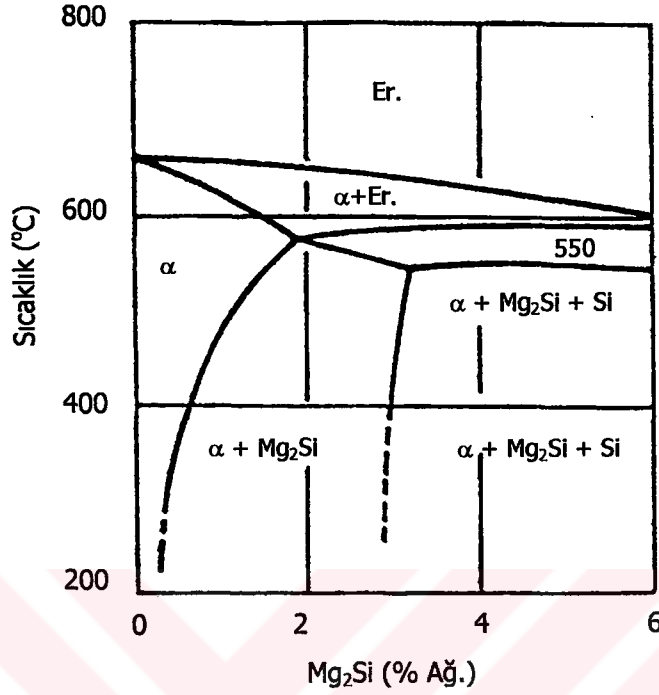
Ekstrüzyon prosesinde en önemli sıcaklık olan ürün çıkış sıcaklığı esas olarak bu faktörlere bağlıdır. Proseste deformasyon ve sürtünme ısısı hakim ise ürün sıcaklığı yükselir, ısı transferi hakim ise sıcaklık azalır (Ruppın ve Strehmel, 1982; Sönmez, 1989).



Şekil 5.2 Ekstrüzyon çıkış sıcaklığını etkileyen faktörler (Akaret, 1968).

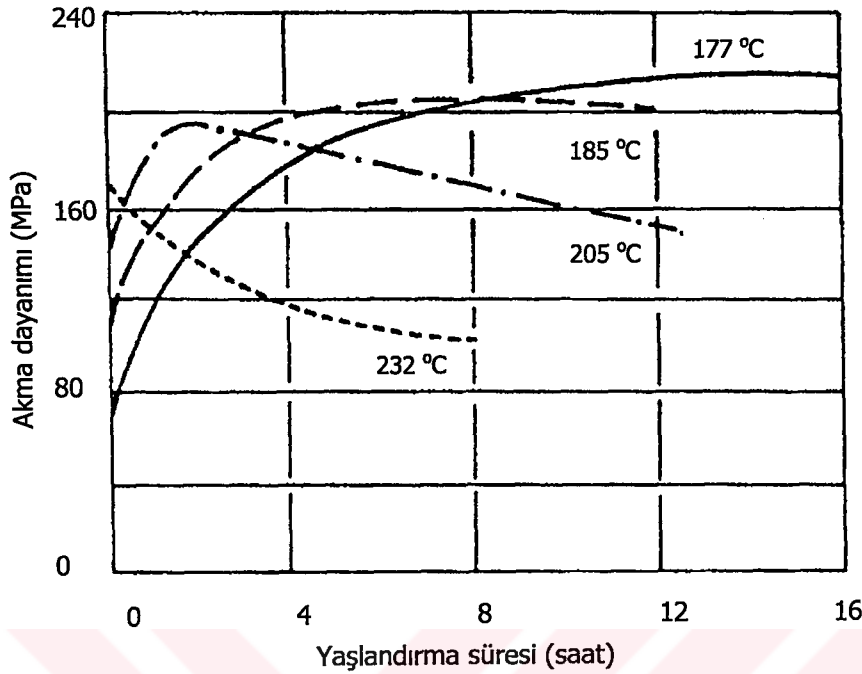
Daha önceki bölümlerde de bahsedildiği üzere üç elementli bir sistem olan AlMgSi alaşımının çoğunluğu Al-Mg₂Si-Si üçlü sisteminin içindedir. Mg₂Si'un alüminyum

içindeki çözünürlüğü Şekil 5.3'de gösterilmiştir. Şekilden de anlaşılacağı gibi, çözünürlük sıcaklığın düşmesi ile birlikte azalmaktadır.



Şekil 5.3 Alüminyumun içerisinde Mg₂Si'un çözünürlüğü (Altenpohl, 1982).

Ekstrüzyonda kullanılan Al-Mg-Si alaşımlarının çoğu Al-Mg₂Si faz diyagramının α katı çözelti bölgesinde bulunur. Silisyum ve magnezyum ötektik sıcaklıkta, çözünürlüğü %1.85 olan Mg₂Si bileşiğini oluşturur. Malzemenin dayanımı, artan Mg₂Si konsantrasyonu ile birlikte yükselir, buna karşılık uzama düşer. Yaşlandırılabilir Al-6063 alaşımlarında dayanım, yaşlanma sıcaklığı ve süresine bağlıdır. Şekil 5.4'de Al-6063 alaşımının çeşitli sıcaklıklardaki yaşlanma sertleşmesi görülmektedir. Akma dayanımı yaşlandırma sıcaklığı ve süresi ile değişmektedir. Bu alaşım için optimum yaşlandırma sıcaklığı 180°C ve süresi ise yaklaşık 8 saattir (Lang ve Castle, 1978).

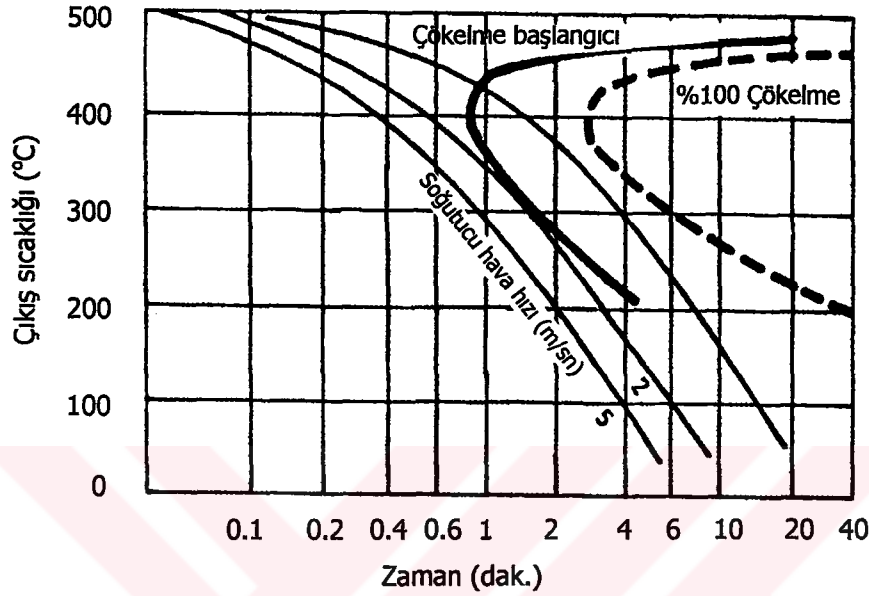


Şekil 5.4 Al-6063 alaşımının yaşlanma sertleşmesi diyagramı (Onurlu, 1993).

Döküm sonrası biletlerin yüzey kaliteleri iyi olduğundan ekstrüzyon süreci öncesinde herhangi bir yüzey düzeltme işlemi gerekli olmamaktadır. Ekstrüzyon sırasında yüzeyden ince bir tabaka sıyrılarak artık ile birlikte kaldırılır. En yüksek ekstrüzyon hızına ulaşabilmek için bilet sıcaklığı olabildiğince düşük tutulur. Çökelmeyi en yüksek hızda tutabilmek için biletlerin işlem sıcaklığına hızla ısıtılması gerekmektedir. Isıtmada gaz veya endüksiyon ocağı kullanılmasının nedeni budur. Bilet sıcaklığı ve ekstrüzyon hızı iyi seçilerek ekstrüzyon sırasında deformasyon bölgesindeki sıcaklığın katı çözelti sıcaklığının üzerinde olması sağlanır ($\approx 520^{\circ}\text{C}$). Böylece ince Mg_2Si çökeltileri tekrar tekrar çözünürler. Bu sırada pres çıkışında soğutma işlemi uygulanır. Soğutma su veya havayla sağlanabilir.

Pres çıkışında soğutulan ürünlerdeki Mg_2Si 'nin çökelme eğiliminin en yüksek olduğu sıcaklık aralığı 425°C ile 270°C arasındadır. Dolayısıyla soğutmanın bu aralıkta özellikle hızlı olması gerekir. Tam sertleşme için $70^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$ 'lık bir soğutma yeterlidir. Şekil 5.5'de görülen zaman-sıcaklık-çökelme diyagramı çeşitli soğutma hızlarındaki çökelme durumunu göstermektedir.

Al-6063 alaşımlarının çekme dayanımı ekstrüzyon sonrasında en az 140MPa olmalıdır ve profillerin hızla oda sıcaklığına indirilmesini takiben uygulanan yaşlandırma ısı işlemleri ile en az 220 MPa'a yükseltilebilirler.



Şekil 5.5 Al-6063 alaşımlarının zaman-sıcaklık-çökeltme diyagramı (Onurlu, 1993).

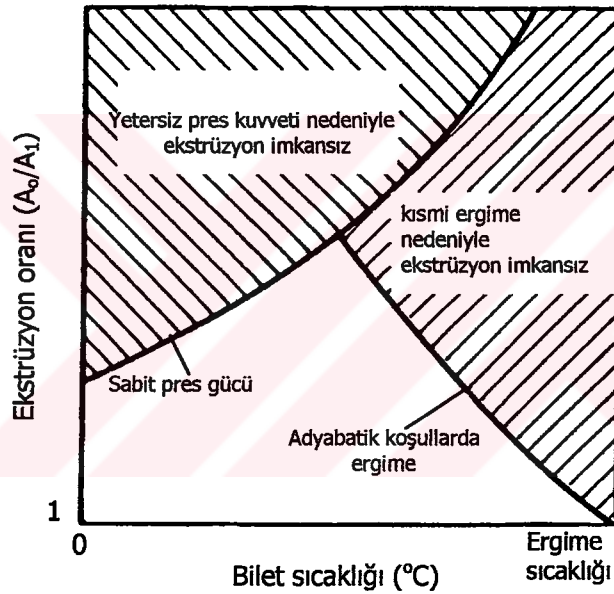
5.1 Alüminyum Alaşımlarının ve Al-6063 Alaşımlarının Ekstrüzyon Yapılabilirliği

Alüminyum alaşımlarında ekstrüzyon yapılabilirlik kavramı tanımlaması zor olmakla beraber, genellikle istenilen ürün özelliklerini elde etmek için (özellikle Al-6063 alaşımlarında yüzey kalitesi) ekstrüzyon basıncı ve ekstrüzyon hızının bir fonksiyonu olarak düşünülür. Başka bir ifade ile ekstrüzyon yapılabilirlik, yüzey yırtılması olmadan uygulanabilecek en yüksek ekstrüzyon hızı olarak tanımlanabilir. Alüminyum alaşımlarında kimyasal bileşimin ve bilet homojenizasyonunun ekstrüzyon yapılabilirlik üzerine önemli bir etkisi vardır.

Ekstrüzyon parametreleri arasındaki ilişkiyi belirlemek, bu süreçte birçok parametrenin kullanılması ve bunlar arasındaki etkileşim oldukça karmaşıktır. Ekstrüzyon ürününde arzu edilen sıkı kalite isteklerini başarabilmek için, malzemenin yüksek sıcaklık karakteristikleri ve proses değişkenleri arasındaki karmaşık denge sağlanmak zorundadır (Clode ve

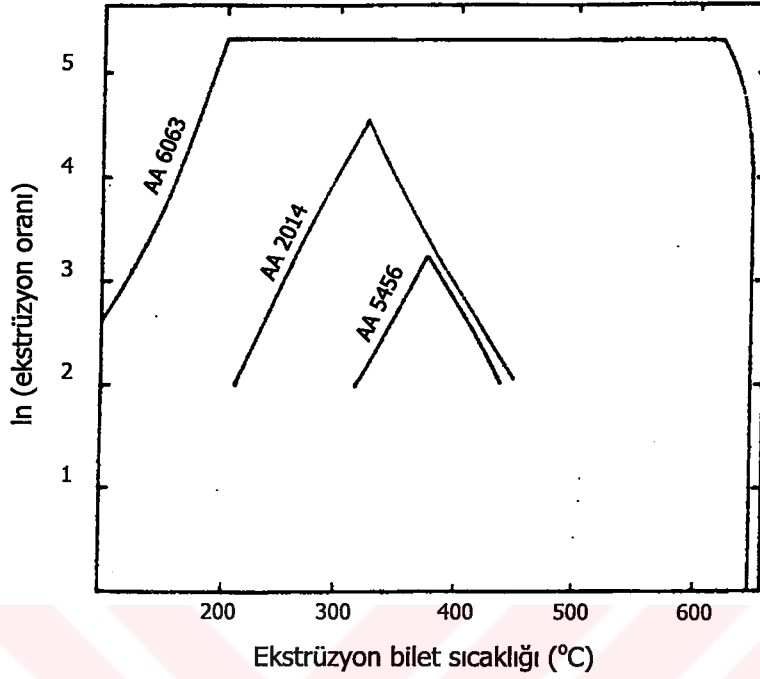
Sheppard, 1993). Etkili proses değişkenleri, ekstrüzyon oranı, ısıtma hızı ve bilet sıcaklığıdır. Alaşım ise, homojenite, tane boyutu, çözünürlük, ikincil faz ve dağılımı gibi malzeme değişkenlerine bağlıdır. Bütün bu malzeme değişkenleri ise ön ısıtma şartlarından etkilenmektedir.

Genel olarak ekstrüzyon prosesini iki sınır faktörü vardır. Birincisi alaşımın doğal sağlamlığı, ikinci anahtar faktör ise ergime başlangıcından önceki maksimum sıcaklıktır. Bu iki ana faktör ilk defa Hurst ve Ursell (1958) tarafından diyagramla ifade edilmiştir. Son yıllarda bu limit diyagram şekil değiştirme gerilimi ve yapısal bilgileri de içerecek şekilde genişletilmiştir (Sheppard ve Raybould, 1973; Sheppard vd., 1982).



Şekil 5.6 Ekstrüzyon limit diyagramı.

Ekstrüzyon sırasında basınç hattı limitini oluşturmak için öncelikle sıcaklık ve gerinim hızına göre yüksek sıcaklık akış karakteristiklerini belirlemek gerekir. Daha açık ifade ile ekstrüzyon yapılabilirlik yüksek sıcaklık akış karakteristikleri, yüzey ve mikroyapı ile ilişkilidir. Yapılan deneysel çalışmalarda Al-6063 alaşımının ekstrüzyon yapılabilirliğinin diğer alüminyum alaşımlarına göre çok daha yüksek olduğu görülmüştür (Şekil 5.7).



Şekil 5.7 Al-6063 ve diğer alaşımların limit diyagramı (Clode ve Sheppard, 1993).

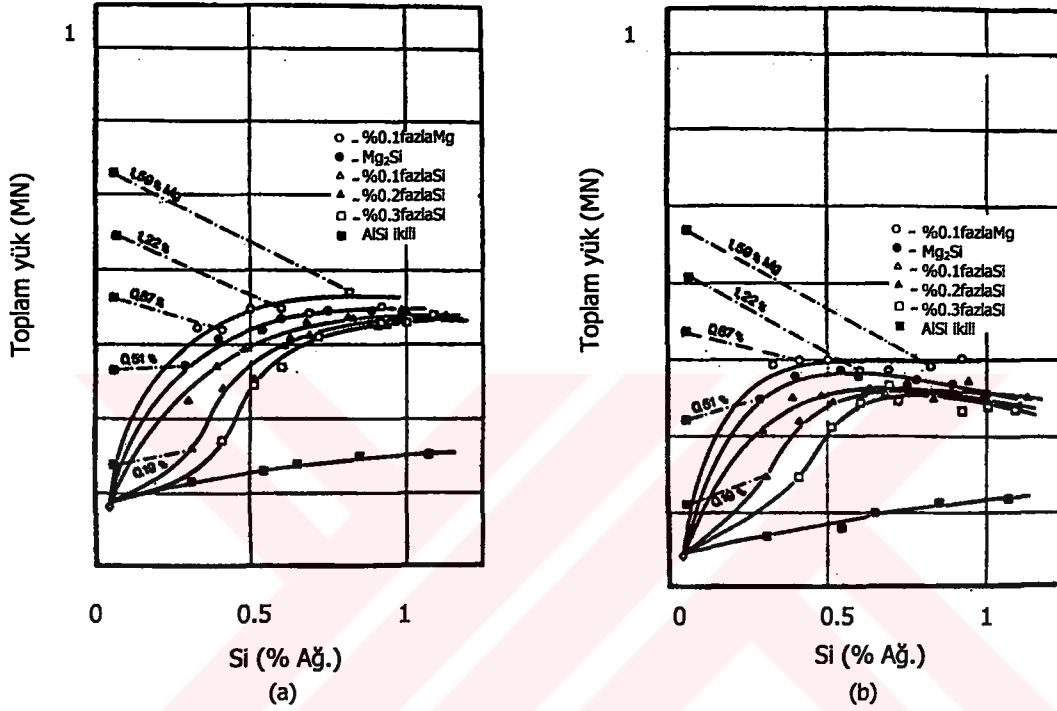
Ekstrüzyon yapılabilirliği alaşımın mikroyapısının, yani alaşım elementlerinin de etkilediği bilinmektedir. Bu konuda Lang vd., (1982) AlMgSi alaşımlarında malzemenin ekstrüzyon parametreleri ve mekanik özellikler arasındaki ilişkileri araştıran deneysel çalışma yapmışlardır. Bu çalışmada 123 mm çapında 500 mm uzunluğunda 12 adet bilet kullanılmış, biletlerin yarısı döküm hali ile, diğer yarısı da 580 °C sıcaklıkta 10 saat süreyle homojenize edilmiş ve havada soğutulmuştur. Biletler %0.1 fazla Mg, %0.1, 0.2 ve 0.3 fazla Si kimyasal bileşimli olup, Mg₂Si stokiometrik oranı Mg:Si=1:0.58'dir.

Bilet sıcaklığı 480 °C, kovan (alıcı) sıcaklığı 460 °C, kovan çapı 130 mm, ekstrüzyon oranı 30'dur. Her bir alaşım 2-45 mm/s arasında altı ayrı piston hızı ile ekstrüzyon edilmiş olup, çıkış hızları 3.6 ila 81 m/dak. arasındadır.

Toplam yük $F_T = F_R + F_D$ şeklinde hesaplanır. Burada;

F_T toplam yük, F_R kovandaki sürtünme yükü, F_D deformasyon yüküdür. F_T ve F_R ölçülmekte, F_D ise hesaplanmaktadır.

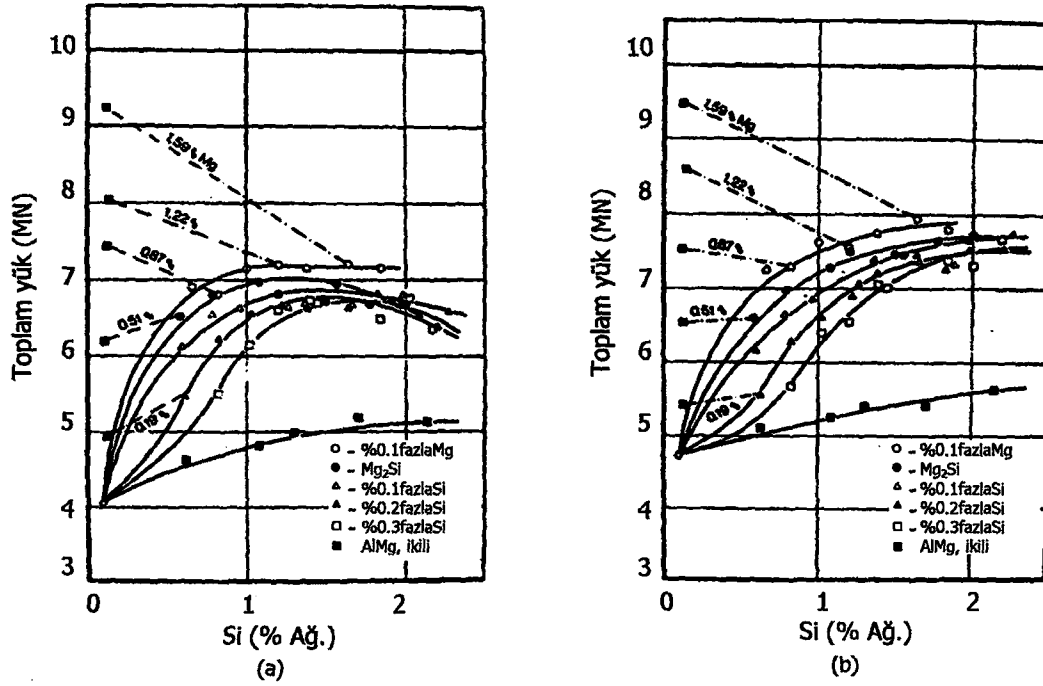
Toplam yükün Mg veya Si ilavesiyle arttığı bilinmektedir. Mg ilavesinin etkisi fazla, Si'nin etkisi ise oldukça düşüktür (Şekil 5.8, 5.9). İki ayrı piston hızı için (10–40 mm/sn) %0.70 Mg içeren alaşımlarda Si ilavesi yükü biraz arttırır. daha fazla Mg içeriğinde ise Si ilavesi toplam yükü azaltır.



Şekil 5.8 a) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (döküm-hali, $V_A=10$ mm/s). b) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (homojenize, $V_A=10$ mm/sn) (Lang vd., 1982).

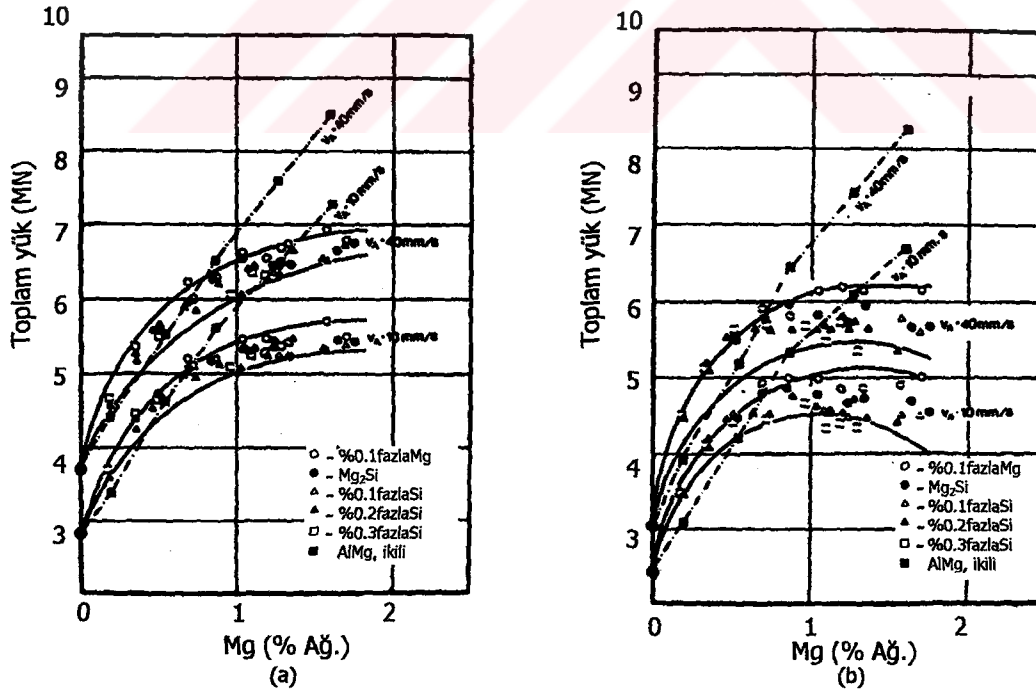
Buradan da anlaşılmaktadır ki %0.1 fazla Mg içeren alaşım serilerinde maksimum yüklere erişilmekte, daha sonra Mg_2Si 'dan %0.1, 0.2, 0.3 fazla Si'a geçince yükler azalmaktadır. Fazla Si ile yaklaşık %0.5 Si içeriğine kadar yük farkları büyüktür, fakat Si içeriğinin artması ile yükte azalma görülür.

Homojenizasyon işlemi, %0.5'den fazla Si içeriğinde toplam yükte düşüşe neden olur. Burada fark %15'e kadar çıkabilir. Daha düşük Si içeriğinde (%3-5 Si), bu düşüşler önemsizdir. Bu değerler, daha yüksek ekstrüzyon hızlarından oldukça etkilenirler. Ekstrüzyon hızı 10 mm/s'den 40 mm/s'ye (ıstampa hızı) yükselince toplam yükte belirgin bir artış görülür. Bu durum Şekil 5.8 ve 5.9'da görülmektedir. Tüm yük bileşim alanlarında reaksiyon yaklaşık olarak aynıdır.



Şekil 5.9 a) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (döküm-hali, $V_A=40$ mm/s). b) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (homojenize, $V_A=40$ mm/s) (Lang vd., 1982).

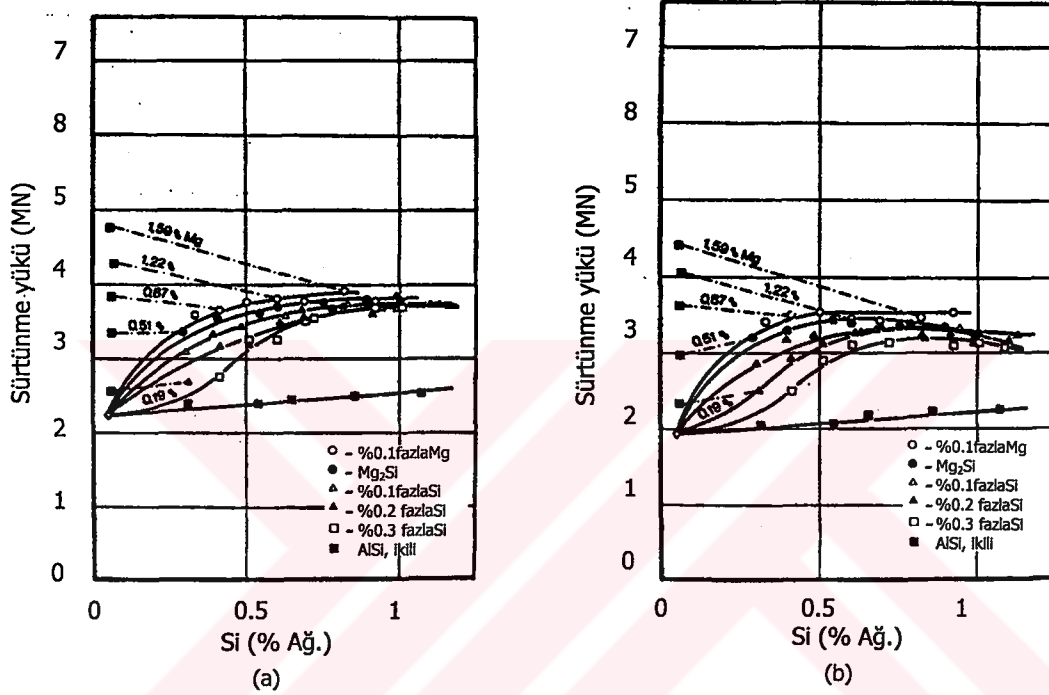
Toplam yük, Mg içeriğinin fonksiyonu olarak gösterildiğinde (Şekil 5.10 a ve b) %2'ye kadar Mg içeriğinde homojenize alaşımla döküm hali malzeme arasındaki fark çok azdır.



Şekil 5.10 a) Mg içeriğinin toplam yüke etkisi (döküm-hali, $V_A=10$ mm/s, $V_A=40$ mm/s). b) Si içeriğinin toplam yüke etkisi (homojenize, $V_A=10$ mm/s, $V_A=40$ mm/s) (Lang vd., 1982).

Alıcıcıdaki sürtünme yükü:

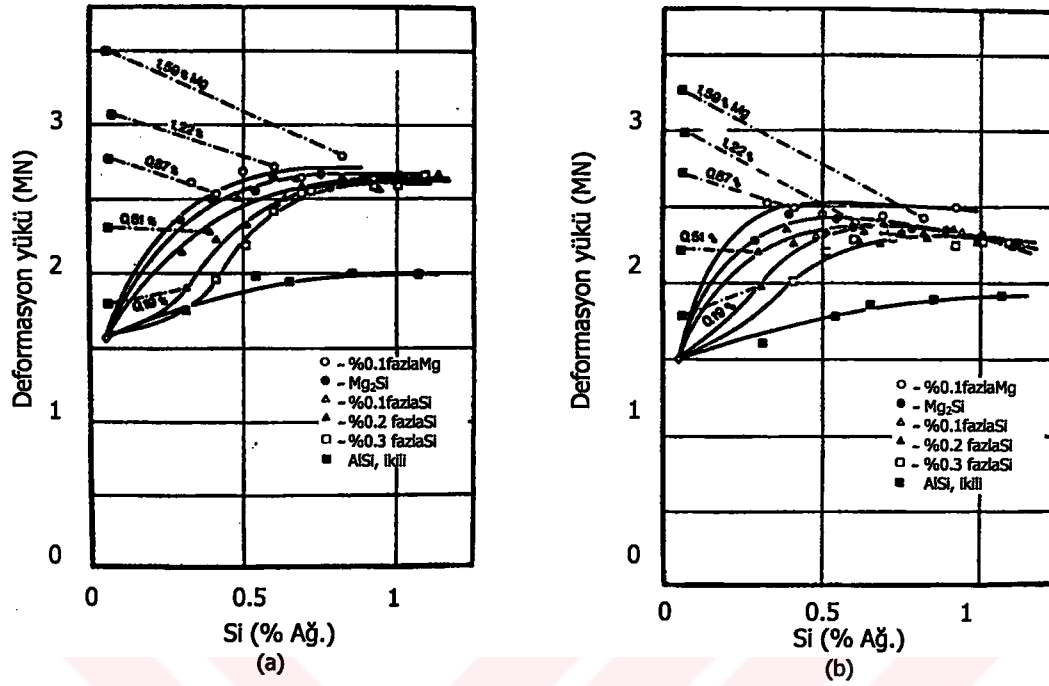
Şekil 5.11'deki eğriler F_T toplam yük eğrileri ile aynı olup yük farkları daha azdır. Mg'un sürtünme yükü üzerindeki önemli etkisi burada görülebilir, Si'un etkisinin ihmal edilebilecek kadar az olduğu da açıktır. %0.8'den fazla Si içeriği için döküm hali malzeme için sürtünme yükleri eşittir. Buna karşın, homojenize malzemede bazı farklar görülmektedir.



Şekil 5.11 a) Si içeriğinin sürtünme yüküne etkisi (döküm-hali, $V_A=10$ mm/s). b) Si içeriğinin sürtünme yüküne etkisi (homojenize, $V_A=10$ mm/s) (Lang vd., 1982).

Deformasyon (şekil değiştirme) yükü:

Deformasyon yükünün bazı kademeleri, yani direkt kalıp üzerine etki eden yükler iki durum için yaklaşık 1.5 ila 2.7 MN'dur (Şekil 12 a ve b). Değişik alaşımlar arasındaki fark F_D için görünür şekilde azalmıştır. Kalıp gereksinimleri bakımından bunun anlamı; AlMgSi durumunda %0-1.7 Mg ile %1.1 Si için yaklaşık 2MN kadar sabit deformasyon yükü bu test şartları için kullanılabilir.



Şekil 5.12 a) Si içeriğinin deformasyon yüküne etkisi (döküm-hali, $V_A=10$ mm/s). b) Si içeriğinin deformasyon yüküne etkisi (homojenize, $V_A=10$ mm/s) (Lang vd., 1982).

Deformasyon (şekil değiştirme) direnci:

Deformasyon direnci k_w , Siebel-Fangmeier yük formülüne göre hesaplanmıştır;

$$k_w = F_D / A_o \ln R \quad (5.1)$$

Burada;

F_D : Deformasyon yükü,

A_o : Alıcının kesit alanıdır.

R : Ekstrüzyon oranıdır.

Bu durumda k_w, F_D 'ye göre 4.5×10^4 sabiti oranında ilişkili olduğundan k_w ve F_D eğrileri paraleldir (Şekil 10 ve 11). Değerler saf alüminyum için 35MPa, homojenize edilmiş malzemede 78 MPa'dır (10 mm/s ıstampa hızı için).

Alıcıdaki maksimum kesme gerilimi:

Alıcıdaki maksimum kesme gerilimi τ için hesaplama Siebel-Fangmeier formülüne göre yapılmıştır:

$$\tau = F_r / \pi.D.l \quad (5.2)$$

Burada;

F_r : maksimum sürtünme yükü,

D : alıcı çapı,

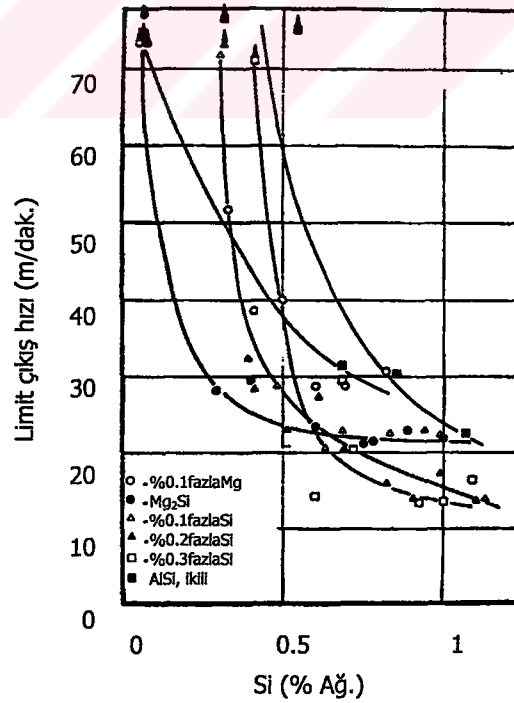
l : bilet boyu.

$\pi.D.l$ yine bir sabit olup, bu işlemlerde 18.3×10^4 'dür.

τ 'nın değeri, saf alüminyum için 12 MPa, AlMg1.6 için 26MPa, homojenize saf alüminyumda 11 MPa, AlMg1.6 içinse 24 MPa'dır (Başlangıç ıstampı hızı 10 mm/s'dir).

Limit (sınır) hız:

Ekstrüzyon limit (sınır) hızı, ekstrüzyon sırasında ürünün kalıptan çıkışında sıcak yırtılmanın olmadığı en yüksek hız olarak tariflenir. Şekil 5.13'de döküm malzemenin limit (sınır) hızları görülmektedir. AlMg ikili sisteminde %1.6 Mg'a kadar ürün yüzeyinde yırtılma meydana gelmemektedir. Buna karşılık, AlSi sisteminde %0.5Si içeriğinden itibaren yırtılmalar görülmektedir.



Şekil 5.13 Si içeriğine bağlı olarak limit hız (sıcak yırtılmanın ilk görünümünde, döküm hali, oklar=hasarsız).

6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Döküm ve homojenizasyon uygulamalarının 6063 kalite alüminyum alaşımının (Etial-60) ekstrüzyon kabiliyeti üzerindeki etkilerini belirlemek amacıyla yapılan bu çalışmada deneyler 4 grupta gerçekleştirilmiştir:

- a) Al-6063 alaşımı bilet yapılarının karakterizasyonu,
- b) Biletlerin homojenizasyonu ve gelişen yapıların karakterizasyonu,
- c) Homojenize numunelerin sıcak basma deneyleri,
- d) Homojenize numunelerin düşük soğuk deformasyon-yeniden kristalleşme ve sıcak deformasyon-yeniden kristalleşme özelliklerinin belirlenmesi.

6.1 Malzeme

Bu çalışmada kullanılan Al-6063 alaşımı biletleri 170 mm çapında olup, (Etial-60) Etibank Seydişehir Alüminyum Tesislerinde, yarı sürekli döküm metodu ile üretilmiştir. Döküm işlemini takiben biletler homojenizasyon işlemi görmemiştir. Biletlerin kimyasal bileşimi Çizelge 6.1'de verilmiştir.

Çizelge 6.1 Etial-60 alaşımının bileşimi.

Fe	Si	Mg	Mn	Cu	Ni	Ti	Cr	Al
0.25	0.38	0.41	0.003	0.006	0.006	0.015	0.015	98.86

6.2 Biletlerin Yapısal Karakterizasyonu

6.2.1 Makroyapısal muayene

Döküm yapısı başlangıç yapısı olup, biletlerin termo-mekaniksel prosesler sürecinde davranışını ve üretilen yarı mamul ve uç ürünlerin kalitelerini belirleyen en önemli unsurdur. Sırasal fabrikasyon prosesleri sürecinde gelişecek yapılar, orjinal yapıya ve operasyon parametrelerine bağlıdır.

Bu amaçla biletten 20 mm kalınlığında bir dilim yavaş çalışan emülsiyon soğutmalı bir testere ile kesilmiş ve makroyapısal inceleme için hazırlanmıştır. Metalografik inceleme için alınan numune 600 mesh' lik zımparalama işleminden sonra makrodağlamaya tabi tutulmuştur.

Makrodağlama için yapılan işlem sırası şöyledir;

- i) % 12'lik Na OH (300ml) çözeltisinde 15 dak. bekletme,
- ii) 15 sn. % 25' lik HNO_3 çözeltisinde birkaç defa daldırılarak nötralize etme,
- iii) Daha sonra 25 gr FeCl_3 + 50 ml HCl + 25 ml H_2O ' dan oluşan 100 ml' lik çözeltiyi makroyapı net bir şekilde ortaya çıkana kadar yüzeye pamukla uygulama.

Ortaya çıkan tane yapısı, stereo mikroskop ve görüntü analiz cihazı ile kantitatif olarak tahlil edilmiştir.

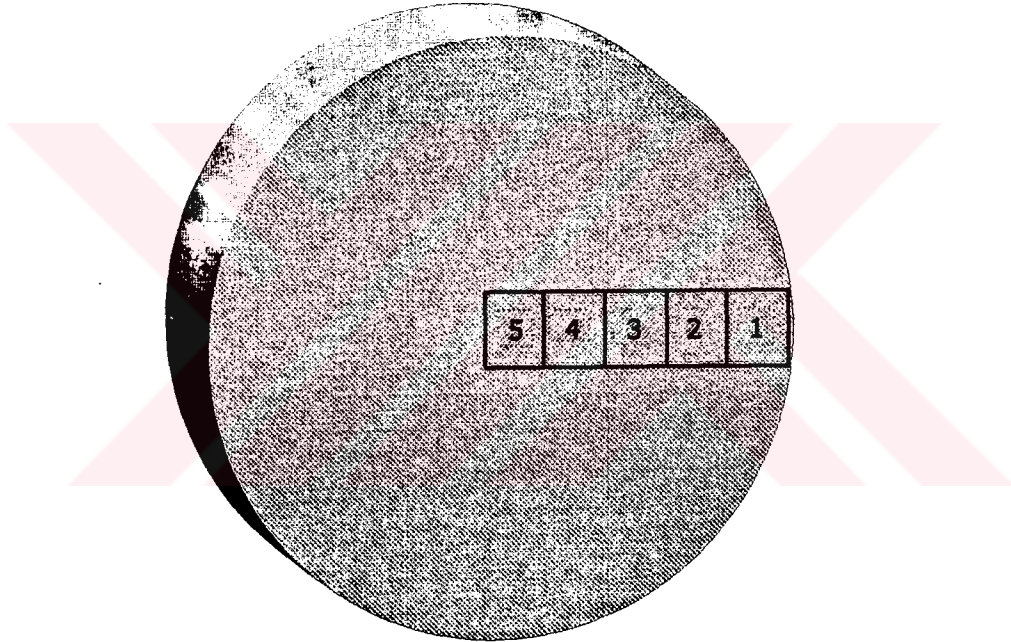
6.2.2 Mikroyapısal muayene

Mikroyapıyı karakterizasyonu için, bir dilim çıkarılarak biletin dış kenarlarından itibaren bilet merkezine doğru beş eşit parçaya bölünmüştür (Şekil 6.1). Daha sonra numuneler standart metalografik numune hazırlama yöntemi ile hazırlanmıştır. Yöntemin aşamaları şu şekildedir; 120, 180, 240, 320, 400, 600 ve 800 mesh' lik zımparalama işlemleri ile başlanmış, sonra sırasıyla Al_2O_3 , Cr_2O_3 ve 1 μm boyutlu elmas pasta ile parlatma işleminden sonra numune yüzeyleri % 2' lik HF çözeltisi ile 30 saniye süre ile dağlanmıştır. Mikroyapı önce ışık mikroskobu ile değişik büyütmelerde ve farklı boyutlarda yapısal olarak analiz edilmiştir, müteakiben kimyasal bileşim incelemelerinde Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Analiz incelemelerinde kullanılan Tarama Elektron Mikroskobu (SEM), JEOL JSM-5410 LV model olup, alçak vakumla çalışabilmektedir ve SEM'e bağlı Voyager 2110 Energy Dispersive Spectrometer (EDS) analiz cihazı ile noktasal, çizgisel ve alansal analizler yapılmıştır.

6.2.3 Makro ve mikroyapısal ögelerin görüntü analiz cihazı ile boyutlandırılması

Görüntü analiz cihazı Leica Qwin CNE 500IW programlı, Leica DM LM mikroskop ve Leica DM LP ve DM LM polarize ışık mikroskoplu EN 50082-1 tipi olan bu cihaz, Digital VD 150-C tipi Sony Color Printer ile desteklenmektedir.

Görüntü analiz sistemi ile tane boyutu, tane geometrisi ve tane boyutu dağılım aralığı belirlenebilmektedir. Aynı zamanda partikül şekli, boyutu, hacim oranı, partiküller arası mesafe gibi dağılım parametreleri tayini de yapılabilmektedir. Bu sistemle makroyapısal karakterizasyona ilaveten mikroyapısal ögeler sayısal olarak karakterize edilmiştir.



Şekil 6.1 Etial-60 bileten alınan mikroyapı numunelerinin şematik görüntüsü.

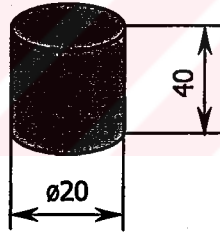
6.3 Biletlerin Homojenizasyonu ve Gelişen Yapıların Karakterizasyonu

Etial-60 biletinden alınan 10x10x10 mm boyutlarındaki mikroyapı numunesine homojenizasyon ısı işlemi uygulanmıştır. Homojenizasyon işlemi için Lenton marka 7500 W gücünde elektrik dirençli fırın kullanılmıştır. Fırın yine Lenton Euroterm mikroprosesör kontrollü olup sıcaklık kontrolü $\pm 2^{\circ}\text{C}$ tolerans ile çalışmaktadır. Sıcaklık algılaması Cr-NiCr termoelemanla yapılmaktadır. Homojenizasyon ısı işlemi ısıtma + 560°C 'da 6 saat

bekleme ve kontrollü soğutma kademelerinden oluşmaktadır. Bu durumda 6 farklı soğutma hızı elde edilmiştir. Homojenizasyon işlemini takiben numuneler mikroyapı muayenesine tabi tutulmuştur.

6.4 Homojenize Numunelerin Sıcak Basma Deneyleri

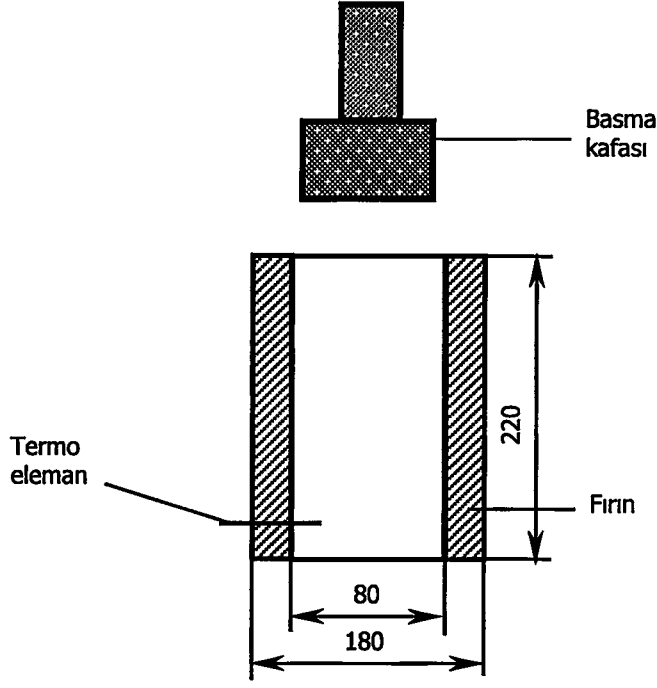
Sıcak basma deneylerini gerçekleştirmek amacı ile biletin birincil soğuma zonu olan periyodik bant kısmı çıkartılarak geriye kalan bölgeden 20 mm çapında ve 40 mm yüksekliğinde tornalama işlemi ile silindirik numuneler elde edilmişlerdir (Şekil 6.2). Numuneler 560°C sıcaklıkta 6 saatlik homojenizasyon ısıtma işleminden sonra 6 farklı soğuma hızı ile soğutulmuşlardır. Sıcak basma testleri 200x180x80 mm boyutlarında Cr-NiCr termoelemanlı 800°C sıcaklığa erişebilen tüp fırında gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.3). Başlangıç gerinim hızı 1.25 s⁻¹'dir. Numuneler işlem sıcaklığına 10 dakika içinde ısıtılarak 450°C, 500°C ve 550°C sıcaklıklarında ilk boyları %50 küçülene kadar basılmıştır ve yük değerleri kaydedilmiştir. Sıcak basma deney numunelerinin termo-mekaniksel işlem rotası Şekil 6.4'de gösterilmiştir.



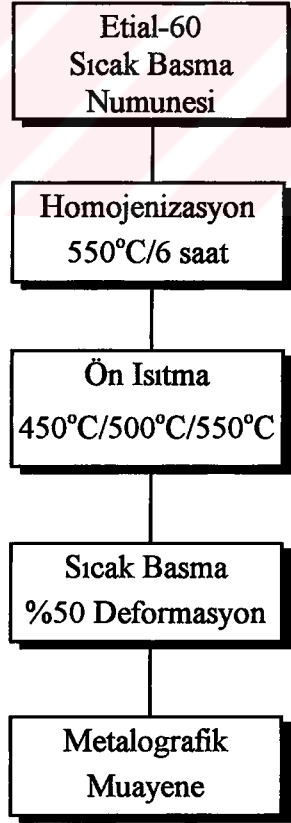
Şekil 6.2 Sıcak basma deformasyon numune geometrisi.

6.5 Sıcak Basılmış Numunelerin Yapay Yaşlandırma Deneyleri

Sıcak basılmış numunelerin yaşlanabilme yeteneklerinin belirlenmesi ve buradan hareketle homojenizasyon parametrelerinin doğruluğunun tayini amacıyla sıcak basma sonrası ani olarak suda soğutulan numuneler üzerinde bu test gerçekleştirilmiştir. Sıcak basma numunelerinin yapay yaşlandırılması 300 °C'ye kadar çıkabilen $\pm 1^\circ\text{C}$ tolerans ile çalışan etüvde gerçekleştirilmiştir. Yine sıcak basma numunelerinin yaşlandırma işlemi öncesi ve sonrasındaki sertlik ölçümleri 57.5 kp'luk yük, 2.5mm çapında bilya kullanılarak Brinell sertlik değeri cinsinden ölçülmüştür.



Şekil 6.3 Basma fırını şematik görüntüsü.



Şekil 6.4 Sıcak basma prosesi akış şeması.

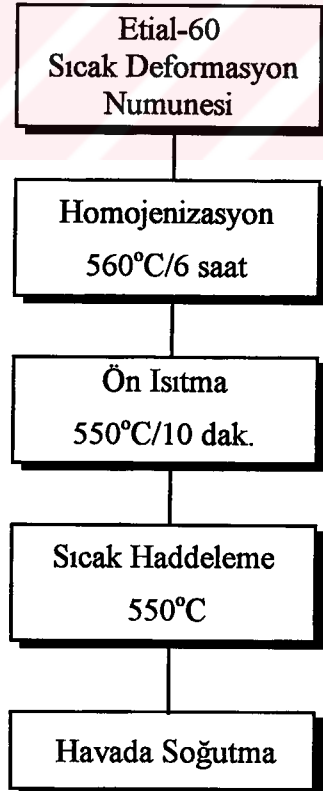
6.6 Homojenize Numunelerin Sıcak ve Soğuk Hadde Deformasyonu-Yeniden Kristalleşme Özelliklerinin Belirlenmesi

6.6.1 Sıcak hadde deformasyon deneyi

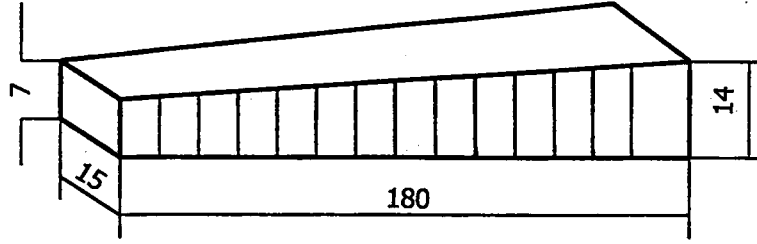
Sıcak ve soğuk deformasyon yeniden kristalleşme özelliklerinin belirlenmesi amacı ile Etial-60 bilekten CNC freze tezgahında 7x14x15x180 mm boyutlarında sıcak deformasyon numuneleri üretilmiştir (Şekil 6.5). Bu numunelerin yan yüzlerine 5 mm aralıklarla hassas olarak çizgi çekilmiştir (Şekil 6.6).

Numuneler 560°C'de 6 saatlik homojenizasyon işlemini takiben 5 değişik soğutma hızında soğutulmuşlardır. Daha sonra 500°C sıcaklıkta 10 dakika süre ile ön ısıtma işleminden sonra bu sıcaklıkta 7 mm nihai kalınlığa indirilerek haddelenmişlerdir.

Sıcak haddeleme işleminde laboratuvar tipi çift merdaneli hadde tezgahı kullanılmıştır. Haddeleme işleminin ardından numunelerin tümü havada soğutulmuştur.



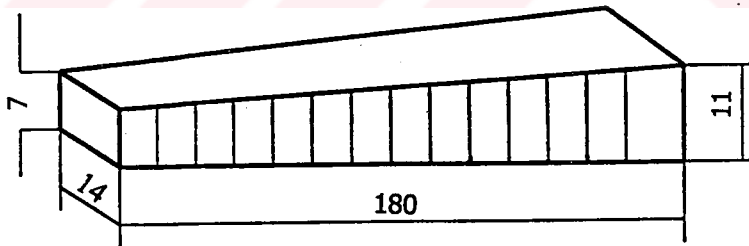
Şekil 6.5 Sıcak deformasyon prosesi akış şeması.



Şekil 6.6 Sıcak deformasyon numune geometrisi.

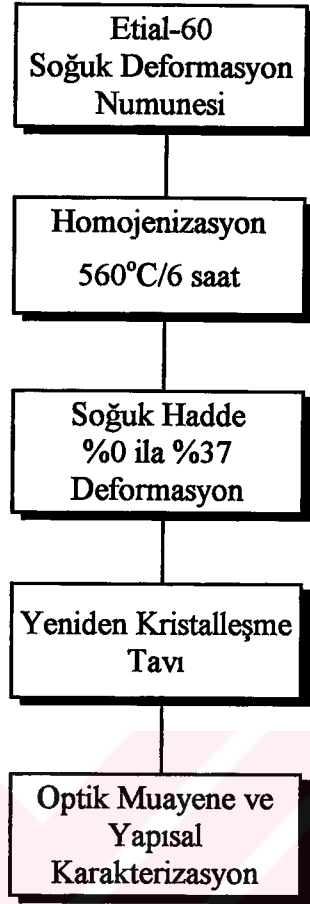
6.6.2 Düşük soğuk hadde deformasyonu-yeniden kristalleşme deneyi

Düşük soğuk deformasyon yeniden kristalleşme işlemi için de 7x11x15x180 mm boyutlarında CNC freze tezgahında soğuk hadde numunesi üretilmiştir. Numunelerin yan yüzeyleri 5'er mm aralıklarla işaretlenmiştir. Numuneler 560°C'lik homojenizasyonun ardından aynı soğuma hızlarında soğutulmuşlardır. Daha sonra numuneler yukarıda bahsedilen çift merdaneli hadde tezgahında tek pasoda 7 mm kalınlığa indirilmiştir. Deformasyon işleminin ardından numunelere 450°C, 500°C ve 550°C sıcaklıklarda 1 saat süre ile yeniden kristalleşme tavlaması uygulanmıştır (Şekil 6.7 ve Şekil 6.8).



Şekil 6.7 Soğuk deformasyon numune geometrisi.

Soğuk deformasyon işlem akış şeması Şekil 6.8'de verilmiştir.

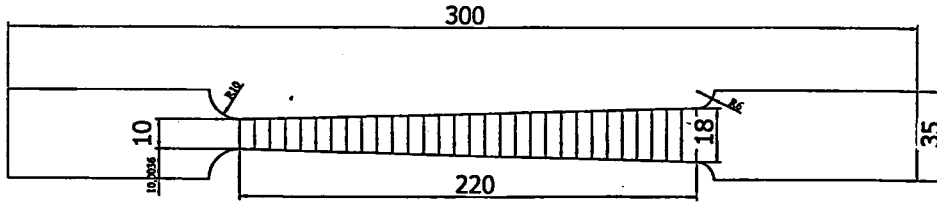


Şekil 6.8 Soğuk deformasyon prosesi akış şeması.

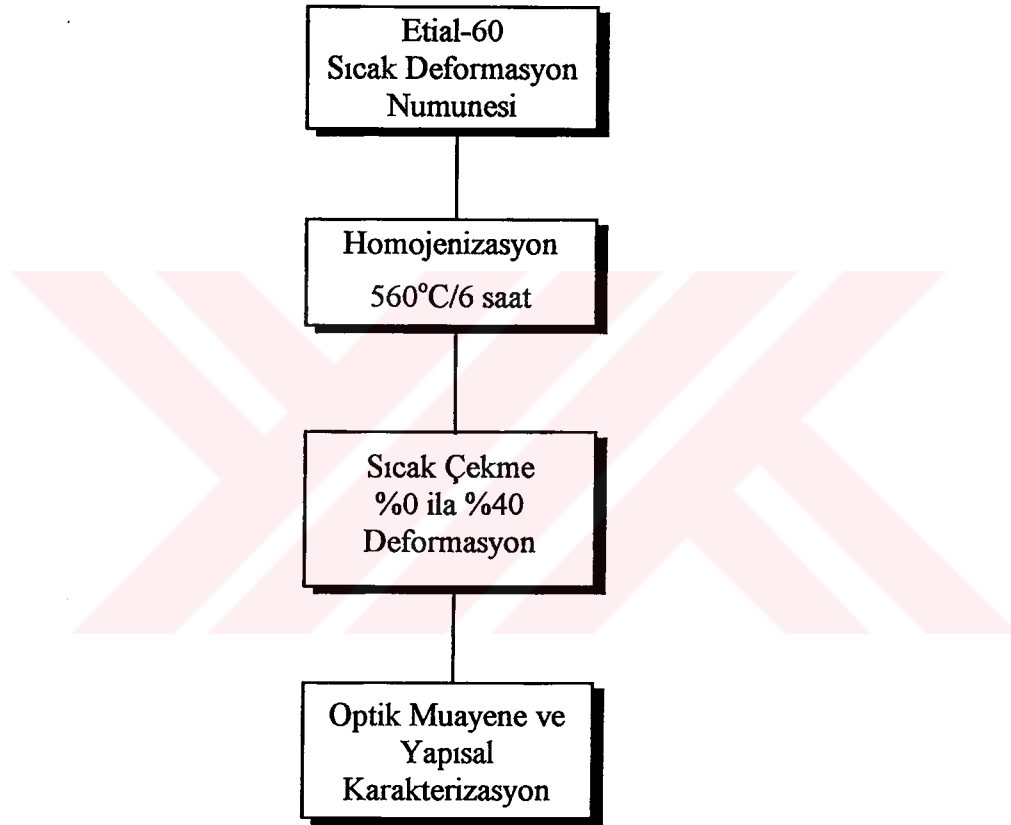
6.7 Homojenize Numunelerin Sıcak ve Soğuk Çekme Deformasyonu-Yeniden Kristalleşme Özelliklerinin Belirlenmesi

6.7.1 Sıcak çekme deformasyon deneyi

Sıcak deformasyon çekme modu işlemi için 10x18x35x220x300 mm boyutlarında takım tezgahında tapered çekme numuneleri üretilmiştir. Numunelerin yüzleri 5 mm aralıklarla işaretlenmiştir. Numunelere 560°C sıcaklıkta 6 saat süreyle homojenizasyon işlemi uygulanmış ve ardından 450°C, 500°C ve 550°C sıcaklıklarda ve 1.25 s⁻¹ gerinim hızında çekme uygulanmıştır (Şekil 6.9 ve 6.10).



Şekil 6.9 Sıcak deformasyon çekme numunesi.

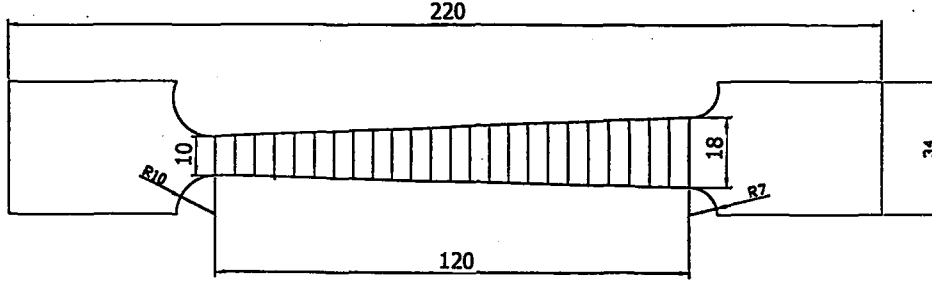


Şekil 6.10 Sıcak deformasyon çekme modu proses akış şeması.

6.7.2 Düşük soğuk çekme deformasyonu-yeniden kristalleşme deneyi

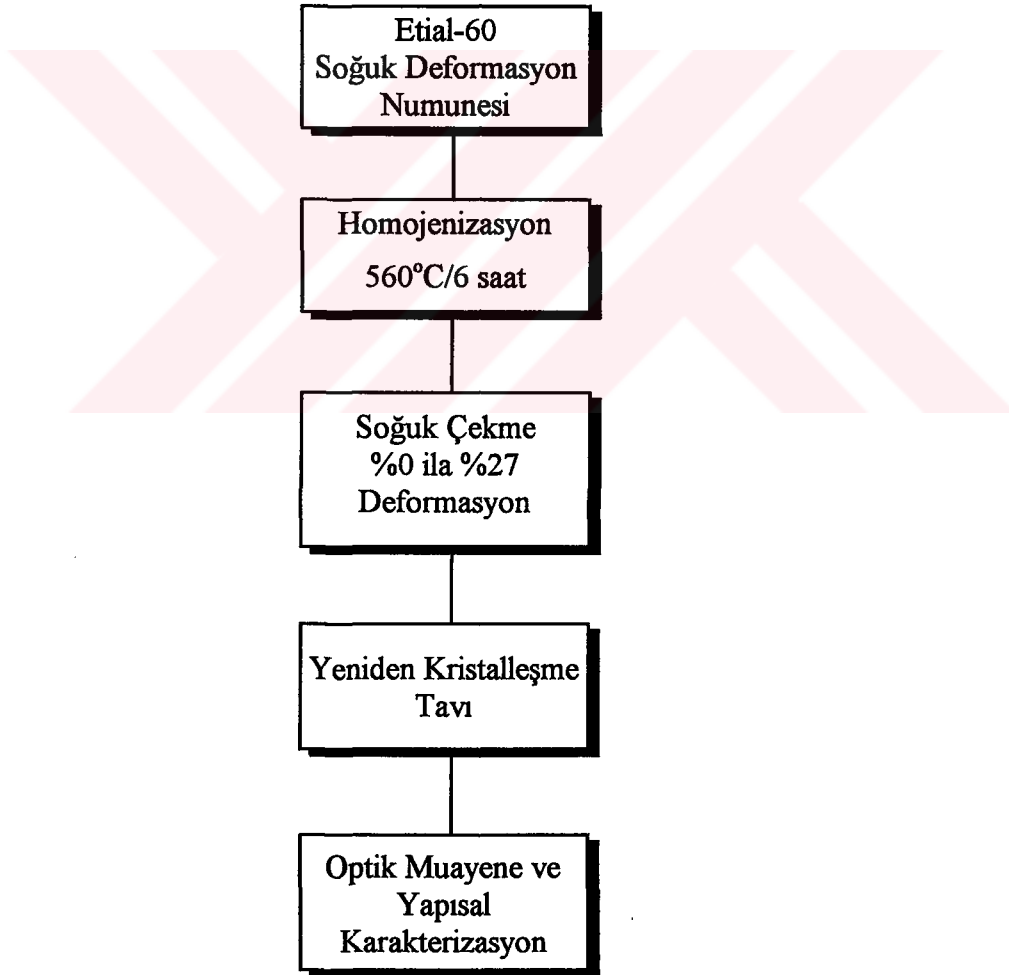
Düşük soğuk deformasyon-yeniden kristalleşme işlemi için 10x18x120x220 mm boyutlarında ve geometrisi şekil 6.11'de gösterilen genişliği daralan (tapered) numuneler takım tezgahında üretilmiştir. Numunelerin yüzeyleri 5 mm aralıklarla işaretlenmiştir. Numunelere 560°C, 6 saatlik homojenizasyon işleminin ardından soğuk çekme uygulanmış

(gerinim hızı 1.25 s^{-1}) ve müteakiben 450°C , 500°C ve 550°C sıcaklıklarda 1 saatlik yeniden kristalleşme tavlaması uygulanmıştır (Şekil 6.12).



Şekil 6.11 Soğuk deformasyon çekme numunesi.

Aşağıda, soğuk deformasyon çekme modu proses akış şeması verilmiştir.



Şekil 6.12 Soğuk deformasyon çekme modu proses akış şeması.

7. DENEYSEL SONUÇLAR

7.1 Giriş

Bu bölümde deneysel sonuçlar 5 alt başlık altında sunulmuştur. Bunlar:

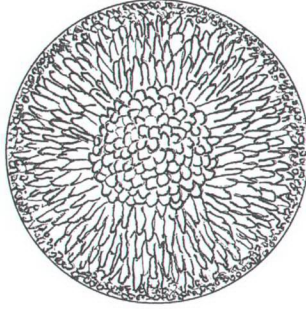
1. Biletlerin makro ve mikroyapısal özellikleri,
2. Homojenize edilmiş biletlerin mikroyapısal özellikleri,
3. Sıcak basma testleri,
4. Düşük soğuk deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri,
 - i) Hadde modu deformasyon,
 - ii) Çekme modu deformasyon,
5. Sıcak deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri,
 - i) Hadde modu deformasyon,
 - ii) Çekme modu deformasyon,

7.2 Etial-60 Biletin Makro ve Mikroyapısal Özellikleri

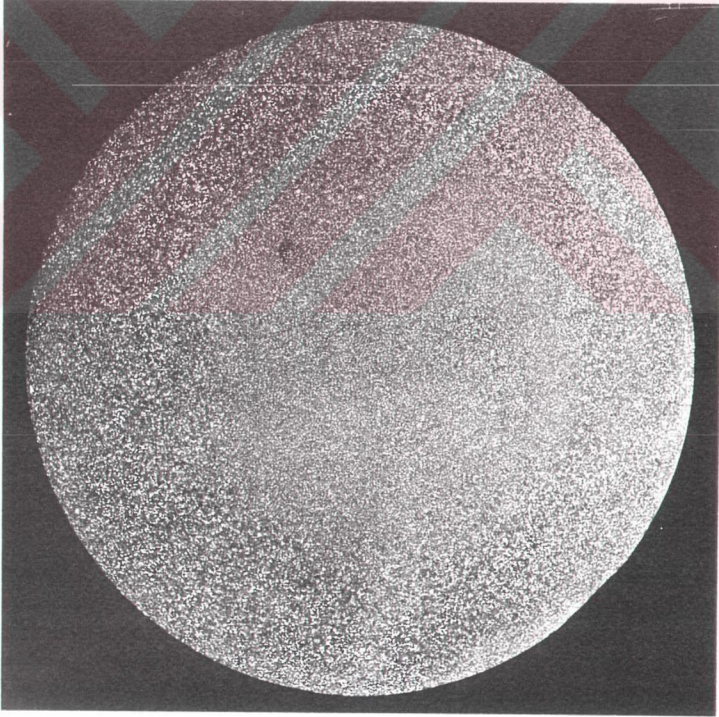
7.2.1 Makroyapısal özellikler

Biletin döküm esnasında katılaşma prosesine bağlı olarak soğuma hızındaki değişimin sonucunda, tane boyutunda da değişiklikler olur. Şekil 7.1'de şematik olarak verildiği gibi soğuma hızı, D.C. döküm biletinin dış yüzeyinden merkezine doğru gittikçe düşüş gösterir ve buna bağlı olarak tane boyutunda da azalma olur.

Stereo mikroskop ile biletin dış yüzeyinden itibaren merkeze doğru (içbölgeye doğru) olan 1-2 mm'lik mesafedeki çil bölgesinde yapılan ölçümlerde, ortalama tane boyutu 173 μm olarak tesbit edilmiştir. Daha sonraki kaba ve kolonsal bölgedeki tane boyutu (ortalama) 860 μm ve eşeksenli tanelerin oluşturduğu bölgede ise tane boyutu 263 μm olarak ölçülmüştür (Şekil 7.2).



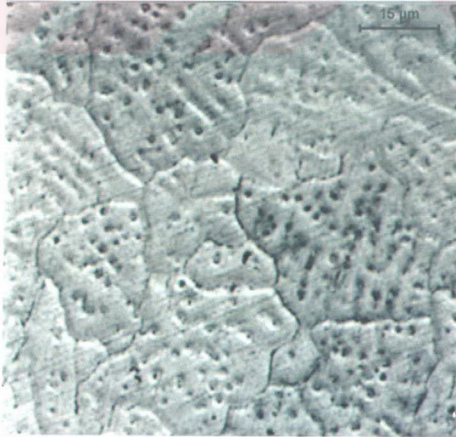
Şekil 7.1 Bilet makroyapısının şematik görünüşü.



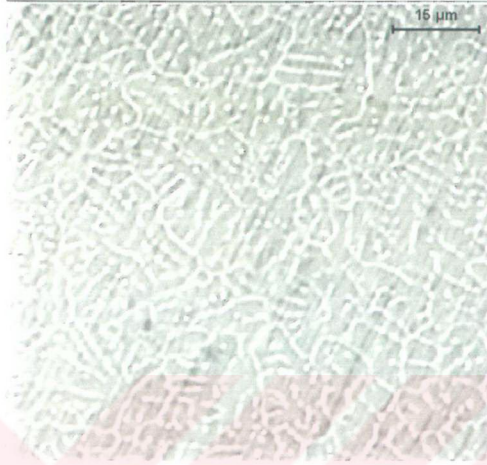
Şekil 7.2 Etial-60 biletin döküm hali makroyapısı (ø170 mm) x1.

7.2.2 Mikroyapısal özellikler

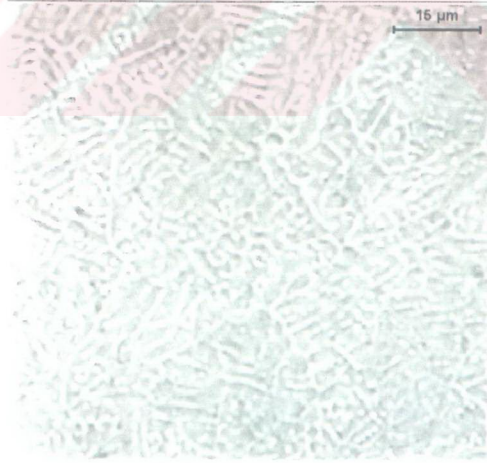
Sürekli döküm metoduyla üretilmiş ticari Etial-60 alaşımı biletin döküm hali mikroyapısı optik mikroskopla ve Tarama Elektron Mikroskobo (SEM) ile incelenmiştir. Kalıp/bilet arayüzeyi ve biletin iç bölgesinde katılaşma prosesinin oluşum şekli görülmektedir. Biletin dış yüzeyinde 1-2 mm'lik mesafede ergiyik metal ile kalıp arasındaki direkt temasla ilk katılaşma başlamıştır. Yapı ince ve düzensizdir, fakat daha sonra büzülme sonucu oluşan kabuk-kalıp arasındaki boşluk neticesinde kaba düzenli hücreler gelişerek yapıya hakim olurlar. Bu kaba yapı düşük soğuma hızının bir sonucudur (Çiğdem, 1990). Sıvı -katı geçişiyle oluşan büzülmeden dolayı kabuğun büzülerek bir hava boşluğu oluşturması ile ısı transferi yavaşlar, bunun sonucunda dendritik büyüme ile hücre boyutunda artış görülür. Biletin iç kısımlarına doğru bir süre ilerledikçe soğuma hızının azalmasından dolayı hücre ve tane boyutunda büyüme gözlemlenmektedir. Kalıp altı soğutmasının (ikincil soğutma) etkili olduğu noktadan itibaren ise yapı incelmektedir ve kaba-ince mikroyapısal geçişi gözlemlenebilmektedir (Çiğdem, 1990). Döküm yapısının optik mikroskop ile alınan mikroyapı resimleri Şekil 7.3-7.5'de verilmiştir. En dış bölgeden bilet merkezine doğru gidildikçe tane boyutu küçülmektedir.



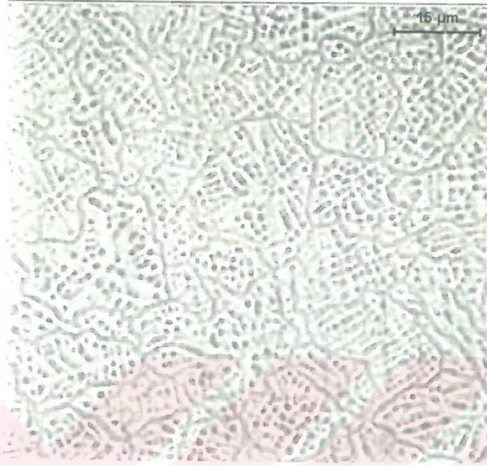
Şekil 7.3 Şekil 6.1'deki 1 nolu bölgenin mikroyapısı (bilet kabuğunun hemen alt bölgesi).



Şekil 7.4 Şekil 6.1'deki 2 nolu bölgenin mikroyapısı (yüzeyden itibaren derinlik 30. mm).



Şekil 7.5 Şekil 6.1'deki 3 nolu bölgenin mikroyapısı (yüzeyden itibaren derinlik 45. mm).

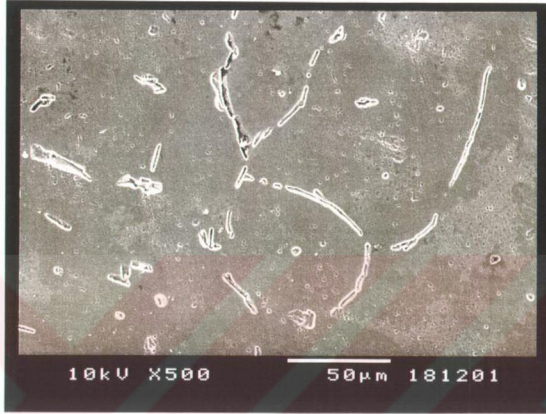


Şekil 7.6 Şekil 6.1'deki 4 nolu bölgenin mikroyapısı (yüzeyden itibaren derinlik 70. mm).



Şekil 7.7 Şekil 6.1'deki 5 nolu bölgenin mikroyapısı (merkezi bölge, yüzeyden itibaren derinlik 90. mm).

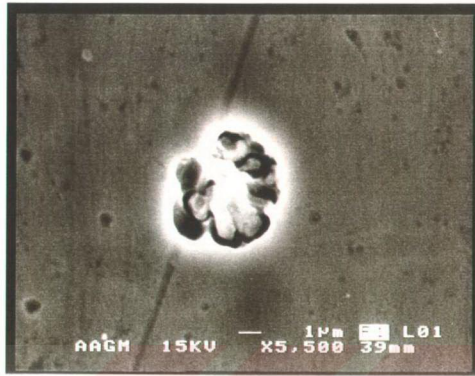
Yine döküm yapısının Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ile yapılan incelemesinde alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 7.8-7.13'de verilmiştir.



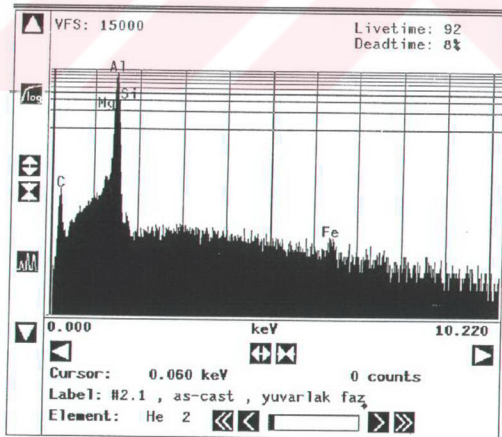
Şekil 7.8 Etial-60 biletin en dış bölgesinin SEM görüntüsü (Şeki 6.1'deki 1 nolu bölge).

Şekil 7.8'den görülebileceği gibi döküm yapısı içinde çoğunlukla iğnesel formdaki β -AlFeSi fazları göze çarpmaktadır. çok nadir olarak küresel formda Mg ve Si içeren fazlar görülebilmektedir. Fazların boyut ve dağılımları bilet merkezine doğru çok az bir değişim sergilemektedir.

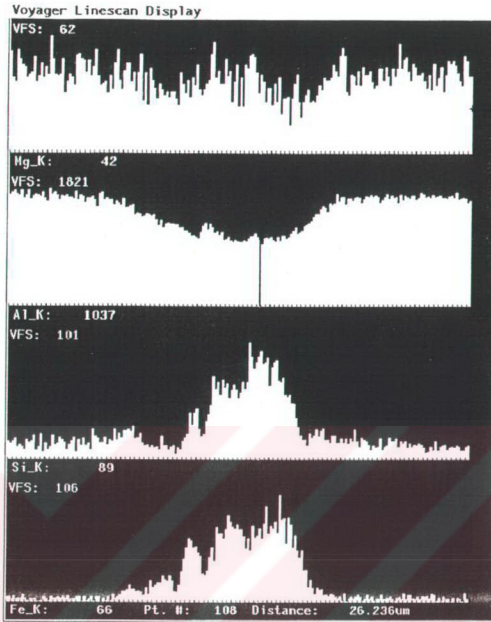
Kalıp içi soğutması ile katılaştan 1 nolu bölgede β -AlFeSi fazları daha kaba, aralarındaki mesafeler daha yüksektir. Bilet yüzeyinden itibaren artan mesafe ile birlikte fazlar incelmekte, fazlar arası mesafeler azalmakta ve ikincil fazların dağılımı açısından daha homojen bir yapı ile karşılaşmaktadır. Döküm malzemede tane içi ve hücre içlerinde çok az sayıda çökelti görülebilmektedir.



(a)

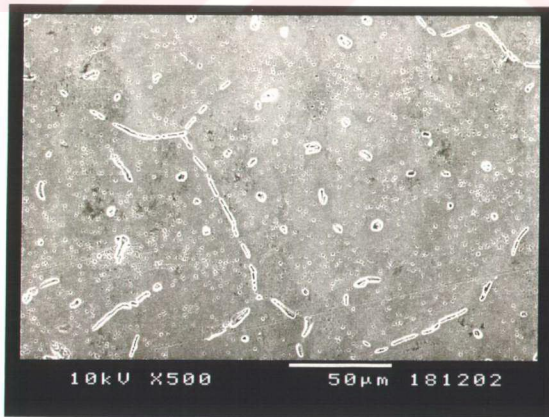


(b)



(c)

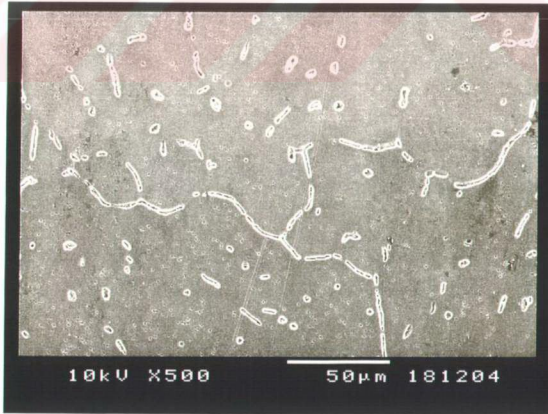
Şekil 7.9 a) Etial-60 biletin dış bölgesinde (Şekil 6.1'deki 1 nolu bölge) gözlenen küresel formdaki fazı gösteren SEM mikroresmi.
b) ve c) Şekil 7.9 a'daki EDX ve EDS spektrumları.



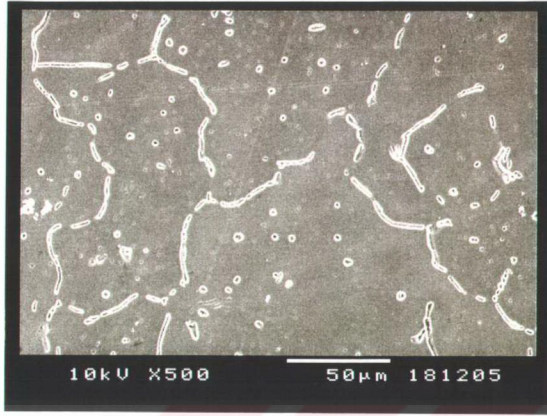
Şekil 7.10 Şekil 6.1'deki 2 nolu bölgenin SEM görüntüsü.



Şekil 7.11 Şekil 6.1'deki 3 nolu bölgenin SEM görüntüsü.



Şekil 7.12 Şekil 6.1'deki 4 nolu bölgenin SEM görüntüsü.



Şekil 7.13 Şekil 6.1'deki 5 nolu bölgenin SEM görüntüsü.

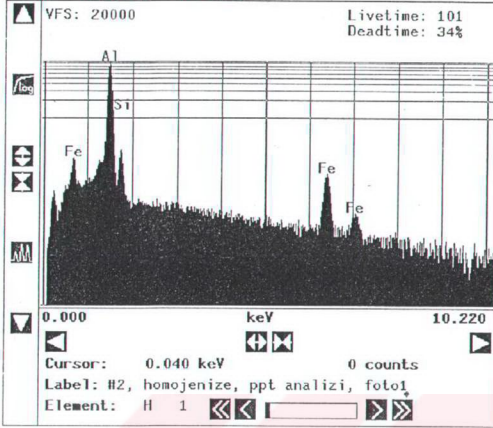
7.3. Homojenize Biletlerin Mikroyapısal Özellikleri

D.C. metodu ile dökülmüş Etial-60 ekstrüzyon biletinden alınan numuneler, 560°C'de 6 saatlik homojenizasyon prosesinin ardından 200°C'ye, 0,9, 1,5, 2, 3,5, 6 °C/dak.'lık hızlarla ve havada soğutma yapılarak altı farklı soğutma hızı elde edilmiştir. Elde edilen mikroyapılar Şekil 7.14-7.22'de verilmektedir.



(a)

Pioneer Display - Spectrum1



(b)

Tty

Refit _Mn-K' _Mn-K'' _Mn-L' _Mn-L'' _Cu-K' _Cu-K'' _Cu-L' _Cu-L''
Refit _Si-K' _Mn-K' _Mn-L' _Fe-L' _O -K' _O -K'' _Mg-K' _Mg-K''
_Cu-K' _Cu-L'

Mon Jan 13 08:54:42 1997

#2, homojenize, ppt analizi, foto1

Chi-sqd = 3.45 Livetime = 101.0 Sec.

Standardless Analysis

Element	Relative k-ratio	Error (1-Sigma)	Net Counts	Error (1-Sigma)
C -K	---	---	833 +/-	46
Si-K	0.02631 +/-	0.00051	5245 +/-	102
Mn-K	0.00060 +/-	0.00001	0 +/-	0
Mn-L	---	---	0 +/-	0
Fe-K	0.08762 +/-	0.00369	3304 +/-	139
Fe-L	---	---	3458 +/-	149
O -K	---	---	483 +/-	59
Al-K	0.88199 +/-	0.00284	190019 +/-	611
Mg-K	0.00408 +/-	0.00045	970 +/-	105
Cu-K	0.00000 +/-	0.00001	0 +/-	0
Cu-L	---	---	0 +/-	0

Adjustment Factors

	K	L	H
Z-Balance:	0.0000	0.6000	0.0000
Shell:	1.0000	1.0000	1.0000

PROZA Correction Acc.Volt.= 15 kV Take-off Angle=40.00 deg
Number of Iterations = 4

Element	k-ratio (calc.)	ZAF	Atom %	Element	Wt % Err. (1-Sigma)
Si-K	0.02358	1.959	4.66	4.62	+/- 0.09
Mn-K	0.00000	1.173	0.00	0.00	+/- 0.00
Fe-K	0.07854	1.150	4.59	9.04	+/- 0.38
Al-K	0.79060	1.087	90.28	85.94	+/- 0.28
Mg-K	0.00366	1.105	0.47	0.40	+/- 0.04
Cu-K	0.00000	1.207	0.00	0.00	+/- 0.00
Total			100.00	100.00	

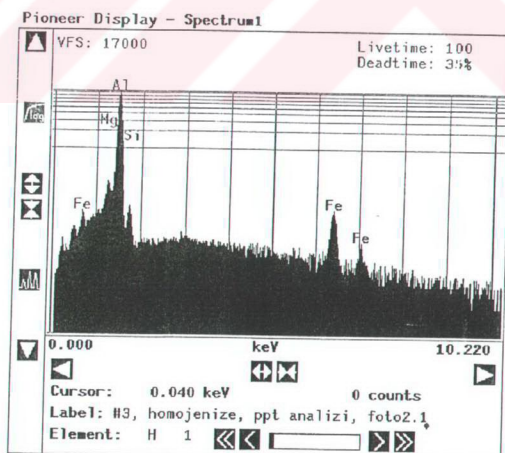
Command :

(c)

- Şekil 7.14 a) 0.9°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü.
b) 0.9°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıdaki fazların EDX spektrisi.
c) 0.9°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıda bulunan fazların bileşimi.



(a)



(b)

Tty

Refit _Fe-L' _Fe-L" _Cu-K' _Cu-K" _Cu-L' _Cu-L" _Mn-K' _Mn-K"
 _Mn-L' _Mn-L"
 Refit _Si-K' _Si-K" _O -K' _O -K" _Mg-K' _Cu-K _Mn-L

Mon Jan 13 09:31:01 1997

#3, homojenize, ppt analizi, foto2.1

Chi-sqd = 2.28 Livetime = 100.0 Sec.

Standardless Analysis

Element	Relative k-ratio	Error (1-Sigma)	Net Counts	Error (1-Sigma)
C -K	---	---	280 +/-	34
Si-K	0.00946 +/-	0.00039	1542 +/-	63
Fe-K	0.06409 +/-	0.00389	1976 +/-	120
Fe-L	---	---	746 +/-	70
O -K	---	---	428 +/-	42
Al-K	0.01117 +/-	0.00301	160475 +/-	530
Mg-K	0.01222 +/-	0.00092	2375 +/-	179
Cu-K	0.00000 +/-	0.00001	0 +/-	0
Cu-L	---	---	10 +/-	64
Mn-K	0.00306 +/-	0.00125	111 +/-	45
Mn-L	---	---	0 +/-	0

Adjustment Factors

	K	L	M
Z-Balance:	0.0000	0.0000	0.0000
Shell:	1.0000	1.0000	1.0000

PROZA Correction Acc.Volt.= 15 kV Take-off Angle=40.00 deg
 Number of Iterations = 4

Element	k-ratio (calc.)	ZAF	Atom %	Element	Wt % Err. (1-Sigma)
Si-K	0.00866	2.008	1.73	1.74	+/- 0.07
Fe-K	0.05870	1.153	3.39	6.77	+/- 0.41
Al-K	0.83451	1.078	93.33	89.96	+/- 0.30
Mg-K	0.01119	1.072	1.36	1.20	+/- 0.09
Cu-K	0.00860	1.209	0.00	0.00	+/- 0.00
Mn-K	0.00260	1.176	0.17	0.33	+/- 0.13
Total			100.00	100.00	

Command : *

- Şekil 7.15 a) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü.
 b) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıdaki fazların EDX spektrasi.
 c) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıda bulunan fazların bileşimi.

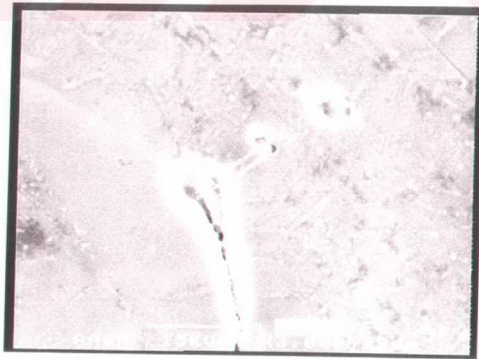


Tty
 : _Cu-K' _Cu-K'' _Cu-L' _Cu-L''
 Refit _Si-K'' _Mn-K _Mn-L _O -K' _Cu-L
 Mon Jan 13 09:24:53 1997
 #3, homogenize, ppt analizi, foto2
 Chi-sqd = 1.41 Livetime = 100.0 Sec.
 Standardless Analysis
 Element Relative k-ratio Error Net Counts Error (1-Sigma)
 C -K --- --- 508 +/- 41
 Si-K 0.03799 +/- 0.00062 5997 +/- 98
 Mn-K 0.00000 +/- 0.00001 0 +/- 0
 Mn-L --- --- 0 +/- 0
 Fe-K 0.07095 +/- 0.00395 2118 +/- 118
 Fe-L --- --- 694 +/- 79
 O -K --- --- 1741 +/- 94
 Al-K 0.08745 +/- 0.00308 151410 +/- 525
 Mg-K 0.00048 +/- 0.00049 92 +/- 93
 Cu-K 0.00313 +/- 0.00248 49 +/- 39
 Cu-L --- --- 0 +/- 0
 Adjustment Factors K L M
 Z-Balance: 0.0000 0.0000 0.0000
 Shell: 1.0000 1.0000 1.0000
 PROZA Correction Acc.Volt.= 15 kV Take-off Angle=40.00 deg
 Number of Iterations = 4
 Element k-ratio ZAF Atom % Element Wt % Err. (1-Sigma)
 Si-K 0.03416 1.945 6.67 6.64 +/- 0.11
 Mn-K 0.00000 1.175 0.00 0.00 +/- 0.00
 Fe-K 0.06381 1.152 3.71 7.35 +/- 0.41
 Al-K 0.79819 1.073 89.42 85.61 +/- 0.30
 Mg-K 0.00043 1.089 0.05 0.05 +/- 0.05
 Cu-K 0.00282 1.209 0.15 0.34 +/- 0.27
 Total 100.00 100.00
 Command : *

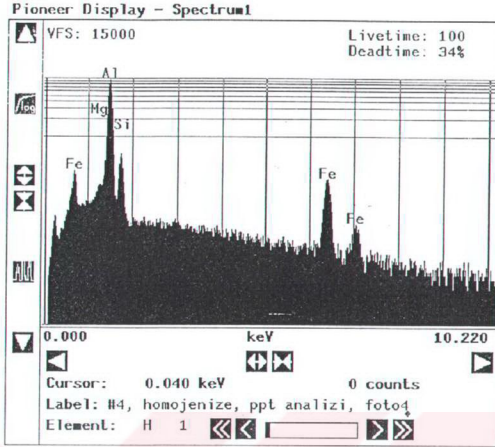
(b)

Şekil 7.16 a) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homogenize yapının SEM görüntüsü.

b) 1.5°C/dak. hızla soğutulan homogenize yapıda bulunan fazların bileşimi.



(a)



(b)

Tty

Refit _Si-K" _Fe-L" _Mg-K" _Mn-L

Mon Jan 13 09:48:58 1997

#4, homojenize, ppt analizi, foto4

Chi-sqd = 1.63 Livetime = 100.0 Sec.

Standardless Analysis

Element	Relative k-ratio	Error (1-Sigma)	Net Counts	Error (1-Sigma)
C -K	---	---	528 +/-	39
Si-K	0.04832 +/-	0.00068	7877 +/-	111
Fe-K	0.15116 +/-	0.00477	4661 +/-	147
Fe-L	---	---	3958 +/-	107
O -K	---	---	77 +/-	53
Al-K	0.79461 +/-	0.00298	140001 +/-	525
Mg-K	0.00179 +/-	0.00052	348 +/-	102
Cu-K	0.00228 +/-	0.00240	37 +/-	39
Cu-L	---	---	367 +/-	129
Mn-K	0.00184 +/-	0.00122	67 +/-	45
Mn-L	---	---	0 +/-	0

Adjustment Factors

	K	L	H
Z-Balance:	0.0000	0.0000	0.0000
Shell:	1.0000	1.0000	1.0000

PROZA Correction Acc.Volt.= 15 kV Take-off Angle=40.00 deg

Number of Iterations = 4

Element	k-ratio	ZAF	Atom %	Element	Wt %	Err. (1-Sigma)
Si-K	0.04109	1.881	8.08	7.73	14.66	+/- 0.11
Fe-K	0.12853	1.141	7.71	14.66	77.02	+/- 0.46
Al-K	0.67565	1.140	83.79	0.22	0.16	+/- 0.29
Mg-K	0.00152	1.203	0.22	0.16	0.15	+/- 0.05
Cu-K	0.00193	1.200	0.11	0.23	0.18	+/- 0.25
Mn-K	0.00156	1.163	0.10	0.18	0.15	+/- 0.12
Total			100.00	100.00		

Command :

Şekil 7.17 a) 2°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü.

b) 2°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıdaki fazların EDX spektrisi.

c) 2°C/dak. hızla soğutulan homojenize yapıda bulunan fazların bileşimi.



(a)

Tty

Refit _O -K' _O -K" _Mg-K' _Mg-K" _Cu-K' _Cu-K" _Mn-K' _Mn-K"
 _Mn-L' _Mn-L"
 Refit _Si-K' _Fe-L' _Mn-L

Mon Jan 13 09:53:33 1997

#4, homojenize, ppt analizi, foto4.1

Chi-sqd = 2.11 Livetime = 100.0 Sec.

Standardless Analysis

Element	Relative k-ratio	Error (1-Sigma)	Net Counts	Error (1-Sigma)
C -K	---	---	668 +/-	40
Si-K	0.03139 +/-	0.00059	5004 +/-	94
Fe-K	0.15302 +/-	0.00484	4614 +/-	146
Fe-L	---	---	3265 +/-	99
O -K	---	---	385 +/-	52
Al-K	0.81189 +/-	0.00291	13982 +/-	502
Mg-K	0.00136 +/-	0.00050	259 +/-	96
Cu-K	0.00175 +/-	0.00252	27 +/-	39
Cu-L	---	---	315 +/-	123
Mn-K	0.00060 +/-	0.00128	22 +/-	47
Mn-L	---	---	0 +/-	0

Adjustment Factors

	K	L	M
Z-Balance:	0.0000	0.0000	0.0000
Shell:	1.0000	1.0000	1.0000

PROZA Correction Acc.Volt.= 15 kV Take-off Angle=40.00 deg
 Number of Iterations = 4

Element	k-ratio (calc.)	ZAF	Atom %	Element	Wt %	Wt % Err. (1-Sigma)
Si-K	0.02696	1.911	5.38	5.15	14.98	+/- 0.10
Fe-K	0.13145	1.140	7.87	79.49	+/- 0.47	
Al-K	0.69745	1.140	86.46	0.14	+/- 0.29	
Mg-K	0.00117	1.203	0.17	0.18	+/- 0.05	
Cu-K	0.00150	1.199	0.08	0.06	+/- 0.26	
Mn-K	0.00051	1.162	0.03	0.06	+/- 0.13	
Total			100.00	100.00		

Command : *

(b)

Şekil 7.18 a) 2°C/dak. hızla soğutulan numunenin diğer bir bölgesindeki ikincil fazları gösteren mikroyapı resmi.

b) Sınırlardaki siyah fazların EDX ile belirlenen bileşimi.



(a)

Tty

Refit _Mg-K' _Mg-K'' _Cu-K' _Cu-K'' _Cu-L' _Cu-L'' _Mn-K' _Mn-K''
 _Mn-L' _Mn-L''
 Refit _Si-K' _Si-K'' _Fe-L' _Cu-L' _Mn-L
 Refit _O -K''
 Refit _C -K''

Mon Jan 13 10:26:41 1997

#5, homojenize, ppt analizi, foto5.2

Chi-sqd = 1.74 Livetime = 100.0 Sec.

Standardless Analysis

Element	Relative k-ratio	Error (1-Sigma)	Net Counts	Error (1-Sigma)
C -K	---	---	750 +/-	39
Si-K	0.04919 +/-	0.00069	6940 +/-	98
Fe-K	0.14316 +/-	0.00517	3820 +/-	138
Fe-L	---	---	2326 +/-	87
O -K	---	---	1002 +/-	53
Al-K	0.80321 +/-	0.00297	122462 +/-	453
Mg-K	0.00029 +/-	0.00052	49 +/-	90
Cu-K	0.00358 +/-	0.00270	49 +/-	37
Cu-L	---	---	0 +/-	0
Mn-K	0.00058 +/-	0.00138	18 +/-	43
Mn-L	---	---	0 +/-	0

Adjustment Factors

	K	L	M
Z-Balance:	0.0000	0.0000	0.0000
Shell:	1.0000	1.0000	1.0000

PROZA Correction Acc.Volt. = 15 kV Take-off Angle=40.00 deg
 Number of Iterations = 4

Element	k-ratio (calc.)	ZAF	Atom %	Element	Wt %	Err. (1-Sigma)
Si-K	0.04201	1.884	8.24	7.91	+/-	0.11
Fe-K	0.12226	1.141	7.31	13.35	+/-	0.50
Al-K	0.68594	1.132	84.21	77.68	+/-	0.29
Mg-K	0.00024	1.193	0.03	0.03	+/-	0.05
Cu-K	0.00306	1.201	0.17	0.37	+/-	0.28
Mn-K	0.00049	1.164	0.03	0.06	+/-	0.14
Total			100.00	100.00		

Command : *

(b)

Şekil 7.19 a) 3.5°C/dak. hızla soğutulmuş homojenize edilmiş biletin SEM görüntüsü.
 b) Şekil 19 a'daki biletin EDX ile belirlenen bileşimi.



(a)

Tty
2

Refit _Mg-K' _Mg-K" _Cu-K' _Cu-K" _Cu-L' _Cu-L" _Mn-L' _Mn-L"
Refit _C -K" _Si-K' _Si-K" _Fe-L' _Fe-L" _O -K" _Cu-L' _Mn-K"
_Mn-L

Mon Jan 13 10:21:01 1997

#5, homojenize, ppt analizi, foto5.1

Chi-sqd = 2.69 Livetime = 100.0 Sec.

Standardless Analysis

Element	Relative k-ratio	Error (1-Sigma)	Net Counts	Error (1-Sigma)
C -K	---	---	379 +/-	24
Si-K	0.03344 +/-	0.00059	4961 +/-	87
Fe-K	0.17837 +/-	0.00531	5006 +/-	149
Fe-L	---	---	2357 +/-	84
O -K	---	---	366 +/-	45
Al-K	0.78599 +/-	0.00284	126851 +/-	456
Mg-K	0.00029 +/-	0.00049	53 +/-	87
Cu-K	0.00090 +/-	0.00271	14 +/-	42
Cu-L	---	---	0 +/-	0
Mn-K	0.00101 +/-	0.00134	34 +/-	45
Mn-L	---	---	0 +/-	0

Adjustment Factors

	K	L	M
Z-Balance:	0.0000	0.0000	0.0000
Shell:	1.0000	1.0000	1.0000

PROZA Correction Acc.Volt. = 15 kV Take-off Angle=40.00 deg
Number of Iterations = 4

Element	k-ratio (calc.)	ZAF	Atom %	Element	Wt % Err. (1-Sigma)
Si-K	0.02838	1.894	5.69	5.37	+/- 0.09
Fe-K	0.15137	1.136	9.15	17.20	+/- 0.51
Al-K	0.66704	1.157	85.03	77.21	+/- 0.28
Mg-K	0.00025	1.235	0.04	0.03	+/- 0.05
Cu-K	0.00077	1.197	0.04	0.09	+/- 0.28
Mn-K	0.00086	1.159	0.05	0.10	+/- 0.13
Total			100.00	100.00	

Command : *

(b)

Şekil 7.20 a) 3.5°C/dak. hızla soğutulan homojenize edilmiş biletin SEM görüntüsü.
b) Şekil 20 a'daki biletin EDX ile belirlenen bileşimi.



Şekil 7.21 6°C/dak.'lık hızla soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü.



Şekil 7.22 Havada soğutulan homojenize yapının SEM görüntüsü.

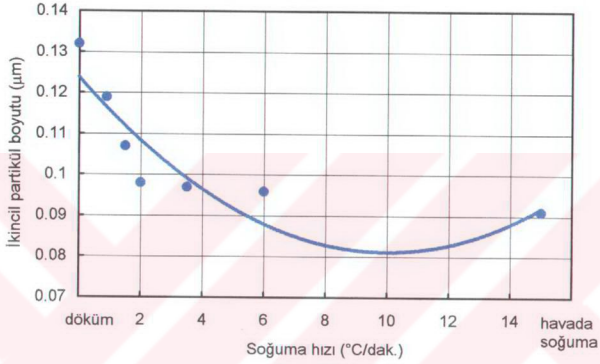
D.C. döküm yöntemi ile üretilen ticari Etial-60 alaşımı biletlelerine homojenizasyon işlemi uygulanmış ve gelişen mikroyapılar incelenerek aşağıdaki sonuçlar bulunmuştur.

Buna göre, döküm numuneden başlanarak homojenizasyon sonrasında sırasıyla altı değişik soğutma hızı ile soğutulan numunelerde partikül alanı ($AlFeSi$ ve Mg_2Si partikülleri), partikül alan oranı, partikül küresellik oranı, ikincil partikül boyutu ve partiküller arası mesafe ölçümleri ($\times 1200$ büyütmede) görüntü analiz cihazı ile yapılmış ve sonuçlar Çizelge 7.1'de verilmiştir.

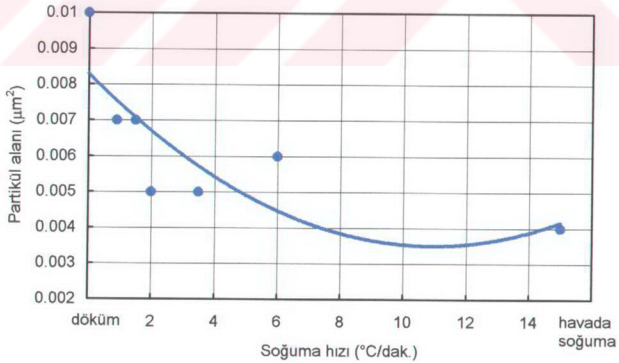
Çizelge 7.1 Homojenize numunelerin mikroyapısal ölçüm sonuçları.

Homojenizasyon sonrası soğuma hızı (°C/dak.)	Ortalama partikül alanı (μm^2)	Standart sapma (μm^2)	Partikül alan oranı (%)	Standart sapma (%)	Partikül kiresellik oranı	Standart sapma	İkincil partikül boyutu (μm)	Standart sapma	Partiküller arası mesafe (μm)	Standart sapma	Matrisin Mg içeriği (%Ağ)
döküm malzeme	0.010	0.013	3.44	0.007	1.822	0.365	0.132	0.057	0.50	0.29	0.36
0.9	0.007	0.011	11.43	0.012	1.754	0.564	0.119	0.083	0.21	0.10	0.12
1.5	0.007	0.008	5.70	0.005	1.768	0.578	0.107	0.070	0.33	0.21	0.18
2	0.005	0.006	3.91	0.010	1.718	0.390	0.098	0.051	0.30	0.15	0.24
3.5	0.005	0.013	2.06	0.004	1.556	0.431	0.097	0.045	0.30	0.12	0.28
6	0.006	0.008	2.97	0.011	2.138	0.345	0.096	0.039	0.30	0.23	0.33
havada soğuma	0.004	0.003	2.33	0.008	1.769	0.148	0.091	0.079	0.46	0.13	0.38

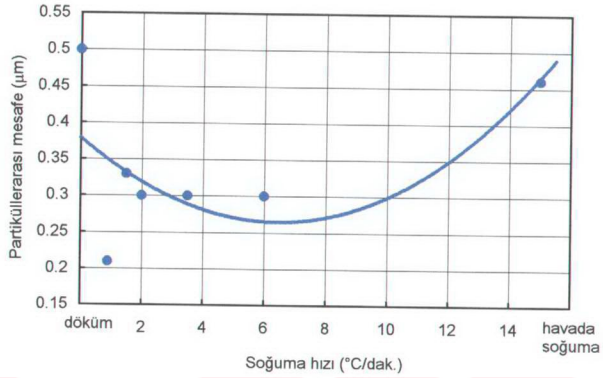
Elde edilen sonuçlar incelendiğinde, homojenizasyon sonrası soğuma hızının artması ile birlikte ikincil partikül boyutunda ve alanında Şekil 7.23 ve 7.24'den de görülebildiği gibi azalma gözlenmektedir. Buna karşın soğuma hızındaki artış ile partiküller arası mesafede artış görülmektedir (Şekil 7.25). Az sayıda küçük boyutlu faz teşekkül ettiği ve aşırı doymuş döküm yapısına benzeşme olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 7.23 Soğuma hızındaki değişimin fonksiyonu olarak ikincil partikül boyutu.

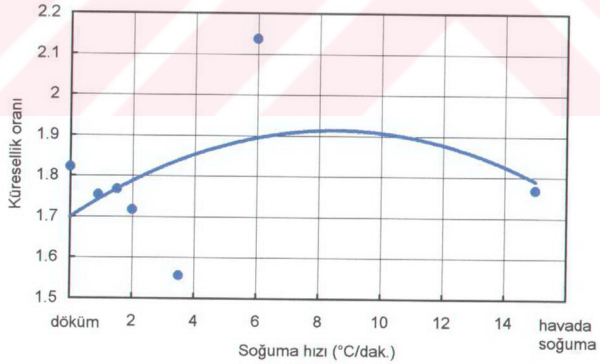


Şekil 7.24 Soğuma hızındaki değişimin fonksiyonu olarak partikül alanı.



Şekil 7.25 Soğuma hızındaki değişimin fonksiyonu olarak partiküllerarası mesafe.

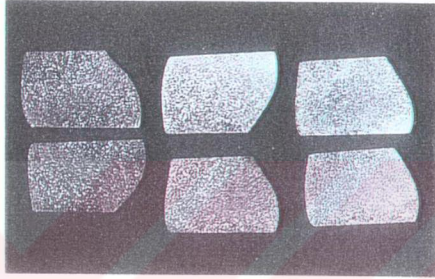
Ayrıca, küresellik oranında da soğuma hızının artışına paralel olarak artış gözlemlenmektedir (Şekil 7.26). İdeal küre için küresellik oranı 1'dir. Küresellik oranındaki artış, küresellikten uzaklaşmayı göstermektedir.



Şekil 7.26 Soğuma hızının artışı ile birlikte küresellik oranındaki değişim.

7.4 Sıcak Basma Testleri, Basma Yüğü (Basma Gerilmesi) ve Yaşlanma Kabiliyeti

Hazırlanan Etial-60 sıcak basma numunelerine döküm halinden başlanarak 6 farklı soğuma hızında, 450°C, 500°C, ve 550°C, sıcaklıklarda %50 deformasyon uygulanarak deformasyon yükü ölçülmüş ve değerler Çizelge 7.2'de verilmiştir. Basma testi sonrası oluşan tipik makroyapılar Çizelge 7.27'de sunulmuştur.



Şekil 7.27 Sıcak basma numuneleri makro resmi.

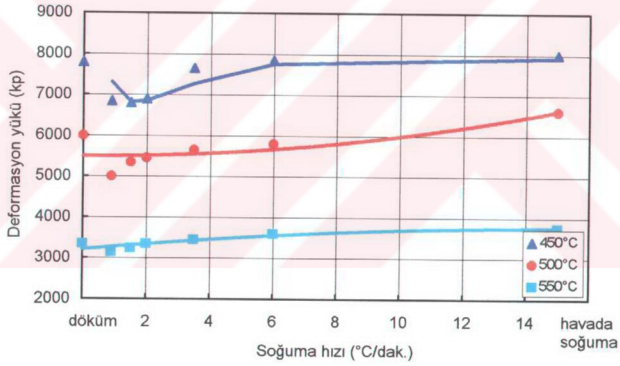
Bu verilere göre, her üç test sıcaklığı için de döküm halinde basma yükü maksimumdur. Homojenizasyonu takiben, düşük soğuma hızlarındaki azalma ile paralel olarak basma yükü düşmüştür. Ancak 450°C ve 500°C'de homojenize edilen numunelerde bu değişim daha belirgindir (Şekil 7.28). Ayrıca piyasadan temin edilen iki farklı ticari Etial-60 ekstrüzyon alaşımı malzemelere de hem döküm hali ve hem de homojenize edilmiş durumda yine 450°C, 500°C, ve 550°C sıcaklıklarda basma testi uygulanmış olup sonuçlar Çizelge 7.3'de verilmiştir.

Çizelge 7.2 Etial-60 alaşımında sıcaklık-deformasyon yükü ve basma gerilmesi değerleri.

Homojenizasyon sonrası soğuma hızı (°C/dak.)	450°C		500°C		550°C	
	Deformasyon yükü	Basma gerilmesi	Deformasyon yükü	Basma gerilmesi	Deformasyon yükü	Basma gerilmesi
	(kp)	(MPa)	(kp)	(MPa)	(kp)	(MPa)
döküm hali	7800	250	6000	190	3350	105
0.9	6600	210	5000	160	3150	100
1.5	6800	220	5350	170	3250	100
2	6900	220	5450	170	3350	105
3.5	7650	240	5650	180	3450	110
6	7850	250	5800	185	3600	115
havada soğuma	8000	255	6600	210	3750	120

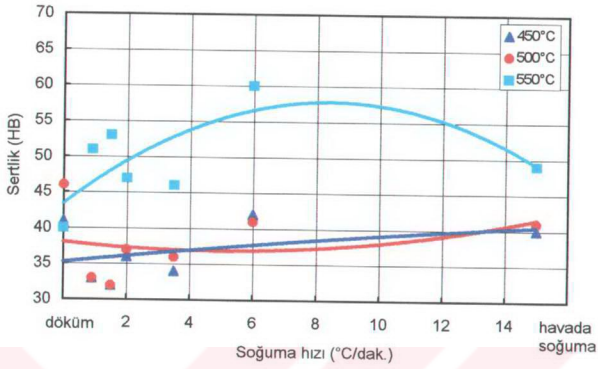
Çizelge 7.3 Ticari Etial-60 alaşımında sıcaklık-deformasyon yükü ve basma gerilmesi değerleri.

Numune Hali	450°C		500°C		550°C	
	Deformasyon yükü (kp)	Basma gerilmesi (MPa)	Deformasyon yükü (kp)	Basma gerilmesi (MPa)	Deformasyon yükü (kp)	Basma gerilmesi (MPa)
A- firması döküm	7800	250	6000	190	3350	105
A- firması homojenize	6600	210	5000	160	3150	100
B- firması döküm	6800	220	5350	170	3250	100
B- firması homojenize	6900	220	5450	170	3350	105



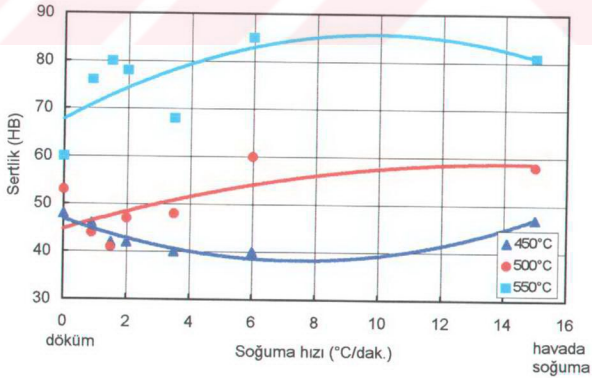
Şekil 7.28 Etial-60 alaşımında deformasyon yükü ile homojenizasyon sonrası soğuma hızı ilişkisi.

Basma deneyini takiben T4 temperinde ölçülen sertlik değerlerinin soğuma hızı ile değişimi Şekil 7.29'da sunulmuştur.



Şekil 7.29 Etial-60 alaşımı sıcak basma numunesine ait homojenizasyon sonrası soğuma hızı-sertlik ilişkisi diyagramı.

Basma testini takiben suda soğutulmuş numunelerde (T6 temperi) sertliğin homojenizasyon soğuma hızı ile değişimi Şekil 7.30'da sunulmuştur. Şekil 7.29 ve Şekil 7.30'dan da görülebildiği üzere T4 temperinde sertlik, soğuma hızıyla hafif bir şekilde yükselme eğilimi sergilemekteyken, T6 temperinde ise bu artış daha belirgindir.



Şekil 7.30 Yapay yaşlandırılmış Etial-60 alaşımı sıcak basma numunesine ait homojenizasyon sonrası soğuma hızı-sertlik ilişkisi diyagramı.

7.5 Düşük Soğuk Deformasyon-Yeniden Kristalleşme Özellikleri

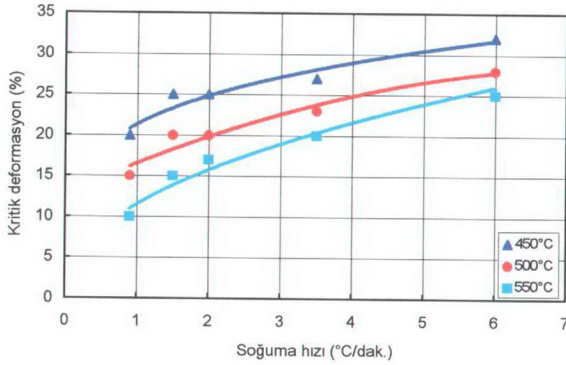
7.5.1 Hadde modu deformasyon

560°C sıcaklıkta 6 saatlik homojenizasyon işleminin ardından değişik soğuma hızları ile soğutulan soğuk hadde numuneleri %0 ila %37 oranında soğuk deformasyon prosesine tabi tutulduktan sonra yeniden kristalleşme tavlama uygulanmıştır. Değişik deformasyon oranlarında gelişen makroyapılarda tane boyutu ölçümleri yapılmış ve kritik deformasyon oranları belirlenmiştir.

7.5.1.1 Kritik deformasyona soğuma hızı ve tavlama sıcaklığının etkisi

Homojenizasyon işlemi sonrasında soğuma hızının ve müteakiben yapılan tavlama işlem sıcaklığının malzemenin kritik deformasyon miktarına etkisini anlamak amacıyla 450°C, 500°C ve 550 °C sıcaklıklarda 1saat süreyle üç ayrı tavlama işlemi uygulanmıştır. Kritik deformasyon oranı belirli bir tav sıcaklığında yeniden kristalleşmeyi başlatabilmek için gerekli olan minimum deformasyon oranı olarak tarif edilmektedir. Bu değerin altındaki deformasyon miktarlarında yeniden kristalleşme oluşmamaktadır (Şekil 7.61).

Alınan sonuçlara göre, her üç tavlama sıcaklığında da homojenizasyon sonrası soğuma hızının artmasıyla birlikte kritik deformasyon miktarında artış görülmüştür. Sırasıyla 0.9°C/dak.'lık soğuma hızında ve 450°C tavlama sıcaklığında kritik deformasyon %20, 500°C'de %15 ve 550°C ise %10 olarak bulunmuştur. 6°C/dak.'lık soğuma hızında kritik deformasyon 450°C tavlama sıcaklığında % 32, 500°C'de % 28 ve 550°C'de % 25 olduğu görülmüştür. Buradan anlaşılmaktadır ki, soğuk deformasyon sonrası tavlama sıcaklığı yükselmesi ile birlikte malzemenin kritik deformasyon oranı düşmektedir (Şekil 7.31). Homojenizasyondaki soğuma hızının artması ile birlikte kritik deformasyon oranı doğru orantılı bir şekilde artmaktadır.



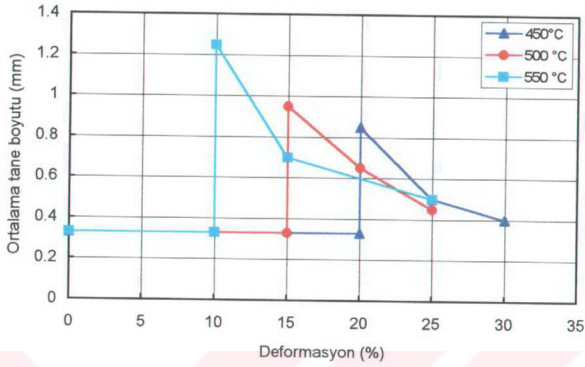
Şekil 7.31 Hadde modu soğuk deformasyonda homojenizasyon sonrası soğuma hızının değişimine bağlı olarak kritik deformasyon oranı değişimi.

7.5.1.2 Deformasyon ile ortalama tane boyutunun değişimi

Soğuk haddelenmiş ve daha sonra 450°C ile 550°C arasında yeniden kristalleşme tavlaması uygulanmış numunelerde kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu, ayrıca deformasyon oranı ile tane boyutunun değişimi Şekil 7.32-7.36'da gösterilmiştir.

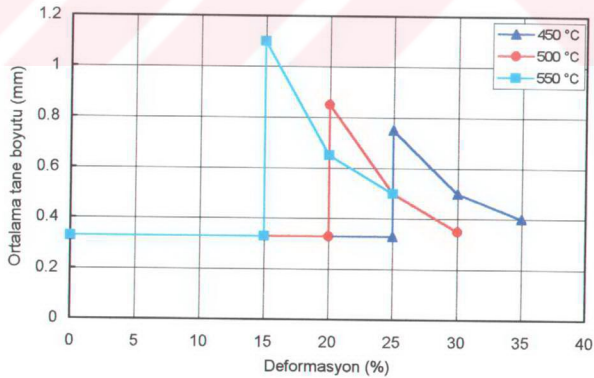
Çizelge 7.4 Hadde modu soğuk deformasyonda soğuma hızı ve tav sıcaklığı ile kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerlerinin değişimi.

Homojenizasyon sonrası soğuma hızı (°C/dak.)	Nihai tav sıcaklığı (°C)	Kritik deformasyon oranı (%)	Maksimum tane boyutu (mm)
0.9	450	20	0.85
	500	15	0.95
	550	10	1.25
1.5	450	25	0.75
	500	20	0.85
	550	15	1.1
2	450	25	0.65
	500	20	0.75
	550	17	1
3.5	450	27	0.65
	500	23	0.7
	550	20	0.85
6	450	32	0.56
	500	28	0.65
	550	25	0.7

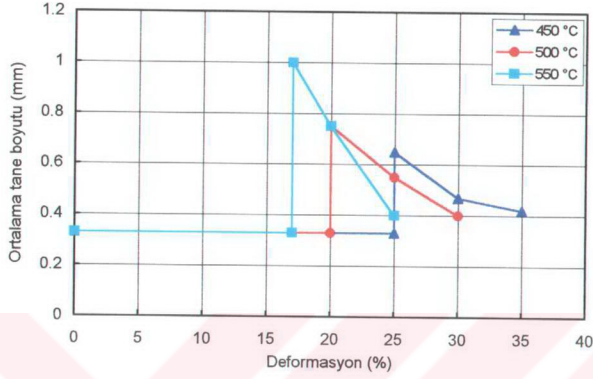


Şekil 7.32 0.9°C/dak. soğuma hızına sahip soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.

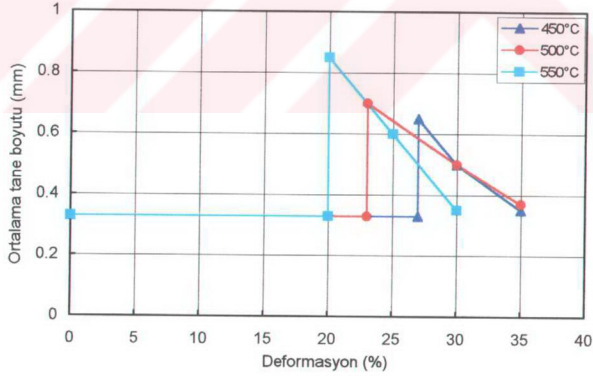
Buradan anlaşılmaktadır ki kritik deformasyon oranının yükselmesi ile birlikte maksimum tane boyutu düşmektedir. Ayrıca kritik deformasyon miktarı aşıldıktan sonra, yükselen deformasyon miktarı ile birlikte ortalama tane boyutu düşüş göstermektedir.



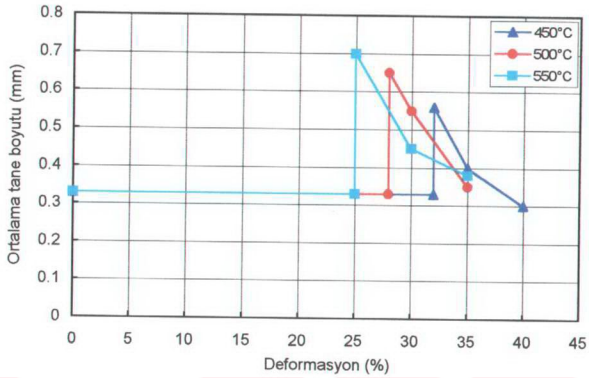
Şekil 7.33 1.5°C/dak. soğuma hızına sahip soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



Şekil 7.34 2°C/dak. soğuma hızına sahip soğuk soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



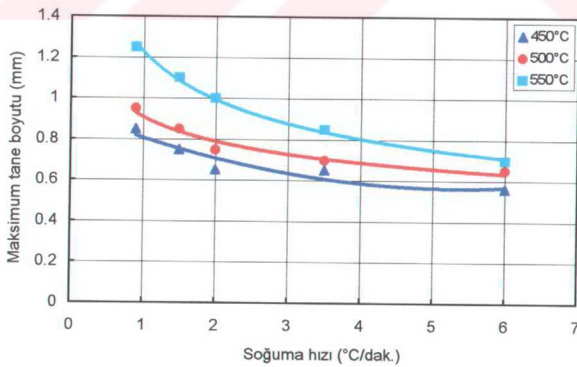
Şekil 7.35 3.5°C/dak. soğuma hızına sahip soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



Şekil 7.36 6°C/dak. soğuma hızına sahip soğuk haddelenmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.

7.5.1.3 Maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi

Düşük soğuk deformasyon çekme işleminde soğuma hızının maksimum tane boyutuna olan etkisine bakıldığında 450 °C, 500 °C, 550 °C'lik her üç sıcaklık aralıklarında yapılan hadde deformasyonu içinde maksimum tane boyutu artan soğuma hızı ile beraber düşüş göstermektedir (Şekil 7.37).



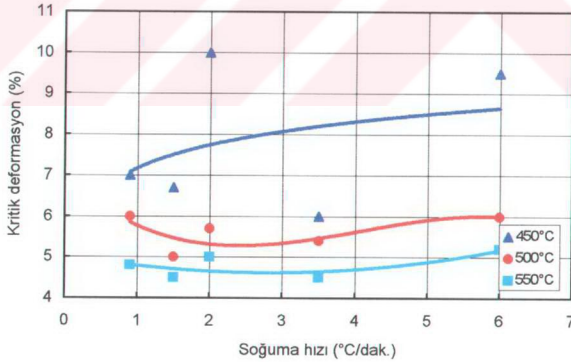
Şekil 7.37 Soğuk deformasyon hadde prosesinde maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.

7.5.2 Çekme modu deformasyon

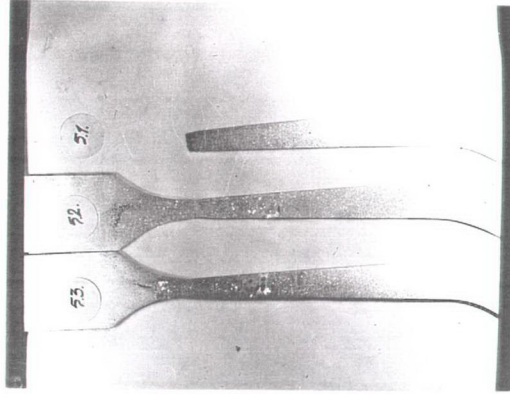
7.5.2.1 Kritik deformasyona soğuma hızı ve tavlamanın etkisi

Sonuçlara göre, her üç tavlama sıcaklığında da soğuma hızının artmasıyla birlikte kritik deformasyon miktarında artmaktadır. 0.9 °C/dak. soğuma hızında 450°C tavlama sıcaklığında kritik deformasyon %7, 500°C'de %6 ve 550°C ise %4.8 olarak bulunmuştur. 6°C/dak.'lık soğuma hızında kritik deformasyon 450°C tavlama sıcaklığında %9.5, 500°C'de %6 ve 550°C'de %5.2 olduğu görülmüştür.

Yine burada da anlaşılmaktadır ki soğuk deformasyon sonrası tavlama sıcaklığı yükseldikçe kritik deformasyon oranı düşmekte, buna karşılık soğuma hızının artmasıyla birlikte her üç yeniden kristalleşme sıcaklığında da kritik deformasyon oranında artış görülmektedir (Şekil 7.38 ve 7.39).



Şekil 7.38 Çekme modu soğuk deformasyon işleminde soğuma hızının fonksiyonu olarak kritik deformasyon oranı değişimi.



Şekil 7.39 Soğuk deformasyon çekme prosesi makro resmi.

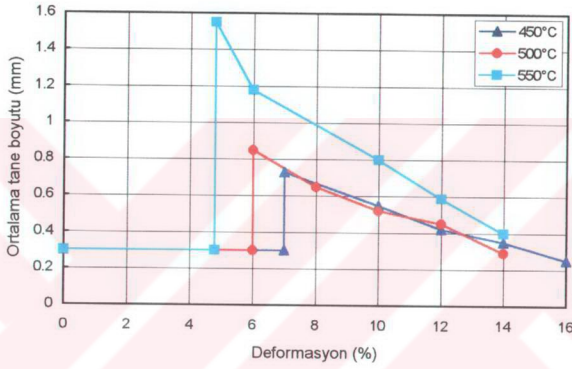
7.5.2.2 Deformasyon ile ortalama tane boyutunun değişimi

Hadde modu deformasyonda olduğu gibi soğuk çekme modu deformasyon işleminde de homojenizasyon sonrasında aynı soğuma ve yeniden kristalleşme şartları uygulanmıştır. Çizelge 7.5'de soğuma hızı ve tav sıcaklığına bağlı olarak kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerleri verilmiştir.

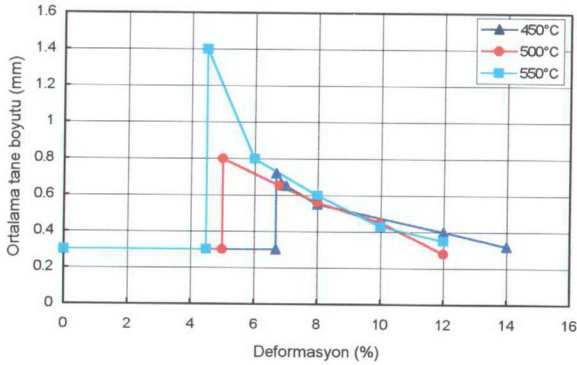
Çizelge 7.5 Çekme modu soğuk deformasyonda soğuma hızı ve tav sıcaklığı ile kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerlerinin değişimi.

Homojenizasyon sonrası soğuma hızı (°C/dak.)	Nihai tav sıcaklığı (°C)	Kritik deformasyon oranı (%)	Maksimum tane boyutu (mm)
0.9	450	7	0.73
	500	6	0.85
	550	4.8	1.55
1.5	450	6.7	0.72
	500	5	0.8
	550	4.5	1.4
2	450	10	0.85
	500	5.7	1.2
	550	5	1.35
3.5	450	6	0.38
	500	5.4	0.5
	550	4.5	0.75
6	450	9.5	0.46
	500	6	0.55
	550	5.2	0.7

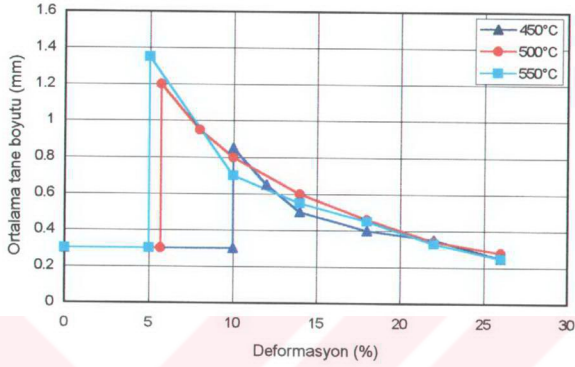
Görüldüğü üzere, kritik deformasyon oranının yükselmesi ile birlikte maksimum tane boyutu düşmektedir. Ayrıca kritik deformasyon miktarı aşıldıktan sonra, artan deformasyon miktarı ile birlikte ortalama tane boyutu düşüş göstermektedir. Bir başka ifade ile hadde modu ile çekme modundaki deformasyon oranı ile ortalama tane boyutu ilişkisi aynı eğilimdedir (Şekil 7.40-7.44).



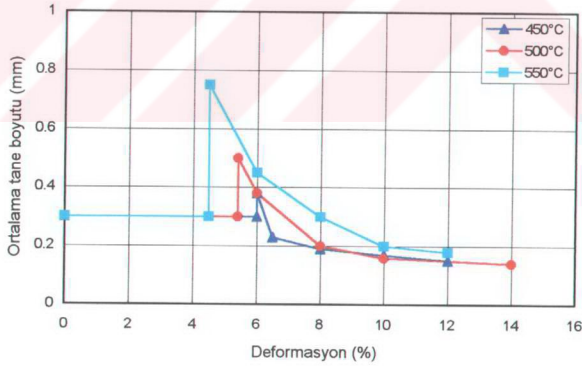
Şekil 7.40 0.9°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



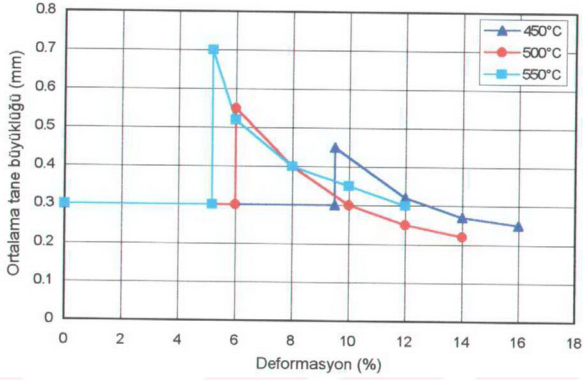
Şekil 7.41 1.5°C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



Şekil 7.42 2°C/dak.lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



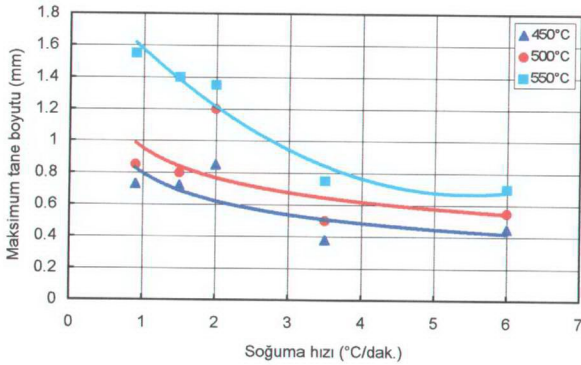
Şekil 7.43 3.5 °C/dak.lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



Şekil 7.44 6 °C/dak.'lık soğuma hızına sahip soğuk çekilmiş malzemede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.

7.5.2.3 Maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi

Düşük soğuk deformasyon çekme prosesinde maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi incelendiğinde her üç işlem sıcaklığında da (450°C, 500°C, 550°C) soğuma hızının artmasıyla maksimum tane boyutunun küçüldüğü görülmektedir (Şekil 7.45).



Şekil 7.45 Düşük soğuk deformasyon çekme prosesinde soğuma hızının maksimum tane boyutuna etkisi.

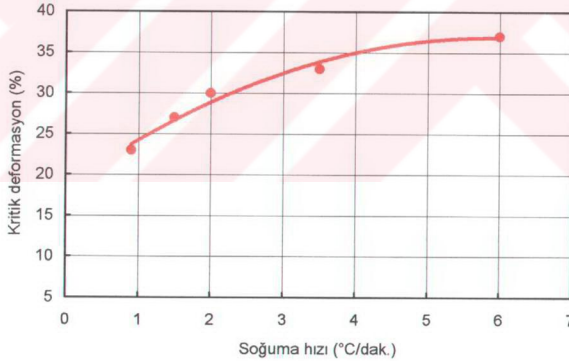
7.6 Sıcak Deformasyon-Yeniden Kristalleşme Özellikleri

7.6.1 Hadde modu deformasyon

Bu bölümde D.C. dökülmüş Etial-60 ekstrüzyon alaşımı, döküm halinden başlanarak 560°C'de 6 saatlik homojenizasyon prosesinin ardından, 0,9, 1,5, 2, 3,5, 6 °C/dak.'lık 6 farklı soğutma hızlarında soğutulan sıcak hadde numuneleri 550°C'de 10 dak.'lık ön ısıtmanın hemen ardından 550°C'de haddeleme işlemine tabi tutulmuşlardır.

7.6.1.1 Kritik deformasyona soğuma hızının etkisi

550°C'de yapılan sıcak haddeleme prosesinde homojenizasyon sonrası 5 farklı soğuma hızına sahip malzemede soğuma hızının kritik deformasyon oranına etkisi Şekil 7.46'daki diyagram ile gösterilmiştir.



Şekil 7.46 Sıcak deformasyon hadde prosesinde soğuma hızının değişimi ile kritik deformasyon oranı arasındaki ilişki.

Soğuma hızı 0.9°C/dak. iken kritik deformasyon %23, 1.5 °C/dak. 'da %27, 2 °C/dak.'lık hızda %30, 3.5 °C/dak. değerinde %33 ve 6 °C/dak. 'da %37'ye yükselmiştir.

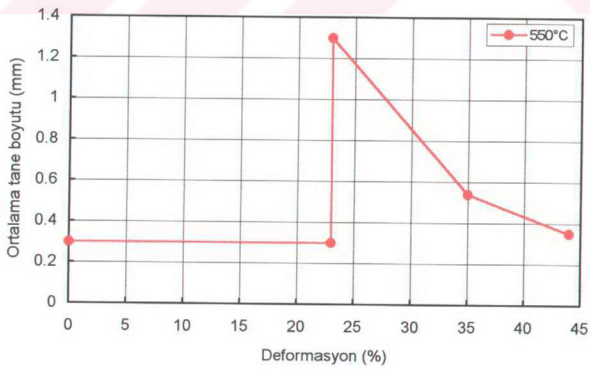
Bu sonuçlara göre, homojenizasyon sonrası soğuma hızının artışı ile birlikte kritik deformasyon oranında da artış görülmektedir.

7.6.1.2 Deformasyon ile ortalama tane boyutunun değişimi

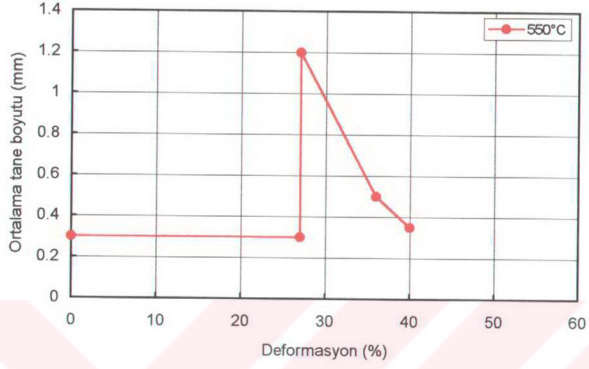
Değişik soğutma hızlarına haiz homojenize edilmiş numunelerin 550°C'de sıcaklıkta yapılan haddeleme prosesi sonucunda malzemede meydana gelen altyapı ve alttane kabalaşması ile yeniden kristalleşmesi durumu takip edilmiş olup, bununla ilgili sonuçlar Şekil 7.47-7.51'de verilmiştir. Çizelge 7.6'da soğuma hızına bağlı olarak kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerleri verilmiştir.

Çizelge 7.6 Hadde modu sıcak deformasyonda soğuma hızı ve tav sıcaklığı ile kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerlerinin değişimi.

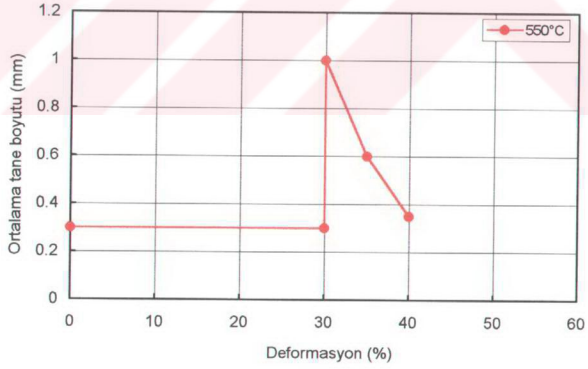
Homojenizasyon sonrası soğuma hızı (°C/dak.)	Nihai tav sıcaklığı (°C)	Kritik deformasyon oranı (%)	Maksimum tane boyutu (mm)
0.9	550	23	1.3
1.5	550	27	1.2
2	550	30	1
3.5	550	33	0.9
6	550	37	0.8



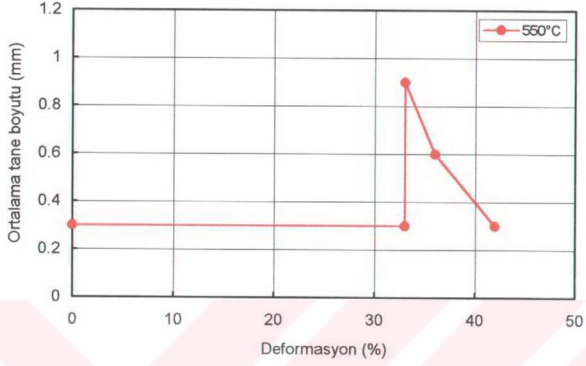
Şekil 7.47 0.9°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



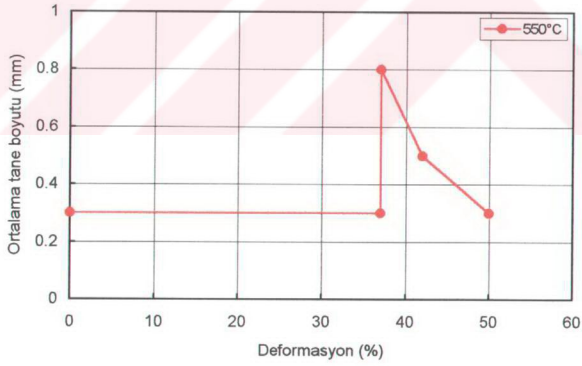
Şekil 7.48 1.5°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



Şekil 7.49 2°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



Şekil 7.50 3.5°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.

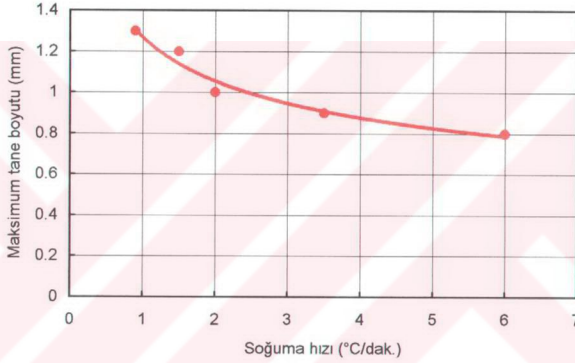


Şekil 7.51 6°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.

Alınan bu sonuçlara göre kritik deformasyon oranının artması ile birlikte ortalama tane boyutu azalmaktadır.

7.6.1.3 Maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi

Sıcak deformasyon hadde prosesinde maksimum tane boyutu 0.9°C/dak. 'lık soğuma hızında 1.3 mm, 1.5°C/dak. 'lık soğuma hızında 1.2 mm, 2°C/dak. 'lık soğuma hızında 1 mm, 3.5°C/dak. 'lık soğuma hızında 0.9 mm ve 6°C/dak. 'lık soğuma hızında 0.8 mm olarak bulunmuştur. Anlaşılmaktadır ki soğuma hızı artışı ile birlikte maksimum tane boyutu düşmektedir (Şekil 7.52).



Şekil 7.52 Sıcak deformasyon hadde prosesinde maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.

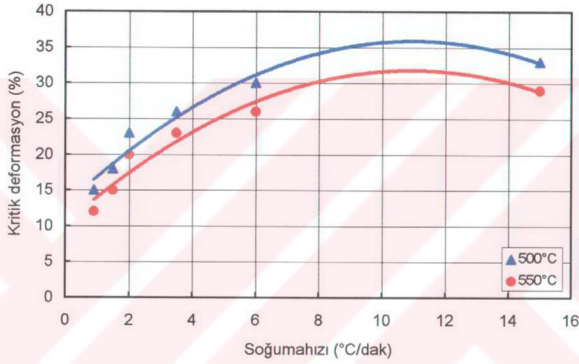
7.6.2 Çekme modu deformasyon

7.6.2.1 Kritik deformasyona soğuma hızının etkisi

Sıcak deformasyon çekme prosesinde kritik deformasyon ile soğuma hızı arasındaki ilişkiye incelendiğinde 0.9°C/dak. 'lık soğuma hızında kritik deformasyon miktarı 500°C sıcaklıkta %15, 550°C 'da %12, 1.5°C/dak. 'lık soğuma hızında 500°C 'da %18, 550°C 'da %15 2°C/dak. 'lık hızda 500°C 'da % 23, 550°C 'da % 20, 3.5°C/dak. değerinde 500°C 'da % 26,

550°C'de %20, 6 °C/dak.'da 500°C'de %30, 550°C'de %26 ve havada soğuma durumunda ise 500°C'de %33, 550°C'de %29 olarak ölçülmüştür.

Bu değerlere bakıldığında soğuma hızının artışı kritik deformasyon miktarında yükselmeye neden olmakta buna karşılık deformasyon sıcaklığındaki artış kritik deformasyon miktarını azaltmaktadır (Şekil 7.53).



Şekil 7.53 Sıcak çekme prosesinde soğuma hızı ile kritik deformasyon arasındaki ilişki.

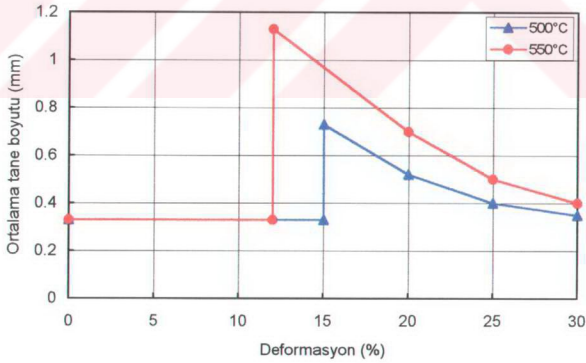
7.6.2.2 Deformasyon ile ortalama tane boyutunun değişimi

Sıcak deformasyon çekme prosesinde deformasyon miktarı ile tane boyutu ilişkisini araştırıldığında işlem sıcaklığı 500°C'den 550°C'ye yükseldiğinde, kritik deformasyon oranında azalma görülmekte buna karşılık ortalama tane boyutunda artış olmaktadır (Şekil 7.54-7.59).

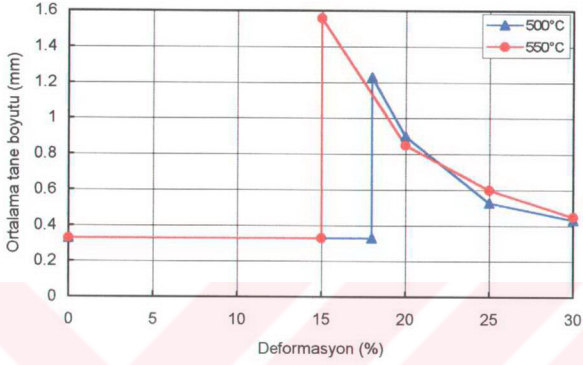
Çizelge 7.7'de soğuma hızı ve sıcaklığa bağlı olarak kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu verilmektedir.

Çizelge 7.7 Çekme modu sıcak deformasyonda soğuma hızı ve işlem sıcaklığı ile kritik deformasyon oranı ve maksimum tane boyutu değerlerinin değişimi.

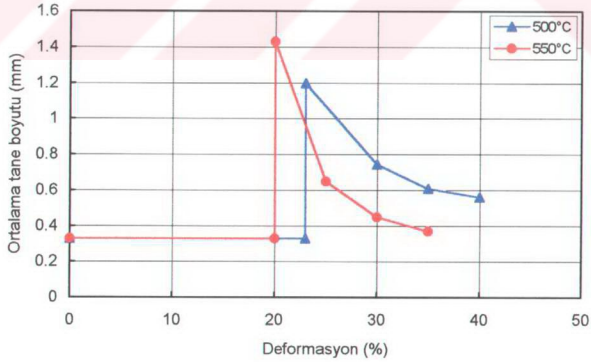
Homojenizasyon sonrası soğuma hızı (°C/dak.)	İşlem sıcaklığı (°C)	Kritik deformasyon oranı (%)	Maksimum tane boyutu (mm)
0.9	500	15	0.73
	550	12	1.13
1.5	500	18	1.23
	550	15	1.56
2	500	23	1.2
	550	20	1.43
3.5	500	26	1.25
	550	23	1.57
6	500	30	1.05
	550	26	1.2
havada soğuma	500	33	0.73
	550	29	0.85



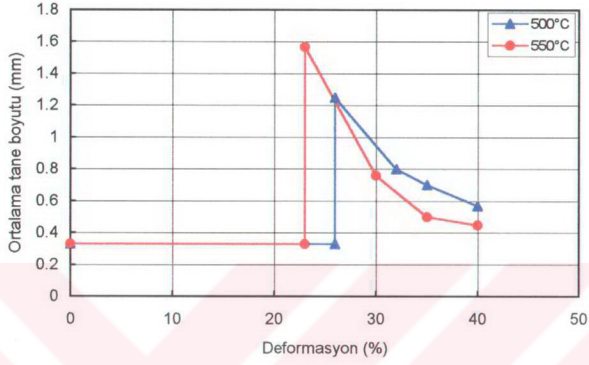
Şekil 7.54 0.9°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



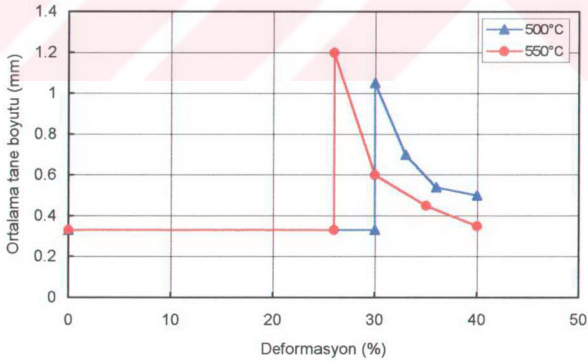
Şekil 7.55 1.5°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



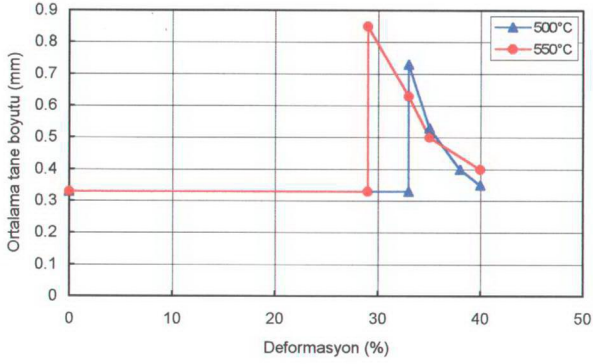
Şekil 7.56 2°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



Şekil 7.57 3.5°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



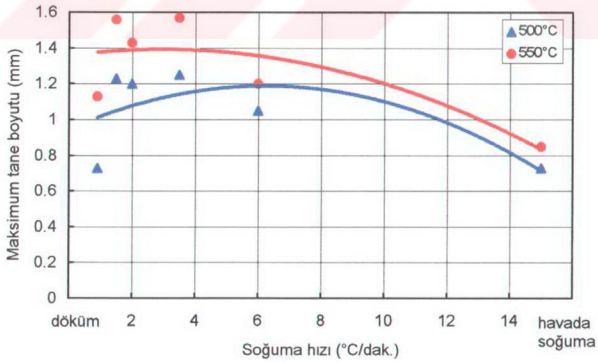
Şekil 7.58 6°C/dak.'lık soğuma hızında deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.



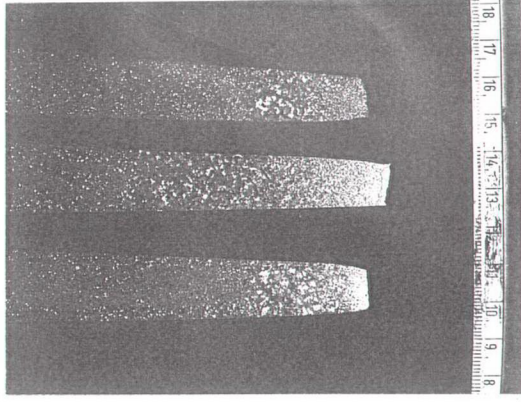
Şekil 7.59 Havada soğutulmuş numunede deformasyon ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki.

7.6.2.3 Maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi

Sıcak deformasyon çekme prosesinde 500°C ve 550°C'de gerçekleştirilen çekme işlemlerinde her iki sıcaklıkta da Şekil 7.60'dan da görüldüğü gibi soğuma hızı artışı ile birlikte maksimum tane boyutunda azalma izlenmektedir.



Şekil 7.60 Sıcak çekme deformasyon prosesinde maksimum tane boyutuna soğuma hızının etkisi.



Şekil 7.61 Sıcak çekme deformasyon prosesi makro resmi.

8. TARTIŞMA

Alüminyum alaşımlarının üretim kademeleri genellikle ısı ve mekanik proseslerin değişik kombinasyonlarından oluşmaktadır. Ekstrüzyon biletlerinin üretimi günümüzde sürekli dökümle yapılmaktadır. Biletler takiben, 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 prosesler sürecinde gelişen makro ve mikroyapılara bağlıdır. Bilindiği üzere malzemelerin termo-mekaniksel proseslerinde gelişen yapıların ana (başlangıç) yapıya bağımlılık özelliği vardır. Bu nedenle gerek biletlerin fabrikasyon davranışları ve 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.

Bu bölümde elde edilen deneysel bulgular, değişkenlerin yapı ve termo-mekaniksel proses özellikleri (fabrikasyon davranışı) üzerindeki etkileri açısından irdelenerek yapı ile proses davranışı arasındaki bağlar kurulmaya çalışılacaktır. Ayrıca proses değişkenlerinin, yarı mamul ürünlerin özelliklerine etkileri göz önüne serilmeye çalışılacaktır. Tartışmanın üç ana başlık altında toplanması uygun bulunmuştur:

- 1) Döküm ve homojenize yapılar,
- 2) Termo-mekaniksel özellikler;
 - i) Ekstrüzyon yapılabirlik,
 - ii) Soğuk ve sıcak deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri,
 - iii) Yarı mamul özellikleri.
- 3) Yapı-fabrikasyon davranışı arabağları.

8.1 Döküm ve Homojenize Yapılar

8.1.1 Bilet makroyapısı

Bir biletin soğuması esnasında çeşitli kademelerde çok değişik ısı şartları oluşur. Bu sebeple, yapısında bütünüyle birbirlerinden ayrı zonlar bulunabilir ve bu zonların geniş şekilde değişen karakterleri olabilir. Etial-60 ticari alaşımı ve diğer alüminyum alaşımları biletlerinde tane boyutu ve şekli bakımından iyice belirli üç bölge (zon) mevcuttur (makrotane yapısı). Bunlar çil, kolonsal ve eşeksenli tanelerdir. Bu bölgelerin tabiatı ve büyüklüğü daha ileride bahsi geçecek faktörlere (etkenlere) kısmen bağlıdır. Bununla beraber, biletlerdeki döküm yapısı ve yapı değişiklikleri, çekirdeklenme ve büyüme şartları, ısı ve bileşimsel değişimler değişik kaynaklarda geniş bir şekilde anlatılmıştır. Zira kristalizasyon mekanizması, sıvıdaki sıcaklık ve bileşim gradyanlarının birbirlerine etkisi altında kalmaktadır (Beeley 1972). Dikkat edilmelidir ki burada anlatılan yapısal değişimler yalnız sürekli döküm tekniğinde geçerli olanlarla sınırlandırılmıştır.

Diğer bir ifadeyle, katılaşma sırasında rastlanan termik ve bileşim gradyanlarının değişimlerine bağlı ayrı yapısal zonlar ve dökümde sadece G/R oranında rastlanan kritik değişimlerin esası üzerine tek başına izah edilebilir. Neticede sıcaklık gradyenti G ve soğuma hızı R gibi katılaşma parametrelerini kontrol ederek istenilen tane boyutu, matriks bileşimi ve ikincil faz dağılım karakteristikleri (partikül tane boyutu ve aralığı) elde edilebilir ve böylece döküm malzemenin mekanik özellikleri kontrol edilebilir.

Ticari biletlerde çil ve kolonsal bölgenin bulunuşu daha sonraki işlemlerde etkili olmaz. Çünkü dökümden sonra talaşlı işlemle bu bölgeler alınır. Bununla beraber bu bölgelere etki eden değişkenlere etki etmek, kabuklanma işlemi dolayısıyla önemlidir.

Diğer taraftan eşeksenli bölgenin tabiatı ve homojenitesi metal üretim prosesinde özellikle önemlidir. Tane boyutu ve mikroyapı değişimleri bakımından eşeksenli bölge iki ayrı sahadan oluşmuştur. İnce bölge biletlerin dış çevresinde bulunur ve bu da ikincil soğumanın şiddetine bağlıdır. Bu soğutma nispeten yüksek soğuma hızı sağlar ve bunun etkisi bilet

yüzeyinden artan mesafe ile azalır. Halbuki kaba bölge biletin merkezi kısmında hakim olmakta ve sadece yavaş soğuma ve büyüme hızına atfedilmektedir.

Ancak, pratikte tane küçültücü ilavesi ile dökümlerin makroyapıları sıcaklık gradyanı G ve büyüme hızı V_E 'den ($R=V_E$) kısmen bağımsız olarak kontrol edilebilmektedir. Böylece biletlerin tüm kesitlerinin ince ve eşeksensli tanelerden oluşması sağlanmaktadır. Mevcut çalışmada Şekil 7.2'den de görülebileceği gibi üniform bir tane yapısına sahip biletler kullanılmıştır. Çil kristalleri ve kolonsal bölgenin oluşumu büyük oranda ortadan kaldırılmıştır. Merkezi bölgedeki ortalama tane boyutu $263 \mu\text{m}$ 'dir. Böylece makroyapısal değişikliklerin takibi fabrikasyon davranışına ve mamul özelliklerine etkisi ortadan kaldırılmıştır.

8.1.2 Bilet Mikroyapısı

8.1.2.1 Kalıp metal arayüzeyinde birincil soğuma ile katılan zonunun mikroyapısı

Çoğu araştırmacıya göre sürekli döküm biletlerinin fabrikasyon davranışları ve bunlardan imal edilen ürünlerin mekaniksel özellikleri makroyapıdan daha çok mikroyapıya bağlıdır. Makroyapının etkisinin ihmal edilebilecek seviyede olduğu öne sürülmektedir. Zaten tane küçültücü ilavesi ve diğer dinamik etkenlerle D.C. döküm biletlerdeki makroyapı üniform hale getirilmektedir. Ancak tane küçültücü unsurlar mikroyapıya etki etmemektedir.

Yukarıdaki açıklamalardan da anlaşılacağı üzere biletlerde öncelikli olarak dikkate alınması gerekli kriter mikroyapısal öğelerdir. D.C. döküm ekstrüzyon biletleri bir dış bölge veya kabuktan; yaklaşık 21 mm kalınlığındaki bu bölge su ile soğutulan kalıp duvarı boyunca ısı transferi ile oluşur (birincil soğutma), ve biletin aşağıya doğru inişi sırasında kabuğa direkt uygulanan su ile katılan iç bölgeden oluşur (ikincil soğuma) (Çiğdem, 1990).

Katı kabuğun büzülmesi, yani kabuk yüzeyinden uzaklaşıp bilet yüzeyi ile kalıp cidarı arasında bir boşluk oluşması ve bu olayın hala sıvı metalin bulunduğu sırada meydana gelmesinden dolayı, sıvı metal kolonsal kristallerin dendritlerarası kanallarda hapis kalmasına neden olur. En son katılan alaşımlayıcı elementler (örneğin belirli bir gradylene ihtiyaç

gösteren zengin Fe teşekkülü) biletin merkezine doğru ilerleyen katılaşmadan kaçır, fakat segregasyon ters yönde oluşabilir, yani yüzeye doğru olabilir. Büzülmeden dolayı oluşan hava boşluğu kabuktan ısı çekilmesini azaltır, bu yüzden kabuk zayıflar (onun kısmen yeniden ergitir ve dendritlerarası sıvı yüzeye doğru sızar). Buna kalıpta bulunan sıvının yüksekliğinden dolayı hidrostatik basınç biner ve ilaveten kabuğun katılaşmasından dolayı oluşan büzülme kuvvetleri de ilave olur. Bundan sonra metal terleyip damlalar halinde veya devamlı tabakalar şeklinde ters segregasyon halinde katılaşır.

Ters akış sebebi ile kabuğun hemen iç bölgesinde alaşım bileşenlerinin kısmen azalması fakir bölgelere neden olur ve bunlar da kaba hücre oluşumuna sebep olur ve ters segregasyon tabakası ile bitişiktir. Bu her iki yapı sıcak ekstrüzyon mamullerinin kalitesini bozabilir; bunlar ayrı ayrı veya bileşik olarak düşük mekanik özelliklere, kötü yüzeyler ve düşük ekstrüzyon hızlarına neden olabilirler. Ters segregasyon ve buna bağlı çıplak (alaşım elementlerince fakir) bölgeler genellikle kötü (düzensiz) bir bilet yüzeyi ile beraber bulunurlar. Altenpohl ve arkadaşları (1969), biletlerin dış kenarlarındaki hücre boyutu değişikliklerini bölgesel katılaşma hızını etkileyen büzülme aralığının etkisine bağlamaktadır. Kaba dendrit hücreleri, ince dokuya (yapı) gelinceye kadar yüzeyden 16 mm'ye kadar uzanabilir (Çiğdem, 1990). Bu da biletin iç yapısına, boyutuna ve döküm hızına bağlıdır.

Makrotane yapı değişimlerine bakıldığında, kaba kolonsal tanelerin birincil soğutmada katılan dış bölgede oluştukları gözlemlenir ve eşeksenli tane bölgesine gelmeden önce yüzeyden 20-21 mm derinliğe kadar giderler. Halbuki mikroyapıdaki (altyapı) kaba dendritik hücreler aynı yerde ingot kenarından itibaren 15-16 mm kadar uzadığı görülmüştür (Çiğdem, 1990). Bu da bize kaba hücrelerden ince hücreli yapıya geçişin veya altyapının ile birincil soğumadan ikincil soğumaya geçişin ingot yüzeyinden 15 mm mesafede oluştuğunu göstermektedir.

Literatürde direkt olarak belirtilerin bulunmamasına rağmen bu konunun ticari anlamına bağlı olduğundan şüphemiz yoktur, endüstride yüzeyi almak (traşlamak) işlemi görüşünden önerebiliriz ki, uzun yıllar makro ve mikro geçişlerin aynı noktada olduğu konusunda fikir birliğine varılmıştır. (yani bilet kenarından itibaren aynı mesafede olduğu) Bu ön hüküm Flemings ve Kondic (1989) tarafından da kabul edilmiştir. Bununla beraber yeni

metalografik tekniklerin kullanılması makro ve mikroyapı değişimlerini gözlemleme fırsatını da vermiştir. Çeşitli boyutlarda dökülmüş ticari alüminyum biletleri üzerinde Çiğdem (1990) tarafından yapılan araştırmalarda bu kabulün yanlış olduğu ortaya çıkmıştır; makro ve mikroyapı geçişleri birbiri ile aynı derinlikte olmayıp, mikrogeçişten yaklaşık olarak daima makrogeçişten 4-5 mm yüzeye daha yakındır.

Burada özellikle belirtmelidir ki, daha geniş bir araştırmanın sadece başlangıcını oluşturmaktadır. Bu araştırma endüstriyel olarak dökülen biletlerde oluşan makro ve mikroyapı değişimlerini tahmin edip belirlemek için yapılmıştır ve bu oluşum, bölgelere ve değişimlere neden olan katılaşma mekanizmaları tespit etmek için hiçbir teşebbüste bulunulmamıştır. Bu yüzden katılaşma prosesi konusunda bir inceleme yapılmalı ve bu şekilde döküm yapısı daha yakından incelenmeli ve daha iyi çalışabilirlik ve dolayısı ile iyileştirilmiş mekanik özellikleri bulunan yapılarda elde edilebilir. Bununla beraber makro ve mikrogeçiş bilet yüzeyine farklı mesafelerde yer almalarını anlatmak için aşağıdaki açıklama (Çiğdem, 1990) teklif edilmektedir.

Kaba kolonsal tane yapısından ince eşeksenli tane yapısına geçiş için kritik bir G/R değeri mevcuttur. Kalıp altı soğutma suyunun uygulanması ile R değeri yükselmeye başlar ve belirli bir derinlikte maksimuma ulaşır. Takiben bilet yüzeyine olan mesafenin artması ile azalır. Kalıp altı soğutma suyunun ilk etki ettiği anda kaba ve kolonsal hücreler dendritik yapıdan ince eşeksenli hücresel dendritik yapıya geçiş olur. Bu geçiş kolonsal tanenin içinde yer alır. Hücre yapısı artan mesafe ile birlikte bir süre daha inceleşir ve R 'nin maksimum değere ulaşması ile birlikte minimum hücre boyutu elde edilir. Makroyapıdaki geçiş için R değerinin artması gerektiğinden kolonsal tanelerden eş eksenli tane yapısına geçişin gerçekleştiği nokta bilet yüzeyine daha uzak derinliklerde yer almaktadır.

Döküm şartlarının etkisi konusunda şimdilerde yapılan incelemelerde, dendritkolları araları veya hücre boyutunun dökümlerin fabrikasyon performansları ve mekanik özellikleri üzerinde büyük bir öneme sahip olduğu açıkça görülmektedir. Sabit bileşimde dendrit kolları arası değişimler ticari saf alüminyumun işlem davranışlarında dikkate değer değişimlere neden * olabilir. Bu nedenle dendritik geçiş mesafesi ekstrüzyon edilecek biletlerin traşlanması belirlenecek minimum derinliğin tayininde kullanılabilir. Zira kaba altyapının

sıcak haddelemeye uygun olmayan sünekliği vardır. Dolayısı ile kaba hücre ve kaba fazlar veya ötektik koloniler her bir pasoda, yüksek dereceli indirgeme (redüksiyon) ve yüksek gerinim hızlarında ciddi kenar çatlamalarına neden olurlar.

Bilet mikroyapısal muayenesinde yukarıda bahsi geçen unsurlara kısmen rastlanmıştır. Biletin dış bölgesinde oldukça kaba dendritik hücreler yer alırken bilet merkezine doğru artan mesafe ile birlikte ince ve eş eksenli dendritik hücrelerin varlığı görülmektedir (Şekil 7.3-7.7). Kaba hücrelerden ince hücrelere geçişin olduğu noktanın bilet yüzeyine olan uzaklığı yaklaşık 25 mm'dir. Dökümden kaynaklanan mikroyapısal değişimlerin etkilerini ortadan kaldıracak ve sadece homojenizasyon işleminden miras kalan mikroyapısal kriterlerin etkilerini incelemek amacıyla biletlerin birinci (kalıp içi birincil soğutma) soğuma zonu ile katılan kısımları traşlanmıştır.

8.1.2.2 Biletin iç bölgesinin mikroyapısı

Ekstrüzyon biletinin mikroyapıları üzerinde yapılan muayenelerde, altyapı (dendrit/hücre) morfolojisinin, büyüme hızındaki değişimlerden büyük veya önemli oranda etkilendiği görülmüştür. Büyüme hızı arttıkça daha fazla incelir. Bu şekilde mikrogeçiş bölgelerinin yakınındaki altyapı, daha uzakta olanlardan daha farklıdır.

Geçiş bölgesinde orta büyüklükte eş eksenli dendritik hücreler bulunmaktadır. Halbuki bilet merkezine doğru bunlar bir süre incelmeye devam eder. Daha sonra hafif bir kabalaşma başlar (Şekil 7.4-7.7). Yapısal değişimlerin derecesi bilet boyu, bileşimi, dendritin oluştuğu şekil ve döküm şartlarına bağlıdır. Bazı dendritik ince hücreler, özellikle biletlerin merkezi kısımlarında kaba olanlarla birlikte bulunduğunu görülmüştür (büyük hücreli taneler nispeten daha ince hücreli tanelerle çevrilmişlerdir). Khan (1974), tarafından önerilen fikir, kristalizasyonun bir döküm parçası içerisinde bir derin kısımda aynı zamanda oluşmaktadır. Büyümekte olan dendrit uçlarının cephesinin arkasındaki bölgede sebest kalan kristalizasyon sıcaklığı cephenin ilerleme hızını geciktirir ve bu da dendritlerin kabalaşmasına neden olur.

8.1.3 Döküm yapısının önemi

Alüminyum alaşımlarında döküm yapısının önemi bilhassa yapıya hassas olan özelliklerin birinci dereceden önemli olduğu mühendislik uygulamalarında ön plana çıkmaktadır (Beeley 1972).

Tane boyutunun mekanik özellikler üzerindeki direkt etkileri örneğin, dislokasyon hareketlerine engel teşkil eden tane sınırları gibi malzemenin akma dayanımı yükseltmesinde görülmektedir. Buna ilaveten tane incelmesi genellikle tane sınırında bulunanların gevreklik etkisini dağıtarak sünekliliği iyileştirir. Bunların arasında dağılmış fazlar ve metalik olmayan inklüzyonlar kaba taneli malzemelerde çatlak ilerlemesi için bir yarı sürekli ağ oluştururlar, rafinasyon, toplam tane sınırı alanını arttırarak daha iyi dağılım sağlamaktadır ve daha kontrollü mukavemet etkisi oluştururlar (Beeley 1972). Bu etki, aynı zamanda mikroporozite durumuna paralel olarak gider ve geniş şekilde dağıtıldığında çok fazla ciddiyet göstermez. Rafinasyonun diğer faydası da sıcak çatlama ve sıcak yırtılmaya karşı hassasiyeti azaltmasıdır. Bu faydalar ayrıca deformasyonda mikrohomojenite sağlama ve katı-sıvı sıcaklık aralığında azaltılmış gerinim konsantrasyon derecesinde (ince taneler gerilme ve gerinimi koşullarına kolayca aktarırlar böylece belirli noktalarda yoğunlaşma azalır) ve aynı zamanda sıcak işlem sırasında da görülür (Tane sınırları çekirdeklenme için tercihli yerleri oluşturduklarından ince taneli malzemelerde sıcak işlem sırasında yumuşama daha hızlıdır). Genellikle küçük tane boyutu özellikle dökülebilirlik için de faydalıdır (Beeley 1972).

Tane içi yapısı mühendislik uygulamalarında en az tane yapısı kadar önemlidir. Bunun nedeni tane içi ve dendritkolları arası sahanın çoğu zaman mikrosegregasyondan kaynaklanan alaşım elementi içeriğince zengin olmasındandır. Dengeli ve dengesiz fazlar, empürite bileşikler ve aynı zamanda gaz, kendini çekme boşluğu ve her ikisinden oluşan mikroporoziteler de içerebilirler. Diğer bir ifade ile tane içerisindeki altyapı, tane boyutuna nazaran genellikle daha önemlidir. Bu altyapı genellikle ikincil fazı teşkil edenler ve mikrosegregasyon ve makrosegregasyona bağlı bileşim değişimleridir ve çoğu kez ayrı bir faz olarak belirirler. Bolling (1969) araştırmasında, döküm sırasında elde edilen tane boyutunun veya daha fazla ileri işlemlerle kullanılacak bir ingotta bir önemi olacağından

emin değildir. Aynı zamanda, yabancı partiküller yardımıyla heterojen çekirdeklenme ile tane boyutu değiştirilebilir. Bundan dolayı elde edilen tane boyutunun, faz boyutu, faz dağılımı ve mikroporozite dağılımına bağlı olması pek gerekmez.

İlaveten son yıllarda alaşımlarda ticari homojenizasyon işlemleri ile ilgili homojenite derecesinin, dendrit kol aralığına bağlı olduğu belirlenmiştir. İnce dendrit kolları belirli bir sıcaklıkta tam homojenizasyon eldesi için sürenin azaltılmasını sağlamaktadır (Flemings, 1968). Bu yüzden katılaşma mekanizmasını belirlemek ve dendrit kollarının ve hücrelerin oluşumlarını anlamak, bunları kontrol altında tutmak için yoğun bir gayret sarfedilmiştir.

Döküm malzemenin ölçülen mikroyapısal ögeleri Çizelge 7.1'de sunulmuştur. Bu çizelgeden de görülebileceği gibi partikül dağılım parametrelerinden, partikül boyutu ve partiküller arası mesafe değerleri homojenize malzemelere göre daha yüksektir. Bunun nedeni katılaşma sürecinde dendritik hücre sınırlarında ve tane sınırlarında oluşan az sayıda kaba primer metallerarası fazların oluşumudur. Solidus sıcaklığının altında katı fazda çökelmeleri x1200 büyütmede görebilmek mümkün olmamakta ve dolayısı ile değerlendirme dışı kalmaktadır.

8.1.4 Homojenize yapılar

Mikroyapısal karakteristiklerin homojenizasyon işlemi soğuma hızı ile kantitatif değişimleri Çizelge 7.1, Şekil 7.23-7.26'da sunulmuştur. Matrisin Mg içeriği soğuma hızına bağlı olarak önemli oranda değişmektedir; Havada soğutmada %0.38 Mg iken 0.9°C/dak.'lık soğuma hızında %0.12 Mg miktarı olarak gerçekleşmiştir. Etial-60 alüminyum alaşımı içinde Mg'a ilaveten Si, Fe, Ti, Mn'da bulunmaktadır. Ancak bu elementlerden sadece Mg aşırı su verme duyarlılığına sahip olduğu için ve bu alaşımda en yüksek oranlı alaşım elementi olduğundan sadece Mg için soğuma hızına bağlı olarak matrisin Mg içeriği incelenmiştir. Diğer elementlerdeki değişimler ihmal edilebilecek seviyededir.

Çizelge 7.1 ve Şekil 7.23'e göre soğuma hızının artışı ile birlikte ikincil partikül boyutunun ve partikül alanının azaldığı görülmektedir. Partiküllerarası mesafe ise döküm malzemede maksimum değerde olup, soğuma hızının en düşük olduğu 0.9°C/dak. değerinde minimum değere ulaşmakta ve artan soğuma hızı ile partiküllerarası mesafe artmaktadır. Partiküller

arası mesafenin soğuma hızının artışı ile azalacağı beklenirken bunun tersi gözlemlenmiştir. Muhtemel nedenler aşağıda verilmiştir.

Döküm yapısında bulunan AlFeSi esaslı ikincil fazlar ağırlıklı olarak tane ve hücre sınırlarında yer almaktadırlar. Solidusun altındaki soğuma sürecinde önemli oranda katı hal çökmesi olmadığından partiküllerarası mesafe yüksektir. Ayrıca Şekil 7.26'dan da görülebileceği gibi döküm yapıdaki fazların küresellik oranı maksimum değerdedir. Bunun nedeni, yukarıda değinildiği gibi α -AlFeSi fazlarının daha çok iğnesel β -AlFeSi tipinde olmasındandır. Döküm yapıdaki fazların EDS analizleri bunu doğrulamaktadır (döküm yapıdaki fazlarda Si/Fe oranı 0.55, bu değer β -AlFeSi fazına aittir).

Soğuma hızının $0.9^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$ olduğu numunede partiküllerarası mesafenin minimum olmasının nedeni ise, bu soğuma hızında orta boyutta çok fazla sayıda Mg_2Si 'un çökmesidir. Soğuma hızının artışıyla birlikte, küçük boyutlu ve küçük partikül alanlı az sayıda çökelti teşekkül etmektedir. Çizelge 7.1'deki partikül alan oranı değerleri bunu desteklemektedir. Homojenizasyon sonrası havada soğutma işlemi, burada bahsedilen mikroyapısal unsurlar açısından döküm yapısına eşdeğer bir görünüm seğilemektedir. Mikrosegregasyon açısından şüphesiz iki yapı arasında önemli farklılıklar bulunmaktadır.

Özetle, döküm yapısı ve havada soğutulan malzemenin yapısı aşırı doymuştur. Döküm yapısında katılaşma sürecinde bulunan kaba AlFeSi fazları mevcuttur. Havada soğutulanda ise çok ince faz teşekkül etmektedir. Soğuma hızının azalması ile çökelti artmakta ve matrisin doymuşluk oranı düşmektedir. Burada bahsedilen mikroyapısal ögeler, $\times 1200$ büyütmede görüntü analiz cihazının ayırt edebildiği ölçüler için geçerlidir. Daha yüksek büyütmelerde bu bulgular daha küçük boyutlu partiküllerin de ayırt edilebilmesi ve değerlendirmeye girmesi neticesinde şüphesiz önemli değişimler gösterecektir.

8.2 Termo-Mekaniksel Özellikler

8.2.1 Ekstrüzyon kabiliyeti

Önceki bölümlerde de bahsedildiği gibi ekstrüzyon kabiliyeti genel olarak iki parametre ile değerlendirilir:

- i) Malzemede sıcak yırtılma oluşturmaya maksimum ekstrüzyon hızı,
- ii) Ekstrüzyon basıncı. Ancak ekstrüzyon basıncı profilin standart T6 temper sertliğini sağlayacak değerin altına inmemelidir.

Etial-60 alaşımı bilette, homojenizasyon sonrası yapılan kontrollü soğutma, ekstrüzyon kabiliyetini yükselten önemli bir uygulamadır. Bunun sebebi mikroyapısal olarak Mg ve Si atomlarının önemli bir kısmının Mg_2Si formunda ikincil partiküller olarak çökmesidir. Böylece alaşımın dayanımı dolayısı ile ekstrüzyon için gerekli gücün azalması sağlanmış olur. Bu durum yaklaşık 420-460°C sıcaklığa sadece 15 dakikanın altındaki sürelerde ısıtılan biletler için geçerlidir. Bu sayede çökeltiler, çözeltiye tamamen geri dönmek için yeterli yayınma süresini bulamazlar. Ekstrüzyon esnasında ve hemen akabinde aşırı sıcaklık yükselmesi sonunda çökeltilerin büyük bir çoğunluğu çözeltiye geri dönerler ve T4 temperine ulaşırlar (T4 temperi: Çözeltiye alma işlemi görmüş alaşım).

Özellikle önemli diğer bir kriter de, ekstrüzyon profilinin çıkış sıcaklığıdır. Etial-60 alaşımı için 480-550°C olan bu sıcaklık, bilet sıcaklığına, ekstrüzyon presinin hızına ve ekstrüzyon basıncına bağlıdır. İri çökeltilerin varlığı ekstrüzyonu kolaylaştırır fakat çökelti boyutu, çökeltilerin solüsyona profilin soğutma aşamasına ulaşmadan önce dönebileceği şekilde seçilmelidir.

Ekstrüzyon basıncı biletin alıcıya itilmesi ile hızla artarak maksimum değerine ulaşır ve metalin matrisin içerisinden akması ile birlikte hızla düşer ve bilet boyunun azalması ile beraber daha yavaş ve doğrusal olarak düşüş gösterir.

Ekstrüzyon basıncını kalıp (dolayısıyla ekstrüzyon oranı, kalıp tasarımı, profil kesiti), alaşımın makro ve mikroyapısı bilet sıcaklığı ve bilet boyu etkilemektedir. Ayrıca ekstrüzyon basıncı için şunlar da söylenebilir (Onurlu, 1993):

1) Homojenize edilmiş Etial-60 alaşımı biletler döküm biletlere oranla %6-10 daha az basınç gerektirirler.

2) 400-500°C sıcaklık aralığında, bilet sıcaklığındaki her 10°C'lik artış ekstrüzyon basıncında % 4-6 civarında düşüş sağlar.

3) Ortası boş profil kanalı, dolu kesit kalıplara oranla daha fazla basınç gerektirir. Etial-60 alaşımı biletlerde bıçaklı (bridge) kalıpla %20, örümcek (spider) kalıpla 520-40, kamaralı (porthole) kalıpla %30-45 oranında basınç artışı olur.

4) Ekstrüzyon pres kovani ve özellikle kalıplar bilet sıcaklığını bölgesel olarak düşürebilir. Kalıp değiştirilirse veya temizleme süresi uzun tutulursa bilet sıcaklığında meydana gelebilecek düşüş Etial-60 alaşımı için basıncın %15'e kadar yükselmesine sebep olabilir.

Ekstrüzyon hızında elde edilebilecek yükselme profil kesitinin karmaşıklığına ve presin hız kapasitesine de bağlıdır. Ortası boş kesitli profillerle dolu kesitli profiller arasında oldukça büyük hız farklılıkları gözlenir. Ekstrüzyon basıncı alaşımın sıcak yırtılması ile sınırlanmasının yanı sıra, ekstrüzyon sıcaklığı ve profil et kalınlığı ile de etkilenir. Genelleme yapmak gerekirse profil kesiti karmaşıktıkça, et kalınlığı azaldıkça ve profil köşe yarıçapları azaldıkça profil yüzeyinin yırtılması kolaylaşır. Kalıp ağzında oluşan sürtünme kalıp-ürün arayüzeyinde metal akışını engellediğinden profil kesitinin iç kısımları daha hızlı hareket eder. Bu hız farklılıkları metalin dayanımını aşan çekme gerilimleri sebebi ile malzemede çatlamalara yol açar.

Deformasyon yük değerlerinin basma testi sıcaklığı ve homojenizasyon soğuma hızı ile değişimi, Çizelge 7.2 ve Şekil 7.28'de sergilenmiştir. Bu çizelgeye göre homojenizasyonsuz döküm malzemenin basma yükü değeri maksimumdur. 0.9°C/dak.'lık hızla soğutulan malzemede basma yükü minimum değere düşmektedir. Soğuma hızının artışına paralel olarak yük değeri de yükselmekte, havada soğutulan numunede ise maksimum değere ulaşmaktadır. Bu sonuçlar Çizelge 7.1'de sunulan mikroyapısal unsurlarla uyum içindedir.

Döküm ve havada soğutulan malzemede, basma testi başlamadan önce Mg'un büyük bir oranı çözeltide bulunmaktadır. Bunun doğal neticesi olarak aşırı deformasyon sertleşmesi vuku bulmakta ve basma yükü maksimum değere erişmektedir. Halbuki düşük hızda soğutulan malzemede Mg'un %75'lik bir kısmı orta büyüklükte çökelti formunda bulunmakta ve deformasyon sertleşmesine etkisi azalmaktadır. Basma yükü değeri 0.9°C/dak. hızla soğutulan numunede minimum yaptıktan sonra soğuma hızıyla paralel olarak artmaktadır. Ayrıca endüstriyel biletlerde homojenizasyon işleminin sıcak basma yükünü %15 azalttığı gözlemlenmiştir (Çizelge 7.3).

8.2.2 Yaşlanma sertleşmesi özelliği

Etial-60 alaşımı biletlerinin homojenleştirme ve ekstrüzyon prosesleri mutlak suretle alaşımın yaşlanma sertleşmesi özelliği ile birlikte ele alınmalıdır. Aksi halde endüstride termik göstermeme olarak nitelendirilen ekstrüzyonu takiben yapılan çökeltme sertleştirme işlemlerinde yeterli sertlik artışı sağlayamama problemi ile karşılaşmaktadır.

Şekil 7.30'da soğuma hızı-sertlik ilişkisi diyagramında bu olgu açıkça sergilenmiştir. Etial-60 (E-AlMgSi0.5) alaşımının T5 temper sertliği 65 HB dir. Mevcut çalışmada yaşlanma sertlik değeri soğuma hızı ile orantılı bir şekilde değişmektedir.

Soğuma hızının azalması ile sertleşebilme kabiliyeti zayıflamaktadır. Şekil 7.30'da dikkati çeken en önemli nokta sadece 550°C'de sıcak basılan numunelerde standart sertlik değerine ulaşılabilir. Bunun ana nedeni 450°C ve 500°C işlem sıcaklıklarında 10 dakikalık ön ısıtma periyodu Mg₂Si'un yeteri oranda çözünmesini sağlayamamakta ve bu fazlar basma testinden sonra sertliğe katkıda bulunamayacak ölçüde büyük boyutlu faz şeklinde kalmaktadır.

Ayrıca bu çalışmada kullanılan aparatda, ekstrüzyon prosesinde kalıp çıkışındaki sıcaklık artışları olmamaktadır. Bu da çözünme imkanını azaltmaktadır. Deneysel bulgular, ekstrüzyon çıkış sıcaklığının 550°C sıcaklık değerine yakın olması gerekliliğini göstermektedir.

8.2.3 Yeniden kristalleşme özellikleri

8.2.3.1 Soğuk deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri

Yeniden kristalleşme, metallerin fabrikasyon proseslerinde önemli bir yer tutmaktadır. Sıcak deformasyon sürecinde dinamik restorasyon sonucu ya da sıcak deformasyonun ardından meydana gelecek statik yeniden kristalleşme neticesinde deformasyonlu yapılar, yeniden kristalleşmiş yapılarla ikame edilmektedir. Sıcak ya da soğuk deformasyon prosesleri ve özellikle ekstrüzyon prosesi, kalıbın şekli ve geometrisine bağlı olarak ürün bünyesinde büyük deformasyon gradyanları meydana getirmektedir. Deformasyon gradyanlarının varlığı ise yeniden kristalleşme sonrasında ürün bünyesinde tane yapısı açısından birbirinden oldukça farklı zonların oluşumuna neden olmaktadır.

Tane yapısındaki heterojenite önlenmesi bile aşırı derecede iri taneli yapı ile karşılaşılabilir. Mühendislik uygulamalarında çoğunlukla ince ve üniform yapılar istenmektedir. Homojenizasyon uygulaması, soğuk deformasyon-tavlama özellikleri üzerinde bu çalışmada da ortaya çıkarıldığı üzere büyük etkiye sahiptir. Fabrikasyon davranışı iyileştirilmesi standartlara uygun özelliklere sahip yarı mamul ve mamul ürünlerin üretimi için yeniden kristalleşmiş tane dağılım parametreleri mutlak suretle kontrol altında tutulmalıdır. Her malzeme için deformasyon-tavlama davranışı belirlenmelidir. Bazen bu karakteristikleri değiştirmede yegane kontrol aracı homojenizasyon olabilir.

Yeniden kristalleşme davranışı ve sonucunda meydana gelen tane boyutu, başlangıç mikroyapısı, tavlama ısı işlemi ve çalışma esnasında oluşan mikroyapısal özellik değişimlerine bağlıdır. Metallerarası fazların boyutları ve bunların dağılımı, döküm işleminden başlayarak üretim değişkenlerine bağlıdır. Netice olarak bütün bunlar yeniden kristalleşme hadisesine etki ederler (Bay ve Hansen, 1983).

Bu sebepten alaşım ilaveleri veya empüriteler yeniden kristalleşme davranışı açısından üç tip alaşıma neden olurlar;

- i) Empüriteler veya alaşım elementlerinin tümüyle katı eriyik oluşturduğu alaşımlar,

ii) Empüriteler veya alaşım elementlerinin kısmen katı eriyik ve kısmen de ikincil faz şeklinde bulunduğu sınırlı çözünürlük gösteren alaşımlar,

iii) Alaşım elementleri veya empüritelerin çok az çözünürlük gösterdiği ve yaklaşık tamamının ikincil faz şeklinde bulunduğu alaşımlar.

Yukarıdaki sınıflandırmada üçüncü tip alaşımlarda, mikroyapının kontrolü veya yapının modifikasyonu oldukça zordur. Özellikle matrisin yeniden kristalleşme davranışı dikkat çekicidir.

Yeniden kristalleşme prosesinin anlaşılabilmesi için çekirdeklenme/yeniden kristalleşmenin başlaması için gereken yapısal özelliklerin karakteristikleri hakkında geniş bilgi gerekir. Orijinal yüksek açılı tane sınırları, büyük metallerarası fazlar, deformasyon bantları v.b. çekirdeklenme merkezi olabilir (Bay ve Hansen, 1983). Bu yerlerin çalışması yeniden kristalleşme ısı işleminden önceki deformasyon oranından çok kuvvetli bir şekilde etkilenir. Etial-60'ın düşük soğuk deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri bir bütün olarak Şekil 7.31-7.45'de sunulmuştur.

Aşırı tane büyümesine neden olan kritik deformasyon değerleri homojenizasyon soğuma hızındaki artışla ters orantılı bir şekilde azalmıştır. Bunun doğal neticesi olarak kritik deformasyonla oluşan maksimum tane boyutu azalmıştır. Deformasyon-tane boyutu eğrilerinde kritik deformasyon aralığı soğuma hızının artması ile sağa doğru kaymaktadır, hızın azalması halinde sola doğru yer değiştirmektedir. Etial-60 alüminyum alaşımı, Mg ve Si elementleri açısından iii. grup alaşımlara dahildir. Mg ve Si'un oluşturduğu Mg_2Si fazının dağılımı tamamen proses mühendisinin kontrolü altındadır. Yapıda önemli oranda bulunan Fe'in dağılımının bu çalışmadaki değişkenler tarafından etkilenmediği düşünülmektedir. Fe'in oluşturduğu ikincil fazların su verme duyarlılığı yoktur.

Deformasyon-tane boyutu eğrilerinde gerek kritik deformasyon, gerekse kaba tane ile sonuçlanan kritik deformasyon aralığı soğuma hızına bağlı olarak önemli oranda yer değiştirmektedir. Düşük soğuma hızlarında matris Mg açısından fakirleşmekte, yeniden kristalleşmeye engel azalmakta, yeniden kristalleşmeye katkıda bulunabilecek orta boyutlu Mg_2Si fazları teşekkül ederek daha düşük deformasyon oranlarında yeniden kristalleşmeyi

tetikleyebilmektedir. Soğuma hızının artışı ile birlikte fazlar incelmekte, Mg çözeltide kalmakta ve yeniden kristalleşme güçleşmektedir. Yeniden kristalleşmenin meydana gelebilmesi için daha yüksek deformasyon oranlarında ihtiyaç duyulmaktadır. Bulguların tamamı yeniden kristalleşme kanunları olarak bilinen 12 kurala uygundur (Coteril ve Mould, 1976).

İkincil fazların yeniden kristalleşmeye etkileri şimdiye kadar yapılan çalışmalarda ortaya konulmuştur. İri fazlar bölgesel deformasyonla, deformasyon odağı ve yeniden kristalleşme için ideal çekirdeklenme noktaları oluşturmaktadır. Deformasyona uğrayan bir kütsel malzemede partikül ile matris arasında yoğun kayma meydana geldiği için bu bölgelerde deformasyon oranı ortalama deformasyon oranından yüksektir. Böylece daha yüksek deformasyon enerjisi bu bölgelerde depolanmaktadır. Daha düşük aktivasyon enerjisi ile bölgelerde çekirdekler oluşturacak yüksek açılı tane sınırı göçü gerçekleştirilebilir.

İnce partiküller ise yukarıdaki açıklamanın aksine, deformasyonun tane sınırı deformasyonu ve kayma bantlarında yoğunlaşmasını önleyerek deformasyonda homojenite sağlar. Matriste aşırı kristal yapısı bozunumu ve yeniden kristalleşme odak noktalarını azaltır.

8.2.3.2 Sıcak deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri

Alüminyum alaşımlarında yüksek sıcaklıklarda dinamik yeniden kristalleşmenin oluşumu konusunda bazı fikir ayrılıkları vardır. Bazı bilim adamları dinamik yeniden kristalleşmenin mevcut olduğu (Sheppard, ve Tutchter, 1981; Castro-Fernandez ve Sellars 1988; Humpreys 1983; Sheppard ve Tutchter, 1980), eski araştırmacılar ise olmadığı düşüncesindedirler (Hardwick ve Tegart 1961; Wong vd., 1967; Sellars ve Tegart 1966). Bununla birlikte bu çalışmamızda yapmış olduğumuz sıcak hadde modu ve sıcak çekme modu deformasyon proseslerinde yeniden kristalleşmiş yapıların mevcut olduğu görülmüştür. D.C. döküm Etial-60 alaşımında 550°C'de yapılan haddeleme ve 500-550°C'de yapılan sıcak çekme testlerinde yeniden kristalleşmiş tane yapıları mevcuttur (Şekil 7.61). Bu yeniden kristalleşme hadisesi dinamik yeniden kristalleşme ise yeniden kristalleşmiş tanelerde küçük bir hacim sıklığı mevcuttur. Mc Queen (1977) tarafından da söylendiği gibi çok kristalli malzemede sürekli deformasyonda bu tip dinamik yeniden kristalleşme mekanik davranış ile belirlenemez. Buna

ilaveten bütün alüminyum alaşımları statik ve dinamik yeniden toparlanmaya fazlaca meyillidirler.

Genellikle yeniden toparlanma prosesi ile yeniden kristalleşme prosesleri kısmen birbirlerini örterler. Bu şekilde yüksek açılı tane sınırlarının göç etmeleri veya yeniden kristalleşme sürekli bir toparlanma olup, bu ikisi arasında belirgin bir ayrım yoktur. Bu sebepten yumuşama prosesi artan test sıcaklığı ile süreklilik arz eden bir hadisedir. Yine bilinmelidir ki sıcak deforme olmuş (toparlanmış) malzemedeki statik yeniden kristalleşme, soğukta işlenmiş malzemeninkinden farklıdır. Çünkü sıcak deformasyonda dinamik restorasyon öncesinde çekirdeklenme için bir kuluçka devresi gerekmez (Jonas vd., 1969). Uzun zamandan beri bilindiği üzere sıcak işlenmiş malzemeler dengesizdir ve deformasyon sonrasında yüksek sıcaklıklarda bekletildiklerinde yeniden kristalleşme eğilimi gösterirler (Castro-Fernandez, vd., 1988; Jonas vd., 1969). Buna ilaveten çekirdeklenme olayında yapılan gözlemlerde çekirdeklerin toparlanmış alt taneler olduğu saptanmıştır (Porter ve Humphreys 1979). Böylece malzeme kısa süreli olarak sıcak işlem sıcaklığında tutulduğunda belirgin değişiklikler meydana gelebilir. D.C. dökülmüş Etial-60 alaşımında soğuma sonrası görülen yapısal değişimlerin sıcak deformasyon esnasında değilde sonradan meydana geldiği ihtimalini de gözardı etmemek gerekir. Dolayısı ile yeniden kristalleşmiş tane yapısının dinamik veya statik yeniden kristalleşme ile oluştuğuna karar vermek zordur.

Yapılan testlerde görülmüştür ki yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen haddeleme işleminin ardından homojenizasyon sonrası soğuma hızının artması ile birlikte kritik deformasyon oranı artmakta, buna karşılık maksimum tane boyutunda düşüş başlamaktadır. Sıcak deformasyon ile tesbit edilen kritik deformasyon oranları, soğuk kritik deformasyon oranlarından daha yüksektir. Sıcak deformasyonda işlem süreleri daha kısa olduğundan, dinamik veya statik yeniden kristalleşmenin meydana gelebilmesi için daha yüksek oranda depolanmış deformasyon enerjisine ihtiyaç vardır. Neticede 550°C işlem sıcaklıklarında yeniden kristalleşme ancak %20-25'in üzerindeki deformasyon seviyelerinde gerçekleşebilmektedir.

Hadde* modu ve çekme modu deformasyon-tavlama özelliklerinde belirgin bir farklılığın olduğu göze çarpmaktadır. Etial-60 alaşımında belirli bir tavlama sıcaklığında hadde modu

deformasyonunda tesbit edilen kritik deformasyon oranları, çekme modu deformasyonu ile belirlenen değerlerden daha yüksektir. Kritik deformasyon oranları arasındaki bu farklılığın iki nedeni vardır:

i) Aynı deformasyon oranlarında depolanan deformasyon enerjisi büyük oranda değişebilmektedir (Coterill ve Mould, 1976).

ii) Hadde modu deformasyonunda üniform olmayan bir gerinim dağılımı elde edilmektedir (Bhatti, 1980).

Sonuç olarak düşük soğuk deformasyon-tavlama ve sıcak deformasyon testlerinde elde edilen bulgular homojenizasyon soğuma hızının sonuç tane yapıları üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu ortaya çıkarmaktadır. Bu farklılıklar tamamen ikincil fazların ve alaşım elementlerinin dağılımının bir sonucudur.

8.2.4 Yarı mamul özellikleri

Alüminyum alaşımlarında mikroyapının kontrolü konusu gittikçe artan bir ilgi çekmektedir. Termo-mekaniksel proseslerde partikül dağılım parametrelerinin sıkı bir şekilde kontrolü, yarı mamul ve nihai mamullerin arzu edilen özelliklerde üretimi için oldukça önem taşımaktadır. Sürekli döküm bilette $AlFeSi$ ve Mg_2Si metallerarası ikincil fazlarının dağılım karakteristikleri üretim esnasında da değişime uğradığı için, üretim prosesinde de belirgin etkileri olmaktadır. Üretimin ilk kademelerinde kullanılan değişkenlerin etkisi özellikle önem arz eder. Bu etkinin yapı üzerindeki tesiri ve bu yapının sonraki kademelerde kullanılan parametreler veya prosesler ile ne kadar değiştirilebildiği özellikle ilgi çekicidir.

Sürekli dökümden çıkmış Etial-60 bilet ekstrüzyon prosesine girdiğinde sertleşme, mekaniksel dokulanma ve dinamik restorasyon gibi birçok karmaşık değişime uğrar. Bunun sonucunda herbir kademede meydana gelen mikroyapı, uygulanan deformasyon oranına, deformasyon sıcaklığına ve homojeniteye bağlıdır.

Mevcut alaşımdaki çökeltilerin boyutları ve aralıklarının (mesefeleri) kontrol edilmesi büyük oranda katılaşma prosesinin kontrolü ile ilişkili ise de, peşisıra gerçekleştirilen mekanik proseslerle de mikroyapının görünümü değiştirilebilir. Ekstrüzyon uygulaması ile çekme,

basma, makaslama şeklinde bilette deformasyon karakteristikleri oluşur. Bu uzama kombinasyonu ile partiküller ve taneler kırılırlar. Ekstrüzyon prosesi ile taneler ekstrüzyon yönünde uzayarak lifli olurlar. Bunun sonucu olarak ötektik partikül kolonileri boyuna uzarlar ve dağılırlar, aynı zamanda enine birbirlerine yaklaşırlar. Dolayısı ile ötektiklerarası mesafeler azalır. Bu durum yüksek oranda mekanik liflenmeye neden olur, partiküller döner, bükülür ve daha kısa mesafelerde kırılırlar. Yani her bir ötektik koloni uzun bir parçacıklar lifine veya zincirine çevrilir (Chia vd.,1978). Bununla beraber çökelmiş parçacıklar ancak gevrek olduklarında ve yeterli deformasyon ve gerinim uygulandığında kırılırlar. Kırılmış parçacıklar mikroyapı özelliklerini incelerken daha etkili olurlar ve deformasyon esnasında aşırı doymuş eriyiklerdeki demir çökeltileri de bu duruma ilave olarak gelebilir.

Ekstrüzyon prosesi bir sıcak deformasyon işlemi olduğundan yeniden kristalleşme tanelerin çekirdeklenmesi ile başlar ve tavlama işleminden sonra metallerarası bileşiklerin arasında yeni tanelerin oluşumu ile kendini gösterir. Muhtemelen çökelmiş parçacıklar şekil değiştirme esnasında dislokasyon kaynakları olarak çalışırlar ve dislokasyon hareketlerinde ilk başlangıç engelleri oluşturup yığılmalara sebep olurlar ve bundan sonraki tane oluşumuna neden olurlar (Chia vd.,1978).

Termo-mekanik proseslerin her bir kademesinde elde edilecek partikül boyutu ve partiküllerarası mesafe büyük ölçüde döküm yapısındaki ikincil dentrit kollar arasındaki mesafeye bağlıdır. Buna ilaveten yüksek bir deformasyon oranından sonra da dendritlerarası çökelmiş fazlar hala döküm hali tane sınırları olarak ve dentritlerarası mesafeler durumunda bulunurlar. Sıcak veya soğuk deformasyon oranı yapıda bulunan partikülleri üniform olarak dağıtmaya yeterli değildir. Sonuç olarak bu aşamalarda elementlerin heterojen dağılımlarının etkisini azaltmak için fabrikasyon proseslerinde homojenizasyon, kontrollü soğutma ve kontrollü fabrikasyon sırası takip edilir.

8.3 Yapı-Fabrikasyon İlişkileri

Döküm teknolojisindeki yeni gelişmeler ve otomasyonu, ekstrüzyon basınçlarının bilgisayarlı kontrolü kadar bilet kalitesi de fabrikasyonda önemli bir etkiye sahiptir. Tane boyutu,

hücresel yapı, mikrosegregasyon ve metallerarası fazların dağılımı bilet kalitesinin tarifinde kullanılan önemli kriterler olmaktadır.

Günümüzde entegre ekstrüzyon firmaları daha yüksek verim, geri kazanım ve müşterilerden gelen istekler karşısında ekstrüzyon biletlerinde bir kalite profili oluşturmaya zorlanmaktadır. Aluminium Association Alloys'daki AA 6063 alaşımına baktığımızda kimyasal bileşim aralığının çok geniş olduğu görülür. Örneğin:

Alaşım elemanı	Bileşim (% Ağırlık)
Mg	0.45-0.9
Si	0.20-0.6
Fe	0.35 maks.

şeklinde olup bu aralıkta mekanik özellikler, ekstrüzyon kabiliyeti, anodizasyon bakımından değişik isteklere cevap verecek birçok değişik alaşımlar gerekir (Barry, ve Hains, 1977; Traenker, 1977; Franz, 1982). Buna ilaveten, homojenizasyon prosesi ve sonrası soğutma işlemleri de mekanik özellikler, ekstrüzyon kabiliyeti ve anodizasyona etki etmektedirler.

Bu alaşım grubunun içinde sürekli bir ayırım yapabilmek için kimyasal bileşimde, homojenizasyon ve soğutma uygulamalarında sıkı toleranslar gerekmektedir. Bilet üreticilerinin amacı sipariştten siparişe ve fabrikadan fabrikaya bu alaşımları daima aynı bileşimde üretmektir.

Bilet kalitesinin süreklilik göstermesi, prosesin her adımında firmanın oluşturacağı iç şartnamelere uymakla temin edilebilir. Daha açıkçası bu şartnameleri uygulama geniş kapsamlı bir kalite kontrol programı vasıtasıyla temin edilebilir. Ancak böylece bilet karakteristiği ile ekstrüzyon performansı arasındaki ilişkiler belirlenip arzu edilen kalitede bilet üretimi sağlanabilir.

Bu program birkaç kademede gerçekleştirilebilir:

- 1) Bütün üretim kademeleri için yazılı standart uygulama şekli,
- 2) İşçi eğitimi,

3) Aşağıdakiler için mevcut şartnameler;

- 2.1 Giren hammadde örneğin; alaşım elemanları ve tane incelticiler,
- 2.2 Bileşimler, nominaler ve toleranslar,
- 2.3 Döküm parametreleri,
- 2.4 Muayene toleransları,
- 2.5 Homojenizasyon ve soğuma parametreleri,
- 2.6 Kritik üretim kademelerinde kayıtların ve grafiklerin bakımı ve kontrolü,
- 2.7 İç kontroller vasıtası ile program kontrolü.

Kalite kontrol elemanlarının tolerans sınırlarında tarif edilmelidir, örneğin;

1) +/- nominal etrafında yüzde olarak;

- 1.1 Bileşim,
- 1.2 Uzunluk,
- 1.3 Çap.

2) Maksimum izin verilen değerler;

- 2.1 Metalik olamayan empüriteler,
- 2.2 Metalik empüriteler,
- 2.3 Yüzey hataları,
- 2.4 Tane boyutu.

3) Minimum izin verilen değerler;

- 3.1 Çökelme süresi,
- 3.2 Flaks süresi,
- 3.3 Karıştırma süresi,
- 3.4 Örnek adedi.

4) sıfır hata seviyeleri, örneğin;

- 4.1 İç çatlaklar.

Bu üretim kademesinde tolerans limitlerine uymayan malzeme ya reddedilir, ya da yeniden işlenir.

Malzemenin kalitesinin artırılması amacıyla bazı önemli unsurların çok sıkı şekilde denetlenmesi ile sağlanacak iyileştirmeler farkedilir seviyede olacaktır. Bu unsurların başında

alaşımın kimyasal kompozisyonu gelmekte, daha sonra homojenizasyon prosesi ve bunu takiben bilet çapı ve uzunluğu izlemektedir (Langerweger, 1988).

Kimyasal bileşim; Bileşim değişiklikleri ekstrüzyon kabiliyetini ve özellikle ekstrüzyon prosesinde üretilen mamulün nihai özelliklerine kuvvetlice etki eder. Bu sebepten, mamulün belgelenebilmesi için döküm prosesi öncesinde hasas bir alaşım analizi ile iç şartnamelere uygunluk kontrolü yapılmalı, aynı zamanda döküm esnasında da analizleri gerçekleştirilmelidir. Alaşımın analizleri standart analitik metotlarla yapılmalıdır. Numune alma ve analiz prosesi esnasında önemli hatalar yapılabilir. Numunede hatalı kalıp dizaynından kaynaklanan segregasyonlar olabilir (Fortier ve Tremblay, 1984). Bununla birlikte ergiyiğin üniformluğunu test etmeden alınan numunelerden de analiz hataları olabilir (kendini çekme boşlukları veya enklüzyonlar) (Fortier ve Kimmerle, 1987).

Bütün bu hatalar, uygun kalite kontrol metotlarıyla minimuma indirilebilirler. Çalışan personele ve analizi yapan kişilere yazılı çalışma usulleri ve eğitim verilmelidir. Bu çalışma usullerinin en önemli kısımları şöyle sıralanabilir:

- 1) Ergiyiğin üniformluğunu kontrol etmek için fırının dört ayrı yerinden numune almak,
- 2) Ergiyiğin yüzeyinin altından numune almak,
- 3) Kalıp durumunu kontrol etmek ve ön ısıtma yapmak,
- 4) Kabul ve red kriterlerini gösteren numune tabloları ile mukayese yaparak numune kalitesini kontrol etmek,
- 5) Döküm prosesinin başlangıcında, ortasında ve sonunda dökümün üniformluğunu kontrol etmek,
- 6) Analizden önce çapak alma işleminin derinliği,
- 7) İşlenmiş yüzeyin kalitesi.

Bütün bunlar alaşımın bileşimini kontrol etmek ve nominal etrafındaki değişimleri azaltmak için gereklidir.

Homojenizasyon; Bileşimin kontrolundan sonra biletin ısıtılması, belirli bir süre tutulması ve belirli bir hızla soğutulması olan homojenizasyon prosesi, ekstrüzyon işlemi ve ekstrüzyon

kabiliyeti açısından fabrikasyon prosesinin en önemli kademesini teşkil etmektedir. Her fabrika için klasik bir homojenizasyon reçetesi olmamakta, işletmenin kendi şartlarına göre bu homojenizasyon prosesinin özel olarak hazırlanması gerekmektedir.

Bilet çapı; Genellikle müşteriler, sipariş ettiği mamulün ekstrüzyon pres kovanına uyacağını düşünür. Uymadığı takdirde çoğu zaman ekstrüzyon kalıpları zorlanır ve neticesinde aşınır. Buna ilaveten değişik alaşımlar katılma esnasında değişik miktarlarda kendini çekme gösterirler ve dolayısı ile aynı kalıp değişik çaplarda biletler çıkarabilir. Bu sebepten, her bir alaşımın ilk dökümünde her bir çap için geçer/geçmez mastarı kullanılmalıdır. Böylece ölçülerin dışındaki biletlerin fabrikadan çıkışı önlenmiş olur.

Bilet uzunluğu; En kolay kontrol edilen değişkenlerden biridir. Testere ile kesme yapılan noktalarda istatistiksel kalite kontrolü yapılarak bilet uzunluğundaki sapmalar minimum seviyeye indirilebilir.

Sıcak deformasyonda alaşımın davranışını belirleyen önemli iki ihtimal olduğu uzun süredir düşünülmektedir. Bunlar:

- i) AlFeSi fazlarının çökmesi, Mg₂Si fazının çözünmesi ve değişik sıcaklıklarda bu fazların bireysel özellikleri,
- ii) Dinamik ve ısı yumuşama prosesleri.

AlMgSi alaşımlarında sıcak deformasyon davranışı, dislokasyonların partiküllerin etrafında tırmanma modeli terimleri ile izah edilebilir. Mikroyapıda bulunan büyük β fazı partikülleri ilk işlem sertleşmesi oranını, akış gerilimlerini yükseltir ve sıcak çalışma kabiliyetini zorlaştırır (Zajac vd., 1994). Sıcak çekme testleri ile incelenen malzemenin sıcak işleme kabiliyeti, tane sınırlarını çevreleyen partiküllerin yoğunluğu ile ilişkili olduğu fikrine varılmıştır. Fe'ce zengin olan AlFeSi ikincil fazı partikülleri deformasyon sertleşmesi oranı ve akma dayanımına etki ederek yükseltmekte, bu da karmaşık bir şekilde gerinim oranı ve sıcaklıkla ilişkilidir (Kalu ve Humphreys, 1986).

Bu konuda yapılan çalışmalarda ötektik β -AlFeSi fazının sıcak işlenebilirliği önemli ölçüde azalttığı ve kötü yüzey bitirmesine sebep olduğu iddiasında bulunmaktadır (Beatty, 1977;

Modolfo, 1976; Zajac, 1991). Bu durum homojenizasyon prosesi ile giderilebilir. Homojenizasyon ile Mg ve Si mikrosegregasyonları azaltılıp β -AlFeSi ikincil fazının büyük bir kısmı α -AlFeSi fazına dönüştürülebilir. Yapılan bu morfolojik değişimler yavaş proseslerdir, Mg ve Si'ü yeniden dağıtmak için kapasiteyi gerektiğinden fazla büyütmek gerekir. Yüksek Si içeriklerinde uygun yapılar elde etmek özellikle zordur. Çünkü Si elementi, β fazının stabilitesini (kararlılığını) artırır.

Diğer bazı çalışmalarda bizzat β - α fazı değişiminin ekstrüzyon kabiliyetini arttırmadığı, fakat Mg_2Si faz dağılımının ise ekstrüzyon kabiliyetini yükselttiği iddia edilmiştir (Heathcock vd., 1988; Bichsel vd., 1981).

Ekstrüzyon kabiliyetinin yükseltilmesi ile ilişkili olan homojenizasyon kriterlerinin değerlendirilmesinde sıcak basma testi uygulanmaktadır (Charest, 1962; Olesen ve Tymkin, 1965; Spciden ve Hansen, 1961; Davidson, 1959; Bryant, 1967). Bu test farklı şekilde homojenize edilen AlMgSi alaşımlarının ekstrüzyon basınçlarının ve hızlarının karşılaştırılmasında kullanılabilecek kalitatif bir metoddur. Silindirik numunenin belirli bir sıcaklıkta ilk yüksekliğinin %50'si oranında basılması için gereken kuvvet ilk ekstrüzyon basıncı ile kalitatif olarak ilişkilendirilmektedir. Bu yöntem vasıtası ile AlMgSi alaşımlarında alaşım bileşimi ve bilet yapılarının basma dayanımları güvenilir bir şekilde ortaya çıkarılabilmektedir (Alcan Publications, 1976).

Alcan, Pechiney, Alcao, WAW gibi uluslararası alüminyum firmaları homojenize biletlerin kalitelerini kontrol etmek amacıyla sıcak basma testi ve mikroyapı muayenesini düzenli bir şekilde rutin testler olarak yapmaktadırlar.

9. SONUÇLAR

1) Mevcut D.C. döküm yöntemleri ile üretilen biletlerin kesitlerinde ısı ve bileşimsel değişimlerin neticesinde önemli sayılabilecek değişiklikler mevcuttur.

2) Endüstriyel homojenizasyon işlemi gören biletlerin sıcak basma yükleri homojenizasyonsuz biletlere göre %20 daha düşüktür.

3) Homojenizasyon soğuma hızının azalmasına bağlı olarak sıcak basma yükleri %12-20 oranında azalma göstermektedir.

4) T5 temper sertliğinin yakalanabilmesi için basma sıcaklığı (eksrüzyon çıkışı) 500-550°C arasında olmalıdır ve homojenizasyon soğuma hızı belirli bir değerin altına indirilmemelidir.

5) Düşük deformasyon-tavlama özellikleri homojenizasyon soğuma hızı ile önemli oranda değişmektedir:

- Soğuk deformasyon hadde modunda; 0.9°C/dak.'lık soğuma hızında sırasıyla 450°C ve 550°C nihai tav sıcaklık aralığında kritik deformasyon %20 ve %10 arasında olmaktadır. Bu kritik deformasyon oranlarında maksimum tane boyutu 0.8 mm ile 1.25 mm olmuştur.

Heterojen tane yapısı ile sonuçlanan deformasyon aralığı 0.9°C/dak.soğuma hızı ile soğutulan malzemede 450°C'de %20-30 iken, 550°C'de %10-25 olarak gerçekleşmiştir.

6°C/dak.'lık soğutma hızında sırasıyla 450°C ve 550°C nihai tav sıcaklık aralığında kritik deformasyon %32 ve %25 arasında olmaktadır. Bu kritik deformasyon oranlarında maksimum tane boyutu 0.56 mm ile 0.7 mm olmuştur.

Heterojen tane yapısı ile sonuçlanan deformasyon aralığı 6°C/dak.soğuma hızı ile soğutulan malzemede 450°C'de %32-40 iken, 550°C'de %25-35 olarak gerçekleşmiştir.

- Soğuk deformasyon çekme modunda; 0.9°C/dak.'lık soğuma hızında sırasıyla 450°C ve 550°C nihai tav sıcaklık aralığında kritik deformasyon %7 ve %4.8 arasında olmaktadır. Bu kritik deformasyon oranlarında maksimum tane boyutu 0.75 mm ile 1.55 mm olmuştur.

Heterojen tane yapısı ile sonuçlanan deformasyon aralığı 0.9°C/dak.soğuma hızı ile soğutulan malzemede 450°C'de %7-16 iken, 550°C'de %5-14 olarak gerçekleşmiştir.

6°C/dak.'lık soğutma hızında sırasıyla 450°C ve 550°C nihai tav sıcaklık aralığında kritik deformasyon %10 ve %5.5 arasında olmaktadır. Bu kritik deformasyon oranlarında maksimum tane boyutu 0.47 mm ile 0.7 mm olmuştur.

Heterojen tane yapısı ile sonuçlanan deformasyon aralığı 6°C/dak.soğuma hızı ile soğutulan malzemede 450°C'de %10-16 iken, 550°C'de %5.5-12 olarak gerçekleşmiştir.

- Sıcak deformasyon hadde modunda; 0.9°C/dak.'lık soğuma hızında ve 550°C nihai tav sıcaklığında kritik deformasyon %23 olmuştur. Bu kritik deformasyon oranında maksimum tane boyutu 1.3 mm olmuştur.

Heterojen tane yapısı ile sonuçlanan deformasyon aralığı 0.9°C/dak. soğuma hızı ile soğutulan malzemede %23-45 olarak gerçekleşmiştir.

6°C/dak.'lık soğutma hızında sırasıyla 550°C sıcaklıkta kritik deformasyon %37 olmuştur. Bu kritik deformasyon oranlarında maksimum tane boyutu 0.8 mm olmuştur.

Heterojen tane yapısı ile sonuçlanan deformasyon aralığı ise 6°C/dak. soğuma hızı ile soğutulan malzemede %37-50 olarak gerçekleşmiştir.

- Sıcak deformasyon çekme modunda; 0.9°C/dak.'lık soğuma hızında sırasıyla 500°C ve 550°C sıcaklık aralığında kritik deformasyon %15 ve %12 arasında olmaktadır. Bu kritik deformasyon oranlarında maksimum tane boyutu 0.75 mm ile 1.25 mm olmuştur.

Heterojen tane yapısı ile sonuçlanan deformasyon aralığı ise 0.9°C/dak. soğuma hızı ile soğutulan malzemede 500°C'de %15-30 iken, 550°C'de %12-30 olarak gerçekleşmiştir.

6°C/dak.'lık soğutma hızında sırasıyla 500°C ve 550°C sıcaklık aralığında kritik deformasyon %30 ve %26 arasında olmaktadır. Bu kritik deformasyon oranlarında maksimum tane boyutu 1.1 mm ile 0.7 mm olmuştur.

Heterojen tane yapısı ile sonuçlanan deformasyon aralığı ise 6°C/dak.soğuma hızı ile soğutulan malzemede 500°C'de %30-40 iken, 550°C'de %26-40 olarak gerçekleşmiştir.

6) Homojenizasyon uygulaması standart bir uygulama değildir. Her firmada var olan termomekaniksel proses hattı şartlarına göre homojenizasyon prosesi değişkenleri optimize edilmelidir.

KAYNAKLAR

Akeret, R., (1968), "Untersuchungen über das Strangpressen unter besonderer Berücksichtigung der thermischen Vorgänge", Aluminium 44, 412-415.

Altenphol D., Fornerod, R., C. ve Steinegger, A., (1969), Z. Metallkunde, 60, 576.

Flemings, M. C., (1968), Solidification of Metals, Proceeding of 1967 joint conf. at Brighton, ISI Publication, 110, 277.

Altenpohl, D., (1982), "Aluminium Viewed From Within An Introduction Into the Metallurgy of Aluminium Fabrication", Dusseldorf, Germany.

Altıntaş, S., (1984), "AlMgSi 0.5 Ekstrüzyonu ve Mekanik Özelliklerine Etki Eden Parametreler" Boğaziçi Üniversitesi Araştırma Raporu.

_____, Aluminium Alloys, Wrought Alloys, DIN 1725.

_____, Aluminium Extruded Sections, High Grade Aluminium and Aluminium Wrought Alloys.

Arai, K., Otsuka, R., Tanimoto, S. ve Tsukuda, I., (1982), J. Japan Inst. Light Mets., 32, (11), 571.

_____, ASTM Standard Specification for Aluminium and Aluminium Alloy Extruded Bars, Rods, Wire Shapes and Tubes., Designation B221-85.

Backerud, L., Krol, E. ve Tammimen, J., (1986), Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, Volume 1: Wrought Alloys, University of Stockholm, Scan Aluminium Sweden.

Barry, W.G., Hains, R.W., (1977), "Current and New AA 6000 Series Extrusion Alloys", Proc. 2nd Int. Aluminium Extrusion Technology Seminar, Atlanta, Vol.1, 271-284.

Barry, W. G. ve Hains, R., W., (1977) "Current and New AA 6000 Series Extrusion Alloys", Proceedings of the Second International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, November, 271-284.

Baumgarten, J., (1984), "Investigation of Some Steps in the Production of Al-Mg₂Si Extrusion with High Quality", ET'84 Extrusion Productivity Through Automation, The Aluminium Association USA, Vol. 2, 4-48.

Bay, B. ve Hansen N., (1983), The Metallurgy of Light Alloys, 20, March, 231.

Beatty, E., C., (1977), Proc. 2nd Int. Aluminium Extrusion Technology Seminar., Vol. 1 225-228, Washington DC. Aluminium Association.

Beeley, P.R., (1972) Foundry Technology, Butterwords.

- Bhatti, R., (1980), "Ph. D. Thesis", Birmingham University, December.
- Bichsel, H., Reid, A. ve Langerweger, J., (1981), Aluminium, 57, (12), 787-791.
- Boettinger, W. J., (1985), Metals Handbook, 9th Ed., Vol. 9, American Society for Metals, 611.
- Bolling, G. F., (1969), Solidification, Seminar of the American Society for Metals, October, 341.
- Brenner, P., (1976), JIMMA 26, 744.
- _____, British Standard Specification for Wrought Aluminium and Aluminium Alloys.
 BS 1471 Çekme Boru (1972),
 BS 1472 İşlem (1972),
 BS 1474 Çubuk, Ekstrüzyon Yuvarlak Boru ve Profiller (1972).
- Bryant, A. J., (1967) "The Use of Laboratory Tests in Studying Extrudability of Aluminium Magnesium Silicon Alloys", Laboratories Banbury, Report No B-RR-995-67-25., August.
- Campbell, J. (1991), Casting, Butterworth-Heinemann Ltd. Oxford, England.
- Castro-Fernandez F. R. ve Sellars C. M., (1988), Met. Sci. and Tech., July, 4, 621.
- Coterill, P. ve Mould P., R., (1976), "Recrystallisation and Grain Growth in Metals", Surrey University, London.
- Chia, E.A., Spooner, S. ve Starke, E.A., (1978), Aluminium, 12, 757.
- Chia, E.A., Spooner, S. ve Starke, E.A., (1978), Aluminium, 54, 757.
- Clode, M. P., ve Sheppard, T., (1993), "Extrusion limit diagrams containing structural and topological information for Al-6063 aluminium alloy", Materials Science and Technology, Vol. 9, 313.
- Cyrener, E ve Krumnacker, M., (1985), Neue Hutte, 30, (4), 130.
- Charest, A., (1962), Alcan, Kingston Works Report, Technical Memorandum No. KW-419M, April.
- Çiğdem, M., (1990), "Ph. D. Thesis", Birmingham University, June.
- Çiğdem, M., (1995), Sürekli Döküm Metalurjisi Ders Notları, YTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü Ders Notları.

Çiğdem, M., Eraslan, Y., (1997), The Effect of Mould Lubrication on the Surface and Subsurface Quality of Semicontinuously D.C. Cast Al-6063 Alloy Billets, Practical Metallography, Vol. 36, 11, Germany.

Davies, G.J., (1973), "Solidification and Casting", Applied Science Publishers Ltd., London. Davidson, J., A., G., (1959), "Hot Deformation of Alcan 505 Ingot", Alcan, R&D Kingston Works Report No K-RR-751.

DeGarmo, E. P., Black, J. T., Kohser, R. A., (1997), Materials and Processes in Manufacturing, 8th Ed., Prentice-Hall, International, Inc., USA.

Dieter, E. G., (1976), Mechanical Metallurgy, Hodder and Stoughton Ltd., London.

Dons, A.L., (1984), "AlFeSi-Particles in Commercial Pure Aluminium", Z. Metallkunde, 75, 170-174.

Dons, A.L., (1986), "AlFeSi-Particles in Commercial Pure Aluminium II", Z. Metallkunde, 77, 126-130.

Dusaughey, E., (1976), JIM 37, 452; 39, 484; 41 438; 42, 437.

Edwards, L. ve Endean, M., (1990) Manufacturing with Materials, Butterworth, England.

_____, (1961), Equilibrium Diagrams of Aluminium Alloy Systems., Published by The Aluminium Development Association., London.

_____, (1961) Equilibrium diagrams of Aluminium Alloy Systems, Published by the Aluminium Development Association., London.

Ewans, D.W. ve Aucote, J., (1984), "The Influence of Silicon Content and Copper, Iron and Manganese Additions of AlMgSi Alloys", Proc. 3rd Int. Aluminium Extrusion Technology Seminar, Atlanta, Vol.1, 53-63.

Flemings, M. C., (1974), Solidification Processing, McGraw-Hill, Inc. New York.

Fortier, J. L., (1984), "Segregation Effects in Aluminium Metal Samples", Light Metals, February, 1373-1387.

Franz, E. C., (1982), "Metallurgical Factors Affecting Finishing Characteristics of 6063 Alloy Extrusion", Aluminium Finishing Seminar, Vol. 1, 281-296.

Fortier, J. L. ve Kimmerle, F. M., (1987), "Quality Control of Aluminium Alloys Composition", 26th annual Conference CIM, August.

Fortier, J., L. ve Tremblay, C., (1984), " Segregation Effects in Aluminium Metals Samples", Light Metals, February, 1373-1387.

Gustafsson, G., Thorvaldsson, T. ve Dunlop, G.L., (1986), "The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Mg-Si Alloys", *Met. Trans. A.*, 17A, 1, 45-52.

Hains, R. W., (1984), "Press Quenching of Aluminium Alloys", *Proceedings of the Third International Aluminium Extrusion Technology Seminar*, Vol. 1, April, 81-88.

Hardwick, D. ve Tegart W. J. McG., (1961), *J. Inst. Metals*, 90, 17.

Heathcock, C., J., Cooke, J., D. ve Nugent, S., A., (1988), 4th Int. Aluminium Extrusion Technology Seminar., Vol. 1, 85-89, Washington DC. Aluminium Association.

Hidvegi, E., Griger, A. ve Csurbakova, T., (1984), "Characterization of the Crystallisation of an AlMgSi0.5 Alloy in Continuous Billet Casting" *Aluminium*, 60, 8, 603-606.

Hirosawa, E. ve Noe, M., (1970), *Sumitomo Light Metals Tech. Reps.*, 11, (4), 249.

Hufnagel, W., (1982), "Key to Aluminium Alloys", *Aluminium Verlag*, Dusseldorf.

Humphreys F. J., (1983), *Strength Metals Alloys*, 2, 625.

Jonas, J. J., Sellars C. M. ve Tegart W. J. McG., (1969), *Metall. Rev.*, 14, 1.

Kalu, P., N., ve Humphreys, F., J., (1986), *Proc. Conf. Aluminium Technology '86'*, 197-203, London, The Institute of Metals.

Kamio, A., Tezuka, H., Choi, J., Fujii, M. ve Takaheshi, M., (1985), *J. Japan Society Light Metals*, 35, 6, 321.

Kamio, A., Tezuka, H., Choi, ve Takaheshi, M., (1985), *J. Japan Society Light Metals*, 35, 6, 255.

Kattamis, T. Z., Merchant, H. D. ve Scharf, G., (1987), *Proceedings of a Symposium Sponsored by the Non-Ferrous Metals Committee of the Metallurgical Society and the Annealing and Recovery Committee of MSD/ASM International*, Cincinnati Ohio.

Kosuge, H. ve Mizukami, I., (1975), *J.Jap. Inst. of Light Metals*, 25,48.

Khan, M. H., (1974), *Ph. D. Thesis*, Birmingham University, November.

Lalli, L. A. ve Dauer, R. A., (1987), in "Aluminium Technology '86", *Institute of Metals*.

Lang, G. ve Castle, A.F., (1978), "Influence of Copper, Manganese and Chromium Additions on the Extrudability of AlMgSi 0.5 Alloys", *Light Metal Age*, 2, 26-28,.

Lang, G. ve Castle, A.F., (1978), *Mets. Tech.*, 5, (12), 434.

Lang, G., (1982), "Extrusion parameters and Mechanical Properties of Alloys in The Aluminium-Magnesium-Silicon System", Scientific and Technical Developments, The Extrusion Symposium, London, 121.

Langerwerger, J., (1988), "How Casting Method Can Effect the Quality of 6063 Extrusion Billets", Proceeding of the 4th International Aluminium Extrusion Seminar, Chicago, Illinois.

Langerwerger, J., (1982), in "Light Metals", Metallurgical Soc. of AIME.

Lee, C. W., Oppenheimer, B. W. ve Es-Said, O.S., (1987), "16th Int. Conf., Modeling and Simulation", Acta Press.

Lendvai-Nieki, A., Sapsal, L. ve Stefeniay, V., (1984), "Investigation of the Homogenisation Phenomena of AlMgSi Ingots", Conf. 7. Int. Light Metal Congress, Leoben, Vienna, 64-65.

Liu, P., Thorvaldsson, T. ve Dunlop, G.L., (1986), "Crystallographic Orientation Relationships for Al-Fe and Al-Fe-Si Precipitates in Aluminium", Acta Metall., 36, 1481-1489.

Langerweger, J., (1984), "Correlation Between Properties of Extrusion Billets, Extrudability and Extrusion Quality", Proceedings of the Third International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, April, 41-45.

Langerweger, J., (1988), "How Casting Methods Can Affect the Quality 6063 Extrusion Billets" Proceedings of the 4th International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, April, 381-384, Chicaco, Illinois.

Mangonon, P. L., (1999), The Principles of Materials Selection for Engineering Design, Prentice-Hall, International, Inc., USA.

Marchive, D., (1984) "High Extrudability Alloys in the 6000 Series", Light Metal Age, 6-10.

_____, (1976) Metallurgy of AlMgSi Alloy Billets, Alcan Publications, Banbury-Oxford.

McQueen, H. J., (1977), Metall. Trans. 8A, 807.

Merchant, H. D , Kattamis, T. Z. ve Scharf, G., (1987), "Homogenization of Aluminium Alloys", Proceedings of a Symposium the Non-Ferrous Metals, Ohio.

Mironenko, V. N., (1984), "Heat Treatment of Aluminium Alloys", USSR Patent No. 1084334,

Miyagi, Y., Hine, M. ve Tsuda, O., (1983), R&D, Kobe Steel Eng., Reps., 33, 3.

Mondolfo, L.F., (1976), "Aluminium Alloys: Structure and Properties", Butterworths, London.

Ohori, K., Takeuchi, Y. ve Matsuyama, H., (1984), "Combination Effect of Mn and Zr Additions on the Properties of AlMgSi Alloys", Proc. 3rd Int. Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, Atlanta, 63-67.

Olesen, J. ve Tymkin, L., (1965), Alcan, Isle Maligne Works Report, Technical Memorandum No. KW-377, February.

Onurlu, S., (1993), "Homojenleştirilmiş AA6063 Alaşımlarının İç Yapısı ve Özellikleri", Doktora tezi, İTÜ.

Porter, J. R. ve Humphreys, F. J., (1979), Met. Sci., 13, 83.

Registration Record of Aluminium Association Designation and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminium and Wrought Aluminium Alloys, (1981), June 1, 5.

Reiso, O., (1984), "The Effect of Composition and Homogenisation Treatment on Extrudability of AlMgSi Alloys", ET ' 84 Extrusion Productivity Through Automation. The Aluminium Association, USA, Vol.1, 31-40.

Reiso, O., (1984), "Extrusion Productivity through Automation", Aluminium Association, 31.

Reiso, O., (1984), The Effect of Composition and Homogenization Treatment on Extrudability of AlMgSi Alloys", Proceedings of the Third International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, April, 31-40.

Rivlin, V.G. ve Raynor, G.V., (1981), "Phase Equilibrium in Iron Ternary Alloys 4: Critical Evaluation of Constitution of Aluminium-Iron-silicon System", Int. Met. Rev., 3, 133-152.

Rosenthal, D., (1976), JIMMA 24, 247.

Ruppin, D. ve Strehmel, W., (1982), "Conditions for the automation of the press process in the direct extrusion of aluminium alloys", Scientific and Technical Developments, The Extrusion Symposium, London, 48.

Scharf, G. ve Grzemba, (1984), "Extrusion Productivity through Automation", Aluminium Association, 47.

Scharf, G. ve Grzemba, B., (1984), "Notch Sensitivity in Wrought AlMgSi Alloys", Proc. 3rd Int. Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, Atlanta, 47-52.

Schey, J. A., (1990), Introduction to Manufacturing Processes, McGraw-Hill, 1990.

Sellars C. M. ve Tegart W. J. McG., (1966), Mem. Sci. Rev. Met., 63, 731.

Schaaber, O., (1976), Met A 4.

Sheppard, T. ve Titcher, M. C., (1980), Metal Science, 14, 579.

Sheppard, T. ve Titcher, M. C., (1981), Met. Technol., 8, 319.

- Shad, G (1980), "Proc. Conf., structure of Metals", Bad Neuheim, W. Germany, 267.
- Sheppard, T. ve Raybould, D., (1973), J. Inst. Met., 101, 73-78.
- Sheppard, T., (1982), "Metallurgical principles and the control of properties during the extrusion process", Scientific and Technical Developments, The Extrusion Symposium, London, 24.
- Sheppard, T., Tunnicliffe, P. J. ve Paterson, S. J., (1982), J. Mech. work. Technol., 6, 313-331.
- Skjerpe, P., (1987), "Intermetallic Phases Formed During DC-Casting of an Al 0.25 Wt, Fe 0.13 Wt, Pct Si Alloy", Met. Trans. A., 18A, 2, 189-200.
- Sönmez, H. (1989), Metal Ekstrüzyonu, Eğitim Yayınları, İstanbul, 36.
- Spicden, C.,L. ve Hansen, J., I. (1961), Alcan, Kingston Works Report, Technical Memorandum No. KW-377, November.
- Sperry, P. R., (1982), "Extrusion Productivity through Automation", Aluminium Association, 21.
- Stefaniay, V., Sapsal, L., Gillemot, L. ve Denkey, E., (1983), "Investigation of the Processes Occuring During the Homogenisation Threatment of the Alloys AlMgSi 0.5 by Electron Probe Microanalysis", Aluminium, 59, 1, 8-12,.
- Stefeniay, V., Griger, A. ve Turmezey, T., (1978), "Intermetall Phases in the Aluminium-Side Corner of the AlFeSi Alloy System". J. Matter. Sci. 22, 539-546.
- Tiller W. A. ve O'Hara, S., (1968) Solidification of Metals, Proceedings of 1967 joint conf. at Brighton, ISI Publication, 110, 289.
- ____, (1983), The Properties of Aluminium and its Alloys, Published by The Aluminium Federation., Brodwayhouse, Calthorpe Road, Birmingham.
- ____, (1983), The Properties of Aluminium and its Alloys.
- Traenker, F. O., (1977), "Factor Affecting The Physical Characteristics of Aluminium Magnesium Silicon Alloy Extrusions", Proceedings of the Second International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, November, 339-347.
- ____, Türk Standartları, (1975), "Biçimlendirilebilen Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları Kimyasal Bileşim", TS 412.
- Walters, V.R. ve Frans, E.C., (1985), "Recent Developments in Intermediate and High Strength 6XXX Series Alloys", Aluminium, 61,261-265.

Weaver, C. H., (1988), "Billet Consistency via Quality Control and Comparative Evaluations", Proceeding of the 4th International Aluminium Extrusion Seminar, Chicago, Illinois.

Westengen, H., (1982), "Formation of Intermetallic Compound During DC Casting of a Commercial Purity Al-Fe-Si Alloy", Z. Metallkunde., 73, 360-368.

Wong, W. A., McQueen, H. J. ve Jonas, J.J., (1967), 95, 129.

Zoller, V.H. ve Ried, A., (1965), "Metallkundliche Grundlagen der Leicht Pressbaren AlMgSi-Legierungen", Aluminium, 51, 1, 62-629.

Zajac, S., (1991), "The Influence of Composition and Homogenisation on the Hot Deformability of Medium Strength Al-Mg-Si Alloys", Report 2769, Swedish Institute for Metals Research, Stockholm.

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



ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi	21.09.1961	
Doğum yeri	İstanbul	
Lise	1977-1979	Üsküdar Cumhuriyet Lisesi
Lisans	1980-1986	Yıldız Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği bölümü
Yüksek Lisans	1986-1989	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı, Üretim Programı
Doktora	1992-1999	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı, Üretim Programı
Çalıştığı Kurum(lar)	1989-Devam ediyor	Y.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji Mühendisliği Bölümü, Üretim Anabilim Dalı Araştırma Görevlisi