

**6063 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ DÜŞEY SÜREKLİ DÖKÜM YÖNTEMİNDE
ÜRETİM PARAMETRELERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

Koray TURBALIOĞLU

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır.**

**KARABÜK
Ocak 2008**

KABUL:

Koray TURBALIOĞLU tarafından hazırlanan "6063 Alüminyum Alaşımının Düşey Sürekli Döküm Yönteminde Üretim Parametrelerinin Geliştirilmesi" başlıklı bu çalışma jürimiz tarafından değerlendirilerek, Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans Tezi olarak oybirliğiyle (veya oyçokluğuyla) kabul edilmiştir. 21/01/2008

Unvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan: Prof. Dr. Ercan CANDAN (K. B. Ü.)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Yavuz SUN (K. B. Ü.)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Halil İbrahim DEMİRCİ (K. B. Ü.)

ONAY:

Yukarıdaki imzaların, adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım. 21/02/2008

Doç. Dr. Süleyman GUNDÜZ
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Koray TURBALIOĞLU

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

6063 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ DÜŞEY SÜREKLİ DÖKÜM YÖNTEMİNDE, ÜRETİM PARAMETRELERİNİN GELİŞTİRİLMESİ

Koray TURBALIOĞLU

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalı**

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Yavuz SUN

Ocak 2008, 131 sayfa

Bu çalışmada, AA 6063 Alüminyum alaşımının düşey sürekli döküm yöntemi için ideal döküm parametrelerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu amaç için biletler düşey sürekli döküm yöntemi kullanılarak farklı metal sıcaklıkları, döküm hızları ve döküm soğutma suyu debisi değerlerinde üretilmişlerdir. Döküm halde ve homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış olarak iki farklı koşulda biletlerden numuneler hazırlanmıştır. Homojenleştirme ısı işlemi 580°C’de 4 saatte gerçekleştirilmiştir. Her gruptaki numuneler mikroyapı incelemelerine ve mekanik özelliklerini belirlemek için sertlik, çekme ve darbe deneylerine maruz bırakılmışlardır. Mekanik deneylerin sonuçlarına göre en iyi döküm parametreleri belirlenmiştir.

Uygulanan deneylerin sonucunda mekanik özelliklerin metal sıcaklığı ve döküm hızına bağlı olarak değiştiği ve en ideal döküm parametrelerinin; 690 °C metal sıcaklığı, 100-110mm/dak. döküm hızı ve 140m³/h döküm suyu debisi değeri olduğu belirlenmiştir.

ÖZET (devam ediyor)

Anahtar Sözcükler: Alüminyum, AA 6063, Düşey Sürekli Döküm, Mekanik Deneyler

Bilim Kodu: 626.20.01

ABSTRACT

Master Thesis

IMPROVEMENT OF PRODUCT PARAMETERS OF 6063 ALUMINIUM ALLOY ON THE VERTICAL CONTINUOUS CASTING METHOD

Koray TURBALIOGLU

Karabuk University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metal Education

Thesis Advisor: Asst. Prof. Dr. Yavuz SUN

January 2008, 131 pages

In this study, it was aimed to determine the optimum casting parameters of AA 6063 aluminium alloy for DC Casting method. For this purpose, billets were produced by the DC Casting method at different metal temperatures, casting speeds and casting cooling water flow rate. The samples were prepared from billets in as-cast and homogenised conditions. Homogenization was carried out at 580 °C in 4 hours. Specimens in each group were exposed to microstructure characterization, hardness test and mechanic tests for determining tensile strenght and toughness. The best casting parameters were determined according to the mechanical experimental results.

As a results of the experiments, it was observed that the mechanical properties changed depending on metal temperatures and casting speed, and the best casting parameters were detemined as 690 °C metal temperature, 100-110 mm/min. casting speed and 140 m³/h casting cooling water flow rate.

ABSTRACT (continued)

Key Words: Aluminium, AA 6063, DC Casting, Mechanical Experiments

Science Code: 626.20.01

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli katkı ve yardımları ile beni yönlendiren hocam Prof. Dr. Ercan CANDAN ve danışmanım Yrd. Doç Dr. Yavuz SUN'a, yaptıkları yardımlardan ötürü ETİ Alüminyum A.Ş. Genel Müdür'ü Mehmet ARKAN'a, koordinatörüm Cemil TİRYAKİOĞLU'na, çalışma arkadaşım Galip ÇELİK'e, deney aşamasında biletlerin üretimi sırasındaki özverili çalışmalarından dolayı ETİ Alüminyum A.Ş. Alüminyum Dökümhanesi işçilerine, mekanik deneyleri yapmamda yardımcı olan Sibel HACIOĞLU'na ve laboratuvar çalışanlarına, mikroyapı incelemeleri sırasındaki yardımlarından dolayı Araş. Gör. Erkan KOÇ'a teşekkürü bir borç bilirim.

Ayrıca bunca yıldır yaptığım her şeyde bana destek olan aileme verdikleri destek için sonsuz teşekkürler.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	v
ABSTRACT	vii
TEŞEKKÜR	ix
İÇİNDEKİLER.....	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xv
ÇİZELGELER DİZİNİ	xxi
SİMGELER DİZİNİ.....	xxiii
KISALTMALAR	xiv
 BÖLÜM 1 GİRİŞ	 1
 BÖLÜM 2 ALÜMİNYUM	 5
2.1. ALÜMİNYUM VE GENEL ÖZELLİKLERİ	5
2.2. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ SİMGELEME DİZİSİ.....	7
2.2.1. Alüminyum İşlem Alaşımları	7
2.2.2. Alüminyum Döküm Alaşımları	11
2.3. ALÜMİNYUMUN KULLANIM ALANLARI	12
2.4. ALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİSİ	17
2.4.1. Silisyumun Etkisi	17
2.4.2. Magnezyumun Etkisi.....	17
2.4.3. Bakırın Etkisi.....	18
2.4.4. Manganın Etkisi	18
2.4.5. Çinkonun Etkisi.....	18
2.4.6. Demirin Etkisi	18
2.4.7. Geçiş Metallerinin Etkisi.....	19

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

Sayfa

BÖLÜM 3 Al-Mg-Si ALAŞIMLARI	21
3.1. Al-Mg-Si ALAŞIMLARI (6000 SERİSİ)	21
3.2. Al-Mg-Si ALAŞIMLARININ, FİZİKSEL, KİMYASAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ	24
3.3. AA 6063'ÜN KİMYASAL BİLEŞİMİNİN ÖZELLİKLERE ETKİSİ.....	30
 BÖLÜM 4 Al-Mg-Si ALAŞIMI BİLETLERİN SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ.....	37
4.1. Al-Mg-Si ALAŞIMI BİLETLERİN SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ VE METALURJİK KARAKTERİSTİKLERİ	37
4.2. Al-Mg-Si ALAŞIMLARIN KATILAŞMASI VE DÖKÜM YAPISI.....	39
4.3. SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ (D.C. DÖKÜM).....	45
4.4. SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİNDE BİLETLER KALİTESİ	48
4.5. SEGREGASYON	50
4.6. Al-Mg-Si ALAŞIMLARININ HOMOJENİZASYONU	54
4.7. ALÜMİNYUM ALAŞIM BİLETLERİNİ HOMOJENİZASYONU	55
4.8. AA 6063 ALAŞIMININ HOMOJENİZASYONU	60
 BÖLÜM 5 LİTERATÜR İNCELEMESİ	65
 BÖLÜM 6 DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	71
6.1. DENEYSEL METOT	72
6.2. MİKROYAPI İNCELEMELERİ	74
6.3. MEKANİK DENEYLER.....	74
6.3.1. Sertlik Deneyleri	74
6.3.2. Çekme Deneyleri	75
6.3.3. Darbe Deneyleri	78

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

Sayfa

BÖLÜM 7 DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME.....	79
7.1. MİKROYAPI İNCELEMELERİ	79
7.2. FARKLI METAL SICAKLIĞI DEĞERLERİ İÇİN	
MEKANİK DENEY SONUÇLARI.....	80
7.2.1. Sertlik Deneyleri.....	80
7.2.2. Çekme Deneyleri	81
7.2.3. Darbe Deneyleri	83
7.2.4. Değerlendirme	85
7.3. FARKLI DÖKÜM HIZI DEĞERLERİ İÇİN	
MEKANİK DENEY SONUÇLARI.....	87
7.3.1. Sertlik Deneyleri	87
7.3.2. Çekme Deneyleri.....	88
7.3.3. Darbe Deneyleri	90
7.3.4. Değerlendirme.....	92
7.4. FARKLI DÖKÜM SUYU DEBİSİ DEĞERLERİ İÇİN	
MEKANİK DENEY SONUÇLARI.....	92
7.4.1. Sertlik Deneyleri	92
7.4.2. Çekme Deneyleri.....	93
7.4.3..Darbe Deneyleri	96
BÖLÜM 8 GENEL SONUÇLAR	99
KAYNAKLAR.....	101
EK AÇIKLAMALAR A MİKROYAPI RESİMLERİ	109
ÖZGEÇMİŞ	131

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
3.1 Al-Mg-Si alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile karşılaştırmalı gerilim-% uzama diyagramı	28
3.2 Al-Mg-Si alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile birlikte sıcaklık değişimlerine göre dayanım farklılıkları	29
3.3 AA 6063'ün çekme dayanımının Mg_2Si miktarı ile değişimi	31
4.1 a) İçten büyüyen kristalleşme, b) Dıştan büyüyen kristalleşme	39
4.2 C_0 bileşimli(k_0) bir alaşımın faz diyagramında başlangıç bileşiminin değişimi ...	40
4.3 Döküm yapının meydana gelmesi.....	43
4.4 Çözünenin yeniden dağılımının yayınma ile gerçekleştirilmesi halinde arayüzeyin önündeki çözünenin profili	42
4.5 Yapısal aşırı soğumanın etkisi ile katılaşma morfolojisi	43
4.6 Katılaşma sırasında meydana gelen taneler ve dentritik yapı	45
4.7 Sürekli döküm prosesinin şematik görünüşü	46
4.8 Döküm hızı ile katılaşma arasındaki ilişki.....	47
4.9 a) Al-%5Mg alaşımında tane segregasyonu olan döküm yapısının şematik kesiti b) katılaşma hızının veya homojenizasyonun tane segregasyonuna etkisi..	52
4.10 Ters bilek segregasyonu oluşumu.....	53
4.11 Al-0,2Ti alaşımında 630 °C'de homojenize ve döküm yapısının çizgi analizi	56
4.12 Al-5,5Mg-0,19Cr alaşımında homojenizasyon öncesi ve sonrası çözünen dağılımı analizi.....	57
4.13 Düşük, orta ve yüksek konsantrasyonlu Al-Mg-Si alaşımında 554 °C'de 8 saat tutma süresi	59
4.14 Homojenizasyon sıcaklığı ve Cr/Fe oranına AlMgSi alaşımının dengesine etkisi	62
6.1 Biletten çıkarılan enine numunelerin hazırlandığı parça	73
6.2 Biletten çıkarılan boyuna numunelerin hazırlandığı parça	73
6.3 Sertlik testi için kullanılan test cihazı ve sertlik numuneleri	75
6.4 TS 138 standart'ına göre hazırlanan yassı çekme çubuğu ölçüleri.....	76

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
6.5 Boyuna numuneler için hazırlanan parçadan çıkarılan çekme çubuklarının yerleri.	76
6.6 Çekme deneyi için hazırlanan yassı çekme çubuğu.....	77
6.7 Çekme deney cihazı	77
6.8 Çentik darbe testi numunesinin ölçüleri	78
7.1 AA6063 Al alaşımlarının SEM görüntüleri; a)Döküm hali, b) Homojenleştirme ısı işlemleri uygulanmış	79
7.2 Metal sıcaklığına göre sertlik değerlerinde meydana gelen değişim	80
7.3 Metal sıcaklığına göre çekme mukavemetinde meydana gelen değişim	82
7.4 Metal sıcaklığına göre % uzama değerlerinde meydana gelen değişim	83
7.5 Metal sıcaklığına göre tokluk değerlerinde meydana gelen değişim.....	84
7.6 Biletten hazırlanan enine numunenin çekme testi sırasında kopma şekli.....	86
7.7 Biletten hazırlanan boyuna numunenin çekme testi sırasında kopma şekli.....	86
7.8 Döküm hızına göre sertlik değerlerinde meydana gelen değişim.....	87
7.9 Döküm hızına göre çekme mukavemetinde meydana gelen değişim.....	88
7.10 Döküm hızına göre % uzama değerlerinde meydana gelen değişim.....	90
7.11 Döküm hızına göre tokluk değerlerinde meydana gelen değişim.....	91
7.12 Döküm suyu debisine göre sertlik değerinde meydana gelen değişim.....	93
7.13 Döküm suyu debisine göre çekme mukavemetinde meydana gelen değişim.....	94
7.14 Döküm suyu debisine göre % uzama değerlerinde meydana gelen değişim.....	95
7.15 Döküm suyu debisine göre tokluk değerlerinde meydana gelen değişim	96
EK A 1. 690 °C’de üretilen biletin döküm haldeki enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	111
EK A 2. 690 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	111
EK A 3. 690 °C’de üretilen biletin döküm haldeki boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	112

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
EK A 4. 690 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	112
EK A 5. 700 °C’de üretilen biletin döküm haldeki enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	113
EK A 6. 700 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	113
EK A 7. 700 °C’de üretilen biletin döküm haldeki boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	114
EK A 8. 700 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	114
EK A 9. 710 °C’de üretilen biletin döküm haldeki enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	115
EK A 10. 710 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	115
EK A 11. 710 °C’de üretilen biletin döküm haldeki boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	116
EK A 12. 710 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	116
EK A 13. 720 °C’de üretilen biletin döküm haldeki enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	117
EK A 14. 720 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	117
EK A 15. 720 °C’de üretilen biletin döküm haldeki boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	118
EK A 16. 720 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	118
EK A 17. 100 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	119
EK A 18. 100 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	119

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
EK A 19. 100 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	120
EK A 20. 100 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi .	120
EK A 21. 110 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	121
EK A 22. 110 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi....	121
EK A 23. 110 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	122
EK A 24. 110 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi .	122
EK A 25. 120 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	123
EK A 26. 120 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi....	123
EK A 27. 120 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	124
EK A 28. 120 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	124
EK A 29. 140 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	125
EK A 30. 140 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	125
EK A 31. 140 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	126
EK A 32. 140 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi ..	126
EK A 33. 150 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	127

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

No

Sayfa

EK A 34. 150 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	127
EK A 35. 150 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	128
EK A 36. 150 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi ..	128
EK A 37. 160 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	129
EK A 38. 160 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi.....	129
EK A 39. 160 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi	130
EK A 40. 160 m ³ /saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi ..	130

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
2.1 Katı Alüminyum metalinin 20 °C’de ki yoğunluk değerleri.....	5
2.2 Alüminyumun bazı özelliklerinin diğer metallerle karşılaştırılması	7
2.3 Alüminyum işlem alaşımlarında simgeleme dizisi	8
2.4 Temel işlemleri gösteren simgeler	9
2.5 Alüminyum döküm alaşımlarında simgeleme dizisi	12
2.6 Alüminyum ve alaşımlarının bileşimi ve kullanım alanlarına göre genel sınıflandırılması	15
2.7 Alüminyumun Önemli Kullanım yerleri ve Alternatif olduğu Malzemeler	16
3.1 AA 6063 benzeri bileşimdeki diğer standart alaşımlar.....	23
3.2 Standartların kullanıldığı ülkelere göre gruplandırılması	24
3.3 Al-Mg-Si alaşımlarının fiziksel özellikleri	26
3.4 Al-Mg-Si alaşımının mekanik özellikleri	27
3.5 Al-Mg-Si alaşımlarının değişik sıcaklıklardaki çekme özellikleri	30
3.6 Al-Fe-Si alaşımlarında gözlenen fazlar ve kristal yapıları	33
3.7 Döküm yapısında gözlenen fazlar ve kristalleşme özellikleri	34
6.1 Standart AA 6063 alaşımının kimyasal bileşimi	71
6.2 Biletlerin döküm numaralarına göre analiz sonuçları	71
6.3 Parametre değişikliklerine göre yapılan deneyler.....	72
7.1 Metal sıcaklığı değiştirilerek dökülen numunelerin Brinell sertlik sonuçları.....	80
7.2 Metal sıcaklığı değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası çekme mukavemeti değerleri	81
7.3 Metal sıcaklığı değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası % uzama değerleri	83
7.4 Metal sıcaklığı değiştirilerek dökülen numunelerin darbe deneyi sonrası elde edilen tokluk değerleri	84
7.5 Döküm hızı değiştirilerek dökülen numunelerin Brinell sertlik sonuçları	87

ÇİZELGELER DİZİNİ (devam ediyor)

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
7.6 Döküm hızı değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası çekme mukavemeti değerleri	88
7.7 Döküm hızı değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası % uzama değerleri	89
7.8 Döküm hızı değiştirilerek dökülen numunelerin darbe deneyi sonrası elde edilen tokluk değerleri	91
7.9 Döküm suyu debisi değiştirilerek dökülen numunelerin Brinell sertlik sonuçları	93
7.10 Döküm suyu debisi değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası çekme mukavemeti değerleri	94
7.11 Döküm suyu debisi değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası % uzama değerleri	95
7.12 Döküm suyu debisi değiştirilerek dökülen numunelerin darbe deneyi sonrası elde edilen tokluk değerleri	96

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

k_0	:	Denge dağılım katsayısı
C_0	:	Ortalama bileşim
C_S	:	Katının bileşimi
C_K	:	Sıvının bileşimi
G	:	Sıvıdaki sıcaklık gradyanı
C_0	:	Ortalama bileşim
C_S	:	Katının bileşimi
C_K	:	Sıvının bileşimi
G	:	Sıvıdaki sıcaklık gradyanı
V	:	Ara yüzey hızı
ΔT	:	Alaşımın denge katılaşma aralığı ($^{\circ}\text{K}$) (orijinal alaşım bileşimi için likidüs ve solidüs arasındaki sıcaklık farkı)
D	:	Sıvı yayınma katsayısı
V_E	:	Katılaşma hızı
V	:	Döküm hızı
x	:	Metal seviyesinin altındaki derinlik
y	:	x değerinde katılaşan derinlik
L	:	Ergime gizli ısı
gr/cm^3	:	Yoğunluk
c	:	Spesifik ısı
k	:	Isısal iletkenlik
cal/cm	:	Isı iletkenliği
kcal/kg	:	yanma ısı
$\mu\Omega\text{cm}$	:	Elektrik Direnci
T	:	Sıcaklık
R	:	Bilet ekseninden ölçülen yatay koordinat (x derinliğindeki sıvı merkezinin çapı)

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ (devam ediyor)

KISALTMALAR

ASTM:	American Society for Testing and Materials
ASA :	Amerikan Standartlar Birliği
YMK :	Yüzey Merkez Kübik
HMK :	Hacim Merkez Kübik
TEM :	Geçirimli Elektron Mikroskobu
SEM :	Tarama Elektron Mikroskobu
DC :	Direct Chill

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Metal biliminin günümüzde ulaştığı en son aşama, yeni malzemelerin üretilmesinde kompozit teknolojisinin gelişmesi ile yeni kombinasyonların ortaya çıkmasıdır. Bunun yanı sıra kimyasal bileşimi hemen hemen gelişimini tamamladığı konvansiyonel alaşımlı malzemelerde ise döküm, plastik deformasyon ve ısıtıl işlem sırasında yapının kontrol edilerek daha homojen hale getirilmesi amaçlanmakta ve bu amaç için çalışılmaktadır.

Endüstrinin ve teknolojinin gelişmesi ile birlikte alüminyum ve alaşımlarının da kullanımı artmaktadır. Teknik özelliklerinin getirdiği birçok üstünlükler nedeniyle alüminyum, dünyada ve ülkemizde giderek daha çok kullanılmaktadır. Tüketimde, alüminyum ve alaşımlarının, demir-çelik ürünleri ile mukayese edebilecek duruma gelmesi, son yıllarda elektrik, kimya, tıp, inşaat, otomotiv ve havacılık sanayinde ve bunların yan sanayilerinde her geçen gün artan bir şekilde kullanılması gün geçtikçe önemini bir kat daha arttırmaktadır. Hafif metal sınıfında olan alüminyum, yumuşak ve demirden üç kat daha hafif, mukavemetinin ağırlığa oranla çok yüksek olması, kolay işlenebilirlik, korozyon dayanımı, dekoratiflik, soğuk ve sıcak şekillendirilebilme gibi özelliklere sahiptir (Altenpohl, 1986).

Saf alüminyum çok yumuşak bir malzeme olduğundan dayanımının artırılması için soğuk şekillendirme ve çökelme sertleşmesi sağlayan magnezyum, silisyum, bakır, çinko, mangan gibi elementlerle alaşımlandırma yapılır. Saf alüminyuma bu alaşım elementleri değişik oranlarda ilave edilerek bir çok farklı alüminyum alaşımı elde edilebilir. Bazı alaşım elementlerinin etkisi ile Al alaşımlarında çökelme sertleştirilmesi ısıtıl işlemi uygulanabilir. Uygulanan bu ısıtıl işlem alüminyum alaşımının dayanımını büyük ölçüde artırır. Bu özelliklerinden dolayı alüminyum ve alüminyum alaşımları dayanımının yanında hafifliğin de önemli olduğu otomotiv sanayi ve havacılık endüstrisindeki

uygulamalarda önemli yer tutmaktadır. Kolay şekillendirilebilir olmaları ise alüminyum ve alaşımlarına ekstrüzyon endüstrisinde iyi bir kullanım alanı sağlamıştır.

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 maliyetinin düşük olması ile tanınırlar. Dünya alüminyum ekstrüzyon üretiminin yaklaşık %80'inden fazlasını 6000 serisi alaşımlar, bu serinin %70'inde AA 6063 alaşım grubu oluşturmaktadır.

AlMgSi alaşımları, kapsamlı bir alanda dayanım, iyi işlenebilirlik, yüksek korozyon dayanımı gibi özellikleri ile otomotiv ve havacılık endüstrisinde, inşaat sektöründe, taşımacılıkta, mimari ve süsleme uygulamaları gibi alanlarda kullanımlarını teşvik etmektedir.

AlMgSi alaşımlarında da üretimin ilk adımı döküm yöntemi ile başlar ve başlangıç döküm yapısı termo-mekanik yöntemlerin başarısı üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Bu nedenle AlMgSi alaşım biletlelerinin 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) Katılaşma hızı veya katı-sıvı ara yüzeyi yayınma hızı
- 2) Yayınan katı-sıvı ara yüzeyindeki sıcaklık gradyanı
- 3) Sıvıdaki ve katıdaki çözünenlerin yayınabilirlikleri

Daha yüksek katılaşma hızları, daha kısa dentrit 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, biletin döküm hali yapısının dengesiz dentritik katılaşma mekanizması yüzünden pek birbirine benzemediğini göstermiştir. Döküm sırasında çekirdeklenme ve ayrışma mekanizmaları alaşımlayıcı elemanların ilavesinin tane sınırlarında, üçlü noktalara ve ötektik ağının oluşumunda dentritler arası bölgelerde azami şekilde yoğunlaşmasına neden olur. Alaşımlayıcı elemanların bazı bölgelerde aşırı doymuşluğa ve katılaşma esnasındaki ısı farklılıkları sonucu oluşan yüksek iç

gerilimler de döküm hali yapısında mevcuttur. Sonuç olarak, döküm hali yapılarındaki bu birbirine benzemezliklerin sıcak işlenebilirlik üzerine, taneler arası veya diğer fazların dentritler arası ağın bir dereceye kadar düşük sünekliği yüzünden zararlı etkiye sahip olduğu söylenebilir.

Termo-mekanik proses süreci öncesinde döküm hali yapısının homojenizasyonu sıcak işlenebilirliği geliştirmek için son derece önemlidir. Homojenizasyon işlemi ile sıcak işlenebilirliğin gelişmesi, çözünenlerin yayınması ve diğer ikincil faz partiküllerinin dağılımı ve durumuna bağlıdır. Katılaşma sonrasında ilk hedef, ikincil fazın dengesizliğinin çözünmesi ve sonrasında konsantrasyon farklılıklarının eşitlenmesidir. Yapısal olarak dengelenme ve kararsız fazların çözünmesiyle eş zamanlı olarak homojenizasyon sırasında, homojenizasyon süresi ve sıcaklığı, alaşım tip ve yayınmaya bağlı olarak tane kabalaşması, aşırı doymuş elemanların çökmesi, kararlı metaller arası fazların kabalaşması, aşırı doymuş elemanların çökmesi, yüzey oksitlenmesi, porozite oluşumu, segregasyon ve bölgesel ergime gibi olaylar da meydana gelebilir.

Bu çalışmada; düşey sürekli döküm yöntemiyle üretilen AA 6063 alaşımının mekanik özelliklerine, metal sıcaklığı, döküm hızı ve döküm suyu debisi parametrelerinin etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Bu sayede belirlenen üretim parametreleri işletmelere, düşey sürekli döküm yöntemi ile bilet üretilmesinde enerji ve zaman kazandıracak ve üretim maliyetleri azalmış olacaktır.

BÖLÜM 2

ALÜMİNYUM

2.1. ALÜMİNYUMUN GENEL ÖZELLİKLERİ

Alüminyum, demir çelik'ten sonra günümüzün en çok kullanılan ikinci metalidir. Alüminyum mamulleri; profil, boru, çubuk gibi ekstrüzyon ürünleri, levha, folyo gibi yassı ürünler, döküm ürünleri ve iletkenler şeklinde sınıflandırılırlar. Tarih öncesi çağlara adını veren on binlerce yıl öncesinin demir, bakır ve tunç gibi metalleri ile karşılaştırınca son derece genç olan, günümüzden 115 yıl önce endüstriyel çapta üretimine başlanan alüminyum, günlük yaşantımızın her yerinde kullanılmaktadır.

Alüminyum metalinin mühendislik uygulamalarında kullanımını sağlayan çok önemli özellikleri vardır. Alüminyum yumuşak ve demirden yaklaşık üç kat daha hafiftir. Diğer metallerin yapısına ilave edilmesi ile alaşımlandırıldığı zaman, yoğunluğunun çok az artmasına karşılık mekanik dayanımında önemli oranlarda artışlar meydana gelmektedir. Magnezyum ve Berilyum'dan sonra en hafif metal olan Alüminyumun yoğunluğu $2,7 \text{ gr/cm}^3$ 'tür. Hem sıvı hem de katı alüminyumun yoğunluğu artan saflık derecesi ile orantılı olarak düşmektedir. Aşağıda katı alüminyumun 20°C 'de ki yoğunluğu için bazı değerler verilmiştir (Su, 1988).

Çizelge 2.1. Katı Alüminyum metalinin 20°C 'de ki yoğunluk değerleri (Su, 1988).

Al (%)	99,25	99,40	99,75
D (gr/cm^3)	2,727	2,706	2,703

Elektroliz şartlarında (950°C) alüminyumun yoğunluğu $2,303 \text{ gr/cm}^3$ 'dür. Özgül ağırlığı $7,8 \text{ gr/cm}^3$ olan çeliğe, $8,8 \text{ gr/cm}^3$ olan bakıra karşı sadece $2,71 \text{ gr/cm}^3$ 'dür.

Alüminyumun bir diğer önemli özelliği de elektrik iletkenliğidir. Alüminyum iletkenliği bakırın iletkenliğinin yalnızca %60'ı kadar olmasına karşılık düşük yoğunluğundan dolayı birim kütleye düşen iletkenlik bakımından bakırdan daha yüksek iletkenliği vardır. Mesela 10 mm çapındaki bir alüminyum telin elektrik direnci, 6 mm çapında bir bakır telin elektrik direncine eşit olmasına rağmen, alüminyum tel daha hafiftir. Enerji iletim hatlarında kullanılan teller için düşünüldüğü zaman bu çok önemli bir özelliktir.

Araştırmalar sonucunda alüminyumda safsızlıklar iletkenliği değişik ölçülerde etkilerler. Altın, berilyum, nikel, silisyum, demir ve çinkonun iletkenliğe etkisi son derece düşüktür. Bakır, gümüş, magnezyum iletkenliği daha kuvvetli düşürüler. Alüminyum yüksek ısı iletkenliği, çeşitli ısı kazanları parçalarında kullanılmasına neden olur. Ayrıca ısı iletkenliği artan sarfiyat derecesi ile büyür. Bu % 99,489 saflıktaki bir alüminyum metali için düşünüldüğünde 200 °C'de 0,5 cal/cm^s °C ve % 99,70 saflıktaki bir alüminyum metali için ise 0,531 cal/cm^s °C'dir (Su, 1988).

Alüminyumun yaygın olarak kullanım nedenlerinden biri de korozyona karşı yüksek direncidir. Kimya ve gıda sanayinden inşaat sektörüne ve ev eşyalarına dek çok geniş bir alanda kullanılmasının başlıca nedeni alüminyumun korozyon direncidir. Korozyona karşı dayanımlı olmasının sebebi ise, alüminyum havada ince fakat çok sıkı bir oksit kabuğu ile kaplanır. Elektron mikroskobu ile yapılan araştırmalar bu örtünün sık ve gözeneksiz olduğunu göstermektedir. Bu oksit tabakası metali oksitlenmenin devam etmesine karşı korur ve ona yüksek bir mukavemet sağlar. Metalik parlak alüminyumun yüzeyindeki koruyucu alüminyum oksit takriben 0,2 µm kalınlığındadır.

Mekanik özellikleri arasında en önemli olan esneklik katsayısıdır. Bunun değeri çelik esneklik katsayısının 1/3'üne eşit olduğundan, çelik yerine alüminyum kullanılmaya karar verildiği zaman, esnemenin çeliğe göre üç kat daha fazla olacağı göz önüne alınmalıdır. Saf Alüminyumun sertliği 19-20 Brinell değerinde olup alaşımlarında ise 120 Brinell değerine kadar çıkabilir. Çekme dayanımı ise 9 MPa değerinden, bazı yaşlanabilir alaşımlarda 65 MPa değerinin üstüne çıkabilir (Su, 1988).

Alüminyumun bazı özellikleri diğer metallerle karşılaştırılmalı olarak Çizelge 2.2.'de verilmiştir (Su, 1988).

Çizelge 2.2. Alüminyumun bazı özelliklerinin diğer metallerle karşılaştırılması (Su, 1988).

ÖZELLİK	Al	Cu	Fe	Zn	Mg
Özgöl Ağırlık (gr/cm ³)	2,71	8,94	7,87	4,1	1,74
Elektrik Direnci (Ohm. mm ²).10	2,66	1,68	9,8	6,0	4,46
Isı İletkenliği (Cal/ cm ² /cm °C)	0,52	0,92	0,19	0,27	0,37
Isıl Genleşme Katsayısı (mm/mm°C). 10 ⁻⁶	24,0	16,7	11,9	33,0	25,7
Ergime Sıcaklığı °C	658	1083	1535	420	651
Yanma Isısı (kcal/kg)	6970	--	1600	1270	6000
Uzama (%)	43	50	48	--	--
Sertlik (Brinell)	19	25	70	--	--

2.2. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ SİMGELEME DİZİSİ

2.2.1. Alüminyum İşlem Alaşımları

Alüminyum işlem alaşımları için dünyada en yaygın olarak kullanılan simgeleme dizisi, Amerikan Standartlar Birliği (ASA) tarafından belirlenen simgeleme dizisidir. Daha önceden Amerikan Alüminyum Birliği tarafından kullanılan bu simgeleme 1957 yılında standart haline getirilmiştir (William, 2001).

Bu simgeleme ilk elde dört rakam kullanan bir sayılma üzerine Çizelge 2.3.'de açıklandığı gibi düzenlenmiştir. Buna göre; dört rakamlı sayısal simgenin ilk rakamı hangi temel alaşım elementini içeren alüminyum alaşımı olduğunu belirtmektedir.

Çizelge 2.3. Alüminyum işlem alaşımlarında simgeleme dizisi (William, 2001).

Simge	Temel Alaşım Elementi	Faz Sayısı
1XXX	Alaşımsız Alüminyum	Tek Fazlı
2XXX	Bakır'lı Alüminyum Alaşımı	Çift Fazlı
3XXX	Manganez'li Alüminyum Alaşımı	Tek Fazlı
4XXX	Silisyum'lu Alüminyum Alaşımları	İki Fazlı
5XXX	Magnezyum'lu Alüminyum Alaşımları	Tek Fazlı
6XXX	Magnezyum+Silisyumlu Alüminyum Alaşımları	İki Fazlı
7XXX	Çinko'lu Alüminyum Alaşımları	İki Fazlı
8XXX	Diğer Elementler	
9XXX	Kullanılmayan Dizi	

1XXX dizisi; saf alüminyum (%99,00) belirtir. Son iki rakam ise %99 değerinin noktadan sonraki rakamlarını ve alüminyumun en az aralık değerini belirtir.

1XXX dizisinde soldan ikinci rakam ise özel olarak denetlenen empürite elementlerinin sayısını belirtir ve 1'den 9'a kadar değişebilir. Örneğin 1042 alaşımını ele alırsak; alaşımın saf alüminyum ve aralık değerinin de en az %99,42 olduğunu belirtir. 1042 alaşımındaki 0 ise geri kalan $\%1,00 - \%0,42 = \%0,58$ içinde özellikle denetlenen hiçbir elementin bulunmadığını gösterir.

2XXX'den 8XXX'e kadar olan diziler Çizelge 2.3.'de belirtilen alaşımları simgeler. İlk rakam alaşım türünü, ikinci rakam ise değişimleri simgeler. Özellikle denetlenen empüritelerin sayısı, 1 ile 9 arasında bir rakamla simge sayısının ikinci rakamı olarak kullanılır. 5065 alaşımında özellikle denetlenen hiçbir empürite elementi bulunmayan bir Al-Mg alaşımını simgeler.

9XXX dizisi ise yalnızca deneysel olarak geliştirilmekte olanlar için kullanılır. Üretimine geçildiği andan itibaren de 9XXX simgesi bu alaşımda alınır, en uygun gerçek simge verilir. Bu alaşım standart olarak kabul edilinceye kadar dört rakamlı simgesinin önüne bir X konur. Alüminyum işlem alaşımları ısıtılma davranışlarına göre iki bölüme ayrılırlar. Isıtılma uygulanabilenler ve ısıtılma uygulanamayanlar. Genellikle 2XXX, 4XXX, 6XXX ve 7XXX

dizileri ısıtıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımlarıdır. 3XXX ve 5XXX dizilerine ısıtıl işlem uygulanamaz. Bu alaşımların dayanım özellikleri bileşimlerindeki mangan ve magnezyumdan kaynaklanmakta olup, soğuk işlem sertleşmesi gösterebilirler.

Döküm veya biçimlendirmek suretiyle elde edilen, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının ısıtıl işlem durumları, Çizelge 2.4.'de gösterildiği gibi ilave edilen bir veya birkaç harf ile tanımlanır (William, 2001).

Çizelge 2.4. Temel işlemleri gösteren simgeler (William, 2001).

Simge	Temel İşlem
F	Fabrikasyondan sonraki hali
O	Tavlanmış – Yalnızca işlem alaşımları
H	Yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda yapılan plastik şekillendirme sonucu sertlik ve mukavemet artışı
W	Katı eriyiğe alma ısıtıl işlemi uygulanmış
T	F, O ve H dışındaki etkileri meydana getirmek için ısıtıl işlem görmüş

Bunların alt bölümleri ve anlamları ise şöyledir;

EC, elektrik iletimi işlerinde kullanılan alüminyum içindir. Alüminyum içeriği en az %99,45 oranındadır. Çok az Cu ve Be içerir. Empüriteler çok sıkı şekilde denetlenir.

O, tavlanmış, yeniden kristalleşmiş alaşımlar için kullanılır, en yumuşak durumunu belirtir.

F, fabrikasyondan sonraki halidir. Bu hal, mukavemet veya sertliğini değiştirmek amacıyla hiçbir ilave işlem yapılmaksızın, imal edildikten sonraki fiziksel yapısını belirtmektedir. Biçimlendirilen alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerinin hiçbir garantisi yoktur. Döküm hali için; örneğin 43-F işareti kullanılmaktadır.

H, yalnızca soğuk işlem sertleşmesi ile sertleşebilen alaşımlara uygulanır ve bu durumu simgeler. Genellikle yassı ürünler (levha/sac) için kullanılır. Soğuk biçimlendirme sonucu ve kısmi bir yumuşama elde etmek üzere ilave ısıtıl işlemin yapıp yapılmamasına rağmen biçimlendirilen alüminyum alaşımlarında elde edilen mukavemet ve sertlik artışını ifade eder.

H'den sonra özellikle iki veya daha fazla rakam vardır. İlk rakam esas işlemleri ifade eder. Daha sonraki rakamla plastik şekillendirme sınırları içindeki nihai fiziksel özelliklerini belirtir. Bunların anlamı şöyledir;

H1, soğuk işlem sertleşmesi durumunu simgeler. Bu simgeyi izleyen bir ikinci rakam 1 ile 8 arasında değerler alır. 1, en yumuşak 8 ise en sert durumu belirler. Buna göre; 1; yumuşak, 2; çeyrek sert, 4; yarı sert, 6; 3 çeyrek sert, 8; tam sert durumu simgeler. Tam sert, tavllanmış alaşımın %75 soğuk işlenmiş yapısının çekme dayanımına eş değer sertliktir. Bazen çok sert alaşımlar için 9 rakamı da kullanılabilir. Eğer bu simgelemeye tam uymayan özel bir alaşım söz konusu ise, bu durumda bir üçüncü rakam kullanılır. Örneğin; H121, bu alaşımda, H soğuk işlenmiş bir alaşım olduğunu; 1, bu alaşımın yalnızca soğuk işlemde sertleştirildiğini; 2, alaşımın çeyrek sert durumda olduğunu ve sondaki 1 rakamı da bu alaşımın H12'nin simgelediği durumdan biraz farklı değerlere sahip olduğunu belirtir. H12, soğuk işlem sertleştirilmesi yapılmış ve kısmen yenileme süreci uygulanarak yumuşatılmış sertlik durumunun belirtilmesi gereken alaşımlar için ikinci bir rakam kullanılır. Örneğin; H24, soğuk işlenmiş ve kısmen yenileme işlemi ile yarı sert duruma getirilmiş alaşımı simgeler. H3, magnezyum içeren soğuk işlem sertleştirilmesi yapılmış alaşımlar, düşük sıcaklıklarda ısıtılırlarsa, yapılarında oluşan dönüşümler sonucu daha kararlı durumlara geçerler. Bu alaşımı simgeleyen H3'e eş değer bir ikinci rakam eklenirse bu da sertlik durumunu ifade eder. H34, soğuk işlenmiş tavllanmış, yarı sert durumdaki bir alaşımı belirtir.

W, katı eriyiğe alma ısı işleminden sonraki kalıcı olmayan yapıyı ifade eder. Bu hal doğal yaşlanmadan dolayı, yaşlanma süresinin verilmesi ile belirtilmiş olur. Örneğin; 2246-W-8 simgesi, 8 saatlik bir yaşlanma sonucu 2246 alaşımının taşıyacağı özellikler açısından kullanılır.

T, ısı işlem görmüş alaşımlar için kullanılır. Alaşım soğuk işlem görmüş yada görmemiş olabilir. Yaşlanma işlemi T harfini izleyen bir rakamla belirtilen işlemlerden sonra elde edilen özelliklere uymayan özellikler söz konusu ise ikinci bir rakam kullanılır. Isıl işlemlerin değişik türleri aşağıdaki gibi ifade edilir.

T1, sıcak işlenmiş, soğutulup doğal olarak yaşlandırılmış anlamına gelir. Döküm alaşımları ile sıcak ekstrüzyon alaşımlarından oda sıcaklığındaki yaşlanma ile dayanımı artan alaşımlar için uygulanır.

T2, tavllanmış (yalnızca döküm alaşımları için) alaşımı simgeler. Sıcak işlemde sonra soğutulur, soğuk işlemde geçirilir ve doğal yaşlandırma ile kararlı duruma getirilir.

T3, çözeltiye alma ısı işlemi uygulanmış işlem alaşımlarının sonradan soğuk işlem ile sertleştirilme işlemi için kullanılır. Bu işleme bir yaşlandırma işlemi de diyebiliriz.

T4, çözeltiye alma ısı işlemi ve doğal yaşlanma uygulanmış alaşımı simgeler.

T5, fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş ve yapay olarak yaşlandırılmış alaşımı simgeler.

T6, çözeltiye alma ısı işlemi ve yapay yaşlandırma (termik) uygulanmış alaşımı simgeler.

T7, çözeltiye alma ısı işlemi dengeli duruma getirilmiş alaşımları simgeler.

T8, çözeltiye alma ısı işlemi uygulanmış; soğuk işlenmiş ve yapay yaşlandırılmış alaşımları simgeler (işlem alaşımları için).

T9, birbirini izleyen çözeltiye alma ısı işlemi yapay yaşlandırma (termik) ve soğuk işlem işlemlerini simgeler.

T10, yapay olarak yaşlandırılmış ve soğuk işlenmiş (işlem alaşımları için).

2.2.2. Alüminyum Döküm Alaşımları

Alüminyum dökümler ile döküm alaşımları için kullanılan simgeleme dizisi de işlem alaşımlarının dizisine benzer. Bunlarda da dört rakamlı bir sayı simge olarak kullanılır. Ancak bu rakam simgesi üçüncü rakamdan itibaren ayrılmıştır. Tüm alaşımlar için simgeler Çizelge 2.5.'de verilmiştir.

1XXX,X için; ikinci ve üçüncü rakamlar alüminyumun % 99,00'dan öteye saflık derecesini belirler. Son rakam sıfır ise bu, parça dökümleri; 1 ise ingot dökümlerini; rakamların önünde 1X var ise bu, alaşım deneme aşamasında olduğunu belirtir.

2XXX,X ile 9XXX,X arasındaki alaşımlar ise belirtilen alaşımları simgelerler. İkinci ve üçüncü rakamlar yalnızca bir sıralama sayısını oluşturur. Son rakam sıfır ise parça döküm; 1 ise ingot dökümü; 2 rakamı ise sıfırın bir değişimidir. Örneğin 332,0 alaşımında ilk 3 rakamı; alüminyum bakır ve/veya magnezyumlu bir alaşımı simgeler. O (sıfır) ise onun parça dökümü olduğunu belirtir. 32'nin özel bir anlamı yoktur. Çizelge 2.5.'de Alüminyum döküm alaşımlarında simgeleme dizisi verilmiştir (Avner, 1984).

Çizelge 2.5. Alüminyum döküm alaşımlarında simgeleme dizisi(Avner, 1984).

Simge	Temel Alaşım Elementi
1XXX,X	Alüminyum %99,00 en az
2XXX,X	Bakır
3XXX,X	Silisyum-Bakır ve/veya Magnezyum
4XXX,X	Silisyum
5XXX,X	Magnezyum
6XXX,X	Kullanılmayan dizi
7XXX,X	Çinko
8XXX,X	Kalay
9XXX,X	Diğer elementler

2.3. ALÜMİNYUMUN KULLANIM ALANLARI

Endüstri ve teknoloji geliştikçe, alüminyum kullanımı artmaktadır. Daha hafif, daha sağlam, daha verimli, daha uzun ömürlü ve sonuçta daha ekonomik ürünler için alüminyum tercih edilmektedir.

İnşaat sektöründe; 1945 yılından beri alüminyum ekstrüzyon, yassı ürünler ve döküm ürünleri, kapı-pencere doğramaları, cephe-çatı kaplamaları ve aksesuarlarının yapımında kullanılmaktadır. Ayrıca alüminyum çeliğe göre daha hafif olduğu için köprülerin önemli yerlerinde yapı elemanı olarak da kullanılmaktadır (Sezgin, 1989; Armel, 1991).

Alüminyum, en kullanışlı ambalaj malzemelerinden birisidir. Alüminyum, konteynır imalatından ilaç kutularına kadar çok çeşitli ambalaj uygulamalarına mükemmel şekilde cevap verir. Diş macunu tüpünden, marketlerdeki sayısız ürünler, mutfakta folyoya sarılı fırın

yemekleri ve buzdolabındaki soğuk meşrubatlara kadar, alüminyum pek çok ürünü sarar ve korur. Dünyada kullanılan tüm içecek kutularının %80'i alüminyumdan yapılmış kutulardır.

Alüminyum, ulaşım sektöründe taşıt araçlarının üretiminde kullanılan en önemli malzemelerden birisidir. Otomotiv ve uzay sanayinde alüminyum tercih edilen bir malzemedir. Hatta alüminyum kaporta veya tamamen alüminyum olan otomobiller üretme çalışmaları devam etmektedir. Orta büyüklükteki bir otomobilin ağırlığının %35'ini oluşturan kaporta üzerinde araştırmalar yapılarak üretimler gerçekleştirilmektedir. Audi-Alcoa işbirliği ile üretilen kaporta ve yapısal elemanların tümü alüminyumdan yapılmış olan prototip bir otomobilde %47 oranında bir ağırlık tasarrufu sağlanmıştır. Her 2 kg çelik yerine 1 kg alüminyum kullanılarak yapılan çok daha hafif gövde sayesinde fren, süspansiyon ve motor aksamı gibi diğer elemanlarda da ağırlık tasarrufu sağlanabilmiş, bu sayede Audi 5000 model otomobilinde 370 kg çelik yerini 149 kg alüminyuma bırakmıştır. Alüminyum kullanımı ile 221 kg hafifleyen bu otomobilde sağlanan yakıt tasarrufu ile 150 bin km'de 3 bin 500 lt daha az benzin tüketilmiştir (Birol, 1991).

Alüminyum kullanımının yaklaşık %25'i taşıt araçlarının üretimine aittir. Ayrıca karayolları trafik ve yön işaret sistemlerinde, otoyol parafet ve köprülerinde alüminyumdan yapılan malzemeler kullanılır. Deniz araçlarında, özellikle teknelerde alüminyum süper-yapı sistemleri ile ağırlık merkezi daha aşağıya doğru çekilmekte ve böylece teknenin dengesi arttırılmakta ve daha çok kullanım hacmi sağlanmaktadır. Küçük teknelerin ve yatların yelken direkleri alüminyumdan yapılmaktadır.

Bir uçağın ağırlıkça % 70'i alüminyumdan oluşmaktadır. Alüminyum alaşımlarının hafifliği yanı sıra sağlamlığı, uçakların ve dolayısı ile havacılık sektörünün gelişmesine en büyük katkıyı yapmıştır.

Alüminyum son derece iletken bir metaldir. Bu nedenle, tüm alüminyum kullanımının Avrupa'da %10'u, ABD'de %9'u, Japonya'da %7'si elektrik ve elektronik sektöründe kullanılmaktadır. Alüminyumun bu alanda en çok kullanıldığı yer enerji nakil hatlarıdır. Çelik özlü alüminyum iletkenler, yüksek voltajlı elektrik nakil hatlarında tercih edilen tek malzeme olmuştur. Alüminyum, yeraltı kablolarında, elektrik borularında ve motor bobini sarımında yaygın şekilde kullanılmaktadır. Elektronikte, alüminyum kullanım yerleri arasında; şaseler,

yongalar, transistör soğutucuları, veri yakıt diskleri ve elektronik cihazların kasaları bulunmaktadır.

Zehirleyici etkisi olmadığından dolayı, yiyecek, içecek ve ilaç ambalajlanmasında, sigara ve çay paketlenmesinde folyo olarak, mutfak eşyalarının yapımında, beyaz eşya yapımında, alüminyum kutu olarak içecek ve düşük asitli meyve sularının ambalajlanmasında kullanılır.

Makine elemanları uygulamalarında, yüksek dayanım/ağırlık oranı, korozyona dayanım ve işleme kolaylığı, alüminyumun üstün özellikleridir. Hafifliği nedeniyle, büyük ve tek parçaların uygulanması kolay olur. Hassas toleranslarda işleme kolaylığı sayesinde, standart birimlerden büyük parçaların yapılması mümkün olur. Karmaşık kesitli parçaların üretiminde, alüminyum ekstrüzyonu büyük avantajlar sağlar.

İnsan sağlığı için önemli bir kullanım alanı da yapay kalp içinde alüminyum malzemeler kullanılır.

Sayılamayacak kadar geniş bir alan içerisinde yerini alan alüminyumun ulaştığı noktayı bu örneklerle görmek mümkündür. Çizelge 2.6.'da alışıma göre alüminyumun özellikleri ve kullanım alanları verilmiştir (Su, 1988; Çetintürk, 1993). Çizelge 2.7.'de alüminyumun sektör olarak kullanıldıkları yerler ve alternatif olduğu malzemeler gösterilmiştir (Su, 1988; Halıcı, 1996).

Çizelge 2.6. Alüminyum ve alaşımlarının bileşimi ve kullanım alanlarına göre genel sınıflandırılması (Su, 1988; Çetintürk, 1993).

Alaşım	Başlıca Alaşım Elementi	Önemli Özellikleri	Başlıca Kullanım Alanları
1000 Serisi	Fe ve Si ana elementler. Alüminyum %99,0 dan daha fazladır	Yüksek aşınma direnci, yüksek elektrik ve ısı iletkenliği, olağanüstü işlenebilirlik, düşük mekanik özellikler	Elektrik iletim kabloları, elektronik cihazlar, kimya sanayi, ambalaj malzemesi ve derin çekme uygulamaları
2000 Serisi	Cu	Yüksek çekme dayanımı, uzama, sertlik, düşük korozyon direnci /galvanik koruma ile korozyon)	Vida, cıvata, uçak konstrüksiyonu, perçin, yüksek sıcaklıklarda çalışan dövme silindir kafa ve pistonları, uçak pervaneleri, ayrıca gerilime maruz kalan uçak ve diğer yapı parçalarında
3000 Serisi	Mn (%1,5 ve daha aşağı)	İyi işlenebilirlik ve orta dayanım	İyi işlenebilirlik ve orta derecede dayanım gerektiren genel uygulamalar, içecek kutusu /can-stock), otobüs gövdeleri ve çatı kaplamaları
4000 Serisi	Si	Düşük ergime sıcaklığı yeterli süneklik ve dekoratif görünüm.	Lehim teli, sert lehimleme, mimari uygulamalar, radyatör dilimleri
5000 serisi	Mg	Bir işlem uygulanamaz yüksek çekme dayanımı, sertlik, kaynaklanabilme özelliği ve aşınma direnci	Basınç tankları, kılcal borular, yüksek dayanım/ağırlık oranı gerektiren uygulamalar, deniz taşıtları ve otomobil endüstrisinde; uçak yakıt ve yağ hatları, yakıt tankları, mimari uygulamalar.
6000 Serisi	Si ve Mg	İyi Şekillendirebilirlik, ısıl işleme yatkınlık, korozyon direnci, orta derecede mekanik dayanım	İlaç ve kimya sanayinde ambalajlama, makine parçaları, mimari uygulamalar, otomotiv sektörü, köprü, vinç ve çatı kirişleri
7000 Serisi	Zn	Çok yüksek dayanım ve mekanik özellik	Tavan vinçleri, damperli kamyon kasaları, vagonlar ve uçak konstrüksiyonları

Çizelge 2.7. Alüminyumun Önemli Kullanım yerleri ve Alternatif olduğu Malzemeler
(Su, 1988; Halıcı, 1996).

Sektör	Kullanım Yeri	Alternatif Olduğu Malzemeler
ULAŞIM	Radyatörler Motor parçaları Kaporta sacı	Bakır, piring Dökme demir Siyah galvanizli veya diğer kaplamalı çelik sac
UÇAK VE UZAY ARAÇLARI	Yapı elemanları Uçak gövdesi	Çelik, plastik, magnezyum Karbon elyafı ve diğer kompozit malzemeler
TRENLER	Yolcu ve Yük Vagonu	Çelik
DENİZ ARAÇLARI	Tekne gövdesi	Ağaç, cam elyaf, çelik
İNŞAAT	Duvar kaplama Çatı Kaplama Pencere ve kapı doğrama	Ağaç, çelik, plastik Ağaç, galvanizli çelik, kurşun plaka Ağaç, PVC sert plastik
AMBALAJ	Meşrubat kutuları Konserve kutuları Folyo Kapaklar	Teneke, plastik, cam, kompozit Teneke, cam Plastik, kağıt Plastik, teneke
ELEKTRİK ELEKTRONİK	Transformatör Jeneratör İletkenler Baralar Telefon kabloları	Bakır Bakır Bakır Bakır Bakır
MAKİNA	Yataklar Isı Eşanjörleri Hidrolik sistemler	Döküm malzemeler Bakır, paslanmaz çelik Çelik
BEYAZ EŞYA	Buzdolabı Klimalar Pişirme araçları	Özel çelik, plastik, bakır Özel çelik, plastik bakır Çelik, paslanmaz çelik, bakır
DİĞER UYGULAMALAR	Sulama Boruları Ziraat aletleri Kimyasal tesisler	Dökme demir Çelik Paslanmaz çelik

2.4. ALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİSİ

Alüminyum birçok metal ile sıvı halde kolayca karışabilir. Katı halde ise metallerin alüminyum içindeki katı çözünürlükleri yalnızca yüzde birkaç değerindedir. Birçok alaşımda metaller arası bileşikler oluşur ve alaşımların özelliklerini önemli ölçüde etkiler. Alüminyum içinde katı halde hiçbir element tam olarak (%100) çözünemez. Yukarıda değinilen metaller arası bileşikler daha çok yüksek alaşım katılımlarından oluşurlar. Çok sert ve gevrek olduklarından dolayı mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilerler. Genellikle alaşım elementlerinin toplam katımı %15 düzeyini aşmaz. Alaşımlar arasında en önemli ve yaygın olanlar 2XXX, 3XXX, 4XXX, 5XXX ve 7XXX dizilerinden çıkarlar.

Faz diyagramlarının incelenmesinden anlaşılacağı gibi Cu, Mg, Mn, Si ve Zn elementleriyle alüminyumun oluşturduğu ikili dizelerin faz diyagramları arasında yakın benzerlikler vardır. Hepsisi de yüksek sıcaklıklarda yüksek katı çözünürlüğü, oda sıcaklığında ise düşük katı çözünürlüğü gösterirler.

Çözünürlüğün yüksek ve oda sıcaklıkları arasındaki değerlerinde bu denli fark bulunması bu elementlerin alaşımlarında çökelme sertleşmesine yol açar. Yaşlanma işleminin temelinde yatan neden budur.

2.4.1. Silisyumun Etkisi

Alüminyumdaki silisyum, alüminyumun akışkanlığını artırır fakat alüminyumun sıcak çatlama eğilimini azaltmaktadır. %13'den fazla silisyum içeren alaşımların işlenmesi çok zordur. Ayrıca silisyum, alüminyum alaşımının korozyon direncini artırır (ASTM).

2.4.2. Magnezyumun Etkisi

Magnezyum, Al-Mg alaşımına yüksek mukavemet, süneklik ve mükemmel korozyon direnci kazandırır. Bununla beraber; işlem alaşımlarında %1-6 oranında Mg şekil verme kolaylığı sağlar (ASTM).

2.4.3. Bakırın Etkisi

Alüminyumda alaşım elementi olarak kullanılan en eski element olan bakır %3-12 oranında kullanılır. Alaşımlara sertlik kazandıran başlıca elementtir. Isıl işleme tabi tutulmuş veya tutulmamış halde iken alaşımın çekme mukavemetini artırır. Dövme alaşımlarında %3-5 arasında kullanılır. %5'den fazla kullanılırsa mekanik işleme güçlüğü ortaya çıkarır. Ayrıca elektrik iletkenliğini ve korozyon direncini düşürür.

Bakırın alüminyum içindeki çözünürlüğü artan sıcaklıkla beraber artar. Bu nedenle bakır içeren alüminyum alaşımlarını ısıl işleme çökeltme sertleşmesi ile sertleştirmek mümkündür. Çökeltme için gerekli zaman, alaşımın bileşimine ve sıcaklığa bağlıdır. Çökeltmenin mekanik özelliklere yapacağı etki, çökelen faz miktarına, boyutlarına ve dağılımına bağlıdır (Sun, 1998).

2.4.4. Mangan'ın Etkisi

Mangan alüminyum alaşımı içinde dökülebilirliği arttırmak için demir ile birlikte kullanılır. Aynı zamanda metaller arası bileşiklerin özelliğini değiştirir. Yapıda çekmeyi azaltır. Alaşımların süneklik ve tokluk özelliklerini artırır (ASTM).

2.4.5. Çinkonun Etkisi

Alüminyum alaşımında mangan dökülebilirliği arttırmasına rağmen çinko dökülebilirliği düşürmektedir. Aynı şekilde silisyumun çatlama eğilimini azaltmasına karşılık yüksek çinkolu alaşımlar sıcak çatlama ve soğuma çekmesi meydana getiriler. %10 Zn'den yüksek alaşımlar gerilim çatlaması göstermesine rağmen diğer alaşım elementleri ile birlikte bulunması halinde dayanımı artırır. %3 Zn'dan daha az çinko içeren ikili alüminyum alaşımlarında belirgin bir etkisi görülmez (ASTM).

2.4.6. Demirin Etkisi

Demir alüminyum içinde doğal olarak cevherde bulunur. Az oranlarda bazı alaşımların sertlik ve dayanımlarını arttırmaktadır. Dökümlerin sıcak çatlama eğilimini azaltıcı yönde rol oynamaktadır (ASTM).

2.4.7. Geçiş Metallerinin Etkisi

Alüminyumdaki geçiş metalleri krom, zirkonyum, titan vb.dir. Katı eriyikte bulunan geçiş metalleri alüminyumdaki çinko ve magnezyum katı eriyiğinin dayanımını önemli ölçüde düşürürler. Örneğın; zirkonyum varlığının artırılması elektron mikroskopuyla yapılan incelemelerde göstermiştir ki alüminyumdaki çinko ve magnezyum katı eriyiğinin dayanımını önemli ölçüde düşürmüştür. Ayrıca katı eriyikte bulunan geçiş metalleri alüminyumdaki ana alaşımlandırma elementlerinin dengeli çözünürlüğünü düşürmektedir. Bu yüzden geçiş metalleri katı eriyiğinin dayanımı artırılmalıdır. Bu arada katı alüminyum eriyiğindeki geçiş metallerinin atom bağlarını güçlendirdiğini ve atomların difüzyon hareketini azalttığını savunan görüşlerde vardır (Halıcı, 1996). Bu görüşe göre geçiş metalleri eriyiğinin dayanımını arttırmalıdır. Ancak alüminyumdaki çinko ve magnezyum katı eriyiğinin dayanımı geçiş metalleriyle alaşımlandırıldığında düştüğü yapılan deney ve araştırmalarla görölmüştür. Şu halde çözünürlüğün artmasını savunan birinci görüş daha doğru çıkmaktadır. Krom ve zirkonyum içinde yaklaşık aynı şeyler söylenebilir (Halıcı, 1996).

BÖLÜM 3

Al-Mg-Si ALAŞIMLARI

3.1. Al-Mg-Si ALAŞIMLARI (6000 SERİSİ)

Bileşimi AA 6000 serisine yakın standart alaşımlar Türkiye ve diğer Avrupa ülkeleri ile ABD, Kanada ve Japonya'yı kapsayacak şekilde taranmıştır (Hugnafel, 1982). Bu alaşımlardan AA 6063'ün bileşimine uygun olanların gruplaması Çizelge 3.1.'de, standartların kullanıldığı ülkelere göre yapılan gruplama ise Çizelge 3.2.'de verilmiştir. 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 silisyum oranı %0,2-0,7 arasında, magnezyum oranı ise %0,35-0,9 arasında değişmektedir. AA 6000 serisi alüminyum alaşımlardaki 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 beraber, bazı standartlarda toplamı %0,15'in altında olması gereken "diğer empürite elementleri" grubuna dahil edilmişlerdir. Empürite elementlerinde 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 bir miktar fazla silisyumlu alaşımlar girer. Bu grubun magnezyum ve silisyum içeriği orta değerdedir.
- 3) Anodizasyon kabiliyeti yüksek olan alaşımlar; Magnezyum içerikleri yüksektir. Mg_2Si 'da %Si orta seviyededir. Fe, Zn gibi empürite sayılabilecek elementlerin çok düşük olması istenir. ($Fe < \%0,15$, $Zn < 0,001$)

Çizelge 3.1. AA 6063 benzeri bileşimdeki diğer standart alaşımlar (Hugnafel, 1982).

No	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Diğerleri ¹	Ülkeler ²
1	0,20-0,60	0,35	0,10	0,10	0,45-0,90	0,10	0,10	0,10		1, 2, 9,14
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 ^{1,3}
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		3, 16
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		

1. Etial-60'a ait değerlerdir
2. Bütün standart alaşımlarda diğer empürite elementlerinin her biri %0,05, toplamı %0,15'den küçük olmalıdır. 4 ve 1 no'lu alaşımlar için bu limitler belirtilmiştir.
3. Ülkeler'e göre adlandırmalar Çizelge 3.2.'de gösterilmiştir.

Çizelge 3.2. Standartların kullanıldığı ülkelere göre gruplandırılması (Hugnafel, 1982).

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

1. Bileşimler Çizelge 3.1.'de verilmişlerdir.
2. Bileşim limitleri değişik kaynaklarda farklıdır.

3.2. Al-Mg-Si ALAŞIMLARININ FİZİKSEL, KİMYASAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Al-Mg-Si alaşımlarının ana bileşenleri magnezyum ve silisyum olup, bu elementler yapıdaki Mg₂Si metaller arası bileşiğini oluşturur. Genellikle demir, manganez ve krom gibi elementler düzenleyici olarak bulunur. Bazen korozyon direncinden ödün vermeden az miktarda çinko veya bakır mukavemeti artırır. İletkenlerde titanyum ve vanadyumu almak için boron, tane boyutunu kontrol etmek için de zirkonyum veya titanyum bulunur. Malzemenin talaşlı işlenebilirliğini arttırmak için kurşun veya bizmut ilave edilir (Mondolfo, 1976).

Mg₂Si metaller arası bileşiğinde stokiyometrik Mg:Si oranı 1,73'dür. 6063 alaşımının Mg ve Si içerikleri Mg₂Si oluşturacak şekilde seçilirler ve dengelenmiş alaşım olarak nitelendirilirler.

Yapı içerisinde çoğunlukla serbest Mg ve Si bulunmaktadır. Silisyumun bir kısmı Al-Fe-Si fazlarının oluşumunda yer almaktadır. Çok sınırlı olmakla beraber bazı hallerde dökülebilirliği iyileştirmek için serbest veya fazla silisyuma müsaade edilmektedir. Serbest veya fazla Magnezyum ekstrüze edilebilirliği olumsuz etkilediğinden kesinlikle istenmez.

Mg₂Si bileşiği (%63,2 Mg, %36,8 Si) kübik yapıya sahiptir; birim hücreinde 12 atom vardır. Kafes parametresi $a=6,35-6,40 \times 10^{-10}$ m'dir. Yoğunluğu 2,70 gr/cm³, elektriksel özellikleri ile bir yarı iletkenidir. Isıl iletkenliği 234 W/m°C olup elastiklik modülü 69GPa'dır (Dusaughey, 1976).

Hızlı soğuma gibi denge dışı şartlarda bölgesel segregasyon eğilimi görülür. Bu durumlarda silisyumun tamamının Mg₂Si halinde olması gereken alaşım bileşimlerinde silisyum kristalleri görülebilir. Denge şartlarında tek fazlı olan alaşımlarda yığılma Mg₂Si veya Mg₂Al₈ mevcut olabilir, fakat tamamıyla dengesizlik şartları önemli farklılıklar oluşturmaz (Eraslan, 1999).

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 silisyum dışındaki bileşenlerin toplamı %1'den oldukça düşük miktardadır. Bu sebepten bir çok özellikler saf alüminyumunkinden farklı değildir. Yüzey gerilimi, yoğunluğu, ısıl genleşmesi, özgül ısısı, katılaşmada kendini çekme gibi fiziksel özellikleri saf alüminyum ile karşılaştırıldığında farklar hesaplama hatası aşamasındadır. Örneğin 0-100 °C arasında ısıl iletkenliği 200 W/m°C olup saf alüminyumunkinden %10-20 daha düşük değerdedir (Aluminum Federation, 1983).

Suni yaşlandırılmış düşük miktarda fazla silisyum içeren %0,4-0,5 Mg'lu alaşımlarda elektrik direnci 3.0-3.5 µΩcm %50-55 IACS) mertebesinde. Daha fazla magnezyum, manganez ve bakır bu iletkenliği düşürür. Bu iletkenlik doğal yaşlandırılmış alaşımlarda daha da düşüktür. Fakat tavllanmış durumda %55-60 IACS değerine erişebilir (Eraslan, 1999). Çizelge 3.3.'de Al-Mg-Si alaşımlarının fiziksel özellikleri verilmiştir (Aluminum Federation, 1983).

Çizelge 3.3. Al-Mg-Si alaşımlarının fiziksel özellikleri (Aluminum Federation, 1983).

Alaşım Tipi ve Temperleri	Yoğunluk (gr/ cm ³)	Ergime Aralığı (°C)	Lineer Genleşme Katsayısı (20-1000) (10-6/ °C)	Isıl İletkenlik (0-100 °C) (W/m °C) (%IACS)		Elektriksel Direnç İletkenlik (20 °C) (20 °C) (μΩcm) (%IACS)	
6061-TB	2,70	570-660	24	156	39,6	4,3	40,1
-TF	2,70	570-600	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 kırılcıma en dayanıklı alüminyum alaşımıdır, berilyum ilavesi bu dayanımı artırır (Brenner, 1976). %99,99 alüminyumdan hazırlanmış alaşımlarda yapılan testlerde elektro parlatma ve anodizasyon (eloksal) sonrasında %85 oranında ışığı yansıtma özelliği görülmüştür. Endüstride en çok kullanılan Al-Mg-Si alaşımlarının mekanik özellikleri Çizelge 3.4.'de, gerilme-% uzama diyagramları Şekil 3.1.'de verilmiştir (Aluminum Federation, 1983).

Çizelge 3.4. Al-Mg-Si alaşımlarının mekanik özellikleri(Aluminum Federation, 1983).

Alaşım Tipi ve Temperi	%0,2 Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Aşınma Dayanımı (MPa)	Yorulma Dayanımı 50x10 ⁶ cev. (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	47	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

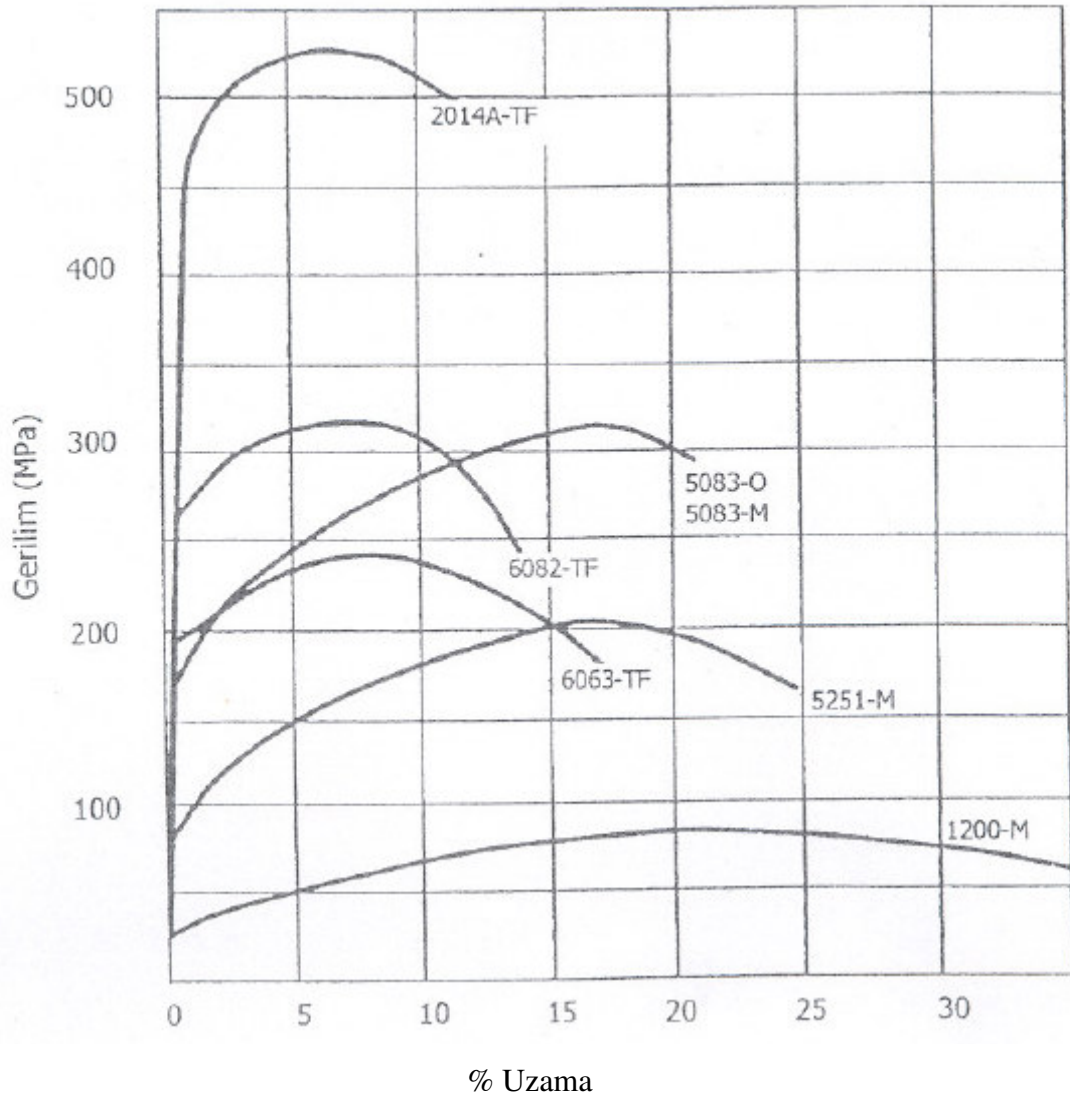
Yukarıdaki çizelgede gösterilen temper sembollerinden TB (T4), TE (T5), TF (T6) temperi eşdeğeridir. Burada;

T4 (TB): Solüsyona alma ısısal işlemi ve doğal yaşlandırma ardından stabilizasyon.

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

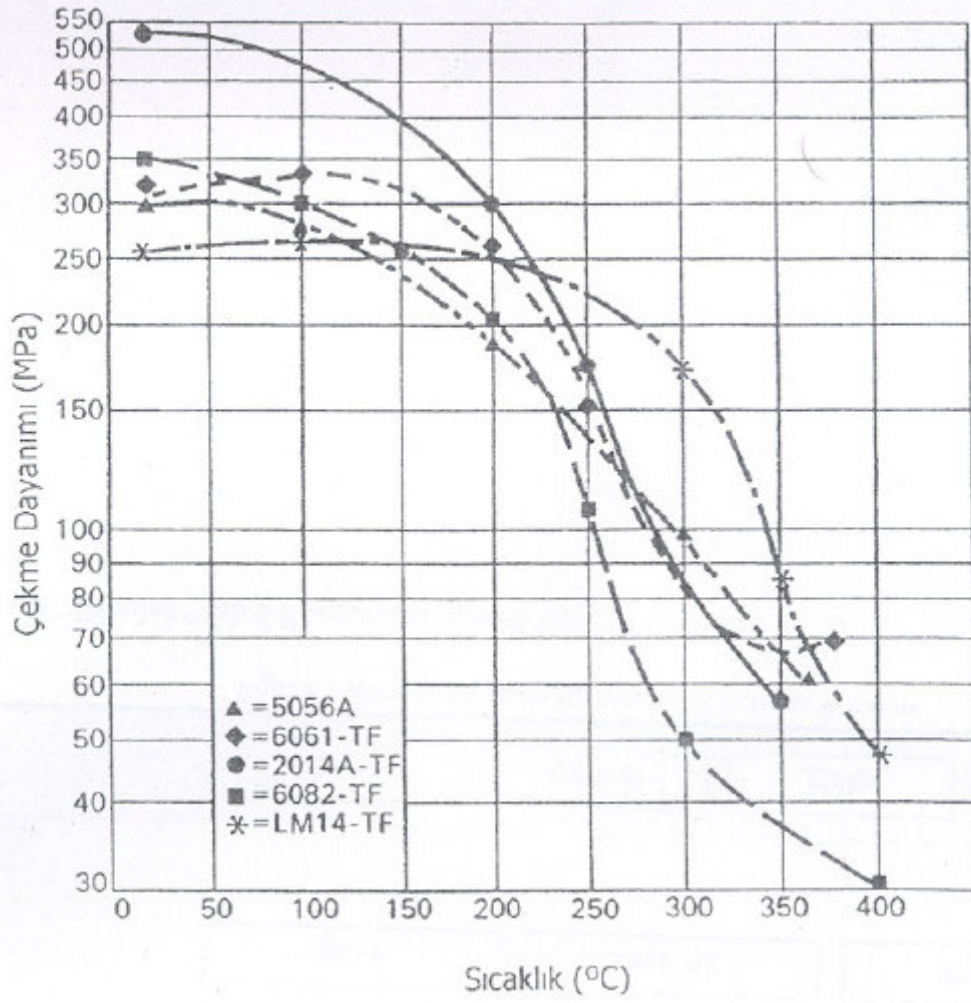
T6 (TF): Solüsyona alma ısısal işlemi ve daha sonra suni yaşlandırmayı ifade etmektedir (Aluminum Federation 1983).

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



Şekil 3.1. Al-Mg-Si alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile karşılaştırmalı gerilim-%uzama diyagramı (Aluminum Federation, 1983).

Al-Mg-Si alaşımlarında sıcaklığın değişmesi ile birlikte dayanımında değiştiği bilinmektedir. Düşük sıcaklıklarda dayanım artmakta olup örneğin: -200 °C’de malzemede, sünekliğinden ve kırılma tokluğu değerlerinden kaybetmeden oda sıcaklığındaki değerine göre %80 artış görülür. Şekil 3.2.’de Al-Mg-Si alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile birlikte, değişen sıcaklıkla dayanımları mukayeseli olarak gösterilmiştir (Aluminum Federation, 1983).



Şekil 3.2. Al-Mg-Si alaşımlarının diğer alüminyum alaşımları ile birlikte, sıcaklık değişimlerine göre dayanım farklılıkları (Aluminum Federation, 1983).

Çizelge 3.5’de de görüldüğü gibi, sıcaklığın azalması ile birlikte malzemenin dayanımı da düşmektedir (Aluminum Federation, 1983).

Çizelge 3.5. Al-Mg-Si alaşımlarının değişik sıcaklıklardaki çekme özellikleri (Aluminum Federation, 1983).

Alaşım Tipi ve Temper	Özellik	Sıcaklık (°C)									
		-196	-80	-30	25	100	150	200	250	300	350
6063-TF	Çekme Dayanımı	325	263	249	242	215	145	63	30	-	-
	Akma Dayanımı	248	228	220	214	193	137	45	-	-	-
	% Uzama	25	20	20	19	15	20	40	75	-	-
6082-TF	Çekme Dayanımı	525	420	-	375	334	180	105	32	-	-
	Akma Dayanımı	430	360	-	305	316	155	76	21	-	-
	% Uzama	17	13	-	14	-			40	-	-

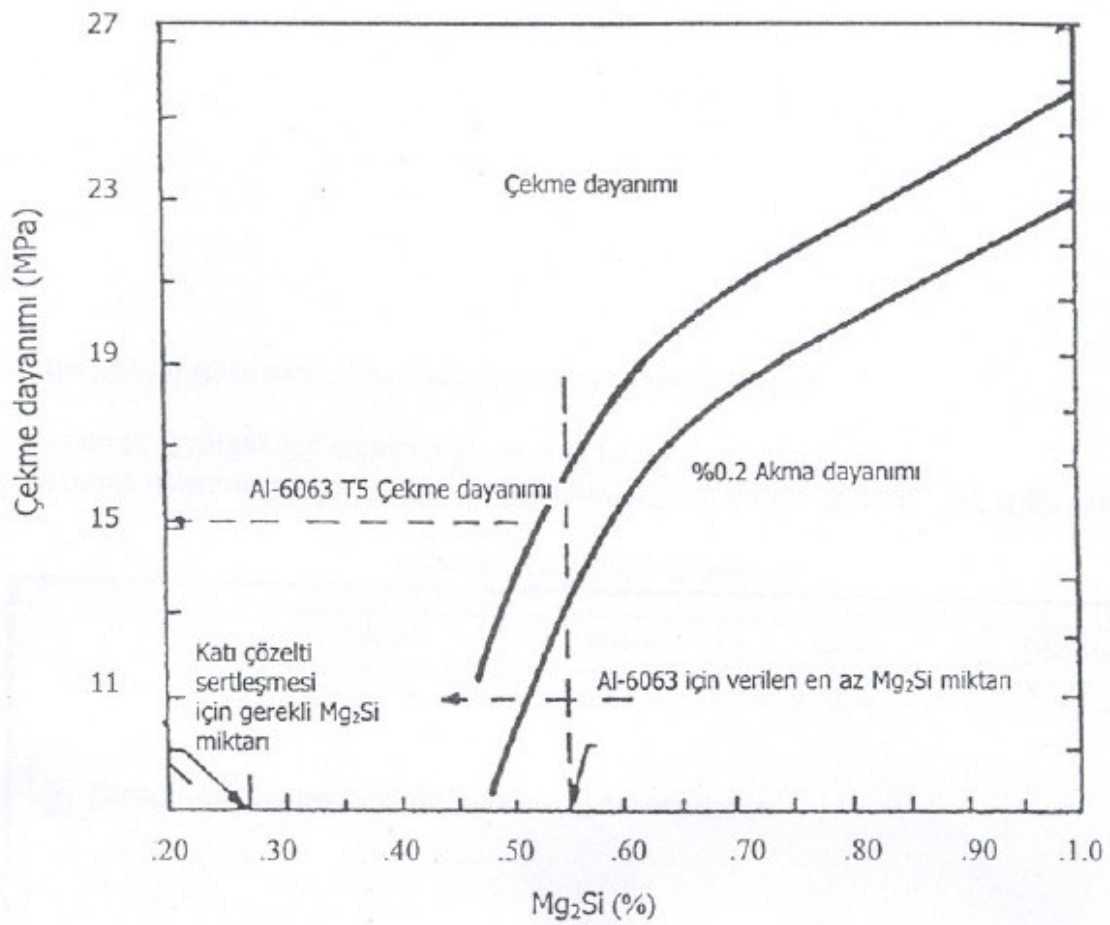
3.3. AA 6063 ALAŞIMI'NIN KİMYASAL BİLEŞİMİNİN ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Daha öncede belirtildiği gibi AA 6063 alaşımı, ekstrüzyonla üretilen alüminyum ürünlerinin büyük çoğunluğunu oluşturmaktadır ve anodik kaplama için uygun bir alaşımdır. AA 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.

AA 6063'ün mekanik özelliklerinin Mg_2Si miktarına bağlı olduğu bilinmektedir. Mekanik özellikler artan Mg_2Si miktarı ile iyileşmekte buna karşılık ekstrüzyon yapılabilirlik azalmaktadır (Barry et al 1977). Şekil 3.3.'de AA 6063'ün dayanımının alaşımdaki Mg_2Si miktarı ile değişimi görülmektedir (Stefaniay et al 1978). Şekilden de anlaşılabacağı gibi Mg_2Si miktarı %65'in altına indiği zaman malzemenin dayanımı hızla azalmaktadır.

AA 6063 serisi alüminyum alaşımlarında magnezyum ve silisyum 1,73:1 oranında stokiometrik olarak birleşip denge diyagramında kararlı α fazı olan Mg_2Si çökeltisini oluşturmaktadır. Silisyumun alaşımda stokiometrik bileşiği oluşturacak miktardan fazla olması durumunda dayanım artmaktadır. Buna karşılık, bu oranda magnezyum lehine bir artış olduğunda dayanım azalmaktadır. Ayrıca, ekstrüzyon yapılabilirlik de magnezyum artışından olumsuz yönde etkilenmektedir (Baumgarten et al 1984, Zoller et al 1965).

Ancak, yüksek dayanım değerleri elde etmek amacıyla alaşımdaki silisyum miktarının artırılması durumunda silisyumun çökmesi sonucu yüzeyde “siyah noktalar” olarak adlandırılan hatalar oluşabileceği göz önünde bulundurulmalıdır. Şekil 3.2.’de Mg_2Si miktarı ve fazla silisyumun AA 6063’ün çekme dayanımına etkisi görülmektedir (Machieve, 1984). Fazla silisyum, yaşlandırma süreci sırasında çekirdeklenme hızını arttırarak çökelti morfolojisini düzenlemekte ve böylece dayanımının artmasını sağlamaktadır. AA 6063 alaşımında katı çözelti sertleşmesi için gerekli olan Mg_2Si miktarı minimum %0,3’dür. Şekil 3.3.’de AA 6063 alaşımının Mg_2Si miktarı ile değişimi verilmektedir (Barry et al 1977).



Şekil 3.3. AA 6063’ün çekme dayanımının Mg_2Si miktarı ile değişimi (Barry et al 1977).

Malzemede kontrollü empürite 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 sonucunda da, alaşım dayanımı AA 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, şekillendirebilirlik, yüzey temizliği ve elektrik direnci gibi özelliklerini etkileyen çeşitli fazlar oluşur. Alüminyum alaşımlarında oluşan bu Al-Fe ve Al-Fe-Si metaller arası 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, incelemelerini zorlaştırmaktadır. Al-Fe-Si üçlü sisteminin incelenmesi 1921’de başlamış ve yeterince bilgi elde edilmiştir (Stefaniay et al 1978). Seyreltik Al-Fe-Si alaşımlarının yavaş yavaş soğuması sırasında oluşan kararlı metaller arası 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 listesine eklenmiştir (Skjerpe, 1987). Çizelge de 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 3.6. Al-Fe-Si alaşımlarında gözlenen fazlar ve kristal yapıları (Skjerpe, 1987).

Faz	Yapı	Kafes Parametresi (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
A-AlFeSi	Hmk	a=1,256
Al ₆ Fe	C-merkezli ortorombik	a=0,649 b=0,744 c=0,879
AlmFe	Hmk	a=0,884 c=2,160
AlpFe	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 AA 6063 alaşımları üzerinde yapılan bir çalışmada malzemenin kristalleşme özellikleri ile birlikte oluşan fazların yapısı da incelenmiştir (Hidvegi et al 1984).

Sürekli döküm yöntemiyle üretilen bir biletin homojenliği katı-sıvı ara yüzey şekli ile tanımlanır. Sözü edilen çalışmada aynı ara yüzey şeklinin biletin tane büyüklüğü ve hücre yapısının aynı olmasını sağladığı ancak, soğuma hızına bağlı olarak katı çözelti

konsantrasyonu ve fazların değişiklik gösterdiği saptanmıştır. Çalışmada gözlenen fazlar ve bunlara ait kristal yapıları Çizelge 3.7.'de görölmektedir. Buna göre döküm yapıda genellikle Al-Fe-Si fazları bulunmakta, katılaşma azaldıkça Mg_2Si fazı ortaya çıkmaktadır (Skjerpe, 1987).

Çizelge 3.7. Döküm yapısında gözlenen fazlar ve kristalleşme özellikleri (Skjerpe, 1987).

Katılaşma Süresi (sn)	Soğuma Hızı ($^{\circ}C /sn$)	Döküm yapısında gözlenen fazlar
13,4	6,12	α -kübik + az γ + Mg_2Si
11,7	8,28	α -kübik + az γ + 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 alaşımlarda manganez, krom, zirkonyum gibi çökelti oluşturan elementler bulunduğunda, homojenizasyon işlemi sırasında yüksek sıcaklıkta çökelen fazlar ($\sim 500^{\circ}C$) oluşacaktır (Lang, 1978; Oori, 1984).

Bu çökeltiiler ekstrüzyon sürecinde ince bir alt tane yapısı oluşturarak yeniden kristalleşmeyi önler ve ekstrüzyon sırasında 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 su vermeye daha duyarlı yaparlar. Bu da yaşlandırma işleminden sonraki soğuma hızının azalması durumunda, yaşlandırma işlemi ile elde edilebilecek dayanımın azalmasına neden olur. Alt yapı oluşumu, su verme duyarlılığının artmasının neden olacağı kaybı, süneklik ve tokluğu artırarak karşılar.

Krom, manganez, zirkoyum, demir ve bakırın Al-Mg-Si alaşımlarının tokluğu üzerindeki etkilerini araştıran bir çalışmada, akma dayanımı arttıkça çentik darbe duyarlılığının azaldığı görölmüştür. Katı çözeltideki Cu'nun tokluğa hiçbir etkisi yokken Mn ve Zr ilavesi ile tokluk artmaktadır (Scharf, 1984).

Transmisyon elektron mikroskopuyla (TEM) yapılan incelemeler de bakır ilavesinin çökelti morfolojisini değiştirerek yaşlanma özelliğini olumlu yönde etkilediğini göstermiştir. Buradan da anlaşılacağı gibi, hem magnezyumla stokiometrik olarak birleşmeye yetecek denge miktarı hem de fazla silisyum içeren alaşımlara bakır ilavesi avantajlıdır. Bakır ilavesi denge miktarda silisyum içeren alaşımlarda kırılmanın taneler içinden olmasını sağlar (Scharf, 1984).

Fazla silisyumun önemli bir miktarı tane sınırlarında elementel silisyum, primer silisyum olarak çökelerek taneler arası kırılmaya neden olmaktadır. Ayrıca silisyum Mg_2Si morfolojisini incelterek dayanım artışına, buna karşılık sünekliğin azalmasına neden olmaktadır. Bakır da Mg_2Si çökelti morfolojisini etkileyerek dayanımı arttırmakta ancak sünekliği azaltmaktadır (Scharf, 1984).

BÖLÜM 4

Al-Mg-Si ALAŞIMI BİLETLERİN SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ

4.1. Al-Mg-Si ALAŞIMI BİLETLERİN SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ VE METALURJİK KARAKTERİSTİKLERİ

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 kabalaşırlar. Yavaş katılaşmada ise ötektikaltı alaşımlarda ters bilet segregasyonuna rastlanır (Backerud, 1986). 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 tavlaması ile ortadan kaldırılabilir.

Eğer özgün özellikler elde edebilmek için ilave edilen alaşım elementleri üniform olarak dağılırlarsa istenilen etkileri verebilecekleri açıktır. Segregasyonun bütün tipleri, ister mikroskobik ölçekteki 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 malzemelerinin dikkatli seçilmesi,
- b) Bütün ergitme işlemi süresince dikkatli sıcaklık kontrolü,
- c) Metalik olmayan empürütelerin giderilmesi (oksitler, nitrürler),
- d) Düşük, en uygun (optimum) gaz içeriğinin Muhafazası,
- e) Etkin tane küçültme, ince taneler, sadece çekme dayanımını ve parça performansını arttırmakla kalmaz, aynı zamanda büzümle ve sıcak çatlamayı da en aza indirir (Altenpohl, 1982).

Kalıba yapılan 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 (Eraslan, 1999).

Bilindiği üzere alüminyum ergiyikleri katılaştırma süresince yaklaşık olarak %5 ile % 7'lik hacimsel küçülmeye uğrarlar ve bundan dolayı önleyici tedbirler alınmaz ise dökümlerde bir katılaşma/çekilme boşluğu meydana gelecektir. Bu gibi boşluklar daima, ergiyiğin en uzun süre sıvı kaldığı ve en 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.

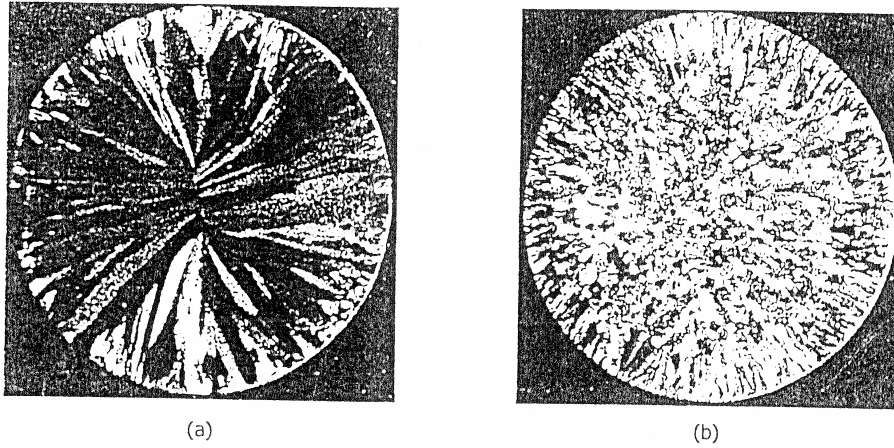
Metalin ve alaşımların katılaşması, çekirdeğin oluşumu ve büyümesi ile meydana gelir ve metaller ile alaşımların katılaşma davranışı, iki grup halinde sınıflandırılabilir (Backerud, 1986).

- 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 görünümlü 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 (Backerud, 1986).

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

Şekil 4.1.'de Düşey sürekli döküm yöntemi ile üretilen bilette meydana gelen kristalleşme şekilleri verilmektedir (Eraslan, 1999).



Şekil 4.1. a) İçten büyüyen kristalleşme, b) Dıştan büyüyen kristalleşme(Eraslan, 1999).

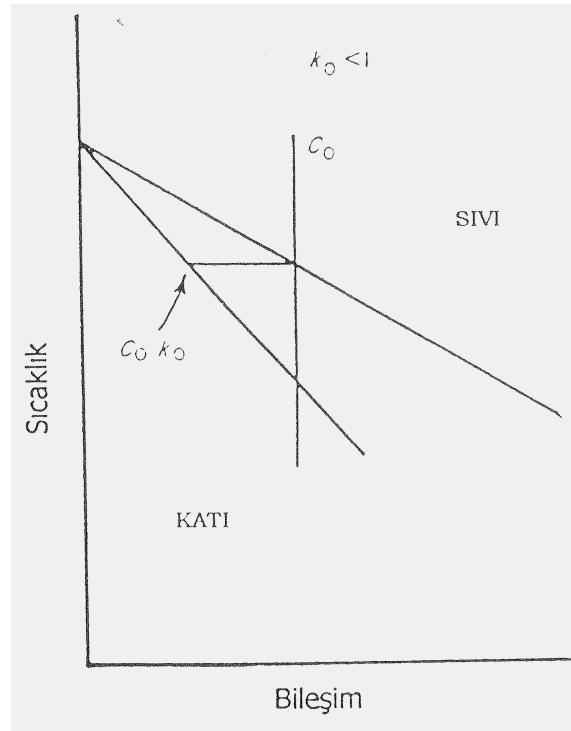
Katılaşma, metal ve alaşımların üretiminde ortak bir adımdır. Döküm yapısı, hizmetteki ürünlerin çalışma ömrünü ve özelliklerini belirlediği için önemlidir.

4.2. Al-Mg-Si ALAŞIMLARIN KATILAŞMASI VE DÖKÜM YAPISI

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 metal de tamamen çözünebilirler. Fakat çözünürlükleri genelde farklı oranlarda meydana gelir. Tipik bir ikili faz diyagramının bir kısmı olan Şekil 4.2. bu farklılığı göstermektedir.

Likidus eğrisi üzerindeki sıcaklıklarda ana metal ve alaşım elementleri, sıvı faz halinde tamamen çözünebilirler.

Solidüs eğrisinin altındaki sıcaklıklarda, bu iki bileşen “katı çözelti” olarak adlandırılan tek katı kristali faz halinde tamamen çözünürler. Denge dağılım katsayısı k_0 , sabit sıcaklıkta solidüs ve likidüs bileşimleri arasındaki oran olarak tanımlanabilir ve Şekil 4.2.’de gösterilen bir T sıcaklığında C_S/C_L aracılığı ile belirtilir. Liküdüs ve solidüs sıcaklıklarının ikisi de alaşım elementi ilavesinin artmasıyla düşer ve k_0 ’nun değeri 1’den küçüktür. Liküdüs ve solidüs arasındaki aralık dar ise $k_0 \sim 1$ civarındadır ve aralık büyükse k_0 , küçüktür. Eğer liküdüs ve solidüs düz çizgi halinde iseler denge bölme katsayısı, sıcaklıktan bağımsız bir sabittir (Boettinger, 1985).

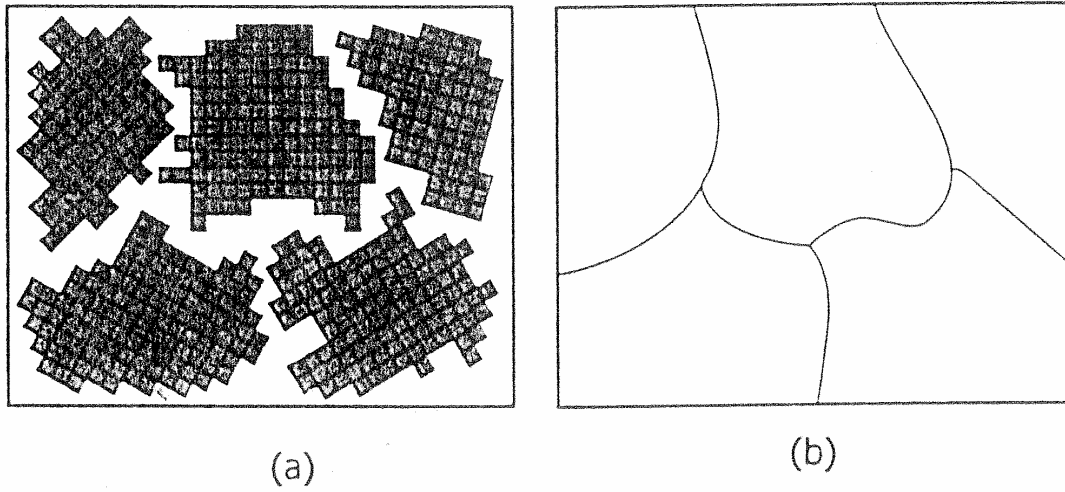


Şekil 4.2. C_0 bileşimli(k_0) bir alaşımın faz diyagramında başlangıç bileşiminin değişimi (Boettinger, 1985).

Sıvı alüminyumun katılaşması sürecinde, atomlar ergime sıcaklığında ergiyik haldeyken tamamen rasgele 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 tanelerin yapısı Şekil 4.3.'de şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 4.3. a'da beyaz zemin sıvı eriyiği göstermekte, küçük gri kareler ise birim hücreleri ifade etmektedir.

Burada 5 kristal çekirdeğinin oluşumu görülmektedir. Şekil 4.3. b'de kristallerin zamanla büyümesi görülmektedir. Büyüme, ergiyeğin tamamen tükenip, kristallerin tane sınırlarında birleşmeleri ile son bulur. Değişik döküm tanelerinin kafesleri malzeme bünyesinde farklı açılarda düzenlenir (Altenpohl, 1982; Campbell, 1991).



Şekil 4.3. Döküm yapının meydana gelmesi (Campbell 1991)

Katılaşma işlemi sırasında alaşım elementlerinin segragasyonu, likidüs ve solidüs arasında bir aralığın bulunmasının bir sonucudur. Şekil 4.2'deki durumda k_0 'nın 1'den küçük olduğu yerde C_L sıvı alaşım bileşimi likidüs sıcaklığa 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'da ki yayınma teorisine göre, aşağıdaki eşitsizlik şartları mevcutsa, düz bir sıvı-katı ara yüzeyi elde edilebilir (Eraslan, 1999).

$$G/V > \Delta T/D \quad (4.1)$$

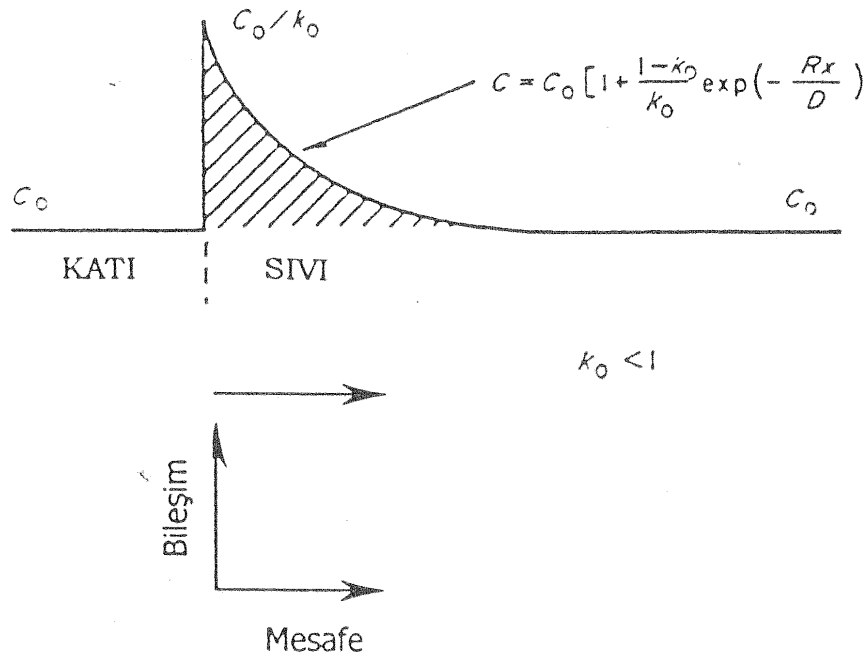
Burada;

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

V : Ara yüzey hızı (cm/s)

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

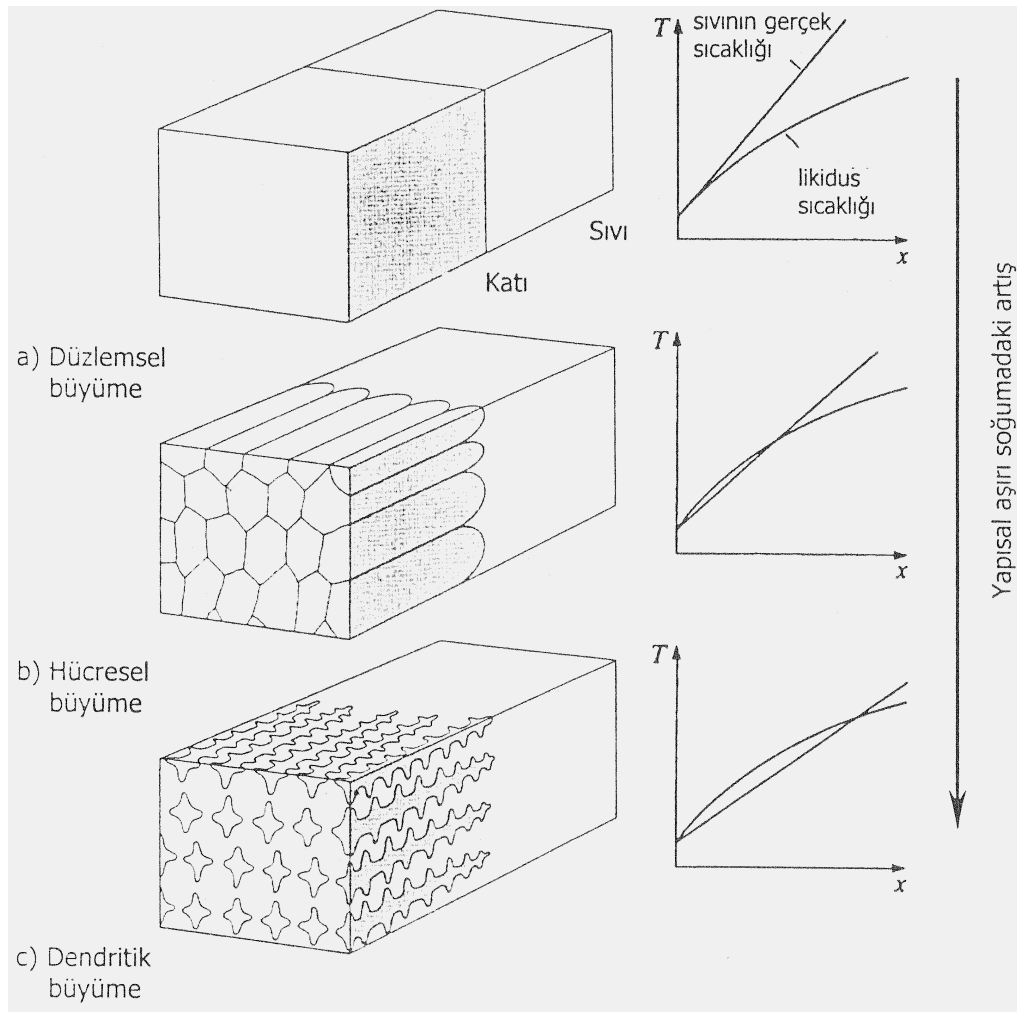
D : Sıvı yayınma katsayısı farkı (cm^2/s)



Şekil 4.4. Çözünenin yeniden dağılımının yayınma ile gerçekleştirilmesi halinde arayüzeyin önündeki çözünenin profili (Eraslan, 1999).

Çok kullanılan alaşımlar düz bir katı/sıvı ara yüzeyinden çok girintili çıkıntılı bir katı-sıvı ara yüzeyi ile katılaşır ve bu nedenle katılaşmış alaşım hücresel veya dentritik biçimdedir. Sabit hızda (V) büyüyen düz veya levhasal bir katı-sıvı ara yüzeyinin bulunması halinde sıvıdaki sıcaklık gradyanının (G) etkisi altında, sıvıdan katıya doğru bir ısı akışı hesaba katılmalıdır. Katının önündeki sıvı bileşimi üniform olmayacak ve Şekil 4.4.'de görüldüğü gibi çözünenlerce zenginleşmiş ($k_0 < 1$ için) bir tabakayı içerecektir (Davies, 1973).

Bu zenginleşme yüzünden ara yüzeyin önündeki bazı konumlarda likidüs sıcaklığı aslında gerçek sıcaklığın altına düşebilmektedir. Bu durumda ara yüzeyin önündeki sıvı “yapısal aşırı soğumuş” tabiri ile adlandırılır. Yapısal aşırı soğumanın var olması durumunda sıvı-katı ara yüzeyi düz halde kalmaz ve ara yüzey hücreleşme veya dallanmaya eğilim gösterecektir. Kısaca mikrosegragasyonun sonucu olan hücresel veya dentritik bir büyüme meydana gelir. Dikkat edilmelidir ki dentritik 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 mikro kristallerin oluşturduğu en dış kısımdaki çil bölgesi, yıpranmış veya sütun gibi tanelerin sütunsal bölgesi ve merkezi eş eksenli bölgedir (Davies, 1973).



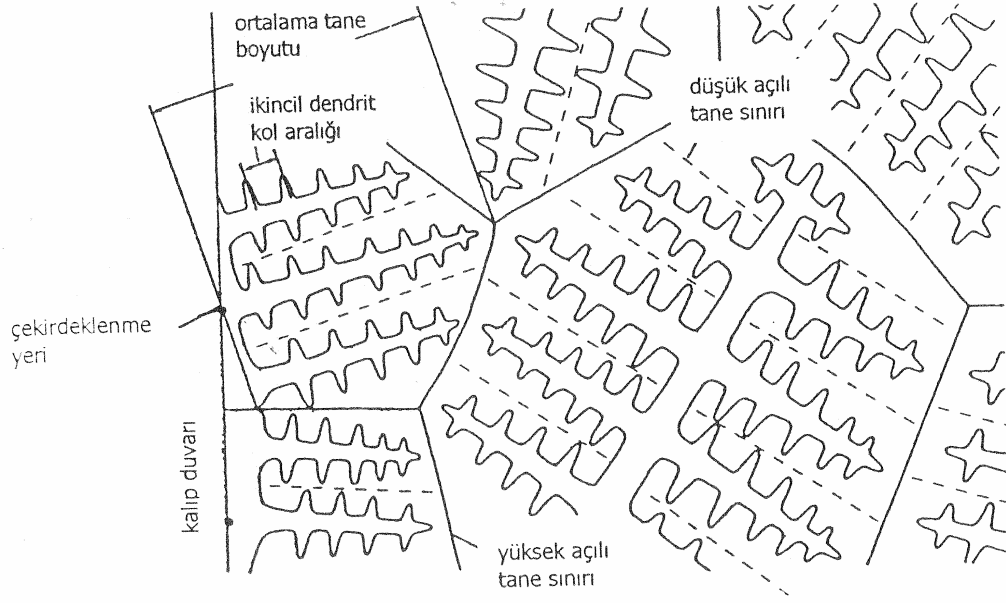
Şekil 4.5. Yapısal aşırı soğumanın etkisi ile katılaşma morfolojisi (Davies, 1973).

Sıvı metal kalıp içine döküldüğü zaman soğuk metal duvarı ile temas eden sıvı, likidüs sıcaklığının altına hızla soğur ve kalıp duvarında birçok katı çekirdek oluşur. Bu çekirdekler

sıvı içerisinde doğru büyüme başlarlar. Ergimiş sıvı metalin kalıp içinde sarsılması ve kalıp duvarının ısınması yüzünden bu katılaşmış kristallerin birçoğunun duvardan kopması mümkündür. Bu durumda, eğer döküm sıcaklığı yeteri kadar yüksek ise, biletin merkezindeki sıvı uzun bir süre likidüs 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 büyüebileceklerdir ve bilet yüzeyinde gelişigüzel yönelmiş küçük eşeksenli tanelerden oluşan ince bir kabuk oluşturacaktır. Diğer taraftan, eğer döküm sıcaklığı düşükse kalıptaki sıvının hepsi likidüs sıcaklığının altına hızla soğuyacak ve kristaller “bing-bang” çekirdeklenmesi olarak bilinen ergiyeğin içine doğru hızla ilerleyeceklerdir. Daha sonra tamamen eş eksenli bilet yapısı üretilecektir (Eraslan, 1999).

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 dentritik olarak büyüyerek sütunsal taneleri oluşturur (Eraslan, 1999).

Biletin merkezinde rasgele yönelmiş olan eş eksenli tanelerin oluşumu ile ilgili düşünceler ise şöyle ortaya konmaktadır. Dentritlerin kenar kollarının kalınlıkları, köklerinde genelde azalır ve oluşumlarından sonra dentritlerin etrafındaki sıcaklığın artması ile ergimeye başlayacaklar ve ana gövdeden kopma ihtimalleri de yüksek olacaktır. Daha sonra sıcaklık düştüğünde dentritik kollar tamamen kaybolmadan önce yeni dentritler 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 dentritlere doğru onların 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 (Eraslan, 1999).



Şekil 4.6. Katılaşma sırasında meydana gelen taneler ve dentritik yapı (Campbell, 1991).

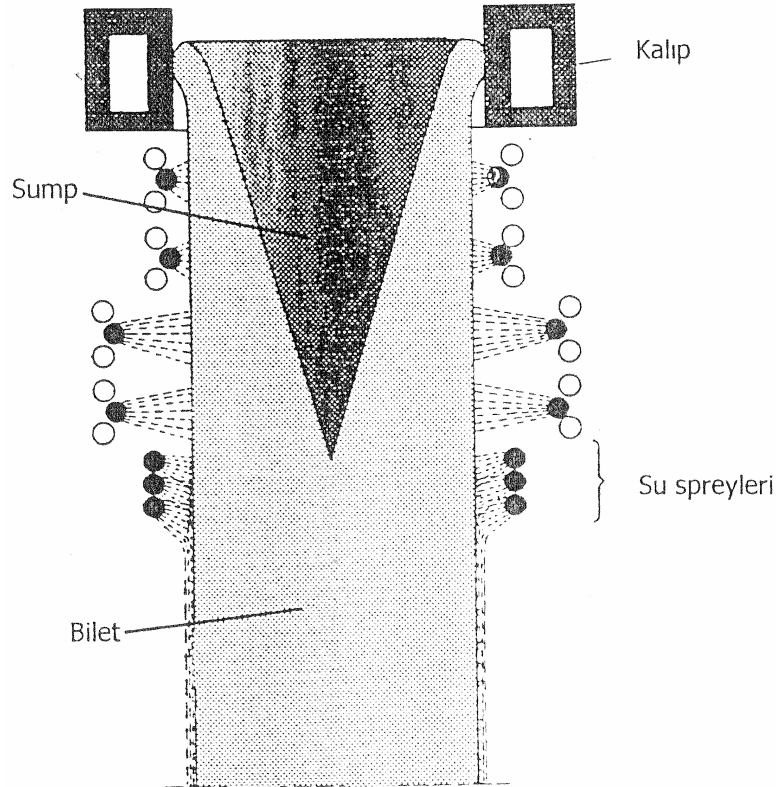
4.3. SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİ (D.C. DÖKÜM)

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

- Nispeten düşük ergime noktasına sahip bir metalin dökümünü kontrol etmek daha kolaydır.
- Günümüzdeki sürekli döküm sistemleri ile dökülebilecek metal miktarı demir dışı ergitme fırın kapasitelerine eş değerdedir (Eraslan, 1999).

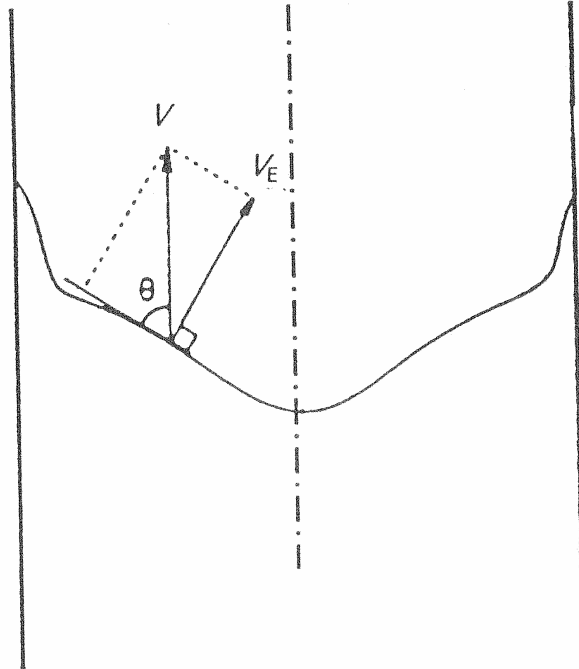
Geleneksel tip sürekli döküm ile üretilen bilet ve ingotların katılaşması iki soğutma modu ile gerçekleştirilir. Sıvı metal başlangıçta kristalizatör olarak adlandırılan altlığa dökülür. Sıvı metal kalıbın içerisinde belli bir seviyeye geldiği zaman blok (altlık), sıvı metal akışına eşit hızla aşağıya doğru indirilir (Altenpohl, 1982).

Bu proseste döküm ürünün enine kesit şeklini kalıp şekli belirler, genellikle hadde ve dövme ürünler için dikdörtgen kalıp, ekstrüzyon biletleri için daire kesitli, çubuk teller için kare kesitli 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 oluşturur. Sıvı-katı geçişi ile oluşan büzülmeden dolayı kabuk içeriye doğru büzülerek ısı geçişini önleyen bir hava boşluğu oluşturur. Daha sonra katılaşmada oluşan büzülme nedeniyle bu kabuk kalıp cidarından ayrılır. Bu şekilde kabuğun oluşumu ve büzülme, kalıptan biletin sürekli olarak çıkartılmasına (sürekli döküme) imkan verir. Katılaşma hızı yavaşlar, bu arada taneler arası ve dentritler arası cephelerden ingotun veya biletin merkezindeki sıvı kütlelerinin basıncı ve katılaşma ile oluşan kılcallık etkisi ile dışarıya doğru ötektikçe zengin bir sıvı akımı başlar. Bu sıvı akımı ile alaşım elementleri (ters segregasyon) kabuğa yığılır ve hatta bilet yüzeyine çıkarak tekrar kalıpla temasa başlatırlar ve hemen ardından katılaşarak yeniden büzülürler. Kalıp içerisinde kalıp duvarı vasıtası ile gerçekleştirilen ısı transferi ile katılaşmaya “birincil soğuma” adı verilir. Bu bölgede birçok mekanizmanın varlığından dolayı katılaşma çok karmaşıktır (Altenpohl, 1982).



Şekil 4.7. Sürekli döküm prosesinin şematik görünüşü (Eraslan, 1999).

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 alt yapıdaki değişimlerden rahatlıkla gözlemlenebilir. 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 tanelerin çekirdeklenmesi için bir kritik büyüme hızının varlığını gösterir. Ergiyeğin büyük bir kısmının katılaşmasından hemen sonra bilet içerisinde metalin kendini çekmesinden dolayı huni şeklinde bir boşluk oluşur. Diğer bir ifade ile biletin içerisinde daima sıvı metal derinliği mevcut olur, buna “sump” denir (Şekil 4.7.) Sump derinliği V_E (katılaşma hızı) ve V (döküm hızı) ile belirlenir. Düzlemsel katılaşmada V_E ile V hızları birbirine eşittir. Hücre boyutu ve çökelti gibi döküm yapısı V_2 ’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 (ara yüzey ilerleme hızı) belirli bir değerin üzerinde olması gerekir (Altenpohl, 1982).



Şekil 4.8. Döküm hızı ile katılaşma arasındaki ilişki (Altenpohl, 1982).

Döküm hızı normal olarak 50-100 mm/dak. arasındadır. Sürekli dökümdeki katılaşma hızı, su soğutmasız kokil kalıplara dökülen biletlere göre hemen hemen 10 defa daha fazladır. Katılaşma hızları arasındaki bu fark döküm yapısında önemli değişiklikler meydana getirir. Sürekli dökümde hücreler ve inklüzyonlar, kokil döküme göre önemli ölçüde daha incedir. Hızlı katılaşma nedeniyle sürekli döküm biletlere 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, homjenizasyonla giderilemez. Fakat bu segregasyon yüzeye yakın dar bir bölgede sınırlandığından talaş kaldırma işlemi ile giderilebilir (Altenpohl, 1982).

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

4.4. SÜREKLİ DÖKÜM PROSESİNDE BİLET KALİTESİ

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 sistemleri ile elde edilebilmesi
- 2) Segregasyonun azaltılması ve hatta çok yeni sistemlerle tamamen elimine edilmesi,
- 3) Çekilme boşlukları ve porozitenin azaltılması ve aynı yeni sistemlerle tamamen elimine edilmesi
- 4) İngot ve biletlere yüzey kalitelerinin artırılması
- 5) Sünekliğin artırılarak biletlere takibi fabrikasyon işlemlerinde performansları artırılarak daha kaliteli ürünlerin elde edilmesi

Yukarıda sayılan avantajlarından anlaşılacağı üzere, yeni geliştirilmiş sistemlerle erişilen yüksek döküm hızları ve boyuna (aksiyel) 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 (Altenpohl, 1982).

Döküm sırasında 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 sonucunda da ingot yüzey kalitesi azalır, bunun devamında ekstrüzyon ve sıcak hadde işlemlerinde optimum yüzey görünümünün elde edilebilmesi için uygulanan yüzey temizleme işleminde kaldırılan tabakanın kalınlığının artmasına neden olur. Aynı zamanda tüm yüzey boyunca yavaş soğuma sonucunda oluşacak nispeten kaba yapı, verimliliği ve kaliteyi düşürür (Eraslan, 1999).

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

- 1) Metalin katılaşması sırasında 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 tasarımının uygunluğu
- 6) İkinci soğutma zonu için tasarım ve verimli şartlar,
- 7) İngotlardaki iç gerilmelerin oluşma mekanizmaları ve bunların zararlı etkilerini giderme yolları (Eraslan, 1999).

Metal sektörünün şu andaki ihtiyacı modern kaliteli ve ekonomik üretimleri gerçekleştirebilecek sistemlerin geliştirilmesidir. Ticari üretimde kullanılan sürekli döküm işlemi aşağıda sınırlanan temel gereksinimleri karşılamak zorundadır;

- 1) Minimum porozite ve segregasyona sahip ince tane ve mikroyapının üretilebilirliği,
- 2) Döküm sırasında 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 (kalıp tasarımı) bölümünü oluşturan çalışmalarda da büyük bir dikkatin gösterilmesini gerektirir. Sürekli dökümle ilgili elde 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 (Eraslan, 1999).

4.5. SEGREGASYON

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

Tek fazlı bir bileşimde alaşımın segregasyonsuz katılma hızı, uygulamada her ne kadar başarılsa 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.

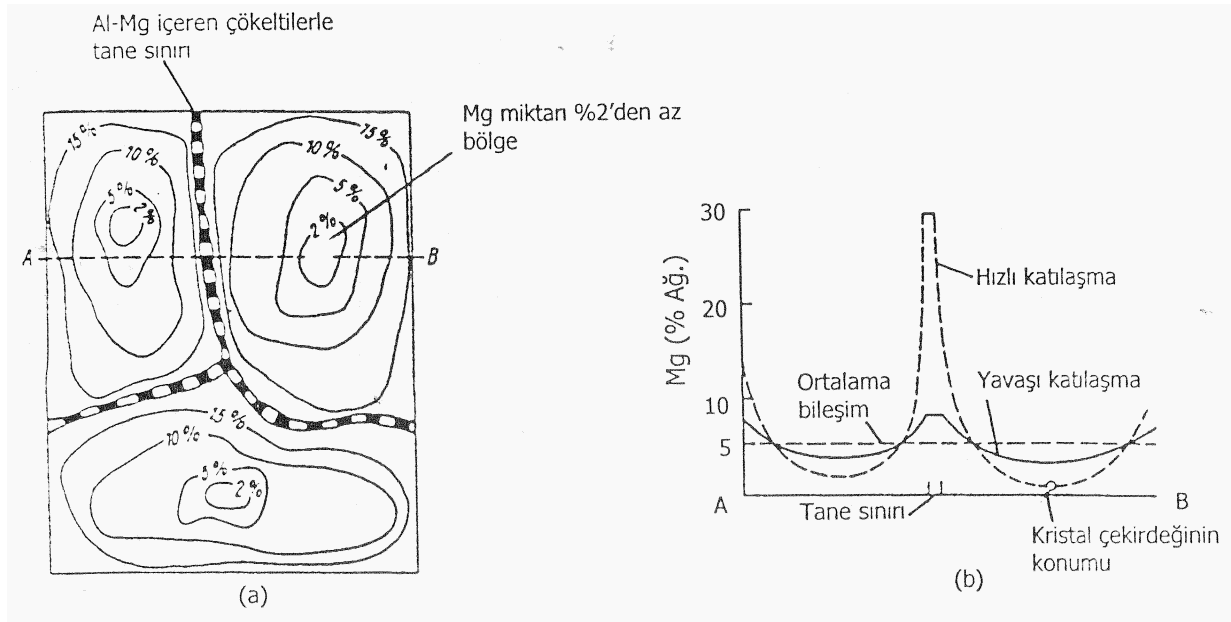
Segregasyon mekanik özellikler üzerinde olumsuz etkilere sahip olduğu için istenilmez ve mümkün olduğunca düşük bir seviyede tutulmaya çalışılır. Mikro segregasyon miktarı, katılma sırasında çok yavaş bir soğuma ile veya müteakiben bir homojenizasyon işlemi ile en aza indirilebilir (Eraslan, 1999).

Ticari döküm tekniklerinde bir tanenin bünyesindeki yabancı atomların üniform dağılımını gerçekleştirecek olan yayınma için yeterli zaman mevcut değildir. Ayrıca alaşım genellikle solidüs 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 kaldırılabilmektedirler (Eraslan, 1999).

Bir alaşımın katılaşmasında başlangıç olarak katılaşan kristaller, katılaştıkları ergiyikten daha düşük bir çözünme 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 4.9.'da 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 katılaşarsa mikrosegregasyon miktarı da o kadar düşük olur.

Katılaşma hızının veya homojenizasyon işleminin mikrosegregasyon üzerindeki etkisi Şekil 4.9. b'de gösterilmiştir. Aynı merkezli halkalarda yabancı atom içeriği merkezden dışarıya doğru değiştiğinden segregasyon içeren taneler ayrışma gösterir (Altenpohl, 1982).



Şekil 4.9. a) Al-%5Mg alaşımında tane segregasyonu olan döküm yapısının şematik kesiti (halkalar eşit Mg içerikli bölgeleri göstermektedir). b) katılaşma hızının veya homojenizasyonun tane segregasyonuna etkisi (Altenpohl, 1982).

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

- Katılaşma ve ısı büzülmenin sonucu olan çekme,
- Dentritler arası 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 alaşım biletlerde sıklıkla görülen bir başka segregasyon tipi ters segregasyondur. Kalıp-kabuk arası boşluğun doldurulmasının izahı klasik mekanizmaya göre bilet kabuğunun katılaşması düşük ergime noktalı fazlarla işgal edilmiş kanalların oluşumu ile sonuçlanır. Kolonsal kristallerin dentrit cepheleri arasında halen sıvının mevcut olduğu anda büzülmeden dolayı kalıp duvarı ile kabuk arasında bir hava boşluğu oluşur. Merkezi sıvı kütleyle 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 dentritler arasındaki boşluklarda bulunan yüksek akışkanlıklı sıvı hem hacimsel çekilmeyi beslemek hem de merkezi sıvının

hidrostatik basıncının etkisiyle dışarıya doğru hareket eder ve yüzeye kadar ulaşır. Ters segregasyon sürekli olarak gelişim halindedir ve beslenme karakteristiklerine bağlıdır. Şekil 4.10'da hidrostatik basıncın etkisiyle düşük ergime noktalı bileşenlerin dentritler arası kanallardan bilet yüzeyinde oluşturduğu segregasyon sonucunda eksüdasyon/kanama görülmektedir. Dentritler arası kanallar oklarla gösterilmiştir (Çiğdem, 1997).



Şekil 4.10. Ters bilet segregasyonu oluşumu (Çiğdem, 1997).

Kalıp-bilet ara yüzeyinde meydana gelen oluşumlar son derece karmaşıktır ve çeşitli mekanizmalar bu karmaşık işlemlerin arasındadır. Ters segregasyonun hafif olduğu hallerde yüzey segregasyonunun ters katılma teorisine bağlı 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 katılaşımanın sonucu olan normal segregasyon olarak da düşünülebilir (Çiğdem, 1997).

4.6. Al-Mg-Si ALAŞIMLARININ HOMOJENİZASYONU

Homojenizasyon, döküm yapılarının yeniden düzenlenmesi için yapılan bir ısıtma 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 mikro segregasyonun azaltılmasına ilaveten homojenizasyon sırasında yayılma ile ilişkili bazı olaylar meydana gelebilir (Barry, 1977). Bu olaylar şunlardır;

- a) Tane kabalaşması,
- b) Aşırı doymuş alaşım elementlerinin çökmesi,
- c) Kararsız fazların çökmesi veya kararlı faza dönüşmesi,
- d) Metaller arası 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 aşamasıdır. Daha sonra gelecek olan (sıcak şekillendirme, tavlama, soğuk şekillendirme gibi) işlemlere kuvvetli bir etkisi vardır ve nihai ürünün özelliklerini de etkiler. Hem birincil (dengeye gelme) ve hem de ikincil yani yukarıda belirtilen ısıtma proseslerin, daha sonraki proseslere ve nihai özelliklerine etki eder (Scharf, 1984).

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 on beş 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 laboratuarda sanayi işlemlerinin simülasyonu çöktürmelerin ve mikro bileşenlerin 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).

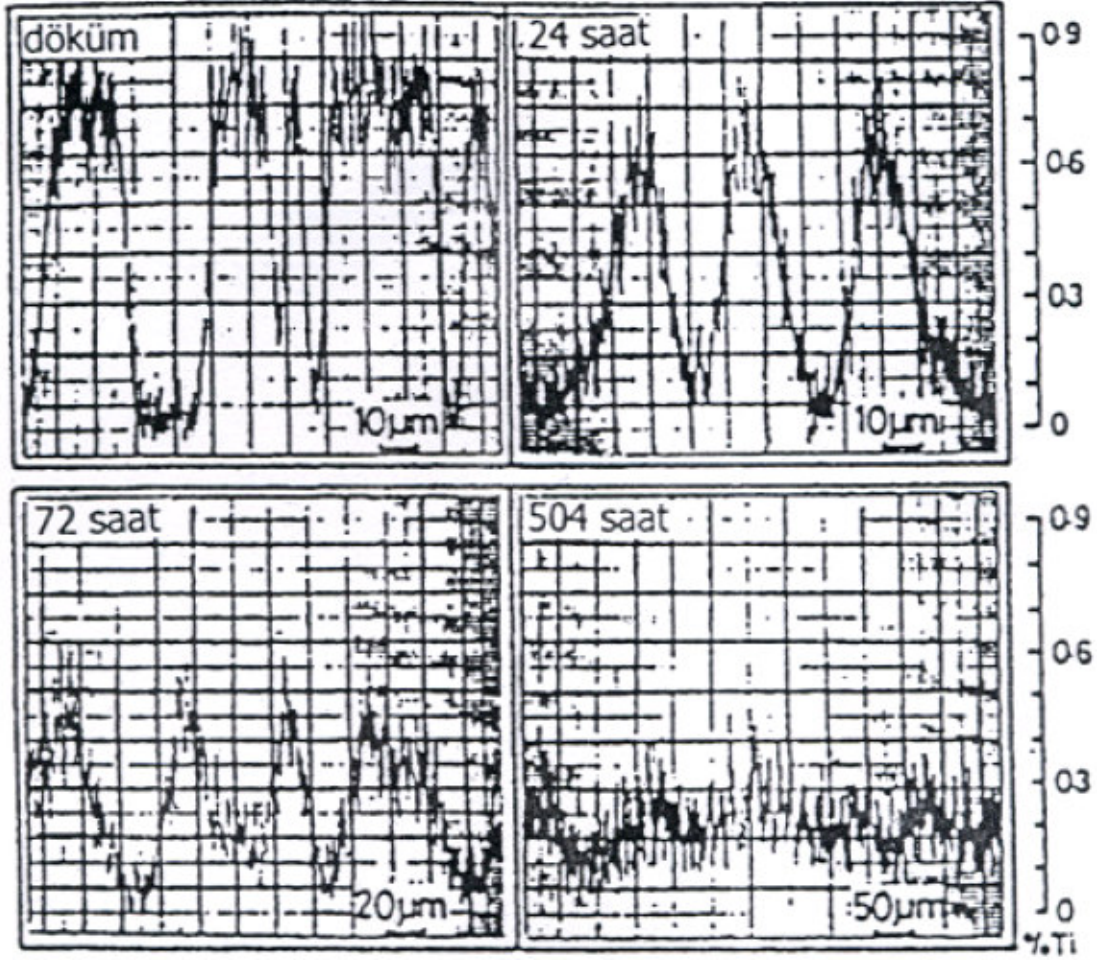
Yayınma mesafeleri (dendritik hücre boyutu veya ikincil dendrit kolları arası mesafe) kısa olduğunda ve alaşım elementleri (çözünenler) yeterli hızda göç ettiğinde homojenleşme mümkündür. Alüminyumda ki Fe, Mn ve Cr gibi yavaş yayınan elementlerin dengelenmesi, büyük hücre boyutlu (30-60 μm) dökümlerde solidüs sıcaklığının civarındaki uzun tutma sürelerinde bile (bir kaç gün) güçlükle başarılıdır. Buna karşın; Alüminyumdaki Mg, Cu, Zn, Si ve Ni gibi çabuk olarak yayınan elementlerin dengelenmesi daha kolaydır ve yaygın şekilde uygulanmaktadır (Merchant, 1987).

Alaşım elementlerinin konsantrasyonu, genellikle dökümlerin dendritik yapısındaki hücrelerin merkezinden kenarına doğru artar. Merkezden kenara doğru olan konsantrasyon farkı, katılaşma hızının artmasıyla birlikte fazlaşır. Alaşım elementi yığılı 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 bir denge oluşturulmalıdır (Merchant, 1987).

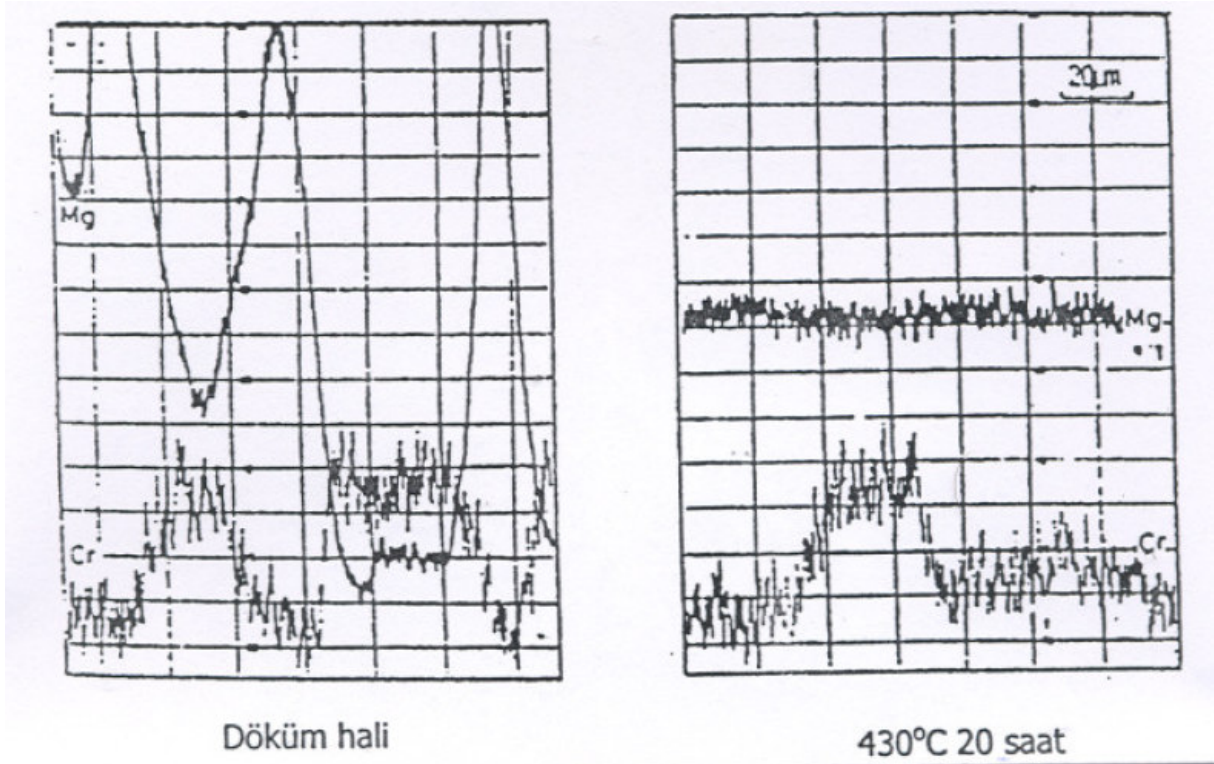
4.7. ALÜMİNYUM ALAŞIM BİLETLERİN HOMOJENİZASYONU

Homojenizasyonun ana amacı, dendrit kolları arasındaki konsantrasyon farklılıklarının dengelenmesidir. Örneğin, kokil kalıba dökülmüş Al-%5,5Mg, %0,19Cr alaşımında titanyum dağılımı Şekil 5.1.'de görülmektedir. Şekil 5.2.'den de görülebileceği gibi yığılma gösteren Mg, 430 °C'de 20 saatlik bir homojenizasyon ile kolayca dağıtılabilmektedir. Fakat krom segregasyonu hemen hemen değişmeksizin kalır. Buradan da açıkça görülmektedir ki, Cr ilavesi dendrit kollarının merkezindeki minimum Mg içeriğini azaltır ve dengesiz bileşimlerin çökmesini artırır. Cr içeren alaşımlarda, 450 °C'de ki konsantrasyon dengeleme hızı daha düşüktür. Bunun sebebi, $\text{Al}_{18}\text{Mg}_3\text{Cr}_2$ fazının büyük miktarlarda çökmesi ve Mg yayınmasının geçici olarak durgunlaşmasıdır (Kamio, 1985).



Şekil 4.11. Al-0,2Ti alaşımında 630 °C’de homojenize ve döküm yapısının çizgi analizi (Kamio, 1985).

Katılaşmış yapıda iki veya daha fazla faz var 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 üretilmiştir. Bu yöntem verilen bir alaşım sistemi için katı hal yayınma katsayıları biliniyorsa katılaşma sonundaki ve homojenizasyon sırasındaki dengesiz diğer fazın miktarını ve katılaşma ile homojenizasyon sırasında alaşım elementlerinin konsantrasyon dağılımını, en düşük katılaşma sıcaklığını hesaplamayı da mümkün kılar (Kamio, 1985).



Şekil 4.12. Al-5,5Mg-0,19Cr alaşımında homojenizasyon öncesi ve sonrası çözünen dağılımı analizi (Kamio, 1985).

Bir alaşım elementi içeriği denge koşullarında çözünebilecek değerden daha büyükse katılaşma yeterince hızlı olduğundan aşırı doymuşluk meydana gelir. Alüminyum matris içerisindeki alaşımlama elementlerinin aşırı doymuşluk durumuna gelmeleri için;

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

Termo-mekanik işlemler sırasındaki aşırı doymuşluk kaybı doymuş faz bileşenlerinin, dentrit hacimlerinin (dentrit aralarına) her tarafında kürecikler, iğneler ve levhacıklar şeklinde çökmesine neden olur. Bunlar genellikle üniform olarak dağılmazlar ama önceden var olan dentritik mikrosegregasyonu aksettirirler. Isıl işlem süresi ve sıcaklığı ile dentritik hücre boyutu, dispersoidlerin miktarını ve boyutunu etkiler. Genellikle dispersoid boyutu, hücre boyutu arttığında çökelen bileşenlerin konsantrasyonu azaldığında ve ısıl işlem sonrası soğuma hızı azaldığında hücre merkezine doğru artar (Eraslan, 1999)

Elektriksel iletkenliğin ölçümü genellikle Aşırı doymuşluğun belirlenmesinde güvenilir bir yöntem olup yaygın şekilde kullanılmaktadır. Aynı zamanda EDX analizleri de, aşırı

doymuşluğun miktarını ve tipini yüksek bir güvenilirlikte belirleyebilmektedir. Katılaşma hızı yüksek olduğu zaman döküm hali aşırı doymuşluğun derecesi artar (Merchant, 1987).

Çözünen bir elementin aşırı doymuşluk miktarı aynı zamanda malzemedeki diğer alaşım elementlerine bağlıdır. Örneğin, Alüminyumdaki Mn,ın denge çözünürlüğü, Fe, Si, Mg ve Cu tarafından azaltılır. Aynı şekilde, Mn'ın denge çözünürlüğü, deformasyonlu halde önemli derecede azalır. Isıl işlem ve şekil değiştirmenin birlikteliği de, sırasıyla aynı veya zamanda (sıcak haddeleme veya ekstrüzyondaki gibi), aşırı doymuşluğun daha da azalmasına neden olur.

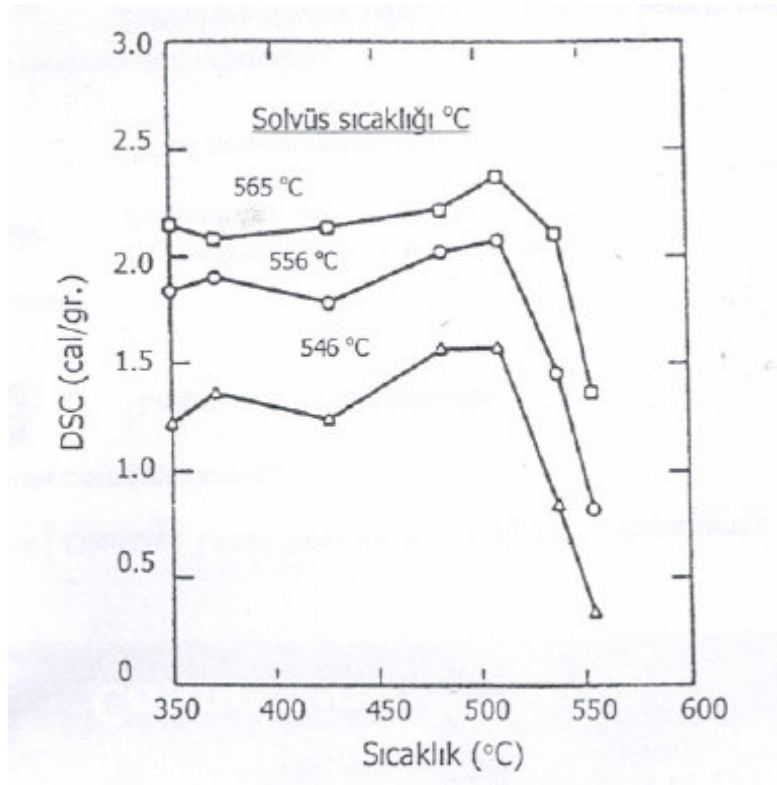
Homojenizasyon sırasında ikincil fazların çözünmesi, aşağıdaki üç koşulda meydana gelir;

- a) Katılaşmış yapıdaki dentritik hücre sınırları yakınında oluşmuş, dengeli olmayan fazlar, yapısal dengelenmeden önce ısıtılma sırasında çözünür.
- b) Geniş bir birincil makroparçacığın en yakınındaki ince çökelti çözünür ve ısıtılma sırasında kabalaşmanın bir kısmı olarak makroparçacık üzerinde yeniden birikirler.
- c) Katılaşma veya soğuma sırasında bir dereceye kadar düşük sıcaklıklarda oluşmuş ince çökelti, malzeme homojenizasyonu veya ekstrüzyon için yeniden ısıtıldığında katı çözelti için geri giderler.

Çökelti hacim oranı, çökelti 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, artan döküm boyutu veya her ikisi ile de daha büyük birincil çökelti boyutuna neden olduğundan artar.

6000 serisi alaşımların çözünme kinetiği Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ve kantitatif metalografi ile belirtilmiştir (Lalli, 1987).

Döküm hali mikroyapının, solvüs sıcaklığı, 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 sırasında mikroyapısal değişimleri izlemek mümkündür (Şekil 4.3.). Mg_2Si büyümesini çözünme başlamadan önce ısınması sırasında başladığı görülmüştür.



Şekil 4.13. Düşük, orta ve yüksek konsantrasyonlu Al-Mg-Si alaşımında 554 °C’de 8 saat tutma süresi (Lalli, 1987).

İkincil faz kabalaşması, homojenizasyon sırasında meydana gelebilen olaylardan birisidir. Tane kabalaşması ile fazlar arası yüzey alanı ve aynı zamanda birim hacimdeki faz taneciklerinin sayısı, yüksek sıcaklıklarda ısıtılma süresi ile azalır. Kabalaşma sırasında, daha yoğun şekle ve daha büyük boyuta sahip olan diğer fazlar ortaya çıkarlar. Dentritler arası dizilimlerin yoğunluğu değiştiğinde ve kararsızlığında da, az eriyen fazların yapışması ve kesikli çökeltilerin olgunlaşması meydana gelebilir. Kabalaşma olayı yayınma hızı, çözünürlük ve fazlar arası enerji aracılığı ile kontrol edilir. Deformasyon öncesinde veya onunla aynı zamanda yahut ısıtılma sırasında eş zamanlı kristalleşme aracılığıyla desteklenir. Si, Cu, Mg ve Ni gibi yüksek yayınma hızına sahip olan alaşım elementleri içeren kararlı fazlar hızla büyür ve Mn, Fe, ve Cr gibi düşük bir yayınma hızına sahip alaşım elementleri içerdiklerinde ise sadece bir dereceye kadar olan sıcaklıklarda meydana gelebilirler (Eraslan, 1999).

Üniform olmayan tane büyümesi düşük alaşımlı biletlerde sıklıkla gözlenir ama, karmaşık alaşımların döküm hali tane yapısı, tane sınırlarındaki segregasyon aracılığı ile genellikle korunmaktadır. İnce taneli dökümlerdeki kesintili tane büyümesi, önceden bulunan kaba

tanelerin (asılı 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 salıverilmemesine sebep olabilir. Hidrojenin uzaklaştırılması geniş yüzey altı ve dentritler arası boşlukların oluşumuna yol açar. Eğer homojenizasyon sırasında yüzey oksitlenmesi meydana gelirse, oksit tabakaları yüzünden hidrojenin döküm yüzeyinden kaçması engellenir ve birçok yüzey altı boşluklar oluşur (Eraslan, 1999).

Özellikle yüksek Mg içeren alaşımlar, ergitme sırasında hidrojen kapmaya ve homojenleştirme sırasında oksitlenmeye eğilim gösterirler. Bunlar bitmiş, üründeki veya daha sonraki işlemler sırasındaki kabul edilmez yüzey kalitesine sebep olabilirler. Diğer yandan, döküm yüzeyinden uzaktaki (iç) boşluklar, sıcak şekil değiştirme sırasında birbirlerine kaynak yaparak ortadan kalkarlar. Flüorürlerin fırın atmosferi girişi ve yavaş yavaş veya kademeli ısıtmanın yapılması, hidrojen gidermeyi kolaylaştırır ve homojenizasyon sırasında yaygın gözeneklilik oluşumunu bastırır.

Dökümlerdeki hücre sınırları, yüzey ve merkezi kısımlar gibi segregasyonların yoğun bir şekilde toplandığı alanlar, homojenizasyon işlemleri sırasında bölgesel erimeye maruz kalabilirler (Eraslan, 1999).

4.8. AA 6063 ALAŞIMININ HOMOJENİZASYONU

6000 serisi alüminyum alaşımlarının homojenizasyonu birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. 500-600 °C’de ki ısıtma işlemin etkisi döküm sırasında meydana gelen çökeltileri çözeltiye almaktır (Hirosawa, 1970).

Bu olay elektron mikroskobu ve elektriksel direnç sonuçları ile de 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

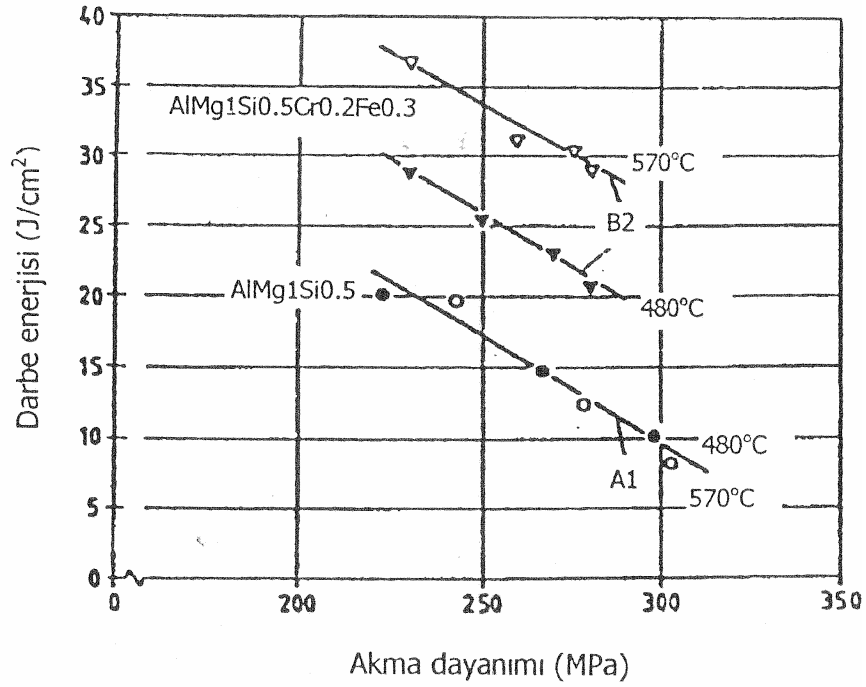
prosesinde çözeltiye geçmesi için daha fazla zamana ihtiyaç vardır. Aksi takdirde mukavemet özelliklerinde kabul edilemez düşüşlere sebep olur (Cyrener, 1985).

Homojenizasyon sonrası soğuma hızına bağlı olarak Mg ve Si'den değişik miktarlar katı çözeltide kalırlar. Bu miktarlar %100 çözeltiden %100 Mg_2Si 'a kadar olabilir. Aşırı üniform yapı ekstrüzyon sırasında büyük çatlaklara sebep olabilir. Ekstrüzyon ürünün yüzey kalitesi, ekstrüzyon ve sürtünme yükleri, ulaşılan maksimum ekstrüzyon hızı ve yaşlanma sonrasında ürünün mekanik özellikleri Mg_2Si çökeltilerin boyutlarına ve dağılımına bağlıdır (Langerwerger, 1982).

Homojenizasyon sonrası kontrollü soğuma, mümkün olan en iyi yüzey kalitesi, ekstrüzyon hızı ve mekanik özellikleri verir (Lang, 1978).

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 sırasında malzemenin sık sık kopması 6000 serisi alaşımlarda karşılaşılan ciddi bir durumdur. Al- Mg_2Si ikili alaşımlarının çentik darbe dayanımı üzerinde Mn, Cr, Zr ve Cu'nun etkisi araştırılmıştır. Düşük miktarlarda Mn ve Cr ilavesi, en uygun homojenizasyon ve bekletme sıcaklığından hızlı soğutma, tokluğun en yüksek değere ulaşmasını sağlar. Bununla beraber dengeli Al-Mg-Si alaşımının (%1Mg, %0,5Si), çentik darbe dayanımına homojenizasyon sıcaklığının bir etkisi yoktur.



Şekil 4.14. Homojenizasyon sıcaklığı ve Cr/Fe oranına AlMgSi alaşımının dengesine etkisi (Scharf, 1984).

Al-Mg-Si alaşımında homojenizasyon sıcaklığının yükselmesi, Mg_2Si çökeltme eğrisini sağa doğru kaydırır. Yani çökeltinin çekirdeklenmesi için kuluçka devresini uzatır. Bu olay özellikle % 0,2 Mn veya %0,2 Cr miktarında meydana gelir. Mn ve Cr, Mg_2Si 'nin çökmesinde tercihli çekirdeklenme bölgeleri oluşturan çökeltileri arttırmırlar. Bu şekilde alaşımın su verme hassasiyeti artar ve çentik darbe dayanımının etkili bir şekilde artması için homojenizasyon sonrasında hızlı soğuma gerekir. Tokluk artışı, geçiş elementlerinin (Mn, Cr, Fe, Zr) üniform dağılması ve homojenizasyon sırasında uyumsuz çökeltilerin oluşumuna bağlıdır. Aynı zamanda geçiş elementlerinin çökeltlerinde Si varlığına ait bulgular vardır, yani fazla Si'yi bağlayarak taneler arası kırılmayı ve gevrekliği önlerler (Merchant, 1987).

Daha önceden de bahsedildiği gibi, homojenleştirme işleminde amaç dentritik yapıdaki konsantrasyon farklılıklarının giderilmesi, katılaşma sırasında oluşan karasız fazların çözünmesi ve alaşımın ekstrüzyon kabiliyetinin olumlu yönde etkileyen kararlı çökeltilerin oluşturulmasıdır. Karmaşık alaşım sistemlerinde karasız bileşiklerin yanında malzemenin sünekliğini azaltan ve çözünmeyen karalı fazlar (iğnesel formda ve kırılğan) da bulunur. Homojenizasyon işlemi ile bu fazların en/boy oranları düzenlenir (Merchant, 1987).

AlMgSi ve AlMgSi_{0,5} alaşımları üzerinde yapılan bir çalışmada homojenizasyon 3 evrede olduğu gösterilmiştir. Birinci evrede dengersiz fazların çözünmesi ile dentrit 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 (Ewans, 1984).

Elektron mikroprop analizi (EMPA) ile yapılan bir çalışmada AlMgFeSi, Mg₂Si ve AlFeSi fazlarının mikroyapıda eşit olamayan bir dağılım gösterdikleri belirlenmiştir. Mg₂Si'nin konsantrasyonu ise stokiometrik oran olan 1,73:1'den farklıdır. Homojenizasyon ile magnezyum ve silisyum dentritik kolları arasında eş dağılımı sağlamaktadır. AlFeSi fazlarının oranı ise ısıtma işlemi sonucunda pek değişmemekte ancak parçalanmamaktadır (Stefani et al 1983).

EMPA ve elektrik direnci deneyleri ile dengersiz AlMgSi ve AlMgFe fazlarının 500 °C'nin üzerindeki homojenizasyon işlemi sırasında 30 dakika içerisinde çözüldükleri saptanmıştır. Ancak, dentritlerdeki magnezyum ve silisyum konsantrasyon gradyanı 570 °C'de 2,5 saat bekleme süresi sonunda eşitlenmektedir. Isıtma işlemi sırasında AlFeSi fazlarının da kimyasal bileşimi değişerek kararlı AlFeSi (Fe/Si~4) fazı oluşmaktadır. Tane sınırlarında bulunan bu fazların, şekillerin ince uzundan parçalanarak yuvarlağa dönüşümü de aynı sürenin, sonunda yavaşlamaktadır (Lendvai, 1984).

Zajac ve arkadaşlarının yaptığı araştırmaya göre, tane boyutu ile bilet çapı arasında yakın ilişki vardır. Bu ilişkiye göre; biletin artan çapı ile birlikte, tane boyutu da büyümektedir. Bu açıklama şu görüşler ile uyum göstermektedir; yüksek sıcaklıklarda küçük biletlerin hızlı soğutulması ile katılaşma sırasında fazın çekirdeklenme hızı yükselir ve alaşım elementlerinin çökmesi önlenir. Sonuç olarak, AA 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 üniform dağılmasına neden olmaktadır. Ayrıca bu küçük AlFeSi partiküllerin sadece sınırlarında değil, tane içlerinde ve hatta dentritler arası bölgelerde de bulunduğunu saptamışlardır (Zajac et al 1994).

Döküm yapısına sahip bilet, homojenizasyon sıcaklığına çıkartılırken yapı içerisinde birtakım değişimler olur. Mg₂Si'nin görünür çökmesi 135 °C civarında başlar, Mg₂Si küçük plakalar şeklinde bulunur. Bu plakalar parlatılmış yüzeyde iğne şeklinde görünürler, 482 °C'ye

ulaştığında Mg_2Si 'un büyük bir kısmı yeniden çözünür. Bu çözünme $510\text{ }^{\circ}C$ 'de tamamlanma eğilimi içerisindedir.

Demir içeren bazı fazlar da homojenizasyon sıcaklığına ısıtma esnasında çökelirler. Bu durum $315\text{ }^{\circ}C$ ile $426\text{ }^{\circ}C$ 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 $\beta-AlFeSi$, $\alpha-AlFeSi$ 'ye dönüşümünü sağlamak için $565\text{ }^{\circ}C$ 'de 6 saat beklemek gerekir. $565\text{ }^{\circ}C$ 'den düşük sıcaklıklarda yeterli dönüşümün sağlanamadığı görülmüştür (Eraslan, 1999).

BÖLÜM 5

LİTERATÜR İNCELEMESİ

Jose Luis Cavazos ve Rafael Colas (2001), yaptıkları çalışmada; düşey sürekli döküm metodu ile ekstrüzyon için AA 6063 alaşımından üretilip ekstrüzyon işlemi uygulanan ve ısıtma işlemi yapılan çubuğu 520 °C de 4 saat için katı eriyiğe almışlar ve sonra farklı hızlarda oda sıcaklığına soğutmuşlardır. Bu çubuktan numuneler çıkarıp, farklı sıcaklık ve sürelerde yaşlandırmışlardır. Yaşlandırma işlemi sonrasında çubuklarda çökeltme sertleşmesi gözlemlenmiştir. 10°C/saniye'nin altındaki soğutma hızında, soğutulan numunelerde verilen yaşlandırma sıcaklıklarında en yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Seçilen örnekler X-Ray Difraksiyonu (XRD) ve Transmisyon Elektron Mikroskobu (TEM)'da incelenmiştir. 60 °C/saniye hızda soğutulan yaşlandırılmamış numunelerde çökeltme olmadığı, matris yapısının kafes parametresinin yaklaşık 4.055 Å olduğu ve kafes yapısının da yüzey merkez kübik yapı olduğunu gözlemlenmiştir. Bu kafes yapısı ve kafes parametresi saf alüminyum için belirtilen kafes yapısından biraz daha büyüktür. Buna karşın, daha yavaş hızda soğutulup yaşlandırılmamış numunelerde küçük çökelmeler gözlenmiştir. Soğutma hızı azaldığı zaman yaşlandırılmış ve yaşlandırılmamış numunelerdeki kafes aralıklarının değiştiğini ortaya koymuşlardır.

Rafiq A. Siddiqui et.al. (2006), düşey sürekli döküm metodu ile üretilen AA 6063 alaşımı bilet kullanarak yaptıkları çalışmada; 6063 alüminyum alaşımının süneklik, sertlik, çekme ve kopma dayanımında, ısıtma işlemin etkisini araştırmışlardır. Bunun için katı eriyiğe alınan numuneleri; farklı sıcaklık ve sürelerde yaşlandırma ısıtma işlemine tabi tutmuşlardır. Yorulma çatlağı davranışına ısıtma işlemin etkisini farklı sıcaklık ve sürelerde incelemişlerdir. Artan yaşlandırma zamanı ve artan sıcaklıkla çekme dayanımının sürekli olarak arttığı görülmüştür. 473-498 °K arasındaki yaşlandırma sıcaklığında 10-12 saat tutulan 6063 alüminyum alaşımının çekme dayanımı azalmıştır.

Yaptıkları incelemede; zamanın ve sıcaklığın en uygun kombinasyonunu 448 °K’de 8–10 saat olarak belirlemişlerdir. Bu sıcaklık ve sürelerde yaşlandırma yapıldığı zaman alaşımın, maksimum sertlik, maksimum akma dayanımı ve maksimum çekme dayanımı özellikleri kazandığını belirlemişlerdir. 473 °K’de 6 saat yaşlandırma yaptıkları zaman ise, alaşımın yorulma çatlağı davranışında maksimum dayanım elde edilmiştir. Yaşlandırma ısı işlemi sırasında difüzyon mekanizmasının yardım etmesi ve alaşımın yapısındaki boşluklardan ötürü başlangıçtaki mekanik özellikler artmıştır. Oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda yaşlandırma ve aşırı yaşlandırma koşullarında boşluklarda yüksek oranda hareket görülmüş, bu boşluklar çözünen atomlarca zengin olan GP zonlarının oluşumunda büyük bir rol oynamıştır. GP bölgelerinin yoğunluğundaki artış ile kafeste meydana gelen dağılımının derecesi artmış ve bununla birlikte, mekanik özellikler çatlak davranışındaki artış kadar artmıştır. Dayanımdaki artışın etkisini ise, yaşlandırma ve aşırı yaşlandırma koşullarında çökeltilerin oluşumundan dolayı dislokasyon hareketlerinin bir sonucu olabileceğini ve aşırı yaşlandırılmış 6063 alüminyum alaşımının yaşlandırılmış alaşım ile kıyaslandığında en yüksek mekanik özelliklere sahip olduğunu belirtmişlerdir.

S. Zajac et.al. (1994), yaptıkları çalışmada; AA 6063 ve AA 6065 alüminyum alaşımlarının sıcak deformasyon davranışını araştırmıştır. Homojenizasyon işleminde plaka şeklindeki β -AlFeSi’un malzemenin sünekliğini arttıran α -AlFeSi fazına daha da fazla dönüşmesinde manganezin küçük bir miktarının bile önemli bir etkisi olduğunu belirlemişlerdir. Manganezin alaşıma etkisi; 50 °C/dakika⁻¹’den düşük hızda soğutma yapıldığında, alaşımın suda hızlı soğutma duyarlılığını arttırmıştır. Manganezin etkisi, β -AlFeSi fazının işlenebilmeyi kolaylaştıran α -AlFeSi fazına dönüşmesini hızlandırması olarak değerlendirilmiştir.

O. E. Okrafor (1991), AA 6063 alaşımı ile yaptığı çalışmada; yaşlandırma ve aşırı yaşlandırma koşullarında, korozyon direncini araştırmıştır. Yapılan çalışmada ağırlık kaybı ve ağırlık kaybı hızının, malzemeye uygulanan ısı işlem sıcaklığı ve ısı işlem zamanı fonksiyonlarının etkisi olduğunu göstermiştir.

D. M. Jiang (2003), AA 6063 alaşımı kullanarak yaptığı çalışmada; kristal malzemede yorulma çatlağının 2 aşamada büyüdüğünü tespit etmiştir. Birinci aşamada; uygulanan gerilim ile normal olarak ve aktif düzlem boyunca çatlak gelişmiştir. İkinci aşamada; yaşlandırma ısı işleminde, Al-Mg-Si alaşımında çatlağın büyümesi başlamıştır. Alaşım heterojen

deformasyon sergilemiş ve tekli kayma sistemi tarafından sadece tekli kayma bantları oluşturmuştur. Düşük dispersoid içeriği ve GP bölgelerinin düşük boyutu ve yüksek hacimli ile ilişkilendirilen, tekli kayma sistemi hareketi için geçerli bir eğilim var olduğu bulunmuştur.

M. Gavgali v.d. (2003), AA 6063 alaşımının aşınma özelliklerinin tespiti için yapay yaşlandırma etkilerini araştırdıkları çalışmalarında; yaşlandırma sertleştirme yapılmış AA 6063 alaşımının kuru aşındırma şartları altındaki davranışlarını değerlendirmişlerdir. Alüminyum numunelerin bazıları 510 °C’de 2, 4, 6 ve 8 saat katı eriyiğe alma işlemine tabi tutulup su ile hızla soğutulduktan sonra 180 °C de 4 saat yaşlandırılmıştır. Diğer numuneler 510 °C’de 6 saat katı eriyiğe alma işlemine tabi tutulduktan sonra su ile hızla soğutulup 180 °C’de 1, 2, 3, 4 ve 5 saat fırında yaşlandırılmıştır. Döküm halinde ve yaşlandırılan numuneler aşınma testinden önce ve sonra sertlik, profil metre, tarama elektron mikroskobu (SEM), optik mikroskop, X-Ray difraksiyonu ve enerji dispersif detektörü (EDS) kullanılarak tam olarak karakterize edilmiştir. Yapılan çalışmada 2 saatten daha fazla yaşlandırma işlemine tabi tutulan alaşımın sertlik değeri hızla artmıştır. Alüminyum içinde çözünmüş Mg_2Si ’un daha yüksek miktarla sonuçlanan katı eriyiğe alma zamanıyla sertlik değerlerinin artışı, magnezyum silikatın belirgin şekilde artışına atfedilebilir. Hızlı suda soğutma sırasında; bu Mg-Si çözeltide kalıntı olur. Bununla birlikte Al fazı; oda sıcaklığında aşırı doymuş katı çözeltide Mg-Si içerebilir. Yaşlandırma sırasında Mg_2Si oluşur ve çöker. Böylelikle; AA 6063 alaşımının sertliği yaşlandırma zamanı artışı ile hızlıca artar. Yaşlandırma zamanı ve katı eriyiğe alma zamanının her ikisindeki önemli artış ile çökeltilerin yoğunluğunun arttığı bulunmuştur. Katı eriyiğe alma zamanı ve yaşlandırma zamanının her ikisi de döküm olan numunelere kıyaslanınca aşınma katsayılarında belirgin azalmaya neden olduğu görülmüştür. Aşınma katsayısındaki azalmada yaşlandırma zamanının artışı, katı eriyiğe alma zamanı artışından çok daha etkili olduğunu belirlemişlerdir.

Y. Totik v.d. (2004); AA 2014 ve AA 6063 alaşımlarının soğuk deformasyonda homojenizasyon işleminin etkilerini araştırmak için yaptıkları çalışmada; homojenizasyon işlem koşullarının etkisini, çekme testleri ile çalışmışlar ve bu alaşımları 320, 370, 420 ve 470 °C’de 8 saat için homojenizasyon işlemine tabi tutmuşlardır. Çekme testlerini oda sıcaklığında yaparak döküm haldeki ve homojenize edilmiş numuneleri karşılaştırmışlardır. Çalışmada; AA 6063 alaşımının sertlik değerinin 300–450 °C arasında az miktarda değiştiği görülmüştür. Diğer malzemeler ile kıyaslanınca her iki alaşımda da sertlik değeri aynı oranda

azalma eğilimi göstermiştir. Bu durum geniş alanda alaşım elementlerinin istiflenmesinden dolayı ve AA 6063 alaşımı için AA 2014 alaşımına göre alaşım elementlerinin daha az miktarlarında olmasından dolayı kaynaklanmıştır. Döküm olan numunelerde AA 2014 ve AA 6063 alaşımları için CuAl_2 ve Mg_2Si fazları tane sınırlarında daha geniş olarak dağılmışlardır. Homojenizasyon işlemi ile bu fazlar taneler boyunca yayılmış ve daha küçük boyutlu hale gelmişlerdir. Çekme testi sonuçları, homojenizasyon sıcaklığının artmasıyla her iki alaşım için sünekliğin arttığını göstermiştir. Çekme testleri göz önüne alındığında her iki alaşım için optimum homojenleştirme ısı işlemi, 470°C 'de 8 saat olduğu ileri sürülmüştür. Bunun yanı sıra; XRD sonuçlarından görüldüğü üzere, homojenizasyon sıcaklığının artması ile alaşımların sertlik değerleri ve faz yoğunlukları azalmıştır. Alaşımların soğuk deformasyon davranışları faz yoğunluklarının azalmasına bağlı olarak gelişmiştir.

M. Baki Karamış ve İ. Halıcı (2006), yaptıkları çalışmada; AA 6063 alüminyum alaşımının düşük dereceli soğuk deformasyon ve yeniden kristalleşme sıcaklıklarında homojenizasyon işlemi sırasında soğutma oranı etkisi araştırmışlardır. Bu çalışma için yarı sürekli döküm metodunda üretilen biletlerden çekme testi numuneleri hazırlayıp 560°C 'de 6 saat homojenize edip, beş farklı hızda soğutmuşlardır. Numuneler ile yapılan çekme deneyleri sonucunda, soğutma oranındaki artışın, çekme mukavemeti değerlerinde artışa ve maksimum tane boyutunda azalmaya neden olduğu görülmüş ve numuneleri metalurjik incelemeye almışlardır. İncelemeler sonucunda, partiküllerin hacim bölümü, partiküllerin boyutu ve dâhili partiküllerin mesafelerinin homojenizasyon işlemi sırasında soğutma oranının direkt olarak ilişkili olduğu ve soğutma oranının azalmasıyla alakalandırılmıştır. Tavlama sıcaklığı ile AA 6063 alaşımının maksimum tane boyutu, tavlama sıcaklığı ile kritik deformasyon oranı azalmış ve maksimum tane boyutu artmıştır.

S. Karabay v.d. (2003), ekstrüzyon yapılmış AA 6063 alaşımının mekanik davranışlarında ekstrüzyon oranı etkisinin incelenmesi için yaptıkları çalışmada, homojenize edilmiş, çok hızlı suda soğutulmuş ve homojenize edilmiş, yavaş soğutulmuş koşullarında iki farklı yapı olarak hazırlanmış AA 6063 alaşımının mekanik davranışlarında ekstrüzyon oranının etkisini araştırmışlardır. AA 6063 alaşımından 6 tane bilet dökümden sonra homojenize edilmiş ve yavaş soğutma koşullarında hazırlanmış, diğer 6 tane bilet ise dökümden sonra homojenizasyon işlemi uygulanmış ve daha hızlı olarak soğutulmuşlardır. İki farklı yapıdaki biletler farklı ekstrüzyon oranlarında ve sırasıyla 460°C ve 510°C 'lerde testler yapılmıştır. AA 6063 alaşımında iki farklı yapıda elde edilen numuneler ekstrüzyon yapıldıktan sonra T1

ve T6 ısıt işlemlerine maruz bırakılmışlardır. Her iki AA 6063 alaşımında ekstrüzyon oranı arttığında; kopma dayanımı ve sertliğinin arttığı, yüzde uzamanın azaldığı görülmüştür. Homojenize edilmiş ve hızlı soğutulmuş AA 6063 alaşımı ekstrüzyondan sonra homojenize edilmiş ve yavaş soğutulmuş numuneye göre daha yüksek uzama değerlerine sahip olmuştur. Bununla birlikte homojenize edilmiş ve hızlı soğutulmuş AA 6063 alaşımı ekstrüzyon ve T6 ısıt işleminden sonra homojenize edilmiş ve yavaş soğutulmuş yapıya göre daha fazla sünekliğe sahip olduğu görülmüştür.

S. N. Samaras et.al. (2007), yaptıkları çalışmada, ekstrüzyon yapılabilir 6061 Alüminyum alaşımının homojenizasyon ve mikro segregasyon modellemesi üzerine çalışmalardır. AA 6061 alüminyum alaşımının homojenizasyon ısıt işlemi sırasında döküm mikro yapısının gelişiminin bir simülasyonunu sunmuşlardır. Alaşımın mikro segregasyonu, dökümden sonra alaşım termo dinamiği hesaplaması kullanılarak Scheil eşitliği ile hesaplayıp, homojenizasyon sırasındaki mikro yapı gelişimi, çok bileşenli difüzyon eşitliklerinin çözümü için kinetik hesaplama ile simülasyonunu yapmışlardır. Alaşım elementlerinin kompozisyon profilleri ve ikincil fazların hacimleri homojenizasyon zamanının bir fonksiyonu olarak hesaplamışlardır. Simülasyon sonuçlarını, metalografik incelemeler ile karşılaştırılarak nitel olarak değerlendirmişlerdir. Yaptıkları modelleme ve hesaplamalar sonucunda homojenizasyon sırasında Mg_2Si çözülmesi ve Fe intermetaliklerin değişimini teyit etmişlerdir.

Zajac et.al. (2002), 6005, 6063 ve 6082 alaşımları için son mekanik özelliklerinde soğutma oranının etkisini araştırmışlardır.

Reiso (1992), çeşitli kimyasal kompozisyonlara sahip Al-Mg-Si alaşımları için, ekstrüzyon hızında soğuma hızının etkisini çalışmıştır.

Y. Birol (2004), çeşitli termal çevrimler için homojenizasyon sırasında 6063 alaşımının mikro yapı gelişimini incelemiştir.

Cai et.al. (2002), 6061 ve 6069 alaşımları için elektron mikroskobu ölçümleri ile alaşım elementlerinin dağılımını ve homojenizasyon sırasında elektriksel direncin ölçümünü araştırmışlardır.

Usta v.d. (2004), homojenize edilmiş malzemenin homojenizasyon işlemi sırasında Mg_2Si partiküllerin büyüme kinetiğini incelemişlerdir.

BÖLÜM 6

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada; düşey sürekli döküm yöntemiyle üretilen AA 6063 alaşımının mekanik özelliklerine, metal sıcaklığı, döküm hızı ve döküm suyu debisi parametrelerinin etkisinin araştırılması amaçlanmıştır. Standart AA 6063 alaşımının kimyasal bileşimi Çizelge 6.1.'de verilmiştir (ASTM B-221). Eti Alüminyum A.Ş.'nin alüminyum dökümhanesinde Sürekli Döküm yöntemi ile 152 mm çapında üretilen biletlerin kimyasal analiz sonuçları ise Çizelge 6.2.'de gösterilmektedir. Biletlerin spektral analizleri ETİ Alüminyum A.Ş.'nin metalografi laboratuvarındaki Spectro marka SpectroLab model spektral analiz cihazı ile yapılmıştır. Çizelge 6.2.'den görüldüğü gibi farklı döküm parametreleri ile dökülen Alüminyum biletlerin alaşım elementleri aralığı standartlara uygundur.

Çizelge 6.1. Standart AA 6063 alaşımının kimyasal bileşimi (ASTM B-221).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AA 6063	0,30-0,70	0,5	0,1	0,1	0,40-0,90	-	0,2	0,02-0,20

Çizelge 6.2. Biletlerin döküm numaralarına göre analiz sonuçları

	Fe	Si	Mg	Zn	Ti	Mn
1416	0,19	0,42	0,49	0,008	0,014	0,002
1420	0,18	0,43	0,50	0,008	0,022	0,002
1436	0,19	0,43	0,49	0,013	0,013	0,002
1438	0,19	0,43	0,49	0,008	0,022	-
1442	0,18	0,43	0,50	-	0,005	0,002
1443	0,18	0,43	0,50	-	0,011	0,002

6.1. DENEYSEL METOT

Bu çalışmada incelenen döküm parametreleri Çizelge 6.3.'te verilmiştir. Yapılan her dökümde bir parametre değiştirilirken diğer parametreler sabit tutulmuştur. Böylece sadece değişen parametreye göre sonuçlar incelenmiştir. Yapılan her deneye, ETİ Alüminyum'un Dökümhane üretim sırasında karşılık gelen döküm numarası verilmiştir.

Döküm sonrası üretilen biletler döküm halde ve homojenleştirme ısı işlemi sonrası mikroyapı incelemeleri ve mekanik deneylere tabi tutulmuştur. Homojenleştirme ısı işlemi; ETİ Alüminyum A.Ş.'nin Alüminyum Dökümhanesindeki 40 tonluk homojenleştirme fırınlarında, 580 °C'de 4 saat olarak gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 6.3. Alüminyum biletlerin üretilmesinde değiştirilen döküm parametreleri.

Döküm No	Metal Sıcaklığı (°C)	Döküm Suyu Debisi (m ³ /h)	Döküm Hızı (mm/dak)	Döküm Suyu Sıcaklığı (°C)
1420 B	690	160	110	21
1416 B	700			
1416 A	710			
1420 A	720			
1443 A	710	140	110	21
1442 A		150		
1436 A		160		
1438 A ¹	710	160	100	21
1438 A ²			110	
1438 A ³			120	

1: Biletin 80 cm ile 250 cm arasında kalan bölüm

2: Biletin 250 cm ile 400 cm arasında kalan bölüm

3: Biletin 400 cm'den sonraki bölümü

Düşey sürekli döküm yöntemiyle üretilen biletlerden enine mikroyapı ve mekanik özellik incelemeleri için 20 mm kalınlığında 6 adet dilim yavaş çalışan emülsiyon soğutmalı bir testere ile kesilip hazırlanmıştır. Bu numunelerden 3 tanesi homojenleştirme ısı işlemine tabi

tutulurken geri kalan 3 tanesi döküm halde kalmıştır. Şekil 6.1.'de incelemeler için hazırlanan yuvarlak dilimlerden birinin resmi görülmektedir.

Aynı biletten boyuna mikro yapı ve mekanik özellik incelemeleri için ise 250 mm boyunda 2 adet bilet parçası yine aynı testere ile kesilmiş, bu biletlerden bir tanesine homojenleştirme ısı işlemi uygularken diğeri döküm halde kalmıştır. Şekil 6.2.'de incelemeler için hazırlanan boyuna numune görülmektedir.



Şekil 6.1. Biletten çıkarılan enine numunelerin hazırlandığı parça



Şekil 6.2. Biletten çıkarılan boyuna numunelerin hazırlandığı parça

6.2. MİKROYAPI İNCELEMELERİ

Düşey sürekli döküm metodu ile metal sıcaklığı, döküm hızı ve döküm suyu debisi parametreleri değiştirilerek üretilen AA 6063 alaşımı biletin döküm ve homojenleştirme ısı işlemine tabi tutulmuş halinin mikroyapısı optik mikroskopla incelenmiştir. Hem enine hem de boyuna numuneler hazırlamak için kesilen parçalardan mikroyapı incelemeleri için hazırlanan numuneler soğuk gömme metodu ile reçineye alınmıştır. Metalografik incelemesi yapılacak numuneler sırası ile 200, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh'lik zımparalar ile zımparalama ve sonrasında Al_2O_3 pasta kullanılarak parlatma işlemine tabi tutulmuştur.

Parlatma işleminden sonra numune yüzeyleri hazırlanan Keller Çözeltisi (95 ml H_2O , 2,5 ml HNO_3 , 1,5 ml HCL ve 1 ml HF) ile 2 dakika boyunca dağlanmıştır. Daha sonra numunelerin yüzeyleri saf su ve alkol ile yıkanp kurutulmuş ve numuneler Karabük Üniversitesi Malzeme Laboratuvarında bulunan Nikon marka optik mikroskopa incelenmiştir.

6.3. MEKANİK DENEYLER

6.3.1. Sertlik Deneyleri

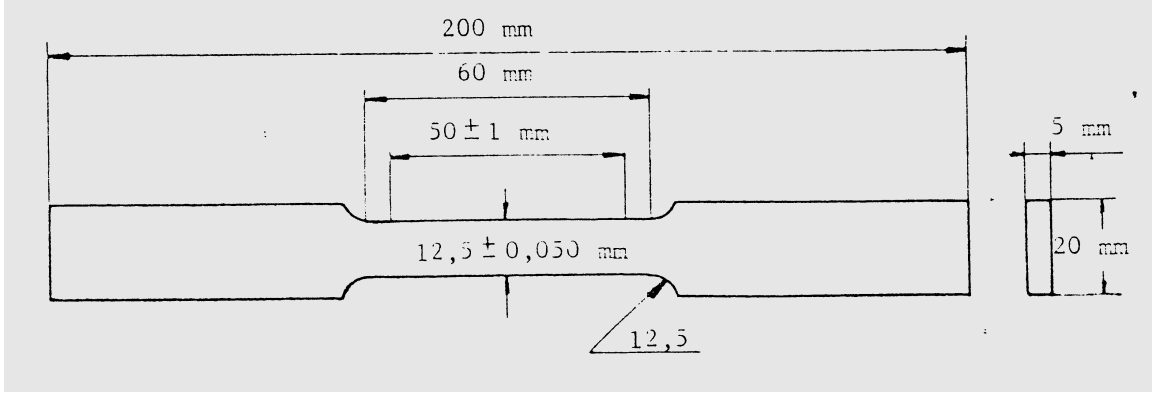
Döküm hali ve homojenleştirme ısı işlemine tabi tutulmuş numunelerin sertlik deneyleri ETİ Alüminyum A.Ş.'nin Metalografi Laboratuvarında bulunan sertlik deney cihazı ile yapılmıştır. Rusya malı, Frank marka tip cihazda, numunelere 2,5 mm çapındaki çelik bilya uç 625 N yük uygulamış ve Brinell cinsinden sertlik değeri elde edilmiştir. Numunelere sertlik deneyi uygulanırken numunenin ölçüm yapılabilecek en dış noktasından merkezine kadar eşit aralıklarda 5 farklı nokta belirlenmiş ve belirlenen bu noktaların 3 farklı yerinden sertlik ölçümü yapıp bu değerlerin ortalamaları alınmıştır. Şekil 6.3.'de Sertlik deneyi için kullanılan deney cihazı ve sertlik numuneleri görülmektedir.



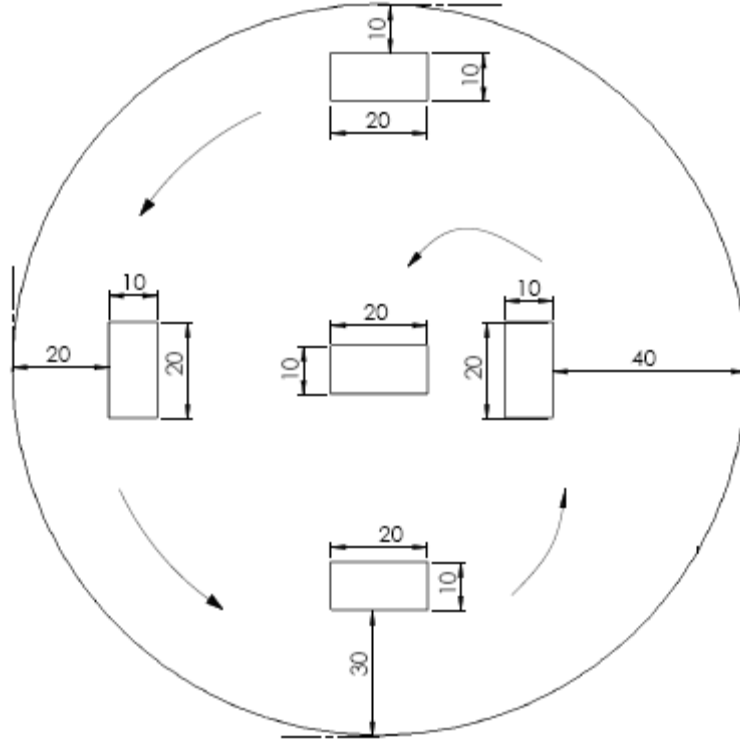
Şekil 6.3. Sertlik deneyi için kullanılan test cihazı ve sertlik numuneleri.

6.3.2. Çekme Deneyleri

Çekme deneyleri hem enine hem de boyuna parçalardan hazırlanan numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir. Boyuna parçalardan çekme çubukları hazırlamak için parçanın 5 farklı yerinden farklı mesafelerde çubuklar çıkarılmıştır (Şekil 6.5.). Çıkarılan bu çubuklar daha sonra freze tezgahında işlenerek TS 138'e göre yassı çekme çubukları hazırlanmıştır. Şekil 6.4.'de TS 138'e göre yassı çekme çubuğunun ölçüleri verilmiştir (TSE 2004). Çekme deneyleri ETİ Alüminyum A.Ş.'nin Metalografi Laboratuvarında bulunan Rusya malı YMM-5 marka deney cihazında, 2 ton yük ve 1/20 mm/sn çekme hızı şartlarında yapılmıştır. Şekil 6.6.'da çekme deneyi için hazırlanan yassı çekme çubuğunun resmi, Şekil 6.7.'de ise çekme deney cihazı gösterilmiştir.



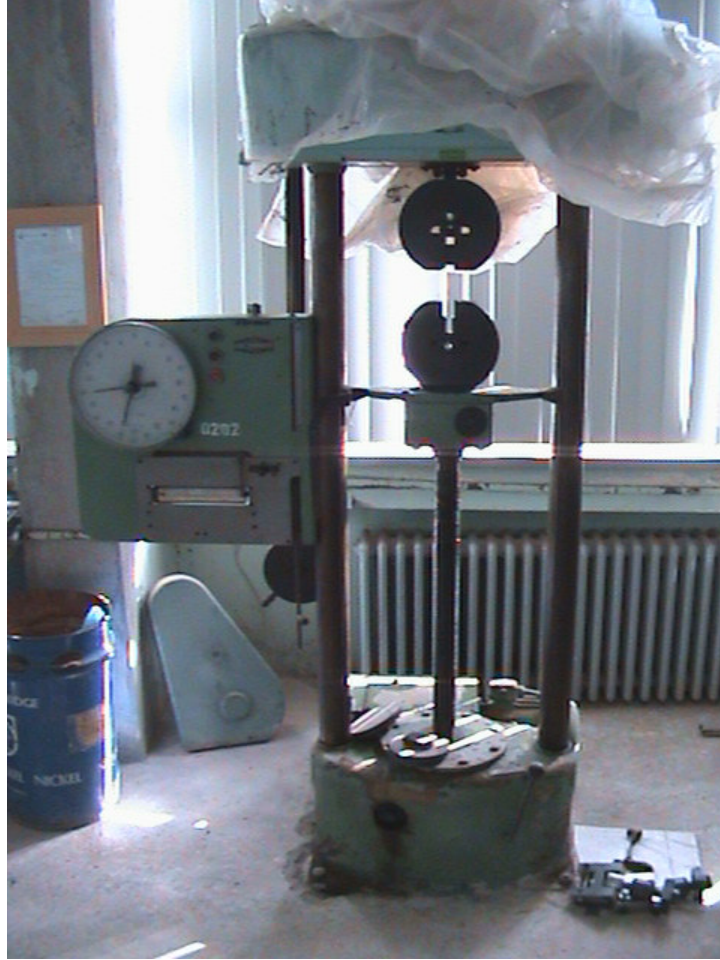
Şekil 6.4. TS 138 standart'ına göre hazırlanan yassı çekme çubuğu ölçüleri (TSE 2004)



Şekil 6.5. Boyuna numuneler için hazırlanan parçadan çıkarılan çekme çubuklarının yerleri



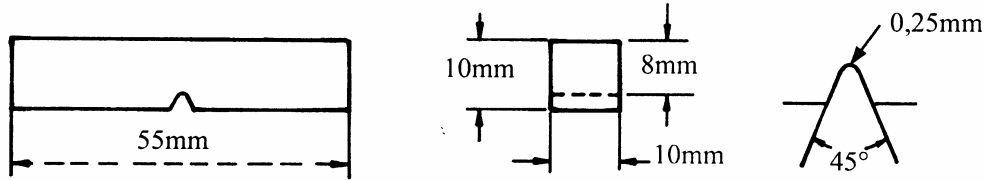
Şekil 6.6. Çekme deneyi için hazırlanan yassı çekme çubuğu



Şekil 6.7. Çekme deney cihazı

6.3.3. Darbe Deneyleri

Darbe deneyi için enine ve boyuna olarak hazırlanan bilet parçalarından ikişer adet numune hazırlanmıştır ve her bir numunenin üstüne numarası, enine parçadan mı olduğu yoksa boyuna parçadan mı olduğu markalanmıştır. Şekil 6.8.'de çentik darbe deneyi numunesinin ölçüleri verilmiştir.



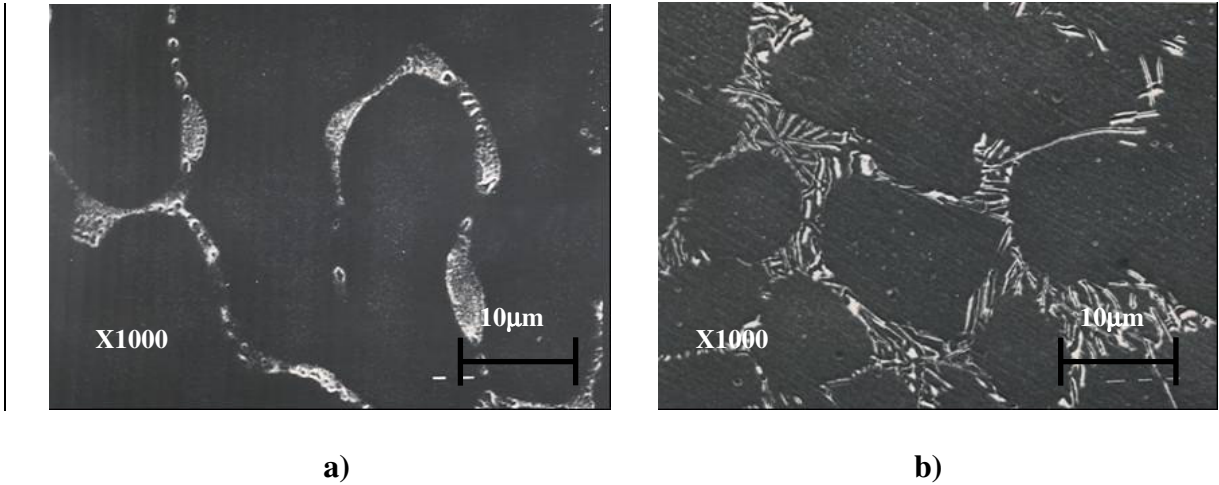
Şekil 6.8. Çentik darbe deneyi numunesinin ölçüleri

BÖLÜM 7

DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME

7.1. MİKROYAPI İNCELEMELERİ

Eti Alüminyum A.Ş.'nin Seydişehir'deki fabrikasında sürekli döküm yöntemi ile üretilen AA6063 biletlerin gerek döküm hali, gerekse homojenleştirme ısıtma işlemi sonrası taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri Şekil 7.1.'de verilmiştir. Homojenleştirme ısıtma işlemi 580 °C'de 4 saat olarak gerçekleştirilmiştir (Onurlu 1987).



Şekil 7.1. AA6063 Al alaşımlarının SEM görüntüleri; a)Döküm hali, b) Homojenleştirme ısıtma işlemi uygulanmış (Onurlu, 1987).

Şekil 7.1.'de, koyu olarak görünen bölgeler (matris) α Alüminyum katı eriyiğini, beyaz bölgeler ise (çökeltiler) α +Mg₂Si ötektik fazını gösterdiği düşünülmektedir. Homojenleştirme ısıtma işlemi sonrası tane boyutu küçülmekte ve daha homojen bir yapı elde edilmektedir.

Bu çalışmada AA6063 alaşımının sürekli döküm yönteminde döküm parametreleri değiştirildiğinden, her bir parametre için döküm hali ve homojenleştirme ısıtma işlemi

uygulanmış, enine ve boyuna numunelerin optik mikroskop görüntüleri Ek A'da gösterilmiştir.

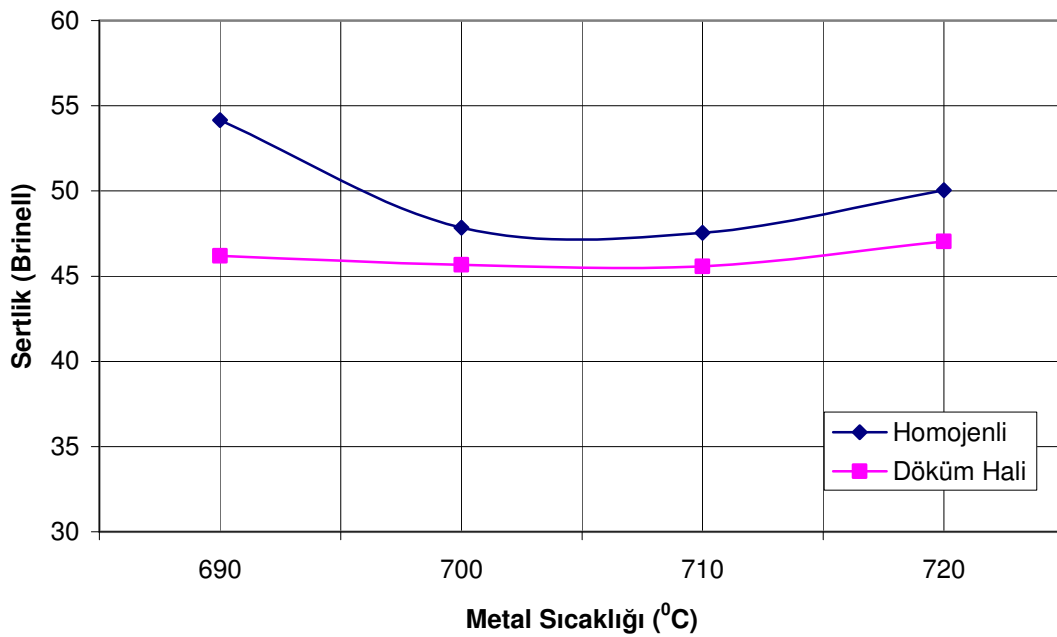
7.2. FARKLI METAL SICAKLIĞI DEĞERLERİ İÇİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI

7.2.1 Sertlik Deneyleri

Sürekli döküm yöntemiyle metal sıcaklığı değiştirilerek üretilen, hem döküm hali hem de homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış biletlerin sertlik değerleri Çizelge 7.1.'de verilmiştir. Metal sıcaklığı değerlerine göre sertlikte meydana gelen değişim Şekil 7.2.'de gösterilmektedir

Çizelge 7.1. Metal sıcaklığı değiştirilerek dökülen numunelerin Brinell sertlik sonuçları.

	Metal Sıcaklığına Göre (Brinell)			
	690 °C	700 °C	710 °C	720 °C
Homojenli	54,16	47,84	47,55	50,05
Döküm Hali	46,20	45,66	45,57	47,03



Şekil 7.2. Metal sıcaklığına göre sertlik değerlerinde meydana gelen değişim.

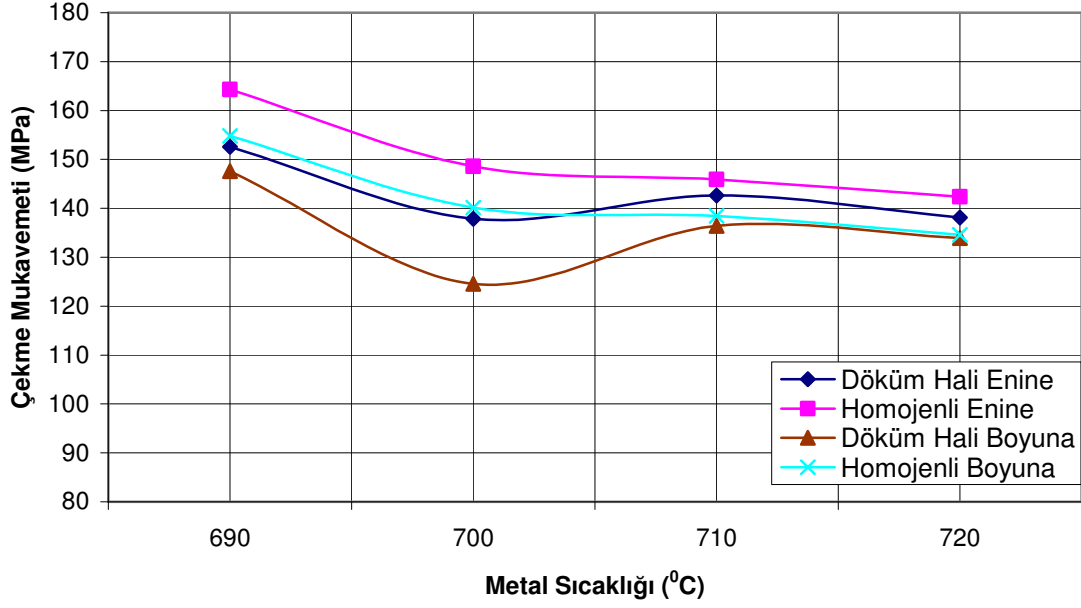
Metal sıcaklığı değerleri değiştirilerek üretilen biletlerden hazırlanan numunelere uygulanan sertlik deneylerinde en yüksek sertlik değeri 690 °C’de üretilen ve sonrasında homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış numuneden elde edilmiştir. Metal sıcaklığının artması ile sertlik değeri düşme eğilimindedir.

7.2.2 Çekme Deneyleri

Sürekli döküm yöntemiyle metal sıcaklığı değiştirilerek üretilen, hem döküm hali hem de homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış biletlerin çekme deneyi sonrası elde edilen çekme mukavemeti değerleri Çizelge 7.2.’de verilmiştir. Metal sıcaklığı değerlerine göre çekme mukavemetinde meydana gelen değişim Şekil 7.3.’de gösterilmektedir

Çizelge 7.2. Metal sıcaklığı değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası çekme mukavemeti değerleri.

Metal Sıcaklığına Göre Çekme Mukavemeti (MPa)				
	690 °C	700 °C	710 °C	720 °C
Homojenli				
Enine	164,27	148,57	145,92	142,39
Boyuna	154,81	140,13	138,45	134,58
Döküm Hali				
Enine	152,59	137,84	142,63	138,14
Boyuna	147,58	124,56	136,39	133,92



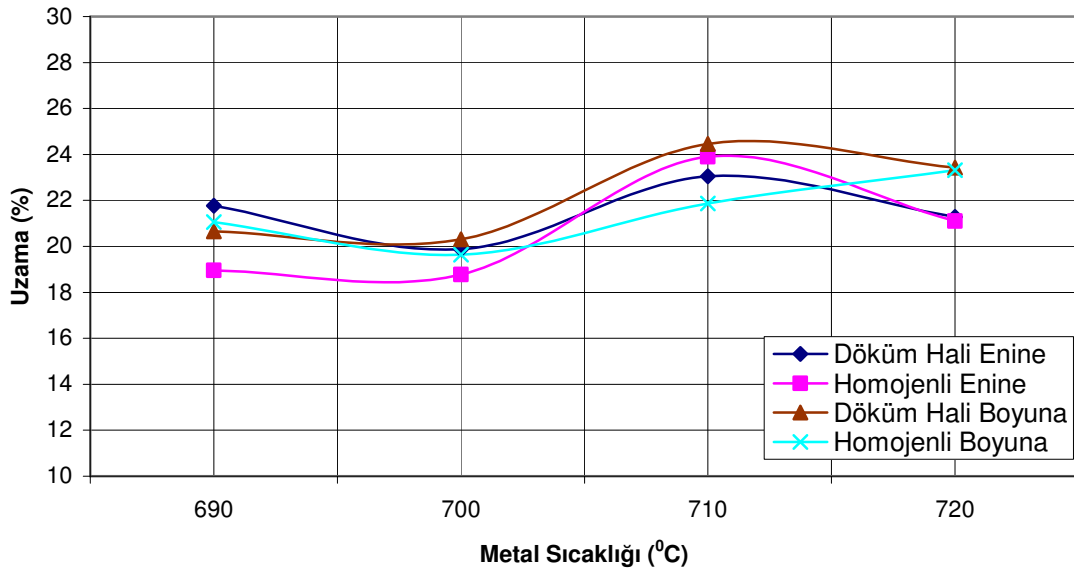
Şekil 7.3. Metal sıcaklığına göre çekme mukavemetinde meydana gelen değişim.

Çekme deneyleri sonuçlarından da görüldüğü üzere homojenleştirme ısı işlemine tabi tutulan numuneler döküm haldeki numunelere göre daha yüksek çekme mukavemeti davranışı sergilemişlerdir. Ayrıca biletlerin enine kısmından alınan numuneler boyuna kısmından alınan numunelere göre daha yüksek çekme mukavemeti değeri göstermişlerdir. Metal sıcaklığının artması ile birlikte çekme mukavemeti azalma eğilimindedir. Farklı metal sıcaklıklarında üretilen biletler uygulanan çekme deneylerinde en yüksek çekme mukavemeti değeri 690°C’de üretilen biletten elde edilmiştir.

Metal sıcaklığı değiştirilerek dökülen biletler uygulanan çekme deneyi sonrası hesaplanan % uzama değerleri Çizelge 7.3.’te verilmiştir. Buradan hareketle metal sıcaklığına göre % uzama değerlerinin değişimi Şekil 7.4.’te gösterilmektedir.

Çizelge 7.3. Metal sıcaklığı değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası % uzama değerleri.

	Metal Sıcaklığına Göre (% uzama)			
	690 °C	700 °C	710 °C	720 °C
Homojenli				
Enine	18,96	18,77	23,90	21,10
Boyuna	21,06	19,64	21,86	23,31
Döküm Hali				
Enine	21,77	19,87	23,05	21,28
Boyuna	20,65	20,30	24,46	23,42



Şekil 7.4. Metal sıcaklığına göre % uzama değerlerinde meydana gelen değişim.

Şekil 7.4.'te görüldüğü gibi, çekme mukavemeti değerleri ile uyumlu olarak metal sıcaklığının artması ile % uzama değeri düşme eğilimindedir. Homojenleştirme ısı işlemi ile % uzama değerleri çok belirgin olmasa da azalma eğilimi göstermektedir.

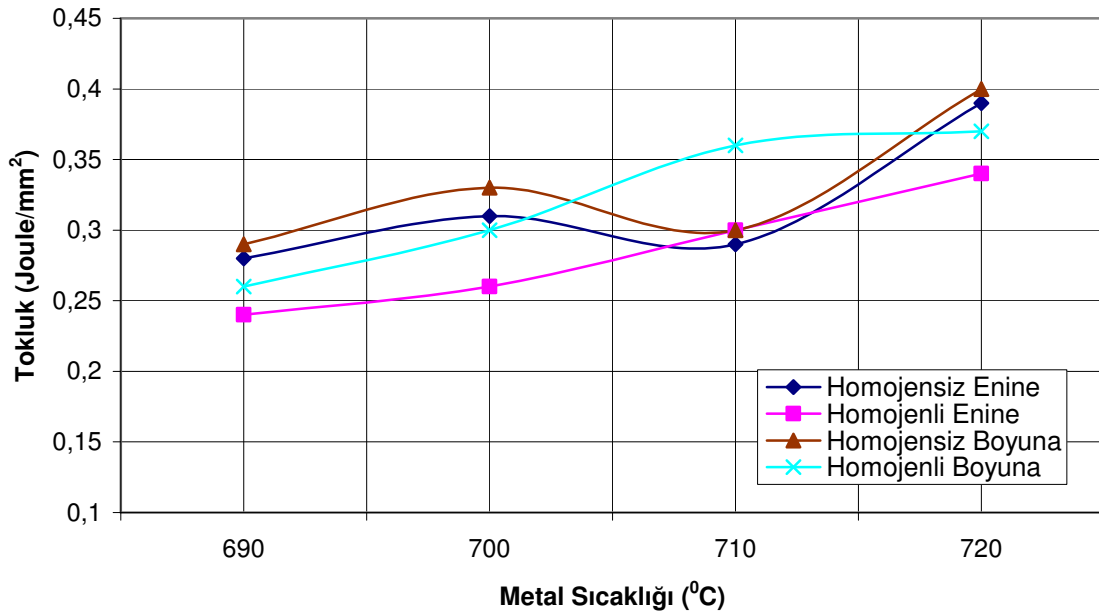
7.2.3 Darbe Deneyleri

Sürekli döküm yöntemiyle metal sıcaklığı değiştirilerek üretilen, hem döküm hali hem de homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış biletlerin çentikli darbe deneyi sonrası elde edilen

tokluk değerleri Çizelge 7.4.'de verilmiştir. Metal sıcaklığı değerlerine göre tokluk değerlerinde meydana gelen değişim Şekil 7.5.'de gösterilmektedir

Çizelge 7.4. Metal sıcaklığı değiştirilerek dökülen numunelerin darbe deneyi sonrası elde edilen tokluk değerleri.

		Metal Sıcaklığına Göre Tokluk (Joule/mm ²)			
		690 °C	700 °C	710 °C	720 °C
Homojenli	Enine	0,24	0,26	0,3	0,34
	Boyuna	0,26	0,30	0,36	0,37
Döküm Hali	Enine	0,28	0,31	0,29	0,39
	Boyuna	0,29	0,33	0,30	0,40



Şekil 7.5. Metal sıcaklığına göre tokluk değerlerinde meydana gelen değişim

Metal sıcaklığı değiştirilerek üretilen biletlerden hazırlanan numunelerle gerçekleştirilen darbe deneylerine göre; metal sıcaklığının artması ile tokluk değerleri artma eğilimindedir. Farklı metal sıcaklığı değerlerinde üretilen biletlerde en yüksek tokluk değeri 720 °C'de elde edilmiştir.

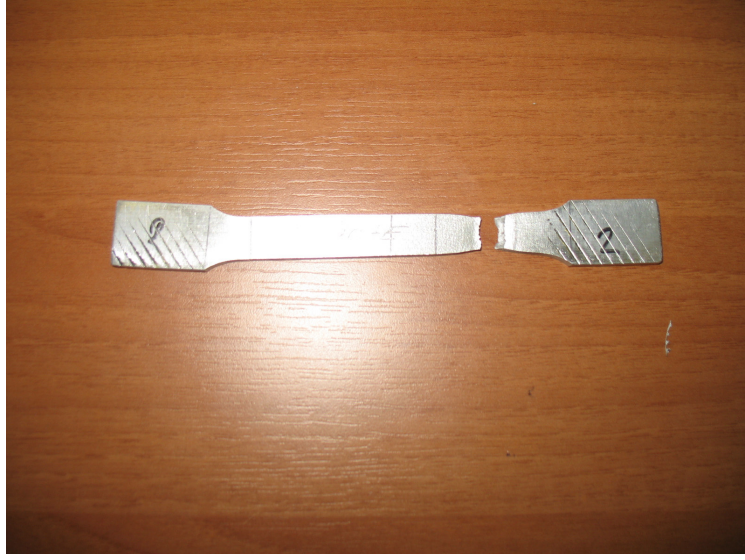
7.2.4. Değerlendirme

Düşey sürekli dökümde katılaşma çok hızlı şekilde meydana gelmektedir. Bu yüzden metal sıcaklığı katılaşmanın hızlı bir şekilde ilerleyebilmesi için düşük tutulmalıdır (Eraslan 1999). Katılaşma sırasında kalıp duvarına temas eden sıvı metal hemen katılaşarak bir kabuk oluşturur. Oluşan bu kabuk aslında katılaşma sırasında meydana gelen ilk çekirdeklerdir. Eğer döküm sıcaklığı yeteri kadar yüksek ise, biletin merkezindeki sıvı uzun bir süre likidüs 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 büyüyeceklerdir ve bilet yüzeyinde gelişigüzel yönelmiş küçük eş eksenli tanelerden oluşan ince bir kabuk oluşturacaktır. Diğer taraftan, eğer döküm sıcaklığı düşükse kalıptaki sıvının hepsi likidüs sıcaklığının altına hızla soğuyacak ve kristaller “bing-bang” çekirdeklenmesi olarak bilinen ergiyeğin içine doğru hızla ilerleyeceklerdir. Daha sonra tamamen eş eksenli bilet yapısı üretilecektir (Lalli 1980). Alüminyum dökümlerinde metal sıcaklığı, katılaşmanın hızlı ilerleyebilmesi için olduğunca düşük tutulması gerekmektedir (Eraslan 1980). Bu yüzden metal sıcaklığı 690 °C olan dökümlerin mekanik özelliklerinin yüksek olarak ölçüldüğü düşünülmektedir.

Yapılan çekme deneylerinde homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış biletlerden hazırlanan numunelerin, döküm haldeki biletlerden hazırlanan numunelere göre daha yüksek mukavemet değerleri sergilemesi, homojenleştirme ısı işlemi ile mikroyapının daha ince taneli ve homojen olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. EK A 13 ve EK A 14’de döküm halde ve homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış biletlerin mikro yapıları arasındaki fark gösterilmiştir.

Çekme deney sonuçlarına göre, hem homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış, hem de döküm halindeki numunelerde biletten enine olarak hazırlanan numunelerin, boyuna olarak hazırlanan numunelere göre daha yüksek mekanik özellikler ve daha düşük % uzama göstermesi, düşey sürekli dökümün katılaşma yapısından kaynaklandığı düşünülmektedir. Düşey sürekli dökümde katılaşma hızında meydana gelebilecek bir değişiklik biletin mikro yapısında da pek çok farklılığa neden olabilmektedir. Düşey sürekli dökümün sahip olduğu hızlı katılaşma özelliğinden dolayı ters ingot segregasyonu hemen hemen hiç görülmemekte bu yüzden de biletin enine kesiti boyunca olan kimyasal bileşimde çok fazla fark olmamaktadır (Barry 1977).

Şekil 7.6. ve Şekil 7.7.'de biletten hazırlanan enine ve boyuna numunelerin çekme deneyi sırasındaki kopma şekli gösterilmiştir. Buradan görüldüğü gibi enine numuneler numunenin uç kısımlarından koparken, boyuna numuneler ortaya yakın kısımlarından kopmaktadır.



Şekil 7.6. Biletten hazırlanan enine numunenin çekme testi sırasında kopma şekli



Şekil 7.7. Biletten hazırlanan boyuna numunenin çekme testi sırasında kopma şekli

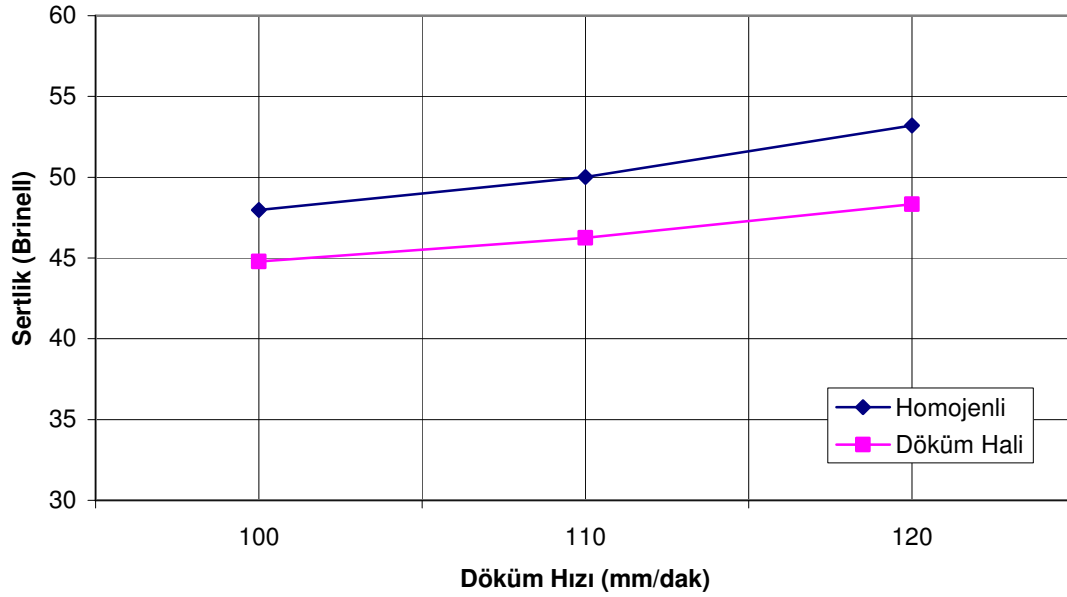
7.3. FARKLI DÖKÜM HIZI DEĞERLERİ İÇİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI

7.3.1. Sertlik Deneyleri

Sürekli döküm yöntemiyle döküm hızı değiştirilerek üretilen, hem döküm hali hem de homojenleştirme ısıtma işlemi uygulanmış biletlerin sertlik değerleri Çizelge 7.5.'de verilmiştir. Döküm hızı değerlerine göre sertlikte meydana gelen değişim Şekil 7.8.'de gösterilmektedir

Çizelge 7.5. Döküm hızı değiştirilerek dökülen numunelerin Brinell sertlik sonuçları.

	Döküm Hızına Göre Sertlik Değerleri (Brinell)		
	100 mm/dak	110 mm/dak,	120 mm/dak,
Homojenli	47,98	50,02	53,2
Döküm Hali	44,79	46,24	48,32



Şekil 7.8. Döküm hızına göre sertlik değerlerinde meydana gelen değişim.

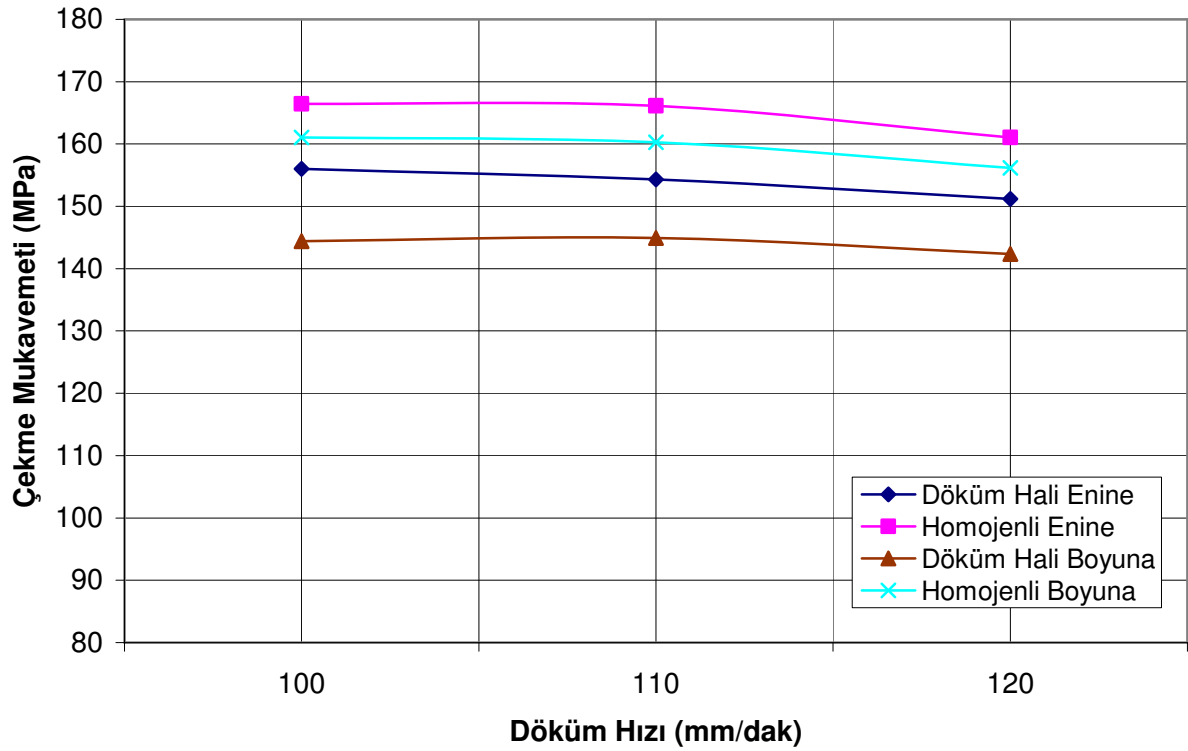
Döküm hızı değerleri değiştirilerek üretilen biletlerden hazırlanan numunelere uygulanan sertlik deneylerinden, artan döküm hızı ile beraber numunelerin sertlik değerlerinin de çok belirgin olmasa da bir artma eğiliminde olduğu belirlenmiştir. Şekil 7.8.'den görüleceği üzere en yüksek sertlik değeri 120 mm/dakika döküm hızı ile üretilip sonrasında homojenleştirme ısıtma işlemi uygulanmış numuneden elde edilmiştir.

7.3.2. Çekme Deneyleri

Sürekli döküm yöntemiyle döküm hızı değiştirilerek üretilen, biletlerin çekme deneyi sonrası elde edilen çekme mukavemeti değerleri Çizelge 7.6.'da verilmiştir. Döküm hızı değerlerine göre çekme mukavemetinde meydana gelen değişim Şekil 7.9.'da gösterilmektedir.

Çizelge 7.6. Döküm hızı değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası çekme mukavemeti değerleri.

	Döküm Hızına Göre Çekme Mukavemeti (MPa)		
	100 mm/dak	110 mm/dak,	120 mm/dak,
Homojenli			
Enine	166,42	166,15	161,05
Boyuna	161,07	160,26	156,18
Döküm Hali			
Enine	156,00	154,31	151,20
Boyuna	144,40	144,94	142,37



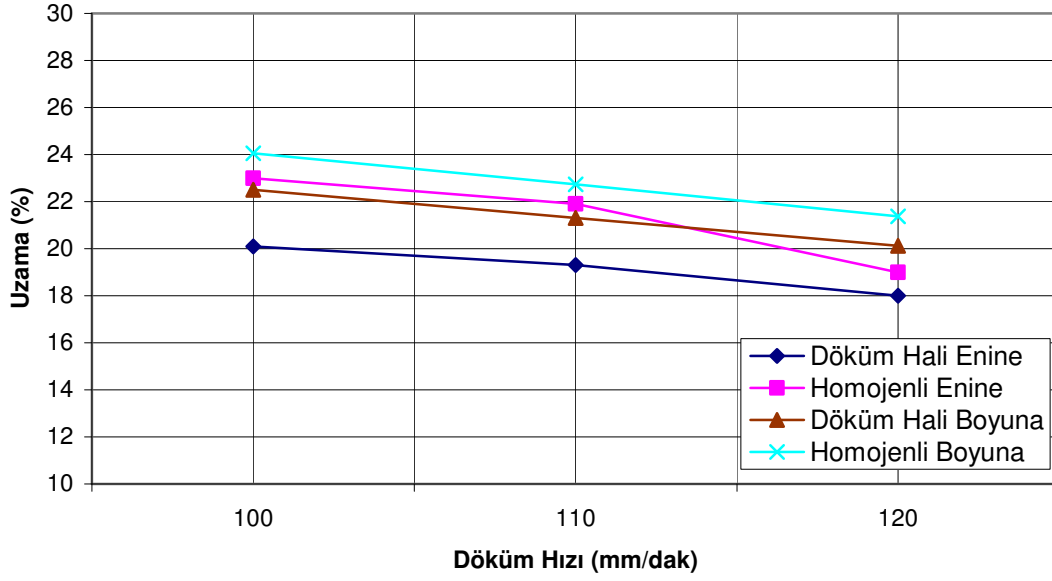
Şekil 7.9. Döküm hızına göre çekme mukavemetinde meydana gelen değişim.

Şekil 7.9.'dan da görüldüğü gibi sürekli döküm prosesinde döküm hızı arttırıldığında çekme mukavemeti belirgin olmamakla beraber azalma eğilimi göstermektedir. Homojenleştirme ısı işleme tabi tutulan numuneler, döküm halindeki numunelere göre daha yüksek çekme mukavemeti değerleri sergilemişlerdir. En yüksek çekme mukavemeti 100 mm/dak döküm hızında üretilen numunede gözlenmiştir. Benzer şekilde biletlerin enine kısmından alınan numuneler boyuna kısmından alınan numunelere göre daha yüksek çekme mukavemeti değeri göstermişlerdir.

Döküm hızı değiştirilerek dökülen biletlere uygulanan çekme deneyi sonrası hesaplanan % uzama değerleri Çizelge 7.7.'de verilmiştir. Şekil 7.10.'da ise, döküm hızına göre % uzama değerlerinin değişimi gösterilmektedir.

Çizelge 7.7. Döküm hızı değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası % uzama değerleri.

	Döküm Hızına Göre % uzama		
	100 mm/dak	110 mm/dak,	120 mm/dak,
Homojenli			
Enine	23,00	21,90	19,00
Boyuna	24,00	22,73	21,37
Döküm Hali			
Enine	20,10	19,31	18,10
Boyuna	22,50	21,30	20,12



Şekil 7.10. Döküm hızına göre % uzama değerlerinde meydana gelen değişim.

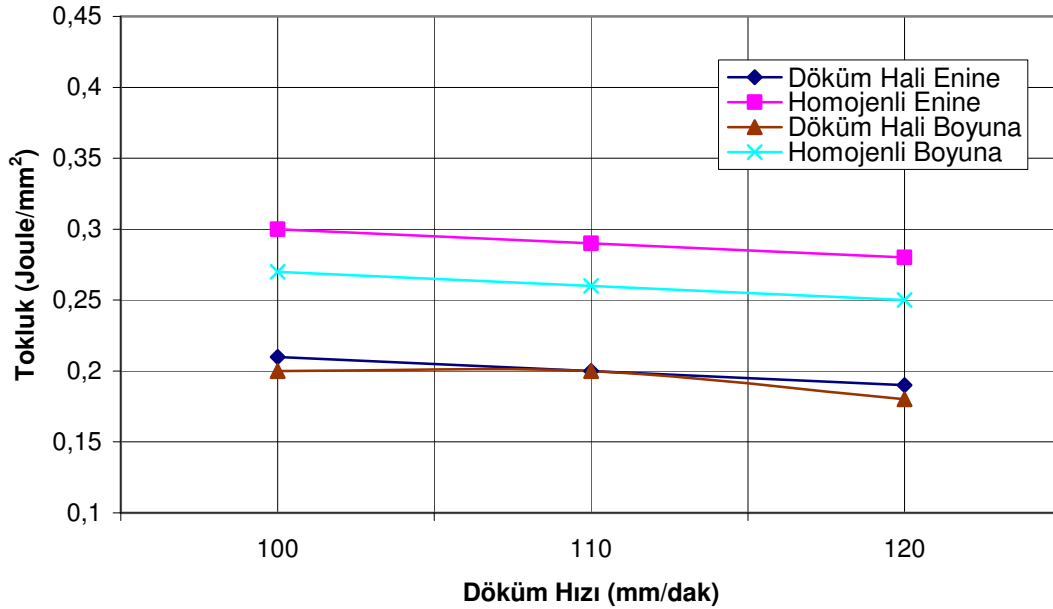
Döküm hızı değerleri değiştirilerek üretilen biletlere uygulanan çekme deneyleri sonucunda döküm hızının artması ile % uzama değerleri azalma eğilimindedir. Homojenleştirme ısı işlemine tabi tutulan numuneler döküm haldeki numunelere göre daha fazla % uzama değerleri sergilemişlerdir.

7.3.3. Darbe Deneyleri

Sürekli döküm yöntemiyle döküm hızı değiştirilerek üretilen biletlerin çentikli darbe deneyleri sonrası elde edilen tokluk değerleri Çizelge 7.8.'de verilmiştir. Döküm hızı değerlerine göre tokluk değerlerinde meydana gelen değişim Şekil 7.11.'de gösterilmektedir.

Çizelge 7.8. Döküm hızı değiştirilerek dökülen numunelerin darbe deneyi sonrası elde edilen tokluk değerleri.

	Döküm Hızına Göre Tokluk (Joule/mm ²)		
	100 mm/dak	110 mm/dak	120 mm/dak
Homojenli			
Enine	0,30	0,29	0,28
Boyuna	0,27	0,26	0,25
Döküm Hali			
Enine	0,21	0,2	0,19
Boyuna	0,2	0,2	0,18



Şekil 7.11. Döküm hızına göre tokluk değerlerinde meydana gelen değişim.

Şekil 7.11’de görüldüğü gibi, sürekli döküm yönteminde döküm hızının artmasıyla, biletlerin tokluk değerleri de çok belirgin olmamakla beraber azalma eğilimindedir. Homojenleştirme ısıl işlemi uygulanan numuneler döküm haldeki numunelere göre daha yüksek tokluk değerleri sergilemişlerdir. Farklı döküm hızı kullanılarak üretilen biletlerde en yüksek tokluk değeri 100 mm/dakika döküm hızında elde edilmiştir.

7.3.4. Değerlendirme

Düşey sürekli dökümde katılaşma çok hızlı gerçekleşmektedir. Bu hızlı katılaşma ile biletin tane yapısı eşeksenel tanelerden oluşmaktadır (Eraslan 1999). 120 mm/dak döküm hızında diğer döküm hızlarına göre daha hızlı bir katılaşma meydana geldiği için tane yapısı daha eşeksenel ve homojen olduğundan sertlik değerinin yüksek olduğu düşünülmektedir. EK A 19 ve EK A 28’de artan döküm hızı ile mikro yapıda tanelerin boyutundaki değişiklik görülmektedir.

Düşey sürekli döküm prosesinde döküm sırasında büyük bir sıcaklık azalması gerçekleşmekte ve azalma ile biletin yapısında istenmeyen iç gerilmeler oluşabilmektedir. Eğer oluşan bu iç gerilemeler belirli bir değeri aşar ise bilette çatlaklar oluşur. Çatlakların önlenmesi içinde en etkili yollardan birisi de döküm hızını azaltmaktır (Eraslan 1999).

Farklı döküm hızlarında üretilen biletlere yapılan çekme deneylerinde en yüksek çekme mukavemeti değeri 100 mm/dak döküm hızında üretilen bilette görülürken, döküm hızı arttıkça çekme mukavemeti değeri azalma eğilimi göstermiştir. Bunun nedeni artan sıcaklık azalması ile biletin yapısında oluşan mikro çatlaklar ve iç gerilmeler yüzünden olduğu düşünülmektedir. EK A 22’de biletin kabuk bölgesinde oluşan çatlaklar görülebilmektedir. % uzama ve tokluk değerlerindeki değişimde bu düşüncemizi desteklemektedir.

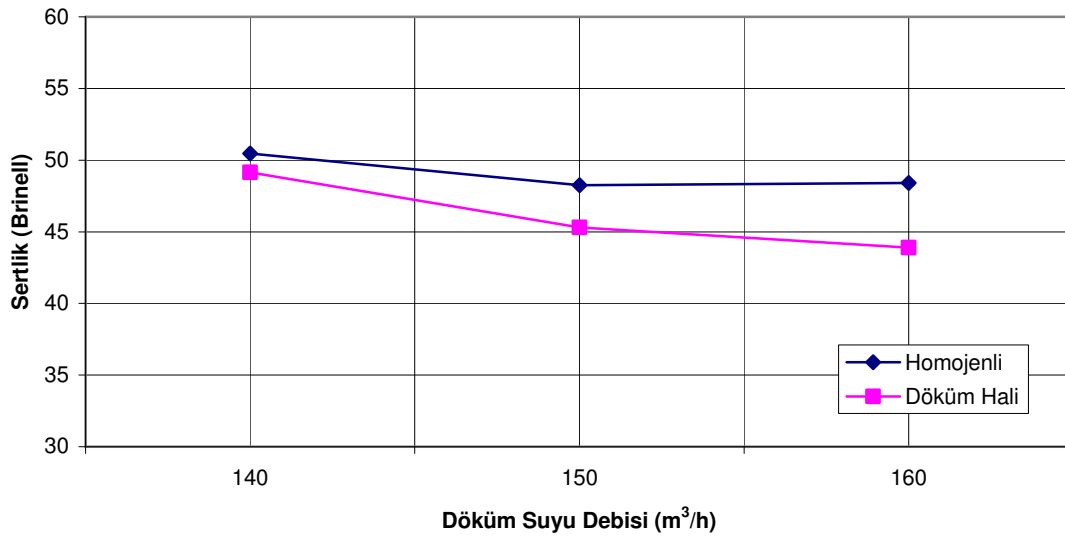
7.4. FARKLI DÖKÜM SUYU DEBİSİ DEĞERLERİ İÇİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI

7.4.1. Sertlik Deneyleri

Sürekli döküm yöntemiyle döküm suyu debisi değiştirilerek üretilen, hem döküm hali hem de homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış biletlerin sertlik değerleri Çizelge 7.9.’da verilmiştir. Döküm suyu debisi değerlerine göre sertlikte meydana gelen değişim Şekil 7.12.’de gösterilmektedir

Çizelge 7.9. Döküm suyu debisi değiştirilerek dökülen numunelerin Brinell sertlik sonuçları.

	Döküm Suyu Debisine göre Sertlik Değerleri (Brinell)		
	140 m ³ /h,	150 m ³ /h,	160 m ³ /h,
Homojenli	50,47	48,26	48,41
Döküm Hali	49,14	45,3	44,00



Şekil 7.12. Döküm suyu debisine göre sertlik değerlerinde meydana gelen değişim.

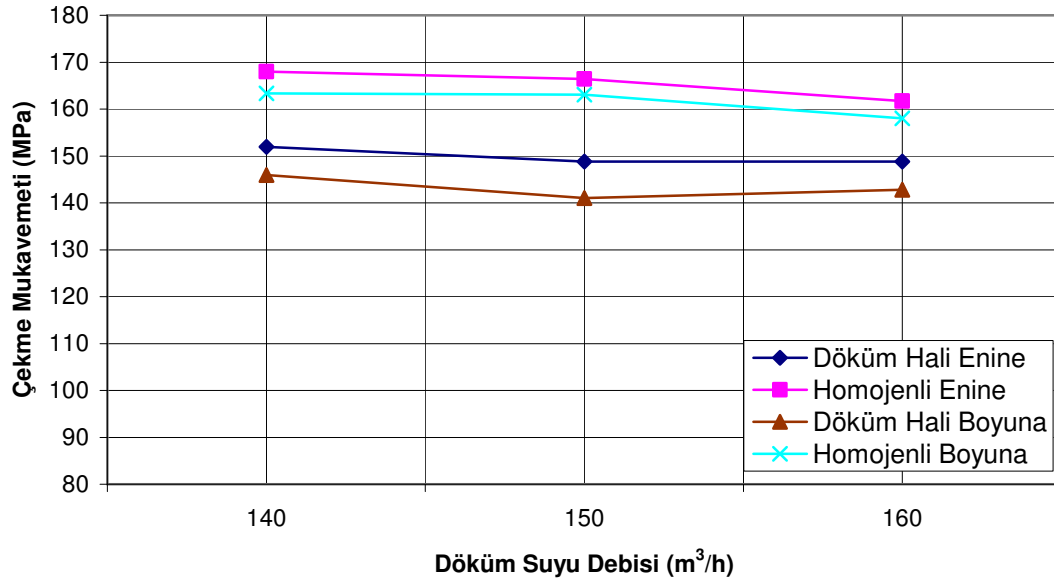
Şekil 7.12.'de görüldüğü gibi farklı döküm suyu debi değerlerinde üretilen biletlerden hazırlanan numunelere sertlik deneyi uygulandığında, döküm suyu debi miktarı arttıkça malzemenin sertliği azalma eğilimi göstermiştir. Homojenleştirme ısı işlemi sertlik üzerinde olumlu etki göstermiştir. En yüksek sertlik değeri 140 m³/saat döküm suyu debi değerinde elde edilmiştir.

7.4.2. Çekme Deneyleri

Sürekli döküm yöntemiyle döküm suyu debisi değiştirilerek üretilen biletlerin çekme deneyi sonrası elde edilen çekme mukavemeti değerleri Çizelge 7.10.'da verilmiştir. Döküm hızı değerlerine göre çekme mukavemetinde meydana gelen değişim Şekil 7.13.'de gösterilmektedir.

Çizelge 7.10. Döküm suyu debisi değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası çekme mukavemeti değerleri.

	Döküm Suyu Debisine göre Çekme Mukavemeti (MPa)		
	140 m ³ /h,	150 m ³ /h,	160 m ³ /h,
Homojenli			
Enine	168,50	166,42	161,70
Boyuna	163,37	163,07	158,00
Döküm Hali			
Enine	151,92	148,81	148,78
Boyuna	145,93	141	142,77



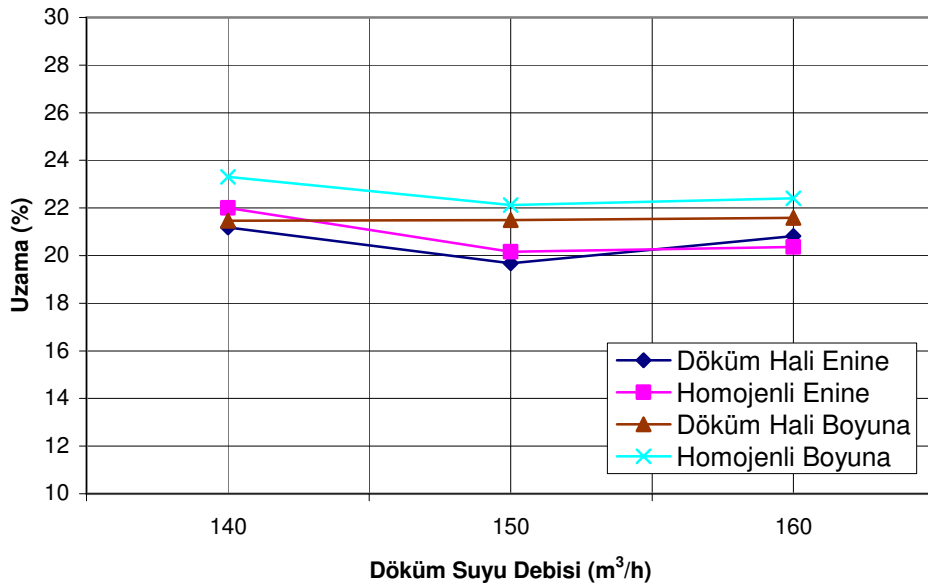
Şekil 7.13. Döküm suyu debisine göre çekme mukavemetinde meydana gelen değişim.

Döküm suyu debi değerleri değiştirilerek üretilen biletlere uygulanan çekme deneyleri sonrası elde edilen çekme mukavemetleri değerlerine bakacak olursak belirgin bir farkın olmadığını söyleyebiliriz. Homojenleştirme ısı işlemleri uygulanmış numunelerin döküm haldeki numunelere göre daha yüksek çekme mukavemeti değerleri gösterdiği belirlenmiştir. Ayrıca bilettten enine olarak hazırlanan numunelerin boyuna olarak hazırlanan numunelere göre daha yüksek çekme mukavemeti değerleri sergilediği gözlemlenmiştir.

Döküm suyu debisi değiştirilerek dökülen biletlere uygulanan çekme deneyi sonrası hesaplanan % uzama değerleri Çizelge 7.11.'de verilmiştir. Şekil 7.14.'te ise, döküm suyu debisine göre % uzama değerlerinin değişimi gösterilmektedir.

Çizelge 7.11. Döküm suyu debisi değiştirilerek dökülen numunelerin çekme deneyi sonrası % uzama değerleri.

	Döküm Suyu Debisine göre % uzama		
	140 m ³ /h	150m ³ /h,	160m ³ /h,
Homojenli			
Enine	22,00	20,16	20,36
Boyuna	23,35	22,13	22,41
Döküm Hali			
Enine	21,18	19,68	20,82
Boyuna	21,46	21,49	21,58



Şekil 7.14. Döküm suyu debisine göre % uzama değerlerinde meydana gelen değişim.

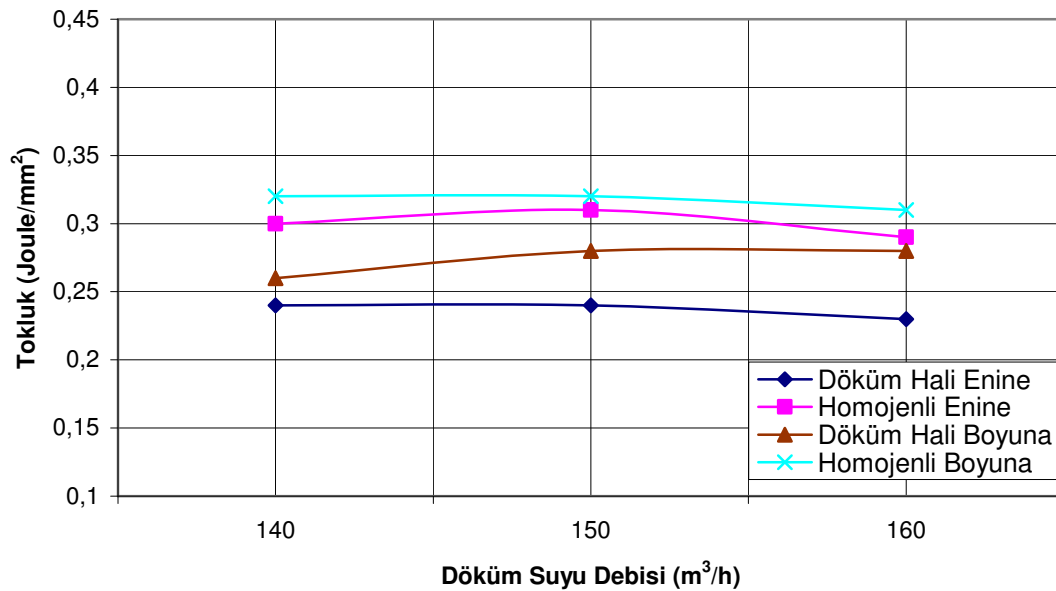
Döküm suyu debi değeri değiştirilerek üretilen biletlere elde edilen yüzde uzama değerlerinin de, artan döküm suyu debisi değerlerine bağlı olarak çok fazla değişmediğini söylemek mümkündür.

7.4.3. Darbe Deneyleri

Sürekli döküm yöntemiyle döküm suyu debisi değiştirilerek üretilen biletlerin çentikli darbe deneyleri sonrası elde edilen tokluk değerleri Çizelge 7.12.'de verilmiştir. Döküm suyu debisi değerlerine göre tokluk değerlerinde meydana gelen değişim Şekil 7.15.'de gösterilmektedir.

Çizelge 7.12. Döküm suyu debisi değiştirilerek dökülen numunelerin darbe deneyi sonrası tokluk değerleri.

	Döküm Suyu Debisine göre Tokluk (Joule/mm ²)		
	140 m ³ /h,	150 m ³ /h,	160 m ³ /h,
Homojenli			
Enine	0,30	0,31	0,29
Boyuna	0,32	0,32	0,31
Döküm Hali			
Enine	0,24	0,24	0,23
Boyuna	0,26	0,28	0,28



Şekil 7.15. Döküm suyu debisine göre tokluk değerlerinde meydana gelen değişim.

Döküm suyu debi değeri değiştirilerek üretilen biletlere uygulanan darbe deneylerinde; döküm suyu debisinin artması ile tokluk değerlerinin hemen hemen aynı seviyede kaldığı

gözlemlenmiştir. Homojenleştirme ısı işlemi uygulanan biletlerin döküm haldeki biletlere göre daha yüksek tokluk değerine sahip olduğu görülmüştür.

BÖLÜM 8

GENEL SONUÇLAR

AA 6063 alüminyum alaşımasının düşey sürekli döküm yöntemiyle üretilmesi sırasında, metal sıcaklığı, döküm hızı ve döküm suyu debisi değiştirilerek yapılan bu çalışmadan aşağıdaki genel sonuçlar elde edilmiştir.

1. Düşey sürekli döküm yöntemi ile üretilen AA 6063 alüminyum alaşımasının mikroyapısında matris, alüminyum katı eriyiğinden oluşmaktadır. Beklenen çökelti fazı ise Mg_2Si 'dir. Uygulanan homojenleştirme ısı işlemi sonrası döküm haline göre daha ince taneli ve homojen bir mikroyapı elde edilmiştir.
2. Düşey sürekli döküm yönteminde döküm parametreleri değiştirilerek üretilen biletlerin mikroyapı incelemelerinde katılaşma hızına bağlı olarak mikro yapıda tanelerin küçülmeye başladığı, biletten enine olarak hazırlanan numunelerde kabuk bölgesi diye adlandırılan biletteki tanelerin daha küçük olduğu ve bu tanelerin biletin merkezine doğru büyümeye başladığı görülmüştür. Bununla beraber döküm hızı değiştirilerek üretilen biletlerde, döküm hızının artması ile kabuk bölgesinde çatlakların oluştuğu gözlenmiştir.
3. Metal sıcaklığı değiştirilerek üretilen alüminyum biletlere uygulanan mekanik deneyler sonucunda, metal sıcaklığının artması ile sertlik değeri ve çekme mukavemeti azalma eğilimindedir. Buna karşılık % uzama ve tokluk değerleri artma eğilimi göstermiştir.
4. Döküm hızı değiştirilerek üretilen alüminyum biletlere uygulanan mekanik deneyler sonucunda, döküm hızının artması ile sertlik değerleri artarken, çekme mukavemeti, % uzama ve tokluk değerleri azalma eğilimi göstermiştir.

5. Döküm suyu debisi değiştirilerek üretilen alüminyum biletlere uygulanan mekanik deneyler sonucunda döküm suyu debisinin mekanik özellikler üzerinde belirgin bir etkisinin olmadığı gözlemlenmiştir.

Yukarıdaki sonuçlara göre AA 6063 alüminyum alaşımının düşey sürekli döküm yöntemi ile üretilmesi prosesinde yapılan mekanik deneyler sonucunda en ideal döküm parametrelerinin; 690 °C metal sıcaklığı, 100 mm/dak ile 110 mm/dak arasında bir döküm hızı ve 140 m³/h döküm suyu debisi değeri olduğu belirlenmiştir.

KAYNAKLAR

- Altenpohl D.** (1982) *Aluminium Viewed from Within an Introduction Into the Metallurgy of Aluminium Fabrication*, Dusseldorf, Germany.
- Altenpohl D.** (1986) *Alüminyum*, ETİBANK Alüminyum İşletmesi Müessesesi Eğitim Müdürlüğü Tercüme Yayınları, Yayın No: 716-A-214, Seydişehir, 258 sayfa.
- Aluminium Federation** (1983) *The Properties of Aluminium and its Alloys*, Broadwayhouse, Calthorpe Road, Birmingham.
- Armel A. L.** (1991) *Köprülerin Alüminyum İle Yenilenmesi*, Alüminyum, Ocak-Nisan, Sayı:10, İstanbul.
- ASTM** *Standart Spesification for Aluminium and Aluminium Alloys*, Designation B-221.
- Avner S. N.** (1984) *Introduction of Phsysical Metallurgy*, Second Edition, McGraw-Hill Book Company, Özgün Publishing Inc., Ankara,
- Backerud L., Krol E., Tamminen 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*, Proceedings of the Second International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol:1, 271-284.

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Baumgarten J.** (1984) *Investigation of Some steps in the Production of Al-Mg₂-Si Extrusion with High Quality*, ET'84 Extrusion Productivity Through Automation, The Aluminium Association USA, Vol:2, 4-48.
- Birol Y.** (1991) *Alüminyum Kaporta Neden Olmasın?*, Alüminyum, Nisan-Aralık, Sayı:11, İstanbul.
- Birol Y.** (2004), *The effect of homogenisation practice on the microstructure of AA 6063 billets*, Journal of Materials Processing Technology, 148, 250-258.
- Boettinger W. J.** (1985) *Metals Handbook*, 9th Edition, Volume:9, American Society for Metals, October.
- Brenner P.** (1976) JIMMA 26, 744.
- Cai M., Robson J. D., Lorimer G. W., Parson N. C.** (2002), *Simulation of the casting and homogenisation of two 6xxx series alloys*, Materials Science Forum 396-402, 209-214.
- Campbell J.** (1991) *Casting*, Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, England.
- Cavazos J. L., Colas R.** (2001), *Precipitation in a heat-treatable aluminum alloy cooled at different rates*, Material Characterization 47, 175-179.
- Cyrener E., Krumnacker M.** (1985) *Neu Hutte*, 30, 4, 130.
- Çetintürk S.** (1993) *Faz Dağılım Parametrelerinin Düşük Soğuk Deformasyon ve Yeniden Kristalleşme Özelliklerine Etkileri*, Bölüm1-2, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul.

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- 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.
- Eraslan Y.** (1999) *Etial-60 Alaşımında Döküm ve Homojenizasyon Uygulamalarının Ekstrüzyon Kabiliyetine Etkileri*, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, İstanbul.
- Ewans D.W., Autocote J.** (1984) *The Influence of Silicon Content and Copper, Iron and Manganese Additions of AlMgSi Alloys*, Proceedings 3rd International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol:1, Atlanta.
- Gavkali M., Totik Y., Sadeler R.** (2003), *The Effects of Artifical Aging on Wear Properties of AA 6063 Alloy*, Materials Letters 57, 3713-3721.
- Hahcı İ.** (1996) *Etial-60 Alüminyum Alaşımında Homojenizasyon Uygulamasının Düşük Soğuk Deformasyon-Yeniden Kristalleşme Üzerine Etkisi*, Yüksek Lisans Tezi, Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri.
- Hidvegi E., Griger A., Csurbakova T.** (1984) *Characterization of the crystalisation of an AlMgSi0,5 Alloy in Continuous Bilet Casting*, Aluminium, 60, 8, 603-606.
- Hirosawa E., Noe M.** (1970) *Sumitomo Light Metals Technical Documents*, 11, 4, 249.
- Hufnagel W.** (1982) *Key to Aluminium Alloys*, Aluminium Verlag, Dusseldorf.
- Jiang D. M.** (2003), *Influence of microstructure on determation behaviour and fracture mode of Al-Mg-Si alloys*, Materials Science and Engineering A352, 29-33.

KAYNAKLAR (devam ediyor)

Kamio A., Tezuka H., Takaheshi M. (1985) *Japan Society of Light Metals*, 35, 6, 225, 19.

Karabay S., Zeren M., Yılmaz M. (2003), *Investigation extrusion ratio effect on mechanical behaviour of extruded alloy AA-6063*, *Journal of Materials Processing Technology*, 135, 101-108.

Karamıs M. Baki, Halıcı İ. (2006), *The effects of homogenization and recrystallization heat treatments on low-grade cold deformation properties of AA 6063 aluminum alloy*", *Materials Letters*.

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

Lang G., Castle A.F. (1978) *Influence of Copper, anganese and Chromium Additions on the Extrudability of AlMgSi0,5 Alloys*, *Light Metal Age* 2, 26-28.

Langerwerger J. (1982) *Light Metals*, Metallurgical Society of AIME.

Lendvai N., Sapsal L., Stefaniay V. (1984), *Investigation of the Homogenisation Phenomena of AlMgSi Ingots*, Conference 7th International Light Metal Congress, Leoben, Vienna.

Machieve D. (1984) *High Extrudability Alloys in the 6000 Series*, *Light Metal Age*.

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

Mondolfo L.F. (1976) *Aluminium Alloys: Structure and Properties*, Butterworths, London.
Dusaughey E., JIM 37, 452; 39, 484; 41, 438;42, 437.

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Ohori K., Takeuchi Y., Matsuyama H.** (1984) *Combination Effect of Mn and Zr Additions on the Properties of AlMgSi Alloys*, Proceedings 3rd International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol:1, Atlanta.
- Okorafor O.E.** (1991), *Effect of heat treatment of corrosion resistance of 6063 aluminium alloy*, Corrosion Prevent Control 38 (6), 141-144.
- Onurlu S., Onurlu S., Yorucu H.**, 6000 Serisi Alüminyum Alüminyum Alaşımlarının Homojenleştirilmesi, Tübitak Gebze Araştırma Enstitüsü Malzeme araştırma Bölümü, Proje No: 03 1204 8701, Kasım 1987.
- Reiso O.** (1992), *The effect of microstructure on the extrudability of some aluminium alloys*, Norwegian Institute of Technology.
- Samaras S. N., Haidemenopoulos G. N.** (2007), *Modeling of microsegregation and homogenization of 6061 extrudable Al-alloy*, Journal of Materials Processing Technology 194, 63-73.
- Scharf G., Grzemba B.** (1984) *Notch Sensitivity in Wrought AlMgSi Alloys*, Proceedings 3rd International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol:1, Atlanta.
- Sellars C., Tegart W.J.** (1976) Materials Science Rev. Met. 63, 731.
- Sezgin A.** (1989) *Alüminyum Üretimi*, Etibank A.İ.M.M, Yayın No:726-A-219, Seydişehir.
- Shad G.** (1980) *Proceedings Conference, structure of Metals*, Bad Neuheim, West Germany, 267.
- Siddiqui R. A., Hussein Abdullah A., Khamis Al-Belushi R.** (2006), *Influence of Aging Parameters on the Mechanical Properties of 6063 Aluminium Alloy*, Journal of Material Processing Techonology 102, 234-240.

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- 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.
- Stefaniay V., Griger A., Turmezey T.** (1978) “*Intermetall Phases in the Aluminium Side-Corner of the AlFeSi Alloy System*”, J. Matter. Sci. 22, 539-546.
- Stefaniay V., Sapsal L., Gillemot I. Denkay E.** (1983), *Investigation of the Proceses Occuring During the Homogenization Treatment of the Alloys AlMgSi0,5 by Electron Probe Microanalysis*, Aluminium 59.
- Su Ş.** (1988) *2XXX Grubu Alaşımlarda Katı Eriyiğe Alma Sıcaklık ve Süresinin Yaşlanma Sonrası Özelliklere Etkileri*, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya.
- Sun Y.** (1998) *Yaşlanabilir Alüminyum Alaşımlarının Aşınma Davranışları*, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Totik Y., Sadeler R., Kaymaz I., Gavgali M.** (2004), *The effect of homogenisation treatment ov cold deformations of AA 2014 and AA 6063 alloys*, Journal of Materials Processing Technology 147, 60-64.
- Usta M., Glicksman M. E., Wright R. N.** (2004), *The effect of heat treatment on Mg₂Si coarsening in aluminum 6015*, Metallurgy Materials Transection, A35A, 435-448.
- William F. S.** (2001) *Malzeme Bilimi ve Mühendisliği*, Çeviren: Nihat G. Kınıkoğlu, Literatür yayınları, İstanbul.
- Zajac S., Bengtsson B., Jonsson C.** (2002), *Influence of cooling after homogenization and reheating to extrusion on extrudability and final properties of AA 6063 and 6082 alloys*, Material Science Forum 396-402.

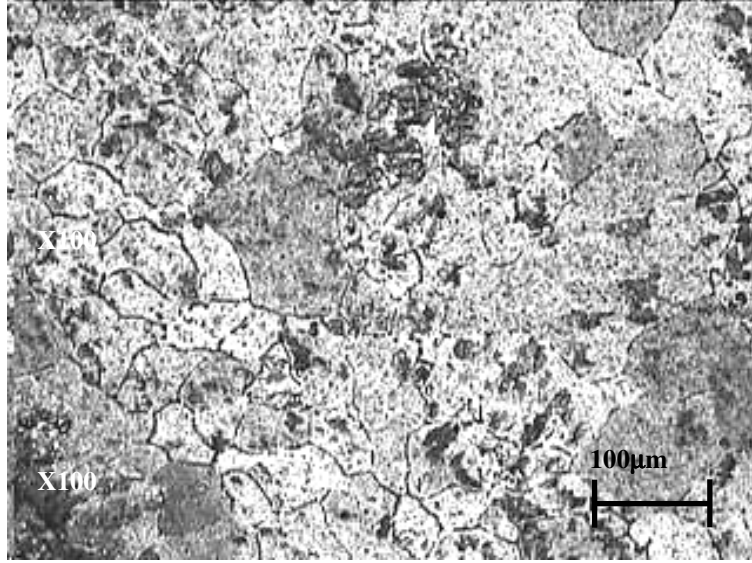
KAYNAKLAR (devam ediyor)

Zajac S., Hutchinson B., Johansson A., Gullman L. (1994), “*Microstructure Control and Extrudability of Al-Mg-Si Alloys Microalloyed with Manganese*”, Material Science and Technology, Vol.10 323.

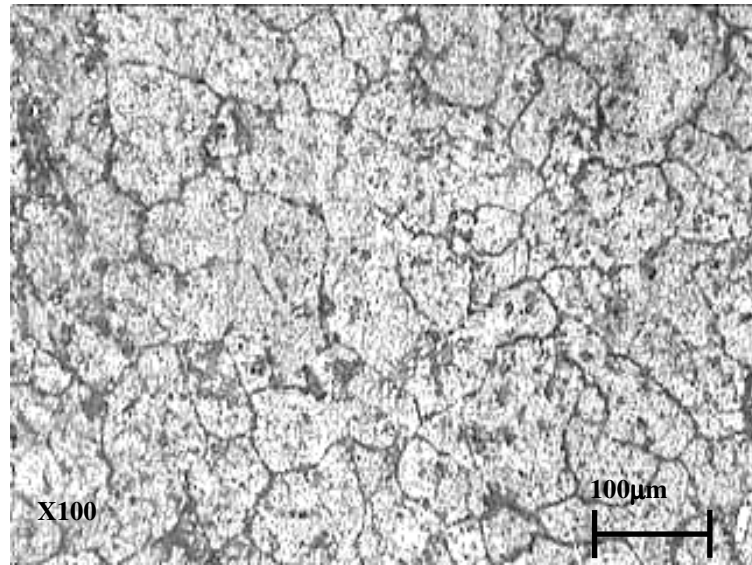
Zoller V. H., Ried A. (1965) “*Metallkundliche Grundlagen der Leicht Pressbaren AlMgSi-Legierungen*”, Aluminium 51.

EK AÇIKLAMALAR A

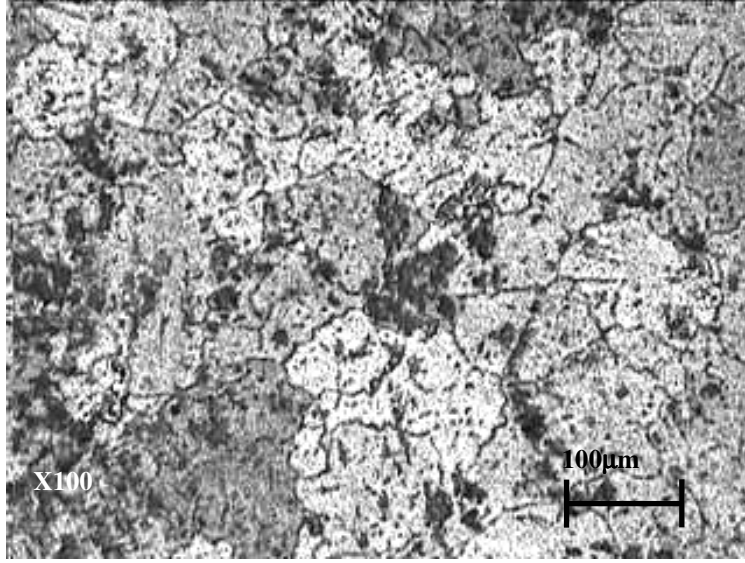
MİKROYAPI RESİMLERİ



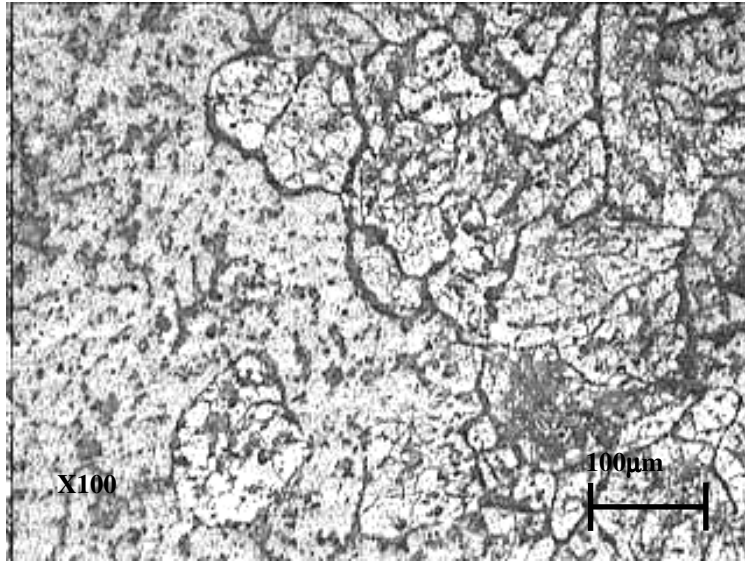
EK A 1. 690 °C’de üretilen biletin döküm haldeki enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



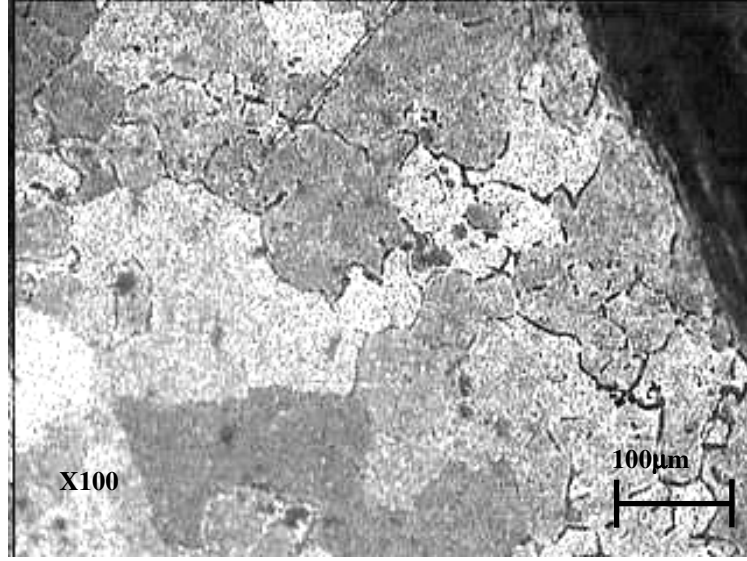
EK A 2. 690 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



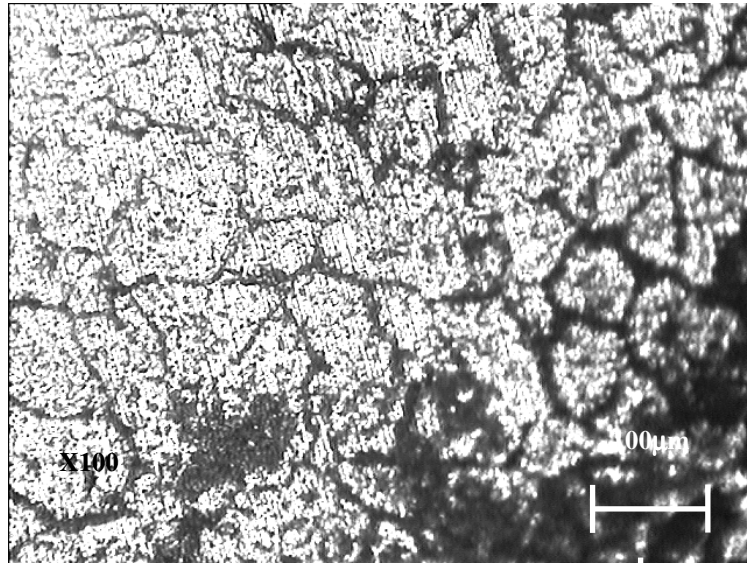
EK A 3. 690 °C’de üretilen biletin döküm haldeki boyuna kismından alınan numunenin mikroyapı resmi



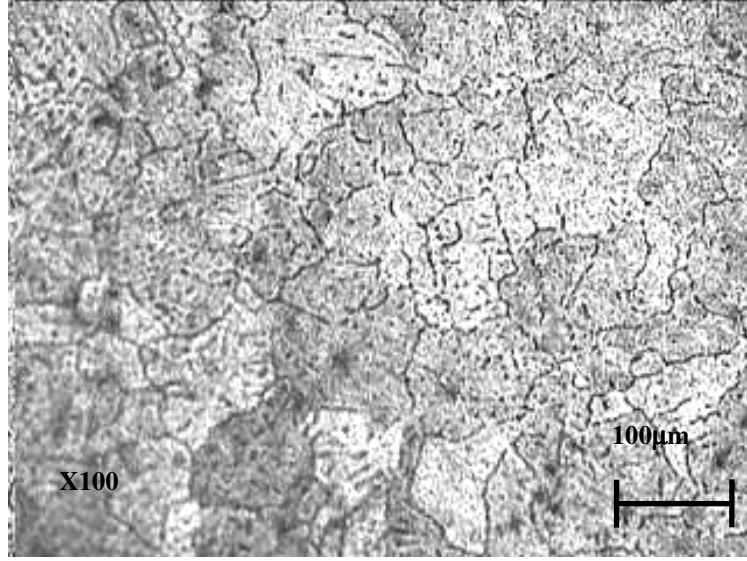
EK A 4. 690 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kismından alınan numunenin mikroyapı resmi



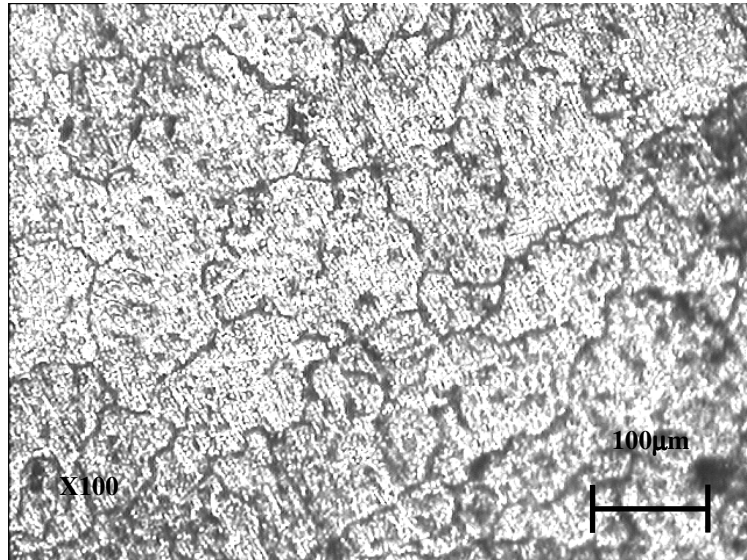
EK A 5. 700 °C’de üretilen biletin döküm haldeki enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



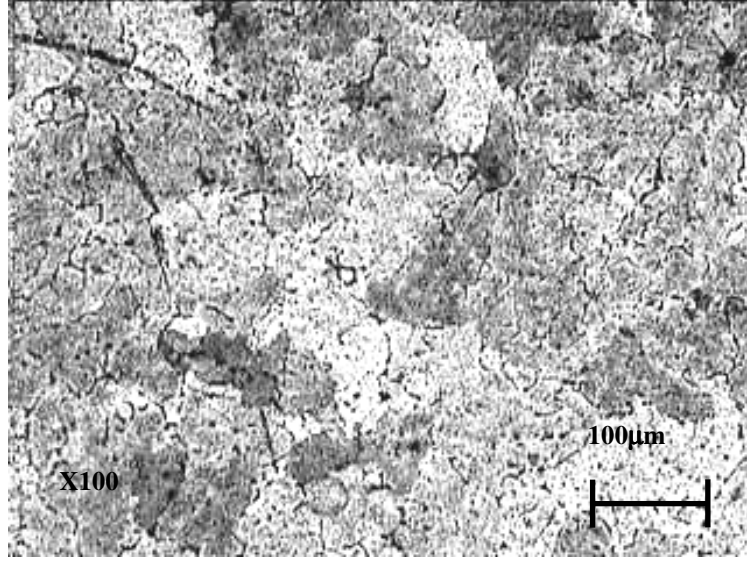
EK A 6. 700 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



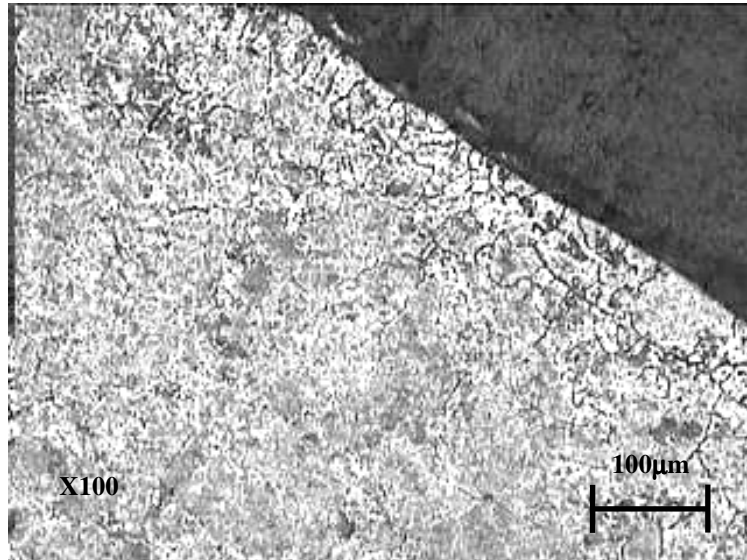
EK A 7. 700 °C'de üretilen biletin döküm haldeki boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



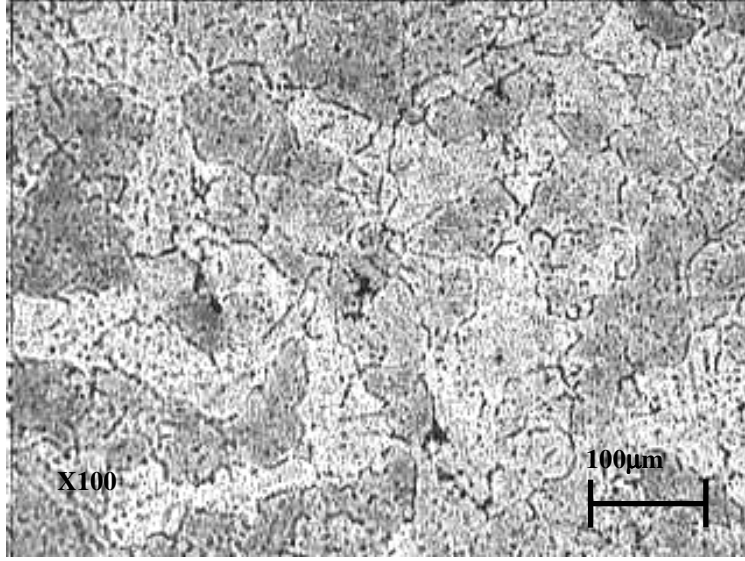
EK A 8. 700 °C'de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



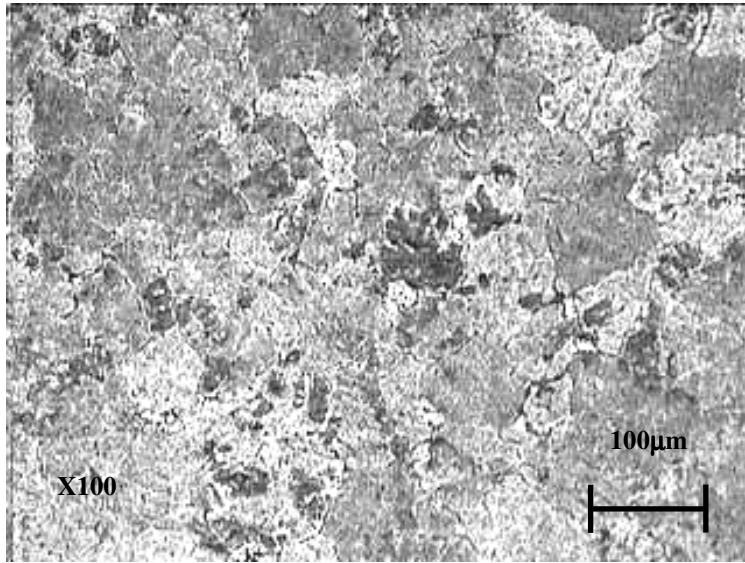
EK A 9. 710 °C'de üretilen biletin döküm haldeki enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



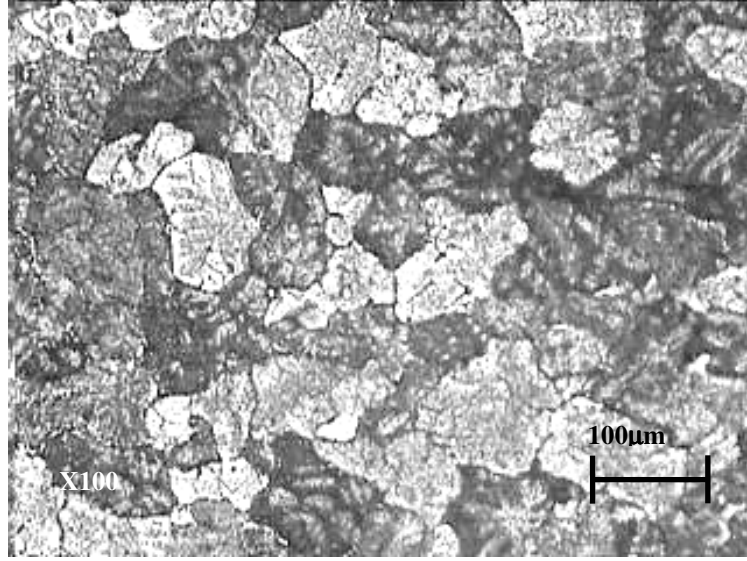
EK A 10. 710 °C'de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



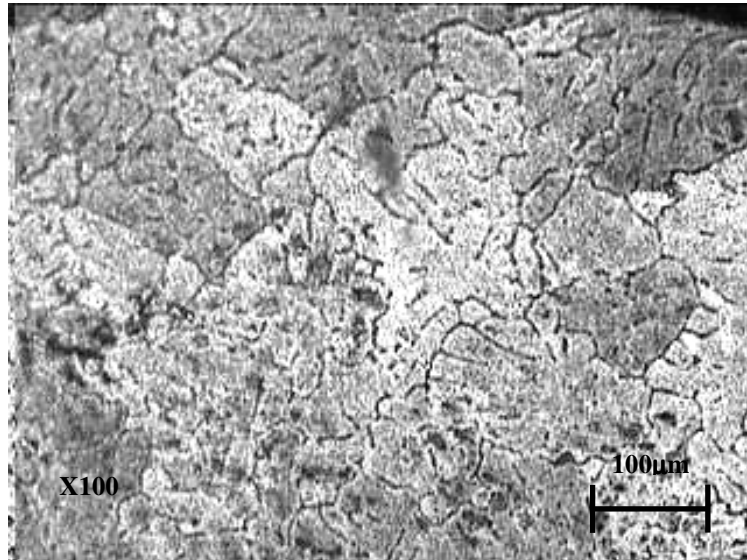
EK A 11. 710 °C’de üretilen biletin döküm haldeki boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



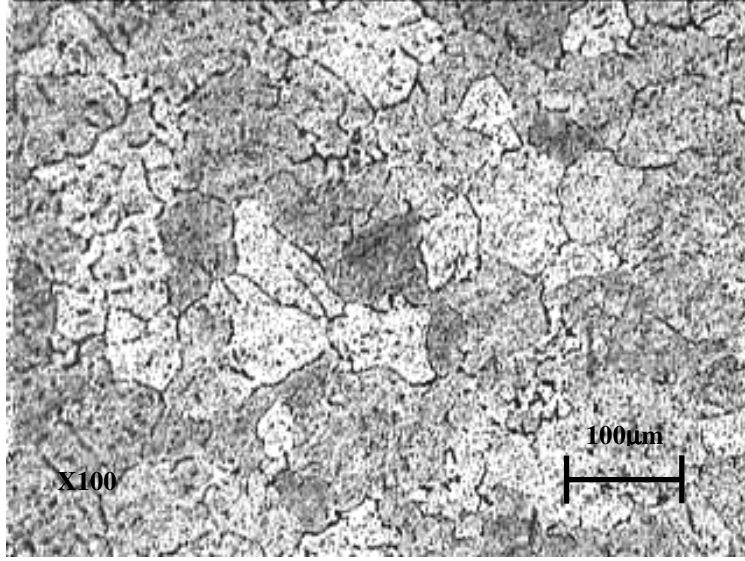
EK A 12. 710 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



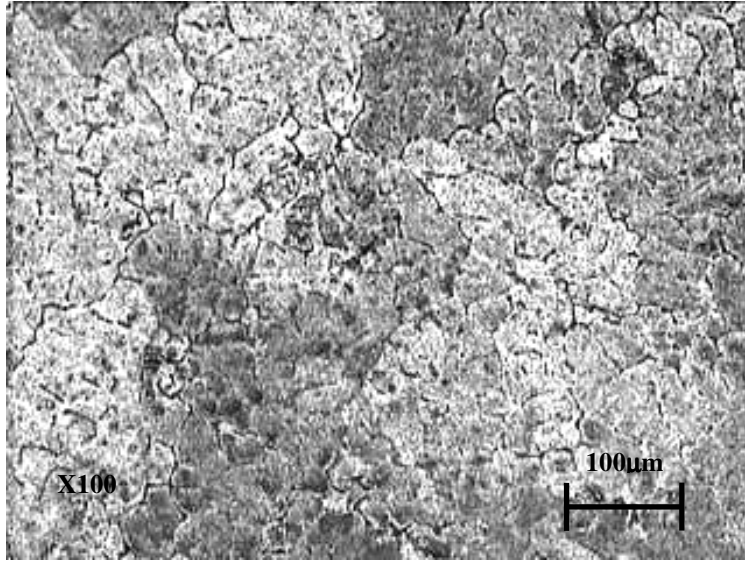
EK A 13. 720 °C’de üretilen biletin döküm haldeki enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



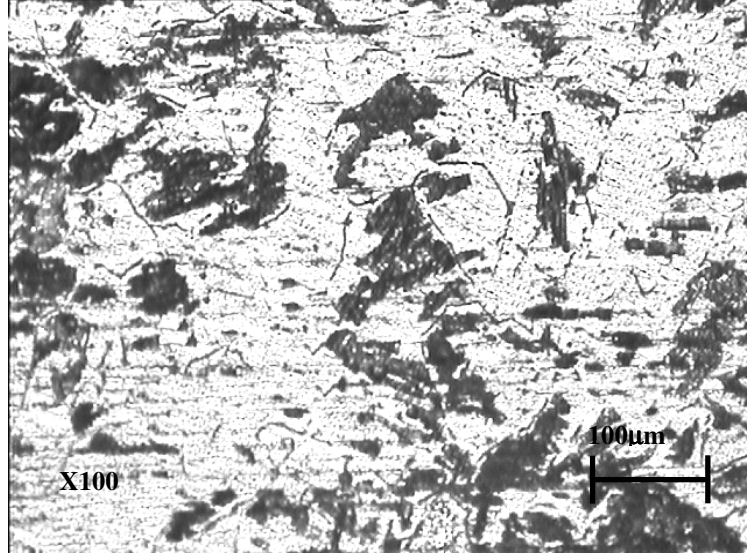
EK A 14. 720 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



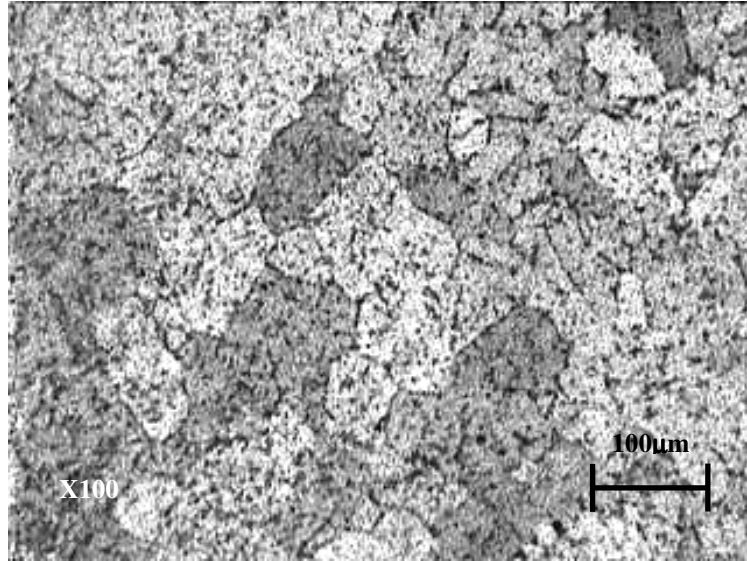
EK A 15. 720 °C’de üretilen biletin döküm haldeki boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



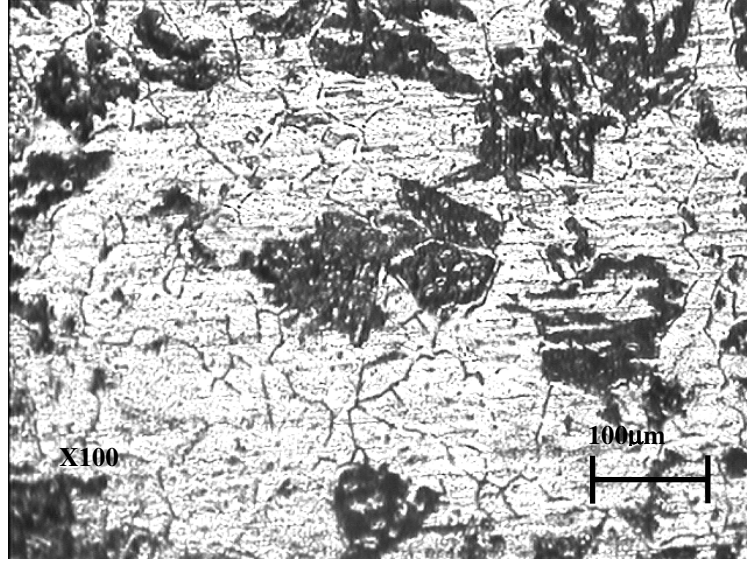
EK A 16. 720 °C’de üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



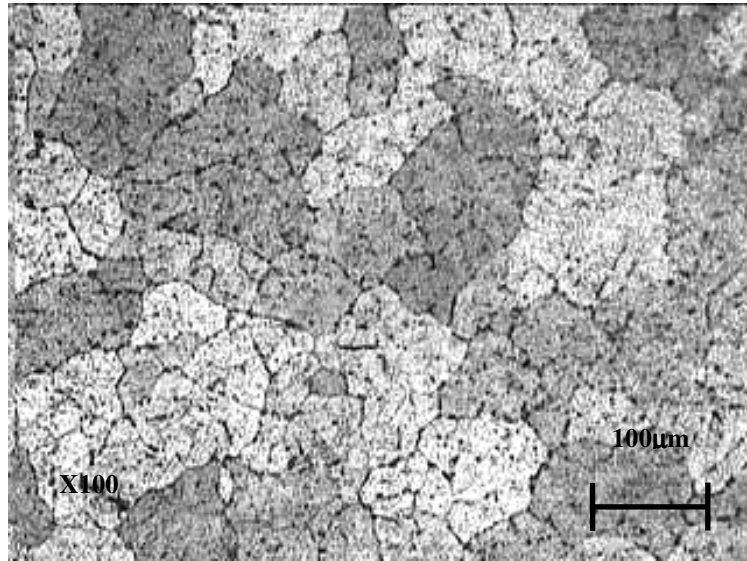
EK A 17. 100 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



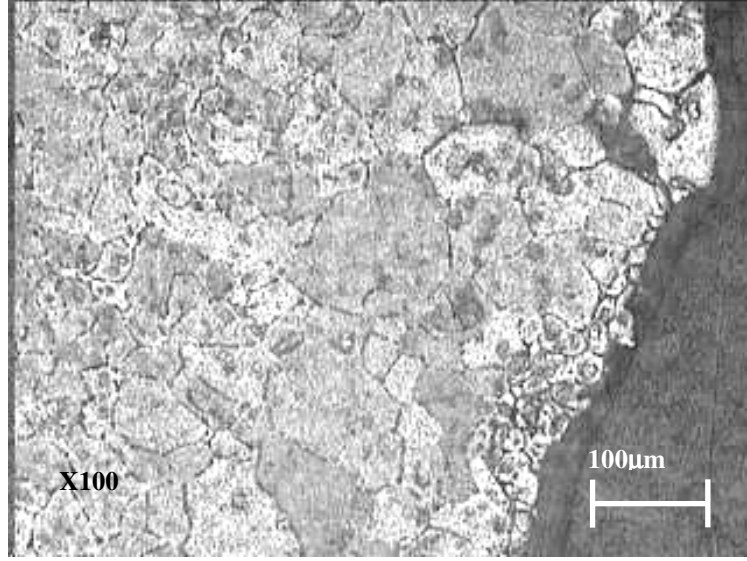
EK A 18. 100 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



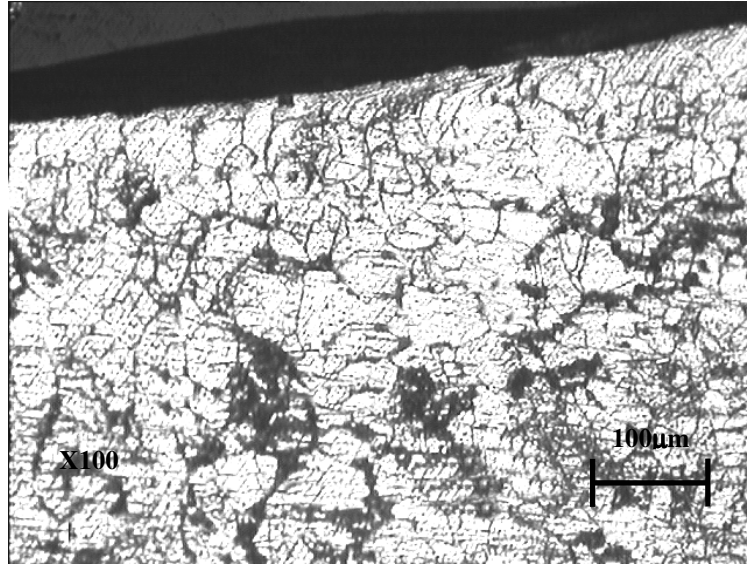
EK A 19. 100 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



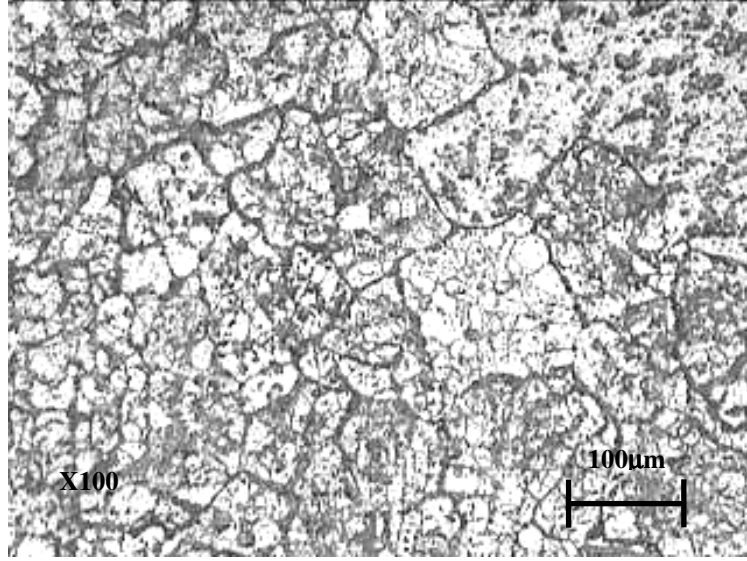
EK A 20. 100 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



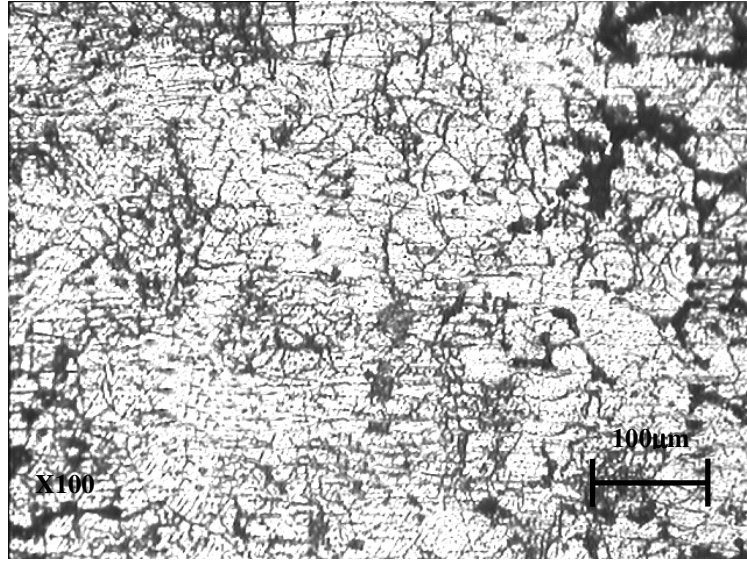
EK A 21. 110 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



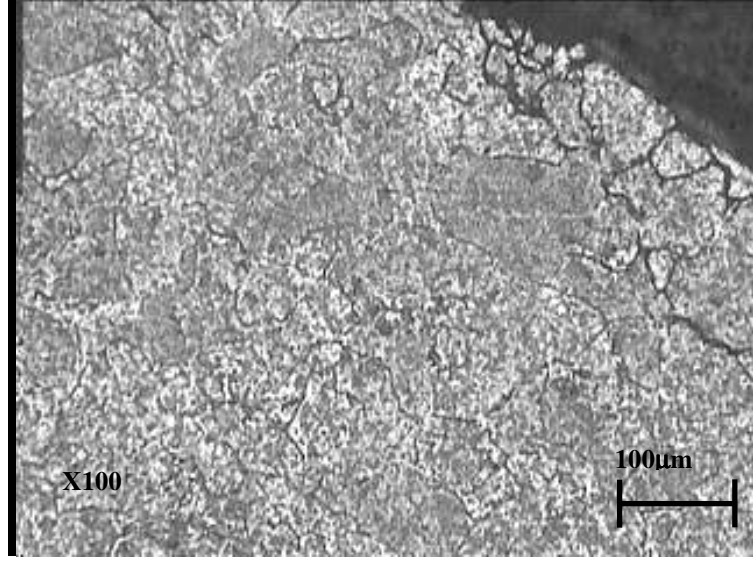
EK A 22. 110 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



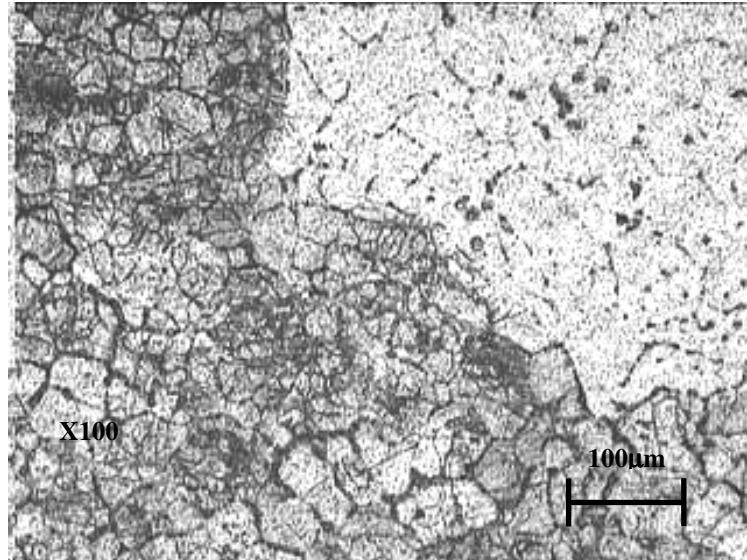
EK A 23. 110 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



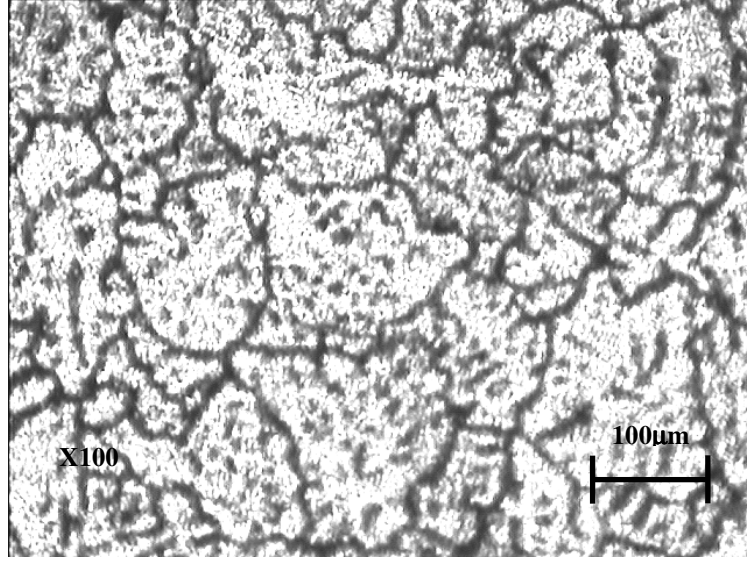
EK A 24. 110 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



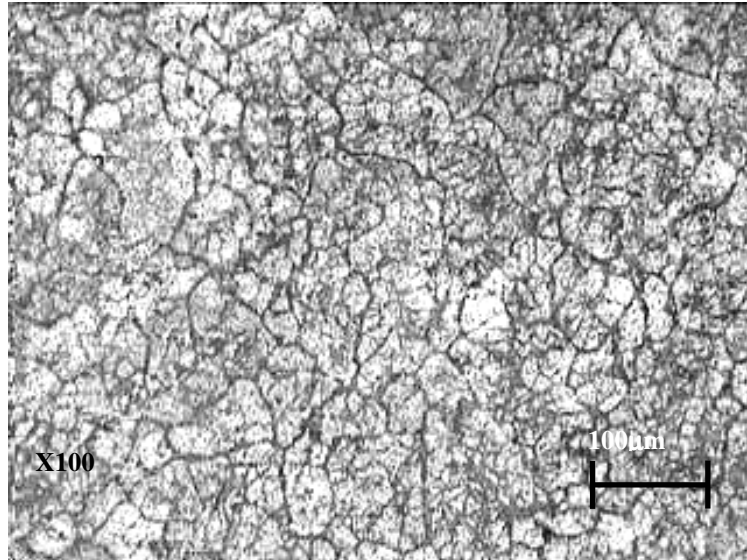
EK A 25. 120 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



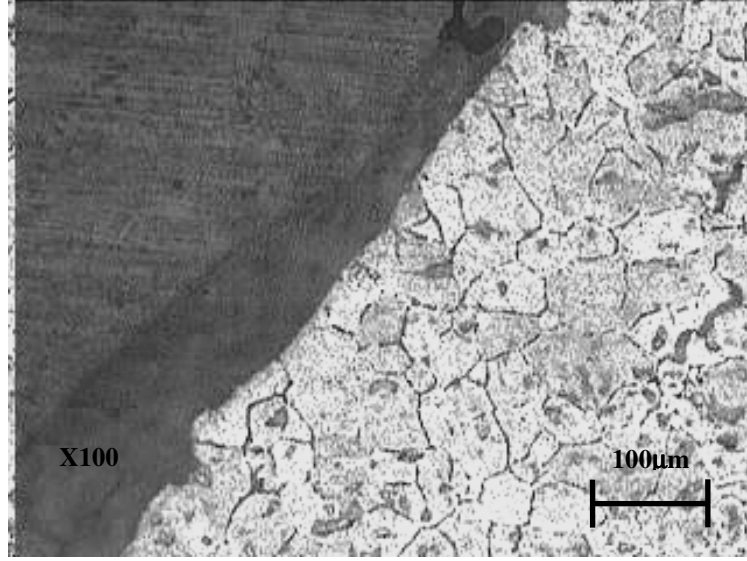
EK A 26. 120 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



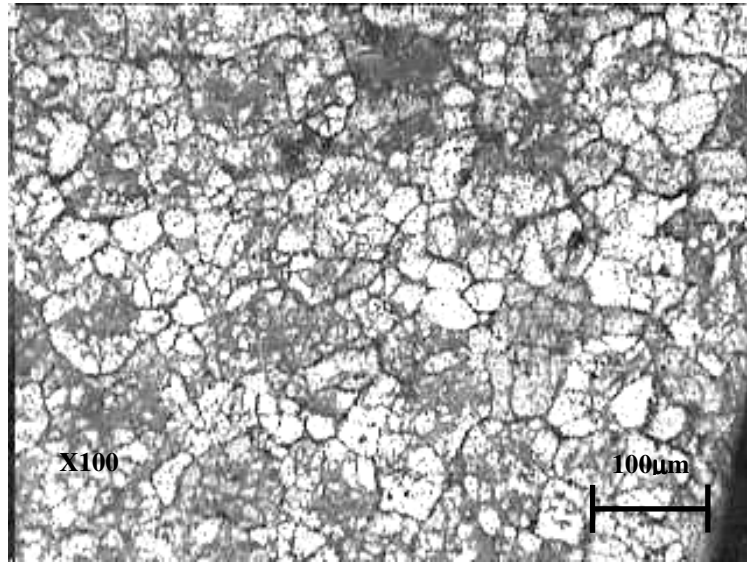
EK A 27. 120 mm/dak döküm hızında üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



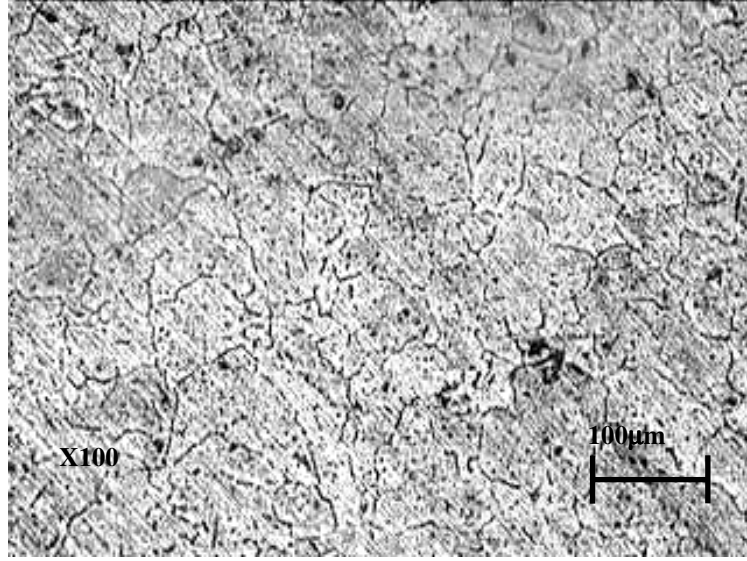
EK A 28. 120 mm/dak döküm hızında üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



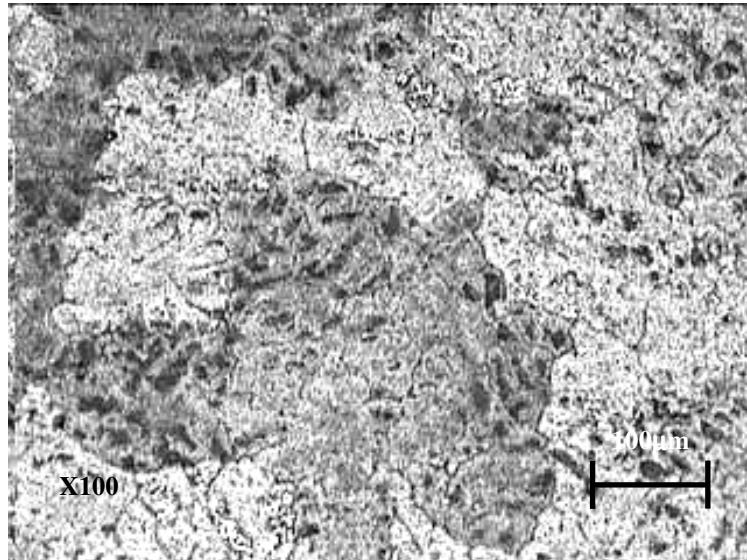
EK A 29. 140 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



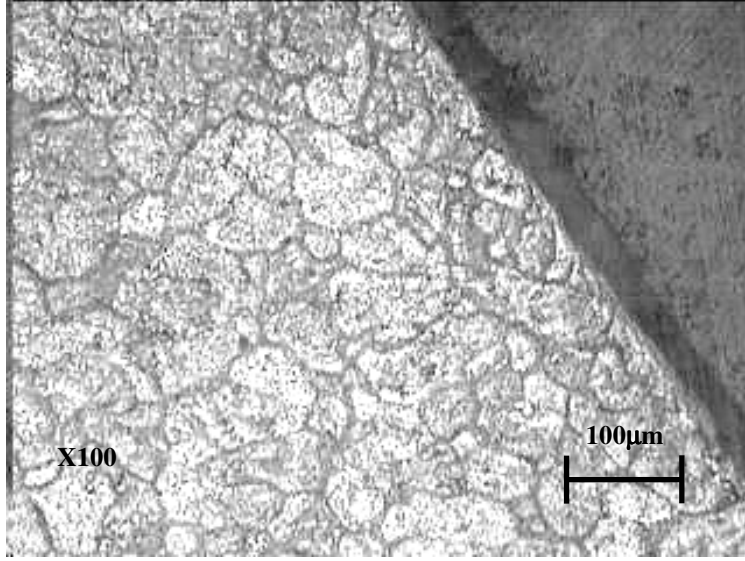
EK A 30. 140 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



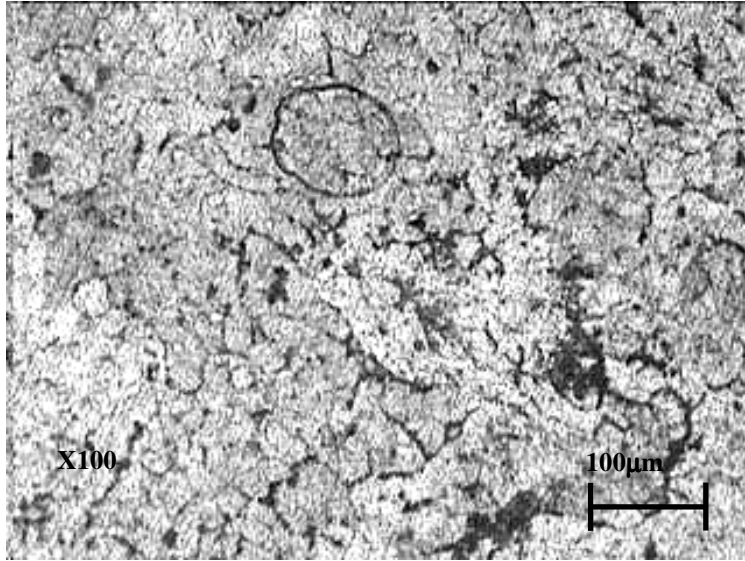
EK A 31. 140 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



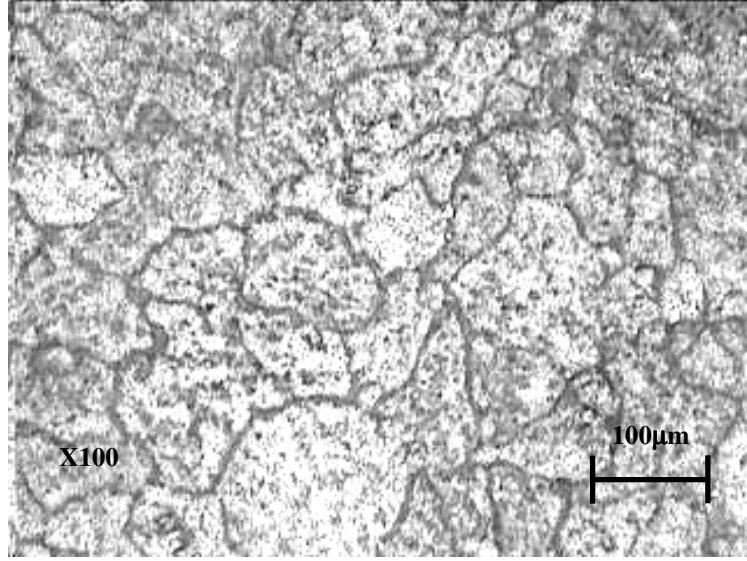
EK A 32. 140 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



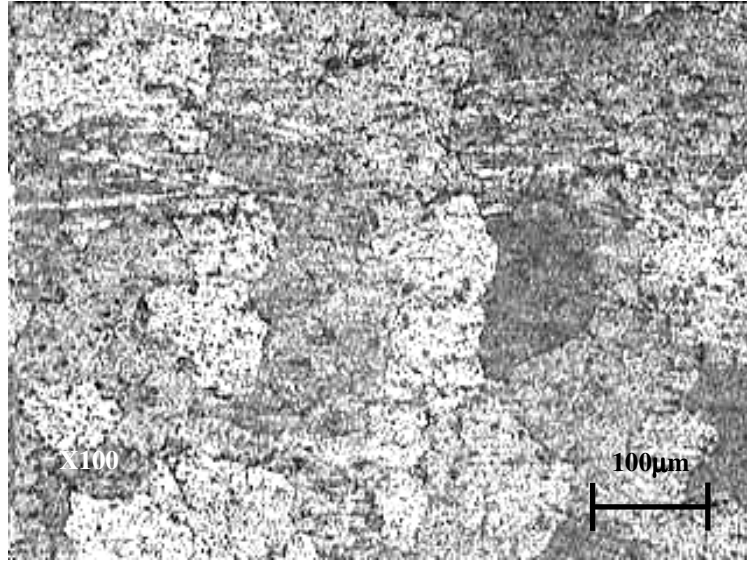
EK A 33. 150 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



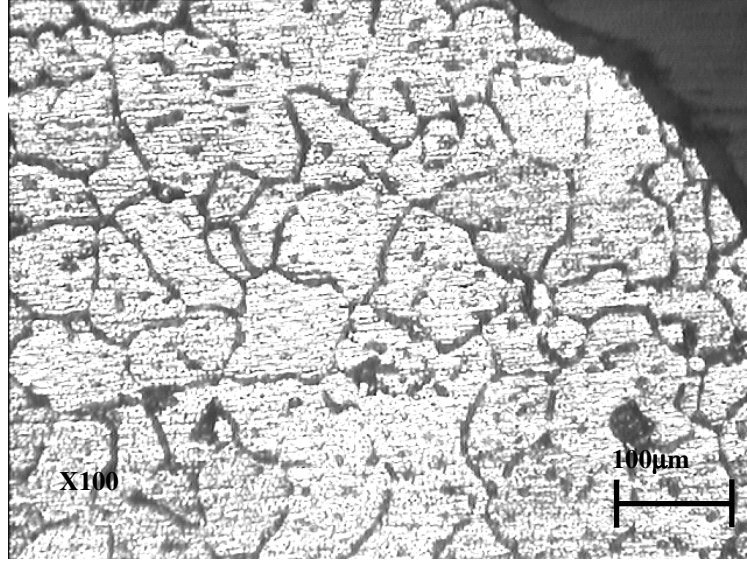
EK A 34. 150 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



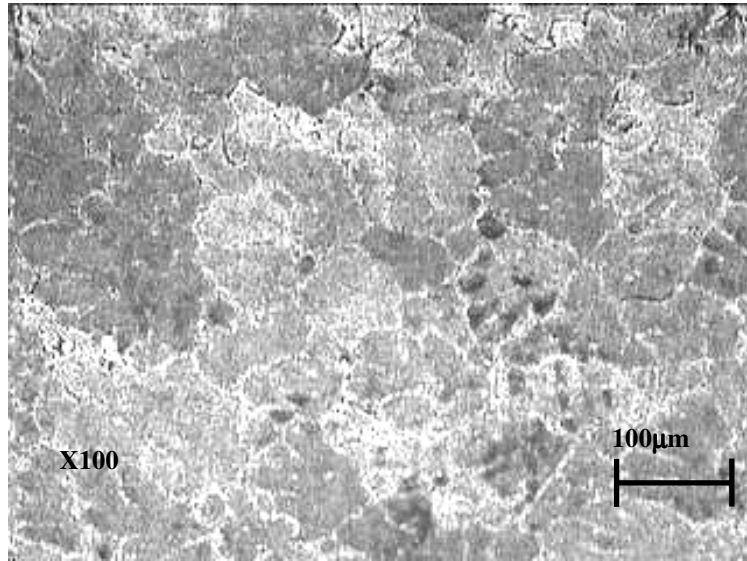
EK A 35. 150 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



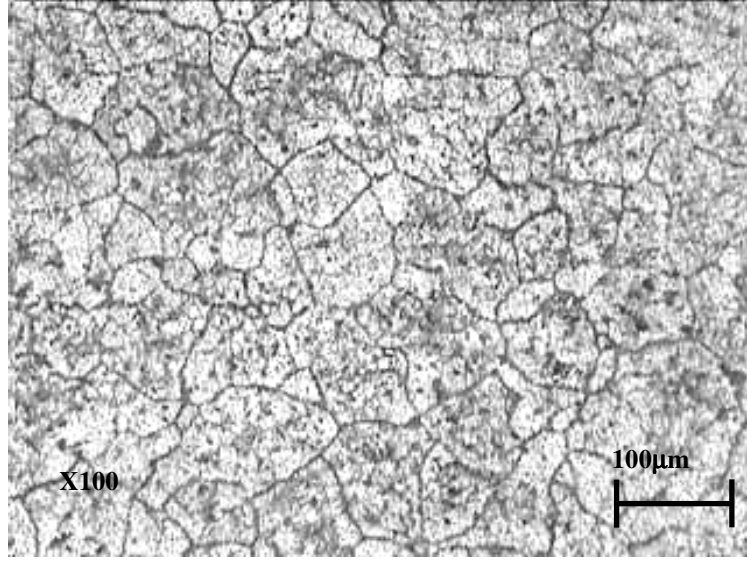
EK A 36. 150 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



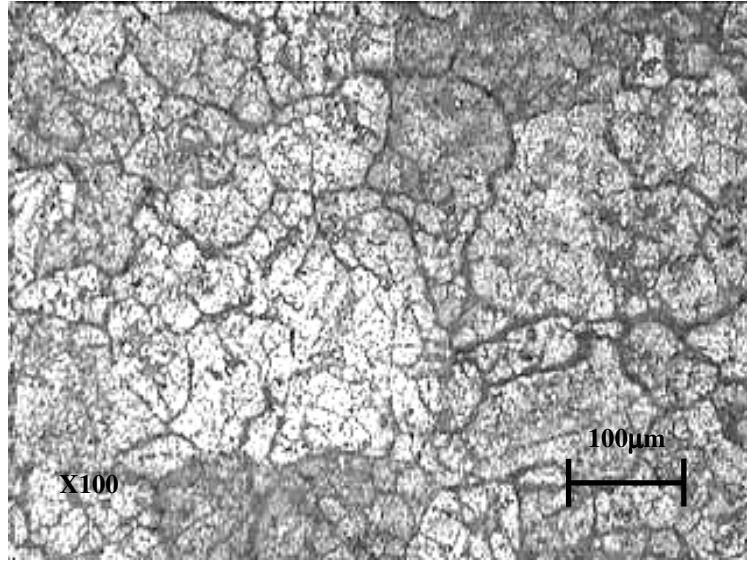
EK A 37. 160 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



EK A 38. 160 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin enine kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



EK A 39. 160 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen döküm haldeki biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi



EK A 40. 160 m³/saat döküm suyu debisi ile üretilen homojenizasyon işlemi uygulanmış biletin boyuna kısmından alınan numunenin mikroyapı resmi

ÖZGEÇMİŞ

Koray TURBALIOĞLU, 1980'de İzmir'de doğdu; ilk ve orta öğrenimini Muğla'da tamamladı; Muğla Turgut Reis Lisesi'nden mezun olduktan sonra 1997 yılında Ondokuz Mayıs Üniversitesi Kavak Meslek Yüksek Okulu İnşaat Bölümü'ne girdi; 1999'da "iyi" derece ile mezun olduktan sonra Muğla ve İstanbul'da İnşaat sektöründe çalıştı. 2001 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi, Döküm Öğretmenliği programını kazandı. 2005 yılında “iyi” derece ile mezun olduktan sonra Eti Alüminyum A.Ş.'de dökümhane üretim sorumlusu olarak göreve başladı; halen 2005 yılında girdiği Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı'nda yüksek lisans programını sürdürmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres: ETİ Alüminyum A.Ş.
Atatürk Caddesi, 42370
Seydişehir KONYA

Tel: (332) 582 3030

Faks: (332) 582 3927

E-posta: k.turbalioglu@etialuminyum.com