

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AA6061 İŞLEM ALAŞIMININ HOMOJENİZASYON
PROSESİNİN EKSTRÜZYON KABİLİYETİNE ETKİSİ**

Met. ve Malz. Müh. Sefer ASA

**FBE Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı Malzeme Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı: Doç. Dr. H. Aygöl YEPREM (YTÜ)

İSTANBUL, 2010

İÇİNDEKİLER

Sayfa

SİMGE LİSTESİ.....	v
ŞEKİL LİSTESİ.....	vi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	ix
ÖNSÖZ.....	x
ÖZET.....	xi
ABSTRACT.....	xii
1. GİRİŞ.....	1
1.1 Alüminyum Alaşımları.....	1
1.1.1 Alüminyum Alaşımlarının Gruplandırılması.....	3
1.1.1.1 Dökme Alüminyum Alaşımları.....	4
1.1.1.2 Dövme Alüminyum Alaşımları.....	5
1.2 Alüminyum Alaşımlarının Sürekli Dökümü.....	6
1.2.1 Sürekli Döküm Prosesi (D.C. Döküm).....	6
2. KATILAŞMA.....	11
2.1 Bir Şekillendirme Yöntemi Olarak Katılaşmanın Önemi.....	11
2.2 Katılaşma Prensipleri.....	11
2.3 Çekirdeklenme.....	12
2.3.1 Homojen Çekirdeklenme.....	13
2.3.2 Heterojen Çekirdeklenme.....	16
2.4 Sıvı-Katı Ara Yüzeyinde Sıcaklık Dağılımı.....	18
2.4.1 Pozitif Sıcaklık Gradyanı.....	18
2.4.2 Negatif Sıcaklık Gradyanı.....	19
2.5 Isı Akısı ve Ara Yüzey Kararlılığı.....	19
2.6 Hücresel ve Dentritik Katılaşma.....	21
2.6.1 Dentritik Büyüme Yönleri.....	22
2.6.2 Dentrit Uç Yarıçapı.....	24

3.	HOMOJENİZASYON ISIL İŞLEMİ.....	27
3.1	Homojenizasyon Isıl İşlemi.....	27
3.2	6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarının Homojenizasyonu.....	29
3.3	6061 Alaşımının Homojenizasyonu Sırasında Oluşan Faz Dönüşümleri.....	34
3.4	AlFeSi İntermetalikleri.....	35
4.	EKSTRÜZYON.....	38
4.1	İleriye Ekstrüzyon.....	39
4.1.1	İleriye Ekstrüzyon Yönteminin Avantajları.....	40
4.1.2	İleriye Ekstrüzyon Yönteminin Dezavantajları.....	40
4.2	Geriye Ekstrüzyon.....	41
4.2.1	Geriye Ekstrüzyon Yönteminin Avantajları.....	41
4.2.2	Geriye Ekstrüzyon Yönteminin Dezavantajları.....	42
4.3	Ana Parametrelerin Ekstrüzyona Etkisi.....	44
4.3.1	Ekstrüzyon Oranı.....	45
4.3.2	Ekstrüzyon Sıcaklığı.....	46
4.3.3	Ekstrüzyon Hızı.....	46
4.3.4	Malzemenin Akma Gerilmesi.....	47
5.	ÇÖKELME SERTLEŞTİRMESİ.....	48
5.1	Aşırı Doymuş Katı Çözeltilerin Yaşlanması Sonucu Oluşan Bozunma Ürünleri...	49
5.2	4% Cu İçeren Alüminyum Alaşımında Yaşlanma Sonucu Meydana Gelen Yapılar.....	49
6.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	51
6.1	Deneylerde Kullanılan Malzeme ve Cihazlar.....	51
6.1.1	Kullanılan Malzeme.....	51
6.1.2	Kullanılan Cihazlar.....	52
6.1.2.1	Yaşlandırma ve Homojenizasyon Fırını.....	52
6.1.2.2	Silindirik Sıcak Basma Test Fırını.....	53

6.1.2.3 Numune Hazırlama Cihazları.....	53
6.1.2.4 Işık Metal Mikroskobu.....	54
6.1.2.5 Sertlik Ölçüm Cihazı.....	55
6.1.2.6 Basma Cihazı.....	55
6.2 Deneyin Yapılışı.....	56
6.2.1 Sıcak Basma Numunelerinin Hazırlanışı.....	56
6.2.2 Homojenizasyon İşlemi.....	56
6.2.3 Sıcak Basma Testleri.....	56
6.2.4 Yapay Yaşlandırma ve Sertlik Ölçümü.....	57
6.3 Deneysel Sonuçları.....	58
6.3.1 Bilet Yapıları.....	58
6.3.2 Homojenizasyon Soğuma Hızı- Sıcak Şekil Değiştirme Gerilimi İlişkisi.....	62
6.3.3 Homojenizasyon Soğuma Hızı- Yaşlanma (sertleşme) Kabiliyeti İlişkisi.....	64
6.4 Tartışma.....	66
6.4.1 Homojenizasyon Prosesi.....	66
6.4.2 Biletlerin Ön Isıtılması.....	68
6.4.3 Ekstrüzyon.....	68
6.4.4 Yaşlandırma Prosesi.....	70
7. GENEL SONUÇLAR.....	71
KAYNAKLAR.....	72
ÖZGEÇMİŞ.....	74

SİMGE LİSTESİ

γ	Kayma gerinim
T_m	Ergime sıcaklığı
T_o	Ergime sıcaklığı ile süper soğutulmuş sıvı sıcaklığı arasındaki fark
T_r	Alt soğuma
R	Rentrit yarıçapı
T_Δ	Süper soğutulmuş sıvının sıcaklığı
T_i	Ara yüzey sıcaklığı
T_c	Ara yüzey sıcaklığı ile süper soğutulmuş sıvının sıcaklığı arasındaki farkı

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Sekil 1.1	Isıl işlem durumlarına göre döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Superglaze).....	4
Sekil 1.2	Isıl işlem durumlarına göre dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Superglaze).....	5
Şekil 1.3	Sürekli döküm prosesinin şematik görünüşü.....	7
Şekil 1.4	Döküm hızı ile katılaşma arasındaki ilişki.....	8
Şekil 1.5	$K < 1$ olan bir element için makrosegregasyon dağılımının şematik olarak gösterimi.....	8
Şekil 1.6	Taneleri ve segregasyonarı gösteren 6063 alaşımının makroskobik yapısı.....	9
Şekil 1.7	Wagstaff düşey sürekli döküm makinesi (www.wagstaff.com).....	10
Sekil 2.1	Ticari saflıkta alüminyum malzemeye ait soğuma eğrisinin şematik Gösterimi.....	12
Sekil 2.2	Katı ve sıvı fazlar için serbest enerji değişimleri. Burada T_e ergime Sıcaklığıdır.....	13
Sekil 2.3	Sıvı metal içinde küresel katı bir çekirdek oluşumu ile ilgili serbest enerji değişimi. Burada r^* çekirdeklenme için gerekli kritik yarıçaptır.....	15
Şekil 2.4	Düzlemsel bir kalıp duvarında kesik kürenin heterojen olarak Çekirdeklenmesi.....	17
Sekil 2.5.	Pozitif sıcaklık gradyanı.....	18
Sekil 2.6	Negatif sıcaklık gradyanı.....	19
Sekil 2.7	Düzlemsel ara yüzeyin sıcaklık gradyanı ve ara yüzey sıcaklık izotermi a) pozitif sıcaklık gradyanı, b) ısı akış yönü, c) ısının ara yüzeye akışı, d) ara yüzeyin düzlemsel katılaşması.....	20
Sekil 2.8.	(a) Sütunsal, (b) dentritik büyüme grafikleri.....	22
Sekil 2.9	Kübik kristalli malzemelerde $<100>$ yönünde dendrit uçlarının büyümesi. Burada a) düzlemli büyüme b) düzlemsiz büyüme.....	23
Sekil 2.10	Sabit bir sıcaklık gradyanı GL ve artan V için sıvı-katı ara yüzey yapısının şematik gösterimi. Burada yapısal alt soğumanın olduğu bölge, alaşımın dengeli katılaşma aralığına doğru uzar.....	24
Sekil 2.11	Dentrit ucundaki sıcaklık dağılımı.....	25

Şekil 3.1	Mg ₂ Si'in alüminyum içindeki çözünürlüğü (Altıntaş, 1984).....	30
Şekil 3.2	AA 6063 için sırasıyla döküm sonrası (a) ve homojenizasyon sonrası (b) mikro yapı resimleri.....	31
Şekil 3.3	6XXX Alüminyum alaşımlarının kompozisyon limitler.....	31
Şekil 3.4	Alüminyum 6061 Alaşımının Katılaşma Eğrisi.....	32
Şekil 3.5	570 °C de 6 saat homojenize edilmiş AA 6082 alaşımının a) suda, b) buzlu suda, c) fırında soğutulması sonrasında ki optik mikroskop görüntüleri.....	33
Şekil 3.6	AA 6063 alaşımının homojenizasyon işleminden sonra farklı hızlar ile soğutmasının Mg ₂ Si fazının boyutuna etkisi.....	33
Şekil 3.7	AA6061 Alaşımı için fazların sıcaklığa ve kompozisyona bağlılığını gösteren faz dağılım listesi.....	34
Şekil 4.1	Ekstrüzyon yoluyla üretilen çeşitli alüminyum profiller.....	38
Sekil 4.2	Ekstrüzyon tanımı ve ilkeleri.....	39
Şekil 4.3	İleriye ve geriye ekstrüzyon yöntemlerinde ıstampanın hareketi ile yük veya basıncın değişimi.....	40
Şekil 4.4	Geriye ekstrüzyon işlemi.....	41
Şekil 4.5	Ekstrüzyon kalitesine etki eden değişkenleri.....	43
Şekil 4.6	İleriye ekstrüzyon presinin şematik görünüşü, 1:Pres karşı platformu, 2:Kalıp sürgüsü veya döner kalıp başlığı, 3:Makas, 4:Kovan, 5:Hareketli kafa, 6:İstampa, 7:Silindir kafaları ve 8:Yağ tankı, motorlar ve kontrol ünitesi.....	44
Şekil 4.7	Ana parametrelerin ekstrüzyon üzerine etkileri(P. K. Saha, 2000).....	45
Şekil 6.1	Kimyasal analiz cihazı.....	52
Şekil 6.2	Homojenizasyon ve yaşlandırma fırınları (a), (b).....	52
Şekil 6.3	Sıcak basma testlerinin yapıldığı silindirik fırın.....	53
Şekil 6.4	Zımparalama ve parlatma cihazı.....	54
Şekil 6.5	Işık metal mikroskobu.....	54
Şekil 6.6	Sertlik ölçüm cihazı.....	55

Şekil 6.7	Basma test cihazı ve yüksek sıcaklık fırını.....	55
Şekil 6.8	152 mm çaplı biletlerde basma numunelerinin alınış şekli.....	56
Şekil 6.9	Basma test cihazı ve yüksek sıcaklık fırını.....	57
Şekil 6.10	Homojenize edilmemiş biyetin mikro yapısı (10X).....	58
Şekil 6.11	Homojenizasyon işlemi görmüş ve farklı hızlarda soğutulmuş numuneler,(a) Döküm numunenin mikro yapısı, (b) Soğuma hızı 10^6 °C/dk , (c) Soğuma hızı 10^3 °C/dk , (d) Soğuma hızı 2 °C/dk , (e) Soğuma hızı 0.4 °C/dk olan numune.....	59
Şekil 6.12	Basılmış ve orjinal numunelerin makro görüntüsü.....	60
Şekil 6.13	Basılmış numunelerin mikroyapıları (a) Döküm numunenin mikro yapısı, (b) Soğuma hızı 10^6 °C/dk , (c) Soğuma hızı 10^3 °C/dk , (d) Soğuma hızı 2 °C/dk , (e) Soğuma hızı 0.4 °C/dk olan numune.....	61
Şekil 6.14	Homojenizasyon soğuma hızı ve deformasyon oranının (%) Al-6061 alaşımında şekil değiştirme gerilimine etkisi (Basma test sıcaklığı: 500°C.....	62
Şekil 6.15	Al-6061 yaşlanma kabiliyetine homojenizasyon soğuma hızının etkisi (log skala kullanılmıştır).....	65

ÇİZELGELİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Çesitli malzemeler için tercih edilen büyüme yönleri.....	23
Çizelge 3.1 Homojenizasyon sırasında mikro yapıda meydana gelen değişimleri.....	28
Çizelge 3.2 β - ve α - AlFeSi fazlarının literatürde belirtilen temel karakteristikleri.....	35
Çizelge 3.3 Bazı alüminyum alaşımı biletlerin tipik homojenleştirme işlemleri.....	36
Çizelge 6.1 AA6061 alaşımının bileşimi.....	51
Çizelge 6.2 Deformasyon yükü ve basma gerilmesi değerleri.....	61

ÖNSÖZ

Bu çalışmamda gerek literatür, gerek hazırlık ve gerekse de deneysel çalışmalarında benden bilgi ve birikimini esirgemeyen değerli hocalarım Doç. Dr. H. Aygöl YEPRM'e, Prof. Dr. Mustafa ÇİĞDEM'e ve Arş. Görv. Oğuz Kaan ÖZDEMİR'e, Arş. Görv. Kerem Altuğ GÜLER'e, sevgili arkadaşım Çağlar YÜKSEL'e, deneysel çalışmalarında sağladıkları imkanlar için Burak Alüminyum Ltd Şti. Fabrika Müdürü Zeki AKBULUT ve Üretim Müdürü Emre ŞAHİN başta olmak üzere tüm çalışanlarına ve hayatım boyunca benden maddi manevi hiçbir desteği esirgemeyen ve her zaman yanımda olan aileme teşekkürleri bir borç bilirim.

ÖZET

Bu çalışmada AA-6061 alüminyum alaşımlarında homojenizasyon soğutma hızının sıcak şekil değiştirme gerilimine etkileri araştırılmıştır. Ayrıca soğutma koşullarının şekillendirme sonrası yaşlanma sertleşmesi kabiliyetine etkileri incelenmiştir. Bu amaçla her üç alaşıma ait sürekli döküm biletlerden (homojensiz) alınan numuneler farklı şekillerde homojenize edilerek sıcak basma testine tabi tutulmuş ve % 50 oranında şekil değişimini sağlayan gerilme değerleri tesbit edilmiştir. Basma testini takiben su verilen numunelerde yapay yaşlandırma işlemine tabi tutularak homojenizasyon soğuma hızının sertleşme kabiliyetine olan etkileri ortaya çıkarılmıştır. Deneysel bulgular homojenizasyon soğuma hızı ile şekil değiştirme gerilimi ve sertleşme kabiliyeti arasında sıkı bir ilişkinin olduğunu ortaya çıkarmıştır.

Anahtar kelimeler: Alüminyum alaşımları, homojenizasyon, sertleşme kabiliyeti, şekil değiştirme gerilmesi

ABSTRACT

In this study, an attempt has been made to investigate the effect of homogenisation cooling rate on the flow stress and age hardenability of AA-6061 aluminium alloys. Samples taken from as-cast billets of these alloys were homogenised at a predetermined temperature for the same period and cooled at various cooling rates and subjected to compression test at elevated temperatures to determine the flow stress values achieving 50% plastic deformation. Hot compressed specimens were water quenched, artificially aged and subjected to hardness test to reveal the influence of homogenisation cooling rate on the age hardenability of these alloys. Experimental results show that homogenisation cooling rate effect both the hot deformation flow stress and the age hardenability of AA-6061 alloys significantly.

Keywords : Age-hardenability, aluminium alloys, flow stress, homogenisation

1. GİRİŞ

1.1 Alüminyum Alaşımları

Alüminyum, oksijen ve silisyumdan sonra tabiatta en fazla bulunan elementtir. Metaller içerisinde de yer kabuğunun % 8 ini oluşturarak bileşikler halinde ve diğer metallerden daha fazla bulunur. Buna karşılık metal olarak 19. Yüzyılın ilk yarısında elde edilebilmiştir. Bunun nedeni ise alüminyumun doğada çok kararlı kimyasal bileşik olan alüminyum oksit şeklinde bulunması ve bu bileşiğin indirgenmesinin yüksek enerji gerektirmesidir. Bunu sağlayacak teknolojik yöntemler ise ilk kez 19. Yüzyılda gerçekleştirilebilmiştir.(Weissbach 1967).

Alüminyum sahip olduğu özelliklerin bileşimi onu son derece faydalı bir mühendislik malzemesi haline getirmiştir. Alüminyum düşük yoğunluğu ($2,7 \text{ gr/cm}^3$) nedeni ile özellikle konstrüksiyon uygulamalarında tercih edilir. Saf haldeki alüminyumun düşük dayanımına rağmen, alaşımlandırılarak dayanımı 690 MPa'a kadar çıkabilir (Daşcılar, 2006).

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

1-Özkütle: $2,70 \text{ g/cm}^3$ özkütlesi ile aynı hacimdeki bir çelik malzemenin ağırlığının ancak üçte biri kadar ağırlıktadır. Bu durum alüminyumun inşaat, havacılık ve otomotiv alanlarında kullanımını artırmıştır.

2-Kimyasal Kararlılık: Alüminyum, hava şartlarına, yiyecek maddelerine ve günlük yaşamda kullanılan pek çok sıvı ve gazlara karşı dayanıklıdır. Bu nedenle gıda ve kişisel bakım ürünleri basta olmak üzere pek çok ürünün ambalajlanmasında yoğun biçimde kullanılmaktadır.

3-Estetik Özellikler: Alüminyumun yansıtma kabiliyeti yüksektir. Gümüşü beyaz renginin bu özelliğe olan katkısı ile beraber gerek iç gerekse dış mimarî için cazibeli bir görünüme sahiptir. Alüminyumun bu güzel görünümü, anodik oksidasyon (eloksal), lâke maddeleri vs. gibi uygulamalar ile uzun müddet korunabilir. Hatta birçok uygulamada tabii oksit tabakası bile yeterli olur.

4- Mukavemet: 70 GPa elastisite sabitine sahip saf alüminyum, demir çelik gibi metallere göre çok daha az dayanım değerlerine sahiptir. Ancak çeşitli alüminyum alaşımlarının

mukavemeti, normal yapı çeliğinin mukavemetine denk veya daha yüksek değerlere ulaşabilmektedir.

5-Esneklik: Alüminyum elastik bir malzemedir. Bu nedenle ani darbelere karşı dayanıklıdır. Ayrıca, çelikler gibi dayanıklılığı düşük sıcaklıklarda azalmaz.

6-İslenebilirlik: Alüminyum, islenmesi kolay bir metaldir. Sekil vermek için döküm, dövme, haddeleme, presleme, ekstrüzyon, çekme gibi tüm metotlar uygulanabilen alüminyum, kalınlığı 0,01 mm'den daha ince olan folyo veya tel haline getirilebilir.

7-İletkenlik: 26,5 n.m ve 237 W/mK elektrik ve ısı iletkenlik katsayıları ile bakır kadar iyi bir iletken olması nedeniyle elektrik tesisatı uygulamalarında tercih edilmektedir [Y. Birol, 2004].

Bu kadar iyi özelliklere sahip olan alüminyum, yüzyıldan beri, tüm dünyada pahalı olan yöntemle, elektroliz yoluyla elde edilmektedir. Alüminyum eldesi, iki aşamada gerçekleşir. Birinci aşamada, Bayer metodu ile boksit cevherinden alümina elde edilir. İkinci aşamada ise, elektroliz ile alümina'dan alüminyum elde edilir. Alümina tesisleri, genellikle boksit cevherlerinin yanına kurulur. Madenden çıkarılan boksit cevheri, sudkosit eriyiği ile muamele edilerek alüminyum hidroksit eldesi gerçekleşir. Bu işlem sonucunda oluşan erimeyen kalıntılar (kırmızı çamur) ayrılır ve alüminyum hidroksitin kalsinasyonu ile "alümina" (alüminyum oksit) elde edilir. Bundan sonraki aşama, "alümina"nın "alüminyuma" dönüştürülmesidir. Beyaz bir toz görünümündeki alümina, elektroliz işleminin yapılacağı hücreye alınır. Amaç alüminyumun oksijenden ayırmaktır. Elektroliz işlemi için 4-5 volt gerilimde doğru akım uygulanır. Dipte biriken alüminyumun alınması ile işlem tamamlanır. Genel olarak ağırlıkça 4 birim boksitten 2 birim alümina ve 2 birim alüminadan da 1 birim alüminyum elde edilir (Aylin, 2004).

Alüminyumun özelliklerini zenginleştirmek için çeşitli metaller karıştırılarak alüminyum alaşımları elde edilir. İlave edilen metallere göre yapılan sınıflandırmada bir alaşım 4 rakamdan oluşan bir gösterim şekli ile tanımlanır. Birinci rakam, alüminyum ilâve edilen esas metali gösterir. A.B.D normlarına göre bu gösterim aşağıdaki gibi listelenebilir (Taylor & Francis Group.,1999).

1XXX : Alaşımsız alüminyum

2XXX : Bakırlı alüminyum alaşımı

3XXX :Manganezli alüminyum alaşımı

4XXX :Silisyumlu alüminyum alaşımları

5XXX :Magnezyumlu alüminyum alaşımları

6XXX :Silisyum ve magnezyumlu alüminyum alaşımları

7XXX :Çinkolu alüminyum alaşımları

8XXX :Diğer elementler ile alaşımları

9XXX :Kullanılmayan seriler (Öztop, 2007).

Dünyadaki kullanımı, hem miktar hem de değer olarak demirden sonra gelen alüminyumun çekme dayanımı düşük olmakla birlikte, bakır, çinko, magnezyum, manganez, ve silisyum gibi pek çok elementle alaşımlandırılarak mekanik özellikleri iyileştirilebilir.

Bugün hemen hemen her yerde yararlandığımız alüminyumun kullanım alanları özetle şöyle sıralanabilir:

- Yapı, elektrik, karayolu, petrol ve diğer mühendislik uygulamalarında,
- Meşrubat, besin, ecza, kimya ve atom endüstrisinde,
- Sıfır altı sıcaklıklarda çalışacak yapı ve donanımlarda,
- İçten yanmalı motorlarda ve diğer motor dışı otomotiv endüstrisinde,
- Demiryolu donatımlarında, denizcilik ile ilgili uygulamalarda, uçak ve uzay çalışmalarında,
- Askeri araç ve ekipmanlarda,
- Yataklama, alet, takım, cihaz ve diğer mekanik uygulamalarda,
- Elektronik endüstrisinde,
- Ev araçları, mobilya vb. uygulamalar ile tüketim ürünlerinde,
- Ambalaj işlemleri, boya ve boya malzemeleri sanayinde
- Metalürji ve kimyasal reaksiyonlarda.

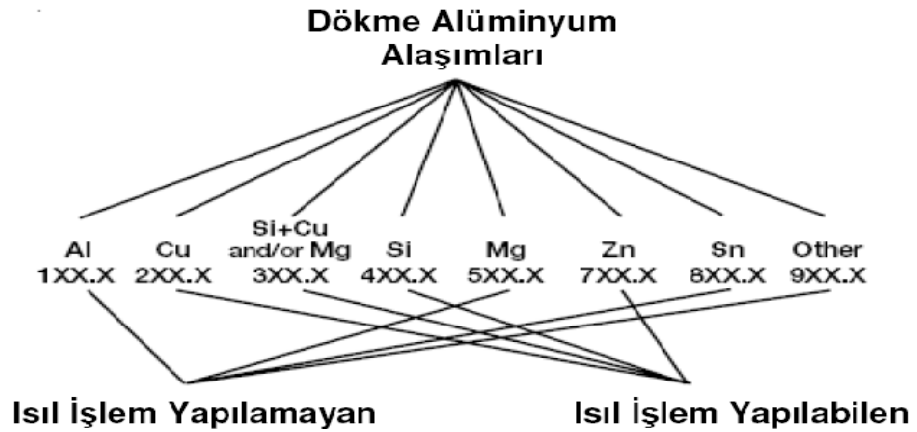
Tüketim alanlarının çeşitliliği sonucu alüminyum temel endüstrinin vazgeçilmez yapı taşı özelliğini korumaktadır.

1.1.1 Alüminyum Alaşımlarının Gruplandırılması

Alüminyum alaşımları üretim metotları esas alınarak dövme ve döküm olmak üzere iki ana alt gruba ayrılabilir. Plastik deformasyonla şekillendirilebilen dövme alaşımlar, döküm alaşımlardan oldukça farklı mikro yapı ve kompozisyona sahiptirler. Her ana grup içindeki alaşımlar, ısıtılabilir ve ısıtılabilir uygulanamayan alaşımlar olmak üzere, iki alt gruba ayrılabilir. Isıl işlem, alüminyum alaşımlarda istenilen dayanımı elde etmek için uygulanan bir prosestir (Kvande, 1999).

1.1.1.1 Dökme Alüminyum Alaşımları

Alüminyum döküm alaşımlarının pek çoğu ötektik reaksiyona neden olan düşük ergime noktaları, iyi akıcılık ve dövülebilirlik sağlayan yeterince silisyum içerir. Akışkanlık, sıvı metalin bir kalıba doğru erken katılaşma olmadan akma yeteneğidir. Dökülebilirlik ise, alaşımdan iyi bir dökümün yapılabilmesine işaret eder (Metal Handbook, 1979).



Şekil 1.1 Isıl işlem durumlarına göre döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.

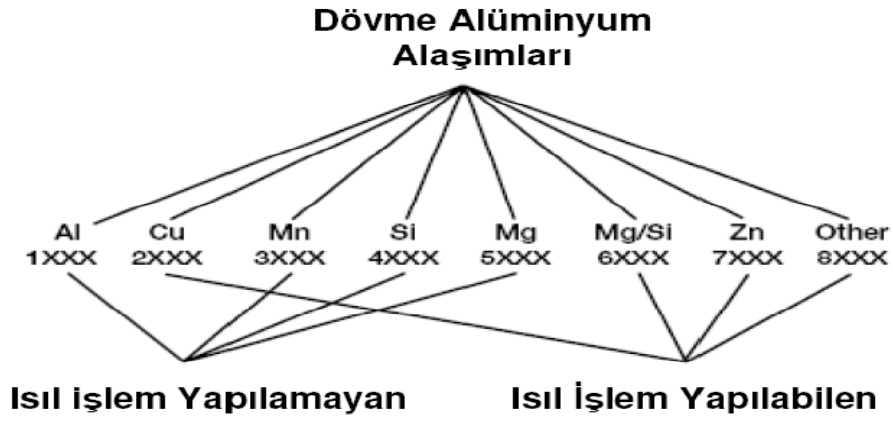
Alüminyum-Silisyum alaşımlarının özellikleri, alüminyum matrisin katı eriyik mukavemetleşmesi, fazının dağılım mukavemetleşmesi, ilk tane boyutu, şekli ve aynı zamanda ötektik oluşumu tayin eden katılaşma ile kontrol edilir. Kokil veya pres dökümdeki hızlı soğuma, ötektik mikro oluşumu incelterek genellikle dayanımı yükseltir.

Belirli alaşımlarda mikro yapıyı ve bu nedenle de dağılım mukavemetleşmesi düzeyini iyileştirmek amacıyla bor ve titanyum ilaveleri ile tane inceltme, ötektik yapıyı değiştirmek için sodyum veya stronsiyum kullanarak modifikasyon veya birincil

silisyumu incelterek mukavemetleşme sağlamak için fosfor ilavesi yapılır (Daşcılar, 2007).

1.1.1.2 Dövme Alüminyum Alaşımları

Isıl işlem yapılamayan dövme alüminyum alaşımların başlangıç mukavemetleri bakır, magnezyum, çinko ve silisyum gibi alaşım elementlerinin ilavesi ile arttırılır. Bu elementler ya tek baslarına ya da çeşitli bileşimler halinde yapıya ilave edilirse artan sıcaklıkla birlikte alüminyum içinde katı çözünürlüğü arttırdığı gözlemlenir. Bu alaşımları belirgin bir mukavemet artışı sağlayan ısıl işlemlere maruz bırakmak mümkündür (Aluminum Association, 1994).



Şekil 1.2 Isıl işlem durumlarına göre dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.

Isıl işlem yapılabilen dövme alüminyum alaşımlarının başlangıç mukavemeti krom, silisyum, demir, magnezyum veya bunların bileşimlerinin sertleştirme etkisine bağlıdır (Mrówka&Nowotnik, 2007). Isıl işlem gören alüminyum alaşımlar genellikle 2xxx, 6xxx, 7xxx veya 8xxx serileri ile belirtilir. Bunlardan 6xxx serisi alaşımların içindeki Mg ve Si alaşımları birincil mukavemetlendirici Mg_2Si çökeltisini oluşturmak üzere bir araya gelir (Daşcılar, 2006). Oluşan bu intermetalik faz malzemede homojen dağılarak malzemeye mukavemet kazandırır. Bunun için döküm sonrası 6XXX serisi alüminyum alaşımları homojenizasyon işlemine tabi tutulur (Saral, 2005).

1.2 Alüminyum Alaşımlarının Sürekli Dökümü

1.2 1 Sürekli Döküm Prosesi (D.C. Döküm)

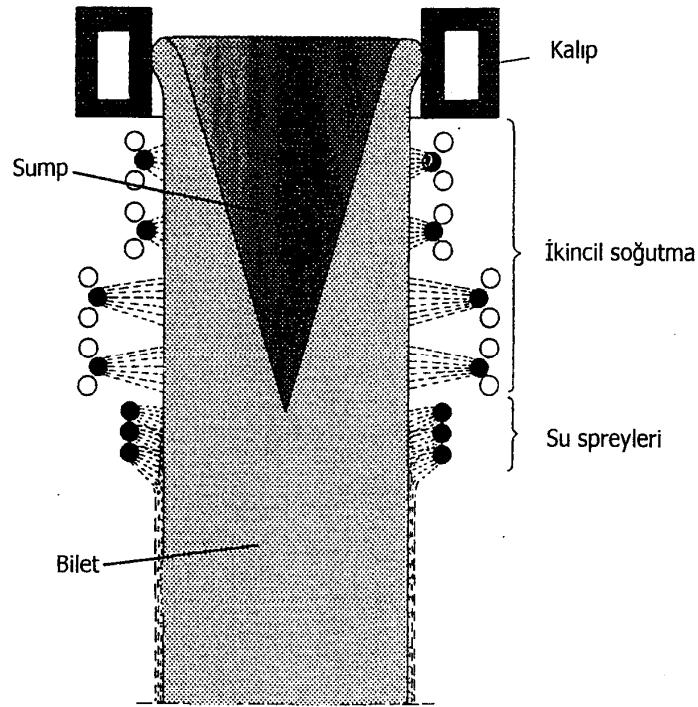
Endüstriyel anlamda alüminyum biletlerin dökümünde en fazla kullanılan metot sürekli döküm yöntemidir. Metal ve alaşımlarının sürekli dökümü metalurjistlerin uzun yıllar

ilgisini çekmiştir. Prosesin avantajları, halen bir kısım problemi olan çelik endüstrisinden çok daha önce 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:

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

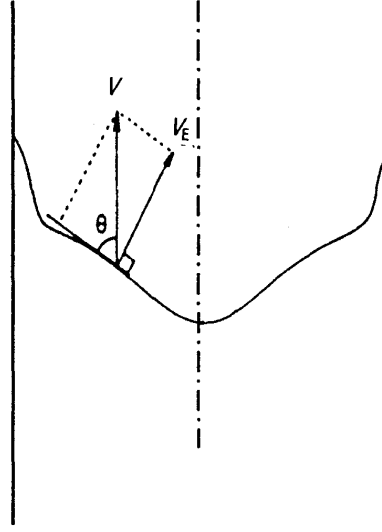
Geleneksel tip sürekli döküm ile üretilen bilet ve ingotların katılaşması iki soğutma metodu ile gerçekleştirilir. Sıvı metal başlangıçta kristalizatör olarak adlandırılan altlığa dökülür. Sıvı metal kalıbın içerisinde belirli bir seviyeye geldiği zaman, blok (altlık) sıvı metal akış hızına eşit hızda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

Bu proseste döküm mamulünün enine kesit şeklini kalıp şekli belirler, genellikle hadde ve dövme mamüller için dikdörtgen şekilli kalıp, ekstrüzyon biletleri için daire kesitli, çubuk teller için kare kalıplar kullanılır. Altlık ya zincirli, ya da hidrolik sistemle aşağıya doğru belirli hızlarla çekilir. Su soğutmalı kalıp duvarına temas eden sıvı metal hemen katılaşarak bir kabuk teşkil eder. Sıvı-katı geçişi ile oluşan büzülmeden dolayı kabuk içeriye doğru büzülerek ısı geçişini önleyen bir hava boşluğu oluşturur. Daha sonra katılaşmada oluşan büzülme nedeniyle bu kabuk kalıp cidarından ayrılır. Bu şekilde kabuğun oluşumu ve büzülme, kalıptan biletin sürekli olarak çıkartılmasına (sürekli dökümüne) imkân verir. Katılaşma hızı yavaşlar, bu arada taneler arası ve dentritler arası cephelerden ingotun veya biletin merkezindeki sıvı kütlesinin basıncı ve katılaşma ile oluşan kılcallık etkisi ile dışarıya doğru ötektikçe zengin bir sıvı oluşmaya başlar ve alaşım elementleri kabuğa yığılırlar, hatta bilet yüzeyine çıkarak tekrar kalıpla temas başlatırlar ve ardından hemen katılaşarak yeniden büzülür. Kalıp içerisinde kalıp duvarı vasıtası ile gerçekleştirilen ısı transferi ile katılaşmaya “birincil soğuma” adı verilir. Bu bölgede birçok mekanizmanın varlığından dolayı katılaşma çok karmaşıktır.



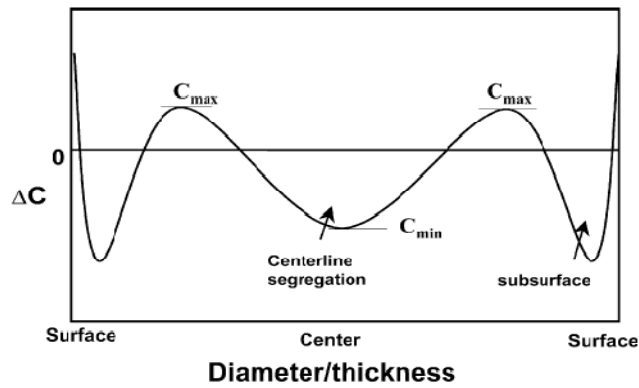
Şekil 1.3 Sürekli döküm prosesinin şematik görünüşü

Kalıbın hemen altındaki su püskürtücüleri bilet yüzeyine su spreyi püskürtürler ve ikinci soğutma periyodunu başlatırlar. Su verme, katılaşma hızında ani bir artışa neden olur ve bu olay, tane ve altyapıdaki değişimlerden rahatlıkla gözlenebilir. Ancak ingot merkezine yaklaştıkça soğuma hızı azalır ve yapı dereceli olarak kabalaşır. Yüzeye uygulanan soğutma suyu altyapıda kaba dentritik hücrelerden, ince dentritik hücrelere geçişi hemen sağlar. Ancak kolonsal kaba tanelerden eşeksenli tane yapısına geçiş hemen sağlanamaz. Bunun ana nedeni, eşeksenli tanelerin çekirdeklenebilmesi için bir kritik büyüme hızının varlığıdır. Ergiyeğin büyük bir bölümünün katılaşmasından hemen sonra bilet içerisinde metalin kendini çekmesinden dolayı huni şeklinde bir boşluk oluşur. Diğer bir ifade ile biletin içerisinde daima sıvı metal derinliği mevcuttur, buna “sump” denir. (Şekil 1.3) Sump derinliği V_E (katılaşma hızı) ve V (döküm hızı) ile belirlenir. Düzlemsel katılaşmada V_E ile V birbirine eşittir (Şekil 1.4). hücre boyutu ve çökeltiler gibi döküm yapısı V' den daha fazla V_E tarafından belirlenmektedir. Kaba hücre-İnce hücre geçişi olduktan sonra yapı, bilet merkezine doğru ilerlerken bir süre incelmeye devam eder ve daha sonra dereceli olarak kabalaşır. Eşeksenli tanelerin çekirdeklenebilmesi ve büyüebilmeleri için büyüme hızının (arayüzey ilerleme hızı) belirli bir değerin üzerinde olması gerekir.



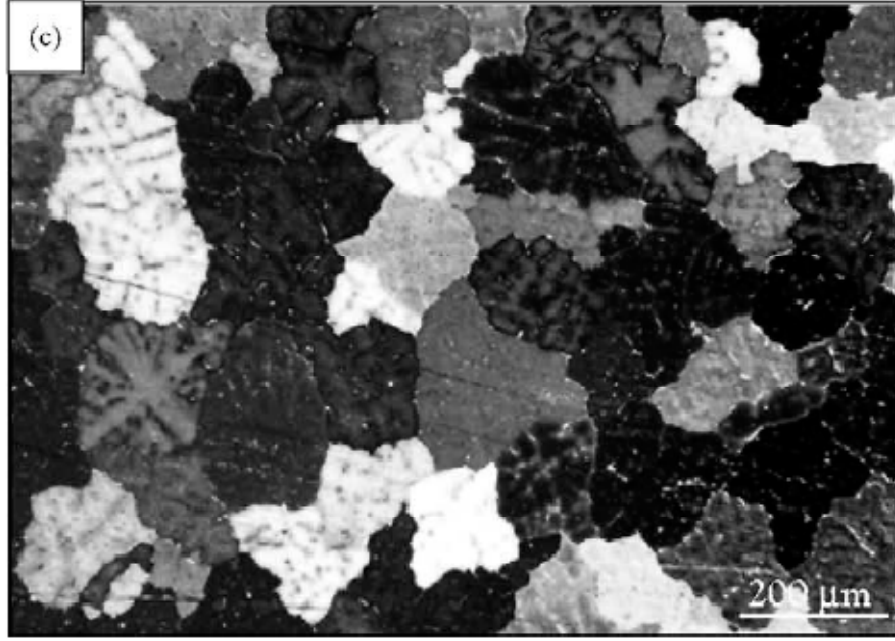
Şekil 1.4 Döküm hızı ile katılaşma arasındaki ilişki

Döküm hızı normal olarak 50-100 mm/dak. arasındadır. Sürekli dökümdeki katılaşma hızı, su soğutmasız kokil kalıplara dökülen biletler göre hemen hemen 10 kat 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 biletlerde ters ingot segregasyonu hemen hemen hiç yoktur. Yani enine kesit boyunca kimyasal bileşimde çok az bir fark görülür.



Şekil 1.5 $K < 1$ olan bir element için makrosegregasyon dağılımının şematik olarak gösterimi [R. Nadella, 2008].

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. Yücel Birol 2004 yılında yapmış olduğu çalışmada 6063 alaşımının segregasyon dağılımını makroyapı da şekil 1.5’de göstermiştir.



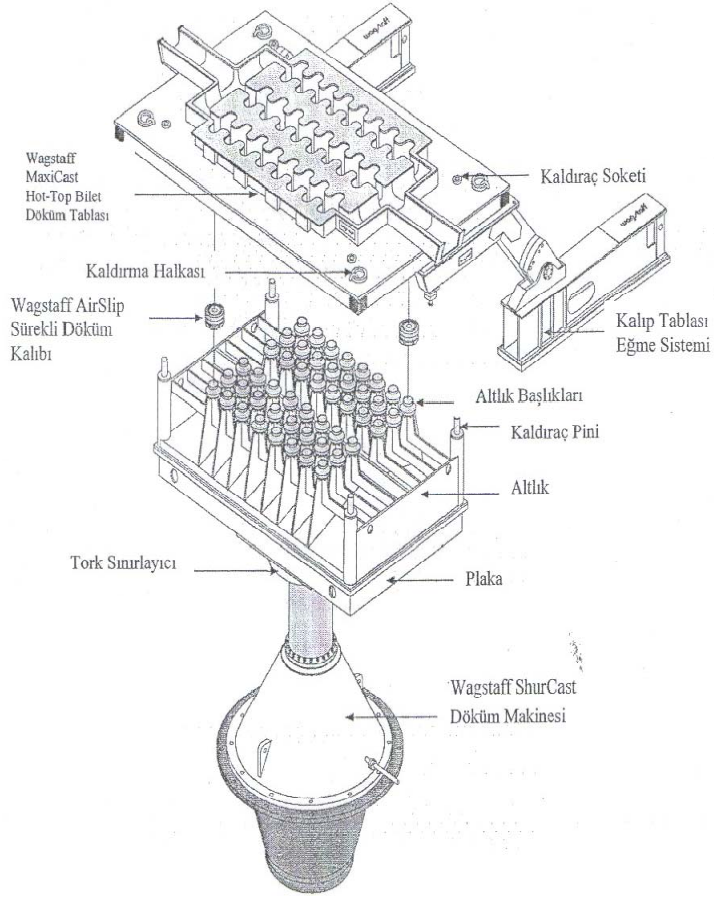
Şekil 1.6 Taneleri ve segregasyonarı gösteren 6063 alaşımının makroskobik yapısı (Birol, 2004).

Ancak ingot segregasyonunun (makrosegregasyon) tersine aşırı doymuşluk ve tane segregasyonu homojenizasyonla giderilebilir. Sürekli dökümde dökümün dış kabuğunda alaşım elementlerince zengin bir “katmerleşme” bölgesi gelişebilir. Bu da bir ingot segregasyonu tipidir, homojenizasyonla giderilemez. Fakat bu segregasyon yüzeye yakın dar bir bölgede sınırlandığından talaş kaldırma işlemi ile giderilir (Altenpohl, 1982).

Günümüzde ekstrüzyon biletlerinin çoğu düşey sürekli döküm yöntemiyle üretilmektedir. Dökme ünitesinde, sıvı metal doğrudan ocak oluğundan akar, özel refrakter malzeme ile kaplanmış geniş dağıtım ünitesinden geçerek su soğutmalı kalıba ulaşır. Dağıtım ünitesinde denge koşullarına ulaşıldığında, dağıtım haznesinin metal seviyesinde ufak bir dalgalanma vardır ve türbülans yok edilmiştir. Oksitler metal haznesinin üst kısmında kalır, akan alüminyum kalıplardan geçerek ürün formu elde edilir.

Farklı bilet boyutları için takım değiştirme süreleri artacağından yöntemin maliyeti yükselir, bu yüzden küçük işletmelerin biletlerini, hele hele çeşitli çaplarda gereksinimleri var ise

dışarıdan temin etmeleri daha mantıklıdır. Öte yandan farklı alaşımlar ve bilet boyutları farklı takımlar gerektirdiğinden modüler döküm sistemli makineler geliştirilmiştir. Modüler tasarım takım bileşenlerinin hızlı değişimine imkân verir. Bu tasarım aynı makineden farklı hızlarda ve farklı bilet boyutlarının dökümüne olanak sağlar. Bu yüzden yaklaşık on yıl önce “Wagstaff hot-top” döküm sistemi geliştirilmiştir (Saha, 2000).



Şekil 1.7 Wagstaff düşey sürekli döküm makinesi (www.wagstaff.com)

Verilen döküm makinesi için kalıp sayısı birçok faktöre bağlıdır, bunlar; makinenin merdane boyutu, kalıp soğutma su sistemi ve hidrolik sürme sisteminin kapasitesidir (Saha, 2000). Şekil 1.7’de Wagstaff düşey sürekli döküm ünitesi ve elemanları gösterilmiştir.

2. KATILAŞMA

2.1 Bir Şekillendirme Yöntemi Olarak Katılaşmanın Önemi

Döküm bir üretim seklidir ve bu yöntemde sıvı metal, içine döküldüğü kalıbın şeklini alarak katılaşır. Katılaşma ise döküm uygulamalarında önemli rol oynayan bir faz dönüşümüdür. Bütün faz dönüşümleri atomik yapının değişimi veya tekrardan düzenlenmesi ile oluşur. Atomik yapıdaki değişimin yanı sıra faz dönüşümleri kompozisyon değişimine ve/veya bir gerinim oluşturabilir.

Örneğin; saf demir oda sıcaklığında hacim merkezli kübik (HMK) yapıdayken, ısıtıldığında atomlar daha fazla titreşim yapacaktır. Bunun sonucunda da atomlar arası mesafe artış gösterecektir. 910 °C ulaşıldığında ise HMK yapıdan yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya geçiş olacaktır. Bunun sebebi tam olarak anlaşılmamakla birlikte 910 °C ‘den yüksek sıcaklıklarda YMK yapının daha düşük bir serbest enerjisinin olduğu düşünülmektedir. HMK yapıdan YMK yapıya geçiş aniden gerçekleşmediği ilk önce farklı bölgelerde birden çok YMK çekirdeklerinin oluştuğu daha sonra ise bu çekirdeklerin büyüyerek HMK matrisin yerini almaktadır. Bu faz dönüşümlerinin oluşum hızı temel iki prosesle kontrol edilir. Bunlar çekirdeklenme ve büyümedir.

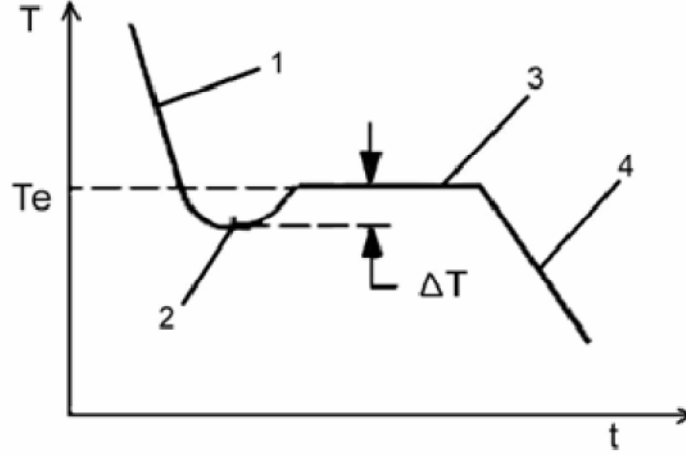
Katılaşma teorileri, mikro yapıyı etkileyen faktörlerin tanımlanabilmesi açısından temel oluşturduğu için, dökümlerin özelliklerinin ve kalitesinin iyileşmesine yardımcı olmaktadır. Sıcaklık, gizli ergime ısısı, kompozisyon ve yüzey serbest enerjisi gibi özellikler, çok sayıdaki atomun veya molekülün ortalama davranışının ölçülebilmesi için ve atomların tek basına nasıl hareket ettiklerinin açıklanabilmesi için temel oluştururlar (Verhoeven, 1975).

2.2 Katılaşma Prensipleri

Bu bölümde yönlü katılaşmanın sağlanabilmesi için, temel katılaşma prensipleri, yönlü katılaşma konusu ile paralel ele alınacaktır. Metallerin sıvıdan katıya geçişleri dört temel adımda incelenebilir. Bu adımlar;

- 1- Sıvı faz soğuması
- 2- Alt soğuma, çekirdek oluşumu
- 3- Katılaşma (sıvı fazın büyümesi)
- 4- Katı fazın soğuması

Katılaşmanın gerçekleşmesi için gerekli olan dört temel adım, şekil 2.1'deki soğuma eğrisinde görülmektedir.



Şekil 2.1 Ticari saflıkta alüminyum malzemeye ait soğuma eğrisinin şematik gösterimi

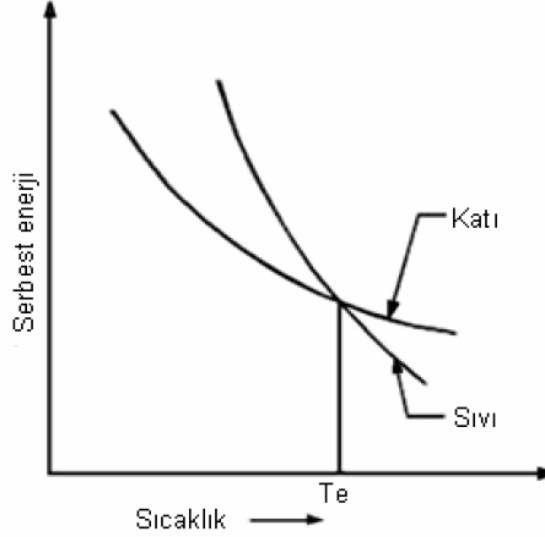
1 numaralı bölgede sıvı durumda soğuma meydana gelir. 2 numaralı bölgede ise malzemenin katılaşabilmesi için ΔT kadar alt soğuma yaptığı bölge görülmektedir. Bu bölgede çekirdeklenme meydana gelir. 3 numaralı bölgede sabit sıcaklıkta (660°C'de) katılaşma gerçekleşir. Bu esnada atomlar kafesteki yerlerini alırlar. Ancak atomlar kafesteki yerlerini alırken termal enerji açığa çıkar. Bu sebepten dönüşüm izotermaldir. Dördüncü bölümde ise katı durumda soğuma gerçekleşir.

2.3 Çekirdeklenme

Sıvı-katı faz dönüşümlerinde sıvı fazın katılaşabilmesi için kinetik bariyeri geçmesi gerekmektedir. Bundan dolayı sıvı metalin teorik ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa ΔT kadar katılaşmadan alt soğutulması gerekir. Yeterli alt soğumanın karşılandığı durumda malzemenin kendiliğinden katılaşması beklenir. Homojen çekirdeklenmede ergime sıcaklığının 0,2 katı kadar alt soğumaya ihtiyaç vardır. Ancak pratikte bu kadar alt soğumaya gerek yoktur. Kalıp duvarları, kirlilikler, yabancı maddeler gibi çekirdeklenmeyi teşvik edici unsurlar daha düşük alt soğumalarda katılaşmayı başlatırlar (A.S.M. Handbook, 1992).

2.3.1 Homojen çekirdeklenme

Şekil 2.2 incelendiğinde; sıvı metalin sıcaklığı ergime sıcaklığından (T_e) düşük olduğu durumlarda katının serbest enerjisi daha küçük olduğundan malzeme katılaşma eğilimindedir.



Şekil 2.2 Katı ve sıvı fazlar için serbest enerji değişimleri. Burada T_e ergime sıcaklığıdır.

Denge sıcaklığında (T_e), sistemin serbest enerji farkı sıfırdır ve iki faz bir arada bulunur. Bundan dolayı $G_{sıvı} = G_{katı}$ şartı yazılabilir. Termodinamik bilimi açısından bakıldığında kapalı bir sistem ve bir faz için Gibbs serbest enerjisi aşağıdaki gibi tanımlanabilir.

$$G = H - TS \quad (2.1)$$

Burada H entalpi, S entropi ve G Gibbs serbest enerjisidir. İki fazın dengede bulunması halinde $\Delta G = 0$ ($G_{sıvı} = G_{katı}$) durumu söz konusudur. Bu nedenle sıvı fazdan katı faza dönüşüm için gerekli “hacim serbest enerjisi değişimi” ΔG_V aşağıdaki şekilde verilebilir.

$$\Delta G_V = (H_{sıvı} - H_{katı}) - T \cdot (S_{sıvı} - S_{katı}) \quad (2.2)$$

Burada entalpi ve entropi fonksiyonlarının sıcaklığa bağımlılığı çok küçük olarak kabul edildiğinde $H_{sıvı} - H_{katı} = L$ olarak tanımlanabilir. L burada ergime gizli ısıdır. Gerekli düzenlemeler yapılarak iki fazın dengede bulunması halinde;

$$L = T\Delta S \text{ ve} \quad (2.3)$$

$$\Delta S = \frac{L}{T_e} \quad (2.4)$$

Katılaşma için entropi değişimi elde edilir. Buradan da hacim serbest enerji değişimi G_V ;

$$\Delta G_V = \frac{L_V}{T_E} \times \Delta T \quad (2.5)$$

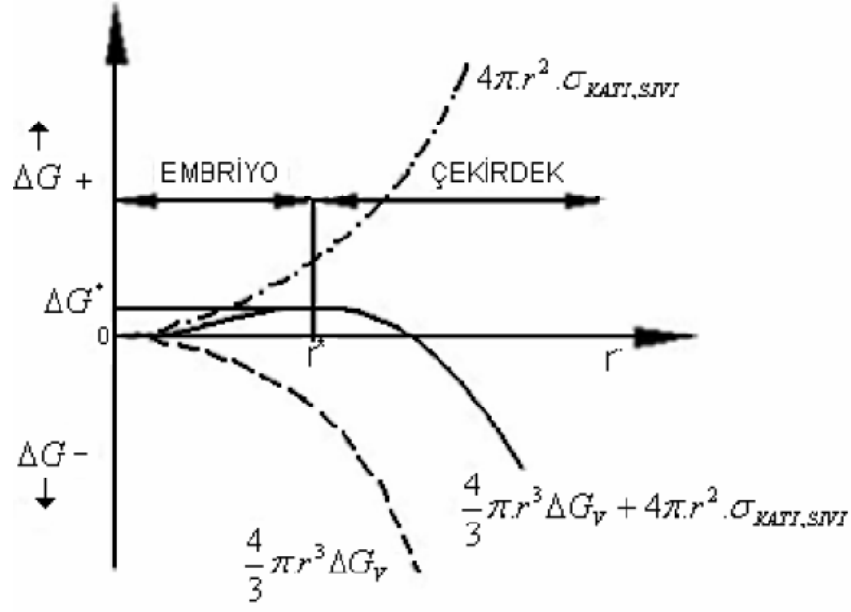
$$\Delta G_V = \left(\frac{4}{3}\right) \pi \cdot r^3 \times \left(\frac{L}{T_e}\right) \times \Delta T \quad (2.6)$$

Olarak bulunur. Bu denklemde ΔT alt soğumayı, L_V ise birim hacim için ergime gizli ısısını temsil eder.

Belirli sayıda atomun bir araya gelerek sıvı içinde bir katı oluşturduğunu kabul edilirse katı-sıvı ara yüzey enerjisi katılaşmayı engelleyici bir rol oynar. Bundan dolayı katılaşmanın olabilmesi için yüzey serbest enerjisi hacim serbest enerjisi arasındaki fark negatif olmalıdır. Serbest enerjideki toplam değişim,

$$\Delta G_T = -\left(\frac{4}{3} \pi \cdot r^3\right) \times \Delta G_V + 4\pi \cdot r^2 \times \gamma_{KS} \quad (2.8)$$

olur. Yukarıdaki eşitlikte $4/3\pi \cdot r^3$ kürenin hacmi, ΔG_V hacim serbest enerjisidir ve sistemin toplam enerjisine negatif bir katkıda bulunur. $4\pi \cdot r^2$ Kürenin alanı, γ_{KS} sıvı-katı ara yüzey enerjisidir ve toplam enerji değişimine pozitif bir katkı sağlar. Sistemin toplam net serbest enerji değişimi Şekil 2.3’de gösterilmiştir.



Şekil 2.3 Sıvı metal içinde küresel katı bir çekirdek oluşumu ile ilgili serbest enerji değişimi. Burada r^* çekirdeklenme için gerekli kritik yarıçaptır.

Burada r^* , küre biçiminde bir çekirdek için kritik yarıçap ve ΔG_T ise, Gibbs serbest enerjisindeki toplam değişimdir. Sıvı içinde kararlı bir katı oluşabilmesi için toplam serbest enerji değişimi, bütün sistemin daha düşük enerji seviyesine gelmesini sağlayacak şekilde olmalıdır. r^* değerine ulaşamayan çekirdekçikler sıvı fazda tekrardan çözünme gösterirken, kritik yarıçapa ulaşan çekirdekçikler katılaşmaya başlar ve büyümeye devam ederler.

Toplam enerji değişiminin katı lehine gelişmesi için kritik yarıçap ve kritik serbest enerji değişimi;

$$\frac{d\Delta G_T}{dr} = 0 \quad (2.9)$$

$$\frac{d\Delta G_T}{dr} = -\frac{4}{3}\pi r^3 \cdot \left(\frac{L \cdot \Delta T}{T_m}\right) + 4\pi r^2 \cdot \gamma_{KS} \quad (2.10)$$

$$= -\frac{12}{3}\pi \cdot r^2 \cdot \left(\frac{L \cdot \Delta T}{T_m}\right) + 8\pi r \cdot \gamma_{KS} \quad (2.11)$$

$$4 r \left(\frac{4 \Delta T}{T_m} \right) = 8 \gamma_{KS} \quad (2.12)$$

$$r^* = \frac{2 \gamma_{KS}}{\frac{L \Delta T}{T_m}} = \frac{2 \gamma_{KS}}{\Delta G_v} = \frac{2 \gamma_{KS} \cdot T_m}{L} \cdot \frac{1}{\Delta T} \text{ ve} \quad (2.13)$$

$$\Delta G^* = \left(\frac{16 \pi \gamma_{KS}^3 \cdot T_e}{3 L_v^2} \right) \times \frac{1}{\Delta T} \quad (2.14)$$

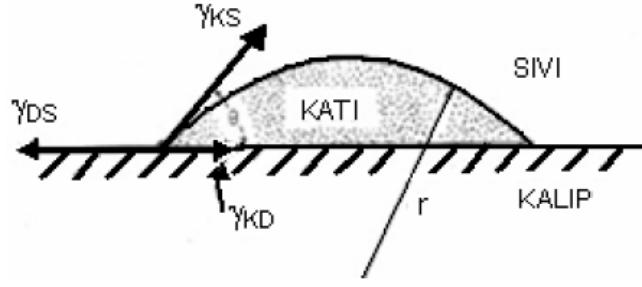
elde edilir. Kritik yarıçap denkleminde de anlaşılabileceği gibi alt soğumanın (ΔT) miktarı r^* ve ΔG^* değerlerinde önemli bir etkidir.

2.3.2 Heterojen çekirdeklenme

Metallerin çoğu heterojen çekirdeklenme ile katılaşır. Heterojen çekirdeklenme de homojen çekirdeklenme sırasında katılaşmayı engelleyici rol oynayan yüzey enerjisinin etkisi çekirdekleyici ajanlar kullanılmasıyla minimuma indirilir. Buna göre yeni bir faz, üzerinde büyüyelebileceği yabancı bir parçacık bulabilirse bu parçacığın yarıçapına adapte olarak serbest enerjisini düşürür [K.K. Tüzünel, 2002]. Bundan dolayı daha düşük alt soğumalarda katılaşma başlar. Döküm sırasında bu etki kalıp duvarlarında gözlemlenir. Düzlemsel bir kalıp duvarı ile temasta bulunan katı çekirdeğin oluşması Şekil 2.4’de verilmiştir. Katı-sıvı ara yüzey enerjisi (γ_{KS}) parametresinin yöne bağımlı olduğu düşünüldüğünde, katının verilen bir hacmi için oluşan çekirdek Q ısıtma açısına sahip kesik küre şeklini aldığı zaman sistemin ara yüzey serbest enerjisi minimum değere ulaşacaktır. Heterojen çekirdeklenmenin oluşabilmesi için sıvı metalin katı partikülleri ıslatabilme özelliği olmalıdır, yani dihedral açı (Φ) doksan dereceden küçük olmalıdır.

Bunun olması için gerekli şart γ_{DS} , γ_{KD} ve γ_{KS} ara yüzey gerilimlerinin kalıp duvarı düzleminde denge halinde bulunmalarıdır.

$$\gamma_{DS} = \gamma_{KD} + \gamma_{KS} \cdot \cos Q \quad (2.15)$$



Şekil 2.4 Düzlemsel bir kalıp duvarında kesik kürenin heterojen olarak çekirdeklenmesi.

Heterojen çekirdeklenme için gerekli enerji dengesi Kruz tarafından verilmiştir. Buna göre;

$$\Delta G_{\text{Het}} = \Delta G_{\text{Hom}} f(\Delta) \text{ dır.} \quad (2.16)$$

Burada $f(\Delta)$ şekil faktörüdür.

$$f(\theta) = \frac{(2 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)^2}{4} \quad (2.17)$$

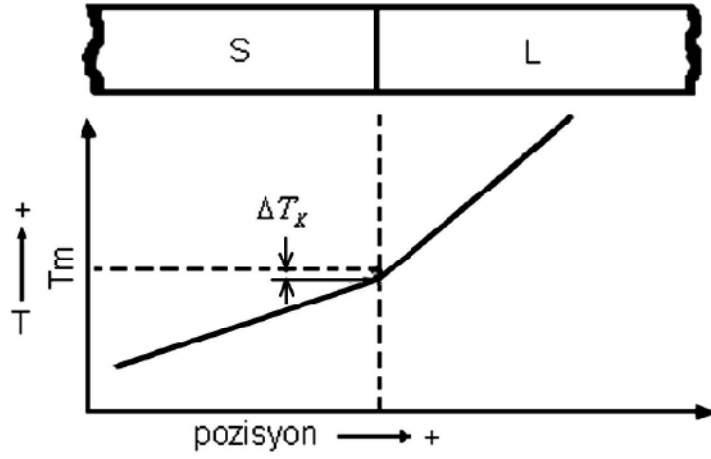
Homojen ve heterojen çekirdeklenmede kritik yarıçap miktarı r^* formülü aynıdır. Fakat Gibbs serbest enerji miktarları Heterojen çekirdeklenme için homojen çekirdeklenmeden daha düşüktür. Bunun nedeni; heterojen çekirdeklenme mekanizmasında bulunan kalıp duvarı, cüruf yabancı maddelerin çekirdekleyici partikül gibi davranmasıdır (Onaran, 1995).

2.4 Sıvı-Katı Ara Yüzeyinde Sıcaklık Dağılımı

Ara yüzeyin şeklini katı – sıvı arasındaki sıcaklık gradyanı belirlemektedir. Pozitif ve negatif olmak üzere iki tip sıcaklık gradyanı bulunmaktadır.

2.4.1 Pozitif sıcaklık gradyanı

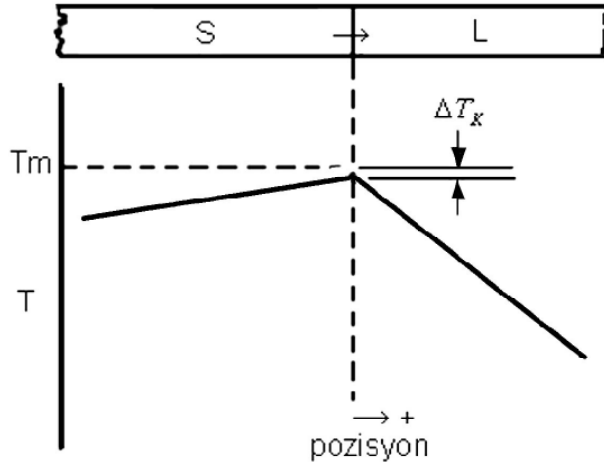
Tek yönlü ısı akışı ile katılan bir çubukta ara yüzey önündeki sıvının sıcaklığı ara yüzey sıcaklığından ve katının sıcaklığından daha yüksektir. Ara yüzeyin sıvıya doğru ilerlemesi için ΔT_k kadar kinetik alt soğuma yapması gerekir. Bu durumda sıvıdaki sıcaklık gradyanı pozitiftir (Şekil 2.5) (Öksüz, 2006).



Şekil 2.5. Pozitif sıcaklık gradyanı (Tüzüenalp, 2002)

2.4.2 Negatif sıcaklık gradyanı

Tek yönlü ısı akısı ile katılaştıran bir çubukta sıvının sıcaklığı ara yüzey sıcaklığından daha düşüktür (Şekil 2.6). Bu durumda ara yüzey önündeki sıvı aşırı soğumuştur. Katı-sıvı ara yüzey sıcaklığı $T_m - \Delta T_k$ kadar ve genellikle 1°C den daha azdır.

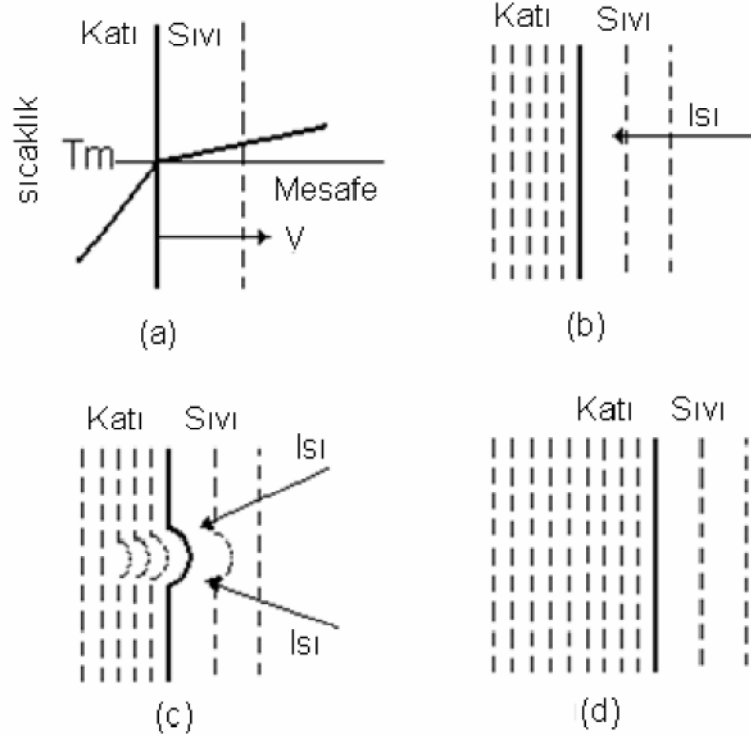


Şekil 2.6 Negatif sıcaklık gradyanı (Tüzüenalp, 2002)

2.5 Isı Akısı ve Ara Yüzey Kararlılığı

Büyüyen bir ara yüzeyin şeklini belirlemek için klasik termodinamik tanımlar yeterli olmamaktadır. Bu durumda ara yüzey kararlılığı kriterini kullanmak yararlı olacaktır. Saf metallerde katılaşma, katı-sıvı ara yüzeyinden iletilebilen ergime gizli ısısı oranı ile kontrol edilmektedir. Isı iletimi ara yüzeydeki sıcaklık radyanına bağlı olarak sıvı içinden

veya katı içinden gerçekleşir. Saf bir malzemede kararlılık ısı akış yönüne bağlıdır. Düzlemsel ara yüzeyin (V) hızında sıvıya doğru büyüdüğünü kabul edelim (Şekil 2.7).



Şekil 2.7 Düzlemsel ara yüzeyin sıcaklık gradyanı ve ara yüzey sıcaklık izotermi a) pozitif sıcaklık gradyanı, b) ısı akış yönü, c) ısı akışının ara yüzeye akışı, d) ara yüzeyin düzlemsel katılaşması

$$K_S.G_S = K_L.G_L + V.L.V \quad (2.18)$$

$$V.L.V = K_S.G_S - K_L.G_L \quad (2.19)$$

Buradan V, $(K_S.G_S - K_L.G_L)$ 'ye bağlıdır. 2.18 ve 2.19'daki eşitliklerde;

K = Termal iletkenlik

$L.V$ = Birim hücrenin gizli ergime ısısı

V = Büyüme hızı

G_S = Katının sıcaklık gradyanı

G_L = Sıvının sıcaklık gradyanı

Bu eşitlik düzlemsel ara yüzey için geneldir ve katı süper ısıtılmış sıvıya doğru büyüdüğü zaman düzlemsel ara yüzey kararlıdır. Büyüme sırasında; sıcaklık dalgalanmaları ya da

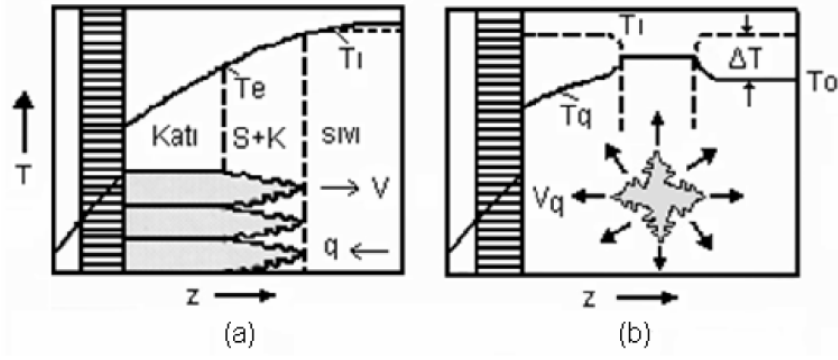
(V) büyüme hızında bölgesel artış sonucu ara yüzeyde küçük bir şişkinlik oluşur (Sekil 2.7.c). Katıdaki sıcaklık gradyanının düşük, sıvıdaki sıcaklık gradyanının yüksek olması nedeni ile şişkinlik olan bölgeye doğru ısı akısı meydana gelir. Sonuç olarak (KS.GS – KL.GL) azalır ve buna bağlı olarak (V) büyüme oranı da azalacaktır. Bunun sonucunda şişkinlik kaybolur (Şekil 2.7 d).

Fakat katının süper soğutulmuş sıvıya doğru büyümesi durumunda sıvı içinde negatif sıcaklık gradyanı oluşur. Bu durumda ısı şişkin uç kısımdan, şişkinliğin dışındaki bölgelere doğru uzaklaşır. Şişkinliğin dışındaki bölgeler katının, yani ara yüzeyin tercihlili büyümesini sağlar. Bu yüzden süper soğumuş sıvıya doğru ilerleyen katı-sıvı ara yüzeyi doğal olarak kararsızdır. Şişkin yumruda katının sıcaklık gradyanı değişmez, sıvının sıcaklık gradyanı azalır. Bunun sonucunda (KS.GS – KL.GL) yükselir ve ara yüzey hızı artar.

2.6 Hücresel ve Dendritik Katılaşma

Düzlemsel bir ara yüzeyde, yapısal alt soğumaya uğramış bir bölgenin olması durumunda ara yüzeyde kararlı çıkıntılar oluşur. Eğer ısı akısı tane büyüme yönünün tersine doğruysa ara yüzeyde oluşan çıkıntılar tekrar erir. Bu durum yönlendirilmiş ve sütunsal katılaşmada baskı altında büyüme olarak adlandırılır.

Fakat ısı akısı ara yüzey ilerleme yönündeyse (ısının kristalden eriyiğe doğru akısı) dendritler alt soğumaya bağlı olarak serbestçe büyüyebilir. Sekil 2.8 'de sütunsal büyüme, Sekil 2.8. b'de ise eş eksenli büyüme grafikleri verilmiştir. Sekil 2.8 a'da pozitif sıcaklık gradyanı olduğu ve büyümenin ısı kısına ters yönde olduğu görülmektedir. Sekil 2.8 b'de ise alt soğumaya bağlı olarak dendritik katılaşma gerçekleştiği görülmektedir. Dendritik katılaşmada dendrit uçları alt soğuma olan bölgelere doğru ilerler. Tane sınırları birinci dendrit gövde eksenine paraleldirler ve katı boyunca kesintiye uğramazlar. Her dendrit, komşu dendritlerle düşük açılı sınırlara sahiptir ve dendrit gövdeleri, arka arkaya yan kollar yaparak taneyi oluştururlar (Şekil 2.8) .



Sekil 2.8. (a) Sütunsal, (b) dentritik büyüme grafikleri

2.6.1 Dentritik büyüme yönleri

Büyüme koşulları dendrit oluşumunu sağlayacak şekilde olduğunda, hücreler hızlıca dendritlere dönüşürler. Bu dendritlerde, ikinci ve üçüncü kollar ve kristalografik olarak belirlenen büyüme yönleri ortaya çıkar. Çeşitli malzemeler için tercih edilen büyüme yönleri Çizelge 2.1’de verilmiştir [K.K. Tüzüenalp, 2002]. Tercihli yönlerde büyüme etkisi büyüme tarzına etki eden önemli bir faktördür. Düzlemsel ara yüzeylerde (Sekil 2.10) dendrit yönlenmesinin, yavaş büyüyen düzlemlerce çevrelenmiş bir ucun ilerlemesi şeklinde olduğu düşünülür. Şekil 2.9 a, $\langle 100 \rangle$ yönünde büyüyen bir uç ve çevresinde dört tane büyüyen $\{111\}$ düzlemi içeren bir dendritin şematik gösterimidir. Buna ek olarak, şartların değişmesiyle $\{111\}$ düzlemlerinin daha hızlı büyümesi ve $\{100\}$ düzlemlerinin geride kaldığı durumda ise dendrit büyüme yönü $\langle 111 \rangle$ olacaktır.

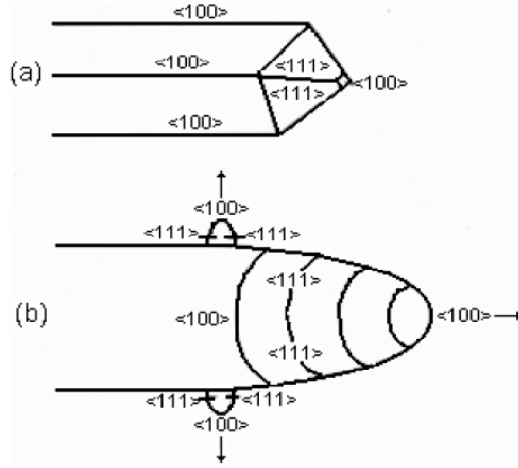
Çizelge 2.1 Çeşitli malzemeler için tercih edilen büyüme yönleri [K.K. Tüzüenalp, 2002]

Yapı	Dendrit Yönlenmesi	Örnek
Yüzey Merkezli Kübik	$\langle 100 \rangle$	Al
Hacim Merkezli Kübik	$\langle 100 \rangle$	δ -Fe
Hacim Merkezli Tetragonal	$\langle 110 \rangle$	Sn
Hegzagonal Sıkı Paket	$\langle 1010 \rangle$	H ₂ O (Kar)
	$\langle 0001 \rangle$	Co ₁₇ Sm ₂ (Cu)

Düzlemsiz dentritik büyüme tarzına sahip metallerde büyüme yönünün nedenini açıklamak kolay değildir. Deneysel çalışmaların sonuçlarına göre, bu durumda Şekil 2.9 b'de görülen büyüme tarzı geçerlidir.

Weinberg ve Chalmers tarafından, yavaş büyüyen düzlemlerin en sıkı paketlenmiş düzlemler olacağı ve böylece ana dendrit yönünün, kenarları en sıkı paketlenmiş düzlemler olan bir piramidin eksenine olacağı açıklanmıştır. Bu yönler gövde için $\langle 100 \rangle$ doğrultusunda oluşur.

Büyüme hızı V ve dendrit yapısı veya aralığı büyük oranda dendrit uç bölgesinin davranışına bağlıdır. Uçun büyümesi sırasında saf metallerde olduğu gibi sadece ısı açığa çıkabilir veya alaşımlarda olduğu gibi ısı ile birlikte çözünen atomlar da dışarı atılabilir. Bu tip yayınma kontrollü işlemler, sıvı içindeki sıcaklık gradyanları tarafından yönlendirilirler.



Şekil 2.9 Kübik kristalli malzemelerde $\langle 100 \rangle$ yönünde dendrit uçlarının büyümesi. Burada a) düzlemsel büyüme b) düzlemsiz büyüme (Öksüz, 2006)

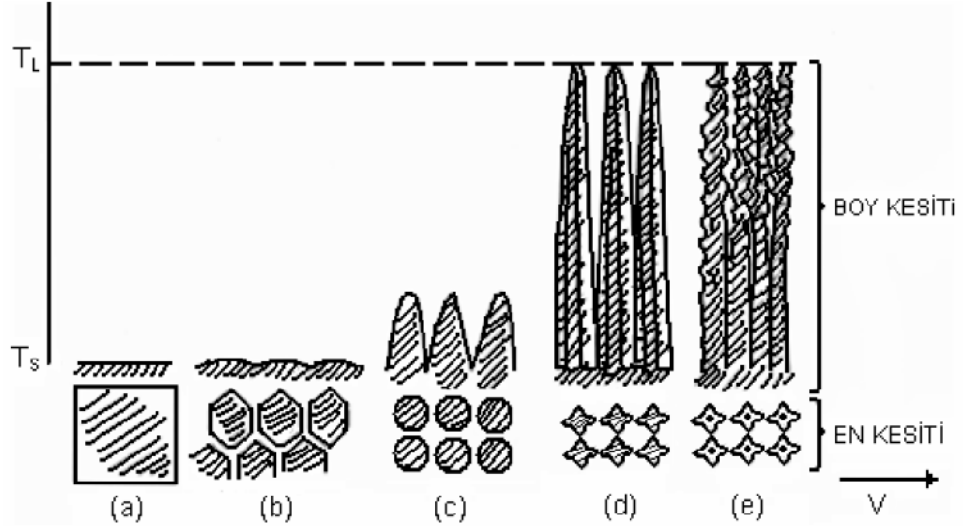
Sıvıdaki sıcaklık gradyanı ve ara yüzey ilerleme hızına bağlı olarak, çeşitli mikro yapılar oluşur. Bu tip mikro yapılar Şekil 2.10'da şematik olarak verilmiştir. Birçok farklı malzeme türünde aynı tip mikroyapılar gözlemlenebilir. Tarif edilen sınıflandırma aşağıdaki şekilde uyarlanmıştır (Şekil 2.10).

(a) Düzlemsel ara yüzey,

(b) Hücresel yapı: Burada ısı akış yönüne paralel yönde hücreler oluşur.

(c) Hücresel yapı: Burada kübik malzemeler için $\langle 100 \rangle$ olan tercihli kristalografik büyüme yönüne paralel silindirik sekline yakın hücreler oluşur. Normal olarak, ısı akış yönü ve tercihli büyüme yönü arasında çok küçük bir yönelme farkı bulunur.

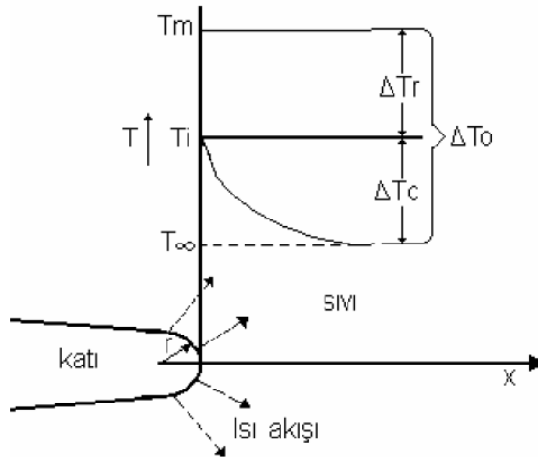
(d) Hücresel / dendritik yapı: Burada kristalografik yöne paralel uzanan ve kollara sahip artı şeklindeki taneler oluşur. Dendritik yapı. Burada hücresel / dendritik yapının (d) kolları üzerinde ikincil ve daha fazla dendrit kolları ortaya çıkar.



Şekil 2.10 Sabit bir sıcaklık gradyanı GL ve artan V için sıvı-katı ara yüzey yapısının şematik gösterimi. Burada yapısal alt soğumanın oluştuğu bölge, alaşımın dengeli katılaşma aralığına doğru uzar.

2.6.2 Dendrit uç yarıçapı

Dendrit uç yarıçapı kristalin büyümesinde önemli rol oynayan bir faktördür. Dendritik katılaşmada birincil dendrit kollarından ikincil ve üçüncül dendrit büyümektedir. Büyüyen dendrit kollarının uçları detaylı bir şekilde incelenirse düzlemsel ara yüzeyden farklı olduğu görülür. Isı dendrit uçlarından üç boyutlu olarak uzaklaşır (Şekil 2.11).



Şekil 2.11 Dendrit ucundaki sıcaklık dağılımı (A.S.M Handbook, 1992)

Eğer katının izotermal olduğunu kabul edersek $GS=0$ olduğu zaman dentrit ucunun büyüme oranı, (2.19)'daki eşitliğe benzer bir eşitlikle verilebilir. Dentrit ucundaki ısı akısı için sıvının sıcaklık gradyanı (GL) yaklaşık olarak $\Delta T_c/r$ olarak verilebilir. Şekil 2.11'de;

T_m = ergime sıcaklığı

ΔT_o = ergime sıcaklığı ile süper soğutulmuş sıvı sıcaklığı arasındaki fark

ΔT_r = alt soğuma

R = dentrit yarıçapı

T_∞ = süper soğutulmuş sıvının sıcaklığı

T_i = ara yüzey sıcaklığı

ΔT_c = ara yüzey sıcaklığı ile süper soğutulmuş sıvının sıcaklığı arasındaki farkı ifade eder.

Eşitlik 2.19'dan büyüme oranı;

$$V = \frac{-K_L \times G_L}{L_v} \cong \frac{K_L}{L_v} \times \frac{\Delta T}{r} \quad (2.20)$$

Olarak bulunur. Şekil 2.11'de görüldüğü gibi ergime sıcaklığının altında ΔT_r kadar alt soğuma meydana gelir.

$$\Delta T_r = \frac{2\gamma T_m}{L_v \cdot r} \quad (2.21)$$

$\Delta T_r = \Delta T_o$ olduğu zaman, dentrit ucunun yarıçapı minimum değere gelecektir. Bu kritik çekirdek yarıçapıdır.

$$r^* = \frac{2\gamma T_m}{L_v \cdot \Delta T_o} \quad (2.22)$$

Sonuç olarak şekil 2.13'den;

$$\Delta T_o = \Delta T_c + \Delta T_r \text{ olur ve Es. 2.21'den} \quad (2.23)$$

$$V \cong \frac{K_L}{L_v} \times \frac{1}{r} \left(1 - \frac{r^*}{r} \right) \quad (2.24)$$

Büyüme hızı denklemi elde edilir. Maksimum büyüme hızı $r=2r^*$ şartında sağlanır.

3. HOMOJENİZASYON ISIL İŞLEMİ

3.1 Homojenizasyon Isıl İşlemi

Şekillendirilebilen alüminyum alaşımları genellikle ekstrüzyon ve haddeleme öncesi homojenizasyon ısıl işlemine tabi tutulur. Homojenleştirme işleminin amacı; dendritik yapıdaki konsantrasyon farklılıklarının giderilmesi, katılaşma esnasında oluşan kararsız fazların çözünmesi ve alaşımın ekstrüzyon ve haddeleme sırasında tane sınırını kontrol eden kararlı çökeltilerin oluşturulması, alaşım elementlerinin yapı için homojen olarak dağılmasını sağlamaktır (Dons, 2001).

Karmaşık alaşım sistemlerinde kararsız bileşiklerin yanında malzemenin sünekliğini azaltan ve çözünmeyen kararlı fazlar da bulunur (Wu, 2007). Homojenleştirme işleminde bu alaşımların boy/en oranlarının azaltılması sağlanarak süneklik artırılır (Onurlu, 1993 & B. Daşcılar, 2006).

Homojenleştirme işlemi görmemiş bloklar aşağıda belirtilen nedenlerden dolayı mamül kalitesini ve ekstrüzyon edilebilirliği kötü yönde etkilemektedir [Saha, 2000].

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

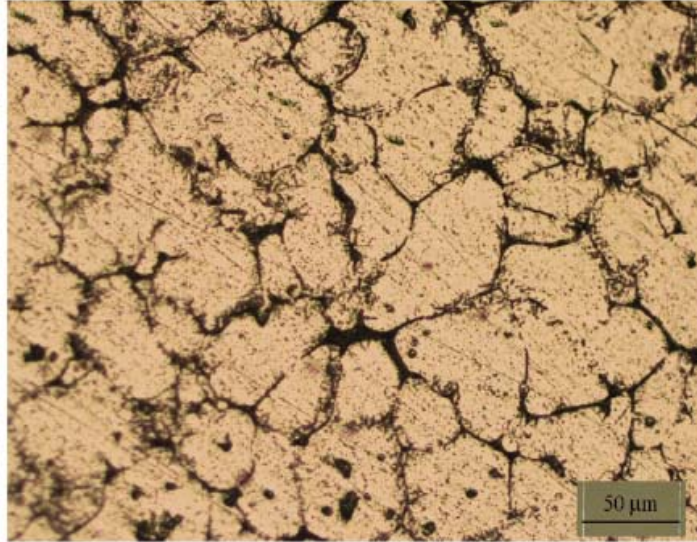
Bu etkiler kısmen veya tamamen billetin homojenleştirme ısıl işlemine tabi tutulmasıyla yok edilebilir. Ancak billet ısıl işlemlerinin amacı ekonomi ve kalite gereksinimleri doğrultusunda

değişir (Saha, 2000). Alüminyumun homojenizasyonu sırasında mikroyapıda meydana gelen değişimler Çizelge 3.1’ de gösterilmiştir.

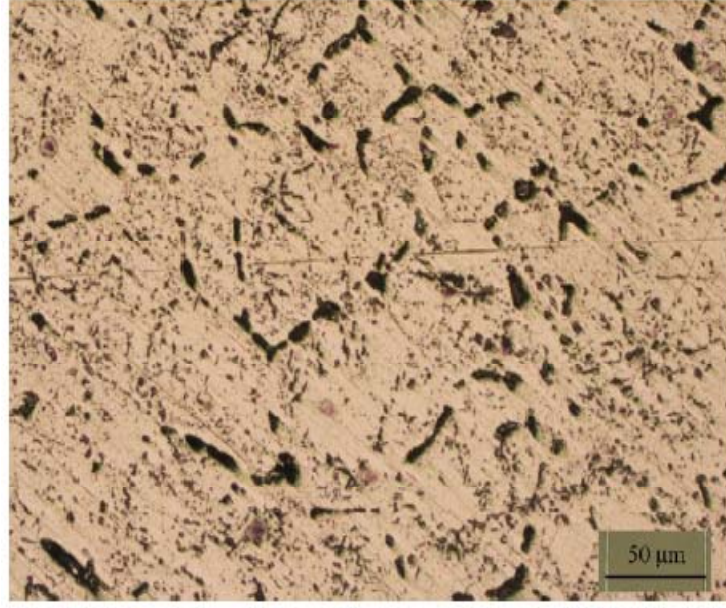
Çizelge 3.1 Alüminyumun homojenizasyonu sırasında mikroyapıda meydana gelen değişiklikler

	Isıtma	Tutma	Soğutma
AA3xxx	Çekirdeklenme,büyüme,Mn, Fe fazlarının bölgesel çözünmesi	Mn ve Fe difüzyonu,kabalaşma, Mn,Fe fazlarının taşınımı	Büyüme,Mn,Fe fazlarının çekirdeklenmesi
AA5xxx	Al_3Mg_2 ‘nin çözünmesi yada ergimesi	Mg ve Si ‘nin difüzyonu, Al_3Mg_2 ve kısmende Mg_2Si ‘nin çözünmesi	Haddeleme, bazı çökelmeler deformasyon
AA6xxx	Çekirdeklenme, büyüme ve Mg_2Si ’nin Çözünmesi	Fe, Si, Mn ve Mg difüzyonu ve Mg_2Si ’nin çözünmesi	Mg_2Si fazının çekirdeklenip büyümesi
AlSi döküm Alaşımları	Mn,Fe fazlarının bölgesel çözünmesi	Mg,Si ve Cu ‘nun difüzyonu, Cu fazlarının çözünmesi	Mg_2Si , Mg_2Si fazının çekirdeklenmesi ve büyümesi

M. Baki Karamış ve İ. Halıcı 2007 yaptıkları çalışmada AA 6063 için dökümden sonra ve homojenizasyon ısıl işleminden sonraki mikro yapı resimleri Şekil 3.1’de gösterilmiştir.



(a)



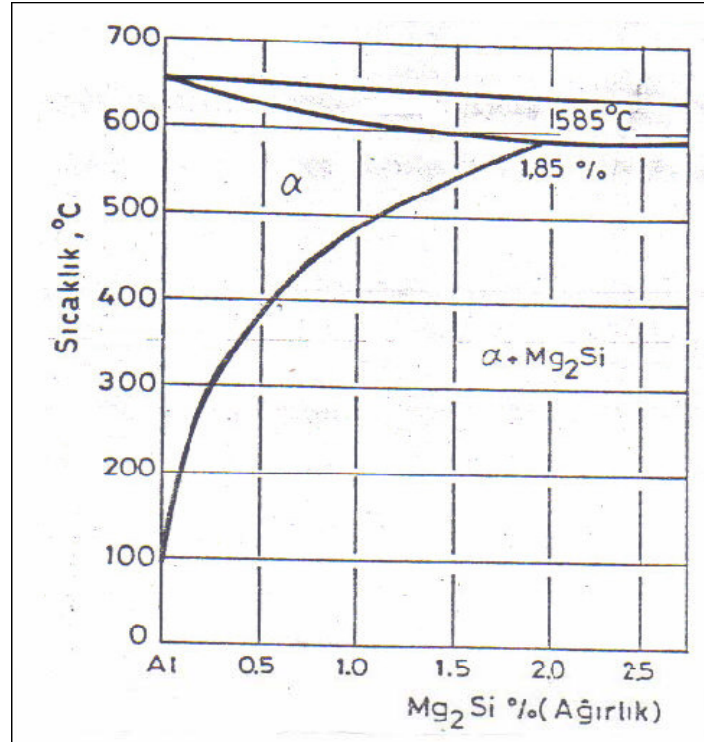
(b)

Şekil 3.1 AA 6063 için sırasıyla döküm sonrası (a) ve homojenizasyon sonrası (b) mikro yapı resimleri.

Endüstriyel alüminyum alaşımlarının homojenizasyon ısı işlemi ısıtma, yüksek sıcaklıkta tutma ve soğutma olmak üzere üç kademede gerçekleşir (Samaras, 2007). Alüminyum alaşımlarının homojenizasyonu yüksek sıcaklıklar ve yüksek isleme süreleri içeren üretim proseslerinin tamamında pahalı bir bileşendir. Spesifik çevrimler değişmesine karşılık 6xxx serisi alüminyum alaşımlarının homojenizasyon uygulamaları 530–590 °C 6–8 saat demleme sürelerinde (soak time) uygulanmaktadır. Bu nedenle homojenizasyon süresi ve sıcaklığının azaltılması işlem maliyetlerinin azaltılmasında etkileyici bir yöntemdir (Claves, 2002). Homojenizasyon prosesi difüzyona dayanan bir işlem olduğu için homojenizasyon sıcaklığı prosesin süresini belirler. Sıcaklıktaki ufak bir artış bile homojenizasyon süresinin kısalmasına neden olur.

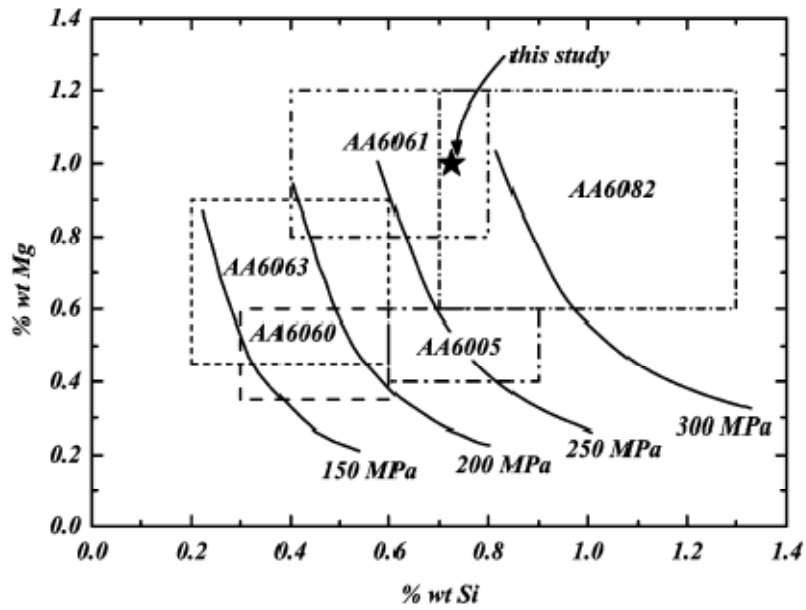
3.2 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarının Homojenizasyonu

Üç elementli bir sistem olan AlMgSi alaşımlarının çoğunluğu Al-Mg₂Si-Si üçlü sisteminin içindedir. Mg₂Si' nin alüminyum içindeki çözünürlüğü Şekil 3.1'de gösterilmektedir(Altıntaş 1984). Buradan da görüleceği gibi çözünürlük sıcaklığın azalmasıyla azalmaktadır. Örneğin, Mg₂Si 'nin alüminyum içindeki çözünürlüğü 585⁰C'da yüzde ağırlık olarak 1.85 iken, bu değer 500 °C'da yüzde 1.05, 400 °C'da yüzde 0.53 ve 300 °C'da yüzde 0,3 olmaktadır.



Şekil 3.2 Mg_2Si 'in alüminyum içindeki çözünürlüğü (Altıntaş, 1984)

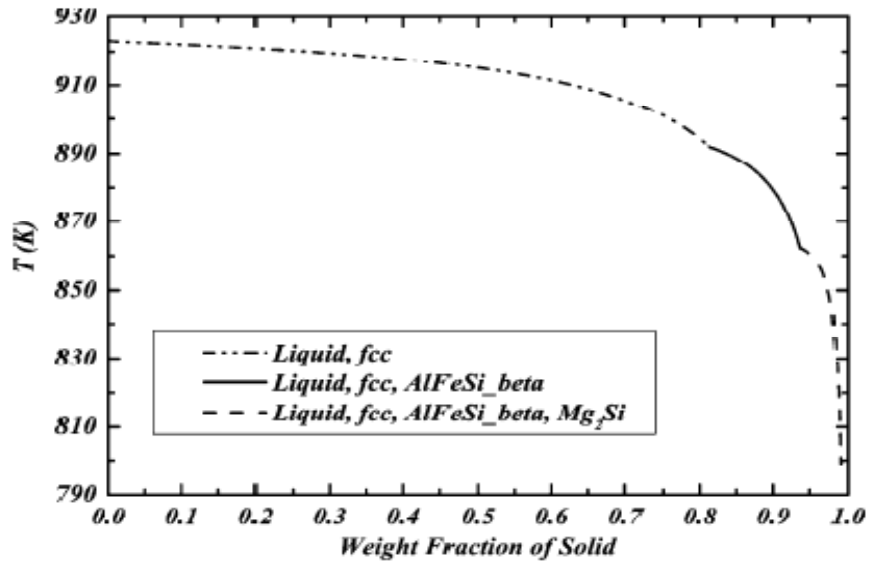
İstenilen mekanik özelliklere bağlı olarak alaşımların Mg ve Si kimyasal kompozisyonları Şekil 3.2'de görüldüğü gibi farklılık gösterir (Samaras, 2007).



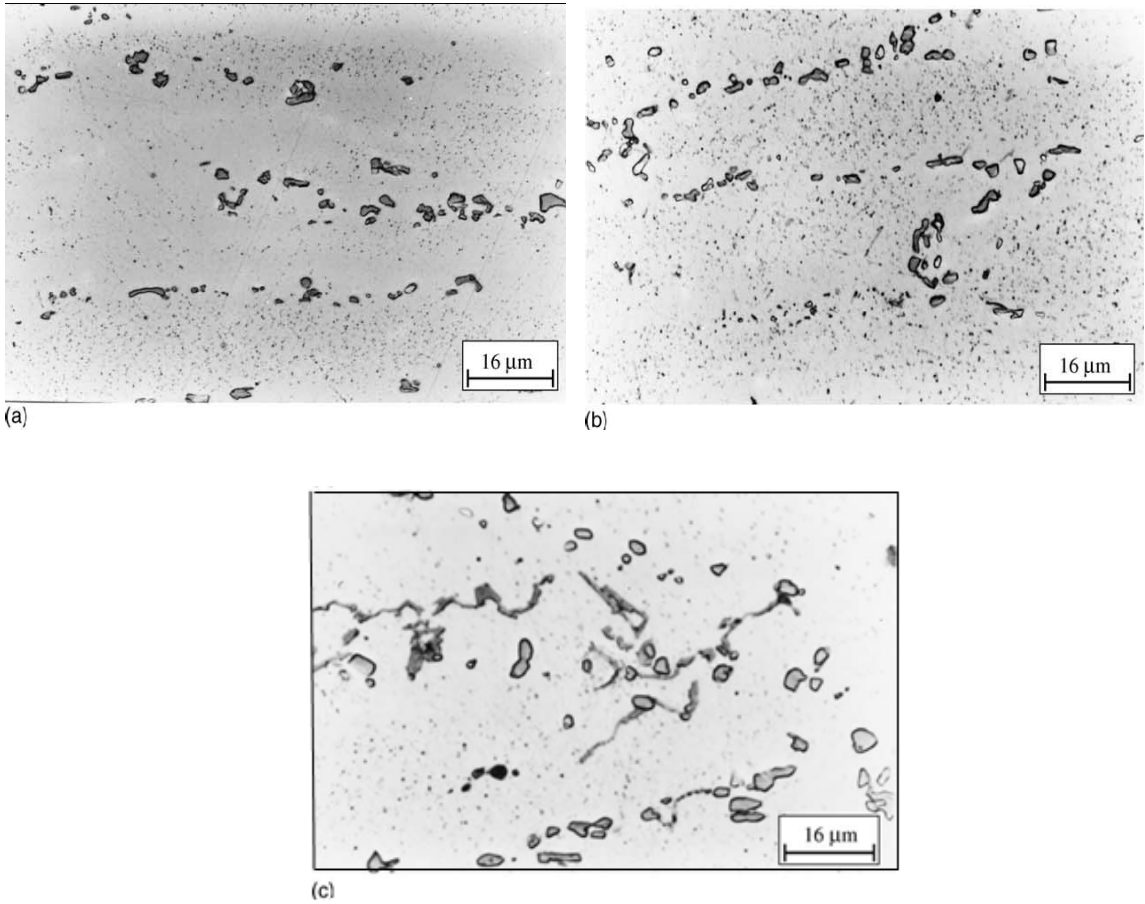
Şekil 3.3 6XXX Alüminyum alaşımlarının kompozisyon limitleri (Samaras, 2007).

Oda sıcaklığında ısıtma başladığı anda katı çözelti aşırı doymuş durumdadır. Mikro segregasyonlardan dolayı aşırı doymuş bu yapı dentrit kollarının merkezinden kenarlara doğru artar. Fe, Mn ve Mg_2Si çökeltilerinin çekirdeklenmesi ve büyümesi sırasında oluşan ilk faz dönüşümü yüksek sıcaklıklarda çözünme gösterir. Bekletme sırasında dentrit kolları arasındaki boşluklarda konsantrasyon gradyanı meydana gelir. Bu homojenizasyon dentrit kollarının kenarlarındaki yüksek miktardaki çözelti konsantrasyonunu düşürür. Bu da ısıtma sırasında oluşan partiküllerin çözünmesine sebep olur. Bu kademede ki diğer önemli reaksiyonlar dispersoidlerin kabalaşması, çözünmeyen partiküllerin küreselleşmesi ve $\beta-AlFeSi \rightarrow \alpha-AlFeSi$ dönüşümü ki buda düşük sıcaklıklardaki sürekliliğinden dolayı önemlidir (Samaras, 2007, Sheppard, 1999 & Kuijpers, 2004).

Homojenizasyon proses süresini azaltmak için ergime sıcaklığından daha düşük yüksek sıcaklıklar seçilir. Bölgesel ergimeler ekstrüzyon sırasında boşluk, çatlama ve blistering gibi alaşımın mikro yapısında ciddi zararlara sebep olur (Saha, 2000). Segregasyon bölgeleri Liquidus eğrisinden daha düşük sıcaklıklarda eriyebilir. Bunun devamında, homojenizasyon sıcaklığı için güvenli limit Mg_2Si 'nin ötektik sıcaklığı seçilebilir. Endüstriyel anlamda homojenizasyon işlemi uygulama aralığı $540-580^\circ C$ 'dir ve bekleme süresi 6-8 saattir. Soğutma kademesinde bir önceki adımda çözünmeyen partiküller yeniden çöker. Mg_2Si , Fe, Mn, Cr partiküllerinin son boyutları yeniden kristalleşme veya devamındaki sıcak işlem sırasındaki tane boyutu kontrolü ve nihai mekanik özelliklerin geliştirilmesinde önemlidir (Samaras, 2007). Bununla beraber sıcak işlem sırasında tekrardan çözünebilmesi için partikül dağılımı homojen olmalıdır. Sıcak işlem sırasındaki katı çözelti dayanımını azaltmak için partiküller büyük olabilir fakat ekstrüzyon sırasındaki çözünmesini kolaylaştırmak için çok da fazla olmamalıdır (Bırol, 2004).

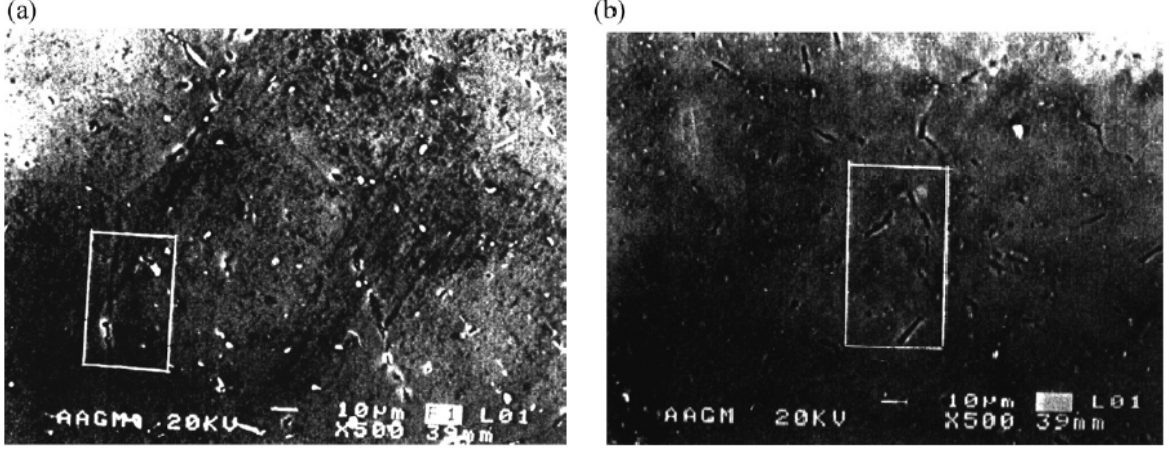


Şekil 3.4 AA6061 Alaşımının Katılaşma Eğrisi.



Şekil 3.5 570 °C de 6 saat homojenize edilmiş AA 6082 alaşımının a) suda, b) buzlu suda, c) fırında soğutulması sonrasında ki optik mikroskop görüntüleri (Mrowka & Nowotnik,

2005).

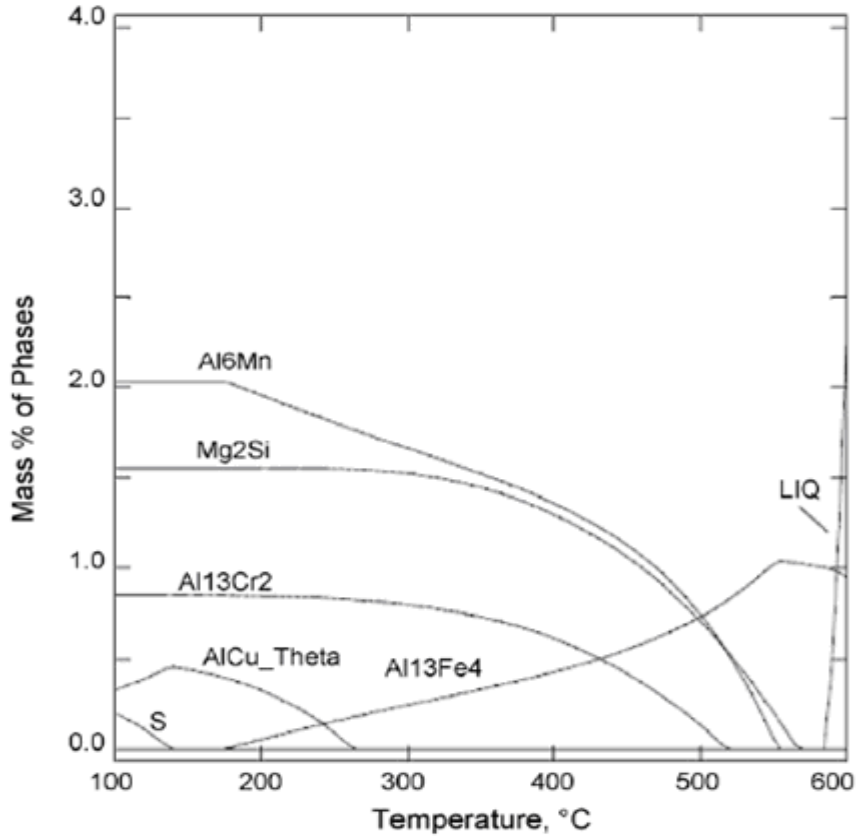


Şekil 3.6 AA 6063 alaşımasının homojenizasyon işleminden sonra farklı hızlar ile soğutulmasının Mg_2Si fazının boyutuna etkisi (Karamış, 2007).

3.3 6061 Alaşımasının Homojenizasyonu Sırasında Oluşan Faz Dönüşümleri

Endüstriyel homojenizasyon uygulaması tipik olarak daldırma (belirli bir sıcaklıkta belli bir süre bekletme) işlemi takip eden önceden belirlenmiş bir hızda soğutma işleminden ibarettir. Daldırma işleminde birkaç proses yer alır. Tabaka-benzeri β -AlFeSi intermetaliklerinin interdendritik ağ yapısı daha yuvarlak olan α -AlFeSi parçacıklarına dönüşür. β -AlFeSi parçacıkları birçok yüzey kusuru ve ekstrüzyon kısıtlamalarından sorumlu tutuldukları için $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümü önemlidir. Mg_2Si parçacıkları ve kaba ötektiklerde daldırma işleminde çözünürler Mg ve Si homojen bir şekilde dağılır (Birol, 2004). Aşağıda 6XXX serisi için kabul edilen kararlı α -fazın kararlı β -fazına dönüşümü verilmiştir.

$\alpha_{ke} \rightarrow GP \text{ bölgeleri} \rightarrow \beta''(Mg_{x1}Si_{y1}) \rightarrow \beta'(Mg_{x2}Si_{y2}) \rightarrow \beta(Mg_{x3}Si_{y3})$ (Niranjani, 2009).



Şekil 3.7 AA6061 Alaşımı için fazların sıcaklığa ve kompozisyona bağlılığını gösteren faz dağılım listesi.

3.4 AlFeSi intermetalikleri

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

Demir, doğal bir empüritedir, alüminyum içinde oldukça düşük katı çözünürlüğe sahiptir ve neredeyse tamamı yapı içinde intermetalik faz olarak bulunur. Katılaşma esnasında Fe hücre veya dendirit sınırlarında segregе olur, buralarda ötektik ve peritektik reaksiyonlarda yer alır. Demir alüminyum, silisyum ve bazen de manganezle intermetalik fazlar oluşturur. AlFeSi fazı alüminyum alaşımlarının mikroyapısında önemli bir yer tutar.

Bu partiküller, daha sonraki fabrikasyon adımlarında malzemenin özelliklerini etkileyebilirler ve malzemenin kalitesi açısından can alıcı bir rol oynarlar.

β - ve α -AlFeSi intermetaliklerinin literatürde belirtilen tipik karakteristikleri Çizelge 4.5'te listelenmiştir. $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümü 6xxx serisi alüminyum alaşımlarının sünekliğini artırır ve işlenebilirliğini iyileştirir. Dökümden sonra, β -AlFeSi tane sınırlarında yapıya hakimdir ve hemen hemen sürekli bir ağ yapısı oluşturur. Gerilim alanları, alüminyum matris ile çok keskin hücre sınırlarına sahiptir β -AlFeSi partiküllerini çevrelerler. β fazı, ekstrüzyon esnasında, kalıp boyunca, metal yüzeyindeki katı bileşenleri ayıran gerilim altında kolayca ayrılır. Bu "birikme" kusuru yüksek ekstrüzyon hızlarında görülür, yüzey kalitesini bozar ve ekstrüzyon hızını sınırlar.

Çizelge 3.2 β - ve α - AlFeSi fazlarının literatürde belirtilen temel karakteristikleri (Claves, 2002)

Özellik	β	α
Şekli	İğnemsî/plaka	Çin yazısı/çubuk şeklinde
En-boy oranı	Yüksek	Düşük
Renk	Siyah	Gri
Stokiyometrik	$\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ Al_5FeSi	$\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$
Fe:Si	1.0	1.5/2.0
Kristal yapı	Monoklinik	Basit kübik
Alan grubu	A 2/a	$\text{Im}3/\text{P}6_3/\text{mmc}$

Isıl işlem esnasında, β partikülleri ilk önce parçalanmaya maruz kalırlar ve daha sonra küreselleşmeye başlarlar. Sonuçta oluşan α partikülleri daha kısa, daha kalın ve çubuk şeklindedirler. β iğnelerinin yüksek yüzey alanı-hacim oranı partiküllerin küreselleşmesi için gerekli itici kuvveti sağlar. Yüzey gerilimi azaldığı gibi birikme kusurları oluşma ihtimali de azalır[Claves vd.,2002]. Çizelge 3.2'de bazı alüminyum alaşımları için tipik homojenleştirme sıcaklık ve süreleri verilmiştir.

Çizelge 3.3 Bazı alüminyum alaşımı biletlerin tipik homojenleştirme işlemleri (Saha, 2000).

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

Döküm hali yapıdaki mikroyapısal gözlemler, dispersoid oluşturan elementlerden olan zirkonyum alaşım ilavelerinin demir içeren fazların oluşumu üzerinde önemli bir etkisinin olmadığını göstermektedir. Bununla birlikte, manganez veya krom ilavesi α -tipi ve β -tipi demir esaslı fazların nispi miktarını etkileyebilmektedir. Genel olarak, manganez veya krom mevcut değilse demir esaslı fazlar magnezyum, silisyum ve demir oranına bağlı olarak α -Al₁₂Fe₃Si, β -Al₉Fe₂Si₂ veya her ikisinin karışımı olmaktadır. Manganez ve krom α -tipi fazı stabilize ederek Al₁₂(Fe,Mn,Cr)₃Si fazını oluşturacaktır. Her durumda üç demir esaslı faz (az miktarda η -AlMgFe(Mn,Cr)Si fazı içeren) döküm hali yapıda mevcuttur. Homojenizasyon işlemi esnasında demir esaslı fazlar α -tipi faza dönüşmektedir.

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

Dispersoid oluşturan elementlerin rekristalize olan yapılarda tane inceltme üzerindeki etkileri çok çeşitlidir. Bir yandan, bu elementlerle alaşımlama mikron-altı partiküller oluşturarak tane büyümesini geciktirebilir, diğer yandan, rekristalizasyon sıcaklığını değiştirerek rekristalizasyon prosesini etkilerler. Ayrıca, alaşım elementlerinin tane inceltme üzerindeki etkileri temel olarak alaşım içindeki dispersoidlerin boyutlarına

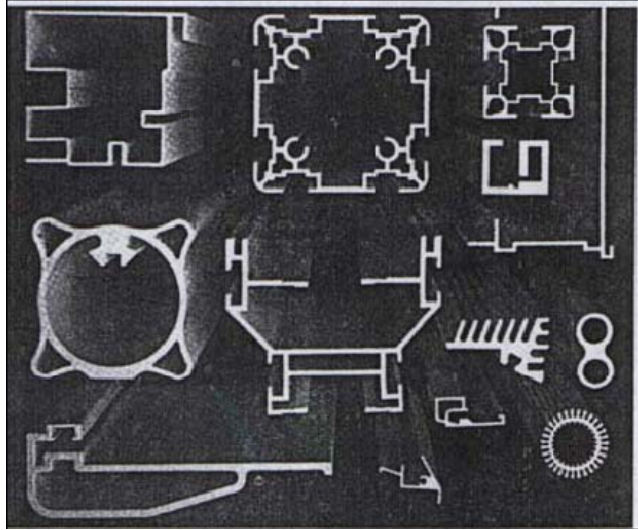
bağlıdır. Partiküllerin boyutu ve tipi dispersoid oluşturan elementler ile alaşımda mevcut olan diğer elementlerin etkileşiminden etkilenmektedir.

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

Al-Mg-Si alaşımları yapıda %0,1–0,15 arasında manganez içermeliler böylece çözeltiye alma işleminden sonra etkili bir tane boyutu kontrolü sağlanabilir (Zhuang, 1996).

4. EKSTRÜZYON

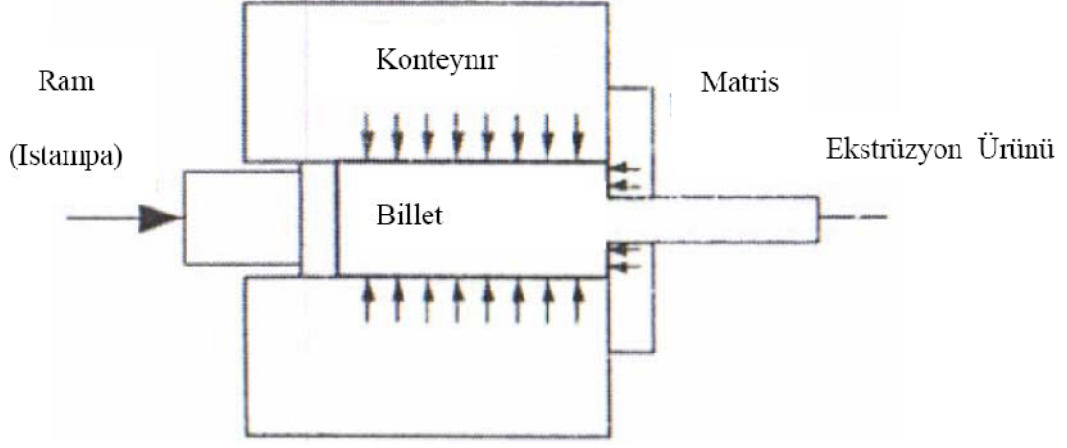
Ekstrüzyon prosesinde, kovana sıkıştırılmış bilet uzun bir şekil vermek üzere çelik bir kalıptaki açıklığa doğru bastırılır. Şekil, basit veya karmaşık; kesit, içi dolu veya boş olabilir. Ekstrüzyon için genellikle yatay presler kullanılır. Preslerin kapasiteleri “ton” olarak verilir ki bu miktar, bilete aktarılabilecek kuvvet miktarını temsil etmektedir. Sıcak haddeye oranla ekstrüzyon da daha fazla kesit indirgemesi yapılabilir. Deformasyon esnasında tüm biyet basınç altındadır. Bu durum; tek yönde etki eden hadde basıncının yarattığı çatlak oluşumunu ekstrüzyon ile önler. Uygun kalıp konstrüksiyonu ve tek bir şekil değiştirme işlemi ile alüminyumundan komplike kesitler üretilir. Şekil 4.1’de ekstrüzyon yöntemi ile üretilmiş çeşitli alüminyum profiller görülmektedir.



Şekil 4.1 Ekstrüzyon yoluyla üretilen çeşitli alüminyum profiller [Saha, 2000].

Ekstrüzyon sıcak veya soğuk olarak uygulanabildiği gibi, ekstrüzyon yarı mamulleri de istenilirse daha sonrada haddelenebilir. Sıcaklığın artması ile birlikte metalin deformasyon direnci azalacağından ve bu yüzden düşük tonajlı ve maliyetli presler kullanılacağından, ticari ekstrüzyonların çoğu sıcak yapılmaktadır. Biletler, pres yakınların da bulunan fırınlarda ön ısıtmaya tabi tutulur. Bu fırınlar indüksiyonlu ya da direk gaz alevli olabilir. Biletler fırın boyunca bir itici ile taşınır ve kısa sürede ekstrüzyon sıcaklığına ısıtılır (Altenpohl, 1986).

Ekstrüzyon işlemi billetin döküm yapısını değiştirmede kullanılabilecek en iyi yöntemdir, zira billet sadece bası gerilmelerine maruz kalmaktadır. Ekstrüzyon prensibinin temeli Şekil 4.2’de gösterilmektedir.



Şekil 4.2 Ekstrüzyon tanımı ve ilkeleri (Saha, 2000)

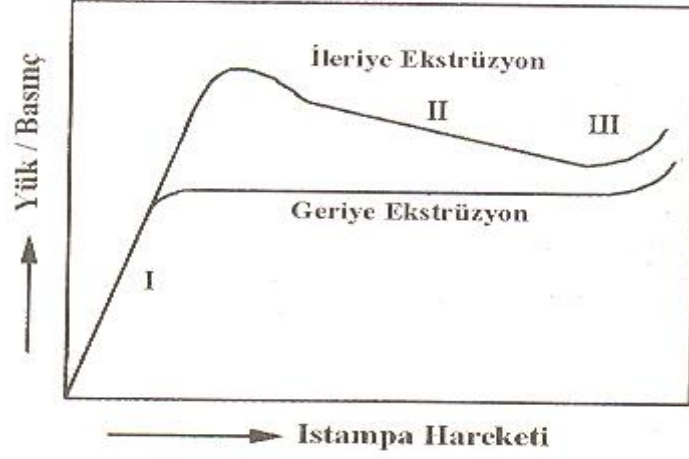
Ekstrüzyon prosesi alüminyum ürünlerinin şekillendirilmesinde haddeleme gibi çok önemli bir yere sahiptir (Kaneko, 2009). Alüminyum sanayinde yaygın olarak ileriye ve geriye olmak üzere iki ayrı tip ekstrüzyon işlemi uygulanmaktadır (Saha, 2000).

4.1 İleriye Ekstrüzyon

Alüminyum ekstrüzyonun da kullanılan en önemli ve en yaygın yöntem ileriye ekstrüzyon tekniğidir. Kovan içerisine yerleştirilen billetin ıstampa adı verilen bir itici ile uygulanan basınç etkisiyle kalıp boşluğundan geçirilmesi esasına dayanan bu yöntem şekil 4.2’de gösterilmektedir. İleriye ekstrüzyon yöntemi çubuk, bar ve boru üretiminde ve kalıbın yapısı ve şekline göre farklı geometrilere sahip içi boş ve dolu kesitli profillerin üretiminde kullanım alanı bulunmaktadır. Bu yöntemde metalin akış yönü ıstampanın hareket yönü ile aynıdır. Baskı sırasında billet, kovan içinde ileriye doğru hareket etmektedir. Bu hareket nedeniyle oluşan sürtünme kuvvetlerinden dolayı ıstampanın uygulaması gereken basınç oldukça yüksektir. İleriye ekstrüzyon sırasında ıstampanın hareketi ile birlikte yük veya basınç da ki değişim genel olarak şekil 4.3’deki verilen formdadır. Geleneksel olarak bu proseste üç farklı evre tanımlanmaktadır.

- 1- Billet sıkışmaya başlar ve basınç hızla artarak en yüksek değerine ulaşır.
- 2- Ekstrüzyon işlemi gerçekleşmeye başladığında basınç azalır, bu bölge rejim hali olarak adlandırılmaktadır.

3- Basıncın en düşük değerine inmesinin ardından billetten arda kalan “koçan” sıkışmaya başladığından basınç aniden yükselmeye başlar.



Şekil 4.3 İleriye ve geriye ekstrüzyon yöntemlerinde ıstampanın hareketi ile yük veya basıncın değişimi.

4.1.1 İleriye Ekstrüzyon Yönteminin Avantajları:

1. İstenilen uzunluk, çap ve kalınlıkta yarı mamül imal olanağı sağlar.
2. Çeşitli dolu ve içi boş profiller kolaylıkla elde edilir.
3. Takım düzenlenmesi kolaydır.
4. İşletme yönünden kolaylıklar sağlar
5. Matris çapı, konteynır iç çapı tarafından sınırlanmamaktadır.

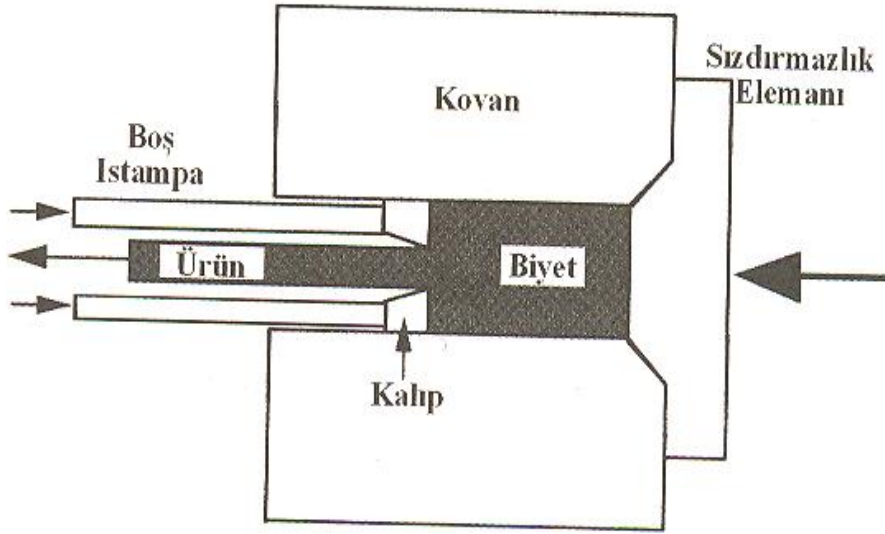
4.1.2 İleriye Ekstrüzyon Yönteminin Dezavantajları:

1. Gerekli ekstrüzyon kuvveti, indirekt ve hidrostatik ekstrüzyon yöntemlerinden daha yüksektir. Bundan dolayı da ekstrüzyon oranı ve hızı istenildiği kadar yükseltilememektedir.
2. Blok ile alıcı arasındaki sürtünme uzun blokların kullanılmasını önlemektedir.
3. Ekstrüzyon artığı (ara iş) fazladır.
4. Malzeme akışı indirekt ve hidrostatik ekstrüzyon yöntemlerinden daha düzensiz olmaktadır.
5. Ekstrüzyon hataları oluşabilmektedir.

6. Takım ömrü kısadır (Sara1 , 2005).

4.2 Geriye Ekstrüzyon

Geriye ekstrüzyonda içi boş ıstampaın ucuna monte edilen kalıp kovan içerisinde hareket etmektedir. Şekil 4.4’de görüldüğü gibi billet kovan içerisinde hareketsiz durmaktadır. Dolayısıyla bu yöntem kovan ile billet yüzeyi arasında sürtünmenin olmaması özelliği ile tanınır. Bu sebepten billet merkezindeki malzemenin billet çeperlerine göre bağıl bir hareketi söz konusu değildir. Hem ileriye hem de geriye ekstrüzyon işlemlerinde kuvvetin veya basıncın ıstampa hareketine bağıl olarak değişimi Şekil 4.3’ de gösterilmiştir.



Şekil 4.4 Geriye ekstrüzyon işlemi

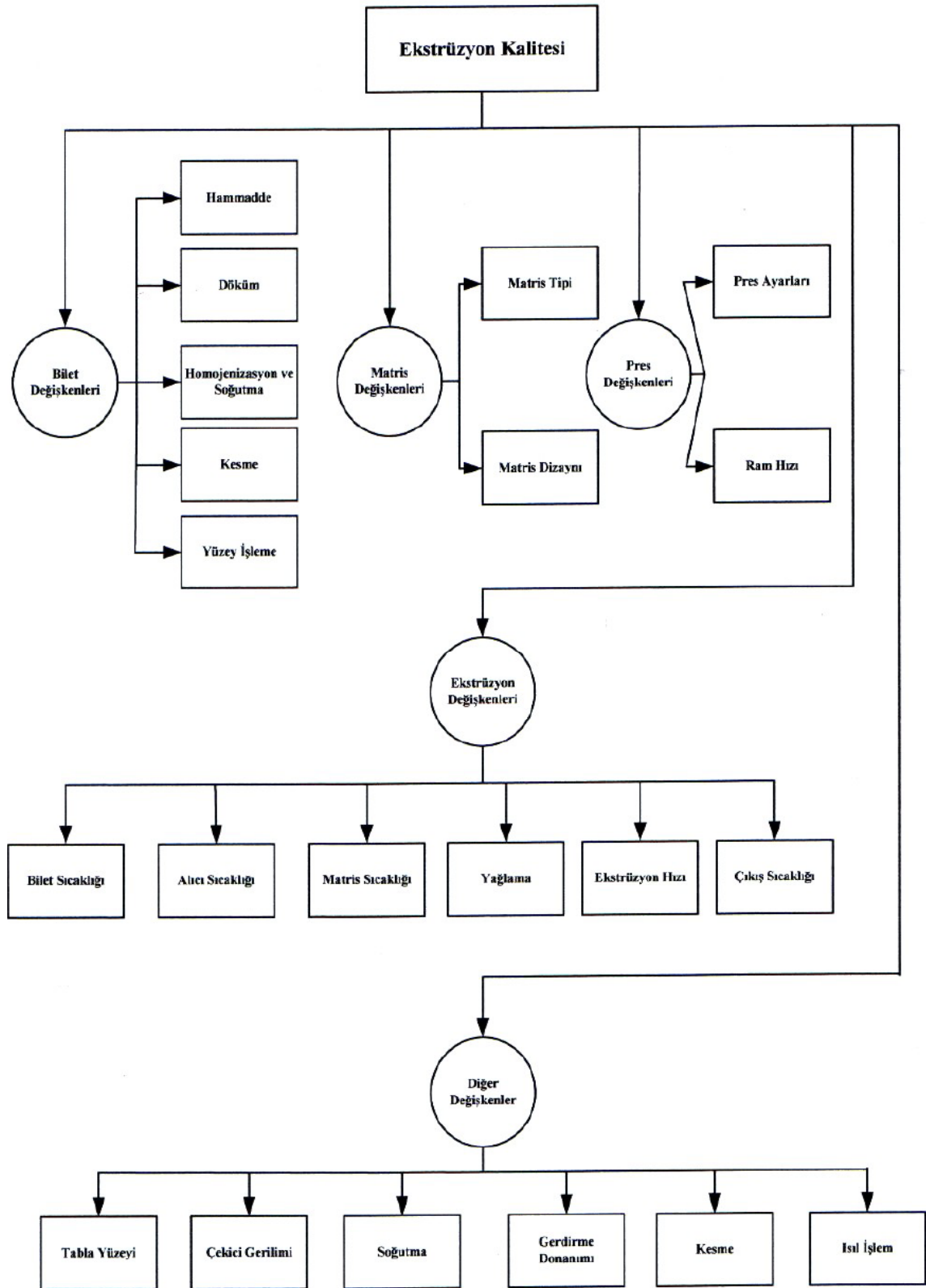
4.2.1 Geriye Ekstrüzyon Yönteminin Avantajları

1. Direkt ekstrüzyon yöntemine göre yaklaşık %20-30 arasında kuvvet kazancı sağladığından; daha büyük ekstrüzyon oranları, daha yüksek ekstrüzyon hızları, daha düşük blok sıcaklığında çalışma imkânı sağlamaktadır.
2. Kullanılan yüksek ıstampa kuvveti ya ince et kalınlıklı profillerin ekstrüzyonunda ya da düşük blok sıcaklıklarında çalışmayı sağlamak için kullanılır.
3. Blok merkezinin blok çevresinden daha hızlı hareketi önlendiğinden blok uzunluğunun ıstampa basıncından bağımsızlığı sağlanmaktadır. Bu nedenle blok uzunluğu ekstrüzyon kuvveti tarafından sınırlanmayıp, içi boş ıstampaın uzunluğu ve rijitliği ile sınırlanmaktadır.
4. Ekstrüzyon artığı (ara iş) daha kısa olmaktadır.

5. Malzeme akışı daha ideal olmaktadır.
6. Blok ile konteynır arasında sürtünmeden dolayı sıcaklık artışı oluşmadığından yüzey çatlaklarından kaynaklanan hatalar azalmaktadır.
7. Takımların ömrü, özellikle de konteynırdaki iç gömleğin ömrü, cidar sürtünmesinin önlenmesi nedeniyle artmaktadır.

4.2.2 Geriye Ekstrüzyon Yönteminin Dezavantajları

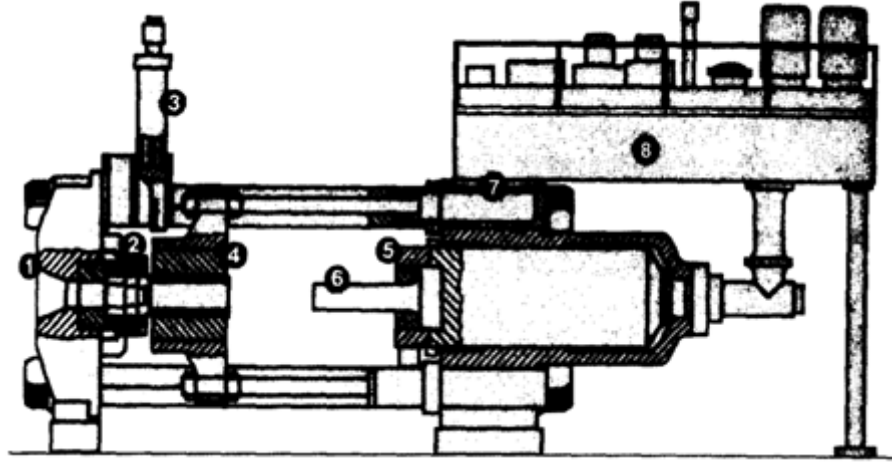
1. Profil veya çubuk boyutları, içi boş ıstampanın delik çapı ile sınırlanmaktadır.
2. İstampanın uzunluğu, eğme gerilmesiyle sınırlanmaktadır.
3. Matris ölçüsü, konteynır çapı ile sınırlanmaktadır.
4. Kompleks kesitlerin ekstrüzyonuna uygun bir yöntem değildir.
5. Takımların düzenlenmesi zor olmaktadır.
6. Blok yüzeyindeki impuriteler mamül yüzeyine geçeceğinden birçok durumda blok düzeyini ekstrüzyondan önce bir ön işleme tabi tutmak gerekir (Sönmez, 1989).



Şekil 4.5 Ekstrüzyon kalitesine etki eden değişkenler

4.3 Ana Parametrelerin Ekstrüzyona Etkisi

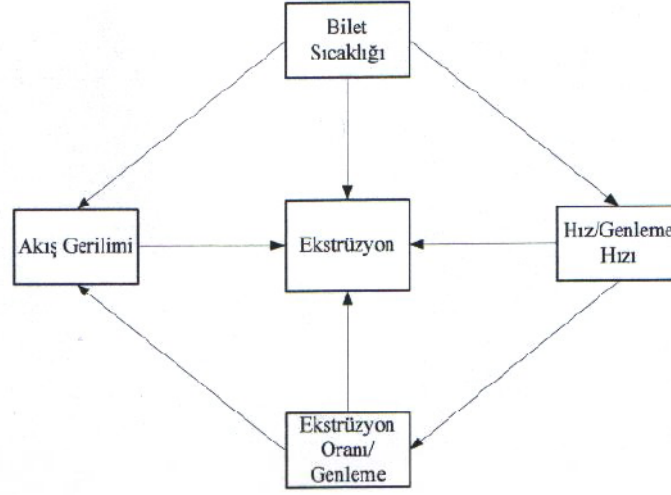
Ekstrüzyon için gerekli yük değeri pres kapasitesinin üzerinde olduğunda ekstrüzyon işleminin olması imkansız hale gelebilmekte veya ekstrüzyon sırasında ürünün sıcaklığı malzemenin ergime sıcaklığının üzerine çıktığında elde edilen ürün istenilen özelliklerde olmayabilmektedir. Son derece pahalı olan ekstrüzyon düzeneklerinin doğru ve ekonomik bir şekilde kullanılması arzulanıyorsa, başlangıç bilet sıcaklığı, gerinim hızı, kullanılan malzemenin akma gerilmesi ve ekstrüzyon oranı hakkında bilgiye sahip olunması gerekir.



Şekil 4.6 İleriye ekstrüzyon presinin şematik görünüşü, 1:Pres karşı platformu, 2:Kalıp sürgüsü veya döner kalıp başlığı, 3:Makas, 4:Kovan, 5:Hareketli kafa, 6:İstampa, 7:Silindir kafaları ve 8:Yağ tankı, motorlar ve kontrol ünitesi (Saha, 2000)

Ekstrüzyonun oluşabilmesi için gerekli kuvveti ve kalıptan çıkan malzemenin kalitesini etkileyen ana değişkenler aşağıdaki gibidir:

- Ekstrüzyon oranı
- Çalışma sıcaklığı
- Şekil değiştirme hızı
- Malzemenin akma gerilmesi



Şekil 4.7 Ana parametrelerin ekstrüzyon üzerine etkileri (Saha, 2000).

4.3.1 Ekstrüzyon Oranı: Çok çıkışlı bir kalıbın ekstrüzyon oranı (ER)

$$\frac{A_C}{n(A_E)} \quad (4.1)$$

Olarak tanımlanır. Eşitlikte n simetrik çıkışların sayısı, A_C kovan alanı ve A_E elde edilen ürünün kesit alanıdır. Bir şeklin ekstrüzyon oranı, bu şeklin ekstrüzyonda elde edilmesi sırasında harcanacak mekanik enerji miktarının doğrudan bir göstergesidir.

Gerçek gerinim, ekstrüzyon oranının bir fonksiyonu olup, dolayısıyla ekstrüzyon için gerekli basınç sonuç olarak gerinimin bir fonksiyonudur. Bir profilin ekstrüzyon oranı düşük olduğunda plastik gerinim miktarı da düşük olacaktır. Sonuç olarak ekstrüzyon sırasında yapılan iş miktarı da düşük olacaktır.

Düşük ekstrüzyon oranlarında ekstrüzyonu yapılan alüminyumun yapısı döküm alüminyumun yapısına benzer (kaba taneli) olur. Bu yapı mekanik olarak zayıftır, bu nedenle ekstrüzyon oranının 10'dan daha düşük olduğu ürünlerde mekanik ve fiziksel özelliklerin literatürde belirtilen değerlere uyacağı garanti edilemez.

Ekstrüzyon oranı yüksek olduğunda ise durum tam tersidir. Malzemeyi kalıptan itmek için gereken basınç yüksek plastik gerinim nedeniyle yüksek olacaktır. Endüstriyel uygulamalarda normalde sert alaşımlar için 10 ile 35 arasındaki oranlar, yumuşak alaşımlar için ise 10 ile 100 arasındaki ekstrüzyon oranları kullanılmaktadır. Ancak bu normal sınırlar kesin değerler olarak düşünülmemelidir, zira ürünün şekline göre bu değerler değişebilmektedir.

4.3.2 Ekstrüzyon Sıcaklığı

Ekstrüzyon işlemi genel olarak sıcak şekillendirme işlemi olarak değerlendirilmektedir. Sıcak şekillendirme; gerinim hızı ve işlem sıcaklığının malzemenin, deformasyon sırasında kendi kendine toparlanmasına imkân verdiği işlem olarak tanımlanmaktadır. Ekstrüzyon işlemi oda sıcaklığında şekil değiştirme kabiliyeti fazla olmayan metal ve alaşımlar için yüksek sıcaklıklarda yapılmaktadır, böylelikle ekstrüzyon için gerekli kuvvetler azaltılmaktadır.

Sıcaklık ekstrüzyondaki en önemli parametrelerden biridir. Sıcaklık yükseldikçe malzemenin akma gerilmeleri düşeceğinden şekil değiştirmeleri daha kolaylaşmaktadır, buna karşın başlangıç sıcaklığı yükseldikçe işlem sırasındaki bölgesel sıcaklık artışları kısmi ergimelere neden olacağından ulaşılabilecek maksimum ekstrüzyon hızı azalmaktadır. Ekstrüzyon sırasındaki değişiklikler bilet sıcaklığına, biletten kovana ısı transferine ve buna ilaveten şekil değişikliği ve sürtünme nedeniyle ısı oluşumuna yakından bağlıdır.

4.3.3 Ekstrüzyon Hızı

Bir metalin ekstrüzyon işlemine vereceği tepki deformasyon hızı tarafından etkilenebilmektedir. İstampa hızındaki bir artış ekstrüzyon basıncında artışa neden olacaktır. Artan ıstampa hızıyla birlikte ekstrüzyonda oluşan sıcaklık artışı da yükselmektedir. Bu artışın sebebi, gerinim hızının ıstampa hızıyla doğru orantılı oluşu ve oluşan ısının gerinim hızıyla doğru orantılı oluşudur. İstampa hızı ne kadar yavaşsa oluşan ısının dağılması için daha fazla zaman olacaktır. Alüminyumun ısı iletkenliğinin yüksek olması nedeniyle bu durum alüminyumda daha belirgin hale gelmektedir.

4.3.4 Malzemenin Akma Gerilmesi

Plastik şekil değişikliği sırasında şekillendirme gerilmesi ya da kuvveti parçanın geometrisine, sürtünmeye ve malzemenin akma gerilmesine bağlı olduğundan, akma gerilmesi de önemli bir kriterdir. Bir malzemenin akma gerilmesi aşağıdaki faktörler tarafından belirlenmektedir:

- Malzemenin bileşimi ve geometrik yapısı
- Şekillendirme sıcaklığı, şekil değiştirme miktarı veya gerinim $\bar{\epsilon}$ ve gerinim veya deformasyon hızı $\dot{\epsilon}$.

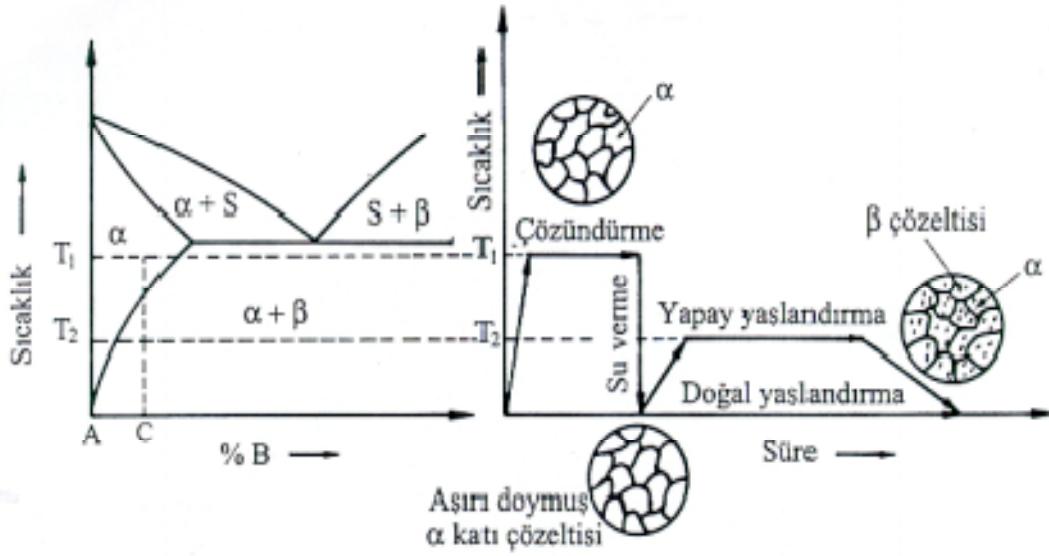
Sıcak şekillendirilen metallerin akma gerilmeleri şekil değiştirme hızından büyük ölçüde etkilendiğinden, sıcak şekil alma sırasında akma gerilmesini ölçmeye yönelik özel bir yöntem bulunmamaktadır. Bilet malzemesinin akma gerilmesi hem gerinim hızına hem de sıcaklığa bağlıdır. Artan sıcaklıkla akma gerilmesinin düştüğü ve yüksek gerinim hızlarında akma gerilmesinin arttığı pek çok çalışmada gözlemlenmiştir. Metallerin akma gerilmeleri gerçek çalışma koşullarında deneysel olarak ölçülmektedir. Akma gerilmesini ölçmek için yaygın olarak kullanılan yöntemler çekme, üniform basma ve burulma deneyleridir.

Kural olarak ekstrüzyonu yapılacak alaşımın akma gerilmesi için, ekstrüzyon oranı ne kadar fazlaysa bilet ile kovan arasındaki sürtünme o kadar büyüktür. Çünkü kritik kayma gerilmesi yüksektir ve sürtünmeyi yenerek ekstrüzyonu başlatmak gerekli süre o ölçüde uzundur. Bu, özellikle malzemenin akma gerilmesinin yüksek olmasından kaynaklanmaktadır; bu nedenle en yüksek ekstrüzyon basıncı değerlerine sert alaşımların ekstrüzyonun da gereksinim duyulur. Bunun da ötesinde sert alaşımların düşük yüzey özellikleri ekstrüzyon işleminin düşük bilet sıcaklıklarında yapılmasını gerektir ki bu durumda sert alaşımların ekstrüzyonunu daha da zor hale getirmektedir.

5. ÇÖKELME SERTLEŞTİRMESİ

Çökelme sertleşmesinin amacı, ısıtıl işlem gören bir metalin biçim değiştirebilir ana fazı içinde, yoğun ve ince çökelmiş parçacıklar dağılımı elde etmektir. Çökelen parçacıklar dislokasyonların hareketine engel olarak ısıtıl işlem görmüş alaşımın dayanımını artırır.

Çökelme sertleşmesi sürecini, Şekil 5.1'deki A ve B metale ait ikili bir faz çizgisi üzerinde açıklayabiliriz. Bir alaşım sisteminin bazı alaşım bileşimlerinde çökelme sertleşmesinin olabilmesi için, sıcaklık düştükçe çözünürlüğü azalan bir uç katı çözeltisin var olması gerekir. Şekil 5.1'deki faz çizelgesinde α katı çözeltisi, çözgen boyunca a noktasından b noktasına ilerlerken böyle bir azalan katı çözünürlük göstermektedir.



Şekil 5.1 Çökelme sertleşmesinin şematik anlatımı

Şekildeki faz çizelgesinde, C bileşimindeki alaşımın çökelme sertleşmesini incelersek; C alaşım bileşimini seçmemizin sebebi, T1 sıcaklığından T2 sıcaklığına düşerken α katı çözeltisinin çözünürlüğünde büyük bir azalmanın olmasıdır. Çökelme sertleşmesi üç temel basamağı izler:

a) Çözelti ısıtıl işlemi, çökelme sertleşmesi sürecinde ilk basamaktır. Bu işleme bazen çözeltiye alma da denir. Dövük veya döküm halindeki numune, çözgenle katıgen arasındaki bir sıcaklığa kadar ısıtılır ve tekbiçimli bir katı çözelti yapı elde edilinceye kadar bu sıcaklıkta bekletilir. Şekil 5.1'de, C noktasındaki C alaşımı için T1 sıcaklığının seçilmesinin nedeni, katı çözelti α 'nın faz sınırının çözgen ve katıgen ortalarında bir yerde yer almasıdır.

b) Su verme, çökelme sertleşmesi sürecinde ikinci basamaktır. Numune hızla daha düşük bir sıcaklığa, genellikle oda sıcaklığına soğutulur ve soğutma ortamı çoğunlukla oda sıcaklığındaki sudur. Su vermeden sonraki alaşım numunesinin yapısı aşırı doymuş katı çözeltilidir. Dolayısıyla, C alaşımının su verilerek T2 sıcaklığına (Şekil 5.1’de d noktasına) soğutulmasından sonraki yapısı aşırı doymuş α fazı katı çözeltisi olacaktır.

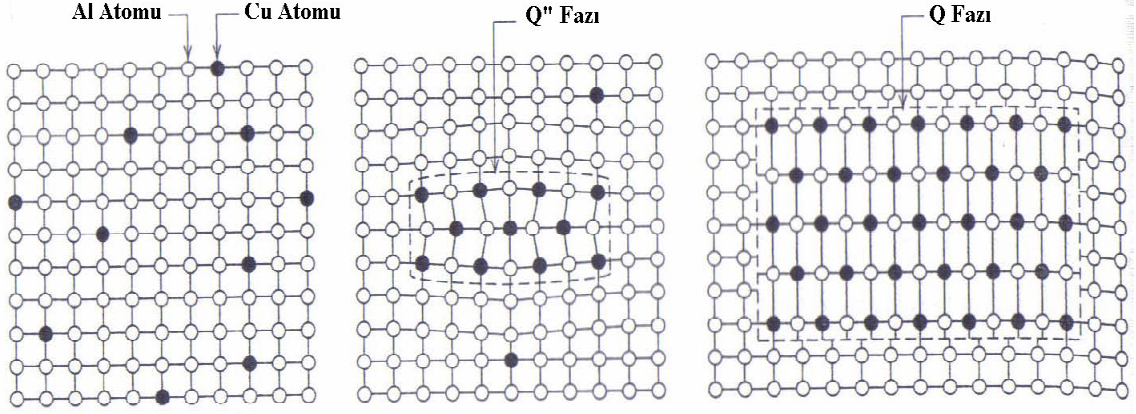
c) Yaşlandırma, çökelme sertleşmesi sürecinde üçüncü basamaktır. İnce dağılmış çökeltilerin oluşabilmesi için çözeltili ısı işlemi uygulanmış ve su verilmiş alaşım numunesini yaşlandırmak gereklidir. Çökelme sertleştirilmesi sürecinin amacı, alaşım içinde ince ve dağılmış çökelti oluşturulmasıdır. Alaşımdaki ince çökelti, biçim değiştirme sırasında dislokasyonları ya çökelti kesmek ya da etrafından dolanmak zorunda bırakarak onların hareketini engeller. Biçim değiştirme sırasında dislokasyon hareketlerinin sınırlanmış olması alaşımın şekil değiştirmeye karşı dayanımını artırır.

Oda sıcaklığında yaşlandırmaya doğal yaşlandırma, yükseltilmiş sıcaklıklarda yapılan yaşlandırmaya ise yapay yaşlandırma denir. Alaşımların çoğu yapay yaşlandırmaya ihtiyaç gösterir ve yaşlandırma sıcaklığı oda sıcaklığı ile çözeltili ısı işlemi arasındaki sıcaklık farkının yaklaşık 15% ile 25 % arasındadır.

5.1 Aşırı doymuş katı çözeltilinin yaşlanması sonucu oluşan bozunma ürünleri

Çökelti sertleştirilebilen, aşırı doymuş katı çözeltili durumundaki bir alaşım yüksek enerjili konumdadır. Bu enerji durumu nispeten kararsızdır ve aşırı doymuş katı çözeltili, istemli bozunmayla, daha düşük bir enerji konumundaki yarı kararlı duruma veya denge fazlarına geçmek isteyecektir. Yarı kararlı fazların veya denge fazlarının çökmesi için itici güç, bu fazların oluşması sonucu sistemin serbest enerjisindeki azalmadır.

Çökelti sertleştirilebilen bir alaşımın aşırı doymuş katı çözeltisi, az miktarda etkinleşme enerjisinin var olduğu nispeten düşük bir sıcaklıkta yaşlandırıldığında, ayrılan atomların Şekil 5.2 (bir önceki) ‘taki A-B alaşımında bölgeler A atomlarının çoğunlukta olduğu ana faz içerisinde B atomlarıyla zengin bölgeler olacaktır. Aşırı doymuş katı çözeltilide bu bölgelerin oluşumu Şekil 5.2 ‘de, alttan üçüncü enerji düzeyindeki daire içerisinde gösterilmiştir.



Şekil 5.2. Yaşlandırma sırasındaki çeşitli ara durumların gösterimi a. Çözünen atomun çözen atom içerisindeki dağılımı, b. Kendisini çevreleyen matris ile uyumlu çökelti, c. Kendisini çevreleyen matris ile uyumsuz çökelti

Yaşlandırmanın daha ilerlemesi durumunda, yaşlanma sıcaklığı yeterli etkinleşme enerjisini verecek düzeyde ise, bölgeler daha kaba (veya daha büyük boyutta) yarı kararlı ara çökeltilere dönüşecek veya bu tür çökelti önceliklerin yerini alacaktır. Bu durum daha alttaki 2 no.lu enerji düzeyinde gösterilmiştir. Son olarak, yaşlanma devam ettiğinde (genellikle daha yüksek bir sıcaklık gerekmektedir), yeterli etkinleşme enerjisi varsa ara çökelti yerini Şekil 5.2'de 1 no.lu enerji düzeyinde gösterilen denge çökeltilerine bırakacaktır.

5.2 4% Cu içeren alüminyum alaşımında yaşlanma sonucu meydana gelen yapılar

Al-4% Cu alaşımının çökeltme sertleşmesinde, birbiri arkasına gelen beş yapı belirlenebilir: (1) aşırı doymuş α katı çözeltisi, (2) GP1 bölgeleri, (3) GP2 bölgeleri, (4) θ' fazı ve (5) θ fazı, CuAl_2 . Bütün yaşlandırma sıcaklıklarında bu yapıların tümü oluşturulamaz. GP1 ve GP2 bölgeleri düşük yaşlandırma sıcaklıklarında θ' ve θ fazları ise daha yüksek sıcaklıklarda meydana gelir.

GP1 bölgeleri. Bu çökeltme bölgeleri düşük yaşlanma sıcaklıklarında α katı çözeltisi içinde ayrımlaşan bakır atomları tarafından oluşturulur. GP1 bölgeleri, birkaç atom kalınlığında (0,4-0,6 nm) ve yaklaşık 8-10 nm çapında, disk şeklinde ayrımlaşma bölgeleri olup, anafazın {100} kübik düzlemleri üzerinde meydana gelir. Bakır atomlarının çapları alüminyumun çapından yaklaşık 11% küçük olduğundan, bölgelerin etrafındaki anafaz kafesi gerinerek tetragonal biçim alır. Bakır atomları kafesteki alüminyum atomlarının yerini aldığından, GP1 bölgelerinin uyumlu olduğu söylenir. GP1 bölgeleri oluşturdukları gerinme alanlarıyla elektron mikroskobu altında görülebilir.

GP2 bölgeleri. Bu bölgeler de tetragonal yapıdadır ve Al- %4 Cu alaşımının {100} ana fazı düzlemlerine uyumludur. Boyutları yaşlandırmanın ilerlemesine bağlı olarak 1 ile 4 nm kalınlığı ve 10 ile 100 nm çapı arasında değişir.

θ' Fazı ana fazla uyumsuz olan bu faz, ayrışik olarak ve özellikle dislokasyon bölgelerinde çekirdeklenir. θ' fazı dörtgenli yapıda olup 10'dan 150 nm'ye kadar değişen bir kalınlıktadır.

θ Fazı. Denge θ fazı uyumsuzdur ve CuAl_2 bileşimindedir. Bu fazın yapısı Hacim Merkezli Tetragonal (HMT) olup θ' den veya doğrudan ana fazdan oluşur.

Daha önceden de söylendiği gibi bir metalin gerilimi dislokasyonların oluşumu ve hareketi ile kontrol edilir. Yaşlanma sertleşmesi görmüş bir alaşımın artan dayanımı dislokasyonların ince dağılmış çökelti ile etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Sonuç olarak koherent ikincil fazların çökmesi metalurjistlere dayanım mekanizmasının yapısını anlayabilmek için dislokasyonların dağılmış olan ikinci fazlar ile etkileşimi incelenmelidir. Bu oldukça karmaşık bir konudur. Dislokasyonların ikincil fazlar ile etkileşimi kritik kayma gerilmesini " ΔT " kadar artırır. Dislokasyon partikül etkileşimi 3 grupta incelenebilmektedir. Bu üç grupta dislokasyonların dağılmış partikülleri geçmesine bağlıdır. Dislokasyonlar (1) loopyabilir, (2) partiküller boyunca kesebilir veya partiküllerin etrafından -cross slip- yapabilirler. Bunları içerisinde 3 nolu mekanizma burada tartışılmayacaktır.

A. Parçacık Düğümlenmesi:

Partikül -düğüm- temel fikri şekil 5.3'den kolayca anlaşılabilir. Bu şekil dislokasyonların çökelmiş partiküllerle karşılaştığı noktada nasıl geriye doğru çekildiğini göstermektedir. Uygulanan kayma gerilmesinin artırılması ile dislokasyonlar yeterince geri çekilir ve t_2 zamanında A ve B noktalarındaki gibi temas etmektedir. Sonuç olarak bu dislokasyon segmentleri kapandığında ana dislokasyonun t_3 'de görüldüğü gibi parçalanmasına sebep olmaktadır. t_4 zamanında görüldüğü gibi dislokasyonun her partiküller ile karşılaşmasında arkasında bir düğüm bırakacaktır. Bu mekanizma orijinal olarak 1984 yılında E. Orowan tarafından belirtilmiş ve hala Orowan mekanizması olarak bilinmektedir.

Bilindiği üzere dislokasyonlar -line tension- T 'a sahiptir. Bu dislokasyonu R yarıçapı kadar eğecek kayma gerilmesi $T/(bR)$ olarak verilmektedir. Burada b dislokasyonun burger vektörüdür. Bunun sonucunda dislokasyonun partikülü geçebilmesi için gerekli kayma gerilmesi ;

$$\Delta\sigma = T/b.R_{\min}$$

Burada $R_{\min}$ dislokasyonun farklı konfigürasyonlar için sahip olduğu ortalama yarıçap dislokasyon minimum ortalama yarıçapını partikül boşluğunun yarısı ile yarım daire oluştuğunda elde eder.

B. Partikül kesilmesi

Yukarıdaki mekanizmada partikül ile dislokasyon arasındaki itici kuvvetin yeterince büyük olduğu ve bu kuvvetin partikül dislokasyon etkileşiminde dislokasyonları durdurduğu kabul edilmiştir. Diğer taraftan dislokasyonların partiküller boyunca kayabilmesi de mümkündür. Buda partikülün bir b vektörü kadar kaymasına sebep olmaktadır, bundan dolayı partikül kısmen dislokasyon tarafından kesilmektedir. Bu proses için birçok etkileşim mekanizması mevcuttur. Bunlardan önemli bir tanesini daha iyi anlayabilmek için ikiye ayırmak mümkündür. Eğer partikül dislokasyon etkileşimi büyükse uzun mesafe etkileşimi, kısa ise kısa mesafe etkileşimi denir.

6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1 Deneylerde Kullanılan Malzeme ve Cihazlar

Döküm ve homojenizasyon uygulamalarının AA6061 alaşımının ekstrüzyon kabiliyeti üzerine etkilerini belirlemek amacıyla döküm yapısı incelenmiş, numunelerin homojenizasyonu yapılmış ve farklı soğutma koşullarına tabi tutulmuştur. Sonrasında her bir numuneye sıcak basma testi uygulanmıştır. Basılan numunelerin iletkenlikleri ölçülmüş ve yapay yaşlandırma yapılarak sertlik değerleri ölçülmüştür.

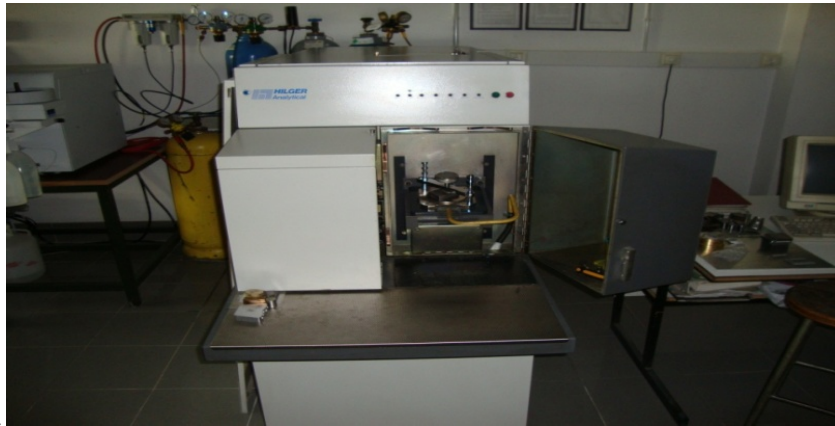
6.2 Kullanılan Malzeme

Bu çalışmada sıcak başlıklı sürekli döküm yöntemi ile üretilen 152 mm çaplı Al-6061 alaşımı dökme (as-cast) biletler kullanılmıştır. Bilet homojenizasyon işlemi görmemiştir. Biletin kimyasal bileşimi Tablo 6.1’de sunulmuştur.

Çizelge 6.1 AA6061 alaşımının bileşimi

Alaşım Tipi	Alaşım Elementleri (% ağı.)									
	Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Mn	Ti	Cr	Pb	Al
AA 6061	0.64	0.871	0.209	0.303	0.006	0.002	0.012	0.086	0.001	97.8

Deneysel çalışmalarda kimyasal bileşim tayini için Şekil 6.1’de görülen HILGER Analytical optik emisyon spektrometresi kullanılmıştır.



Şekil 6.1 Kimyasal analiz cihazı.

6.2.1 Kullanılan cihazlar

Deneylerin yapımı aşamasından sonra metalografik incelemeler ve mekanik testler aşamasına geçilmiştir. Bu aşamalarda sırasıyla sıcak basma test fırını, homojenizasyon ve yaşlandırma fırını, numune hazırlama cihazı, ışık metal mikroskobu, tarama elektron mikroskobu, sertlik ölçüm cihazı ve son olarak ta elektriksel iletkenlik ölçüm cihazı kullanılmıştır.

6.2.1.1 Yaşlandırma ve Homojenizasyon Fırını

Deneylerde kullanılan malzemelerin döküm halinde alınması nedeniyle biyetin yapısında beklenen segregasyonların ve kararsız yapıların dağılması ve malzemenin bir sonraki aşama olan sıcak basma işlemine daha uygun hale getirilmesi için aşağıda Şekil 2.2’de görülen 900°C’ye kadar kullanılan elektrik dirençli fırın kullanılmıştır.



(a)



(b)

Şekil 6.2 Homojenizasyon ve yaşlandırma fırınları (a), (b).

6.2.1.2 Silindirik sıcak basma test fırını

Sıcak basma testleri için özel olarak Civelek Porselen’e şekilde görülen fırın dizayn ettirilmiştir. Fırın 350 mm x 170 mm boyutlarında ve 50 mm iç çapında daha sonraki aşamalarda da kullanılmak üzere çok amaçlı imal edilmiştir. Numuneyi fırının ortasında tutabilmek için altına çelik borudan rampa yapılmış ve üzerine refrakter konularak numune ile çelik arasında ısı geçişi önlenmeye çalışılmıştır. Ayrıca aynı işlem basma aparatı fırının içine girdiğinde yine numuneyle temasını engellemek için burada da tekrarlanmıştır.



Şekil 6.3 Sıcak basma testlerinin yapıldığı silindirik fırın

6.2.1.3 Numune hazırlama cihazları

Metalografik olarak incelenecek numuneler, elle tutulabilecek kalınlıkta olduğundan klasik metalografik hazırlama metodu uygulanmış ve bu işlemler Şekil 9.6’da görülen metalografik numune hazırlama cihazında yapılmıştır. METKON markalı bu cihaz iki hazneden oluşmakta ve birinci haznede zımparalama işlemleri ikinci haznede ise parlatma işlemleri yapılmaktadır.



Şekil 6.4 Zımparalama ve parlatma cihazı

6.2.1.4 Işıık metal mikroskobu

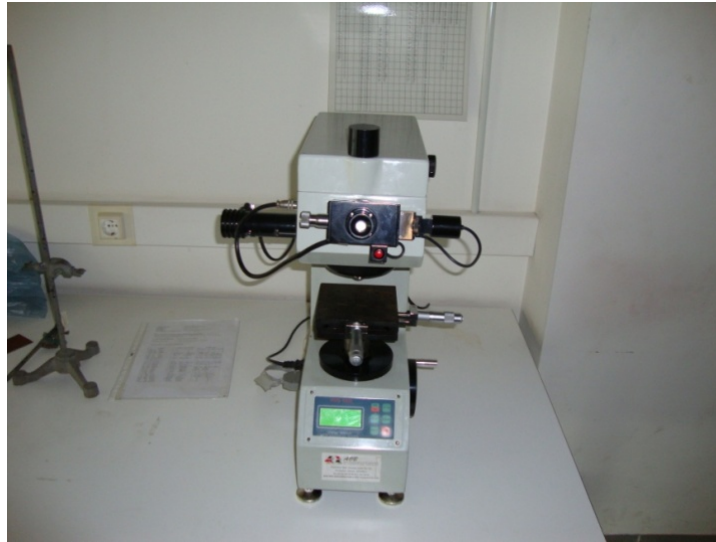
Zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulan numuneler mikro yapılarının incelenmesi amacıyla HF ile dağlandıktan sonra Şekil 2.5’de görülen LEICA DFC 280 görüntü analiz mikroskobu kullanılarak mikro yapı incelemeleri yapılmıştır.



Şekil 6.5 Işıık metal mikroskobu

6.2.1.5 Sertlik ölçüm cihazı

Deneylerin her bir aşamasında bir sonraki safhaya geçilmeden elde edilen numunelerden sertlik değerleri ölçülerek prosesin işleyişinde malzemenin sertliğine etkileri araştırılmış ve bu ölçümler Şekil 6.6’da görülen Bulut makine HVS-1000 markalı cihazı ile HV_{10} ‘a göre yapılmıştır.



Şekil 6.6 Sertlik ölçüm cihazı

6.2.1.6 Basma cihazı

Deneylerde prosesin malzemenin mekanik özelliklerine etkisi araştırırken sertlik ölçümlerinin yanında çekme testleride yapılmış ve bu testler Şekil 6.7’de görülen DEVOTRANS markalı çekme cihazın gerçekleştirilmiştir.



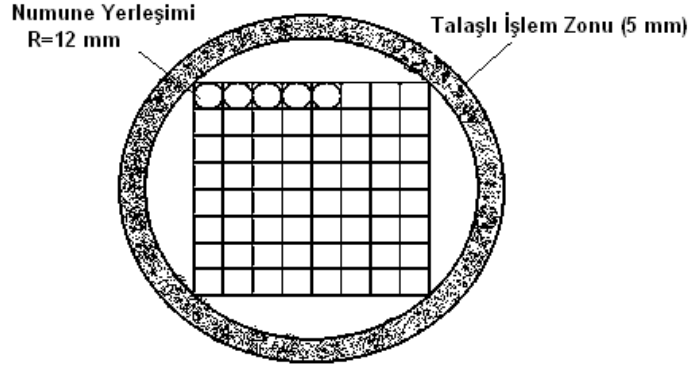
Şekil 6.7 Basma test cihazı ve yüksek sıcaklık fırını

6.2 Deneyin Yapılışı

Deneyler için öncelikle 152 mm çaplı homojenize edilmemiş bilet karakterizasyonu yapılmış ve deneylerde kullanılacak numuneler bu biletlerden çıkarılmıştır.

6.2.1 Sıcak Basma Numunelerinin Hazırlanışı

Homojensiz 152 mm çaplı Al-6061 biletlerin Şekil 6.8’ de gösterilen bölgesinden alınan malzemelerden 12 mm çap ve 20 mm yükseklikte basma test numuneleri CNC tezgahında üst ve alt yüzeyler birbirine paralel olacak şekilde işlenmiştir.



Şekil 6.8 152 mm çaplı biletlerde basma numunelerinin alınış şekli

6.2.2 Homojenizasyon İşlemi

Al-6061 ve Al-6082 alaşımı sıcak basma numuneleri kontrollü bir fırınında homojenizasyon işlemine tabi tutulmuşlardır. Oda sıcaklığında fırına yüklenen numuneler 560°C 'a iki saat içinde çıkarılmış ve bu sıcaklıkta sekiz saat bekletilmiştir. Daha sonra her bir grup numune (üç adet), seçilen hızlarda (dört farklı hızda) kontrollü olarak 200°C 'a kadar soğutulmuştur. Kullanılan soğutma hızları sırasıyla 0.4, 2, 1000, $10^6^{\circ}\text{C} / \text{dk}$ 'dır.

6.2.3 Sıcak Basma Testleri

Homojenizasyon işlemleri yukarıda belirtilen şekilde yürütülen Al-6061 alaşımı numuneler özel olarak tasarlanmış ve Şekil 6.9'da gösterilen basma aparatı ve yüksek sıcaklık fırınında sıcak basma testine tabi tutulmuştur. Oda sıcaklığında fırın içindeki özel seramik platforma yerleştirilen Al-6061 numuneler sekiz dakika içinde 500°C 'a ısıtılmış ve dengeleme için iki dakika bekleme sürecinden sonra 5 mm /dk hızla, yükseklik orijinal değerinin yarısına gelene dek basma işlemine tabi tutulmuştur (% 50 oranında deformasyon sağlanana kadar). Daha sonra numuneler hızla fırından alınarak su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Ayrıca Al-6061, alaşımlarına ait dökme numuneler (homojensiz) yukarıda belirtilen sıcaklıklarda basma testine tabi tutulmuş ve yük değerleri kaydedilmiştir.



Şekil 6.9 Basma test cihazı ve yüksek sıcaklık fırını

6.2.4 Yapay yaşlandırma ve sertlik ölçümü

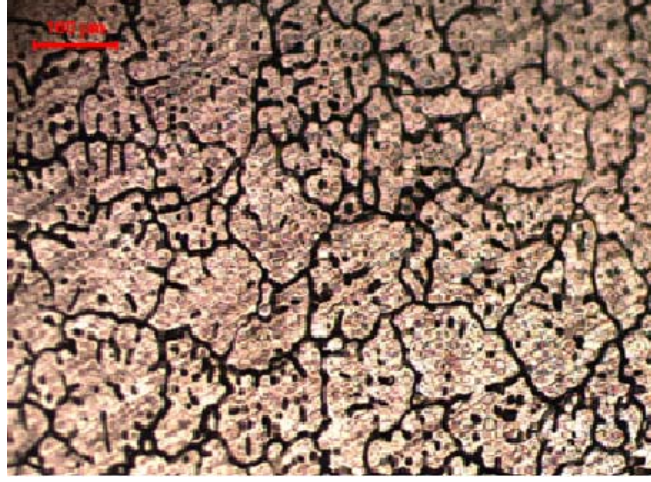
Sıcak basılmış numunelerin yaşlanabilme yeteneklerinin belirlenebilmesi ve homojenizasyon parametrelerinin yaşlanabilme kabiliyetine etkisinin tayini amacıyla sıcak basma sonrası ani olarak soğutulan numuneler üzerinde bu test gerçekleştirilmiştir. Sıcak basılan numunelerin yapay yaşlandırılma işlemi 175 °C’de 8 saat süreyle beklenerek gerçekleştirilmiştir. Sonrasında ise her bir numunenin sertlikleri 57.5 kp’luk yük, 2.5 mm çapında bilye kullanılarak Brinell sertlik değeri cinsinden ölçülmüştür.

6.3 DeneySEL Sonuçlar ve Tartışma

6.3.1 Bilet Yapıları

Al alaşımı ingot ve biletlerde yüzeyden itibaren 25mm’ye kadar olan bölge sıvı metal kalıp içinde iken katılaşmakta merkezdeki bölge ise kalıp altı su perdesinin kabuk yüzeyine etkisi ile katılaşmaktadır.

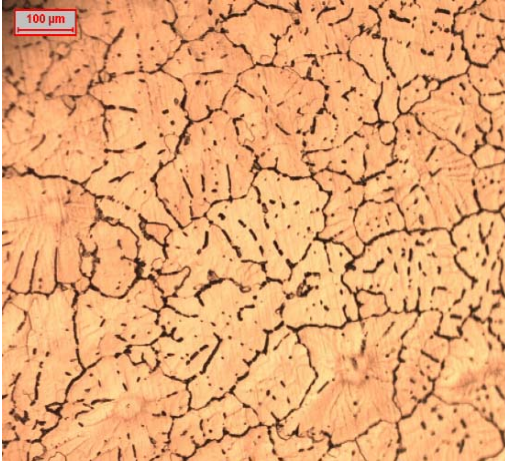
İngot yüzeyleri düzensiz olduğu için hadde öncesi frezelenirler, ekstrüzyonda ise biletin yaklaşık %15-20’lik kısmı kovanda bırakılır ve yüzey kısmı basılmaz. İngot yüzeylerinden frezeleme ile uzaklaştırılacak kısmın minimum derinliğini ve ekstrüzyonların yüzey kalitesini etkileyen unsur yüzey düzensizlikleri ve ters segregasyonun varlığıdır. Kötü yüzey görünümünün ana nedenleri katmerlenme ve akıntı bantlarıdır. Katmerlenme ve düşük döküm hızı ve kalıp içindeki sıvı metal derinliğinin değişmesi sonucu kabuğun kıvrılması neden olmaktadır. Her iki olguda kalıp dizaynında yapılacak değişimlerle kolaylıkla kontrol edilebilmektedir.



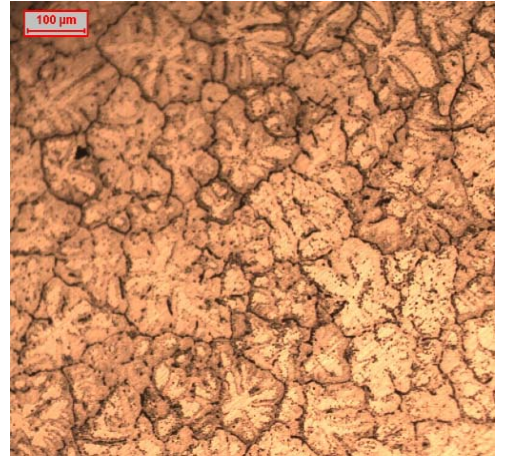
Şekil 6.10 Homojenize edilmemiş billetin mikro yapısı (10X)



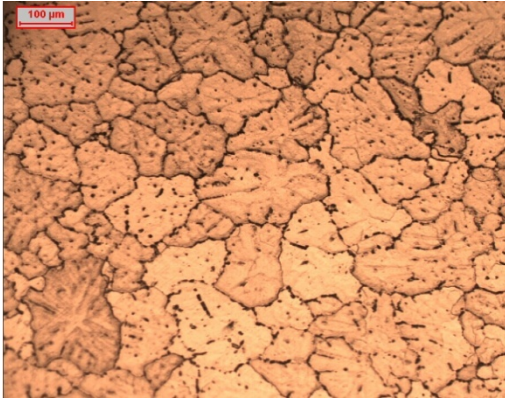
Şekil 6.11 Basılmış ve orjinal numunelerin makro görüntüsü



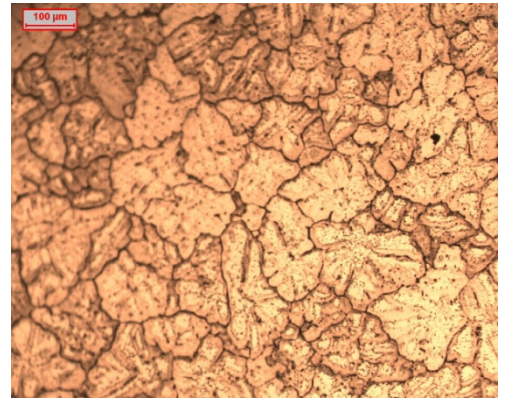
(a)



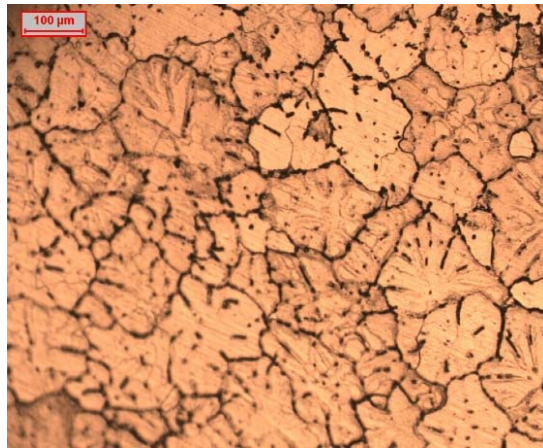
(b)



(c)



(d)



(e)

Şekil 6.12 Basılmış numunelerin mikroyapıları (a) Döküm numunenin mikro yapısı, (b) Soğuma hızı 10^6 °C/dk , (c) Soğuma hızı 10^3 °C/dk , (d) Soğuma hızı 2 °C/dk , (e) Soğuma hızı 0.4 °C/dk olan numune

6.3.2 Homojenizasyon Soğuma Hızı- Sıcak Şekil Değiştirme Gerilimi İlişkisi

AA6061 alaşımı bilette, homojenizasyon sonrası yapılan kontrollü soğutma, ekstrüzyon kabiliyetini yükselten önemli bir uygulamadır. Bunun sebebi mikroyapısal olarak Mg ve Si atomlarının önemli bir kısmının Mg_2Si formunda ikincil partiküller olarak çökmesidir. Böylece alaşımın dayanımı dolayısıyla ekstrüzyon için gerekli gücün azalması sağlamış olur. Bu durum 420-460 °C sıcaklığa sadece 15 dakikanın altındaki sürelerde ısıtılan biletler için geçerlidir. Bu sayede çökeltiler, çözeltiye tamamen geri dönmek için yeterli yayınma süresini bulamazlar. Ekstrüzyon esnasında ve hemen akabinde aşırı sıcaklık yükselmesi sonunda çökeltilerin büyük bir çoğunluğu çözeltiye geri dönerler ve T4 temperine ulaşırlar.

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

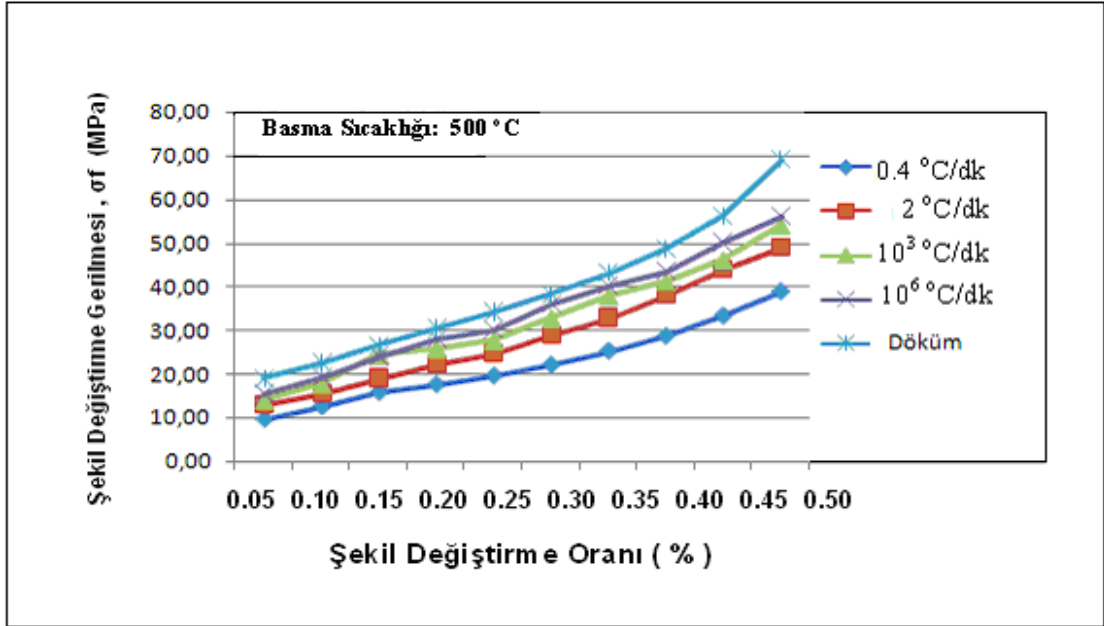
Ekstrüzyon hızında elde edilecek yükselme profil kesitinin karmaşıklığa ve presin hız kapasitesine de bağlıdır. Ortası boş kesitli profiller arasında büyük hız farklılıkları gözlenir. Ekstrüzyon basıncı alaşımın sıcak yırtılması ile sınırlanmasının yanı sıra, ekstrüzyon sıcaklığı e profil et kalınlığı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

Homojenizasyon soğutma hızındaki artışın şekil değiştirme gerilmesini yükseltmesinin nedeni şu şekilde izah edilebilmektedir. Homojenizasyon tutma sürecinde mikro segregasyonlar kabul edilebilir seviyeye indirilmekte, faz dönüşümleri tamamlanarak kararsız intermetaliklerin kararlı fazlara dönüşümü sağlanmaktadır. Homojenizasyon tutma süresi sonunda çözünebilen elementler katı eriyik doymuşluk sınırında çözeltide bulunmaktadır. Homojenizasyon soğutma sürecinde 450 °C ile 200 °C arasındaki bölgeden geçiş hızına bağlı olarak bu elementler değişik boyutlarda çökelebilmektedir. Soğutma hızının azalması ile birlikte Mg_2Si , Cu_2Al , Zn_2Mg gibi çökelen fazların boyutları artmakta ve çözeltide kalan alaşım elementi miktarı azalmaktadır. Partikül içindeki çökelen miktarının azalması yapı içindeki gerilme enerjilerinin azalmasını sağladığından buna paralel olarak soğuma hızının azalmasıyla birlikte malzemenin şekil değiştirme

gerilmesi Şekil 6.14'te görüldüğü gibi azalmaktadır. 500 °C'te gerçekleştirilen basma deneylerinden elde edilen şekil değiştirme gerilmeleri farklı soğuma hızları için Çizelge 6.2'de verilmiştir.

Çizelge 6.2 Deformasyon yükü ve basma gerilmesi değerleri

Homojenizasyon Sonrası soğuma hızı(°C/dk)	500 °C	
	Deformasyon yükü (kp)	Basma gerilmesi (MPa)
-0,397	4381	38,77
0,301	5430	48,05
3	5950	52,65
6	6647	58,82



Şekil 6.14 Homojenizasyon soğuma hızı ve deformasyon oranının (%) Al-6061 alaşımında şekil değiştirme gerilimine etkisi (Basma test sıcaklığı: 500°C).

Şekil 6.14'de sunulan grafikler homojenizasyon soğuma hızının Al-6061 alaşımlarının sıcak şekil değiştirme gerilmesine büyük etkisinin olduğunu göstermektedir. 500°C'daki şekil değiştirme gerilmesi homojenizasyon prosesinin 3. aşaması olan soğutma sürecindeki soğutma hızındaki artışla birlikte sürekli yükseldiği görülmektedir. 500

°C'daki sıcak basma testinde, homojenizasyon prosesinde 0.4 °C/dk hızda soğutulan Al-6061 alaşımında % 5 'lik şekil değişimi 10 MPa 'lık bir gerilme ile sağlanırken, döküm malzemede aynı orandaki şekil değişimi için 20 MPa'lık bir gerilme gerekmektedir. Aynı alaşımına ait homojensiz ve 0.4°C/dk hızda soğutulmuş numunelerde % 50 oranında şekil değişimini sağlayan gerilme değerleri sırasıyla 69 ve 39 MPa olarak ölçülmüştür.

Sıcak basma testinde numunelerin 500 °C olan test sıcaklığına ulaşma ve bu sıcaklıkta kalma süresi toplam 10 dakikadır. 10 dakika süre içerisinde ısıtılan yavaş soğutulmuş numunelerde daha düşük oranda çözünme gerçekleşmekte ve matriste Mg, Si, Zn ve Cu elementlerinin ulaştığı doymuşluk oranı değerleri düşüktür. Oysa hızlı soğutulan malzemede fazlar ince olduğu için çözünme daha hızlı gerçekleşmekte ve zaten Mg, Si, Zn ve Cu açısından yavaş soğutulana göre var olan ya da homojenizasyon safhasında kalan daha yüksek orandaki çözeltide kalma değeri daha da yükselmektedir.

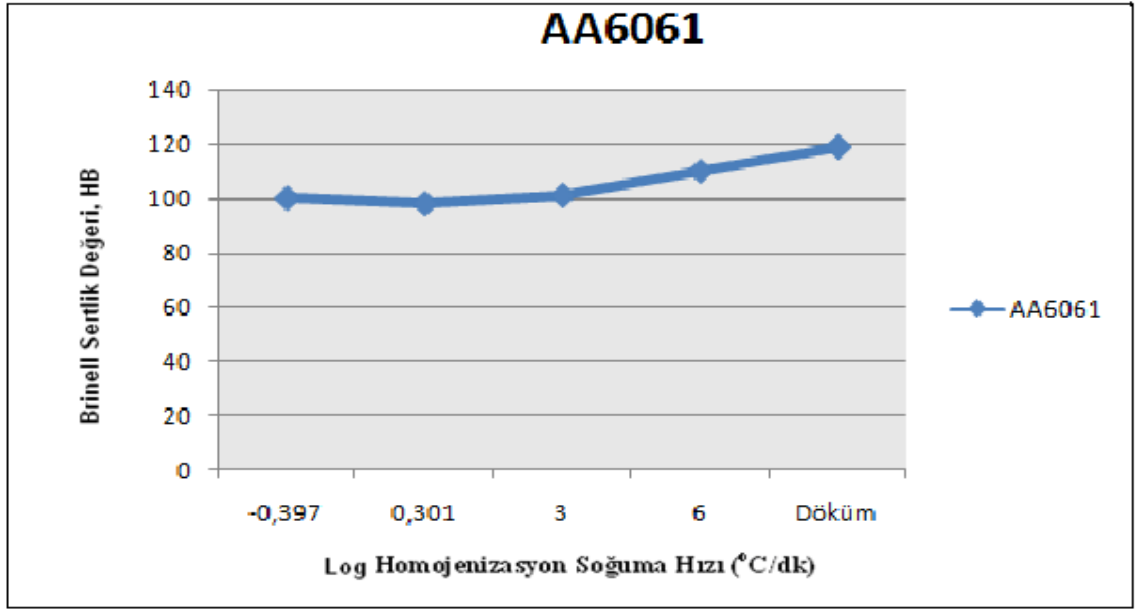
Bilindiği üzere sıcak şekillendirmede şekil değiştirme gerilmesi (σ_f) $\sigma_f = C \cdot \dot{\epsilon}^m$ formülü gereği, gerinim hızı duyarlılık üssü katsayısı m değerine bağlıdır. Katı çözelti alaşımlarında m değerleri çok yüksektir. Bu değerlerinin yüksek olması şekil değiştirme gerilimini artırır ve birim zamanda çalışabilirlik hızını düşürür. Yukarıda kısaca belirtilen unsurlar homojenizasyon soğutma sürecindeki hızın şekil değiştirme gerilmesi üzerindeki etkisini açıklamaktadır.

6.3.3 Homojenizasyon Soğuma Hızı- Yaşlanma (sertleşme) Kabiliyeti İlişkisi

Ticari uygulamalardaki mekanik özellik gereksinimlerini karşılamak için tüm ısıtma işlemleriyle sertleştirilebilen alüminyum alaşımlarında su verme ve yaşlandırma operasyonlarının yapılması gerekmektedir. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının tümü aşırı su verme duyarlılığına sahip olduğundan yaşlandırmada istenilen sertleşme reaksiyonlarının vuku bulabilmesi için ekstrüzyon çıkışında minimum 5-15 °C /s hızla soğutulması gerekmektedir ve bu hıza ulaşabilmek için suda soğutma gerekmektedir. Özellikle Mn ve V gibi geçiş grubu elementlerinin varlığı su verme duyarlılığını ve yaşlandırmada elde edilen mekanik özellik değerlerini etkilemektedir. Ayrıca iri partiküller ve magnezya gibi oksit filmleri yüzey işlemlerinin kalitesini de etkilediğinden bu filmlerin uzaklaştırılması için ekstrüzyon ürünleri özel kimyasallarla ekstrüzyon çıkışında muamele edilebilmektedir. Bu arada dikkate alınması gereken bir diğer unsur kalıntı gerilmeler ve distorsiyondur. Sadece mekanik özellikler üzerine odaklanması ve soğuma hızının bu esas üzerine aşırı yükseltilmesi durumunda ekstrüzyon ürünlerde yüksek oranda kalıntı

gerilme, şekil değişimleri ve boyutsal değişimler oluşacaktır. Bunların ortadan kaldırılması pahalı rektifikasyon işlemleri gerekebilir. Şayet kalınlıktaki azalma tolere edilebilmesi durumunda gerdirme ile bazı düzeltmeler gerçekleştirilebilir. Aşırı gerdirme sünekliliği azaltır ve kaba yüzey görünümüne neden olmaktadır.

Sıcak basma ve su verme işlemini takiben Al-6061 alaşımlarında 175°C’ da 8 saat süreyle yürütülen yapay yaşlandırma işlemi sonrası ölçülen sertlik değerlerinin homojenizasyon soğutma hızı ile değişimi Şekil 6.15’de sunulan grafikte gösterilmiştir.



Şekil 6.15 Al-6061 yaşlanma kabiliyetine homojenizasyon soğutma hızının etkisi (log skala kullanılmıştır).

İlgili grafikten görüleceği üzere homojenizasyon sıcaklığından 200 °C’a 0.4 °C/dk hızla soğutulan Al-6061 alaşımı numunesinde yaşlandırma işlemi ile 97 HB ulaşılabilirken, suda soğutulan (10⁶ °C/dk) numunenin sertliği 109 HB olmuştur

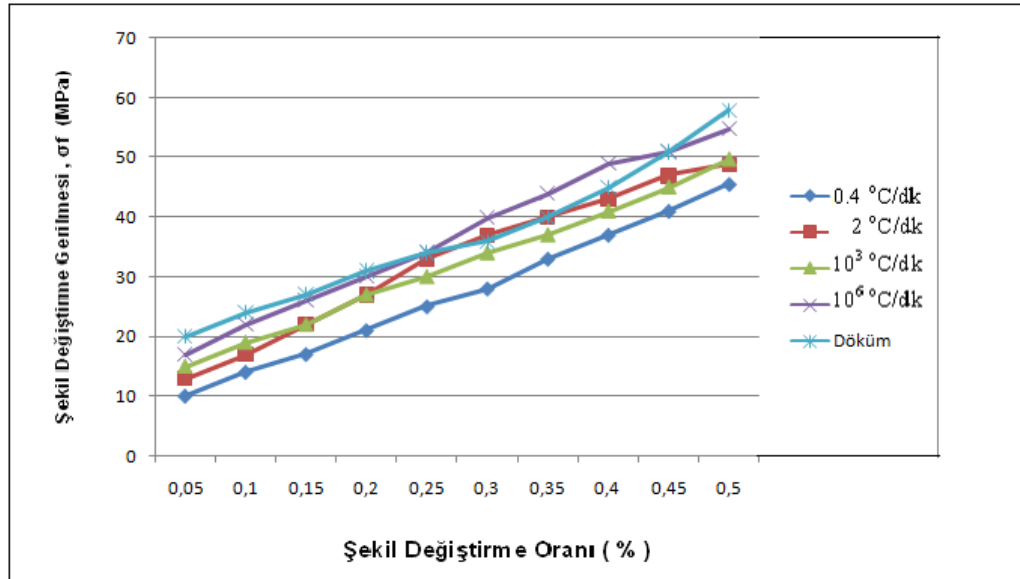
Homojenizasyon soğutma hızının yaşlanma sertleşmesi üzerindeki etkisini şekil değiştirme gerilmesindeki farklılıkların izahına benzer şekilde açıklamak mümkündür. Homojenizasyon sıcaklığından çökelmelerin ihmal edilebileceği sıcaklığa daha yüksek hızlarda soğutulan ve ısıtma işlemle sertleştirilebilen alüminyum işlem alaşımlarında homojenizasyon prosesi soğutma hızındaki artış daha ince fazların çökmesini sağlamakta ve matriste daha yüksek oranda alaşım elementinin çözeltide kalmasına yol açmaktadır. Sıcak basma testi öncesi ön ısıtma sürecinde ince fazların çözünme hızı,

yavaş soğutulan numunelerde çökelen iri fazlara göre daha yüksek olduğundan matrise daha fazla alaşım elementi geçmektedir. Daha açık bir ifadeyle hızlı soğutulan numunelerde daha yüksek çözünme oranları elde edilmektedir. Takibi yapay yaşlandırma işlemi süresince bu elementler yapı içinde daha ince ve uniform şekilde çökelererek daha yüksek sertlik değerlerinin eldesine olanak tanımaktadır.

Çizelge 6.3 20 dk. ön ısıtma ile basılmış numunelerin gerilim değerleri

Homojenizasyon Sonrası soğuma hızı($^{\circ}\text{C}/\text{dk}$)	500 $^{\circ}\text{C}$	
	Deformasyon yükü (kp)	Basma gerilmesi (MPa)
-0,397	5144	45,52
0,301	5522	48,87
3	5614	49,68
6	6188	54,76
Döküm	6547	57,94

İkinci aşamada numunelere test prosedürleri aynen uygulanmış bu kez ön ısıtma süresi 8 dk. 'dan 20 dk.'ya çıkarılmıştır..



Şekil 6.16 Homojenizasyon soğuma hızı ve deformasyon oranının (%) Al-6061 alaşımında şekil değiştirme gerilimine etkisi (Basma test sıcaklığı: 500 $^{\circ}\text{C}$, ön ısıtma 20 dk.).

Deneysel çalışmalardan elde edilen bulgulardan aşağıdaki genel sonuçları çıkarmak mümkündür. Homojenizasyon soğutma aşamasındaki soğutma hızı ikincil fazların boyutu, dağılımları ve çözünen (matriste) element içeriğini tayin etmektedir. Düşük homojenizasyon soğuma hızlarında her üç alışımda da daha fazla çökelme gerçekleşmekte, denge koşullarına ulaşılmakta ve matriste daha düşük oranlarda çözünmüş alaşım elementi kalmaktadır. Soğuma hızındaki artışla beraber partikül boyutu azalmakta ve matriste kalan alaşım elementi miktarı artmaktadır.

Ön ısıtma süresinin artışıyla beraber alaşım elementlerinin test sıcaklığındaki çözünürlük değerleri ile homojenizasyon sonrası matriste bulunan değerleri arasındaki fark artmaktadır. Diğer bir deyimle ısıtma sürecinde daha fazla alaşım elementi çözeltilmeye girmektedir.

Çok düşük hızlarda homojenizasyon sıcaklığından soğutulan numunelerde basma test sıcaklığına ısıtma süresinin artırılması daha fazla alaşım elementinin çözeltilmeye geçmesine neden olmakta ve bu nedenle şekil değiştirme gerilimini yükseltmektedir. Nisbeten yüksek hızlarda soğutulan ve dökme numunelerde ise ısıtma öncesi alaşım elementlerinin doymuşluk oranları yüksek olduğu için ve çözeltilmeye geçen alaşım elementi miktarındaki artış daha düşük olması nedeniyle ısıtma süresindeki artış şekil değiştirme gerilimini fazla etkilememektedir. Homojenizasyon soğutma hızı $0.4^{\circ}\text{C}/\text{dk.}$ olan ve 20 dakikada test sıcaklığına ısıtılan numunelerdeki şekil değiştirme gerilmesi 8 dakikada ısıtılan numunelerden yüksektir. Buna karşılık her üç alaşımda dökme (homojenizasyon işlemi görmemiş), suda ve normal hızlarda soğutulan ve test sıcaklığına 20 dakikada ısıtılan numunelerde kaydedilen şekil değiştirme gerilimi değerleri 8 dakikada ısıtılan numunelerden düşüktür. Bu bulgulardan çıkarılabilecek genel sonuç şudur. Düşük hızlarda ısıtılan numunelerde sıcaklığın numune merkezine kadar ulaşmadığı ve heterojen bir sıcaklık dağılımının elde edildiği düşünülmektedir. Isıtma süresinin artışı numunede homojen sıcaklık dağılımı sağlamak ve merkezde işlem sıcaklığının eldesine olanak tanımaktadır. Bu nedenle ısıtma hızındaki artış yüksek hızlarda homojenizasyon işleminde soğutulan numunelerde şekil değiştirme gerilimini düşürmekte ve düşük hızlara soğutulan numunelerde σ_f 'i yükseltmektedir. Isıtma hızının tam etkisini görebilmek için daha hızlı ve homojen ısıtma sağlayan indüksiyon ısıtma sisteminin kullanılması gerekmektedir.

6.4.3 Ekstrüzyon

Ön ısıtılmış bilet ekstrüzyon kovanına yerleştirildiği zaman ekstrüzyon kuvveti uygulanır ve metal kalıp boyunca akarak yağlamasız sıcak ekstrüzyon prensiplerine göre istenen şekil oluşturulur. Prosesin ekstrüzyon ürünlerin kalitesi üzerinde önemli etkiye sahip bazı özellikleri mevcuttur. İlk olarak ekstrüzyondaki deformasyon işi ısı üretir ve kalıptan geçen metalin sıcaklığının yükselmesine, ingot sıcaklığı ve ekstrüzyon hızının uygun bir şekilde kontrolü ile de bu sıcaklık çözünürlük limitini geçer ve çözünen elementlerin difüze olmalarına ve matris içinde çözünmelerine neden olur. Buradaki koşullar aynı zamanda çözeltiye alma işlevi görmektedir. Buradaki fonksiyonun başarılabilmesi için çözünen elementlerin difüzyonla matrise geçmeleri oldukça hızlı olmalıdır çünkü mevcut normal ekstrüzyon hızlarında ekstrüzyon prosesi sürecinde geçen zaman çok kısadır. Düşük alaşımlılarda bu süre yirmi saniye ve yüksek alaşımlılarda 30 saniyedir. Bu nedenle kolay ekstrüzyon ve talep edilen mekanik özelliklerin eldesi için ikincil fazların homojenize yapıdaki dağılımlarının ne denli önemli olduğu ortaya çıkmaktadır.

İkinci olarak yüzey hatalarının oluşumunun engellenmesi için ekstrüzyon esnasındaki metal akışının yeterince anlaşılması ve kontrol edilmesi gerekmektedir. Bilet yüzeyindeki akıntı bantların ve ters segregasyonla zenginleştirilmiş periyodik bandın profil içine basılması durumunda yüzey kalitesi bozulacaktır. Bu nedenle kovan ve kalıp yerleşimi kalıp dizaynı ve metal akışı ile kovanda preslenmeden kalacak kısmının miktarı dikkatle ayarlanması gerekmektedir.

Üçüncü etken ekstrüzyon sırasındaki sıcaklık değişimlerinin mekanik özellikler, tane boyutu ve tane şekli gibi unsurları etkileyen ekstrüzyon ürünlerin yapısında önemli değişikliklere neden olmasıdır. Sıcaklığın aşırı yükselmesi ve yüksek ekstrüzyon hızları profil yüzeyinde aşırı tane irileşmesine ve yırtılmalara sebep olabilmektedir. Geçiş grubu element içermeyen alaşımlarda ekstrüzyondaki yüksek sıcaklıklar T5 temperi verilen malzemelerde kırılma yapı oluşmasına ve darbe dayanımının azalmasına neden olmaktadır. Bu olgu önlenemekte birlikte yüksek üretim hızı hedefi ile çelişmektedir. Bu nedenle kırılma eğilimi neden olan tane yapılarının oluşumunun engellenmesi amacıyla bu alaşımlara Rekristalizasyon inhibitörü alaşım elementleri ilave edilmektedir. Bu durumda alaşımlar yüksek hızlarda darbe mukavemetlerinde azalma olmadan ekstrüzyona uğratabilmektedir.

Sıcak basma testlerini takiben aynı alaşıma sahip bilettten ekstrüzyon presinde basılacak şekilde numuneler çıkarılmıştır. Boyutları $r:40$ mm, $h:50$ mm olacak şekilde bilettten işlenen numuneler aynı koşullarda homojenize edilmiş ve aynı hızlarda soğutma işlemine tabi tutulmuştur. Sıcak basma testinde elde edilen veriler ışığında malzemenin presteki davranışı ve basma koşullarının araştırılması için bu kez 250 tonluk şekil 6.16 ‘da görülen ekstrüzyon presi kullanılmıştır.



Şekil 6.16 Ekstrüzyon deneylerinde kullanılan pres



Şekil 6.17 Ekstrüzyon deneylerinde kullanılan biletler($r:40$ mm, $h:50$ mm) ve ekstrüzyon ürünü çubuklar

Ekstrüzyon sonucunda 10 mm çapında 500mm boyunda dolu çubuklar elde edilmiş ve bu çubuklar yapay yaşlandırılarak sertlik değerleri ölçülmüştür.

Çizelge 6.3 Preste basılan numunelerin baskı değerleri

Numune	Fırına Giriş Zamanı	Fırından Çıkış Zamanı	Fırın Çıkış Sıcaklığı	Ana Baskı Basıncı(Bar)	Kovan Basıncı(Bar)	Pres Hızı(mm/s)	Kovan Sıcaklığı
Et-60	17:51	18:06	464	80	94	1,3	421
Et-60	17:51	18:08	465	72	94	2,3	423
3	17:51	18:09	475	70	94	2,3	425
11	17:51	18:10	475	95	93	2,3	427
4	17:51	18:11	480	80	91	2,3	429
2	17:51	18:12	482	84	93	2,3	431
6	17:51	18:14	485	75	93	2,1	433
5	17:51	18:15	492	52	92	2,3	435
10	17:51	18:18	482	54	94	2,3	433
1	17:51	18:21	496	55	94	2,2	429
7	17:51	18:24	490	52	95	2,2	423
9	17:51	18:27	493	56	93	2,3	416
8	17:51	18:30	488	55	93	2,4	413
Et-60	18:31	18:36	488	98	94	1,7	402
Not: 11 no'lu numune as-cast, 4 no'lu numune 10^3 °C/dk, 2 no'lu numune 10^6 °C/dk, 6 no'lu numune 2 °C/dk . 3,5,10,1,7,8,9 no'lu numuneler soğuma hızları 0,4 °C/dk olup ön ısıtma süreleri değiştirilmiştir.							

Elde edilen sertlik değerleri de yaşlandırılmış ve yaşlandırılmamış parçalardan ayrı ayrı alınarak farklar gözlenmiştir.

Çizelge 6.4 Preste basılmış numunelerin setlik değerleri

Numune	İz Çapı	HB Sertlik Değeri
5	d=1,33	41,5
	dy=1,27	45,9
7	d= 1,29	44,3
	dy= 1,20	51,8
8	d= 1,27	45,9
	dy= 1,17	54,7
2	d= 1,13	58,9
	dy= 1,10	62,4
6	d= 1,27	45,9
	dy= 1,24	49,2
10	d= 1,34	40,8
	dy= 1,29	44,3
11	d= 1,16	55,7
	dy= 1,15	56,7
4	d= 1,22	50,06
	dy= 1,17	54,7
9	d= 1,29	44,4
	dy= 1,23	49,2
3	d= 1,41	36,5
	dy= 1,30	43,6
1	d= 1,34	40,8
	dy= 1,26	46,7

Not: 11 no'lu numune as-cast, 4 no'lu numune 10^3 °C/dk, 2 no'lu numune 10^6 °C/dk, 6 no'lu numune 2 °C/dk . 5,10,1,7,8,9 no'lu numuneler soğuma hızları 0,4 °C/dk olup ön ısıtma süreleri değiştirilmiştir. "dy" yaşlandırılmış numuneye aittir.

Tane sınırlarında çökelen partiküllerin çözünüp yapı içerisine girişi difüzyona bağlı bir proses olduğundan sıcaklık ve zaman etkili parametrelerdir. Bunların arasından sıcaklık ana parametre olsa da sıcaklık sabit tutulduğunda etkin parametre zamandır. Çizelge 6.3'te 0,4 °C/dk hızla soğutulan 5, 10, 1, 7, 8, 9 no'lu numunelerde elde edilen baskı ve sertlik değerleri verilmiştir. Bu numunelerin soğutma hızları aynı olduğu için dikkat çekilmiştir. 3 no'lu numune 18 dk., 1 no'lu numune 30 dk., 7 no'lu numune 33 dk., 9 no'lu numune 36 dk. ve 8 no'lu numune 39 dk.'dır. Elde elden sertlik değerleri de sırasıyla 36,5 - 40,8 - 44,3 - 44,4 - 45,9 'dur. Ekstrüzyon öncesi ön ısıtma süreleri attıkça tane sınırlarında çökelen alaşım elementlerinin matrisin kafes yapısı içerisine girebilmesi için gerekli

sürenin sağlanması gerekir. Yavaş soğutulan numunelerde tane sınırlarında çökelen alaşım elementi miktarı ve boyutu fazladır. Bu nedenle ön ısıtma sürelerinin denelerimiz için yetersiz olduğu ve elde edilen sertlik değerlerinin literatürde belirtilen değerlere ulaşamadığı gözlenmiştir. Burada yapılacak şey indüksiyonla ön ısıtma sisteminin kullanılması ve malzemenin merkezine kadar sıcaklığın 10 dk. da ulaşmasını sağlamaktır.

Rekristalizasyon inhibitörü ilavesinin önemli etkisi yeniden kristalleşme sıcaklıklarının ekstrüzyon sıcaklıklarına kadar yükseltilmesidir. Bu yüzden normal koşullarda çeşitli derecelerde yeniden kristalleşme vuku bulabilmekte ve deformasyonun yoğun olarak gerçekleştiği ekstrüzyon ürünlerin dış zonlarında aşırı tane kabalaşmasına neden olabilmektedir. İç bölgelerdeki yapı rekristalize olmamış fiber şekilli uzamış tanelerden oluşmaktadır. Yüzeyde bulunan iri tane yapısı çeşitli problemlere yol açabilmektedir. İlk ve en önemli etki kaba ve yeniden kristalleşmiş tane yapısı ekstrüzyon istikametinde fibresel yapıdan çok daha düşük mekanik özelliklere neden olmaktadır (çekme ve akma mukavemetinde 60-65 MPa 'lık bir azalma olabilmektedir). İkincisi ekstrüzyon sonrası gerdirme ve eğme gibi işlemler sonucu portakal kabuğu şeklinde kaba bir yapının oluşumudur

Ekstrüzyon ürünlerde yeterli mekanik özelliklerin sağlanması ve hatalardan kaçınılması amacıyla ekstrüzyon çıkış sıcaklıklarının dikkatle kontrol edilmesi gerekmektedir. Çökeltilerin katı çözeltiliye girişini sağlayan minimum sıcaklıklar kullanılmalıdır.

6.4.4 Yaşlandırma Prosesi

Isıl işlemle sertleştirilebilen alüminyum alaşımları en yüksek mekanik özelliklerine tam ısıl işlem görmüş koşulda ulaşabilmektedir. Tavlı koşulda çökelti fazların neredeyse tamamı masif partiküller şeklinde yapıda yer almakta ve malzeme yumuşak koşulda bulunmaktadır. 500°C civarındaki çözeltiliye alma işlemi sonrası veya ekstrüzyon presi çıkışını takip eden suda soğutma sonucu çökeltileri oluşturan elementlerin tümü katı çözeltide kalmaktadır. Oda sıcaklığında alaşımlar doğal olarak yaşlanabilmektedir ve ince çökelti teşekkül ederek sertlik artmaya başlamaktadır. Şayet yapay olarak değişik sıcaklık ve sürelerde yapay olarak yaşlandırılması durumunda ince partiküller hızlıca teşekkül etmekte, mukavemet ve sertlik oldukça yükselmekte ve maksimum değerlere ulaşmaktadır. Isıl işlem süresinin ideal süreyi aşması durumunda ise aşırı yaşlanma başlamakta ve özellikler düşme trendine girmektedir. AlZnMgCu alaşımları gibi bazı

alaşımlarda çökelme sıcaklığına ısıtma hızı da özellikler üzerinde önemli etkilere sahip olabilmektedir.

AA6061 alaşımı biletlerin homojenleştirme ve ekstrüzyon prosesleri mutlak suretle alaşımın yaşlanma sertleşmesi özelliği ile birlikte ele alınmalıdır. Aksi halde endüstride termik göstermeme olarak nitelendirilen ekstrüzyonu takiben yapılan çökelme sertleşmesi işlemlerinde yeterli sertlik artışı sağlayamama problemi ile karşılaşilmektedir.

Soğuma hızının azalması ile sertleşebilme kabiliyeti zayıflamaktadır. Çünkü 450 °C ve 500 °C işlem sıcaklıklarında 10 dakikalık ön ısıtma periyodu Mg_2Si 'un yeteri oranda çözünmesini sağlayamamakta ve bu fazlar basma testinden sonra sertliğe katkıda bulunamayacak ölçüde büyük boyutlu faz şeklinde kalmaktadır.

7. GENEL SONUÇLAR

Deneysel bulgulardan aşağıdaki genel sonuç çıkarılmıştır:

- Orta ve yüksek mukavemetli ısıl işlemle sertleştirilebilen alüminyum alaşımlarının fabrikasyon proses zincirinde önemli bir adım olan homojenizasyon işlemi soğutma hızındaki düşüş, şekil değiştirme gerilimini (σ_f) ve sertleşme kabiliyetini düşürmektedir.
- Bu alaşımlar için standartlarda öngörülen sertlik değerlerini elde edebilmek için homojenizasyon soğutma hızının alaşıma bağlı olarak kritik bir değerin altına düşürülmemesi gerekmektedir.

KAYNAKLAR

- Akgül, H., (2007), Çeşitli Alüminyum Alaşımlarının Ekstrüzyon Kalıplarında Şekillendirilmesi, Yüksek Lisans Tezi.
- Aytaç, A. (2004), AA3102 Alüminyum Alaşımların ve Eser Element İçeren Alüminyum Alaşımlarının Elektrokimyasal Özelliklerine Isıl İşlem ve Yüzey Ön İşlemlerinin Etkisi, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara.
- A.S.M Handbook., (1992), “Mechanical Testing“ 8:479-480.
- Bayram, H. (2008), Ekstrüzyon Yönteminde Sıcaklık, Ekstrüzyon Hızı ve Sürtünme Parametrelerinin Profil Kalitesinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi.
- Birol, Y. (2004), “The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets”, Journal of Material Processing Technology, 148:250-258.
- Çıtak, H.C. (2002), Investigation of Extrudability of Different Alüminyum Alloys By Using Metod of Hot Ekstrusion, Yüksek Lisans Tezi, Boğaziçi Üniversitesi.
- Çiğdem, M. and Eraslan, Y. (2002), " The dependence of hot deformation-recrystallisation properties of Al-6063 (Etial-60) alloy on homogenisation practice", Z. Metallkunde, January , 93, 1, 28-32.
- Çiğdem, M. ve Eraslan, Y., (2000), Etial-60 Alüminyum Alaşımının Homjenizasyon Prosesinin Ekstrüzyon Kabiliyetine Etkisi, Doktoa Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul.
- Daşcılar, B. (2006), Farklı Ekstrüzyon Hızlarında Ekstrüze Edilmiş AA6063 Alaşımlarının Yüzey ve Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, G.Y.T.E.
- Gavgali, M. and Aksakal, M., (1998), “Effects of Various Homogenisation On Hot Workability of Ingot Alüminium Alloy AA2014“, Material Science and Engineering, A254:188-199.
- Karabay, S., Zeren, M. and Yılmaz, M., (2003), “Investigation of Ekstrusion Ratio Effect on Mechanical Behaviour of Extruded Alloy AA6063“, Journal of Mechanical Procesing Technology, 135:101-108.
- Nadella, R., Eskin, D.G., Du, Q. and Katgerman, L., (2008), “Magresegration in Direct-Chill Casting of Aluminium Alloys“, Progress in Material Science; 421-480.
- M. B. Karamış, Halıcı, İ. (2007), “The effects of homogenization and recrystallization heat treatments on low-grade cold deformation properties of AA 6063 aluminum alloy”, Materials Letters, 61: 944-948.
- Onaran, K. (1995), Malzeme Bilimi, Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul.
- Özdemir, O. K., (2008), Çeşitli Ftalosiyanınların İnhibitör Olarak Asidik Ortamda Alüminyum Korozyonuna Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, G.Y.T.E.
- Öztop, M., , (2007), Taguchi Deney Tasarımı Yöntemi İle Alüminyum Ekstrüzyon Prosesinin İyileştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi.
- Saha, P. K., (2000), “Aluminium Ekstrusion Technology”, ASM International, Ohio.
- Samaras, S.N., Haidemenopoulos, G.N. , (2007) “Modelling of Microsegregation and Homogenization of 6061 Extrudable Al-Alloy”, Journal of Materials Processing Technology, 194:63–73.

- Saral, R., (2005), Alüminyum Ekstrüzyonunda Proses Kontrol, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi.
- Sönmez, H. (1989), Metal Ekstrüzyonu, Yıldız Teknik Üniversitesi Yayınları.
- Şendeniz, M., , (2006), Seçilen Bir Al-Mg-Si Alaşımının ($AlMgSi0,5$; *Etial 60*) Isıl İşleme Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi.
- Totik, Y., Gavgali, M., (2003), “The Effect of Homogenization Treatment on the Hot Workability Between the Surface and the Center of AA 2014 Ingots”, Material Characterization, 49:261-268.
- Tüzünalp, K. K. (2002), Alüminyum Alaşımlarının Yönlü Katılaşması ve Süreç Parametrelerinin İrdelenmesi, Doktora Tezi, Gazi üniversitesi.
- Verhoeven, J. D. (1975), “Physical Metallurgy”, Scriber New York.
- Vissers, R., van Huis, M.A., Jansen, J., Zandbergen, H.W., Marioara, C.D. and Andersen, S.J.,(2007), “The Crystal Structure of the β phase in Al–Mg–Si Alloys”, Acta Materialia,46: 3815-3823.
- Weisseach, W., (1984), Malzeme Bilimi ve Muayenesi, Birsen Yayınevi, İstanbul.
- Wu, L. M., Wang, W. H., Hsu, Y. F. and Trong, S. (2008), Journal of Alloys and Compaunds, 456: 163-168.
- Y. T. Öksüz.,(2006), Alüminyumun Yönlü Katılaşması, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi.

İnternet Kaynakları

www.aluselect.com

www.wagstaff.net

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi 30.11.1983

Doğum yeri

Bursa

Lise

1998-2002

Gemlik Celal Bayar Anadolu Lisesi

Lisans

2002-2007

Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fakültesi

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü