

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ SÜREKLİ LEVHA
DÖKÜMÜ**

Metalurji Müh. Rafet KARASU

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

YÜKSEK LİSANS TEZİ

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

Tez Danışmanı: Prof.Dr. Mustafa ÇİĞDEM

Prof.Dr.A.U.AUCI
Doç.Dr.Adem BAKKALOĞU

İSTANBUL, 2001

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ŞEKİL LİSTESİ	i
ÇİZELGE LİSTESİ	ii
ÖNSÖZ	iii
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
1. GİRİŞ	1
2. SÜREKLİ DÖKÜM	2
3. DEMİR DIŞI METALLER İÇİN SÜREKLİ DÖKÜM YÖNTEMLERİ	4
3.1. Henry Bessemer, Hazellett Yöntemi	4
3.2. Hunter Yöntemi ile sürekli Levha Dökümü	5
3.3. Pechiney-Coquillard Yöntemi	6
4. LEVHA DÖKÜM TEKNİĞİ	7
4.1. Genel Bilgiler	8
4.2. Temel Proses Elemanları	10
4.3. Ergimiş Metal Beslenmesi	10
4.4. Merdane Sistemi	10
4.5. Döküm Bölgesi	11
4.6. Merdane / Rulo Ara Yüzeyi	11
4.7. Mikroyapı	12
4.8. Katılaşma Mekanizması	12
4.9. Döküm Kalitesini Etkileyen Parametreler	13
4.9.1. Sıcaklık	13
4.9.2. Döküm Hızı	13
4.9.3. Döküm Dudağı (Tip) ve Döküm Aralık Eksenini arasındaki Mesafe	13
4.9.4. Besleme Kutusu (Head-Box) Metal Seviyesi	14
4.9.5. Tane İnceltme	14
4.9.6. Döküm Merdaneleri	14
4.9.7. Döküm Dudağı (Tip)	15
4.9.8. Grafit Püskürtme	15
5. ALÜMİNYUMUN ÖZELLİKLERİ	15
5.1. Fiziksel Özellikleri	15
5.1.1. Atom Yapısı ve Kristal Kafesi	16
5.1.2. Alüminyumun Yoğunluğu	16
5.1.3. Alüminyumun Ergime Noktası	17
5.1.4. Alüminyumun Isıl İletkenliği	17
5.1.5. Alüminyumun Isıl Genleşmesi	17

5.1.6.	Alüminyumun Elektriksel Özelliği	18
5.2.	Kimyasal Özellikleri	20
5.2.1.	Suya Etkisi	21
5.2.2.	Asit ve Bazların Etkisi	21
5.2.3.	Ametallerin Etkisi	21
5.3.	Alüminyum Alaşımlarında Alaşım Elementlerinin Etkisi	22
5.3.1.	Bakır	22
5.3.2.	Silisyum	23
5.3.3.	Mağnezyum	24
5.3.4.	Çinko	25
5.3.5.	Manganez	25
5.3.6.	Demir	26
5.3.7.	Krom	26
5.3.8.	Nikel	27
5.3.9.	Titanyum	27
5.3.10.	Zirkonyum	27
5.3.11.	Fosfor	27
5.3.12.	Sodyum	27
5.3.13.	Kalay	28
5.4.	Alüminyumun Dökümde Gaz Giderme İşlemleri	28
5.4.1.	Gaz Temizleme	28
5.4.2.	Vakum Flakslama	29
5.4.3.	Hekzakloreten Gaz Giderme	29
5.4.4.	Döner Gaz Giderme	29
5.4.5.	Gözemekli Tapa ile Gaz Giderme	30
5.4.6.	Alüminyum Alaşımlarının Rafinasyonu	31
5.4.7.	Filtrasyon	31
5.4.8.	Yolluk Sistemi	32
5.5.	Alüminyum Alaşımlarının Standartlarda Gösterilişi	33
5.5.1.	Alüminyum Birliğinin Sınıflandırılması	33
5.5.2.	ASTM Standardı	35
5.5.3.	REYNOLDS Standardı	35
5.5.4.	Fransız Standardı	36
5.6.	Alüminyum Alaşımlarının Homojenizasyonu	37
5.6.1.	Homojenizasyon Tavlama	37
5.6.2.	3003 Alüminyum Alaşımı	40
5.6.3.	Alüminyum-Manganez Sistemi	40
5.6.4.	Alüminyum Manganez Alaşımları	44
5.6.5.	Tane Kabalaşması	49
5.6.6.	Yeniden Kristalleşme	51
5.7.7.	Deformasyon Karakteristikleri	53
5.7.7.1.	Depolanmış Enerji	53
5.7.7.2.	Deforme olmuş malzeme yapısı	53
5.8.8.	Primer Yeniden Kristalleşme	55
5.8.9.	Çekirdeklenme Mekanizmaları	55
5.8.10.	Yüksek Açılı Tane sınırı göçü	56
5.8.11.	Yeniden Kristalleşme Kanunları	57
5.9.12.	Yeniden Kristalleşmeye Etki eden Faktörler	58
5.9.12.1	Orijinal Tane Boyutu Etkisi	58
5.9.12.2	Final İşlem Sıcaklığı ve gerçek deformasyon etkisi	59
5.9.12.3	Homojenizasyon Etkisi	60

5. 9.13.	Kritik deformasyon.....	61
6.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	64
6.1.	Mikroyapı Muayenesi.....	64
6.2.	Soğuk Deformasyon-Homojenizasyon/Tavlama Deneyi.....	65
6.3.	Dökme ve Öndeformasyonlu Levhaların Homojenizasyon Deneyileri.....	66
6.4.	Sertlik Ölçümü.....	66
7.	DENEYSEL SONUÇLAR ve TARTIŞMA.....	67
7.1.	Mikroyapısal Gözlemler.....	67
7.2.	Sertlik Özellikleri.....	68
7.3.	Soğuk Deformasyon-Homojenizasyon/Tavlama Özellikleri.....	77
7.4.	Dökme ve Öndeformasyonlu Malzemelerin Tane Yapısına Homojenizasyon Uygulanması Etkileri.....	78
KAYNAKLAR.....		81
ÖZGEÇMİŞ.....		82



SİMGE LİSTESİ

D	Tane çapı
T	Mutlak sıcaklık
T_{ergime}	Ergime sıcaklığı
T_m	Ergime sıcaklığı
T_{ykr}	Yeniden Kristalleşme sıcaklığı



KISALTMA LİSTESİ

ALCOA	Alüminyum Alaşım Standartı (Amerika)
ASTM	Alüminyum Alaşım Standartı
DİN 1913	Alüminyum Alaşım Standartı
SEM	Tarama Elektron Mikroskopi



Şekil 2.1	D.C. Dökümde Katılaşma hızı ve tane boyutunun değişimi	3
Şekil 3.1	Henry Bessemer'in plaka şeklinde sürekli döküm için düşündüğü yöntemin şematik resmi	4
Şekil 3.2	Hazelett Yönteminin şematik görünüşü	5
Şekil 3.3	Hunter Tipi Sürekli Döküm makinesinin şematik görünüşü	6
Şekil 3.4	Pechiney- Coquilard Tipi sürekli döküm makinası	6
Şekil 5.4.1	Döner gaz giderme ünitesi	30
Şekil 5.4.2	Belirli gaz akışları için, farklı gaz giderme yöntemlerinin verimliliğinin kıyaslanması.....	30
Şekil 5.6.1	Homojenizasyon tavlamasında artan sıcaklıklarla kaba taneli yapının oluşumu	38
Şekil 5.6.2	Alüminyum-Manganez denge diyagramının Alüminyum ucu. Üst eksen : Mn atom yüzdesi; alt eksen: Mn ağırlık yüzdesi	41
Şekil 5.6.4	%1.2 Mn, %0.5 Fe, % 0.3 Si 250 bileşenli alaşım: dağlanmamış (a) Büyük külçe sürekli döküm Kaba (FeMn) 3Si2Al15 partikülleri (b) Daha hızlı soğutulmuş külçe Bileşenlerin çok ince dispersiyonu	44
Şekil 5.6.5	%1.2 Mn 0.8 %Fe + Si alaşımı (dağlanmamış) Sürekli döküm esnasında yüzeyde Mn bileşimli segregasyon taneleri Haddelme esnasında kırılmış ve çentik oluşmuş, yoğrulma ve şekillendirilebilme düşmüştür.	45
Şekil 5.6.6	%1.2 Mn. %0.8 Fe + Si x 250 bileşenli, dağlanmamış alaşım. Levha Sürekli döküm külçedendir. Büyük Mn bileşik partikülleri, döküm sırasında Yüzeyde ayrılırlar, haddeden geçirilme sırasında koparlar ve yorgunluk Direncini ve biçimlenebilirliğini azaltan bir yiv yaratırlar.	47
Şekil 5.6.7	%1.2 Mn, %0.8 Fe + Si x 100 bileşenli levha elektrolitik dağlama (a) Tamamen sert (b) 450 °K' de 4 saat tavllanmış. Geri alma gerçekleşmiş 600 °K' de 30 dakika tavllanmış. Tekrar kristalleşmenin başlangıcı (d) 550 °K' de 4 saat tavllanmış. Tekrar kristalleşmenin tamamlanması	48
Şekil 5.6.8	%1.2 Mn, %0.8 Fe + Si x 100 bileşenli levhalar, oda sıcaklığındaki (Koldweld) x 25 deformasyonla kaynaklanmış; Keller dağlaması	49
Şekil 5.6.9	%1.2 Mn %0.8 Fe + Si bileşenli alaşım levhası, bir tarafta %7 Si alaşımlı Zırh, lehimleme için, x 250; dağlanmamış (a) Lehimleme öncesi tipik yapı (b) Lehimleme sonrası. Zırh yüzeyde döküm-benzeri bir yapı yaratarak erimiş....	49
Şekil 6.1	Test ve muayene numunelerinin dökme levhadaki konumları	64
Şekil 6.2	580 C de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 400 mm derindeki Mikroyapısı	65
Şekil 6.3	580 C' de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 900 mm derindeki Mikroyapısı	66
Şekil 6.4	580 C' de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 1400 µm derindeki Mikroyapısı	67
Şekil 6.5	580 C' de homojenize edilmiş numunenin kenardan 1900 µm derindeki Mikroyapısı	68
Şekil 6.6	580 C' de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 2400 µm derindeki Mikroyapısı	69
Şekil 6.7	580 C' de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 2900 µm derindeki Mikroyapısı	70

Şekil 6.8	Döküm numunenin kenardan 2900 µm derindeki mikroyapısı	71
Şekil 6.9	Çekme numunesi geometrisi	72
Şekil 6.10	Çekme numunesi makro fotoğrafı	72
Şekil 6.11	Sırasıyla %0, %50, %67, %83 deformasyon verilmiş numunelerin 450 C'de 4 saat homojenizasyon sonrası mikro yapı (2X).....	73
Şekil 6.12	Sırasıyla %0, %50, %67, %83 deformasyon verilmiş numunelerin 450 C'de 4 saat + 580 C'de 4 saat homojenizasyon sonra mikroyapı fotoğrafları (2X).....	74
Şekil 6.13	sırasıyla %0, %50, %67, %83 deformasyon verilmiş numunelerin 580 C'de Homojenizasyon sonrası mikroyapı fotoğrafları	74
Şekil 6.14	Döküm numunedeki elementlerin kenardan merkeze doğru % konsantrasyonu...	76
Şekil 6.15	580 C'de 6 saat homojenize edilmiş numunedeki elementlerin kenardan Merkeze doğru % konsantrasyonu	76



ÇİZELGE LİSTESİ

SAYFA

Çizelge 4.1	Levha Döküm tekniği ile üretilen alaşımlar	8
Çizelge 4.2	Levha döküm tekniğinin karakteristikleri	9
Çizelge 4.3	Merdane Ayırma Kuvvetini Etkileyen Faktörler	10
Çizelge 5.1	Haddeden geçirilmiş Ticari Al. Ve Rafine Al'un Mekanik Değerleri.....	19
Çizelge 5.5.1	Dört basamaklı tanıma sayısı.....	34
Çizelge 5.5.3	REYNOLDS Sınıflandırma Sistemi	36
Çizelge 5.6.1	%1-1,5 Mn ve %1'e kadar Fe + Si + cu bileşenli levha formundaki Al-Mn alaışımının mekanik özellikleri	46
Çizelge 5.7.13	Süper Saf Al'de deformasyon sonucu elde edilen kritik deformasyon Değerleri	62
Çizelge 6.1	3003 Al Alaışımının kimyasal kompozisyon spektrometrik analiz Raporu	64
Çizelge 6.2	580 C'de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 400 µm Derindeki element konsantrasyonu	65
Çizelge 6.3	580 C'de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 900 µm Derindeki element konsantrasyonu	66
Çizelge 6.4	580 C'de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 1400 µm Derindeki element konsantrasyonu	67
Çizelge 6.5	580 C'de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 1900 µm Derindeki element konsantrasyonu	68
Çizelge 6.6	580 C'de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 2400 µm Derindeki element konsantrasyonu	69
Çizelge 6.7	580 C'de 6 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 2900 µm Derindeki element konsantrasyonu.....	70
Çizelge 6.8	Döküm numunenin kenardan 2900 µm derindeki element konsantrasyonu....	71
Çizelge 6.9	Homojenizasyon ve deformasyonla değişen tane boyları tablosu	73
Çizelge 6.10	Döküm numunelerin değişik derinliklerde ölçüm sertlik sonuçları.....	75
Çizelge 6.11	580 C'de 6 saat homojenize edilmiş numunelerin sertlik değerleri	75

ÖNSÖZ

Günümüzde metalik malzemelerin yaklaşık % 80-90'lık bir bölümü sürekli döküm yöntemi ile çeşitli formlarda döküldükten sonra termo-mekaniksel işlemlere uğratılarak yarı mamul ve mamul formunda kullanıma sunulmaktadır.

Bu yöntemle üretilen ürünlerin özellikleri büyük oranda döküm teknolojisine bağlı olarak değişir. Döküm sırasında oluşan iç yapı, malzemenin daha sonraki çeşitli işlemlerde sergileyeceği davranışı belirlemektedir. Başka bir deyimle son ürün özelliklerinin iyi oluşu, döküm yapısının üretim esnasında kontrol edilmesiyle mümkündür. Her ne kadar ilk döküm yapısı değişik ısı ve mekanik işlemlerle büyük ölçüde değiştirilebiliyorsa da, ilk yapının son ürün özellikleri üzerinde etkisinin büyük olduğu bilinmektedir. Bu yüzden sürekli dökümde; döküm hızı, soğutma şartları, döküm sıcaklığı, metal akışı, kalıp yağlanması gibi değişkenlerin hassasiyetle kontrol altında tutulması ve etkilerinin bilinmesi gerekmektedir.



ÖZET

Bu çalışmada; sürekli döküm yöntemlerinin avantaj ve dezavantajları, üretilen ürünlerin mekanik kimyasal ve fiziksel özellikleri, bu özelliklere etki eden parametreler, uygulanan ısı işlemler ve bu işlemler sonucunda mikroyapıda meydana gelen değişiklikler, bu değişikliklerin ürün kalitesine olan etkileri araştırılmıştır.

Bunlara ilave olarak, levha döküm tekniği ile sarılabilen ruloların doğrudan üretimi, ele alınmış ve katılaşma mekanizması hakkında incelemeler yapılmıştır.

Deneysel çalışmada; endüstride çok yaygın kullanım alanı olan 3003 Alaşımının ince levha dökümü, karakterizasyonu mekanik özellikleri, mikroyapısal özellikleri, sertlik, tane kabalaşması, homojenizasyonu ve mangan içeriğinin soğuk deformasyon tavlama özelliklerine etkisi araştırılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Sürekli döküm, Homojenizasyon Tane kabalaşması, Yapısal değişiklikler.



ABSTRACT

In this thesis, the advantages and disadvantages of continuous casting process mechanical, chemical and physical properties of continuously cast products and the parameters affecting the properties, heat treatments applied to castings and heat treatment induced structural changes and their effects on product properties were all studied.

Two plates of An Al-Mn alloy (AA 3003) with low and high Mn contents were produced by a speed center machine and the solidification mechanism was investigated. Thin plates were subjected to structural and property characterisation before and after homogenisation treatment. The reasons for the occurrence of abnormal grain growth associated with the homogenisation treatment were studied by using deformation anneal techniques and the effect of process and material parameters such as homogenisation time, homogenisation temperature and Mn content were also searched.

Keywords: Continuous casting, Homogenisation, Grain growth, Structural changes.

1. GİRİŞ

Yerkabuğunun, yaklaşık %7-8' ini oluşturan Alüminyum, metaller içerisinde en bol bulunma özelliğine rağmen, serbest halde bulunmaması sebebiyle elde edilmesi diğer metallere göre yeni sayılır. Ancak, hafiflik; kolay şekillendirme; alaşımlandırma ve ısıtma işlemi suretiyle yüksek mukavemet kazandırma; yüksek ısı ve elektrik iletkenliği; çeşitli sıvı gaz ve korozyon etkisine dayanıklılık gibi özellikleri nedeniyle, kısa sayılabilecek kullanım süresinde, birçok temel endüstrinin vazgeçilmez metali olarak, demirden sonra en çok kullanılan metal haline gelmiştir.

Bilindiği gibi, Alüminyum oldukça hafif bir metal olup, 660 °C de erir ve 2056 de kaynar. Alaşımlandırıldığında, yoğunluğundaki küçük artışlara karşın, mekanik mukavemetinde önemli artışlar meydana gelir. Mukavemetinin, ağırlığına oranla çok yüksek olması, Alüminyum ve alaşımlarının en önemli özelliğidir. Dünyada ilk kez 1855' de Paris'te teşhir edilen Al, 1876' da elektro-teknik sanayi' inde, 1898' de motor imalat sanayi' inde, 1916' da uçak sanayi' inde, 1927' de inşaat sanayi' inde, 1951 de yay köprüsü yapımında kullanılmaya başlamış ve özellikle son 20 yıl içerisinde, daha da hızlı bir tempo ile gelişerek günümüzde demirçelik endüstriyel rekabet edebilecek bir seviyeye ulaşmıştır.

Yurdumuzda, Alüminyum ihtiyacının karşılanabilmesi amacıyla, bir Alüminyum üretim tesisinin kurulmasına ait çalışmalar 1938-1942 yılları arasında rastlayan ikinci Sanayi Planı döneminde başlamıştır. Eylül 1938 tarihinde onaylanan bu Planın hedefleri doğrultusunda bir Alüminyum fabrikası kurulması öngörülmüş, ancak 2.Dünya savaşı sebebiyle, o zaman gerçekleştirilmesi mümkün olamamıştır.

1960 yılı başlarından itibaren, Türkiye de mevcut boksit yataklarının işletilmesi ve ayrıca bir Alüminyum tesisi kurulması için gerekli ön çalışmalara başlanabilmektedir. Seydişehir' in Mortaş ve Doğankuzu mevkieinde, MTA tarafından Ekim 1962 de çalışmalara başlanılmış ve 25 milyon ton boksit rezervi tesbit edilerek, bu sahaları işletmek üzere 1 Şubat 1965 tarihinde, Enerji ve Tabii Kaynaklar Bakanlığı kararı ile, Etibank'ın bünyesinde, Seydişehir Maden Şantiye Şefliği kurulmuştur. Alüminyum tesislerinin bir an önce işletmeye alınmasını temin maksadıyla, 13 Ekim 1969 tarihinde, temeli atılmış ve 1972-1979 yılları arasında bölüm bölüm işletmeye alınmıştır.

Türkiye Alüminyum ihtiyacının %40' ını karşılayan Seydişehir Alüminyum Tesislerinin 1993

yılı itibariyle, milli hasılataya katkısı 810 milyar TL.(net) ve ithal yerine, Alüminyum üretimi suretiyle sağladığı döviz tasarrufu 42 milyon US dolarıdır.

Tesislerin, tabii kaynaklara yakın, Seydişehir gibi, ekonomisi tamamen tarıma dayalı, dış bağlantı imkanları günden güne gelişen, küçük bir Anadolu kasabasında kurulması, kalkınma planlarında öngörülen, dengeli kalkınma politikasına da uygun düşmüştür (Çınaroğlu, 1995).

2. SÜREKLİ DÖKÜM

Sürekli döküm yöntemi, her ne kadar şekilli parça üretimine ilişkin bir yöntem değilse de, bu yöntemin ürünlerinin özellikleri büyük oranda döküm teknolojisine bağlı olarak değişir.

En genel tanımı ile sürekli döküm yöntemi; sıvı metalin, dış yüzeyi su ile soğutulan iki ucu açık bir kalıptan geçirilerek katı hale dönüşmesini sağlayan işlemdir. İşlemin sürekli oluşu veya başka bir deyimle sıvı metalin kalıba doldurulduğu, katı kabuk oluşumu ve katılaştıran metalin kalıptan çekilerek alınışının sürekli oluşu, yöntemle sürekli adını kazandırmıştır.

Sürekli döküm yönteminde, prensipte birbirinin aynı olan, farklı uygulamalara gidilmiştir. Katılaşmanın gerçekleştiği kalıp sabit konumlu olduğunda, yöntem bu kalıbın duruş şekli ve katılaştıran metalin çekiliş yönüne bağlı olarak;

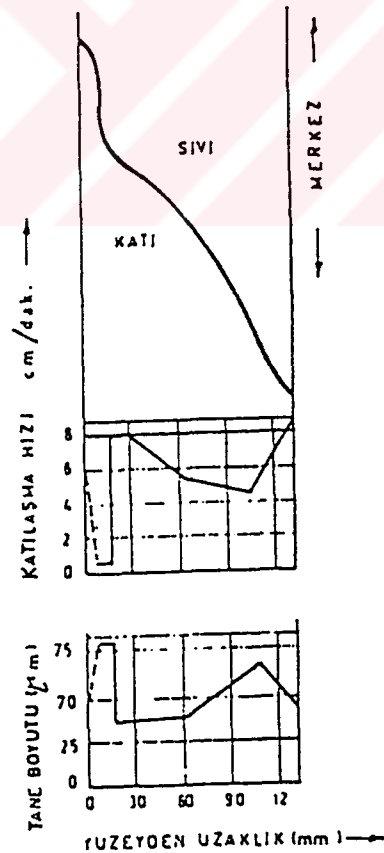
- 1- Düşey sürekli döküm
- 2- Yatay sürekli döküm
- 3- Eğik sürekli döküm, adlarını almaktadır.

Sürekli döküm için son derece otomatik bir işlem ve döküm ürünlerinde mümkün olan en iyi kaliteyi sağlamak amacıyla geliştirilen yöntemlerde, özellikle aşağıdaki parametreler çok önemlidir.

- a) Döküm hızı
- b) Soğutma Şartları
- c) Döküm sıcaklığı
- d) Metalin akışı
- e) Kalıp yağlanması

Sürekli dökümde katılaşma boyunca soğutma şartlarının değişmemesi, katılaşma yüzeyinin kalıp içindeki konumu ve şeklinin hep aynı kalmasını sağlar. Dolayısıyla döküm, tüm uzunluğu boyunca hep aynı geometrik şekle sahip bir sıvı-katı arayüzeyi oluşturarak katılaşır. Bu durum, dökülen ingot, levha ve bant dökümlerinde boylamasına özelliklerin (tane boyutu, segregasyon, gözeneklik, mekanik özellikler v.b.) değişmesini önler (Çavuşoğlu, 1981).

Döküm yapısında oluşan iç yapı, malzemenin daha sonraki çeşitli işlemlerde göstereceği davranış açısından önem taşımaktadır. Başka bir deyişle, son ürün özelliklerinin iyi oluşu döküm yapısının kontrol edilmesiyle sıkı bir ilişki içindedir. Örneğin ince tane boyutu veya metaller arası bileşiklerin yapıdaki homojen dağılımları çok daha iyi mekanik özelliklere yol açar. Her ne kadar ilk döküm yapısı değişik işlemler ile (ısı ve mekanik) büyük ölçüde değiştirilebiliyorsa da, ilk yapının son ürün özellikleri üzerinde kalıcı bir etkisinin olduğu kesindir. Yapıyı etkileyen soğuma hızı veya dolayısıyla katılaşma hızı, ısıya uzaklaşma hızı ile değişir. Soğutma miktarına ve katılaşan metalin kalıptan çekilme hızına bağlı olarak kalıp içinde belirli bir şekle sahip bir sıvı gölcüğü oluşur. (şekil 2.1)

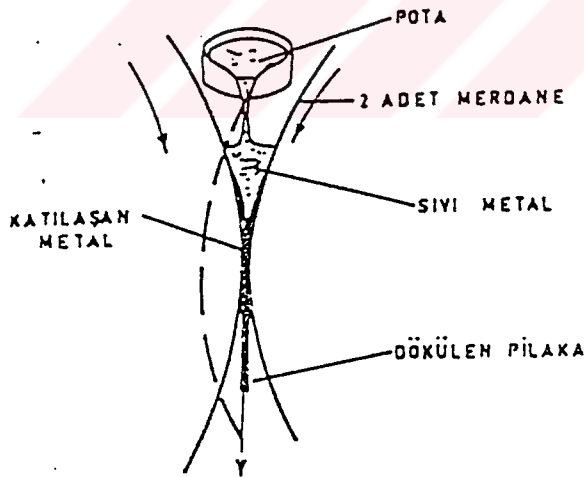


Şekil 2.1.DC Dökümde Katılaşma Hızı ve Tane Boyutunun değişimi (şekil 2.1)

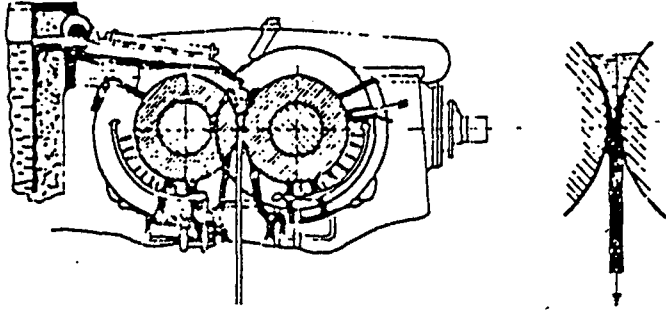
3. DEMİR DIŞI METALLER İÇİN SÜREKLİ DÖKÜM YÖNTEMLERİ

3.1. Henry Bessemer, Hazellett Yöntemi:

Henry Bessemer (1865), sıvı çeliğı, yatay yerleştirilmiş ve aralarında çok az açıklık olan iki merdane arasından sürekli olarak döküp, levha halinde dökmeği planlamış, ancak bu yöntem o günlerin mühendislik malzemelerinin yetersiz kaliteleri nedeniyle başarılı olamamıştır. Bessemer' in düşüncesini yeniden ele alan Hazellett, yatay ve su akımı ile soğutmalı paralel çalışan iki silindirden oluşan bir sürekli döküm makinası geliştirmiştir. 1936' da bazı Amerikan firmalarınca bu makinalar denenmiş fakat endüstriyel uygulamaya geçilememiştir. Ancak çelik dökümünde sıvı metalin silindirlere iyi beslenememesi, silindirlerin yüzeyinde sıcak deformasyon sonucu oluşan bozukluklar v.b.aksaklıklara karşılık, demir dışı metallerin dökümünde başarı sağlanmıştır. (şekil 3.1 ve 3.2) (Çavuşoğlu, 1981).



şekil 3.1. Henry Bessemer'in plaka şeklinde sürekli döküm için düşündüğü yöntemin şematik resmi



Şekil 3.2. Hazelett Yönteminin Şematik görünüşü

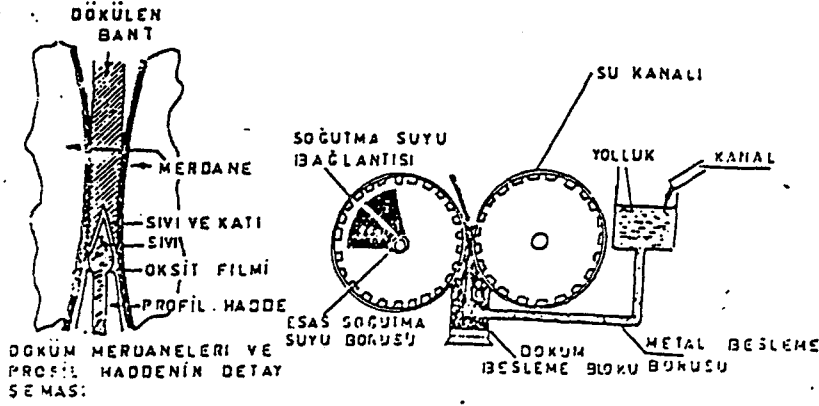
3.2. Hunter Yöntemi ile sürekli Levha dökümü

Hunter 1954 yılında Hazellett' in düşüncesini yeniden ele almış ve aynı yatay düzlem içine yerleştirilmiş sabit eksenli iki silindirden oluşan Hunter tipi sürekli döküm makinasını geliştirmiştir.

Özellikle Alüminyum folyo üretimine çok elverişli olan bu yöntem , Zn, Pb ve alaşımlarına endüstriyel ölçüde uygulanmaktadır. Bu yöntemin en belirgin özelliği, ilk yatırımın ve kullanılan işçi adedinin konvensiyonu yöntemlere kıyasla çok düşük oluşudur.

Yöntemin özelliği, merdaneler arasına sıvı metali beslemek için özel bir uç tertibatının kullanılmasıdır. Bu uç, yüksek mukavemette torna edilebilir refrakter bir malzemeden (Maritine) yapılmış olup, dökme demirden bir muhafaza içine yerleştirilmiştir. Maritine, uca gelmeden önce sıvı metal, yüksek sıcaklığa dayanıklı ve hafif bir refrakter malzemeden (fiberfax) yapılmış boru yardımı ile alt hazineye dolar.

Besleme ucu tertibatındaki aksaklıklar ve dökülen levhanın kenarlarında oluşan pürüzlenmeler, bu yöntemde karşılaşılan belli başlı zorluklardır. Hunter yöntemi ile 1460 mm enine, 6-7 mm kalınlığa kadar levhalar 1- 1.2 / dak. Hızla dökülebilmektedir. Döküm kapasitesi 1 – 1.5 ton / saat civarındadır. Özellikle Alüminyum ve alaşımlarının sürekli dökümünde başarı ile uygulanmakta olan Hunter Yöntemi Türkiye' de NASAŞ tarafından kullanılmaktaydı (Avcı, 1993)

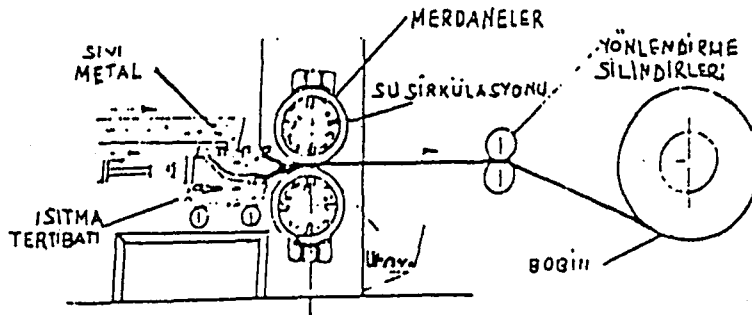


Şekil 3.3 Hunter Tipi Sürekli Döküm Makinesinin Şematik Görünüşü

3.3. Pechiney – Coquillard Yöntemi

Bu yöntem sürekli levha dökümünde, Hunter yönteminin bir başka uygulanış şeklidir. Ancak bu yöntemde döküm kalitesini artıracak bazı değişiklikler yapılmıştır. Bu yöntemde, silindirler hadde merdanesi konumundadır. Sıvı metal iki silindir arasına özel bir oluk yardımı ile verilmektedir.

Özellikle Alüminyum ve alaşımlarına uygulanan bu yöntemde döküm makinasında 400-450 °C da çıkan levha. Bobinlere 5 ile 6 ton ağırlığa kadar sarılır. Elde edilen levhanın yüzey kalitesi çok iyi olup 0,009 – 0,011 mm kalınlıkta folyo üretimine çok elverişlidir. (Şekil 3.4) (Çavuşoğlu, 1981).



Şekil 3.4. Pechiney –Coquillard Tipi sürekli döküm Makinesi

4. LEVHA DÖKÜM TEKNİĞİ

4.1. Genel Bilgiler

Günümüzde levha döküm tekniği ile sarılabilir ruloların doğrudan üretimi Alüminyum endüstrisinde standart uygulama haline gelmiştir. Levha döküm tekniği ilk kez 1846 yılında Sir Henry Bessemer tarafından tasarlanmıştır. Tekniğin uyandırdığı heyecan kısa sürmüştür, çünkü sistemi desteklemesi gereken teknolojiler yeterli olamamıştır. Bir asırdan daha kısa bir zamanda gelişmekte olan ülkeler arasındaki yarış şiddetli hale geldiğinde, bu teknolojik endüstrileşmiş ülkeler tarafından yeniden keşfedilmiştir. Bu yöntemin ilk olarak ticari anlamda uygulanması 1950' li yıllarda Amerikan Hunter Engineering ve Fransız Pechiney şirketleri tarafından gerçekleştirilmiştir. Günümüzde %60'ı Kuzey Amerika ve Avrupa'da olmak üzere 170 kadar döküm makinası, üretim yapmaktadır.

Levha döküm tekniğinin hem ekonomik hem de metalurjik açıdan diğer yöntemlere nazaran getirdiği üstünlükler vardır. Proses katılaşmayı ve sıcak maddelemeyi tek bir operasyonda birleştirip, sarılabilir rulolar ürettiğinden, geleneksel rulo üretiminde gerek duyulan ek bir sıcak haddeleme işlemine ya gerek kalmaz ya da belirgin bir şekilde azalır. Sonuçta enerji ve üretim maliyetleri düşer.

Levha döküm tekniği için gerekli yatırım maliyeti, geleneksel ingot-döküm sıcak haddeleme prosesi için gerekenden çok daha azdır. Metalurjik Perspektiften, prosesteki yüksek katılaşma hızı levhaların saf bir metalurjik bir yapıya sahip olmasını sağlar. Bu mikroyapı rafine dendrik hücrelerle (5µm civarında), ince intermetalik tanelerle (1µm boyutunda), katı çözünürlüğündeki artış ve yarı-kararlı fazın varlığı ve karakterize edilir.

Levha döküm yöntemi "katılaşma/deformasyon" tekniğidir. Rulo üretimi için varolan diğer prosesler "yalnız katılaşma" tekniğidir. Dökülen ürün ayrıca deformasyon işlemlerine tabi tutulur (* Assan Alüminyum).

Yalnız katılaşma teknikleri;

- Yüksek verimlilik
- Alışım kısıtlaması olmayışı
- Nispeten düşük katılaşma oranları

*Assan Alüminyum : Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinden alınan yazarı bilinmeyen kaynaklar ve / veya mühendislerinden alınan bilgiler.

• Yüzey hatalarına duyarlılık

ile karakterize edilirler.

Levha döküm tekniğinde belirli bir alaşımda, sıcaklıkta ve seviyedeki ergimiş Alüminyum, döküm makinesinde tandişe gelmeden önce gaz giderme ve filtrasyon işlemleri görür. Tandiş, sıvı metali döküm makinesinin merdanelerine veren ve “tip” olarak bilinen nozula bağlıdır. Tip genişliği dökülen levhanın genişliğini belirlemektedir. Merdanelerin 15° aç yapması, ergimiş metalin tipten çıkış basıncının, tandişteki metal seviyesiyle ayarlanmasını sağlar. Bu özellik metalin nozuldan merdanelere düzgün akışını sağlar. Döküm merdaneleri içten su ile soğutulurlar. Döküm merdaneleri arasındaki uzaklık hidrolik bir sistemle sabit tutulur. Tip çıkışıyla döküm merdanelerinin ekseni arasında belli bir uzaklık vardır. Böylece bir proseste döküm merdaneleri, sıvı metali katılaştırmanın yanında belli oranda sıcak haddelemede yaparlar. Tip çıkışıyla döküm merdanelerinin ekseni arasındaki uzaklığa “tip ekseni” denir. Merdanelerin yüzeyine, levhanın merdanelere yapışmasını önlemek amacıyla sürekli olarak su bazlı grafit püskürtülür (*Assan Alüminyum)

Döküm makinesinden çıktıktan sonra levha, sarılmadan önce gergi merdanelerinden ve makastan geçer. Normal operasyonda gergi merdaneleri çalıştırılmaz. Çünkü sarıcı dökülen levha üzerinde gerekli germe kuvvetini oluşturur. Rulo istenilen boyuta geldiğinde gergi merdaneleri dökülen levha üzerinde germe kuvveti oluşturmak amacıyla çalıştırılır, levha makasla kesilir ve operasyonun akışı etkilenmeden rulo sistemden alınır. Kesilen uç sarıcıya ulaştığında sarıcının yarattığı germe kuvveti yeniden sağlanmış olur ve gergi merdaneleri durdurulur. Çizelge 4.1’ de levha döküm tekniği ile üretilebilen alaşımlar görülmektedir.

Çizelge 4.1. Levha Döküm Tekniği ile Üretilebilen Alaşımlar

1050	1060	1100	1145	1188	1190	1193
1199	1200	1230	1235	1345	3003	3004
3005	3006	3105	5005	5010	5034	5050
5052	5056	5085	5083	5086	5154	5182
5252	5254	5356	5454	5456	5457	5652
5657	6063	7072	8010	8011	8111	8014

*Assan Alüminyum : Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinden alınan, yazarı bilinmeyen kaynaklar ve/veya Assan Alüminyum mühendislerinden alınan bilgiler.

Çizelge 4.2. Levha Döküm Tekniğinin Karakteristikleri

Avantajlar	• İyi yüzey kalitesi • Düşük kalınlık ve profil kontrolü • İlave sıcak haddelemeye gerek olmayışı
Dezavantajlar	• Düşük verimlilik • Sınırlı alaşım dökülebilmesi • Bazı uygulamalar için üretilen ürünün uygun özelliklere sahip olamayışı

Çizelge 4.2’ de levha döküm tekniğinin karakteristikleri görülmektedir. Sıcak haddeleme işlemi, levha döküm tekniği ile dökülmüş ruloyu karakterize eden, iyi yüzey kalitesini sağlar. İkinci bir avantajı sonraki proseslerde herhangi bir ilave sıcak haddelemeye gerek olmaksızın işleme alınmaya uygun olmasıdır.

Levha döküm tekniğinin dezavantajları düşük verimliliği ve sınırlı alaşım kapasitesidir. Prosesin daha saygın bir şekilde uygulanamayışı bu nedenlerden dolayıdır. Levha döküm tekniği ile dar donma aralığına sahip alaşımlar üretebilmektedir. Alaşımların donma aralığı arttıkça verimlilikte azalma görülmektedir.

Rulo profilinin bir sonraki haddeleme işlemine uygun olabilmesi için, merdane ayırma kuvveti tanımlanmış limitler içinde kalmalıdır. Yük hücreleri kullanılarak veya makinelerdeki hidrolik basınç ölçülerek ayırma kuvveti kontrol edilir. Deneysel ölçümler rulo profilinin parabolik bileşiminin, merdane ayırma kuvveti ile doğrudan ilişkili olduğunu ortaya koymuştur. Düşük ayırma kuvvetlerinde dökülmüş levha negatif profile sahip olurken, yüksek ayırma kuvvetlerinde levhada pozitif profil oluşmaktadır. Bu sınırlar arasında levhanın paralel olduğu değerler vardır. Merdane ayırma kuvveti merdane eğriliğinin etkisini ortadan kaldırılabılır. Tip eksen ve döküm hızı, profili yalnız merdane ayırma kuvveti değerini ani olarak değiştirerek etkileyebilir. Rulo kalınlığı boyunca meydana gelen parabolik olmayan yerel değişimlerin nedenleri zayıf tip tasarımı, su kanallarının bloke olması, merdane şelinin zayıf desteğidir (*Assan Alüminyum).

Çizelge 4.3. Merdane Ayırma Kuvvetini Etkileyen Faktörler

Alaşım	Malzeme akış gerilimi donma aralığı
Döküm Hızı	Döküm hızı arttıkça ayırma kuvveti azalır.
Tip Ekseni	Tip ekseni mesafesi arttıkça ayırma kuvveti artar.
Sıcaklık	Sıcaklık arttıkça ayırma kuvveti azalır.
Rulo Genişliği	Rulo genişliği arttıkça ayırma kuvveti artar.
Merdane yüzey Durumu	Yapışma ile ayırma kuvveti artar.

4.2. Temel proses Elemanarı

Levha döküm tekniğinde, temel proses elemanları ergimiş metal beslenmesi, merdane sistemi, döküm bölgesi ve hadde/rulo ara yüzeyidir (*Assan Alüminyum)

4.3. Ergimiş Metal Beslenmesi

Levha döküm tekniğinde uygun ergimiş metal besleme sistemi seçiminin kritik olması, ürün kalitesini ve geometresini doğrudan etkilenmesinden kaynaklanmaktadır(*Assan Alüminyum)

4.4. Merdane Sistemi

Levha döküm tekniğinde merdaneler, hem katılaşma için gerekli soğumayı, hem de haddelemeyi sağladığı için önemli bileşenlerdir. Çelik dökümünde verimliliğin sağlanması ve yüksek ısı transferi açısından merdane genellikle bakırdan yapılır. Bakır kabul edilebilirdir. Çünkü çelik endüstrisinde merdaneler düşük yüklü koşullarda çalışırlar. Alüminyumda zıt koşullar mevcut olduğu Pechiney' de testlerle gösterilmiştir. Bu testlere göre bakır şeller üretimi ikiye katlamaktadır, ancak yüksek moment ve ayırma gücüne bağlı olarak deforme olmaktadır. Alüminyum döküm makinelerinde ısı yorulma bir sorundur (*Assan Alüminyum)

* Assan Alüminyum : Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinden alınan, yazarı bilinmeyen kaynaklar ve/veya Assan Alüminyum Mühendislerinden alınan bilgiler .

Gerilim hesaplamaları, kimyasal bileşim değişimleri gibi sorunlara çözüm olarak MO22 şelleri geliştirilmiştir.

Şelin birinci görevi ergimiş Alüminyumun katılaşabilmesini sağlayabilmek için ondan ısıyı almaktır. Döküm makinesinin verimliliğini ısı transfer kapasitesi ile bağlantılıdır ve şel malzemesi için birinci şart iyi ısıl iletkenliktir. Şeller mekanik kaynaklı gerilimlerle karşı karşıya kalırlar. Şeller için kullanılan malzeme, mekanik dayanım ve tokluk sağlamalıdır. Şel malzemesi ısıl yorulmaya karşı yüksek dirence sahip olmalıdır. Bakır şeller, çelik şellerin iki katı verimlilik sağlarlar, ancak onların mekanik özellikleri yeterli şel ömrü sağlayamamaktadır. Buna karşılık süper alaşımlar, ısıl çatlamaya karşı mükemmel dayanıma sahiptirler, ancak Alüminyum katılaşmasının normal döküm hızında gerçekleşmesine izin vermezler. Demir bazlı alaşımlar ve çelikler döküm prosesinin gerektirdiği şartları en iyi karşılayan malzemelerdir (*Assan Alüminyum).

4.5. Döküm Bölgesi

Bu bölge katılaşmanın ve haddelemenin aynı anda olduğu bölgedir. Levha döküm tekniği çok basit bir ilkeye dayanmaktadır. Ergimiş metal, içinden geçen su ile soğutulan merdaneler arasından geçerken katılaşmakta, aynı zamanda merdanelerin haddeleme işlemiyle son kalınlığa inmektedir. Basit görünmesine rağmen, proses çok karmaşık fiziksel olaylar içermektedir. Bu olaylar sıvı akışı, ısı transferi, katılaşma, merdaneler ve rulo arasındaki hava aralığı oluşumu ve defarmasyondur ki, bütün bu olaylar çok kısa bir zaman aralığında olur. Bu karmaşık olgu ile ilgili matematiksel ve fiziksel modeller geliştirilmiştir(*Assan Alüminyum)

4.6. Merdane / Rulo Ara Yüzeyi

Levha döküm tekniği ergimiş metal, merdane / rulo ara yüzeyinde ısı kaybederek katılaşır. Ara yüzey performansının, levhanın kalitesi üzerinde doğrudan etkisi vardır ve birçok etkenden etkilenir. Bu etkenler; kalıp malzemesi, yüzey doku yapısı, atmosfer, metalostatik basınç ve ıslatma özellikleridir. Döküm esnasında ergimiş metal giriş boyunca merdanelerle sıkı bir ilişki içindedir, dolayısıyla ısı kayıp oranı yüksektir. Hemen ardından katılaşma başlar, ancak yüzeyde oluşan oksit tabakası ısı iletimini azaltmaktadır. Bunu seyreden bölgede, katılaşan levha sıcak baskı ve bir kez daha merdane yüzey teması ile karşı karşıya kalır (*Assan Alüminyum).

* Assan Alüminyum : Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinden alınan, yazarı bilinmeyen kaynaklar ve/veya Assan Alüminyum mühendislerinden alınan bilgiler.

İstenen ısı performansını elde edebilmek için bu parametreler doğru bir şekilde eşleştirilmiştir.

4.7. Mikroyapı

Levha döküm tekniğinde birbiri ardına oluşan katılaşma ve sıcak haddeleme sonucu ortaya karakteristik bir mikroyapı çıkar. Bu mikroyapı geleneksel D.C. ingot ve sıcak haddeleme yöntemiyle üretilen levhaların mikroyapısından farklıdır. Bu fark sürekli levha dökümünde oluşan hızlı katılaşma ve kalıcı deformasyondan kaynaklanmaktadır. Bu hızlı katılaşma oranı levhadaki bütün birincil bileşiklerin boyutunu küçültür. Geleneksel yöntemle karşılaştırıldığında sürekli dökülmüş levhadaki intermetalik parçacık boyutunda %80' lik bir küçülme vardır. Sürekli dökülmüş Alüminyum levhada parçacık dağılımı düzgün değildir. Kaba parçacıklar levhanın ortasında toplanmıştır. Ama bu kaba parçacıklar bile geleneksel malzemedeki ortalama parçacıktan daha küçük boyuttadır. Bu parçacıkların merkezde yoğunlaşmasının herhangi bir zararlı etkisi gözlenmemiştir.

Sürekli dökülmüş levhanın döküm makinasından çıktığındaki düşük sıcaklığı (ortalama 300°C) döküm esnasında oluşan sıcak haddelemede malzemenin tamamıyla yeniden kristalleşmesine izin vermez. Bu ise sürekli dökülmüş levhada kalıntı gerilmelerin oluşmasına yol açar. Dolayısıyla sürekli dökülmüş levhalar geleneksel yöntemle üretilen levhalardan daha serttirler.

Sürekli dökülmüş Alüminyum levhaların mikroyapısı, iyi şekillendirilebilme ve yenim dayanımı sağladığından birçok üretim alanında üstünlüğe sahiptir. Bu mikroyapı özellikle folyo üretimi için elverişlidir.

Sürekli dökülmüş Alüminyum levhanın kendine has mikroyapısı bu malzemenin bazı kullanım alanlarında özellikle tercih edilmesine neden olmaktadır. Bu kullanım alanlarına örnek olarak bilgisayar harddiski üretimi örnek verilebilir. Harddisklerin hafıza kapasitesi büyük oranda bilgilerin manyetik olarak yazılıp sonrada okunabileceği en az alana bağlıdır. Bu alan manyetik kaplamanın kalınlığına ve düzgünlüğüne bağlıdır. Manyetik kaplamanın kalınlığı ve düzgünlüğü ise harddiskin üretildiği malzemenin yüzey kalitesine dayanır(*Assan Alüminyum).

4.8. Katılaşma Mekanizması

Levha döküm tekniğinde katılaşma normal koşullarda üç aşamada gerçekleşir. Birinci aşama

*Assan Alüminyum : Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinden alınan, yazarı bilinmeyen kaynaklar ve/veya Assan Alüminyum mühendislerinden alınan bilgiler.

metal yüzeyinin merdanelere dokunmasıyla birlikte hızlı olarak katılaşmasıdır. İkinci aşamada levha merkezi yarı katı hale gelerek çekilir ve yüzey merdane ile temasını kaybeder. Bu ise ısı transferinin düşmesine ve intergranüler olarak yeniden ergimesine yol açar. Üçüncü aşamada ise metal merdanelere basınç uygulayacak kadar katılaşır. Bu sayede ısı transferi artar ve katılaşan metalden ısıнын büyük bir bölümü alınır.

Katılaşmanın ikinci aşamasında görülen yeniden ergime büyük intermetalik parçacıklar oluşturmanın yanında merdane yüzeyinde, merdanenin her devrinde yeniden ergimeyi başlatan bölgesel bir oksit büyümesine neden olur. Merdane yüzeyinde oluşan bu oksit alanları dökülen levha üzerinde kaba bir yapıda enlemesine bantlar şeklinde dalgacıklar oluşturur. Bu dalgacıklar dökülmüş levhanın bazı anodizasyon uygulamalarında kullanımı engellemiştir (*Assan Alüminyum).

4.9. Döküm Kalitesini Etkileyen Parametreler

4.9.1. Sıcaklık

Metalin akışkanlık kontrolü için sıcaklığın üniform olması şarttır. Metal çok sıcak ise merdane ile tip arasından zemine akabilir. Metal çok soğuk ise, tip içerisine donma veya özellikle dökülen levhanın kenarında donmalar sonucu girintili çıkıntılı yüzeyler meydana gelir. Döküm için uygun sıcaklıklar alaşım cinsine bağlı olarak değişmektedir. Döküm sıcaklıkları head-box’ da (besleme kutusu) ölçülür ve kontrol altına alınır (*Assan Alüminyum).

4.9.2. Döküm Hızı

Uygun döküm hızı alaşımın cinsine, levha kalınlığına ve merdane kabuğunun (şel) alaşımına bağlıdır. Alüminyumun saflığı arttıkça döküm hızı artmakta, alaşım elementlerinin miktarı arttıkça azalmaktadır. Döküm hızları alaşım cinsine göre ayrı ayrı belirlenmiştir (*Assan Alüminyum).

4.9.3. Döküm Dudağı (Tip) ve Döküm Aralık Ekseni Arasındaki Mesafe

Döküm Dudağı ve döküm aralık ekseni arasındaki mesafe kısaca “tip” ekseni olarak adlandırılır. Sıvı metal katılaşma sırasında merdane tarafından belirli oranda döküm levhasının karakteristiğinde farklılıklar yaratacağından istenmez.

*Assan Alüminyum : Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinden alınan, yazarı bilinmeyen kaynaklar ve/veya Assan Alüminyum mühendislerinden alınan bilgiler.

Döküm dudağının merdane eksenine uzaklığı olarak bilinen tip eksen, deformasyon miktarını belirleyen en önemli parametredir. Tip eksen değerinin yüksek olması döküm deformasyonunu artırırken, düşük olması azaltmaktadır. Tip eksen değerinin hat hızı ve merdane şelinin ömrü üzerinde de etkileri vardır. Eksen değerinin yüksek olması döküm hızında küçük miktarda artmalara neden olurken, şel ömrünü olumsuz yönde etkilemektedir (*Assan Alüminyum).

4.9.4. Besleme Kutusu (Head-Box) Metal Seviyesi

Head-box'un ana görevi, tip içerisine ve dolayısıyla merdane aralığına belirli hidrostatik basınçta sıvı metal besleyerek metal seviyesini oluşturmak ve kontrol etmektir. Seviyenin uygunluğu, döküm amperi göstergesi ile kontrol edilir.

Head-Box içerisindeki şamandra ile starttaki amper değerine ulaşmak için seviye ayarı yapılır. Seviyenin az olması, levhanın belirli yerlerinde beslenme problemi yaratırken, fazla olması levha bombesinin artmasına, döküm dudağının (tip) kırılmasına ve sıvı metalin merdane aralığından akmasına neden olur (*Assan Alüminyum).

4.9.5. Tane İnceltme

Sonradan yapılacak şekillendirme işlemlerindeki kaliteyi sağlamak için döküm levhasının tane boyutunun yakından kontrolü şarttır. Bu sebepten soğuk haddeleme işleminin başlangıcından tane yapısının üniform ve belirli boyutta olması önemlidir. Tane inceltme işlemi gaz giderme ünitesi içerisine aşılایıcı olarak Al-Ti-B alaşımı ilavesi ile yapılır. Al-Ti-B alaşımı tel halinde ve bir besleme makinası tarafından sabit hızda sürekli olarak sıvı metal içerisine verilir. Nihai tane boyutu, döküm sıcaklığının, tip ekseninin ve hat hızının artması ile ters orantılı olarak azalmaktadır (*Assan Alüminyum).

4.9.6. Döküm Merdaneleri

Döküm merdane kabukları (şel), belirli firmalar tarafından geliştirilmiş özel alaşımlı malzemelerdir. Bu şeller, yüzeyinde su kanalları olan miller üzerine sıcak geçme yöntemi ile geçirilerek döküm merdaneleri oluşturulmaktadır. Döküm işlemi sırasında merdaneler meydana gelen termal şok etkisi ile çatlamaya başlar. Çatlak derinliklerinin artması döküm levha kalitesi açısından istenmezken, aynı zamanda belirli bir çatlak ilerleme hızı artacağından

*Assan Alüminyum : Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinden alınan, yazarı bilinmeyen kaynaklar ve/veya Assan Alüminyum mühendislerinden alınan bilgiler.

merdane ömrü olumsuz yönde etkilenir. Döküm merdaneleri üretilen alaşımın cinsine bağlı olarak 700-1000 ton üretim sonrasında sökülerek çatlaklar tamamen giderilinceye kadar tornalanır. Tornalama işleminin ardından merdaneler taşlama tezgahında işlem görerek yüzey pürüzlülüğü ve bombe değeri oluşturur. RMS cinsinden yüzey pürüzlülüğü değeri standart olup 75-80 arasındadır (*Assan Alüminyum).

4.9.7. Döküm Dudağı (Tip)

Dökme levhanın kalitesini belirleyen en önemli parametrelerden bir tanesi de tiptir. Tip, seramik plakalardan özel olarak imal edilir. Dış şekli merdane radyüsüne uygun ve merdane aralığına yerleştirmeye izin verecek şekilde belirlenmiştir. İç dizaynı ise metalin her noktada üniform sıcaklık ve basınç değerini sağlayacak şekilde alaşım cinsine ve levha ölçülerine göre belirlenmiştir (*Assan Alüminyum).

4.9.8. Grafit Püskürtme

Sürekli levha dökümünde metalin merdanelere yapışmaması için püskürtme nozülleri ile merdaneler üzerine grafit solüsyonu gönderilir. Solüsyon bir ara yüzey filmi oluşturarak metalin merdanelere yapışmasını engeller. Kolloidal grafit belirli konsantrasyonlarda su ile hazırlanarak merdane yüzeylerine püskürtülür. Püskürtme miktarı ve grafit konsantrasyonunun artması yapışma riskini ortadan kaldırırken, levhanın koyu gri renk almasını sağlar. Ayrıca fazla miktardaki grafit levha ile birlikte taşınacağından daha sonraki soğuk hadde yağına karışır ve yağın kirlenmesine yol açar (*Assan Alüminyum).

5. ALÜMİNYUMUN ÖZELLİKLERİ

5.1. Fiziksel Özellikleri

Alüminyum, gümüş parlaklığında bir metaldir. Sertliği demirinkine yakındır. 658 °C sıcaklıkta ergir ve 1800 °C sıcaklıkta buharlaşır. Ergimiş Alüminyum gazları kolayca eritir ve katılaşırken erittiği bu gazları yeniden dışarı veremez. Örneğin, satılabilir toz Alüminyum 10 gramı vakumda ısıtılacak olursa, içinden N₂, H₂, CO ve CO₂’ den oluşan 700 cm³ kadar gaz çıkarılır.

Alüminyum, tel ve yaprak biçimine gelebilen bir metaldir. Çekme dayanıklılığı 18 kg/cm^2 olup, oldukça yüksek sayılır. Elektrik ve ısıyı iyi iletir. Özgül direnci bakırınkinin iki katıdır.

Aşağıda, Alüminyumun fiziksel özellikleri ayrıntılı olarak açıklanmıştır (Davis, 1996).

5.1.1. Atom Yapısı ve Kristal Kafesi

Alüminyum, periyodik sistemin 3.grubundadır. Atom Numarası 13, Atom Çapı $1,43 \text{ Å}$, iyon çapı $0,86 \text{ Å}$ ve atom ağırlığı 26,97' dir. Normal olarak Alüminyum 3 değerlidir. (Al^{+3}). Ancak son zamanlarda yapılan araştırmalarda 2 veya 1 değerli Alüminyum bileşikler tespit edilmiştir.

Alüminyum, YMK yapıya sahiptir. Al kafes parametresi $4,041 \text{ Å}$ olup bu değer Alüminyumun diğer metallerle oluşturduğu katı eriyiğin cinsine göre değişim göstermektedir (Davis, 1996).

5.1.2. Alüminyumun Yoğunluğu

Hem sıvı, hem de katı Alüminyumun yoğunluğu artan safiyet derecesiyle orantılı olarak düşer. Aşağıda tavlanmış metalin 20 °C ' deki yoğunluğu için birkaç değer verilmiştir.

Al %	99,25	99,40	99,75
d.gr / cm^3	2,727	2,706	2,703

% 99,971 Al, % 0,003 Si, % 0,0012 Fe ve % 0,014 Cu içeren daha saf bir numunenin 20 °C deki yoğunluğu $2,6996 \text{ gr/cm}^3$ değerindedir. %99,996 Al, %0,002 Si, %0,001 Cu, her biri %0,0003 Na ve Ca, ve %0,001 Fe'li bir metal için aynı sıcaklıkta ise $2,6989 \text{ gr/cm}^3$ 'tür.

Yeni Alüminyum üretim tesislerinde özellikle % 99,75 Al'lu bir metal kazanılmaktadır. Böyle bir metalin yoğunluğunun ergime noktası üzerindeki sıcaklıklarla bağlantısı aşağıda görülmektedir (Coşkun, 2001).

Sıcaklık (°C)	Yoğunluk (gr/cm³)
658,7	2,382
800	2,342
950	2,303
1100	2,262

Bu değerler linear bir denklemde

$D_t = 2,382 - 0,000273 (t-659)$ ile ifade edilir.

Buna göre elektroliz şartlarında Al yoğunluğu ($t = 950$ °C de)

$D_{750} = 2,382 - 0,000273 (950-659) = 2,303 \text{ gr / cm}^3$ tür (Kara, 1998).

5.1.3. Alüminyumun Ergime Noktası

Aşağıdaki sıralamada görüldüğü gibi Alüminyumun ergime noktası artan sarfiyatlarda yükselir.

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

Katı halden sıvı hale geçişte metal hacmi büyümektedir. Bu büyüme % 99,65 Al'lu metalde % 6,27, % 99,75 Al'lu metalde % 6,60'tır (Kara, 1998).

5.1.4. Alüminyumun Isı İletkenliği

Alüminyumun ısı iletkenliği artan safiyet derecesi ile büyür. Bu % 99,489 Al'lu bir metal için 200 °C de 0,5 de 0,5 ve %99,70 Al'lu bir metal için 0,531 cal/cm.s. °C dir. Elektrolitik olarak rafine edilmiş % 99,90'lık Al için ısı iletkenliği 190 °C'de 0,82 cal / cm.s.°C' ye ulaşır.

5.1.5. Alüminyumun Isıl Genleşmesi

%99,952'lik çok saf Al, için 20 °C' den ' ye kadar ki sıcaklık diliminde linear ısı genleşme denklemi şudur.

$$L_1 = L_0(1 + (22,58 t + 0,000989 t^2). 10^{-6})$$

Bu denklemde L_0 - başlangıç uzunluk

L_1 - t ° C' deki uzunluktur.

% 99,996 sarfiyat dereceli Al için 20 – 500 °C sıcaklık diliminde aşağıdaki denklem bulunmuştur.

$$L_1 = L_0 (1 + (23,22 t + 0,0046 t^2 + 0,000678 t^3). 10^{-6} +$$

Her iki denklemin birbiri ile karşılaştırılmasından Al'un linear genleşmesinin artan sarfiyat derecesiyle biraz daha büyüdüğü görülmektedir (Coşkuner, 2001)

5.1.6. Alüminyumun Elektriksel Özelliği

Bakırinki ile karşılaştırılmış olan aşağıdaki tabloda görüldüğü gibi Al'un elektrik iletkenliği yükselen safiyat ile artar.

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

Alüminyumda mevcut safsızlıklar elektrik iletkenliğini değişik ölçülerde etkilerler. Özellikle Cr , V ve Mn'in etkisi zararlıdır. Bu metallerden birinin % 0,25 – 3,30 oranında mevcut olması halinde her % 0,01' i saf Al elektrik iletkenliğini takriben % 1,0 – 1,2 oranında azaltır. Fe ve Si'un etkisi çok daha zayıftır. Takriben % Fe ve si mevcudiyetinde iletkenlik % 5 düşer. Şayet Al' da %1,5 Cu varsa bu %20 oranında azaltır. Cd, Co ve Ni, Alüminyumun iletkenliğini çok az miktarda etkiler.

Araştırmalar sonucuna göre bu metaller, iletkenliğini azaltma kapasitesine göre 3 gruba

ayrılırlar.

- 1- Au, Be, Ni, Si, Fe ve Zn'nin etkisi düşüktür.
- 2- Cu, Ag ve Mg iletkenliği daha kuvvetli biçimde düşürürler.
- 3- Ti, V, Mn ve Cr, Al'un iletkenliğini çok kuvvetli düşürürler.

Elektrik iletkenliği sadece kimyasal bileşime bağlı değildir. Aynı zamanda ısıtım durumu ve Fe: Si oranı ile ilgilidir (Coşkun, 2001).

5.1.7. Mekanik Özellikler

Mekanik özelliklerde büyük ölçüde saflık derecesine bağlıdır. Yüksek saflıktaki Alüminyum teknik saflıktaki metale göre çok daha yumuşak ve plastiktir. Mekanik mukavemet ise çok daha düşüktür.

% 99,25 Alüminyumlu bir metalin elastisite modülü 7100 kg/mm² iken çok saf Al'un elastisite modülü 67000 kg/mm²'dir.

Dövülmüş ve tavlınmış % 99,2'lik Al'un brinel sertliği 24 civarındadır. % 99,9'luk Alüminyumundaki 15 kg/mm²'dir. % 99,996 saflıktaki soğuk haddelenmiş Al % 75'lik bir incelemeden sonra takriben 27, yumuşatılmış halde 12 – 15 kg-mm² Brinell sertliğe sahiptir.

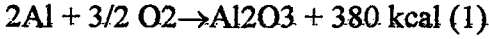
Aşağıda Çizelge 1.' De haddeden geçirilmiş ticari Al ve rafine Al için yaklaşık değerler verilmiştir (Çimenoglu, 1984).

Çizelge 5.1. Haddeden Geçirilmiş ticari Al ve Rafine Al'un Mekanik Değerleri

Metal tipi	Kullanma hali	Kopma muk.	Elas.Sınırı	Uzama	Sertlik
%99,997	-Tavlınmış	5 kg/mm ²	2 kg/mm ²	60	14 Brinel
	- soğuk dövülerek				
	Yarı sertleştirilmiş	8,5 kg/mm ²	6 kg/mm ²	18	24 Brinel
	- soğuk sertleştirilmiş				
	Tam sertleştirilmi	13 kg/mm ²	9 kg/mm ²	10	31 Brinell
%99,5	-Tavlınmış	8 kg/mm ²	4 kg/mm ²	42	20 Brinell
	- Soğuk dövülerek				
	Yarı sertleştirilmiş	11 kg/mm ²	10 kg/mm ²	14	29 Brinell
	- Soğuk dövülerek				
	Tam sertleştirilmiş	18 kg/mm ²	15 kg/mm ²	5	47 Brinell

5.2. Kimyasal Özellikleri

Periyodik sistemde üçüncü grup, on üçüncü element olarak yer alan Alüminyum aktif bir metaldir. Isı etkisi ile halojenler, oksijen, kükürt, azot ile ve yüksek sıcaklıkta da karbonla doğruya birleşir. En göze çarpan özelliği oksijene olan büyük ilgisidir. Bu elementle yüksek ısı yayarak birleşir.



Bundan dolayı Alüminyum çok iyi bir indirgen olarak da kullanılır. Örneğin CO, CO₂ ve SiO₂' i indirger. Bu yol birçok metal oksidinin indirgenerek metallerin elde edilmesinde kullanılır. Krom, mangan gibi metaller bu yolla elde edilirler. İndirgenme olayı çok yüksek ısı yayarak olur ve açığa çıkan metal ergimiş halde bulunur. Aluminotermi veya Goldschmied yöntemi denilen bu yolla elde edilen metaller, karbonla indirgenerek elde edilenlerden çok daha arındırlar.

Elektromotor kuvvet serisinde en kuvvetli elektronegatif elementlere dahildir. Hidrojen elektroduna karşı normal potansiyeli takriben 1,3 Volt'tur. Al havada ince fakat çok sıkı bir Alüminyum oksit kabuğu ile kaplanır. Elektron mikroskobu ile yapılan araştırmalar bu örtünün çok sık ve gözeneksiz olduğunu göstermektedir. Bu örtü metali oksitlenmenin devam etmesine karşı korur, yüksek bir korozyon mukavemeti kazandırır.

Metalik parlak Alüminyum yüzeyindeki koruyucu Alüminyum oksit tabakası takriben 0,2 µ kalınlığındadır. Alüminyum havada, ergime noktasının (650 °C) hemen altına kadar ısıtılırsa oksitlenme devam eder.

Alüminyum, ergime noktası üzerindeki sıcaklıklarda daha hızlı oksitlenir. İnce taneli metal havada ısıtılınca çok kuvvetli yanar. Al'da Mg, Co, Na, Si ve Cu'in mevcudiyeti oksidasyon eğilimini kuvvetlendirir. Özellikle Al – Mg alaşımları ısıtılınca kolayca oksitlenir ve yüzeylerinde gevrek bir oksidasyon tabakası meydana gelir. Alüminyum hidrojen ile reaksiyona girmemektedir. Fakat onu kolayca çözer. Hidrojen ergimiş Alüminyumda çözünürlüğü 1000 °C de her bir cm³ Al için 0,2 cm³ değerine ulaşmaktadır. Al hücresinde hidrojenin kaynağı, H₂ ayrışımı ile katotta elektrolitik olarak parçalanan nemdir(Mondolfo, 1976).

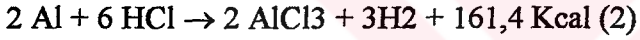
5.2.1. Suyu Etkisi

Özellikleri bakımından Alüminyumun, suyu ve bütün asitleri soğukta ayrıştırması gerekir. Ancak uygulamada, genellikle beklenilmeyen bir durgunluk gösterir. Bunun nedeni de, Alüminyumun yüzeyinde çok ince koruyucu bir alümina zarının oluşmasıdır. Civa ile oğularak veya bir süblüme eriyiğine daldırılarak metalin yüzeyi amalgamlaştırılacak olursa, indirgeme soğukta bile olur (Mondolfo, 1976).

5.2.2. Asit ve Bazların Etkisi

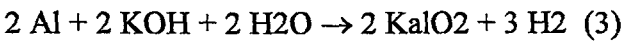
Soğukta H_2SO_4 ve HNO_3 alüminyuma etkimez. Bundan dolayı Alüminyum nitrat asidi üreten yerlerdeki gereçlerde kullanılır.

Klorür asidi Alüminyumun gerçek eritkenidir. Bu asidin içine Alüminyum atılırsa, $AlCl_3$ meydana gelir ve hidrojen gazı çıkar



Ancak saf Alüminyuma klor asidi etkilemez. Olayı uyarmak için ya metale bir bakır telle dokunulmalı, ya da karışıma bir damla bakır sülfat katılmalıdır.

Kuşkusuz alkaliler de Alüminyuma etkir. Metal ne kadar küçük parçalara bölünebilirse ve ne kadar ince toz durumuna getirilebilirse, bu etki de o oranda büyük olur. Alüminyum tozu ile su kaynatılırsa hiçbir olay olmaz. Ancak birkaç damla KOH katılırsa, şiddetli bir hidrojen çıkışı görülür. Bu yolla uygulamada kolayca hidrojen elde edilebilir (Mondolfo, 1976).



5.2.3. Ametallerin Etkisi

Halojenler ve kükürtün Alüminyumla birleşmesi için enerji gereklidir. Alüminyum tozu ile karıştırılmış kükürt içine tutuşturulmuş magnezyum şeridi atılırsa, etki büyük olur ve Al_2S_3 ile $2000^\circ C$ kadar bir sıcaklık elde edilir. Azot ile Alüminyum ısıtılırsa, $1000^\circ C$ sıcaklıkta Alüminyum nitrür (Al_2N_3) meydana gelir. Ancak Al_2N_3 , uygulamada Al_2O_3 in muamelesinden elde edilir. Alüminyum talaşı bromu da etkir ve bu etkimenin meydana getirdiği sıcaklık Alüminyumu akkora çevirir (Mondolfo, 1976).

5.3. Alüminyum Alaşımlarında Alaşım Elementlerinin Etkileri

Ticari olarak sadece yüksek elektrik iletkenliğinin istendiği uygulamalarda kullanılan saf alüminyumun, mekanik ve döküm özelliklerini iyileştirmek için çeşitli alaşım elementleri kullanılır.

Başlıca kullanılan alaşım elementleri, bakır, silisyum, magnezyum, çinko, krom, kalay, manganez, demir, nikel, titanyum, zirkonyum, fosfor, sodyum, lityum'dur (Üç ışık, 1978).

5.3.1. Bakır

Alüminyum alaşımlarında en çok alaşım elementidir. Alüminyumun endüstride ilk kullanıldığı yıllarda döküm alaşımı olarak % 8 Cu içeren Al – Cu alaşımı kullanılıyordu. Ticari saflıktaki alüminyuma bakır ilavesi ile yapılan bu kum kalıba döküm alaşımı uzun yıllar dökülebilirliğinin zorluğuna rağmen kullanılmıştır. Daha sonraları bakırın miktarı % 5 civarına indirildi ve silisyum ilave edildi. Bu şekilde kolay dökülebilir, iyi akışkanlığa sahip ve ısıl işlemle sertleşebilen bir alaşım geliştirilmiş oldu ve de geniş kullanım sahası buldu.

Bakır düşük sıcaklıklarda ısıl işlemle, yüksek sıcaklıklarda ise diğer alaşım elementleri ile oluşturduğu ara fazlar dolayısı ile malzemenin mukavemetini artırır.

Bakırın, alüminyum içinde katı fazda çözünürlüğü artan sıcaklıkla beraber artar. Böylece çökeltme sertleşmesi mümkün olur. Çökeltme için gerekli zaman alaşımın bileşimine ve sıcaklığına bağlıdır. Çökeltmenin mekanik özelliklere yapacağı etki, çökelen fazın miktarına, boyutlarına ve dağılımına bağlıdır.

Al – Cu sisteminde, bakır miktarının % 5.5' e kadar artışı ile mukavemet artmakta, süneklik azalmaktadır. Daha yüksek değerlerdeki bakır mekanik özelliklerde düşmeye yol açar.

En iyi özellik açısından tercih edilen bileşim % 4,4 Cu içeren Al – Cu alaşımıdır. Bakır yanında Mg veya Mn olduğu zaman süneklik azalır. Eğer alaşımda kalay yüksek oranda var ise sertlik azalır, korozyon direnci düşer. Yüksek miktarda demir ve silisyum da mekanik özelliklere kötü yönde etki yapar.

Genel olarak bakır alüminyumda, sertlik, dayanım, döküm özelliği ve işlenme kolaylıkları gibi özellikler kazandırır.

Bakır, alaşım hazırlamada Al-% 33 – 50 Cu ön alaşımı şeklinde ilave edilir (Kara, 1998).

5.3.2. Silisyum

Boksit cevherlerinde bulunan kuartz ve silikatlı kayalar nedeniyle silisyum, alüminyumda en çok bulunan ikinci empürite elementdir. Keza bakırdan sonra alüminyumda en yaygın kullanılan alaşım elementidir. Alüminyumda, akışkanlık, kaynak kabiliyeti ve yüksek mekanik özellikler kazandırdığı gibi bazı elementleri ilavesi ile ısıtılma uygun alaşımlar da yapmak mümkündür.

Al – Si sistemi, basit bir ötektik içeren alüminyum ve silisyum fazlarına sahip bir denge diyagramı verir.

Oda sıcaklığında çok az silisyum alüminyumda erir. Ötektik sıcaklığında ise %1.59 erir, 577 °C’ de ve %12.6 noktasında ötektik ayrışması gösterir.

“Al – Si” alaşımları, katı eriyik bölgesinin çok dar olması ve solüdis eğrisinin dik olması nedeniyle ısıtılma ile sertleştirilemezler. Bu alaşımın ısıtılma ile sertleştirilmesi için belirli oranda magnezyum ilavesi yapılır.

“Si” miktarı % 7-12 aralığında olan “Al – Si” alaşımları yüksek mukavemet gerektiren yüksek sıcaklıkta aşınma direnci istenen uygulamalarda kullanılır.

Mekanik özellikler, alaşımın bileşiminden çok silisyum içeren fazın şekli ve dağılımına bağlıdır. Küçük ve yuvarlak primer faz (veya ötektik yapı) yüksek mukavemet ve süneklik verir. İğne şeklindeki silisyumlu faz, çekme mukavemetini arttırmakla beraber süneklik, darbe ve yorulma mukavemetini düşürür.

Si ilavesiyle akışkanlık ve korozyon direnci artar. Tane küçültme ve modifikasyon işlemleri ile iyi işlenebilme sağlanabilir. Ayrıca sıcak yırtılma da düşürülür. Silisyum ve bakır beraberce alaşımlandırma amacı ile kullanılabilir.

Bu amaçla geliştirilen (%6 Si, %5 Cu) alaşımlarının kaynak kabiliyeti iyidir. (%9 Si, %4 Cu) alaşımı ise sızdırmazlık isteyen yerlerde tercih edilirler.

Al-Si alaşımlarında da “Fe” ve “Mg” varsa süneklik düşer. Bu alaşım sisteminde müsaade edilen empürite element yüzdeleri %0.5 Zn, %0.6 Cu, %1.3 Fe, %0.3 Mg’dır.

Silisyum, alaşım hazırlamada Al-%13-22 Si ön alaşımı şeklinde ilave edilir. Özel bazı piston alaşımları %25’e varan silisyum içerirler (Kara, 1998).

5.3.3. Mağnezyum

Mağnezyum, “Al-Mg” grubu alaşımların en önemli bileşenidir. Alaşıma yüksek mukavemet, soğuk işlemlerde iyi düktilite ve mükemmel korozyona karşı direnç ile iyi kaynaklanabilme özelliği verir.

“Al” döküm alaşımlarında %4 ile 10 oranında “Mg” %7-10 Mg içeren alaşımlara ısıtıl işlem uygulanır. %7-8 arasında korozyon uygulamalarında tercih edilir.

“Mg”, “Al-Cu” alaşımların daha iyi yaşlanma karakteristikleri, “Al-Mn” alaşımlarına korozyon direnci ve düktiliteyi azaltmadan mukavemeti artırma özelliği ve “Al-Si” alaşımlarına da ısıtıl işlem yapılabilme kabiliyetini kazandırmak amacıyla ilave edilir. Bileşiminde “Mg₂Si” metaller arası bileşiğini yapabilecek oranda Mg ve Si olan “Al-Mg-Si” alaşımları ısıtıl işleme tabii tutulabilen ve kolay işlenebilen alaşımlardır. Korozyon dirençleride yüksek olan bu alaşımlarda, silisyum miktarı söz konusu orandan fazla olması durumunda alaşımın mukavemeti suni yaşlandırma ile artırılabilir.

“Al-Zn-Mg” alaşımı iyi korozyon direnci iyi kaynaklanabilme kabiliyeti ve mükemmel yüksek mukavemet gösterir.

Sodyum, yüksek sıcaklıkta işlenen Al-Mg alaşımlarında çatlak hataların oluşumuna neden olur. Mg miktarı %2’den fazla ise gevreklik sorunu da ortaya çıkar. Sodyumun ortaya çıkardığı bu problemin nedeni, ara faz içine çözünmeyip serbest kalarak Hidrojen absorpsilonu ile “NaH” bileşiği yapmasıdır. Bu gevrek ve sıcak işlem sıcaklığında sıvı olan bir fazdır.

Magnezyum, alaşım hazırlamada Al-% 10 Mg ön alaşımı şeklinde ilave edildiği gibi saf halde de ilave edilebilir (Kara, 1998).

5.3.4. Çinko

“Al-Zn” alaşımları genellikle en yüksek mukavemeti “Al” alaşımları olarak bilinir. İlk geliştirilen alüminyum döküm alaşımıdır. Fakat “Al-Cu” alaşımları ve bilhassa “Al-Si” alaşımları geliştirilince yerini onlara bırakmıştır. 1920’li yıllarda alüminyum-çinko-magnezyum alaşımları ve daha sonra yüksek inkolu süperplastik alaşımların geliştirilmesi ile alüminyum alaşımlarında önemi tekrar artmıştır.

Alüminyum-inko denge diyagramı üzerinde en fazla durulan ve (80 yıldan fazla) araştırma yapılan bir denge diyagramıdır, son birkaç yıl öncesinde bu araştırmalar tamamlanmıştır.

Yaklaşık %70 Zn bileşiminde Sıvı + Al → Al + ZnAl peritektik reaksiyon %94.9 Zn bileşiminde Sıvı → Al + ZnAl tektik reaksiyon vardır.

“Zn”, alüminyum alaşımlarının işlenme kabiliyetini arttırır. Sıcak yırtılmaya sebep olmasına rağmen diğer alaşım elementleri ile bu kötü özellik giderilebilir. Örneğin bakır ilavesi sıcak yırtılmayı engeller.

“Mg” ve “Zn” içeren alaşımlar ısıl işleme tabii tutulabilen, genelde uçak sanayiinde kullanılan Al+Mg+Zn+Cu alaşımlarıdır ve bu alaşımlarda çinko ve magnezyum oranı birden büyüktür (Zn/Mg<1) rneğin, %2-8 Zn, 0.5-4 Mg, 0-3 Cu gibi.

Çinko alaşım hazırlamada, “Al-%25 Zn) n alaşımı şeklinde ilave edildiği gibi metalik halde de ilave edilebilir (*Assan Alüminyum).

5.3.5. Manganez

Mn daha ziyade dövme alaşımlarında kullanılır. “Al-Mn” alaşımlarında sertleştirici başlıca element olduğu gibi, “Al-Cu”, “Al-Mg”, “Al-Mg-Si”, “Al-Zn-Mg” alaşımlarındaki demirin kötü etkisini gidermek içinde kullanılır. Diğer taraftan bazı döküm alaşımlarında sınırlı olsada bir miktar bulunur.

* Assan Alüminyum : Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinden alınan, yazarı bilinmeyen kaynaklar ve/veya Assan Alüminyum mühendislerinden alınan bilgiler.

Manganez, korozyon direncini düşürmeden mekanik özellikleri iyileştirir. %0.75' e kadar Mn ilavesi, döküm alaşımlarında sertliği artırır, sünekliği ise azaltır. %1.0-2 Mn içeren alaşımlar da kullanılmaktadır. Bu sistemlerde $Fe+Si<0.6$ ve $Cu<0.2$ olmalıdır.

Mn içeren alaşımlarda manganez büyük oranda $MnAl_6$ metaller arası bileşiği halinde çökelir, mikro yapıda ince ve homojen halde dağılır ise malzemenin deformasyon kabiliyetini bozmaz bu nedenle deformasyon görecekt alaşımlarda manganez, mikro yapıda aşırı doymuş ana faz içinde mümkün olan en yüksek oranda çözünmüş halde edilmeye çalışır. Özel tekniklerin gerektirdiği bu sistemler günümüz katılaşma konusu araştırmacıların üzerinde çokça durduğu bir konudur.

Manganez alaşım hazırlamada Al-%10 Mn içeren ön alaşım halinde ilave edilir.

5.3.6. Demir

“Al” alaşımlarında genelde demire rastlanır. Ticari bileşimdeki alaşımlarda birinci empürite elementtir ve daha düşük yüzdelere indirilmeye çalışılmaktadır. Fakat demir, “primer Al” eldesinde cevhere bağlı olarak sıvı metale geçtiği gibi ergitme ve alaşımlandırma veya diğer işlemler esnasında kullanılan alet ve ekipmanlardan sıvıya geçebilir. Diğer taraftan bazı alaşımlarda örneğin, “Al-Cu-Ni” alaşımlarına yüksek sıcaklıktaki mukavemeti arttırmak amacıyla “Al-Fe-Ni” alaşımlarına buhar sistemlerindeki çalışma sıcaklığındaki korozyonu azalttığı, yeni geliştirilen iletken malzemelerde iletkenlik özelliğini kaybetmeden mukavemet kazandırdığı için demir ilave edilmektedir.

Bazı “Al-Mg” alaşımlarına tane küçültücü olarak demir ilave edildiği gibi katı fazdaki demirin çözünürlüğü “Mg” ilavesi ile azalır. “Mg” ilavesi ile azalır. “Mg” aynı zamanda alüminyum-demir alaşımlarında oluşan primer “ $FeAl_3$ ” kimyasal bileşiğinin tane boyutunu da düşürür (*Assan Alüminyum).

5.3.7. Krom

Krom, alüminyum içinde çözünürlüğü düşük olan “Cr-Al7” kimyasal bileşiğini oluşturur. “Cr-Al7” kaba metaller arası bileşiği titanyum, manganez veya demir ile inceltilebilir. Krom anodizasyon işleminde altın sarısı renk verir.

* Assan Alüminyum : Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinden alınan, yazarı bilinmeyen kaynaklar ve/veya Assan Alüminyum mühendislerinden alınan bilgiler.

%0.15-0.25 arasında krom, “Al-Zn-Cu” alaşımlarında mukavemeti artırır. Ayrıca gerilmeli korozyon olasılığında azalır.

Krom, “Al-%2 Cr” ön alaşımı halinde ilave edilir.

5.3.8. Nikel

Nikel yüksek sıcaklıkta malzemeye mukavemet kazandırmak amacı ile ilave edilir. Nikel içeren “Al” alaşımlarında ısı genleşme katsayısı düşüktür.

Sıvı metale “Al-20 Ni” ön alaşımı şeklinde ilave edilir.

5.3.9. Titanyum

Titanyum, genellikle primer alüminyumda empürite halinde vardır ve cevherden gelir. Bunun dışında döküm alaşımlarında tane küçültücü olarak kullanılır.

Titanyum, “Al-%5 Ti” ön alaşımı şeklinde ilave edilir (Kara, 1998).

5.3.10. Zirkonyum

Zirkonyum, alüminyumda tane küçültücü olarak kullanılır. Ayrıca korozyona engel olur ve yüksek sıcaklıklarda sürünme mukavemetini artırır.

Sıvı metale “Al-%5 Zr” ön alaşımı halinde ilave edilir (Kara, 1998).

5.3.11. Fosfor

Fosfor, primer alüminyumda fosfatlı cevherlerden gelir. Ötektik üstü “Al-Si” alaşımlarında, silisyumlu primer fazın daha küçük ve düzgün dağılmış olarak bulunması için ilave edilir. Fosforun alüminyumdaki çözünürlüğü ppm mertebesinde (Kara, 1998).

5.3.12. Sodyum

Sodyum, “Al-Si” alaşımlarında modifikasyon için kullanılır.

Sodyum içeren alüminyum alaşımlarının süneklik ve darbe mukavemetinde yükselme görülür. Ayrıca sertlikte çok az bir artış olur. Ancak %0.01 civarındaki “Na” sıcak yırtılmaya yol açabileceği gibi korozyona karşı direnci de azaltır (Kara, 1998).

5.3.13. Kalay

Kalay içeren alaşımlar, yataklar ve kovanlar için geliştirilmiştir. Alüminyum döküm alaşımlarında sıcak yırtılma ve korozyon direnci üzerine olumsuz etkileri vardır (Kara, 1998).

5.4. Alüminyum Dökümde Gaz Giderme İşlemleri:

Sıvı metaldeki hidrojen gazının miktarı sonuç üründeki kaliteyi etkilediğinden sayısız gaz giderme ve gaz analiz yöntemleri geliştirilmiştir.

Çözülmüş hidrojen seviyesi birçok yöntem ile azaltılabilir. En basiti metal hidrojen çözünürlüğünün düşük olduğu daha düşük sıcaklıkta bir süre bekleterek doğal olarak gitmesini sağlamaktır (Davis, 1996).

5.4.1. Gaz Temizleme

Ergimiş alüminyumda gaz gidermenin en basit yöntemi flaks tüpü ile basınç altında temizleyici gaz enjekte etmektir. Tüpler genellikle grafitir veya seramik kaplanmış dökme demir veya çelikte olabilir. Hidrojenin daha düşük kısmi basıncı nedeniyle temizleyici gaz hidrojeni giderir. Hidrojen temizleyici gazın içine nüfuz eder, ergimiş metalin yüzeyine çıkar ve atmosfere gider.

Temizleyici gaz inertte olabilir, reaktifte olabilir. İnert gazlar argon veya azot, reaktif gazlar ise klor veya Freon 12’dir. Reaktif gazlar, bir inert gaz ile birlikte küçük konsantrasyonlarda, %10’un altında kullanılır. Reaktif gazlar ergimiş metal ile bir kimyasal reaksiyona girerler. Klor ergimiş alüminyumla reaksiyona girerek $AlCl_3$ ’ü oluşturur ki bu daha sonra temizleyici gaz görevini yapar. Freon ise katı fazda AlF_3 ’ü oluşturur.

Hem klor hem de florun yüzey geriliminde ve inklüzyonları ıslatmada olumlu etkisi vardır. Bu nedenle bu iki elementin, hidrojen inklüzyon komplekslerini birleştirerek gaz giderme

verimliliğini artıracak beklenebilir. Klor temizleyici gaz olarak çok verimlidir, ancak çok zararlıdır. Bu nedenle her zaman bir inert gaz ile birlikte kullanılır. Azot, klor ve karbonmonoksit karışımı gaz gidermede başarılı bir şekilde kullanılır. Klor gazı veya klorlu karışımlar, inert gazlardan veya tek başına Freondan daha yararlıdır.

5.4.2. Vakum Flakslama

Büyük miktarlarda bir seri alaşım (99.5 Al, Al-0.5 Mg-0.5 Si ve Al-5Zn- 1.1 Mg 0.3 Cu) gözenekli tapa ile 30 dakika boyunca argon flaks kullanılarak rafine edilmiştir. Basınç 7Pa'da tutulmuştur. Üç alaşımda sırasıyla hidrojen miktarı 0.16'dan 0.11 ppm'e 0.24'den 0.12 ppm'e, 0.17'den 0.13 ppm'e inmiştir (Davis, 1996).

5.4.3. Hekzakloreten Gaz Giderme

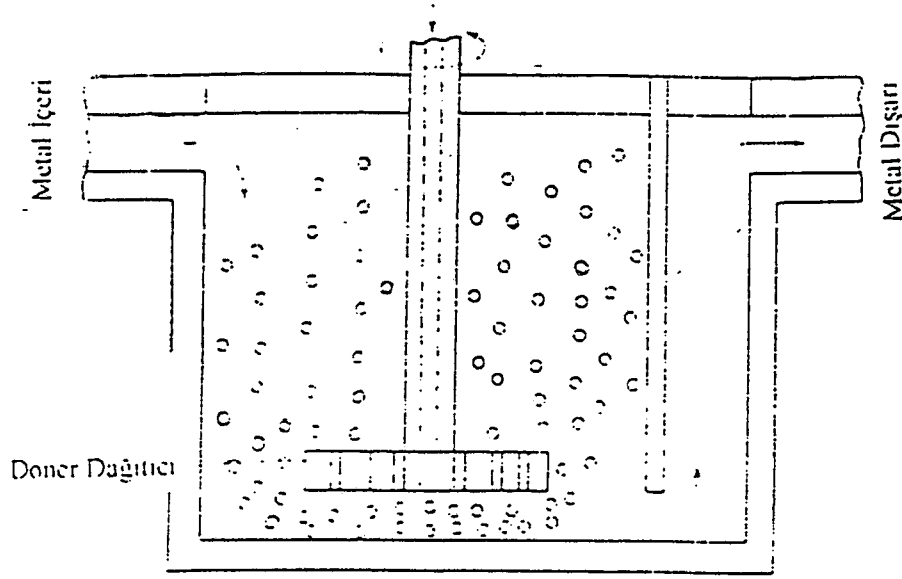
En yaygın yöntem C_2Cl_6 heksakloreten tabletleri ile gaz gidermedir. Tablet ergimiş alüminyumda gaz halinde $AlCl_3$ 'ü oluşturmak üzere parçalanır. Yükselen $AlCl_3$ gaz kabarcıkları hidrojen gazını toplar ve yüzeyde serbest kalmasını sağlar. Verimli olabilmesi için tabletler kuru olmalıdır ve temiz kuru aletler ile atılmalıdır (Davis, 1996).

5.4.4. Döner Gaz Giderme

Döner Gaz giderme, sıvı alüminyumdan çözülmüş hidrojenin giderilmesinde kullanılan bir yöntemdir. Şekilde döner gaz giderme ünitesi şematik olarak görülmektedir. Asal gaz, rotor ve şafttan oluşan bir tüp vasıtasıyla sıvı alüminyumun altından geçirilmektedir. Bu gaz kabarcıkları ergimiş metalin yüzeyine çıkarken dönen rotor vasıtası ile daha küçük taneciklere bölünürler. Çözülmüş hidrojen sıvı alüminyumdan asal gaz kabarcıklarına geçmeye meyillidir. Gaz taneciklerinin küçük olması artan gaz ve sıvı alüminyum ara yüzeyi geçiş (difüzyon) hızının büyük ölçüde artmasını sağlar.

Döner gaz giderme sistemlerinin büyüklüğü metal hacmine ve akış oranı koşullarına göre değişir. Argon, azot, klor gibi bir tek gaz veya bunların karışımı kullanılır. Giderilen hidrojen miktarı; gaz akış oranı ve ilk hidrojen miktarına bağlı olduğu gibi metal akış oranına da bağlıdır. Döner gaz giderme ile 0.15 ml/100 gr'ın altında hidrojen miktarına ulaşılabilir.

Flakslama Gazı Karışımı

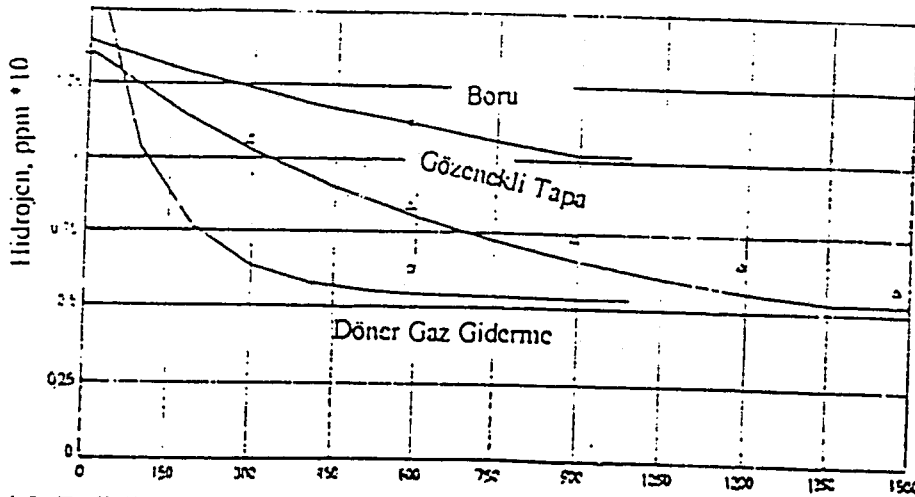


Şekil 5.4.1. Döner gaz giderme ünitesi

5.4.5. Gözenekli Tapa ile Gaz Giderme

Gözenekli tapa, grafik veya seramik malzemelerden yapılır. Ancak gaz giderme verimliliği, kabarcık destekleme süresi gaz akış oranı, ergimiş metalin derinliği kabın büyüklüğü, tüm gaz emisyonu için gözeneklerin açık olması faktörlerine bağlıdır.

Gözenekli tapa gaz giderme döner gaz giderme sistemlerinden daha ekonomik olabilir, rotorların ve şaftların genellikle grafitir – oksitlendikçe ve aşındıkça periyodik değişimleri gerekir.



Şekil 5.4.2. Belirli gaz akışları için, farklı gaz giderme yöntemlerinin verimliliğinin kıyaslanması

Gözenekli tapa, daldırma çubuğundan daha etkilidir. Kabarcık destekleme zamanını, gaz akış oranını ve deponun büyüklüğünü kontrol ederek tatmin edici gaz giderme sonuçları alınabilir (Davis, 1996).

5.4.6. Alüminyum Alaşımlarının Rafinasyonu

Ergimiş alüminyumda temel elementel safsızlıklar alkali metaller (lityum, potasyum, sodyum ve kalsiyum) çok düşük konsantrasyonlarda (<20ppm) ve büyük konsantrasyonlarda (0.20 ile 1.5%) magnezyumdur. Eğer giderilemezlerse katılaşma ve dökümde zararlı etkileri olur.

Alüminyumdan magnezyumun giderilmesi için üç tür proses vardır.

1. Klorlama
2. Katı klor içeren flaksların kullanımı
3. Elektrolitik yöntem (Ticari olarak kullanılmaz, ancak klorlama ile ilgili çevre problemlerini ortadan kaldırmaktadır.)

Magnezyum, ergimiş alüminyumdan klor ve/veya flor içeren halojen bileşiklerin ilavesiyle giderilebilir. Magnezyum ile klor veya flor arasında reaksiyon termodinamik açıdan mümkündür. Normal ergimiş alüminyum çalışma sıcaklıklarında, magnezyum ile halojenler arasında kimyasal afinite vardır. Her iki halojenin de kullanımı mümkün olduğu halde klorun kullanımı ekonomiktir (Davis, 1996).

5.4.7. Filtrasyon

Alüminyum alaşımları oksitlenmeye eğilimlidirler, genellikle fiziksel, mekanik, elektrik ve estetik özelliklere zararlı safsızlıklar – metalik olmayan inklüzyonlar – içerirler. Inklüzyonlar, dökülen metalin katılaşması ile bünyede kalmış istenmeyen yabancı maddelerin tümüdür.

Oluşum kaynaklarına göre metalin kendi bünyesinin oluşturduğu inklüzyonlar ve sıvı metale dışarıdan giren inklüzyonlar diye iki grupta toplanabilirler. Metalin kendi bünyesinin oluşturduğu inklüzyonlar, alaşım elementleri metallerarası bileşikler, değişik sıcaklıkta katılaşan partiküller olabilir. Sıvı metale dışarıdan giren inklüzyonlar ise, eritme ve ekipmanları, eritme yöntemi, eritmeden sonra metale bilerek yapılan ilaveler (tane incelticiler), yolluktan gelirler.

Alüminyum alaşımları, içerdikleri alaşım elementlerine göre farklı metalik ve metallerarası bileşik inklüzyonları içerirler. Bunların yanında hemen hemen tüm alüminyum alaşımlarında metalik olmayan inklüzyonlar da görülmektedir. Metalik olmayan inklüzyonların en yaygın alüminyum oksidin bütün farklı tipleridir (kabuk tipi, yuvarlak tip). Filtrasyon bu tür katı safsızlıkları gidermek için yapılır. Filtre malzemesi; mukavemet, refrakterlik, termal şok dayanımı, korozyona karşı direnç gibi özelliklere sahip olmalıdır.

Alüminyum alaşımlarındaki inklüzyonlar :

- Oksitler (Al_2O_3, MgO)
- Spinel (Mg_2, AlO_4)
- Boritler (TiB_2, Vb_2, ZrB_2)
- Karbürler (Al_3C_4, TiC)
- İntermetalikler ($MnAl_3, FeAl_3$)
- Nitritler (AlN)
- Dış refrakter inklüzyonları

Seramik sünger filtreler demir dışı metal dökümünde en sık kullanılan filtre seramik sünger filtrelerdir. Filtre sistemleri arasında, seramik sünger filtreler düzenli metal akışını sağlaması ve gözenek yapısı nedeniyle, kalıntıları gidermede en etkin filtre sistemi olarak kabul görmektedir.

Filtreler, parlak otomotiv levhası, litografik levhalar, folyo, döküm alaşımları, dövme malzemeleri, uçak endüstrisi için ekstrüzyon mamulleri gibi bir çok ürünün yüksek kalite gereksinimlerini karşılamak için kullanılır (Davis, 1996).

5.4.8. Yolluk Sistemi

Sıvı Alüminyum fırından döküm makinesine götürmek için refrakter yolluklar kullanılır. Refrakter malzemeden beklenen en önemli özellikler ısı kaybını azaltması ve aşınmaya dayanıklı olmasıdır.

Yolluk sistemindeki refrakter malzemede bulunması gereken özellikler:

- Düşük termal iletkenlik
- İyi termal şok dayanımı
- Operasyon sıcaklığında boyutsal kararlılık
- Kalınlık boyunca yüksek mekanik mukavemet
- Mükemmel ıslatmama özelliği
- Kolay temizlenebilir olmalı
- Güvenlik ve kolay yerleşme için düşük ağırlık
- Ergimiş alüminyumdan daha düşük yoğunlukta olması (Üç ışık, 1978).

5.5. Alüminyum Alaşımlarının Standartlarda Gösterilişi,

Diğer metal alaşımlarının sınıflandırılmasında olduğu gibi Alüminyum alaşımlarını da sınıflara ayıran standartların sayısı hayli fazladır. Bu standartlar içersinde en fazla kullanılan “Alüminyum Birliği”nininkidir. Bunun yanı sıra halen:

1. ALCOA (Alüminyum Company of America)
2. ASTM (American Society for Testing Materials)
3. DIN 1713
4. Fransız
5. REYNOLDS’un standartları da kullanılmaktadır.

Yukarıda belirtilen standartların ortak özellikleri Alüminyum alaşımlarını Dövme Alüminyum alaşımları ve Dökme Alüminyum alaşımları olarak iki şekilde sınıflandırmalarıdır (Üç ışık, 1978).

5.5.1. Alüminyum Birliğinin Sınıflandırılması:

Yakın zamana kadar Alüminyum alaşımlarını belirtmek için en çok kullanılan metot ALCOA metodu 1954 yılında “Alüminyum Birliği” tarafından geliştirildi ve yeni bir standardizasyon ortaya konuldu. Bu metotda Dövme Dökme Alüminyum Alaşımları 4 Basamaklı bir sayı sistemiyle belirtilir. Birinci basamak ana alaşım elementini gösterir. İkinci basamak ise orijinal alaşımda yapılan bileşim değişikliğini veya yabancı madde limitlerini belirtir. Dört basamaklı tanıma sayısının ilk basamağının hangi alaşım gruplarını belirttiği aşağıdaki tabloda gösterilmiştir.

Çizelge 5.5.1. Dört basamaklı tanıma sayısı

Alaşıım No	Alaşıım
1xxx	Saf Alüminyum (Min. %99 ve daha fazla saflıkta)
2xxx	Al-Cu alaşıımı (Cu en önemli alaşıım elementi)
3xxx	Al-Mn alaşıımı (Mn en önemli alaşıım elementi)
4xxx	Al-Si alaşıımı (Si en önemli alaşıım elementi)
5xxx	Al-Mg alaşıımı (Mg en önemli alaşıım elementi)
6xxx	Al-Mg-Si alaşıımı (Mg ₂ Si en önemli alaşıım elementi)
7xxx	Al-Zn alaşıımı (Zn en önemli alaşıım elementi)
8xxx	Al-diğer alaşıım elementleri
9xxx	Kullanılmayan seri

Bu sistemde ikinci basamak 1-9 arasında bir rakamla belirtilir ve yabancı madde limitlerinde yapılan değişiklikleri gösterir. Bu basamağın sıfır olması bize yabancı maddelerin özel metotlarla kontrol edilmeklerini anlatır.

Örneğin 1075 alaşıımı denildiğinde;

- Min. Alüminyum miktarı %99,75
- Yabancı maddeler için özel bir kontrol olmadığı anlaşılır.

1175, 1275, 1375 numaraları aynı Alüminyum miktarını içermelerine rağmen yabancı maddelerin ayrı ayrı kontrol altında bulunması gerekir.

2XXX – 8XXX serilerine de son iki basamağın özel bir anlamı yoktur. Sadece grup içindeki farklı Alüminyum alaşıımlarını tanıtmaya yarar. Bu iki basamak ALCOA sisteminde alaşıımları tanıtmak için kullanılırdı. Örneğin, önceleri (50 S) ve (51 S) ile gösterilen alaşıımlar şimdi 6050 ve 6051 olarak gösterilmektedir.

ALCOA sisteminde harfler alaşıım elementlerini belirtmek için kullanılırdı. Alaşıımın içerdiği değişiklikler ise yine harflerle belirlendi. Bu durum örneklerle aşağıda gösterilmiştir.

17 S Alaşıımı yeni sistemde 2017

A 17 S Alaşıımı yeni sistemde 2117

18 S Alaşımı yeni sisteme 2018

B 18 S Alaşımı yeni sistemde 2218 ile gösterilmiştir.

Deneysel alaşımlarda dört basamaklı sistemle belirlenir. Fakat grup dizisinin başına bir harf veya x gibi örnek getirilir. Alaşım deneysel olmaktan çıkınca bu ek kaldırılır. Alüminyum Birliği, Alüminyum Döküm alaşımlarının tanıtılmasında ALCOA sistemini olduğu gibi kabul etmiştir. Her bir alaşım 1, 2, 3 şeklinde sayılarla tanıtılır. Mevcut bir alaşımın değişmesi ile oluşmuş yeni alaşımlar eski sayı ve bir harf ön ekiyle verilir. Kolayca görüleceği üzere yeni sistemin çekirdeğini ALCOA sistemi teşkil etmektedir (Üç ışık, 1978).

5.5.2. ASTM Standardı :

Bu sistemde malzemede bulunan alaşım elementleri en çok iki hadle belirtilir. Bu tarz gösteriliş alaşım elementi yüzdesine göre sıralanır. Bu sıralamada küsürlü yüzdeler tamsayılara çevrilmiştir. En son harf alaşım farklılıklarını göstermek içindir. Aksi taktirde bütün alaşımlar aynı şekilde gösterilirdi. Sembolize etmede ana metalin ismi önde gelir. Fakat ana metal göstermesinde aşağıdaki harfler kullanılır.

A- Al	F- Fe	N-Ni	T-Sn
B- Bi	G- Mg	P- Pb	V- As
C- Cu	J- P	Q- Aq	W-s
D- Cd	L- Be	R- Cr	V- Sb
E- Ce	M-Mn	S- Si	X- Zr

Örnek olarak ASTM ZG 42' yi ele alalım. Bu alaşım yeni sistemde 7075 olarak gösterilen alaşımdır. Esas alaşım elementi Zn olup aynı zamanda Mg' de içermektedir. Alaşımlandırılmamış Alüminyum' u göstermek için ona metal harfinden sonra ondalık rakamlar kullanılır(Kara, 1998).

5.5.3. REYNOLDS Standardı :

Reynolds, dünyanın en büyük Dövme Alüminyum imal eden firmalarından birisidir. Ticari alanda tutulmuş bir sınıflandırma geliştirilmiştir. Burada, temel alaşım elementi sınıflandırmaya esas teşkil eder. Bu sınıflandırma aşağıdaki tabloda belirtilmiştir.

Çizelge 5.5.3. REYNOLDS Sınıflandırma Sistemi

Alaşım No	Ara alaşım elementi
99,5	Yüksek saflıkta alüminyum
2 S	Ticari saflıkta alüminyum
3 S- 9 S	Manganez
10 S-29 S	Bakır
30 S-49 S	Silisyum
50 S-69 S	Magnezyum
70 S – 79 S	Çinko

Not: Buradaki S eki alaşımda bir dövme alaşımı olduğunu belirtir.

5.5.4. Fransız Standardı :

A 02 – 001 Fransız normunda metal alaşımlarının simgesel kimyası şeklinde belirtilmiştir. Her element, kısaltılmış bir sembolle gösterilmiştir.

A- Alüminyum	Be- Berilyum
B- Bor	C- Krom
Cd-Hadmiyum	Ce- Seryum
E - Kalay	R- Antimon
Fe- Demir	S- Silisyum
G- Magnezyum	T- Titanyum
K- Kobalt	U- Bakır
M- Manganez	V- Vanadyum
N- Nikel	W- Tungsten
Pb- Kurşun	Zr- Zirkonyum

Kimyasal bileşim, rakam ve harflerden oluşan iki gruba gösterilmiştir.

- Birinci grupta ana metali gösteren harf bulunmaktadır.
- İkinci grup ise ilave elementleri temsil eden harfleri içermektedir. Her harf ilave edilen alaşım elementini, yanındaki sayıda yüzde miktarını göstermektedir. Kesirli değerler tam sayılar halinde verilmiştir.

Tali alaşım elementlerinin sembolleri, mevcut elementlerin miktarı %1' den daha az ise genellikle rakamsız gösterilir. Daha az önemli alaşım elementleri sembolizasyonda ihmal edilmiştir. Örneğin A- U4G sembolü,

% 4 Cu, % 0,7 Mg, % 0,5 Si % 0,5 Mn, % 94 Al içeren duralümini gösterir.

Mevcut bir alaşımın ikinci defa izabesiyle oluşmuş yeni alaşımları ayırt etmek için sembollerin önüne 2 rakamı konulur. Örneğin A – S13 “Alpax” birinci izabe alaşımını göstermektedir. 2 A – S 13 yine aynı alaşımdır. Fakat ikinci defa izabe edilerek artıklar ayrılmıştır.

Alaşımsız Alüminyumun gösterilişi A57-101 Fransız normunda belirlenmiştir. Bu norma göre beş kalite ticari, alaşımsız Alüminyum ve müsaade edilen emprüte miktarları aşağıda verilmiştir.

A9	%99,99	Rafine Alüminyum
A8	%99,98	Al
A7	%99,97	Al
A6	%99,95	Al
A4	%99,00	Al

Bir Fransız normunda metal alaşımların üretim şekilleri ve teslim şartlarını belirtmiştir. Örneğin;

- 1) A- S10G Y23 kum kalıbı dökülmüş ve ıslah edilmiş %10 Si, %0,25 Mg, %89,76 Al bileşimindeki alaşımı göstermektedir.
- 2) A- U4G X546 soğuk haddelenmiş, su verilmiş, yaşlandırılmış ve planlanmış duralümin alaşımını belirtmektedir (Kara, 1998).

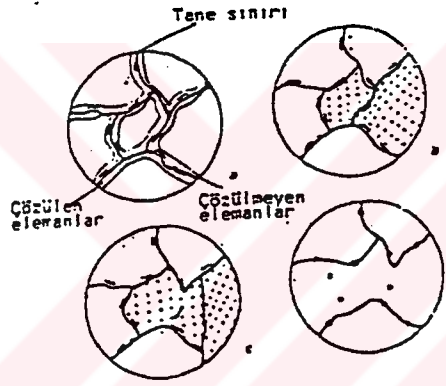
5.6. Alüminyum Alaşımlarının Homojenizasyonu

5.6.1. Homojenizasyon Tavlaması

Metallerin dökümden sonraki ilk (Primer) yapısı genellikle dentritik haldedir ve bileşim farklı-

lıklarından dolayı yapı homojen değildir. Homojenleştirmenin amacı; difüzyon ile yapıdaki kalıntıların (emprüte) düzenlenmesini, bölgesel bileşim farklılıklarının dengeye getirilmesini ve dentritik yapının giderilmesidir. Yani yapının homojen hale getirilmesidir.

Homojenizasyonda, ikinci (seconder) yapıya geçerken atomların, aktivasyon enerjisine ihtiyaçları vardır. Aktivasyon enerjisi atomların difüzyon yapabilmeleri için gerekli ısı enerjisidir. Homojenizasyon için malzeme katılma sıcaklığına yakın bir sıcaklığa ısıtılır ve uzunca bir süre beklenir. Böylece atomların difüzyonla bir taraftan bileşimindeki farklılıklar dengelenirken, diğer taraftan tane sınırlarındaki kalıntıların çözülebilenleri tane içinde homojen dağılırlar, çözilemeyen kalıntılar ise kısmen parçalanarak küresel forma dönüşürler bu arada hem sıcaklığın hem de sürenin fazlalığından dolayı tavlama sırasında istenmeyen kaba taneli yapı oluşur.



Şekil 5.6.1. Homojenizasyon tavlamasında artan sıcaklıklarla kaba taneli yapının oluşumu

Şekil 5.6.1.' de tane kabalaşması olayı şematik olarak verilmektedir. Şekil 5.6.1-a'da dökümden sonraki birinci yapı görülmektedir. Burada tane sınırlarına yaklaşık olarak paralel giden çizgiler, tane sınırlarında katılma sırasında son katılan eriyikten dolayı yerleşmiş ve homojenizasyon tavlamasında çözülebilen zenginleşmiş kalıntılar bölgesini göstermektedir. Koyu-kesikli çizgiler ise, homojenizasyon tavlaması sıcaklığında yapıda çözülmeden kalan kalıntıları gösterir (Topbaş, 1993).

Yüksek sıcaklıkta bekleme esnasında, alaşım elemanlarının atomları difüzyonla yer değiştirerek tane içinde homojen dağılıma doğru giderken, aynı zamanda tane sınırlarında bulunan ve çözülebilen kalıntılar çözülerek, tane içine doğru homojen olarak dağılırlar. Bununla beraber yapıda, yüksek sıcaklık ve uzun bekleme süresine rağmen çözülmeyen kalıntılarda vardır bunlar Şekil 5.6.1-b'de görüldüğü gibitane sınırlarında kalır böylece taneler

arası bağlantı kesiti de azalmış olur. Ayrıca şekil 5.6.1-b' de görülen noktalar birinci dökümden kalan tanelerdeki atomlar ve doğrultularını göstermektedir. (oryantasyon). Şekilden de anlaşılacağı gibi, tanelerin aynı atomlardan oluşmasına ve yabancı atomların aynı ölçüde difüzyonuna karşın, atom dizilme doğrultularının farklı olması tane sınırlarını meydana getirmektedir.

Şekil 5.6.1-c' de görüldüğü gibi, tavlama işlemi devam ettiğinde, yani bekleme süresi arttırıldığında, sınır yüzeylerindeki atomlar, komşu tanelerde yeni bir doğrultuda dizilmeye başlarlar. Yüksek sıcaklıkların etkisiyle tane sınırlarının küçülme eğilimi sonucu, büyük açılı tane sınırları teşekkül etmeye başlar ve iki küçük tane birleşerek, daha büyük ve yeni bir tane meydana getirir. Bu olay, malzemenin değişik yerlerinde aynı zamanda ve çok sayıda olur ve oluşan büyük taneler de kendi aralarında birleşerek yenilerini daha büyük olarak meydana getirirler. Buradan da anlaşılacağı gibi tanelerin büyümesi homojen değildir ve bazı taneler devleşmiş büyük taneler haline gelirken, yanlarında çok küçük tanelerde bulunabilir. Homojen büyüklükte tanelerin olmadığı bu olay anormal tane büyümesi olarak tanımlanır ve tane kabalaşması adı verilir.

Bu olay birinci dereceden etkili olan faktörler:

- Tavlama sıcaklığı
- Tavlama süresi
- Yapıdaki çözülme kalıntılarının cinsi ve miktarıdır.

Diğer faktörler ise:

- Alaşımın bileşimi
- Başlangıç yapısı
- Isıtma hızı da etkilidir.

Taneler kabalaşırken, tane sınırı değişimini sağlayan belirli itici kuvvetler oluşur. Bu kuvvetlerin büyüklüğü de kabalaşmayı etkiler ama bu kuvvetler tane sınırı değişimi sırasında tükeneneğinden böyle bir olayla tek kristalli yapı eldesi mümkün değildir. Tane sınırlarında çözülmeden kalan kalıntılar, difüzyona rağmen, sürekli tane büyümesini engellemeye çalışırlar bu kalıntıların büyük bir kısmı şekil 5.6.1-d'de ki gibi tane sınırlarında kalır.

Ancak yüzey gerilimin etkisi ile parçalanır ve zamanla küresel forma geçer. Böylece yapıdaki olumsuz etkilerde önemli ölçüde azalır. Yapıdaki kalıntılar ne kadar az ise tane kabalaşması o kadar hızlı olur. Alaşım elementi ilavesi de tane kabalaşmasını yavaşlatır (Topbaş, 1993).

5.6.2. 3003 Alüminyum Alaşımı

Bu alaşım (3003) bilhassa mutfak takım imalatında tercih edilir. Keza orta mukavemet ve bilhassa yüksek şekil alma kabiliyetinin istendiği endüstriyel tatbikatta kullanılır. Mutfak edevatı (Tencere, tava v.s.) buz kalıpları, buz dolabı, evaporeyteri, şişe dolapları, freze astarları, pencere çerçeveleri, vantilasyon boruları, egzost fan davlumbazları, izolasyon kaplamalar, tanklar vs. tipik tatbikatını teşkil eder.

Bu alaşımın zorlama altında sertleşmesi 5052 alaşımına benzer 3003 Alaşımının uzama kabiliyeti düşük olduğundan şiddetli şişme ve uzama isteyen imalatta kullanılması tavsiye edilmez. Genel olarak yüksek sühunetlerde niteliklerini muhafaza eder. Bu alaşımla yapılan Anodik kaplamalar dumanlı renk alırlar.

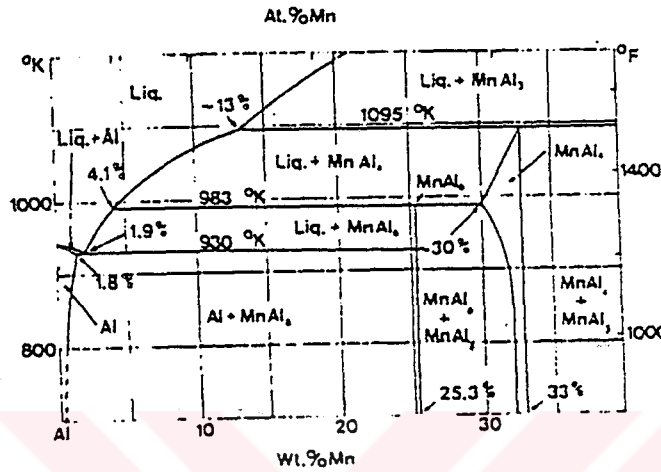
Kullanım Alanları Kafeterya tepsileri, tavalar, ayakkabı bağ delikleri, saat kadranları, basınç kapları, kamyon geyiç panelleri vs (Topbaş, 1993).

5.6.3. Alüminyum-Manganez Sistemi

Manganez yaygın olarak işlenmemiş alaşımlarda, alüminyum – Manganez alaşımlarında başlıca sertleştirici olarak ve alüminyum – bakır , alüminyum – magnezyum, alüminyum – magnezyum – silisid ve alüminyum – çinko – magnezyum alaşımlarında demir için bir yumuşatıcı olarak kullanılır. Diğer taraftan, döküm alaşımlarına manganez ilaveleri çok daha sınırlıdır.

Katı çözünürlülüğünün en olası değerleri, 930 °K' de %1.8 Mn, 900 °K' de %1.00 Mn, 800 °K' de %0.42 Mn ve 700 °K' de %0.2 Mn değerleridir. Sıvı halden söndürme yoluyla çözünürlük %15 Mn' a kadar yükseltilebilir. Aynı zamanda, susuz çözeltilerden galvanik kaplama veya yüksek manganez bileşiklerinin tozlarıyla karıştırılmış alüminyum tozlarının sinterlenmesiyle de fazla doymuş çözeltiler üretilebilir. Azami erime kabiliyeti olan Al-MnAl₆, yaklaşık olarak 930 °K' de %1.9 Mn değerdedir (şekil5.6.2).Hızlı bir şekilde soğutul-

madıkça, iletken faz olarak bileşiklerle birlikte trombositler, iğneler veya iskeletler olarak mevcut bulunan ayrılmış bir yapıya sahiptir. Erimiş kitlenin aşırı ısıtılması $MnAl_6$ partikülerinin boyutunu inceleştirir ve bu değişik oksitlerin alüminyumla reaksiyonuyla oluşan Al_2O_3 tarafından $MnAl$ 'un çekirdekleştirilmesine katkıda bulunur.



Şekil 5.6.2. Alüminyum-manganez denge diyagramı

Üst eksen: Mn atom yüzdesi; alt eksen: Mn ağırlık yüzdesi

Alüminyumla denge fazı $MnAl_6$ (%25.34 Mn)'dır. Ortorombik; birim hücre başına 28 atom; kafes parametreleri: $a=6.49-6.51 \times 10^{-10} \text{ m}$, $b=7.54-7.57 \times 10^{-10} \text{ m}$, $c=8.86-8.87 \times 10^{-10} \text{ m}$; yoğunluğu $3090-3270 \text{ kg/m}^3$; 700°K e kadar hemen hemen sabit ve bu sıcaklıkta hızla düşen Vickers sertliği $5400-5600 \text{ Mpa}$ genişleme ısısı 15 KJ/gr-at 'dir. $MnAl_6$ 'nın tek kristalleri tarafından geliştirilir. $MnAl_6$, mevcudiyet oranı (%30-33 Mn) gereken miktarının altında olmasına rağmen 938°K de formülü genel olarak $MnAl_4$ (%33.7 Mn) olarak verilen bir fazdan peritektik reaksiyon yoluyla elde edilir. $MnAl_4$, özellikle hızlı soğutmayla %4-5'ten daha fazla Mn'lı alaşımlarda kalır. $MnAl_4$, $a=28.4 \times 10^{-10} \text{ m}$, $c=12.4 \times 10^{-10} \text{ m}$ parametrelili ve 7800 Mpa sertlikli hekzagonalıdır. Diğer birkaç faz, daha yüksek manganez bileşeniyle oluşur. Atomik bağ ve elektron dağılımı ve optik özellikler araştırılmıştır. Metastable A G (fantom) fazı, $MnAl_{22}$ olarak tanımlanmıştır. Ayrıntılar için aşağıya bakınız:

Alaşımların kafes parametreleri, çözeltide %15 Mn miktarı ile $3.996 \times 10^{-10} \text{ m}$ 'lik bir değere ulaşana kadar, yaklaşık olarak lineer bir şekilde artar. Yoğunluk %2 Mn' de lineer olarak 2.750 kg/m^3 e yükselir. Isıl genişleme katsayıları $300-400^\circ\text{K}$ oranı için, %20 Mn' de düzenli

olarak $9.0 \times 10^{-6} \text{ m/m/}^{\circ}\text{K}$ ' e yükselir. Buhar-sıvı yüzey gerilimi ve ısı iletkenlik ciddi olarak etkilenmez, akışkanlık azalır. Öz direnç artışı 0.2 Mn ' de $3.6 \times 10^5 \text{ ohm}$ 'luk bir değere kadar lineerdir; 20 Mn ' de öz direnç $28 \times 10^5 \text{ ohm.m}$ derecesindedir. Öz direncin sıcaklık katsayısının yükseldiği bildirilmektedir fakat küçük miktarlar ($<1 \text{ Mn}$) yüksek sıcaklıkta veya erimiş halde öz direnci önemli ölçüde artırmaz. Magnetik hassasiyet, 3 Mn ' de $35 \times 10^3 \text{ mm}^3/\text{gr-at}$ değerine ulaşınca kadar hemen hemen lineer olarak yükselir. Sıcaklığın düşmesiyle birlikte, oda sıcaklığındakinden $20\text{-}30$ daha yüksek bir değere kadar yükselir. Saf alüminyuma karşılık alaşımların termo elektrik gücü, ilave edilen her 0.1 Mn için, en azından 1 Mn 'e kadar yaklaşık olarak $-300 \times 10^{-9} \text{ V/}^{\circ}\text{K}$ ' dir.

Dayanım ve sertlik, manganez artışı ve sünekliğin azalmasıyla birlikte artar. Su verilmiş alaşımlarda, çözeltideki fazla manganez dayanım artışına neden olur: eriyikteki $6\text{-}10 \text{ Mn}$ 'li alaşımlarda, Vickers sertliği $300\text{-}400 \text{ Mpa}$ dayanımda 800 Mpa 'la kadar yükseldiği rapor edilmektedir. Aynı zamanda yüksek sıcaklıkta dayanım yükselir: $700 \text{ }^{\circ}\text{K}$ ' de 10 Mn 'li bileşimde özellikler şunlardır: maksimum çekme dayanımı (UTS)= 90 Mpa , $YS= 70 \text{ Mpa}$, $E=39$. Fakat testler sinterlenmiş granüleştirilmiş malzemeler üzerinde yapıldığından, en azından yüksek sıcaklık kuvvetinin bir kısmı oksid nedeniyle. Esneklik modülleri 14.5 Mn ' de 100 GN/m^2 ' ye yükselir ve ultra ses hızı sadece önemsiz ölçüde artar.

Manganez ilavesi, alüminyumun elektrolitik potansiyelini nadir olarak değiştirir ve MnAl_6 bile pratik olarak saf alüminyumla aynı potansiyele sahiptir. Dolayısıyla, manganez ilaveleri yüksek saflıktaki alüminyumun korozyon direncinde sadece küçük bir artış sağlar. Bununla birlikte, ticari alaşımlarda manganez demiri giderir ve korozyon direncinde çok belirgin bir artış olabilir. Sülfürik veya oksalik asitte anodik oksidasyon MnAl_6 partiküllerini çözmez; bunlar ince bir oksid filmiyle kaplanmışlardır ve Al_2O_3 tabakasının içinde kalırlar.

Manganez içeren alaşımlarda manganezin hücre sınırlarından ayrılması segregasyona bağlıdır. Sıcak kırılabilme, katı çözünürlük limitindeki (1.60 Mn) bir maksimuma yükselir ve daha sonra düşer. Manganezin döküm alüminyum üzerinde önemli bir tane inceltme etkisi yoktur, tane kabalaştırıcı etki yapabilir. MnAl_6 partikülleri alaşımlar düşük sıcaklıkta deforme olduğunda koparlar, fakat $800 \text{ }^{\circ}\text{K}$ ' den yüksek sıcaklıkta plastiktirler. Eğer manganez çözelti içerisinde değilse, yeniden kristalleşme sıcaklığını $20\text{-}100 \text{ }^{\circ}\text{K}$ ' kadar yükseltirler ve manganez bileşeni ne kadar çok belirgin oranda yüksekse metal o kadar çok saftır. Diğer taraftan, ince olarak dağılmış MnAl_6 partikellere ait taneciklerin formasyonunu kolaylaştırır(düzenleme) ve

tanecik gelişimini engeller, fakat çözelti içerisindeki manganezin tane boyutunda etkisi çok azdır veya etkisizdir. Yeniden kristalleşme ve çökeltme üstüste gelir ve güçlü bir şekilde etkileşir. 800 °K’ den yüksek sıcaklıklarda yeniden kristallenme çökeltmeden önce gelişen 650 °K’den daha düşük sıcaklıklarda çökeltme, tekrar kristalleşmeden önce gelir 650-800 °K arasında her iki proses bir arada gerçekleşir ve çökeltme vuku bulurken yeniden kristalleşme yavaşlar ve hatta durabilir. Manganez tane sınırlarından ayrılarak kuvveti artırır.

Sıvıdaki manganez difüzyonu, hem 800 °K ve hem de 1300 °K’ de diğer çoğu alaşım elementinden daha yavaştır.

Yaşlanma sertleştirilmesinde, muhtemelen empüriteler nedeniyle ara faz oluşur. En sık görülen faz $MnAl_{12}$ ’dir (%14.5 Max b.c.c. birim) hücre başına 26 atom; kafes parametre $a=7.48-7.58 \times 10^{-10}$ m kısmi olarak koherent oluşumlu, oryantasyon bağlantılı

$(310)MnAl_{12} (001)Al; \parallel (111)MnAl_{12} \parallel (310)Al$

Bu faz sonunda bir oryantasyon bağlantısıyla $MnAl_6$ ’ ya dönüşür.

$(01) MnAl_{14} (305)Al; \parallel (100)MnAl_4 \parallel (130)Al$

Diğer iki faz, sırasıyla $a=7.54 \times 10^{-10}$ m, $c=7.84 \times 10^{-10}$ m ve $a=28.4 \times 10^{-10}$ m, $c=12.4 \times 10^{-10}$ m parametrelili hekzagonalıdır. $a=12.75 \times 10^{-10}$ m parametrelili olan dördüncü bir kübik faz, tecrübe sonucu Mn_3SiAl_{15} ’in bir gelişimi olarak tanımlanmıştır. Beşinci bir faz romboneralıdır; parametreler; $a=28.5 \times 10^{-10}$ m $\alpha=36^\circ$ göre, %0.2’ den fazla demir ve silisyum, $MnAl_{12}$ formasyonunu bastırır; Diğer taraftan krom, $MnAl_6$ zararına bu formasyonu dengeler.

Krom, nikel, vanadyum ve zirkonyum, fazla doymuş katı çözeltisini dengeler ve berilyum ve silisyum ayrışmayı hızlandırır.

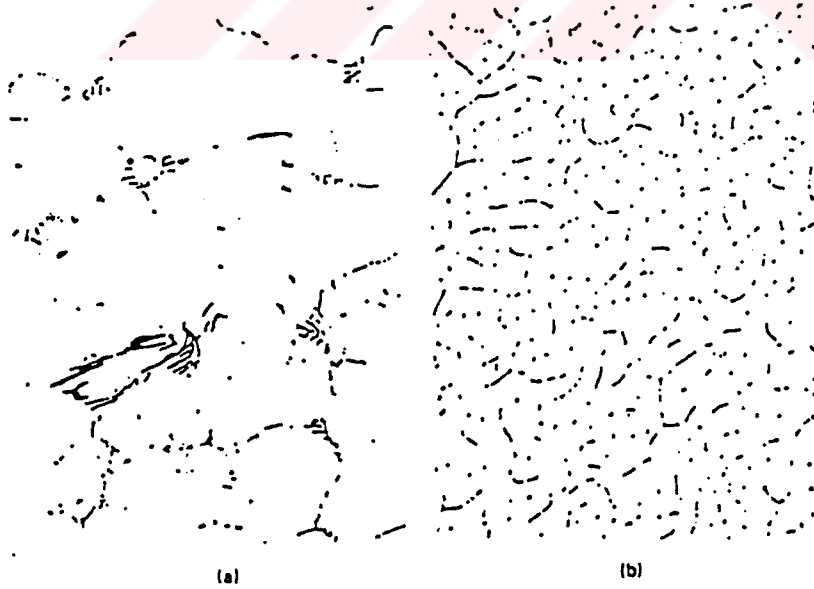
Alüminyum – manganez alaşımlarının yaşlanma sertleştirilmesinin önemli bir özelliği, bunun oluşturduğu sıcaklıktır: 600 °K altında çok az transformasyon vardır veya hiç yoktur.

Çökeltmenin üzerindeki etkisi, su verme yoluyla aşırı doyurulmuş alaşımlarda bile çok sınırlıdır. Başlangıçta, hızlı bir düşme tarafından takip edilen hafif bir yükselme vardır: Sertlik en fazla 150 Mpa kadar artar ve korozyon direnci dikkate değer bir artış göstermez (Kayalıoğlu, 1984).

5.6.4. Alüminyum – manganez alaşımları

Alaşımların kompozisyon oranı çok sınırlıdır. Manganez bileşeni %1 Mn; genellikle pitting korozyonunu azaltmak için ilave edilen bakır %0.05 ila 0.20 Cu; herbiri tolere edilebilen ve korozyon direncini ciddi ölçüde kaybetmeksizin dayanımı artırma eğilimi olan demir ve silisyum %0.6 ila 0.7 oranındadır; Diğer empürüteler için sınırlamalar çok önemli değildir. % 5-6 Mn oranlı döküm alaşımları eskiden kullanılmaktaydı, fakat şu anda kullanılmamaktadır.

Denge koşullarında $(FeMn)_3 SiAl_{15}$ fazı $(FeMn)Al_6$ ile birlikte bulunur; dengesiz durumlarda, sürekli dökümle elde edildiği gibi, kalıbın en az kısmı manganezle aşırı doyurulmuştur ve manganezin geri kalan miktarı silisyumla birlikte $(FeMn) Al_6$ olarak kristalleşebilir. Normal olarak birincil faz alüminyumdur ve manganez- taşıyan fazlar interdentritik boşluklarda azami erime kabiliyeti olan boşalmış ötektik olarak biçimlenir. (şekil5.6.4. a) Hızlı soğutma, yapıyı bir dereceye kadar değiştirir (şekil5.6.4. b). Yüksek alaşım konsantrasyonu ve yavaş soğutmayla birincil manganez bileşikleri oluşabilir.”Işık Fenomeni” (şekil5.6.4.) manganez taşıyan bileşiklerin etrafındaki kalıptaki manganez eksilmesi nedeniyledir (Anık, 1967).



Şekil 5.6.4. %1.2 Mn, %0.5 Fe, % 0.3 Si x 250 bileşenli alaşım: dağlanmamış

(a) Büyük külçe sürekli döküm Kaba $(FeMn)_3 Si_2 Al_{15}$ partikülleri

(b) Daha hızlı soğutulmuş külçe Bileşenlerin çok ince dispersiyonu



Şekil 5.6.5. %1.2 Mn 0.8 %Fe + Si alaşımı (dağlanmamış)

Sürekli döküm esnasında yüzeyde Mn bileşimli segregasyon taneleri

Haddeleme esnasında kırılmış ve çentik oluşmuş, yoğrulma ve şekillendirilebilme düşmüştür.

Ticari alaşımların fiziksel özellikleri, ikili alaşımlarinkinden ciddi bir farklılık göstermez; kafes parametresi çözelti içerisinde manganez tarafından kontrol edilir, bakır ve silisyumun önemli bir etkisi yoktur. Demir, yoğunluğu yaklaşık olarak manganez oranında artırır; silisyum ve diğer elementlerin etkisi ya yok yada çok azdır. Dolayısıyla yaklaşık %1.5 Fe içeren ticari alaşım, $2700-2750 \text{ kg/m}^3$ 'lük bir yoğunluğa sahiptir. Isıl genişleme demir ve silisyum tarafından biraz azaltılır; ticari alaşımlar için katsayılar, $300-400 \text{ }^\circ\text{K}$ için $23-23.3 \times 10^{-6}$ mertebesindedir. Katılaştırmadaki çekme saf alüminyumdakinden biraz daha azdır; spesifik ısı aynıdır; ısı iletkenlik, oda sıcaklığında $2.2 - 2.3 \times 10^2 \text{ W/m/ }^\circ\text{K}$ mertebesindedir. Dökme demirler için $0.7 - 1.2 \times 10^2 \text{ W/m/ }^\circ\text{K}$ 'lik mertebe değerleri verilmiştir.

Çözeltideki manganez elektriksel iletkenliği artırır, fakat ticari alaşımlarda manganezin çözünürlüğü demir ve silisyum tarafından azaltılır. Öz direnç tavlınmış ve soğuk işlenmiş ise $4-5 \times 10^{-5} \text{ ohm.m}$ mertebesinde (%40 IACS) ve yüksek sıcaklıktan su verilmiş malzeme için $5-5.5 \times 10^{-8} \text{ ohm.m}$ (%30 IACS) mertebesindedir. Sıcaklık sabiti, diğer çoğu alüminyum alaşımlarında olduğu gibi $4 \times 10^{12} \text{ ohm.m / }^\circ\text{K}$ mertebesindedir. Manyetik hassasiyet, Lorentz faktörü ve termoelektrik özellikler iki alaşımlarinkiyle aynıdır; diğer alaşım elementlerinden hiçbirinin ciddi bir etkisi yoktur (Anık, 1967).

**Çizelge 5.6.1. %1-1.5 Mn ve %1'e kadar Fe+Si+Cu BİLEŞENLİ LEVHA FORMUNDAKİ
Alüminyum- Manganese Alaşımlarının Mekanik Özellikleri**

Özellik	Tavlı	½ H	H
Max. Çekme dayanımı UTS (Mpa)	100-120	140-170	180-210
Akma dayanımı YS (Mpa)	40-60	120-140	160-190
Uzama (%) E	30-40	8-10 12-6	4-8
Sertlik Hv (Mpa)	260-300	350-400	520-580

Mekanik özellikler çizelge 5.6.1.' de gösterilmiştir. ½ sert tavlama için düşük genleşme hızı, soğuk tavlama malzemeler içindir; Yüksek hız, tamamen sertleştirmek için soğuk işlenen ve daha sonra ayrı olarak tavlama malzeme içindir. Sıfırın altındaki sıcaklıklarda, 70-80 °K sıcaklıkta çekme dayanımının ikiye katlanması için, dayanım hızla artar; akma dayanımı %50 kadar artar ve genleşme hafifçe yükselir. Çentik dayanımı tokluğu, sıcaklığın düşmesiyle azalmaz. Yüksek sıcaklıklar dayanım artışı oluştururlar: 500 °K sıcaklıkta max. Çekme dayanımı 50-60 Mpa mertebesinde ve genleşme %50-70' e yükselmiştir. Aylarca veya yıllarca 400-450 °K'e kadar sıcaklığa maruz kalma özellikleri çok az etkiler; daha yüksek sıcaklıklarda nihai olarak yumuşama oluşur. Yüzey sızıntısı ve yorulma direnci ticari alüminyum için olandan daha fazladır, fakat %20-25 ten daha fazla değildir. Esneklik modülü pratik olarak ticari alüminyumla aynıdır. Poisson oranı diğer alüminyum alaşımlarında olduğu gibi 0.3 mertebesinde, fakat dokuya karşı biraz hassastır.

'Al-Mn sistemi' tartışmasında değinildiği gibi, mangan bileşikleri, yaklaşık olarak alüminyumdakiyle aynı bir potansiyele sahiptir. Bu yüzden, bunlar demir absorbladığında, FeAl₃ tarafından üretilen pitting, korozyon direncindeki kararlı bir gelişmeyle kaybolur.

Alaşımların döküm yapılabilme özelliği, sınırlı katılaştırma hızı ve düşük akışkanlık nedeniyle kendini çekme saf alüminyumunkinde biraz daha düşüktür. Segregasyon eğilimi çok sınırlıdır, fakat sürekli döküm külçelerinde birincil kristallerde, çıkarılmadıkları takdirde işlenmemiş ürünün yüzeyinde görünme eğilimi vardır.(şekil 5.6.6.) (Topbaşı, 1993)



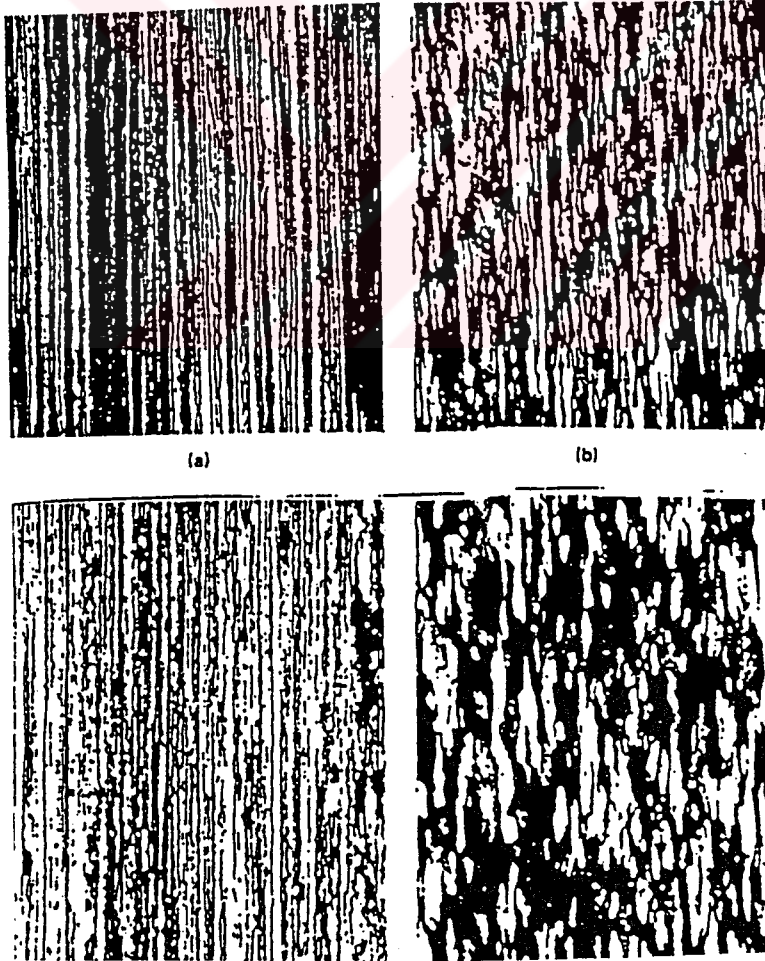
Şekil 5.6.6. %1.2 Mn. %0.8 Fe+Si x 250 bileşenli, dağlanmamış alaşımlı. Levha, sürekli döküm külçedendir. Büyük Mn bileşik partikülleri, döküm sırasında yüzeyde ayrılırlar, haddeden geçirilme sırasında koparlar ve yorgunluk direncini ve biçimlenebilirliğini azaltan bir yiv yaratırlar.

Statik döküm külçeleri, tercih edilen sınırlı oryantasyonla iyi-kaliteli levha üretmek için homojenize edilmeksizin sıcak ve soğuk haddelenmiş olabilirler. Diğer taraftan, çözelti içersinde önemli miktarda manganez kullanılan sürekli döküm külçeleri, mümkün olduğu kadar çok manganez çöktürmek ve tekrar kristalleştirme üzerindeki etkisinin ihmal edilebilir olması ve çökeltiyi katılaştırarak yeniden kristalleşme üzerindeki etkisinin ihmal edilebilir olmasını ve korumasız levha üretebilmesini sağlamak için ısıtılma işlemi ihtiyaç duyarlar. Bu en iyi şekilde, 650-700 °K' e kadar yavaş soğutma (10-20 °K/saat) vda 600-700 °K' de birkaç saat bekletmeyi takiben erime noktasına (850-900 °K) yakın sıcaklıklarda homojenizasyon işlemiyle elde edilir. Dökümden önce ergimiş kütlenin fazla ısıtılması, çözülen manganez miktarını azaltıcı etki gösterir; aynı zamanda yüksek demir miktarı da azaltıcı etki gösterir; aynı zamanda yüksek demir miktarı da azaltıcı etki gösterir ve çökelmeyi kolaylaştırır. Manganez çökmesi aynı zamanda akış baskısının ve Lüders hatlarının zorlama hız bağımlılığını azaltır. Homojenizasyon aynı zamanda preslenebilirliği artırır (Metal Handbook, Vol:12).

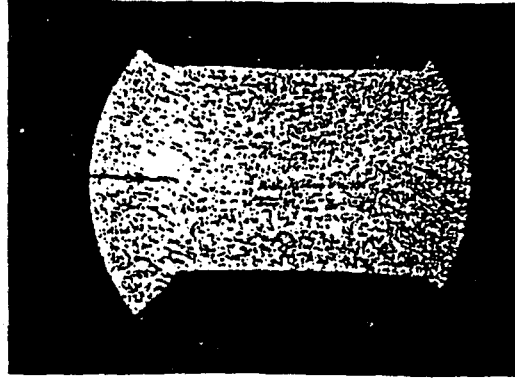
Sıcak ve soğuk işlenebilirlik, manganezin makul ölçüde iyi dağıtılmış olması şartıyla, ticari alüminyumdan çok az farklılık gösterir. Birincil kristaller, biçimlenebilirliğin tahribatına neden olurlar.

Alüminyum – manganez alaşımlarının ısıtılma işlemi, yeniden kristallenme tavlama veya ara sertleştirme kısmi tavlama ile sınırlıdır (Şekil 5.6.7). Tekrar kristalleşme sıcaklıkları 600-650 °K mertebesinde. Silisyum ilaveleri, çözeltiden manganez çıkarılmış alaşımların tekrar

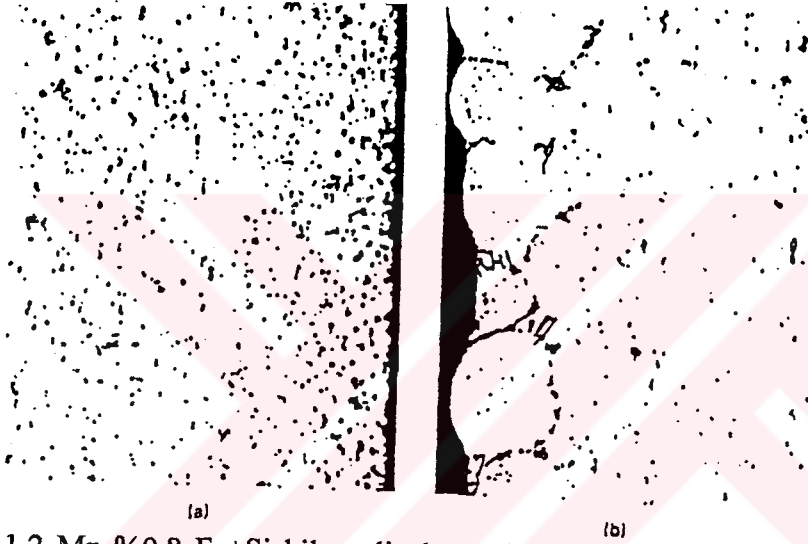
kristalleşme sıcaklığını düşürür, fakat manganez çözündüğünde yükseltir. Tane boyutu sadece zaman, sıcaklık, deformasyon miktarı, ısıtma hızı, vb. gibi normal faktörler tarafından etkilenmez; aynı zamanda önceki işlemlerden elde edilen manganezin konumuna da güçlü bir şekilde bağlıdır; ince bir şekilde dağılmış çökeltiler tanecik gelişimini engeller; Çözeltide kalın partiküller olarak bulunan manganez kaba taneliliği kolaylaştırır. Yüksek demir ve silisyum bileşeni ve az miktarda bakır ve magnezyum da aynı zamanda tanecik boyutunun inceltilmesine yardım eder. Kısmi tavlama için sıcaklıklar, 15-20 saate kadar olan süreler için, ticari alüminyumda olduğu gibi, gerekli yumuşatma miktarına ve malzemenin önceki geçmişine bağlı olarak 400-450 °K mertebesindedir. Manganezin sıcaklıkla birlikte çözünürlüğündeki önemli artış, alaşımları yaşlanma sertleşmesi olayına karşı hassaslaştırır, fakat elde edilebilecek çok sınırlı özellik değişimi ticari kullanımını engeller. Aynı zamanda boyutsal değişiklikler de asgari düzeydedir. Kuvveti %100'e kadar artırmak için termodinamik işlemler yapılır (Metal Handbook Vol:12).



Şekil 5.6.7. %1.2 Mn, %0.8 Fe+Si x 100 bileşenli levha elektrolitik dağlama (a) Tamamen sert (b) 450 °K' de 4 saat tavllanmış. Geri alma gerçekleşmiş 600 °K' de 30 dakika tavllanmış. Tekrar kristalleşmenin başlangıcı (d) 550 °K' de 4 saat tavllanmış. Tekrar kristalleşmenin tamamlanması



Şekil 5.6.8. %1.2. Mn, % 0.8 Fe+Si x 100 bileşenli levhalar, oda sıcaklığındaki (Koldweld) x 25 deformasyonla kaynaklanmış; Keller dağlaması.



Şekil 5.6.9. %1.2 Mn %0.8 Fe+Si bileşenli alaşım levhası, bir tarafta %7 Si alaşımlı zırh, lehimleme için, x 250; dağlanmamış (a) Lehimleme öncesi tipik yapı (b) Lehimleme sonrası. Zırh yüzeyde döküm-benzeri bir yapı yaratarak erimiş.

Alaşımların kaynağı, lehimlemede olduğu gibi ticari alüminyum için olduğu kadar kolaydır (şekil5.6.8.). Kaynakların darbe kuvveti, mangan, demir ve silisyum bileşeninin artmasıyla azalır. Lehim alaşım (alüminyum-silisyum) tabakalı zırhlı malzemeler yaygın olarak kullanılır (şekil5.6.8.). Aynı zamanda işlenebilirlik ve anodik oksidasyon karakteristikleri de ticari alüminyum karakteristikleri de ticari alüminyum karakteristiklerine çok benzerdir (Anık, 1967)

5.6.5. Tane Kabalaşması

Yaygın kullanılan alüminyum alaşımlarının çoğu çözünme işlemi veya tavlama sırasında tane kabalaşmasına maruz kalır. Bu olayın önceden kritik miktarda soğuk işlem görmüş malzemenin tekrar kristalleşmesi sırasında olduğu görülür. Genel olarak sonraki fabrikasyon işlemleri sırasında tane kabalaşması şeklinde ortaya çıkar ve sıkça görüntüyle ilgili veya

işlemleri sırasında tane kabalaşması şeklinde ortaya çıkar ve sıkça görüntüyle ilgili veya fonksiyonel nedenlerden dolayı reddedilir. Daha az sıklıkla bazı mekanik özelliklerin bozulmasından şüphelenir ve tane kabalaşması sonucundan bağımsız olarak bu istenilmez bir durumdadır.

Tane büyüme derecesi alaşımdan alaşıma ve şekilden şekile değişir. Soğuk işlemin kritik sınırı düzenli olarak yaklaşık %5-15 civarındadır. Genellikle tane büyümesi oluşmadan önce 750 F veya üstü bir sıcaklığa ulaşılmalıdır, fakat bazı büyümelerle 650 F gibi düşük sıcaklıklarda karşılaşılmıştır. İri taneli malzemeyi belirten yaygın tanı, tane kabalaşma veya kıvrımların dış yüzeyindeki portakal kabuğu görüntüsüdür. Tanelerin tırnak boyutuna kadar aşırı büyümesi germe şekil verme ve benzeri işlemler sonucu ortaya çıkabilir. Bu tip tane büyümesi dağlama ve kimyasal parlatma işlemleri sonrasında sıkça saptanmıştır.

Ciddi ölçüde tane büyümesinin olduğunu gösteren diğer bir karakteristik lehim veya kaynak yapma sırasında çatlama veya lehimlemedir. Böyle durumlarda çatlaklar ilerlemelerine engel teşkil eden tane sınırları boyunca ilerler.

Eğer yüzey sertleşmesi görünüm veya fonksiyonel açıdan itiraz edilebilir durumdaysa kumlama veya zımparalama gibi yüzey yumuşatma işlemlerinin istenebilirliği değerlendirilmelidir. Mekanik özelliklerde azalmadan kuşku duyuluyorsa bunlar genellikle deneylerde ortaya konulmalıdır ve ileride göreceği işe bağlı olarak değerlendirilmelidir.

0,080 kalınlıkta 6061-T6 levhaya uygulanan çekme ve akma gerilmesi gerilme oluşmuş bölgelerdeki ciddi tane büyümesi normal tane boyutuna sahip bölümlerden önemli ölçüde daha azdır.

Tane büyüme problemi bulunduğu zaman sözü edilen parçaların durumunu değiştirmek için çok geçtir. Fakat bu zorluğun tekrarlanmasını önlemek için bir çok metod vardır. En basit yol çözeltiye alma işlemi uygulamada hemen önce üretim sırasında gerilim azaltıcı tavlama uygulamaktır veya tane büyümesi görülen döneme ilave edilir.

Bu yaklaşım genellikle başarılı ve pratiktir. Diğer bir ihtimal; kritik ısıl işlemiden hemen önce parçada bulunan artık gerilimin miktarını ayarlayarak gerilme seviyesinin kritik sınırların dışında olmasını sağlamaktır.

Şekil vermeden önce işlenmemiş parçaların öngerilmesi gibi bir soğuk iş işlemi eklenerek veya her devreden önce gerilim azaltma tavlama uygulanarak çok devreli bir işlem yapılabilir.

Bazen başarılı alan üçüncü bir metot fırın yükünün boyutunun azaltılması veya hava fırınından tuz banyosuna değiştirme yoluyla kritik ısı uygulaması sırasında ısıtma hızını artırmayı içerir. Bir uygulamada dikdörtgensel 1100 alaşım tüplemenin (tubing) eğilmesi sırasında ciddi tane büyümesine rastlanmıştır. Büyük taneli malzemenin şekillendirilmesi sırasında oluşan parçaların iç yüzeyindeki sertleşme radar dalga kavuzları olarak fonksiyonlarını bozdu. Araştırmalar sonucunda malzemenin taşıma izlerini en aza indirmek için zorlamaya dayanıklı (H 14) karakterde üretildiği ve şekil vermeden önce 650 F'da gerilme gidermesi tavlama yapıldığı anlaşıldı, Frezede verilen ortalama miktarda soğuk için sonucu olarak gerilme gidermesi sırasında tane büyümesi oluştu. Gerilme giderme işlemi 1000 F ta çalışan hava fırınında 5 dakika süreli bir ısıtma işlemiyle değiştirilerek problem çözüldü. Bu uygulamanın başarısı için geliştirilen açıklama şöyledir. Kritik olarak soğuk işlenmiş tanelerin önemli oranda büyümesi için gerekli zamandan önce daha az oranda soğuk işlenmiş tanelerin tekrar kristalleşme sıcaklığına hızlı ısıtma oranı etkisiyle malzemenin ulaştırılmasıdır (Topbaşı, 1993).

5.6.6. Yeniden Kristalleşme

Yeniden kristalleşme, önceden soğuk şekillendirmeye uğratılmış ve bu işlem sonucu distorsiyona uğramış tanelerden yeni tanelerin oluşturulması işlemidir. Soğuk işlem sırasında, harcanan enerjinin küçük bir miktarının metal içinde birikmesiyle iç enerjide bir artış meydana gelir; iç enerjideki bu artış deformasyon sırsındaki kristal (kafes) hatalarının artışından kaynaklanır.

Fiziksel hatalardaki bu artışın bir sonucu olarak malzeme termodinamik açıdan kararsız bir durumdadır. Sıcaklığın yükseltilmesiyle sağlanan ısı aktivasyon, yapı hatalarının bazı kompleks altyapısal hareketlerle azalmasına ve sonuçta malzemenin daha kararlı-düşük bir enerji seviyesine ulaşmasına neden olur. Bazı özel durumlarda bu olay oldukça farklı bir şekilde meydana gelir. Fakat yeniden kristalleşme işlemi basit olarak üç kademeye bölünebilir.

- Kendine gelme (toparlanma)
- Birincil yeniden kristalleşme (çekirdeklenme ve tane sınırı göçü)
- Tane büyümesi/kabalaşması

1. Kendine Gelme: Tavlama ile yüksek sıcaklıkta bir süre tutulan malzemenin soğuk işlem yapısı değişir. İşte bu değişimin bir kısmı toparlanma kademesinde olur. Malzeme içinde gelişigüzel dağılmış dislokasyonlar, yapı içinde daha düşük enerjili bölgelerde kendilerini düzenleyerek küçük açılı tane sınırlarını (alt tane sınırları) meydana getirirler. Oluşan her alt tanecik dislokasyonlardan kısmen arındırılmış bir yapıya sahiptir, bu nedenle de yapıda iç gerilmeler azalmıştır.
2. Birincil Yeniden Kristalleşme: Birincil yeniden kristalleşmede, yeni tanelerin teşekkülü (çekirdeklenme) ve bu tanelerin büyümesi (büyük açılı tane sınırlarının göçü) deforme olmuş ve kendine gelmiş matrikste görülür.

Orijinal tane sınırları, kaba ikincil fazlar gibi bozunmanın spesifik olarak yoğunlaştığı ve dolayısıyla yapı hatalarının yüksek olduğu noktalarda tercihli olarak yerleşmiş çekirdekçiklerin (alt tane), kuluçka periyodu sırasında biraraya gelerek komşu bölge ile olan misoryantasyon (uyumsuzluk) derecesini artırırlar ve neticede, sonuç rekristalize yapıda bağımsız bir taneyi oluşturacak viable (yaşayabilen) çekirdeği oluştururlar. Bu noktada artık yüksek açılı tane sınırı teşekkül etmiştir ve bu sınırın deforme olmuş bölgeyi süpürerek (temizleyerek) göçü başlar. Primer yeniden kristalleşme, farklı noktalarda aynı zamanda çekirdeklerinmiş ve birbirine doğru hareket halinde olan yüksek açılı tane sınırlarının birbirleriyle temasları sağlandığı anda tamamlanır. Bu, kademedan sonra oluşacak değişiklik, kabalaşmaya ya da ikinci ve üçüncül yeniden kristalleşme sebep olur.

3.Tane Büyümesi. Yeniden kristalleşmiş taneler, tavlama sıcaklığında uzun süre tutulursa veya yeniden kristalleşme sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda tavlınırsa, yayınma ile zamanla büyürler.

Tek fazlı alaşımlar için: Do: İlk tane büyüklüğü (mm), D: Son tane büyüklüğü (mm) alındığında tane büyümesi;

$ct = D \cdot n = D_0 \cdot n$ eşitliği ile bulunabilir.

Burada c ve n belirli bir sıcaklıkta sabit değerler olup, t ise süreyi

Alaşımelerde ikincil faz partikülleri tane büyümesini engeller. Ancak belirli bir sıcaklığın üzerinde tane kabalaşması olarak adlandırılan aşırı tane büyümesi meydana gelir. Tane büyümesinin bazı özellikleri ise şunlardır:

- Tane büyümesi, tane sınırlarının hareketi ile olur ve hiçbir zaman iki tanenin birleşmesi şeklinde meydana gelmez.
- Tane sınırlarının hareketi sürekli olmayıp yönü değişebilir.
- Tanenin ortadan kaybolması oldukça hızlı bir şekilde meydana gelir.
- Tek fazlı yapılarda tanelerarası açı 120° den farklı ise, en dar açılı tane ortadan kalkarak açılar 120° ye yaklaşır.

Tane büyümesini iki kuvvet sağlamaktadır. Bunlardan biri farklı tanelerdeki farklı deformasyon miktarının neden olduğu kuvvet, diğeri ise tane sınırlarının enerjisinden doğan kuvvettir (Topbaş, 1993).

5.7.7. Deformasyon Karakteristikleri

5.7.7.1. Depolanan Enerji

Soğuk şekillendirme işleminin en belirgin özelliği, işlem uygulandığında deformasyon enerjisinin tümü ısı şeklinde açığa çıkmaz, fakat enerji metal içinde depolanmış olarak kalır. Toplam deformasyon işine karşılık depolanan enerjinin oranı, yüksek deformasyonlardaki azalma oranıyla %2-10 arasındadır. Depolanan enerji iki kategoride toplanan değişkenlerce belirlenir. Bunlar;

- Alaşımın yapısı, alaşımın bileşimi, çözünen miktarı, dağılmış ikincil faz miktarı, başlangıç tane boyutu ve oryantasyon derecesi gibi malzeme değişkenleridir.
- Tip, hız, miktar ve deformasyon işleminin sıcaklığı gibi işlem değişkenleridir (Topbaş, 1993).

5.7.7.2. Deforme olmuş malzeme yapısı

Plastik deformasyonla yapıdaki dislokasyonların sayısı artar. Dislokasyonların fazla olması

plastik şekillendirme için zararlıdır ve bütün kristal yapıları malzemelerin plastik deformasyon görünüşleri yaklaşık bu şekildedir. Bu dislokasyonların birbiriyle ve diğer hatalarla etkileşimleri iç gerilmeleri arttırarak, yüksek enerji meydana getirir. Böylece malzeme soğuk pekleşmeye uğrar.

Tek fazlı malzemelerde: Tane sınırı bölgelerinde ilk deformasyon aşamalarında (<% 5 deformasyon) tanelerin içlerine oranla daha yüksek deformasyona uğradıkları görülür.

Bu deformasyon farkı, tane sınırlarına yakın bölgelerde dislokasyon yoğunluğunu arttırır. Deformasyon seviyesi arttırıldığı zaman ($\approx$ % 10) dislokasyonlar, deformasyon sırasında bir hücre yapısı teşkil edecek şekilde etki eder. Bu hücreler, birkaç mikronluk mesafe içindeki dislokasyonca serbest bölgelerde meydana gelir. Bu hücrelerle komşu hücreler arasında misoryantasyon vardır. Dislokasyon ağı denilen hücre duvarlarıyla bu hücreler birbirlerinden ayrılmışlardır.

Hata enerjisi birikimin azalmasıyla (diğer bir deyimle deformasyon oranının azalmasıyla) hücrenin oluşmaya meyli azalır. Bu durum FCC malzemeleri için Korbel, Blaz ve arkadaşları tarafından incelenmiştir.

Deformasyon arttırıldığı zaman mikro bandlar/geçiş bantları gelişirler. % 65 azalmadan daha büyük bir değerde, mikro yapıda çapraz bantlar görünmeye başlar ve ilerleyerek deformasyon artışı gibi daha önemli bir durum haline gelirler. Çünkü çapraz bantlar, geçiş bantlarına benzemezler, tek bir tane olarak sınıflandırılmazlar, çapraz bant oluşumu, özel bir deformasyon modu olur.

Çift Fazlı Alaşımlarda: İki fazlı alaşımlardaki deformasyon karakteristikleri, tek fazlı malzemelerden farklıdır. Çünkü dislokasyonların serbest hareketi, partiküllerin dağılım parametrelerine bağlı olan çeşitli derecelerde engellenir (dislokasyon hareketi yavaşlatılabilir ya da tamamen durdurulur).

Partiküller matriks ile inkoherant (uyumsuz) oldukları zaman, yüzeyler arasında dislokasyonların direk geçişi mümkün değildir ve yumak şeklinde düğümler görülür. İnkoherant partiküller için boyut, partiküller arası mesafe ve partiküllerin yapısı gibi parametreler önem arzeder.

Genellikle, büyük sert partiküllerin altyapı deformasyonuna ve daha fazla homojensizliğe sebep olduğu kabul edilir. Çünkü, büyük sert partiküller yüzeyler arasında dislokasyonları üretebilirler ve çevrelerinde plastik akışın fazlalığı nedeniyle kafeste (yapı) eğriliği yüksek oranda teşvik eder (henüz matriksten bağımsız farklı bir kristal dizim şekilli faz şekline dönüşmemesi) (Topbaş, 1993).

5.8.8. Primer Yeniden Kristalleşme

Primer yeniden kristalleşme işlemi soğuk işlem sonunda deforme olmuş tanelerin yerine yeni tanelerin oluşması işlemi kapsar. Pekleşmiş bir malzemede çok şekil değiştirmiş tane sınırlarında dislokasyon yoğunluğu artar. Şekil değiştirme oranı ile artan bu bölgeler çekirdek olarak etki ederler ve şekil değiştirmiş iç yapı bu tane sınırlarından başlayarak yavaş yavaş yeniden kristalleşir. Oluşan yeni çekirdeklerin büyümesiyle yeni tane sınırları oluşur (Topbaş, 1993).

5.8.9. Çekirdeklenme Mekanizmaları

Çekirdek oluşumu için farklı mekanizmalar ileri sürülmüştür. Deformasyona uğramış matriks çevresinde büyümenin devam edebilmesi mükemmele yakın bir kafes bölgesinin bir diğeriyle oryantasyonu halinde mümkün olabileceği şeklinde düşünülebilir. Literatür araştırmaları yeniden kristalleşme çekirdeklenmesi için teklif edilen güvenilir modellerin çoğunun, genellikle aşağıda gösterilen modellerden biri veya onların karışımı olduğunu göstermektedir.

- Klasik Model: Burke ve Turnbull 'ın klasik modeline göre yeni taneler homojen çekirdeklenme ya da heterojen çekirdeklenme halinde, tane sınırlarında ya da yapısal hatalarda meydana gelecektir. Cahn homojen çekirdeklenme imkanını açıkça kabul etmedi, itici kuvvet, büyük açılı bir tane sınırı teşkil etmek için gerekli enerji ile tutucu kuvvetin birleştirilmesine daha az benzeyen bir olay olarak tartışılmaktadır. Bu model fazla önemli olarak kabul edilmemektedir.
- Alt Tane Büyüme Modeli: Cahn'ın alt tane büyüme modeline göre, yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip küçük bir bölge (ve yüksek deformasyon granyantı ve böylece bölgesel eksikuyum (misoryantasyon), dislokasyon tırmanması ve yeniden düzenlenmesiyle serbest deformasyonlu bir hücre teşekkül eder. Bir alt tane, bir hacim içindeki dislokasyonları süpürür, toplar ve absorbe ederek büyür.

Sonuç olarak, alt tane sınır açısı, başlangıçtaki özelliğini kaybederek tane dislokasyon değerine ulaşır ve bir geleneksel yüksek açılı tane sınırı teşekkül eder. Li bir “alttane birleşme” modelini aynı oryantasyon ve birleşme içinde, komşu alttanelerin dönmesiyle göstermiştir. Bu model ile Cahn’ın orijinal modeli arasındaki fark küçüktür ve her ikisinin değişimleri gösterilmiştir.

- Deformasyon Kaynaklı Tane Sınır Göç Modeli (SIBM). Bu model ilk olarak Beck ve Sperry tarafından gösterilmiştir ve sonra Bailey ve Hirsch ile de geliştirilmiştir.

Düşük enerjili bir tane, fazla miktarda dislokasyon içeren yüksek enerjili bir çıkıntı yapar. İşlemin itici kuvvetini deformasyon gradyanı sağlar.

Mevcut halde SIBM ile alttane büyümesinin kompozit bir teorisi kabul edilmektedir, burada bir alttane büyük açılı bir tane sınırı, teşekkül etmekte, taşınarak çekirdekçik üretmektedir. Bu işlem Dohet ve Cahn ile Jones ve Ralph tarafından kabul edilmiştir.

Deneysel gözlemler deforme olmuş yapı ve yeniden kristalleşmiş bölgeler arasında bir ilişki mevcut olduğunu göstermektedir. Matriksin bu bölgelerinde yüksek enerji depo edilmesinden dolayı mükemmel yeniden kristalleşme çekirdekleri meydana geldiği sonucuna varılabilir. Depolanmış enerji gradyanları hacimsel, ölçüde diktir ve kafeste kuvvetli bir eğilme mevcuttur (Topbaş, 1993).

5.8.10. Yüksek Açılı Tane Sınırı Göçü

Yüksek açılı tane sınırlarının göçü, sıcaklıktaki bir artışla beraber yeniden kristalleşme işleminin esaslarından biridir. Bu işlemin meydana gelmesi, atomların yeterli derecede yüksek bir hareketliliğe sahip olmaları ve tane sınırlarına itici kuvvetin etki etmesiyle gerçekleşir.

Bu olayın termodinamik açıklaması; sistemin toplam serbest enerjisine düşmesiyle tane sınırlarında bir hareket görülür. Çekirdekler bir yönde yaklaşık 1 μm kafes mesafesi kadar bir büyüme gösterirler. Bu bölge deforme olmuş yapıya göre belirli dislokasyonlarca, daha düşük bir kafes hata yoğunluğuna sahiptir.

Bir çekirdek, yeni oluşmuş büyük açılı tane sınırlarıyla onun çevresinden ayrılır. Yeni oluşmuş

büyük açılı tane sınırlarının göçü, deforme olmuş yapıyı yok eder ve bunun yerine deformasyonsuz tane yapısı meydana gelir. Diğer bir anlatımla; yeniden kristalleşme tamamlandığında yeni taneler bir diğerinin üzerine geçer, sonuçta baştan başa bütün malzeme tamamen yeniden kristalleşmiş tanelerle yer değiştirmiş olur.

Tane sınırı için itici kuvvet serbest enerjinin azalmasından elde edilir. Bunun pek çok şekli vardır, fakat teknolojik açıdan etkili şekli deformasyonun depoladığı enerjinin (birincil) yeniden kristalleşmeden kaldırılması, tane sınırı alanının azaltılması (tane büyümesinde) ve aşırı kimyasal serbest enerjinin kaldırılmasıdır (örneğin sürekli olmayan çökeltelerde).

Grant, Porter ve arkadaşları tek fazlı ve partikül içeren malzemelerde tane sınırı göç kontrol mekanizmasını detaylı bir şekilde araştırmıştır. Bu araştırmacılar tane sınırı göçüne neden olan kuvvetleri etkileriyle beraber tartışmışlardır. Çözelti içerisindeki partikülün hareketine benzer bir duruma karşı çıkmışlardır (Topbaş, 1993).

5.8.11. Yeniden Kristalleşme Kanunları

Yeniden kristalleşme işlemine etki eden altı ana değişken vardır, bunlar; ilk deformasyon miktarı, sıcaklık, zaman, başlangıç tane boyutu, çözünen ve ikincil faz partiküllerinin bileşimsel etkileri ve yeniden kristalleşme başlamadan önceki poligonlaşma miktarıdır.

Bunlara genellikle “Yeniden Kristalleşme Kanunları” denir ve ilk olarak Burke ve Turnbull tarafından belirlenmiştir. Bu kanunlar aşağıda gösterilmiştir.

- a) Yeniden kristalleşme için deformasyonun minimum bir miktarı gerekir.
- b) Deformasyonun belirli bir küçük değerinde yeniden kristalleşme için sıcaklığın belirli bir yüksek değerde olması gerekir.
- c) Tavlama süresinin artmasıyla yeniden kristalleşme için gerekli sıcaklık düşer.
- d) Sonuç tane boyutu başlıca deformasyon derecesine ve tavlama sıcaklığında daha küçük bir uzamaya bağlıdır.
- e) Orijinal tane boyutundaki belirli bir büyüme için yeniden kristalleşme sıcaklığı ve süresine eşit değerde bir soğuk iş miktarı vermek gerekir.
- f) Deformasyon sertleşmesi üretmek için gerekli soğuk işlem miktarı, eşit değerde işlem sıcaklığının yükseltilmesiyle artırılır.

- g) Metalin saflık derecesinin artmasıyla yeniden kristalleşme sıcaklığı düşer. Katı çözelti alaşımlayıcı ilavesi her zaman yeniden kristalleşme sıcaklığını yükseltir.
- h) Yeniden kristalleşmeden sonra ısıtmanın devam ettirilmesi tane boyutunun artmasına neden olur.
- i) Haddeleme, çekme, ekstrüzyon, dövme v.b. gibi farklı metal işleme proseslerinde, profil kesitindeki verilen bir azalmada farklı etkilere sahip deformasyonlar meydana gelir. Bu yüzden istenilen yeniden kristalleşme durumu elde edilemeyebilir (Topbaş, 1993).

5.9.12. Yeniden Kristalleşmeye Etki Eden Faktörler

Yeniden kristalleşmeye etki eden faktörler yukarıda belirtilmişti, şimdi bunlardan bazılarını açıklayalım.

5.9.12.1. Orijinal Tane Boyutu Etkisi

Başlangıç tane boyutu azalması, orta deformasyonlarda (kritik deformasyon aralığı ötesindeki deformasyon miktarlarında) küçük yeniden kristalleşmiş tane boyutları üretir (azalma yüzdesi).

Malzemelerin deformasyondan sonra, başlangıç tane boyutu değişimi, dislokasyon yoğunluğunda farklılığa neden olur. Düşük deformasyonlardan sonra ince tanelerdeki dislokasyon yoğunluğu, kaba taneli malzemelerden daha yüksektir. Dislokasyon yoğunluğu daha önceden Clarebrough ve arkadaşları tarafından bulunmuştu.

Çiğdem, Bennett ve Loretto ile arkadaşları, %0.5 Fe içeren ticari saf Al ile ticari saf Cu için, soğuk haddelemenin depoladığı enerjinin hafif ve orta deformasyon şartlarında, ince tanelerin kaba taneli malzemelerden daha fazla olduğunu, ısı taramalı kalorimetre ile belirlemişlerdir.

Channon ve Walker Cu ve a-pirincinin yeniden kristalleşmesi üzerine, tane boyutu etkisiyle ilgili bir çalışma yaparak, düşük deformasyondan sonra kaba taneli malzemelerin yeniden kristalleşebilmesi için gerekli aktivasyon enerjisinin, ince taneli malzemelere göre daha yüksek olduğunu gösterdiler.

Kritik deformasyonlarda, yeniden kristalleşmiş tanelerin büyük olması başlangıç tane boyutu-

nun küçülmesi, tahminen kritik deformasyonda oluşan çekirdekçiklerin ince taneli malzemelerde, kaba taneli malzemelere göre daha az sayıda olmasındandır.

Yüksek kritik deformasyon ile kaba taneli malzemeler, ekstra deformasyon enerjisi sağlar ve böylece kritik deformasyonlarda, çekirdek sayısının artışıyla daha küçük tane boyutu elde edilir.

Düşük deformasyonlardan sonra yeniden kristalleşme sırasında, çekirdekçik yapısal süreksizliklerde tercihli olarak oluşur. Özellikle orijinal tane sınırlarında ve ötektik kolonilerde, ince taneli malzemelerin tane sınırlarının geniş olmasından dolayı kaba taneli malzemelere göre verilen şartlar altında daha çok çekirdekçik oluşacaktır. Fakat yüksek deformasyonlarda, tanelerin içinde de çekirdeklenme meydana gelebilir, böylece Williams ve Eborall'ın gösterdikleri gibi tane sınırı alanlarının farkından dolayı daha az gözlenir ve sonuç tane boyutunun başlangıç tane boyutuna bağımlılığı sürekli azalır.

Malzemelerin yeniden kristalleşme durumuna başlangıç tane boyutu etkisinin şimdiki gözlemleri; dislokasyon yoğunluğundaki fark, deformasyonun enerji depo etmesi ve bir de ince ve kaba taneli malzemeler için aktivasyon enerjisinden ibarettir (Topbaş, 1993).

5.9.12.2. Final İşlem Sıcaklığı ve gerçek deformasyon etkisi

Isıl işlem sıcaklığındaki artışla, kritik deformasyondaki azalma, yeniden kristalleşme teorisi ile açıklanabilir.

Bir çekirdeğin büyümesi belirli bir seviyede enerji gerektirir. Bu enerjiyi deformasyon enerjisi ve ısı enerjisi sağlar.

Uygulanan ısı enerjisinin büyük olması, ısı işlem sıcaklığının artması demek olduğundan gerekli deformasyon enerjisi azalır, yani kritik deformasyon daha az olur. Isıl işlem sıcaklığının artmasıyla, kritik deformasyon değerinin azalması, çekirdek miktarında azalma imkanının meydana geleceğini gösterir.

Yüksek deformasyonlarda ısı işlem sıcaklığı, yeniden kristalleşmiş tane boyutu üzerinde küçük bir etkiye sahiptir.

Düşük deformasyonlarda, deforme olmuş matriks içinde yalnızca birkaç çekirdekçik oluşur ve ısıtılma işlemi ile geniş açılı tane sınırları, yeniden kristalleşmenin tamamlanmasıyla birbirlerinin sınırlarıyla kesişmesinden uzun mesafelere göç edebilirler. Sonuç olarak büyük bir tane ortaya çıkar.

Deformasyon artırıldığı zaman, çekirdek sayısının artışı, dislokasyon yoğunluğunu artırıcı yöndedir ve çevreleyen tane sınırları çok sayıdaki küçük boyutlu taneler içinde kısa mesafelere göç ederler. Bu olay aktivasyon enerjisi olarak çekirdekleşme büyüme için, ilk deformasyonun bir fonksiyonu olarak açıklanabilir.

Altyapı dislokasyonu sağlamak için minimum bir deformasyon enerjisi gerekir ki, bu faydalı deformasyon enerjisi (yani itici kuvvet), çekirdekçiğin teşekkülü ve tane büyümesi ile yeniden kristalleşme için geniş açılı tane sınırlarının göç etmesini sağlar (Topbaş, 1993).

5.9.12.3. Homojenizasyon Etkisi

Soğuk haddelemeden önce homojenizasyon yapılmasıyla, kritik deformasyonun oldukça azaltılabileceği çeşitli araştırmacılar tarafından bulunmuştur.

Clarebrough ve arkadaşları da haddelemeden önce homojenize edilmiş Al-Mn alaşımının kritik deformasyonunun düşük olduğunu göstermişlerdir.

Bu araştırmaların sonucuna göre, düşük kritik deformasyonlarda, yeni tane teşekkülüne ilave olarak, büyük başlangıç partiküllerine yakın, anormal tane büyümesi, ısıtılma işlemi uygulanarak artırılabilir.

Homojenizasyonla kritik deformasyon düşürülür ve miktar, tane boyutu, dağılım ve çökelti morfolojisi değiştirilebilir (Topbaş, 1993).

5.10.13. Kritik Deformasyon

Bir metal veya alaşımındaki kritik deformasyon, deformasyona uğramış malzeme takibi olarak tanımlandığı zaman, aşırı derecede büyük tane yapılarının görüldüğü sabit deformasyon bölgesi olarak belirlenebilir.

Kritik deformasyon yeniden kristalleşme için, gerekli minimum deformasyondan önemsenmeyecek derecede büyüktür. Oda sıcaklığında farklı metal ve alaşımlar için %5-18 arasındaki değerlerde olduğu bilinmektedir. Yeniden kristalleşme başlatmak için deformasyonun belirli bir minimum değerde olması gerekmektedir. Ancak bu deformasyonda küçük bir miktar çekirdek teşekkül eder. Eğer büyüme şartları elverişliyse büyük rekristalize olmuş taneler meydana gelecektir.

Eğer itici kuvvet kritik değerden daha büyük ise yalnız bu durumda çekirdek oluşabilecek ve büyüyelebilecektir. Çünkü, ilk yeniden kristalleşme çekirdekleri, çekirdeği ve matriksi çevreleyen özel serbest enerji arasındaki eşitlikten dolayı çok küçüktürler ve küçülme eğilimleri vardır. Bu durum dislokasyon yoğunluğunun kritik bir değeri aşması gerektiğini gösterir.

$$P_{kr} = 2 \tau B / r \quad (4)$$

Burada; P_{kr} = dislokasyon yoğunluğu

TB: tane sınırı enerjisi

r : çekirdeklenme yarıçapı

G : Shear modülü

B : burgers vektörüdür.

Deformasyon üreten düşük dislokasyon yoğunlukları başlangıç yeniden kristalleşme vermeyecektir.

Bunlar “çekirdek” gibi olan daha büyük taneler, deformasyonu teşvik eden tane sınırı göçüne benzer diğer bir yeniden kristalleşme şekli olabilirler.

Bir tek ilk deney numunesinin tavllanmasıyla bir deformasyon bölgesi elde etmek için uygun bir metod Chappel tarafından tasarlanmıştır.

Çekme deney parçasında uzama ile birlikte bir incelme meydana gelmekte, deformasyon ise %0-20 arasında değişebilmektedir. Kritik deformasyon uygulandığı zaman, iri tek kristallerin büyümesi için “deformasyon-tavlama” tekniğinin ana prensibi meydana gelir.

Williams ve Eborall süper saf Al deformasyonunun tipik değerlerinin, 525 °C de % 2 iken, Al-%2 Mn alaşımı için 400 °C de %16'a değiştiğini göstermiştir.

Bunlar aynı zamanda 180 µm başlangıç tane boyutlu benzer tertipteki saf Al için, 400-525 °C tavlama sıcaklığı üzerinde kritik deformasyon değerlerinin % 2-16 arasında değiştiğini bulmuşlardır. Başlangıç tane boyutu 40 µm olan aynı malzeme için 400-500 °C sıcaklık aralığı üzerinde, kritik deformasyon değeri %3.8'den %1.9'a düşmüştür.

Çizelge 5.7.13. Süper saf Al'de deformasyon sonucu elde edilen kritik deformasyon değerleri

Orijinal Tane Boyutu(µm)	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Kritik Deformasyon(%)
180	400	16,0
180	525	2,0
42	400	3,8
42	500	1,9

Böylece çizelge 5.7.13'den de görülebileceği gibi, mevcut çalışmanın sonuçları onların çalışmalarıyla büyük ölçüde benzerdir. Benzer şekildeki diğer çalışmalarda, Al alaşımları, Cu-Zn alaşımları, Zn, Zr, ve Zr alaşımları, Ni bazlı, alaşımlar ve Fe bazlı alaşımlarda rapor edilmiştir.

Mevcut bulgular alaşımların yeniden kristalleşme davranışı üzerine orijinal tane boyutu ve proses değişkenlerinin etkisini vurgulamaktadır. Barto ve Ebert 2618 Al alaşımı için verilen bir tavlama sıcaklığında kritik deformasyonun haddelemede, eşeksenli deformasyonunkinden daha yüksek olduğunu bulmuşlardır. Bu araştırmacılar ticari saflıktaki Molibdeni çeşitli işlemlerle oda sıcaklığında deforme ederek denemişler. Isıl işlem sonrası çekme ile deforme edilen malzemenin haddeleme ile deforme edilen malzemedan daha çok yumuşadığını buldular. Ayrıca yeniden kristalleşme hızının, çekme sonucu oluşan deformasyon oranının azaldıkça azaldığını tesbit ettiler. Yeniden kristalleşme için aktivasyon enerjisi değeri, haddeleme için çekme modeli deformasyona göre daha yüksektir ve haddeleme sonucu elde edilen yeniden kristalleşmiş taneler daha kabadır.

Bu araştırmacılar, soğuk şekillendirilmiş Mo'lerin yeniden kristalleşmedeki farklılığa, çeşitli

deformasyon modellerinin farklı dislokasyon yoğunluğu oluşturmasının neden olduğunu kabul etmişlerdir. Herhangi bir deformasyon için başlangıç gerilme sisteminin çekme bileşeni arttıkça dislokasyon yoğunluğu artar ve bu yeniden kristalleşmede daha büyük itici kuvvet ve daha çok sayıda çekirdek bölgesi oluşur.

Yukarıda açıklama 2618 Al alaşımının haddeleme ve eşksenli çekme sonucu kritik şekil değiştirme derecesinin değişimine uygulanabilir. Ayrıca kritik şekil değiştirmedeki farklılık haddeleme ile elde edilen üniform olmayan deformasyon sebebiyle de olabilir.

Verilen bir termomekanik ve tavlama işlem peryodunda minimum (kritik) bir deformasyon altında yeniden kristalleşme görülmez ve deforme olmuş yapı nihai tavlandığı zaman aşırı derecede büyük tane yapısı gösterir.

Genelde Al alaşımlarının belirli imalat işlemlerinde kritik deformasyon çekirdeklenme yoluyla anormal büyük tane boyutları geliştirmeye eğilimi oldukları kabul edilir.

ekirdeklenmiş metal matriksi içinde yeniden kristallenmiş büyük tanelerin oluştuğu bölgeler meydana geldiğinde, öyle yapısal bir homojensizlik mekanik özelliklerde zayıflığa ve anizotropiye neden olur. Belirli bir şekle getirilmemiş metallerde böyle bir özelliğin varlığı çok önemlidir. Eğer soğuk şekillendirme işlemi ürünün bünyesinde kritik miktarda deforme olmuş bölgeler üretirse, bu bölgeler takibi yeniden kristalleşme işleminde sonra zayıflatır ve kaba görünümlü bir yüzeye sahip olurlar.

Kritik deformasyon ve kritik deformasyon aralığı boyunca tane boyutu ile maksimum tane boyutu gibi, düşük soğuk deformasyon ve tavlama özellikleri, ısıl işlem (homojenizasyon) sırasındaki, başlangıç mikroyapısına, mikroyapısal değişimlere, n ısıtmaya, uygulanan işleme ve de nihai tavlama şekillerine bağlıdır.

Bu esaslara göre Al alaşımları yeniden kristalleşme karakterlerine göre üç kategoride sınıflandırılabilir.

- a) Alaşım Elementlerinin tamamen çözünür olduğu alaşımlar,
- b) Alaşım elementlerinin kısmi çözünürlüğe sahip olduğu alaşımlar,
- c) Alaşım elementlerinin çözünmeyip, intermetalikler halinde, ikincil fazları teşkil ettikleri alaşımlar (Topbaş, 1993).

6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Malzeme

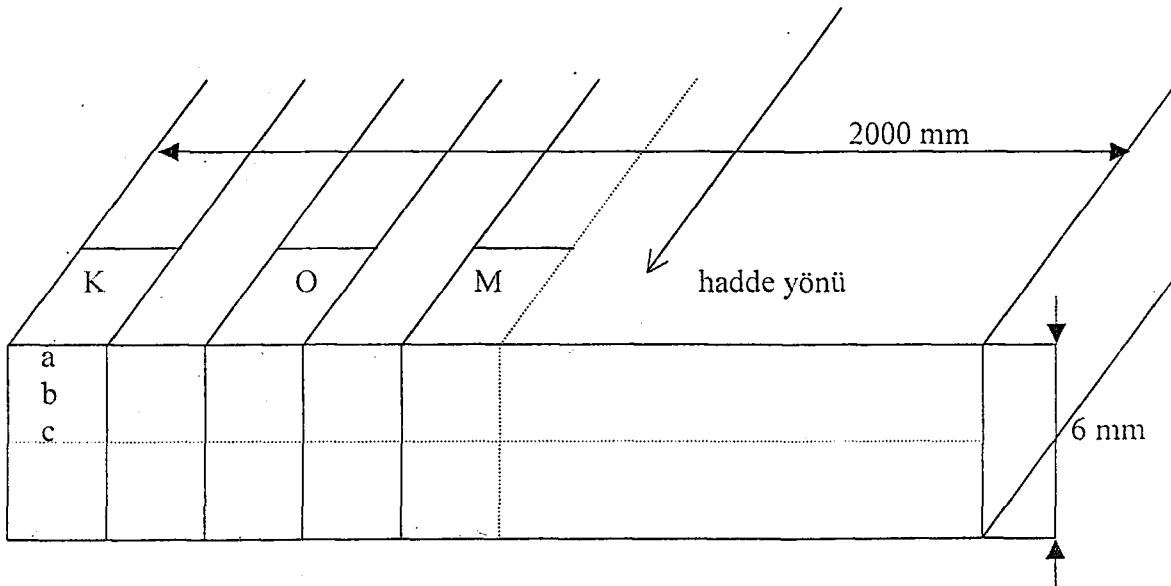
6 mm kalınlığında, 2000 mm genişliğinde ve çeşitli boylarda, hadde döküm tekniği ile üretilen 3003 alaşımı dökme levha malzeme Assan Alüminyum Tuzla Tesislerinde üretilmiştir. Malzemenin kimyasal bileşimi çizelge 6.1’ de verilmiştir.

Çizelge 6.1: 3003 Al alaşımının kimyasal kompozisyonu.

Si	Fe	Mn	% Al
0,247	0,698	1,412	97,75
0,248	0,697	1,412	97,75
0,248	0,697	1,412	97,75

6.1 Mikroyapı Muayenesi

Dökme levhaların kesiti boyunca var olan yapısal değişiklikleri ortaya çıkarabilmek için levhanın üç noktasından numune alınarak mikro yapısal muayeneye yapılmıştır. Numunelerin konumu şekil 6.1’de gösterilmiştir.



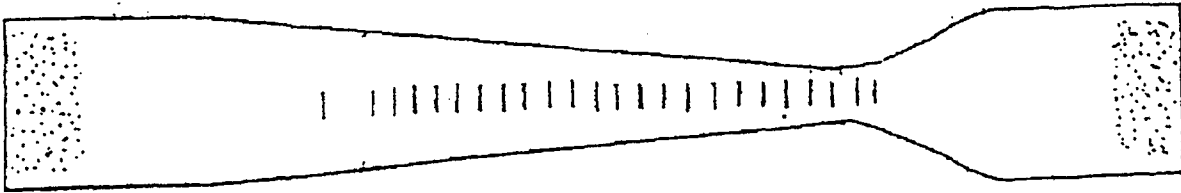
Şekil 6.1 : Test ve muayene numunelerinin dökme levhadaki konumları

K : Kenar
O : Orta
M : Merkez

Yukarıdaki şekilde gösterilen noktalardan 15x20 mm ebatlarında numuneler giyotin makasla kesilerek bakalite alınmıştır. Daha sonra sırası ile sırasıyla 180-240-360-400-600 ve 800 mesh'lik zımparalarla zımparalanmışlardır. Takiben 1µm'lik elmas pasta ile parlatılmış ve %2'lik HF çözeltisinde dağlanarak mikro yapı incelemesi için hazırlanmıştır. İnceleme SEM ve optik mikroskopta yapıldı. Yapısal değişimlerin derecesi çıkarılmaya çalışılmıştır. Aynı numune hazırlama prosedürü homojenizasyon işlemi takiben tekrarlanmıştır. Döküm ve homojenize levhalarda , levha kalınlığı boyunca elementlerin dağılımı SEM – EDS'de tespit edilmiştir.

6.2 Soğuk Deformasyon – Homojenizasyon / Tavlama Deneyi:

Çizelge 6.1'deki kimyalsal kompozisyona sahip dökme malzemeden 25x250 mm boyutlarında levhalar kesilerek bu levhalardan şekil 6.2'de boyutları ve geometrisi gösterilen çekme numuneleri hazırlanmıştır. Numunelerin iki çenesi arasındaki l_0 boyu 5 mm aralıklarla işaretlenmiştir. Numuneler, takiben çekme cihazında kopanadek çekilerek değişik noktalarda farklı deformasyon oranları eldesine çalışılmıştır. Diğer bir ifade ile bir deformasyon gradyanı üretilmiştir.



Şekil 6.2 Deformasyon – homojenizasyon / tavlama numunesi geometrisi.

Çekme işleminden sonra bir numune 580 °C'de 7 saat homojenizasyon ve tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Numunenin tane yapısı makro dağlama ile ortaya çıkarılarak kitik deformasyon oranı belirlenmiştir. Numune üzerindeki anormal tane büyümesinin olduğu noktadaki deformasyon yüzdesi yeniden kristalleşme için minimum / kritik deformasyon oranını vermektedir.

$$\text{Deformasyo oranı} = (l_{\text{son}} - l_{\text{ilk}}) / l_{\text{ilk}}$$

$$\begin{aligned} \text{Deformasyo oranı} &= (8,5 - 5) / 5 \\ &= \%70 \end{aligned}$$

6.3 Dökme ve Ön Deformasyonlu Levhaların Homojenizasyon Deneyi

6 mm kalınlığındaki dökme levhadan 6x30x200 mm boyutlarında parçalar alınarak %50, %67, %83 oranlarında soğuk haddelenmiştir. Birinci grup numuneler 450 °C'de 4 saat , ikinci grup numuneler 450 °C'de 4 saat + 580 °C'de 4 saat, üçüncü grup numuneler ise 580°C'de 7 saat homojenize edilmiştir. Numuneler havada soğuduktan sonra ; 32 ml HCl, 32 ml H₂O ve 2 ml HF çözeltisinde dağlanmıştır. Her grupta %50, %67, %83 soğuk daformasyonlu numulere ilaveten 1 adet deformasyonsuz numune mevcuttur. Dağlama işleminden sonra numunelerin tane boyutları görüntü analiz cihazında ölçülmüştür.

6.4 Sertlik Ölçümü

6 mm kalınlığındaki levhanın şekil 6.1 de gösterilen K,O, ve M bölgesinden 20 x 15 mm ebatlarında üçer adet numune alınmıştır. Numunelerin 3 tanesi döküm olarak bakalite alınmıştır. Diğer 3 adet numune ise 580°C 'de 7 saat Homojenize edildikten sonra incelenmek üzere hazırlanmıştır.

Daha sonra her iki grup numunede sertlik taraması yapılarakyapısal değişimin derecesi ortaya ortaya çıkarılmaya çalışılmıştır

7. DENEYSEL SONUÇLAR ve TARTIŞMA

7.1 Mikroyapısal Gözlemler

Homojenize edilmiş malzemenin değişik derinliklere ait mikroyapı resimleri Şekil 7.1-7.2-7.3-7.4-7.5-7.6'da sunulmuştur. Dökme levhada benzer yapılar hakimdir(Şekil 7.7). Buradaki mikro yapı resimlerinden anlaşılabacağı üzere levha kenarlarında (merdane ile temas eden kısım) çok ince bir yapının varlığı görülmektedir. Fazların boyutları ve ikinci dendrit kolları mesafe hücre boyutu çok küçüktür. Levha kenarına olan uzaklık artarken yapı daha incelmekte ve bir süre bu inceliği korumaktadır. Levha merkezinde ise normal segregasyon sonucu oluşan çok iri ötektik koloniler görülmektedir.

Çizelge 7.1-7.2-7.3-7.4-7.5-7.6'da 580°C'de 6 saat homojenize edilmiş numunelerde farklı derinliklerdeki Fe, Mn, Si'in kesit boyunca dağılımı verilmiştir. Çizelge 7.7'de ise döküm malzemenin merkezindeki ilgili elementlerin yüzde oranı verilmiştir.

İlave olarak dökme ve normal homojenizasyon uygulaması (580°C-7saat) sonucu 6 mm kalınlığındaki Al-3003 alaşımı levhaların kesitleri boyunca %Mn, %Fe ve %Si dağılımları Şekil 7.8 ve 7.9'da iki boyutlu grafik halinde sunulmuştur.

Elementlerin dağılımı ile mikro yapı resimleri bire bir örtüşmektedir. Kenardan itibaren artan mesafe ile her üç elementin konsantrasyonu artmıştır. Bunun ana nedeni; ilk teşekkül eden primer alüminyumun, levha merkezindeki sıvı içine sürekli alaşım elementleri kusmasıdır. Bunun sonucunda merkezi bölgede bu elementler aşırı derecede zenginleşerek ötektik formda katılaşmaktadır. Merkezde katılaşma hızının kenarlara göre düşük olması hem aşırı doymuşluk oranını azaltmakta hem ötektik fazın alan veya hacim oranını yükseltmektedir.

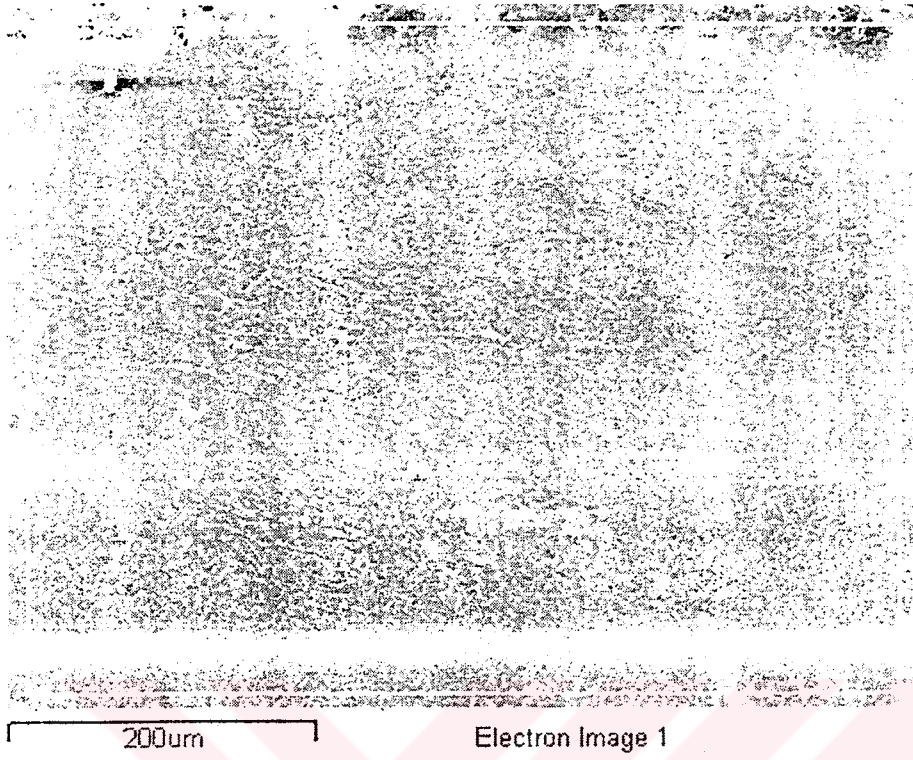
Isıl ve kompozisyonca koşulların değişiminin bir sonucu olarak dökme levhaların kesitinde birbirinden oldukça farklı zonlar teşekkül etmektedir. Burda göze çarpan en önemli nokta normal ingot segregasyon sonucu oluşan çok ciddi boyuttaki merkez hattı segregasyonudur.

7.2 Sertlik Özellikleri

Döküm ve homojenize malzemelerin değişik noktalarındaki sertlik değerleri Çizelge 7.8 ve 7.9'da sergilenmiştir. Kenar, orta ve merkez bölgesinde (Şekil 6.1) yüzeye yakın noktaların (a bölgesi) sertliği maximum seviyededir. (59 – 64 HV) . Yüzey – Merkez orta noktasındaki (b bölgesi) 59-60 HV olarak ölçülmüştür. Kenar, orta, merkez bölgesinin merkezinde ise (c bölgesi) sertlik değerleri sırası ile 64,2, 59,9 ve 56 HV olarak belirlenmiştir.

Bu değerlere göre iki etki ortaya çıkmaktadır. Bunlar yüzey ve merkez etkisidir. Çizelge 7.8'e göre maximum sertlik değerleri Ka ve Kc'ye aittir. Her ikisinde yüzey (hızlı soğuma) ve merkez etkisinden (ingot segregasyonu) kaynaklanmaktadır. Dökme levhadaki en düşük sertlik değerlerin Oc ve Mc bölgesinde rastlanmıştır. Soğuma hızının artışı ve alıcının elementlerin zenginleşme oranındaki artış sertlik değerini yükseltmektedir.

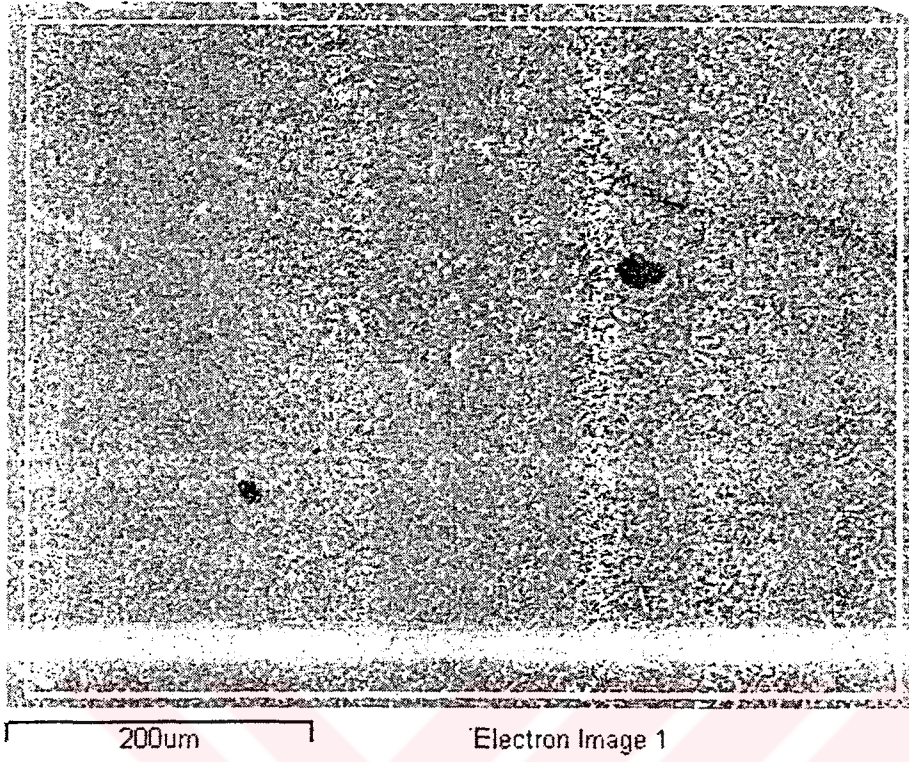
Homojenizasyon (580°C 'de 7 saat) uygulaması ile genel olarak bütün bölgelerde büyük bir oranda sertlik azalması meydana gelmiştir. Bunun ana nedeni; matristeki aşırı doymuş Fe, Mn ve Si'un çökmesidir. Bu elementlerin katı eriyik ile sertleşme etkisi, çökme ile sertleşmeden çok fazla olduğu literatürden bilinmektedir. Dökme levhanın, sertlik dağılımına benzer bir dağılımının olduğu gözlenmektedir(çizelge 7.9). Homojenizasyonun merkez hattı segregasyonuna etkisinin daha az olduğu anlaşılmaktadır. Homojenizasyon işlemi ile makro segregasyonun ortadan kaldırılması mümkün değildir, ancak kısa mesafeli (tane içi ve ikinci dendrit kolları arası hücre içi konsantrasyon farklılıklarını öneml oaranda ortadan kaldırabilmektedir.)



Şekil 7.1 : 580 °C’de 7saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 400 μm derinlikteki mikroyapısı.

Çizelge 7.1 : 580 °C’de 7saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 400 μm derinlikteki element konsantrasyonu

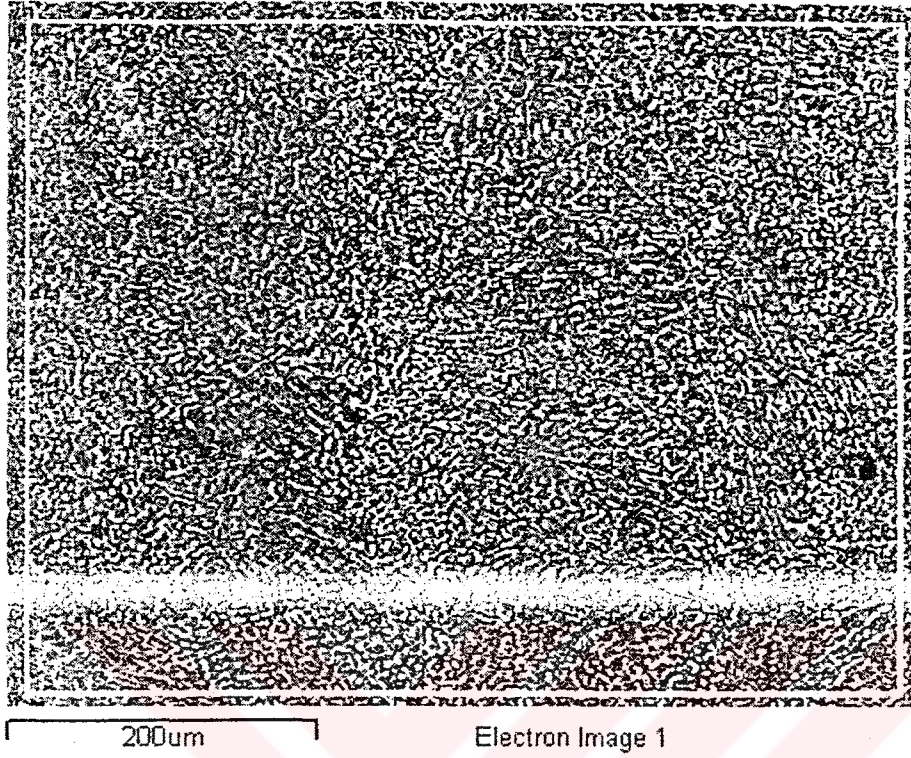
Element	App	Intensity	Weight%	Weight%	Atomic %
	Conc.	Corrn.		Sigma	
Al K	53.02	1.3067	95.92	0.20	98.03
Cu L	0.81	0.8642	2.21	0.11	0.96
Mn K	0.37	0.8482	1.02	0.11	0.51
Fe K	0.25	0.8645	0.70	0.12	0.34
Si K	0.04	0.6196	0.15	0.07	0.15
Totals			100.00		



Şekil 7.2 : 580 °C'de 7 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 900 µm derinlikteki mikroyapısı.

Çizelge 7.2 : 580 °C'de 7saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 900 µm derinlikteki element konsantrasyonu

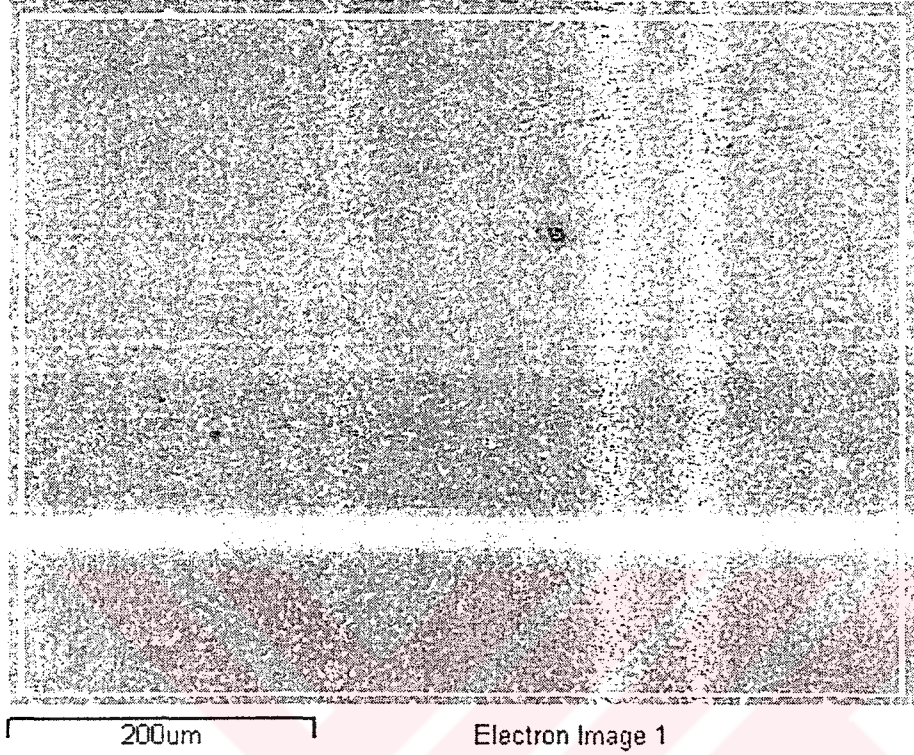
Elemnt	App	Intensity	Weight%	Weight%	Atomic %
	Conc.	Corn.		Sigma	
Al K	53.42	1.3112	96.41	0.20	98.32
Cu L	0.78	0.8703	2.11	0.11	0.92
Mn K	0.31	0.8477	0.87	0.11	0.44
Fe K	0.20	0.8639	0.54	0.12	0.27
Si K	0.02	0.6184	0.06	0.07	0.06
Totals			100.00		



Şekil 7.3 : 580 °C’de 7 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 1400 µm derinlikteki mikroyapısı.

Çizelge 7.3 : 580 °C’de 7 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 1400 µm derinlikteki element konsantrasyonu

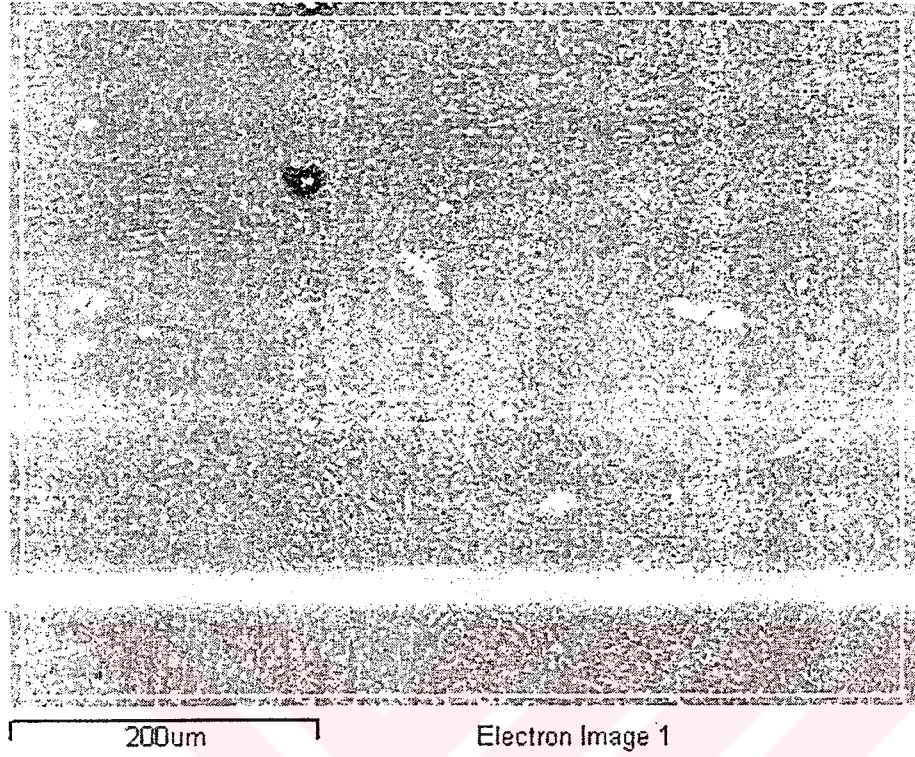
Element	App	Intensity	Weight%	Weight%	Atomic %
	Conc.	Corn.		Sigma	
Al K	53.11	1.3071	96.15	0.19	98.23
Cu L	0.84	0.8673	2.28	0.10	0.99
Mn K	0.32	0.8482	0.89	0.10	0.45
Fe K	0.24	0.8644	0.67	0.11	0.33
Si K	0.00	0.6187	0.00	0.07	0.00
Totals			100.00		



Şekil 7.4 : 580 °C'de 7 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 1900 µm derinlikteki mikroyapısı.

Çizelge 7.4 : 580 °C'de 7saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 1900 µm derinlikteki element konsantrasyonu

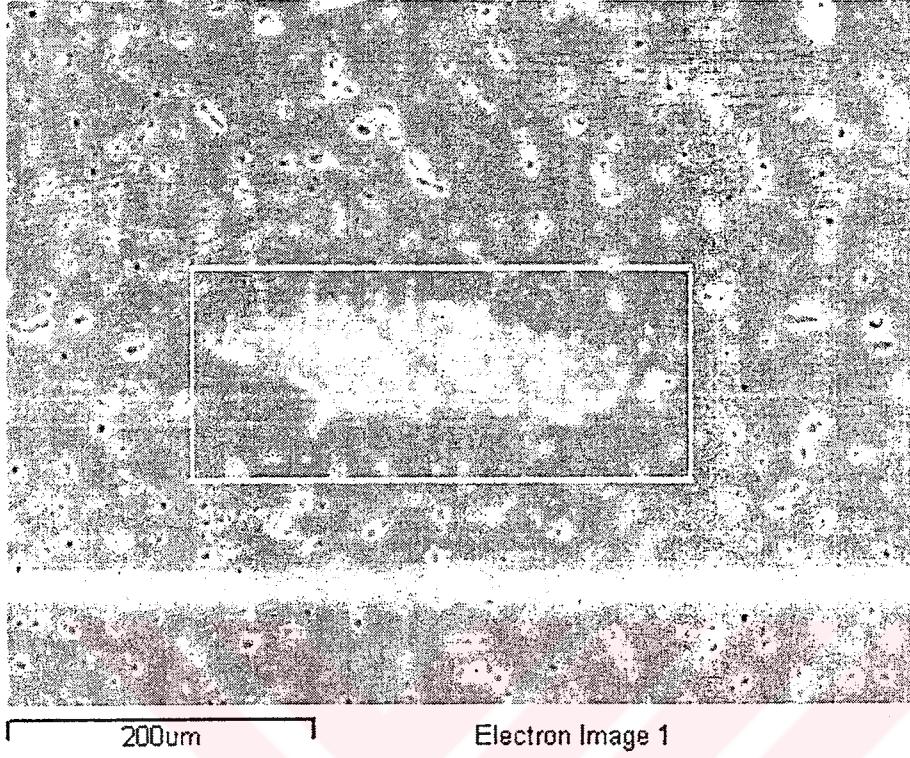
Element	App	Intensity	Weight%	Weight%	Atomic %
	Conc.	Corn.		Sigma	
Al K	53.29	1.3094	96.21	0.18	98.23
Cu L	0.77	0.8662	2.10	0.09	0.91
Mn K	0.38	0.8480	1.07	0.10	0.54
Fe K	0.21	0.8642	0.56	0.10	0.28
Si K	0.01	0.6189	0.05	0.06	0.05
Totals			100.00		



Şekil 7.5 : 580 °C'de 7 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 2400 μm derinlikteki mikroyapısı.

Çizelge 7.5 : 580 °C'de 7 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 2400 μm derinlikteki element konsantrasyonu

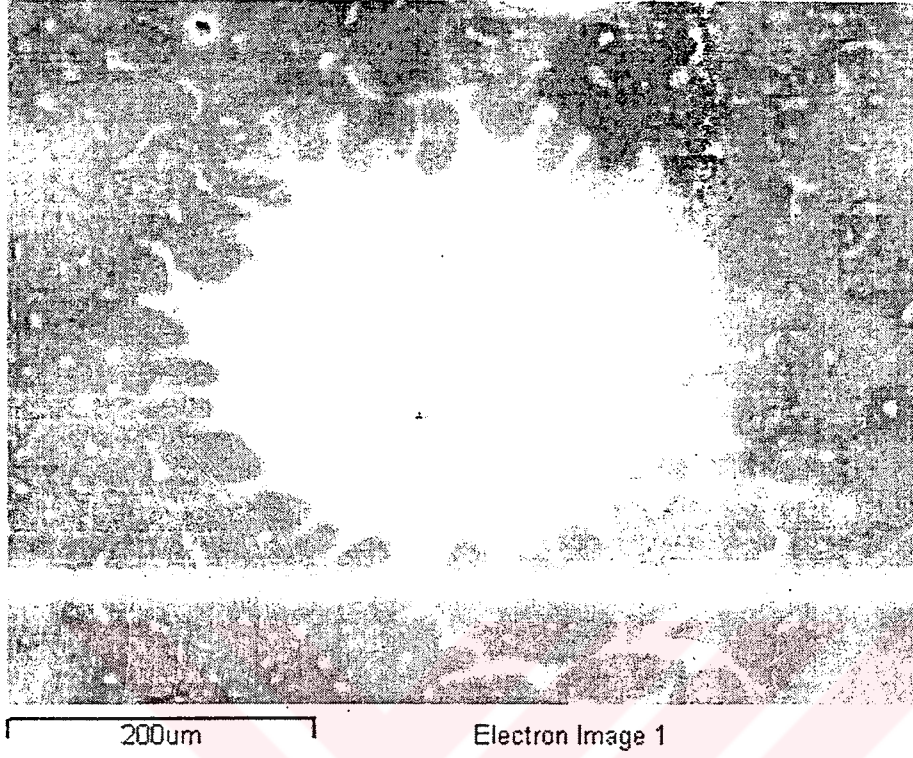
Element	App	Intensity	Weight%	Weight%	Atomic %
	Conc.	Corrn.		Sigma	
Al K	53.09	1.3083	96.19	0.18	98.23
Cu L	0.80	0.8669	2.20	0.10	0.95
Mn K	0.35	0.8481	0.97	0.10	0.49
Fe K	0.23	0.8643	0.62	0.11	0.31
Si K	0.01	0.6188	0.03	0.06	0.02
Totals			100.00		



Şekil 7.6 : 580 °C'de 7 saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 2900 µm derinlikteki mikroyapısı.

Çizelge 7.6 : 580 °C'de 7saat homojenize edilmiş numunenin kenardan 2900 µm derinlikteki element konsantrasyonu

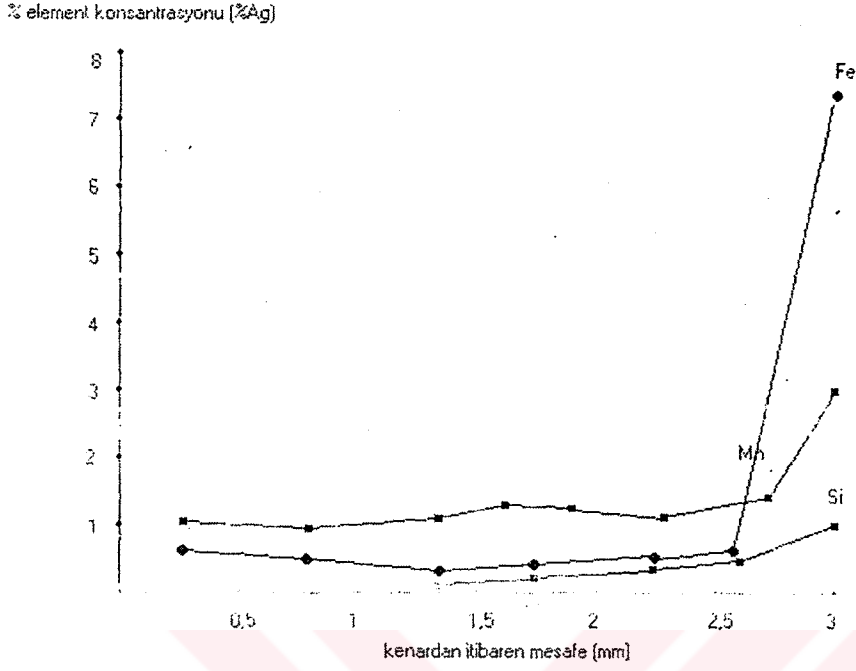
Element	App	Intensity	Weight%	Weight%	Atomic %
	Conc.	Corrn.		Sigma	
Al K	51.67	1.2746	92.42	0.20	96.06
Fe K	1.13	0.8686	2.97	0.14	1.49
Cu L	0.83	0.8065	2.33	0.11	1.03
Mn K	0.65	0.8522	1.75	0.11	0.89
Si K	0.15	0.6279	0.53	0.07	0.53
Totals			100.00		



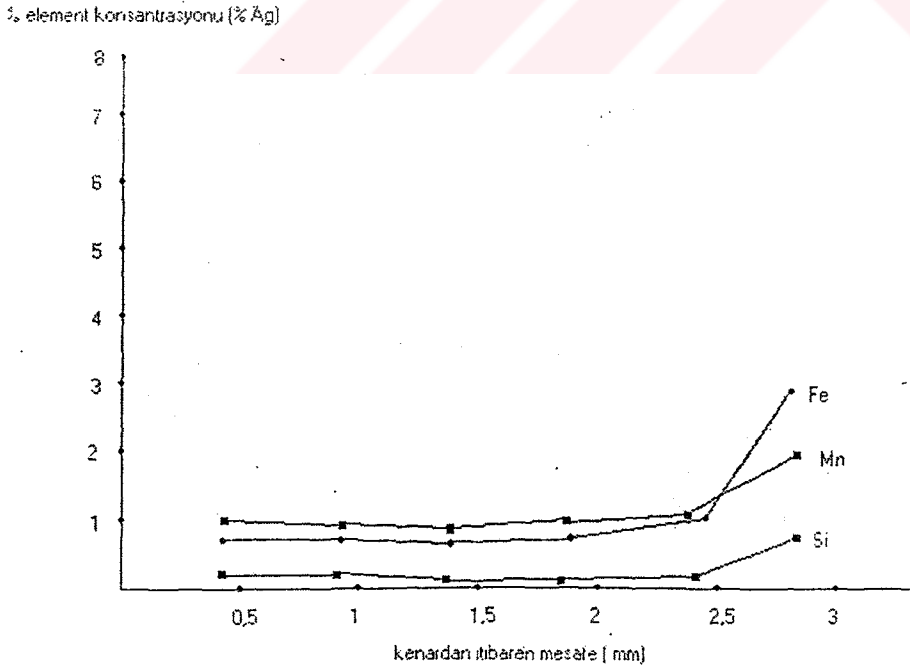
Şekil 7.7 : döküm numunenin kenardan 2900 µm derinlikteki mikroyapısı.

Çizelge 7.7 : döküm numunenin kenardan 2900 µm derinlikteki element konsantrasyonu

Element	App	Intensity	Weight%	Weight%	Atomic %
	Conc.	Corrn.		Sigma	
Al K	47.35	1.2135	85.55	0.26	92.04
Fe K	2.98	0.8769	7.46	0.20	3.88
Mn K	1.17	0.8604	2.98	0.14	1.57
Cu L	0.92	0.7136	2.84	0.14	1.30
Si K	0.34	0.6439	1.17	0.08	1.21
Totals			100.00		



Şekil 7.8 Döküm numunedeki elementlerin kenardan merkeze doğru % konsantrasyonu.



Şekil 7.9 : 580 °C'de 7 saat homojenize edilmiş numunedeki elementlerin kenardan merkeze doğru mesafe ile % konsantrasyonları

Çizelge 7.8 : döküm numunelerin değişik derinliklerinde sertlik değerleri

As-cast (HV 0,2 kg)	a	b	C
K	64,2	60	64,2
O	59,4	59,4	57,9
M	62,0	60	56

Çizelge 7.9 : 580°C'de 7 saat homojenize edilmiş numunelerin sertlik değerleri

Homojenizasyon tavlı (HV 0,2 kg)	a	b	c
K	42	42	50,1
O	33,6	40	43,8
M	35,6	37,8	35,6

7.3 Soğuk Deformasyon –Homojenizasyon / Tavalama Özellikleri

Bölüm 6.2 de izah edilen tekniğin uygulanması sonucu 6 mm kalınlığındaki dökme levhalarda 580°C –7 saat homojenizasyon/tavlama işlemi sonucu yeniden kristalleşmenin vuku bulabilmesi veya yeniden kristalleşme ile anormal tane büyümesinin oluşabilmesi için gerekli kritik deformasyon oranı % 70 olarak ölçülmüştür. Daha düşük sıcaklıklar ve kısa sürelerde yapılacak homojenizasyon / tavlama işlemlerinde kritik deformasyon değeri dahada yükseleceği için kullanılan numune geometrisi ile daha yüksek deformasyon yüzdeleri elde edilemeyeceği için bu deneyden vaz geçilmiştir.

7.4 Dökme ve Ön Deformasyonlu Malzemelerin Tane Yapısına Homojenizasyon Uygulamasının Etkileri

Dökme levhalarda değişik soğuk deformasyon oranları ve homojenizasyon uygulamaları ile oluşan tane boyutu değerleri Çizelge 7.9'da sunulmuştur. Ayrıca, aynı numunelere ait makro yapı resimleri Şekil:7.10-12'de sunulmuştur.

Döküm malzemenin tane boyutu "O" noktasında $156\ \mu\text{m}$ 'dir. Deformasyonsuz $450^{\circ}\text{C} - 4\ \text{saat}$ ve $450^{\circ}\text{C} - 4\ \text{saat} + 580^{\circ}\text{C} - 4\ \text{saat}$ süreyle homojenize edildikten sonra tane boyutu değerleri 327 ve $573\ \mu\text{m}$ 'dir.

%50 oranında soğuk deformasyona uğratılmış ve takriben $450^{\circ}\text{C} - 4\ \text{saat}$, $450^{\circ}\text{C} - 4\ \text{saat} + 580^{\circ}\text{C} - 4\ \text{saat}$ ve $580^{\circ}\text{C} - 7\ \text{saat}$ süreyle homojenize edilmiş malzeme gurubunda ölçülen tane boyutu değerleri sıra ile $483\ \mu\text{m}$, $830\ \mu\text{m}$, $1640\ \mu\text{m}$ 'dir. %67 oranında soğuk deformasyon gören numune gurubunda aynı homojenizasyon uygulamaları sonucu tane boyutu değerleri $150\ \mu\text{m}$, $2000\ \mu\text{m}$ ve $2177\ \mu\text{m}$ 'dir. %83 oranında soğuk deformasyon ve yukarıdaki gibi homojenizasyon sonrası gelişen tane boyutları sırası ile $1391\ \mu\text{m}$, $2670\ \mu\text{m}$, ve $2780\ \mu\text{m}$ 'dir.

Bu değerler tane boyutunun deformasyon oranındaki yükselme ve homojenizasyon sıcaklık ve süresindeki artışla paralel olarak yükseldiğini göstermektedir. Muhtemel şu şekilde özetlenebilir. Belirli bir oranın altında soğuk deformasyon gören veya hiç deformasyon görmeyen malzemelerde homojenizasyonla birlikte tane irileşmesi görülmektedir. Yeniden kristalleşme teşekkül etmemektedir. % 67 ve üzerinde deformasyon işlemi gören malzemelerde ise muhtemelen kritik deformasyon değeri aşıldığı ve kritik deformasyon aralığı bölgesinde kalındığı için yeniden kristalleşmemeydana gelmekte ve anormal tane büyümesi ile iri bir tane yapısı ortaya çıkmaktadır. Soğuk deformasyon – homojenizasyon testi ile bulunan %70'lik kritik deformasyon oranı değeri ve bu değer altında da tane kabalaşmasının gözlenmesi bu bulguları ve açıklamaları desteklemektedir. %83 oranında deformasyon gören ve homojenize edilen malzemelerde ise anormal bir tane irileşmesi görülmektedir. Burada %67 oranında deformasyon gören guruptaki tane irileşmesine getirilen açıklamanın geçerliliği söz konusudur.

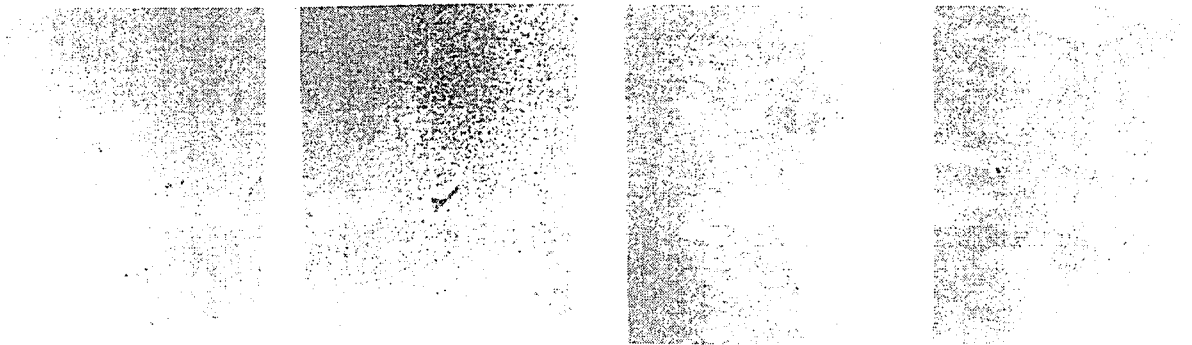
Sonuç olarak homojenizasyon öncesi malzeme üzerinde deformasyon gerçekleştirmek tane kabalaşması hadisesini arttırmaktadır. Döküm halinde aşırı doymuş malzemede çözeltideki elementler tane sınırı göçünü engellemektedirler ve homojenizasyonla birlikte daha düşük seviyede tane kabalaşması oluşmaktadır. Deformasyon işlemi ve oranındaki artış çökelmeyi

hızlandırabilir ve daha iri çökeltileri oluşturarak aşırı tane irileşmesi için müsait bir ortamı hazırlarlar. Çözeltiye alma işlemi gören ve ya aşırı doymuş malzemelerde yapılan soğuk deformasyon işlemlerinin çökelme hızını arttırdığı öteden beri bilinmektedir.

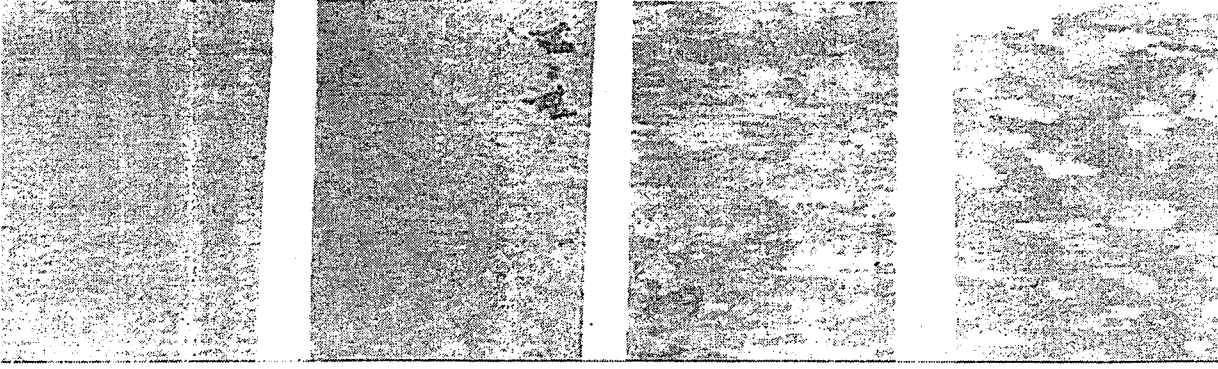
Çizelge 7.10 : Homojenizasyon ve deformasyonla değişen tane boyları tablosu.

Homojenizasyon Sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)	% Deformasyon	Tane Boyutu (μm)
450 $^{\circ}\text{C}$ – 4 saat	0	327
	50	483
	67	950
	83	1391
450 $^{\circ}\text{C}$ – 4 saat + 580 $^{\circ}\text{C}$ – 4 saat	0	573
	50	830
	67	2000
	83	2670
580 $^{\circ}\text{C}$ – 7 saat	-	-
	50	1640
	67	2177
	83	2780

Döküm malzemedeki işlemsiz tane boyutu 156 μm 'dir.



Şekil 7.10 : Sırasıyla %50, %67, %83 deformasyon verilmiş numunelerin 450 $^{\circ}\text{C}$ 'de 4 saat homojenizasyon sonrası makro yapı fotoğrafları. (2X)



Şekil 7.11 : Sırasıyla %50, %67, %83 deformasyon verilmiş numunelerin 450⁰C'de 4 saat + 580⁰C'de 4 saat homojenizasyon sonrası makro yapı fotoğrafları. (2X)



Şekil 7.12 : Sırasıyla %50, %67, %83 deformasyon verilmiş numunelerin 580⁰C'de 7 saat homojenizasyon sonrası makro yapı fotoğrafları. (2X)

KAYNAKLAR

- Avcı, A.U., (1993), Metallerin Sürekli Dökümü, Yıldız Üniversitesi Yayınları, 278, İstanbul.
- Çavuşoğlu, E.N., (1981), Döküm Teknolojisi, İstanbul Teknik Üniversitesi, 1177, İstanbul.
- Anık, S., Anık, E.S., (1967), Malzeme Bilgisi ve Muayenesi 2.Baskı, İstanbul.
- Mondolfo, L.F., (1976), Alüminium Alloys and Properties London.
- ASM. Engineering Bookshelf Source Book on Selection and Fabrication Alüminium Alloys American Societ for Metals. 230.
- Ersümer, A., Alüminyum Alaşımlarının ısı ve Mekanik işlemleri.
- Boettinger W.J., Metal Handbook Vol: 12 American Soc. For Metal.
- Üçışık, H., (1978), Fiziksel Metalurji Kürsüsü. İ.T.Ü.
- Çimenoglu, H., Kayalıoğlu, E.S., (1984), Alüminyum Alaşımlarının Şekillendirilebilirliğini etkileyen faktörler. II. Ulusal Alüminyum Sanayi Kongresi.
- Davis, J., (1996), Alüminium and Alüminium alloys, ASM. Special Handbook.
- Topbaş, M.A., (1993), Endüstri Malzemeleri, Cilt I. Y.T.Ü.
- Çınaroğlu, K. (1995), Dünya ve Türkiyede Alüminyum Metal Dünyası, sayı: 23.
- Coşkun, A.O., (2001) 5000 serisi Alüminyum Magnezyum alaşımlarının döküm ve Termomekaniksel Prosesleri,
- Yüksek Lisans Tezi, YTÜ.Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Kara, G.(1998), Alüminyum Alaşımları, Lisans Tezi, İTÜ.

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi 11.07.1968

Doğum yeri Sinop

Lise 1984 - 1987 Bakırköy İbrahim Turhan Lisesi

Lisans 1987 - 1991 Yıldız Üniversitesi Mühendislik Fak.
Metalurji Mühendisliği Bölümü

Çalıştığı kurumlar

1193 - 1995 Mega Döküm Ltd. Şti.

1995 - 1997 E.M.A.Ş A.Ş.

1998 - 1999 Koreş Metal San. Ve Tic. A.Ş.

