

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DÖKÜM VE HOMOJENİZASYON
UYGULAMASININ
Al - %1,0 Mg ALAŞIMINDA SICAK
ÇALIŞABİLİRLİĞE ETKİSİ**

Metalurji Müh. Özkan KÖLE

**F.B.E Metalurji Müh. Ana bilim dalında
hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Y. Doç. Dr. Mustafa ÇİĞDEM

İSTANBUL, 1994

İÇİNDEKİLER

BÖLÜM I. GİRİŞ	1
BÖLÜM II. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	5
II.1. Sertleşme Durumlarına Göre Alüminyum Alaşımları	6
II.1.1. Isıl İşleme Tabi Tutulamayan Alüminyum İşlem Alaşımları	6
II.1.2. Isıl İşlem Uygulanabilen Alüminyum İşlem Alaşımlar	7
II.1.3. Alüminyum - Magnezyum İşlem Alaşımları	7
BÖLÜM III. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜ VE KATILAŞMA MEKANİZMASI	11
III.1. Alüminyum Alaşımlarının Dökümü	11
III.2. Katılaşma Mekanizması	12
III.2.1. Çekirdeklenme	13
III.2.1.1. Homojen Çekirdeklenme	14
III.2.1.2. Heterojen Çekirdeklenme	16
III.2.2. Kristalleşme ve Büyüme	17
III.2.2.1. Ara Yüzey Ve İlerleme Mekanizmaları	18
III.2.2.1.1. Normal Büyüme Mekanizmaları	18
III.2.2.1.2. Yüzeyde Çekirdeklenme İle Büyüme	19
III.2.2.1.3. Hatalar Üzerinde Büyüme	19
III.3. İngotların Katılaşması	20
III.3.1. Katılaşmada çözünenin Yeniden Dağılımı Etkisi	21
III.3.1.1. Difüzyonla Çözünenin Yeniden Dağılımı	21
III.3.1.2. Sıvıda Tam Karışım	22
III.3.1.3. Sıvıda Kısmi Karışım	22
III.3.2. Alaşımlarda Yapısal Aşırı Soğuma	23
III.4. Segregasyon	25
III.4.1. Makro Segregasyon	25
III.4.2. Mikro Segregasyon	26

BÖLÜM IV. HOMOJENİZASYON	27
IV.1. Alüminyum - Magnezyum Alaşımlarının Homojenleştirilmesi.	28
IV.1.1. Alüminyum - Magnezyum Alaşımlarında Homojenizasyonun Makro Segregasyon Üzerindeki Etkisi	28
IV.1.2. Alüminyum - Magnezyum Alaşımlarında Homojenizasyonun Mikro Segregasyon Üzerindeki Etkisi	29
BÖLÜM V. DENEYSEL ÇALIŞMA	33
V.1. Deney Malzemelerine Uygulanan Ön İşlemler	35
V.2. Çekme Deneyi İle Elde Edilen Değerler	35
V.3. Sertlik Deneyi İle Elde Edilen Değerler	36
SONUÇLAR	40
KAYNAKLAR	41
ÖZGEÇMİŞ	42

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanmasında beni yönlendirerek yardımlarını esirgemeyen Sayın Hocam Yrd. Doç. Dr. Mustafa ÇİĞDEM'e ve deneysel çalışmalarında yardımcı olan Araşt. Gör. Sayın Yaman ERASLAN'a teşekkürlerimi sunarım.

Beni bu günlere taşıyan herkese ve herşeyimi paylaştığım sevgili aileme saygı ve sevgilerimle...

Eylül, 1994

Özkan KÖLE



ÖZET:

Alüminyum genç bir metal olmasına rağmen dünya sanayisinin en çok kullandığı ikinci metal olma durumuna gelmiştir. Bunun önemli nedenleri hafif ve dayanıklı oluşu, korozyon direnci gibi özelliklerinin yanında ilk üretiminde harcanan enerjinin ancak yüzde beşi oranında bir enerji harcanarak yeniden kullanılabilir (recycloble) oluşur.

Bu çalışmada, %1 Mg. içeren alüminyum alaşımlarının homojenizasyonu ile bu tip malzemelerin sıcakta çalışabilirliği deneysel olarak incelenmiştir.



ABSTRACT

Although aluminum is a newly investigated metal, it has become the 2nd mostly used metal in the world industry. The reasons for that are as follows; aluminum is light but has high strength and aluminum is highly corrosion resistant. In addition to these features, aluminum is recyclable with an energy requirement of only 5 % of the first production energy.

In this project, hot workability of the homogenized aluminum alloys containing 1 % Mg was experimentally examined.



BÖLÜM I GİRİŞ:

Alüminyum 1886 yılında, günümüzden 103 yıl önce; Amerika'da C.M.Hall ve Fransa'da P.Heroult'un birbirlerinden habersiz olarak keşfettikleri elektroliz yöntemiyle üretimine başlanmıştır. 1886 yılından önce ancak laboratuvar çapında üretilebilen Alüminyum o tarihlerde son derece yüksek üretim maliyeti nedeniyle, Altın ve Gümüş gibi kıymetli metal olarak sınıflandırılıyordu.

Alüminyum günümüzde, demir - çelikten sonra en çok kullanılan metaldir. Alüminyum saf halde bulunmaz, birleşikler halinde yer kabuğunun %8'ini oluşturur. Dolayısıyla cevher olarak oldukça çoktur. Alüminyum saf olarak bulunmadığından eldesi; alüminyum silikat, demir oksit ve alüminyum oksitten oluşan "bauxite" cevherinden yapılır. Bauxite yer küre yüzeyinin kazılmasıyla çıkarılır ve %5 - %30 nem içerir. Bauxite, Bayer işlemiyle alümina haline dönüştürülür. Alümina, Hall - Heroult elektroliz yöntemiyle indirgenerek alüminyum metali elde edilir.

Alüminanın, alüminyum haline dönüştürüldüğü 65.000 - 280.000 A. akım çeken elektroliz hücreleri 950 - 1000 °C. sıcaklıkta çalışır. Hücrelerin, kesintisiz elektrik enerjisiyle beslenmesi son derece önemlidir. Aksi takdirde hücre içindeki metalin donması durumunda büyük zarar oluşur. Alüminyum üretiminde en önemli faktör; yeteri kadar elektrik enerjisinin uygun maliyetle temin edilmesidir. Alüminyum üretim teknolojsi geliştikçe, ilk zamanlarda ton başına 42.000 kWh olan enerji sarfiyatı 16.500 kWh değerine kadar düşmüştür. Elektroliz hücrelerinde elde edilen alüminyum, birincil alüminyum (primary) olarak tanımlanır. Alüminyum, daha sonra yarı ürün ve ürün haline dönüştürülmek üzere, gerekiyor ise alışımlandırılarak külçe (İngot), T - ingot, yassı ürün ingotu veya ekstrüzyon ingotu (Billet) haline dökülür.

Mühendislik uygulamalarında, dolayısıyla insan yaşamında alüminyumun neden bu ölçüde kullanım alanı bulduğunu, aşağıdaki özellikleri iyice belirler.

- Alüminyumun en iyi özelliği, hafif olmasıdır. Özgül ağırlığı 2,7 gr/cm³ dür.
- Korozyona dayanıklıdır. Kuru nemli havalarda atmosferik şartlarda, korozyona dayanıklılığını yüzeyinde oksit tabakası teşekkül ettirerek artırır.
- Isıyı ve elektriği iyi iletir. Özgül ağırlığı düşük olduğundan birim konumdaki iletkenliği iyidir. Alaşım elemanı girmesiyle iletkenlik azalır.
- Çok iyi şekil alabilir, soğukta şekil alabilme kabiliyeti iyidir.
- Alaşım yapma kabiliyeti iyidir. Alaşımlama ile bazı kötü özellikler iyileştirilebilir. (Çekme kabiliyeti, döküm kabiliyeti v.b.)
- Kaplanabilme özelliği vardır. Üzerine dayanımı daha yüksek malzeme kaplanabilir.

Bütün bu özellikler ve tabi ki doğada fazlaca bulunması, alüminyumu mühendislik malzemeleri içinde kullanımı açısından ön plana çıkarıyor.

- Buna karşın çekme dayanım değerinin oldukça düşük olması (40 - 60 N/mm² soğuk haddeleme işlemi ile 140 N/mm²) ve sertliğinin alüminyumda 15 - 30 HB olması.

- Lehim kaynağının zorluğu (Alüminyumun oksijene ilgisinin fazla olması sebebiyle oksit teşekkülünün artması ve kırılgan bir durumda olması)

- Arı haldeyken döküm kabiliyetinin kötülüğü (Oksijene ilgisinin fazla olmasından)

- Bazlara ve yüzey olarak korozyona karşı dayanıksızlığı sebebiyle sanayi de kullanım aşamasında seçilebilirliğini azaltır.

Yaptığımız tez çalışmasının ana konusu böylelikle kendiliğinden ortaya çıkmış oldu. Alüminyumun çekme dayanımı, alaşım elemanlarının girmesiyle artıyor. Fakat sanayide ısının yüksek olduğu ortamlarda, çekme dayanımı ve sertlik gibi mukavemet özelliklerinin alüminyumun üzerindeki değişmelerini ortaya çıkarmayı amaçlamıştık.

Alüminyumun estetik görünümü, hiç çevre kirliliği yaratmayan temiz ve sağlıklı bir metal oluşu ile de gıda ambalajında en çok tercih edilen malzeme olmaktadır. Böylece alüminyum yukarıda sözü edilen tüm özelliklerinin sonucu olarak; Yapay kalpten uzay araçlarına, inşaat kapı/pencerelerinden, meşrubat kutularına dek çok yaygın kullanım alanlarında tercih edilen,günümüzün en çok kullanılan ikinci metali olmuştur. Tablo 1-1'de Alüminyumun önemli kullanım yerleri ve alternatif olduğu malzemeler görülmüyor. (1)

SEKTÖR	Önemli Kullanım Yeri	Alternatif Olduğu Malzeme
ULAŞIM	Radyatörler Motor parçaları Kaporta	Bakır / Pirinç Dökme demir Siyah galvanizli veya diğer kaplamalı çelik saçlar
UÇAK / UZAY Araçları	Yapı elemanları Uçak gövdesi	Çelik/plastik/magnezyum Karbon elyafı ve diğer kompozit malzemeler
TRENERLER	Yolcu ve yük vagonları	Çelik
DENİZ ARAÇLARI	Tekne gövdesi Uskur	Ağaç/Cam elyafı/Çelik Pirinç/Paslanmaz çelik
İNŞAAT	Duvar kaplama Çatı kaplama Pencere ve kapı doğramaları	Ağaç/Çelik/Plastik Ağaç/galvanizli çelik/kurşun plaka Ağaç/PVC sert plastik
AMBALAJ	Meşrubat kutuları Konserve kutuları Aerosol kutuları Folyo	Teneke/plastik/cam/kompozitleri Teneke/cam Teneke/ Plastik/kağıt
ELEKTRİK	Kapaklar İletkenler Baralar Transformatörler Telefon kablosu	Plastik/teneke Bakır Bakır Bakır Bakır
MAKİNA	Yataklar Isı eşanjörleri Hidrolik sistemler	Döküm malzemeler Bakır/paslanmaz çelik Çelik
DAYANAKLI TÜKETİM MALLARI	Buzdolabı klimalar Pişirme araç vegereçleri	Özel çelikler/plastik/bakır Özel çelikler/plastik/bakır Çelik/Paslanmaz Çelik/plastik
DİĞER UYGULAMALAR	Sulama boruları Ziraat aletleri Kimyasal tesisler	Dökme demir/çelik/plastik Çelik Paslanmaz çelik

Diğer metal ergiyiklerinin katılaşmasında olduğu gibi Al - Mg. alaşımlarının nihayi yapı özellikleri üzerinde döküm mikro yapısının önemi, yapılan birçok araştırmalarla gözlenmiştir. Aşağıdaki üç parametre; döküm esnasında mikro yapıyı tayin eder. Bu sebeple bu üç parametrenin optimum sonucu verecek şekilde ayarlanması gerekmektedir.

- 1 - Katılaşma hızı veya sıvı - katı ara yüzeyi geç hızı.
- 2 - Geç eden sıvı - katı ara yüzeyindeki sıcaklık gradyanı.
- 3 - Sıvıdaki ve katıdaki çözünürlerin yayılabilirlikleri.

Yüksek katılma hızları, daha kısa dendrit kol mesafesi (Yayınan alaşımlayıcı elemanlar için daha kısa yayınma yolu.) ve ikisinin sonucu olarak bir dereceye kadar tek biçimli yapıda tane yapısıyla sonuçlandığı için genellikle tercih edilir.

Alüminyum alaşımlarının ingot döküm hali üzerindeki birçok incelemelerde yapının dendritik - dengesiz katılma mekanizmaları yüzünden pek birbirine benzemediği görülmüştür. Döküm sırasında çekirdeklenme ve diğer ayrılma mekanizmaları alaşımlayıcı ilavelerin tane sınırlarında, üçlü noktalarda ve ötektikler şebekesinin oluşumunda dendritler arası bölgelerde azami şekilde yoğunlaşmasına sebep olurlar. Alaşımlayıcı ilavelerin bazı bölgelerde aşırı doymuşluğu ve katılma esnasında ısı farklılıkları sonucu olan yüksek iç gerginliklerde döküm yapısında mevcuttur. Bu nedenlerden ötürü, döküm yapılarındaki bu birbirine benzemezliklerin sıcak işlenebilirlik üzerine etkisi olduğu gibi, diğer fazların dendritler arası şebekesinin, bir dereceye kadar düşük çekilip uzayabilirliği yüzünden, zararlı bir etkiye sahip olduğu gözlenmiştir.

Araştırmalar sonucunda döküm hali yapısının homojenleştirmeye sıcak işlenebilirliği ve sıcakta çalışabilirliğini geliştirmek için gerekli olduğunu göstermiştir. Biz homojenleştirme aracılığı ile ayrılmış çözümlerin yayınmasını sağlıyoruz. Tabi ki homojenleştirme dolayısıyla sıcak çalışabilirliğin gelişmesi faz parçacıklarının durum ve dağılışıyla yakından ilgilidir. Eğer alaşım katılma sonrasında tek faza sahipse; dendrit kolları içindeki farklı yoğunluğu birbirine eşit hale getirme, homojenleştirmenin asıl amacıdır. Katılma sonrasında iki fazın bulunması durumunda ilk hedef, ikinci fazın herhangi bir dengesizliğinin çözünmesi ve ondan sonra kalan yoğunluk farklılıklarının birbirine eşit hale getirilmesidir. Yapısal olarak birbirine eşit halde getirme ve kararsız fazların çözünmesiyle eş zamanlı olarak; homojenleştirme esnasında homojenleştirmenin süresi ve sıcaklığına bağlı olarak bazı olaylar meydana gelebilir. Bunlar tane kabalaşması, aşırı doymuş elemanların çökmesi, kararlı metaller arası fazların kabalaşması, yüzey oksitlenmesi, hidrojen gazı giderme gözenek üretimi, küreleşme ve sınırlı ergitmedir. Bu sebeplerden ötürü homojenleştirme uygulamasında, optimum sıcaklık ve zaman tasarruf edebileceğimiz en iyi parametrelerdir.

Alüminyum alaşımlarında son ürünün kalitesinin belirlenmesi, dolayısıyla gerilme dayanımı, bükülme yeteneği, korozyon direnci gibi özelliklerin son üründe optimum düzeye çıkarılmasında aşağıdaki etkenlerin önemi büyük olur.

- a-) Deformasyon miktarı
- b-) Sıcak deformasyon öncesi ısıtma işlemi
- c-) Deformasyon başlangıcı ve sonundaki sıcaklık
- d-) Deformasyon sonrası soğutma hızı.

BÖLÜM II ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI:

Alüminyum alaşımları biçimlenebilir ve döküm alaşımları olmak üzere sınıflandırılabilirdiği gibi ısı işlem (sertleştirme) durumlarına göre de sınıflandırılabilir. Biçimlenebilir alüminyum alaşımları: ekstrüzyon, haddeleme, dövme, çekme gibi metal biçimlendirme işlemlerine uygun olan alaşımlardır. Döküm alüminyum alaşımları ise kum döküm, kokil döküm, basınçlı döküm v.b. döküm yöntemlerine uygun alaşımlardır. Biçimlenebilir alüminyum alaşımlarının sınıflandırılmasında, gelişmiş ülkelerde dört haneli sayısal tanıttım kullanılır. Sayısal tanıttımın ilk rakamı, alüminyuma ilave edilen ana alaşım metalini ifade eder. Bu ifade şekli aşağıda gösterilmiştir.

% 99.00 veya daha yüksek safiyette alüminyum	1XXX
Al - Bakır	2XXX
Al - Mangenez	3XXX
Al - Silisyum	4XXX
Al - Magnezyum	5XXX
Al - Magnezyum + Silisyum	6XXX
Al - Çinko	7XXX
Diğer elemanlar	8XXX
Kullanılmayan seriler	9XXX

Amerikan standartlar birliği (ASA)' de dört rakamın ilk rakamını temel alaşım elementini içeren alüminyum alaşımı olduğunu belirtir. 1XXX dizisi arı alüminyum (%90.00) belirtir. Son iki rakam %99 değerinin noktadan sonraki rakamlarını belirtir. Soldan ikinci rakam ise özel olarak denetlenen katışkı (empürite) elementlerinin sayısını belirtir. ve 1'den 9'a kadar değişebilir. 2XXX'den 8XXX'e kadar olan alüminyum alaşımlarında, ilk rakam alaşımın türünü ikinci rakam değişimleri simgeler, son iki rakamın özel bir anlamı yoktur. (1)

Son yıllarda endüstriyel kullanımına başlanan ve özellikle uçak sanayiinde yaygınlaşan Alüminyum Lityum alaşımları 9XXX serisine dahil edilmektedir.

Döküm alüminyum alaşımlarında da aşağıda belirtildiği şekilde dört rakamlı sayısal tanıttım kullanılır. Bu sistemde de ilk rakam alüminyuma ilave edilen ana alaşım metalini ifade eder.

%99.00 veya daha yüksek safiyette alüminyum	1XX.X
Al - Bakır	2XX.X
Al- Silisyum - Bakır / Magnezyum	3XX.X
Al - Silisyum	4XX.X
Al - Magnezyum	5XX.X
Al - Çinko	7XX.X
Al - Kalay	8XX.X
Diğer alaşım metalleri	9XX.X
Kullanılmayan seriler	6XX.X

Sertleşme durumlarına göre ise alüminyum alaşımları, ısıtılma tabii tutulamayan işlenmiş alüminyum alaşımları ve ısıtılma uygulanabilen alüminyum alaşımları olmak üzere 2'ye ayrılırlar.

II.1 Sertleşme Durumlarına Göre Alüminyum Alaşımları

II.1.1 Isıtılma Tabii Tutulamayan Alüminyum İşlem Alaşımları

En saf Al (%99,99), %1'e kadar çeşitli emparatürler içeren ticari saflıktaki alüminyum, Al - Mn, Al - Mn - Mg ve Al - Mg gibi alaşımlar çoğunlukla ısıtılma tabii tutulamayan işlenmiş Al alaşımları olarak adlandırılır. Yassı haddelenmiş Al ürünlerinin (yaprak, levha, varak) yaklaşık %95' i bunlardan yapılır. Mukavemet, imalat esnasındaki soğuk çalışma koşullarında, dağılma sertleşmesiyle (Al - Mn) ve katı ergiyik sertleşmesi (Al - Mg) veya her ikisinin birlikteliğiyle (Al - Mn - Mg) meydana gelen gerilme sertleşmesiyle geliştirilir.

Süper saf ve ticari saflıktaki Al (1XXX serileri) düşük gerilme özelliklerine sahiptir. Ayrıca yumuşatılmış saf Al'in deneme tazyik değeri 7-11 MPa'dır. Bu alaşımlar, elektriksel iletkenlerde, kimyasal işlem cihazlarıyla, yaprak olarak ve mimari ürünlerin gerektirdiği süsleyici bitirme işlemlerinde kullanılabilir.

Manganezin alüminyumdaki; maksimum katı çözünürlüğü %1,82'dir ve demirin bulunması durumunda bu çözünürlük azalır. Sonuç olarak, Al - Mn alaşımlarında (çoğunlukla ortaklaşa kullanılan 3003 alaşımında) çekilip uzayabilirliği alabildiğince azaltan iri, birincil kristaller olan $MnAl_6$ tanecikleri oluşacaktır.

Magnezyumun, Al - Mn alaşımlarına (çoğunlukla kullanılan 3004 alaşımı) ilavesi, gerilme mukavemetinde daha fazla artışa sebep olur ve yeniden kristalleşme sıcaklığını da yükseltir. Genelde Al - Mn ve / veya Al - Mn - Mg alaşımları, üstün korozyon direnci, yüksek çekilip uzayabilirlik ve ılımlı mukavemetin birleştirildiği bardaklar, pişirme kapları ve çatı kaplama levhaları üretiminde kullanılırlar.

Başka bir ısıtılma tabii tutulamayan işlenmiş alüminyum alaşım grubunda (Al - Mg, 5XXX serileri) bu çalışmada incelenmiştir.

II - 1.2. Isıl İşlem Uygulanabilen Alüminyum İşlem Alaşımları

Isıl işlem uygulanabilir işlenmiş alüminyum alaşımları, ısıl işlemle güçlendirmeye karşılık veren alaşımların başlıca üç serisini kapsar. Al - Cu ve Al - Cu - Mg (2XXX Serileri) , Al - Mg - Si (6XXX serileri) ve Al-Zn-Mg-Cu (7XXX serileri). Isıl işlem uygulanabilen işlenmiş alüminyum alaşımlarının hepsi yaşlanma setleşmesi aracılığıyla güçlendirilir. Mukavemet hususunda iki grupta sınıflandırılabilirler. Kolayca kaynaklanabilen orta mukavemetli alaşımlar (Al-Mg-Si ve Al-Zn-Mg) esasen uçak yapımı için geliştirilmiş ve yüksek mukavemete sahip olan alaşımlardır. Bu alaşımların bir çoğu (Al - Cu, Al - Cu - Mg ve Al - Zn - Mg - Cu), çok sınırlı kaynaklanabilme yeteneğine sahiptir.

II - 1.3. Alüminyum - Magnezyum İşlem Alaşımları

Alüminyum ve magnezyum, çok geniş bir bileşim aralığında katı çözeltiler oluşturur ve %0,8 ile %5'ten biraz fazla Mg içeren işlenmiş alaşımlar en iyi şekillendirilebildikleri halde, daha yüksek magnezyum içerikli olanlar daha yüksek mukavemete ve daha iyi dökülebilirliğe sahiptir. Alüminyumda erimiş olan magnezyum onu daha anodik yapması gerçeğine rağmen seyreltik Al - Mg alaşımları bir dereceye kadar, özellikle deniz suyuna ve alkali çözeltilere karşı yüksek korozyon direncine sahiptir. Bu gibi alaşımların üzerinde oluşan spinel oksit ($MgO \cdot Al_2O_3$) koruyucudur ve bu katı çözelti, bu tip bir alaşımda korozyona karşı en iyi oluşumdur. Bu alaşımlar demir ve silis içeriklerini diğer alüminyum alaşımlardan daha düşük tutabilmek, maksimum korozyon direnci ve yansıtıcılık elde edebilmek için genellikle yüksek kaliteli (99,7 Al veya daha iyi) alüminyumdan hazırlanırlar. (2)

Alüminyuma ilave edilen seçilmiş alaşımlayıcı elemanların etkileri aşağıdaki gibidir.

SİLİS (% 0,5'E kadar) : Eğer silis miktarı % 0,2'den daha düşükte mukavemette herhangi bir artış olmaksızın çekilip uzayabilirlik ve çentik tokluğu cüzi miktarda azalır. Eğer silis %0,2 daha fazla yüksekse, akışkanlığı arttırarak, dökülebilirliği geliştirebilir. Çekilip uzayabilirliği azaltır. Sürünme direnci üzerine herhangi bir etkisi bulunmamaktadır.

DEMİR (%0,7'ye kadar) : Demir, %2'den daha düşük Mg içeren alaşımlarda sınırlı bir güçlendirici etkiye sahiptir. Daha yüksek magnezyum içeren alaşımlarda bulunması durumunda ise, bir dereceye kadar çekilip uzayabilirliği, sürünme ve yorulma direncini azaltan kaba kristaller oluşumuna sebep olur. Aynı zamanda yeniden kristalleşme sıcaklığında artırır.

BAKIR (%0,2'ye kadar) : Küçük miktardaki bakırın genellikle mekanik özellikler üzerinde bir etkisi olmamakla birlikte, oyulmalı korozyonu azaltır, ancak genel korozyon üzerinde bir değişiklik sebep olmaz.

MANGANEZ (%1'e kadar) ve KROM (0,35'e kadar) : Mastriste eriyebildikleri için her ikisinde, düşük magnezyumlu alaşımların çekilip uzayabilirliği azalmak suretiyle malzemeyi mukavemetlendirirler. Ama magnezyum içeriği daha yüksekse, onların çözünürlüğü azalır ve tanecikleri kabalaşır. Bu elemanların ilave edilmesiyle düşük sıcaklık özellikleri ve sürünme direncinde biraz artış olur. Demirin korozyona neden olan etkisini azaltır veya bertaraf ederler. (4)

ÇİNKO (% 0.25'e kadar): Bu ilave akışkanlığı, dökülebilirliği ve mukavemeti etkilemez.

SODYUM : Bayer tarafından ortaya konduğu gibi, arıtma esnasında alkali temizleme işleminde açığa çıkar ve çekilip uzayabilirliği azaltır. Özellikle yükseltilmiş sıcaklıklarda % 0.001 gibi düşük miktarlarda olsa bile sodyum sıcak ve soğuk çalışma işlemlerinde çatlamaya sebep olabilir.

Titanyum, Seryum, Titanyum+Boron, Molibden, Vanadyum ve Zirkonyum tane küçültücüleri olarak ilave edilir ve magnezyum içeren alaşımların yüksek sıcaklıktaki oksidasyonu azaltırlar. Bu gibi alaşım ilaveleriyle, işlenmiş alaşımların özellikleri tane boyutunca etkilendiği için daha iyi mukavemet ve çekilip uzayabilme özellikleri gereken bitmiş ürünleri ince taneli külçelerinden üretilmelidir.

Birçok işlenmiş ticari Al-Mg alaşımlarında düşük miktarlarda diğer elemanlarda bulunabilir. Ancak, bunların fiziksel özellikleri üzerindeki etkisi, çoğunlukla magnezyum aracılığıyla bastırılır. İşlenmiş Al - Mg alaşımlarında katılaşma, dendritik usulde büyüyen alüminyum katı çözelti kristalleri denen α -Al ile başlar.

Katılaşma esnasında diğer çözünen bileşenler sıvıya doğru itilirler ve düşük sıcaklıkta katılaşma çoğunlukla, tane sınırlarında birazı da dendrit kolları arasında gerçekleşir. Ticari alaşımlardaki magnezyumun katı çözünürlüğü oda sıcaklığında %2 Mg'dan 447 °C'de %14 - 15'e kadar değişir. Bundan dolayı en çok magnezyum α -katı çözeltisinde bulunacaktır. Bu alaşımlarda bir dereceye kadar geniş bir katılaşma aralığı bulunmasına rağmen, magnezyumun söylenmez. Ancak α -nın fark edilir. ayrışması vardır ve kalan sıvı alaşımdaki Mg miktarı %3 - 4'ten daha küçük olsa bile β -fazını ($Mg_3 Al_8$) oluşturabilir. Bu metaller arası, tercihen korozyon koşullar altında gerilmeli korozyon çatlaması oluşturabileceği ve taneler arasında ilerleyebilmesine imkan verebilen tane sınırlarında oluşmaktadır. β 'nin çökmesini önlemek için, alaşımlardaki Mg içeriği azaltılmalıdır ki 450 °C'nin altında alüminyumda magnezyum yayılması (Al - $Mg_3 Al_8$) oldukça yavaştır. Ayrışmanın etkisi ve herhangi bir çökme, uzatılmış homojenleştirme işlemleri ile en aza indirgenebilecektir. Cr'un veya manganezin yokluğunda $FeAl_3$ oluşur, ama manganezin bulunduğu durumda (FeMn) Al_6 veya (FeMn) $_3$ Si_2Al_{15} meydana gelir. Kromun bulunduğu durumda (Fe Cr) Al_7 , (FeCr) $_4$ $Si_4 Al_{13}$ açığa çıkar.

Titanyum çoğunlukla çözüldüğüdür, ama tane arıtma amacıyla %0,005 Ti ilavesi yapıldığında $TiAl_3$ TiB_2 şeklinde (çözeltide zaten varolan boron ve berilyum'la) mevcut olacaktır.

Magnezyum, Al - Mg alaşımlarının mekaniksel özelliğini kontrol eden ana elemandır, ama diğer alaşımlayıcı ilaveler veya kirliliklerin hepside ona yardım ederler. Mukavemet üzerinde tane boyutunun etkisinin küçük olduğu şaşırtıcı bir iddiadır.

Tavllanmış temper mukavemeti, Al - %1 Mg alaşımı için çekme gerilmesi 110 MPa civarında ve akma mukavemeti 40 MPa'dır. Al - %5 Mg alaşımı için ise bu değerler 310 MPa ve 160 MPa'dır. Bu Mg içerikleri aralığında uzama, %25'i aşar. Tamamen işlenmiş - sertleştirilmiş Al - %6 Mg alaşımı, uzamada %5'lik uzmaya karşılık, 300 MPa akma mukavemetine sahiptir. Magnezyum miktarında yükselme, çalışma sertleşmesini derecesini artırır ve bu artış ise %1,4 Mg civarında daha çabuktur.

İşlenmiş Alüminyum - Magnezyum alaşımlarında özelliklerin sıcaklıkla değişimi şöyle özetlenebilir. Daha düşük sıcaklıklar; çekilip uzayabilme ve çentik sağlamlığında önemsiz/ufak veya hiç bir azalma ile mukavemette ve yorulma direncinde bir artış meydana getirir. Daha yüksek sıcaklıklarda; mukavemet modül ve yorulma direnci diğer bir çok alüminyum alaşımlarından daha az hızlı azalır.

Uzatılmış ısıtmanın ve sıcaklık düşmelerinde mukavemeti azalttığı bulunmuştur. Sürünme direncinde yüksektir ama alaşımlama elemanının dağılımının onun üzerindeki hissedilir bir etkisi vardır. Eğer bunlar katı çözelti halinde veya ince çökelti halindeyse, sürünme direnci yükseltir.

Magnezyum içeriğine şiddetle bağlı olan bir başka özellik, sıcak işlenebilirliktir. Bu düşük magnezyumda (<%1 Mg) hissedilir olarak iyidir. Ama Mg içeriğinin artmasıyla çabuk biçimde azalma gösterir. Bunun için sıcak çalışma derecesinin, diğer alüminyum alaşımlarında kullanılanından 50 - 100 °K aşağıda verilmiş olmasının sebeplerinden biri; Al - Mg₃Al₈ ötektikliğinin düşük ergime sıcaklığına (450 °C) sahip olmasıdır. Bunun için çalışmanın daha güç olması ve daha fazla enerji gerektirmesidir. Ara sıra çevre sıcaklıklarında işlenmiş - sertleştirilmiş alaşımın yaşlanma - yumuşatma sorunu ile karşılaşır ve bu alaşımlarında daha kötü mekaniksel özelliklere varılır. Bu sorunu çözmek için H3 temperinin A serileri (soğuk işlenmiş ve 120 - 150 °C'da dengelenmiş) tasarlanmıştır. Bu işlem, daha yüksek magnezyumlu alaşımlarda metaller arası B - fazının çökmesi eğiliminide azaltır.

Bu gibi işlemler üstelik, gerinme özelliklerini daha azaltır ve dengeler; daha yüksek uzama seviyesi ve koşula göre geliştirilmiş şekillenme özellikleri verir. Sınırlı sayıdaki alaşımda H2 temperi (İstenen mekaniksel özellikleri elde etmek için gerekenden daha fazla soğuk çalışma ve ondan sonra, mukavemeti azalmak için kısmi tavlama), iyi korozyon direnci ve o temperide elde edilebilen daha yüksek mukavemetlerle birleştirilen şekillenme özellikleri için kullanılır.

Yeniden kristalleşme için gereken enerjiyi sağlayan oda sıcaklığındaki en az deformasyon miktarı % 1 - 3 arasındadır. Bunun altında sadece kendine gelme meydana gelebilir. Minimum deformasyonun hemen üstünde, aşırı büyümek suretiyle oldukça büyük tane boyutlarına yol açılır. 327 °C ve 427 °C arasında meydana gelen yeniden kristalleşmenin bir sonucu olarak son tane boyutlarına ulaşılır. Bu sıcaklık aralığının

aşağısında, yeniden kristalleşme meydana gelmesi için çekirdeklenme oldukça yavaştır, Onun üzerinde ise tane büyümesi çok hızlıdır. 127°C ve 227 °C aralığında, yeniden kristalleşmeden önce, meydana gelebilen iyileşme, hızını azaltır ve tane kabalaşmasına neden olur. Mangezyumun yeniden kristalleşme sıcaklığı üzerindeki etkisi, onun bulunuş biçimine bağlıdır. Eğer β tanecikleri (Mg_3Al_2) şeklinde bulunuyorsa, etkisi küçüktür veya etkili değildir. Şayet ince Mg_3Al_2 çökeltileri şeklinde bulunuyorsa, yeniden kristalleşme sıcaklığı üzerinde fark edilir etkisi yoktur. Ama, çözeltideki magnezyuma benzer şekilde tane boyutunu ve oranını azaltır. Demir, Manganez, Krom, Lityum, Zirkonyum, Vanadyum, Çinko; hepsininde yeniden kristalleşme sıcaklığını artırdığı görülmüştür.(3)

Alüminyum Magnezyum alaşımları saf alüminyumdakinden yüksek mukavemete sahip olması nedeniyle birçok alanda kullanılır. Yüksek mukavemetleri ve iyi kaynak kabiliyeti, taşımacılıkta ve yapısal mühendislik alanlarında onları değerli kılmaktadır. Taşımacılıkta; devirme tertibatlı kamyon gövdeleri, petrol nakli için büyük tanklarda, süt, tahıl, basınç kaplarında, soğuk depolama sistemlerinde kullanılmaktadır. Ayrıca yüksek korozyon dirençli yerlerde kullanılır. Ayrıca parlak yüzey kabiliyetleri nedeniyle süsleyicilikte kullanılır.

BÖLÜM III ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜ VE KATILAŞMA MEKANİZMASI

III-1. Alüminyum Alaşımlarının Dökümü

Alüminyum alaşımlarının dökümünden ters ingot segregasyonu önemli rol oynar. Alüminyum alaşımlarının dökümü esnasında ingotun dış duvarı ingot merkezine nazaran çabuk soğur, katılaşma ve kendini çekmesi nedeniyle ingot içindeki sıvının kalıp duvarına yaptığı hidrostatik basınç sebebiyle, kalıp duvarındaki kılcal çatlaklardan kalıbın dış yüzeyine doğru sıvı akışı olur. Bunu önlemek için alüminyum alaşımları bu ters ingot segregasyonunu bastıran yüksek katılaşma hızlarıyla dökülürler. Çabuk katılaşma ve hızlı soğutma en son katılaşmış bölgedeki gecikmiş çözünen yayınının ve yüksek sıcaklık gradyanının bir sonucu olarak aşırı doymuşluğa, tane içi segregasyona ve yüksek mekaniksel iç gerilmelere sebep olabilir. Yavaş katılaşmada ise ötektik altı alaşımlarda ters ingotun segregasyonuna izin verir. Bu sebeple dökümün tüm noktalarında eşit hızla soğutma yapılırsa gerilmeler belirgin bir biçimde küçülür ve tavlama ile uzaklaşır.

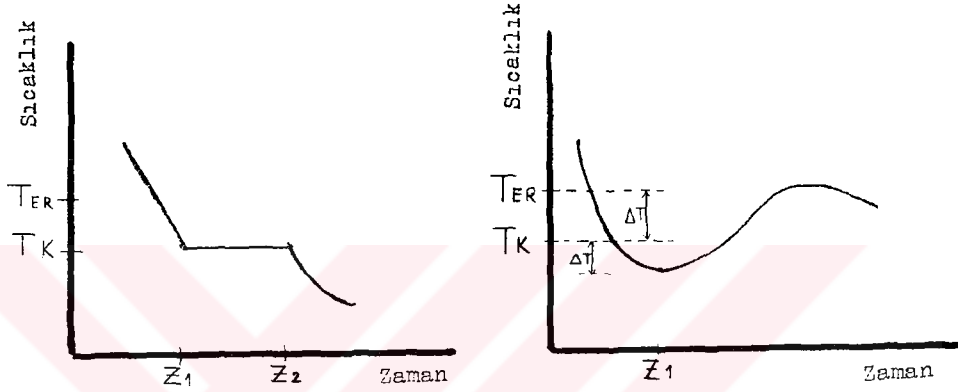
Segregasyonların olabildiğince az ve yüksek kaliteli bir döküm elde edilebilmesi için değişik döküm tekniklerinin dışında önce ergitmenin temiz olmasının önemi büyüktür. Temiz bir ergitme olabilmesi için giriş metalinin dikkatli seçilmesi, bütün ergitme işlemi süresince dikkatli sıcaklık kontrolü yapılmalı. Gaz (oksitlerin, nitrürlerin) giderilmesi işleminin yapılması, düşük en uzun gaz içeriğinin muhafazası, etkin tane küçültme ve ince tanelerin oluşumu sayesinde çekme mukavemeti büzülme ve sıcakta çatlamayı en aza indirecek oluşumun gerçekleşmesi gerekir. Bunlara ilaveten alaşımlayıcı olarak kullandığımız elementler tüm yapı içinde homojen dağıtılabilsen ki bu segregasyonu önlemede önemli bir faktör olarak ortaya çıkıyor. Ayrıca ingot segregasyonunu ve büzülmesini DC döküm tekniği sayesinde kabuklaştırma ile en aza indirebiliyoruz.

Alüminyum alaşımlarının dökümünde uygulamada bazı dikkat edilecek hususlar vardır. Bunların başında yolluk sisteminin ve besleyicilerinin dizaynı gelir. Bilindiği gibi alüminyum oksijene karşı afinitesi yüksek bir metaldir. Bu nedenle bu alaşımın dökümü esnasında hava ile temas mümkün olduğunca engellenmelidir. Havanın oksijeni ile birleşip oksitlenme meyli vardır. Ergimiş metal kalıbın alt kenarıyla aynı hizada ve döküm boşluğuna dik açılı bir yolluk sistemi aracılığıyla dökülmelidir. Alüminyum ergiyikleri katılaşma esnasında %5 ile %8'lik bir hacimsel çekilmeye uğradıklarından dolayı dökümlerde bir katılaşma çekinti boşluğu meydana gelebilir. Bu gibi boşluklar eriyiğin en son katılaştığı bölgede meydana gelir. Katılaşmanın tipine bağlı olarak boşluğun şekli değişebiliyor. Kendini çekme boşluklarının oluşumunu engellemek için katılaşmanın sona ermesine dek, dökümdeki bu hassas bölgeleri metal açığını kapatacak şekilde yeterli hacimde sıvı içeren bir veya daha fazla besleyici kullanarak önlenabilir. Kum kalıba dökümde katılaşmanın yavaş olduğu ağır ve kalın kesitlerde bunlar kullanılabilir. Süngerimsi tip katılaşmalarda mikro çekilmeler veya mikro boşluk oluşumları eriyiğin kısmi katılaştırılmasıyla büyük ölçekli bir çökeltme sayesinde buna bağlı olarak bir çok besleyici kullanılarak önlenabilir. Kum kalıba dökümde katılaşmanın yavaş olduğu ağır ve

kalın kesitlerde bunlar kullanılabilir. Süngerimsi tip katılaşmalarda mikro çekilmeler veya mikro boşluk oluşumları eriyiğin kısmi katılaşmasıyla büyük ölçekli bir çökeltme sayesinde buna bağlı olarak birçok besleyici kullanılarak önlenir.

III - 2. Katılaşma Mekanizması

Alüminyum alaşımlarının katılaşma mekanizması çekirdeğin oluşumu kristallerin teşekkülü ve büyümesi aracılığıyla meydana gelir.



Şekil (III.1): Kuramsal Soğuma Eğrisi Şekil (III.2): Gerçek Soğuma Eğrisi

Kuramsal olarak metal alaşımının soğuması sırasında metal eriyiği sistemi içinde atomlar serbest olarak hareket ederken kalıp çeperinden yada pota çeperinden birim zamanda yitirilen enerjiye bağlı olarak, atomların zig - zag hareketlerindeki genlik azalır ve sonunda Şekil (III - 1)'de görüleceği gibi T_{er} gibi bir sıcaklıkta ilk iki atom arasında denge uzaklığı kurulur. Bu uzaklığa gelen 2 atom arasındaki itme ve çekme kuvvetlerinin bileşke değeri sıfırdır. Yani bu 2 atom yerleşik düzene geçerler. Bunu ikinci, üçüncü atomlar izler. Böylece uzayda aralarında denge uzaklığı kadar bir uzaklıkta dizili n adet atomdan oluşan bir atom kümesi ortaya çıkar. (ilk katı)

Fakat tüm mekanik olaylarda olduğu gibi metal atomlarının birbirinden ve sıfırdan farklı bir kütleye sahip olması bu olayların T_{er} yerine T_k sıcaklığına ötelenmesine neden olur. Sıfırdan farklı kütleli olan atomların yeni bir hareket disiplinine geçmeleri zamansal ötelemeye uğramıştır, dolayısı ile bu zaman aralığında da sistem bir miktar daha ısı enerjisi yitirmiştir.

Kafes köşe noktasına yerleşerek geometrik diziliş düzenine geçen her bir atom, daha önce katı kütleden kopmuşken soğumuş olduğu enerji fonksiyonunu (gizli enerji miktarını) geri verir. Yerleşik düzene geçmenin sürdüğü $Z_1 - Z_2$ zaman aralığı boyunca "kafes köşe noktasına yerleşen atomlardan geri kazanılan toplam gizli enerji miktarı, sistemin yüzeylerinden yitirilen enerjiye eşittir." Katılaşma boyunca soğuma eğrisinin

teğetin eğimi sıfır kalacaktır. Anlatılan olayların sona erdiği Z_2 'den itibaren yeniden doğrusal bir zaman sıcaklık bağıntısı görülecektir.

Gerçek soğuma eğrisinde ise T_k sıcaklığı basamağına kadar tüm olaylar (I)'de anlatıldığı gibidir. Ancak T_k 'da aralarında denge uzaklığı kurulan atom kümesinin yüzey alanı o denli küçüktür ki, böylesi bir yüzey üzerine yerleşen atomların sayısı potanın yitirdiği enerji miktarını dengeleyebilecek kadar bir gizli enerji toplamını oluşturabilmeye yeterli değildir. Teğetin eğimi küçülme eğilimindedir, ilk katı kütle üzerine gelip yerleşen her iki atom katmanından sonra atom kümesinin yarı çapı ve dolayısıyla yüzey alanı büyüyeceğinden, birim zamanda açığa çıkan gizli enerji toplamı giderek büyür ve sonunda Z_1 zaman noktasında kayıpları bire bir dengeleyecek bir düzeye ulaşır, teğetin eğimi sıfır kalır.

Fakat Z_1 'de var olan katıların daha da irileşmesiyle bu denklik bu kez pota içinden geri kazanılan gizli enerjiler toplamı yönünde bozulur, bunun anlamı sistem içinde çeperden dışarıya doğru enerjinin akmasından sonra, arta kalan bir enerjinin bulunmasıdır.

Bunun sonucu olarak potanın ortalama sıcaklığı yükselir ve sıcaklık T_{cr} değerini aştığında oluşan katılar yeniden eriyik duruma geçer. Aynı olayların yenilenmesi ile bir kez daha katılaşma olacak, yatay teğete yaklaşıldıktan sonra sıcaklık yeniden yükselecek ve olaylar sonsuza dek yenilenecek ve katılaşma gerçekleşmeyecektir.

Sistemdeki ortalama sıcaklığın T_{cr} 'ye doğru yükselmesi sırasında kritik bir iriliğe ulaşan ve buna bağlı olarak belli bir yüzey gerilim değerine ulaşan katıların gelişmesi durur. Bu sırada yeni yeni çekirdekler, küçük yüzey alanları ile ortaya çıkıp gelişmeye başlar. Böylece atomların yerleşebileceği alan küçüleceğinden potadaki sıcaklık azalan bir hızla yükselir. Sonraki katılaşma süreci içinde yatay teğet yakalandıktan sonra sabit bir sıcaklıkta sürer, sistemdeki eriyik miktarı azaldığında ve dolayısıyla birim zaman içinde yerleşik düzene geçen atomların sayısı azaldığında soğuma eğrisi yataydan ayrılır. Bu kez yitirilen ile kazanılan enerjiler arasındaki denge yitirilen yönünde bozulur.

Gerçek soğuma eğrisinde, katılaşmanın bire bir bittiği söylenebilecek Z_2 gibi bir zaman noktası görülmez. Şekilden de görülebileceği gibi ΔT miktarı soğuma hızıyla doğru orantılıdır. ΔT arttıkça kafes kusurları artar dolayısı ile segregasyon gibi yapı hatalarının da oluşum hızı yükselir.

III - 2.1 Çekirdeklenme

Çekirdeklenme çevresinde belirli sınırlarla ayrılmış bir faz oluşumu olarak tanımlanabilir. Sıvı içinde çekirdek teşekkül etmesi ve bunun tam hacimde büyümesiyle katılaşma olur. Sistemin serbest enerjisindeki düşüş itici kuvvetin gerçekleşmesine yardımcı olur. İtici kuvvet gerekli fakat yeterli değildir. Bunda kinetik faktörlerin de etkisi büyüktür.

III - 2.1.1 Homojen Çekirdeklenme:

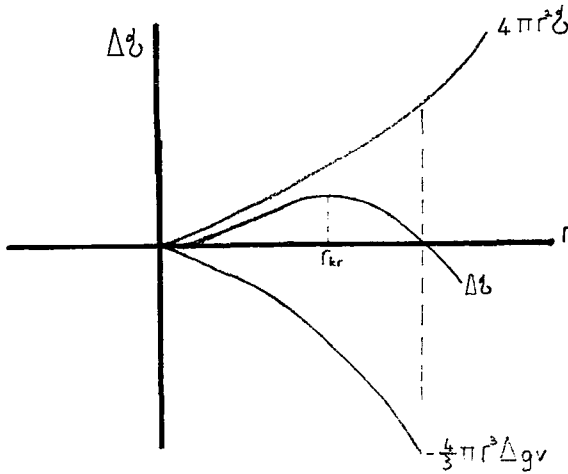
Homojen çekirdeklenme, çekirdeklenme mekanizmalarının bir türüdür. Bu kavramda pota cidarının etkisinin ve yabancı bir kalıntının alt madde görevi yapmadığı kabul edilir. Bu durumda ilk katı çekirdekleri hacmin gelişigüzel noktalarda ve rastlantısal olarak n' adet atomun aralarında denge uzaklığının ortaya çıkması ile gerçekleşir. r yarıçaplı olduğunu varsaydığımız ve küresel geometride olduğunu düşündüğümüz bu atom kümesinin katı durumunu koruyabilmesi için;

a -) Birim hacim koruma enerjisi: $\Delta\rho_v$

b -) Birim yüzey koruma enerjisi: ξ

Gibi iki enerji değerine ihtiyaç vardır. Bunlardan birincisi oluşmuş olan hacmin dağılmamasını sağlamak için gerekli iç bağlantıyı sağlarken ikincisi kürenin yüzeyi boyunca gerek küre içine ve gerekse küreden dışarıya doğru atom yayınmasını engellemek içindir. Bilindiği gibi yayınmanın olmaması için yüzey geriliminin belli bir düzeyde olması şarttır.

r yarıçaplı katı küreciğin toplam serbest enerji değişimi bu durumda $\Delta\xi = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta\rho_v$ $\Delta g_v + 4\pi r^2 \xi$ 'dir. İki enerji bileşeninden oluşan bu bağıntının eğrileri aşağıdaki diyagramda görülen toplam ΔG 'yi verir. (Şekil III-3) Buna göre katılaşmanın başlangıç evresinden itibaren toplam serbest enerji değişimi önce artan sonra azalan bir karakterdedir. Değişimin sıfır eğimli teğeti kritik bir yarıçapa karşılık gelmektedir. (r_k)



Şekil (III.3): Homojen çekirdeklenmede, birim yüzey koruma enerjisiyle (ξ), birim hacim koruma enerjisinin ($\Delta\rho_v$), toplam serbest enerji (ΔG) ve atom yarıçapına (r) bağlı olarak değişimi.

Tabiatda gelişen olaylar daha düşük serbest enerjili faza doğrudur. Enerji beslemesiz hiçbir olay daha yüksek serbest enerjili bir duruma doğru gittiği görülmez. Buna göre $r < r_{kr}$ olan kürecikler serbest enerjilerini düşürmeye çalışırken yarıçaplarını sıfıra doğru götürürler (erirler). Buna karşın $r > r_{kr}$ olan küreler serbest enerjilerini düşürürken yarıçaplarını büyütür, dolayısıyla taneleşmeye doğru gelişirler.

Kritik yarıçapın büyük bir değerle ortaya çıkması rastlantısal atom kümelerinin bu değerden daha büyük olma olasılığını düşürür. r_{kr} büyük olursa çekirdek sayısı az sonunda tane sayısında azalır, tane boyutu büyük olur. Böyle olduğunda sertlik ve çekme mukavemeti düşer, darbe tokluğu azalır.

Kritik yarıçapın küçük olması halinde rastlantısal atom kümelerinin bu değerden yüksek olma olasılığı yüksektir. Bu durumda çekirdek sayısı ve tane sayısı artar. Ancak tane boyutu küçülür ve sonuçta sertlik ile çekme mukavemeti artar darbe tokluğu artar. r_{kr} 'in hesaplanmasında birim yüzey ve hacim koruma enerjilerinden faydalanır.

$$\Delta G = -\frac{4}{3}\pi.r^3.\Delta g_v + 4\pi.r^2\xi$$

$$\frac{d\Delta G}{dr} = -4\pi.r^2.\Delta g_v + 8\pi.r\xi$$

$$\frac{d\Delta G}{dr} = 0 \Rightarrow r_2 = 0$$

$$\Delta g_v = \xi_L - \xi_p$$

$$\Delta g_v = H_\alpha - TS_\alpha - [H_\beta - TS_\beta]$$

$$\Delta g_v = H_\alpha - H_\beta - T[S_\alpha - S_\beta]$$

$$\Delta g_v = \Delta H - T\Delta S$$

$$T = T_d \rightarrow 1.inci$$

$$0 = \Delta H - Tds$$

$$\Delta g_v = \Delta H - \frac{d\Delta H}{Td}$$

$$\Delta g_v = \frac{\Delta H(Td - T)}{Td}$$

$$\Delta g_v = \frac{\Delta H - \Delta T}{Td}$$

$$r_{kr} = \frac{2\xi Td}{\Delta H.\Delta T} \rightarrow sabittirler.$$

$$r_2 = \frac{2\xi}{\Delta g_v} = r_{kr} \text{ olur.}$$

$$\xi_\alpha = H_\alpha - TS_\alpha$$

$$\xi_\beta = H_\beta - TS_\beta$$

şekildeki r_{kr} 'dir.

Δg_v ise 0 olmalıdır.

$$\Delta S = \frac{\Delta H}{Td} \quad T = \text{sistemin sıcaklığıdır.}$$

$Td - T = \Delta T \rightarrow$ Aşırı soğuma miktarıdır.

$$\Delta T = \int V \text{ soğ}$$

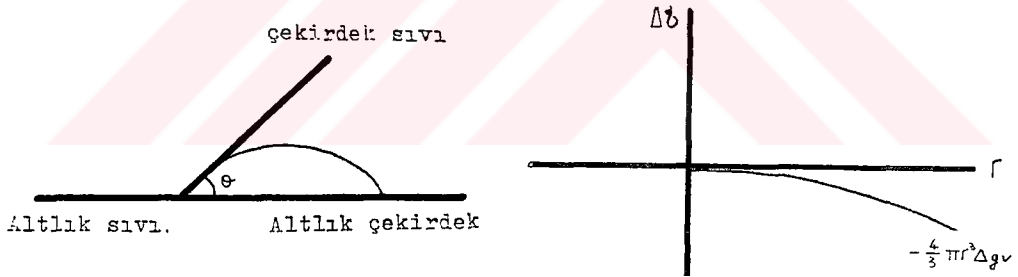
(III - 1)

Soğuma hızı arttıkça ΔT artıyor, kritik yarı çap düşüyor, çekirdek ve tane sayısı

artıyor, tane boyutu düşüyor. Buna bağlı olarak sertlik, çekme mukavemeti ve darbe tokluğunda artıyor. Soğuma hızını düşük seçersek, ΔT düşüyor, kritik yarı çap artıyor, çekirdek sayısı azalıyor, tane sayısı azalıyor, tane boyutu artıyor. Bunlara bağlı olarakta sertlik, çekme mukavemeti ve darbe tokluğu azalıyor. r_{kr} 'in bağımlı olduğu, birim yüzey koruma enerjisi (ξ) yalnızca bileşime bağlı olduğundan malzemenin değişmezlerindedir. Buna karşın birim hacim koruma enerjisi ΔG_v aşırı soğuma (ΔT)'ye bağlıdır (doğru bağlantılı olarak). ΔT miktarında doğru olarak eriyik kütlenin soğuma hızına bağlıdır. (5)

III - 2.1.2 Heterojen Çekirdeklenme:

Alaşımın içinde katılaşmakta olan metalin kafes yapısına ve kafes parametresine denk özellikler gösteren katışkılar bulunuyorsa bu parçacıkların her biri mevcut "alt madde" görevini yüklenir. Bunun anlamı birim yüzey koruma enerjisine gerek kalmadan söz konusu katışkıların çekirdek görevini almalarıdır. Bir dökümde hem heterojen hem homojen çekirdeklenme görülebilir. Fakat heterojen çekirdeklenme işin başındadır. Şekilde görüldüğü gibi kalıntı kafes yapısı ile metalinki aynı ise kalıntı hazır alt madde görevi yapar ve G sıfıra düşer böylece yüzey koruma enerjisine gerek kalmaz. Parçacığa eklenen her atom sistemin serbest enerjisini azalttığında kritik boyut kavramı " r_{kr} " burada yoktur. Bundan yararlanılarak uygun katışkıların eriyiğe aşılması ile tane adedi, dolayısı ile tane boyutu aşırı soğuma ΔT 'den bağımsız olarak denetlenebilir.



Şekil (III.4-5):Heterojen çekirdeklenmede ıslatma açısı ve $\Delta \xi$ 'nin değişimi.

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{AS} - \gamma_{AC}}{\gamma_{CS}}$$

$$\Delta G = 2\pi r^2 \gamma_{LC} (1 - \cos \theta) + \frac{1}{3} \pi r^2 \pi (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta) \Delta G_v \quad \gamma_{LC} = \text{yüzey serbest enerjisi}$$

$$+ (\gamma_{CS} - \gamma_{SL}) \pi r^2 (1 - \cos^2 \theta)$$

$$r^* = \frac{2\gamma_{LC}}{\Delta G_v} \Rightarrow \Delta G_v^* = \frac{4\pi \gamma_{LC}^2 (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta)}{3 \Delta G_v^2}$$

Heterojen çekirdeklenme işi

(III - 2)

Dinamik Çekirdeklenme: Statik çekirdeklenme, normal şartlarda gerçekleşmektedir. Dinamik çekirdeklenme, çekirdeklenmenin, katılaşmakta olan metalin titreşme veya osilasyon alan etkisinde kalarak mevcut kristallerin kırılmasıyla (2. dendrit kollarının kırılmasıyla) meydana getirilen kristal çoğalması şeklinde tarif edilebilir.

Pratikte dökümün en önemli teknik yönü çekirdeklenmenin kontroldür. Döküm sırasında oluşan tane boyutu, dağılımı ve segregasyon, dökümlerin fiziksel, mekanik ve kimyasal özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Çoğunlukla çekirdeklenme kontrolü çekirdekliyecilerle sağlanır. Daha önce (Homojen ve heterojen çekirdeklenmede) değinildiği gibi çekirdeklenme potansiyeli kuvvetli bir şekilde temas açısına bağlıdır. Kolay çekirdeklenme için düşük temas açıları gerekir.

III -2.2. Kristalleşme Ve Büyüme

Çekirdeklenmeyi takip eden süreçte kristallerin oluşumu ve bunun sonucunda metalin katılaşma davranışı iki grupta sınıflandırılır. Bunlardan biri dıştan büyüyen kristalleşmedir.

Dıştan büyüyen kristalleşmede; her zaman yeterli çekirdek bulunan kalıp duvarından başlar ve eriyiğin içlerine doğru sütünsal büyüme göstererek devam eder. Dendritler arasındaki boşluklarda bulunan ergimiş metalin en son katılaşmasıyla biter. Sünger tipi, kaba duvar tipi ve düz duvar tipi katılaşmalarda kristalleşmenin bu tipinin bir sonucudur.

İçten büyüyen kristalleşmede ise bir çok çekirdek ergiyik bünyesinde oluşur ve onların ergiyikle katılaşmaları başlar. Bu tip kristalleşme; geniş bir katılaşma aralığındaki alaşımlarda buzlu su tipi görünüşlü, dar donma aralığına sahip alaşımlarda ise kabuk oluşturan tip veya levhasal katılaşma halinde meydana gelir. Katı fazın miktarı katılaşma süresince artar ve ondan sonra, kalan eriyiğin kristaller arasında harcanması suretiyle sonunda tamamen katılaşır.

Büyüyen katı sıvı ara yüzeyinin yapısının incelenmesi gerekir. Ara yüzeyin yapısı ve şekli, sonuç katının mikroyapısal morfolojisini, katı içerisindeki hataların sayısını ve dağılımını etkiler. Buna ilaveten bitişindeki sıvının ısısal ve yapısal değişimleri de arayüzey tarafından etkilenir.

Büyüme: Çekirdeklenme ve kristalleşmeyi müteakip bu kristallerin büyümesi başlar. Bu safhanın büyüyen katının kompozisyonu ve yapısına etkileri önemlidir. Büyüme safhasını incelerken bazı terminolojik terimlerin tanımlanması gerekir.

Bunlar kısaca büyüme hızı (R), sıcaklık gradyanı (G), difüzyon katsayısı (D), denge dağılımı katsayısı (k), likidus eğrisinin eğimi (m), yönlü katılaşma.

a -) Büyüme hızı(R): Katı ile sıvı arasındaki ara yüzeyin ilerleme hızıdır. Bazen büyüme hızı ara yüzeydeki birkaç noktanın ortalaması olarak ifade edilir. Bazende ara yüzeydeki

belirgin bir noktanın ilerleme hızı olarak ifade edilir. Büyüme hızı $\frac{\text{mm}}{\text{sec}}$ yada $\frac{\text{cm}}{\text{saat}}$ cinsinden ifade edilir. Değişik katılaşma prosesleri için büyüme hızlarında değişiktir.

Proses	Büyüme hızı ($\frac{\text{cm}}{\text{sec}}$)
Metal tek kristalinin büyümesi	10^{-3}
İngot katılaşması	10^{-1}
İlk dentritik büyüme ($\Delta T \sim 0,02 T_e$)	5

Bir kristalin büyüme hızı, atomların ara yüzeye eklenme hızı ile ayrılma hızları arasındaki farkla bağlıdır.

III - 2.2.1 Ara Yüzey ve İlerleme Mekanizmaları

Ara yüzey genel anlamıyla sıvı ile katı arasındaki sınır olarak tanımlanır. Ara yüzeyin kalınlığı ince ve düzenli olduğu zaman “düz”, geçiş çok sayıda atom tabakasından oluşuyorsa “kaba” olarak nitelendirilir.

Kristal arayüzeyi başlangıçta atomsal ölçekte düz kabul edilir. Yüzeyde atomların girebilme olasılığı olan tüm noktaların (N), X oranında bir kısmının gelişi güzel bir şekilde doldurulmasıyla oluşan serbest enerji (ΔF) değişimi hesaplanır.

$$\frac{\Delta F_s}{N_k \cdot T_M} = \alpha \cdot x(1-x) + x \ln x + (1-x) \ln(1-x) \quad (\text{III} - 3)$$

Ara yüzeylerin değişik ilerleme mekanizmaları değişik arayüzey şekillenmesinin varlığına dayandırılabilir.

III - 2.2.1.1 Normal Büyüme Mekanizması : Bu tip büyümede ara yüzeydeki bütün yerler eşittir ve arayüzeyin ilerlemesi atomların sürekli gelişigüzel ilavesi ile sağlanmıştır. Ortalama büyüme hızı R alt soğuma ile orantılı.

$$\bar{R} = \mu \cdot \Delta T \quad \mu_1 = \text{sabit} \quad (\text{III} - 4)$$

Normal büyüme mekanizmasında büyüme hızı yüksektir. Yer eşitliği gereksiniminden kaba kaba bir yüzey ihtiyacını vurgular. Çoğu metallere bu mekanizma uygulanabilir.

III.2.2.1.2 Yüzeyde Çekirdeklenme İle Büyüme: Bu teoride ara yüzey düzdür ve büyüme disk şeklindeki yeni tabakaların homojen çekirdeklenmesiyle gerçekleşir. Yana büyüme tabaka tamamlanıncaya kadar devam eder. Büyüme hızı aşağıdaki eşitlikle ifade edilir.

$$\bar{R} = \mu_2 \exp\left(-\frac{b}{\Delta f}\right) \quad \mu_2, b = \text{sabitler} \quad (\text{III-5})$$

Düşük alt soğumalarda büyüme hızları düşüktür ve bu mekanizmayı doğrulayan deliller son derece sınırlıdır.

III.2.2.1.3 Hatalar Üzerine Büyüme : Buradaki varsayım atomların ilave edilebileceği sürekli büyüme basamaklarının olduğudur.

b -) Sıcaklık Gradyanı (G): Çoğunlukla büyüme yönünde, ara yüzey önündeki sıvıdaki sıcaklık farkını simgeler. Eğer sıvıdaki sıcaklık mesafeyle artarsa buna pozitif, azalırse negatif olarak ifade edilir. Her cm boyunca birkaç °C gösterir.

c -) Difüzyon Katsayısı (D): Atomların sıvı içersindeki hareket hızlarıdır. Hemen hemen tüm metalik sıvılarda $D=5 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sec}$ 'a eşittir. Katılma noktasının hemen altındaki katılarda $10^{-8} \text{ cm}^2/\text{sec}$ civarındadır. Bu nedenle katı fazdaki çözünen dağılımı sıvılardaki dağılımla karşılaştırıldığında çok küçüktür ve dikkate alınmaz.

d -) Denge Dağılımı Katsayısı (k) : Faz diyagramı tarafından ve likidus çizgilerinin doğru olduğu varsayımı ile bulunur.

$$k_o = \frac{\text{T sıcaklığındaki katıda } \phi \text{ özün } \text{ konsantrasyonu}}{\text{aynı sıcaklıktaki sıvıda } \phi \text{ özün } \text{ konsantrasyonu}} = \frac{C_s}{C_l} \quad (\text{III-6})$$

Artan alaşım elementi (çözünen) ile birlikte likidus sıcaklığı azalıyorsa $k_o < 1$ ve tersi halde $k_o > 1$ 'dir.

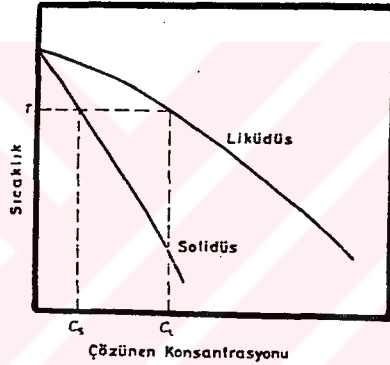
e -) Likidus Eğrisinin Eğimi (m) : $k_o < 1$ için bu eğim pozitif $k_o > 1$ için negatif olarak tanımlanır.

İlk çekirdeğin oluşumu kristalleşme ve kristallerin büyümesiyle katılma mekanizması genel hatlarıyla, ergiyik tamamıyla sıvı faz kalmıyanadek sürer.

Al - Mg. alaşımı gibi sanayide saf metal ve alaşımların katılmasına ve bu temel katılma mekanizmalarına ilaveten uygulamadan gelen ve kaçınılması oldukça zor olan ilave mekanizmalarda etkili olmaktadır. (6)

III - 3. İngotların Katılaşması:

İngotların katılaşması fabrikasyon uygulamasında önemli bir adımdır. Katı çözelti tipi bir alaşımda, alüminyum gibi bir esas metal ve istenen özellikleri vermesini sağlayan alaşımlayıcı elemandan (çözünenleden) oluşur. Bu alaşımlayıcılar hem katı, hemde sıvı metalde çözünebiliyor. Şekil (III - 6)'da ikili faz diyagramında da görüldüğü gibi alaşımlayıcı elemanın çözünürlükleri farklı yoğunluktadır. Liküdüs eğrisinin üzerinde sıvı fazda hem esas metal hemde alaşımlayıcı tamamen çözünmüş durumdayken solidüs eğrisinin altındaki sıcaklıklarda bu iki birleşen tek bir katı çözelti olarak tek katı kristalli faz halinde tamamen çözünürler. Sabit bir sıcaklıkta solidüs ve liküdüs bileşimleri arasındaki orana denge dağılımı kat sayısı dendiğini biliyoruz. Eğer alaşımlayıcı elemanlar ilavesi artarsa Likidüs ve Solidüs sıcaklıkları düşer. $k < 1$ 'dir. Eğer Liküdüs ve Solidüs arasındaki aralık darsa $k \cong 1$ 'dir. Liküdüs ve Solidüs sıcaklıkları düz çizgi halinde çatışırsa k 'sıcaklıktan bağımsız bir sabittir. (7)



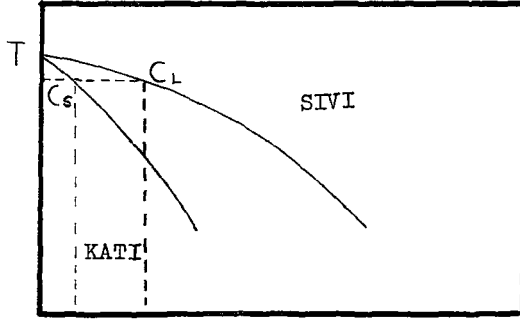
Şekil (III.6): T sıcaklığında sıvı ve katıdaki çözünen konsantrasyonunu gösteren ikili denge diyagramı.

Alaşımlayıcı elemanların segregasyonu, Liküdüs ve Solidüs arasındaki bir boşluk bulunuşunun sonucudur. Şekil (III - 6) daki durumda, C_1 sıvı alaşım birleşimi Likidüs sıcaklığına soğutulursa ilk katıdaki çözünen bileşimi $k.C_1$ 'ye eşit olacaktır. Daha fazla soğutmada, yayınma yavaş olduğundan sıvı bileşiminden daha az bileşimli daha fazla katı oluşumuna sebep olur. Böylece daha fazla segregasyona yol açan çözünen elemanlarca zengin bir sıvı tabakası oluşur.

Sıvı - katı ara yüzeyindeki çözünen elemanlarca zengin bir bölgenin oluşumunda katılaşmada çözünen yeniden dağılımının etkili rolü vardır.

III - 3.1 Katılaşmada Çözünenin Yeniden Dağılımı Etkisi:

Saf olmayan metallerin katılaşması, çözünenin katılaşma sırasında yeniden dağılımından dolayı daha karışıktır. Bu olay büyüme morfolojisinin değişimine, makro ve mikro segregasyona neden olur.

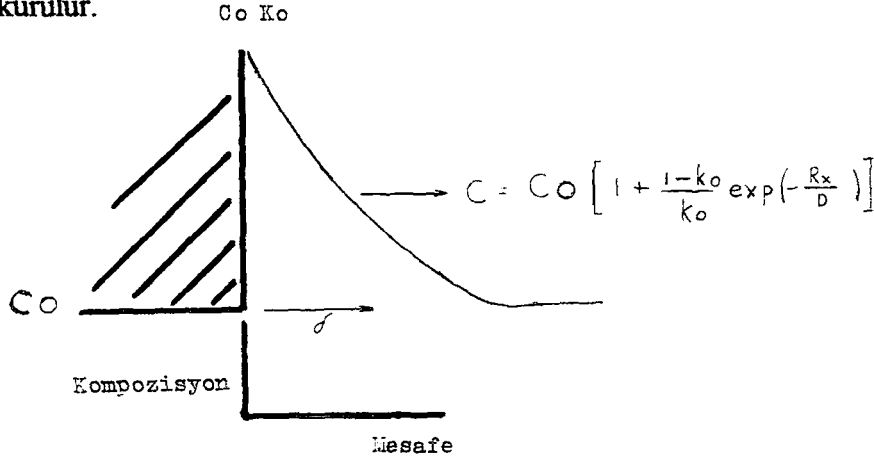


Şekil (III.7): T sıcaklığında alaşımın ilk katılaşmaya başladığı andaki ilk katının kompozisyonu (C_0).

Şekil (III - 7) 'de görüleceği üzere katılaşmaya başlayan ilk katının kompozisyonu C_0 ile ifade edilir ve ara yüzeyin ötesindeki sıvıda alaşım elementi açısından bir zenginleşme meydana gelir. Bu zengin alaşım elementinin dağılımında etkili olan en fazla iki olay, difüzyon ve tam karışımdır. Tam karışım meydana gelen karışım son derece hızlı olmasına karşın difüzyon vasıtasıyla gerçekleştirilen karışım son derece yavaştır. (6)

III - 3.1.1 Difüzyonla Çözünenin Yeniden Dağılımı:

Difüzyonla çözünenin yeniden dağılımında şekil (III - 8)' de görüldüğü gibi bileşimi C_0 olan katının hemen önündeki bölgede sıvı bakımından çok zengin bir bölge meydana gelmektedir. $C_0 < 1$ 'in geçerli olduğu hallerde C_0 konsantrasyonlu ilk katının oluşumundan sonra ara yüzeye kusulan çözünenin difüzyonla dağılımı halinde Şekil (III - 8)'deki gibi çözünen profili meydana gelir. İlk katılaşan tabaka kompozisyonu $(C_0 + \sigma \cdot L_0)C_0$ olacaktır. Burada σ difüzyon sınır tabakasıdır. Zamanla ara yüzeye kusulan çözünenele ara yüzeyden difüze olan çözünene eşdeğer olduğu noktada denge hali kurulur.



Şekil (III.8): Çözünenin yeniden dağılımının difüzyonla gerçekleşmesi halinde arayüzey önündeki çözünen profili.

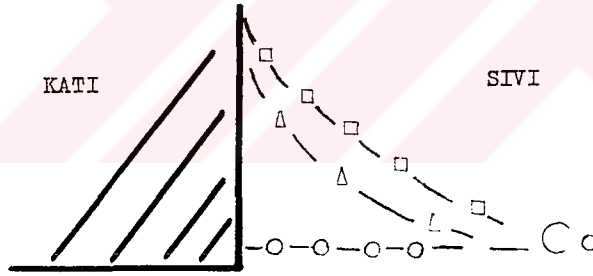
Difüzyonla çözünenin yeniden dağılabilmesi için bazı parametlerin etkili olduğu görülür. Bunlar büyüme hızları, difüzyon katsayısı, dağılım katsayısıdır. Yüksek büyüme hızlarında ve düşük difüzyon katsayısına ilaveten çok küçük k_0 değerlerinde çözünen konsantrasyonun difüzyonla dağılımını olumsuz yönde etkilemektedir.

Çözelti konsantrasyonlarının %0,5'ten büyük olması halinde yığılma etkisi çok belirgindir ve ara yüzeyin yapısı düzlemsel olmayan bir şekle dönüşür.

III - 3.1.2 Sıvıda Tam Karışım: $k_0 < 1$ 'in geçerli olduğu sistemlerde sıvı içerisinde konveksiyon ve karıştırma ile tam karışım mevcutsa, ara yüzeyde kusulan çözünen, tüm sıvı boyunca üniform olarak dağıtılır.

III - 3.1.3 Sıvıda Kısmi Karışım: Orta hal olan bu mekanizmada kısmi karışım difüzyon veya konveksiyonun kombine etkisi veya karıştırma ile sağlanır. Difüzyon sınır tabakasının derinliği artan karıştırma ile birlikte azalır.

Şekil (III - 9)'da görüldüğü üzere ara yüzeydeki çözünen tabaka yapısında tam karışımda ideal bir çözünen dağılımının yakalandığı görülmektedir.



Şekil (III.9): Ara yüzey önündeki çözünen tabaka yapısında karıştırma şartlarının etkisi.

- Tam Karışım
- △ Kısmi Karışım
- Difüzyonla Karışım

Sabit bir sıvı - katı ara yüzeyi elde edilebilmesi için aşağıdaki eşitsizliğin sağlanması gerekir.

$$\frac{G}{V} > \frac{\Delta T}{D} \quad (\text{III} - 7)$$

G: Sıvı sıcaklık gradyanı (°K/cm)

V: Ara yüzey hızı (cm/s)

ΔT : Alaşım denge katılaşma aralığı (°K)

(orjinal alaşım bileşimi için Likidüs ve Solidüs arasındaki sıcaklık farkı)

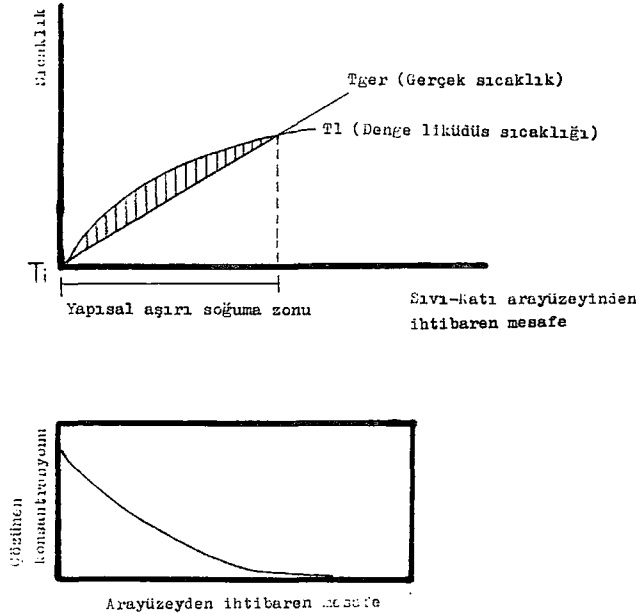
D: Sıvı yayınma katsayısı (cm²/s)'dir

Birçok metalurjik alaşımların katılaşması sırasında sabit/düz bir katı/sıvı ara yüzeyinden çok girintili - çıkıntılı bir katı - sıvı ara yüzeyi bulunması halinde, sıvıdaki sıcaklık gradyanının (G) etkisi altında, sıvıdan katıya doğru ısı akışı hesaba katılmalıdır. Katılaşmış katının önündeki sıvı birleşimi eş biçimli olmayacak ve Şekil (III - 10)' da görüldüğü gibi, çözünenlerce zenginleşmiş ($k < 1$ için) bir tabakayı içerecektir. Bu çözünenlerce zenginleşmenin bir sonucu olarak ara yüzey önündeki bazı bölgelerde Likidüs sıcaklığı aslında gerçek sıcaklığın altına düşebilecektir. Böylece ara yüzeyin önündeki sıvı “ Yapısal olarak aşırı soğutulmuş” değimiyle adlandırılır.

III- 3.2 Alaşımarda Yapısal Aşırı Soğuma :

Sıvı katı ara yüzeyinden uzaklaşıp ergiyik sıvının içlerine doğru ilerledikçe sıcaklığın Şekil (III - 10)'da görüldüğü gibi T_{ger}. sıcaklığı doğrulayacak şekilde arttığı görülür.

Halbuki sıvı katı arayüzeyinden uzaklaştıkça sıvı içindeki bileşim değişimleri farklılık gösterir. Bu farklılığa uygun olarak her bileşim değişiminin ergime sıcaklığı dolayısıyla denge dağılım eğrisi (denge likidüs sıcaklığı) şeklindeki diyagrama taşınır. Bunun sonucunda sıvının gerçek sıcaklığı denge Likidüs sıcaklığının altına düşecektir. Sıvı - katı arayüzeyinden itibaren belli mesafede bu eğriler birbirleri ile çakışacaktır. Sıvı katı arayüzeyinden bu iki eğrinin çakışma noktasına kadar olan mesafe yapısal aşırı soğuma zone olarak biliyoruz.



Şekil (III.10): a) Yapısal aşırı soğumada gerçek ve likidüs sıcaklıkları arasındaki değişim.
b) Sıvı-Katı arayüzeyinden itibaren çözünen konsantrasyonundaki değişim.

Denge Likidüs sıcaklığı $T_l = T_m - mc$

Burada; T_m : saf metalin ergime sıcaklığı

C : sıvının kompozisyonu

Bu durumda ara yüzeyin önündeki sıvı “ yapısal olarak aşırı soğutulmuş” demektir. Yapısal aşırı soğumanın olduğu sistemlerde. Sıvı katı ara yüzeyi dentritleşmeye veya girintili - çıkıntılı olmaya eğilim gösterecektir. Dolayısıyla mikrosegregasyonun sonucu hücresel veya dendritik büyüme meydana gelir.

Katılaşmış ingot yapılarına baktığımızda üç farklı bölge ayırt edebiliriz. Bunlar, eş eksenli mikro kristallerin dış soğuma bölgesi, uzamış veya sütunsal tanelerin oluşturduğu bölge ve merkezi eş eksenli bölgelerdir.

Ergimiş metal kalıp içine döküldüğünde, kalıp duvarıyla temas eden sıvı, derhal Likidüs sıcaklığının altına soğutulur bunun sonucu kalıp duvarında bir çok çekirdek meydana gelir. Bu çekirdekler sıvının içlerine doğru büyümeye başlayacaklardır. Çalkantılı ergimiş kütlenin etkisiyle ve kalıp duvarının ısınması yüzünden, bu katılaşmış kristallerin birçoğunun duvardan kopması mümkündür. Bu durumda, eğer döküm sıcaklığı yeteri kadar yüksekse, külçenin merkezindeki sıvı uzun süre Likidüs sıcaklığının üzerinde kalacaktır. Bunun sonucu kristallerin çoğu kalıp duvarından uzaklaştıklarından az sonra tekrar ergiyeceklerdir. Geriye kalan kristaller soğuma bölgesini oluşturmak için duvar yakınında büyüebileceklerdir. Öte yandan; döküm sıcaklığı düşükse kalıptaki sıvının hepsi Likidüs sıcaklığının aşağısında soğuyacak ve kristaller “BİG - BANG” çekirdeklenmesi olarak bilindiği, eriyiğin içine doğru büyümelerini devam ettirecek ve hızla ilerleyeceklerdir.

Sütunsal taneler ise, kalıp duvarındaki ısı gradyanı dökümden sonra derhal azalacak ve soğuma bölgelerindeki kristaller; genellikle kalıp duvarına dik yani ısı akış yönüne uygun olan belli, tercih edilmiş kristallografik yönelmelerle dendritik olarak büyüyeceklerdir.

Külçenin merkezinde rastgele olarak yönelmiş olan eş eksenli taneler ise; Dendritlerin en dar kenar kolları, kökleri oluşmalarından sonra dendritlerin etrafındaki sıcaklık artarsa, ergimeye başlayacaklardır ve ana gövdeden kopabileceklerdir. Bundan sonra sıcaklık düştüğünde kollar tamamen kaybolmadan önce yeni dendritler için kaynak olarak tekrar rol oynayabilirler. Sıcaklık farklılıklarının sebep olduğu sıvıdaki girdaplı iletim akımları; arta kalan ergiyik üzerinde ergimiş kolların uzağa nakledilmesi için bir kuvvet sağlar, onları eş eksenli dendritlere doğru engellenmeyen bir şekilde geliştirir. Bu işlem “Kristal çoğalması” diye bilinir.

III - 4 Segregasyon

Alaşımı oluşturan birleşenlerden bir yada daha fazlası belli yerlerde birikerek yapıdaki ortalama yüzdeden sapma göstermesi olayıdır. Sıvıdan katıya geçişin olduğu her prosesde bir segregasyon vardır. Hatta bazı durumlarda katı fazdaki dönüşümlerde bile bir segregasyon vardır. Segregasyon ya sıvıdan katıya geçişte yada difüzyon olabilen sıcaklıklarda olur. Alaşım elemanlarının ingot yapısı içindeki bu düzensizliği mikro mesafelerde söz konusu ise (dendrit kolları arasında veya tanelerde olduğu gibi) “mikro segregasyon” olarak adlandırılır. Eğer bu dağılım ingotun merkezinden kenarına değin değişiyorsa makro segregasyon deyiimiyle adlandırılır.

İster makro isterse mikro segregasyon olsun, bitmiş ürünün mekaniksel özellikleri üzerinde olumsuz etkilere sahip olduğundan istenmezler. Özellikle mikro segregasyonun etkilerini en aza indirmek amacıyla çok yavaş bir soğuma ve bunu takip eden uygun homojenizasyon uygulaması yapılır.

Yapılan bu tez çalışmasında da homojenizasyon uygulanmasının mikro segregasyonlar üzerindeki etkileri ve dolayısıyla metalin sıcakta çalışabilirliği üzerine oldukça iyi sonuçlar elde edilmiştir. Katıdaki yayınmanın çok yavaş olduğu için homojenleştirme aracılığı ile makro segregasyon etkin olarak en aza indirilememiştir. Makro segregasyon katılaştırma işlemlerinin iyi kontrol edilmesiyle en az seviyeye indirilebilir.

III - 4.1 Makro Segregasyon

Katılma sırasında uzun mesafelerde kütle akışı sebebiyle, ingot da segregasyona yol açan önemli etkenler vardır.

- Bunlar;
- 1 - Katılaştırma ve ısı büzülmenin sonucu olan çekme.
 - 2 - Dendritler arası sıvının yoğunluk farklılıkları
 - 3 - Sıvı ve katı arasındaki yoğunluk farklılıkları
 - 4 - Sıvıdaki, sıcaklık değişimlerinin sebep olduğu yoğunluk farklılıklarından kaynaklanan göçler. (Ludwig - Soret etkisi)

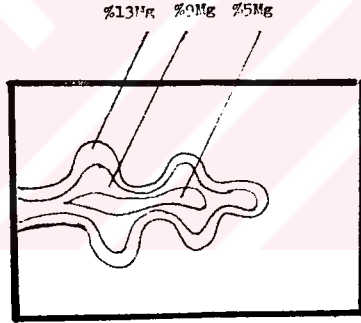
Ters segregasyon da katılma sırasında iç kısımdaki sıvı metalin hidrostatik basıncı ve dışta katılan kısmın kendini çekmesi nedeniyle bağlı olarak dış kısma yönelme olur. Dendritler sütunsal olarak büyüdüğü için, dendritler arası çözünence zengin sıvı, çekmeyi telafi etmek için geriye doğru akar ($k < 1$ için) ve bu külçenin dış kısımlarının çözünür içeriğinin merkeze göre artırır. Katılma sırasında özgül ağırlığı

büyük olan metal, özellikle yer çekimi etkisiyle bir yerde toplanabileceği gibi yatak imalinde yaygın olarak kullanılan santrifüj kuvvet etkisiyle de bir yerde toplanabilir. Bu da ağırlık segregasyonu olarak adlandırılır.

III - 4.2 Mikrosegregasyon

Sanayide kullanılan döküm tekniklerinde bir tanenin içinde yabancı atomların eş biçimli dağılışına izin verecek zaman mevcut değildir. Çekirdeklenme ve büyüme belirli bir sürede olur, bunun sonucunda Q bileşimin de bir yapı dökmek istersek bu yapıyı oluşturmak için (difüzyonu sağlamak için) yeterince zaman verilmez ise Q bileşimli bir yapıdan sapma görülür. Dendrit kat kat oluşacak ve dendrit merkezi ile dış katman arasında bir farklılık olacaktır.

Şekil (III - 11) 'den de görüleceği üzere; ilk katı çekirdek ergiyik sıvının dirleşimine göre Magnezyum içeriği bakımından düşüktür. Soğuma devam ettiği sürece ergiyik Magnezyum'ca zenginleşir ve büyüyen kristalin içeriği de Magnezyum'ca artar. Bu artış şekil (III -11)'deki gibi Magnezyum'ca zengin ikinci bir kristal tipi bu noktada heterojen bir yapıyla tane sınırlarında oluşur. Bu olay kat kat devam eder.



Şekil (III.11): Dendritik bir yapıda dendrit kolları ile merkezi arasındaki Mg içeriğinin dağılımı

Mikrosegregasyonun miktarı eş biçimli dağılımı gerçekleştirecek difüzyon için yeterli zamanı vermeyen katılaşma hızına bağlıdır. Bir alaşımı daha yavaş katılaşması ile mikrosegregasyon miktarının daha düşük olduğu görülür. Bunu takip eden uygun bir homojenizasyon işlemleri ile mikrosegregasyon miktarı olabildiğince azaltılabilir.

BÖLÜM IV HOMOJENİZASYON

Metal malzemelerin dökümden sonraki birincil yapısı genelde dendritik haldedir ve tanelerin merkezinden kenarına gidildikçe konsantrasyon farkı nedeniyle yapıda homojensizlik vardır. Biz homojenizasyon işlemi ile bünyedeki artılamayan elemanların bölgesel zenginleşmelerini yok ederek dengeye getirilmesini amaçlamıştık. Bunun yanında homojenizasyon işlemi endüstriyel uygulamalarda şekillendirme işlemini kolaylaştırır ve bitmiş ürünlerin özellikleri üzerinde büyük bir etkiye sahiptir.

Alüminyum alaşımlarının dökümünde katılaşma hızı arttığında dendritik yapının merkezinden hücre kenarına doğru konsantrasyon farkı artar. yani dendritik hücre boyutu azalır. Biz homojenleştirme işlemi ile alaşım elemanlarının (çözünenlerin) hücre yapısı içine hızla göç etmesini sağlıyoruz. Böylelikle hücre içinde konsantrasyon dengesi sağlanabiliyor, Fakat Fe, Mn, Cr gibi yavaş yayınan elemanların dengelenmesi büyük hücre boyutlu yapılarda solidus sıcaklığı civarındaki uzun tutma sürelerinde bile zor başarıyor. Bununla birlikte Alüminyum'da Mg, Cu, Tr, Si, Ni, gibi çabuk yayınan elemanların dengelenmesi daha kolay oluyor Dengeleme olayına ilaveten homojenleştirme ile bazı istenmeyen olaylar meydana gelebilir.

- Yüzey oksitlenmesi
- Kararsız fazların veya çökeleklerin çökmesi
- Hidrojen gazı giderme
- Gözenek çoğalması ve yığılması
- Bölgesel ergime
- Aşırı doymuş elemanların çökmesi
- Tane kabalaşması
- Metaller arası kararlı fazların kabalaşması

Homojenleştirme işlemiyle ulaşılmak istenen mikrosegregasyonun her tarafı için yararlı bir parametre kalıntı mikrosegregasyonudur. (8)

$$\delta_1 = e^{-\pi^2 (Ds/d_o^2)} \quad (IV - 1)$$

Ds: Yayınma katsayısı (cm²/sec)

t : Homojenleştirme süresi (sec)

d_o: İkincil dendrit kol aralığı (cm)

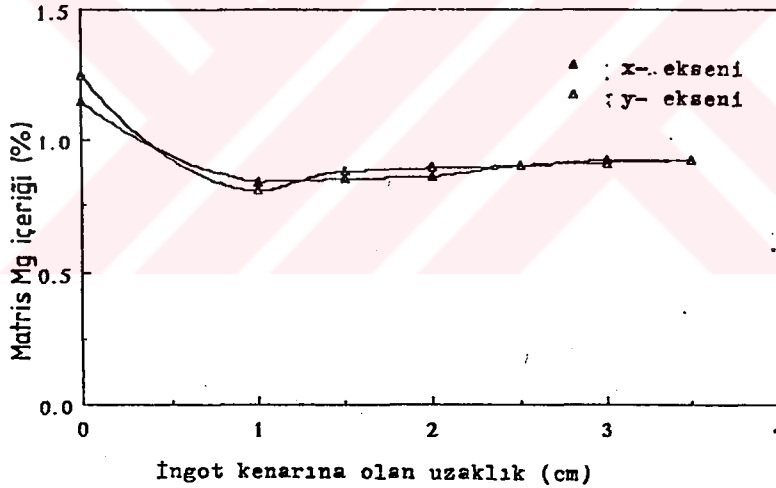
Homojenleştirme işlemiyle optimum sıcaklık ve süreler kullanılarak yapılması, bitmiş ürünün kalitesi üzerinde etkilidir.

IV - 1 Al - Mg Alaşımlarının Homojenleştirilmesi:

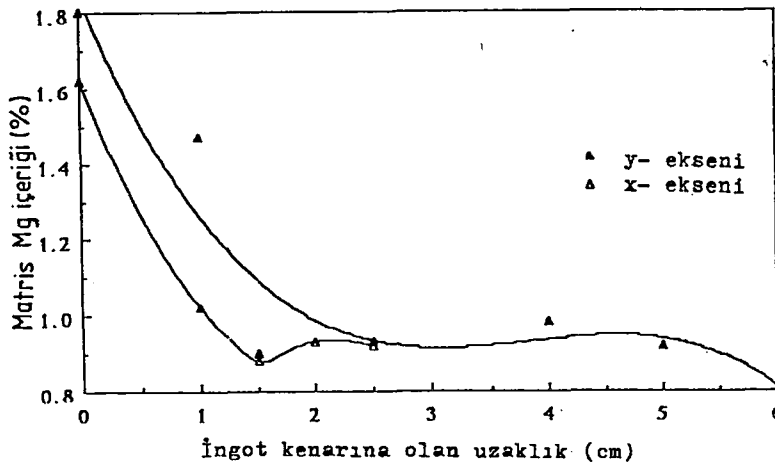
Al - Mg alaşımları olarak bilinen 5000 serisi alaşımların homojenizasyonunda ana amaç dendrit kolları arasındaki yoğunlaşma farklılıklarının dengelenmesidir. Bunun yanında toplanmış çözümlerin yayınması sayesinde sıcak işlenebilirliklerinin iyileşmesinde etkili olduğu bilinmektedir. Homojenleştirme işlemi dökümlerin sonradan yeniden kristalleşmelerinde tesir eder. Şekil (IV - 1) Homojen olmayan bir malzemenin yeniden kristalleşmesi, homojenleştirilmiş malzemeninkinden daha yüksek bir sıcaklık gerektirir.

IV. 1.1 Al Mg Alaşımlarında Homojenizasyonun Makrosegregasyon Üzerindeki Etkisi:

İşlem görmemiş kum ve direk çil döküm ingotların da ayrı ayrı ingot kenarından ihtibaren Mg içeriğine baktığımızda Şekil (IV-1) ingot kenarından ihtibaren ingot merkezine gidildikçe Mg miktarının düştüğünü görüyoruz. Yani ingot kenarında Mg içeriğinin yüksek olduğu görülüyor. Bunun nedeni ters segregasyondur. İngot kenarında bulunan elementlerin mevcudiyeti daha sert dökümün teşekkülüne ve daha ince tanelerin teşekkülüne yol açar. İngot kenarından ihtibaren ingot merkezine gidildikçe sertlik değerinde düştüğü görülür.



(a)



(b)

Şekil (IV.1): Matris % Mg içeriğinin (a) Kum döküm ve (b) DC döküm ingotlarında kenardan itibaren mesafe ile değişimi.

Her iki ingottaki ters segregasyon, mikro ve makro segregasyonları bulunması EDAX analizleriyle ortaya çıkarılmış. Şekil (IV - 1)'den de görüleceği gibi ingot kenarında yüksek olan Mg. içeriğini yapı içinde dengelemek için döküm parçalara ikinci işlem olarak homojenleştirme işlemi tatbik edilir. Bu işlem sonunda döküm dokuları daha homojen hale gelir ve makro segregasyon miktarı azalır. Bu da malzemenin mekanik özelliklerini etkileyeceği gibi, bu tezin konusu olan malzemelerin sıcakta çalışabilirliğini de etkileyeceği görülecektir.

Mg. muhtevası ingot kenarında daha fazladır ve keskin bir azalmadan sonra ingot merkezine doğru dengelenir. Eğrilerin bu dalgalanma şekli makro segregasyon seviyesini gösterir. Çil döküm ingotta çok daha düşük olduğu görülüyor. Çil döküm ingottaki yüzey ve yüzey altındaki Mg zenginliğinin fazla bulunması ve ters segregasyon sahasının genişliği aşağıdaki gibi özetlenebilir. DC' dökümlerde ingotların katılaşması iki tip soğuma metodu ile gerçekleşir. Su soğutmalı kalıp duvarına temas eden sıvı metal hemen katılaşır ve bir kabuk teşekkül eder. Sıvı katı geçişi ile oluşan büzülmeden dolayı kabuk içeriye doğru büzülerek ısı geçişini önleyen bir hava boşluğu oluşturur. Katılaşma hızı bu boşluğun ısı direnci nedeniyle yavaşlar. Bu arada ötektikle işgal edilen taneler arası ve dendritler arası cepheden ingotun merkezindeki sıvı kütesinin basıncı ve katılaşma ile oluşan kılcallık etkisiyle dışarıya doğru bir sıvı akışı başlar. Alaşım elementleri kabuğa yığırlar ve hatta bilek yüzeyine çıkarak kalıpla tekrar teması başlatırlar bunun sonucunda hemen katılaşarak yeniden büzülürler. Kalıp duvarı vasıtasıyla gerçekleşen ısı transferi ile oluşan katılaşmaya birinci soğuma adı verilir.

Kalıbın hemen altındaki su püskürtücüleri bilek ve ingot kabuğuna su uygulaması ile ikinci soğuma metodu başlar. Su verme katılaşma hızında ani bir artışa neden olur, bu olay tane ve altyapıdaki (çok ince altyapı) değişimlerinden rahatlıkla görülür. Ayrıca çil döküm, ingotun ısı derecesinin solidus hattının altına, katı durumda reaksiyonların meydana gelebileceği bir ısı derecesinin altına hızla düşmesi difüzyona etkir, bunun sonucu konsantrasyon eşitlemesine kafi zaman bırakmaz.

Kum dökümde, kum malzemesiyle temas eden sıvı, metalden daha az ısı çektiğinden, kalıpla ergiyik metal arasında etkili hava aralığının oluşma meylini azaltır. Bu durumda kum döküm ingottaki yavaş soğuma, kum döküm ingotta ters segregasyon oluşumuna ve homojenizasyona daha az fırsat verir.

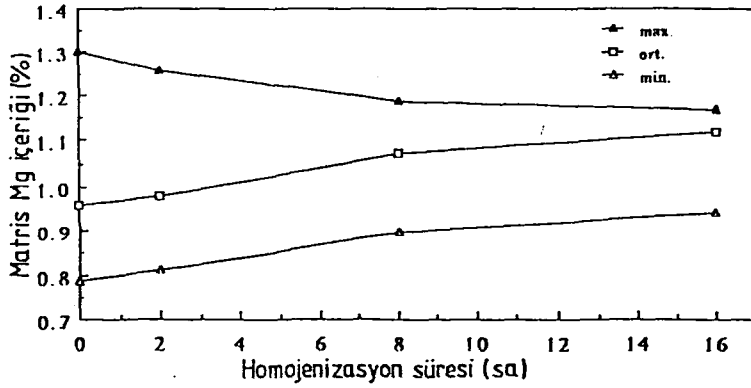
IV-1.2. Al-Mg. Alaşımlarında Homojenizasyonun Mikro Segregasyon Üzerindeki Etkisi.

Döküm parçalarında katılaşma mekanizmaları sonucu çok belirgin mikrosegregasyonlar oluşur. Elektron probu çizgi analizleri ile yapılan muayemeler

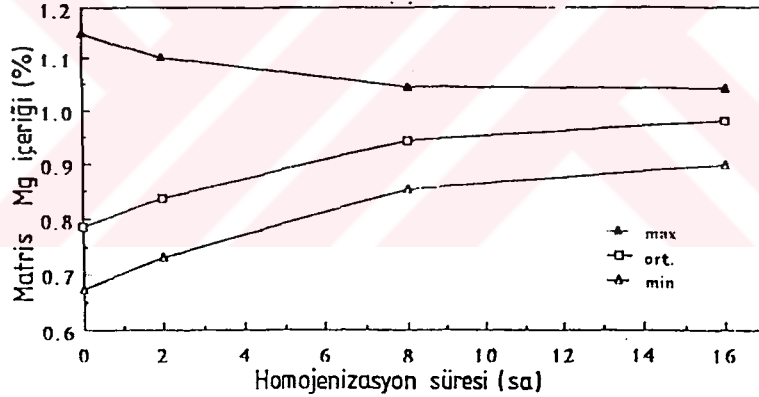
sonucu DC ve SC döküm ingotunda hücre merkezindeki Mg konsantrasyonunun, hücre kenarındaki mg konsantrasyonuna göre daha fazla olduğu görülmüştür. Katılma hızı arttıkça dendritik hücre boyu küçülür ve kenar ile merkez arasındaki konsantrasyon farkı artar. Döküm tekniğinin tabi sonucu olarak bu konsantrasyon farkı daha hızlı katılma sebebi ile DC' dökümde daha fazladır. Fakat dendritik hücre boyutu ve dendrit kolları arası mesafenin DC'dökümde kısa olması, DC döküm parçalarının kısa sürede homojenize olmasında kolaylaştırır. Bunun nedeni kısa difüzyon mesafelerinin olması ve alaşım elemanlarının hızla yer değiştirmesidir.

Şekil (IV - 2) ve (IV - 3) homojenizasyon sıcaklığı 500 °C olan DC ve SC döküm ingotlarında homojenizasyon zamanı ile maksimum, minimum ve ortalama Mg değerlerindeki değişim görülmektedir. Matristeki Maksimum Mg içeriğinin azalması minimum Mg muhteiyatının artması ile azalır. Bu homojenizasyon süresini ve sıcaklığını attırmakla elde edilir. Mg muhteiyatının yol açtığı mikrosegregasyonların ortadan kaldırılması, Mg içeriğinin sabit bir değere doğru artması sonucudur. Matris'teki magnezyum içeriği homojenizasyon sıcaklığı ve zamanı ile orantılıdır. Şek 21 ve 22'dende görüleceği üzere 500 °C'de 6 - 8 saat sürede Çil döküm ingotlarında ortalama Mg içeriği sabit bir seviyeyi yakalıyor. Halbuki kum döküm ingotlarda aynı homojenizasyon sıcaklığında sabit bir ortalama Mg içeriği 16 saat'te yakalanıyor (9)

Çil döküm ingotlarda Mg segregasyonu daha fazla olmasına karşın eşitleme prosesinin düşük sıcaklıklarda olmasının sebebi, çil döküm ingotların daki, hücre boyutunun bir hayli küçük olmasıdır. Bu da eşitleme için gereken difüzyon mesafelerini kısaltır ve difüzyon hızını artırır. Kısaca DC döküm tekniği çok ince altyapı temin eder ve çabuk homojenize olur.



Şekil (IV.2): Homojenizasyon sıcaklığı 500°C olan sürekli döküm ingotunda homojenizasyon zamanı ile maximum, minimum ve ortalama Mg değerlerindeki değişim.



Şekil (IV.3): Homojenizasyon sıcaklığı 500°C olan kum döküm ingotunda homojenizasyon zamanı ile maximum , minimum ve ortalama Mg değerlerindeki değişim.

Homojenleştirme bu tip 5000 serisi Al - Mg alaşımlarının sıcak işlenebilirliği üzerinde de etkisi olduğu M.M Sultan tarafından X - ışınları mikro analizi ve tarama elektron mikroskopuyla birlikte sıcak burma ve sıcak germe deneyleri kullanarak

incelenmiştir. Homojenleştirme ile toplanmış çözünürlerin yayınması sayesinde sıcak işlenebilirliklerinde, iyileşme olduğu ve ikinci faz taneciklerinin dağılımını ve biçimini değiştirdiği bulunmuştur. Artan sıcaklıkla şekil değiştirme direncinde azalma, çekilip uzayabilirlikte ise artma olmuştur. Bu artış 500 °C'ye kadardır. Bunun üstündeki sıcaklıklarda çekirdeklenme için muhtemel yerler olan taneler arası çekilip uzatılamayan geniş fazların üretildiği kısmi ergimenin meydana gelmesi yüzünden, sıcak işlenebilirlikte kötüleşmeye sebep olabilir.

Homojenleştirme işlemleri, dökümlerin sıcak işlenebilirliklerini etkilemekle kalmaz, onların daha sonraki yeniden kristalleşmelerine tesir eder. Esas itibariyle homojen olmayan bir malzemenin yeniden kristalleşmesi için, homojenleştirilmiş malzemeninkinden daha yüksek bir sıcaklık gereklidir. Homojenleştirme Mg ve Mn'ın mikrosegregasyonunu indirger, disporositlerin kabalaşmasına sebep olur ve bu alaşımları sıcak deformasyonunu kolaylaştırır. Bunun gibi Al - Mg alaşımlarının sıcak işlenebilirliğini geliştirmek için D.V. Gulatti ve arkadaşları çift yönlü homojenleştirme ve R.F.Lynch dendritler arası kolonilerinin parçalanması vb. gibi yöntemler kullanmıştır.



BÖLÜM V. DENEYSEL ÇALIŞMA:

Seydişehir Alüminyum tesislerinde kum ve direkt çil döküm tekniği ile takribi (100 x 50 x 75 mm) boyutlarında külçeler halinde dökülen ingotlardan sağlanan numuneler ile deneyler yapılmıştır.

Gerek kum gerekse direkt çil yöntemi ile dökülen numulardan elde edilen deneysel sonuçlar Tablo (V - 1)' de görülmektedir.



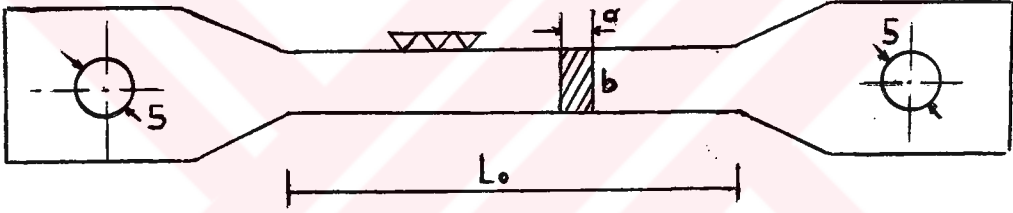
Tablo (V.1): Kum döküm (SC) ve Direkt çil döküm (DC) numunelerinin deneysel sonuçları.

Hom. Sıcak. (C)	Hom. Zamanı (Saat)	Malz. Grubu	a , b	A ₀ (a.b)	L ₀	L ₁	P _{max}	Ç _ç kp/mm ²	%u	Sertlik (HV)	Fırın Sıcak
500	2	DC	3	15	20	27,40	17	1,13	37	32,5	440
		DC	3x5	15	20	27,48	17	1,13	37,4	33	440
	4	DC	2,98x5	14,9	20	32,43	16	1,07	62,15	31	440
		DC	3x5,14	15,42	20	33,40	16,5	1,07	67	31	440
	6	DC	5,02x3	15,06	20	30	15,5	1,03	50	31	440
		DC	5,33x3	16	20	40,75	16,5	1,03	103,75	29	440
	8	DC	3,04x5	15,2	20	35,6	15,5	1,02	78	30	440
	16	DC	3x5	15	20	36,4	15	1,00	82	28	440
		DC	3x5	15	20	34,8	15	1,00	74	32	440
	Oda Sıcak.	DC	3x5	15	20	26,2	21	1,4	31	35	440
	4	SC	3x5	15	20	28,58	19	1,27	42,9	32	440
		SC	2,93x5	14,63	20	29	18	1,23	45	32	440
	16	SC	3x5	15	20	36,11	17,5	1,17	80,55	30	440
		SC	2,90x5	14,5	20	37,15	17	1,17	85,75	30	440
	30	SC	3x5	15	20	36,4	17	1,13	82	29	440
		SC	2,77x5	13,85	20	36,8	16,5	1,19	84	31	440
Oda Sıcak		SC	3x5,15	15,45	20	26,80	21	1,36	34	34	440

V - 1 Deney Malzemelerine uygulanan ön işlemler:

Tablo (V - 1)'de görüleceği üzere DC döküm tekniği ile dökülen ve 6 - 7 posada hazırlanan çekme numuneleri oda sıcaklığında, 2, 4, 6, 8, 16 saatlik 500°C'de homojenizasyon tavına tabi tutulmuşlardır. SC' döküm numuler ise 4 - 16 - 30 saatlik 500 °C'de homojenizasyon tavına tabi tutulmuşlardır. Homojenizasyon işlemi sonundaki numunelerin soğutulması açık havada yapılmıştır.

V - 2 Çekme Deneyi ile Elde Edilen Değerler :



Şekil (V.1): DC ve SC dökümler için hazırlanan çekme numunesi.

Tablo (V - 1)'den görüleceği gibi 500°C'de değişik homojenizasyon zamanlarında homojenize olmuş numuneler 500 kg'lık yük altında 70 ^{mm}/_{dak} sabit çekme hızıyla takribi olarak 440 °C'de sıcaklık sağlayan, fırın içinde çekilmişlerdir. Çekme işlemi sıcak çekme cihazıyla sağlanmıştır. Çekme işlemi öncesinde numunelerin a ve b boyutları ölçülmüş, buradan

$$A_0 = a \times b$$

(V - 1)

Formülü kullanarak her bir numunenin A_0 değerleri hesaplanmıştır.

Numunelerin L_0 boyu standartlara göre 20 mm hesaplanmıştır ve çekme testi sonundaki son boyu bir kumpas vasıtasıyla ölçülerek L_1 olarak tablolara işlenmiştir. Elde edilen l_0 ve l_1 değerlerini kullanarak.

$$\%U = \frac{l_1 - l_0}{l_0} 100 \quad (V - 2)$$

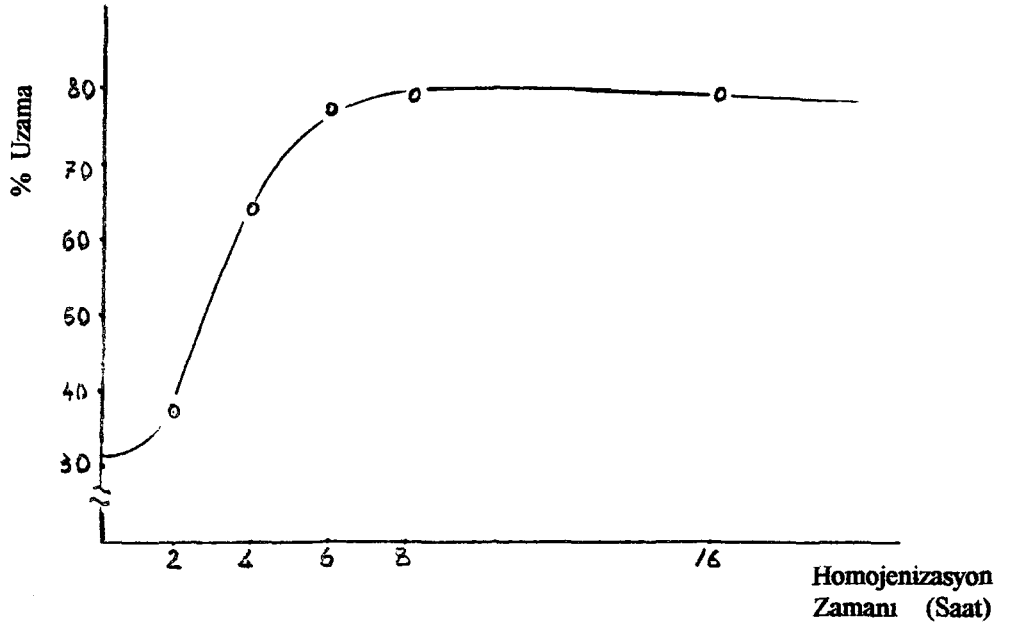
formülüyle % u (yüzde uzama) değerleri hesaplanmıştır. Çekme numunesi üzerinde çekme testi sonunda numune koptuktan sonra çekme cihazının gösterdiği değer Pmax (maksimum yük) olarak okunmuş σ_c (çekme mukavemeti) olarak tablolara işlenmiştir.

$$\sigma_c = \frac{P_{max}}{A_0} \quad (V - 3)$$

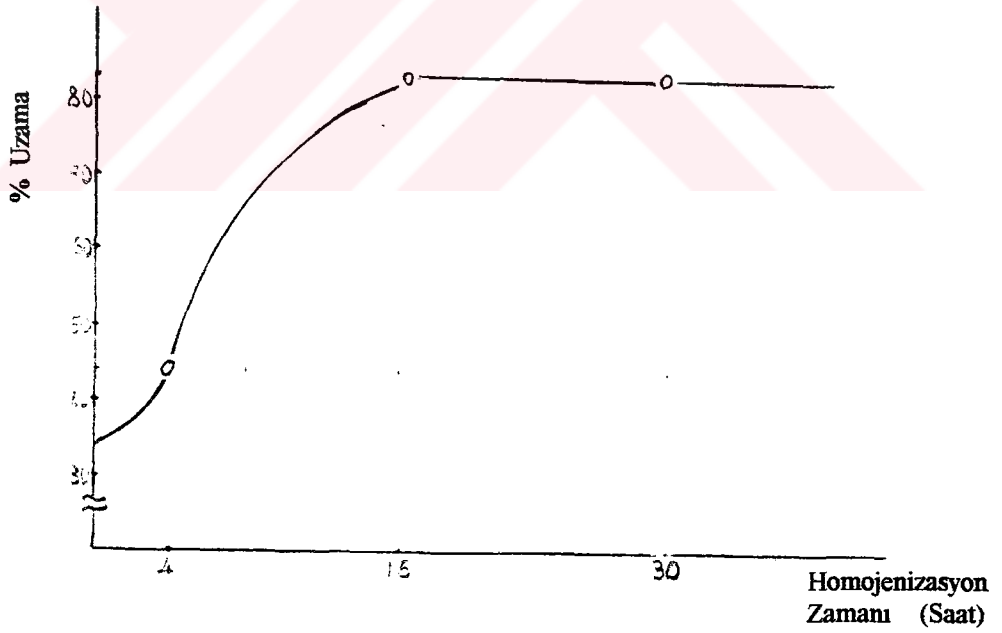
V - 3 Sertlik Deneyi İle Elde Edilen Değerler :

Fırın içinde ısınan ve sonunda kopan çekme numuneleri su içinde ani olarak soğutulmuş ve kopma uçlarından takribi olarak 2 cm uzaklıkta sertlik değerleri alınmıştır. Alınan sertlik değerleri (HV) cinsinden ölçülmüştür.

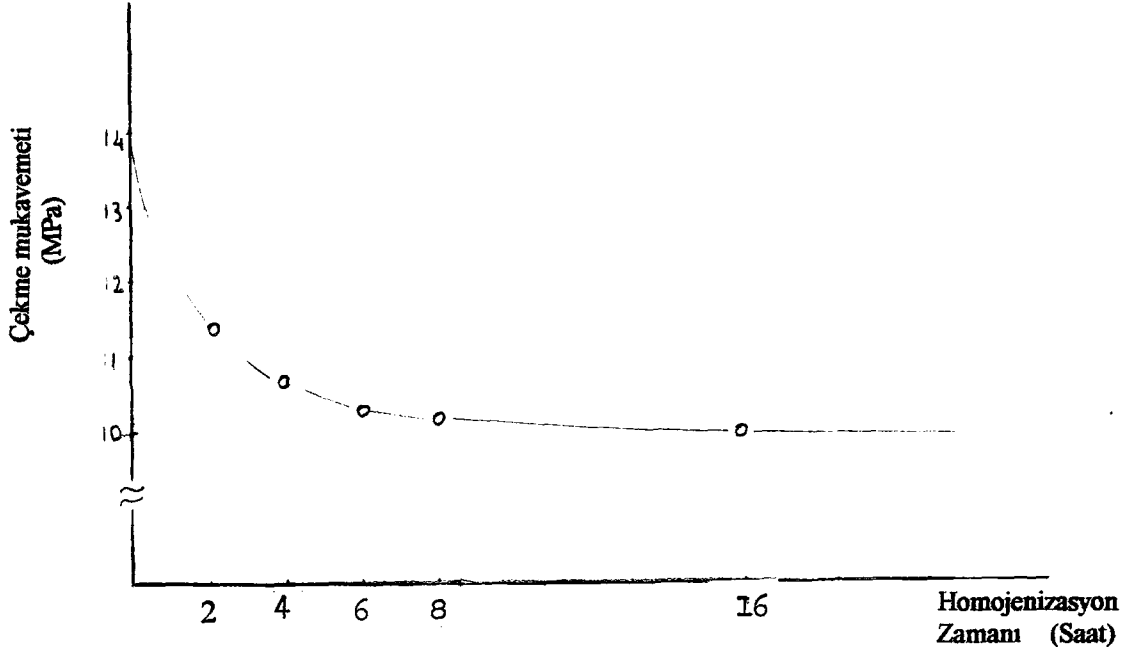
Set sıcaklığı: Fırının ayarlanan sıcaklık değeridir. Gerçek sıcaklık değeri ise fırının içinde termokupl ile ölçülen sıcaklık değeridir.



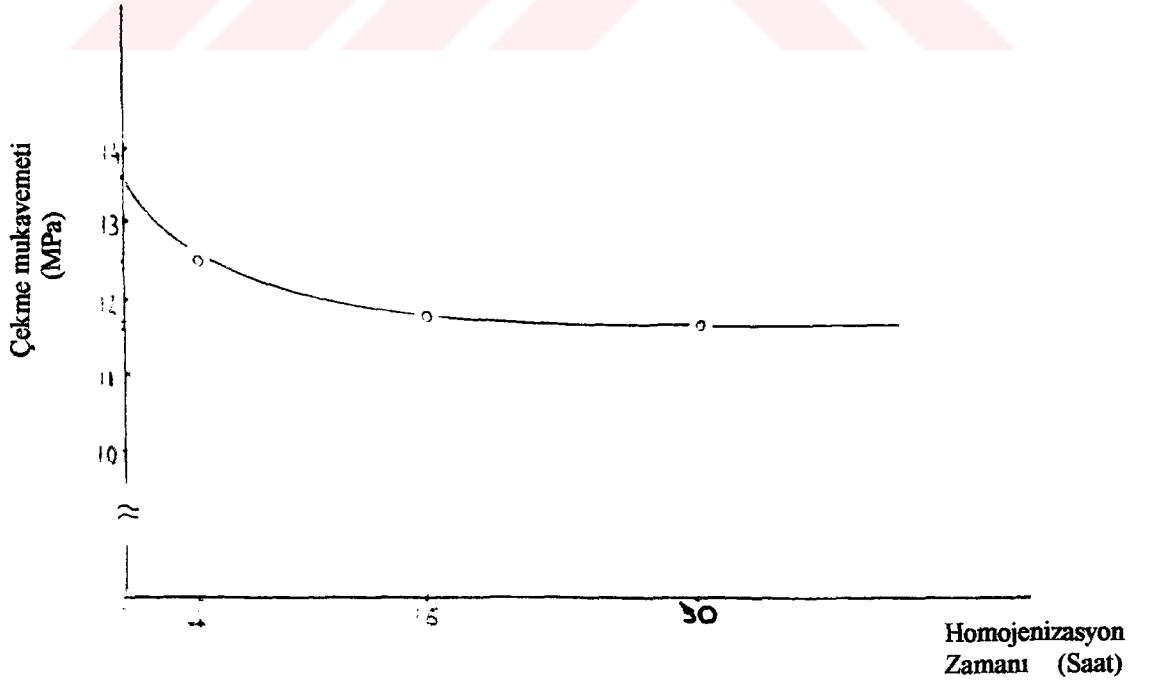
Şekil (V - 2): Homojenizasyon sıcaklığı 500 °C olan sürekli döküm numunelerinin homojenizasyon süreleri ile 440 °C'deki % uzama miktarları arasındaki değişim



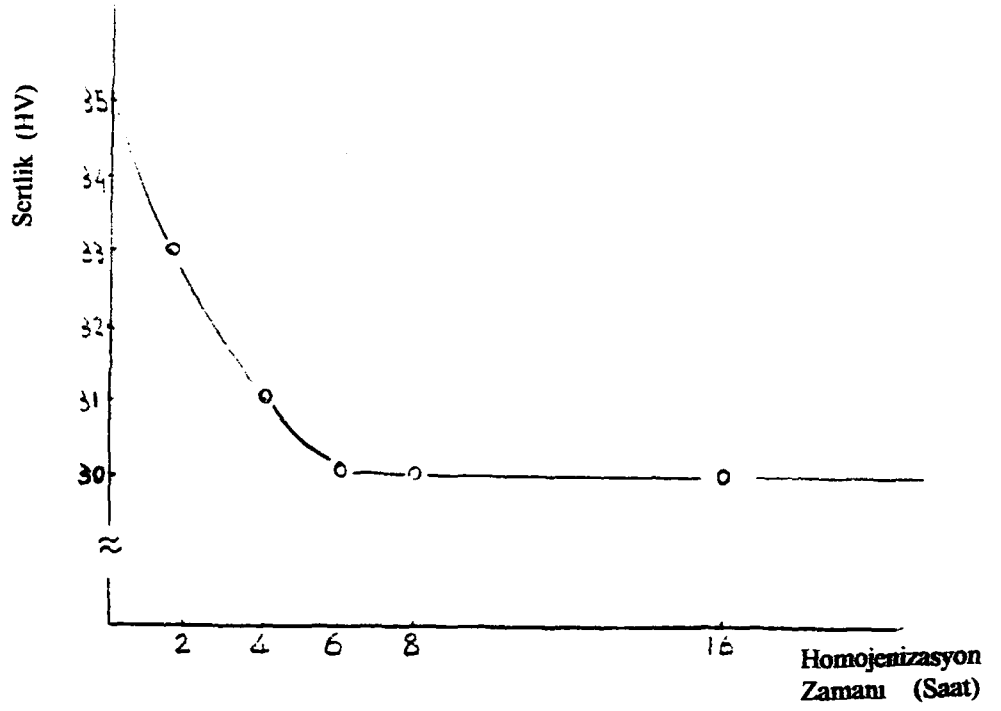
Şekil (V - 3): Homojenizasyon sıcaklığı 500°C olan kum döküm numunelerinin homojenizasyon süreleri ile 440 °C'deki % uzama miktarları arasındaki değişim.



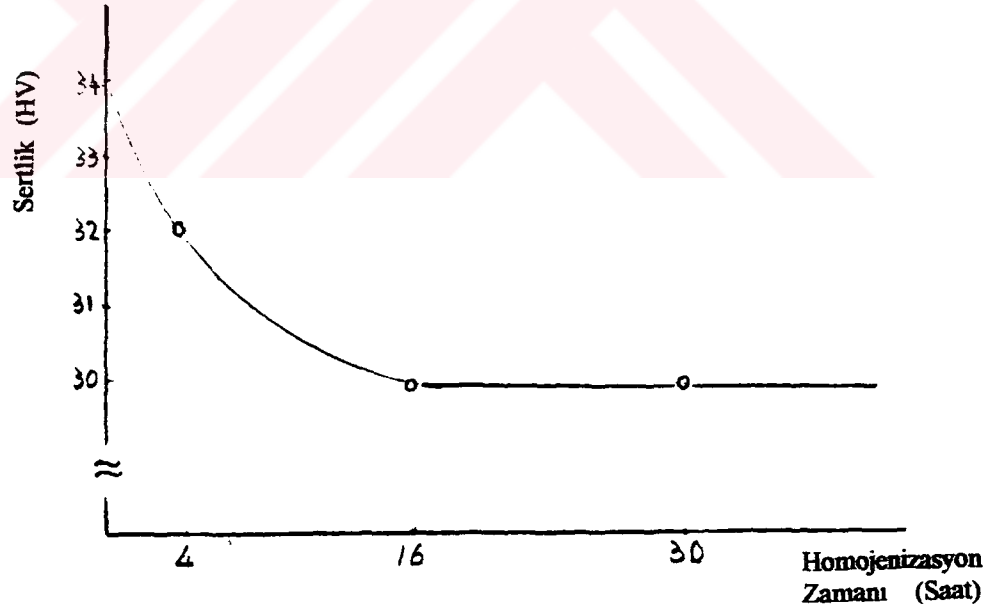
Şekil (V - 4): Homojenizasyon sıcaklığı 500°C olan sürekli döküm (DC) numularının homojenizasyon süreleri ile 440 °C'deki çekme mukavemeti değişimi.



Şekil (V - 5): Homojenizasyon sıcaklığı 500°C' olan kum döküm numunelerinin homojenizasyon süreleri ile 440°C'deki çekme mukavemetinin değişimi



Şekil (V - 6): 500 °C homojenize olan direkt çil döküm numunelerinin homojenizasyon süreleri ile sertlik değerleri arasındaki değişim.



Şekil (V - 7): 500 °C'de homojenize olan kum döküm numunelerinin homojenizasyon süreleri ile sertlik değerleri arasındaki değişim

SONUÇLAR

Şekil (IV - 2, 3, 4, 5, 6, 7)'deki eğrilerden gerek DC gerekse SC döküm numunelerin oda sıcaklığında olanları (Homojenizasyon işlemi yapılmamış olanları) sıcakta çekme mukavemeti ve sertlik değerlerinin yüksek olduğu görülürken yüzde uzama miktarlarında düşme olduğu görülmüştür.

Şekil (V - 2), (V - 4) ve (V - 6)'da görüleceği gibi 500 °C'de 2 saatlik homojenizasyon işleminden geçen direkt çil (DC) numunelerde sıcakta çekme mukavemeti ve sertlik değerlerinde düşme varken yüzde uzama miktarında oda sıcaklığına göre artma görülmüştür. 4 saatlik homojenizasyon işlemi görmüş DC' dökümlerde ise 2 saat homojenize olmuş numunelere göre sıcakta çekme mukavemeti ve sertlik değerlerinde düşüş varken % uzamada ise artma görülmüştür. 6 saatlik homojenizasyon süresi, şekideki eğrilerden de görüleceği üzere kritik bir homojenizasyon süresidir. Bu sürede sıcakta çekme mukavemeti ve sertlik değerleri minimumu yakalarken % uzama miktarı maximum değerini yakalıyor. 8 ve 16 saatlik homojenizasyon işleminden sonra elde edilen değerlerde ise bir değişimin olmadığı görülmüştür.

Şekil (V - 3), (V - 5), (V - 7)'de görüleceği gibi yine 500 °C'de homojenizasyon işlemi yapılmış SC (kum döküm) numunelerde yaptığımız deneylerde, oda sıcaklığındaki numuneler maximum çekme mukavemeti ve sertlik değerleri gösterirken % uzamanın minimum değerinde olduğu görülmüştür. 4 - 16 - 30 saatlik homojenizasyon işlemi görmüş numunelerde ise sıcakta çekme mukavemeti ve sertlik değerlerinde düşüş varken % uzamada artma görülmektedir. 16 saatlik homojenizasyon süresi SC döküm numunelerde kritik bir süre olduğu görülmüştür. Bu sürede homojenizasyon işlemi görmüş numunelerde sıcak çekme mukavemeti ve sertlik değerleri minimumken % uzama maximum değere erişiyor ve bundan sonraki 30 saat gibi homojenizasyon sürelerinde değişmeyerek mukavemetler dengelenmektedir.

Her iki döküm numuneleri (DC ve SC), Şekil (IV - 2) ve (IV - 3)'den de görüleceği gibi Mg dengeleme sürelerine karşılık gelen homojenizasyon süresinde mukavemetleride dengelenmektedir. Mikro ve Makrosegregasyonların dengelendiği homojenizasyon süreleri bu tip malzemelerin sıcakta çalışabilirliğinin dengelendiği ve sanayi uygulamalarında güvenle çalışabilirlik değerlerine indiği görülmüştür.

Bu çalışmadaki bulgulara göre alaşımlarda konsantrasyonu dengeleme hızı dendritik hücre mesafelerine bağlıdır. Dolayısıyla malzemelerin sıcağıdaki mukavemetlerini de direkt etkilemektedir. Mg segregasyonu, ince strüktürlü çil döküm ingotlar, kum döküm ingotlara göre daha kısa homojenizasyon süresinde dengelemekte ve bunun sonucu olarak mukavemet değerleride eş değer biçimde dengelendiği görülmektedir.

KAYNAKLAR

- 1- METALURJİ Dergisi, Sayı: 80
- 2 - POLMEAR I.J. Light Alloys, London, (1989)
- 3 - MONDOLFO L. F. Aluminium alloys, London, (1976)
- 4 - ALTENPOHL D., Aluminium Viewed From Within, Dusseldorf (1982)
- 5 - N. SÖNMEZ, Ders Notları
- 6 - M. ÇİĞDEM, Ders Notları
- 7- BOETTINGER W. J. Metals Handbook, 9 th. Ed., Vol 9 American Soc. For Metals (1985), 611
- 8 - SULTAN M. M., 4 th Int, Cong. On Heat Treatment Of Materials, Vol. 2, FRG, 3 -7 June (1985), 1458
- 9 - ÇİĞDEM M. M. Phil Thesis, Birmingham University, 1988

ÖZGEÇMİŞ

Adı, Soyadı	Özkan KÖLE
Doğum Tarihi	25 - 06 - 1966
Doğum Yeri	İstanbul
İlkokulu	Altunizade İlkokulu
Ortaokulu ve Lise	Koşuyolu Kazım İşmen Lisesi (1982)
Üniversite	İstanbul, Yıldız Üniversitesi Metalurji Mühendisliği Bölümü (1988)
Çalıştığı Kurumlar	T.C.D.D. H.Paşa Loko bakım atölyesi, Ankara Demir yolu Fab. Etüd Planlama, T.C.D.D. H.Paşa Malzeme Lab. Müd.

