

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Prof. Dr. Mustafa Çiğdem
Prof. Dr. Nispet Sonmez
Doç. Dr. Hüseyin Sönmez

106250

**5000 SERİSİ ALÜMİNYUM MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ
DÖKÜM VE TERMOMEKANİKSEL PROSESLERİ**

Makine Müh. Altuğ Okan COŞKUNER

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

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Mustafa ÇİĞDEM

İSTANBUL, 2001

106250
T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANİSYON MERKEZİ

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ŞEKİL LİSTESİ.....	ii
ÇİZELGE LİSTESİ.....	iii
ÖNSÖZ.....	iv
ÖZET.....	v
ABSTRACT.....	vi
1 GİRİŞ.....	1
1.1 Alüminyumun Tarihsel Gelişimi.....	1
1.2 Alüminyumun Tipik Özellikleri.....	2
1.3 Alüminyumun Eldesi.....	3
1.4 Alüminyum ve Enerji.....	5
2 ALÜMİNYUMUN ÖZELLİKLERİ.....	7
2.1 Atom Yapısı ve Kristal Kafesi.....	7
2.2 Yoğunluğu.....	9
2.3 Ergime Noktası.....	10
2.4 Isıl Genleşmesi.....	10
2.5 Isı İletkenliği.....	11
2.6 Elektrik İletkenliği.....	11
2.7 Mekanik Özellikleri.....	12
2.8 Kimyasal Özellikleri.....	13
3 ALÜMİNYUM ALAŞIM ELEMANLARI.....	16
4 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ SINIFLANDIRILMA SİSTEMLERİ...	21
4.1 ALCOA Tasnif Sistemi.....	21
4.2 DIN Tasnif Sistemi.....	22
5 ALÜMİNYUMUN DÖKÜM, ISIL VE MEKANİK İŞLEMLERİ.....	23
5.1 Sürekli Döküm.....	23
5.1.1 Temel Proses Elemanları.....	26
5.1.1.1 Ergimiş Metalin Beslenmesi.....	26
5.1.1.2 Merdane Sistemi.....	27
5.1.1.3 Döküm Bölgesi.....	27

5.1.1.4	Merdane-Rulo Ara Yüzeyi.....	28
5.1.2	Mikro Yapı.....	28
5.2	Katılaşma.....	29
5.2.1	Çökelme ve Ayrışma.....	30
5.2.2	Toplanma (Segregasyon)	30
5.2.3	Döküm Hataları.....	31
5.2.3.1	Metalin Merdaneye Yapışması.....	31
5.2.3.2	Isı Yolları.....	31
5.2.3.3	Merkez Hattı Segregasyonu.....	32
5.2.3.4	Tipte Yerel Donma.....	32
5.2.3.5	Boşluklar.....	32
5.2.3.6	Seviye Çizgileri.....	32
5.3	Homejenizasyon.....	33
5.4	Sıcak ve Soğuk Şekil Değiştirme.....	34
5.5	Tavlama (Yeniden Kristalleşme)	35
5.5.1	Gerekli Şartlar.....	35
5.5.2	Tavlama Mekanizması.....	36
5.5.2.1	Toparlanma.....	36
5.5.2.2	Yeniden Billurlaşma.....	36
5.5.2.3	Tane Büyümesi.....	36
5.5.3	Eriyebilen Bileşiklerin Rolü.....	37
5.5.4	Ön Isıl İşlemin Rolü.....	37
5.5.5	Tavlama Metotları.....	37
6	5000 SERİSİ ALAŞIMLARI.....	41
6.1	Fazlar ve Ön Isıtma.....	41
6.2	5000 Serisi Alaşımlarda Mukavemet Geliştirme.....	42
6.3	Geri Dönüşüm ve Yeniden Kristalleşme.....	44
6.4	Al ₃ Mg ₂ nin Çökmesi.....	46
7	5000 SERİSİ ALAŞIMLARIN FABRİKASYONU.....	48
7.1	Alüminyum Alaşımlarının Dökümü.....	48
7.2	Katılaşma Mekanizması.....	49
7.3	İngotların Katılaşması.....	51
7.4	Al-Mg Alaşımının Homejenizasyonu.....	52
7.4.1	Al-Mg Alaşımının Makrosegregasyon Üzerine Etkisi.....	53
7.4.2	Al-Mg Alaşımının Mikrosegregasyon Üzerine Etkisi.....	55
7.5	5000 Serisi Alaşımlarının Haddelenmesi.....	57
7.5.1	Sıcak İşlemden Önce Isıl İşlem.....	57
7.5.2	Sıcak İşlenmiş Strüktürlerin Özellikleri.....	58
7.5.3	Sıcak İşlem Sırasındaki Alınan Tedbirler ve Tesirleri.....	59
7.5.4	Sıcak İşlemden Gerilim Giderme ve Rekristalizasyon.....	60
7.5.5	Soğuk İşlemin Etkisi.....	62

8	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	64
8.1	Kimyasal Kompozisyonun Tayini.....	65
8.2	5086 Alaşımının Dökümü.....	65
8.3	5086 Alaşımının Homojenizasyonu.....	66
8.4	5086 Alaşımının Sıcak Haddesi.....	67
8.5	5086 Alaşımının Soğuk Haddesi.....	67
8.6	5086 Alaşımının Mekanik Testleri.....	68
9	DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	69
9.1	Döküm Kimyasal Kompozisyonunun Oluşumu.....	69
9.2	5086 Alaşımının Mekanik Özellikleri.....	70
9.2.1	Sertlik Değerleri.....	70
9.2.2	Çekme Testi Değerleri.....	71
9.2.3	Eğme Testi Değerleri.....	75
9.3	5086 Alaşımının Mikro Yapısal Özellikleri	75
9.4	Genel Sonuç.....	80
	KAYNAKLAR.....	
	ÖZGEÇMİŞ.....	

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1	Alüminyumun eldesi.....	3
Şekil 1.2	Kırmızı cevher-alümina-alüminyum.....	4
Şekil 1.3	Alüminyumoksit.....	4
Şekil 1.4	Döküm.....	4
Şekil 1.5	İngot.....	4
Şekil 1.6	Levha üretimi.....	4
Şekil 2.1	Alüminyum kristal kafesi elementel küpünün yapısı.....	8
Şekil 2.2	Alüminyum kristal kafesi elementel küpünün iyon dizilişi.....	8
Şekil 2.3	Alüminyum atomunun iyon çapının izolaston derecesi tayini.....	8
Şekil 2.4	$AlCl_3$ Molekülünün Strüktürü.....	15
Şekil 2.5	Alüminyumnitrürün kristal kafesi.....	15
Şekil 5.1	Alüminyum endüstrisinde kullanılan tipik yerleşim.....	23
Şekil 5.2	Şer ve Kor diyagramı.....	27
Şekil 5.3	Levha döküm tekniğinin şematik gösterimi.....	28
Şekil 5.4	Kayma düzlemleri.....	35
Şekil 5.5	İkiz teşekkülü.....	35
Şekil 5.6	Kayma ve ikizleme.....	35
Şekil 5.7	Saf alüminyumun soğuma eğrisi.....	39
Şekil 7.1	Kurumsal soğuma eğrisi.....	49
Şekil 7.2	Gerçek soğuma eğrisi.....	49
Şekil 7.3	T Sıcaklığında ikili denge diyagramı.....	52
Şekil 7.4	Al-Mg Alaşımlarında Homojenizasyonun Makrosegregasyon üzerine etkisi.....	53
Şekil 7.5	Sürekli döküm ingotunda Mg değerlerindeki değişim.....	56
Şekil 7.6	Kum döküm ingotunda Mg değerindeki değişim.....	56
Şekil 7.7	Çökelmiş alaşım elementlerinin rastgele dağılım fonksiyonları.....	58
Şekil 8.1	Dökümde kullanılan çelik kalıp.....	66
Şekil 8.2	Standart çekme deney parçası.....	68
Şekil 9.1	5086 Alaşımının döküm yapısını gösteren tarayıcı elektron mikroskobu ile çekilmiş resim (500 büyütme).....	77
Şekil 9.2	5086 Alaşımının homojenizasyon sonrası yapısını gösteren tarayıcı elektron mikroskobu ile çekilmiş resim (500 büyütme).....	77
Şekil 9.3	Orijinal ve nihai kalınlıktaki 5086 alaşımının yüzeylerindeki sekonder fazları gösteren optik mikroskopla çekilmiş resimler.....	78
Şekil 9.4	Orijinal ve nihai kalınlıktaki 5086 alaşımının kesitlerindeki sekonder fazları gösteren optik mikroskopla çekilmiş resimler.....	78
Şekil 9.5	Alüminyum-Magnezyum hal diyagramı.....	80

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1	Alüminyum atomunun elektron yapısı.....	7
Çizelge 2.2	Yoğunluğun ergime noktası üzerindeki sıcaklıkla ilişkisi.....	9
Çizelge 2.3	Alüminyumun saflığıyla sıcaklık arasındaki ilişkisi.....	10
Çizelge 2.4	Alüminyumun elektrik iletkenliğinin bakırla karşılaştırılması	11
Çizelge 4.1	Alüminyum alaşımlarının ALCOA'ya göre sınıflandırılması.....	21
Çizelge 5.1	Levha döküm tekniği akım şeması.....	23
Çizelge 5.2	Levha döküm tekniği ile üretilebilen alaşımlar.....	24
Çizelge 5.3	Levha döküm tekniğinin karakteristikleri.....	25
Çizelge 5.4	Merdane ayırma kuvvetini etkileyen faktörler.....	25
Çizelge 6.1	5000 Serisi alüminyum alaşımları ve alaşım element yüzdesi.....	47
Çizelge 7.1	Saf Alüminyum ve Al-Mg alaşımı bazı mekanik değerleri.....	62
Çizelge 8.1	5086 Alaşımının kimyasal kompozisyonu.....	65
Çizelge 8.2	Eğme deneyi k değerleri.....	68
Çizelge 9.1	Döküm 1 de elde edilen 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonu.....	69
Çizelge 9.2	Döküm 2 de elde edilen 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonu.....	69
Çizelge 9.3	Döküm 3 de elde edilen 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonu.....	69
Çizelge 9.4	Döküm 4 de elde edilen 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonu.....	70
Çizelge 9.5	Sertlik değerleri.....	70
Çizelge 9.6	0,12mm için çekme testi değerleri.....	72
Çizelge 9.7	0,14mm için çekme testi değerleri.....	72
Çizelge 9.8	0,16mm için çekme testi değerleri.....	73
Çizelge 9.9	0,17mm için çekme testi değerleri.....	73
Çizelge 9.10	0,20mm için çekme testi değerleri.....	74
Çizelge 9.11	Orijinal numune için çekme testi değerleri.....	74
Çizelge 9.12	Çekme testlerinin karşılaştırılması.....	75

ÖNSÖZ

Teknolojinin sınır ve hız tanımadan ilerlediği, özellikle son 20 yıl içinde, gelişmeler öylesine baş döndürücü bir noktaya ulaşmıştır ki, artık arkamızı dönüp bakacak kadar bile vaktimiz bulunmamaktadır. Zaman artık eskisi kadar bonkör değildir. Günler kısalmakta ayakta kalma yarışı daha acımasız olmaktadır.

Türkiye'mizin ekonomik olarak ayakta durabilmesi, bilgiye çok daha kısa sürede ulaşp, bilimsel araştırmalara hız vermemizle ve bilimden alınan gücün üretime aktarılmasıyla mümkün olacaktır.

Bizler ve bizlerin arkasından gelen genç kuşaklar olarak varolma gücünü hissetmekte ve bu güce güç katan sayısız akademisyen ve teknik personele, özellikle tez çalışmam esnasında bana desteklerini ve sabırlarını esirgemeyen Sayın Prof. Dr. Mustafa ÇİĞDEM, Sayın Prof. Dr. Ahmet TOPUZ “gönüllerin kraliçesi” Sayın Prof. Dr. Müzeyyen MARŞOĞLU ve Sayın Prof. Dr. Ahmet ÜNAL 'na minnet hislerimi ve teşekkürlerimi belirtmeyi bir borç bilirim. Ayrıca benim bu günlere gelmemde hiçbir fedakarlıktan kaçınmayan aileme de gönül dolusu sevgilerimi sunarım.



ÖZET

Tez çalışmamın amacı, Türkiye’de üretilmeyen 5000 serisi alaşımlarından 5086 Alüminyum-Magnezyum alaşımının döküm ve termomekaniksel proseslerini incelemektir.

Bu amaçla, öncelikle alüminyum ve alüminyum-magnezyum alaşımı konusunda literatür taraması yapıp, döküm ve termomekaniksel proseslerin işlem basamakları tespit edilmiştir.

Tespit edilen işlem basamaklarına göre, uygun kompozisyonu elde edinceye kadar çeşitli döküm prosesleri gerçekleştirilmiştir. Elde edilen 5086 Al-Mg Alaşımına sıcak ve soğuk hadde ve termik proseslerini uygulayarak hedeflenen özelliklerdeki nihai ürüne ulaşılmıştır.

Deneysel çalışmaların sonucu olarak elde edilen verilerle, 5086 Alüminyum-Magnezyum alaşımının üretimine yönelik nasıl bir prosesin gerçekleşmesi gerektiği ve iyi mekanik özelliklerin elde edilmesinde metaller arası bileşiklerin homojen olarak yapıya dağılmasının gerekliliği tespit edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Alüminyum magnezyum alaşımları, 5000 serisi al-mg alaşımları, 5086 al-mg alaşımları, döküm, termomekaniksel proses.

ABSTRACT

The aim of this study is to investigate casting and thermomechanical processing characteristics of 5086 Aluminum-Magnesium alloy which is not produced in this country.

For this purpose, first a literatural search was made and then production parameter of casting and thermomechanical processing were defined.

By applying the steps that were identified in the processing part, various attempts were made to cast the right composition. Hot and cold rolling, homogenisation and annealing processes were applied to produce final product which possesses desired metallurgical characteristics.

I've come to the conclusion about inclining to produce the 5086 Al-Mg alloy by the results of the data desired from the experimental studies.

Keywords: Aluminum-magnesium alloys, 5000 series Al-Mg alloys, 5086 Al-Mg alloys, casting, thermomechanical process

1.GİRİŞ

Endüstri ve teknoloji geliştikçe, alüminyum kullanımı artmaktadır. Daha hafif, daha sağlam, daha verimli, daha uzun ömürlü ve sonuçta daha ekonomik ürünler için alüminyum tercih edilmektedir (TASDER, 1993).

Uzay araçları dahil olmak üzere hava taşıtları, binalar ve köprüler, elektrik nakil hatları, gıda sektörü ve diğer mühendislik uygulamalarında alüminyum vazgeçilmez bir malzeme olmuştur.

Alüminyum endüstrisi; yeni alaşımlar, teknolojik gelişmeler, üretim metotları, ürün tasarımı ve kalite kontrol için araştırma-geliştirme çalışmalarıyla daha da ön plana çıkmaya devam etmektedir.

1.1 Alüminyumun Tarihsel Gelişimi

Alüminyum, yeryüzünde oksijen ve silisyum'dan sonra en çok bulunan üçüncü element olmasına rağmen, endüstriyel çapta üretimi 1886 yılında elektroliz yönteminin kullanılmaya başlanması ile gerçekleşmiştir (TASDER, 1993).

Alüminyum, diğer çok kullanılan metaller olan demir, kurşun ve kalay gibi, doğada bileşikler halinde bulunur. Alüminyumu oksit halindeki bileşiğinden ilk ayıran ve elde eden kişi, 1807 yılında, Sir Humprey Davy olmuştur. Daha sonra, Hand Christian Oersted, Frederick Wöhler ve Henri Sainte-Clairre Deville, alüminyum eldesinde yenilikler getirmişlerdir (TASDER, 1993).

Alüminyumun endüstriyel çapta üretimi ise, 1886 yılında Charles Martin Hall ve Paul T. Heroult'un birbirlerinden habersiz olarak yaptıkları elektroliz yöntemi ile başlamıştır. Bu, günümüzde kullanılan yöntem olduğundan, 1886 yılı alüminyum endüstrisinin başlangıç yılı olarak kabul edilir (TASDER, 1993).

1886 yılında Werner von Siemens'in dinamoyu keşfi ve 1892 yılında K.J. Bayer'in, boksitten alümina eldesini sağlayan Bayer prosesini bulması ile alüminyumun endüstriyel çapta üretimi çok kolaylaşmış ve bu en genç metal, demir-çelikten sonra dünyada en çok kullanılan ikinci metal olmuştur (TASDER, 1993).

1.2 Alüminyumun Tipik Özellikleri

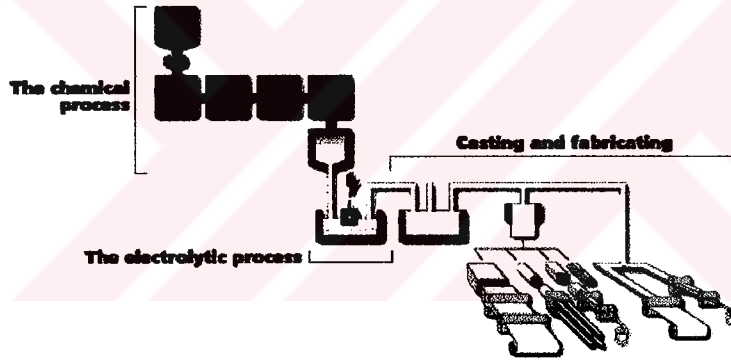
Alüminyum eşsiz özelliklere sahiptir. Bunlar;

- 1.Alüminyum hafiftir. Yoğunluğu çeliğin sadece üçte biri kadardır.
- 2.Alüminyum havaya, yiyecek maddelerine ve günlük yaşamda kullanılan birçok sıvı ve gaza dayanıklıdır.
- 3.Yüksek yansıtma özelliğine sahiptir. Gümüşümsü yüzeyiyle birlikte bu özellik alüminyuma, iç ve dış mimari uygulamalara uygun dekoratif özellikler sağlar. Alüminyum yüzeyindeki parıltılı plastiklerle, laklarla veya uygun anodik işlemlerle korunabilir. Birçok halde doğal halde oluşan temiz oksit tabakası yüzeyi korumak için yeterlidir.
- 4.Alüminyum alaşımları, normal yapı çeliklerinin mukavemetine eşit veya daha fazla dayanıma sahip olabilir.
- 5.Alüminyum, şok yüküne maruz bazı konstrüksiyonlarda değerlendirilen, yüksek elastik özelliğine sahiptir. Dayanıklılığı, birçok ticari çeliklerde olduğu gibi, düşük sıcaklıklarda belirgin olarak azalmaz.
- 6.Alüminyum kolaylıkla işlenir ve şekillendirilir. Örneğin mikron mertebelerinde ki kalınlıklarda folyo haline getirilebilir.
- 7.Alüminyum elektriği ve ısıyı hemen hemen bakır kadar iyi iletir (Altenpohl, 1986).

1.3 Alüminyumun Eldesi

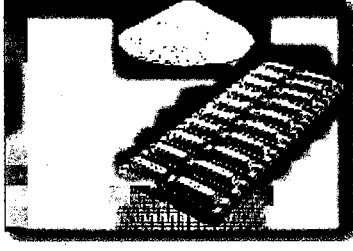
Alüminyum doğada kendi metalik yapısında bulunmaz, fakat bir çok mineralin ortak bileşiminden oluşur. Boksit alüminyumun ekonomik olarak kazanıldığı tek cevherdir. Cevher çıkarıldıktan sonra, alüminyumoksidi veya alüminyum elde etmek için kimyasal bir işlem kullanılır ve elektrolitik işlemle alumina, alüminyuma d önuştürölür. Bir ton alüminyum elde etmek için 2 ton alumina ve bunu üreteceğiniz 4-5 ton boksit ihtiyaç vardır. Hammadde üç işlemden geçer (ALCAN, 1997),

1. Kimyasal işlem.
2. Elektrolitik işlem
3. Döküm ve imalat.



Şekil 1.1 Alüminyumun eldesi

Kimyasal işlem; sıkıştırılmış boksit öğütücüler içindeki sıcak kostik solüsyonu içinde karıştırılır. Bu aluminahidratın erimesini sağlar. Kırmızı çamur kalıntılarının flitrasyonu ile temizlenmesinden sonra kostik solisyon, aluminahidratın kristalize edildiği büyük tanklara gönderilir. Daha sonra hidrat flitre edilir, kurutulur ve yüksek sıcaklıkta alumina olarak bilinen beyaz toza dönüştürölür (ALCAN, 1997).



Şekil 1.2 Kırmızı cevher-
alumina-alüminyum



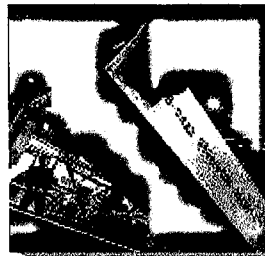
Şekil 1.3 Alüminyum oksit

Elektrolitik işlem; alumina, alüminyum ve oksijenin bileşimidir. Aluminadan alüminyumı ayırtırmak için bu elementlerin eritme prosesinde elektroliz ile ayrıştırılması gereklidir. Bu işlem, direkt elektrik akımının geçebileceği büyük, karbonla işlenmiş çelik ünitelerde veya kaplarda gerçekleşmelidir. Kabın alt kısmı bir katot veya negatif elektrot gibi davranır. Kabın içinde ki alumina, eletrolit içinde erir ve alümiyum kabın içinden bir sifon yardımı ile çekilir (ALCAN, 1997).

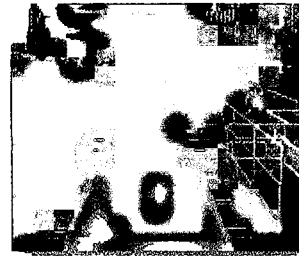
Döküm ve imalat; imalat için ingot dökümüne gitmeden önce, ergimiş alüminyum daha saf ve temiz elde edilebilmesi için işleminden geçirilir. Bundan sonra kullanım alanlarına göre çeşitli şekil ve boyutlarda külçe dökümü yapılır. Veya yarı bitmiş forma döküm yapılır (ALCAN, 1997).



Şekil 1.4 Döküm



Şekil 1.5 İngot



Şekil 1.6 Levha üretimi

Alüminyum alaşımları ; Alüminyuma katılan başlıca alaşım elementleri; Mg, Mn, Si, Cu, Zn, Ni, Ti, Cr'dur. Alaşım elementleri alüminyumun içinde üç farklı halde bulunur.

Bunlar ;

1. Alüminyum içinde katı halde çözülebilirler,
2. Katı halde alüminyum içinde çözülmeyip veya sınırlı miktarda çözülüp, mekanik bir karışım oluşturabilirler,
3. Alüminyum ile kendi aralarında metaller arası bileşik veya kimyasal bileşik oluşturabilirler (ALCAN, 1997).

Alüminyuma toplamda %6 'lar mertebesinde katılan Mg, Mn, Si, Cu, Zn, Ni, Ti ,Cr, alüminyumun KYM kristal yapısında yer alarak, katı eriyik oluştururlar. Kristal kafesin kayma direncini yükseltirler. Böylece şekil değiştirme kabiliyeti fazla etkilenmeden akma mukavemeti yükselmiş olur (ALCAN, 1997).

Alaşımlandırma sonucu alüminyumun mukavemetinde elde edilen yükseliş, diğer özelliklerdeki değişimlerle birlikte meydana gelir. Bu değişimler farklı alaşımlarda nadiren aynı olur. Çünkü, birçok alaşım esas itibariyle aynı çekme mukavemetine sahip olmasına rağmen, süneklik, elektrik ve ısı iletkenliği, ayrıca üretim şekli ve kolaylığı bakımından geniş ölçüde farklılık gösterirler (ALCAN, 1997).

1.4 Alüminyum ve Enerji

Alüminyum demirdışı metaller içerisinde en çok kullanılan, hafiflik, yüksek mukavemet ve korozyona dayanımı, iyi ısı ve elektriksel iletkenlik gibi emsalsiz özellikleri olan ve yerkabuğunda metaller içerisinde en bol bulunan, inşaat, ulaşım, savunma, elektrik ve elektronik, mimarı ve ambalaj sektörleri gibi geniş kullanım yelpazesine sahip bir metaldir (Çiğdem M, 1997).

Alüminyum diğer metallere kıyasla değişik endüstri dallarında ve özellikle her türlü ürünün nakliyesinin gerçekleştirildiği ulaşım sektöründe önemli enerji tasarrufu potansiyeline sahiptir. Alüminyum kullanımı ile sağlanan tasarruf alüminyumun üretiminde kullanılan enerji miktarından çok fazladır ve bu yüzden Alüminyum enerji

tüketen değil enerji tasarrufu sağlayan bir metal olarak dikkate alınmalıdır (Çiğdem M, 1997).

Ayrıca ilave enerji tasarrufu Alüminyumun yeniden değerlendirilmesi ile sağlanır. Hurda Alüminyumun yeniden kullanılabilir yüksek kaliteli malzeme haline dönüştürülmesi için lüzumlu enerji primer metal için gerek duyulan enerjinin %5' kadardır. Enerji tüketiminde dikkatsizlik ve sorumsuzluğun haiz olduğu ve kaynakların daha az bilinçle kullanıldığı geçmişteki dönemlere kıyasla, günümüzde yeniden değerlendirilen Alüminyumun önemi sürekli bir şekilde artmaktadır. Bu yüzden yüksek yeniden kazanım değerli hurda Alüminyum, malzeme seçimi kararlarında önemli bir artı faktör haline gelmiştir ve gelecekte 2000 MPa'lık (200 Kg/mm²) potansiyel çekme mukavemetine sahip Alüminyumun daha fazla ilgi odağı haline dönüşeceği beklenmektedir. Alüminyumun levha, sac, folyo, ekstrüzyon, dövme ve döküm formlarında çok değişik endüstri dallarında kullanımının sürekli artışı bir sürpriz değildir. Meşrubat kutuları ve gıda ambalajları özellikle alüminyumun yeniden kullanımının ne kadar kazançlı olduğunu göstermede önemli örneklerdir. Bu araştırma yazısında Alüminyumun ulaşım sektöründe kullanılması neticesinde elde edilen yakıt tasarrufunu kaliteli ifadelerin yerine sayısal değerlerle tüm tüketicilerin gözleri önüne sermek ve ulaşım ve otomotiv sektörlerinde son yıllarda payı giderek artan konuyla ilgili yerli kurum ve kuruluşları bilgilendirmek amaçlanmıştır (Çiğdem M, 1997).

2 ALÜMİNYUMUN ÖZELLİKLERİ

2.1 Atom yapısı ve kristal kafesi

Alüminyum, periyodik sistemin 3. grubundadır; atom numarası 13, atom çapı 1,43 Å°, iyon çapı 0,86 Å° ve atom ağırlığı 26,97'dir (Beljajew A I, 1998).

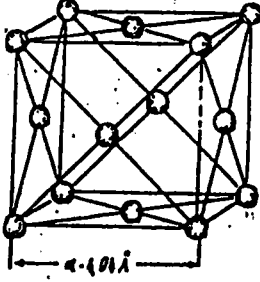
Çizelge 2.1 Alüminyum atomunun elektron yapısı

Atom numarası	K	L		M		
13	1 s	2 s	2 s	3 s	3 p	3 d
	2	2	6	2	1	-

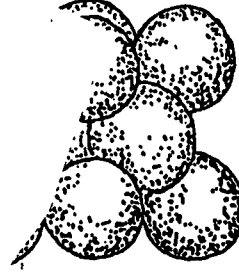
Nötr alüminyum atomunun elektron yapısı (Çizelge 2.1), İş-yörüngesinde iki elektronla ($1s^2$) doymuş K-seviyesi ve 2s-yörüngesinde iki elektronla doymuş L-seviyesi ile karakterize edilmiştir. ($2s^2 2p^6$). Atomun dış M-seviyesinde üç elektron bulunur: ikisi 3s- ($3s^2$) ve biri 3p-yörüngesindedir. Böylece nötr alüminyum atomunun dış (valans-) seviyesinin elektron konfigürasyonu (dizilişi) $3s^2 3p^1$ 'dir (Beljajew A I, 1998).

Normal olarak alüminyum üç-değerlidir (Al^{3+}). Bununla beraber son zamanlarda iki-veya bir-değerli bazı alüminyum bileşikleri tesbit edilmiştir. Örneğin Al_2S , Al_2O , ClF , $AlCl$ ve diğerleri bunlardandır (Beljajew A I, 1998).

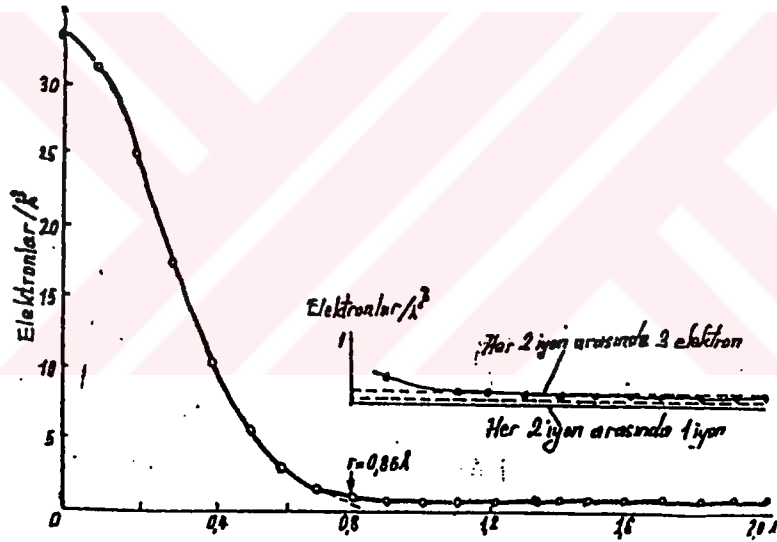
Alüminyum iyonları, katılaşma sırasında elementel küp yüzeylerinin köşelerini ve orta noktalarını işgal eder. Böylece alüminyum yüzey merkezli bir atom kafesine sahiptir (Şekil 2.1). Herbir alüminyum iyonu komşu oniki iyon tarafından çevrelenmiş olduğundan koordinasyon yapısı 12'dir (Şekil 2.2) (Beljajew A I, 1998).



Şekil 2.1 Alüminyum kristal kafesi elementel küpünün yapısı



Şekil 2.2 Alüminyum kristal kafesi elementel küpündeki iyon dizilişi



Şekil 2.3. Alüminyum atomunun iyon çapının ve iyonizasyon derecesinin tayini

Elektron yoğunluğunun dağılım eğrileri sayesinde alüminyum iyonunun kendi kristal kafesi içindeki çapı tayin edilebilir. Şekil 2.3'da görüldüğü gibi bunun değeri 0,86 Å'dur (Beljajew A I, 1998).

Katılma sırasında ayrılan alüminyum kristalleri düzensiz çok yüzejliler, kendi aralarında üç boyutta birbirine temas eden elementel küplerden kristalitler meydana getirirler. Alüminyum ne kadar saf ise kristalleri de o nisbette büyük ve strüktürü o nisbette daha kabadır (Beljajew A I, 1998).

2.2 Yoğunluk

Hem sıvı hem katı alüminyumun yoğunluğu artan safiyet derecesiyle orantılı olarak düşer. Aşağıda tavllanmış katı metalin 20°C'deki yoğunluğu için birkaç değer verilmiştir (Beljajew A I, 1998).

Al, %	99,25	99,40	99,75
D, g/cm ³	2,727	2,706	2,703

% 99,971 Al, % 0,003 Si, % 0,0012 Fe ve %0,014 Cu ihtiva eden daha saf bir numunenin 20°C'deki yoğunluğu 2,6996 g/cm³ değerindedir. %99,996 Al, % 0,0020 Si, % 0,001 Cu, herbiri % 0,0003 Na, Cu ve Mg, % 0,001 Fe'li bir metal için aynı sıcaklıkta ise 2,6989 g/cm³'dür (Beljajew A I, 1998).

Yeni alüminyum üretim tesislerinde özellikle %99,75 Al'lu bir metal kazanılmaktadır. Böyle bir metalin yoğunluğunun ergime noktası üzerindeki sıcaklıkla bağıntısı çizelge 2.2'de görülmektedir (Beljajew A I, 1998).

Çizelge 2.2 Yoğunluğun ergime noktası üzerindeki sıcaklıkla bağıntısı

Sıcaklık °C	Yoğunluk g/cm ³
658,7	2,382
700	2,371
800	2,343
900	2,316
950	2,303
1000	2,289
1100	2,262

Bu değerler lineer denklem

$$D_t = 2,382 - 0,000273 (t - 659)$$

ile ifade edilebilir.

Buna göre elektroliz şartlarında alüminyumun yoğunluğu ($t = 950^{\circ}\text{C}$ 'de)

$$D_{950} = 2,382 - 0,000273 (950 - 659) = 2,303 \text{ g/cm}^3 \text{ dür}$$

2.3 Ergime noktası

Çizelge 2.3'teki sıralamada görüldüğü gibi alüminyumun ergime noktası artan safiyet ile yükselir (Beljajew A I, 1998).

Çizelge 2.3 Alüminyumun saflığıyla sıcaklık arasındaki bağıntı

Al, %	Sıcaklık
99,2	657
99,5	658
99,6	658,7
99,97	659,8
99,996	660,14

Katı halden sıvı hale geçişte metal hacmi büyümektedir. Bu büyüme %99,65 Al'lu metalde % 6,26; %99,75 Al'lu metalde % 6,60'dır (Beljajew A I, 1998).

2.4 Isı genleşmesi

% 99,952'lik çok saf alüminyum için 20°C 'den 600°C 'ye kadarki sıcaklık diliminde lineer ısı genleşmesi denklemi (Beljajew A I, 1998).

$$L_t = L_0 [1 + (22,58 t + 0,000989 t^2) \cdot 10^{-6}]$$

Burada

L_0 başlangıçtaki uzunluk

L_t $t^{\circ}\text{C}$ 'deki uzunluk anlamındadır.

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

$$L_t = L_o [1 + (23,22 t + 0,0046 t^2) + 0,000078 t^3) \cdot 10^{-6}]$$

Her iki denklemin birbiri ile karşılaştırılmasından alüminyumun lineer genleşmesinin artan safiyet derecesi ile biraz daha büyüdüğü görülmektedir (Beljajew A I, 1998).

2.5 Isı iletkenliği

Alüminyumun ısı iletkenliği artan safiyet derecesi ile büyür. Bu, % 99,489 Al'lu bir metal için 200°C'de 0,5 ve %99,70 Al'lu bir metal için 0,531 cal/cm.s. °C'dir (Beljajew A I, 1998).

Elektrolitik olarak rafine edilmiş % 99,90'lık alüminyum için ısı iletkenliği 190°C'de 0,82 cal/cm.s. °C'ye ulaşır (Beljajew A I, 1998).

2.6 Elektrik iletkenliği

Bakırınki ile karşılaştırılmış olan çizelge 1.4'te görüldüğü gibi alüminyumun elektrik iletkenliği yükselen safiyet ile artar (Beljajew A I, 1998).

Çizelge 2.4 Alüminyumun elektrik iletkenliğinin bakırla karşılaştırılması

Al, %	Sıcaklık °C	Bakırınkinin %
99,50	0	62,5
99,95	0	64,5
99,971	20	64,9
99,996	20	65,45

Alüminyumda mevcut safsızlıklar elektrik iletkenliğini değişik ölçülerde etkilerler. Bilhassa krom, vanadyum ve manganezin etkisi zararlıdır. Bu metallerden birinin % 0,25 – 3,30 nisbetinde mevcut olması, halinde her %0,01'i, saf alüminyumun elektrik iletkenliğini takriben % 1,0 – 1,2 oranında azaltır. Demir ve silisyumun etkisi çok daha zayıftır. Takriben % 1,5 Fe veya Si mevcudiyetinde iletkenlik %5 düşer, şayet alüminyumda %1,5 bakır varsa bu %20 oranında azalır. Kadmiyum, nikel ve kobolt alüminyumun iletkenliğini ancak çok az miktarda etkiler (Beljajew A I, 1998).

Araştırmalar neticesine göre bu metaller, iletkenliği azaltma kabiliyetlerine göre üç gruba ayrılabilirler:

1. Altın, berilyum, nikel, silisyum, demir ve çinkonun etkisi son derece küçüktür,
2. Bakır, gümüş ve magnezyum, iletkenliği daha kuvvetli düşürürler,
3. Titan, vanadyum, manganez ve krom, alüminyumun iletkenliğini çok kuvvetli düşürürler.

Bu görüş çerçevesinde ergimiş alüminyumun da elektrik iletkenliği veya özgül elektrik direnci önem taşır. ρ Sıvı'nın ρ katı'ya oranı 1,64'dür (Beljajew A I, 1998).

658,5°C ergime noktasına sahip bir alüminyum için özgül elektrik direncinin aşağıdaki sıcaklık bağıntısı bulunmuştur (Beljajew A I, 1998).

Sıcaklık °C	658,5	686	715	745	774	816	925
ρ , Ω mm ² /m. 10 ³	25,5	26,0	26,4	26,8	26,8	27,6	29,2

2.7 Mekanik Özellikleri

Mekanik özellikler de büyük ölçüde safiyet derecesine bağlıdır. Yüksek safiyetteki alüminyum teknik safiyetteki metale nazaran çok daha yumuşak ve plastiktir, mekanik mukavemeti ise daha düşüktür (Beljajew A I, 1998).

%99,25 Al'lu bir metalin elastikiyeti modülü 7100 kg/mm^2 'dir, çok saf alüminyumunki ise ancak 6700 kg/mm^2 'dir (Beljajew A I, 1998).

Dövmüş ve tavllanmış %99,2'lik alüminyumun brinel sertliği 24 civarındadır, %99,9'luk alüminyumunki 15 kg/mm^2 'dir. % 99,996 safiyetindeki soğuk haddelenmiş alüminyum %75'lik bir incelemeden sonra takriben 27, yumuşatılmış halde $12 - 15 \text{ kg/mm}^2$ brinel sertliğe sahiptir (Beljajew A I, 1998).

Çok sayıda araştırmalar alüminyumun çekme mukavemetinin artan safiyet ile azaldığını göstermiştir. Kopma anındaki kesit yüzeyi küçülmesi yüksek safiyetteki alüminyumda (%99,9'dan fazla Al) en fazladır, bu meyanda o, yalnız bu halde metalin %95 nisbetinde şekil değiştirmesine kadar pratik olarak sabit kalmaktadır. Uzamada artan safiyet ile büyümektedir. % 99,996'lık en saf alüminyum aşağıdaki mukavemet değerleri ile karakterize edilmiştir: Çekme dayanımı (soğuk haddelenmiş) 11-13, (tavlanmış) 3,5 – 6 kg/mm^2 , basınç dayanımı 10,8 ve 1,2 kg/mm^2 , uzama % 5,5 ve % 40-50 (Beljajew A I, 1998).

2.8 Kimyasal özellikleri

Alüminyum yüksek bir kimyasal aktiviteye sahiptir: oksijen, halojenler, kükürt ve karbon ile bileşiklerinin teşekkül enerjisi çok yüksektir (Beljajew A I, 1998).

Alüminyum havada ince fakat çok sıkı bir alüminyumoksit kabuğu ile kaplanır. Elektron mikroskopu ile yapılan araştırmalar bu örtünün sık ve gözeneksiz olduğunu göstermektedir. bu, metali oksitlenmenin devam etmesine karşı korur ve ona yüksek bir korozyon mukavemeti sağlar (Beljajew A I, 1998).

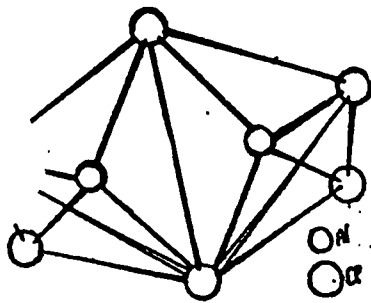
Metalik parlak alüminyumun yüzeyindeki koruyucu alüminyumoksit tabakası takriben $0,2 \mu$ kalınlığındadır. Alüminyum, havada, ergime noktasının (660°C) hemen altına kadar ısıtılırsa oksitlenme devam eder, bu meyanda oksidasyon, sıcaklık, parça büyüklüğü ve diğer metallerden gelen safsızlıklara bağlıdır (Beljajew A I, 1998).

Alüminyum, ergime noktası üzerindeki sıcaklıklarda daha hızlı oksitlenir; ince taneli metal havada ısıtılınca çok kuvvetli yanar. Alüminyumda magnezyum, kalsiyum, sodyum, silisyum veya bakırın mevcudiyeti oksidasyon eğilimini kuvvetlendirir. Bilhassa Al-Mg alaşımları ısıtılınca kolayca oksitlenir ve satırlarında gevrek oksit tabakaları meydana gelir (Beljajew A I, 1998).

Oksid örtünün bağı, safsızlıkların bulunduğu bölgelerde gevşektir; dolayısıyla bu bölgeler korozyona karşı hassastır. Oksit örtü ancak çok küçük miktarlarda safsızlık ihtiva eden çok saf alüminyumun yüzeyi ile oldukça kuvvetli bir bağa sahiptir. Bu nedenle böyle bir metal kimyasal reagenslere, anorganik asitlere, alkalilere, atmosferik korozyona ve deniz suyuna karşı çok dayanıklıdır (Beljajew A I, 1998).

Alüminyumun oksijen ile reaksiyonu kuvvetli egzotermdir, ve birçok metalin oksitlenmesinde olduğundan çok daha fazla ısı verir; bunun değeri takriben 400 Kcal/gmol'dür (Beljajew A I, 1998).

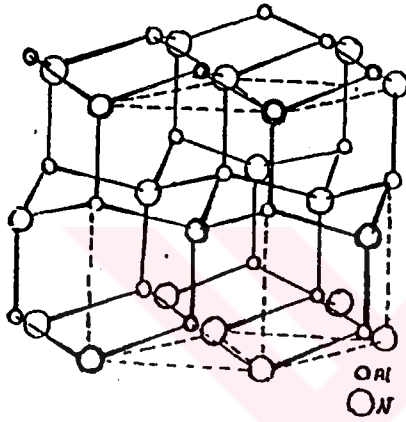
100°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda alüminyum, klor ile 161,4 Kcal/gmol $AlCl_3$ kıymetinde ısı vererek alüminyumklorür teşkil eder. Bu sonuncusu atmosfer basıncında ergimeksizin 183°C'de süblime olur. 440°C'nin altında alüminyumklorür molekülü Al_2Cl_6 formülüne uymaktadır; 400 ve 600°C arasında kısmi dissosyasyon $Al_2Cl_6 = 2 AlCl_3$ müşahade edilir; 600°C'nin üzerinde alüminyumklorürün bileşimi $AlCl_3$ formülüne uyar. Çift molekülün $2AlCl_3 - Al_2Cl_6$ teşekkülünde 29,0 Kcal/gmol açığa çıkar. Susuz katı $AlCl_3$ 'ün özgül ısısı 0,188 cal/g °C'dir (Beljajew A I, 1998).



Şekil 2.4 $AlCl_3$ molekülünün
strüktürü

Alüminyum, kükürt ile, yüksek sıcaklıkta (1000°C'nin üzerinde) yüksek miktarda ısının açığa çıkması ile (141 Kcal/gmol Al_2S_3) teşkil eder. Alüminyum sülfürün ergime noktası 1100°C'dir ve su tarafından $Al(OH)_3$ ve H_2S teşkili ile tamamen parçalanır. (5)

Alüminyum, azot ile doğrudan doğruya nitrür, AlN , teşkiliyle birleşir. Bu reaksiyonda oldukça yüksek miktarda (74 Kcal/gmol AlN) ısı açığa çıkar. Saf alüminyumnitrür, 2000°'ye ısıtıldığında değişmeyen beyaz bir tozdur; bu sıcaklığın üzerinde elementlerine parçalanmaya başlar. 4 atmosferlik bir basınç altında AlN 2200 °C'de ergir. Su ile yavaş yavaş $\text{Al}(\text{OH})_3$ ve NH_3 'a parçalanır (Beljajew A I, 1998).



Şekil 2.5 Alüminyumnitrürün kristal kafesi

Karbon ve alüminyum karışımı havada takriben 2000°C'ye ısıtılırsa alüminyumkarbür Al_4C_3 teşekkül eder. Hidrojen atmosferinde veya vakumda toz-alüminyum karbonlu maddelerle 1000-1200°C'de reaksiyona girer. Kriyolitinin varlığı alüminyumkarbür teşekkülünü kolaylaştırır. Alüminyum karbürün teşekkülünde ısı açığa çıkar (63,2 Kcal/gmol Al_4C_3). Saf alüminyumkarbür parlak sarı renklidir ve 2,36g/cm³ yoğunluğundadır. 2000°C'nin üzerine ısıtıldığında grafit ayrışmasıyla parçalanır. ise alüminyumhidroksit ve metan teşkiliyle parçalanır.

3 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Alüminyum alaşımları “Döküm Alüminyum Alaşımları” ve “İşlem Alüminyum Alaşımları” olmak üzere iki gruba ayrılırlar. Bu iki grup da “Isıl İşleme Tabi Tutulabilen Alüminyum Alaşımları” ve “Isıl İşleme Tabi Tutulamayan Alüminyum Alaşımları” adları altında, kendi içlerinde iki ayrı gruba ayrılırlar. “İşlem Alüminyum Alaşımları” dökme ve plastik şekil verme usulleri ile şekillendirilirler; “Döküm Alüminyum Alaşımları” ise sadece dökümle şekil alabilirler. “Isıl İşleme Tabi Tutulabilen Alaşımları” soğuk işlem ve ısıtılma yoluyla mekanik özellikleri değiştirilebilir alaşımlardır. Buna mukabil “Isıl İşleme Tabi Tutulamayan Alüminyum Alaşımları” sadece soğuk işlemle mukavemet özelliklerinde değişiklik yapılabilen alüminyum alaşımlarıdır (Üçışık H, 1978).

Alüminyum alaşımları takriben %1-15 oranında alaşım elementi ihtiva ederler. Bu elementler; bakır, silisyum, magnezyum, çinko manganez ve diğer metallerdir. Alaşımlandırmanın gayesi, mekanik özellikler ile döküm ve işlenebilme özelliklerini iyileştirmektir (Üçışık H, 1978).

Buna göre alaşım elemanlarının etkisi,

Bakır: En fazla tanınan alüminyum alaşımları bakır ihtiva edenlerdir. Bakır düşük sıcaklıklarda ısıtılma ile, yüksek sıcaklıklarda ise diğer alaşım elementleri ile meydana getirdiği ara fazlar dolayısıyla malzemenin mukavemetini artırır. Döküm alaşımlarını %4-12 oranında ilave edilirse çekilme ve sıcak yırtılmayı düşürür. Dövme alaşımlarında plastik şekil verme ile işlemeyi zorlaştırabileceğinden, umumiyetle %5’den fazla bakır kullanılmaz. Korozyon mukavemetini düşürür, tavlınmış durumda pitting meydana gelmesine yol açabilir. Yaşlandırma ile sertleştirildiğinde intergranüler kırılmaya, gerilmeli korozyona karşı mukavemeti düşer (Üçışık H, 1978).

Alüminyum-Bakır alaşımları; ev eşyası, otomotiv sanayii, uçak sanayii, vakum temizleyicileri, çamaşır makinası parçaları ve piston imalatında kullanılır (Üçışık H, 1978).

Al-Cu denge diyagramında yatık bir slvs eğrisinin bulunması, yaşlandırma sertleşmesini mümkün kılar; bakırın alüminyum içerisinde katı fazla çözünürlüğü, yükselen sıcaklıkla artar. Böylece kelme sertleşmesi mümkün olmaktadır. Çökelme için gerekli zaman alaşım bileşimine ve sıcaklığına bağlıdır. Çökelmenin teknik özelliklere yapacağı etki, çökelen fazın miktarına, boyutlarına ve dağılımına bağlıdır. Ayrıca çökelmeden önce yapılan soğuk işlem derecesi özellikler üzerine etkili olur (Üçışık H, 1978).

Magnezyum: Dövme Al-mg alaşımları %1-6, dökme Al-Mg alaşımları % 4-10 oranında magnezyum ihtiva ederler. Magnezyum yüksek mukavemet, süneklik ile korozyon mukavemeti ve kaynak kabiliyeti sağladığı gibi malzeme yoğunluğunu da düşürmez.

Magnezyum silisr yapacak miktarda magnezyum ve silisyum ihtiva eden alaşımlar ısıll işleme tabi tutulabilen ve kolay işlenebilen alaşımlardır. Bu tip alaşımlar korozyona karşı da mukavimdirler. Silisyum miktarı söz konusu orandan fazla ise, alaşımın mukavemeti sun'ı yaşlandırma ile arttırılabilir (Üçışık H, 1978).

Dövme Al-Mg alaşımlarında Na'nın kabul edilebilir maksimum miktarı % 0.001 dır. Na yüksek sıcaklıklarda işlenen Al-Mg alaşımlarında boşluk ve çatlakların teşekkülüne yol açar. Magnezyum miktarının %2'den fazla olduğu durumda bu tür gevreklik ortaya çıkar. Sodyumun gevrekliğine yol açısının esas sebebi; ara faz içinde çözünmeyip, çözünmeyip, bazı şartlarda, serbest kalarak hidrojen absorbsiyonu ile NaH şekline dönüşmesi ve gevrek bir faz yapması olabileceği gibi, dövme sıcaklığında sıvı fazda bulunabilecek bir ara fazın ortaya çıkmasına yol aması da olabilir. Magnezyum, Al + %10 Mg'lu mester alaşımı olarak alaşıma katılır (Üçışık H, 1978).

Silisyum: Al-Cu alaşımlarından sonra en tanınmış alüminyum alaşımları Al-Si alaşımlarıdır. Silisyum döküm alaşımlarına akışkanlığı arttırmak ve sıcak yırtılmayı düşürmek için ilave edilir. Bu alaşımların mukavemet değerleri yüksek değildir, silisyum miktarı arttıka çekme ve akma mukavemeti artış gösterir (Üçışık H, 1978).

Alaşımanın bileşiminden çok silisyum ihtiva eden 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 (Üçışık H, 1978).

Al-Si alaşımlarında Si plastisiteyi düşürür. 700 K'nin üzerinde alaşım süperplastik özellik gösterir. Silisyum alaşıma %13-22 Si'lu master alaşımı halinde ilave edilir (Üçışık H, 1978).

Çinko: Alüminyum-Çinko alaşımları genellikle en yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarıdır. Çinko alüminyum alaşımlarının işlenme kabiliyetini artırır. Sıcak yırtılmaya sebep olmasına rağmen diğer alaşım elementleri ile bu kötü özellik ortadan kaldırılabilir.

Magnezyum ve Çinko beraberce ısıtılma tabi tutulabilir, alüminyum alaşımı meydana getirirler; bunların bir kısmı yüksek mukavemetli alüminyum bazlı ticari alaşımları meydana getirirler (Üçışık H, 1978).

Çinko % 25 Zn-Al master alaşımı halinde alaşıma verilir.

Manganez: Manganez dövme alüminyum alaşımlarında en fazla kullanılan alaşım elementlerindendir, buna mukabil döküm alaşımlarında ise daha limitli olarak kullanılır (Üçışık H, 1978).

Manganez korozyon mukavemetini düşürmeden mekanik özellikleri iyileştirir.

%0,75'e kadar Mn ilavesi, döküm alaşımlarında sertliği artırır, sünekliği azaltır. Dövme alaşımlarında Mn, yüksek mukavemet, korozyona karşı dayanıklılık ve iyi kaynak kabiliyeti verir. Fazla miktarda Mn veya Mg veya her iki elementin fazlaca bir arada olması haddeleme sırasında çatlak teşekkülüne yol açar (Üçışık H, 1978).

Mn, %10 Mn-Al alaşımı halinde alaşıma ilave edilir (Üçışık H, 1978).

Demir: Alüminyum alaşımlarında demire genellikle rastlanır. Redüksiyon ve izabe işlemlerinde istenmeyerek de bir miktar demir alaşımda kalır. Al-Cu-Ni grubu alaşımlarında, demir yüksek sıcaklıkta mukavemet arttırmak için bulunur (Üçışık H, 1978).

Al-Fe alaşımlarının plastik şekil alma kabiliyeti ara kimyasal bileşiklerin boyut ve dağılımına bağlıdır. Demir, alüminyumla FeAl ara fazını meydana getirir. Oda sıcaklığında, katı çözeltiye girmeyen demirli ara faz, ısıtılma tabi tutulabilen alaşımlarda alaşımların mukavemetini düşürür (Üçışık H, 1978).

Demir alaşıma, %10 Fe-Al alaşımı halinde ilave edilir (Üçışık H, 1978).

Nikel: Nikel yüksek sıcaklıklarda malzemeye mukavemet kazandırmak için alaşıma ilave edilir. Nikelli alüminyum alaşımlarında ısı genleşme katsayısı da düşüktür.

Nikel alaşıma %20 Ni-Al alaşımı halinde ilave edilir (Üçışık H, 1978).

Titanyum: Titanyum genellikle, boksitte çok az miktarda bulunan TiO_2 'den gelen bir empüritedir. Bunun haricinde döküm alaşımlarında tane küçültücü olarak kullanılır (Üçışık H, 1978).

Titanyum, alaşıma %4-10 Ti-Al alaşımı halinde ilave edilir (Üçışık H, 1978).

Zirkonyum: Zirkonyum tane küçültücü gerilmeli korozyona mani olan ve yüksek sıcaklıkta sürünme mukavemetini arttıran bir alaşım elemanıdır.

Zirkonyum alaşıma % 5,5Zr-Al master alaşım halinde ilave edilir (Üçışık H, 1978).

Krom: Krom, katı halde çok düşük çözünürlüğü olan $CrAl_7$ ara kimyasal bileşiği meydana getirir. $CrAl_7$ kaba bir ara kimyasal bileşim olmasına rağmen Fe, Mn ve ya Ti ilavesi ile bu kaba metaller arası kimyasal bileşik elimine edilebilir (Üçışık H, 1978).

Krom anodizasyon işleminde altın sarısı renk vermesi için kullanılır (Üçışık H, 1978).

%0,15-0,25 oranındaki krom, Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında korozyona karşı mukavemeti artırır ve gerilmeli korozyon ihtimalini azaltır (Üçışık H, 1978).

Krom, alaşıma %2 Cr-Al master alaşımı halinde ilave edilir (Üçışık H, 1978).

Fosfor: Fosfor, genellikle boksitte bulunan fosfatlardan gelen tali bir empürite elemanıdır. Ötektik üstü Alüminyum-Silisyum alaşımlarına silisyumlu primer fazın daha küçük ve daha muntazam dağılmış olarak bulunması için ilave edilir (Üçışık H, 1978).

Fosforun alüminyumdaki çözünürlüğü milyonda birkaç (ppm) mertebesindedir.

Fosfor alaşıma Cu-P alaşımı halinde ilave edilir (Üçışık H, 1978).

Sodyum: Sodyum, Alüminyum-Silisyum alaşımlarını modifiye etmek için kullanılır. Sodyum ihtiva eden alüminyum alaşımlarında mekanik özelliklerde süneklik ile darbe mukavemetinde çok düşme, sertlikte de çok az artma yakmakla beraber % 0,01 mertebesindeki Na sıcak yırtılmaya yol açabileceği gibi korozyon mukavemetini de düşürür (Üçışık H, 1978).

4 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ SINIFLANDIRMA SİSTEMLERİ

4.1 ALCOA (Aluminyum Company of America)'nın Tasnif Sistemi:

Bu tasnif sisteminde alüminyum alaşımları 4 rakamla ifade edilir. İlk rakam esas alaşım elemanını gösterir (Üçışık H, 1978).

Çizelge 4.1 Alüminyum Alaşımlarının ALCOA'ya göre Tasnifi:

	Alaşım Numarası
Min. % 99 Alüminyum :	1xxx
Esas Alaşım Elemanı : Bakır.....	2xxx
Esas Alaşım Elemanı : Manganez.....	3xxx
Esas Alaşım Elemanı : Silisyum.....	4xxx
Esas Alaşım Elemanı : Magnezyum	5xxx
Esas Alaşım Elemanı : Magnezyum ve Silisyum	6xxx
Esas Alaşım Elemanı : Çinko	7xxx
Diğer Elementler	8xxx
Kullanılmayan Seriler:	9xxx

Bu gruptaki ikinci rakam empürite limitlerindeki değişiklikleri gösterir. İkinci rakam sıfırda empüriteler üzerinde bir kontrol yapılmadığı anlaşılır. Mesela, 1075 numarası empüriteler üzerinde özel bir sınırlama bulunmayan % 99,75 saflıktaki alüminyum için kullanılır. 1175, 1275, 1375 numaraları aynı saflıkta fakat bir veya daha fazla empürite üzerinde her biri için özel kontrollerin bulunduğu alüminyum için kullanılır (Üçışık H, 1978).

2xxx, 8xxx gruplarındaki alaşımlar için son iki rakamın özel bir manası yoktur. Üçışık H, 1978).

4.2 DIN (Deutsche Industrie Norm) Normlarına Göre Sınıflandırma

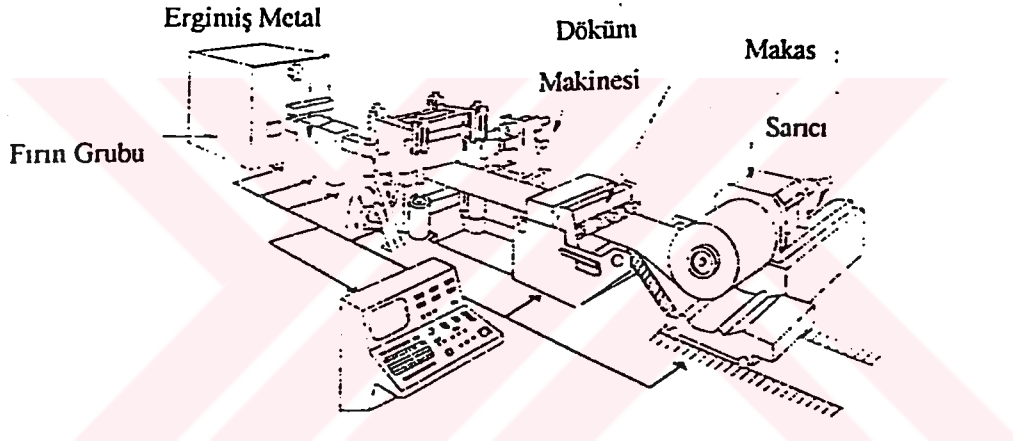
DIN normlarında “Alüminyum Alaşımları” kimyasal semboller ile gösterilir. Mesela Al 99,5, Al 99,99 R, Almg5, G-AlSi5Cu1, GK-AlSi12, GD-AlMg9 v.b. gibi. İlk kimyasal sembol ana metali (Alüminyum) gösterir. İkinci sembol en önemli alaşım elemanını belirtir. Elementlerin sembollerinden sonra bulunan rakam alaşım elemanının ağırlık yüzdesidir. Kimyasal sembollerin dışındaki semboller ifade ettiği mana aşağıda verilmiştir (Üçışık H, 1978).

E	: İletken malzeme
L	: Lehim
G	: Kum Döküm
GK	: Kokil Döküm
GD	: Pres Döküm
UR	: Dezoksidasyon Alaşımı

5 ALÜMİNYUMUN DÖKÜM, ISIL VE MEKANİK İŞLEMLERİ

5.1 Sürekli Döküm

Günümüzde sürekli (levha) döküm tekniği ile sarılabilir ruloların direkt üretimi alüminyum endüstrisinde standart uygulama haline gelmiştir. Levha döküm tekniği ilk defa 1846 yılında Sir Henry Bessemer tarafından tasarlanmıştır. Bu yöntemin ilk olarak ticari anlamda uygulanması 1950'li yıllarda Amerikan Hunter Engineering ve Fransız Pechiney şirketleri tarafından gerçekleştirilmiştir (Odin G, 1994).



Şekil 5.1 Alüminyum endüstrisinde kullanılan tipik yerleşim

Çizelge 5.1 Levha döküm tekniği akım şeması

ERGİTME FRINI
TUTMA FIRINI
YOLLUK
DÖKÜM
MAKİNESİ
ÇEKME
MERDANELERİ
MAKAS
SARICI
RULO

Levha döküm tekniğinin hem ekonomik hem de metalurjik açıdan diğer yöntemlere nazaran getirdiği avantajlar vardır. Proses katılaşmayı ve sıcak haddelemeyi tek bir operasyonla birleştirip, sarılabilir rulolar ürettiğinden geleneksel rulo üretiminde gerek duyulan ilave bir sıcak haddeleme işlemine ya gerek kalmaz veya belirgin bir şekilde azalır. Sonuçta enerji ve üretim maliyetleri azalır (Odin G, 1994).

Levha döküm tekniğinde belirli bir alaşımda, sıcaklıkta ve seviyede ergimiş alüminyum, döküm makinesinde tandişe gelmeden önce gaz giderme ve filtrasyon işlemlerine tabi tutulur. Tandiş metali döküm makinesinin merdanelerine veren ve “tip” olarak bilinen nozula bağlıdır. Tip genişliği dökülen levhanın genişliğini belirlemektedir. Merdanelerin 15°C açısı yapması, ergimiş metalin tipten çıkış basıncının, tandişteki metal seviyesiyle ayarlanmasını sağlar. Döküm merdaneleri içten su ile soğutulurlar. Döküm merdaneleri arasındaki mesafe hidrolik bir sistemle sabit tutulur. Böylece bir proseste döküm merdaneleri, metali katılaştırmanın yanında belli oranda sıcak haddeleme yaparlar. Merdanelerin yüzeyine, levhanın merdanelere yapışmasını önlemek amacıyla sürekli olarak su bazlı grafit veya boron nitrat püskürtülür (Jin I, 1995).

Döküm makinesinden çıktıktan sonra levha, sarılmadan önce gergi merdanelerinden ve makastan geçer. Rulo istenilen boyuta geldiğinde gergi merdaneleri dökülen levha üzerinde germe kuvveti oluşturmak amacıyla çalıştırılır, levha makasla kesilir ve operasyonun akışı etkilenmeden rulo sistemden alınır (Jin I, 1995).

Çizelge 5.2 Levha Döküm Tekniği ile Üretilen Alaşımlar

1050	1060	1100	1145	1188	1190	1193
1999	1200	1230	1235	1345	3003	3004
3005	3006	1205	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

Çizelge 5.3 Levha Döküm Tekniğinin Karakteristikleri

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

Deneysel ölçümler rulo profilinin parabolik bileşiminin merdane ayırma kuvveti ile direkt ilişkili olduğunu ortaya koymuştur. Düşük ayırma kuvvetlerinde dökülmüş levha negatif profile sahip olurken, yüksek ayırma kuvvetlerinde levhada pozitif profil oluşmaktadır. Tip ekseni ve döküm hızı, profili yalnız merdane ayırma kuvveti değerini ani olarak değiştirerek etkileyebilir (Jin I, 1995).

Çizelge 5.4 Merdane Ayırma Kuvvetini etkileyen faktörler

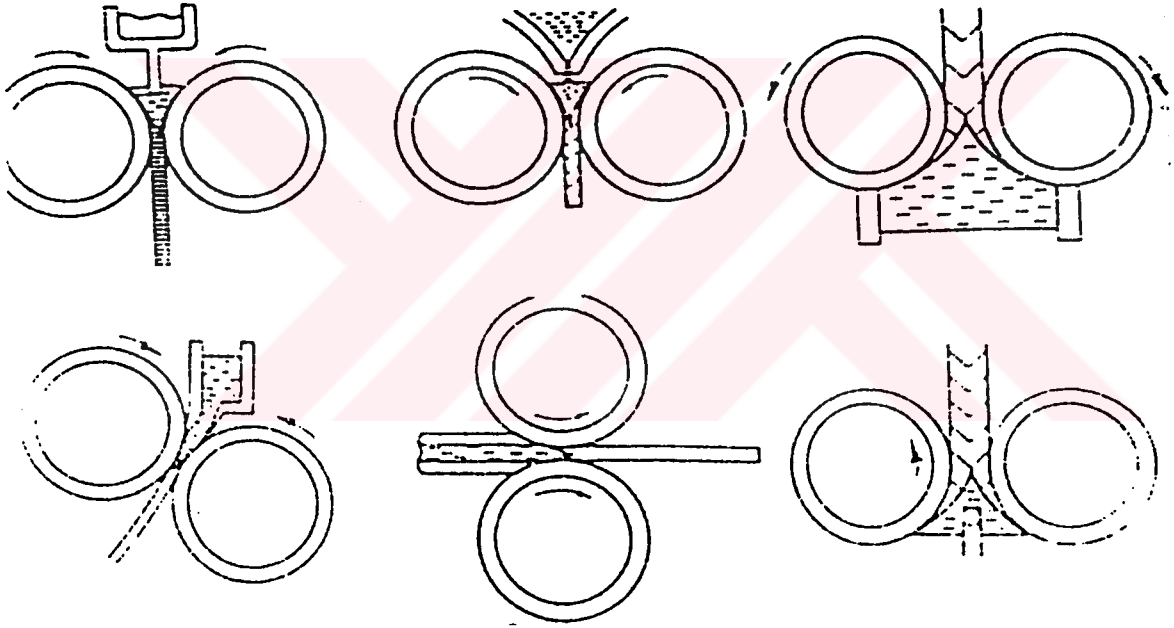
Alaşım	Malzeme akış gerilimi Donma aralığı
Döküm hızı	Döküm hızı arttıkça ayırma kuvveti azalır.
Tip Ekseni	Tip ekseni mesafesi arttıkça ayırma kuvveti artar.
Sıcaklık	Sıcaklık arttıkça ayırma kuvveti azalır.
Rulo Genişliği	Rulo genişliği arttıkça ayırma kuvveti artar.
Merdane Yüzey Durumu	Yapışma ile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

Döküm hızını artırmak veya tip ekseni mesafesini azaltmak, segragasyon oluşum riskini artırmaktadır (Jin I, 1995).

5.1.1 Temel Proses Elemanları

Levha döküm tekniğinde, temel proses elemanları ergimiş metal beslenmesi, merdane sistemi, döküm bölgesi ve hadde/rulo ara yüzeyidir (Odin G, 1994).

5.1.1.1 Ergimiş Metal Beslenmesi

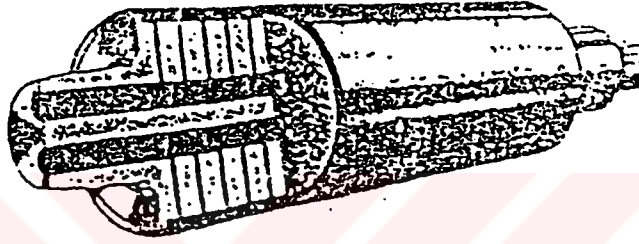


Şekil 5.2 Ergimiş metal beslenmesi

Levha döküm tekniğinde kullanılan ergimiş metal besleme sistemlerinden bazıları görülmektedir. Levha döküm tekniğinde uygun ergimiş metal besleme sistemi seçiminin kritik olması, ürün kalitesini ve geometrisini doğrudan etkilemesinden kaynaklanmaktadır (Li B.Q, 1995)

5.1.1.2 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 (Li B.Q, 1995)

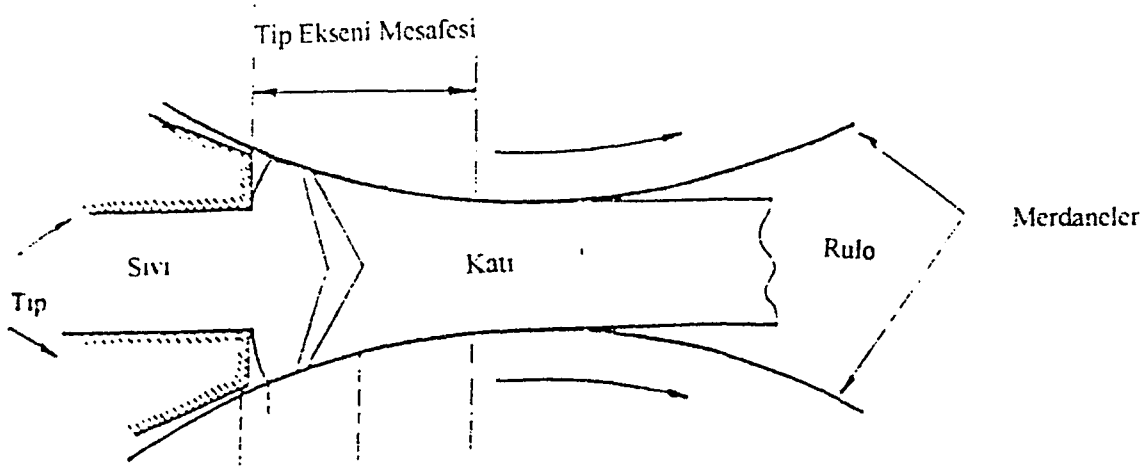


Şekil 5.2 Şel ve Kor Diyagramı

Şekil 5.2’de Şel ve kor diyagramı görülmektedir. Şelin birinci görevi ergimiş alüminyumun katılaşabilmesini sağlayabilmek için ondan ısıyı almaktır. Döküm makinesinin verimliliği ısı transfer kapasitesi ile bağlantılıdır ve şel malzemesi için birinci şart iyi termal iletkenliktir. Şeller mekanik kaynaklı gerilimlere maruz kalırlar. Şeller için kullanılan malzeme mekanik mukavemet ve tokluğu sağlamalıdır. Şel malzemesi termal yorulmaya karşı yüksek dirence sahip olmalıdır (Odin G, 1994).

5.1.1.3 Döküm Bölgesi

Bu bölge katılaşmanın ve haddelemenin aynı anda olduğu bölgedir. Levha döküm tekniği Şekilden de görüldüğü gibi çok basit bir prensibe dayanmaktadır. Ergimiş metal, içinden geçen su ile soğutulan merdaneler arasından geçerken katılaşmakta aynı zamanda merdanelerin haddeleme eylemiyle son kalınlığa inmektedir (Li B.Q, 1995)



Şekil 5.3 Levha döküm tekniğinin şematik gösterilişi

5.1.1.4 Merdane/Rulo Ara Yüzeyi

Levha döküm tekniği ergimiş metal, merdane /rulo ara yüzeyinde ısı kaybederek katılaşır. Ara yüzeyin performansının, levhanın kalitesi üzerinde doğrudan etkisi vardır ve birçok faktörden etkilenir. Bu faktörler; kalıp malzemesi, yüzey tekstürü, atmosfer, metalostatik basınç ve ıslatma özellikleridir. Ergimiş metal giriş boyunca merdanelerle sıkı bir ilişki içindedir, dolayısıyla ısı kayıp oranı yüksektir. Hemen ardından katılaşma başlar, ancak yüzeyde oluşan oksit tabakası ısı transferini azaltmaktadır. Bunu takip eden bölgede, katılaşan levha sıcak baskıya ve bir kez daha merdane yüzeyiyle temasa maruz kılar. İstenen termal performansı elde edebilmek için bu parametrelerin doğru kombinasyonu seçilmelidir (Li B.Q, 1995)

5.1.2 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 primer bileşiklerin boyutunu küçültür. Geleneksel yöntemle karşılaştırıldığında sürekli dökülmüş levhadaki intermetalik partikül boyutunda %80'lik bir küçülme vardır. Sürekli dökülmüş alüminyum levhada partikül dağılımı

muntazam değildir. Kaba partiküller levhanın ortasında toplanmıştır. Ama bu kaba partiküller bile geleneksel malzemedeki ortalama partikülden daha küçük boyuttadır. Bu partiküllerin merkezde yoğunlaşmasının herhangi bir zararlı etkisi gözlenmemiştir (Vangala P, 1992)

Sürekli dökülmüş levhanın döküm makinesinden çıktığındaki düşük sıcaklığı (ortalama 300°C), döküm esnasında oluşan sıcak haddeleme 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 (Vangala P, 1992)

Sürekli dökülmüş alüminyum levhaların mikroyapısı, iyi şekillendirilebilme ve korozyon mukavemeti sağladığından birçok üretim alanında avantajlıdır. Bu mikroyapı özellikle folyo üretimi için elverişlidir (Vangala P, 1992)

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 verilebilir. Harddisklerin hafıza kapasitesi büyük oranda bilgilerin manyetik olarak yazılıp sonra da okunabileceği minimum alana bağlıdır. Bu alan manyetik kaplamanın kalınlığına ve düzgünlüğüne bağlıdır. Manyetik kaplamanın kalınlığı ve düzgünlüğü ise harddiskin üretildiği malzemenin yüzey kalitesine dayanır (Vangala P, 1992)

5.2 Katılaşma

Levha döküm tekniğinde katılaşma normal koşullarda üç aşamada gerçekleşir. Birinci aşama metal yüzeyinin merdanelere dokunmasıyla birlikte hızlı olarak katılaşmasıdır. İkinci aşamada levha merkezi yarı katı hale gelerek çekilir ve yüzey merdana ile temasını kaybeder. Bu ise ısı transferinin düşmesine ve yüzeyin intergranüler olarak yeniden ergimesine yol açar. Üçüncü aşamada ise metal merdanelere basınç uygulayacak kadar katılaşır. Bu sayede ısı transferi artar ve katılaşan metalden ısının büyük bir bölümü alınır (Vangala P, 1992).

Katılaşmanın ikinci aşamasında görülen yeniden ergime büyük intermetalik partiküller oluşturma yanında merdane yüzeyinde, merdane her devrinde yeniden ergimeyi başlatan lokalize bir oksit büyümesine neden olur. Merdane yüzeyinde oluşan bu oksit alanları dökülen levha üzerinde kaba bir yapıda enlemesine bandlar şeklinde dalgacıklar oluşturur. Bu dalgacıklar sürekli dökülmüş levhanın bazı anodlaştırma uygulamalarında kullanımını engellemiştir (Vangala P, 1992)

5.2.1 Çökelme veya Ayrışma

Komplikasyonlardan biri de şudur, alüminyum alaşımlarında bulunan bu muhtelif elemanlardan bazıları, soğutma esnasında katılaşmadan evvel veya sonra, küçük müstakil parçacıklar halinde sıvı veya eriyikten ayrılarak veya çökelerek bileşikler veya katı eriyikler meydana getirirler (Ersümer A, 1960).

Çok küçük olan ve tane sınırlarında toplanan bu parçacıklar malzemenin kaymasına mani olurlar, yani mukavemetini arttırırlar; bu hal bazı hallerde istenir, bazı hallerde ise arzu edilmez (Ersümer A, 1960).

5.2.2 Toplanma (Segregasyon)

Ergimiş alüminyum alaşımı, madeni kalıba (kokil) doldurulup soğumaya terkedilince, elde edilen külçenin yüzeyi kokile daha yakın olduğundan daha çabuk soğur. Böylelikle, ilk teşekkül eden kristaller külçenin dış kısımlarında bulunur (Ersümer A, 1960).

Alaşımın sıcaklığı azaldıkça yeniden teşekkül eden kristaller eskilerin etrafında toplanır. Sonradan teşekkül eden kristallerin derişmeleri evvelkilerden daha büyüktür. Bu derişme farkı alaşım bileşenlerinin yayınmasıyla (diffüzyon) kaybolabilir; bunun için billurlaşma hızının yayınma hızından küçük olması lazımdır. Aksi takdirde tanelerin iç kısımları, yüksek sıcaklıkta ergiyen bileşen itibariyle zengin olur (Ersümer A, 1960).

Bu suretle muntıkalı veya tabakalı taneler meydana gelir. Tane toplanmaları dökme parçaların mekanik ve kimyasal özelliklerini fenalaştırır. Bu etki dökümden ziyade sıcak şekil değiştirmede kendini gösterir (Ersümer A, 1960).

5.2.3 Döküm Hataları

5.2.3.1 Metalin Merdanelere Yapışması

Dökümde merdanelerle rulo arasında meydana gelen yapışma olayı, verimliliği düşürür. Hem kimyasal hem de mekanik olaylar yapışmaya neden olur. Yapışma yerel sürtünme koşulları ve döküm makinesi merdaneleri ile levha arasındaki kesmi miktarı ile ilgilidir. Magnezyum içeren alüminyum alaşımları, hızlı döküldüklerinde yüzeyde oluşan magnezyum oksit tabakası alaşımlarının merdane yüzeyi ile doğrudan temasını önlediğinden, daha az yapışma problemi görüldüğü tespit edilmiştir. Önlem olarak merdane yüzeyi homojen ve sürekli ir şekilde su bazlı grafit, magnezyum hidroksit ya da boron nitrat solüsyonuyla spreylenebilir. Ancak buna rağmen prosesin maksimum verimlilik kapasitesinin altındaki döküm hızında yapışma meydana gelebilir (Vangala P, 1992)

5.2.3.2 Isı Yolları

Sıcak şeritler yarı sürekli uzunlamasına hatalardır. Birkaç santimetre genişliğe sahiptir. Levha yüzeyinde bazı bölgelerin katılaşmadan merdaneler arasından geçmesiyle oluşur. Bu hatalar ortalama rulo çıkış sıcaklığı solidüs sıcaklığının çok altında olduğu nispeten düşük döküm hızlarında meydana gelir. Belirli bir döküm hızı için kritik bir ısı transfer katsayısı değeri mevcuttur. Bu değerin altında sıcak şeritler ve boşluklar oluşur. Bu hatalara uniform olmayan metal sıcaklık dağılımı da neden olabilir. Sıcak şerit ve boşluk oluşumunu, minimuma indirmek için alınabilecek tedbirler şellerin daha yüksek termal difüzyon kabiliyetine sahip olması, metal rulo ara yüzeyinde inert bir atmosfer ve uniform giriş metal sıcaklığı için gelişmiş bir tip tasarımı olabilir (Vangala P, 1992)

5.2.3.2 Merkez Hattı Segregasyonu

Levha döküm tekniği, dar donma aralığına sahip alüminyum alaşımlarının üretiminde yirmi yıldan fazla zamandır kullanılmaktadır. Verimliliği ve sınırlı alaşım aralığını artırmak için çalışmalar yapılmaktadır. Ancak yeni bir yapısal hata ile, slabın merkez alanında alaşım elementlerinin segregasyonu ile karşılaşmıştır. Segregasyonun şiddeti farklı döküm koşullarında değişir, ancak alaşım bileşimi ve döküm hızının en etkili parametreler olduğu belirlenmiştir. Döküm hızı ve alaşım bileşimi arttıkça, merkez çizgi segregasyonu artmaktadır. Merkez çizgi segregasyonunu ve boşlukları önlemek için döküm hızı azaltılır veya tip ekseni mesafesi artırılır (Vangala P, 1992)

5.2.3.4 Tipte yerel donma

Tipte yerel donma, genişlik boyunca üniform olmayan metal akışı nedeniyle meydana gelen sık karşılaşılan bir problemdir. Tip donma riskinin minimuma inebilmesi için tüm tip boyunca üniform metal akışı sağlamalıdır. Optimal bir tip genişlik boyunca ± 2 dereceden fazla değişim göstermez. Bu problem ile en sık başlangıçta karşılaşılır. Daha ince kalınlıklara döküm yapmak ve tip için daha az yer kalması yerel donma riskini artırır. (Espedal B, 1993).

5.2.3.5 Boşluklar

Tipte üniform olmayan metal akışı boşluklara (voids) neden olur. Bu olay tip tasarımı ve ergimiş metalin hidrojen miktarı ile ilgilidir. Ancak çok düşük metal sıcaklığı ve/veya düşük hızdan da kaynaklanabilir. (Espedal B, 1993).

5.2.4.6 Seviye Çizgileri

Rulonun genişliği boyunca meydana gelen yüzey çizgilerinin nedeni, merdane ile temas halinde olan ilk bölümün donması şeklinde açıklanmıştır. Levha döküm tekniğinde yüksek döküm hızlarına yapışma nedeniyle çıkılamamakta, ancak düşük döküm hızında da,

kısmen buna bağılı olarak seviye çizgileri meydana gelmektedir. Yüzeyde meydana gelen bu olay malzemenin mukavemetini veya plastik şekil alma yeteneğini genellikle etkilemez. Ancak yüzey görünümünde yüksek kalite isteyen belirli uygulamalar için problemdir, ve şiddetli seviye çizgileri kırıma işleminde çatlamaya neden olabilir. Geniş katılma aralığına sahip magnezyum alaşımlarının dökümünde yanlış proses koşulları ile seviye çizgilerinde sıcak çatlama meydana gelebilir. (Espedal B, 1993).

5.3 Homojenleştirme

Alüminyum alaşımlarının henüz ergimiş halini tekrar ele alalım. Soğumada ilk teşekkül eden kristaller saf alüminyumdur. Müteakip kristallerde bakır bulunur ve alaşım gittikçe bakır bakımından zenginleşir. Böylelikle yukarıda da bahsettiğimiz gibi homogen olmayan heterogen bir yapı elde edilir. Heterogen yapı makbul değildir. Bunu, arzu edilen bir yapı şekline sokmak için, alaşım katılma eğrisine yakın sıcaklıklarda tavlınırsa, katı eriyik billurları homogenleşir. Bu ısı işleme homogenleştirme denir (Ersümer A, 1960).

Alaşım, bu yüksek sıcaklıkta bekletildiği takdirde, alaşım elemanları ve bileşikleri ingot dahilinde yayılmakla beraber, tanelerin yapısı da değişikliğe uğrar (Ersümer A, 1960).

Katılma sırasında, husule gelen ilk kristaller takriben saf alüminyum olduğu, sonradan husule gelen kristallerde ise gittikçe artan alaşım elemanları bulunduğu hepimizce malumdur. Buna göre tanenin içinde bulunan kristaller, dışında bulunan kristallerden hayli farklı olarak merkezi yapıyı meydana getirmiş olur (Ersümer A, 1960).

Homogenleştirme ile, alaşım malzemesi bakımından zengin olan dış kristaller iç yapıda diffüze olduklarından, arzu edilmeyen merkezi yapının teşekkülü önlenmiş olur (Ersümer A, 1960).

Katı halde diffüzyon olayı oda sıcaklığında çok az ve yavaş, yüksek sıcaklıklarda ise daha fazla ve çabuk husule gelebildiğinden, homogenleştirme mümkün olduğu kadar yüksek sıcaklıklarda, yani alüminyum alaşımında bulunan elemanların ergime sıcaklığının hemen

altında yapılmalıdır. Genel olarak kullanılan homogenleştirme sıcaklıkları $480^{\circ}\text{C} - 540^{\circ}\text{C}$ arasındadır (Ersümer A, 1960).

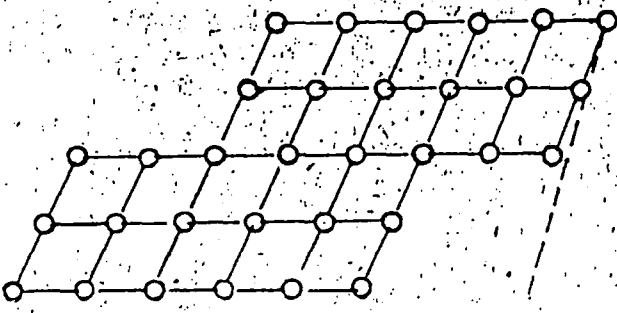
5.4 Soğuk ve Sıcak Şekil Değiştirme

Sıcak ve soğuk şekil değiştirme, yeniden billurlaşma sıcaklığı yardımı ile şekilde tarif edilir, soğuk şekil değiştirme, yeniden billurlaşma sıcaklığının altında; sıcak şekil değiştirme ise, yeniden billurlaşma sıcaklığının üzerinde yapılan şekil değiştirmedir (Ersümer A, 1960).

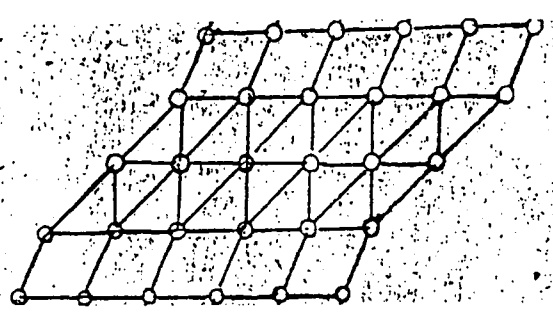
Soğuk şekil değiştirmeden sonra taneler bozulmuş olarak kalır; sıcak şekil değiştirmeden sonra ise taneler tekrar düzgün bir halde teşekkül etmiştir. Yeniden billurlaştırma sıcaklığı, soğuk şekil değiştirmiş metali takriben bir saat içinde yeniden billurlaştıracak sıcaklıktır (Ersümer A, 1960).

Saf alüminyum (%99,999) için bu sıcaklık 80°C , daha az saf alüminyum (%99,9) için 290°C ve alüminyum alaşımları için takriben 315°C dir (Ersümer A, 1960).

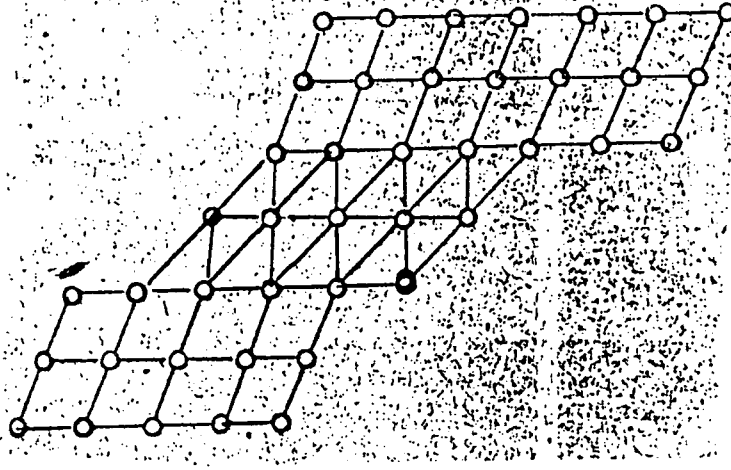
Gerek sıcak ve gerek soğuk şekil değiştirmenin atomsal mekanizmaları kayma düzlemleri (şekil 5.4) ikiz teşekkülü (şekil 5.5) hem kayma hem ikiz teşekkülü (şekil 5.6) veya sürünmedir. Soğuk şekil değiştiren metal sertleşir ve mukavemeti artar; buna mukabil sünekliği düşer. Sıcak şekil değiştirme neticesinde tane büyüklüğü ayarlanabilir. Diğer özelliklerde de tane durumu ile ilgili olarak bazı ufak değişimler vuku bulur (Ersümer A, 1960).



Şekil 5.4 Kayma Düzlemleri



Şekil 5.5 İkiz teşekkülü



Şekil 5.6 Kayma ve ikizlenme

5.5 Tavlama

Mekanik yollarla elde edilen işlenmiş alüminyum alaşımların çok zaman birçok imal işlemlerinden sonra tavlama ısıl işlemini tatbik etmek lazımdır. Tavlama, soğuk şekil değiştirme neticesinde sertleşmiş olan malzemeden sertliği kaldırmak veya ısıl işleme tabi tutularak yaşlandırılan malzemeyi yumuşatmak için kullanılır. Bu özelliklere varabilmek için farklı yollar takip edilirse de neticede, malzemeden en uygun işleme kabiliyeti elde edilmesi istenir (Ersümer A, 1960).

Buna göre, müteaddit soğuk şekil değiştirmelerden sonra daha fazla deformasyona imkan kalmayan malzemeyi, yumuşatıp yeniden işlenebilir bir hale getirmek ancak tavlama ile mümkündür; aynı zamanda levha halinde bir mamulden maksimum uzama kabiliyeti isteniyorsa, son haddeleme ameliyesinden evvel malzeme tavlama ısıl işlemine tabi tutulmalıdır (Ersümer A, 1960).

5.5.1 Gerekli Şartlar:

Optimum işleme kabiliyetini haiz bir malzeme elde edebilmek için aşağıdaki şartların gerçekleştirilmesi lazımdır.

- 1) Tam bir yeniden billurlaşma.
- 2) Aynı ekseni haiz optimum tane büyüklüğü.
- 3) Kayma düzlemlerinin uygun olarak yönlenmesi.
- 4) Katı eriyiklerin alçak derecelerde husule gelmesi.
- 5) Erimemiş ve çökelmiş parçaların en uygun şekilde yayılışı.
- 6) Erimiş ve çökelmiş parçacıkların optimum büyüklüğü.

Tabiatıyla bu ideal şartları pratikte tamamıyla gerçekleştirmek kabil değildir. Fakat bunlar tavlamanın temel prensiplerini teşkil eder. Tavlama prensiplerinde herhangi bir değişiklik halinde daima bu şartları göz önünde tutmak lazımdır (Ersümer A, 1960).

5.5.2 Tavlamanın Mekaniği

5.5.2.1 Toparlanma:

Bu olay tavlamanın başlangıç safhalarında husule gelir. Bu safha esnasında iç gerilmeler ortadan kalkar ve soğuk şekil değiştirme işlemiyle kaybolan uzama kabiliyeti kısmen geri gelir (Ersümer A, 1960).

5.5.2.2 Yeniden Billurlaşma:

Tavlama olayı devam ettikçe, sıcaklık, başlangıçtaki orijinal tanelerin bir kısmı yeniden billurlaşp gerilmesiz tanelerin gelebildiği değere kadar yükselir. Bu, ancak malzemede yeter derecede soğuk şekil değiştirme mevcut olduğu takdirde husule gelebilir (Ersümer A, 1960).

5.5.2.3 Tane Büyümesi:

Yeniden billurlaşmadan sonra, yeni taneler en az enerjili duruma gelmek üzere büyümeğe namzettirler. Genel olarak tavllanmış malzemenin tane büyüklüğü, yeniden billurlaşmadan sonra tane büyüklüğüne tabi değildir. Bunun en önemli istisnası tamamıyla saf

alüminyumdur. Toparlanma, yeniden billurlaşma ve tane büyümesi periyotları arasında tamamıyla tayin edilmiş bir ayırma noktası mevcut değildir (Ersümer A, 1960).

Toparlanma periyodunun ilk olarak başladığı ve tane büyümesinin de yeniden billurlaşmadan sonra geldiği bilinmektedir. Fakat yeniden billurlaşma hadisesi zaman, sıcaklık ve gerilme faktörlerine bağlı bir olay olduğundan, malzemenin muhtelif kısımlarında aynı zamanda toparlanma ve tane büyümesi olaylarının husule geldiklerini kabul edebiliriz (Ersümer A, 1960).

5.5.3 Eriyebilen Bileşiklerin Rolü:

Genel olarak soğuk şekil değiştirilmiş alaşımlarının tavlama prensip olarak bütün alüminyum alaşımları için aynıdır. Isıl işleme elverişli kılın elemanların katılması ile, bu alaşımlar için kullanılan metotların değişmesini intaç eder. Isıl işleme mütemayil alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda büyük bir katı halde erime kabiliyetini haizdir ve aynı zamanda alçak sıcaklıklarda bu özelliği sınırlanmış olan elemanlar ihtiva etmektedir (Ersümer A, 1960).

5.5.4 Ön-Isıl İşlemin Rolü:

Evvelce ısııl işleme tabi tutulmuş ve yaşlandırılmış malzemenin tavlama usulünde, bazı hususi değişiklikleri icap ettiren ve nihai çökelmiş malzemenin koalezansını temin için normalden üstün bir sıcaklık kullanılmalıdır; buna rağmen bu sıcaklıkta çökelekler husule gelir. Koalezanstıan sonra erimiş olan kısımların tekrar çökmesini temin için daha uzun müddetli bir soğumanın tatbiki gerekir (Ersümer A, 1960).

5.5.5 Tavlama metotları:

Esas itibarıyla, alüminyum alaşımlarında kullanılan 3 tip usulü mevcuttur.

Yatay tavlama, düşey tavlama ve hızlı tavlama.

- 1) Yatay tavlama, genel olarak tavlama hızı kritik olmadığı zaman kullanılır. Bu usulde malzemenin bir kısmı dibe batırılır.
- 2) Düşey tavlama, hızlı bir ısıtma istendiğinde kullanılır. Bu usulde malzeme fırına düşey olarak konur ve bu suretle hızlı ve üniform bir ısıtma temin edilir.
- 3) Hızlı tavlama, küçük, izafi olarak ince ve aynı zamanda hızlı ısıtmayı lüzumlu kılan parçalar için idealdir. Bu usulde, malzeme fırın dahilinde mütemadiyen hareket eden bir ızgara üzerinde bulunur.

Tavlama müddeti ızgaranın hareket hızı, fırın genişliği ve sıcaklığı ile kontrol edilir (Ersümer A, 1960).

Tavlama, özel manada bir alaşımı yumuşatmak için yapılan bir ısı işlemidir. Genel manada ise tavlama, herhangi bir ısıtma işlemine tatbik edilir (Ersümer A, 1960).

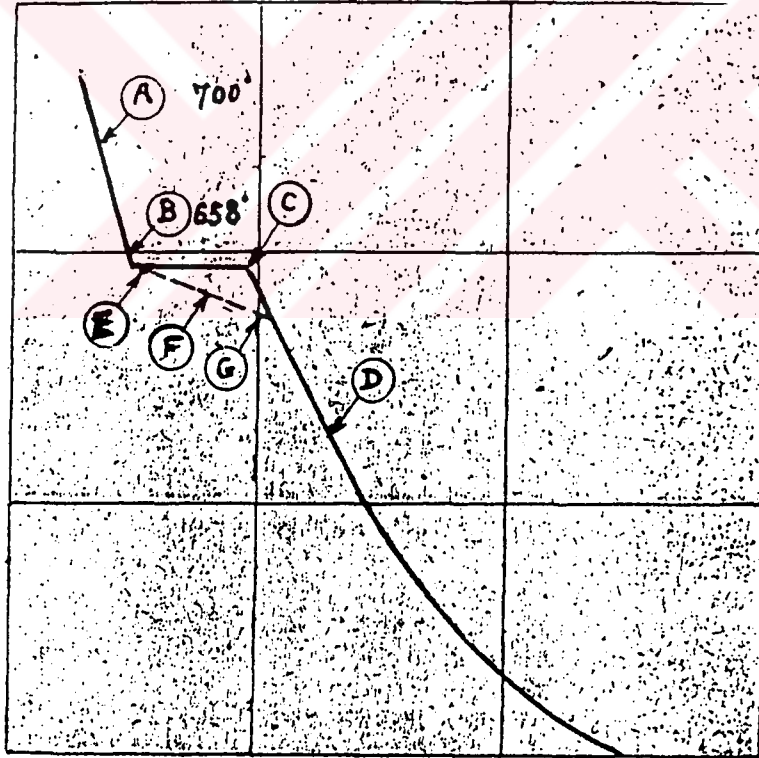
Isıl işleme tabi tutulan alaşımın tav süresi önemli bir rol oynar. Mesela, yukarıda sözü geçen yeniden billurlaştırma ameliyesinde alaşım, gereken sıcaklıkta ve sürede tutulmazsa, yeniden teşekkül eden kristaller şekillerini ve özelliklerini tamamıyla değiştiremezler. O halde yeniden tamamıyla eski yapıyı haiz bir alaşım elde edilmesi için belirli bir sıcaklıkta ve zaman süresinde alaşımı bekletmek gerekir; ayrıca tavlanan alaşımın kenar kısımlarının ve ince yerlerinin hızla tavlama neticesinde bozulmaması için, mümkün olduğu kadar sıcaklığı yavaş yavaş arttırmak lazımdır (Ersümer A, 1960).

Isıl işlem esnasında, belirli bir yapının elde edilmesi için sıcaklığın belirli bir soğuma hızı ile azalması lazımdır. Nitekim yavaş soğutulan bir alaşımın adi sıcaklıktaki yapısı, yüksek sıcaklıktakine benzemediği gibi, alaşımı hızlı soğutma neticesinde adi sıcaklıkta, yüksek sıcaklıktakine benzer bir yapının elde edilmesi de mümkündür (Ersümer A, 1960).

Sıcaklığın ve tav süresinin yapıya tesirini etüd ederken, yine alaşımdaki katık elemanları sarfi nazarla, evvela saf alüminyumun ısıl işlemini gözden geçirelim. (Şekil 4), tamamıyla sıvı halde iken A noktasında bulunan saf bir metalin (soğuma esnasında) sıcaklığının zamana tabi olarak değişimini göstermektedir. Sıcaklık azalıp maden B noktasındaki

duruma gelince katılaşma ve billurlaşma başlar. Saf Alüminyumun katılaşma noktası 658°C dedir (Ersümer A, 1960).

Saf madenler sıvı halden katı hale geçerken, sıvılar katılara sıcaklık verdiklerinden, katılaşma başlangıcından katılaşma sonuna kadar (yani katılaşma süresince) sıcaklık sabit kalır. Madenin bu hali soğuma eğrisinde BC doğrusu ile gösterilir. Maden tamamıyla katılaştıktan sonra, sıcaklık D eğrisi boyunca yeniden (zamanla) düşmeye devam eder. Şunu da unutmamalı ki, bu gibi eğriler yalnız saf madenlere mahsustur ve her madenin ayrı katılaşma noktası vardır (Ersümer A, 1960).



Şekil 5.7 Saf Al soğuma eğrisi

Şimdi birbiri içinde erimiş ve tamamıyla ergimiş iki saf madenin (mesela alüminyum ve bakırın) müştereken soğumasını gözden geçirelim. Elde edilen eğri bundan evvelkinden çok farklıdır. Burada sıcaklık, fazlar kanununa göre katılaşma sırasında değişir. O halde katılaşma sabit bir sıcaklıkta değil E – F – G gibi bir katılaşma aralığında vuku bulur. Bu aralıkta, sıcaklık daha az bir hızla düşer. Sonuçta soğuma eğrisi katılaşmanın başladığı ve bittiği noktalarda birer kırılma gösterir (Ersümer A, 1960).



6 (5000) SERİSİ ALAŞIMLARI

5000 serisi alaşımları ilk olarak 1930'lu yıllarda daha yüksek mukavemetli, iyi şekillenebilen, yüksek dayanımlı ve kaynak yapılabilir levha malzemelerine duyulan ihtiyaca cevaben geliştirilmiştir. 5052, 5056 ve 5154 alaşımları ilk kullanılan 5000 serisi alaşımlar olmuştur (Gediktaş M, 1984).

Bu alaşımların üretimlerindeki problemlerden ve deformasyon sertleşmeleriyle elde edilmiş tavların kararsızlığından dolayı bunların birkaç yıl için geniş ölçüde kullanımları mümkün olmamıştır. 2nci Dünya savaşı esnasındaki Mg kıtlığı da Al-Mg alaşımlarının gelişimini kesintiye uğratmıştır. Gelişmiş filtrasyon teknolojisinin kullanıma sunulması, DC döküm ve daha güçlü haddeme fabrikalarının geliştirilmesi yaklaşık olarak %5,5'e kadar mg içeren alaşımların üretimindeki sorunları geniş ölçüde çözmüştür. Dolayısıyla 1950'ler ve 1960'lar çok sayıda yeni 5000 serisi alaşımlarının gelişmesine ve kullanılmasına şahitlik etti. 1980'lerin sonunda içecek kutuları pazarı için büyük miktarlarda üretilen 5082 ve 5182 alaşımları ilk olarak 1963 ve 1967 yıllarında geliştirilmiştir (Gediktaş M, 1984).

5000 alaşımlarını çekici özellikleri bunların döküm, ekstrüzyon plaka, levha ve tel formların da kullanılmalarını mümkün kılmıştır. Aslında 5000 alaşımları, ısıtma işlemi uygulanmayan alüminyum alaşımlarından olup döküm ürünleri veya plaka olarak bu denli geniş kullanım alanına sahip olan yegane alaşımlardır. Alüminyum Birliği tarafından kaydedilmiş olan 30'un üzerindeki 5000 alaşımından dayanıklı kap levhasından, elek teline ve balistik zırh plakasına kadar çok çeşitli amaçlarda yararlanılmaktadır (Gediktaş M, 1984).

6.1 Fazlar ve Ön Isıtma

Magnezyum, alüminyum içerisinde çok yüksek bir katı çözünübilirliğe sahiptir. (İkili ötektik sıcaklığı 40 C° da ağırlıkça % 14,9'a kadar). Aşırı doymuş katı çözeltilerin bozunma/ayırışma hızının çok düşük olmasına rağmen magnezyumun çözünübilirliği oda

sıcaklığında yaklaşık olarak ağırlıkça %17'ye kadar düşer. Ticari olarak elde edilebilen alaşımları esasen tüm magnezyum alaşımları olağanüstü bir su verme prosedürüne ihtiyaç duymaksızın çözelti içerisinde tutulabilirler. Magnezyum, alüminyumun yoğunluğunu düşürür. Fakat Mg'nin en önemli etkisi işleme sertleşmesi (work hardening) vasıtasıyla al'un mukavemet kazanmasını kolaylaştırma yeteneğine sahip olmasıdır (Ersümer A, 1960).

Ticari 5000 alaşımları ağırlıkça %0,5-6,0 Mg içerirler. 5000 serisi alaşımları oluşturan fazlar, bileşimlere bağlı olarak çeşitli tiplerde olabilirler. Yüksek Mg içeren Al içerisinde Mg_2Si Si'nin çok düşük çözünürlüğünün olmasından dolayı Mg_2Si genellikle alaşımı oluşturan başlıca fazlardan biriymiş gibi mikroyapıda bulunur. Ayrıca Fe, Mn ve Si içeren fazlarda yapıda bulunur. Bu fazlar $Al_2(FeMn)_3Si$, $Al_6(FeMn)$ veya Al_3Fe şeklinde olabilirler. Ticari alaşımlar %1'e kadar Mn içerirler. Ön ısıtma sırasında Mn bir dağının (dispersoid) şeklinde çöktildiğinde Si, Mg ile Mg_2Si şeklinde bağlanmış olduğundan $Al_6(MnFe)$ fazının oluşması kolaylaştırılmış olur. 5000 İngotunun ön ısıtılması aynı zamanda katılaşma esnasında oluşan dendritlerin Mg çekirdeklenmesinin de önüne geçer. Genellikle korozyondan korunmak için ilave edilen Cr'nin Al içerisinde çok düşük bir çözünürlüğü vardır (Ersümer A, 1960).

Katılaşma ve ön ısıtma esnasında Cr ve Mn içeren alaşımlarda Al_2Mn ve Cr'nin üçlü bileşikler oluşabilir.

Dövme ürünü olan levhalarda Cr genellikle, ön ısıtma esnasında gerçekleşen çökeltmenin bir sonucu olarak (Al_2Cr) şeklinde bulunur.

6.2 5000 Alüminyum Alaşımlarında Mukavemet Geliştirme

Çözeltideki magnezyum, alüminyum matriks üzerinde sınırlı bir çözeltideki sertleştirici etki yapar. Ağırlık bazında magnezyum bir çözelti sertleştirici element olarak bakırdan bile daha etkilidir (Atomik bazda bakırın daha etkili olmasına rağmen).

Düşük miktarlardaki Mg ilaveleri bile % uzamada ani düşüslere sebep olurken, artan Mg ilavesi ile hem akma mukavemeti, hemde kopma mukavemeti yükselir. Mg'nin çok seyreltik (atomik yüzdesi 1'den küçük) [(1 at %)] alaşımlarında ki sertleştirmede daha konsantre alaşımlardaki sertleştirmeye göre daha etkili olduğunu gösterir. Atomik yüzde olarak 1'den düşük Mg bulunması durumunda akma mukavemetindeki artış miktarının (at % Mg) ile orantısal olduğu bulunmuştur. Oysa; daha konsantre alaşımlarda akıcı mukavemetindeki (at % Mg) 1/3 ile doğrusal olarak artmıştır. Bu sonuç Mg'nin çözelti sertleştirme etkisinin seyreltik alaşımlarla konsantre olanlarda farklılaştığını göstermiştir fakat bunun mekanizması açıklanmamıştır (Ersümer A, 1960).

Mg'nin çözelti sertleştirmeye olan katkılarına karşın, onun bir sertleştirici element olarak çok büyük bir öneme sahip olmasının nedeni işleme/çalışma sertleşmesi üzerindeki etkisinden dolayıdır. Yüksek saflıktaki Al-Mg ikili alaşımlarının çekme mukavemetlerinde akma mukavemetlerinden daha hızlı bir artış olması, Mg'nin işleme sertleştirmesini kolaylaştırdığını gösterir. Mg'nin işleme sertleştirmesi üzerindeki etkisi, soğuk haddeleme esnasında gerçek kalınlık geriliminin bir fonksiyonu olarak akma mukavemetlerinde meydana gelen artışı görülebilir (Ersümer A, 1960).

Mg'nin soğuk deformasyon sırasındaki mukavemet artışı üzerindeki etkisi, mikro yapısal olarak onu kafes geriliminin muhafaza edilmesi ve artması üzerindeki etkisi ile ilgilidir. Al yüksek bir istif hatası enerjisine sahip olduğundan dolayı dislokasyonların çapraz kayması kolaydır ve Al'nin hem deformasyon hem de düşük sıcaklık tavlama esnasında geri kazanım işlemleri kolaylıkla yapılabilir. Deforme olmuş Al'nin mikroyapısı karşılıklı dislokasyonların yok olmasını ve dislokasyonların geniş ölçüde hücreler ve alt taneler şeklinde yeniden düzene girmelerini açıkça gösterir. Gittikçe artan X-ışın çalışmaları Al'ye may eklendikçe, deformasyondan sonra mevcut olan kafes geriliminin arttığını göstermiştir. Daha yüksek Mg içerikleri kafes geriliminde daha hızlı bir artışa ve verilen belirli bir deformasyon miktarına karşın mevcut gerilme miktarının daha artmasına neden olur. Bundan dolayı, istif hatası enerjisinin düşmesiyle veya dislokasyon hareketliliğini sınırlandıran bazı nedenler Mg dislokasyonların dağılımıdır (Ersümer A, 1960).

Çözeltideki Mg'nin ve soğuk işlemin birleşmesi yüksek mukavemet elde etmekte son derece etkilidir. Ne yazık ki bu kombinasyonun ticari dövme ürünlerin üretiminde ne ölçüde kullanılabileceğine dair bazı grafik sınırlamalar vardır. Bu problemler haddeleme esnasındaki zig zaglı çatlaklar ve kenar çatlakları ile yüksek Mg içeren alaşımların taneler arası korozyon ve gerilim korozyonu çatlamasına karşı hassasiyeti gibi üretim zorluklarıdır (Ersümer A, 1960).

Ticari olarak daha yüksek mukavemetlere diğer katı çözelti elementlerinin ilave edilmesiyle ulaşılır. Bu tür bir ilavenin nedenlerinden birisi, bu elementin ilave bir çalışma sertleştirilmesi ve Mg'yi katı çözeltiden uzaklaştırmamasıdır. Mn sıklıkla 5000 serisi alaşımlarına ilave edilir. Daha düşük Mg seviyelerinde ilave bir mukavemet kazandırmayı kolaylaştırmaktan daha fazla Mg ilave etmekten daha etkili olabileceğini gösterir. Ayrıca Mn'nin yeniden kristalleşmiş tane boyutunun düşürülmesi üzerindeki etkisi de açıkça görülür. İletkenlik ölçümleri gösterdi ki bu alaşımların içerisinde çözelti halinde muhafaza edilen Mn vasıtasıyla elde edilen sonuçlar çözelti etkileri olarak kabul edilebilir. Daha yüksek seviyelerde Mg Ön ısıtma esnasındaki bir dağılım gibi çözelti dışına çöker (Ersümer A, 1960).

6.3 Geri Dönüşüm ve Yeniden Kristalleşme

Bütün ısıtma işlem uygulanmayan Al alaşımları içerisinde mümkün olan en yüksek mukavemeti sağladıklarından dolayı 5000 alaşımlarının deformasyon sertleştirilmesine tabi tutulmuş tavlara çok büyük bir ticari ilgi vardır. Buna rağmen deformasyon sertleştirilmesine uğramış durum, statik geri dönüşüm işlemi vasıtasıyla iç gerilmeleri kontrol eden kuvvetin azaltıldığı yarı kararlı bir haldir. Uzun kullanım sürelerinin istendiği uygulamalarda özelliklerin zamana bağımlılığı önemlidir. Elde edilen bilgilere göre gerekli dönüşüm işleminin zamana bağlı karakteristikleri ile özelliklerdeki değişimin iyi bir doğrusal uyum içerisinde olduğunu gösterir (Ersümer A, 1960).

Geri dönüşümü harekete geçiren kuvvetin en büyük olduğu, çok daha fazla deformasyon sertleşmesine maruz kalmış tavlarda özelliklerin değişim hızı en yüksektir.

Bu davranış bazen yumuşatma yaşlandırma işi olarak nitelendirilir. Temel olarak bir metalurjik geri dönüşüm prosesi olarak hem sıcaklığa hemde zamana bağlıdır. Daha yüksek kullanım sıcaklıklarına maruz kalmaları, termal olarak aktive edilmiş geri dönüşüm mekanizmalarının daha yüksek hızlarla gerçekleşmelerine izini verir ve mukavemetin düşüş hızını artırır (Ersümer A, 1960).

Zamanla özelliklerin daha yüksek kararlılığa soğuk işlemde sonra deformasyonla sertleştirilmiş 5000 alaşımlarının kararlılığının sağlanmasıyla ulaşılır. Kararlılık kazandırma (stabilizasyonu) genellikle 120-180° C sıcaklıkta yapılan ve belirli bir miktarda geri dönüşümün vuku bulmasına izin veren bir düşüş sıcaklık termal operasyonudur. Stabilizasyon işlemi ile süreklilik artırılır. Ve mukavemet düşer. İçi yapı daha düşük bir enerji seviyesinde olduğundan dolayı; daha fazla geri dönüşüm için gerekli olan tahrik kuvveti azalmıştır ve özellikler daha düşük kullanım sıcaklıklarında zamana bağlı değişimlere karşı daha az hassastır. Deformasyonla sertleştirilmiş levha zamana bağlı olarak özelliklerde beklenen kademeli değişimler gösterirken özellikleri gösterir. Stabilize edilmiş tavlama ticari olarak H3x şeklinde tanımlanırlar (Ersümer A, 1960).

Ticari kullanımı olan tavlama elde etmek için yapılan 5000 alaşımlarının kısmi tavlama çalışma sertleştirmesine maruz kalmış yapının dönüşümünü olduğu kadar yeniden kristalleştirme şilimini de içerebilir. Kısmi tavlama sırasında mikroyapı gelişimini etkileyen faktörler, sıcaklık, çalışma sertleşmesinin başlangıç değeri ve ikinci faz partikülleriyle çözünen elementlerin varlığıdır. Eş süreli tavlama sırasında yüksek Mg içeren alaşımlar, yeniden kristalleşme nedeniyle mukavemetlerinin çoğunu kaybeden düşük Mg içerikli alaşımlara kıyasla, geri dönüşümden dolayı çok daha fazla mukavemet kaybına uğrarlar. Tavlama sırasında uzama özelliği geri kazanılır. Sert Durumdan yapılan kısmi ile eski mukavemet seviyelerine dönüştürülmüş alaşımların daha yüksek oranda Mg içermeleri halinde daha fazla geri dönüşüm geçirmiş olacaklarından dolayı daha düşük uzama gösterirler (Ersümer A, 1960).

Ticari kullanımı olan tavlama elde etmek için yapılan 5000 alaşımlarının kısmi tavlama çalışma sertleştirmesine maruz kalmış yapının dönüşümünü olduğu kadar yeniden

kristalleştirme şilimini de içerebilir. Kısmi tavlama sırasında mikroyapı gelişimini etkileyen faktörler, sıcaklık, çalışma sertleşmesinin başlangıç değeri ve ikinci faz partikülleriyle çözünen elementlerin varlığıdır. Eş süreli tavlama sırasında yüksek Mg içeren alaşımlar, yeniden kristalleşme nedeniyle mukavemetlerinin çoğunu kaybeden düşük Mg içerikli alaşımlara kıyasla, geri dönüşümden dolayı çok daha fazla mukavemet kaybına uğrarlar. Tavlama sırasında uzama özelliği geri kazanılır. Sert Durumdan yapılan kısmi ile eski mukavemet seviyelerine dönüştürülmüş alaşımların daha yüksek oranda Mg içermeleri halinde daha fazla geri dönüşüm geçirmiş olacaklarından dolayı daha düşük uzama gösterirler (Ersümer A, 1960).

Çözeltideki diğer elementler de geri dönüşüm davranışı üzerinde etkili olacaklardır. Fakat Mg, diskolasyon hareketi üzerindeki güçlü etkisinden dolayı diğerlerinden daha baskındır.

Mg ilaveleri, soğuk işlenmiş malzemedeki yeniden kristalleşmeyi tahrik edici kuvveti, yükselterek yeniden kristalleşmiş tanelerin boyutunu düşürür. Yeniden kristalleşmiş tane boyutu, tamamıyla yeniden kristalleşme için gerekli olan en düşük sıcaklıkta gözlenmiş olan tane boyutuna karşılık gelir. %3,5 Mg seviyesine kadar, Mg içeriğindeki artışa karşın tane boyutundaki düşüş olduğu açıktır (Ersümer A, 1960).

6.4 Al₃ Mg₂'nin Çökmesi

Çoğu ticari 5000 serisi alaşımları matriksin Mg ile aşırı doğrulduğu durumlarda üretilir ve kullanılır. Bundan dolayı, Mg'nin çözeltiden çökertilmesi için bir tahrik (harekete geçirici) kuvvet vardır.

Uzun süreli çalışmalar, aşırı doymuş Al-Mg katı çözeltisinin oda sıcaklığındaki bozunum (Dekompozisyon hususunda çok kararlı olduğunu göstermiştir.

Çökme, deformasyon ve artırılmış sıcaklıklarda hızlandırılır ve en yaygın biçimde tane sınırları ve kesme bantları gibi büyük yapısal hatalar üzerinde ortaya çıkar.

Çizelge 6.1 Bazı 5000 Serisi Alüminyum Alaşımları ve Alaşım Elementlerinin Yüzdeleri.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
5005 A	0,30	0,45	0,05	0,15	0,7-1,1	0,10	0,20	-
5050 B	0,40	0,45	0,05	0,15	1,1-1,7	0,10	0,20	-
5051	0,30	0,45	0,05	0,25	1,4-2,1	0,30	0,20	0,10
5052	0,25	0,40	0,10	0,10	2,2-2,8	0,15-0,3	0,10	-
5754	0,40	0,40	0,10	0,50	2,6-3,6	0,30	0,20	0,15
5082	0,20	0,35	0,15	0,15	4,0-5,0	0,15	0,25	0,10
5056 A	0,40	0,50	0,10	0,1-0,6	4,5-5,6	0,20	0,20	0,20
5251	0,40	0,50	0,15	0,1-0,5	1,7-2,4	0,15	0,15	0,15
5049	0,40	0,50	0,1	0,5-1,1	1,6-2,5	0,30	0,20	0,10
5454	0,25	0,40	0,1	0,5-1	2,4-3,0	0,05-0,2	0,25	0,20
5086	0,40	0,50	0,1	0,2-0,7	3,5-4,5	0,05-0,2	0,25	0,15
5083	0,40	0,40	0,1	0,40-1,0	4,0-4,9	0,05-0,2	0,25	0,15
5182	0,20	0,35	0,15	0,2-0,5	4,0-5,0	0,10	0,25	0,1

7 (5000) SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ FABRİKASYONU

7.1 Alüminyum Alaşımlarının Dökümü

Alüminyum alaşımlarının dökümünden ters ingot segregasyonu önemli rol oynar. Alüminyum alaşımlarının dökümü esnasında ingoton dış duvarı infot merkezinen azaran çabuk soğur, katılma 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 katılma hızlarıyla dökülürler. Çabuk katılma ve hızlı soğutma en son katılmış bölgedeki gecikmiş çözünen yayının 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 notalarında eşit hızla soğutma yapılırsa gerilmeler belirgin bir biçimde küçülür ve tavlama ile uzaklaşır (Ersümer A, 1960).

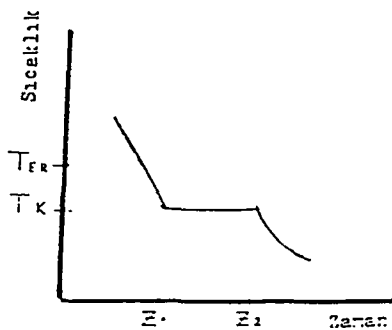
Segregasyonların olabildiğince az ve yüksek kaliteli bir döküm elde edilebilmesi için değişik döküm tekniklerinin dışında önce ergimenin temiz olmasının önemi büyüktür. Temiz bir ergimenin olabilmesi için giriş metalinin dikkatli seçilmesi, bütün ergitme işlemi süresince dikkatli sıcaklık kontrolü yapılmalıdır. 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 kabuklaştırması ile en aza indirebiliyoruz (Ersümer A, 1960).

Alüminyum alaşımlarının dökümlerinde uygulamada bazı dikkat edilecek hususlar vardır. Bunların başında yolluk sisteminin ve besleyicilerinin dizaynı gelir. Bilindiği gibi

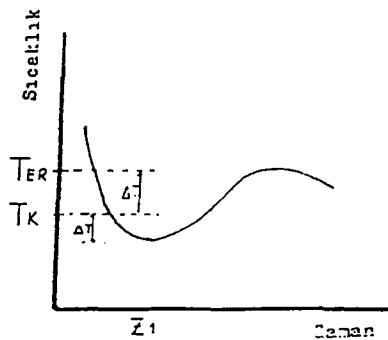
alüminyum oksijene karış afinitesi yüksek bir metaldir. Bu nedenle bu alaşımın dökümü esnasında hava ile temas mümkün olduğunca engellenmelidir. Havanın oksijeni ile birleşip oksitlenme meyli vardır. Ergimiş metal kalıbın alt kenarıyla aynı hızda ve döküm boşluğuna dik açılı bir yolluk sistemi aracılığıyla dökülmelidir. Alüminyum ergiyikleri katılma esnasında %5 ile %8'lik bir hacimsel çekilmeye uğradıklarından dolayı dökümlerde bir katılma çekinti boşluğu meydana gelebilir. Bu gibi boşluklar ergiyiğin en son katılaştığı bölgede meydana gelir. Katılmanın tipine bağlı olarak boşluğun şekli değişebiliyor. Kendini çekme boşluklarının oluşumunu engellemek için katılmanın 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 katılmanın yavaş olduğu ağır ve kalın kesitlerde bunlar kullanılabilir. Süngerimsi tip katılmalarda 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 katılmanın yavaş olduğu ağır ve kalın kesitlerde bunlar kullanılabilir. Süngerimsi tip katılmalarda mikro çekilmeler veya mikro boşluk oluşumları eriyiğin kısmi katılmasıyla büyük ölçekli bir çökeltme sayesinde buna bağlı olarak birçok besleyici kullanılarak önlenabilir (Ersümer A, 1960).

7.2. Katılma Mekanizması

Alüminyum alaşımlarının katılma mekanizması çekirdeğin oluşumu kristallerin teşekkül ve büyümesi aracılığıyla meydana gelir.



Şekil 7.1 Kurumsal soğuma eğrisi



Şekil 7.2 Gerçek soğuma eğrisi

Kurumsal 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 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 adet atomdan oluşan bir atom kümesi ortaya çıkar. (ilk katı)

Fakat tüm mekanik olaylarda olduğu gibi metal atomlarının birbirinden ve sıfırdan farklı bir kütleyle 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, dolayısıyla bu zaman aralığında sistem bir miktar daha ısı enerjisi yitirmiştir.

Kafes köşe noktasına yerleşerek geometrik diziliş düzenine geçen geçen her bir atom, daha önce katı kütleden kopmuş 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”. Anlatılan olaylarına sona erdiği Z_2 ’den itibaren yeniden doğrusal bir zaman sıcaklık bağıntısı görülecektir (Ersümer A, 1960).

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 küçülme eğilimindedir. İlk 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 yüzeye ulaşır, teğetin eğimi sıfır kalır (Ersümer A, 1960).

Fakat Z_1 'den 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_{er} değerini aştığından oluşan katılardan yeniden eriyik duruma geçer. Aynı olayların yenilenmesi ile bir kez daha katılama olacak, yatay teğete yaklaşıldıktan sonra sıcaklık yeniden yükselecek ve olaylar sonsuza dek yenilenecek ve katılama gerçekleşmeyecektir.

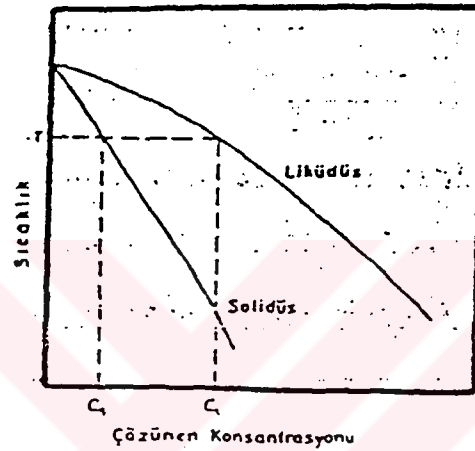
Sistemdeki ortalama sıcaklığın T_{er} 'ye doğru yükselmesi sırasında kritik bir iriliği ulaşan ve buna bağlı olarak belli bir yüzey gerilim değerine ulaşan katıların gelişmesi durur. Bu sırada yeni, yeni çekirdekler, küçük yüzey alanları ile ortaya çıkıp gelişmeye başlar. Böylece atomların yerleşebileceği alan küçüleceğinden potadaki sıcaklık azalan bir hıza yükselir. Sonraki katılama süreci içinde yatay teğet yakalandıktan sonra sabit bir sıcaklıkta sürer, sistemindeki eriyik miktarı azaldığında ve dolayısıyla birim zaman içinde yerleşik düzen geçen atomların sayısı azaldığında soğuma eğrisi yataydan ayrılır. Bu kez yitirilen ile kazanılan enerjiler arasındaki denge yitirilen yönünde bozulur (Ersümer A, 1960).

Gerçek soğuma eğrisinde, katılamanın 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 dolayısıyla segregasyon gibi yapı hatalarının da oluşum hızı yükselir.

7.3 İngotların Katılması

İngotların katılması fabrikasyon uygulamasında önemli bir adımdır. Katı çözelti tibi bir alaşımda, alüminyum gibi bir sesa metal ve istenen özellikleri vermesini sağlayan alaşımlayıcı elemandan (Çözünenlerden) oluşur. Bu alaşımlayıcılar hem katı, hemde sıvı metalde çözünebiliyor. Şekil 7.3'de iki faz diyagramında da görüldüğü gibi alaşımlayıcı elemanın çözünürlükleri farklı yoğunluktadır. Liküdü 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 $K < 2$ 'dir. Eğer Liküdüs ve Solidüs arasındaki aralık darsa k yaklaşık 1'dir. Liküdüs ve Solidüs sıcaklıkları düz çizgi halinde çatırsa k sıcaklıktan bağımsız bir sabittir.



Şekil 7.3 T sıcaklığında sıvı ve katıdaki çözünen konsantrasyonunu gösteren ikili denge diagramı

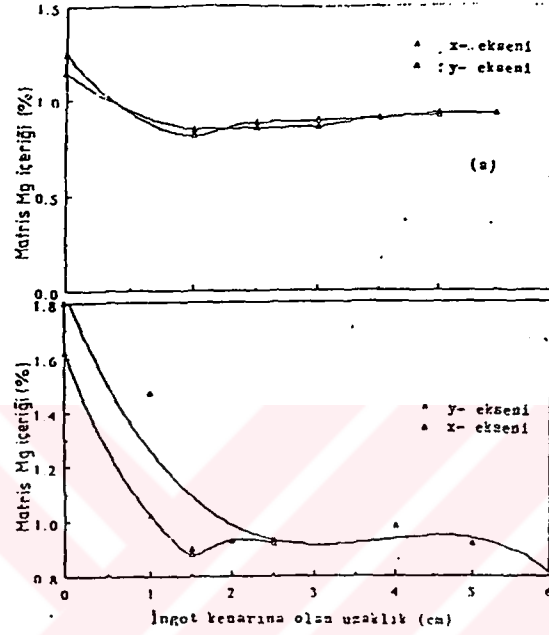
Alaşımlayıcı elemanların segregasyonu, Liküdüs ve Solidüs arasındaki bir boşluk bulunmasının sonucudur. Şekil 5'deki durumda C1 sıvı alaşım bileşimi Likidüs sıcaklığına soğutulursa ilk katıdaki çözünen bileşimi $k \cdot C1$ 'yi eşit olacaktır. Daha fazla katı oluşumuna sebep olur. Böylece daha fazla segregasyona yol açan çözünen elemanlarca zengin bir sıvı tabakası oluşur (Ersümer A, 1960).

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

7.4. A1. Mg Alaşımlarının Homojenleştirilmesi

A1-Mg alaşımları olarak bilinen 5000 serisi alaşımların homojenizasyonunda ana amaç dendrit kolları arasındaki yoğunlaşma farklılıklarının dengelenmesidir. Bunun yanında

toplanmış çözümlerin yayınlanması sayesinde sıcak işlenebilirliklerinin iyileşmesinde etkili olduğu bilinmektedir. Homojenleştirme işlemi dökümlerin sonradan yeniden kristalleşmelerinde tesir eder. Şekil 7.4 Homojen olmayan bir malzemenin yeniden kristalleşmesi, homojenleştirilmiş malzemeninkinden daha yüksek bir sıcaklık gerektirir.



Şekil 7.4 Kum ve DC döküm ingotlarında %Mg değişimi

7.4.1 Al Mg Alaşımlarında Homojenizasyonun Makrosegresgasyon Üzerindeki Etkisi

İşlem görmemiş kum ve direk çil döküm ingotların da ayrı, ayrı ingot kenarından itibaren Mg içerine baktığımızda Şekil 7.4 ingot kenarından itibaren 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 itibaren ingot merkezine gidildikçe sertlik değerinde düştüğü görülür. Her iki ingottaki ters segregasyon, mikro ve makro segregasyonları bulunması EDAX analizleriyle ortaya çıkarılmıştır. Şekil 11'den de görüleceği gibi ingot kenarında yüksek

olan Mg içeriğini kapı 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, 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 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 özellikle işgal edilen taneler arası ve dendritler arası cepheden ingoton merkezindeki sıvı kütlesinin basıncı ve katılaşma ile oluşan kılcallık etkisiyle dışarıya doğru bir sıvı akışı başlar. Alaşım elementleri kabuğa yağılırlar ve hatta bilek yüzeyine çıkarak kalıpta 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 altına hızla düşmesi difüzyona etkir, bunun sonucu konsantrasyon eşitlemesine kafi zaman bırakmaz.

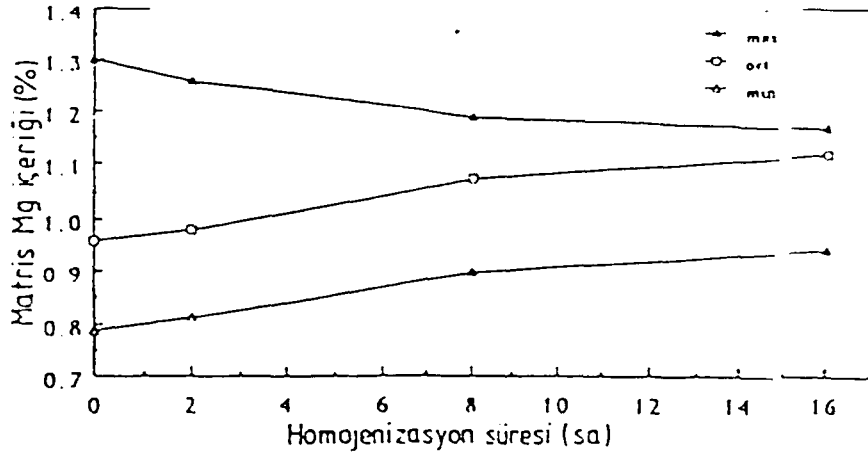
Kum dökümünde, kum malzemesiyle temas eden sıvı, metalden daha az ısı çektiğinden, kalıpta ergiyik arasında etkili hava aralığının meylini azaltır. Bu durumda kum döküm ingottaki yavaş soğuma, kum döküm ingotta ter segregasyon oluşması ve hemojenizasyona daha az fırsat verir.

7.4.2 Al-Mg. Alaşımlarında Homojenizasyonun Mikro Segregasyon Üzerindeki Etkisi

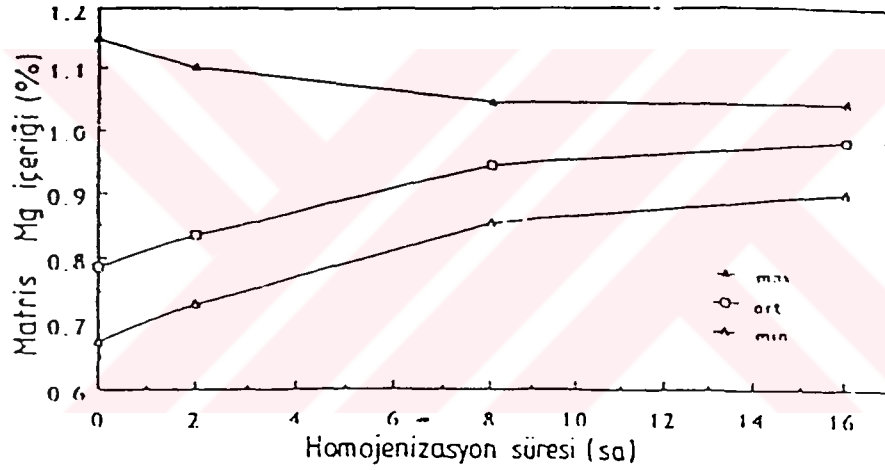
Döküm parçalarından katılma mekanizmaları sonucu çok belirgin mikrosegregasyonlar oluşur. Elektron probu çizgi analizleri ile yapılan muayeneler sonucu DC ve SC döküm ingotunda hücre merkezindeki Mg konsantrasyonun, hücre kenarındaki mg konsantrasyonuna göre daha fazla olduğu görölmüştür. Katılma hızı arttıkça dendritik hücre boyu küçölür 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 arasında mesafenin DC' dökümde kısa olması, DC döküm parçalarının kısa sürede homojenize olmasında kolaylaştırır. Bunun nedeni kısa difüzyon mesafelerinin olması ve alaşım elemanlarının hızla yer değıştirmesidir.

şekil 7.5 ve 7.6'da homojenizasyon sıcaklığı 500°C olan DC ve SC döküm ingotlarında homojenizasyon zamanı ile maksimum Mg. İçeriğinin azalması minimum Mg. Muhteviyatının yol açtığı mikrosegregasyonların ortadan kaldırılması, Mg içeriğinin sabit bir değere doğru artması sonucudur. Matrik'teki magnezyum içeriğı homojenizasyon sıcaklığı ve zamanı ile orantılıdır. şekil 7.5 ve 7.6'danda göröleceğı üzere 500°C'de 6-8 saat sürede çil döküm ingotlarında ortalama Mg içeriğı sabit .bir seviyeyi yakalıyor. Halbuki kum döküm ingotlarda aynı homojenizasyon sıcaklığında sabit bir ortalama Mg içeriğı 16 saat'te yakalanıyor.

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



Şekil 7.5 Homojenizasyon sıcaklığı 500° C olan sürekli döküm ingotunda homojenizasyon zamanı ile max., min. Ve ortalama Mg değerlerindeki değişim



Şekil 7.6 Homojenizasyon sıcaklığı 500° C olan kum döküm ingotunda homojenizasyon zamanı ile max. Ve ortalama Mg değerindeki değişim

Homojenleştirme bu tip 5000 serisi Al-Mg alaşımlarının sıcak işlenebilirliği üzerinde etkisi olduğu M.M. Sultan tarafından X- ışınları mikro analizi ve tarama incelenmiştir. Homojenleştirme ile toplanmış çözünürlerin yayınlanması 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 uzatılmayan 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 vMn'ın mikrosegregasyonunu indirger, disporositlerin kabalaşmasına sebep olur ve bu alaşımları sıcak deşlenebilirliğini geliştirmek için D.V. Gulatti ve arkadaşları çift yönlü homojenleştirme ve R.F. Lynch dendritler arası kolonilerinin parçalanması vb. gibi yöntemler kullanılmıştır.

7.5 5000 Serisi Alaşımların Haddelenmesi

7.5.1. Sıcak İşlemeden Önce Isıl İşlem

Hadde ingotlara ve ekstrüzyon biletleri döküm prosesinden sonra genellikle oda sıcaklığına kadar soğutulur. Bunlar sıcak işlemden önce, iki amaçla tekrar ısıtılırlar:

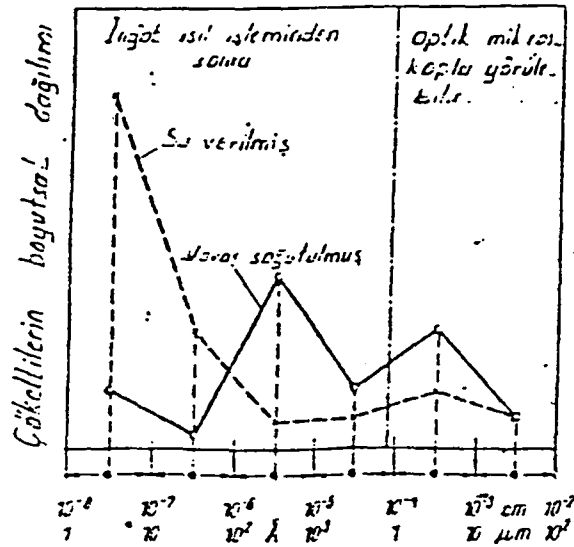
- Döküm strüktürünün modifikasyonu
- Deformasyon kolaylığı.

Biletlerin ve ingotların sıcak deformasyondan önceki ısıl işlemleri, istenilen tesire göre iki değişik tipte uygulanır.

1- İngot ve biletlerin homojenizasyonu ve bunu takiben, nispeten düşük temperatürde sıcak deformasyon

2- Sadece, sıcak işlem temperatürüne kadar ısıtma

Bu iki tip sık, sık bir termal çevrim içinde kombine edilir. Bu termal işleminin amaçlarını anlatmak için, katı haldeki strüktürde meydana gelebilecek değişiklikleri ve söz konusu termal çevrim tipinin bunlara etkisini incelemek gerekir.



Şekil 7.7 Çökelmiş alaşım elementlerinin rastgele dağılım fonksiyonları

7.5.2 Sıcak İşlenmiş Strüktürlerin Özellikleri

Sıcak haddede ve ekstrüzyonda döküm yapısındaki grenler uzar. Örneğin %95 deformasyonda boy 20 misli artar. Uzama esnasında mevcut inklüzyonlar kırılır ve dağılır. Demir silisyum ihtiva eden inklüzyonlar strüktürde, genel olarak gren içinde ve hücre hudutlarında bulunur. Döküm yapısındaki yassı ingot da 200 mm den, 10 mm'ye (yaklaşık %95 indirgeme) sıcak haddelendiğinde inklüzyonlar kırılır ve çok ince olarak dağılır.

Bu durumda tabakasal bir yapı oluşur. (İki merdane arasında geçiş). Deformasyon sıcaklığı ve oranı yeteri derecede yüksekse tabakasal gren yapısı, hemen vuku bulacak "rekristalizasyon" ile "eş eksenli", yeni bir gren yapısına dönüşecektir. Bu olay detaylı olarak "Rekristalizasyon" bölümünde anlatılacaktır.

Inklüzyonların parçalanması ve dağılması döküm strüktüründen, işlem strüktürüne geçişi belirleyen bir olgudur. Bu olay işlem strüktürünün duktilitesini tayin eder. Müteakip soğuk işlemlerde çözülmemiş partiküller, deformasyonu bariz bir şekilde önlemeksizin veya lokal çatlaklara meydan vermeksizin çevredeki yapı içinde, pasif bir şekilde, adeta "yüzerler" inklüzyonların büyüklükleri soğuk işlemle belirgin bir şekilde değişmez.

7.5.3 Sıcak İşlem Sırasındaki Alınan Tedbirler ve Tesirleri.

Sıcak haddeleme esnasındaki yapı değişimleri ve bu değişimlerin son ürünü özelliklerine olan etkisi kompleks bir problem olarak karşımıza çıkar. Aşağıda, sadece birkaç örnek verilmektedir.

Sıcak haddeleme esnasında şu noktalar önem taşır.

- 1.Sıcak deformasyon prosesi, deformasyon derecesi.
- 2.Sıcak deformasyondan önceki termal işlem.
- 3.Deformasyon başlangıcı ve sonundaki sıcaklıklar.
- 4.Sıcak deformasyondan sonraki soğutma (Özellikle ısıl işlemle sertleştirilen alaşımlar için büyük önem taşır).
- 5.Yapısal değişimleri için özellikle ilgilenilenler:
- 6.Sıcak deformasyon esnasında veya hemen sonra vuku bulan yumuşama veya rekristalizasyon.
- 7.Sıcak deformasyon esnasında veya hemen sonrasında yabancı atomların çözülmesi veya çökmesi.
- 8.Sıcak deformasyon esnasında döküm porozitesinin kaynaması.
- 9.Çatlakların oluşması (arzu edilmez).
- 10.Tüm yapı kesiti boyunca sıcak deformasyonla üniformluk.

Yukarıdaki operasyonlar ve yapısal değişiklikler sıcak işlenmiş yarım amullerin özelliklerini önemli ölçüde etkiler. Tavlanmış olsun, olmasın; sıcak işlemden sonra soğuk işlem uygulanmış son üründe bu etkiden nasibini alacaktır. Sıcak işlem prosesinin en çok etkilediği özellikler: gren boyutları, mukavemet form verilebilirlik, doku (tekstür) ve yüzeyin dekoratif görünümüdür.

Toplam termal çevrim, özellikle daha sonra uygulanacak soğuk işlemin akabindeki rekristalizasyona ve yumuşamaya etkisi büyüktür. Sıcak işlemin önemli bir fazını kil eden yabancı atomların dağılımı rekristalizasyonla veya gerilim giderme tavlanmasıyla

değişmez. Çünkü, şekil 16'dan da görüleceği gibi işlemlerin yapıldığı sıcaklık aralıkları, TE VE TRK sıcak işlem için gerekli sıcaklığın çok altında kalır.

- 1 Yüksek sıcaklıktaki ingot ısıl işlemi
- 1a Homojenleştirmeden sıcak deformasyon derecesine ısıtma
 - 1 Yavaş soğutmayla ingotun heterojenasyonu
 - 2 Sıcak deformasyon, sıcak hadde için tipik bir eğri
 - 3a Ekstrüzyon için tipik bir eğri
 - 3 Sıcak deformasyondan sonra hava ile soğutma
 - 4a Su verme

TRK-TE Yarı mamullerin rekristalizasyon ve yumuşama işlemleri için sıcaklık aralıkları.

Konuyu kısaca özetlersek: Ancak deformasyon ve onun bir nesnesi olarak ortaya çıkan yabancı atomların dağılımı, yarı mamullerin özelliklerini tayin edici bir etkiye sahiptir. Döküm strüktüründen son ürün strüktürüne geçiş zincirlerinde sıcak deformasyon çok önemli bir rol oynar (Ersümer A, 1960).

7.5.4 Sıcak İşlemde Gerilim Giderimi ve Rekristalizasyon Olayı

İster kalıp-dövme, ister sıcak haddeleme veya ekstrüzyon olsun, alüminyumun sıcak deformasyonunda rekristalizasyonun ve gerilimin gideriminin önemli etkileri vardır.

Sıcak deformasyon esnasında kafeste meydana gelebilecek bozukluklar, anında, ya toporlanmayla veya rekristalizasyonla tamamen ortadan kalkabilir. Alüminyum sıcak işleminin, soğuk işleme nazaran oldukça az enerjiye gereksinim duymasının ana sebebi budur. 500°C civarındaki yüksek sıcaklıklarda kama düzlemleri oda sıcaklığına nazaran daha fazla aktiftir (Ersümer A, 1960).

Sıcak işlem esnasında bariz bulacak rekristalizasyon ise, sıcaklığa ve malzemenin kesitine göre büyük farklılıklar gösteren deformasyon derecesine bağlıdır. Bazı şartlar altında sıcak hadde platinasının rekristalize olabilmesi sadece, yüzeyin şiddetli deformasyona

uğramasıyla veya kesit boyunca çok değişik gren boyutlarına sahip olmakla mümkün olabilir. Bu davranışa genellikle, rekristalizasyon sıcaklığı saf alüminyumdakinden oldukça yüksek olan alaşımlarda rastlanılır. Ayrıca, düşük derecede soğuk işlem görmüş malzemelerin rekristalizasyona başlama sıcaklıkları daima yüksektir. Sıcak deformasyon, malzemenin sınırlı ölçüde (az) mukavemet kazanmasına neden olur. Bu yüzden, sıcak işleme tabi tutulmuş alaşımlar, 400-450°C'nin üstünde bir rekristalizasyon başlama sıcaklığına sahip olabilirler ve sıcak işlem esnasında yapıları ya hızla rekristalize olmaz veya çok az rekristalize olabilir (Ersümer A, 1960).

Üniform, ince grenli, rekristalize olmuş sıcak hadde platinası elde etmek için kafi derecede yüksek sıcaklıkta, fazlaca bir deformasyona ihtiyaç vardır. Diğer taraftan sıcak işlem esnasında sıcaklığın çok fazla olmasına da müsaade edilmez (Kaba grenli rekristalize yapıya ve gren hudutlarındaki çatlaklara mani olmak için).

Aynı görüşler ekstrüzyon içinde geçerlidir. Ekstrüzyondan hemen sonra, bazen kısmen veya tamamen rekristalizasyon olayı vuku bulur. (Saf alüminyumda veya fazla deformasyona uğramış yarım mamullerde)

Genel olarak ekstrüzyon ürünleri tam rekristalize olmaz, sadece toparlanır. Bunun ana sebebi yeni çekilmiş ürünün sıcak deformasyondan hemen sonra (10 ile 100 saniye arasında) 200°C in altına kadar soğutulmasıdır. Bu olay özellikle AlMgSi tipi, ısıl işlemle sertleştirilebilen alaşımlı ekstrüzyon ürünleri için uygulanır ve çok önemlidir. Ekstrüzyon sırasında veya ekstrüzyon sırasında veya ekstrüzyondan hemen sonra olabilecek bir rekristalizasyonu bastırabilmek için kullanılan alaşıma çoğunlukla, mangan ve krom ilaveleri yapılır. Bu; lifsel yapının korunmasına, yani ısıl işlemle sertleşebilen alaşımlarda da ekstrüzyon yönündeki mukavemetin kesit yönündekinden fazla olmasına yardım eder ("Ekstrüzyon efekti"). Strüktür, kesitte de, ekstrüzyon uzunluğu boyunca da üniform değildir. Her şeyden önce, ekstrüzyon prosisinin sonuna doğru olan deformasyon derecesi daima baştakinden büyüktür. Kalıba sürtünmeden dolayı profil yüzeyinde, profilin içine nazaran daha fazla deformasyon vuku bulur (Ersümer A, 1960).

Bazı alaşımlardan ekstrüde edilen profillerde, yüzeydeki, orta ile iri tane boyutlarında bulunan grenlerden kaçınmak imkansızdır. Mukavim lifsel yapısı, kesitin büyük bir bölümünü oluşturduğu için buna müsaade de edilir. Anca dekoratif amaçla kullanılacak profillerde rekristalize olmuş yüzey istenmeyebilir (Yüzey çiziklerini parlatarak yok etmek, ilave işi gerektirir).

7.5.5 Soğuk İşlemin Etkisi

Alüminyum mukavemeti, mekanik gerilim altında davranışı gibi mekanik özellikleri, alaşımına, soğuk işleme derecesine ve ısıtılmasına bağlı olarak büyük ölçüde değişebilir. Bu bölümde soğuk deformasyon incelenecektir. Çizelge 7.1, saf alüminyum ve Al-%2,5 Mg alaşımı levhaların muhtelif soğuk işlem derecelerinde, bazı tipik mekanik değerlerini vermektedir.

Alaşımlar ve Temper	Kalınlık (mm)		Çekme Mukavemeti (N/mm ²)			% Uzama minimum 50 mm
	İşlem Sonu	İşlem Öncesi	Kopma		Akma	
			Min	Max	Min	
1100 - 0	1.20	6.30	75	105	25	30
1100 - H14	1.20	6.30	100	145	95	5
100 - H18	1.20	3.20	150	-	-	4
5052 - 0	1.20	6.30	170	215	65	19
5052 - H34	1.20	6.30	235	285	180	6
5052 - H38	1.20	3.20	270	-	220	4

Çizelge 7.1 Saf alüminyum ve Al-%2,5 Mg alaşımı levhaların muhtelif soğuk işlem derecelerinde, bazı tipik mekanik değerleri

Alüminyum magnezyum alaşımının mukavemet değerleri için de aynı şey söz konusudur. Ancak alaşımın yumuşak halinde bile mukavemeti belirgin olarak yüksektir ve soğuk işlem neticesinde, buna uygun olarak, daha da yükselir. Alaşım sertleşmesinden çok farklı

olan, soğuk işlemle mukavemetin arttırılmasına “gerinim veya işleme sertleşmesi” adı verilir.



8 DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalarımız 5000 serisi alüminyum alaşımlarından olan alüminyum-magnezyum 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonunun tayiniyle başlayan ve 0,12 mm kalınlık mertebelerine kadar inerek nihai ürünü elde ettiğimiz bir süreç olmuştur.

Deneysel çalışmalarımızın her işlem basamağı, daha önceden yaptığımız literatür taramalarımızın ışığında planlı bir çalışma dahilinde adım adım gerçekleştirilmiştir. Buna göre uygulanan işlem basamakları:

1. Kimyasal kompozisyonun tayini
2. Döküm işlemi
 - a. Ergitme işlemi
 - b. Kimyasal analiz
 - c. Mikro ve makro yapı analizi
 - d. Sertlik ölçümleri
3. Homojenizasyon
 - a. Mikro yapı analizi
 - b. Sertlik ölçümleri
4. Sıcak haddeleme
 - a. Sıcak hadde basamakları
 - b. Ara tav basamakları
 - c. Mikro yapı analiz basamakları
 - d. Sertlik ölçüm basamakları
5. Soğuk haddeleme
 - a. Soğuk hadde basamakları
 - b. Ara tav basamakları
 - c. Nihai tav
 - d. Mikro yapı analiz basamakları
 - e. Sertlik ölçüm basamakları
6. Mekanik testler

8.1 Kimyasal Kompozisyonun Tayini

Kimyasal kompozisyonun tayininde, 5086 alaşımının bilinen kompozisyon aralığı ile orijinal hedef malzemenin kimyasal analizi sonucunda tespit ettiğimiz kimyasal kompozisyonu değerlendirilerek birbirinden ufak farklar gösteren kimyasal kompozisyonlar tespit edilmiştir. Bu şekilde döküm sonrası yapılan kimyasal analizler sonucunda oluşabilecek sapmalara karşı değerlendirme yapılarak alternatif kompozisyonların devreye alınması ve yeni döküm veya dökümlerin yapılması kolaylaşacağı değerlendirilmiştir. Bu ön tespitler ışığında tespit edilen kimyasal kompozisyonumuz:

Çizelge 8.1 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonu

Alaşım Elementleri	% Alaşım
Alüminyum (Al)	94,00
Magnezyum (Mg)	3,50-4,50
Bakır (Cu)	0,10
Silisyum (Si)	0,40
Demir (Fe)	0,50
Mangan (Mn)	0,20-0,70
Çinko (Zn)	0,26
Titanyum (Ti)	0,15
Krom (Cr)	0,05-0,25

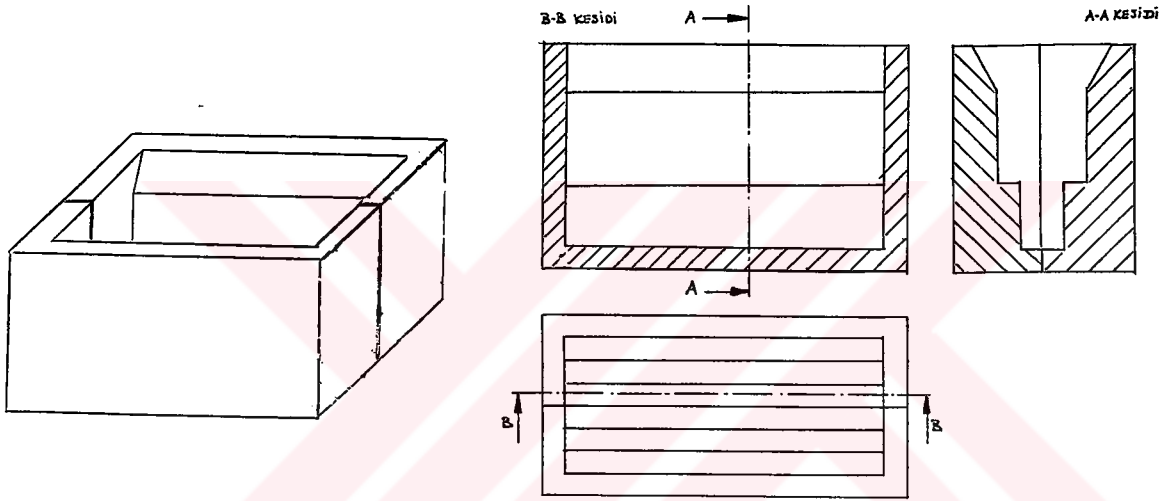
Olarak tespit edilmiştir.

8.2 5086 Alaşımının Dökümü

Alaşımın dökümünde, 850 ila 900 ° C 'ta ergitilen alüminyumun içine tespit edilen yüzdelerde alaşım elemanları katılmıştır. Ergitme işleminde grafit pota kullanılmıştır.

Özellikle döküm işlemi esnasında magnezyumun yüksek sıcaklıkta oksidasyon (yanma) olasılığına karşılık olarak, magnezyum son alaşım elemanı olmuştur. Magnezyum paslanmaz çelik bir çan vasıtasıyla ergimiş metalin içine daldırılarak alaşımlandırma tamamlanmıştır. Bu şekilde oksidasyon (yanma) engellenmiştir.

Magnezyum ilavesinden hemen sonra, (magnezyumun çok kısa bir sürede difüze olma özelliği nedeniyle) döküm işlemine geçilmiştir. Döküm işlemi şekil 8.1 de gösterilen çelik kalıba yapılmıştır.



Şekil 8.1 Dökümde kullanılan çelik kalıp

Döküm sonrası çelik kalıp içindeki alaşım havada soğumaya bırakılmıştır.

Elde edilen 5086 alaşım elemanından numune alınarak kimyasal kompozisyonunun analizi Spektrel Analiz cihazında yapılmıştır. 5086 Alaşım elemanından alınan bir başka numune (A₁ numunesi) ile de mikro yapı ve sertlik tespitleri yapılmıştır.

8.3 5086 Alaşımının Homojenizasyonu

Dökümden çıkan 5086 alaşımımız homojenizasyon işlemine tabi tutulmuştur. Homojenizasyon işlemi 400°C da 2 saat ve 500°C da 8 saat bekletilmek suretiyle gerçekleştirilmiştir. 5086 alaşımımız fırına oda sıcaklığında yerleştirilmiştir. Bu şekilde magnezyum, homojen olarak yapıya dağılmış ve diğer işlem basamaklarında karşımıza

çıkabilecek çatlak oluşumları minimuma indirgenmiştir. Homojenize edilmiş 5086 alaşımından mikro yapı ve sertlik tespitleri yapılabilmesi için numune (A₂ numunesi) alınmıştır.

8.4 5086 Alaşımının Sıcak Haddelenmesi

Sıcak haddeme işlemine 10 mm kalınlığındaki parçanın 450°C da 15 dakika bekletilmesiyle başlanmıştır. Bu işlemi takiben parça 10mm den 7mm ye indirilmiştir. Parça daha sonra 450°C ta 10 dakika ara tav işlemine tabi tutulmuştur. Parçadan mikro yapı ve sertlik tespitleri yapılabilmesi için numune (A₃ numunesi) alınmıştır.

Parçamız 7mm den 4 mm ye indirilmiş, 450°C de ara tav işlemi yapılmış ,mikro yapı ve sertlik tespitleri yapılabilmesi için numune (A₄ numunesi) alınmıştır.

Parçamız 4mm den 2 mm ye indirilmiş, 450°C de ara tav işlemi yapılmış ,mikro yapı ve sertlik tespitleri yapılabilmesi için numune (A₅ numunesi) alınmıştır.

8.5 5086 Alaşımının Soğuk Haddelenmesi

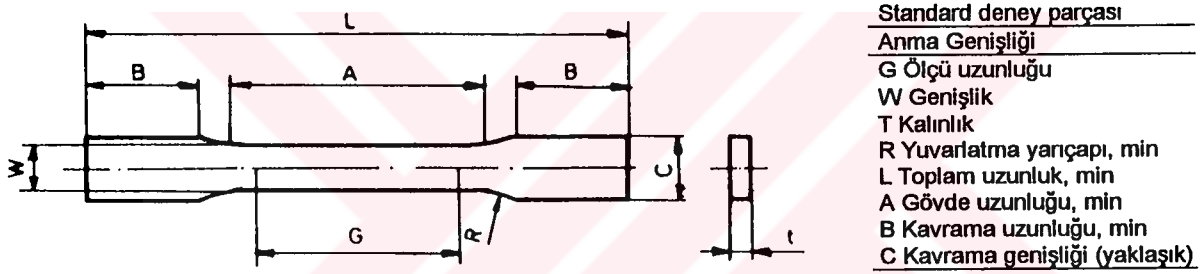
2 mm et kalınlığındaki parçamız 0.65 mm ye soğuk hadde ile indirilmiş ve 350°C ta 1 saat tavlammıştır. Mikro yapı ve sertlik tespitleri yapılabilmesi için numune (A₆ numunesi) alınmıştır.

Tavlama işlemini takiben parça, 0.65mm den 0.2 mm, 0.17 mm, 0.15 mm, 0.12 mm kalınlıklarında 4 farklı kalınlığa indirilmiştir. Bu kalınlıklarda 300°C ta 10 dakika nihai tavlama işlemi yapılmıştır. Mikro yapı ve sertlik tespitleri yapılabilmesi için numune (A₇ numunesi) alınmıştır.

8.6 5086 Alaşımının Mekanik Testleri

5086 alaşımının mekanik testlerinde Türk Standartları Enstitüsü standartlarından “Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları Band, Şerit ve Levha Mekanik Özellikler” TS EN 485-2/Ekim 1995 referans alınmıştır. Bu standarda göre çekme deneyleri, eğme deneyleri ve sertlik deneyleri gerçekleştirilmiştir.

Çekme deneyinde TSE EN 485-1 de belirtilen standarda göre deney parçası sayısı ve seçimi yapılmıştır. Buna göre, deney parçaları hadde yönüne dik olarak alınmıştır. Deney parçasının şekli şekil 8.2 de verilmiştir.



Şekil 8.2 Standart çekme deney parçası

Eğme deneyinde ise numunemiz bir pim etrafında yarıçapı numunemizin kalınlığının k (k değeri 8.2 de verilmiştir) ile çarpımına eşit olacak şekilde 90° ve 180° açılarında soğuk olarak kırılmadan eğilebilmesi işlemi yapılmıştır. Eğme deneyinde, deney parçası enine yönde ve eğme eksenine hadde yönüne paralel alınmıştır.

Çizelge 8.2 Eğme Deneyi k Değerleri

Temper	Kalınlık t (mm)	Eğme Yarıçapı k 180° / 90°
H 24/H 34	0,2 – 0,5	2,5xt/ 1xt
OH 111	0,2 – 0,5	1 x t / 0,5 x t
H 116	0,2 – 0,5	2 x t / 2 x t
H 22/H 32	0,2 - 05	2 x t / 0,5 x t

9 DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

9.1 Döküm Kimyasal Kompozisyonun Tayini

5086 Alaşımının dökümü sonrasında yapılan kimyasal kompozisyon analizinde çizelge 9.4 deki nihai sonuçlar elde edilmiştir. Toplam 4 döküm yapılmış olup, neticeleri çizelge 1, 2, 3 ve 4 de verilmiştir.

Çizelge 9.1 Döküm 1 de elde edilen 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonu

DÖKÜM 1	Al	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Zn	Ti	Cr
Hedef Komp. (%)	94,0	4,5	0,1	0,4	0,5	0,4	0,25	0,15	0,05
Hedef Komp (gr)	1500	64	1,6	6,4	8	8	4	2,4	2,4
Döküme Giren (gr)	1500	65	1,5	1,5	-	30	3,5	10	3,4
Kimyasal Analiz %	92,7	3,9	0,1	0,33	0,4	2	0,19	0,04	0,18

Çizelge 9.2 Döküm 2 de elde edilen 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonu

DÖKÜM 2	Al	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Zn	Ti	Cr
Hedef Komp. (%)	94,0	4,5	0,1	0,4	0,5	0,4	0,25	0,15	0,05
Hedef Komp (gr)	1500	64	1,6	6,4	8	8	4	2,4	2,4
Döküme Giren (gr)	1500	65	1,5	1,5	-	8	3,5	10	3,4
Kimyasal Analiz	93,6	4,39	0,1	0,31	0,43	0,68	0,24	0,5	0,04

Çizelge 9.3 Döküm 3 de elde edilen 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonu

DÖKÜM 4	Al	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Zn	Ti	Cr
Hedef Komp. (%)	94,0	4,5	0,1	0,4	0,5	0,4	0,25	0,15	0,05
Hedef Komp (gr)	1500	64	1,6	6,4	8	8	4	2,4	2,4
Döküme Giren (gr)	1500	57	1,5	2	-	5	3,5	42	3,4
Kimyasal Analiz	95,6	2,92	0,01	0,31	0,37	0,23	0,21	0,88	0,04

Çizelge 9.4 Döküm 4 de elde edilen 5086 alaşımının kimyasal kompozisyonu

DÖKÜM 4	Al	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Zn	Ti	Cr
Hedef Komp. (%)	94,0	4,5	0,1	0,4	0,5	0,4	0,25	0,15	0,05
Hedef Komp (gr)	1500	64	1,6	6,4	8	8	4	2,4	2,4
Döküme Giren (gr)	1500	75	2	3	-	6	4	50	4
Kimyasal Analiz	94,4	4,2	0,15	0,3	0,3	0,26	0,23	0,01	0,04

Son yapılan döküm işleminde, daha önceki döküm işlemlerinde elde edilen tecrübelerden faydalanılmıştır. Özellikle magnezyum ilavesiyle ilgili yaşanan problemler son dökümde giderilmiş ve hedef kompozisyona yakın bir kompozisyon elde edilmiştir. Magnezyumun yüksek seviyelerdeki oksidasyonu istenilen yüzdelere ulaşılmasında bir engel olmuştur. Bu engel magnezyumun kompozisyona katılım yüzdesinin artırılması ve döküme ilave ediliş aşamasının daha hassas ve paslanmaz çelik çan kullanımıyla aşılmıştır.

9.2 5086 Alaşımının Mekanik Özellikleri

9.2.1 Sertlik Değerleri

Döküm numunesi A₁, homojenize edilmiş döküm parçası A₂, sıcak hadde basamaklarında tespit edilen numuneler A₃- A₄- A₅, soğuk hadde basamaklarında tespit edilen numuneler A₆- A₇ ve orijinal parçadan alınan numune Ori. üzerinde yapılan sertlik ölçümlerinde çizelge 9.5 de gösterilen değerler elde edilmiştir.

Çizelge 9.5 Sertlik değerleri

Numune No	A₁	A₂	A₃	A₄	A₅	A₆	A₇	Ori.
Sertlik Değeri HV	75	68	64	70	75	83	103	109

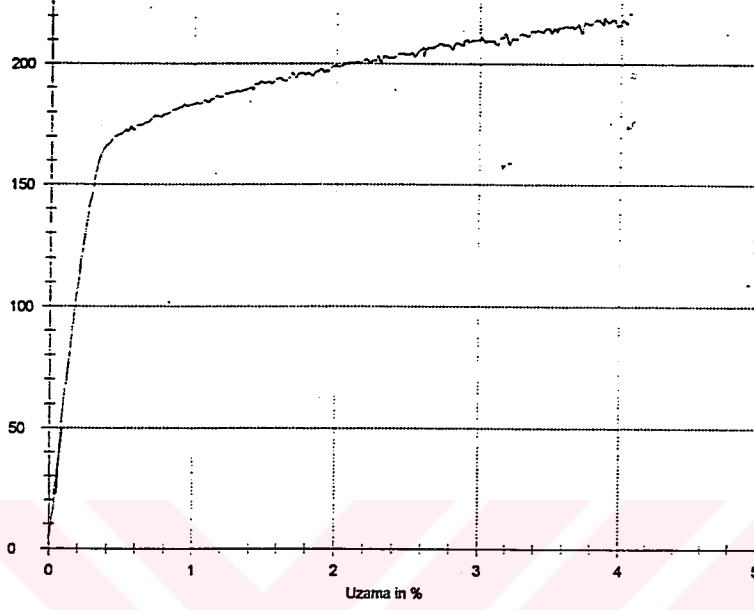
Nihai hedef ürünün sertlik değeriyle, orijinal parçanın sertlik değerleri arasında ki yakınlık çizelge 9.5 de de görülmektedir.

9.2.2 Çekme Testi Değerleri

5086 alaşımının çekme testleri Türk Standartları Enstitüsü standartlarından “Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları Band, Şerit ve Levha Mekanik Özellikler” TS EN 485-2/Ekim 1995 referans alınarak 0,12mm, 0,14mm,0,16mm, 0,17mm, 0,20mm ve orijinal parça numunesi için yapılmıştır. Yapılan çekme test neticeleri şekil 9.1 de ve takibi çizelgelerde verilmiştir. Bu çizelgelerden görüleceği üzere orijinal malzemenin çekme, akma ve elastisite modülü değerleri test malzemesinden oldukça yüksektir. Bunun muhtemel nedenleri;

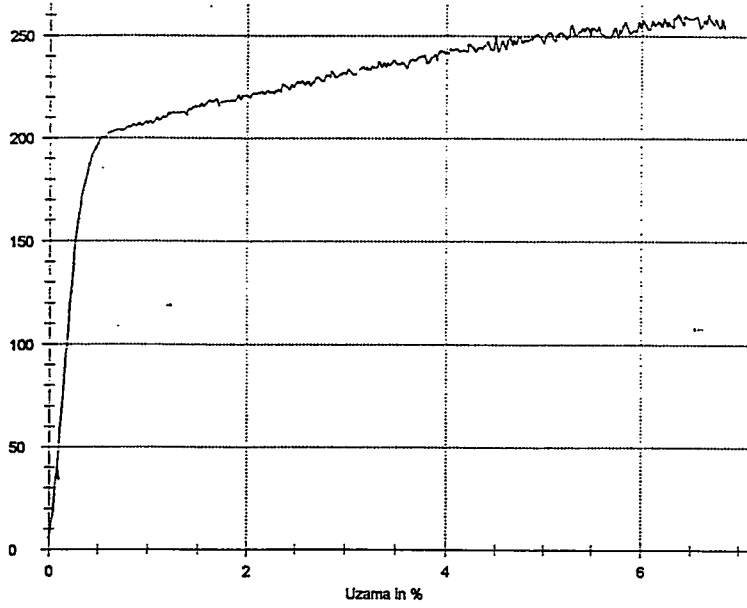
- i. Orijinal malzemede fazlar daha ince ve homojen dağılımlıdır. Dolayısıyla dispersiyonla sertleşmeye katkısı daha fazladır.
- ii. Muhtemelen bu iki alaşım farklı yumuşaklıktadır. Sertlik ölçüm sonuçları bu iki alaşımın aynı koşulda olduğunu göstermesine rağmen % uzama ve % kesit daralması değerleri orijinal malzemenin daha sert koşulda olduğunu göstermiştir.
- iii. Üçüncü bir neden olarakta deneysel sonuçlardaki sapmalar gösterilebilir. Ancak çekme testi cihazı bilgisayar kontrollü ve hassas olmasından dolayı bu olasılık düşüktür. Fakat 0.17mm kalınlığındaki malzemenin sertlik ölçümünde malzeme kalınlığının çok düşük olmasından dolayı bir sapmanın olması olasılık dahilindedir.

Nr	Kalınlık mm	E-Modülü N/mm ²	Akma % 0,1 N/mm ²	Akma.% 0,2 N/mm ²	Çekme Muk. N/mm ²	Uzama % %	Ag %
1	0,125	48481,75	169,75	173,78	221,23	3,82	3,62



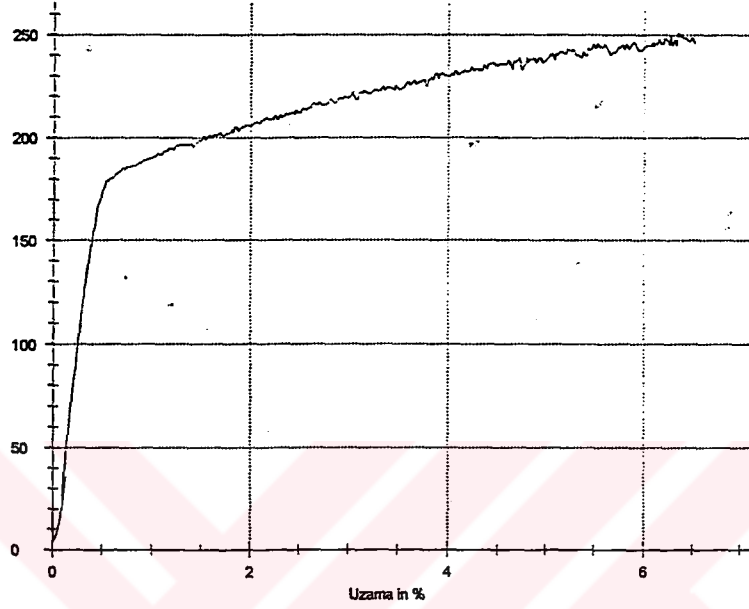
Şekil 9.1 0,12mm için çekme testi

Nr	Kalınlık mm	E-Modülü N/mm ²	Akma % 0,1 N/mm ²	Akma.% 0,2 N/mm ²	Çekme Muk. N/mm ²	Uzama % %	Ag %
1	0,162	45023,82	200,04	203,28	260,80	6,97	5,79



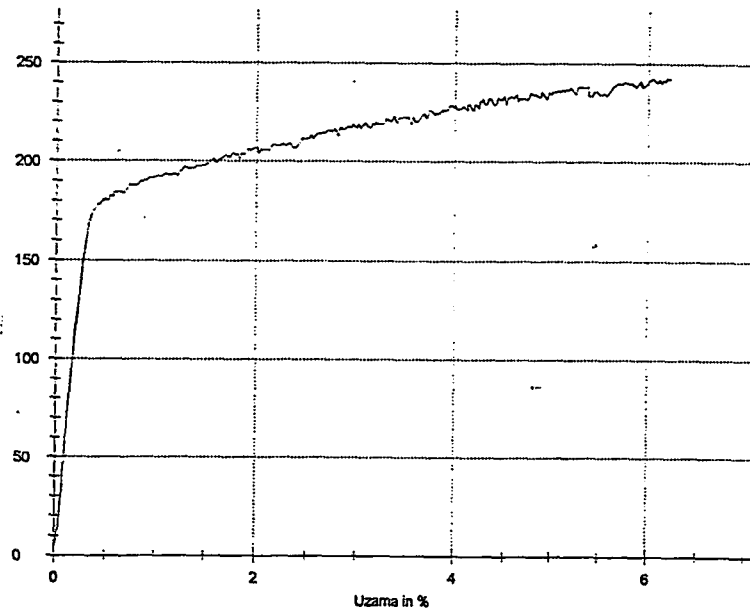
Şekil 9.2 0,14mm için çekme testi

Nr	Kalınlık mm	E-Modülü N/mm ²	Akma % 0,1 N/mm ²	Akma.% 0,2 N/mm ²	Çekme Muk. N/mm ²	Uzama % %	Ag %
1	0,165	29657,99	185,70	187,55	251,19	6,73	5,49



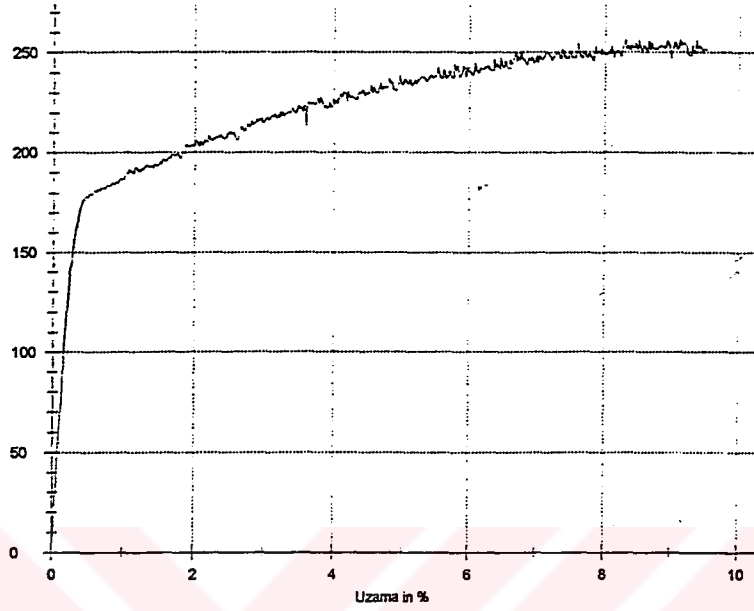
Şekil 9.3 0,16mm için çekme testi

Nr	Kalınlık mm	E-Modülü N/mm ²	Akma % 0,1 N/mm ²	Akma.% 0,2 N/mm ²	Çekme Muk. N/mm ²	Uzama % %	Ag %
1	0,175	47216,11	180,58	184,33	243,22	6,22	5,66



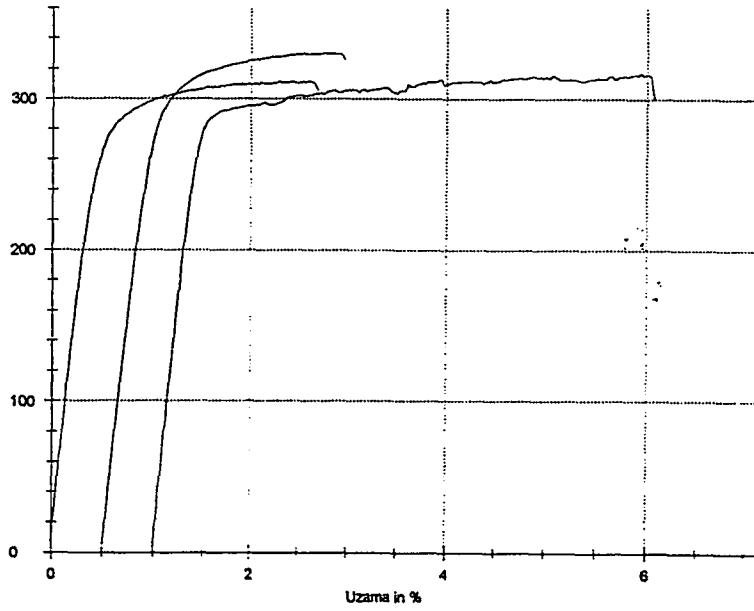
Şekil 9.4 0,17mm için çekme testi

Nr	Kalınlık mm	E-Modülü N/mm ²	Akma % 0,1 N/mm ²	Akma.% 0,2 N/mm ²	Çekme Muk. N/mm ²	Uzama % %	Ag %
1	0,245	53804,45	175,44	179,38	256,96	9,64	7,83



Şekil 9.5 0,20mm için çekme testi

Nr	Kalınlık mm	E-Modülü N/mm ²	Akma % 0,1 N/mm ²	Akma.% 0,2 N/mm ²	Çekme Muk. N/mm ²	Uzama % %	Ag %
2	0,190	63406,43	283,27	299,97	330,02	2,53	1,74
3	0,190	73974,83	271,01	287,85	317,41	5,25	4,51



Şekil 9.6 Orjinal numune için çekme testi

Çizelge 9.6 Çekme testlerinin karşılaştırılması

Nr	Kalınlık mm	E-modülü	Akma %0.1 N/mm ²	Akma %0.2 N/mm ²	Çekme Muk. N/mm ²	Uzama % %	Ag %
1	0.12	48481.75	169.75	173.78	221.23	3.82	3.62
2	0.14	45023.82	200.04	203.28	260.80	6.97	5.79
3	0.16	29657.99	185.70	187.55	251.19	6.73	5.49
4	0.17	42216.11	180.58	184.33	243.22	6.22	5.66
5	0.20	53804.45	175.44	179.38	256.96	9.64	7.83
6	1.90	63406.43	283.27	299.97	330.02	2.53	1.74
7	1.90	73974.83	271.01	287.85	317.41	5.25	4.51

9.2.3 Eğme Testi Değerleri

Eğme deneyinde ise numune bir pim etrafında, 90° ve 180° açılarında soğuk olarak kırılmadan eğilme işlemine tabi tutulmuştur. Eğme deneyinde, deney parçası enine yönde ve eğme eksenine hadde yönüne paralel olacak şekilde alınmıştır.

90° için eğme yarıçapı 0,4mm ve 180° için eğme yarıçapı 0,2mm olarak alınmış ve numunemiz üzerinde yapılan test sonucunda herhangi bir kırılma ve çatlama meydana gelmediği tespit edilmiştir.

9.3 5086 Alaşımının Mikro Yapısal Özellikleri

5086 Alaşımının, döküm işleminden sonra alınan A₁ numunesi, homojenizasyon işleminden sonra alınan A₂ numunesi, nihai malzememizden alınan A₇ numunesi ve orijinal malzemeden alınan numuneler mikro yapısal muayeneye tabii tutulmuştur.

5086 Alaşımının döküm ve homojenize edilmiş haldeki yapıları şekil 9.7 ve 9.8 de gösterilmiştir. Şekil 9.7 de verilen mikro yapı resimlerinden de gözleneceği gibi döküm yapısı beyaz ve siyah tonlardan oluşan hücre ve tane sınırlarında yerleşik halde ikincil fazlar içermektedir. Tarayıcı elektron mikroskopuyla beyaz ve siyah fazların EDS (prob) analizi ve EDX analizleri yapılmış ve analiz sonucunda beyaz fazın %93.61 'i alüminyum, %14.25 'i demir, % 2.13 'ünün mangan olduğu görülmüştür. Buna göre beyaz faz Al-Fe-

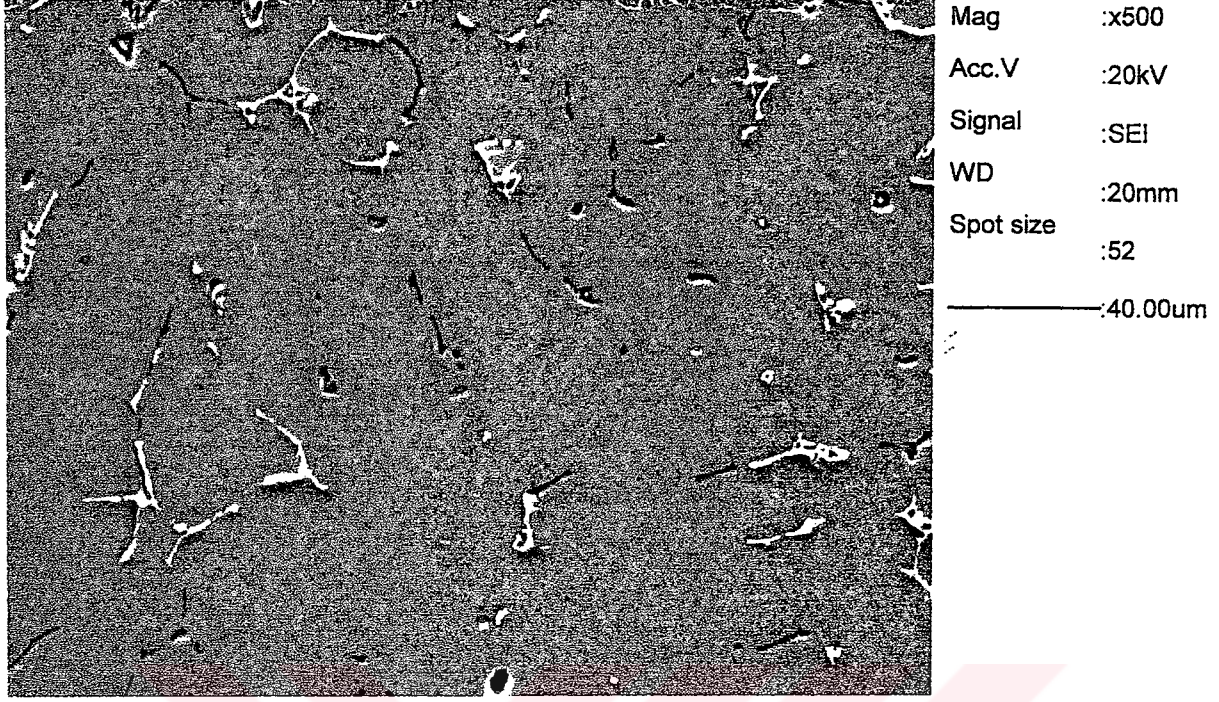
Si fazıdır. Siyah fazın analizinde ise %96.47 alüminyum, %3.53 magnezyum tespit edilmiştir. Buna göre siyah faz da Al-Mg fazıdır (β -Al₂Mg₃). Döküm yapısında Al-Fe-Mn tipi fazların Al-Mg fazlarından daha fazla olduğu göze çarpmaktadır. Kokil kalıba dökümde oluşan hızlı katılaşma sonucu denge koşullarına göre daha fazla Mg katı çöktürde kalmaktadır. Mg daha yüksek aşırı doymuşluk göstermektedir. Buna karşılık alaşımın içerdiği Fe ve Mn 'nin büyük bir çoğunluğu döküm yapısında ikincil faz olarak ortaya çıkmaktadır.

Homojenizasyon işlemi sonucu Şekil 9.8 yapıdaki siyah fazların hacim oranlarında önemli bir artış görülmektedir. Denge dışı koşullar sonucu aşırı doymuş halde çözeltide kalan Magnezyum çökelmektedir. Homejenizasyon işlemi hücre sınırındaki sürekliliği ortadan kaldırmakta ve ikincil fazlarda küreselleşmeye neden olmaktadır.

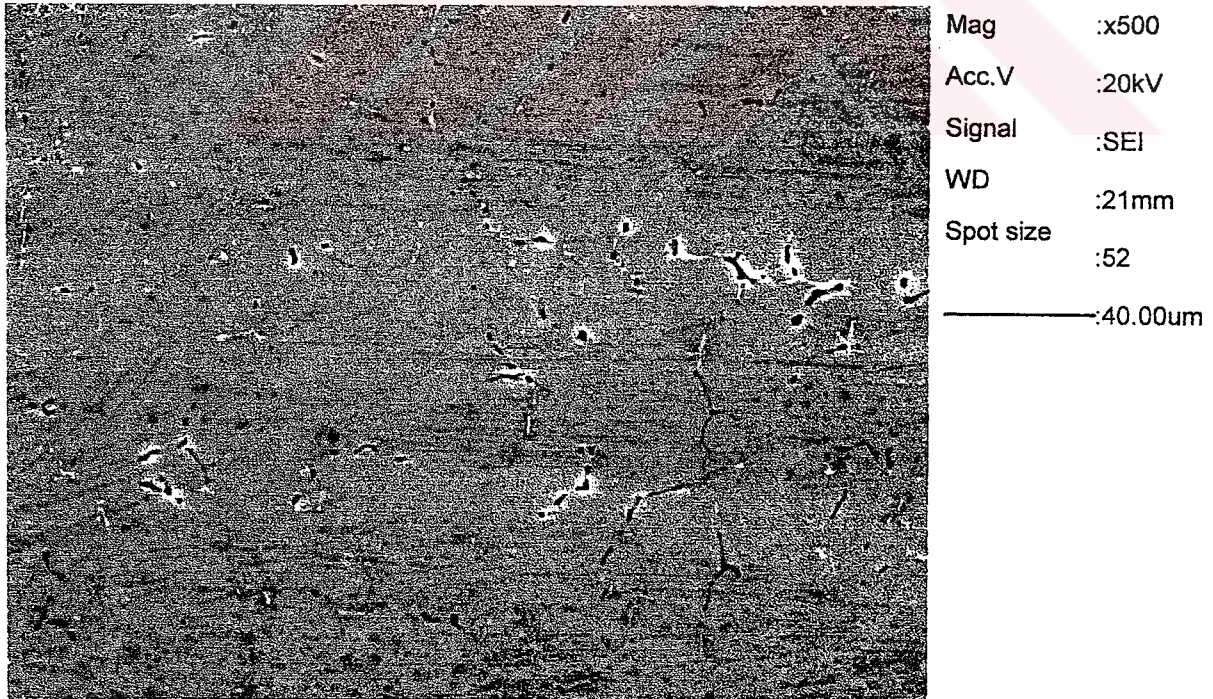
0.17 mm'ye soğuk haddelenen ve kendine gelme tavlı gören orijinal malzemenin içindeki faz dağılımları şekil 9.9 ve 9.10 'de gösterilmiştir.

Şekil 9.9 de iki farklı büyütmede orijinal ve bu çalışmada üretilen malzemenin levha yüzeylerindeki fazların dağılımı gösterilmektedir. Bu yapılardan görülebileceği gibi orijinal malzemedeki ikincil fazların daha ince, daha yoğun ve fazlar arası mesafelerin daha küçük olduğu görülmektedir.

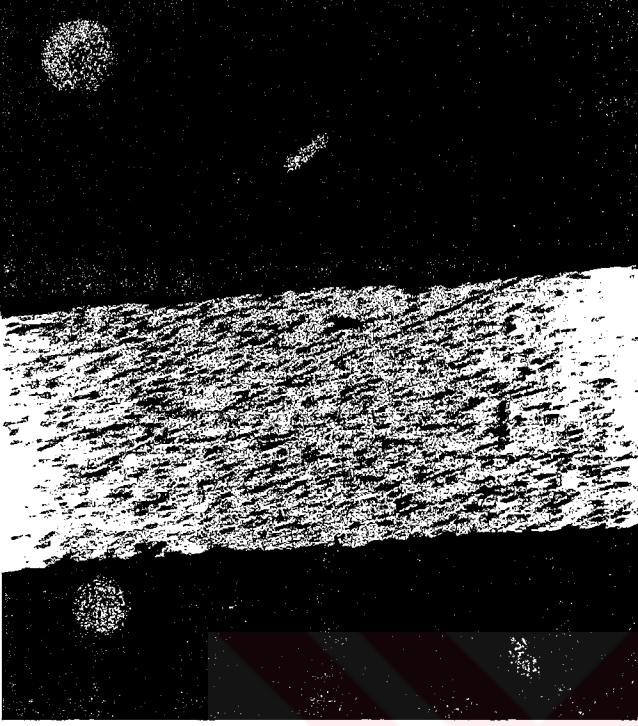
Şekil 9.10 de her iki malzemenin iki farklı büyütmede kesitlerindeki faz dağılımları gösterilmiştir. Şekil 9.9 de olduğu gibi orijinal malzeme yapısının daha ince ve homojen dağılımlı sekonder fazlardan oluştuğu görülmektedir.



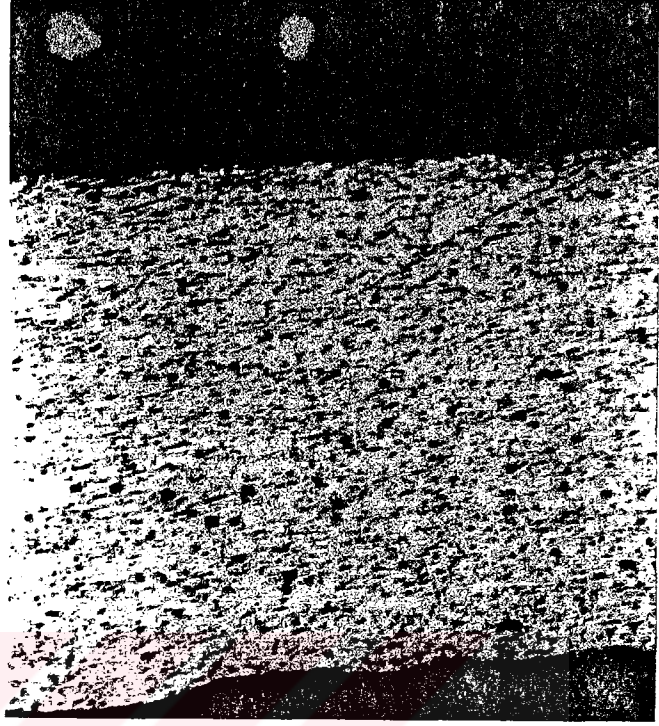
Şekil 9.7 5086 Alaşımının döküm yapısını gösteren, tarayıcı elektron mikroskopunda çekilmiş resim (500 büyütme)



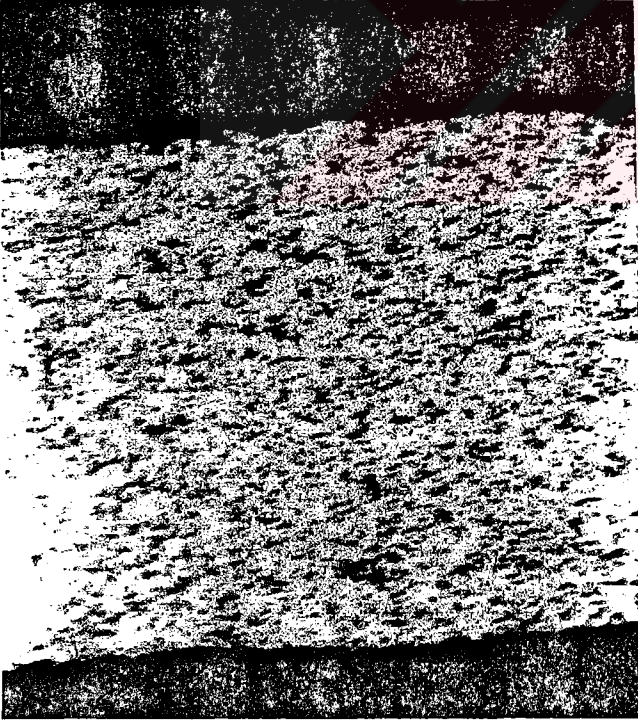
Şekil 9.8 5086 Alaşımının homojenizasyon sonrası yapısını gösteren, tarayıcı elektron mikroskopunda çekilmiş resim (500 büyütme)



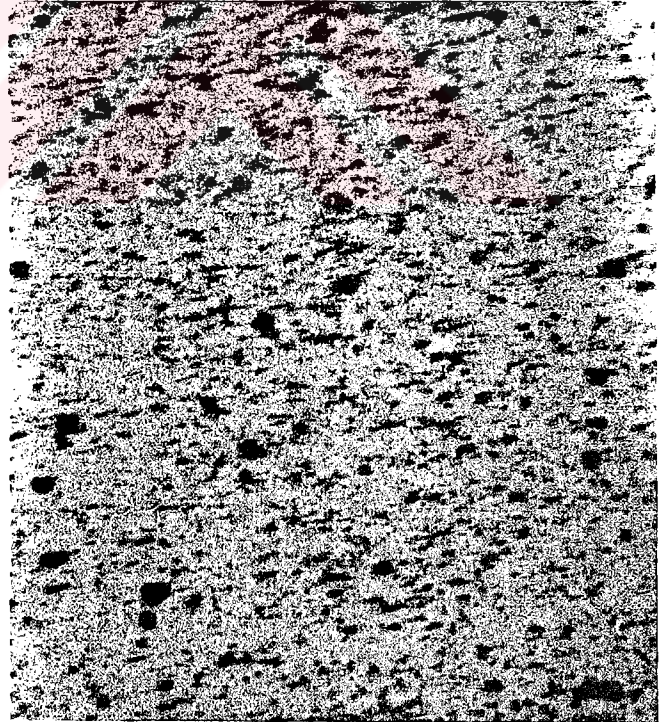
Şekil 9.10.a 5086 Orijinal (100 büyütme)



Şekil 9.10.b 5086 Nihai (100 büyütme)



Şekil 9.10.c 5086 Orijinal (200 büyütme)



Şekil 9.10.d 5086 Nihai (200 büyütme)

Şekil 9.10 Orijinal ve nihai kalınlıktaki 5086 alaşıımının kesitlerindeki sekonder fazları gösteren optik mikroskopla çekilmiş resimler



Şekil 9.9.a 5086 Orijinal (100 büyütme)



Şekil 9.9.b 5086 Nihai (100 büyütme)



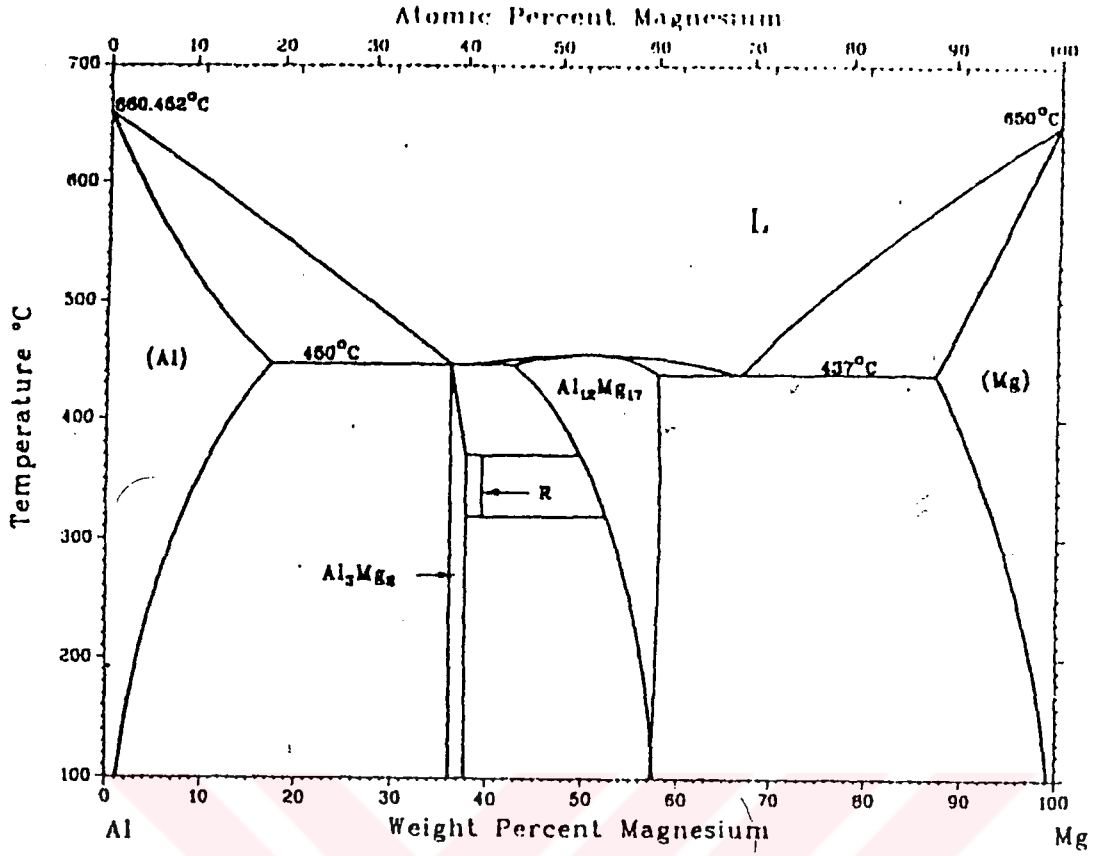
Şekil 9.9.c 5086 Orijinal (200 büyütme)



Şekil 9.9.d 5086 Nihai (200 büyütme)

Şekil 9.9 Orijinal ve nihai kalınlıktaki 5086 alaşımının yüzeylerindeki sekonder fazları gösteren optik mikroskopla çekilmiş resimler

Al-Mg



Şekil 9.11 Alüminyum-Magnezyum hal diyagramı

9.4 Genel Sonuç

Tüm bu gözlem ve bulgulara göre;

5086 nihai malzemesi 10mm kalınlığında kokil kalıba dökülmüş ve termomekaniksel proseslere tabii tutulmuştur. Gerçekleştirilen ısı ve mekanik işlemler yapıda istenen rafinasyonun gerçekleşmesini sağlayamamıştır. Kokil kalıba dökümde oluşan soğuma koşulları endüstriyel boyutta, sürekli ingot veya levha döküm yöntemlerinden çok daha yavaştır. Bu da kaba bir döküm yapısını ortaya çıkarmaktadır. Bu kaba yapının kısa bir proses sürecinde rafine edilmesi mümkün olmamıştır. Daha ince döküm ve daha hızlı katılaşma veya çok daha yüksek oranda sıcak deformasyon+soğuk deformasyon+tav işlemleri ile istenilen incelik ve üniform yapı elde edilebilir.

KAYNAKLAR

ALCAN, (1997) "Aluminum", Alcan Aluminum Limited

Altenpohl, D., (1986) "Alüminyum", Etibank Yayınları, Seydişehir

Beljajew, A.I., Fırsanowa, L.A., Rapaport, M.B., (1998) "Alüminyum Metalurjisi", Türkiye Makine Mühendisleri Odası Yayınları, Yayın No 99

Çiğdem, M., (1997) "Alüminyum ve Enerji", Alüminyum Dünyası

Ersümer, A., (1960) "Alüminyum Alaşımlarının Isıl ve Mekanik İşlemleri", İstanbul Teknik Üniversitesi

Espedal, B., Roder, R., (1993) "Prospects of Thin Gauge High-Speed Strip Casting Technology" TMS Annual Meeting

Gediktaş, M., (1984) "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Özellikleri"

Jin, I., Morris, R., Hunt, D., (1995) "Centerline Segregation in Twin Roll Cast Aluminum Alloys Slab

Li, B.Q., (1995) "Producing Thin Strips by Twin-Roll Casting, Jom

Odin, G., Leveque, R., Louguer, M., (1994) "Shells and Cores For Aluminum Continuous Casters

TASDER, (1993) "Dünyada ve Türkiye de Alüminyum", Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği Yayınları

Üçışık, H., (1978) "Alüminyum Alaşımları", İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul

Vangala, P., Smith, D., Duvvuri, R., Romanowski, C., (1992) "The Influence of Casting Gauge on The Hunter Roll Casting Process, Melt Spinning and Strip Casting

ÖZGEÇMİŞ

Doğum Tarihi 24 Şubat 1972

Doğum Yeri İstanbul

Lise 1983-1989

Yeşilköy 50nci Yıl Lisesi

Lisans 1989-1993

Yıldız Teknik Üniversitesi
Makine Fakültesi
Makine Mühendisliği Bölümü

Yüksek Lisans 1998-2001

Yıldız Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı
Malzeme Programı

Çalıştığı Kurum

1994-Devam ediyor

Hava Kuvvetleri Komutanlığı
Hava Harp Okulu
Dekanlık
Hava Mühendis Kıdemli Üsteğmen
Araştırma Görevlisi