

T.C.

İSTANBUL ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ETİAL-24 ve ETİAL-44 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA

YARI-KATI HALDE ŞEKİL VERİLMESİ,

MİKROYAPI ile MEKANİK ÖZELLİKLERİN

İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

66302

Sebahattin KIRTAY

Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı

(Malzeme Bilimi Programı)

Danışman : Yard.Doç.Dr. Altan TÜRKELİ

ŞUBAT- 1997

ÖNSÖZ

ETİAL 24 VE ETİAL 44 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA YARI KATI HALDE ŞEKİL VERİLMESİ, MİKROYAPI İLE MEKANİK ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ

Bu çalışmada, non-dendritik malzeme üretim yöntemlerinden biri olan SIMA prosesi ile Etial 24 (AA7075) ve Etial 44 (AA2024) dövme alüminyum alaşımlarına yarı katı halde şekil verilmesi, üretilen malzemelerin mikroyapısı ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Bu çalışmanın yapılmasında yardımlarını esirgemeyen başta tez danışman hocam Yard. Doç. Dr Altan TÜRKELİ olmak üzere, bölüm başkanım Prof. Dr. İbrahim YUSUFOĞLU, Prof. Dr. İlker KAYADENİZ, Doç. Dr. O. Vedat AKGÜN ve tüm çalışma arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım. Bu çalışmada kullanılan malzemeleri sağlayan MESS Ltd. Şti.'ne, Arçelik AR-GE bölümüne ve yardımcı olan Metalurji Yüksek Müh. Soner AKKURT 'a teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca bu çalışmayı destekleyen İ.Ü. Araştırma Fonuna teşekkürlerimi sunarım. Proje no : T - 232/260696

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ	I
İÇİNDEKİLER	II
ÖZ	IV
ABSTRACT	V
I. GİRİŞ	1
1.1 Tez Çalışmasının Amacı	1
1.2 Metalik Alaşımların Katılaşması	2
1.3 Döküm Makroyapısı	7
1.4 Mikrosegregasyon	9
1.4.1 Dengeli Katılaşma	9
1.4.2 Dengesiz Katılaşma	10
1.5 Etial 24 ve Etial 44 Dövme Alüminyum Alaşımlarının Katılaşması	12
1.6 NONDENDRİTİK MALZEMELER	16
1.6.1 Nondendritik Malzemelerin Üretim Yöntemleri	16
1.6.2 SIMA Prosesi	21
1.6.3 Yarı Katı Halde Şekil Verilmiş Malzemelerin Reolojik Özellikleri	24
1.6.4 Yarı Katı Halde Şekil Vermenin Avantajları ve Dezavantajları	31
1.6.5 Yarı Katı Şekil Verme Yönteminin Uygulama Alanları	32
1.7. Dövme Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemleri	35
1.7.1. Çözeltiyeye Alma ve Su Verme Isıl İşlemi	35
1.7.1.1. Etial 24 Alaşımının Çözeltiyeye Alma Isıl İşlemi	36
1.7.1.2 Etial 44 Alaşımının Çözeltiyeye Alma Isıl İşlemi	37
1.7.2 Yaşlandırma Isıl İşlemi	38
1.7.2.1 Etial 24 Alaşımının Yaşlandırma Isıl İşlemi	38
1.7.2.2 Etial 44 Alaşımının Yaşlandırma Isıl İşlemi	40
1.7.2.3 Yarı Katı Yöntemlerle Üretilmiş Dövme Alaşımlarında Çözeltiyeye Alma Isıl İşlemi için Geliştirilmiş Analitik Modeller	42

II. MATERYAL VE METOD	46
2.1 Deneysel Çalışmada Kullanılan Dövme Alüminyum Alaşımları	46
2.2 Kullanılan Dövme Alüminyum Alaşımlarının Fiziksel ve Mekanik Özellikleri	46
2.3 Deneysel Çalışmada Kullanılan Alet ve Cihazlar	50
2.4 Deneyin yapılışı	52
III. BULGULAR.	57
IV. TARTIŞMA VE SONUÇ	80
V. ÖZET	86
SUMMARY	87
VI.KAYNAKLAR.....	88
VII. ÖZGEÇMİŞ	91



ÖZ

ETİAL-24 VE ETİAL-44 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA YARI KATI HALDE ŞEKİL VERİLMESİ, MİKROYAPI İLE MEKANİK ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ

Bu çalışmada, SIMA prosesiyle üretilmiş ETİAL-24 ve ETİAL-44 alaşımlarının mikroyapıları ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Nondendritik yarı katı alaşımların kalıbın ince kesitlerini bile doldurabileceği gösterilmiştir. Ayrıca şekil verme sırasında metal içerisinde gaz boşlukları oluşmamıştır.

Her iki alaşımların mikroyapısında ortalama tane boyutu 50-70 μm aralığında olduğu bulunmuştur. Bir katı partikül çapı boyunca yapılan çizgisel analiz sonucu, katı içerisindeki temel çözelti elementlerinin dağılımının yaklaşık sabit olduğunu göstermiştir. Yarı katı halde şekil verilmiş numunelerde makroporoziteye rastlanmamıştır, fakat tane sınırlarında mikroporoziteler gözlenmiştir.

Yarı katı halde şekil verilmiş ETİAL-24 alaşımlarının yorulma özellikleri, ekstrüze edilmiş alaşımların yorulma özelliklerinden kısmen daha düşük bulunmuştur. Bu durum, tane sınırlarındaki mikroporoziteler ve mikroyapıda çözünmeden kalmış az miktardaki ikinci fazlardan kaynaklanmıştır.

Farklı sürelerde homojenleştirilmiş her iki alaşımların doğal yaşlanma davranışları incelenmiştir. Her iki alaşım için de artan homjenleştirme süresi ile birlikte, ortalama sertliğin de arttığı gözlenmiştir. Ayrıca, bu alaşımların T6 durumunda suni yaşlanması da incelenmiştir. ETİAL-24 alaşımı 3 saatlik yaşlanma süresi sonunda maksimum sertlik gösterirken, ETİAL-44 alaşımında ise 20 saatlik süre sonunda maksimum sertliğe ulaşılmıştır.

ABSTRACT

AN INVESTIGATION ON SEMI-SOLID FORGING OF ETIAL-24 AND ETIAL-44 ALUMINUM ALLOYS, THEIR MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES.

In this study, the microstructure and mechanical properties of ETIAL-24 and ETIAL-44 alloys produced by SIMA process were investigated. It was demonstrated that non-dendritic semi-solid alloys were able to fill even the thinner sections of the die. Also there was no gas entrapment during forging.

In the microstructure of both alloys, it was found that the average particle diameter was in the range of 50-70 μm . The line-scan analysis across the diameter of a solid particle indicated that the solute distribution of basic solute elements in the solid was almost constant. There was no macroporosity in the semi-solid forged specimens, however, micropores were observed at the grain boundaries.

Fatigue properties of ETIAL-24 semi-solid forged specimens was slightly poorer than that of extruded specimens. This was attributed to the microporosities at grain boundaries and also to a small amount of undissolved phases in the microstructure.

Natural aging behaviors of both aluminum alloys homogenized for several hours were also investigated. It was found that average hardness values increased with increasing homogenization time for both alloys. Artificial aging of these alloys was also carried out at the T6 condition. ETIAL-24 alloy shown a maximum hardness value at 3 hours of aging time, whereas the maximum hardness of ETIAL-44 was reached at 20 hours.

I. GİRİŞ

1.1 Tez Çalışmasının Amacı

Yarı katı halde şekil verme yöntemleri konvensiyonel döküm yöntemlerine alternatif olarak ortaya çıkmıştır. Uygun koşullar sağlandığı takdirde, diğer döküm yöntemlerine tercih edilecek kadar birçok avantaja sahiptir. Bu amaçla, birçok döküm alaşımları üzerinde çalışmalar yapılmış ve halen bu çalışmalar devam etmektedir. Günümüzde, A.B.D. , Japonya ve bazı Avrupa ülkelerinde yarı katı yöntemlerle ticari olarak parça üretilmektedir. Ancak, son yıllarda dövme alaşımlarına da yarı katı halde şekil vermenin daha ekonomik olabileceği düşünülmektedir. Ülkemizde, bu proses ticari olarak kullanılmamaktadır. Ayrıca üniversitelerimizde bu konu üzerinde sınırlı sayıda çalışma yapılmıştır.

Bu çerçevede, bu çalışmada, iki farklı dövme alüminyum alaşımına, yarı katı halde şekil verilmesi, elde edilen mikroyapılar, bu yapıların homojenleştirilmesi ve yaşlanması sırasındaki davranışları ile mekanik özellikleri araştırılmıştır.

SIMA prosesi, deformasyona uğramış malzemelerin deformasyon sonrasında yarı katı aralığına ısıtılarak nondendritik yapının elde edilmesi esasına dayanır. Malzemenin soğuk deformasyona uğratılmasıyla yapıdaki dislokasyon yoğunluğunun artması sağlanır. Böyle bir malzemenin ısıtılmasıyla birlikte mikrosegregasyondan dolayı yapıda varolan düşük ergime sıcaklığına sahip ikinci faz veya partiküllerin erimesiyle oluşan sıvı faz, geniş açılı tane sınırlarını ıslatmaktadır. Dar açılı tane sınırları ise, enerjilerinin daha düşük olmasından dolayı zamanla kaynaşarak yok olurlar. Bu yapı nondendritik malzeme üretim yöntemleri için ideal bir yapıdır.

Yarı katı üretim yöntemleriyle, birçok otomobil parçaları (otomobil jantları, fren silindirleri, antilock fren valfleri, direksiyon kutusu vb) üretilebilmektedir ve aynı zamanda, bu yöntemle parçanın yaklaşık kesin şekli (near net-shape) bir kademedede üretilebilmektedir.

Ayrıca bu yöntemle, diğer döküm yöntemleriyle üretilen çok kompleks parçalara da şekil verilerek üretim hızı arttırılabilir. Amerika'da 15 milyondan fazla piston yarı katı proseslerle üretilmiştir. Alimax şirketinin ana silindir kapağı olarak ürettiği 2.5 milyon parçadan sadece dört tanesinin geri çevrilmesi bu yöntemin başarısını ortaya koymaktadır.

1.2 Metalik Alaşımların Katılaşması

Katılaşma, sıvı fazdan katı fazın oluştuğu bir sıvı-katı faz dönüşümüdür. Katı fazın oluşumu iki kademede gerçekleşir. Bunlar;

1- Çekirdekleşme

2- Büyüme

Ergime sıcaklığının altına soğutulmuş saf bir metalde, katı fazın serbest enerjisi sıvı fazın serbest enerjisinden daha düşüktür ve dolayısıyla daha kararlıdır. Oluşan bu katı faz termodinamik olarak kararlı olmasına rağmen, ilk çekirdeğin oluşabilmesi için denge sıcaklığı ile ilk çekirdekleşme sıcaklığı arasında bir aşırı soğumaya ihtiyaç vardır. Bu safhaya çekirdekleşme adı verilir [1].

Katı fazın sıvı faz içinde çekirdekleşmesi iki şekilde gerçekleşir. Bunlar, homojen çekirdekleşme ve heterojen çekirdekleşmedir.

Bir katı çekirdek, kendi sıvı eriyiği içinde, yabancı maddelerin yardımı olmaksızın oluşabiliyorsa, buna homojen çekirdekleşme adı verilir. Homojen çekirdekleşme, aşırı soğumanın (ΔT) çok yüksek olduğu durumlarda sağlanabilir. Bu yüzden homojen çekirdekleşmeye çok ender olarak rastlanır.

Eğer ilk çekirdekleşme kalıp-metal arayüzey çukurlarında, sıvıdaki inklüzyonlar, aşıl原因ıcılar veya kalıp içinde çatlak ve girintilerde başlıyorsa buna heterojen çekirdekleşme adı verilir.

Homojen çekirdekleşmede, sıvı kütlesi içinde bir öbek atomun biraraya gelmesi ile bir embriyo oluşur. Embriyonun yüzey enerjisi ve serbest enerjisi, katının yüzey enerjisi ve serbest

enerjisine eşit kabul edilir. Embriyonun çapı belli bir kritik değere ulaştığında bunlara çekirdek adı verilmekte ve şekillerinin küresel olduğu düşünülmektedir. Bu çekirdekler oluştukları zaman son derece küçüktürler ve yaklaşık çapları 10 Å kadardır. Dolayısıyla yüzey / hacim oranları çok yüksektir. Bu çekirdeklerin yüzeylerinin oluşumu, serbest enerjide pozitif bir artış gösterdiği için, bu enerji küçük çekirdeklerin oluşumunda bir engel oluşturacaktır. Yüzey etkisi de gözönüne alınarak, bir çekirdeği oluşturmak için serbest enerji değişimi aşağıda gösterildiği gibidir [1].

$$\Delta G = \Delta G_{\text{Arayüzey}} + \Delta G_{\text{Hacim}} \quad (1)$$

$$\Delta G = \gamma A + \Delta G_v \cdot V \quad (2)$$

$$\Delta G = \gamma 4\pi r^2 + 4/3 \pi r^3 \Delta G_v \quad (3)$$

Burada;

ΔG : Oluşum Serbest Enerjisi

$\Delta G_{\text{Arayüzey}}$: Arayüzey Serbest Enerjisi

ΔG_{Hacim} : Hacimsel Serbest Enerji

ΔG_v : Sıvıdan katıya dönüşüm sırasında birim hacim başına açığa çıkan serbest enerji

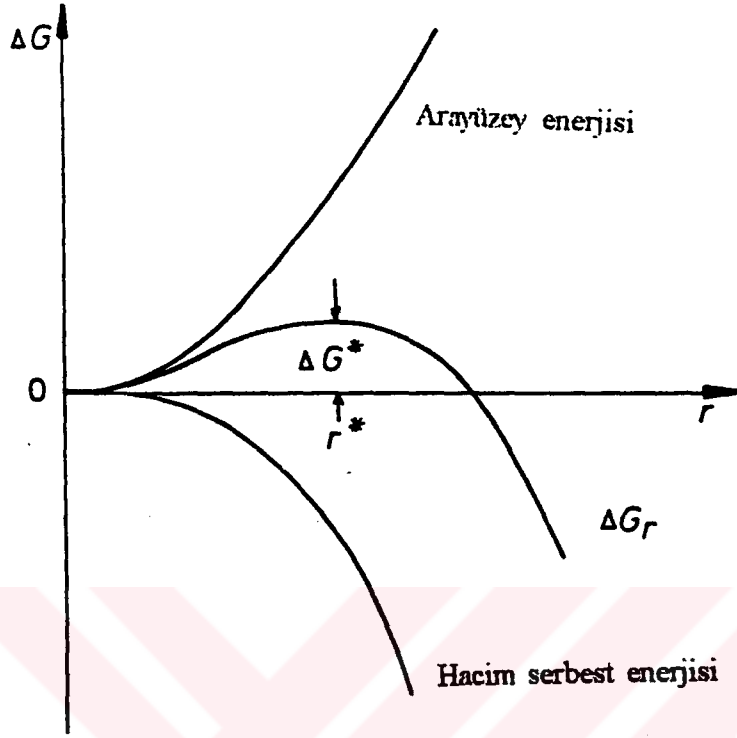
γ : Arayüzey Enerjisi

A : Küresel Çekirdeğin Alanı

V : Küresel Çekirdeğin Hacmi

Şekil 1.1'de, çekirdekleşmenin oluşabilmesi için gerekli negatif hacim serbest enerji terimi ile, prosesi engelleyen pozitif arayüzey serbest enerji terimi gösterilmektedir. Ayrıca toplam serbest enerjideki maksimum kritik yarıçap olan r^* da görülebilir [1].

Buna göre, $r > r^*$ olduğunda, r^* in üzerinde çekirdeğin büyümesi serbest enerjiyi azaltmaktadır. Bu nedenle r^* , kritik yarıçaptır ve bunun değeri eşitlik 4'te verilmektedir.



Şekil 1.1: Çekirdekleşmenin olabilmesi için gerekli serbest enerji değişimi [1].

$$d\Delta G / dr = 0 \Rightarrow r^* = -2\gamma / \Delta G_v \quad (4)$$

Bu eşitlik, 3 no'lu eşitlikte yerine yazılırsa kritik serbest enerji değişimi bulunur.

$$\Delta G^*_{\text{hom}} = 16\pi\gamma^3 / 3\Delta G_v^2 \text{ dir.} \quad (5)$$

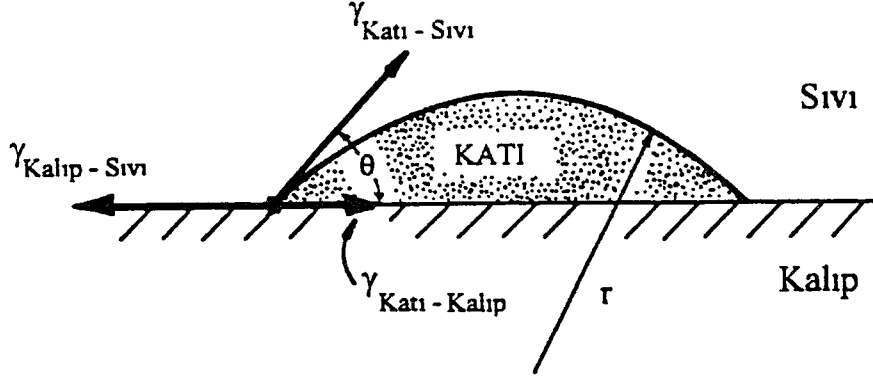
$$\Delta G_v = \Delta H \Delta T / T_m \quad (6)$$

Burada,

ΔH : Ergime Entalpisi

ΔT : Aşırı Soğuma

T_m : Ergime sıcaklığıdır.



Şekil 1.2: Kalıp duvarında heterojen çekirdekleşmenin oluşumu [1].

Heterojen çekirdekleşmeyi anlayabilmek için şekil 1.2 gözönüne alındığında arayüzeyde enerjinin üç fazın birleştiği noktada dengede olduğu görülmektedir.

$$\gamma_{ML} = \gamma_{SM} + \gamma_{SL} \cos \theta \quad (7)$$

Kristalin oluşumu ile ilgili serbest enerji değişimi;

$$\Delta G_{het} = -V_S \cdot \Delta G_V + A_{SL} \cdot \gamma_{SL} + A_{SM} \cdot \gamma_{SM} - A_{SM} \cdot \gamma_{ML} \quad (8)$$

Burada;

γ_{ML} : Kalıp-Sıvı arayüzey enerjisi

γ_{SM} : Katı-Kalıp arayüzey enerjisi

γ_{SL} : Katı-Sıvı arayüzey enerjisi

V_S : Katı çekirdeğin hacmi

A_{SM} : Katı-Kalıp arayüzey alanı

A_{SL} : Katı-Sıvı arayüzey alanı

θ : Islatma açısıdır.

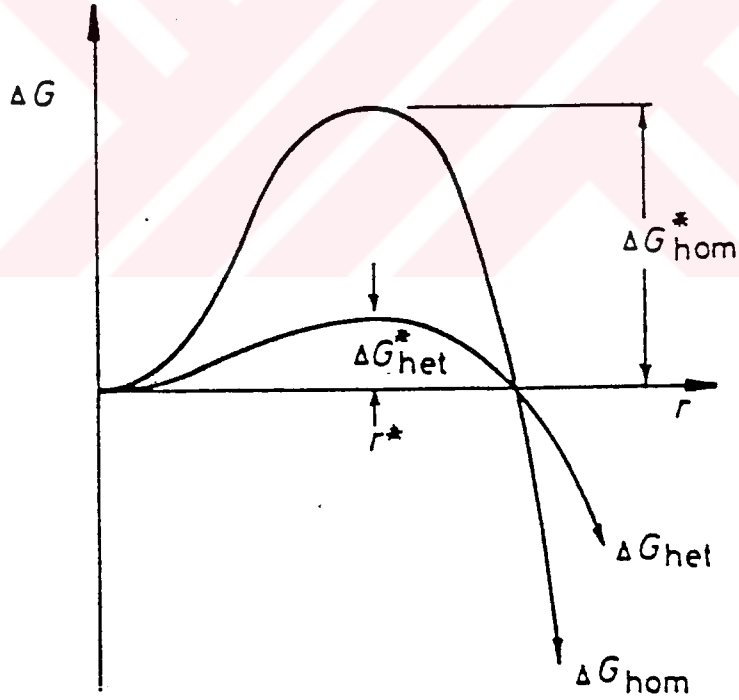
$$\Delta G^*_{het} = \Delta G^*_{hom} f(\theta) \quad (9)$$

$$\Delta G^*_{het} = (16\pi\gamma^3/3\Delta G^2_v) f(\theta) \quad (10)$$

$$f(\theta) = (2 + \cos \theta) (1 - \cos \theta)^2 / 4 \quad (11)$$

f faktörü 0 ile 1 arasında değişir ve ıslatma açısına bağlıdır. Açı büyüdükçe ıslanma azalacak ve f faktörü 1'e yaklaşacaktır [2].

Eşitlik 5 ve 10 karşılaştırıldığında, heterojen çekirdekleşmenin, homojen çekirdekleşmeye göre daha az kritik serbest enerjiye gereksinimi olduğu görülür. Şekil 1.3'de homojen ve heterojen çekirdekleşme için gerekli serbest enerji değerleri karşılaştırılmaktadır [3].



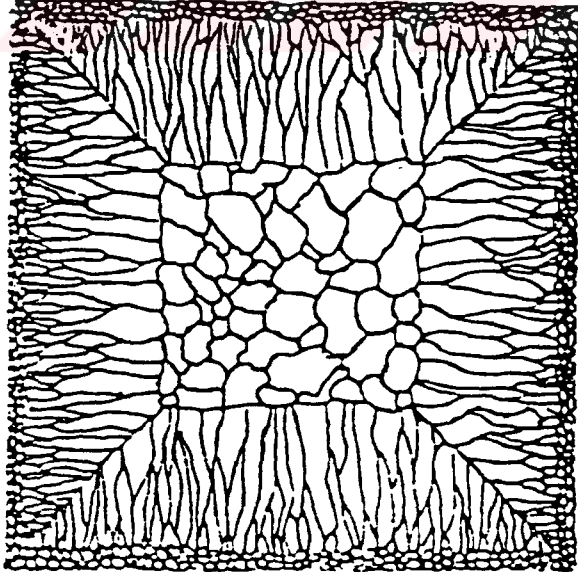
Şekil 1.3: Homojen ve heterojen çekirdeklenme için gerekli serbest enerji değişiminin karşılaştırılması [3].

Katılaşma, çekirdekleşme sonrasında alaşımın bileşimine ve faz diyagramına bağlı olarak ya dendritik ya da ötektik olarak gerçekleşir. Dendritik katılaşma, daha çok tek fazlı alaşımlarda görülür. Fakat alaşımdaki ikinci fazın difüzyonuna ve faz diyagramına bağlı olarak dendritik yapılar arasında genelde ötektik katılaşma da olur. Ötektik miktarının düşük olduğu alaşımlar genelde dövme alaşımlarıdır. Buna karşın ötektik miktarı yüksek ise bu alaşımlara döküm alaşımları denir. Bu yapılar ya eşeksneli ya da kolonsal taneler halinde oluşurlar. Bu yüzden malzemelerin birçok özellikleri direkt olarak ilk döküm yapısıyla ve döküm şekliyle belirlenir.

1.3 Döküm Makroyapısı

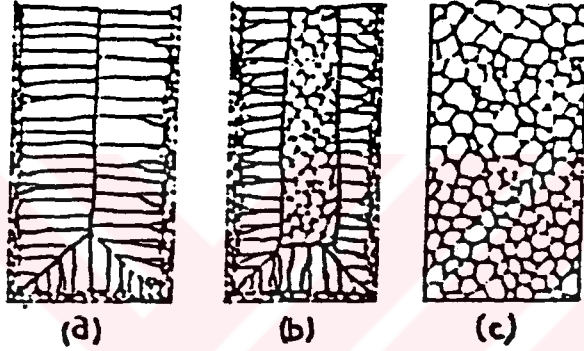
Metaller ve alaşımların, başta mekanik özellikleri olmak üzere birçok özellikleri, tane yapısı ile doğrudan ilişkilidir. Bu da, ingot dökümünde tane yapısının oluşumunun incelenmesini ve yapı kontrolü ile ilgili yöntemlerin araştırılmasını zorunlu kılmıştır.

Tek fazlı metal ve alaşımların mikroyapısını kontrol eden faktörler; sıvıdaki sıcaklık gradyenti, katılaşma hızı, alaşımın kompozisyonudur [1].



Şekil 1.4: Genel bir ingot yapısı [1].

Genel olarak bir ingot yapısının şematik gösterimi şekil 1.4’de verilmiştir. Bu şekilde, ingotun iç duvarına yakın kısımlar eş eksenli bölge, arada kolonsal bölge ve ingot merkezinde de iç eş eksenli bölge görülmektedir. Saf metallerin ingot dökümlerinde yalnızca dış eş eksenli bölge ve kolonsal bölge görülebilir (Şekil 1.5a). Alaşımların dökümlerinde ise bunlara ek olarak iç eş eksenli bölgeler görülebileceği gibi (Şekil 1.5b), tane yapısı tamamen eş eksenli de olabilir (Şekil 1.5c) [4].



Şekil 1.5: Üç farklı yapıda ingot dökümü. a) Kolonsal yapı b) Kolonsal ve eş eksenli yapı c) Eş eksenli yapı [4].

Dış eş eksenli kristaller, soğuk kalıp cidarı ile temas sonucu aşırı soğumaya maruz kalan sıvı metal içerisinde heterojen çekirdeklenme yolu ile oluşurlar. Bu bölgenin kalınlığı metal sıcaklığına, kalıp sıcaklığına ve kalıp malzemesinin ısı iletim katsayısına bağlıdır. Metal sıcaklığı yüksek, kalıp sıcaklığı düşük ve ısı iletimi de düşük ise, dış eş eksenli bölge ince olacaktır. Metal sıcaklığı nispeten düşük ve kalıp sıcaklığı yüksek ise, bu durumda dış eş eksenli bölge daha kalın olacaktır.

Katılaşmanın başlangıcında kristaller kalıp cidarında rastgele yönelirler. Fakat ısı akış yönüne paralel olan kristaller diğerlerini elimine ederek daha hızlı büyürler ve kolonsal taneleri oluştururlar. Bu arada ikincil dendrit kolları arası mesafe, hem eş eksenli hem de kolonsal dendritlerde katılaşma boyunca artar. Bu artış, bazı ikincil dendrit kollarının eriyerek yok olmasından veya birleşerek bütünleşmesinden kaynaklanmaktadır. Böylece sistem yüzey enerjisini minimuma indirir [2].

İç eş eksenli taneler ise, ya ingotun üst yüzeyinin hava ile temas etmesinden dolayı oluşan aşırı soğuma ile, ya da ikincil dendrit kollarının çeşitli mekanizmalara bağlı olarak kopması ile oluşur. İkinci fazın daha homojen dağılması ve katı sıvı aralığına ısıtma sırasında sıvı dağılımının da homojen olması için eş eksenli tanelerin oluşumu tercih edilir.

1.4 Mikrosegregasyon

Mikrosegregasyon, alaşımların dengesiz katılaşması sonucu oluşur. Dengesiz katılaşmada, oluşan katıda difüzyonun tamamlanması için yeterli süre olmadığından, ilk katı bileşimi ile sonradan oluşan katının bileşimi arasındaki farklılığa mikrosegregasyon denir.

1.4.1 Dengeli Katılaşma

Katı ve sıvıda difüzyonun tamamlandığı dengeli katılaşma durumunda, katı ve sıvının kompozisyonu, faz diyagramındaki likidüs ve solidüs eğrilerini takip ederek soğuma boyunca değişir. Her iki fazda da homojen bir konsantrasyon oluşur. Bu yüzden son katı orjinal eriyiğin kompozisyonuna sahiptir ve bu durumda mikrosegregasyon oluşmaz. Bu durumda kütle dengesi aşağıdaki gibi yazılabilir [5].

$$C_0 = C_L f_L + C_S f_S \quad (12)$$

$$C_L = k_0 C_0 / [f_S (k_0 - 1) + 1] \quad (13)$$

Burada;

C_S : Katı fazın konsantrasyonu

C_L : Sıvı fazın konsantrasyonu

C_0 : Başlangıç konsantrasyonu

f_L : Sıvı faz yüzdesi

f_S : Katı faz yüzdesi

k_0 : Denge dağılım katsayısı

Bu durum pratikte, ancak Fe-C ve Fe-N gibi arayer elementlerinin yavaş soğuması durumlarında geçerlilik kazanır [5].

1.4.2 Dengesiz Katılaşma

Pratikte katılaşma şartlarında, katıda difüzyon sınırlıdır ve alaşımın katılaşmasının tamamlanmasından sonra kompozisyon homojen değildir.

Mikrosegregasyon ile ilgili ilk çalışma kantitatif olarak Gulliver tarafından yapılmış ancak genelde Scheil eşitliği olarak bilinir. Scheil, çalışmalarında aşağıdaki kabulleri göz önünde bulundurarak bir model geliştirmiştir. Bu modelde;

- Sıvıda çözültü elementlerinin homojen dağıldığı,
 - Katı içinde difüzyonun olmadığı,
 - Katı sıvı aralığında termodinamik dengenin olduğu ve bu dengenin sabit denge dağılım katsayısı ile belirlendiği,
 - Birinci dendrit kollarının ucunda ihmal edilebilir bir aşırı soğumanın olduğu,
 - Dendrit boylarının katılaşma boyunca sabit olduğu,
- kabul edilmiştir.

Bu durumda Scheil eşitliği;

$$C_s = k_0 C_0 (1 - f_s)^{(k_0 - 1)} \quad (14)$$

1950'li yıllarda mikroanaliz yöntemi ile farklı alaşım sistemlerinde yapılan birçok mikrosegregasyon ölçümleri sonucu Scheil eşitliğindeki bazı kabullerin tam olarak geçerli olmadığı anlaşılmıştır. Deneyler sonucunda Scheil eşitliğindeki, katı içinde difüzyonun olmadığı kabulü geçerliliğini kaybetmiştir. Çünkü, çeşitli katılaşma aşamalarında su verilmiş alaşımlarda zamanla katı kompozisyonunun değiştiği gözlenmiştir. Daha sonra Brody-Flemings, katı içinde difüzyonun olduğunu kabul ederek yeni bir model önermişlerdir. Brody-Flemings geliştirdikleri modelde aşağıdaki kabulleri gözönüne almışlardır. Bu modelde;

- Çekirdekleşmeden önce aşırı soğumunun ihmal edilebileceği,
 - Dendrit kolları arasındaki küçük bölgelerde bulunan hacim elementi boyunca sıvı metal akışının olmadığı, yani kütle dengesinin korunduğu,
 - Sıvıda difüzyonun tamamlandığı,
 - Morfolojinin düzlemsel olduğu,
- kabul edilmiştir.

Brody - Flemings Eşitliği;

$$C_s = k_0 C_0 [1 - (1 - A k_0) f_s]^{\frac{k_0 - 1}{1 - A k_0}} \quad (15)$$

şeklindedir. Burada;

$$A = 2 \alpha / (1 + 2\alpha) \quad (16)$$

$$\alpha = D_s t_f / (L)^2 \quad (17)$$

D_s : Katı içindeki difüzyon katsayısı

t_f : Katılma zamanı

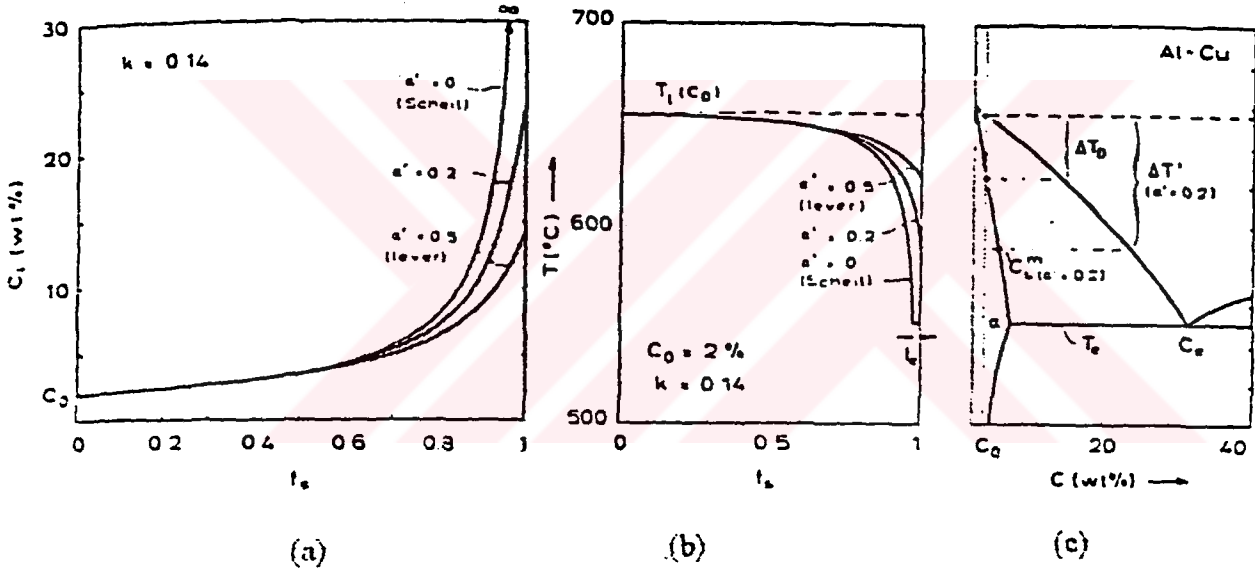
L : Dendrit kolları arası mesafenin yarısı [2].

Bu eşitlikte α (birimsiz) katsayısı, katı içinde difüzyonun büyüklüğünü belirler. $\alpha \ll 1$ ise mikrosegregasyon değeri Scheil eşitliğine yaklaşır. $\alpha \gg 1$ ise üniform bir bileşim elde edilir ve mikrosegregasyon gözlenmez [5].

Daha sonraki yıllarda Clyne-Kurz, Brody-Flemings'in 17 no'lu eşitlikteki α değerinin geri difüzyonu tamamiyle dikkate almadığını ileri sürerek bunu α' olarak modifiye etmişlerdir [3].

$$\alpha' = \alpha [1 - \exp(-1/\alpha) - 0.5 \exp(-1/2\alpha)] \quad (18)$$

Şekil 1.6'da % 2 Cu içeren Al - Cu alaşımında, katılaşma sırasında meydana gelen mikrosegregasyon, bunun sıcaklık ve faz diyagramı ile olan ilişkisi gösterilmektedir. Şekilde Al - Cu alaşımı dengeli katılaşmada ötektik içermez. Dengesiz katılaşmada Cu atomlarının Al içinde difüzyonu için yeterli süre olmadığından, son döküm yapısında soğuma hızına bağlı olarak farklı ötektik yapı oluşacaktır (Şekil 1.6a). Burada $\alpha' = 0$ iken yani Scheil eşitliğinin geçerli olduğu durumda yapıda maksimum ötektik bulunur. $\alpha' = 0.2$ durumunda ise geri difüzyondan dolayı segregasyon düşecek ve yapıda ötektik gözlenmeyecektir. $\alpha'=0.5$ durumunda, dengeli katılaşma olup mikrosegregasyon oluşmaz. Şekil 1.6b ve şekil 1.6c'de mikrosegregasyonun sıcaklık - faz diyagramı ile olan ilişkisi görülmektedir [3].



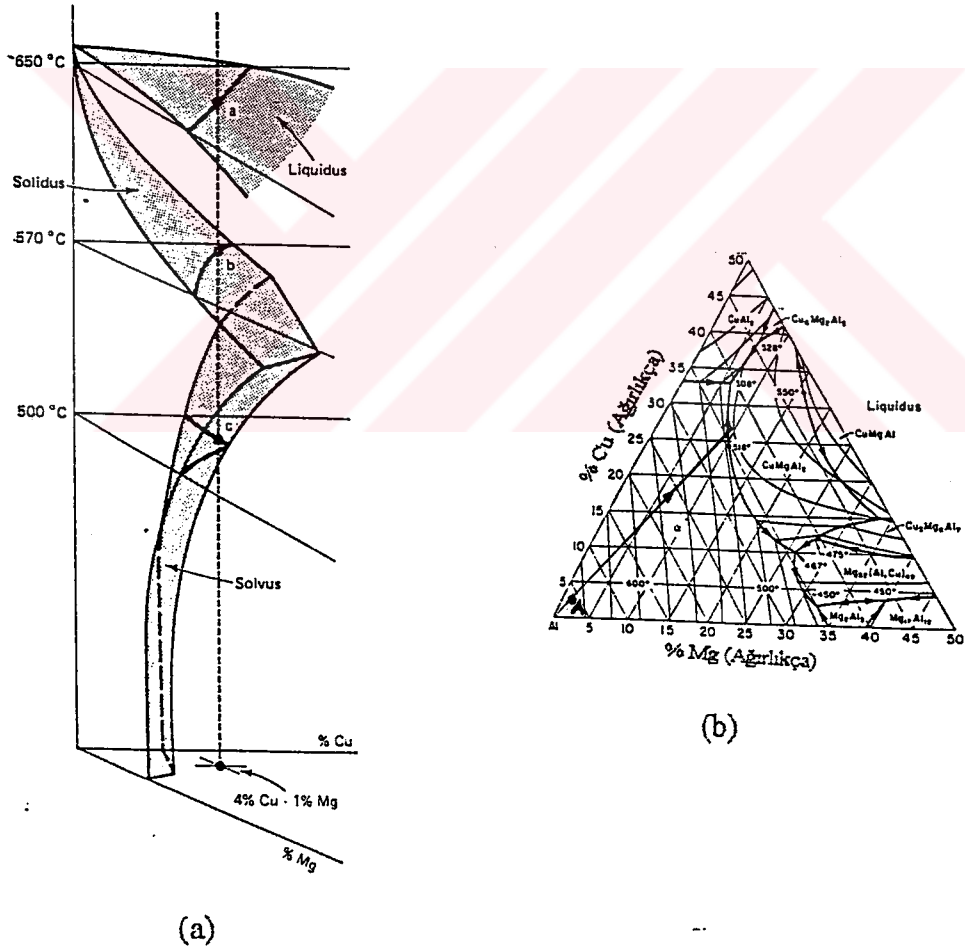
Şekil 1.6: Al - %2 Cu alaşımının katılaşması sırasında (a) sıvı bileşimi değişimi, (b) sıcaklık değişimi, (c) faz diyagramı ile ilişkisi. ($\alpha' = 0$ ise katıda difüzyon yok, $\alpha' = 0.2$ ise katıda sınırlı difüzyon var, $\alpha' = 0.5$ ise dengeli katılaşma) [3].

1.5 Etial 24 ve Etial 44 Dövme Alüminyum Alaşımlarının Katılaşması

Etial 24 alaşımının Al-Cu (%3.8-4.9)-Mg (1.2-1.8) üçlü denge diyagramının, üç boyutlu alüminyum köşesi şekil 1.7a'da görülmektedir. Buradan da görüleceği gibi, Etial 24 alaşımındaki empürite elementleri dikkate alınmadığında dengeli katılaşma durumunda, katılaşma 650 °C'de a noktasında başlar ve 570 °C'de b noktasında son bulur. Bu sıcaklığın

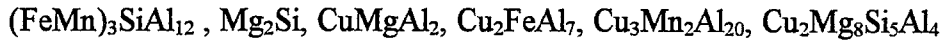
altında, dengeli katılaşma durumuna göre tek fazlı α - Al bölgesi görülmektedir. Etial 24 alaşımının katılaşması sırasında 500 °C'nin altında çökelti fazları oluşur.

Pratik şartlarda, alaşımların katılaşması sırasında, katı fazdaki difüzyonun tamamlanamamasından dolayı dengeli katılaşma görülmez. Bundan dolayı katılaşma a noktasından başlayıp soğuma şartlarına bağlı olarak üçlü ötektik noktada son bulur. Şekil 1.7b'de Al-Cu-Mg üçlü denge diyagramının likidüs projeksiyonu görülmektedir. Buna göre, bu alaşımın katılaşması şekildeki a noktasından başlayacak, şekilde gösterilen ok yönünde ilerleyecek ve 518 °C'de üçlü ötektiğin oluşmasıyla son bulacaktır. Son yapı α -Al ve CuAl_2 , CuMgAl_2 fazlarından oluşacaktır. Bu fazların miktarları mikrosegregasyon parametrelerine ve alaşımın bileşimine bağlıdır [6].



Şekil 1.7: a) Etial 24 alaşımının Al-Cu-Mg üçlü denge diyagramının, üç boyutlu alüminyumca zengin köşesi , b) Al-Cu-Mg üçlü denge diyagramının likidüs projeksiyonu [6].

Ticari alaşımlarda da az miktarda çeşitli empürite elementleri bulunduğundan faz diyagramında küçük değişimler meydana gelebilir. Buna bağlı olarak ta, ticari alaşımın ilk katılma sıcaklığı, son katılma sıcaklığı ve oluşan fazların miktarlarında değişimler olur. Nitekim literatürde bu ticari alaşımın katılma aralığı 638-502 °C olarak belirtilmiştir [7]. Bu farklılık yukarıda da belirtildiği gibi alaşımdaki diğer elementlerin etkisinden kaynaklanmaktadır. Diğer taraftan alaşımda bulunan diğer elementlerin α -Al fazındaki çözünürlüğü az ise bu elementler, bu üçlü denge diyagramında gösterilmeyen intermetalik bileşikler oluşturabilir. Etial 24 alaşımında empürite elementlerine bağlı olarak oluşması mümkün intermetalik bileşikler aşağıda verilmiştir.

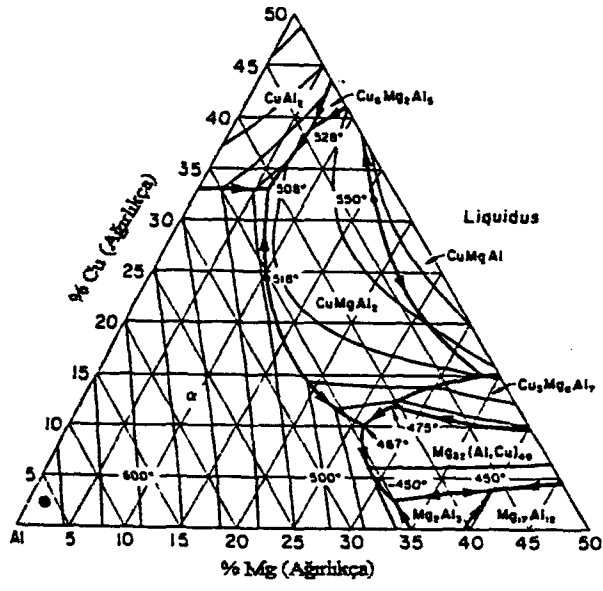


Mn ve Fe'nin artışı $(\text{CuFe})\text{Al}_6$ ve MnAl_6 oluşumuna neden olur. Bu genelde $(\text{CuFeMn})\text{Al}_6$ olarak bilinir [8].

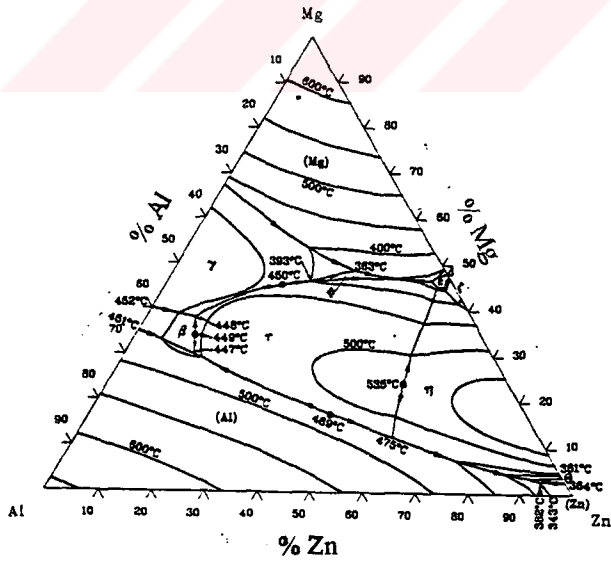
Etial 44 alaşımında bulunan temel alaşım elementleri Al, Zn (%5.1-6.1), Mg (%2.1-2.9), Cu (%1.2-2)'dan oluşmaktadır. Bu, dördü bir alaşım olduğundan böyle bir alaşımın likidüs projeksiyonunu elde etmek oldukça güçtür. Bununla birlikte şekil 1.8, 1.9 ve 1.10'da alüminyumun temel alaşım elementleri ile oluşturduğu (Al-Mg-Cu, Al-Mg-Zn, Al-Cu-Zn) üçlü denge diyagramlarının likidüs projeksiyonu görülmektedir [6]. Ancak bu yaklaşımda dördü alaşımın kesin davranışını görmek mümkün değildir. Etial 44 alaşımı için literatürde dengesiz katılma aralığı 635-477 °C olarak belirtilmiştir [7]. Görüldüğü gibi dengesiz katılma aralığı oldukça geniştir. Dengesiz katılma aralığının geniş olması alaşımın dökümünü zorlaştırmakta ve sıcak yırtılmaya karşı olan direncini düşürmektedir.

Etial 44 alaşımında da Etial 24 alaşımındaki gibi katılması sırasında birçok intermetalik bileşikler oluşabilmektedir. Bu intermetalik bileşikler aşağıda gösterilmiştir [8].

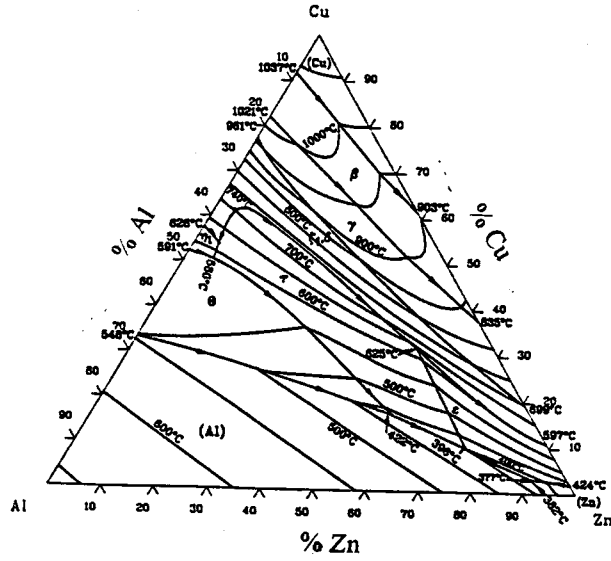




Şekil 1.8: Al-Mg-Cu üçlü denge diyagramının likidüs projeksiyonu [8].



Şekil 1.9: Al-Mg-Zn üçlü denge diyagramının likidüs projeksiyonu [8].



Şekil 1.10: Al-Cu-Zn üçlü denge diyagramının likidüs projeksiyonu [8].

1.6 NONDENDRİTİK MALZEMELER

1.6.1 Nondendritik Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Döküm yapısının kalitesini belirleyen dört temel kriter vardır. Bunlar; segregasyon, porozite, inklüzyon ve tane boyutudur.

Tane küçültme işlemleriyle makrosegregasyon önlenilmekte, ayrıca porozite ve inklüzyonların döküm parçalarındaki dağılımları homojen olabilmektedir. Ancak bu işlemlerde dışarıdan tane küçültücü ilavelere ihtiyaç duyulmaktadır.

Döküm yapısının kalitesini belirleyen diğer bir faktör olan inklüzyonlar ise, iç ve dış kaynaklı olmak üzere ikiye ayrılırlar. Dış kaynaklı inklüzyonlar, pota astarından, curuftan veya yolluk ve kalıptan metale geçen metalik olmayan parçacıklardır. Bunlar, daha kaliteli astar malzemesi ve refrakter kullanımı, uygun yolluk ve besleyici dizaynı, curufun uygun şekilde alınması, yolluğa konulan filtrelerle, özel ergitme ve döküm yöntemleriyle önlenbilir. Buna

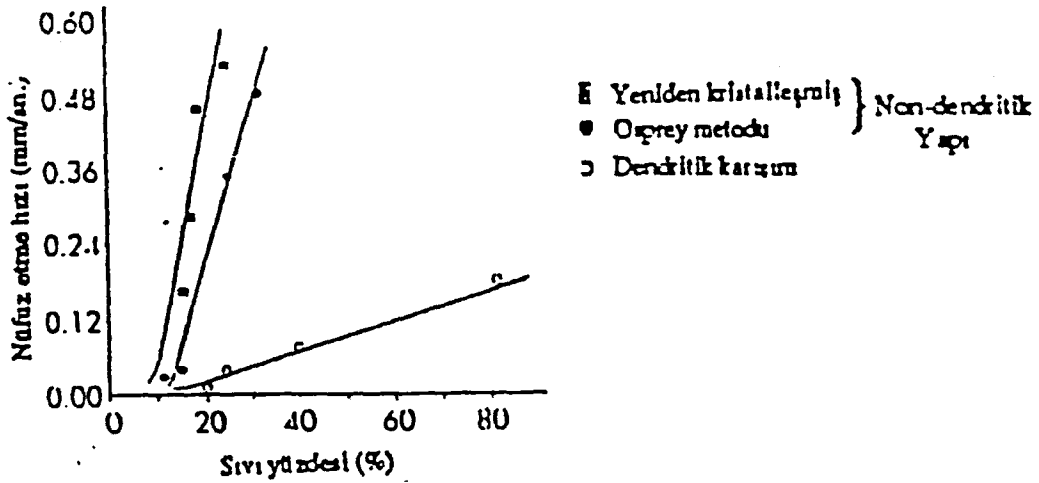
karşılık iç kaynaklı inklüzyonlar, alaşımların katılaşması sırasında çözelti elementlerinin mikrosegregasyonuna bağlı olarak oluşan reaksiyonlar sonucu meydana gelirler.

Alaşımların katılaşması sırasında çözelti elementleri ve ergitme sırasında sıvı metal içinde çözünen gazlar, döküm yapısında mikrosegregasyon ve porozite oluşumuna neden olurlar. Sıvı metaldeki gaz çözünürlüğünün azaltılması ile porozite miktarının düşürülmesi mümkündür. Sıvı metaldeki gaz çözünürlüğünün azaltılması, ergitmenin vakum veya inert gaz atmosferi altında yapılmasıyla sağlanabilir. Döküm sonrası porozitenin giderilmesi ise, döküm parçasının yüksek sıcaklıkta basınca maruz bırakılmasıyla yani hiplenmesiyle (Hipping; Hot Isostatic Pressure) mümkündür.

Katılaşma sonucu oluşan dendritik ve hücreli yapıdaki mikrosegregasyon, ancak döküm sonrası yüksek sıcaklıkta uzun süre homojenleştirme ısı işlemiyle giderilebilmektedir.

Yukarıdaki açıklamalardan da anlaşılacağı gibi döküm yapısının kalitesini belirleyen faktörler ve sıcak yırtılmada olduğu gibi bazı döküm hatalarının temelinde segregasyon olayı yatmaktadır [9].

Bu segregasyonu kullanarak, 1970'li yıllarda MIT'te (Massachusetts Institute of Technology) yapılan ve yaklaşık olarak %60 katı faz içeren nondendritik katı-sıvı karışımının, katılara göre, daha yüksek bir akışkanlığa sahip olduğu anlaşılmıştır. Bu bilgilerin ışığında bir seri yeni üretim yöntemleri geliştirilmiştir. Bu yöntemler; Reo-döküm (Rheocasting), Tikso-döküm (Thixocasting), Karıştırma-döküm (Stir casting), Gir-döküm (Gir casting), Tikso-şekil verme (Thixoforging), Yarı katı halde şekil verme (Semisolid forging) gibi adlar altında toplanmıştır [10].



Şekil 1.11: Dendritik ve nondendritik yapıların penetrasyon hızı [10].

Bir ikili sistemin katılaşması sırasında, mikrosegregasyondan dolayı dendritler arasında, ilk oluşan bileşime göre daha düşük ergime sıcaklığına sahip bileşimler oluşacaktır. Eğer sistem ötektik içeriyorsa, alaşımın bileşimine bağlı olarak yapı değişik oranlarda ötektik faz içerecektir. Bu nedenle, kısmen düşük ergime sıcaklığına sahip yapının, liküdis-solidüs eğrileri arasında uygun sıcaklıkta kısmen ergitilip dökülebileceği ve şekillendirilebileceği anlaşılmıştır. Ancak, dendritik yapının akışkanlığa karşı büyük direnç göstermesinden dolayı, yapının küresel yani nondendritik olması istenmektedir. Şekil 1.11'de düşük sıvı yüzdesinde nondendritik yapı, dendritik yapıya göre daha fazla penetrasyon hızına sahip olduğu görülmektedir [10].

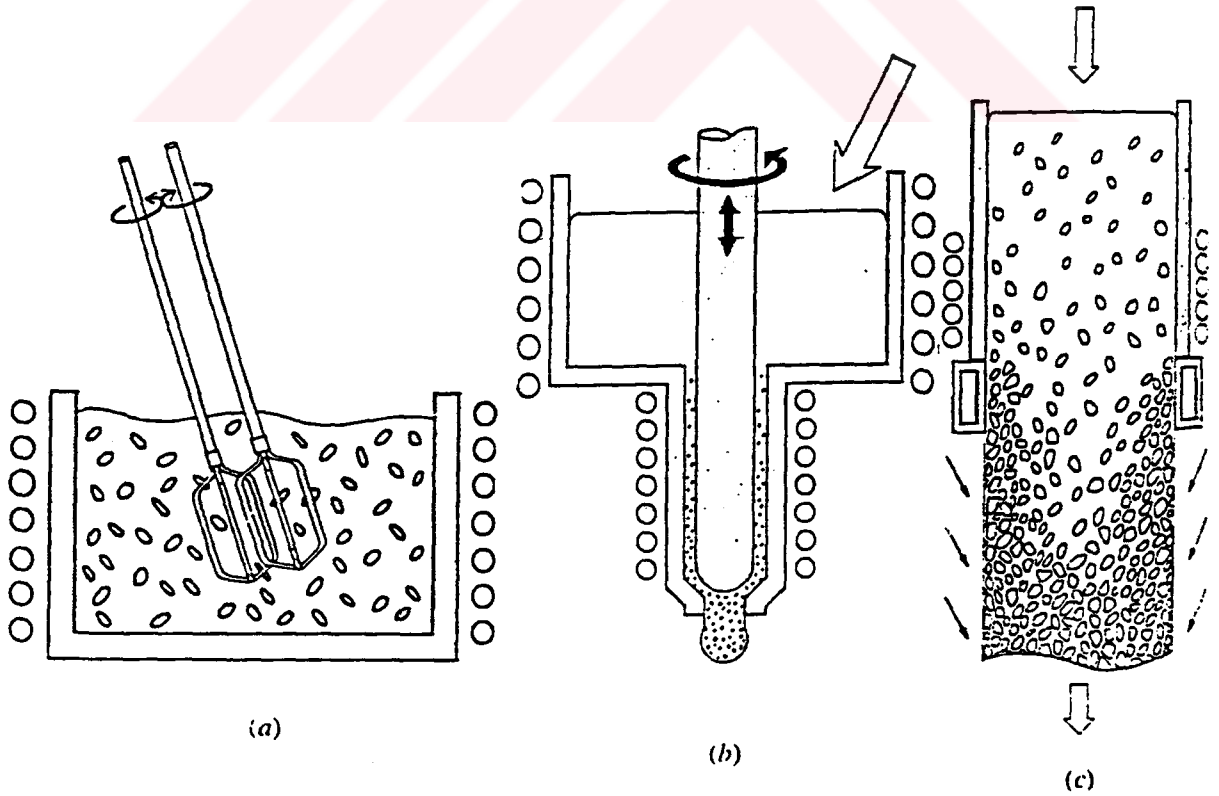
Nondendritik malzeme üretimi temelde üç yöntemle yapılmaktadır.

- 1- Katılaşma boyunca mekanik veya magnetohidrokinamik karıştırma ile,
- 2- Deformasyona uğratılmış blokların katı-sıvı aralığında kısmi ergitilmesiyle,
- 3- Osprey prosesi ile veya toz metalurjisi ile üretilmiş blokların katı-sıvı aralığında kısmi ergitilmesiyle [11].

Şekil 1.12'de nondendritik malzeme üretim yöntemlerinden karıştırma döküm, mekanik karıştırma ile sürekli döküm ve elektromanyetik karıştırma yöntemi gösterilmektedir. İlk olarak nondendritik malzeme üretimi mekanik karıştırma ile yapılmıştır. Bu yöntemde; potadaki sıvı metal, daha düşük sıcaklıktaki bölmeye aktarılır. Bu bölmede bulunan dönen ince

bir çubuk yardımıyla, katılaşma sırasında oluşan dendritik yapının mekanik olarak kırılması prensibine dayanır. Kırılan bu dendritik yapı başta rozetimsi görünümde olup, karıştırma ile bunlar kabalaşarak küresel hale gelir. Elde edilen bu karışıma direkt olarak şekil verilirse buna reo-döküm adı verilir. Bu karışım ingot içinde biriktirilerek katılaştırıldıktan sonra, yeniden katı-sıvı aralığına ısıtılıp şekil verilmesine ise tiksö-döküm adı verilir. Reodökümde ortalama partikül çapı katılaşma hızı ve karıştırıcının dönme hızıyla kontrol edilir. Yüksek katılaşma hızı ve kayma hızı, daha küçük ve küresel partikül elde edilmesini sağlar. Tipik olarak katı partikül çapları 100-400 μm arasındadır.

Mekanik karıştırma ile elde edilen nondendritik malzemenin üretim hızı, sistemden ısının uzaklaştırılmasına bağlıdır. Bu da pota malzemesinin yüksek ısı iletimine sahip olmasıyla sağlanmaktadır. Bu yöntemde, mekanik karıştırma sırasında yüzeyde oluşan oksit tabakası kırılmakta ve dolayısıyla yapıda inklüzyonlara neden olmaktadır. Ayrıca sıvı metalin gaz kapması gibi dezavantajlarından dolayı kullanım alanı olarak laboratuvar sınırlarını aşmamıştır[9].



Şekil 1.12: Nondendritik malzeme üretim yöntemleri. a) Karıştırma, b) Mekanik karıştırma ile sürekli döküm, c) elektromanyetik karıştırma yöntemi [9].

Mekanik karıştırmanın dezavantajlarını gidermek amacıyla sürekli döküm sırasında magnetohidrodinamik karıştırma yapılarak yeni bir döküm yöntemi geliştirilmiştir. Bu yöntemde, kontrollü bir ortamda sıvı metalin sıcaklığı düşürülerek yüksek manyetik alan uygulanmaktadır. Bu manyetik alanın oluşturduğu sıvı hareketinden dolayı dendrit kolları kırılır ve bunlar sıvı metal içinde küreselleşerek nondendritik yapıyı oluştururlar. Magnetohidrodinamik karıştırma ile elde edilen malzemenin tane çapı yaklaşık 30 µm civarındadır. Bugün Dünya'da bu yöntem, alüminyum alaşımlarına uygulanmakta ve 38 mm'den 152 mm'ye kadar çeşitli çaplarda çubuklar sürekli döküm yöntemiyle üretilmektedir. Üretilen malzemeler daha düşük gaz, oksit ve metalik olmayan inklüzyonlar içerdiğinden, askeri, uçak ve otomobil parçaları için istenen yüksek kaliteyi sağlamaktadır [10].

Sürekli döküm yöntemi, bu avantajlarının yanında bazı dezavantajları da içermektedir. 2.5 cm 'den küçük çaplı yapılan üretimin, düşük üretim hızından dolayı ekonomik olmadığı ortaya çıkmıştır. Ayrıca bazı çubukların kenarları, yüzeydeki soğuma ortamından dolayı dendritik katılaşırken, iç bölgeler arzulanan nondendritik yapıyı göstermektedir. Bu da şekil verme sırasında, çubukların iç ve dış kısımlarının farklı akışkanlık göstermesine sebep olup üretilen parçalarda çeşitli hatalara neden olmaktadır. Bu tür yapılara sahip çubukların, homojen bir akışkanlık ve mikroyapı gösterebilmeleri için kenarlarının talaşlanması gerekmektedir. Bu da malzeme sarfiyatını arttırır. Tüm bunlara ek olarak, çeşitli boyutlarda parça üretimi için, farklı çaplarda nondendritik çubuklara ihtiyaç vardır. Bu da her seferinde kalıp değiştirme, sistem parametrelerinin yeniden düzenlenmesi ve üretimin durması gibi ekonomik olmayan sonuçlar doğurmaktadır [12].

Diğer bir nondendritik malzeme üretim yöntemi toz metalurjisidir. Bu yöntem, özellikle Titanyum alaşımlarının biomedikal amaçlı kullanımı için geliştirilmiş ise de, refrakter ve reaktif metaller içinde büyük kullanım potansiyeline sahiptir. Titanyum alaşımlarına, bakır ve kobalt gibi alaşım elementlerinin eklenmesiyle, likidüs sıcaklığı düşürülürken, geniş bir katılaşma aralığı da elde edilir. Böylece alaşım, nondendritik malzeme üretim yöntemleriyle şekil vermeye uygun hale gelir. Bu yöntemde, karıştırılmış ve soğuk preslenmiş bir ingotun, yeniden katı-sıvı aralığına ısıtılmasıyla tozların arasında kısmen ergime ve difüzyonla sıvı bir film oluşturulur. Bu durumdaki malzemenin karıştırılmasıyla, istenen küreselleşmiş yapı elde

edilir. Böyle bir yapının katılaşmasını takiben yeniden ısıtılmasıyla arzulanan şekil elde edilebilir [10].

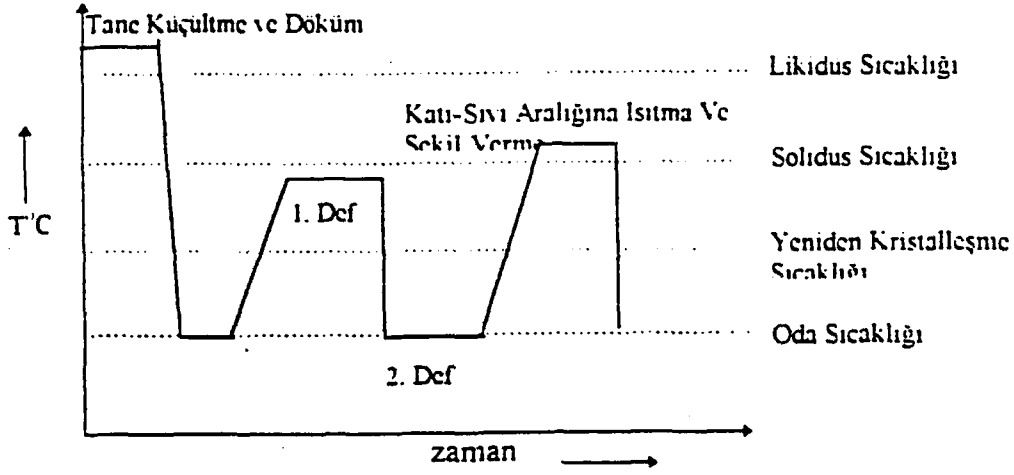
Bu proseslerin yanında, bazı yeni yöntemler de geliştirilmiştir. Bunların birinde, dönen merdane ile sabit bir soğutucu arasından metali akarken kısmen katılaşması ve uygulanan kayma gerilimine bağlı olarak dendritlerin kırılması ile de nondendritik yapının elde edilebileceği gösterilmiştir. Diğer bir yöntemde dendritlerin kırılması, elektromanyetik puls deşarjıyla (electromagnetic pulse discharge) elde edilmiştir. Fransızların geliştirdiği gir dökümde ise, sıvı metal pota içinde karıştırmaya maruz bırakıldıktan sonra santrifüj kuvveti etkisi ile, katı-sıvı karışımının ısıtılmış kalıp içine doldurulması prensibine dayanmaktadır. Ancak bu yöntemler ticari uygulama alanı bulamamışlardır [9].

Nondendritik yapının Osprey yöntemi ile elde edilmiş alaşımlardan da üretilebileceği görülmüştür. Bu yöntemde, azot veya argon gibi inert gazlar kullanılarak, gaz atomizasyonu ile küçük sıvı metal partikülleri elde edilir. Yaklaşık 100 µm çapında olan bu partiküller, toplayıcı alt levhanın üzerine doğru hızla hareket ederken, hızlı ısı transferinden dolayı kısmen katılaşır. Geri kalan sıvı faz ise büyük bir basınçla yüzeye yayılarak alt partiküllerle bağlanmayı sağlar. Bu esnada, her bir partiküldeki dendritik yapı basınç etkisi ile kırılarak geniş açılı tane sınırları oluşturur. Bu malzemenin kısmen ergitilmesi ile de istenen nondendritik yapı elde edilir [9,13].

Yarı katı halde malzeme üretiminde MHD dışında ticari olarak kullanılan yegane yöntem 1981 yılında geliştirilen SIMA (Strain Induced Melt-Activated) prosesidir.

1.6.2 SIMA Prosesi

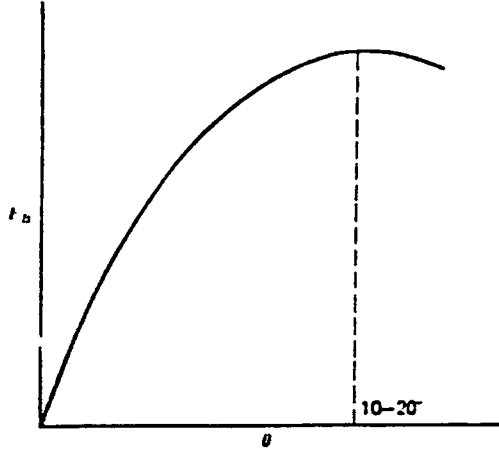
SIMA prosesi, sıcak ve soğuk deformasyon prosesleri üzerine kurulmuştur. Bu prosesle, tane küçültme işlemi yapılmış alüminyum alaşımlarının yeterli deformasyona uğramasını takiben soğuk veya ılık deformasyon uygulanarak malzemeyi katı-sıvı aralığında uygun sıcaklıkta ve sürede bekletilmesi ile tiksotropik malzeme üretilebileceği görülmüştür. SIMA prosesi, şematik olarak şekil 1.13'de gösterilmiştir [11].



Şekil 1.13: SIMA prosesinin şematik gösterimi [11].

Şekil 1.13'den de görüldüğü gibi tane küçültme işleminden sonra malzemeye yeniden kristalleşme sıcaklığının altında veya üzerinde ilk deformasyon uygulanır. Deformasyonun kolaylığı açısından yüksek sıcaklıkların seçilmesi uygundur. Bunu genellikle düşük sıcaklıklarda ve kritik deformasyon oranının üzerinde bir soğuk deformasyon izler. Uygulanan soğuk deformasyonla malzemede dislokasyon yoğunluğunun artması sağlanır [11].

SIMA prosesinde tane oluşumunu açıklamak için en geçerli yaklaşım Doherty ve arkadaşlarının öne sürdüğü yeniden kristalleşme teorisidir [14]. Buna göre, deformasyona uğratılmış malzemenin ısıtılmasıyla birlikte, mikrosegregasyondan dolayı yapıda var olan düşük ergime sıcaklığına sahip faz veya bölgelerin ergimesi ile oluşan sıvı faz geniş açılı tane sınırlarını ıslatır. Geniş açılı tane sınırlarının enerjisi, katı-sıvı arayüzey enerjisinden iki kat daha büyüktür. Böylece yapının katılaşma aralığında, uygun bir sıcaklıkta tutulmasıyla bu yüksek enerjili sınırlar, sıvı faz tarafından ıslatılacak, böylece küçük taneli küresel parçacıklar oluşacaktır. Yüksek açılı tane sınırları sıvı faz tarafından ıslatılırken düşük açılı tane sınırları zamanla kaynaşarak yok olurlar [14].



Şekil 1.14: Tane sınırlar enerjisinin sınırlar eğim (tilt) açısı ile değişimi [15].

Robert ve Kirkwood, yüksek deformasyon oranlarında, düşük deformasyon oranlarına göre daha fazla miktarda yüksek açılı tanelerin oluştuğunu gözlemişlerdir [15]. Şekil 1.14'te tane sınırlar enerjisinin, tane sınırları arasındaki açıya bağlı olarak değişimi görülmektedir. Düşük açılı tane sınırlar bölgesinde, tane sınırları arasındaki açının artışıyla tane enerjisi doğru orantılı olarak artmaktadır. 15-20 derecelik açıdan sonra (geniş açılı bölge) tane sınırlar enerjisi sabit kalmaktadır. Aynı zamanda taneler arasındaki difüzyonun, latis ve dislokasyon bölgelerindeki difüzyona göre daha büyük olduğu bilinmektedir. Dolayısıyla yüksek açılı bölgelerin, difüzyonla kolaylıkla ıslatılarak parçalanmaları sağlanır. Geniş açılı tane sınırlarının enerjileri $500-600 \text{ erg/cm}^2$ civarındadır. Taneler arasındaki üç yönlü açısının birlikte küçük değerde olma olasılığı çok az olduğundan çok kristalli metallerin tane sınırları 90° 'm üzerinde geniş açıdır [17]

Yeniden kristalleşme prosesi olarak bilinen SIMA prosesinde, nondendritik yapıdaki katı partikül boyutu, ilk döküm yapısındaki tane boyutuna, deformasyon oranlarına, uygulanan sıcaklığa ve bu sıcaklıkta bekleme süresi ile bu sıcaklığa ısıtma hızına bağlıdır.

İlk döküm yapısındaki tane boyutu, tane küçültme işlemi ile kontrol edilebilir. Böylece mikrosegregasyonun homojen olarak dağılması sağlanır. Soğuk deformasyonun amacı malzemede dislokasyon yoğunluğunu arttırmaktır. Çünkü dislokasyonun yoğun olduğu bölgeler çekirdeklenme için bir kaynak oluşturmaktadır. Aksi takdirde daha az sayıda çekirdek

oluşacak ve başlangıç yapısına nazaran daha kaba yapı elde edilecektir. Tanelerin kabalaşması, yalnızca deformasyon oranına bağlı olmayıp ısıtma hızına da bağlıdır. Isıtma hızının artması tanelerin kabalaşma tehlikesini azaltır [11].

Yapılan çalışmalar sonucunda, SIMA prosesi ile yarı katı halde şekil verme işlemi, alaşımların birçoğuna uygulanabileceği gösterilmiştir. Al ve Cu alaşımlarına 1983'den beri yarı katı halde şekil verilmektedir.

Bu proseste, şekil verme için küçük çaplı hammadde kolaylıkla bulunabilir ve bunun maliyeti de düşüktür. SIMA prosesi büyük çaplı malzemeler için de kullanılabilir. Fakat prosesin maliyeti, magnetohidrokinamik döküm prosesinden daha fazladır.

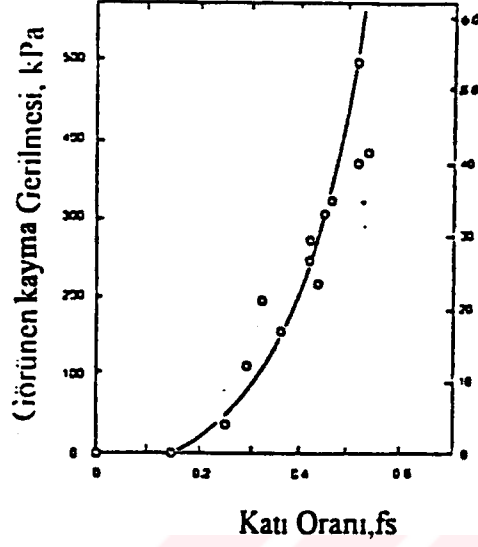
Şekil verme safhasında, şekil verme hızı ve basıncın kontrol edilmesi gerekir. Parça boyutuna, şekline, alaşım ve kalitesine bağlı olarak şekil verme hızları birkaç inç/sn'den 50 inç/sn'nin üzerindeki hızlarda olabilir ve kalıp basınçları 140 MPa veya daha fazla olabilir.

Şekil verme kalıpları alüminyum alaşımları için normalde AISI H13, bakır alaşımları için AISI H21 takım çeliğinden yapılır. Yaklaşık sertlikleri 45-48 HRC'dir [12].

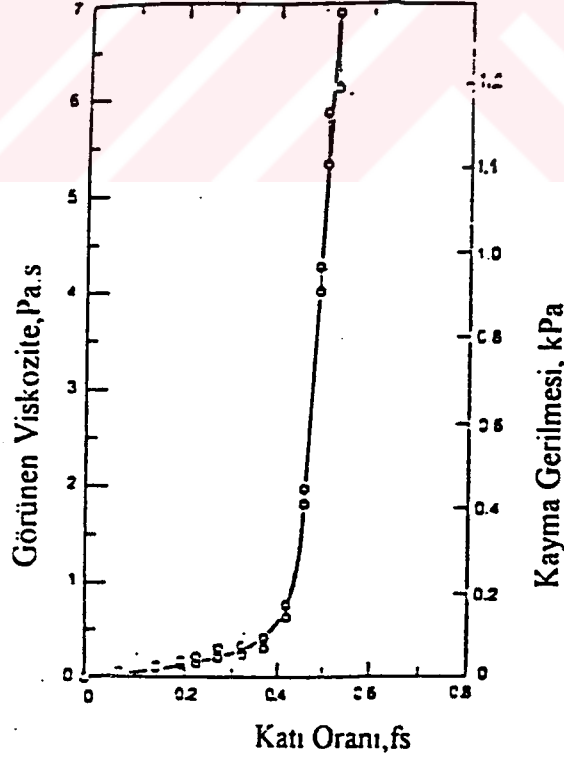
1.6.3 Yarı Katı Halde Şekil Verilmiş Malzemelerin Reolojik Özellikleri

1971 yılında Spencer, Sn-%15 Pb alaşımına likidüs sıcaklığının üzerinde bir kayma gerilmesi uygulamış ve kayma devam ederken katılaşıma aralığında alaşımın yavaşça soğumasını sağlamıştır [16]. Spencer, kayma gerilmesinin likidüs sıcaklığının altında, sıcaklık azaldıkça çok yavaş arttığını görmüştür. Yaptığı çalışmalar sonucu non-dendritik malzemenin, dendritik malzemeye göre daha düşük bir kayma gerilmesine sahip olduğunu gözlemiştir. Dendritik malzeme, $f_s = 0.4$ ün biraz üzerinde maksimum 200 kPa kayma gerilmesi gösterirken, yine aynı katı oranında non-dendritik malzeme maksimum 0.2 kPa kayma gerilmesi göstermiştir. Şekil 1.15 ve şekil 1.16 'da bu durum açıkça görülmektedir. Ayrıca şekil 1.16 'daki diyagramdan non-dendritik malzemenin viskozitesinin son derece düşük olduğu

da görülmektedir. Burada katı oranı (f_s) gerçek sıcaklık ölçümleriyle ve Scheil eşitliğinden hesaplanmıştır [16].



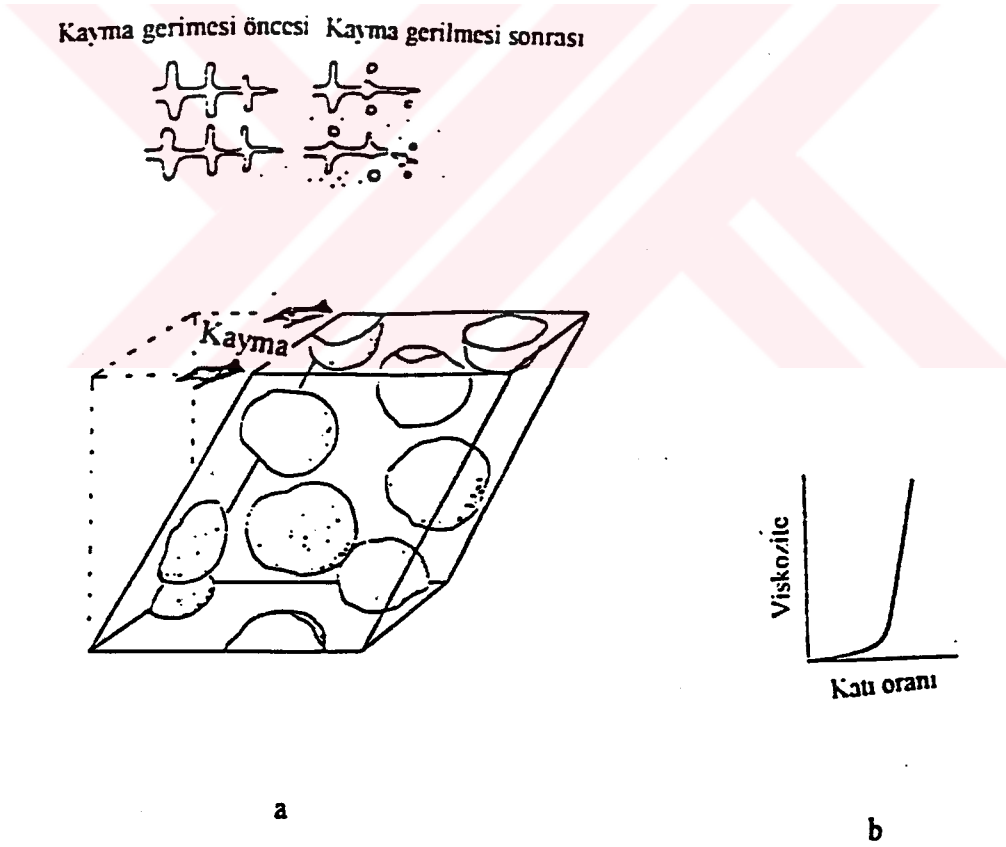
Şekil 1.15: Yarı-katı dendritik Sn- %15 Pb alaşımmın izotermal kayma gerilmesi [16].



Şekil 1.16: Sn-%15 Pb nondendritik alaşım için deneysel olarak elde edilmiş viskozite - kayma gerilmesi - katı oranı ilişkisi [16].

Şekil 1.17'de, Spencer'in yaptığı bu çalışmada, uygulanan kayma gerilmesine göre malzemenin yapı ve akış davranışı şematik olarak gösterilmektedir. Şekil 1.17a'da, katılaşma sırasında yarı katı alaşımın karıştırılması, dendritlerin kırılması ve küresel yapının oluşumunu sağlamaktadır.

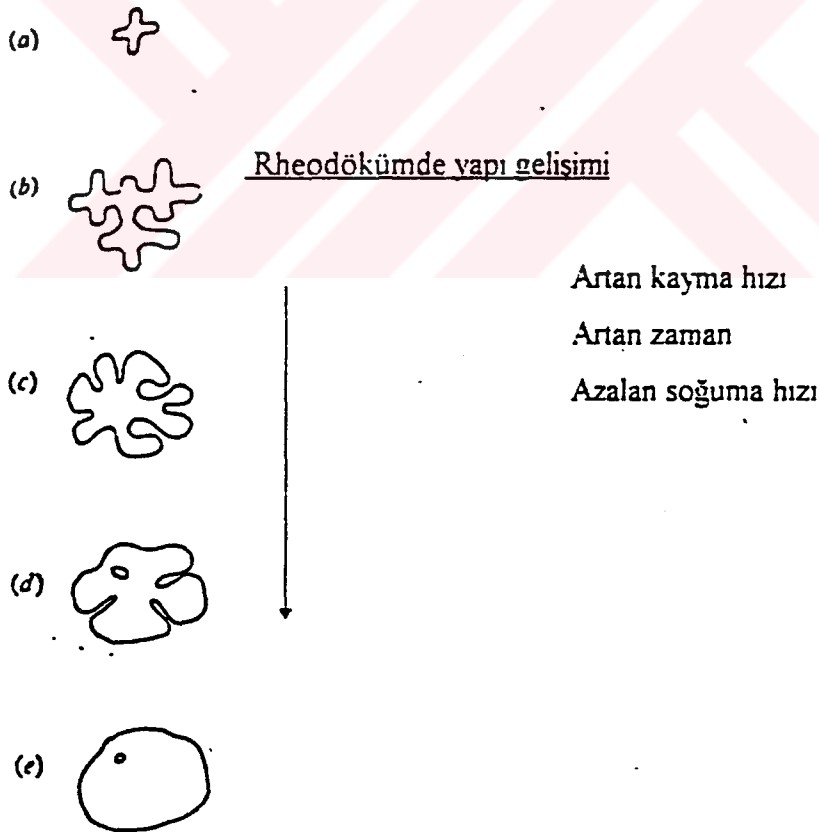
Şekil 1.17b'de, malzemede katı oranı arttığında, viskozitenin de arttığı görülmektedir. Yalnız bu şekilde dikkat edilmesi gereken husus, belli bir katı oranında viskozitede ani bir artış olmasıdır. Yarı katı şekil verme proseslerinde, viskozitenin düşük olması istenir. Bu yüzden kritik katı oranının iyi belirlenmesi gerekir.



Şekil 1.17: Yarı-katı halde şekil vermenin oluşumu, a) kayma ile dendritlerin kırılması, b) viskozite - katı oranı ilişkisi [16].

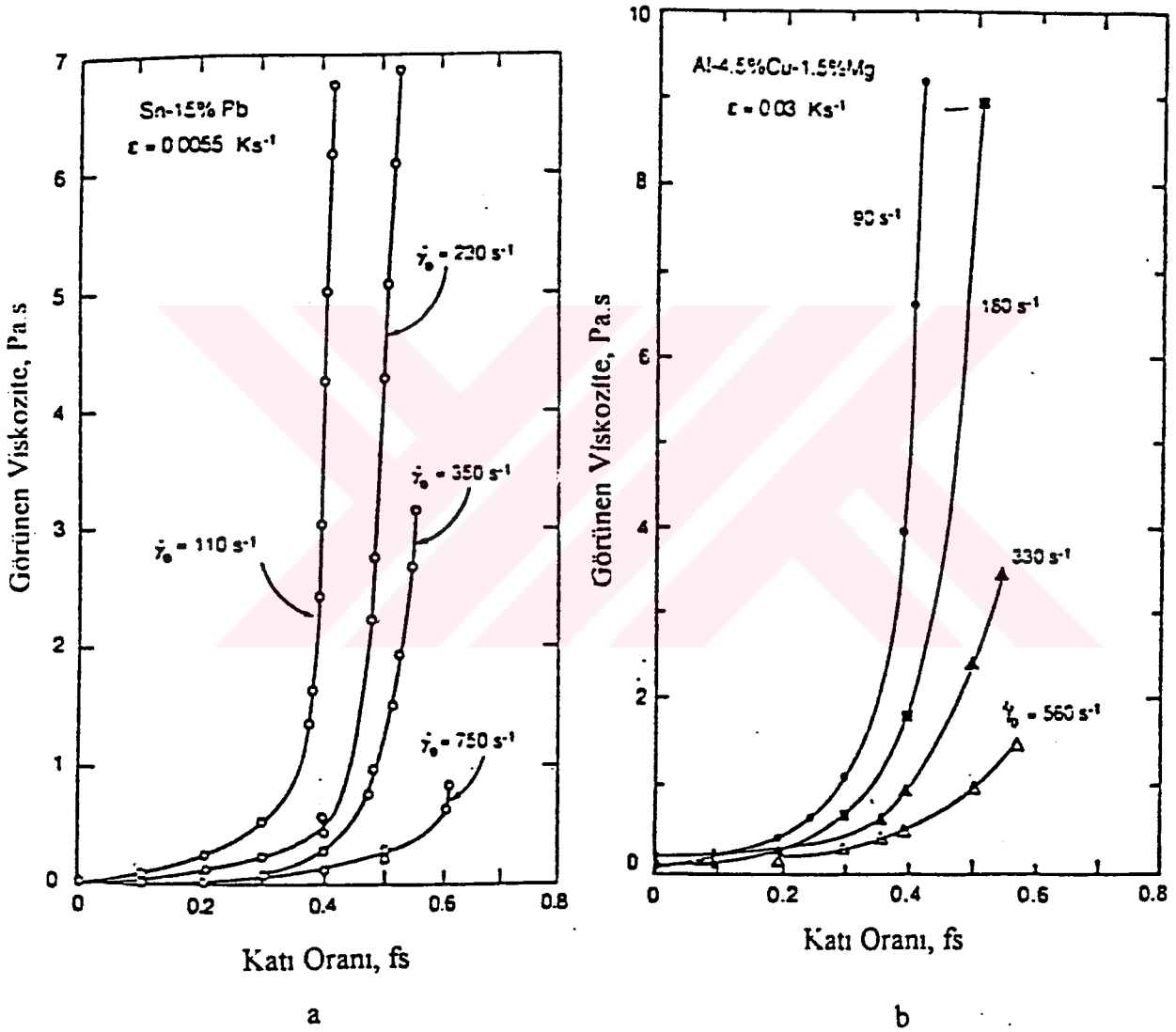
Spencer'dan bugüne kadar yarı katı halde şekil verme konusu üzerinde birçok çalışmalar yapılmış, fakat malzemenin reolojisi hakkında kantitatif olarak bir bilgi elde edilememiştir. Spencer da malzemenin reolojik davranışlarını tamamen gözlediği sonuçlarla tanımlamıştır. Dolayısıyla bunun tamamen doğru ve kalitatif olduğu söylenemez [16].

Şekil 1.18'de, yarı katı haldeki malzemenin katılaşması sırasında tane morfolojisindeki değişim görülmektedir. Şekil 1.18 a, ilk dendrit oluşumunu, 1.18 b, her bir dendritin büyümesini, 1.18 c, katılaşma sırasında kaymanın devam etmesiyle ve zamanla dendrit morfolojisinin rozet şeklini aldığını göstermektedir. Şekil 1.18 d, rozet şeklindeki tanenin diğer taneleri aşındırması, kayma ve kabalaşmanın sonucunda oluşur. Kabalaşma, soğuma hızı azaldıkça artar. Şekil 1.18 e'den görüldüğü gibi, yeterli derecede düşük soğuma hızı ve yüksek kayma hızı ile partiküller küresel olur ve az miktarda sıvıyı içine hapseder. Şekil 1.18 a'dan 1.18 e'ye doğru gidildikçe kayma hızı ve zaman artarken, soğuma hızı azalır. Tane boyutu, kayma hızından daha çok soğuma hızına bağlıdır.



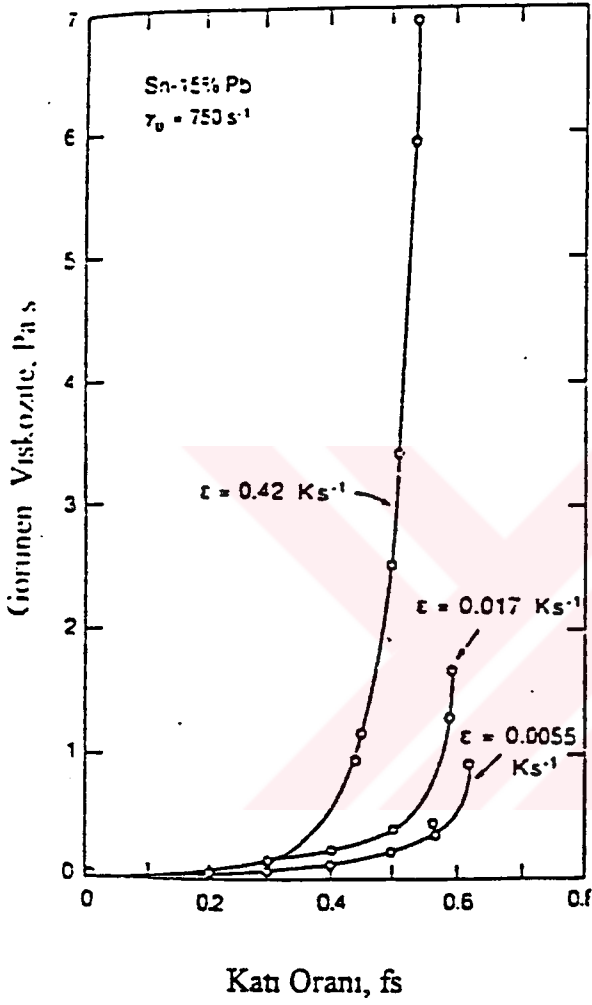
Şekil 1.18: Yarı-katı haldeki malzemenin katılaşması sırasında tane morfolojisindeki değişim, a) ilk dendrit oluşumu, b) dendritik büyüme, c) rozet, d) kabalaşmış rozet, e) küreselleşme [16].

Şekil 1.19'da yarı katı alaşımların, görünen viskozitesine kayma hızının etkisi gösterilmektedir. Bu şekilden'de görüleceği gibi artan kayma hızıyla viskozite azalmaktadır. Ancak belli bir kayma hızında malzemenin viskozitesi yine onun katı oranına bağlıdır.

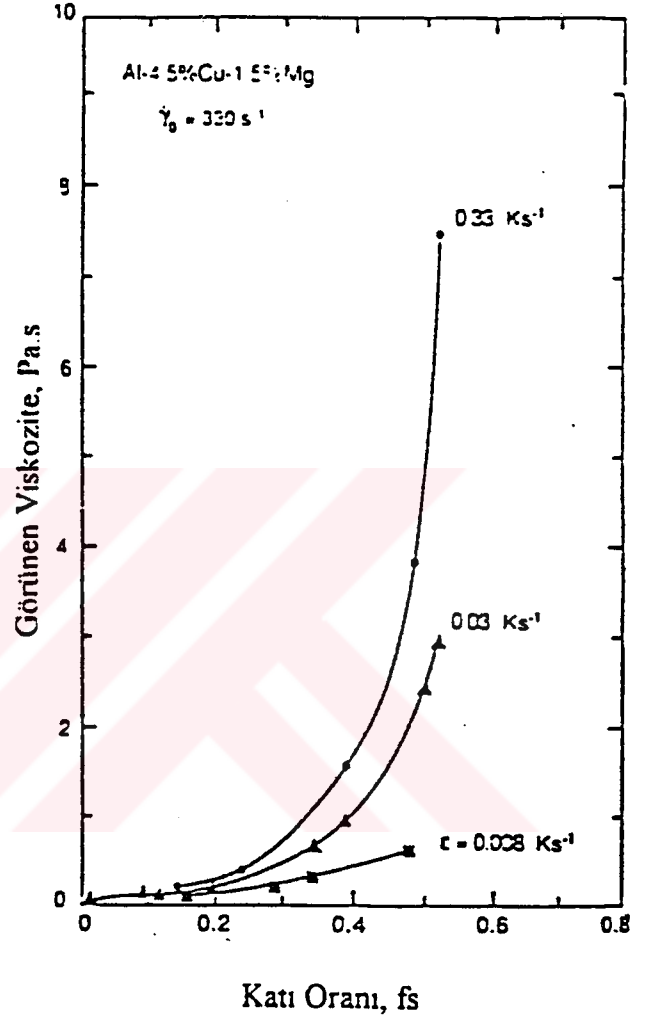


Şekil 1.19: Yarı-katı alaşımların görünen viskozitesi üzerine kayma hızının etkisi
 a) Sn-% 15 Pb b) Al- % 4.5 Cu- %1.5 Mg [16].

Viskozite, ayrıca soğuma hızına da bağlıdır. Şekil 1.20'de yarı katı alaşımların, görünen viskozitesi üzerine soğuma hızının etkisi gösterilmektedir. Buradan, malzemenin soğuma hızı arttıkça viskozitesinin de arttığı kolayca anlaşılmaktadır.



(a)



(b)

Şekil 1.20: Yarı- katı alaşımların görünen viskozitesi üzerine soğuma hızının etkisi
a) Sn- % 15 Pb b) Al-% 4.5 Cu- %1.5 Mg [16].

Reolojide, yarı katı malzemeler psedoplastik olarak tanımlanır. Psedoplastik malzemelerin viskozitesini tanımlamak için, amprik eşitliklerde en az dört parametrenin bilinmesi istenir.

Geniş çapta kullanılan ve çok iyi bilinen eşitlik üstel (powerlaw) eşitliğidir.

$$\eta = K \cdot \dot{\gamma}^{n-1}$$

Burada;

η : Viskozite

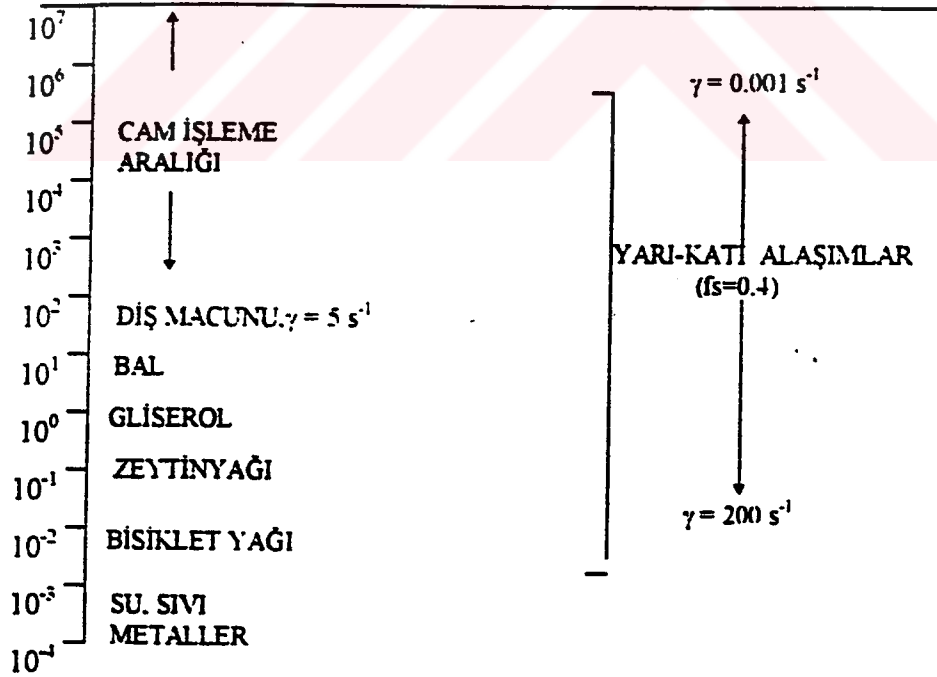
K : Sabit

$\dot{\gamma}$: Kayma hızı

n : üstel katsayı

Buna göre, n değeri küçüldükçe psedoplastisite artmaktadır. Bu eşitlik, yarı katı alaşımların viskozitesinde, proses değişkenlerinin etkisini anlamak için kullanılır.

Tablo 1.1: Bazı tipik viskozite değerleri [16].



Tablo 1.2: Bazı malzemelerdeki viskozite değerleri [16].

Malzeme	Viskozite η ($\gamma= 200 \text{ s}^{-1}$)
Gres Yağı	9
Cilt Kremi	2
Reodöküm ($f_s = 0.4$)	0.3
Yoğurt	0.3

Tablo 1.1 ve 1.2’de bazı malzemelerin ve yarı katı alaşımların viskozite değerleri verilmiştir. Tablo 1.1’de, nondendritik malzemenin viskozitesinin bisiklet yağı ve sıvı metalden daha yüksek olduğu, buna karşın bal, gliserol, zeytinyağı ile aynı viskozite değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Tablo 1.2’de ise yoğurdun aynı viskozite aralığında olduğu görülmektedir. Daha yüksek viskozitelerde, erimiş polimerler ve silikat camları gösterilmiştir. Cilt kremi ve gres yağının viskozitesi ise nondendritik malzemedен daha fazladır [16].

1.6.4 Yarı Katı Halde Şekil Vermenin Avantajları ve Dezavantajları Avantajları [12] ;

1. Yarı katı halde şekil verme için gerekli olan sıcaklık normal döküm sıcaklığından daha azdır. Bu, kalıp ömrünü uzatır ve proses süresini kısaltır.
2. Yüksek otomasyon ve üretilebilirlik sağlar.
3. Yüksek basınç altında kalıbın dolması, küçük parçalara şekil verme ve ince kesitlerin daha iyi dolmasına imkan verir.
4. Düşük tolerans limitlerinde parçanın yaklaşık kesin şekli elde edilir.
5. Isıtma, döküm için istenen enerjinin %65’i kadardır.
6. Kalıptaki laminer akış nedeniyle malzemede daha az gaz ve makroporozite oluşur.
7. Yarı katı halde şekil verme ile daha az katı-sıvı büzülmesi ve mikroporozite oluşur.
8. Kalıp malzemesi olarak metalik olmayan ucuz seramik malzemeler kullanılabilir.
9. Birçok alaşım grubuna bu yöntem başarıyla uygulanabilir.
10. Yolluk ve çıkıcı gibi dizaynlara gereksinim yoktur.

Dezavantajları ;

1. Özel hazırlanmış hammadde gerekir.
2. Hammadde üretim maliyeti yüksektir.
3. Özel dizayn gerektiğinden cihazlar pahalıdır.
4. İlk yatırım maliyeti yüksektir.
5. Konunun uzmanı kişilere ihtiyaç vardır.

1.6.5 Yarı Katı Şekil Verme Yönteminin Uygulama Alanları

Yarı katı halde şekil verme yöntemi, konvansiyonel döküm yöntemlerinin yerini almaktadır. Bu yöntem otomobil jantları, fren silindirleri, antilock fren valfleri, makine pistonları, kompresör yuvaları, direksiyon kutusu, fren dengeleme valfleri, elektriksel birleştiriciler ve çeşitli yataklarda kullanılmaktadır.

Alüminyum jantlar, ilk olarak kokil kalıba döküm veya sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilmekteydi. Yarı katı halde şekil verme yöntemi bu yöntemlerden daha sonra geliştirilmiştir. Tablo 1.3'te alüminyum otomobil jantlarının yarı katı halde şekil verme yöntemi ile kokil kalıba döküm karakteristikleri ve ekonomikliğı kıyaslanmaktadır.

Tablo 1.3: Alüminyum otomobil jant üretimi için yarı-katı şekil verme ve kokil döküm yöntemlerinin karşılaştırılması [12].

Proses	Döküm Ağ. (kg)	Son Ağ. (kg)	Üretim Hızı (saat)	Alaşım Grubu	Kopma Muk. (MPa)	Akma Muk. (MPa)	Uzama (%)
Yarı katı şekil verme	7.5	6.1	90	357-T5	290	214	10
Kokil döküm	11.1	8.6	12	356-T6	221	208	8

Görüldüğü gibi yarı katı halde şekil verme ile malzeme %30 daha hafif olmaktadır. Bu yöntemle üretilen jantlar daha iyi tane yapısına sahiptir ve sıcaklık kontrolü dar toleranslar içinde tutulabilmektedir. Bu da iyi parça boyutu ve metalurjik özellikler sağlar. Üretilen jantların özellikleri izotropiktir ve çok yüksek basınç altında yarı katı halde şekil verildiği için daha iyi parça yüzeyi elde edilmektedir.

Tablo 1.4'te yarı katı şekil verme ve kokil dökümle üretilmiş alüminyum merkez fren silindirlerinin karakteristikleri kıyaslanmaktadır [12].

Tablo 1.4: Yarı - katı şekil verme ve kokil dökümle üretilmiş alüminyum merkez fren silindirlerinin karakteristiklerinin karşılaştırması [12].

Proses	Döküm Ağ. (kg)	Son Ağ. (kg)	Üretim Hızı (saat)	Alaşım Grubu	Kopma Muk. (MPa)	Akma Muk. (MPa)	Uzama (%)
Yarı katı şekil verme	0.45	0.39	150	357-T5	303	228	8
Kokil döküm	0.76	0.45	24	356-T6	290	214	8

Tablo 1.4'te görüldüğü gibi yarı katı halde şekil verme ile 0.45 kg malzemeden 0.39 kg ağırlığında parça üretilirken, kokil kalıba döküm yöntemi ile 0.76 kg malzemeden 0.45 kg ağırlığında parça üretilmektedir. Dolayısıyla bu yöntemle daha az malzeme kaybı olmakta ve daha iyi mekanik özelliklere sahip malzeme üretilmekte, ayrıca üretim hızı da daha yüksek olmaktadır [12].

Askeri ve uzay çalışmalarında kullanılan elektriksel birleştiriciler yüksek gerilim altındadır. Dolayısıyla üretim kalite kontrol yöntemleri ile malzemenin yük altındaki performansı ve özellikleri uygun şekilde sağlanmalıdır. Bugün, bu parçaların büyük bir bölümü SIMA 6262'den T6 ısıtma işlemine tabi tutulduktan sonra anodize edilerek üretilmektedir.

Tablo 1.5'te yarı katı şekil verme, kum kalıba döküm ve kokil döküm yöntemi ile üretilmiş A357 alüminyum alaşımının çekme deneyinden elde edilen sonuçlar karşılaştırılmıştır.

Burada, yarı katı şekil verme ile elde edilen mekanik özelliklerin kum kalıba döküm yönteminden daha iyi, kokil döküme ise yakın olduğu görülmektedir.

Tablo 1.5: Yarı katı şekil verme, kum kalıba döküm ve kokil döküm yöntemi ile üretilmiş A357 alüminyum alaşımının mekanik özelliklerinin karşılaştırılması [7].

İmalat Prosesi	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)
Yarı katı şekil verme (Alumax)		
T5	296	11
T6	358	10
Yarı katı şekil verme (Sheffield)		
T5	308	8
T6	328	3
Kum kalıba döküm	317	3
Kokil kalıba döküm	359	5

Tablo 1.6'da yarı katı halde şekil verilmiş Stellite 21'in mekanik özellikleri ve diğer yöntemlerle karşılaştırılması verilmiştir. Yaşlandırılmış ve HIP'lenmiş malzemenin mekanik özelliklerinin çok fazla artmış olduğu bu tablodan görülmektedir. Bu artış HIP'leme sayesinde porozitenin giderilmesi ile sağlanmıştır.

Tablo 1.6: Yarı katı şekillendirilmiş Stellite 21'in mekanik özellikleri ve diğer yöntemlerle karşılaştırılması [7].

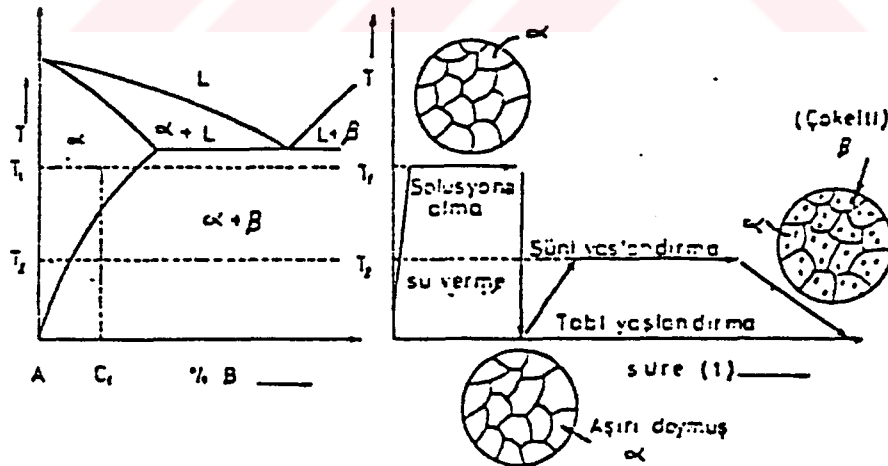
Stellite 21	Çekme Muk. (MPa)	Sertlik (HRC)	% 0.1 Akma Muk. (MPa)	% 0.2 Akma Muk. (MPa)	Uzama (%)
Döküm	700	30	500	-	-
Yaşlanmış ve HIP'lenmiş	1200	40	-	700-750	-
Yarı katı şekil verilmiş	730	38	-	-	7

1.7. Dövme Alüminyum Alaşımalarının Isıl İşlemleri

Dövme alüminyum alaşımlarına çökeltme sertleşmesi uygulanır. Çökeltme sertleşmesi, ikinci fazın küçük tanecikler halinde matris fazı içinde çökmesidir. Bu işlem, alaşım sistemlerinde mukavemet arttırmak amacıyla kullanılır. Çökeltme sertleşmesi, denge diyagramlarında solvüs eğrisi içeren alaşım sistemlerine uygulanır. Bu işlem iki kademede gerçekleştirilir. Bunlar, çözeltiye alma ve su verme ile yaşlandırma kademeleridir.

1.7.1. Çözeltiye Alma ve Su Verme Isıl İşlemi

Şekil 1.21'de çökeltme sertleşmesinin yapılabildiği bir alaşım sisteminde çökeltme işleminin kademeleri gösterilmektedir. Bu şekil'de C_1 konsantrasyonundaki alaşım, önce tek fazlı yapı elde etmek amacıyla T_1 sıcaklığına kadar ısıtılır. Bu sıcaklıkta β fazı tamamen çözününceye kadar tutulur. Bu işlem çözeltiye alma işlemidir.



Şekil 1.21: Çökeltme sertleşmesi işleminin kademeleri [18]

Çözeltiye alma işleminde amaç, mevcut alaşım elementlerinin matris içinde maksimum çözünübilirliğinin sağlanmasıdır. Bu yüzden çözeltiye alma sıcaklığının ve süresinin belirlenmesi çok önemlidir. Ötektik sıcaklığa yakın sıcaklıklarda çözeltiye alma işlemi uygulanırsa tane sınırlarında erimeler oluşabilir. Bu da mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiler. Düşük sıcaklıklarda bu işlem gerçekleştirilirse çözeltiye alma süresi uzar [18].

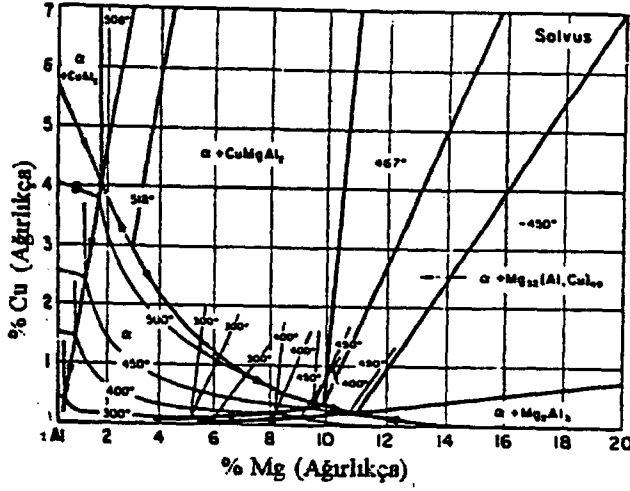
Ticari olarak çözeltiye alma işleminde ± 6 °C'ye kadar tolerans tanınır. Ancak bazı alaşımlarda yüksek mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için çözeltiye alma ısıl işleminin daha dar toleranslarda yapılması gerekebilir.

Su verme işlemi kritik bir aşamadır. Su verme sıcaklığı ve süresinin iyi belirlenmesi gerekir. Bu parametreler alaşımdan alaşıma değişmektedir. Belirlenmiş süre ve sıcaklık aralığında alaşıma su verilemezse daha düşük mekanik özellikler elde edilir [6].

1.7.1.1. Etial 24 Alaşımının Çözeltiye Alma Isıl İşlemi

Etial 24 alaşımı için ötektik sıcaklık, dengesiz katılaşma durumunda 502 °C'dir. 502 °C'de α -Al, CuAl₂, CuMgAl₂ ve sıvı faz dengededir. Bu sıcaklığın hemen altında ötektik dönüşüm tamamlanmakta ve empürite elementleri dikkate alınmadığında yapı α -Al, CuAl₂ ve CuMgAl₂'den oluşmaktadır [6]. Çökelme sertleşmesinin ilk aşaması olan çözeltiye alma ısıl işleminde amaç, alaşımı α -Al tek faz bölgesine kadar ısıtmaktır. Standartlarda, Etial 24 alaşımı için çözeltiye alma sıcaklığı 488-499 °C arasında ve süresinin de 8 saat olduğu belirtilmiştir [19].

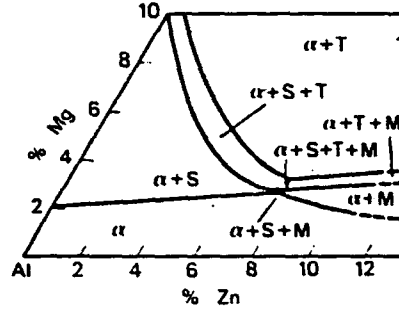
Şekil 1.22'te Al-Cu-Mg üçlü denge diyagramının solvüs projeksiyonu gösterilmektedir.



Şekil 1.22: Al-Cu-Mg üçlü denge diyagramının solvüs projeksiyonu [6]

1.7.1.2 Etial 44 Alaşımının Çözeltiye Alma Isıl İşlemi

Etial 44 alaşımının Al-Zn-Mg-Cu dördlü denge diyagramının 460 °C'de alüminyumca zengin köşesi şekil 1.23'de görülmektedir. Bu alaşım için çözeltiye alma sıcaklığı 465 °C ve süresi de 8 saat olarak belirtilmiştir. Bu alaşımın amaç alaşımı şekilde görülen α tek faz bölgesine kadar ısıtmaktır [20].



Şekil 1.23 : Al-Zn-Mg-Cu dördlü denge diyagramının 460 °C 'de alüminyumca zengin köşesi [20]. S = Al_2CuMg , T = $\text{Al}_6\text{CuMg}_4 + \text{Al}_{32}(\text{Mg,Zn})_{49}$, M = $\text{MgZn}_2 + \text{AlCuMg}$

Ticari alaşımlarda bulunan empürite elementlerinin etkisi ve oluşan çöktürler bölüm 1.5'de belirtilmiştir. Empürite elementleri nedeniyle çözeltiye alma sıcaklığının belirlenmesi

önemlidir. Sıcaklığın yüksek seçilmesi, oluşan düşük ergimeli dengesiz fazların erimesine yol açabilir. Bu da sonuçta mekanik özellikleri kötü yönde etkiler.

Bu alaşım için çözeltiliye alma, su verme süresinin ve sıcaklığının iyi seçilmemesi gerilmeli korozyona sebep olmaktadır [20]

1.7.2 Yaşlandırma Isıl İşlemi

Çözeltiye alma ve su verme işleminden sonra alaşıma yaşlandırma işlemi uygulanır. Alaşıma su verme sonrası yaşlandırma işlemi, oda sıcaklığında gerçekleştiriliyorsa buna “doğal yaşlanma”, oda sıcaklığının üzerinde ve solvüs eğrisinin altında seçilen bir sıcaklıkta yapılıyorsa buna da “suni yaşlanma” adı verilir. Doğal yaşlanmada maksimum sertliğe birkaç gün ile birkaç ay içerisinde ulaşılırken, suni yaşlanmada alaşımın bileşimine göre bu süre çok daha azdır.

Yaşlanma işleminin başlangıcında çökelti partiküllerinin boyutları çok küçük olduğundan, deformasyon sırasında dislokasyonların hareketi engellenemez, dolayısıyla malzemenin mukavemetinin artışına etkileri yoktur. Zamanla çökelti partiküllerinin boyutu arttıkça, dislokasyonların hareketi güçleşir ve hareket etmeleri için daha fazla gerilme uygulanması gerekir. Bunu sonucunda dislokasyonlar kilitlenerek malzemenin mukavemetinin artmasına neden olur.

Yaşlanma süresinin uzaması, mekanik özellikleri düşürür. Çünkü belli bir süre sonra çökelti partiküllerinin boyutları artar, çökelti sayısı azalır ve malzemenin sertliği düşer. Bu duruma “aşırı yaşlanma” adı verilir [18].

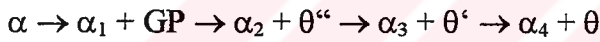
1.7.2.1 Etial 24 Alaşımının Yaşlandırma Isıl İşlemi

Al-Cu-Mg üçlü alaşımında çökeltme mekanizması Al-Cu ikili alaşımındakine benzerdir. Alaşımdaki Cu/Mg oranı azaldıkça yaşlanma işlemi sonunda yapıda CuMgAl_2 çökelti fazının oluşması beklenir. Cu/Mg oranının artması da CuAl_2 çökelti fazının oluşumuna neden olur [6].

Etial 24 alaşımında aşırı doymuş α çözeltisinden, yaşlanma işlemi sırasında doğrudan θ fazı oluşmaz. Genelde, bunun yerine bir seri geçiş fazı meydana gelir. Son oluşan kararlı yapı çoğunlukla kompleks halde olup, ana matriks ile uyumsuz olmasından dolayı yüksek arayüzey enerjisine sahiptir [1].

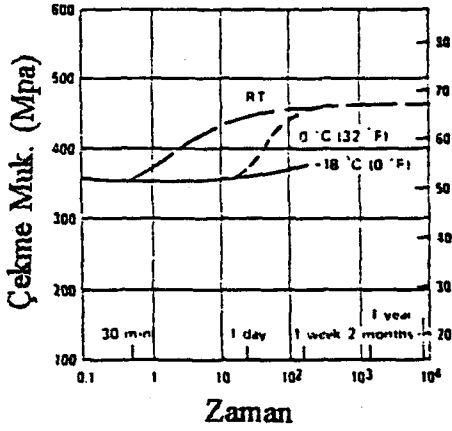
Bu alaşım, 190 °C'de yaklaşık 12 saat veya oda sıcaklığında daha uzun bir süre bekletilirse ilk çekirdekleşen faz GP zonu olarak bilinir. GP zonları 2 atom kalınlığında ve 10 nm uzunluğunda olup, küçük partiküller halindedir, matriks ile tamamen uyumludur ve düşük sıcaklıklarda kararlıdır. Matriks ile GP latisleri birbirine yakınsa küresel, değilse plakamsı olur [1]. Zamanın artmasıyla birlikte difüzyonla GP zonundan θ'' fazı oluşur. θ'' fazı uyumlu bir faz olup, 10 nm kalınlıkta ve 100 nm çapındadır. Daha sonra θ'' fazında θ' fazı oluşur ve yarı uyumludur. Bunlar tetragonal kristalografik yapıya sahiptir ve bileşimleri CuAl_2 'dir. Son oluşan θ fazı ise uyumsuz olup kompleks tetragonal yapıdadır.

Buna göre geçiş fazları;

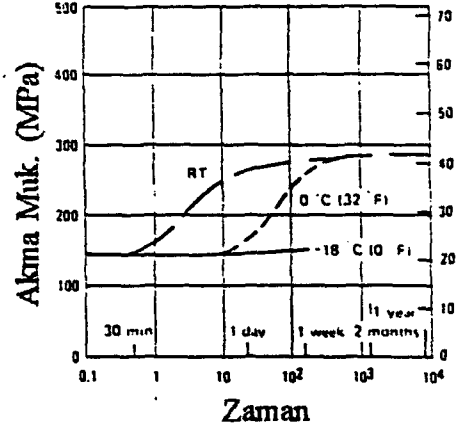


GP zonları her Alüminyum alaşımında oluşmayıp genellikle Al-Cu, Al-Ag alaşımlarında görülür [1].

Etial 24 alaşımının doğal yaşlanması sırasında, yaşlanma süresi ile çekme ve akma eğrileri şekil 1.24'te gösterilmektedir [19].



(a)



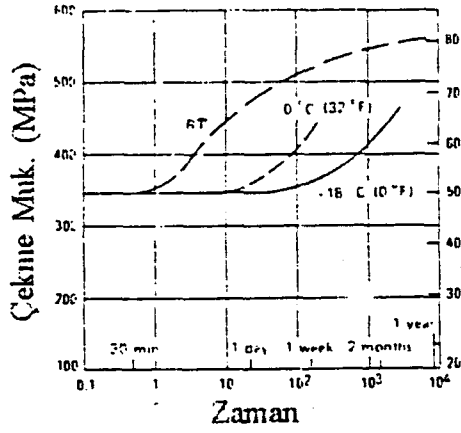
(b)

Şekil 1.24 : Etial 24 alaşımmın doğal yaşlanması sırasında, yaşlanma süresi ile a) çekme b) akma eğrileri [19].

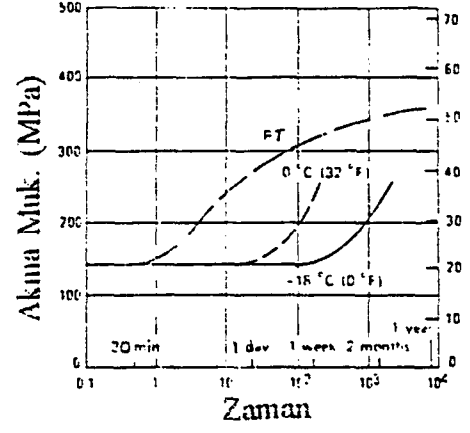
Bu şekilde, oda sıcaklığında Etial 24 alaşımmın çekme mukavemeti bir yılın sonunda yaklaşık 450 MPa'ya, akma mukavemeti de 290 MPa'ya ulaşmaktadır [19].

1.7.2.2 Etial 44 Alaşımmının Yaşlandırma Isıl İşlemi

Çözeltiyeye alma ve su verme işleminden sonra malzeme denge diyagramında solvüs eğrisinin altındaki bir sıcaklıkta belli bir süre tutularak yaşlandırma işlemi yapılır. Etial 44 alaşımmın diğer Alüminyum alaşımlarından farkı oda sıcaklığında etkin olarak yaşlanma sertleşmesine tabi tutulabilmesidir. Ayrıca mekanik özellikleri yüksek sıcaklıktan soğutma hızı ile belirlenmektedir [6]. Bu alaşım için suni yaşlanma sıcaklığı 120 °C ve süre olarak da 8 - 16 saat belirtilmiştir. Şekil 1.25 ve b'de Etial 44 alaşımmın doğal yaşlanma süresi ile, çekme mukavemeti ve akma mukavemeti arasındaki ilişki gösterilmektedir. Şekilden de görülebileceği gibi oda sıcaklığında yaşlanma işlemi 0 °C ve -18 °C'dekinden çok daha iyidir. Oda sıcaklığında alaşım bir yılın sonunda 550 MPa civarında çekme mukavemetine ulaşmaktadır. Şekil 1.25b'de bir yılın sonunda oda sıcaklığında yaklaşık 350 MPa akma mukavemetine sahip olduğu görülmektedir [19].



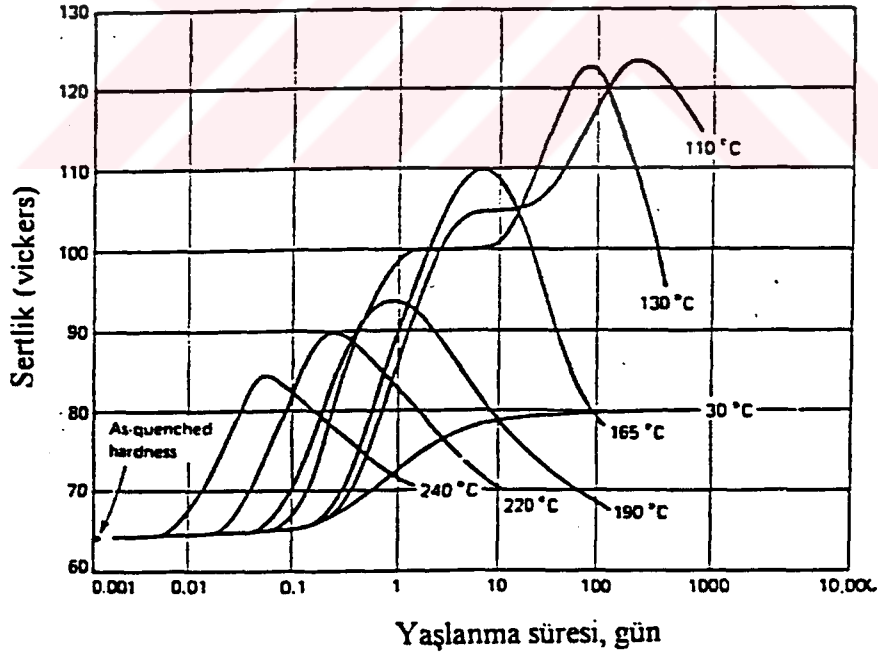
(a)



(b)

Şekil 1.25 : Etial 44 alaşımının doğal yaşlanma süresi ile a) çekme mukavemeti b) akma mukavemeti ilişkisi [19].

Şekil 1.26'de Etial 44 alaşımının çeşitli sıcaklıklardaki suni yaşlanması sırasındaki sertlik değişimi görülmektedir. Bu şekilde alaşımın 190 °C'de 12 saat sonunda maksimum sertliğe ulaşılmaktadır [19].



Şekil 1.26 : Etial 44 alaşımının çeşitli sıcaklıklardaki suni yaşlanması sırasındaki sertlik değişimi [19].

1.7.2.3 Yarı Katı Yöntemlerle Üretilmiş Dövme Alaşımlarında Çözeltiye Alma Isıl İşlemi için Geliştirilmiş Analitik Modeller

Singh-Flemings, dövme alüminyum alaşımlarının dendritik katılaşması sonucunda, ikinci dendrit kolları arasında oluşan dengesiz ötektik fazın izotermal olarak çözeltiye alma ısıl işlemi için bir analitik model geliştirmişlerdir [21].

Bu analitik modelde şu kabuller yapılmıştır;

- 1- Dendritik morfolojinin düzlemsel olduğu,
- 2- Dendritik yapıda başlangıç bileşiminin sinüsoidal olarak değiştiği,
- 3- Dengesiz ötektik fazın homojen dağıldığı ve sabit bileşimde olduğu,
- 4- Çözeltiye alma ısıl işleminin α fazındaki difüzyonla kontrol edildiği,
- 5- Dengesiz ötektik fazın hacimce yüzdesinin çok az olmasından dolayı arayüzey hızının ihmal edildiği,
- 6- İzotermal çözeltiye alma işleminden dolayı maksimum çözünübilirliğin sabit olduğu.

Singh-Flemings'in yukarıdaki kabullere bağlı olarak geliştirdiği eşitlik aşağıda verildiği gibidir.

$$\frac{g+a}{g_0+a} = \exp\left(-\frac{D_s \cdot t \cdot \pi^2}{4 \cdot l_0^2}\right) \quad (1)$$

Toplam çözeltiye alma süresi ise (t_c),

$$t_c = \left(\frac{4 \cdot l_0^2}{\pi^2 \cdot D_s}\right) \cdot \ln\left(\frac{g_0+a}{a}\right) \quad (2)$$

Ancak yarı katı yöntemlerle üretilmiş numunelerdeki konsantrasyon dağılımı incelendiği takdirde katı faz içindeki bileşimin sabit olduğu, ayrıca düzlemsel olan morfolojinin de küreselle

yakın olduğu görülmüştür. Bu durumda, bu yeni kabullere göre diferansiyel denklemler çözülecek olursa;

$$\left[\frac{g - 0.39 \cdot g_0 + 0.61 \cdot a}{0.61(a + g_0)} \right] = \exp\left(-\frac{t \cdot \pi^2 \cdot D_s}{d^2} \right) \quad (3)$$

elde edilir. Bu denklem için toplam çözeltiye alma süresi;

$$t_c = \left(\frac{d^2}{D_s \cdot \pi^2} \right) \cdot \ln \left[\frac{a + g_0}{a - 0.64 \cdot g_0} \right] \quad (4)$$

Eğer morfolojik yapı küresel yerine düzlemsel olarak kabul edilirse, yukarıdaki denklemler aşağıda verildiği gibi değişmektedir.

$$\left[\frac{g - 0.19 \cdot g_0 + 0.81 \cdot a}{0.81 \cdot (a + g_0)} \right] = \exp\left(-\frac{t \cdot \pi^2 \cdot D_s}{4 \cdot d^2} \right) \quad (5)$$

$$t_c = \left(\frac{4 \cdot d^2}{D_s \cdot \pi^2} \right) \cdot \ln \left[\frac{(a + g_0)}{(a - 0.23 \cdot g_0)} \right] \quad (6)$$

Bu denklemlerdeki kabuller ve detaylar Türkeli, A. tarafından yayımlanacaktır. Ayrıca bu denklemler nümerik olarak da çözülmüştür.

Bu denklemlerde;

g : t anında dengesiz ötektik fazın hacimce yüzdesi.

g_0 : t_0 anında dengesiz ötektik fazın hacimce yüzdesi.

D_s : t sıcaklığında çözelti elementinin yayılabilirliği (m^2/sn)

t : Zaman (sn)

d : İkinci dendrit boylarının yarısı veya kürelerin yarıçapı (m)

a : $(C_{max} - C_0) / C_\beta$

C_{max} : T izotermal çözeltiyeye alma sıcaklığındaki maksimum çözünübilirlik (kg/m^3)

C_o : Ortalama bileşim (kg/m^3)

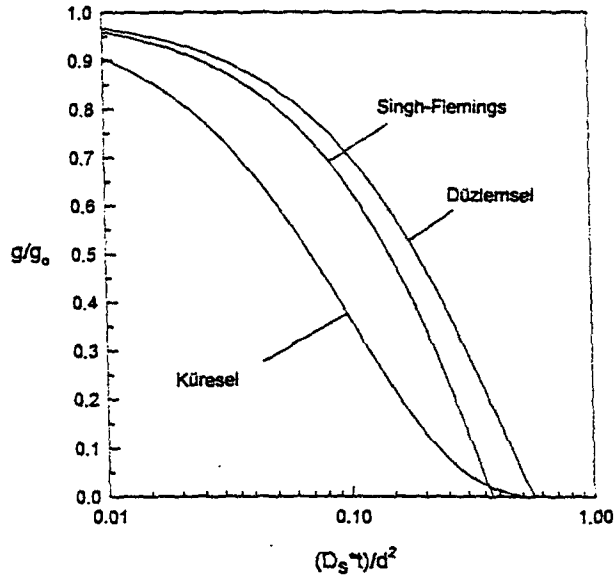
C_β : β ötektik fazının bileşimi (kg/m^3)

t_c : Çözeltiyeye alma işleminin tamamlanması için gereken kritik zaman (s)

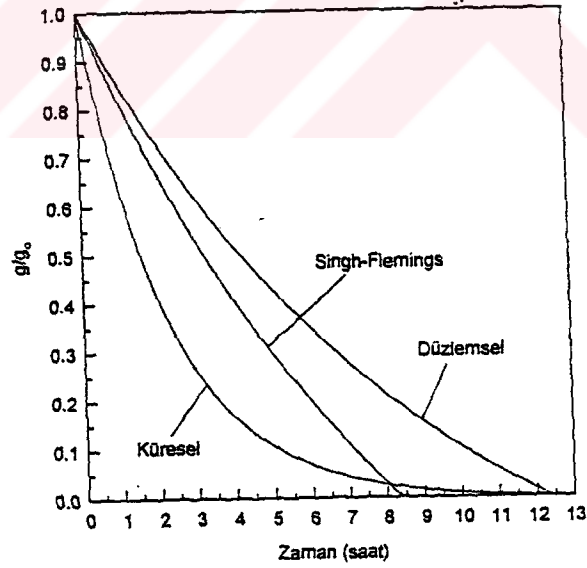
Bu denklemlerin bazı sonuçlarını aşağıdaki şekillerde görmek mümkündür.

Şekil 1.27 a'da görüldüğü gibi, örneğin $g_o = 0.022$ ve a katsayısı $545\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 0.0143 olarak alınırsa, g/g_o 'm $D_s.t / d^2$ 'ye göre değişimi her üç formül için de verilmiştir. Buradan da görülebileceği gibi, küresel durumda homojenleştirme süresi minimum, düzlemsel durumda ise maksimum noktayı işaret etmektedir ve ayrıca küresel durumda g/g_o 'daki düşüş hızının, diğer iki duruma göre daha hızlı olduğu görülmektedir. Ayrıca, yukarıda verilen her üç formül de incelenirse, son iki formüldeki g/g_o oranının g_o 'a olan bağımlılığı görülebilir. Dolayısıyla, düşük g_o değerlerinde toplam çözeltiyeye alma süresi de kısalmaktadır.

Şekil 1.27 b'de g/g_o 'm $g_o = 0.022$ ve $100\ \mu\text{m}$ 'lik yarıçap için zamanla değişimi görülmektedir. Bu eğriden g/g_o 'm artış hızının küresel durumda daha yüksek olduğu dikkati çekmektedir. Eğer g_o değeri düşürülürse toplam çözeltiyeye alma süresinin de düştüğü görülecektir [22].



(a)



(b)

Şekil 1.27: Al-%4.5 Cu alaşımı için a) $g_0 = 0.022$ ve a katsayısı $545\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 0.0143 olarak alındığında, g/g_0 'ın $D_s t / d^2$ 'ye göre değişimi, b) g/g_0 'ın $g_0 = 0.022$ ve $100\ \mu\text{m}$ 'lik yarıçap için zamanla değişimi [22].

II. MATERYAL VE METOD

2.1 Deneysel Çalışmada Kullanılan Dövme Alüminyum Alaşımları

Bu çalışmada Etial 24 ve Etial 44 olmak üzere iki farklı dövme alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Kullanılan alaşımların bileşimleri, yapılan analizler sonucunda Tablo 2.1'de verildiği gibidir. Bu alaşımlar MESS LTD. ŞTİ'nden temin edilen ticari alüminyum alaşımlarıdır.

Tablo 2.1 : Deneysel çalışmada kullanılan alaşımların analiz sonuçları.

	Zn	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Al
Etial 24	0.35	3.8	1.2	0.51	0.27	0.31	0.028	0.033	kalan
Etial 44	5.2	1.75	1.85	0.19	0.22	0.20	0.022	0.026	kalan

Tablo 2.1'den Etial 24 alaşımında temel alaşım elementlerinin Al-Cu-Mg, Etial 44 alaşımında ise Al-Zn-Mg-Cu olduğu anlaşılmaktadır.

2.2 Kullanılan Dövme Alüminyum Alaşımlarının Fiziksel ve Mekanik Özellikleri

Etial 24 dövme alüminyum alaşımı uçak parçaları, otomobil jantları, vida vb. gibi birçok üründe kullanılmaktadır. Bu alaşımın yoğunluğu 20 °C'de 2.77 gr/cm³ tür. Likidüs sıcaklığı 638 °C, solidüs sıcaklığı 502 °C'dir. Ticari olarak bu alaşımın çözeltiye alma sıcaklığı 493 °C ve yaşlanma sıcaklığı da T6 ve T8 ısıtma işlemleri için 191 °C'de 8-16 saat arasında yapılmaktadır[23].

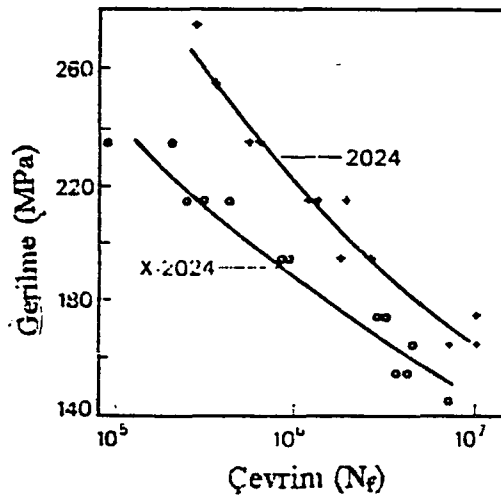
Tablo 2.2’de Etial 24 alaşımı için çeşitli sıcaklıklarda belirlenmiş çekme özellikleri verilmektedir [23].

Tablo 2.2 : Etial 24 alaşımı için çeşitli sıcaklıklarda belirlenmiş çekme zellikleri [23].

Isıl İşlem	Sıcaklık °C	Akma Muk. MPa	ekme Muk. MPa	Uzama
T86	201	490	520	-
T6	149	248	310	17
T6	204	131	179	27
T6	20	345	425	5
T3	20	345	485	18

Şekil 2.1’de Etial 24 alaşımının yorulma (S/N) eğrileri verilmektedir. Bu şekilde alaşımın yorulma dayanım sınırı 10^7 çevrim olarak belirtilmiş ve bu çevrime X2024 (Etial 24) için 150 MPa, 2024 (Etial 24) için ise yaklaşık 165 MPa’de ulaşılmıştır [20].

Burada belirtilen 2024 ticari bileşimdeki alaşımı , X2024 ise 2024 alaşımının yüksek saflıktaki bileşimini belirtmektedir [20].



Şekil 2.1 : Etial 24 alaşımının yorulma (S/N) eğrileri [20].

Etial 44 alaşımı, 1940'lı yıllarda ortaya ıkmiş ve yüksek mukavemet özellikleri ile dikkat çekmiştir. Bu alaşım ilk olarak II. Dünya savaşında B-29 bombardıman uçaklarında kullanılmıştır. Fakat bu alaşımın gerilmeli korozyona karşı direncinin düşük olması nedeniyle başka alaşımlara yönelinmiştir. Tablo 2.3'te Etial 44 alaşımının çeşitli sıcaklıklardaki çekme özellikleri verilmiştir [23].

Bu alaşımın yoğunluğu 20 C'de 2.8 gr/cm³ olup likidüs sıcaklığı 635 C, solidüs sıcaklığı ise 477 C'dir. Ticari olarak çözeltiye alma sıcaklığı 465-480 C ve yaşlanma sıcaklığı T6 için 120 C'dir.

Etial 44 alaşımının sertlik değerleri ise 0 temperde 60 HB, T6 için 150 HB olarak belirtilmiştir. Bu değerler 500 kg yük ve 10 mm çaplı elik bilya ile 30 sn uygulanarak bulunmuştur [23].

Tablo 2.3 : Etial 44 alaşımının çeşitli sıcaklıklardaki çekme özellikleri [23]

Sıcaklık °C	Çekme Muk. MPa	Akma Muk. MPa	% Uzama
T6, T651 Temper			
-196	703	634	9
-80	621	545	11
-28	593	517	11
24	572	503	11
100	483	448	14
149	214	186	30
204	110	87	55
260	76	62	65
316	55	45	70
371	41	32	70
T73, T7351 temper			
-196	634	496	14
-80	545	462	14
-28	524	448	13
24	503	434	13
100	434	400	15
149	214	186	30
204	110	90	55
260	76	62	65
316	55	45	70
371	41	32	70

2.3 Deneysel Çalışmada Kullanılan Alet ve Cihazlar

Farklı sıcaklıklarda küresel tane oluşumunun incelenmesi, şekil verme için gerekli olan sıvı oranının ve sıcaklığının belirlenebilmesi için penetrasyon deneyleri, küçük dikey bir silindirik tüp fırında yapılmıştır. Bu fırın 110 V ile çalışmakta ve maksimum 1000 °C'ye kadar çıkabilmektedir.

Metalografik işlemler, BUEHLER marka kesme cihazı, bakelite alma cihazı ve parlatma cihazında yapılmıştır. Mikroyapı fotoğraflarının çekilmesi M6 OLYMPUS marka optik mikroskopta gerçekleştirilmiştir. Ayrıca JEOL JSM 6400 markalı elektron mikroskobu da kullanılarak malzemenin çizgisel ve alansal analizleri yapılmış ve fotoğrafları çekilmiştir.

Şekil verilecek numunenin ısıtılması, şekil 2.2'de verilen ve tarafımızdan yapılan fırında gerçekleştirilmiştir. Bu fırın 4.5 KW gücünde olup maksimum 1200 °C'ye çıkabilmektedir. Fırınlarda sıcaklık kontrolü ve ölçümü, veri toplama kartı (data acquisition card) yardımıyla yapılmıştır.

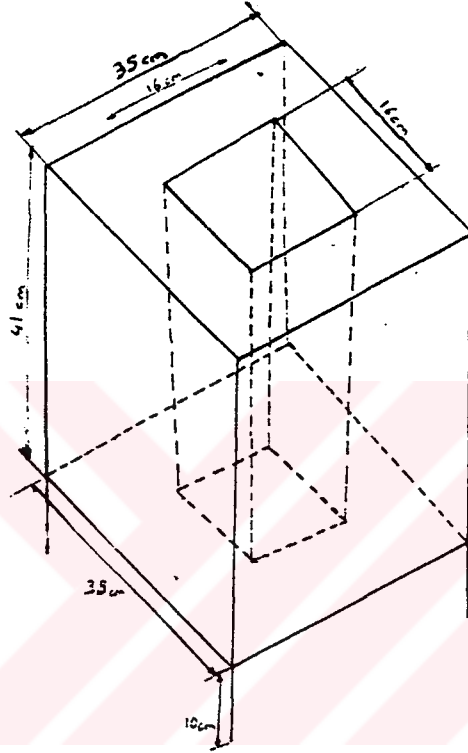
Şekil verme çalışmalarında kullanılmak üzere şekil 2.3'de kesitleri görülen kalıplar hazırlanmıştır. Üretilen parçalarda makroporozite testi tahribatsız muayene yöntemi ile X-ışınları altında FEIN FOCUS SYSTEM cihazında yapılmıştır.

Isıl işlem için LENTON markalı maksimum 1500 °C'ye çıkabilen PID kontrollü fırın kullanılmıştır. Bu fırın 380 volt ile çalışmaktadır ve istenilen sıcaklığa çok kısa sürede çıkabilmektedir.

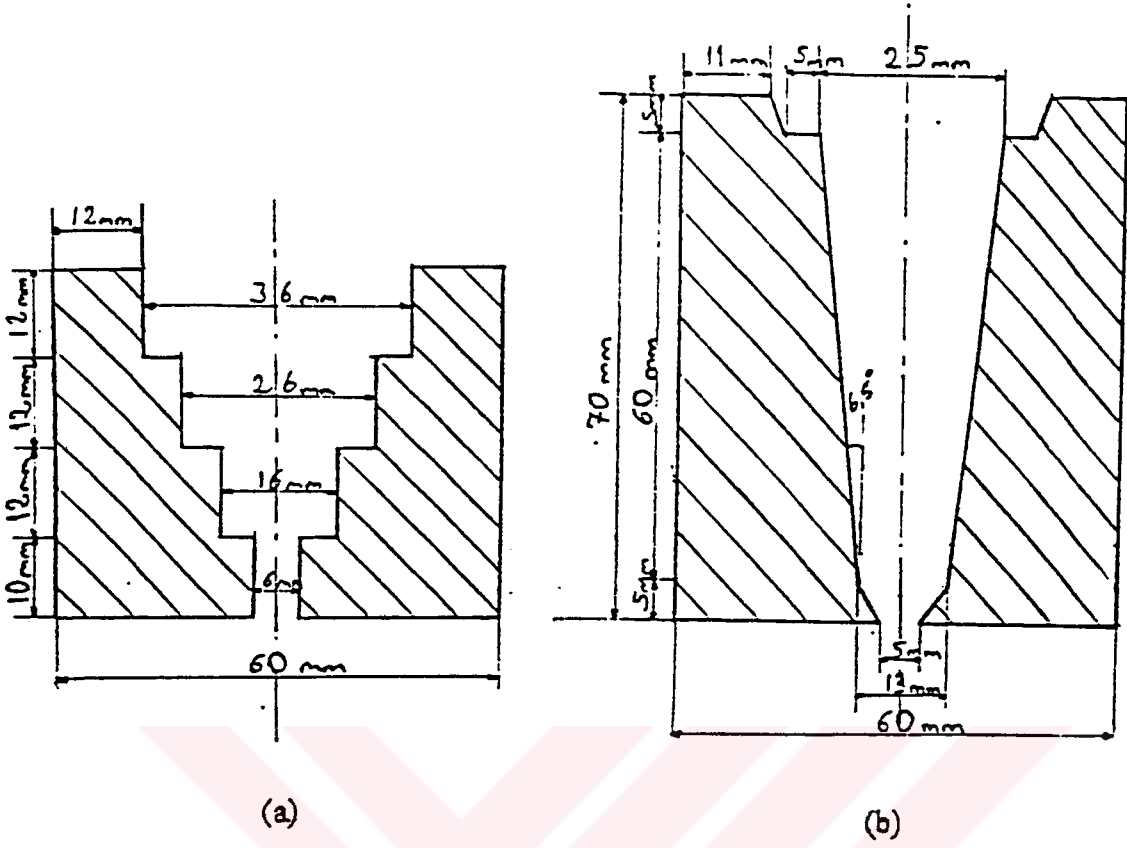
Yaşlanma sonucu numunelerin sertlikleri TOGOSHI SEIKI markalı cihazda yapılmıştır. Bu cihaz Rockwell B ve Rockwell C cinsinden sertlik ölçebilmektedir.

Çekme deneyleri 4 mm/dk çene hızında, LLOYD markalı 5 ton kapasiteli çekme cihazında yapılmıştır.

Yorulma deneyleri DENSION markalı yorulma deney cihazında yapılmıştır. Bu cihaz 380 voltta çalışmakta ve eksenel, eğme gerilmeli ve bileşik yorulma yapabilmektedir.



Şekil 2.2 : Deneysel çalışmada kullanılan fırının şekli



Şekil 2.3 : Deneysel çalışmada kullanılan kalıpların kesit görüntüleri.

2.4 Deneyin yapılışı

1- Penetrasyon Deneyleri

Etial 24 ve Etial 44 alaşımlarına yarı katı halde şekil verilebilmesi için uygun olan sıvı oranının tayini ve sıvı oranının sağlanması için gerekli sıcaklığın saptanması gerekmektedir. Bu amaçla her iki alaşım için de penetrasyon deneyleri yapılmıştır. Penetrasyon deneylerinde, uygun sıcaklığa ulaşabilmek için dikey bir silindirik tüp fırın kullanılmıştır. Bu deneyler için 1 cm³ lük numuneler kesilmiştir. Bir komparatör yardımıyla malzemenin genişmesi, 1.5-3-6-9 mm penetrasyon derinliği elde edilene kadar ölçümler yapılmıştır. İstenilen derinliğe ulaşıldığında malzemeye aniden su verilerek mikroyapısı incelenmiştir.

2- Metalografik Çalışma

Metalografik çalışma zımparalama, parlatma, dağlama ve fotoğraf çekimi kademelerini içermektedir.

Zımparalama kademesinde, bakalite alınmış numuneler, aşındırıcı olarak üzerinde SiC partikülleri bulunan zımpara kağıdı ile yapılmıştır. Bu çalışmada 120, 180, 320, 600, 1200 meş'lik zımpara kağıtları kullanılmıştır. Her zımparalama kademesinden sonra numuneler yıkanarak kurutulmuştur.

Parlatma kademesi, dönen parlatma diski üzerinde ve elmas parlatıcı kullanılarak yapılmıştır. Parlatma işleminin sonunda numuneler yıkanarak alkol ile temizlenmiş ve kurutulmuştur.

Dağlama, malzemenin iç yapısını ortaya çıkarmak için yapılır. Her malzeme için farklı dağlama solüsyonları mevcuttur. Bu çalışmada aşağıda kimyasal bileşimi verilen dağlayıcı kullanılmıştır.

2 gr NaOH

5 gr NaF

93 ml H₂O

3- Şekil verme işlemi

Şekil verme çalışmalarında, şekil 2.3 a ve b'de gösterilen kalıplar kullanılmıştır. Bu kalıplardan biri farklı kesitlerdeki parçaların bu yöntemle üretilebilirliğini göstermek, diğeri ise mekanik özellikleri inceleyebilmek amacıyla kullanılmıştır. Kalıp ve numunenin ısıtılması için şekil 2.2'de verilen ± 5 °C hassasiyetindeki fırında çalışılmıştır. Şekil verme işleminden önce 40x35 mm'lik silindirik numunelere de bu fırın içinde penetrasyon deneyleri yapılmış ve bu boyuttaki numunenin 690 °C de yaklaşık 10 dk sonra istenilen yarı katı kıvamına geldiği tesbit edilmiştir.

Daha sonra şekil 2.3 a ve b'de kesitleri verilen kalıpların iç yüzeyleri yağlanmış ve 690 °C'ye ısıtılmıştır. Burada verilen sıcaklık kalıp sıcaklığıdır. 690 °C'ye ısıtılmış kalıbın üzerine silindirik numune yarı katı kıvamına gelmesi için konmuştur. Belirlenen süre sonunda numune ve kalıp çok kısa sürede fırından alınarak 10 ton kapasiteli ve basma hızı 4 mm/s olan bir pres altında şekil verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Şekil verme süresince kalıbın sıcaklığı ölçülmüş ve şekil verme sonunda kalıbın sıcaklığının 400 °C'ye düştüğü belirlenmiştir. Şekil verme işleminden hemen sonra kalıpla beraber üretilen parçalara su verilmiştir.

4- Isıl İşlem

Kalıptan çıkarılan parçaların mikroyapıları optik mikroskop ve SEM'de incelenmiştir. EDS ile alansal analizleri yapılmış, ayrıca numunelerin kesitinde makroporozite olup olmadığı kontrol edilmiştir.

Kalıptan çıkarılan parçalardan 1 cm³'lük numuneler kesilmiştir. Bu numuneler her iki alaşım için de gerekli olan homojenleştirme sıcaklığının ve süresinin belirlenmesinde kullanılmıştır.

Homojenleştirme işlemi, PID kontrollü fırında yapılmıştır. Bu işlem sırasında fırın sıcaklığının homojen olması için fırın 0.3 bar basıncında azot gazı verilmiştir. 1 cm³'lük numunelerle homojenleştirme işlemi yapılırken fırından 1 saat aralıklarla numune alınmış ve mikroyapısı incelenmiştir. Sonuçta, her iki alaşım için de aşağıda verilen homojenleştirme sıcaklığı ve süresi belirlenmiştir.

Etial 24 için homojenleştirme sıcaklığı	495 °C
homojenleştirme süresi	8 saat
yaşlanma sıcaklığı	190 °C
yaşlanma süresi	12 saat
Etial 44 için homojenleştirme sıcaklığı	463 °C
homojenleştirme süresi	8 saat
yaşlanma sıcaklığı	120 °C
yaşlanma süresi	24 saat

Ayrıca ekstrüze Etial 24 alaşımına da yorulma deney numunesi için aynı ısıl işlemler uygulanmıştır.

5- Doğal ve Suni Yaşlandırma

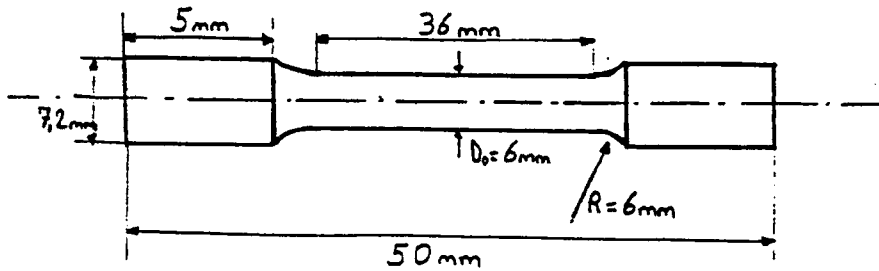
Doğal yaşlandırma işleminde, Etial 24 alaşımına 495°C 'de 8 saat, Etial 44 alaşımına ise 463°C 'de 8 saat çözeltiye alma işlemi uygulanmıştır. Çözeltiye alma işleminden sonra numunelerin sertlikleri belli zaman aralıklarıyla Rockwell B cinsinden ölçülmüştür.

Suni yaşlandırma işleminde, Etial 24 alaşımı 495°C 'de 8 saat çözeltiye alınmış ve daha sonra alaşım 190°C 'de 12 saat yaşlandırılmıştır. Birer saat aralıklarla numunelerin sertlikleri Rockwell B cinsinden ölçülmüştür.

Etial 44 alaşımına 463°C 'de 8 saat çözeltiye alma işlemi uygulanmıştır. Yaşlandırma işlemi 120°C 'de 24 saat olarak yapılmıştır. İkişer saat aralıklarla numunelerin sertlikleri Rockwell B cinsinden ölçülmüştür.

6- Çekme Deneyi

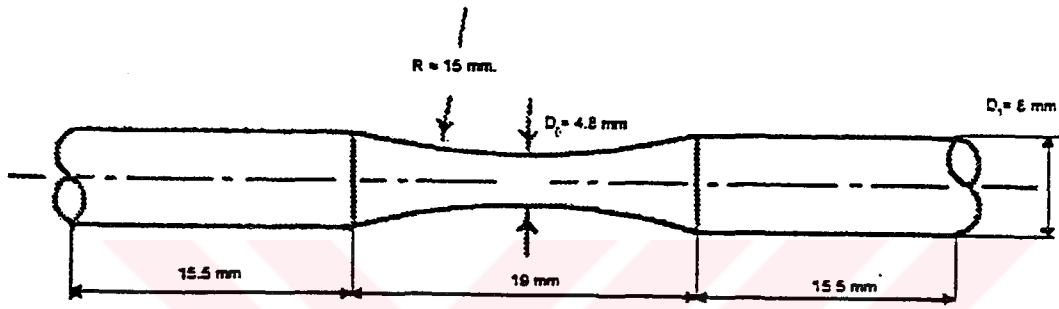
Isıl işlem sonrası elde edilen parçalardan her iki alaşım için de 5'er adet çekme deney numunesi hazırlanmıştır. Deneysel çalışmada kullanılan çekme numunesinin standardı şekil 2.4'de gösterilmiştir.



Şekil 2.4 : Deneysel çalışmada kullanılan çekme numunesinin standardı [24].

7- Yorulma Deneyi

Hazırlanan kılıftaki bozulmalar ve Etial 44 alaşımında karşılaşılan porozite probleminden dolayı bu alaşım için yorulma deney numunesi hazırlanamamıştır. Bu yüzden yorulma deneyi sadece Etial 24 alaşımı için yapılmış, yorulma deneyi, hem yarı katı halde üretilen hem de ekstrüze alaşım için yapılmıştır. Yorulma deney numunesinin standardı şekil 2.5'de gösterilmiştir.



Şekil 2.5 : Yorulma deney numunesinin standardı [25].

III. BULGULAR

Bu çalışmada, hem Etial 24 hem de Etial 44 alaşımı kullanılarak elde edilen bulgular, üç ana başlıkta toplanabilir.

- a) Mikroyapı karakterizasyonu
- b) Şekil verme çalışmaları
- c) Mekanik özelliklerin incelenmesi

Buna bağlı olarak, mikroyapı çalışmalarını da, iki ana başlık altında incelemek mümkündür.

Bunlar;

- a) Optik mikroskopta yapılan incelemeler,
- b) SEM ile yapılan incelemeler.

Optik çalışmaları da üç grupta inceleyebiliriz.

- 1) Şekil verme ve penetrasyon sonrası elde edilen mikroyapılar,
- 2) Homojenleştirme ısı işlemi sırasında elde edilen mikroyapılar,
- 3) Yorulma özellikleri incelenmiş numunelerden elde edilen mikroyapılar.

Bu sistematik içinde, optik mikroskopla elde edilen bulgular, sırasıyla aşağıda verildiği gibi özetlenebilir.

Şekil 3.1 a'da Etial 24 alaşımının 9 mm'lik penetrasyon sonrasında elde edilen mikroyapısı görülmektedir. Buna karşın, 3.1b ve c'de ise bu alaşımın yarı katı halde şekil verme sonrasındaki mikroyapıları verilmiştir. Bu yapılarda tane boyutu, çok geniş bir dağılım gösterip, genelde tanelerin boyut dağılımı 30-90 μm arasında değiştiği saptanmıştır. Bu numunelerde ortalama tane boyutunun 50-70 μm arasında olduğu kabul edilebilir. Bu şekillerde tane sınırlarındaki sıvı ötektik olarak katılaşmış olup, taneler α -Al fazı yapısındadır.

Şekil 3.2 a, b, c, d, e, f'de Etial 24 alaşımının 2, 4, 8 saat süre ile çözeltiye alma ısıl işleminden sonra elde edilmiş mikroyapılar görülmektedir. Bu şekillerden de görülebileceği gibi, çözeltiye alma süresinin artmasıyla birlikte yapıda bulunan ikinci fazların hacimce yüzdeleri azalmaktadır. Sekiz saatin sonunda tek fazlı homojen bir yapı elde edilmiştir. Ancak, şekil 3.2e'de bazı tanelerin sınırlarında çözeltiye geçmemiş fazların olduğu görülmektedir ve ayrıca yapılar dikkatlice incelendiği takdirde orjinal döküm yapısındaki tane sınırlarının aynen korunduğu da bu şekillerden anlaşılmaktadır.

Şekil 3.3 a ve b'de Etial 44 alaşımının 9 mm'lik penetrasyon sonrası aniden su verilmiş numunelerden elde edilen mikroyapılar görülmektedir. Buradan da görülebileceği gibi, arzulanan sıvı havuzcuklarının dendritik olarak katılaştığı anlaşılmaktadır. Yani küresel ve dendritik yapıdan oluşan dupleks bir yapı oluşmuştur. Bu yapılarda, tane sınırları sıvı ötektik bileşime yakın kompozisyona sahipken, taneler α -Al'dir.

Şekil 3.4 a, b, c ve d'de Etial 44 alaşımının homojenleştirilmesi sırasındaki mikroyapıları görülmektedir. Burada 1, 2, 5 ve 7 saat çözeltiye alma ısıl işlemi sonrası elde edilen tipik mikroyapılar verilmiştir. Bu mikroyapılar dikkatlice incelendiği takdirde, yaklaşık iki saat sonra mikroyapıdaki ikinci fazların büyük bir çoğunluğunun çözeltiye geçtiği görülmektedir. Ancak, tamamen homojen bir yapı elde edebilmek için yaklaşık 7-8 saatlik bir çözeltiye alma ısıl işlemine gereksinim duyulmaktadır. Yine Etial 24'de olduğu gibi, bu alaşımda da tane sınırlarında çözeltiye alınmamış bazı fazların olduğu görülmüştür. Bu fazlar, mekanik özelliklerin düşük çıkmasının nedenlerinden biri olduğu düşünülmektedir.

JEOL JSM 6400 taramalı elektron mikroskobu ile gerek yarı katı sonrasında, gerekse penetrasyon deneyleri sonrasında elde edilen mikroyapıların fotoğrafları çekilmiş ve bazı bölgelerin analizleri yapılmıştır.

Şekil 3.5 a, b, c'de sırasıyla Etial 44'ün 9 mm'lik penetrasyon sonrası, Etial 24'ün 9 mm'lik penetrasyon sonrası ve Etial 24'ün şekil verme sonrası taramalı elektron mikroskobuyla çekilmiş mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. Bu yapılar yakından incelendiği takdirde,

penetrasyon sonrası elde edilen mikroyapılardaki sıvı oranının, yarı katı halde şekil verme sonrası elde edilen mikroyapılardaki sıvı oranından kısmen daha az olduğu açıkça görülmektedir. Bu da penetrasyon sonrasında aniden su verme ile mikroyapının aynen korunduğuna işaret etmektedir. Bu mikroyapılarda beyaz olarak görünen tane sınırları ötektik fazı (ötektik sıvıya yakın bileşimlerde) ve siyah bölgeler ise α -Al fazını göstermektedir.

Ayrıca 3.5 a'da merkezde bulunan tanenin çizgisel analizi yapılmıştır. Tane üzerindeki analiz hattı şekil 3.6'da görülmektedir. Bakır, çinko, magnezyum alaşım elementlerinin bu hat boyunca elde edilen çizgisel analiz sonuçları Tablo 3.1'de verilmiştir. Her üç elementin çizgisel analiz sonuçlarına bakıldığında sıvı fazın temelinde bu üç elementten oluştuğu anlaşılmaktadır. Ayrıca, bu üç elementin α -Al fazında yaklaşık sabit bir bileşimde olduğu görülmektedir.

Şekil 3.5'de görülen mikroyapıların bazı katı ve sıvı bölgelerinin, EDS ile alansal analizleri yapılmıştır. Bu analiz sonuçları da tablo 3.1'de verilmektedir. Bu tabloda, elde edilen bu değerler relatif bir değer olup kendi içinde bir anlam taşımaktadır. Yani kendi standart numuneleriyle karşılaştırılarak normalize edilmemiştir.

Şekil verme çalışmalarını, penetrasyon ve şekil verme kademeleri olarak inceleyebiliriz.

Alaşıma likidüs-solidüs sıcaklıkları arasında şekil verebilmek için uygun şartları (sıcaklık, zaman) belirleyebilmek amacıyla bir seri penetrasyon deneyleri yapılmıştır. Bu deneyler sonucu elde edilen tipik zaman-genleşme eğrilerinden bir tanesi şekil 3.7'de verilmektedir. Bu şekilde görülebileceği gibi başlangıçta numune ısıtılırken bir genleşme gösterdikten sonra, numunedeki sıvı oranının artmasıyla birlikte penetrasyon hızının da arttığı gözlenmiştir.

Farklı kalıplara şekil verme çalışmaları sonrasında elde edilen parçaların şekilleri, şekil 3.8 a, b, c ve d 'de görülmektedir.

Şekil 3.8 a'da yarı katı halde şekil verme yöntemiyle farklı kesitler içeren parçaya tek kademedede kolaylıkla şekil verilebildiği görülebilir. Şekil 3.8 b'de, 3.8 a'daki bu numunelerin

kesitleri verilmektedir. Numunelerin kesitlerinden de görülebileceği gibi, yapıda herhangi bir makroporoziteye rastlanmamıştır ve kesit değişimleri net ve düzgün olarak ortaya çıkmıştır.

Yarı katı malzemelerin kalıbı doldurması sırasındaki davranışını incelemek amacıyla, şekil verme sırasında, farklı kademelerde şekil verme işlemi durdurulmuştur. Bu çalışmadan elde edilen numuneler şekil 3.8 c'de görülmektedir. Burada dikkati çeken en önemli nokta, alaşımın kalıbı doldurması sıvılardaki gibi gravitasyonel bir akış ile değil, laminer bir akış ile olduğudur. Şekil 3.8 d'de. 3.8 c'deki numunelerin kesitleri verilmiştir. Buradan da görüleceği gibi, şekil vermenin tamamlanmadığı numunelerde, makroporozitelere rastlanılmıştır. Dolayısıyla burada görülen poroziteler, şekil verme sırasında uygulanan basıncın yeterli olmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Bu çalışmada incelenen mekanik özellikleri, üç grupta toplamak mümkündür. Etial 24 alaşımıyla yapılan yorulma deneyi sonuçları, şekil 3.9'da verilmektedir. Yorulma deneyi, hem yarı katı halde şekil verilmiş numunelerle, hem de dövme (orjinal) numuneleriyle yapılmış olup bu çalışma için, yorulma dayanım sınırı 10^7 çevrim olarak seçilmiştir. Yorulma deneyi sonucunda elde edilen şekilden de görüldüğü gibi, dövme numunelerinin yorulma deneyi sonuçları, yarı katı haldeki numunelere göre daha iyi sonuç vermiştir. Şekil 3.10'da yorulma deneyleri sonunda bu numunelerin mikroyapıları verilmektedir. Buradan da görüldüğü gibi numunelerde tane sınırlarında çözeltiye geçmemiş fazlar bulunmaktadır. Bu da, mekanik özelliklerin düşük çıkmasının sebeplerinden biri olduğu düşünülmektedir.

Yarı katı halde şekil verme yöntemiyle üretilen parçalardan hazırlanan çekme deneyi numunelerinin, çekme deneyi sonucu olumlu çıkmamıştır. Çünkü, numuneleri kalıptan çıkarma işlemi sırasında kalıba aşırı darbe uygulanması sonucu oluşabilecek çatlamalardan ve porozitelerden dolayı beklenen sonuçlar elde edilememiştir.

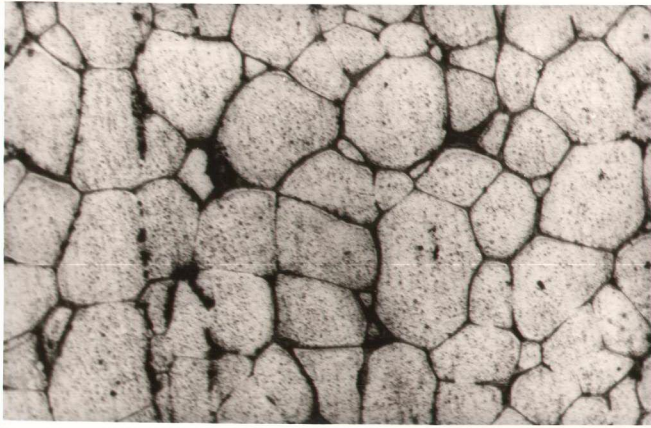
Yapılan deneysel çalışmada, yarı katı halde şekil verilmiş parçalardan alınan numunelerin doğal ve suni yaşlanmaları incelenmiştir. Bu sonuçlar, şekil 3.11 a, b, c ve d'de gösterilmiştir.

Şekil 3.11 a'da Etial 24 alaşımının 2, 3, 4, 5 saat çözeltiye alma ısıl işlemi sonrası doğal yaşlanması ile elde edilen zaman-sertlik eğrileri görülmektedir. Bu şekilde, çözeltiye alma süresinin artışıyla birlikte malzemede gözle görülür bir sertlik artışının olduğu ve ayrıca ortalama 500 saat sonra ulaşılan sertliğin 85-92 HRB olarak bulunmuştur.

Şekil 3.11 b'de Etial 44 alaşımının 1, 3, 8 saat çözeltiye alma işleminden sonraki doğal yaşlanmasıyla elde edilen zaman-sertlik eğrileri verilmiştir. Burada ortalama 350 saat sonra ulaşılan sertlikler 75-87 HRB arasında olduğu görülmektedir. Etial 24 alaşımında gözleendiği gibi, bu alaşımda da çözeltiye alma süresinin artmasıyla birlikte, sertlikte de genel bir artış olduğu belirlenmiştir.

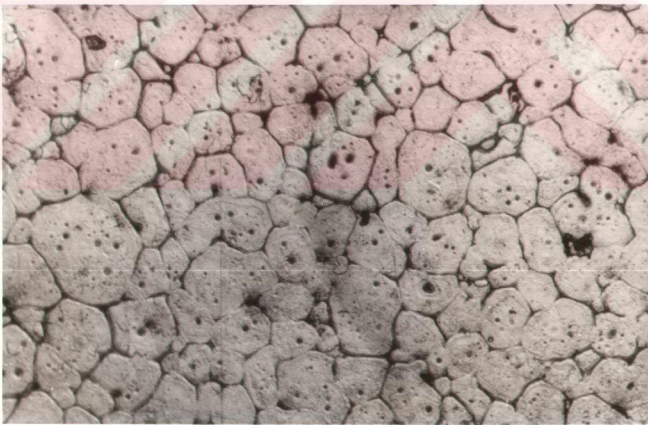
Şekil 3.11 c'de Etial 24 alaşımının suni yaşlanma eğrisi görülmektedir. Bu alaşıma 8 saat çözeltiye alma ısıl işleminden sonra 12 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış ve saatte bir sertlik ölçümleri yapılmıştır. Dört saat yaşlandırma işlemi sonunda maksimum sertliğe ulaşılmış (83 HRB), daha sonra aşırı yaşlanmaya bağlı olarak düşme görülmüştür.

Şekil 3.11 d'de Etial 44 alaşımı için yapılan suni yaşlanma eğrisi verilmiştir. Bu eğrideki değerler sekiz saat çözeltiye alma işleminden sonra 24 saat yaşlandırma işlemi yapılarak, her iki saatte bir alınan ölçümler sonucu elde edilmiştir. Bu değerlere göre yaklaşık 18 saat sonunda maksimum sertliğe (94 HRB) ulaşılmıştır.



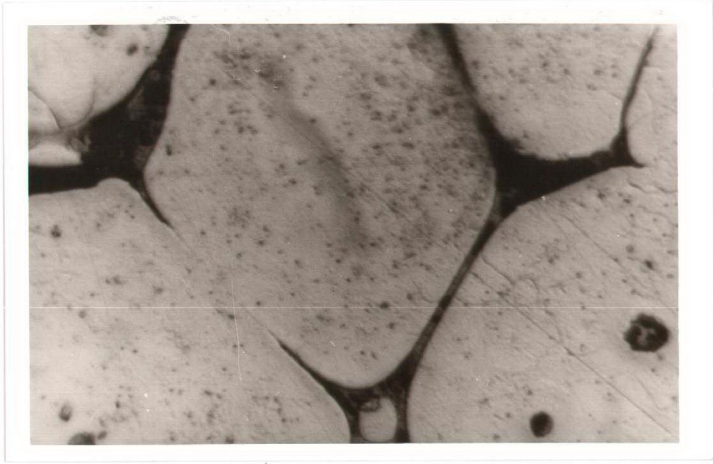
(a)

40 μ m



(b)

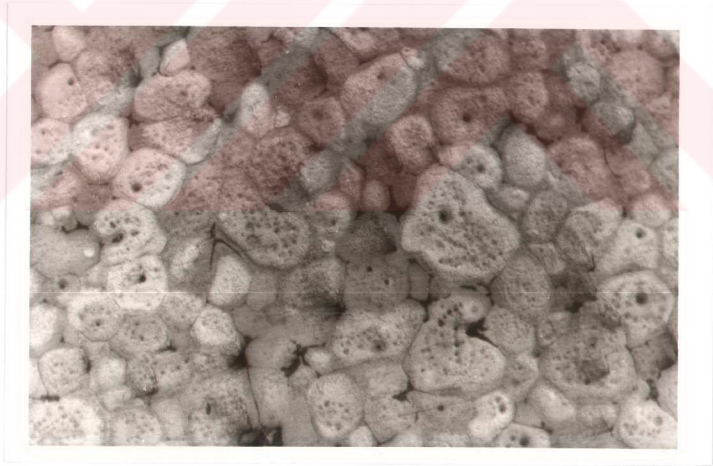
80 μ m



(c)

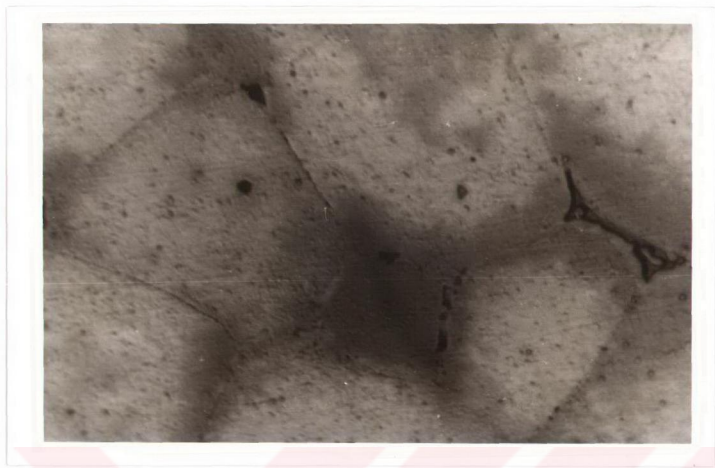
10µm

Şekil 3.1 : Etial 24 alaşımmın: a) 9 mm penetrasyon ve b,c) yarı katı halde şekil verme sonrası elde edilen yapılar.



(a)

80µm



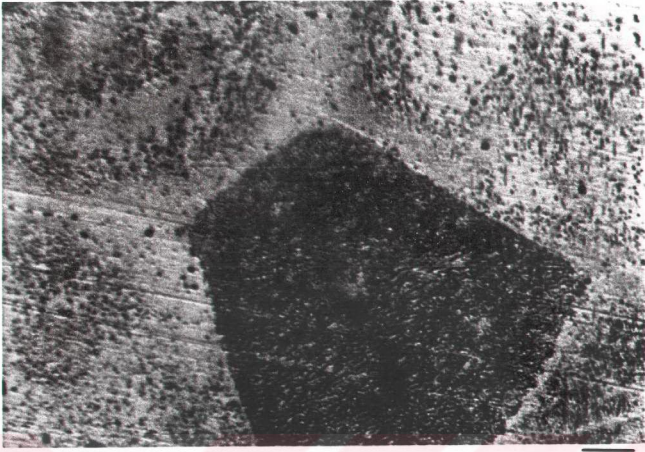
(b)

10 μ m



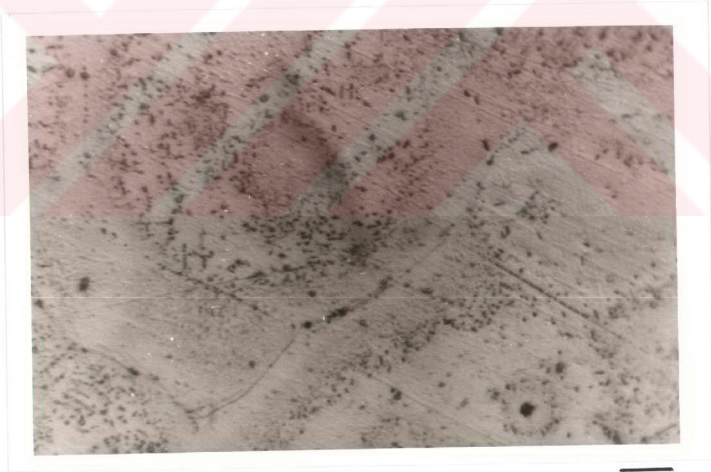
(c)

40 μ m



(d)

10 μ m



(e)

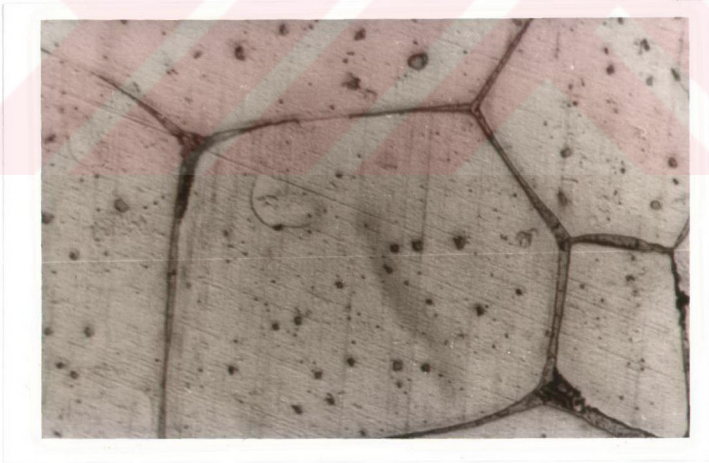
10 μ m



(f)

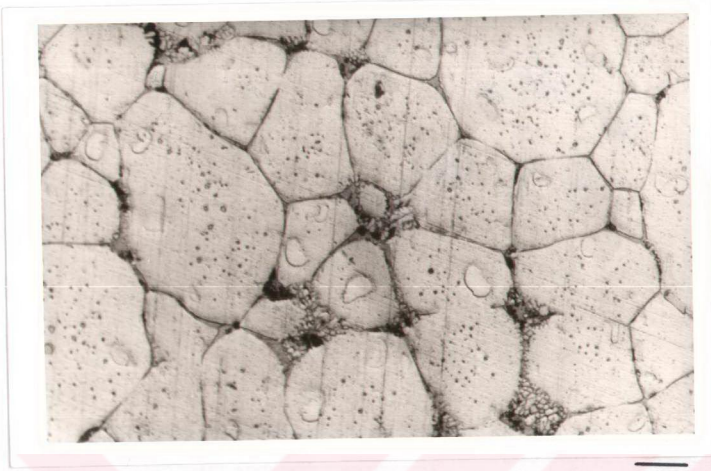
40µm

Şekil 3.2: Etial 24 alaşımının 2 (a, b) , 4 (c,d) ve 8 (e, f) saat süreyle çözeltiye alma işleminden sonra elde edilen mikroyapılar.



(a)

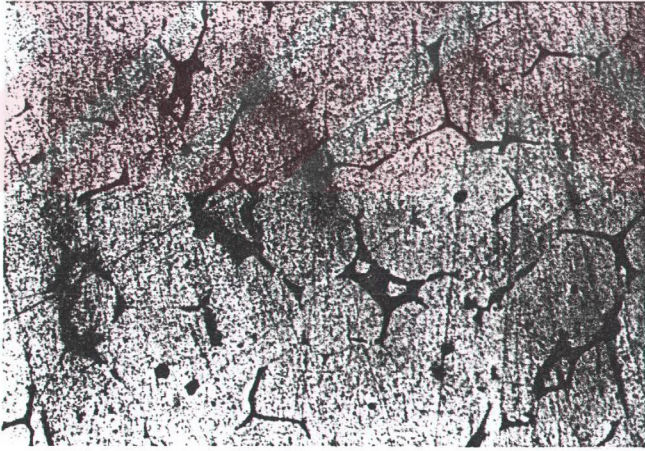
10µm



(b)

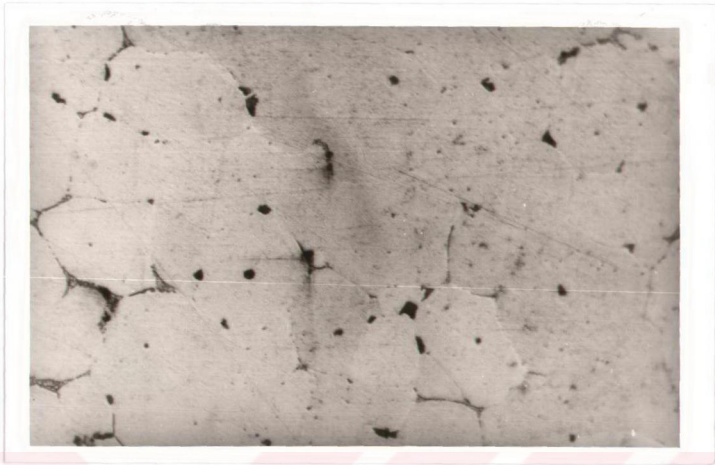
40µm

Şekil 3.3 : Etial 44 alaşımının 9mm'lik penetrasyon sonrası elde edilen mikroyapılar
(a) yüksek büyütme, (b) düşük büyütme



(a)

40µm



(b)

40μm



(c)

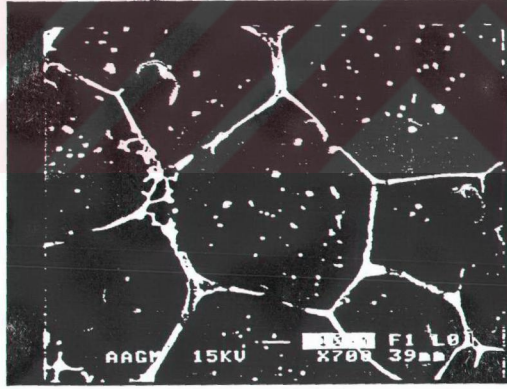
40μm



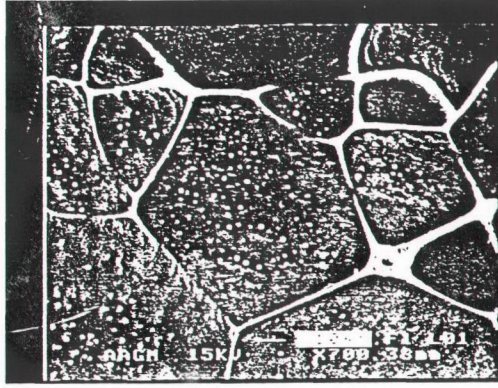
(d)

40µm

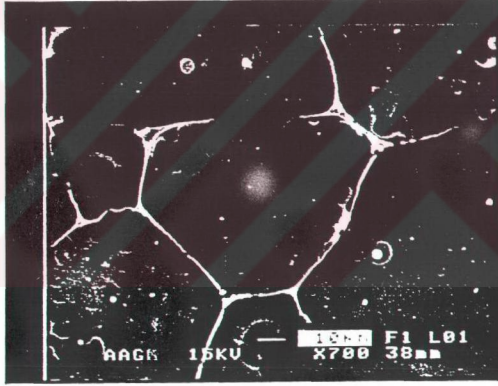
Şekil 3.4 : Etial 44 alaşımının 1 (a), 2 (b), 5 (c) ve 7 (d) saat çözeltiyi alma işlemi sonrası elde edilen mikroyapılar.



(a)



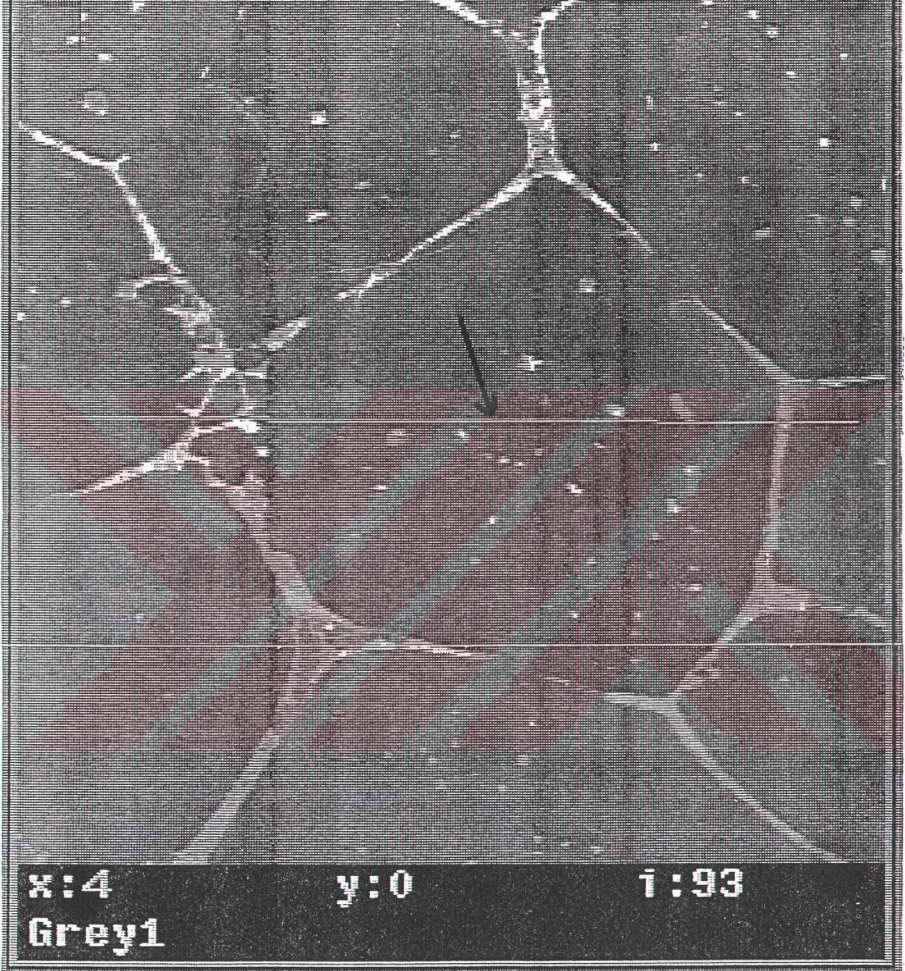
(b)



(c)

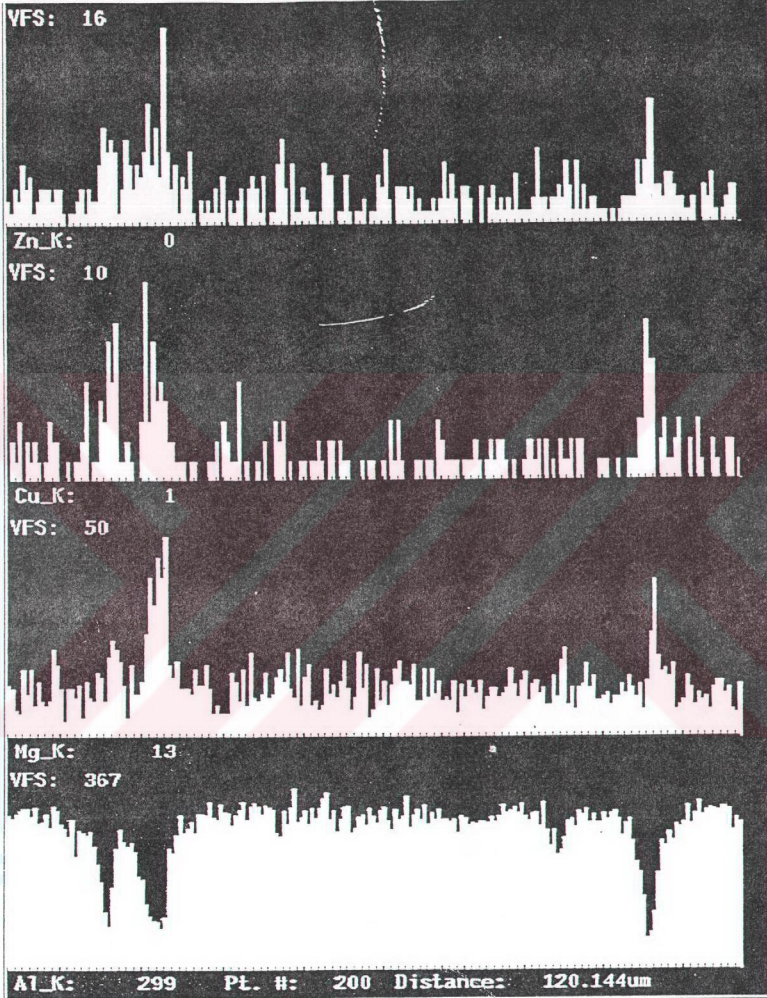
Şekil 3.5: a) Etial 44 alaşımının 9 mm'lik penetrasyon sonrası, b) Etial 24 alaşımının 9 mm'lik penetrasyon sonrası, c) Etial 24 alaşımının şekil verme sonrası taramalı elektron mikroskobu ile çekilmiş mikro yapı fotoğrafları

Voyager Image Display



Şekil 3.6 : (a) Etial 44 alaşımının şekil 3.5. a 'da merkezde bulunan tane üzerindeki analiz hattı
(b) Bu hat boyunca Zn, Mg, Cu ve Al elementlerinin dağılımını gösteren çizgisel analiz sonucu

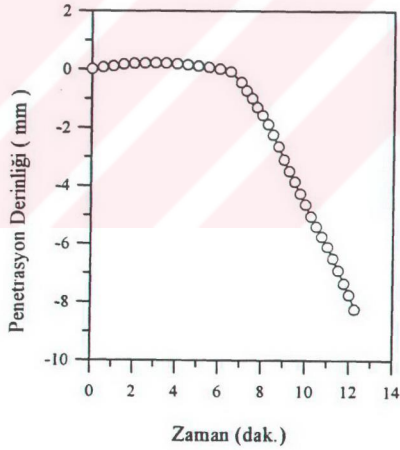
Voyager Linescan Display



(b)

Tablo 3.1 : Etial 44 alaşımının çizgisel analiz sonuçları

Alaşım	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Cu	Zn
Etial 44 (sıvı) pen.	45.6	0.62	0.24	0.08	11.02	15.87	26.56
Etial 44 (katı) pen.	88.08	1.86	-	0.58	1.14	1.21	7.14
Etial 24 (sıvı) pen.	26.56	2.02	1.53	8.95	60.07	0.87	1.53
Etial 24 (katı) pen.	91.96	0.8	0.25	0.88	0.86	5.24	-
Etial 24 yarı katı (sıvı)	49.94	0.96	-	-	9.31	39.8	-
Etial 24 yarı katı (katı)	94.38	1.74	-	0.93	0.40	2.56	-



Şekil 3.7 : Penetrasyon deneyleri sonucu elde edilen tipik zaman-genleşme eğrisi



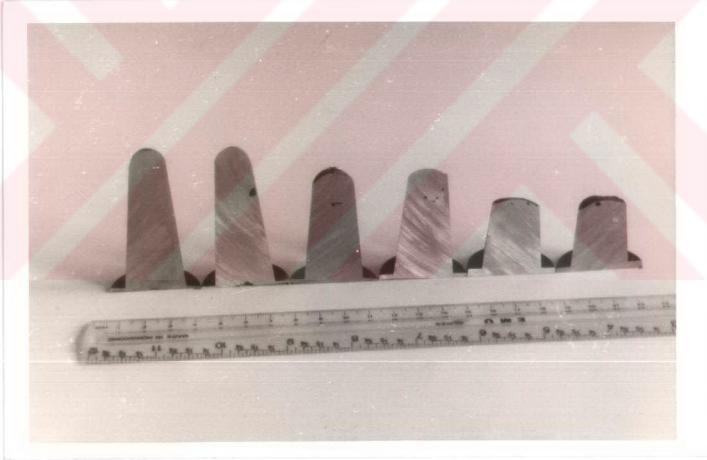
(a)



(b)

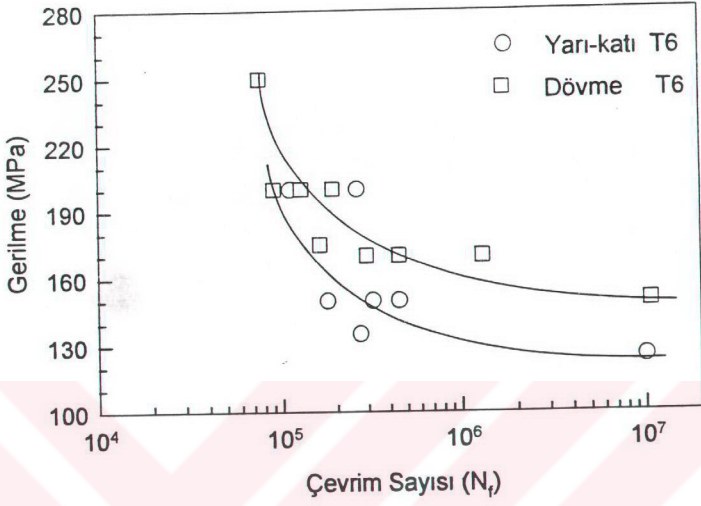


(c)



(d)

Şekil 3.8 : Farklı kalıplarda şekil verme sonrası elde edilen parçalar.

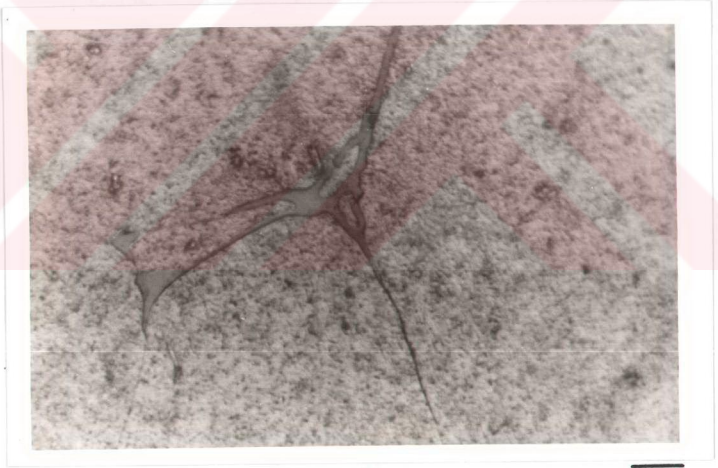


Şekil 3.9 : Etial 24 alaşımıyla yapılan yorulma deneyi sonuçları.



(a)

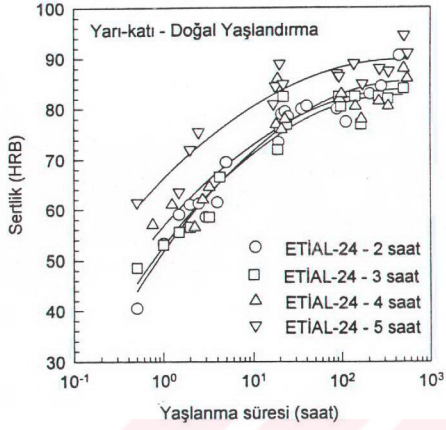
40 μ m



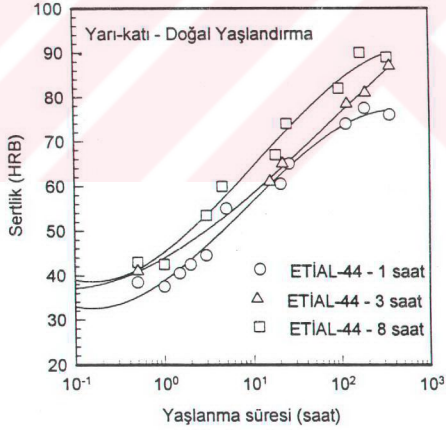
(b)

10 μ m

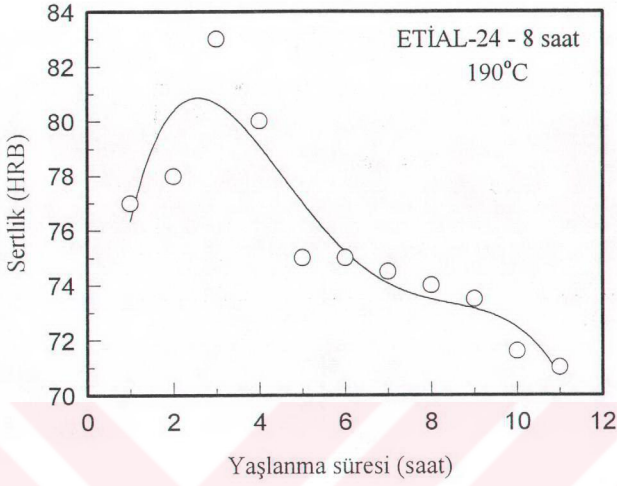
Şekil 3.10: Etial 24 alaşımının yorulma deneyi sonucunda incelenen mikroyapıları-
(a) Tane sınırlarındaki porozitenin görünümü, (b) çözeltiye geçmemiş ikinci-
fazın tane sınırındaki görünümü



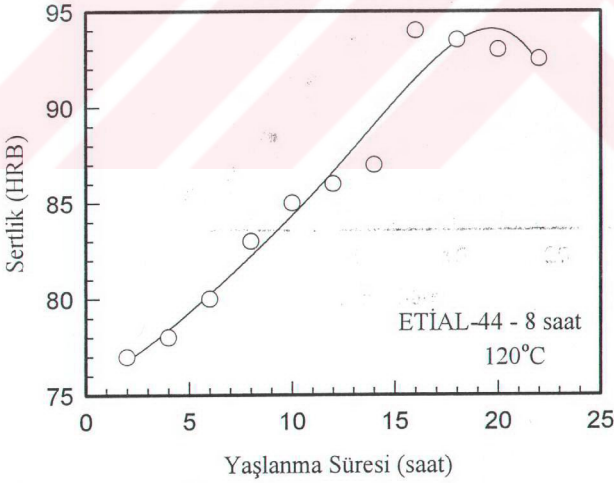
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 3.11: a) Etial 24 alaşımının doğal yaşlanması, b) Etial 44 alaşımının doğal yaşlanması, c) Etial 24 alaşımının suni yaşlanması, d) Etial 44 alaşımının suni yaşlanması

IV. TARTIŞMA VE SONUÇ

SİMA prosesi, birinci bölümde de belirtildiği gibi, deformasyona uğramış malzemelerin deformasyon sonrasında yarı katı aralığına ısıtılarak nondendritik yapının elde edilmesidir. Bu çalışmada amaç, piyasada ticari olarak bulunan ekstrüze dövme alaşımlarının SİMA prosesi ile yarı katı halde şekil verilmesi ve bu yapıların mikroyapı karakteristikleri ve mekanik özelliklerinin incelenmesidir. Dolayısıyla, piyasadan elde edilen ekstrüze edilmiş numunelere herhangi bir ek deformasyon yapılmamıştır. Ancak, numunelerin ekstrüzyon sonrası, yüzey kalitesi ve düzgünlüğünü geliştirmek amacıyla, numune alınan şirket tarafından soğuk deformasyona uğratıldığı belirtilmiştir.

Bu çalışmada ilk olarak, kullanılan alaşımların likidüs-solidüs aralığında uygun katı-sıvı oranını saptayabilmek için gerekli sıcaklık ve sürenin belirlenebilmesi amacıyla bir seri penetrasyon deneyleri yapıldı. Şekil 3.7’de gösterilen tipik penetrasyon eğrisinde, başlangıçta çok az da olsa pozitif bir genişleme söz konusudur. Bu, malzemenin ilk ısıtılması sırasındaki genişmeden kaynaklanmaktadır. Daha sonra numunenin sıcaklığının artmasıyla birlikte tane sınırlarında sıvı oluşumunun başlamasıyla penetrasyon oluşmaya başladı. Zaman ve sıcaklığın artmasıyla sıvı oranı artarak penetrasyon artış hızında da yükselmeler gözlemlendi. Penetrasyon çubuğunun son ulaştığı derinliklerde yüksek penetrasyon hızından dolayı sağlıklı ölçümler alınmamıştır. Bu yüksek penetrasyonun oluşumu malzemenin uygun yarı katı kıvamına geldiğini gösterir. Bununla birlikte farklı şartlarda yapılan deneyler sonucunda şekil 3.7’de görülen eğrinin ısıtma hızından, numune boyutundan, fırının ısıtma zonundan ve uygulanan yükten etkilendiği belirlendi. Bu penetrasyon deneyi sonuçları, kesin yarı katı kıvamını direkt belirlememesine karşın, şekil verme için kullanılacak sistemde basit, ancak şekil verilecek numuneyi yaklaşık yarı katı kıvamına ulaşmış olmadığını anlamak açısından faydalı olduğu görüldü. Çeşitli penetrasyon deneyleri sonucunda yarı katı halde şekil verilecek numunelerin 690 °C’de (kalıp sıcaklığı) 10 dakikalık bir bekleme süresi sonunda arzulanan kıvama geldiği belirlendi.

Şekil verme sırasında iki farklı kalıp kullanıldı. Şekil 3.8 a'dan görülebileceği gibi, farklı kesitlere sahip kalıbın bu yöntemle başarılı bir şekilde doldurulabildiği anlaşıldı. Şekil 3.8.b'de gösterilen numunelerin kesitlerinde makroporozite görülmedi. Bu gözlemler ışığında yarı katı oranının, şekil verme işlemi boyunca sıcaklığın, uygulanan yükün yeterli olduğunu söylemek mümkündür.

Bilindiği gibi konvansiyonel döküm yöntemlerinde metal, kalıbı gravitasyonel bir akış ile doldurmakta ve türbülanslı hareketten kaynaklanan gaz kapması olasılığı bulunmaktadır. SIMA yönteminde, uygun şartlar altında metal, kalıbı laminer bir akış ile doldurmaktadır. Şekil verme işlemi sırasında farklı kademelerde işlem durdurularak elde edilen parçaların şekilleri şekil 3.8.c'de görülmektedir. Bu çalışmada, numunenin ısıtılması sırasında oluşan sıvı fazda, ortamda bulunabilecek nemden kaynaklanan hidrojen gazının çözündüğü yüzeyde bulunan blisterlerden anlaşılmıştır. Ayrıca, kalıbın iç yüzeylerinin yağlanması ve yüksek sıcaklıkta bu yağların yanması sonucu açığa çıkan gazlardan dolayı ek bir hidrojen kaynağı oluşmuştur. Buna bağlı olarak ta mikroyapılarda makroporozite oluşumu gözlenmiştir.

Şekil 3.8 d'de görülen makroporoziteler ise daha çok şekil verme sırasında metal-gaz arayüzeyinin tam laminer hareket etmemesi ve metal içinde çözünen gazlardan kaynaklanabileceği düşünülmektedir. Ayrıca, şekil verme sırasında işlemin durdurulmasından dolayı tüm kesitlerin 10 tonluk basınca tabi tutulamaması da bu makroporozitelerin oluşum sebeplerinden biri olabilir.

Bu yöntemde, uygun kalıp dizaynı, ısıtma işleminin koruyucu atmosfer altında veya vakum altında yapılması, uygun pres hızının seçilmesi ve ısıtma hızının artırılması ile üretilen malzemelerde oluşabilecek poroziteler önlenabilir. Ancak yapılan çalışmalarda böyle bir imkan sağlanamamıştır. Kapranos ve arkadaşları [17], gerek alüminyum, gerekse hız takım çelikleri üzerinde yaptıkları çalışmalarda, yapıda oluşan makroporozitelerin tümüyle giderilemediği, ancak şekil verme işlemi sırasında uygulanan yükün, uygulama süresinin artırılması ile, makroporozitelerin kısmen azaltılabileceğini göstermişlerdir. Buna ilaveten, şekil verme işlemi

sonrasında uygulanan HIP işlemi ile de, mekanik özelliklerin arttığını da belirlemişlerdir. Bu da, HIP'leme sonucu yapıdaki mikroporozite ve heterojenliğin giderilmesine bağlanabilir.

Mikroyapılara bakıldığında tane boyut dağılımının oldukça geniş, fakat ortalama 50-70 µm arasında değiştiği görülebilir. Bu mikroyapılar, Türkeli'nin [27] AA 7075 alaşımındaki tane boyutu ve yapısı ile büyük benzerlikler göstermektedir. Daha önce de belirtildiği gibi, bu yapılardan daha küçük tane boyutu elde edebilmek için, soğuk deformasyon oranının artırılması gerekmektedir. Ancak küçük kesitli parçalar, kolaylıkla soğuk deforme edilebilirken, büyük boyutlu parçalar için aynı durumu söylemek mümkün değildir.

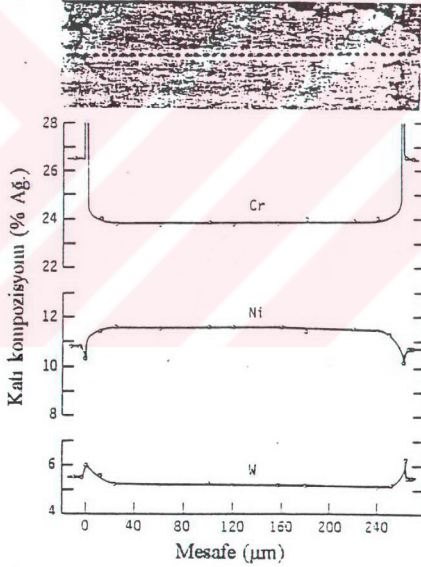
Şekil 3.3.a incelendiğinde, bazı bölgelerde sıvı havuzcuklarının oluştuğu görülmektedir. Benzer yapılar Türkeli'nin [27] ve Sencer'in [4] yapılarında da görülebilir. Bu tür yapılar, ilk yapıdaki homojensizliklerden oluşabileceği gibi, sıvı segregasyonu sonucunda da meydana gelebilir.

Şekil 3.2 'deki yapılara bakıldığında, çözeltiye alma süresinin etkisi açıkça görülmektedir. Burada, sürenin artması ile birlikte yapıda bulunan ikinci fazların hacimce yüzdeleri azalmaktadır. Ancak, şekil 3.2 e'de bazı tanelerin sınırları çözeltiye alınmamış fazların olduğu görülmektedir. Bu, ya 8 saat çözeltiye alma işleminin yeterli olmamasından, ya sıvı segregasyonundan dolayı, ya da ısı işlem yapılan fırında sıcaklığın homojen dağılmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

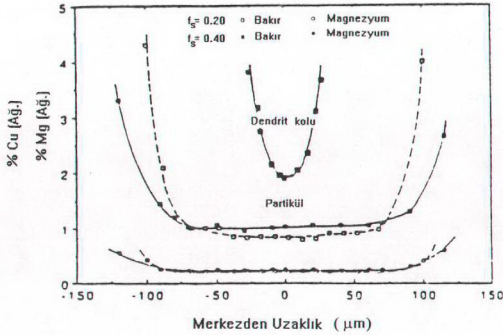
Penetrasyon sonrası elde edilen mikroyapılardaki sıvı oranının, yarı katı halde şekil verme sonrası elde edilen mikroyapılardaki sıvı oranından kısmen daha az olduğu belirlenmiştir. Bu da, penetrasyon sonrasında numuneye aniden su verilmesi sonucu mikroyapının aynen korunduğuna işaret etmektedir.

Taramalı elektron mikroskobu ile yapılan analizlerin sonuçlarına bakıldığında, taneler arasında oluşan ötektik fazda, temel alaşım elementlerinin segregasyonu olduğu görülmektedir. Bu sonuç, Mori'nin [28], reodöküm yöntemini kullanarak AA 7050 alaşımındaki gözlemleri ile benzerlik göstermektedir. Bununla beraber sıvı fazda segregasyonu olan elementler, katı fazda homojen

dağılıp, yaklaşık sabit bileşimdedirler. Yine bu sonuçlar da şekil 4.1.a ve b'de verilen Murty ve arkadaşlarının, Kattamis'in sonuçları ile benzerdir [29, 30]. Ayrıca Türkeli [27] ve Cau'da [31] farklı alaşımlarda aynı sonuçları gözlemişlerdir. Bu verilere göre, farklı alaşımlar ve farklı yöntemler kullanılmama rağmen, alaşım elementlerinin katı fazda homojen dağılması dikkat çekicidir. Bu sonuçlar, dövme alaşımlarının homojenleştirme modellemesindeki kabuller açısından çok önemli kaynak oluşturmaktadır. Nitekim, Türkeli'nin [22], yarı katı nondendritik dövme alüminyum alaşımları için geliştirdiği nümerik ve analitik modeller, bu kabuller üzerine kurulmuştur.



(a)



(b)

Şekil 4.1: Farklı alaşım sistemlerinde küresel katı partiküllerdeki katım dağılımı. a) X-40 Co esaslı süperalaşım [29], b) Al-% 4.5 Cu- % 1.5 Mg alaşımı. [30].

Bu çalışmada yapılan çekme deneylerinden beklenen sonuçlar elde edilememiştir. Bunun, şekil verme sırasında kullanılan pres hızının yavaş olmasından, ısıtma süresinin yeterince kısa olmamasından ve ısıtma sırasında malzemede çözünen gazların oluşturduğu porozitelerden kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca, sıcak kalıp kullanılmasından dolayı zamanla kalıbın bozulması sonucu şekil verme sonrası parçanın kalıptan çıkarılmasında zorluklarla karşılaşmıştır. Bunun sonucunda, numunenin çıkarılması sırasında kalıba aşırı darbe uygulanmış ve bu yüzden malzemede çatlamların oluşabileceği gözönünde bulundurulmalıdır. İleride yapılacak olan çalışmalarda soğuk kalıp kullanılarak bu zorlukların üstesinden gelinebileceği düşünülmektedir.

Yorulma deneyinden elde edilen sonuçlar şekil 3.9'da görülmektedir. Burada dövme numuneleri, yarı katı halde şekil verilen numunelere göre daha iyi olduğu tesbit edildi. Dövme numunelerinde 150 MPa gerilme altında 10^7 çevrime ulaşıırken, yarı katı numunelerde 125 MPa'da bu çevrime ulaşılmıştır. Bu sonuçlar, Lütjering'in Etial 24 ile yaptığı yorulma deney sonuçları ile benzerdir [32]. Lütjering, yüksek saflıktaki Etial 24 alaşımı ile 10^7 çevrime 140 MPa'da, ticari alaşım ile de 150 MPa gerilmede ulaşmıştır.

Yorulma deneyi sonrasında alınan ve mikroyapıları incelenen numunelerde tane sınırlarında çözeltiye geçmemiş fazların bulunduğu şekil 3.10'da görülmektedir. Bu da, mekanik özelliklerin düşük çıkmasının sebebini açıklamaktadır. Diğer yandan, Kattamis ve arkadaşları [30] iri taneli yapılarda çözeltiye alma işlemi sonrası bile malzemenin beklenen yorulma dayanımını göstermediğini belirlemişlerdir. Bunun iri taneler içinde çözelti elementlerinin homojen dağılmamasından kaynaklandığını saptamışlardır. Bunu giderebilmek için, 50 saatlik bir çözeltiye alma işlemi uygulanmış ve bunun sonucu olarak yorulma özelliklerinin iyileştiğini görmüşlerdir. Dolayısıyla, bu çalışmadaki yarı katı numunelerin düşük yorulma dayanımı göstermesi bu sonuca da bağlanabilir.

V. ÖZET

ETİAL 24 VE ETİAL 44 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA YARI KATI HALDE ŞEKİL VERİLMESİ, MİKROYAPI İLE MEKANİK ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ.

Bu çalışmada, SIMA prosesi ile ETİAL 24 ve ETİAL 44 dövme alüminyum alaşımlarının şekil verilebilirliği, mikroyapı ve mekanik özellikleri incelendi.

- Nondendritik yarı katı numunelerin kalıbın en ince kesitlerini bile laminer bir akışla doldurulabileceği gösterildi.
- Ortalama partikül çapının 50-70 µm aralığında olduğu bulundu.
- ETİAL-44 alaşımında, bir katı partikülün çapı boyunca Zn, Cu, Mg elementlerinin analizleri herhangi bir mikrosegregasyon göstermedi.
- Yarı katı halde şekil verilmiş numunelerden elde edilen yorulma, sertlik gibi mekanik özelliklerin ekstrüze edilmiş numunelere göre kısmen daha düşük olduğu bulundu.
- Her iki alaşımın yaşlanması sırasında, artan homojenleştirme süresi ile, daha yüksek sertlik değerleri elde edildi.

SUMMARY

AN INVESTIGATION ON SEMI-SOLID FORGING OF ETIAL-24 AND ETIAL-44 ALUMINUM ALLOYS, THEIR MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES.

In this study, formability, microstructure and mechanical properties of ETIAL-24 and ETIAL-44 wrought aluminum alloys were investigated with SIMA process.

- It is shown that non-dendritic semi-solid specimens can fill the die cavity with laminar flow and also thinner sections of the die.

- It was found that the average particle diameter was in the range of 50-70 μm .

- Analysis of Zinc, Copper and Magnesium across a solid particle in ETIAL-44 alloy revealed no microsegregation.

- It was found that mechanical properties, such as fatigue, hardness, obtained from semi-solid forged specimens was slightly poorer than that of extruded specimens.

- During aging, for both alloys, higher hardness values were obtained by increasing homogenization time.

VI. KAYNAKLAR

- [1]PORTER, D.A., EASTERLING, K.E. (1983) : “Phase Transformation in Metals and Alloys”, Second Edition, Chapman and Hall, London, U.K, 186-237
- [2]FLEMINGS, M.C. (1974) : “ Solidification Processing”, ISBN 0-07-021283-X, McGraw-Hill, New York, USA.
- [3]KURZ, W., FISHER, D.J. (1986) : “Fundamentals of Solidification”, First Edition, Transtech Publication, Switzerland.
- [4]SENCER, B.H. (1991): “Al-Cu, Al-Cu-Si Alaşımlarında Yeniden Kristalleşme yöntemiyle Thixotropik Malzeme Üretimi ve Etki Eden Parametrelerin İncelenmesi”, Bitirme Tezi, İ.T.Ü Sakarya Mühendislik Fakültesi, 3-28
- [5]KIRKWOOD, D.H. (1984) : “Microsegregation”, Material Sci. and Eng. (65) ,101-109
- [6]BROOKS, C.R. (1984) : “Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys”, ASM, Ohio, U.S.A, 115-137.
- [7]ASM Handbook, (1985) : Desk Edition, Ohio, U.S.A
- [8]ASM Handbook (1990) : Ninth Edition, ISBN 0-87170-007-7, Vol. 9, Ohio, U.S.A, 359
- [9]TÜRKEĻİ, A. (1995) : “Yarı Katı Durumda Döküm, Şekil Verme ve Rafinasyon Prosesleri”, Metalurji Dergisi, Sayı : 98, 37-43, Ankara
- [10] TÜRKEĻİ, A. (1991) : “Yarı Katı Halde Döküm ve Şekil Verme”, 4. Denizli Malzeme Sempozyumu, 1-10

- [11]TÜRKELİ, A. (1993) : “7001 Dövme Alüminyum Alaşımından SIMA Yöntemi ile Tikotropik Malzeme Üretimi”, 5. Denizli Malzeme Sempozyumu, 1-11
- [12] ASM Handbook (1990) : Vol.15, Ninth Edition, ISBN 0-87170-007-7, Ohio, U.S.A, 327-338
- [13] METELMANN, H. LEATHAM, A.G. (1988) : “ Near Net Shape Casting Through Metal Spray Deposition- The Osprey Process”, Iron and Steel Engineer, 25-29
- [14] DOHERTY, R.D., HO-IN, L., FEEST, E.A. (1984) : "Microstructure of stir-cast metals" Material Science and Engineering, 181, U.S.A.
- [15] ROBERT, M.H., KIRKWOOD, D.H. (1988) : " Alloy Slurry Formation by Partial Melting", Proc. Int. Conf. on Solidification Processing, Scheffield 1987, The Institute of Metals, U.K., 405-408
- [16] FLEMINGS, M.C. (1991) : “ Behaviour of Metal Alloys in the Semi-Solid State” , Metalurgical Transactions B, Vol. 22 A, 957-981
- [17] KAPRANOS, P. , KIRKWOOD, D.H. , SELLARS, C.M. (1993) : "Semisolid Processing of Aluminum and High Melting Point Alloys", Journal of Engineering Manufacture, Vol. 207, 1-8
- [18] KAYALI, E.S. (1990) : “Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları”, 2. Baskı, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi, 90-93
- [19] ASM Handbook, (1990) : Ninth Edition, ISBN 0-87170-379-3, Vol. 4, Ohio, U.S.A,840-879
- [20] POLMEAR, I.J. (1981) : “Light Alloys”, First Edition, 23-91.
- [21] SINGH, S.N., FLEMINGS, M.C. (1969) : "Solution Kinetics of a Cast and Wrought High Strength Aluminum Alloy" Trans TMS-AIME, 1, 1803-1809
- [22] TÜRKELİ, A., Yayınlanmamış Çalışma

- [23] ASM Handbook, (1990) : Ninth Edition, ISBN 0-87170-007-7, Vol. 2, Ohio, U.S.A,
- [24] ASTM E8 M. (1990) : "Standart Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]", Annual Book of ASTM Standards, Vol. 01.02
- [25] ASTM E466. (1982) : "Standart Practice for Conducting Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials", Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01
- [26] KAPRANOS, P. (1994) : "Semisolid Metal Processing" , Materials World, 465-467
- [27] TÜRKELİ, A., AKBAŞ, N. (1996) : "Formation of Non-Dendritic Structure in 7075 Wrought Aluminium Alloy by SIMA Process and Effect of Heat Treatment", Proc. of Fourth Int. Conf. on the Semisolid Alloys and Composites, Ed. by Kirkwood, D.H. and Kapranos, P., Sheffield, England, 71-74
- [28] MORI, T., IWASAKI, H., KODAMA, M. (1996) : "Mechanical Properties of Rheocasting Aluminum Alloy at Elevated Temperature", Fourth Int. Conf. on Semisolid Proc. of Alloys and Composites, Sheffield , England, 347-351
- [29] MURTY, Y.V., BACKMAN, D.G., MAHRABIAN, R. (1978) : "Structure, Heat Treatment and Properties of Rheocasting Alloys", Proc. Workshop on Rheocasting, MCIC, Columbus-Ohio, U.S.A., Report, 95-107
- [30] KATTAMIS, T.Z., LALOR, P.F., PICONE, T.J. (1992) : " Formation and Evalution of a Duplex Dendritic Microstructure", Microstructural Dising by Solidification Processing, Pub. By TMS, Chicago, Illinois, U.S.A., 33-56
- [31] CAU, E.R., ROBERT, M.H. (1992) : " Obtention of Rheocast Structures of M-2 and 308-L Stainless Steel by SIMA", Proc. of Second International Conf. On the Semisolid Alloys and Composites, MIT, Massachussets, U.S.A., 1-10
- [32] LUTJERING, G., Proceedings of Third Int. Conf. On Strenght of Metals and Alloys Inst. Metals, London, (from Light Alloys, ref.20)

VII. ÖZGEÇMİŞ

1971 yılında Sakarya'da doğdum. İlk, orta ve lise eğitimimi İstanbul'da tamamladım. 1989 yılında girdiğim İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi, Metalurji Mühendisliği Bölümü'nden 1994 yılında mezun oldum. Yine aynı yıl İstanbul Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji Mühendisliği Bölümü, Malzeme Bilimi Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans eğitimime başladım. 1995 yılı Haziran ayından itibaren, aynı anabilim dalında Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktayım.