

AI2024 ALAŞIMINDA TİKSOTROPİK YAPI ÜRETİMİ

İlhan MUTLU

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ŞUBAT 2010
ANKARA**

İlhan MUTLU tarafından hazırlanan Al2024 ALAŞIMINDA TİKSOTROPİK YAPI ÜRETİMİ adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Neşet AKAR

.....

Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Burhanettin İNEM

.....

(Metal Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Yrd. Doç. Dr. Neşet AKAR

.....

(Metal Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Prof. Dr. Hacı Mehmet ŞAHİN

.....

(Makina Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Doç. Dr. Kadir KOCATEPE

.....

(Metal Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Yrd. Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK

.....

(Metal Eğitimi, Karabük Üniversitesi)

Tarih 26/02/2010

Bu tez ile G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Bilal TOKLU

.....

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

İlhan MUTLU

AA2024 ALAŞIMINDA TİKSOTROPİK YAPI ÜRETİMİ
(Yüksek Lisans Tezi)

İlhan MUTLU

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Şubat 2010

ÖZET

Bu çalışmada, bir dövme alaşım olan AA2024 alaşımında gerininin neden olduğu sıvı aktivasyonu (Strain Induced Melt Activated-SIMA) yöntemi ile yarı-katı şekillendirme için gerekli tiksotropik mikroyapı üretimi araştırılmıştır. Bu amaçla ekstrüze halde AA2024 alaşımı değişik oranlarda soğuk deformasyona tabi tutulmuş ve takiben üç farklı yarı-katı sıcaklığa (588 °C, 600 °C ve 608 °C) ısıtılarak oda sıcaklığındaki suda soğutulmuştur. Mikroyapı analizleri metalografik inceleme ve nicel ölçüm yöntemleri ile yapılmıştır. Deneysel sonuçlar, SIMA yöntemiyle AA2024 alaşımında, yarı katı şekillendirme için gerekli olan küresel şekilli tiksotropik mikroyapıların üretilebileceğini göstermiştir. Artan soğuk deformasyon oranı ile şekil faktörü artarken tane boyutu küçülmüştür. Artan yarı-katı sıcaklık ile beraber tane boyutu artarken şekil faktöründe önemli bir değişim olmamıştır. SIMA yöntemi ile tiksotropik yapı üretimi için en az %20 soğuk deformasyonun gerekli olduğu belirlenmiş ve tiksotropik yapı dönüşümü için yarı-katı sıcaklıkta izotermal bekletmeye gerek olmadığı tespit edilmiştir.

Bilim Kodu : 710.3.011
Anahtar Kelimeler : Yarı-katı şekillendirme, AA2024 alaşımı, Tiksotropik yapı, SIMA
Sayfa Adedi : 89
Tez Yöneticisi : Yrd. Doç. Dr. Neşet AKAR

OBTAINING OF THIXOTROPIC STRUCTURE IN AA2024 ALLOY
(MSc. Thesis)

İlhan MUTLU

GAZI UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY
February 2010

ABSTRACT

In this study, thixotropic microstructure produced in a wrought AA2024 alloy for the semi-solid forming was investigated by strain induced melt activated (SIMA) method. For this purpose, Extruded AA2024 alloy was subjected to cold deformation at different rates, then heated to a semi-solid region, and cooled in water at room temperature. Microstructure analysis was achieved by metallographic and quantitative methods. Experimental results showed that spherical shaped thixotropic microstructures which required for semi-solid forming can be produced in AA2024 Al alloy by SIMA process. With increasing cold deformation rate, the shape factor increases while the grain size decreases. With increasing semi-solid temperature, grain size increased while the shape factor has not been a significant change. For the production of thixotropic structure by SIMA process, cold deformation rate was determined to be necessary at least 20%, and there is no need to isothermal holding at semi-solid temperature for thixotropic structure transformation.

Science Code : 710.3.011
Key Words : Semi-solid forming, AA2024 alloy, Thixotropic structure, SIMA.
Page Number : 89
Adviser : Assist. Prof. Dr. Neşet AKAR

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren tez danışmanım Yrd. Doç. Dr. Neşet AKAR' a, ayrıca Prof. Dr. Ulvi ŞEKER, Yrd. Doç. Dr. Necati YALÇIN ile Arş. Gör. Volkan KILIÇLI ve Arş. Gör. Melike ÖZER' e Metal Eğitimi Bölümünde çalışan akademik ve idari personele ve bana her konuda desteğini esirgemeyen okul müdürüm Fatih DERİN' e teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xi
RESİMLERİN LİSTESİ.....	viii
SİMGELER VE KISALTMALAR	xvi
1. GİRİŞ	1
2. YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME	5
2.1. Ön Malzeme Üretim Yöntemleri	5
2.1.1 Mekanik karıştırma	5
2.1.2. Elektromanyetik karıştırma	7
2.1.3. Ultrasonik karıştırma	9
2.1.4. Tane inceltme	9
2.1.5. Sprey döküm	10
2.1.6. Eğimli soğutma plakasına döküm.....	11
2.1.7. Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi	12
2.1.8. Sürekli reo-dönüşüm yöntemi.....	13
2.1.9. Düşük sıcaklıktan döküm yöntemi	14
2.1.10. Yeni MIT yöntemi	14
2.1.11. İçten soğutma yöntemi	16

Sayfa

2.1.12. Gerininimin neden olduğu sıvı aktivasyonu (SIMA) ve yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme işlemi (RAP).....	18
2.2. Yarı-Katı Metal Şekillendirme Yöntemleri	21
2.2.1. Reo şekillendirme	22
2.2.2. Tikso şekillendirme	24
2.3. Al ₂ O ₃ ve Al ₂ Si ₂ Alaşımları Üzerine Yapılmış Ön Malzeme Üretim Çalışmalarının Değerlendirilmesi	26
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	35
3.1. Malzeme	35
3.2. AA2024 Alaşımının Ergime ve Katılaşma Sıcaklıklarının Belirlenmesi.....	35
3.3. Soğuk Deformasyon İşlemi	37
3.4. Deney Düzeneği	38
3.5. Metalografik Çalışmalar	41
4. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	44
4.1. AA2024 Alaşımının Katılaşma ve Ergime Sıcaklıkları.....	44
4.2. AA2024 Alaşımının Yarı-Katı Faz Sıcaklığında Sıvı Oranı Değişimi.....	45
4.3. Ekstürize Haldeki AA2024 Alaşımının Mikroyapısı	46
4.4. SIMA Yöntemiyle Tiksotropik Yapı Üretimi	49
4.4.1. Ekstürize halden tiksotropik yapı üretimi	49
4.4.2. Soğuk deformasyon ile tiksotropik yapı üretimi	52
4.5. SIMA Yönteminde Yarı Katı Sıcaklığın Mikro Yapı Üzerine Etkisi.....	60
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	66

	Sayfa
5.1. Sonuçlar.....	66
5.2. Öneriler	67
KAYNAKLAR	68
ÖZGEÇMİŞ.....	73

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 1.1. Geleneksel metal şekillendirme yöntemler olan dövme ve döküm yöntemlerinin avantaj ve dezavantajları.....	1
Çizelge 3.1. AA2024 alaşımının kimyasal kompozisyonu.	35
Çizelge 4.1. Soğuk deformasyon miktarı ile tane boyutu değişimi.	57
Çizelge 4.2. Soğuk deformasyon miktarı ile şekil faktörü değişimi.	57

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 1.1. Döküm, dövme ve yarı-katı şekillendirme yöntemlerinin uygulanabildiği sıcaklıklar.	2
Şekil 2.1. Sürekli mekanik karıştırma düzeneği	6
Şekil 2.2. Çift karıştırma milli mekanik karıştırma düzeneği.	7
Şekil 2.3. Manyetik karıştırma ünitesi	8
Şekil 2.4. (a) Elektromanyetik dikey karıştırma ve (b) Elektromanyetik yatay karıştırma.	8
Şekil 2.5. Sprey şekillendirmenin şematik gösterimi.	11
Şekil 2.6. Eğimli soğutma plakasına döküm; a) ergitme ve b) plakaya döküm.	12
Şekil 2.7. Döndürmeli entalpi dengeleme yönteminin şematik gösterimi.	13
Şekil 2.8. Sürekli reo-dönüşüm yönteminin şematik gösterimi.	14
Şekil 2.9. a) Yeni MIT yönteminin aşamalarının şematik olarak gösterimi ve b) alaşım sıcaklığının değişimi.	15
Şekil 2.10. İçten soğutma işleminin şematik gösterimi.	16
Şekil 2.11. SIMA işleminin zaman-sıcaklık diyagramında gösterimi.	18
Şekil 2.12. SIMA ve RAP işlemlerinin şematik olarak zaman-sıcaklık eğrisinde gösterimi.	21
Şekil 2.13. Yarı-katı metal şekillendirme yöntemlerinin üretim aşamaları.	22
Şekil 2.14. Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi ile üretilen ön malzemenin reo-döküm aşamaları.	23
Şekil 2.15. Çift vidalı reo-kalıplama işleminin şematik gösterimi.	24
Şekil 2.16. Tikso şekillendirme işlem basamakları.	25
Şekil 2.17. Tikso-kalıplama ünitesinin şematik olarak gösterimi.	25

Şekil	Sayfa
Şekil 2.18. AA2024 alaşımının SIMA işlemi sonrası etkili soğuk deformasyon ve katı partikül boyutu arasındaki ilişki	28
Şekil 2.19. Al2014 alaşımında a) deformasyon, b) bekleme sıcaklığı ve bekleme süresinin tane boyutuna etkisi	32
Şekil 2.20. Al2024 alaşımının deformasyon miktarı ile tane boyutu değişimi	33
Şekil 2.21. Isıtma süresi-fırın sıcaklığı eğrisi	34
Şekil 3.1. AA 2024 alaşımının DSC eğrisi	36
Şekil 3.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan deney düzeneği	41
Şekil 3.3. Ön malzeme olarak kullanılan numunelerin metalografik incelenmesi; a) silindirik numune, b) silindirik numunenin boydan boya kesilmiş hali ve c) incelenen bölgeler	42
Şekil 4.1. AA2024 alaşımının soğuma eğrisi	44
Şekil 4.2. AA2024 alaşımının DTA ısıtma eğrisinden elde edilen sıcaklık-sıvı oranı	46
Şekil 4.3. Ekstürizyon sonrası silindirik kütükteki deformasyonun sonlu elamanlar modeli	51
Şekil 4.4. Soğuk deformasyon ile ortalama tane boyutu değişimi	57
Şekil 4.5. Soğuk deformasyon ile şekil faktörü değişimi	57
Şekil 4.6. Yarı-katı sıcaklık ile ortalama tane boyutu değişimi	62
Şekil 4.7. Yarı-katı sıcaklık ile şekil faktörü değişimi	63
Şekil 4.8. Tane küreselleşme mekanizmasının şematik olarak gösterimi	64

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 1.1. Alaşımların yarı-katı durumda tiksotropik davranışı	3
Resim 2.1. A357 alaşımının (a) dentritik ve (b) dentritik olmayan mikroyapıları	5
Resim 2.2. a) Yeni MIT yöntemi ile üretilmiş homojen ön malzeme ve b) 590 °C'de 10 dk bekletilmiş ve suda soğutulmuş yapı.	16
Resim 2.3. İçten soğutma işlemiyle üretilmiş A356 alaşımının 580 °C'den su verme sonrası mikroyapısı.	17
Resim 2.4. SIMA yöntemi ile üretilmiş AA2024 alaşımının mikroyapısı.	19
Resim 2.5. a) RAP ve b) SIMA ile elde edilen AA2024 alaşımının mikroyapılar.	26
Resim 2.6 AA2024 alaşımının a) %10, b) %20, c) %40, d) %60, e) %80 ve f) %100 soğuk deformasyon sonrası SIMA işlemi uygulanmış mikroyapıları.	27
Resim 2.7. Üç aşamada ısıtılmış Al2024 alaşımının (1 dak bekleme süresi) a) %50 katı ve b) % 60 katı sıcaklıklarındaki mikroyapı görüntüleri.	29
Resim 2.8. Üç aşamada ısıtılmış ve %60 katı oran sıcaklığında a) 1 dak, b) 3 dak, c) 5 dak ve d) 8 dak bekletilmiş Al2024 alaşımının mikroyapı görüntüleri.	30
Resim 2.9. Sprey döküm yöntemi ile üretilmiş ve daha sonra 610 °C'de 4 dak bekletilmiş Al 2014 alaşımında porozite görüntüsü.	31
Resim 2.10.a) Dökülmüş halde, b) %20 ılık deformasyon ve c) %40 ılık deformasyon sonrası 635 °C'de 5 dak bekleme sonrası mikroyapılar.	31
Resim 2.11.Değişik oranlarda deforme edilmiş AL2024 alaşımının yeniden ısıtma işleminden sonraki mikroyapıları.	33
Resim 3.1. Veri toplama sistemi.	36
Resim 3.2. AA2024 numunelere soğuk deformasyon uygulanan 250 ton kapasiteli pres.	38

Resim	Sayfa
Resim 3.3. AA2024 alaşımının a) %40, b) %30, c) %20, d) %10 soğuk deformasyon, e) soğuk deformasyon sonrası talaş kaldırılmış malzemelerin görüntüleri ve f) ısılı çift deliği.	38
Resim 3.4. Deneylerde kullanılan indüksiyon jeneratörü.	39
Resim 3.5. Deneylerde kullanılan indüksiyon bobini ve sıcaklık kontrol bağlantıları.	40
Resim 3.6. Deney setinde kullanılan pinömatik piston ve seramik kayık.	41
Resim 3.7. Mikroyapıların görüntülenmesinde kullanılan optik mikroskop.	42
Resim 4.1. İşlemsiz haldeki AA2024 alaşımın mikroyapıları, a) ekstrüze yönüne paralel, b) ekstrüze yönüne dik ve c) yüksek büyütme	47
Resim 4.2. AA2024 alaşımının ekstrüze halde a) SEM görüntüsü ve b) – f) EDS nokta analizleri	48
Resim 4.3. Ekstrüze AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi	49
Resim 4.4. Ekstrüze haldeki kütüğün a) kenar, b) 3 mm, c) 6 mm, d) 12 mm, e) 15 mm ve f) 20 mm mesafeden alınmış görüntüler	50
Resim 4.5. 588 �C'de AA2024 alaşımında soğuk deformasyon oranına bağlı mikroyapı değişimi	53
Resim 4.6. 600 �C'de AA2024 alaşımında soğuk deformasyon oranına bağlı mikroyapı değişimi	54
Resim 4.7. 600 �C'de AA2024 alaşımında soğuk deformasyon oranına bağlı mikroyapı değişimi.	55
Resim 4.8. %10 soğuk deformasyon uygulanmış AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi.	61
Resim 4.9. %20 soğuk deformasyon uygulanmış AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi.	62
Resim 4.10. %30 soğuk deformasyon uygulanmış AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi.	63

Resim**Sayfa**

Resim 4.11 %40 soğuk deformasyon uygulanmış AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi.	65
---	----

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklama
°C	Santigrat derece
dak	Dakika
mm	Milimetre
s	Saniye
Kısaltmalar	Açıklama
DTA	Differential thermal analysis
DSC	Differential Scanning Calorimeter
EDS	Enerji dağılımlı spektrometre
ESP	Eğimli soğutma plakası
MIT	Massachusetts Institute of Technology
RAP	Recrystallisation and partial melting
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SIMA	Strain induced melt activation
SRD	Sürekli reo döküm
YKD	Yarı-katı döküm
YKŞ	Yarı-katı şekillendirme
µm	Mikron

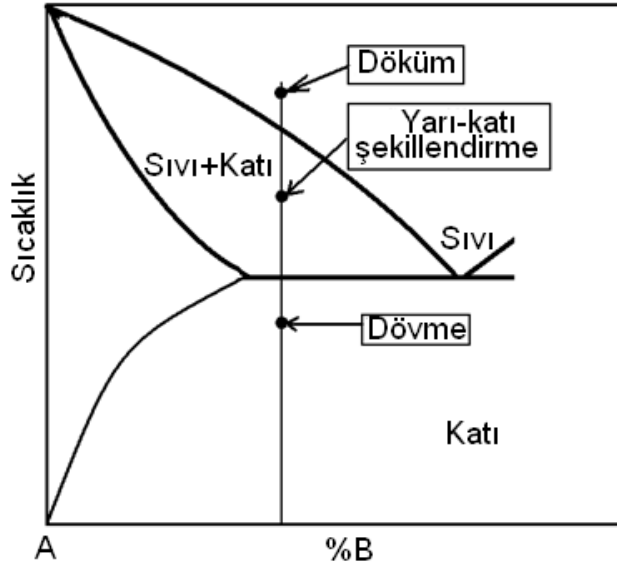
1.GİRİŞ

Geleneksel metal şekillendirme yöntemleri olan döküm ve dövme yöntemlerinin her ikisi de ticari öneme sahiptir. Dövme yöntemi ile homojen mikroyapılı yüksek mekanik özellikli parçalar üretilebilirken şekillendirilebilecek parça şekli oldukça sınırlı, üretim maliyeti yüksek, aşınmadan dolayı kalıp ömrü oldukça kısadır. Diğer yandan çok karmaşık parçalar dövme yönteminden çok daha ucuza döküm yöntemi ile üretilebilmektedir. Fakat döküm yöntemi ile üretilen parçalarda ise katılaşma sırasında meydana gelen çekme boşluğu, gaz boşluğu ve dentritik mikroyapının sebep olduğu düşük mekanik özellikler elde edilir. Her iki metal şekillendirme yönteminin avantaj ve dezavantajları Çizelge 1.1’de verilmiştir [Tzimas, 1997].

Çizelge 1.1.Geleneksel metal şekillendirme yöntemler olan dövme ve döküm yöntemlerinin avantaj ve dezavantajları [Tzimas, 1997].

	Dövme	Yüksek Basıncılı Döküm
Avantaj	✓ Dengeli mikroyapı ✓ Yapısal bütünlük	✓ Karmaşık şekilli parça üretimi ✓ Düşük güç
Dezavantaj	✓ Yüksek güç ✓ Kalıp aşınması ✓ Basit şekilli parça üretimi	✓ Türbülanslı akış ✓ Çekme ve porozite ✓ Dengesiz mikroyapı ✓ Düşük mekanik özellikler

Yarı-katı metal şekillendirme yöntemi döküm ve dövme yöntemlerinin avantajlarını birleştiren bir yöntemdir. Şekil 1.1’de görüldüğü gibi yarı-katı metal şekillendirme yönteminde metal alaşımı ergime sıcaklığının altında katılaşma veya ötektik sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa ısıtılır. Daha sonra yarı-katı malzeme döküm yönteminde olduğu gibi kapalı bir kalıpta veya dövme yönteminde olduğu gibi açık bir kalıpta şekillendirilir [Tzimas, 1997].



Şekil 1.1. Döküm, dövme ve yarı-katı şekillendirme yöntemlerinin uygulanabildiği sıcaklıklar.

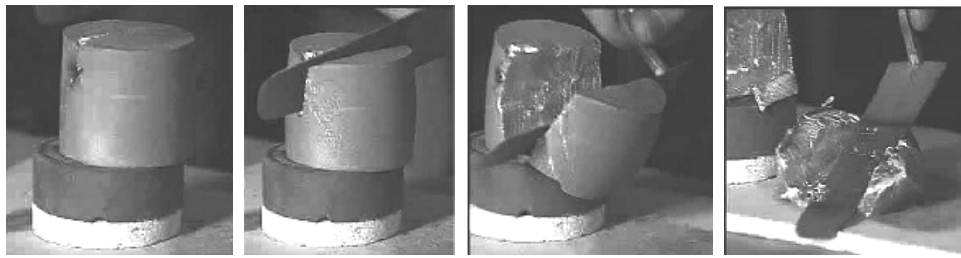
Metaller yarı-katı durumda şekillendirilebilmesi için katı fazın dentritik olmayan bir yapıya sahip olması gerektiği MIT'de Spencer, Mehrabien ve Flemings'in 1970'lerin başındaki bir çalışması sonucu keşfedilmiştir. Araştırmacılar katılaşma sırasında yarı-katı durumdaki metali karıştırırken viskozitesinin azaldığını ve mikroyapının dentritik yapıdan küresel yapıya geçtiğini görmüşlerdir [Spencer ve ark., 1972]. Küresel yapının yarı-katı metal şekillendirme için ideal bir mikroyapı olduğu daha sonra belirlemişlerdir [Flemings ve ark., 1976].

1990'lı yıllara kadar hazır halde küresel mikroyapılı uygun ön malzemenin olmaması ve patent korumalarından dolayı yarı-katı metal şekillendirme teknolojinin gelişimi oldukça yavaş olmuştur. Yöntemin birçok avantajından dolayı 1990'lı yılların başında yarı-katı metal şekillendirme ile ilgili bilimsel çalışmalar artmaya başlamıştır.

Yarı-katı metal şekillendirme yöntemi geleneksel metal şekillendirme yöntemleri ile karşılaştırıldığında birçok avantaja sahiptir. Yarı-katı metal

şekillendirme sıcaklığı döküm yönteminden daha düşüktür. Düşük işlem sıcaklığı daha az enerji, daha yüksek kalıp ömrü ve yüksek verimlilik sağlamanın yanında yarı-katı malzeme kalıp boşluğunu türbülanssız doldurduğu için gaz sıkışmasını da en aza indirir [Flemings ve ark., 1976]. Sıvı oranı geleneksel döküm yöntemlerinden daha az olduğu için katılaşma çekmesi daha azdır. Mikroyapıda dentritler ve boşluklar olmadığı için elde edilen parçaların mekanik özellikleri de döküm yöntemi ile üretilen parçaya kıyasla oldukça iyidir. Yarı-katı malzemelerin kuvvet altında viskozitesi düşük olduğu için en az makine işlemesine ihtiyaç duyulan son şekle yakın çok karmaşık şekilli parça üretilebilmektedir [Kapranos ve ark., 2000].

Yarı-katı şekillendirmenin en büyük avantajı küresel mikroyapıya sahip malzemenin tiksotropik davranış sergilemesidir. Tiksotropi, kuvvet altında zamanla viskozitenin sürekli olarak azalması olarak tanımlanır ve kuvvet kaldırıldığında malzeme eski özelliklerine geri döner [Tzimas, 1997]. Yarı-katı malzeme serbest halde taşımaya izin verecek kadar şeklini koruyabilecek yüksek viskoziteye sahiptir. Diğer yandan çok küçük bir kuvvet uygulandığında oldukça düşük viskozite sergiler ve akışkan sıvı gibi davranır. Yarı-katı malzemenin tiksotropik davranışı Resim 1.1'de görülmektedir [Önsel, 2005].



Resim 1.1. Alaşımların yarı-katı durumda tiksotropik davranışı [Önsel, 2005].

Yarı-katı metal şekillendirme yönteminin en büyük dezavantajı ise küresel mikroyapıya sahip ön malzemeye ihtiyaç duyulmasıdır. Son yıllarda yarı-katı

metal şekillendirme ile ilgili yapılan bilimsel çalışmalar ön malzeme üretimi üzerine yoğunlaşmıştır.

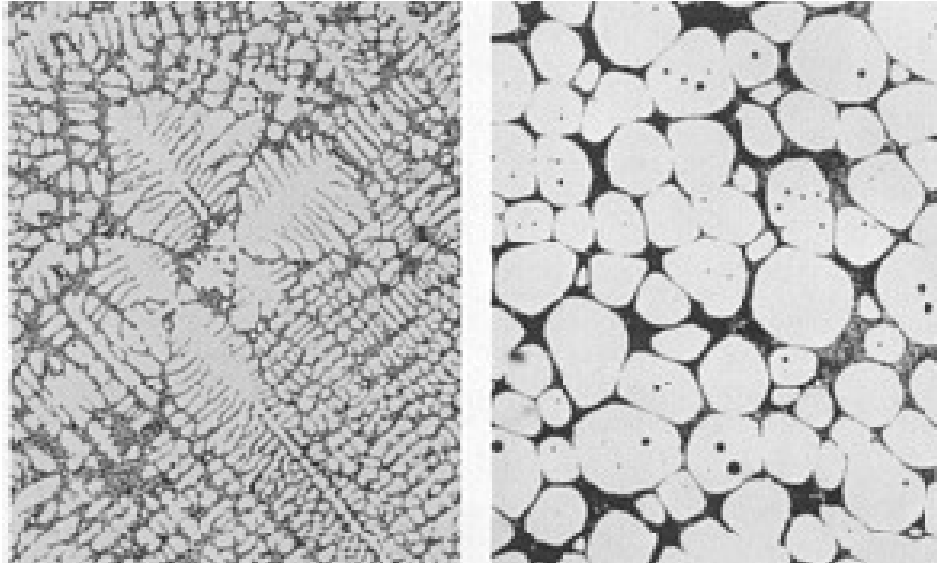
Yarı-katı metal şekillendirmesinde birçok tiksotropik ön malzeme üretim yöntemleri kullanılmaktadır. Bu yöntemlerden en pratik ve en çok kullanılan yöntem ise 1983'de K.P. Young ve arkadaşları tarafından [Young ve ark., 1983] ABD'de patenti alınan SIMA yöntemidir.

Bu çalışmanın amacı, SIMA yöntemi ile AA2024 alaşımının tiksotropik ön malzeme üretimini araştırmaktır. Ekstrüze AA2024 alaşımı değişik oranlarda soğuk deformasyona tabii tutulmuş ve farklı yarı-katı sıcaklıklara ısıtılmıştır. AA2024 alaşımı belirlenen yarı-katı sıcaklığa ulaştığı anda oda sıcaklığındaki suya düşürülmüş ve mikroyapı değişimleri belirlenmiştir. Yarı-katı metal şekillendirme ile ilgili literatür bilgileri Bölüm 2'de detaylı olarak incelenmiştir. Deneylerde kullanılan malzemeler, ekipmanlar ve metotlar Bölüm 3 verilmiştir. Deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar ve tartışma Bölüm 4'te sunulmuştur. Sonuçlar ve bu konuda yapılacak araştırmalara yönelik tavsiyeler ise Bölüm 5'de verilmiştir.

2. YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME

2.1. Ön Malzeme Üretim Yöntemleri

Yarı-katı durumda metal ve alaşımlarını şekillendirebilmek için sıvı faz içinde düzenli olarak dağılmış küresele yakın ince taneli mikroyapıya (Şekil 2.1) ihtiyaç duyulur [Bozkurt, 2005]. Birincil faz (katı) ne kadar küresel şekle ve homojenliğe, küçük tane boyutuna, yüksek şekil faktörüne sahip ise o kadar yüksek yarı-katı şekillendirme özelliğine sahip olmasının yanı sıra yüksek mekanik özellikler sağlar [Zoqui ve ark., 2002].



Resim 2.1. A357 alaşımının (a) dentritik ve (b) dentritik olmayan mikroyapıları [Kennney ve ark, 1988]

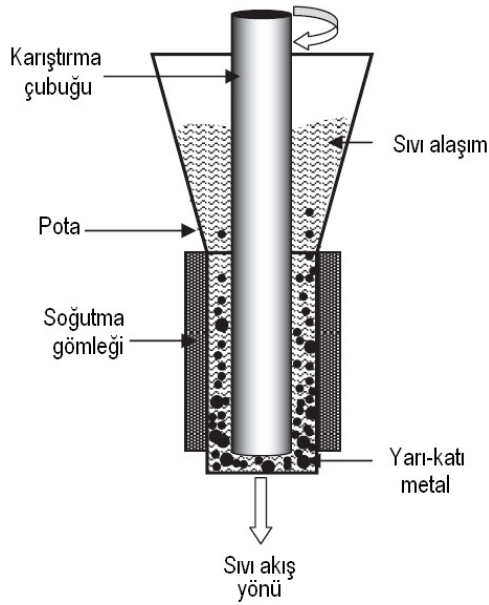
Günümüzde yarı-katı metal şekillendirme için birçok tiksotropik özellikli ince eşeksenel yapılı ön malzeme üretim yöntemi geliştirilmiştir.

2.1.1 Mekanik karıştırma

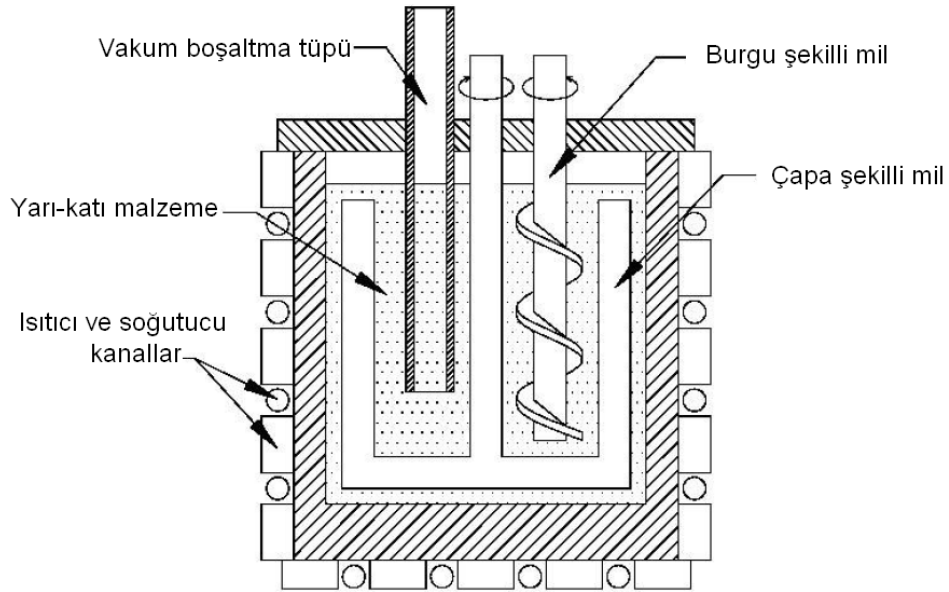
Mekanik karıştırma yöntemi yarı-katı metal şekillendirme yönteminin başlangıcıdır [Spencer ve ark., 1972]. Başlangıçta basit karıştırma

düzenekleri ile küresel yapı elde edilmeye çalışılmış daha sonraları ise Şekil 2.1 ve 2.2'de görüldüğü gibi sürekli döküm üniteleri geliştirilmiştir.

Mekanik karıştırmada dentritik katılaşmanın oluşumunu engellemek için kontrol altında tutulması gereken iki önemli değişken vardır. Birincisi karıştırma çubuğunun çevresinde yüksek kayma hızı oluşturmak için çubuğun en az 1000 devir/dk hızla dönmesi gerekir. İkincisi kaymayı sürdürebilmek için çubuk ve soğutma gömleği arasındaki boşluğun minimum mesafesi korunmalıdır. Kritik boşluk mesafenin altında karıştırma çubuğu ve soğutma gömleğinde oldukça yüksek oranda aşınma ve erozyon meydana gelir. Hızlı ısı akışını ve sıvı karıştırmasını kontrol edebilmek için değişik şekil ve boyutta karıştırma çubukları ve farklı hızlar kullanılır [Czerwinski,2007]. Mekanik karıştırma yönteminin endüstriyel kullanımı sınırlıdır [Li, 2002].



Şekil 2.1. Sürekli mekanik karıştırma düzeneği [Czerwinski, 2007].



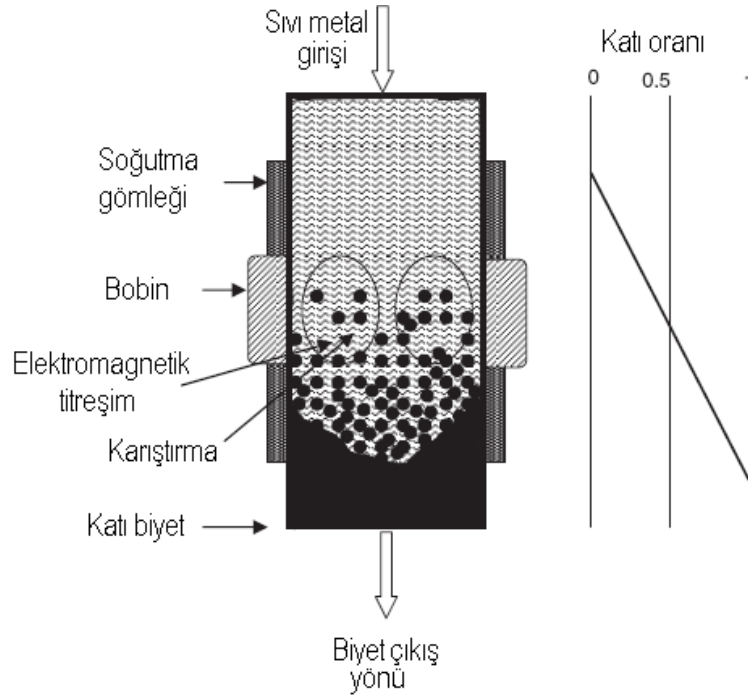
Şekil 2.2. Çift karıştırma milleri mekanik karıştırma düzeneği [Kirkwood ve ark., 2009]

2.1.2. Elektromanyetik karıştırma

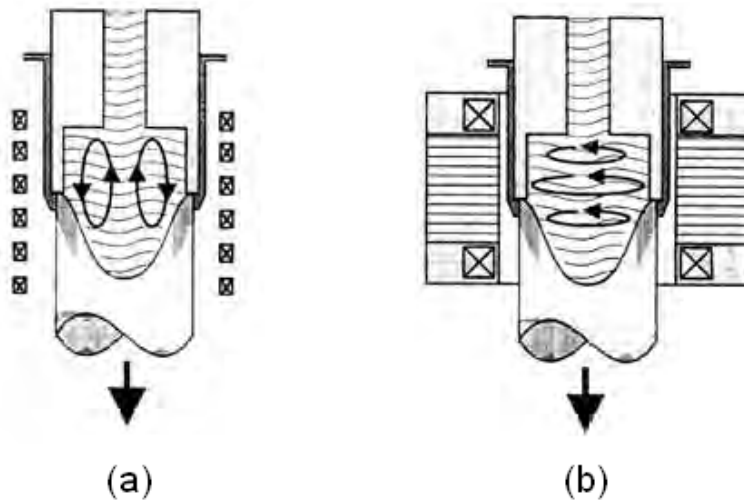
Elektromanyetik karıştırma Şekil 2.3'de görüldüğü gibi kontrollü soğutma altında sıvı metal katılaşırken elektromanyetik yöntemlerle sıvıyı titreşim hareketi ile karıştırmayı içerir. Bu yöntemde karıştırma sırasında bozulan dentritler sıvı içinde dağılmış katı küresel şekle dönüşürler. Sıvı metale doğru veya alternatif akım ile elektromanyetik alanla titreşim ve dönme hareketi verilebilir. Şekil 2.4'de görüldüğü gibi elektromanyetik karıştırma ile yarı-katı haldeki malzemeye dönme hareketi yatay veya dikey olarak uygulanabilir [Hirt ve Kopp, 2009].

Elektromanyetik karıştırmanın mekanik karıştırmaya göre birçok avantajı vardır [Birol ve ark., 2006c]. Bu avantajlardan biri elektromanyetik gücün sağladığı titreşim etkisidir. Bobinin içinden geçen yarı-katı metalin akışı elektromanyetik tekniklerle sürekli veya yarı sürekli olarak kontrol altına alınabilir [Czerwinski, 2007]. Diğer bir avantaj ise elektromanyetik karıştırmada mekanik karıştırmada olduğu gibi kritik boşluk mesafeye ihtiyaç

duyulmamasıdır. Dolayısı ile elde edilen ürün boyutunda sınırlama yoktur. Bu avantajların yanı sıra sistemde dönen parçalar olmadığı için aşınma ve erozyonda meydana gelmez.



Şekil 2.3. Elektromanyetik karıştırma ünitesi [Czerwinski, 2007].



Şekil 2.4. (a) Elektromanyetik dikey karıştırma ve (b) Elektromanyetik yatay karıştırma [Hirt ve Kopp, 2009].

2.1.3. Ultrasonik karıştırma

Ultrasonik karıştırma yönteminde katılaştan metale 7-20 W/cm² şiddetinde çok yüksek ultrasonik güç uygulanır. Uygulanan yüksek ultrasonik titreşim metalin dentritik katılaşmasını engeller. Dolayısı ile sütünsal büyüme engellenir ve daha homojen yapı elde edilir. Mikroyapı değişim mekanizması köpürme ve ses dalgası ile açıklanabilir. Köpürme sıvının içinde küçük kabarcıkların oluşmasına, büyümesine toplanmasına neden olur. Kabarcıkların yüksek baskı kuvveti, çekirdeklenme alanlarının oluşmasına sebep olan hidrolik dalgalar üretir. Bunun yanı sıra kabarcıkların toplanması sırasında şok dalgalar katılaşma arayüzeyindeki kristallerin kırılmasına neden olur. Ayrıca kabarcıklar çekirdeklenme alanları olarak oksit ve intermetalik katı partikülleri aktifleştirir [Abramov ve ark., 1997]. Ultrasonik titreşim ayrıca sıvı katı arayüzeyindeki sıcaklığı da etkiler. Kabarcıkların boyutunun hızlı bir şekilde artması sıvının köpürmesine neden olur. Köpürme sonucu kabarcıkların sıcaklığı azalır ve kabarcık yüzeylerinde sıvı sıcaklığı katılaşma sıcaklığının altına düşer. Bu alanlarda katı çekirdekleri oluşur. Sonuçta yarı-katı durumda ultrasonik titreşimden kaynaklanan kabarcıklar tanelerin büyümesini engeller ve ince tane yapısı elde edilir [Czerwinski, 2007, Doğruyol, 2006].

2.1.4. Tane inceltme

Tane inceltme uygulamalarının alüminyum alaşımlarında kullanıldığı uzun yıllardır bilinmektedir. Sıvı metale yapılan bir miktar titanyum ilavesi tane boyutunda önemli ölçüde küçülme sağlanmakta ve alaşımın dökülebilirliğini arttırmaktadır. Tane inceltici olarak kabul gören Ti ve B elementleri az miktarda birlikte alüminyuma ilave edildiğinde hızlı bir şekilde ve önemli derecede tane inceltme etkisi göstermektedir [Karayazı, 2009]. Tane incelticiler heterojen çekirdeklenmeyi arttırmakla birlikte dentritik yapı oluşumu engeller. Sonuçta ince ve eşeksenel rozet şekilli yapılar elde edilir.

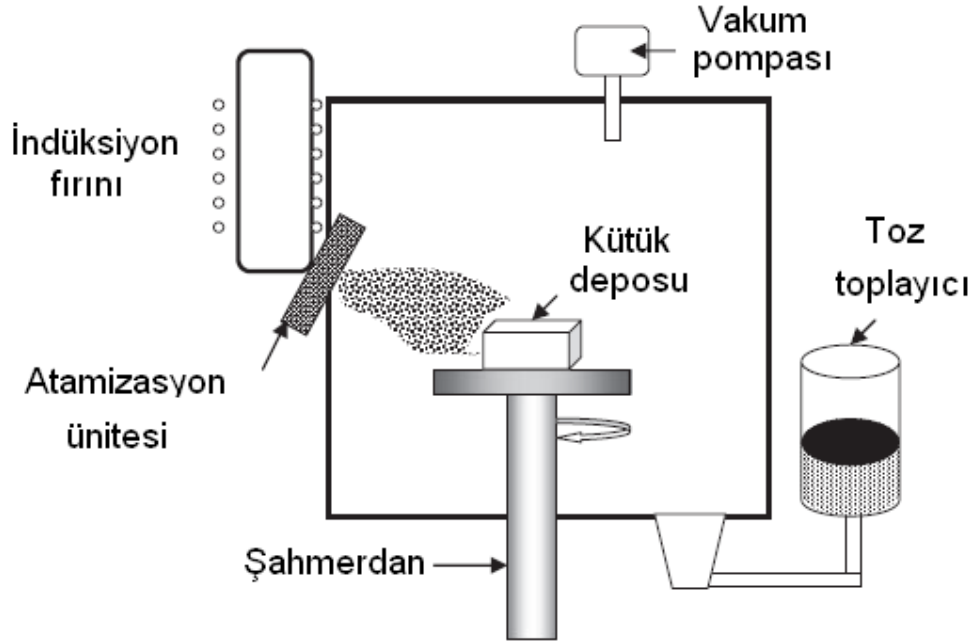
Tane inceltme işlemi ile elde edilen yapı tekrar ısıtma işlemi ile tiksö-şekillendirme için uygun hale getirilebilir [Czerwinski, 2007]. Fakat tane inceltme kendi başına ön malzeme üretiminde kullanılamaz. Tane inceltme ile beraber mekanik karıştırma ve elektromanyetik karıştırma gibi ön malzeme üretim yöntemleri kullanılır [Doğruyol, 2006]. Al-Ti, Al-B ve Al-Ti-B gibi alaşımlardan bir tanesi tane inceltici olarak kullanılır. Tane inceltme ile Al alaşımları için uygun mikroyapıya sahip ürünler elde edilmesine rağmen 100 µm'den küçük tane boyutunu elde etmek çok zordur [Kirkwood, 1994].

Tane inceltme yönteminin en önemli dezavantajı tane incelticilerin özel alaşım sistemlerinde etkili olmasıdır. Diğer bir dezavantaj ise tane incelticilerin metalik olmayan inklüzyonlar üretmesidir. Bu inklüzyonlar ürünün mekanik özelliklerini kötüleştirir.

2.1.5 Sprey döküm

Hızlı katılaşma yoluyla direk olarak eriyikten alaşım ve kompozit malzemelerin üretildiği prosese spreylendirme, spreylendirme veya spreylendirme biriktirme yöntemi denir. Bu yöntemde ergimiş metalin inert gazla atomizasyonu ile üretilen damlacıkların püskürtülerek bir kollektör (toplayıcı) üzerinde toplanması sağlanır (Şekil 2.5). Sıvı metal 10^2 - 10^3 °C/s hızla katılaşır. Hızlı katılaşma sayesinde ince eşeksenel taneli ve düşük segregasyonlu malzeme elde edilir. Kollektör üzerinde katılaşarak üretilen bu ön malzemeye daha sonra ekstrüzyon, dövme veya haddeme ile şekil verilebilir. Spreylendirme yönteminin en önemli avantajı eriyikten direk olarak tek bir operasyonla net şekillendirilmiş ürün elde etme imkânıdır[Salamcı, 2004].

Spreylendirme ile elde edilen ön malzemeden yarı-katı şekillendirme yöntemi ile malzeme üretimi sıvı faz sinterleme yöntemine benzemektedir [Czerwinski, 2007].

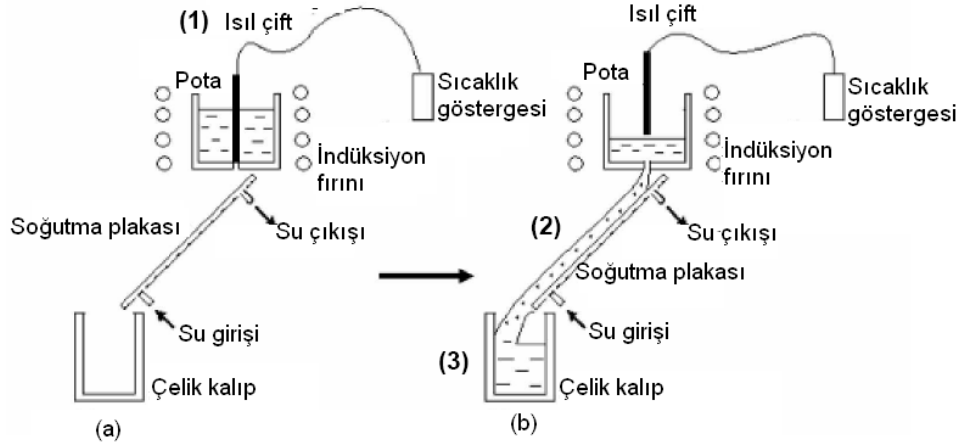


Şekil 2.5. Sprey sekilendirmenin şematik gösterimi[Czerwinski, 2007].

2.1.6. Eğimli soğutma plakasına döküm

Tiksotropik malzeme üretim yöntemlerinden biri olan eğimli soğutma plakasına (ESP) döküm yöntemi çok az teçhizat ve düşük işletme maliyeti ile kurulabilir [Taghavi ve Ghassemi, 2009] Bu yöntemde alaşımlar eğimli plakaya dökülür. Eğimli soğutma plakaya döküm yönteminin aşamaları şematik olarak Şekil 2.6'de gösterilmiştir. Önce alaşım ergitme sisteminde ergitilir (Şekil 2.6 (1)). Daha sonra sıvı metal eğimli plakaya dökülür (Şekil 2.6 (2)). Sıvı metalin eğimli plakaya temas etmesi ile katı çekirdekleri oluşur. Oluşan katı kristalleri, sıvı akışı ve yerçekimi kuvvetinin yarattığı kayma gerilmesi etkisinden dolayı yüzeyden ayrılır. Yuvarlanmış dentritler büyümeye fırsat kalmadan akan sıvının içine karışarak beraberce plakanın alt noktasından kalıba girerler (Şekil 2.6 (3)). Bazen birbirleriyle çarpışırlar ve bir araya toplanırlar. Kalıp içersindeki son katı rozet şeklinde büyümüş ve bazen küresele yakın hücreler içerir.

Bu yöntemde döküm sıcaklığı, eğimli soğuma plakasının uzunluğu, eğimli soğuma plakasının eğimi, eğimli soğuma plakasının malzemesi ve döküm yapılan kalıbın malzemesi gibi çeşitli parametreler son mikro yapı üzerinde etkilidir [Taghavi ve Ghassemi, 2009].



Şekil 2.6 Eğimli soğutma plakasına döküm; a) ergitme ve b) plakaya döküm [Liu ve ark, 2003]

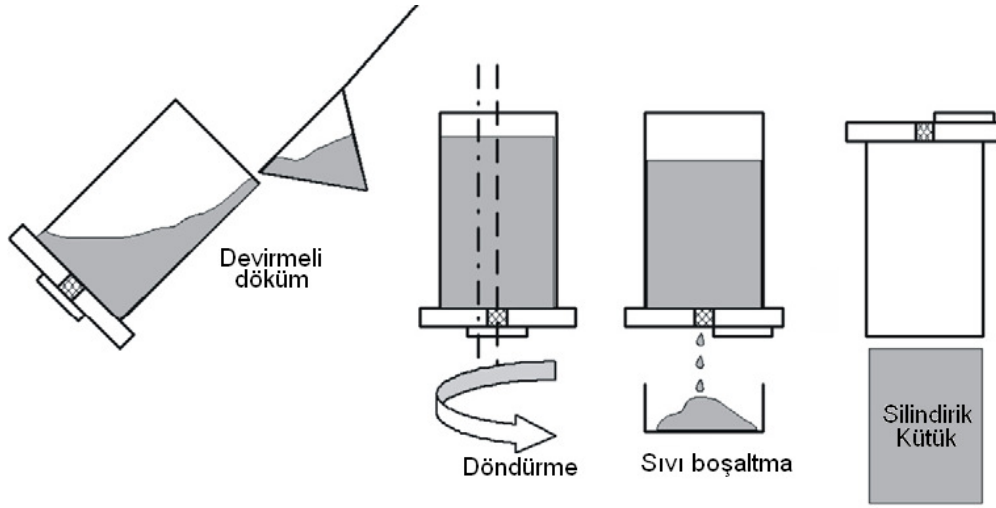
2.1.7. Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi

Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi sıvı metalden ısıyı kontrollü bir şekilde çekme ve daha sonra yarı-katı haldeki malzemeden fazla sıvıyı döndürerek ortamdaki uzaklaştırmayı içerir [Nafisi ve ark., 2006].

Döndürmeli entalpi dengeleme yönteminde sıvı boşaltma adımı hassas sıcaklık kontrolü ihtiyacını ortadan kaldırdığı için çok dar katılaşma aralığına sahip alaşımlara da uygulanabilir. Döndürme işleminin zamanı kalıp boyutlarına ve sıvı metalin miktarına bağlı olup 30–60 s arasında olduğu rapor edilmiştir [Doutre ve ark., 2004].

Yöntemin aşamaları Şekil 2.7’de verilmiştir. Başlangıçta sıvı alaşım bir kalıba boşaltılır. Daha sonra %30–40 oranında katı oluşumunu sağlayacak süre

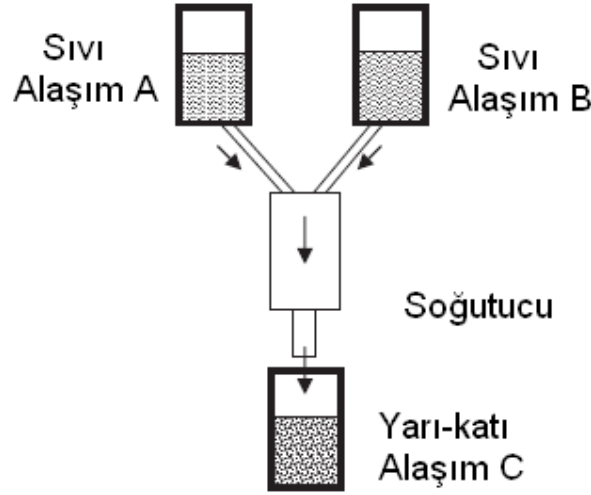
beklenir. Bundan sonra kalıp duvarında katının dengeli dağılımını sağlamak amacıyla 200 dev/dak hızla döndürülür. İkinci aşamada döndürme işlemi sonlandırılır ve fazla sıvı kalıbın altında bulunan delikten boşaltılır.



Şekil 2.7. Döndürmeli entalpi dengeleme yönteminin şematik gösterimi. [Nafisi ve ark., 2006].

2.1.8. Sürekli reo-dönüşüm yöntemi

Sürekli reo-dönüşüm (SRD) yönteminde belirli bir döküm sıcaklığında sıvı halde bekletilen iki farklı kompozisyondaki alaşım soğutucu içerisine aynı anda dökülerek pasif karışması sağlanır. Katılaşmanın başlangıç aşamasında iki farklı sıvı soğutucu içerisinden akması sırasında ısı çekilirken aynı zamanda etkin olarak iki sıvının birbirine karışımı sağlanır (Şekil 2.8.). İki farklı alaşım soğutucudan geçtikten sonra ısı taşınımı ve türbülans sayesinde küresel yapı oluşmuş malzeme ile alttaki kalıp dolar. Tane boyutu soğutma hızına bağlı olup yarı-katı aralıkta yavaş soğutma daha iri tane oluşumuna neden olur [Czerwinski, 2007].



Şekil 2.8. Sürekli reo-dönüşüm yönteminin şematik gösterimi [Czerwinski, 2007]

2.1.9. Düşük sıcaklıktan döküm yöntemi

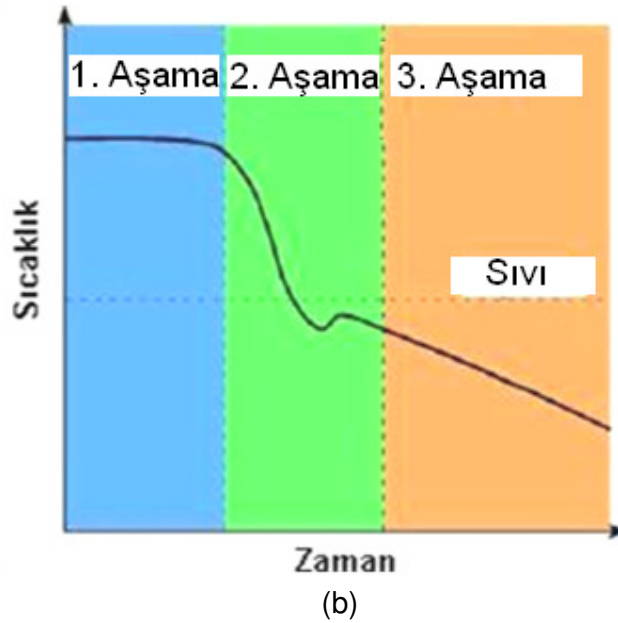
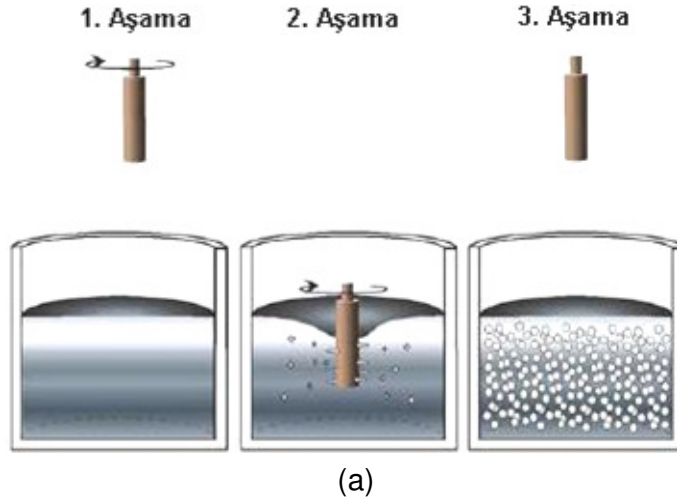
Düşük sıcaklıktan döküm yönteminin esası ergime sıcaklığının hemen üzerindeki sıcaklıkta alaşımı ergitme ve dökümü içerir. Bu sıcaklıkta dökülen sıvı katılaşırken sıcaklık çok düşük olduğu için sütunsal büyüme engellenerek sadece eşeksenel taneler oluşur. Bu yöntem pratik ve uygulanabilir olduğu için reo-şekillendirme ve tikso-şekillendirme için oldukça cazip bir yöntemdir [Czerwinski, 2007, Figueredo, 2001].

2.1.10. Yeni MIT yöntemi

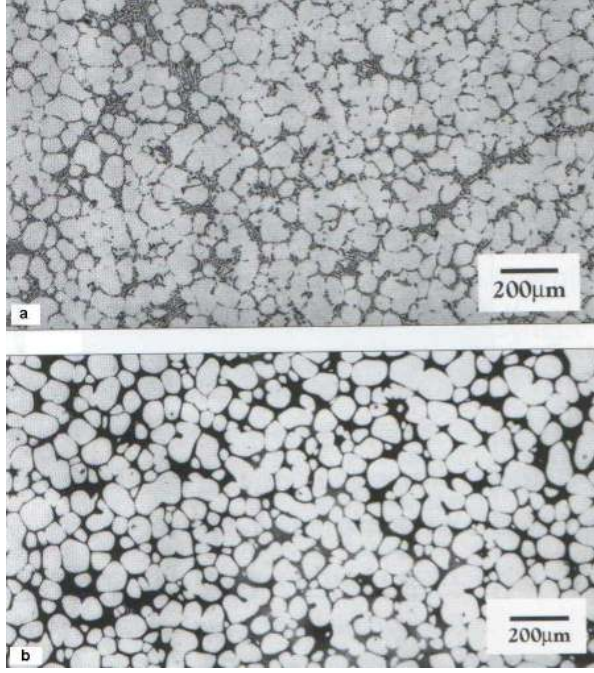
Bu yöntemi Martinez ve Flemings [Martinez ve Flemings, 2005] son zamanlarda geliştirmiştir. Bu yöntem ile ince taneli, küresel katı faza sıvı hapsolmemiş ve tamamen küresel yapıları ön malzemeler üretilebilmektedir. Yöntem çok basit olduğu için reo-şekillendirme ve tikso-şekillendirmede kullanılmaktadır.

Yöntemin şematik gösterimi Şekil 2.9'de verilmiştir. Ergime sıcaklığının bir birkaç derece altında bekletilen metal karıştırıcıya bağlı karıştırma

soğutmaya bir katkı sağlamaktadır. Karıştırma işlemi başladıktan sonra eriyiğin sıcaklığı çok az miktar düşer. Sıvı sıcaklığı istenen seviyeye düştüğünde karıştırıcı geri çekilir. Bu işlem sıvıda çok miktarda çekirdeklenmeyi sağlar. Resim 2.2'de bu yöntemle üretilen tipik yapıların resimleri görülmektedir.



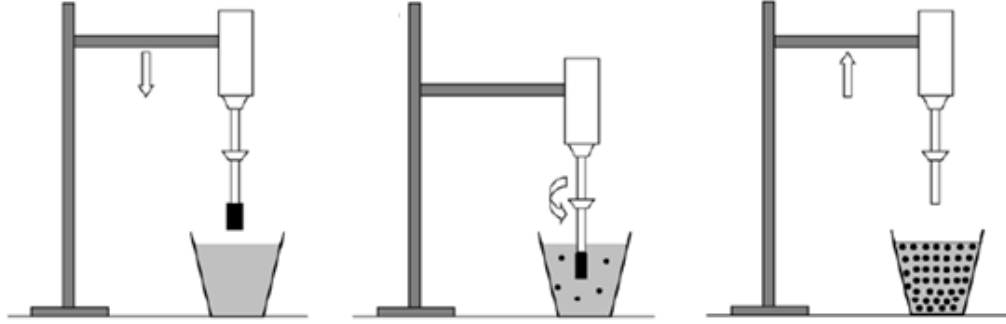
Şekil 2.9. a) Yeni MIT yönteminin aşamalarının şematik olarak gösterimi ve b) alaşım sıcaklığının değişimi [Martinez ve Flemings, 2005]



Resim 2.2 a) Yeni MIT yöntemi ile üretilmiş homojen ön malzeme ve b) 590 °C'de 10 dk bekletilmiş ve suda soğutulmuş yapı [Figueredo, 2001]

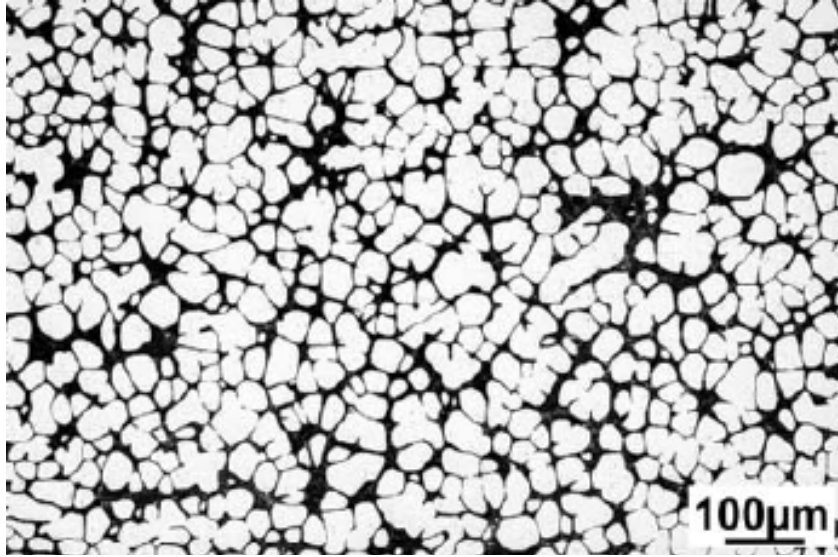
2.1.11. İçten soğutma yöntemi

Son yıllarda Birol [Birol, 2009a, Birol, 2009b] tarafından geliştirilmiş bu yöntem temelde yeni MIT yöntemine benzemektedir. Sıvı ile aynı kimyasal kompozisyona sahip katı metal parçacığını ergime sıcaklığının hemen altında sıvı metal içerisine daldırma ve karıştırma esasına dayanmaktadır (Şekil 2.10).



Şekil 2.10. İçten soğutma işleminin şematik gösterimi [Birol, 2009a, Birol, 2009b]

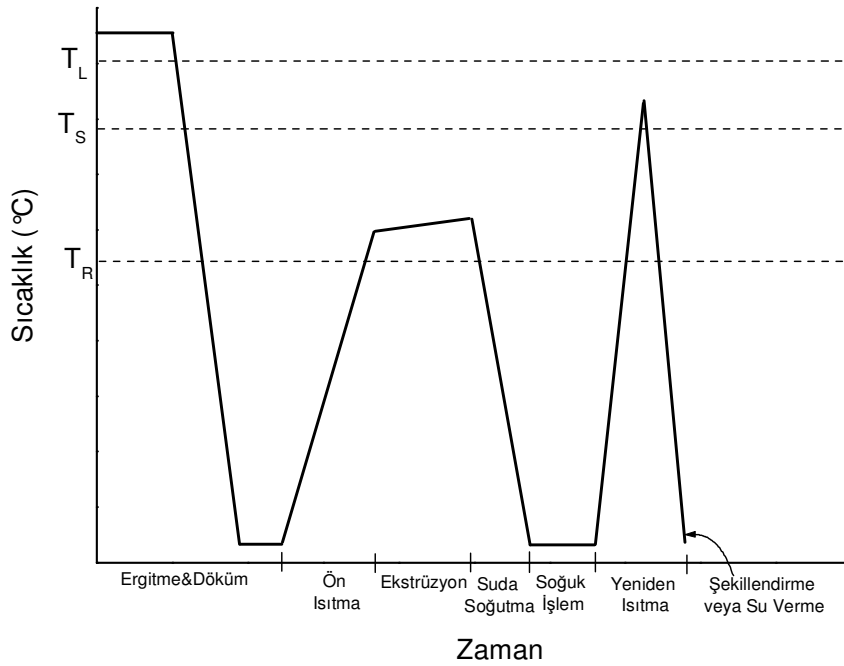
İçten soğutma işleminde sıvı içinde döndürülen katı parçacık sayesinde çekirdeklenmenin bütün sıvıda aynı anda oluşumu sağlanmaktadır. Karıştırma işlemi yapısal alt soğumayı ve bütün yönlerde aynı hızda büyümeyi sağlamaktadır. Bu sayede küreselleşmiş α -Al fazı oluşur [Birol, 2009a, Birol, 2009b]. Bu yöntemle elde edilmiş A356 alaşımının mikroyapısı Resim 2.3.'de görülmektedir.



Resim 2.3. İçten soğutma işlemiyle üretilmiş A356 alaşımının 580 °C'den su verme sonrası mikroyapısı [Birol, 2009a, Birol, 2009b]

2.1.12. Gerinimin neden olduğu sıvı aktivasyonu ve yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme işlemi

SIMA (Strain Induced Melt Activation) yöntemi ergitme ve döküm sonrası, yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde ekstrüzyon, haddeleme vb. sıcak şekillendirme işleminden sonra soğuk deformasyon ve sonrasında yeniden ısıtma aşamalarını içerir (Şekil 2.11) [Young ve ark., 1983].

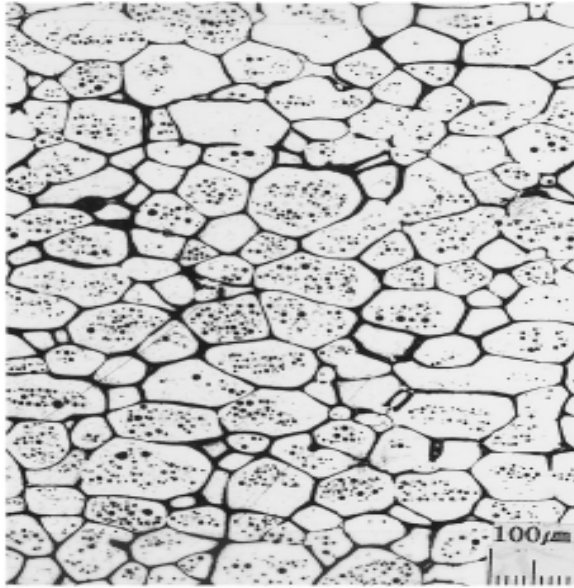


Şekil 2.11. SIMA işleminin zaman-sıcaklık diyagramında gösterimi [Young ve ark., 1983]

Şekilden de görülebileceği üzere dökümle üretilen kütükler, silindirik kütük kalınlığına göre ön ısıtma işlemiyle yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerine ısıtılır. Daha sonra malzeme ekstrüze edilir. Ekstrüze işlemi takiben hızla soğutulur ve böylece ekstrüze yönünde yönelmiş tane yapısına sahip silindirik kütükler üretilmiş olur. Bu kütüklere oda sıcaklığında soğuk deformasyon uygulanarak iç gerinimleri yükseltilir ve daha sonra yarı-katı sıcaklığa çok hızlı bir şekilde ısıtılarak ince taneli ve eşeksenel yapıya sahip tiksotropik ön malzeme üretilmiş olur [Young ve ark., 1983].

SIMA yönteminde soğuk deformasyon sonucunda kütükte kalıntı gerinme depolanır ve yeniden ısıtma işleminde depolanmış kalıntı gerinme sayesinde küresel mikroyapı elde edilir. Soğuk deformasyondan dolayı yeniden kristalleşme meydana gelir ve yeni, küçük eşeksensel taneler oluşur. Yarı-katı sıcaklıkta üçgen tane sınırlarında düşük ergime sıcaklığına sahip ötektik erir. Bu sıvı yüksek enerjili tane sınırlarına nüfuz eder. Bundan dolayı sıvı tarafından kuşatılan katı faz küresel bir şekil alır ve tiksotroplendirme için gerekli olan tiksotropik özelliğe sahip mikroyapı elde edilir.

SIMA yöntemi, diğer yöntemlere göre (manyetik karıştırma vb.) çok daha iyi küreselleşmiş mikroyapı üretir ve bu da dövme alaşımlar için iyi akış özellikleri sağlar. [Sirong ve ark., 2006]. Resim 2.4.de SIMA işlemi ile üretilmiş AA2024 alüminyum alaşımının mikroyapısı görülmektedir.



Resim 2.4. SIMA yöntemi ile üretilmiş AA2024 alaşımının mikroyapısı [Choi ve Park, 1998]

SIMA yönteminde alaşım kompozisyonu, başlangıç döküm yapısı, soğuk veya sıcak deformasyon oranı, yarı-katı sıcaklığa ısıtma hızı, yarı-katı

sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme zamanı tane boyut ve şeklini etkileyen önemli parametrelerdir [Koop, 1999].

SIMA yönteminde malzemenin yeniden ısıtılma işlemi kritik bir işlem aşamasıdır. Yeniden ısıtmanın amacı sadece uygun sıvı oranını elde etmek değil aynı zamanda ince tane boyutuna sahip küresel yapıli katı faz dönüşümünü sağlamaktır [Zoqui ve ark., 2002].

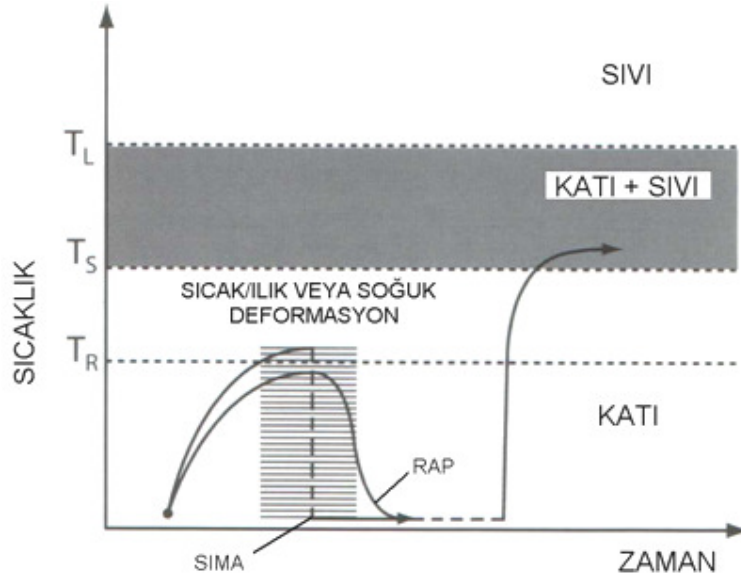
Yeniden ısıtma sıvı-katı bölgede belirlenen bir sıcaklığa ısıtmayı ve bazen de belirlenen sıcaklıkta izotermal bekletmeyi içerir. Bu yeniden ısıtma işlemi uygun sıvı oranı elde etmek ve katı fazın dendritik yapıdan küresel yapıya dönüşümünün sağlanması amacıyla yapılır. Fakat uzun bekletme zamanı tane kabalaşması ile sonuçlanır. Tane kabalaşması yarı-katı ön malzemenin tiksotropik özelliklerinin ve yarı-katı şekillendirilmiş parçanın mekanik özelliklerinin azalmasına neden olur [Jung, 2000].

Literatürde yapılan yarı-katı şekillendirme çalışmalarında, özellikle dövme Al alaşımlarının ön malzeme hazırlığında SIMA yöntemi [Birol ve ark., 2006a, Birol ve ark., 2006b, Jiang, 2007, Önsel ve ark., 2005] ve indüksiyon ile kademeli ısıtmanın [Jung, 2000 , Guo ve Yang, 2007] en çok kullanılan yöntemler arasında olduğu görülmektedir. SIMA yöntemi yarı-katı parça üretiminde ticari olarak kullanılmaya başlanmıştır.

RAP (Recrystallisation and Partial Melting) yöntemi ekonomikliği ve küçük çaplı ön malzeme üretiminde dikkati çekmektedir [Atkinson ve Liu, 2008]. Döküm sonrası malzeme yeniden kristalleşme sıcaklığının altında yüksek oranda deformasyona maruz bırakılır. Böylece dendritik yapı kırılır ve ince uzun taneli deforme olmuş yapı elde edilir. Soğuk deformasyonu takiben malzeme yarı-katı sıcaklığa ısıtılmasıyla yeniden kristalleşmesi ve dolayısıyla ince ve dendritik olmayan yapının oluşumu sağlanır. SIMA yöntemindeki mekanizmaya benzer olarak bu oluşan tanelerin sınırları sıcaklığın artmasıyla birlikte mikrosegregasyondan dolayı yapıda var olan düşük ergime

sıcaklığına sahip faz veya bölgelerin ergimesiyle oluşan sıvı faz tarafından ısıtılır [Doutre ve ark., 2004].

Şekil 2.12’de görüldüğü gibi RAP yöntemi, SIMA [Biol ve ark., 2006a, Nafisi, ve Ghomashchi, 2005, Atkinson ve Liu, 2008] yöntemine benzemekle birlikte, malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta deformasyona tabi tutulması ve takiben yarı-katı sıcaklığa ısıtma işlemi ile mikroyapının küresel hale dönüştürülmesi prensibine dayanır [Biol, 2007, Önsal, 2005, Biol ve ark., 2006b]. Bu yöntemin en büyük dezavantajı büyük çaplı kütüklerin parça boyunca homojen olarak deforme edilememesi ve bundan dolayı da homojen olarak küresel mikroyapı üretilmemesidir [Atkinson ve Liu, 2008].



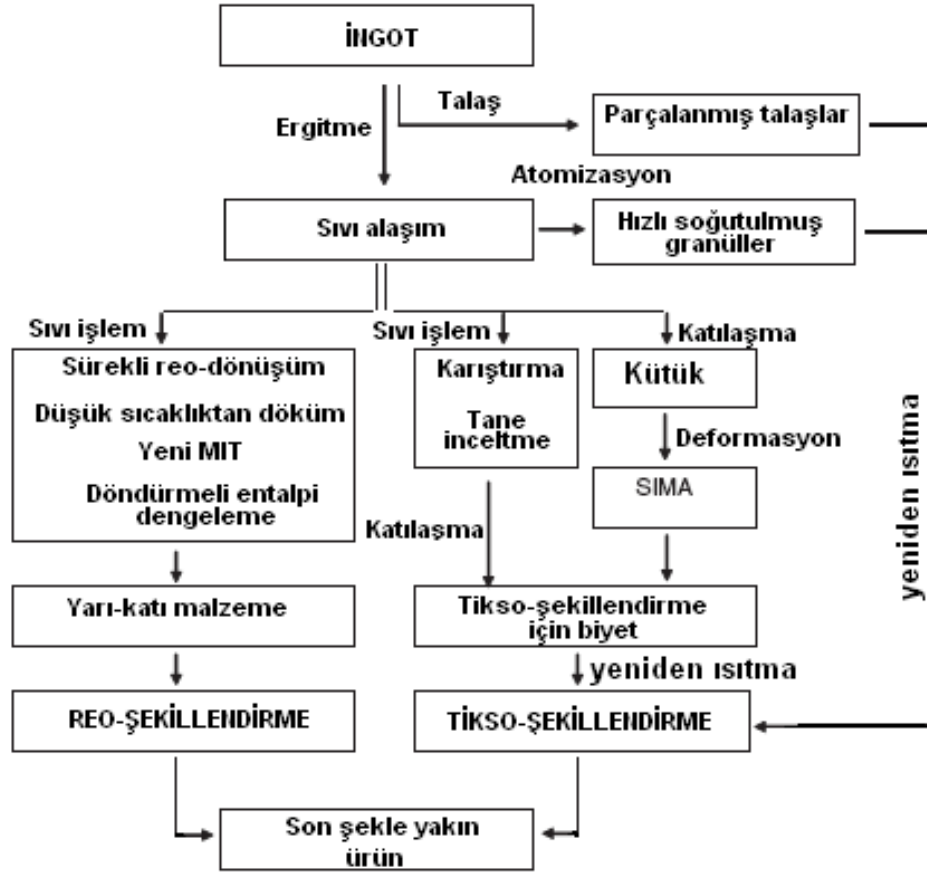
Şekil 2.12. SIMA ve RAP yöntemlerinin şematik olarak zaman-sıcaklık grafiğinde gösterimi [Fan, 2002]

2.2. Yarı-Katı Metal Şekillendirme Yöntemleri

Günümüzde tikso-şekillendirme ve reo-şekillendirme olarak bilinen iki yarı-katı şekillendirme yöntemi geliştirilmiştir [Basner, 2001, Kenney ve ark, 1988,

Czerwinski, 2007]. Şekil 2.13’de bu yöntemlerin üretim aşamalarının akış şeması gösterilmiştir.

Tikso-dökümde ince eşeksenel mikroyapıya sahip katı ön malzeme yarı-katı faza ısıtılır. Daha sonra yarı-katı faza ısıtılan ön malzeme basınçlı döküm makinesinin döküm haznesine taşınır ve basınçlı döküm kalıbına enjekte edilir

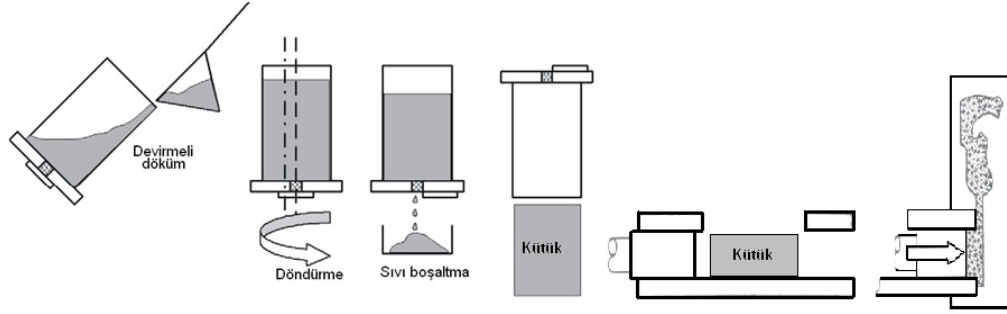


Şekil 2.13. Yarı-katı metal şekillendirme yöntemlerinin üretim aşamaları [Czerwinski, 2007]

2.2.1. Reo-şekillendirme

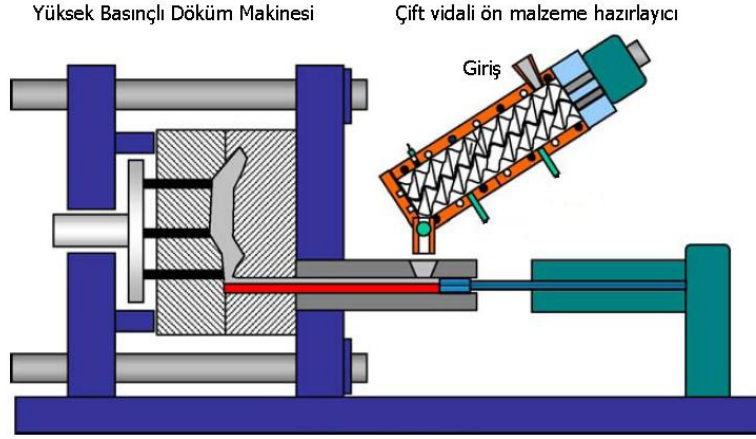
Reo-şekillendirme kendi içinde reo-döküm ve reo-kalıplama olmak üzere ikiye ayrılır.

Reo-döküm sıvı fazdan yarı-katı faza geçiş sırasında küresel mikroyapı elde etmek için düşük sıcaklıktan döküm, döndürmeli entalpi dengeleme gibi ön işlem ve daha sonra yarı-katı haldeki alaşımı basınçlı döküm kalıbına enjeksiyonu içerir (Şekil 2.14).



Şekil 2.14. Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi ile üretilen ön malzemenin reo-döküm aşamaları [Nafisi ve Ghomashchi, 2005]

Şekil 2.15'de yakın zamanda İngiltere'de geliştirilen polimerlerin enjeksiyon kalıplama esasına dayanan ve daha çok Mg alaşımlarının şekillendirilmesinde kullanılan çift vidalı reo-kalıplama ünitesi görülmektedir. Bu ünitenin ince ötektik karışım içerisine homojen bir şekilde dağılmış ince tane boyutlu katı parçacıklar üretilbildiği bildirilmiştir [Czerwinski, 2007]. Reo-kalıplama ünitesi bir sıvı metal besleyici, çift vidalı ekstrüderi, itici silindir ve merkezi kontrol ünitesinden oluşmaktadır. Sıvı metal besleyicisi, istenilen metal bileşeninin istenilen sıcaklıkta hacminin kontrolünü sağlayabilecek şekilde tasarımı gerçekleştirilir [Fan, 2002].

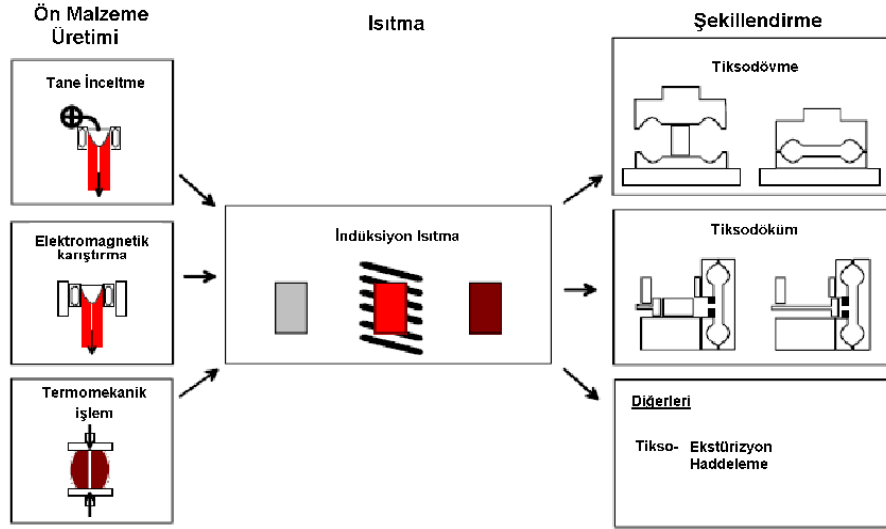


Şekil 2.15. Çift vidalı reo-kalıplama işleminin şematik gösterimi [Czerwinski, 2007]

Çift vidalı ekstrüder tasarımı kendini süpürme ve hamurumsu haldeki malzemenin pompalanmasına imkan vermektedir. Vidalar yüksek hızlı kaymaya ve yoğun türbülansa dayanıklıdır. İkiz vida etrafında eşleştirilmiş ısıtma ve soğutma elemanlarıyla ısıtma ve soğutma bölge serileri oluşturulmuştur. Ergitilmiş alaşım çift vidalı ekstrüdere dökülür ve hemen hızlı soğutma ile önceden belirlenen sıcaklığa düşürülerek ön malzemenin hacim miktarı ayarlanır. Ardından ön malzeme basma haznesine transfer edilir [Fan, 2002].

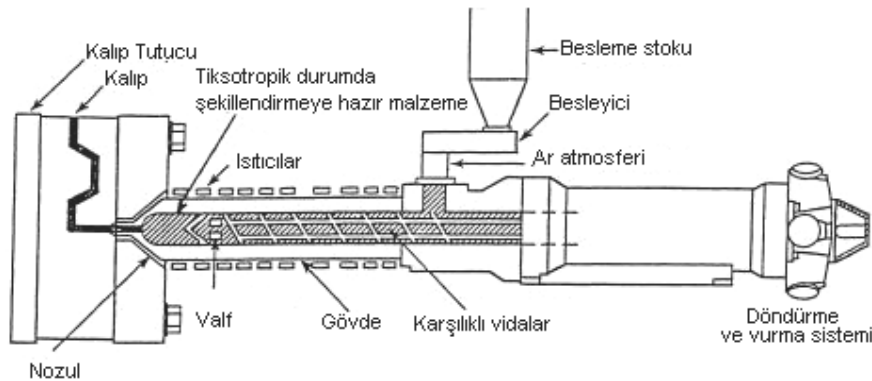
2.2.2. Tikso-şekillendirme

Tikso-döküm/dövme/haddeleme/ekstürizyon tekniklerini içeren tikso-şekillendirme ile parça üretimi Şekil 2.16'de görüldüğü gibi üç adımdan oluşmaktadır. Bu aşamalar tane inceltme, elektromagnetik karıştırma, termomekanik vb. yöntemlerle küresel mikroyapılı ön malzemenin üretilmesi, daha sonra bu malzemenin yarı-katı sıcaklığa ısıtılması (ve bazen bu sıcaklıkta bekletilmesi) ve son aşamada yarı-katı hale gelmiş malzemenin dövme, döküm ve haddeleme gibi yöntemlerle şekillendirilmesi aşamalarından oluşmaktadır (Şekil 2.16).



Şekil 2.16 Tikso şekillendirme işlem basamakları [Kopp ve ark., 1999].

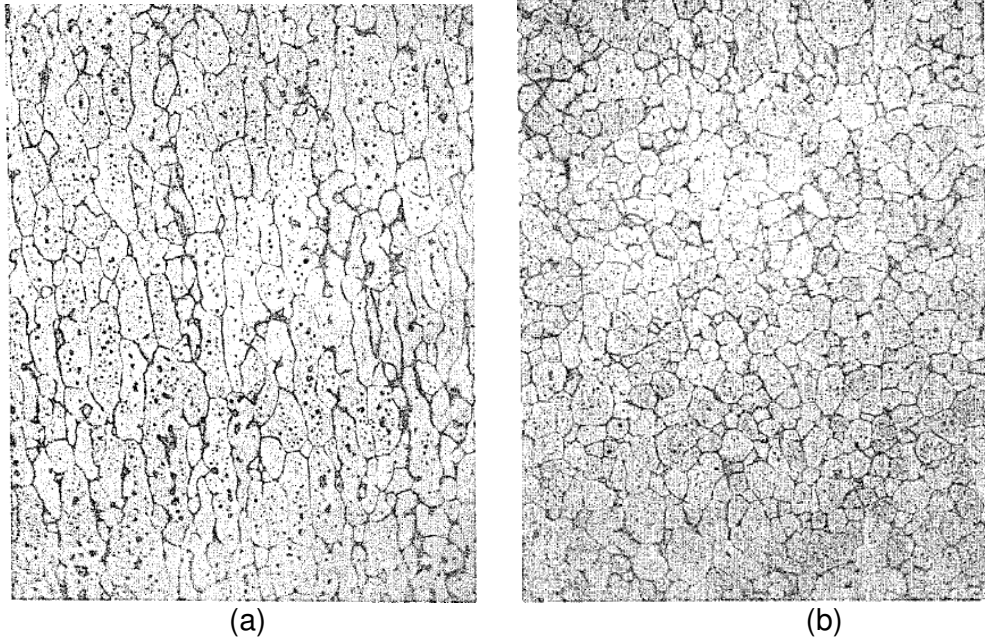
Yeni bir üretim yöntemi olan tikso-kalıplama ise yine tikso-şekillendirme mantığına uygun bir şekilde katı haldeki metal tozları veya talaşları ile başlanmaktadır. Bu yöntemde plastik enjeksiyon presi şeklinde bir pres kullanılmaktadır (Şekil 2.17). Besleme stoku olarak 2-5 mm boyutlarında metal talaşları veya tozları kullanılır. Besleme stoku kalıba karşılıklı vidaların dönmesi ile gönderilir. Alaşım kalıba ulaşana kadar ısıtıcılar sayesinde yarı-katı bölgeye gelmiş olur ve karışarak geldiği için dendritik olmayan bir yapıya sahip olur. Bütün bu işlemler kapalı bir ortamda Argon atmosferinde gerçekleştiği için Mg alaşımları oksitlenmeden korunmuş olur [Fan, 2002].



Şekil 2.17. Tikso-kalıplama ünitesinin şematik olarak gösterimi [Fan, 2002]

2.3. Al-Cu Alaşımları Üzerine Yapılmış Ön Malzeme Üretim Çalışmalarının Değerlendirilmesi

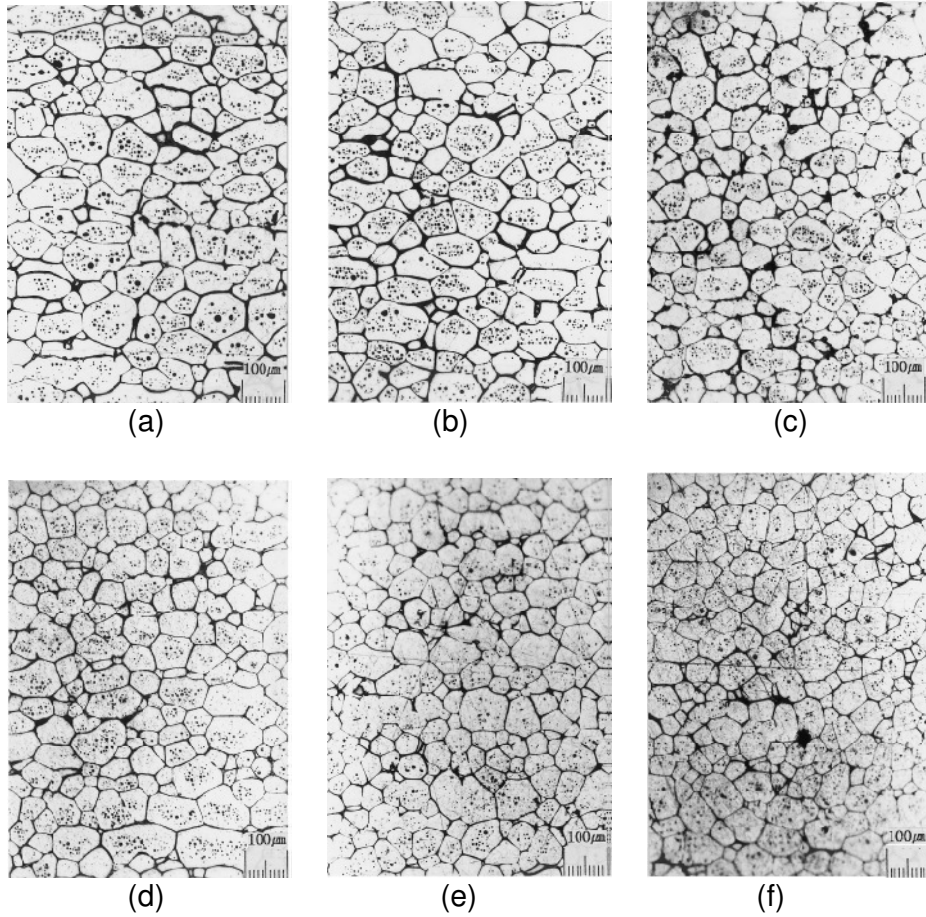
AA2024 alaşımının tiksotropik yapı üretimi ile ilgili ilk çalışma 1983'de K.P. Young ve arkadaşları [Young ve ark., 1983] tarafından yapılmıştır. Bu çalışma SIMA yönteminin patentidir. Bu çalışmada dövme ve döküm alaşımlarında SIMA yöntemi ile tiksotropik yapı üretimi patent altına alınmıştır. Ekstrüze halden yeniden ısıtılan alaşımın yapısında Resim. 2.5.a'da görüldüğü gibi tam küreselleşme sağlanamamıştır. Ekstrüze malzeme soğuk deforme edildikten sonra yeniden ısıtma işleminden sonra daha ince ve küresel mikroyapı elde edilmiştir.



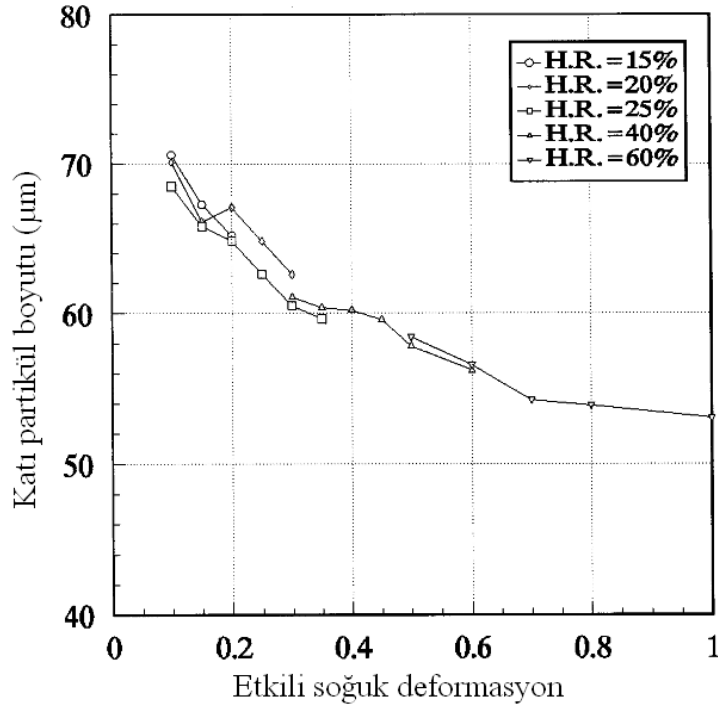
Resim 2.5. a) RAP ve b) SIMA ile elde edilen AA2024 alaşımının mikroyapılar [Young ve ark, 1983]

Choi ve Park [Choi ve Park, 1998] AA2024 alaşımını %15, %20, %25, %40 ve %60 oranlarda soğuk deforme etmiş ve daha sonra %80 katı oranını veren sıcaklığa ısıtarak tane boyutu ve etkili soğuk deformasyon arasındaki

ilişkiyi incelemişlerdir. Soğuk deformasyondan sonra yeniden ısıtılmış kütüklerin farklı oranlarda deformasyona uğramış bölgelerinden alınmış mikroyapı görüntüleri Resim 2.6'da verilmiştir. Elde edilen mikroyapılardan ölçülen tane boyutları ise Şekil 2.18'de gösterilmiştir. Araştırmacılar etkili deformasyon miktarı ile ortalama tane boyutunun azaldığını belirlemişlerdir.

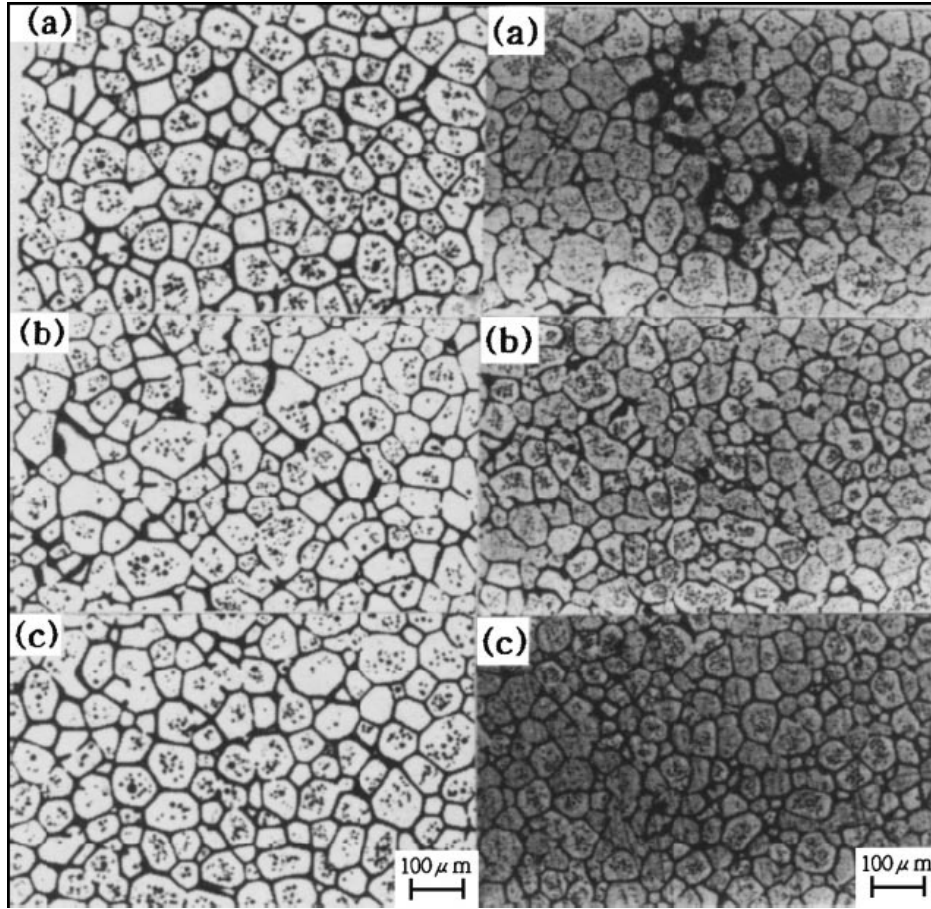


Resim. 2.6 AA2024 alaşımının a) %10, b) %20, c) %40, d) %60, e) %80 ve f) %100 soğuk deformasyon sonrası SIMA işlemi uygulanmış mikroyapıları [Choi ve Park, 1998]



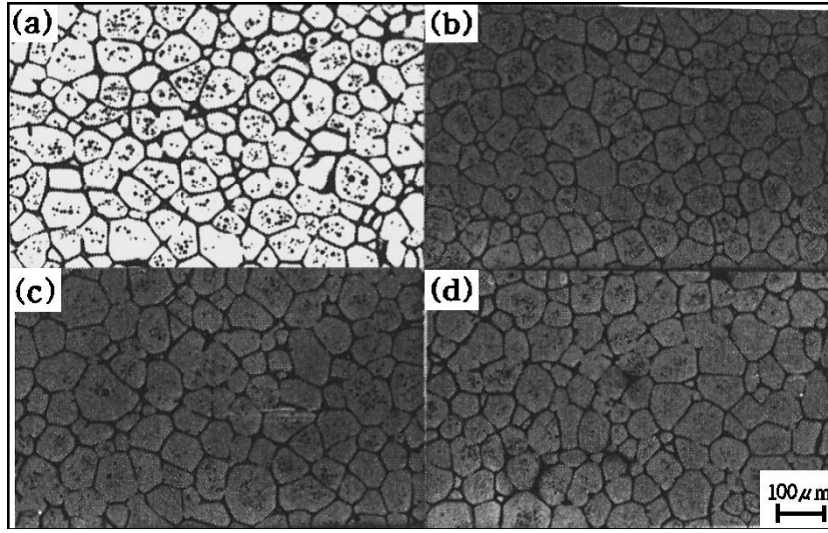
Şekil 2.18. AA2024 alaşımının SIMA işlemi sonrası etkili soğuk deformasyon ve katı partikül boyutu arasındaki ilişki [Choi ve Park, 1998]

Jung ve Kang [Jung ve Kang, 2000] sıcak ekstrüze edilmiş Al2024 alaşımında yarı-katı sıcaklığın ve bu sıcaklıkta beklemenin mikroyapıya etkisini araştırmışlardır. Araştırmacılar yarı-katı sıcaklığa ısıtma işlemini kademeli olarak gerçekleştirmişlerdir. Alaşımı belirlenen yarı-katı sıcaklıkta 1 dak, 3 dak, 5 dak ve 8 dak bekletmişlerdir. Araştırmacılar %50 ve %60 katı oranlarını veren (Resim 2.7) sıcaklıklarda elde ettikleri mikroyapıların sadece sıvı hacim oranının farklı olduğunu bildirmişlerdir. Küreselleşme oranı ve tane boyutu arasında önemli bir fark olmadığını görmüşlerdir.



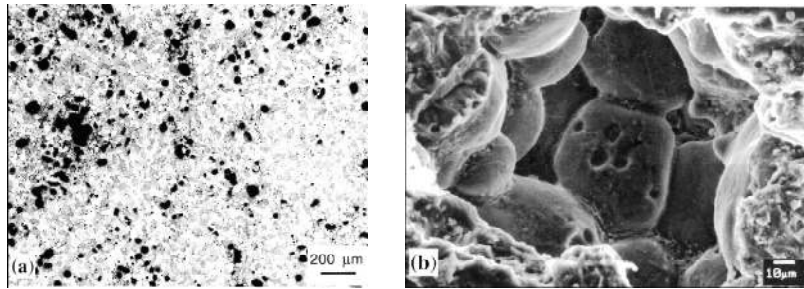
Resim 2.7. Üç aşamada ısıtılmış Al2024 alaşımının (1 dak bekleme süresi)
a) %50 katı ve b) % 60 katı sıcaklıklarındaki mikroyapı görüntüleri [Jung ve Kang, 2000]

Resim 2.8'da Al2024 alaşımının %60 katı oran sıcaklığında değişik bekleme sürelerindeki mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Jung ve Kang'a göre yarı-katı sıcaklıkta uzun bekleme süresi tane irileşmesine neden olmaktadır. En ideal bekletme süresinin 1 dak olduğunu bildirmişlerdir.



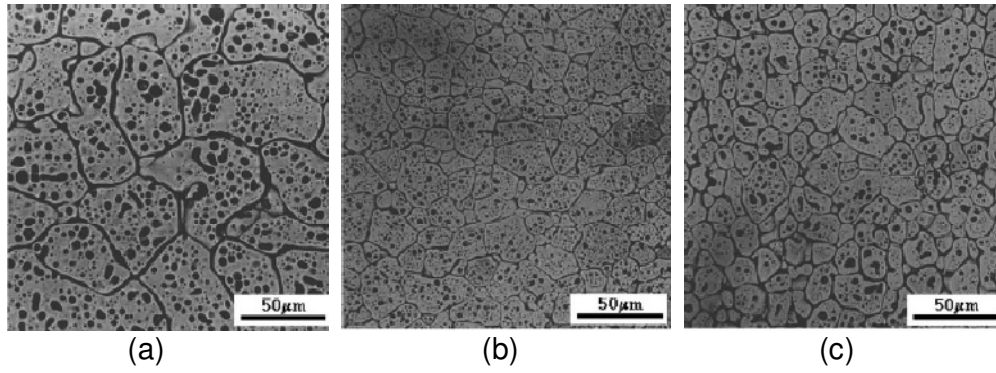
Resim 2.8. Üç aşamada ısıtılmış ve %60 katı oran sıcaklığında a) 1 dak, b) 3 dak, c) 5 dak ve d) 8 dak bekletilmiş Al2024 alaşımasının mikroyapı görüntüleri [Jung ve Kang, 2000]

Tzimas ve Zavaliangos [Tzimas ve Zavaliangos, 2000] sprej döküm ve SIMA yöntemi ile Al2014 alaşımasının mikroyapısının yarı-katı sıcaklıktaki küreselleşme mekanizmasını incelemiştir. Yarı-katı sıcaklıta bekleme sırasında sprej döküm yöntemi ile elde edilmiş ön malzemeler SIMA yöntemi ile elde edilen ön malzemelerden daha yavaş tane irileşmesi sergilediğini bildirmişlerdir. Al2014 alaşımında Fe/Mn'ce zengin intermetalik fazlar yeniden oluşan tane sınırlarına göç ederek tane irileşmesini engellediği bildirilmiştir. Sprej döküm yöntemi ile elde edilen ön malzemelelerde çok fazla oranda gaz boşluğu meydana geldiği ve bunun da sprej döküm aşamasında hidrojen gazının çözünmesinden kaynakladığını bildirmişlerdir (Resim 2.09).



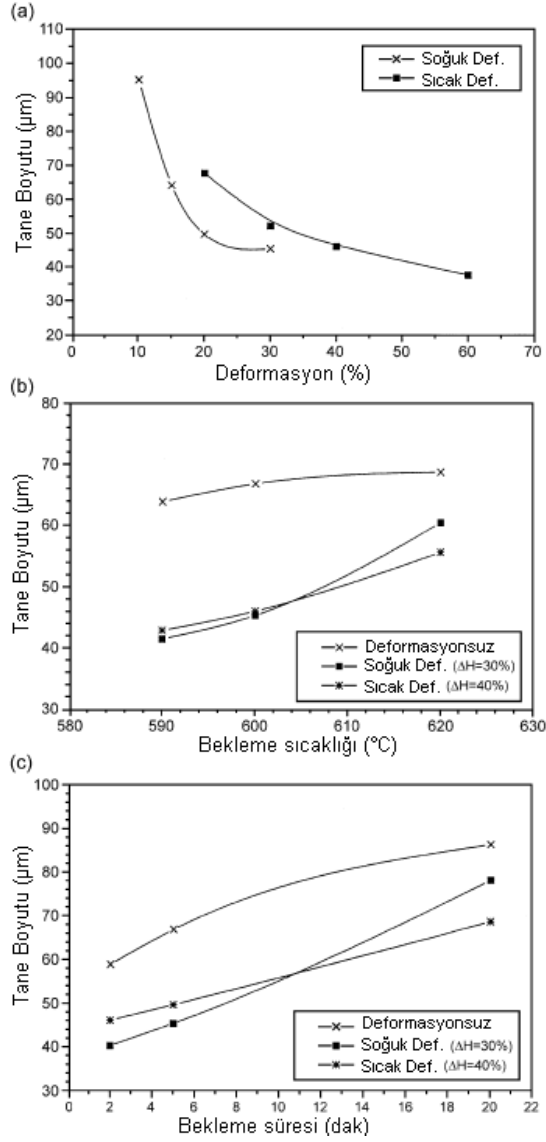
Resim 2.9. Sprej döküm yöntemi ile üretilmiş ve daha sonra 610 °C'de 4 dak bekletilmiş Al 2014 alaşımında porozite görüntüsü.

Zoqui [Zoqui, 2003] çalışmasında düşük döküm sıcaklığından dökülmüş Al 2014 alaşımına %20 ve % 40 ılık deformasyon uygulamış ve daha sonra % 40 katı oranını veren sıcaklıkta 5 dak bekletmiştir. Araştırmacıya göre küresel ve ince mikroyapı elde edilmesinde deformasyon miktarı ilk döküm tane yapısından çok daha fazla etkilidir. Araştırmacı ılık deformasyon miktarı arttıkça daha homejen ve ince taneli yapılar üretilebileceğini bildirmiştir (Resim 2.10).



Resim 2.10. a) Dökülmüş halde, b) %20 ılık deformasyon ve c) %40 ılık deformasyon sonrası 635 °C'de 5 dak bekleme sonrası mikroyapılar [Zoqui, 2003]

Jiang ve arkadaşları [Jiang ve ark, 2003] Al-4Cu-Mg alaşımında sıcak ve soğuk deformasyon miktarının ve yarı-katı sıcaklıkta bekleme süresinin tane boyutu üzerine etkilerini araştırmışlardır. Araştırmacılar artan deformasyon miktarı ile küresel mikroyapı elde etmek için bekleme sıcaklık ve süresinin azaldığını tespit etmişlerdir. Artan deformasyon oranı, artan yarı katı sıcaklık ve artan bekleme süresi ile katı fazın küreselliğin arttığını tespit etmişlerdir (Şekil 2.21).

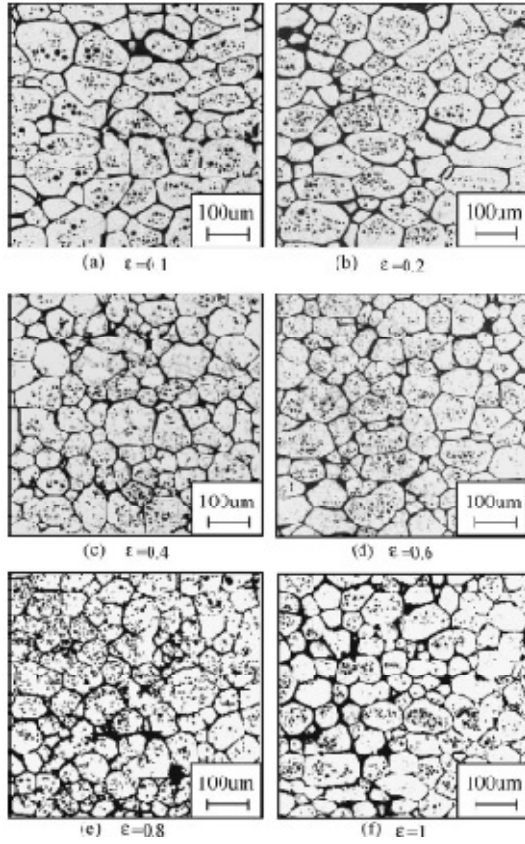


Şekil 2.21. Al2014 alaşımında a) deformasyon, b) bekleme sıcaklığı ve bekleme süresinin tane boyutuna etkisi [Jiang ve ark, 2003].

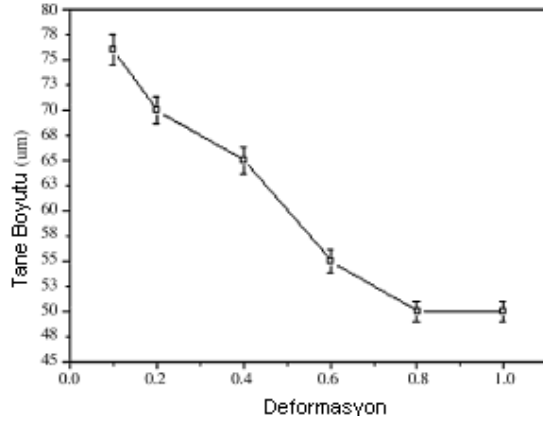
Jiang ve Li [Jiang ve ark., 2005] Al-4Cu-Mg alaşımında SIMA yöntemi ile ön malzeme üretiminde diğer araştırmalarda olduğu gibi artan deformasyon miktarı ile daha küresel ve ince taneler elde edilebileceğini belirtmişlerdir. Yarı-katı sıcaklıkta bekleme süresinin artması ile yapıda var olan θ fazı miktarının azaldığını ve boyutunun irileştiğini tespit etmişlerdir.

Jiang, Li [Jiang ve Li, 2006] ve Mi, Tang ve Li [Jiang ve ark., 2007] ile yaptığı diğer çalışmalarında Al-4Cu-Mg alaşımının mikroyapı oluşumu ve tane büyümesi aşamalarını tanımlayan matematiksel model sunmuştur.

Sirong ve arkadaşları [Sirong ve ark., 2006] Al2024 alaşımında soğuk deformasyon miktarının tane boyutuna etkisini araştırmışlardır. Resim 2.11 ve Şekil 2.20'de görüldüğü gibi araştırmacılar artan deformasyon miktarı ile tane boyutunun azaldığını belirlemişlerdir.

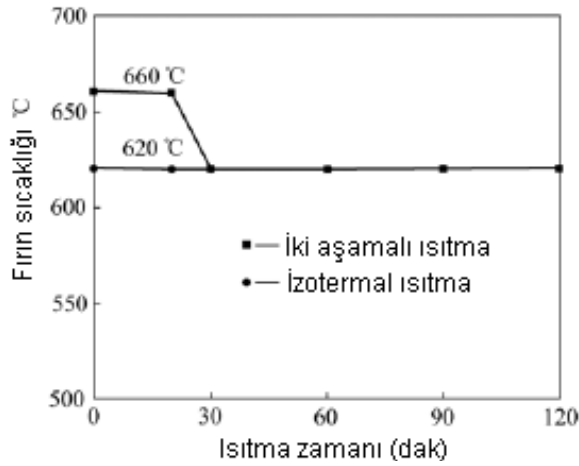


Resim 2.11. Değişik oranlarda deforme edilmiş AL2024 alaşımının yeniden ısıtma işleminden sonraki mikroyapıları [Sirong ve ark., 2006]



Şekil 2.20. Al2024 alaşımlarının deformasyon miktarı ile tane boyutu değişimi [Sirong ve ark., 2006]

AA2024 alaşımlarının tiksotropik yapı üretimi ile ilgili diğer bilimsel çalışmalar ön malzeme üretimi ile ilgilidir [Wang ve ark., 2008 , Guo ve Yang, 2007]. Bu çalışmalardan Guo ve Wang [Guo ve Yang, 2007] Al2024 alaşımını düşük sıcaklıktan dönen eğimli soğutma plakasına döküm yöntemi ile küresel ve ince mikroyapıya sahip tiksotropik ön malzeme elde ettiğini bildirmiştir. Wang ve arkadaşları [Wang ve ark., 2008] da Şekil 2.21'de zaman-sıcaklık grafiğinde görüldüğü gibi iki aşamalı ısıtma yöntemi adını verdikleri yöntem ile izotermal bekletmeden daha iyi tiksotropik özellikli yapı elde edildiğini iddia etmektedirler.



Şekil 2.21. Isıtma süresi-fırın sıcaklığı eğrisi [Wang ve ark., 2008]

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Malzeme

Deneysel çalışmalarda kullanılan AA2024 (Etial-24) alaşımı ekstrüze halde 40 mm çapında ve 3000 mm boyunda temin edilmiş olup kimyasal kompozisyonu Çizelge 3.1'de verilmiştir. Alaşımın kimyasal kompozisyonu ARL 3460 model optik emisyon spektrometresi ile belirlenmiştir. Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşımın kimyasal kompozisyonu Çizelge 3.1'de verilmiştir.

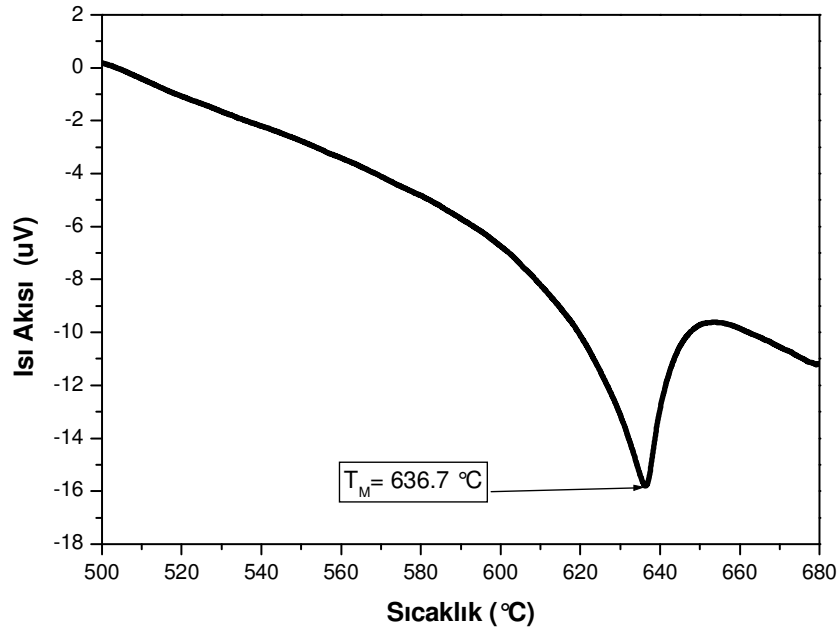
Çizelge 3.1.AA2024 alaşımının kimyasal kompozisyonu (Ağırlıkça %)

Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Si	Pb	Sn	Ni	Cr	Ti	Al
4.515	0.913	0.597	0.398	0.236	0.218	0.028	0.027	0.021	0.014	0.011	Kalan

3.2. AA2024 Alaşımının Ergime ve Katılaşma Sıcaklıklarının Belirlenmesi

Şekil 3.1'de verilen AA2024 alaşımına ait DTA eğrisi Perkin-Elmer marka DTA cihazı kullanılarak asal gaz (Ar) atmosferinde 20 °C/dak ısıtma hızında oda sıcaklığından 750 °C sıcaklığa kadar ısıtılarak elde edilmiştir.

AA2024 alaşımına ait ergime ve katılaşma sıcaklıklarını tespit etmek amacıyla alaşımın soğuma eğrisi çıkarılmıştır. Alaşımın soğuma eğrisini tespit etmek amacıyla 50 gr alüminyum alaşımı grafit pota içine yerleştirilmiş ve grafit pota içindeki alaşım indüksiyon bobininde 750 °C'ye kadar ısıtılmıştır. Ergimiş metal potadan çıkartılmadan sıvı metal içine yerleştirilen K tipi 2 mm çapında mineral izoleli ısı çifti Agilent marka 34970A model veri toplama sistemine bağlanmış (Resim 3.1) ve sıvı metal oda sıcaklığına kadar soğumaya bırakılmıştır. Metalin oda sıcaklığına soğuması sırasında ısı çiftten alınan sıcaklık verileri veri toplama sistemine 1 s zaman aralığında otomatik olarak kaydedilmiştir.



Şekil 3.1. AA 2024 alaşımının DSC eğrisi

Elde edilen DTA eğrisinden belirlenen ergime ve katılaşma sıcaklıklarının arasındaki alandan yararlanılarak AA2024 alaşımının sıcaklığa bağlı olarak sıvı-katı oranları tespit edilmiştir.



Resim 3.1. Veri toplama sistemi

3.3. Soğuk Deformasyon İşlemi

Mikroyapı oluşumu üzerine deformasyon miktarı ve yarı-katı sıcaklığın etkisinin araştırılması için 40 mm çapında ekstrüze silindirik numuneden deformasyon işleminden sonra son boyu 80 mm olacak şekilde %10, %20, %30 ve % 40 deformasyon oranını verecek boylarda kesilmiştir.

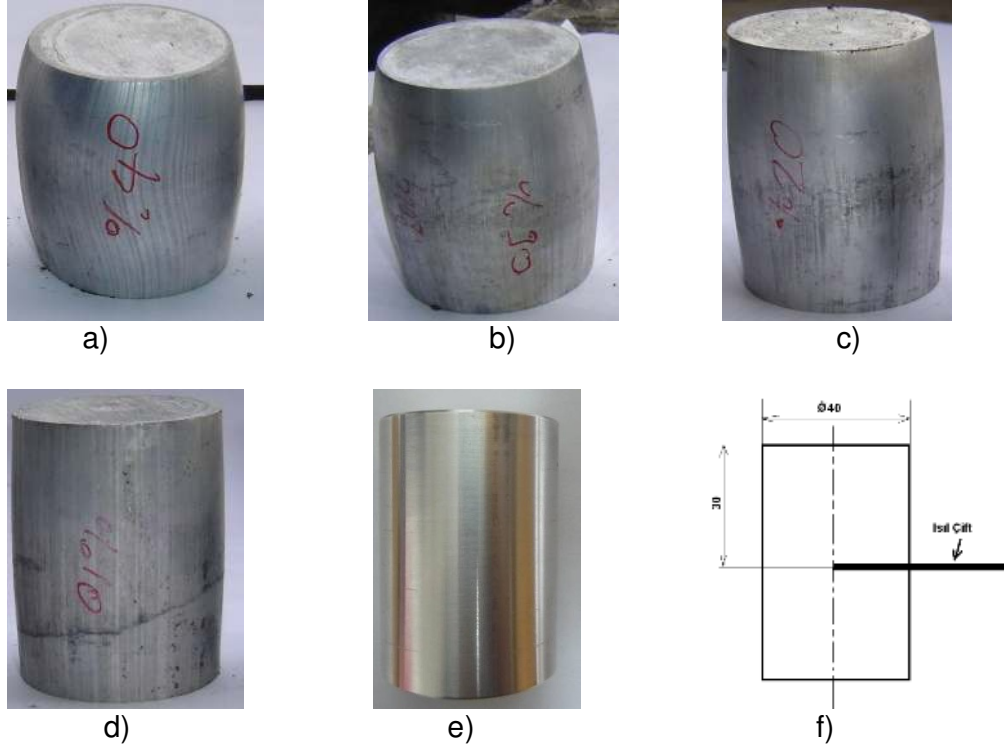
Yüzde deformasyon miktarı;

$$\% \varepsilon = [l_0 - (l/l_0)] \times 100 \quad (3.1)$$

eşitliği ile hesaplanmıştır. Burada l_0 ve l sırasıyla malzemenin ilk ve son boyudur. Ekstrüze silindirik kütükler oda sıcaklığında 250 ton kapasiteli pres (Resim 3.2.) altında 2.5 mm/s hızla boyutsal olarak küçültülmüştür. Daha sonra numuneler, oda sıcaklığında soğuk deformasyon aşamasında oluşan sert yüzeylerin ve şekil bozukluklarının giderilmesi için soğutma sıvısı kullanılarak 60 mm boy ve 40 mm çap ölçülerine sahip olacak şekilde talaş kaldırılarak işlenmiştir (Resim 3.3). Sıcaklık kontrolü için talaş kaldırılmış numunelerin tam merkezine 3 mm çapında matkap ile ısıl çiftlerin yerleştirileceği delikler delinmiştir (Şekil 3.3.e).



Resim 3.2. AA2024 numunelere soğuk deformasyon uygulanan 250 ton kapasiteli pres



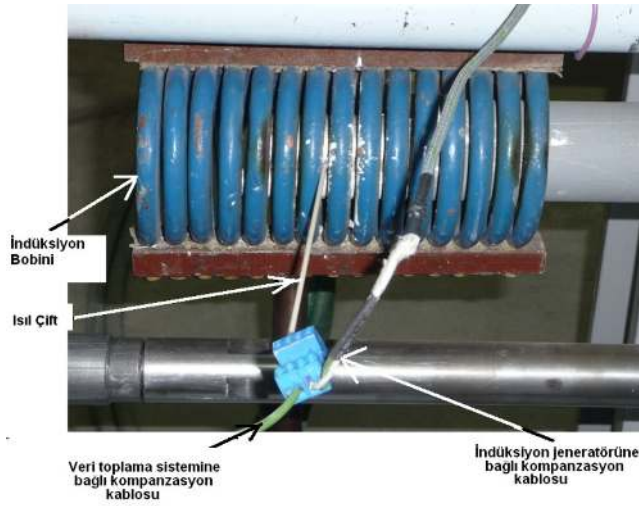
Resim 3.3. AA2024 alaşımının a) %40, b) %30, c) %20, d) %10 soğuk deformasyon, e) soğuk deformasyon sonrası talaş kaldırılmış malzemelerin görüntüleri ve f) ısı çift deliği.

3.4. Deney Düzeneği

Yarı-katı bölgeye yeniden ısıtma Inductotherm marka 35 kW'lık PowerVIP Dual Track indüksiyon jeneratör ünitesine (Resim 3.4) bağlı indüksiyon bobini (Resim 3.5) ile gerçekleştirilmiştir. İndüksiyon bobininin sıcaklık kontrolü 3 mm dış çapında içerisinde iki adet delik bulunan seramik kılıf içine yerleştirilmiş K tipi (NiCr-Ni) ısı çift ile sağlanmıştır. Yarı-katı bölgeye ısıtma sırasında indüksiyon bobinini kontrol eden ısı çiftten Resim 3.5.'de görüldüğü gibi eş zamanlı olarak 1 s zaman aralığında sıcaklıklar otomatik olarak veri toplama sistemine kaydedilmiş ve bilgisayara aktarılmıştır.

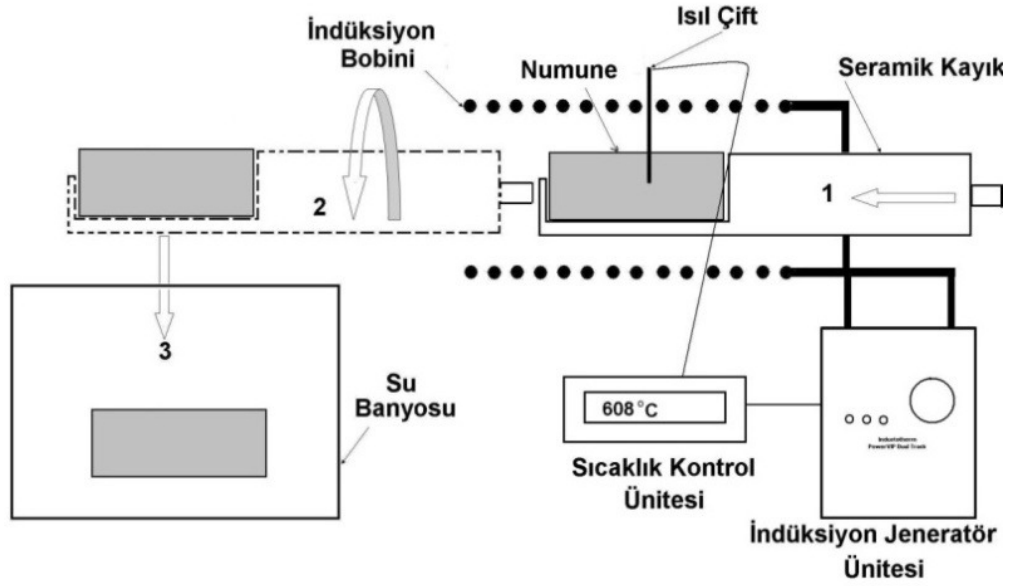


Resim 3.4. Deneylerde kullanılan indüksiyon jeneratörü

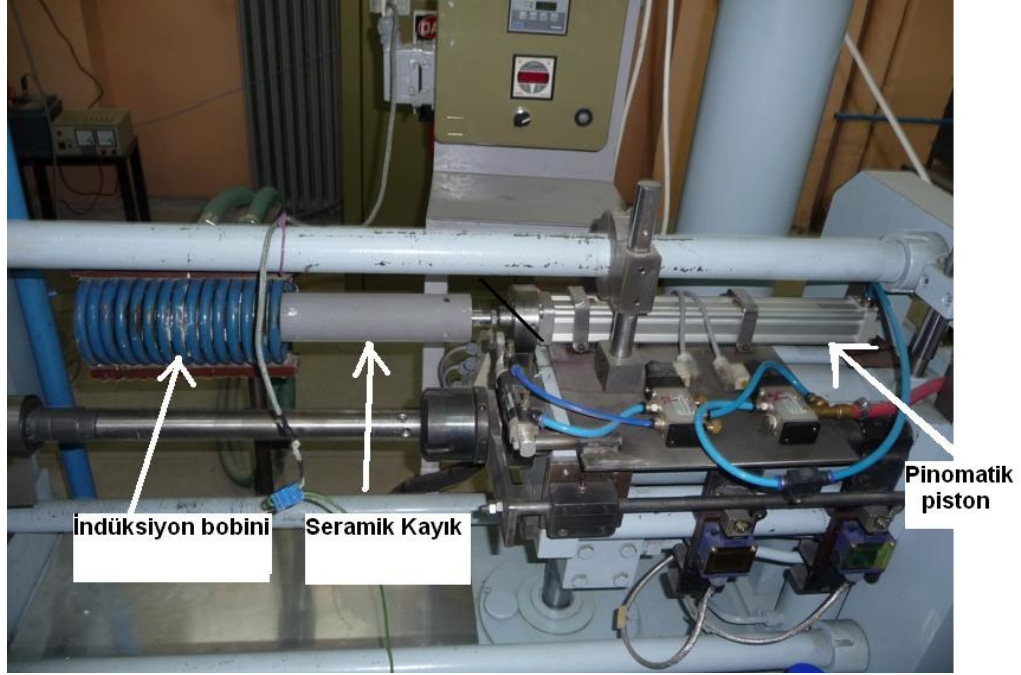


Resim 3.5. Deneylerde kullanılan indüksiyon bobini ve sıcaklık kontrol bağlantıları

Şekil 3.2’de şematik olarak görüldüğü gibi farklı oranlarda soğuk deforme edilmiş AA2024 alaşımı numuneler indüksiyon bobininde yatay konumda 135 °C/dak ısıtma hızında belirlenen yarı-katı sıcaklığa kadar ısıtılmış (Şekil 3.2 Konum 1) ve daha sonra bekletme yapmadan pnömatis piston (Resim 3.6) aracılığıyla indüksiyon bobininden dışarı otomatik olarak çıkartılarak (Şekil 3.2 Konum 2) aynı ekseninde 180 derece döndürülerek oda sıcaklığında bulunan su banyosunda (Şekil 3.2 Konum 3) hızla soğutulmuştur.



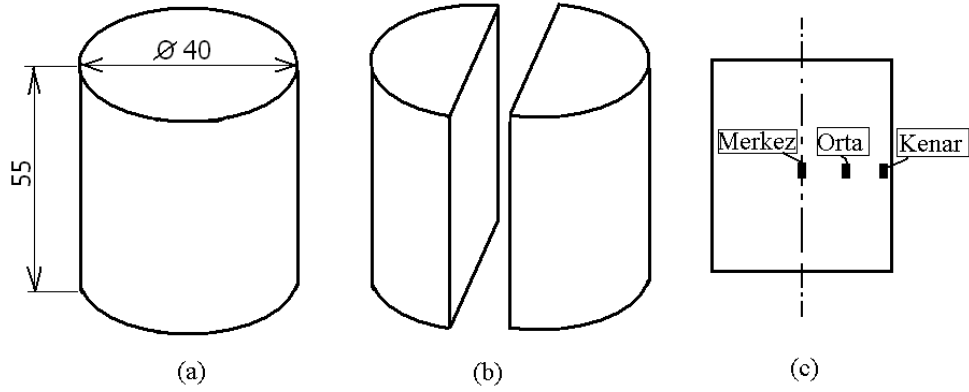
Şekil 3.2. Deneyel çalışmalarda kullanılan deney düzeneği



Resim 3.6. Deney setinde kullanılan pinömatik piston ve seramik kayık

3.5. Metalografik Çalışmalar

Metalografik inceleme amacıyla numuneler (Şekil 3.3.a) boyuna dikey olarak (Şekil 3.3.b) abrasif kesme cihazında kesilmiştir. Sırasıyla 220, 400, 800 ve 1200 grit su zımparaları ile zımparalamanın ardından 6 μm ve 3 μm polikristal elmas pasta süspansiyonları ile parlatma işlemi yapılmıştır. Nihai parlatma için 0.5 μm koloidal silika kullanımı uygun bulunmuştur. Dağlayıcı olarak Keller (190 ml H_2O + 5ml HNO_3 + 3 ml HCl + 2 ml HF) çözeltisi kullanılmıştır. Mikroyapıların görüntülenmesinde Leica DFC 320 dijital kamera bağlantılı Leica DM 4000 M marka optik mikroskop (Resim 3.7) kullanılmıştır. Metalografik incelemeler kenar, orta ve merkez olmak üzere üç bölgeden yapılmıştır (Şekil 3.3.c).



Şekil 3.3. Ön malzeme olarak kullanılan numunelerin metalografik incelenmesi; a) silindirik numune, b) silindirik numunenin boydan boya kesilmiş hali ve c) incelenen bölgeler



Resim 3.7. Mikroyapıların görüntülenmesinde kullanılan optik mikroskop.

Tane boyutu ölçümlerinde Leica Q550 MW görüntü analiz yazılımı kullanılmış olup çizgisel kesişme yöntemi kullanılarak ölçümler gerçekleştirilmiştir. Diğer mikroyapı karakterizasyonu için JEOL JSM LV6060 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve element konsantrasyonunun belirlenmesinde SEM'e bağlı Enerji Dağılımlı Spektrometre (EDS) analiz ekipmanı kullanıldı.

Ön malzeme üretiminde küreselliğin değerlendirilmesi amacıyla şekil faktörü formülü kullanılmıştır.

$$\text{Şekil faktörü} = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (3.2)$$

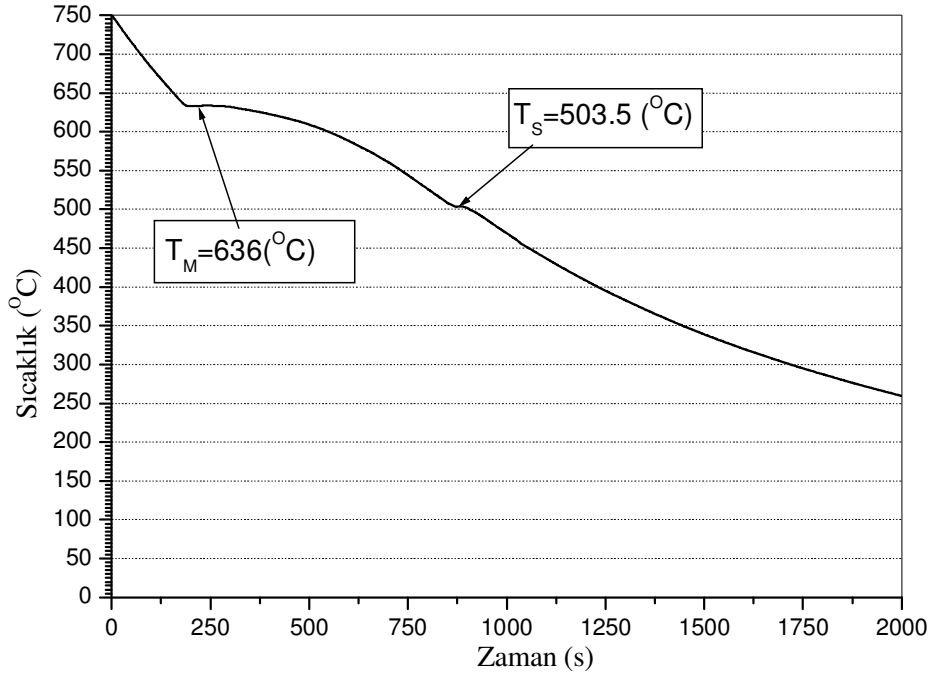
Burada A ölçüm yapılan tanenin alanı, P ise tanenin çevresidir.

Ölçümlerde Şekil 3.3.c'de gösterilen bölgelerden 3x3 mm (9 mm²) bir alan incelenerek değerlendirilmiştir.

4. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1. AA2024 Alaşımının Katılaşma ve Ergime Sıcaklıkları

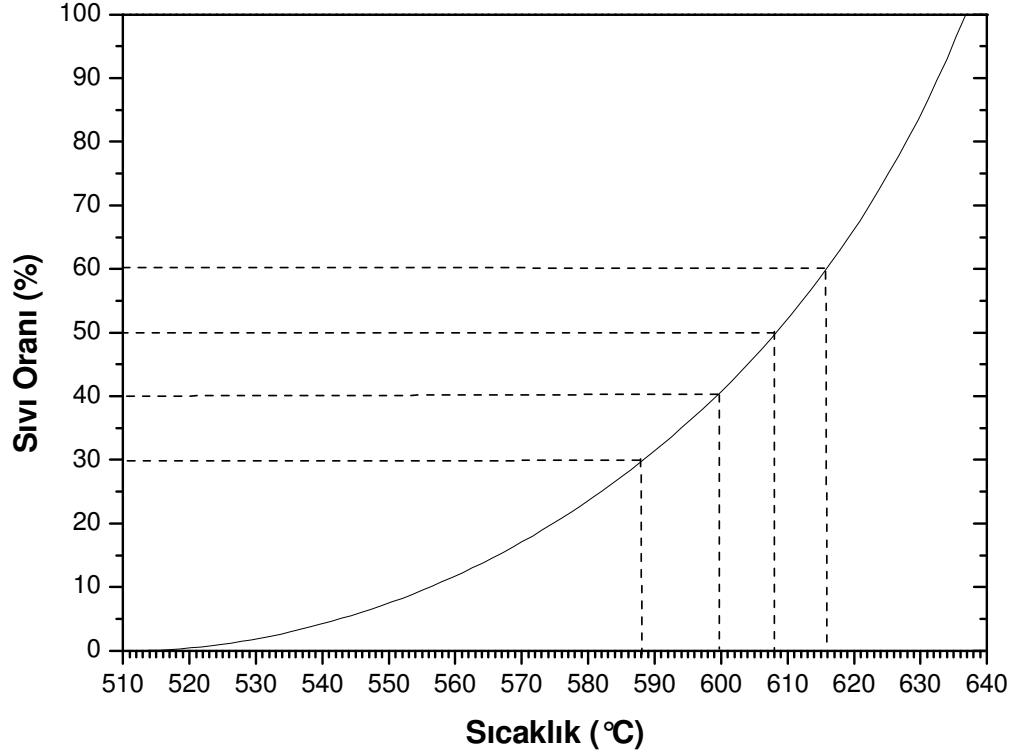
Şekil 4.1’de AA2024 alaşımının soğuma eğrisi görülmektedir. Soğuma eğrisi incelendiğinde alaşımın sıcaklığı döküm sıcaklığından 636 °C’ye kadar sürekli olarak azalmıştır. Alaşım 636 °C’de sıcaklıkta ergime gizli ısını vermeye başlayarak ilk katı çekirdeklenerek katılaşma başlamıştır. AA2024 alaşımının soğuma eğrisinin eğimi bu sıcaklıkta değişmiştir. Alaşım yarı-katı faz sıcaklık aralığı olan 636 °C ile 503.5 °C sıcaklık aralığında ergime gizli ısını vermeye devam ederek katılaşma ilerlemiş ve 503.5 °C’de katılaşmasını tamamlamıştır. Bu sonuçların DTA eğrisinden (Şekil 3.1) elde edilen ergime (T_M) sıcaklığı ile uyumlu olduğu görülmektedir. Wang ve arkadaşları [Wang ve ark., 2008] AA2024 alaşımının ergime ve katılaşma sıcaklığını DSC analizi ile 636.8 °C ve 500.4 °C olarak tespit ettiklerini bildirmişlerdir.



Şekil 4.1. AA2024 alaşımının soğuma eğrisi

4.2. AA2024 Alaşımının Yarı-Katı Faz Sıcaklığında Sıvı Oranı Değişimi

DTA verilerinden alan hesabı kullanılarak elde edilen yarı-katı aralıktaki sıcaklıkların karşılık geldiği sıvı oranı eğrisi şekil 4.2'de verilmiştir. Yarı-katı sıcaklık aralığında şekillendirme için gerekli sıvı miktarı %30–50 arasında olması gerekmektedir [Chayong ve ark., 2005]. Bu çalışmada, şekil 4.2'deki sıvı oranı-sıcaklık eğrisi yardımı ile %50, %40 ve %30 sıvı oranına karşılık gelen sıcaklık değerleri sırasıyla 608 °C, 600 °C ve 588 °C olarak belirlenmiştir. AA2024 alaşımının için Scheil eşitliğini kullanarak Wang ve arkadaşları %51.5 sıvı için 620 °C [Wang ve ark., 2008], Sirong ve arkadaşları %50 sıvı için 630 °C [Sirong ve ark., 2006] ve Jung ve Kang [Jung ve Kang, 2000] %50 için 620 °C olarak bildirmişlerdir. Elde edilen %50 sıvı oranına karşılık gelen sıcaklık diğer araştırmacıların elde ettiği sonuçlar ile karşılaştırıldığında oldukça dūřüktür. Scheil eşitliği ikili alaşımlar için sıvı-katı oranı hesaplaması için doğru sonuçlar verebilir, fakat AA2024 alaşımının kompozisyonunda Cu elementinden başka yüksek sayılabilecek oranda (%0.2'den fazla) Mg, Mn, Si ve Fe gibi alaşım elementleri de bulunmaktadır (izelge 3.1).



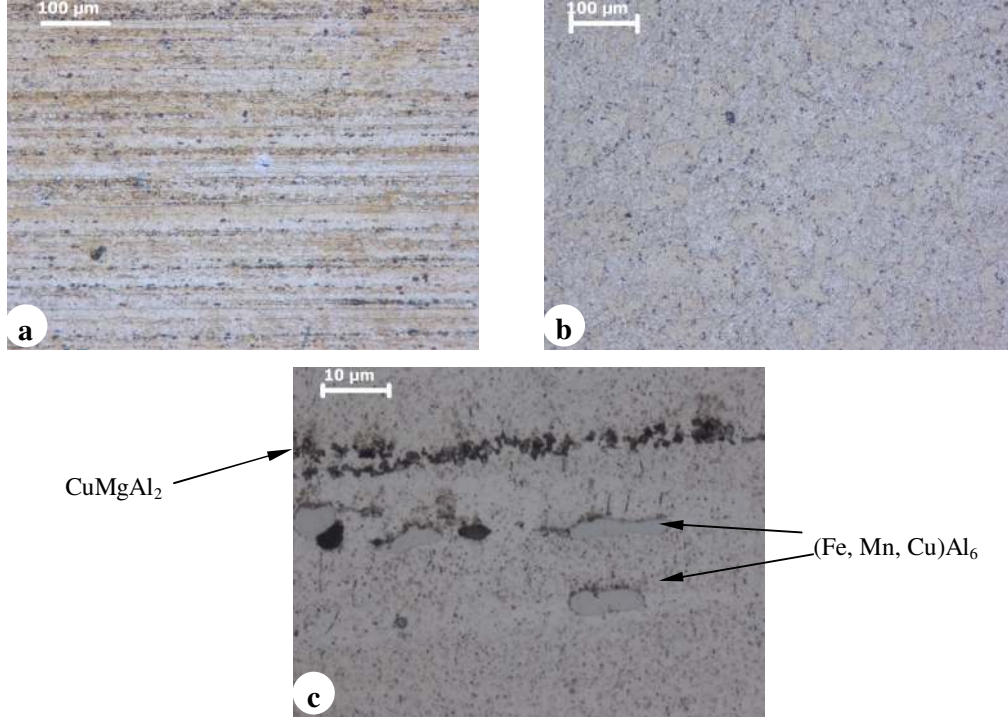
Şekil 4.2. AA2024 alaşımının DTA ısıtma eğrisinden elde edilen sıcaklık-sıvı oranı.

Alaşıma giren her element faz diyagramındaki faz oranlarını ve faz dönüşüm sıcaklıklarını değiştirdiğinden dolayı AA2024 alaşımı için Scheil eşitliği ile doğru katı-sıvı oranı tespiti oldukça zordur. Liu ve arkadaşları [Liu ve ark., 2005] Al2014 alaşımı için DSC eğrisi, Scheil eşitliği ve faz denge kuralı yardımıyla sıvı oranına karşılık gelen sıcaklıkları karşılaştırmışlar ve birbirinden oldukça farklı sonuçlar elde etmişlerdir.

4.3. Ekstrüze Haldeki AA2024 Alaşımının Mikroyapısı

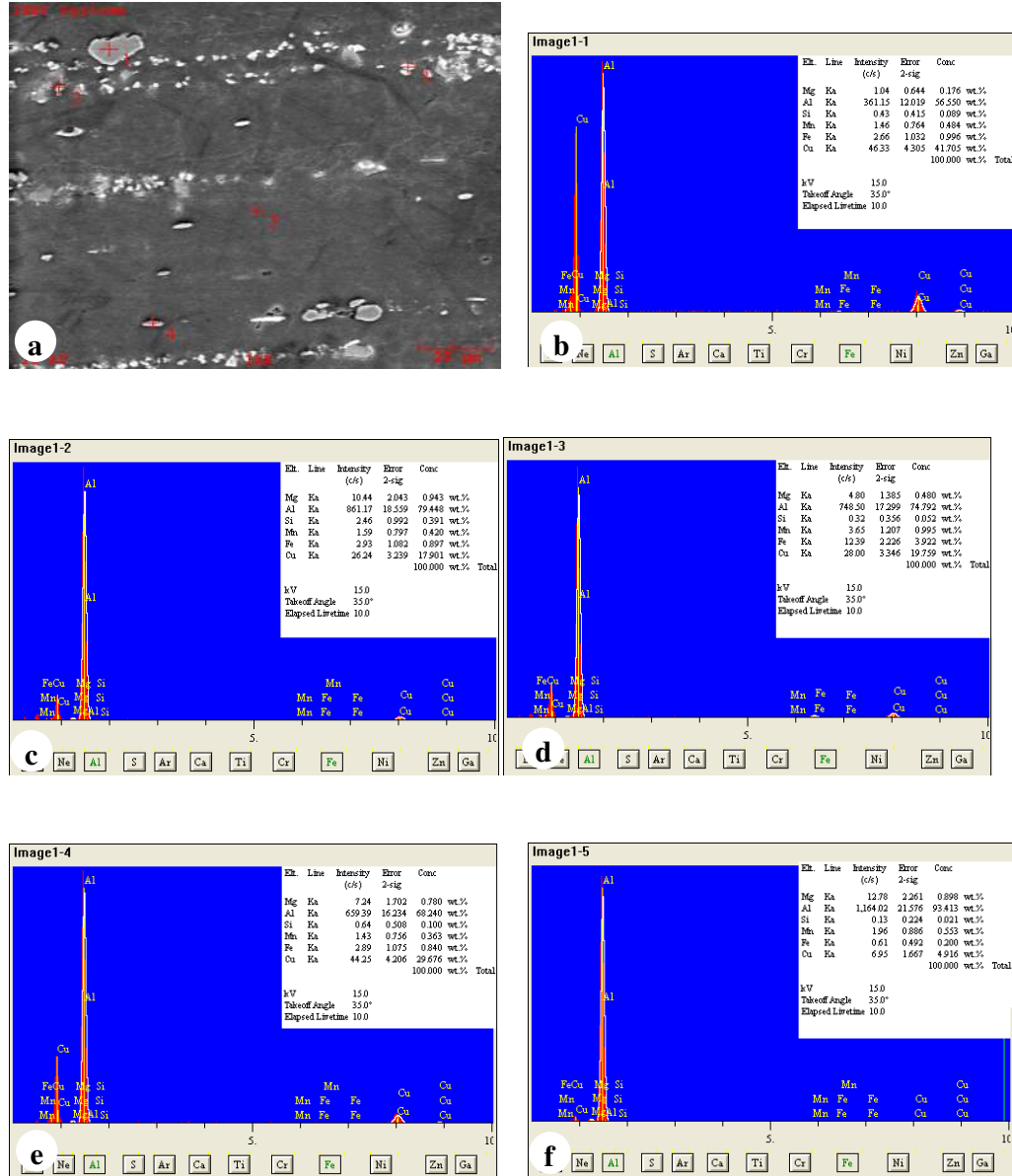
Ekstrüze haldeki AA2024 alaşımının işlemsiz haldeki mikroyapısı optik mikroskop ve SEM ile karakterize edilmiştir. Ekstrüze edilmiş halde malzemede tanelerin ekstrüze yönüne paralel, metallerarası bileşiklerin ekstrüze yönünde yönlendiği ve uzadığı gözlenmiştir (Resim 4.1.a). Ekstrüze

yönüne dik konumda ise homojen olarak dağıldıkları tespit edilmiştir (Resim 4.1.b).



Resim 4.1.İşlemsiz haldeki AA2024 alaşımın mikroyapıları, a) ekstrüze yönüne paralel, b) ekstrüze yönüne dik ve c) yüksek büyütme.

Resim 4.1c, Resim 4.2.a ve Resim 4.2.f’de görülebileceği üzere mikroyapı Al matriste intermetalik bileşiklerden oluşmaktadır. İntermetalik bileşikler siyah renkli ince dağılmış CuMgAl_2 (Resim 4.2.b) ve parlak gri renkli $(\text{Fe, Mn, Cu})\text{Al}_6$ (Resim 4.2.c-e) şeklinde teşekkül etmiştir [Kaufman, 2000].

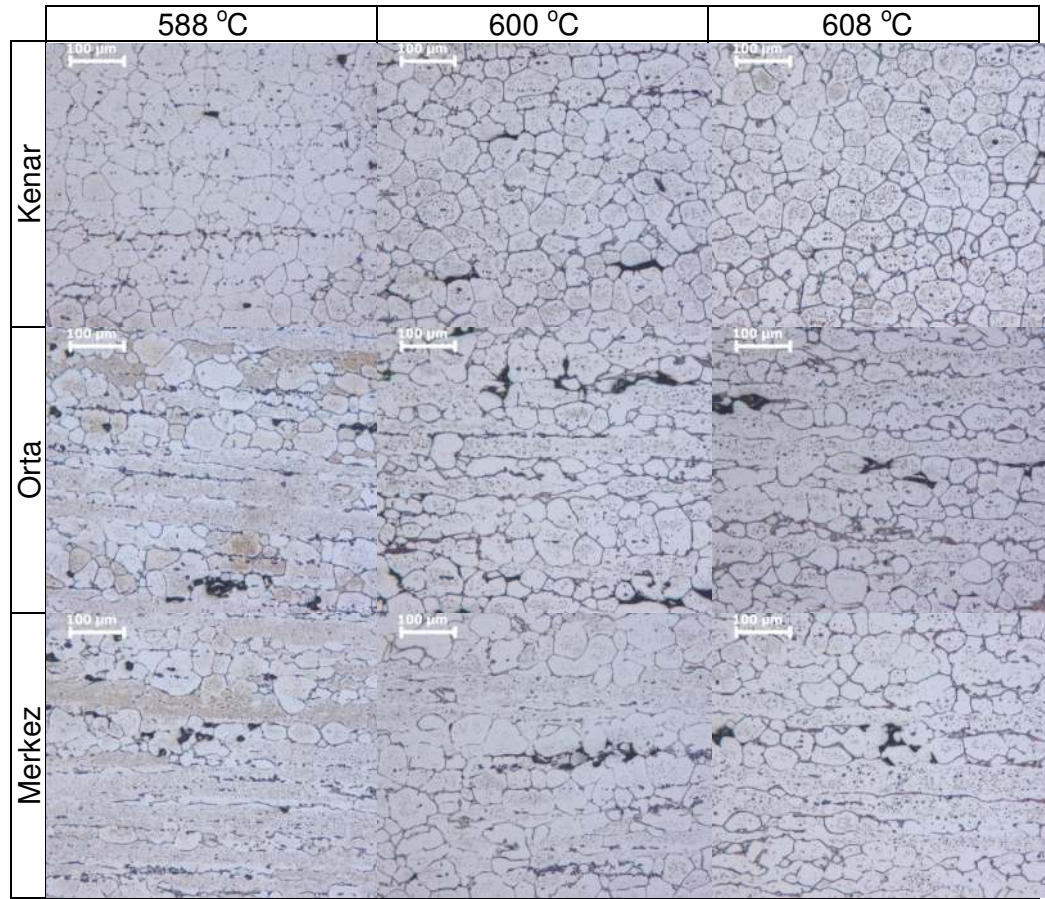


Resim 4.2. AA2024 alaşımlarının ekstrüze halde a) SEM görüntüsü ve b) – f) EDS nokta analizleri.

4.4. SIMA Yöntemiyle Tiksotropik Yapı Üretimi

4.4.1 Ekstrüze halden tiksotropik yapı üretimi

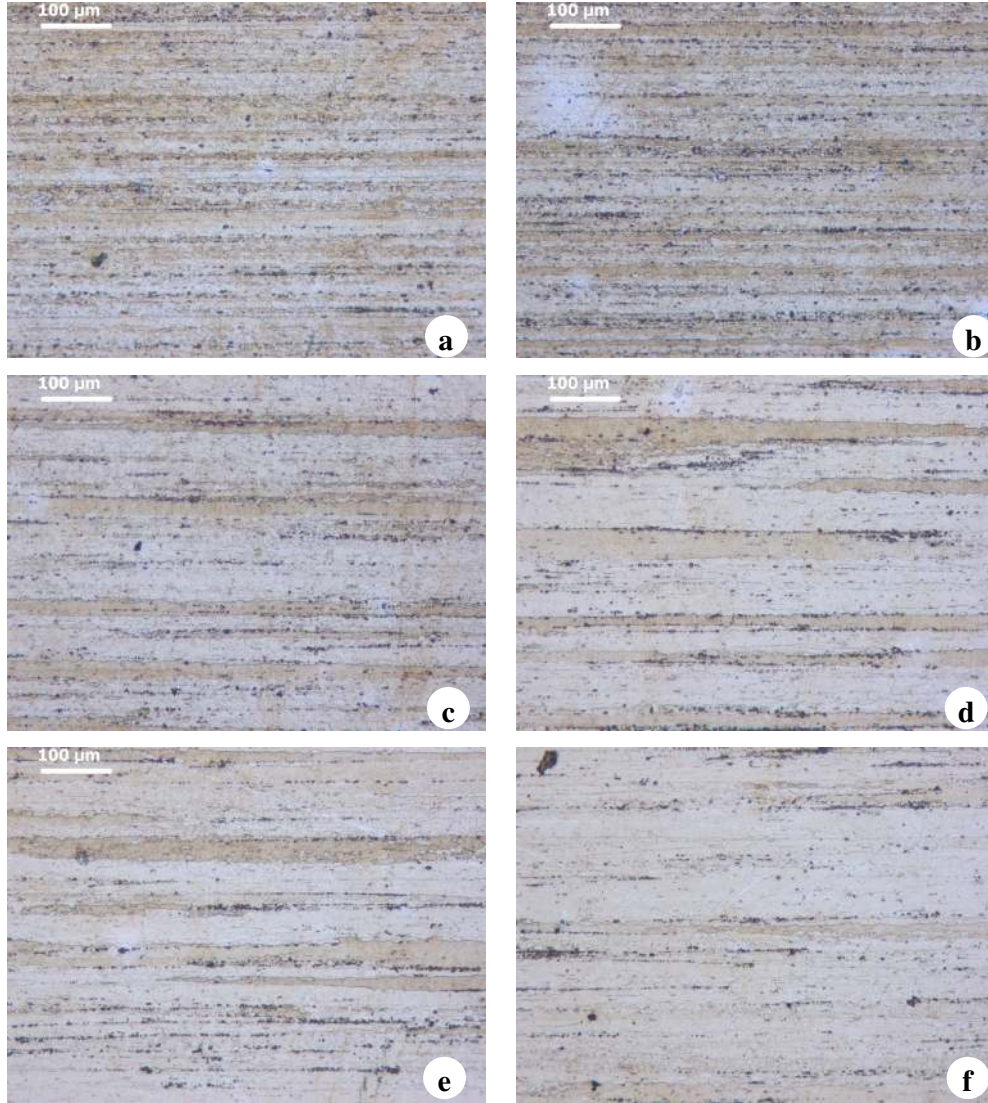
Ekstrüze halden 588 °C, 600 °C ve 608 °C'ye kadar ön ısıtma işlemi uygulanmış AA2024 alaşımı numunelerin kenar, orta ve merkez bölgelerinden (Şekil 3.3) alınan mikroyapı görüntüleri Resim 4.3'de verilmiştir. Resim 4.3 incelendiğinde bütün yarı-katı sıcaklıkta numunelerin kenar bölgesinde küresel yapı oluşmuş fakat orta ve merkez bölgelerinde ise tam küreselleşme meydana gelmemiştir.



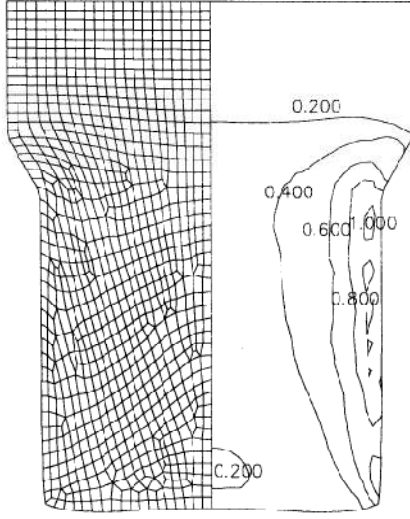
Resim 4.3. Ekstrüze AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi.

Resim 4.4'de işlemsiz haldeki AA2024 numunenin kenardan merkeze doğru değişik bölgelerden alınan optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Resim incelendiğinde kenara yakın bölgelerde ekstrüzyon yönüne yönelmiş tanelerin merkezdeki tanelerden çok daha ince olduğu görülebilir. Choi ve Park [Choi ve Park, 1998] etkili gerinim miktarının küresel mikroyapı oluşumu üzerine etkisini araştırmak için yaptığı çalışmada ekstrüzyon işleminden sonra Şekil 4.3'de görüldüğü gibi bölgesel deformasyon oluşumunu sonlu elemanlar yöntemi ile modellemişlerdir. En yüksek deformasyonun kenar bölgelerde olduğu merkeze doğru azaldığı modelden görülebilir. Atkinson ve Liu [Atkinson ve Liu, 2008] büyük çaplı kütüklerde RAP yöntemi ile küresel mikroyapı üretiminin zor olduğunu bildirmişlerdir.

Şekil 4.3 ve Resim 4.4 beraber incelendiğinde ekstrüzyon sırasında metal, kalıptan geçerken kalıp duvarına sürtünür. Sürtünmeden dolayı kalıp duvarına yakın olan bölgelerde malzeme daha çok deforme olur. Dolayısı ile bu bölgelerdeki ekstrüzyon boyunca yönelmiş taneler Resim 4.4'de görüldüğü gibi daha incedir. Ayrıca sürtünme kuvvetinden dolayı kenar bölgelere yakın olan alanlarda yeniden ısıtma sırasında toparlanma ve yeniden kristalleşme için gerekli olan kalıntı gerinim daha çok depolanır. Kenardan uzaklaştıkça depolanan iç enerji azalacağından bu bölgelerde toparlanma ve yeniden kristalleşme çok az gerçekleşir. Bu yüzden ekstrüze halden yarı katı sıcaklığa ısıtılan numunelerde orta ve merkezde tam küresel yapı elde edilememiştir (Resim 4.3).



Resim 4.4.. Ekstrüze haldeki kütüğün a) kenar, b) 3 mm, c) 6 mm, d) 12 mm, e) 15 mm ve f) 20 mm mesafeden alınmış görüntüler.



Şekil 4.3. Ekstrüzyon sonrası kütükteki deformasyonun sonlu elemanlar modeli.

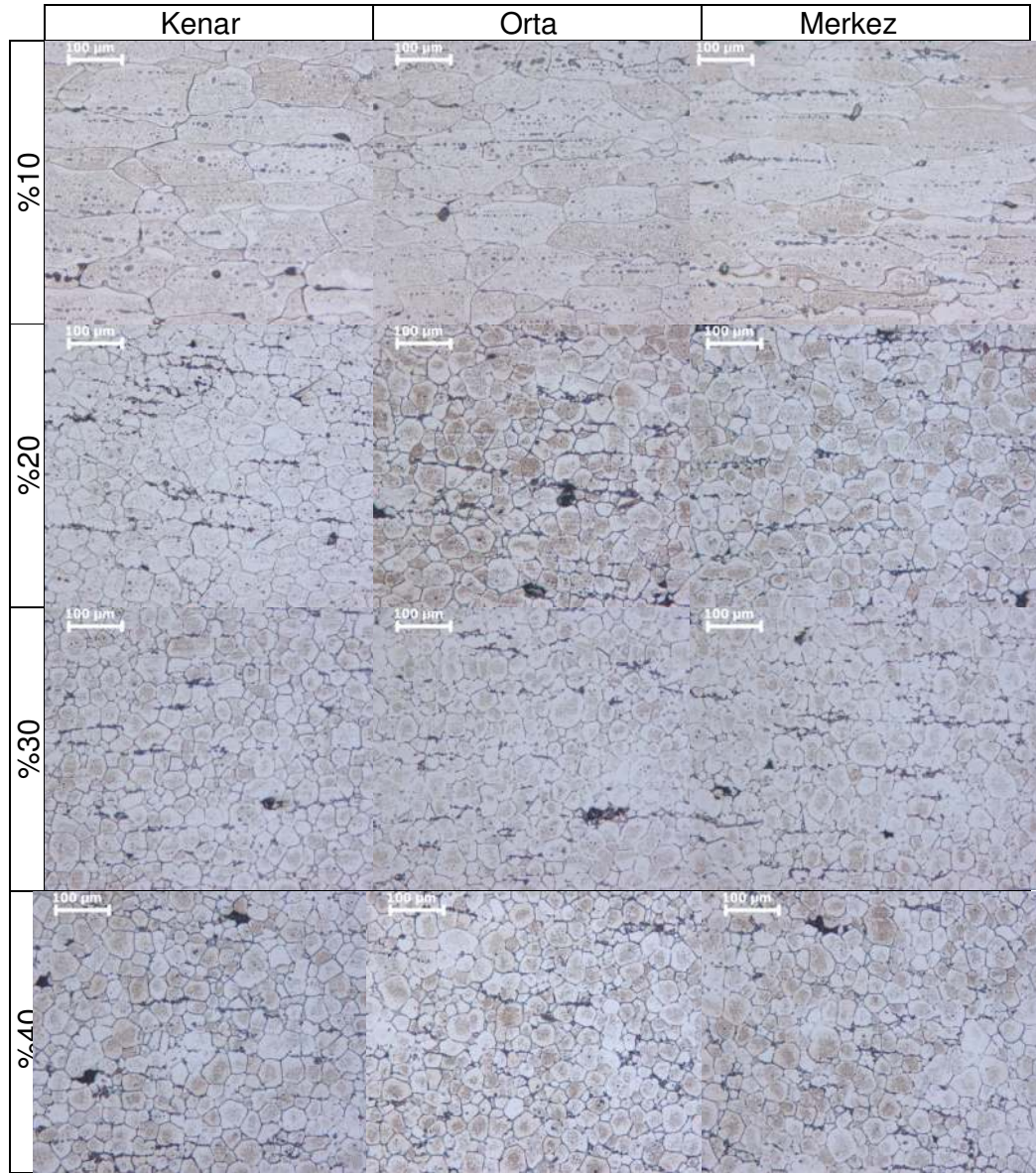
4.4.2. Soğuk deformasyon ile tiksotropik yapı üretimi

%10, %20, %30 ve %40 soğuk deformasyon ve takiben 588 °C, 600 °C ve 608 °C'ye kadar ön ısıtma işlemi uygulanmış AA2024 alaşımı numunelerin mikroyapıları sırasıyla Resim 4.5, Resim 4.6 ve Resim 4.7'de verilmiştir. Çizelge 4.1 ve Şekil 4.4'de soğuk deformasyon oranı ile tane boyutu değişimi, Çizelge 4.2 ve Şekil 4.5'de ise soğuk deformasyon oranı ile şekil faktörü değişimi gösterilmiştir.

Resim 4.5, Resim 4.6 ve Resim 4.7 incelendiğinde %10 soğuk deformasyon uygulanmış numunelerin kenar, orta ve merkez bölgelerindeki mikroyapısının küresel olmadığı açıkça görülebilir. %20, %30 ve %40 soğuk deformasyon uygulanmış numunelerin tamamında mikroyapının küresel olduğu tespit edilmiştir. Numunelerin farklı bölgelerinden alınan mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, soğuk deformasyon ve takiben yarı-katı bölgeye yeniden ısıtma işlemi numunelerin her bir soğuk deformasyon oranı için kenar, orta ve merkez bölgelerinde yaklaşık olarak eşit tane boyutu üretmiştir. Bu sonuçlar numunenin her bölgesinde eşit soğuk deformasyonun meydana geldiğini ve indüksiyon sistemi ile ısıtmanın homojen olduğunu göstermektedir.

Ortalama tane boyutu ve şekil faktörü deformasyon miktarının artması ile artmıştır. % 10 soğuk deforme edilmiş malzemede oldukça kaba ve düşük küreselleşme oranına sahip tane yapısı görülürken %20, % 30 ve %40 soğuk deformasyon oranlarında ise küçük ve küresel tane yapısı elde edilmiştir. Benzer sonuçlar AA2024 alaşımının soğuk deformasyon sonrası mikroyapı oluşumunu inceleyen diğer araştırmacılar tarafından da rapor edilmiştir [Freitas ve ark., 2004, Choi ve Park, 1998, Sirong ve ark., 2006]. Resim 4.3'de ekstrüze halden yeniden ısıtılmış numunelerin kenar bölgelerinde küresel mikroyapı görünmesine rağmen %10 soğuk deformasyondan sonra 0.25–0.27 şekil faktörüne sahip oldukça düşük küreselleşme gösteren mikroyapı görülmektedir (Resim 4.5-4.7). Bunun nedeni %10 deforme edilmiş numunede düşük deformasyon nedeniyle yeterli olmayan depolanmış enerjidir. Depolanmış enerji seviyesi yeterli olmadığı için yarı-katı bölgeye ısıtırken yeniden kristalleşme esnasında yeni taneler çekirdeklenememiş bunun yerine toparlanma aşamasında kalınmıştır. Resim 4.5-4.7'de %10 deforme edilmiş numunede toparlanmış taneler görülmektedir.

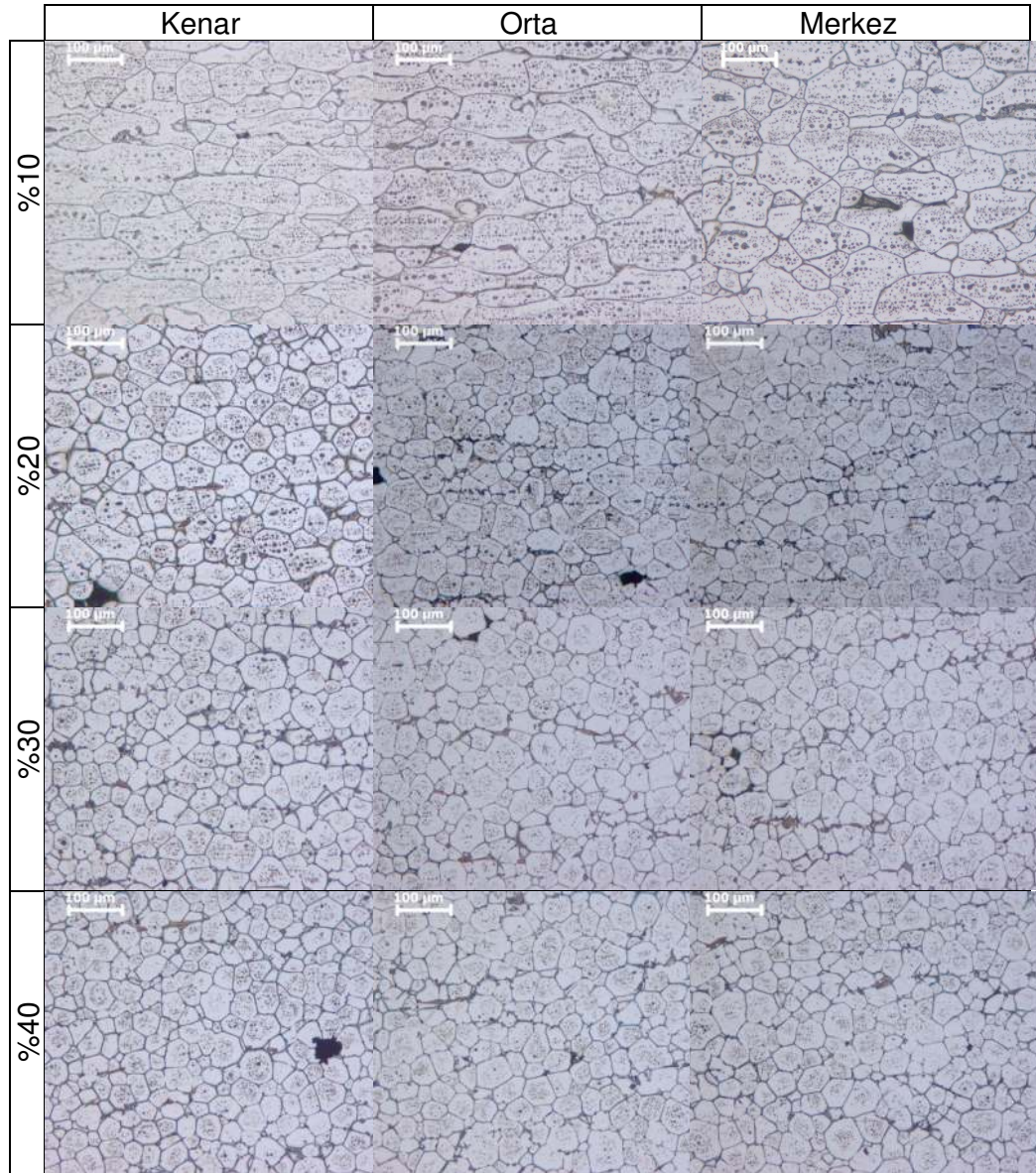
Ekstrüze halden kenar bölgelerde tam küreselleşme elde edilmiş fakat %10 deformasyonda sağlamamıştır. Bunun nedeni numuneye soğuk deformasyon işleminden sonra talaş kaldırma işlemi uygulanmasıdır. Resim 4.4.a'da görülen kalıntı gerininin fazla olduğu ince taneli bölgenin talaş kaldırma sırasında numuneden uzaklaşmasından kaynaklanmaktadır.



Resim 4.5. 588 °C' de AA2024 alaşımda soğuk deformasyon oranına bağlı mikroyapı değişimi



Resim 4.6. 600 °C'de AA2024 alaşımda soğuk deformasyon oranına bağlı mikroyapı değişimi



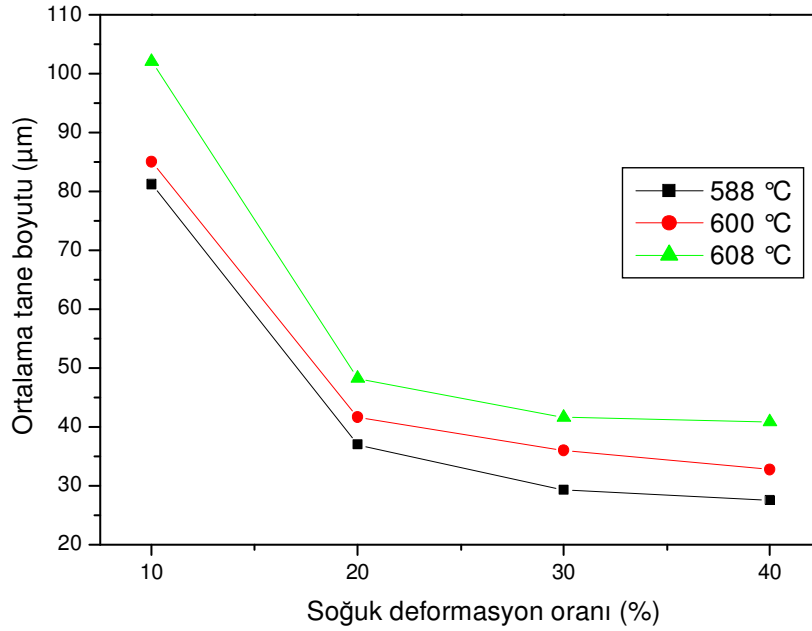
Resim 4.7. 608 °C'de AA2024 alaşımda soğuk deformasyon oranına bağlı mikroyapı değişimi

Çizelge 4.1. Soğuk deformasyon miktarı ile tane boyutu değişimi

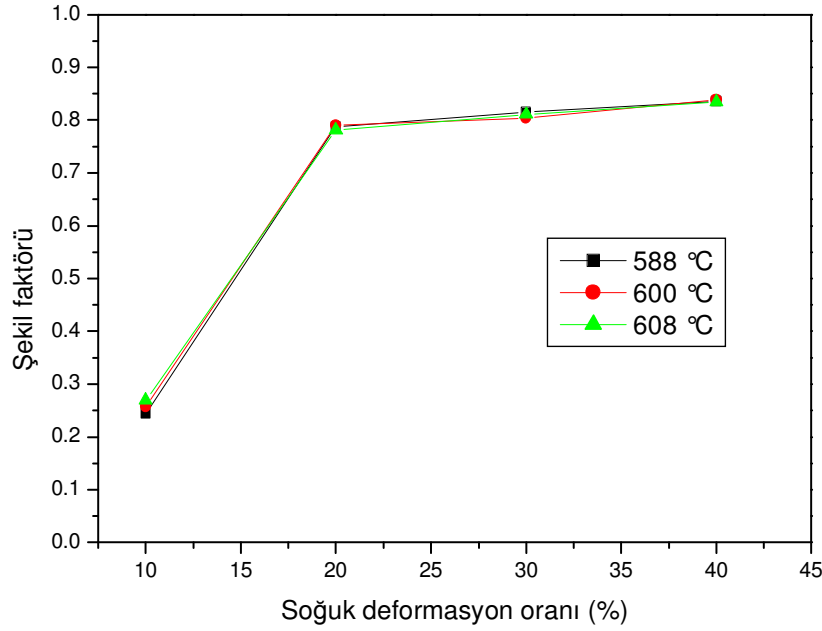
Deformasyon oranı (%)	Tane boyutu (μm)		
	588 °C	600 °C	608 °C
10	81.22	85.02	102.11
20	36.96	41.59	48.23
30	29.27	35.94	41.59
40	27.52	32.72	40.85

Çizelge 4.2. Soğuk deformasyon miktarı ile şekil faktörü değişimi

Deformasyon oranı (%)	Şekil faktörü		
	588 °C	600 °C	608 °C
10	0.25	0.26	0.27
20	0.79	0.79	0.78
30	0.82	0.81	0.81
40	0.84	0.84	0.83



Şekil 4.4. Soğuk deformasyon ile ortalama tane boyutu değişimi



Şekil 4.5. Soğuk deformasyon ile şekil faktörü değişimi

Ortalama tane boyutu üzerine plastik deformasyon oranının etkisi Şekil 4.4'de görülmektedir. Deformasyon miktarı arttıkça ortalama tane boyutu da azalmaktadır. Ortalama tane boyutu %10 deformasyon miktarından sonra belirgin bir şekilde düşmektedir. Deformasyon oranı %20'dan %40'a çıktığında ise ortalama tane boyutunda azalma miktarı yaklaşık olarak 10 μm 'dir (Çizelge 4.1). Jung ve Kang [Jung ve Kang, 2000] tikso-şekillendirme için ortalama tane boyutunun 100 μm 'dan düşük olması gerektiğini bildirmiştir. %10 deformasyon oranında ortalama tane boyutu ve küreselleşme oranını veren şekli faktörü beraber değerlendirildiğinde bu deformasyon oranının tikso-şekillendirme için yeterli olmadığı görülebilir. Ancak %20 deformasyon oranının üzerinde 50 μm 'un altında ortalama tane boyutu elde edilebilmektedir. Fakat plastik deformasyon artışına paralel olarak ortalama tane boyutu çok az miktarda azalmaktadır. Deformasyon miktarı arttıkça iç gerininin sebep olduğu ve malzemeye depolanan iç enerji de artar. Alaşıma yeniden ısıtma işlemi uygulandığında depolanan iç enerji serbest kalır ve dentritik mikroyapının parçalanmasını sağlar. Malzemenin içinde ne kadar çok kalıntı gerilme olursa o kadar çok enerji depolanır ve

daha küçük tane boyutu elde edilir (Sirong ve ark., 2006). Yarı-katı bölgede AA2024 alaşımının mikroyapı oluşumu malzemeye uygulanan ön işleme bağlıdır [Guo ve Yang, 2008, Sirong ve ark, 2006, Atkinson ve Liu, 2008, Wang ve ark., 2008, Jung ve Kang, 2000]. Malzeme yarı-katı bölgeye ısıtıldığında deformasyondan kaynaklanan boşluklar serbest enerjiyi düşürmek için birleşir ve dislokasyonlar harekete geçerek çapraz kayma gerçekleşir. Sonuç olarak, serbest enerjinin düşmesi ve yeniden kristalleşme nispeten küçük ve eşeksenel tanelerden oluşan mikroyapıyı üretir [Zhang ve ark., 2009]. Yeniden kristalleşmiş eşeksenel taneler yüksek enerjili düzensiz tane sınırlarından oluşur. Yarı-katı bölgeye ısıtma sıcaklığı ötektik sıcaklığın üstünde olduğu için bölgesel ergime başlar. Ergime yüksek enerjili ve düzensiz tane sınırlarında ve düşük ergime noktasına sahip faz bölgelerinde meydana gelir. Ergime, ortalama tane boyutunu azalttığı için tiksotropik yapı üretiminde önemli rol oynar. Tane sınırındaki enerjiyi düşürmek için yeniden kristalleşmiş eşeksenel taneler birbirine temas eden bölgelerde ergiyerek birbirinden ayrılır. Aynı zamanda katılaşma sıcaklığının (T_s) üzerinde düşük ergime sıcaklığına sahip ötektik faz da ergir. Ergiyen ötektik sıvı faz yüksek enerjili tane sınırlarına sızarak eşeksenel tanelerin birbirinden ayrılmasını kolaylaştırır [Jiang ve ark., 2007].

Tane küreselleşme oranını veren şekil faktörü üzerine plastik deformasyon oranının etkisi Şekil 4.5 ve Çizelge 4.2’de verilmiştir. Deformasyon miktarı arttıkça ortalama şekil faktörü de artmıştır. %10 soğuk deformasyon yaklaşık olarak 588 °C’de 0.25, 600 °C’de 0.26 ve 608 °C’de 0.27 şekil faktörü değerlerini üretirken %20 deformasyon oranında aynı sıcaklıklar için 0.78–0.79 şekil faktörü değerini üretmiştir. %20’nin üzerindeki deformasyon oranları şekil faktörünü önemli derecede değiştirmemiştir.

Soğuk deformasyon miktarının artmasıyla beraber malzemedeki iç gerilme miktarı da artar. Sıcaklığın artmasıyla beraber kalıntı gerilme miktarına bağlı olarak yeniden kristalleşme sonucu oluşacak tane miktarı da değişir. Küçük taneler büyük tanelere göre daha yüksek enerjili ve kararsız arayüzeye

sahiptir [Jiang ve ark., 2007]. Toplam arayüzey alanındaki azalma tanelerin küreselleşmesi için itici güç sağlar [Dong, 2003]. Deformasyon oranı arttıkça yeniden kristalleşen tane sayısı da artar (Şekil 4.4). Küreselleşme veya tane şekil faktörü oranının soğuk deformasyon sonrası malzemeye yüklenen iç gerilim miktarından etkilendiği açıkça görülmüştür. Yeniden ısıtma sonucu oluşan tane boyutu ve yeniden kristalleşen tanelerin küreselleşme oranının her ikisi de soğuk deforme edilmiş AA2024 alaşımının yarı-katı işlem sırasında mikroyapı morfolojisini kontrol etmek için önemlidir.

AA2024 alaşımının ön deformasyon miktarı yarı-katı malzemenin ortalama tane boyutu ve tanelerin küreselleşmesi üzerine önemli etkiye sahiptir. Deneysel çalışmalarda, AA2024 alaşımında optimum tiksotropik özellik yaklaşık olarak 50 μm ortalama tane boyutu ve 0.78 şekil faktörü %20 soğuk deformasyon ile elde edilmiştir.

4.5. SIMA Yönteminde Yarı Katı Sıcaklığın Mikro Yapı Üzerine Etkisi

588 °C, 600 °C ve 608 °C ye kadar ön ısıtma işlemi uygulanmış %10, %20, %30 ve %40 soğuk deforme edilmiş AA2024 alaşımı numunelerin mikroyapıları sırasıyla Resim 4.8, Resim 4.9 ve Resim 4.10'da verilmiştir. Şekil 4.6'de sıcaklığın tane boyutuna etkisi, Şekil 4.7'de ise sıcaklığın şekil faktörüne etkisi verilmiştir.

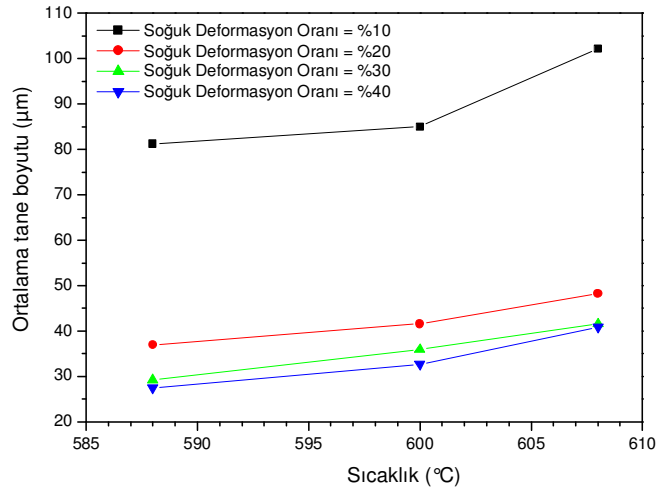
Resim 4.8, Resim 4.9 ve Resim 4.10 ve Şekil 4.6 incelendiğinde sıcaklığın tane boyutu üzerine etkisi açıkça görülmektedir. Sıcaklık arttıkça tane boyutu artmaktadır. Bu artış %20, %30 ve %40 soğuk deformasyonlarında yaklaşık 10 μm 'dir. 10 μm çok küçük olduğu için resimlerden bu fark net olarak görülememektedir. Fakat Şekil 4.6 incelendiğinde tane boyutundaki artış çok net olarak görülmektedir. Sıcaklığın artması ile tane irileşmesi meydana gelir. Sıcaklığın artması ile tane boyutunun artmasının temel mekanizması yüksek sıcaklıkta tanelerin toplam tane sınırını azaltarak yüzey enerjilerini düşürülmesidir (Fan, 2002). Bekletme zamanı katı oranının azalmasına

yetecek kadar uzun olduğu zaman Ostwald (ripening) mekanizması da yapısal kabalaşmada etkili olmaya başlamaktadır (Fan, 2002, Zhang ve ark., 2009). Fakat bu çalışmada yarı-katı sıcaklıkta bekletme olmadığı için Ostwald mekanizması çok fazla etkili olmamıştır. Dolayısı ile çok az miktarda tane irileşmesi görülmüştür.

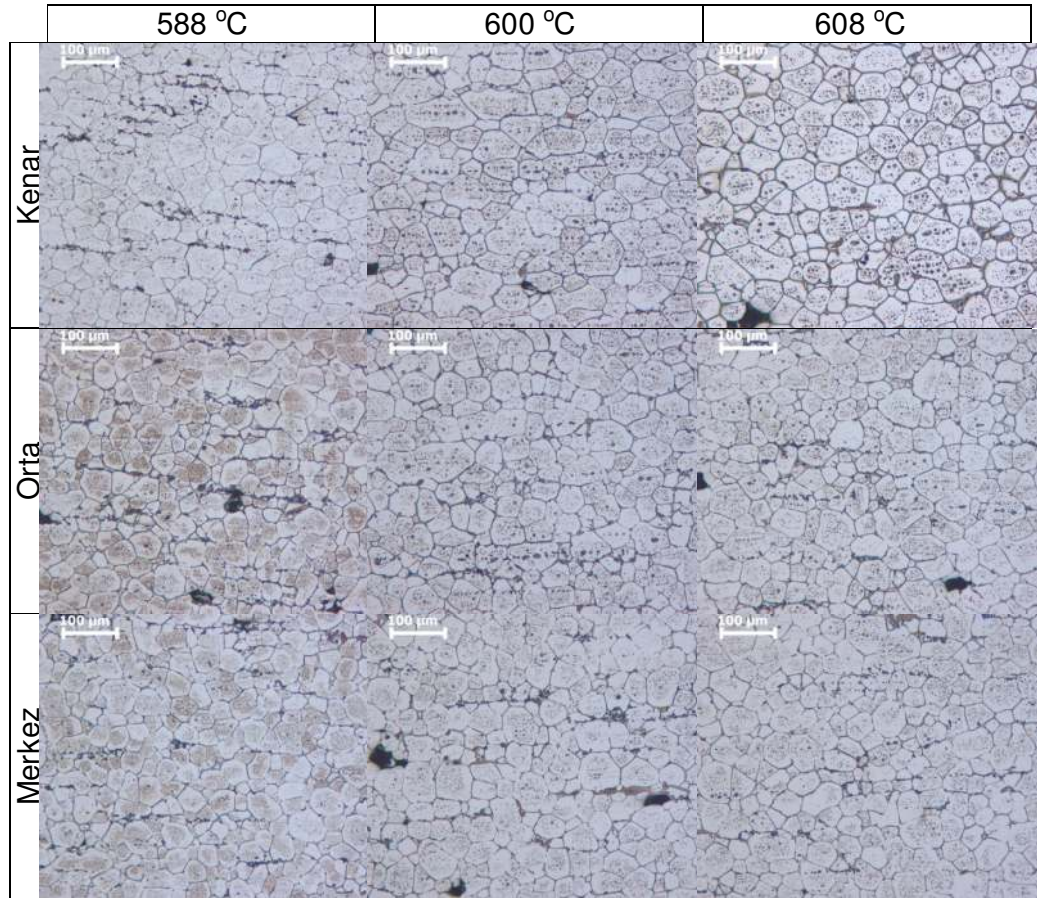
%10 deforme edilmiş numune de yüksek sıcaklıkta (608 °C) toparlanmış tane sınırlarından yeniden kristalleşmiş tanelerin varlığına rastlanmıştır.



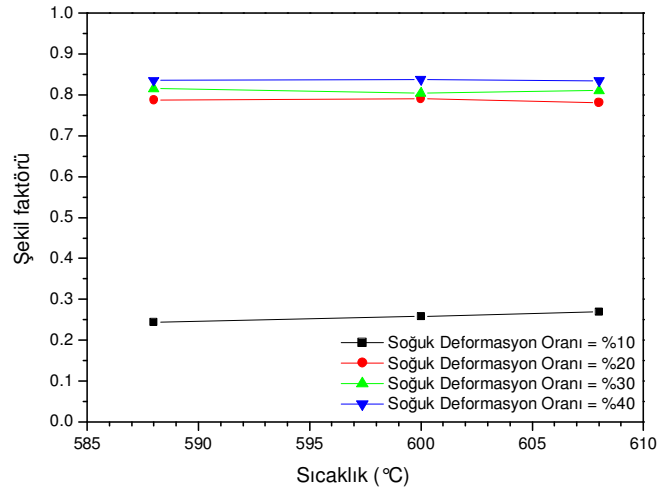
Resim 4.8. %10 soğuk deformasyon uygulanmış AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi



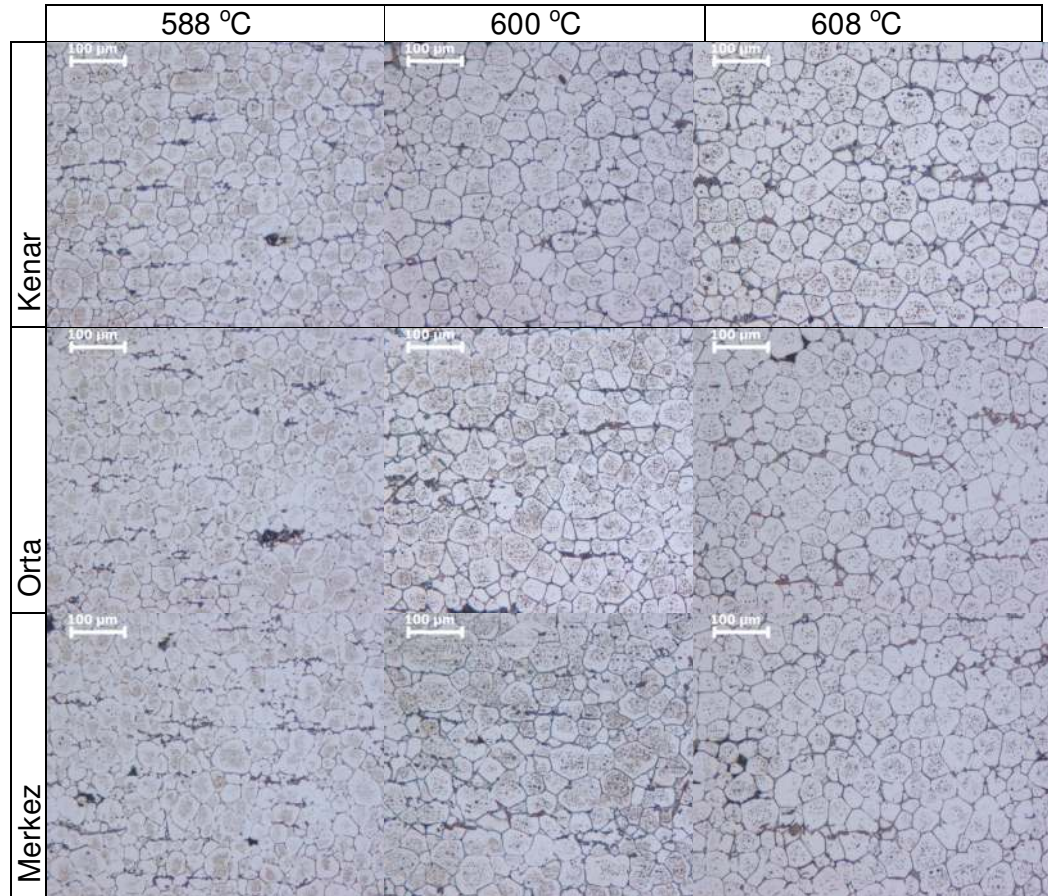
Şekil 4.6. Yarı-katı sıcaklık ile ortalama tane boyutu değişimi



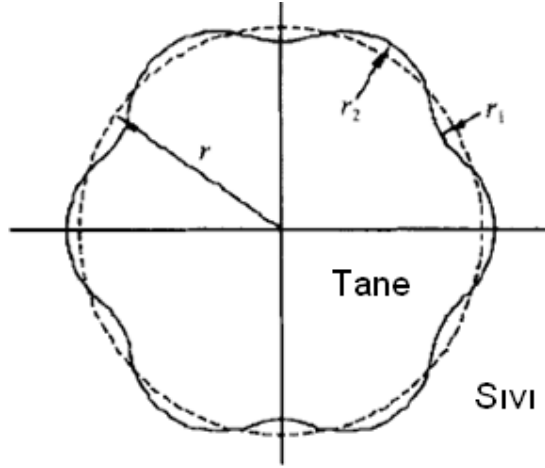
Resim 4.9. %20 soğuk deformasyon uygulanmış AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi



Şekil 4.7 Yarı-katı sıcaklık ile şekil faktörü değişimi



Resim 4.10. %30 soğuk deformasyon uygulanmış AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi



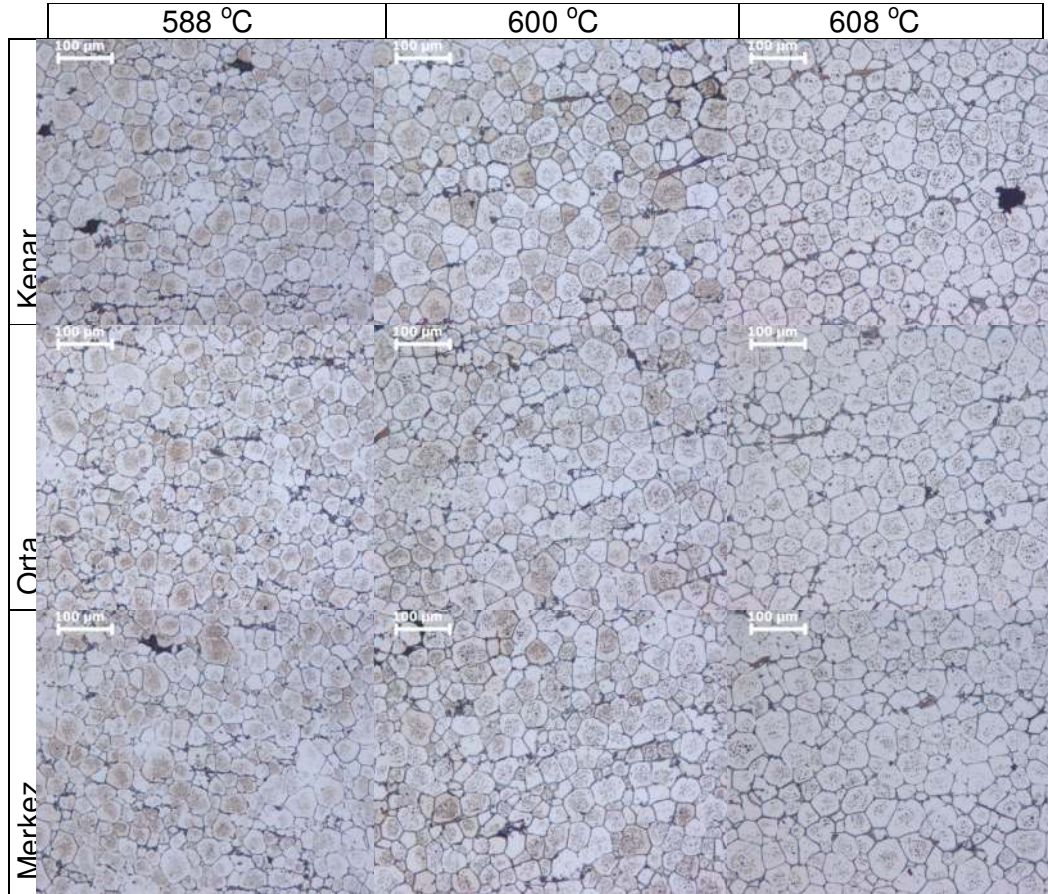
Şekil 4.8. Tane küreselleşme mekanizmasının şematik olarak gösterimi [Jiang ve ark., 2007]

Şekil 4.7’de yarı-katı sıcaklığın tane küreselleşmesi üzerine etkisi verilmiştir. Şekil 4.5 ve 4.7’den görüleceği üzere yarı-katı sıcaklığın tane küreselleşmesi üzerine belirgin bir etkisi bulunamamıştır.

Jiang ve arkadaşlarının [Jiang ve ark., 2007] yeniden kristalleşen eşeksenel tanelerin küreselleşme işlemi modeli Şekil 4.8’de şematik olarak gösterilmiştir. Modele göre tane ayrılma prosesinde eşeksenel yeniden kristalleşmiş taneler birbirinden ayrılır. Birbirinden ayrılan tane yüzeylerinde içbükey ve dışbükey bölgeler bulunur. Dışbükey bölgelerin (r_2) ergime noktaları içbükey bölgelerden (r_1) daha düşüktür. Dolayısıyla dışbükey bölgelerden içbükey bölgelere çözünen atomların taşınmasıyla dışbükey bölgeler gözden kaybolur. İçbükey bölgedeki sıvı kompozisyonu dışbükey bölgedekinden daha az olduğu için dışbükey bölgeden içbükey bölgeye çözünen atomlar hareket edeceklerdir. Dışbükey bölgeler eriyecek ve bu bölgelerden çözünen atomların içbükey bölgelere taşınmasıyla küresel yapıya dönüşecektir.

Jiang ve arkadaşlarının [Jiang ve ark., 2007] tanelerin küreselleşme modelinin dayandığı bu mekanizmasının çalışabilmesi için atomların difüzyona ihtiyacı vardır. Difüzyon için de zamana ihtiyaç vardır. Bu

çalışmada yarı-katı sıcaklıkta bekleme yapılmadığı için difüzyonla tane küreselleşmesi için gerekli zaman olmamıştır. Dolayısı ile tane küreselleşmesi üzerine sıcaklığın çok baskın bir etkisi görülmemiştir. Fakat soğuk deformasyon oranı tane küreselleşmesinde çok baskın rol oynamıştır. Bunun nedeni ise içyapıda depolanan enerjiye atfedilmektedir.



Resim 4.11. %40 soğuk deformasyon uygulanmış AA2024 alaşımında sıcaklığa bağlı mikroyapı değişimi

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

AA2024 alaşımında yarı-katı şekillendirme için gerekli olan ön malzeme üretiminde SIMA yöntemi ile ön malzeme üretimi çalışmalarında aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir;

1. Deneysel çalışmada kullanılan 40 mm çapındaki AA2024 kütükte ekstrüze halden homojen küresel yapı elde edilememiştir.
2. Soğuk deformasyon ve takiben yarı-katı bölgeye yeniden ısıtma işlemi, her bir deformasyon oranı için AA2024 numunelerin kenar, orta ve merkez bölgelerinde yaklaşık olarak eşit tane boyutu üretmiştir.
3. Artan soğuk deformasyon oranı ile ortalama tane boyutu azalmaktadır. % 10 soğuk deforme edilmiş malzemede oldukça kaba ve düşük küreselleşme oranına sahip tane yapısı görülürken %20, % 30 ve %40 soğuk deformasyon oranlarında ise tiksotropik şekillendirme için uygun küçük ve küresel tane yapısı elde edilmiştir.
4. Artan soğuk deformasyon oranı ile şekil faktörü artmıştır. Deneylerde yarı-katı sıcaklık aralığı az olduğu için şekil faktörü üzerine belirgin bir etkisi tespit edilememiştir.
5. AA2024 alaşımında homojen ve tiksotropik şekillendirme için gerekli olan ve küresel tane yapısının üretimi için en az %20 soğuk deforme edilmelidir.
6. AA2024 alaşımı, SIMA yöntemi ile %20 soğuk deformasyon, takiben indüksiyon bobini ile %50 sıvı oranına yeniden ısıtılarak ve ısıtılan yarı-katı sıcaklıkta beklemeden yarı-katı şekillendirilebilir.

5.2. Öneriler

1. Ekstrüze halden direk olarak tiksotropik yapı üretimi için en büyük çap araştırılabilir.
2. AA2024 alaşımında yarı-katı sıcaklıkta bekleme süresinin küreselleşme ve tane boyutu üzerine etkisi araştırılabilir.
3. AA2024 alaşımında farklı soğuk deformasyon oranları uygulanarak üretilen numunelerin reolojik özellikleri reometre aracılığıyla karakterize edilebilir.
4. SIMA yöntemi ile %20 soğuk deformasyon uygulanarak üretilen AA2024 alaşımı numuneler tikso-şekillendirme çalışmaları ile parça üretilerek mikroyapı ve mekanik özelliklerin değişim araştırılabilir.

KAYNAKLAR

Abramov, V. O., Abramov, O. V. Abramov, B. B. Straumal and W. Gust, "Hypereutectic Al-Si based alloys with a thixotropic microstructure produced by ultrasonic treatment", **Materials and Design**, 18: 323-326 (1997).

Atkinson, H.V., Liu, D., "Microstructural coarsening of semi-solid aluminium alloys", **Materials Science and Engineering A**, 496 (1-2):439-446 (2008).

Basner, T.G., "The effect of processing on the mechanical and fatigue properties of semi solid formed A357 Aluminium", Ph.D. Thesis, **The University of Michigan**, USA, 1-6 (2001)

Birol Y., "Internal Cooling to produce aluminium alloy slurries for rheocasting", **Journal of Alloy and Compounds**, 480 (2): 365-368 (2009).

Birol Y., "Production of Al-7Si-0.3Mg slurry for rheocasting via internal cooling of the melt below liquidus temperature", **Metallic Materials**, 47 (9): 401-407 (2009).

Birol, Y., "Thermomechanical processing of AA6061 billets for semi-solid forming", **International Journal of Materials Research**, 98 (1): 53-59, (2007).

Birol, Y., "Production of AA 6082 feedstock for forming in the semi solid state", **Materials Science Forum**, 519-521: 1919-1924, (2006).

Birol Y., Bozkurt U. and Onsel M., "AA6082 feedstock production for thixoforging", **TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)**, USA, 67-76 (2006).

Birol Y., Çakır O. ve Alageyik F., "Elektromanyetik karıştırma ile tiksotropik alüminyum biyet üretimi", **13.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi**, İstanbul, Türkiye, 1704-1712 (2006).

Bozkurt, U., "Mechanical properties and microstructure evolution of thixoformed Aluminım Alloys", Yüksek lisans tezi, M.Sc. Thesis, **Bogaziçi Univeristy Graduate Program in Mechanical Engineering**, İstanbul, 1-50 (2005).

Chayong, S., Atkinson, H.V. and Kapranos, P., "Thixoforming 7075 aluminium alloys", **Materials Science and Engineering A**, 390 (1-2): 3-12 (2005).

Choi, J. C., Park, H. J. "Microstructural characteristics of aluminum 2024 by cold working in the SIMA process." ***Journal of Materials Processing Technology***, 82: 107–116 (1998).

Czerwinski F. "Semisolid Processing—Origin of Magnesium Molding", Magnesium Injection Molding, ***Springer US***, USA, 81-145 (2007).

Doğruyol, E." Comparison of mechanical properties of semi solid forming and hot forming of a356 aluminum alloy", ***Bogaziçi Univeristy Graduate Program in Mechanical Engineering***, İstanbul, 1-53 (2006).

Doutre, D, Hay, G., Wales, P. and Gabathuler, J.P. "SEED: A new process por semi solid forming", ***Canadian Metallurgical Quarterly***, 43 (2): 265-272, (2004).

Fan, Z., "Semisolid metal processing" ***International Materials Reviews***, 47(2): 49-85 (2002).

Figueredo, A., "Science and technology of semi-solid metal processing" ***North America Die Casting Assocation***, USA, 1-17, (2001).

Flemings, M.C., Riek R.G. and Young K.P., "Rheocasting", ***Materials Science and Engineering***, 25:103-117 (1976).

Freitas, E.R. de, E. Ferracini Jr., Ferrante M. "Microstructure and rheology of an AA2024 aluminium alloy in the semi-solid state, and mechanical properties of a back-extruded part" ***Journal of Materials Processing Technology***, 146: 241–249 (2004).

Guo, H., Yang, X.," Preparation of semi-solid slurry containing fine and globular particles for wrought aluminum alloy 2024" Trans. ***Nonferrous Met. Soc.*** China 17: 799-804 (2007).

Hirt, G., and Kopp, R., "Semi-solid Metal Processing" ***WILEY-VCH Verlag GmbH & Co, Weinheim*** (2009).

Jiang, H. and Li, M., "Grain growth of Al-4Cu-Mg alloy during isothermal heat treatment", ***Journal of University of Science and Technology Beijing***, 13(1): 67-72 (2006).

Jiang, H., Li, M., "Microscopic observation of cold-deformed Al–4Cu–Mg alloy samples after semi-solid heat treatments", ***Materials Characterization***, 54: 451– 457 (2005).

Jiang, H., Lu, Y., Huang, W., Li, X., Li, M., "Microstructural evolution and mechanical properties of the semisolid Al–4Cu–Mg alloy", ***Materials Characterization***, 51: 1– 10 (2003).

Jiang, H., Mi, Z., Tang, D., and Li, M., "Microstructure evolution of Al-4Cu-Mg alloy during semi-solid treatment", ***Journal of University of Science and Technology Beijing***, 14(2): 151-156 (2007).

Jung, H.K. Kang C.G. "Reheating process of cast and wrought aluminum alloys for thixoforging and their globularization mechanism", ***Journal of Materials Processing Technology***, 104: 244-253 (2000).

Kapranos, P., Ward P.J., Atkinson H.V. and Kirkwood D.H., "Near net shaping by semi-solid metal processing" ***Materials and Design***, 21 (4): 387-394 (2000).

Karayazı, A., "Etial 110 alaşıminın dökümünde makro ve mikro porozite oluşumunun modellenmesi" Yüksek Lisans Tezi, ***Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, Sakarya, 12-15 (2009).

Kaufman, J.G., "Introduction to aluminum alloys and tempers", ***ASM International***, Ohio, USA, 102 (2000).

Kenney, M. P., Courtois, J. A., Evans, R. D., Farrior, G. M., Kyonka, C. P., and Koch, A. A., Young, K. P., "Semisolid metal casting and forging", ASM Handbook 9th Edition, 15, ***ASM International***, USA, 327-338 (1998).

Kirkwood, D.H., "Semisolid metal processing", ***International Materials Reviews***, 39(5):173-189(1994).

Kirkwood, D.H., Suery, M., Kapranos, P., Atkinson, H. V., Young, K.P, "Semi-Solid Processing of Alloys", ***Springer***, London, 117-128 (2009)

Kopp, R., Winning G. and Möller T., "Thixoforging of aluminium alloys" ***METEC***, Düsseldorf (1999).

Liu D., Atkinson H.V. and Jones H., "Thermodynamic prediction of thixoformability in alloys based on the Al-Si-Cu and Al-Si-Cu-Mg systems", ***Acta Materialia***, 53: 807-3819 (2005).

Liu, D., Atkinson, H.V., Kapranos, P., Jirattiticharoean W. and Jones, H., "Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminium alloys", ***Materials Science and Engineering A***, 361 (1-2): 213-224 (2003).

Martinez, R.A. and Flemings, M.C., "Evolution of particle morphology in the semisolid processing", ***Metallurgical and Materials Transactions A***, 36 (8): 2205-2210 (2005).

Nafisi S. and Ghomashchi R., "Semi-solid metal processing routes: an overview", **Canadian Metallurgical Quarterly**, 44 (3): 289-304 (2005).

Nafisi, S., Lashkari, O., Ghomashchi, R., Ajersch, F., Charette, A., "Microstructure and rheological behavior of grain refined and modified semi-solid A356 Al-Si slurries", **Acta Materialia**, 54: 3503–3511(2006).

Önsel, M., "The influence of heating conditions on semi-solid forming of aluminum alloys", M.Sc. Thesis, **Bogaziçi University Graduate Program in Mechanical Engineering**, İstanbul, 1-50 (2005).

Önsel, M., Birol Y., Bozkurt U., Kubilay C., ve Altıntaş S., "Alüminyum alaşımlarında SIMA prosesiyle tiksotropik yapı elde edilmesi", **12. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi**, İstanbul, Türkiye, 991-998 (2005).

Salamcı, E., "Spray döküm", **G.Ü. Fen Bilimleri Dergisi**, 17(2):155-173 (2004).

Sirong, Y., Dongcheng, L., Kim, N., "Microstructure evolution of SIMA processed AA2024", **Materials Science and Engineering A**, 420 (1-2):165-170 (2006).

Spencer, D.B., Mehrabian, R. and Flemings, M.C., "Rheological Behavior of Sn-15 pct Pb in the Crystallization Range", **Metallurgical Transaction A**, 3A:1925-1932 (1972).

Taghavi, F., Ghassemi, A., "Study on the effects of the length and angle of inclined plate on the thixotropic microstructure of A356 aluminum alloy", **Materials and Design** 30:1762–1767, (2009).

Tzimas, E., "Evolution of microstructure and rheological behavior of alloys in the semi solid state", Ph.D. Thesis, **Drexel University**, USA, 1-12(1997).

Tzimas, E. and Zavaliangos, A., "Evaluation of volume fraction of solid in alloys formed by semisolid processing", **Journal of Materials Science**, 35 (21): 5319-5329 (2000).

Wang, S., Li, Y., Chen, W., Zheng, X., "Microstructure evolution of semi-solid 2024 alloy during two-step reheating process", **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, 18 (4): 784-788 (2008).

Young, K.P., Curtis, P.K. and James, .C., "Fine Grained Metal Composition", **United States Patent**, Patent No: 4415374, USA, (1983).

Zhang, L., Liu, Y.B., Cao, Z.Y., Zhang, Y.F., Zhang, Q.Q. "Effects of isothermal process parameters on the microstructure of semisolid AZ91D alloy produced by SIMA", ***Journal of Materials Processing Technology***, 209: 792–797 (2009).

Zoqui E.J. "Morphological analysis of SSM Al–4.5 wt.% Cu measured by the rheocast quality index", ***Journal of Materials Processing Technology***, 143–144: 195–201 (2003).

Zoqui, E.J., Paes, M., Es-Sadiqi, E., "Macro- and microstructure analysis of SSM A356 produced by electromagnetic stirring" ***Journal of Materials Processing Technology***, 120: 365–373 (2002).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : MUTLU, İlhan
 Uyuğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 09.10.1970 Ankara
 Medeni hali : Evli
 Telefon : 0 (312) 837 13 19
 Faks : 0 (312) 838 40 46
 e-mail : ilhmutlu@hotmail.com.

Eğitim

<i>Derece</i>	<i>Eğitim Birimi</i>	<i>Mezuniyet tarihi</i>
Lisans	Gazi Üniversitesi/ Tek.Eğt.Fak.	1991
Lise	Aktaş End. Mes. Lisesi	1987

İş Deneyimi

<i>Yıl</i>	<i>Yer</i>	<i>Görev</i>
1991-1994	Adana Yüreğir End. Mes.Lis.	Öğretmen
1994-1995	Aktaş End. Mes.Lis.	Öğretmen
1995-2010	Çubuk Mesleki Eğitim Merkezi	Müdür Yard.

Yabancı Dil

İngilizce-Almanca

Hobiler

Halk Oyunları, Bilgisayar teknolojileri,