

**YARI-KATI DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN Al-Si
ALAŞIMLARINDA YAPI-ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN İNCELENMESİ**

Melika ÖZER

**DOKTORA TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Haziran 2010
ANKARA**

Melika ÖZER tarafından hazırlanan YARI-KATI DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN Al-Si ALAŞIMLARINDA YAPI-ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN İNCELENMESİ adlı bu tezin Doktora tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Kadir KOCATEPE

Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı

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

Prof. Dr. Ercan CANDAN

(Metal Eğitimi, Karabük Üniversitesi)

Doç. Dr. Kadir KOCATEPE

(Metal Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Prof. Dr. Mehmet TÜRKER

(Metal Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Doç. Dr. Ramazan KAYIKÇI

(Metal Eğitimi, Sakarya Üniversitesi)

Yrd. Doç. Dr. Neşet AKAR

(Metal Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Tarih: .../...../...

Bu tez ile G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Doktora 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.

Melika ÖZER

YARI-KATI DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN AL-Sİ ALAŞIMLARINDA YAPI-ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN İNCELENMESİ

(Doktora Tezi)

Melika ÖZER

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Haziran 2010

ÖZET

Bu tez A357 alüminyum-silisyum alaşımının yarı-katı döküm ile ilgili çalışmasını içermektedir. Dendritik olmayan ön malzeme üretimi için eğimli soğutma plakasına (ESP) döküm yöntemi uygulanmıştır. Ergitilmiş metal 620 °C, 630 °C ve 640 °C döküm sıcaklık ve değişik soğutma plakası uzunluklarından (250, 350, 450 mm) 60°'lik açıdaki eğimli soğutma plakasına dökülmüştür. 630°C döküm sıcaklığı 350 mm soğutma plakası uzunluğu ile 45 µm hücre boyutu ve 0,60 şekil faktörüne sahip optimum dendritik olmayan yapıyı üretmiştir. Optimum dendritik olmayan parametrelere sahip ön malzeme 572 °C sıcaklıkta değişik izotermal bekletme sürelerinde (1, 3, 5 ve 7 dk.) tutulduktan sonra suda soğutulmuşlardır. 572°C sıcaklıkta 5 dk. izotermal bekletme süresi 68 µm hücre boyutu ve 0,70 şekil faktörü ile sonuçlanmıştır. Yarı-katı durumdaki bu ön malzemeler (% 47 sıvı oranı) 1-1,5-2-2,37 m/s basma hızlarında 150 °C sabit sıcaklığa sahip kalıba basılmışlardır. Bu sonuçlar 2,37 m/s basma hızının 74 µm hücre boyutu ve 0,60 şekil faktörü ürettiğini göstermiştir. Çekme dayanımı, % 0,2 akma dayanımı ve % toplam uzama değerleri 2,37 m/s basma hızı uygulandığında artmıştır.

Bilim Kodu : 710.3.011
Anahtar Kelimeler : Yarı-katı metal şekillendirme, ETİAL-177(A357) alaşımı, Eğimli soğutma plakasından döküm, Tiksotropik yapı
Sayfa Adedi : 126
Tez Yöneticisi : Doç. Dr. Kadir KOCATEPE
Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

**AN INVESTIGATION OF STRUCTURE-PROPERTY RELATIONSHIP IN
THE Al-Si ALLOYS PRODUCED BY SEMI-SOLID CASTING PROCESS**

(Ph.D. Thesis)

Melika ÖZER

**GAZI UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

June 2010

ABSTRACT

This thesis comprises of a study of the semi-solid casting of A357 aluminium-silicon alloy. The cooling slope casting process was employed to produce non-dendritic feedstock. The molten alloy with 620 °C, 630 °C and 640 °C superheat was poured on the surface of the inclined plate in 60° angles and various lengths (250, 350 and 450 mm). It was found that 630 °C casting temperature with 350 mm cooling length produced an optimum non-dendritic structure having 45 µm cell size and 0.60 shape factor. The feedstock having optimum non-dendritic parameters were then held at temperatures of 572 °C with various (1,3,5 and 7 min.) isothermal holding times before water quenching. 5 min. isothermal holding time at 572 °C temperature resulted in 68µm cell size and 0.70 shape factor. Those feedstocks in semi-solid state (47% liquid fraction) were injected with using 1, 1.5, 2, and 2.37 m/s injection speed into mold which has 150 °C constant temperatures. The results indicated that 2.37 m/s injection speed produced 74µm cell size and 0.60 shape factor. The values of tensile strength, 0.2% yield strength and % total elongation were increased when 2.37m/s enjection speed applied.

Science Code : 710.3.011

Key Words : Semi-solid metal forming, ETİAL-177(A357) alloys, Cooling slope, Thixotropic structure.

Page Number: 126

**Adviser : Assoc. Prof.Dr. Kadir KOCATEPE
Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN**

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla ben yönlendiren Danışmanım Doç.Dr. Kadir KOCATEPE ve ikinci danışmanım Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN'a, tez izleme komite üyeleri Prof.Dr. Mehmet TÜRKER ve Pof.Dr. Ercan CANDAN'a, deneylerim esnasında yardımlarının esirgemeyen Yrd. Doç.Dr. Neşet AKAR, Arş. Gör. Dr. Volkan KILIÇLI ve Yrd. Doç. Dr. Ahmet GÜRAL'a ve çalışmalarım boyunca değerli tecrübelerini, bilgilerini ve yardımlarını esirgemeyen Sayın Doç. Dr. Yücel BİROL'a şükranlarımı bir borç bilirim. Tezimin yazım aşamasında yardımcı olan Öğr. Gör. Dr. Kamil Kunt TÜZÜNALP'a teşekkür ederim.

2003K 120470-27 nolu proje kapsamında maddi destek sağlayan DPT'ye ve 07/2007-18 nolu proje ile bu çalışmayı destekleyen Gazi Üniversitesi Rektörlüğü Bilimsel Araştırma Projeleri Birimine teşekkürü bir borç bilirim.

Çalışmalarım boyunca beni sabırla destekleyen ailem ve her zaman yanımda olan eşim Öğr. Gör. Alpay ÖZER'e teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ÇİZELGELERİN LİSTESİ	xiii
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xiv
RESİMLERİN LİSTESİ	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR	xx
1. GİRİŞ	1
2. AL-Sİ ALAŞIMLARI	4
3. TİKSOTROPİK ÖN MALZEME ÜRETİM YÖNTEMLERİ	6
3.1. Mekanik Karıştırma Yöntemi	6
3.2. Elektromanyetik Karıştırma Yöntemi	9
3.3. Termomekanik Yöntem (Sıma/Rap)	11
3.4. Sprey Döküm	14
3.5. Düşük Sıcaklıklardan Döküm Yöntemi	15
3.6. Kimyasal Tane İnceltme Yöntemi	15
3.7. Eğimli Soğuma Plakasına Döküm Yöntemi	16
3.8. Tikso-Döküm Al-Si-Mg Alaşımının Mekanik Özellikleri	20
3.9. Yarı-Katı Şekillendirilmiş Numunelerin Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi	23
4. YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME YÖNTEMLERİ	24

Sayfa

4.1. Tikso-Şekillendirme	24
4.1.1. Tikso-Döküm	24
4.1.2. Tikso-Kalıplama.....	30
4.1.3. Tikso-Dövme.....	32
4.2. Rheo-Şekillendirme	33
4.2.1. Reo-döküm	34
4.2.2. Yeni Reo döküm yöntemi	37
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	42
5.1. Malzeme	42
5.2. Ergitme İşlemi	42
5.3. Ergime ve Katılaşma Sıcaklıklarının Belirlenmesi.....	42
5.4. Eğimli Soğutma Plakasına Döküm Ünitesinin Kurulması.....	44
5.5. Yarı-Katı Şekillendirme Ünitesi	46
5.6. İndüksiyon Jeneratörü Sıcaklık Kontrolü.....	47
5.7. Yarı Katı Sıcaklığa Isıtma Denemeleri	48
5.8. Tiksotropik Yapıya Sahip Ön Malzemenin Üretilmesi.....	49
5.9. Yeniden Isıtma Sıcaklığının ve Bekletme Süresinin Tespiti.....	50
5.10. Yarı Katı Döküm İşlemi.....	51
5.11. Metalografik Çalışmalar.....	53
5.11.1. Mikroyapı çalışmaları	53
5.11.2. SEM ve EDS analizi.....	55
5.12. Tane Boyutu Ölçümleri.....	55

Sayfa

5.13. Şekil Faktörü Ölçümü.....	56
5.14. Soğuma Hızı Eğrileri	56
5.15. Mekanik Testler.....	57
5.15.1. Çekme testi.....	58
5.15.2. Sertlik Ölçümü.....	59
6. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA.....	60
6.1. Tiksotropik Ön Malzeme Üretiminde Döküm Mikroyapısı	60
6.1.1. Metalografik Gözlemlene	60
6.1.2. Döküm sıcaklığı ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al tanecik boyutu üzerine etkisi.....	77
6.1.3. Döküm sıcaklığının ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü üzerine etkisi	79
6.2. Yarı Katı Sıcaklığı ve Bekleme Süresinin Mikroyapı Üzerine Etkisi.....	81
6.2.1. Yarı katı sıcaklığının ve bekleme süresinin birincil α -Al tanecik boyutu ve şekil faktörü üzerine etkisi.....	88
6.3. Sıvı Metal Basınçlı Döküm Yöntemi ile Üretilen Dökümlerde Makro ve Mikroyapı İncelemesi	89
6.4. Yarı-Katı Döküm Yöntemi ile Üretilen Dökümlerde Makro ve Mikroyapı İncelemesi	93
6.4.1. Makro Gözlemlene	93
6.4.2. Mikroyapı İnceleme	94
6.4.3. Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen birincil α -Al tanecik boyutu ve şekil faktörü değişimi	98
6.5. Yarı Katı Döküm İşleminde Farklı Basma Hızlarının Mekanik Özelliklere Etkisi	101

Sayfa

6.5.1. Çekme testi sonuçları	101
6.5.2. Sertlik sonuçları	105
6.6. Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen dökümlerin kırılma davranışları	106
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	116
7.1. Sonuçlar	116
7.2. Öneriler	117
KAYNAKLAR.....	119
ÖZGEÇMİŞ.....	125

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen Al-Si-Mg alaşımlarının mekanik özellikleri	21
Çizelge 5.1. ETİAL-177 alüminyum-silisyum alaşımının kimyasal ve nominal bileşimi (%Ağırlıkça)	42
Çizelge 5.2. ETİAL-177 Al-Si alaşımının DSC analizi ile belirlenen katılaşma (solidus) ve sıvılaşma(likidüs) sıcaklıkları.(a) Katılaşma (b)Ergime analizi	43
Çizelge 5.3. ESP döküm sıcaklıkları ve döküm mesafeleri	45
Çizelge 5.4. ETİAL-177 Al-Si alaşımı tiksotropik ön malzeme üretme planı ve numune kodları.....	50
Çizelge 5.5. ETIAL 177 Al-Si alaşımı yarı katı döküm üretim planı ve numune kodları(S: Sıvı metal döküm, DM: Eğimli Soğutma Plakası Döküm Mesafesi)	52
Çizelge 6.1. Döküm sıcaklık ve mesafesinin birincil α -Al tanecik boyutu üzerine etkisi	78
Çizelge 6.2. Döküm sıcaklığının ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü üzerine etkisi	80
Çizelge 6.3. Yarı katı sıcaklıkta bekleme süresine bağlı olarak birincil α -Al tanecik boyutu ve şekil faktörü değişimi	88
Çizelge 6.4. Sıvı ve yarı-katı metal döküm sonrası birincil α -Al tanecik boyutu değişimi	99
Çizelge 6.5. Yarı katı döküm işlemi sonucu birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü değişimi	100
Çizelge 6.6. Farklı döküm yöntemi ve basma hızlarının mekanik özellikler üzerine etkisi	102
Çizelge 6.7. Sıvı ve yarı-katı döküm işleminde farklı basma hızlarının makro sertlik üzerine etkisi	106

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Al-Si alaşımının faz diyagramı	4
Şekil 2.2. (111) düzleminde Si plakalarının büyümesi	5
Şekil 2.3. Ergiyikten Si plakalarının ikiz düzlemleri ile büyümesi	5
Şekil 3.1. Mekanik karıştırma ünitesi	7
Şekil 3.2. Sürekli mekanik karıştırma ünitesi.....	8
Şekil 3.3. Elektromanyetik karıştırıcının şematik gösterimi	10
Şekil 3.4. Termomekanik yöntemindeki mikroyapı gelişiminin gösterimi; a) dendrit kolları, b) küçük deformasyondan sonra dendrit kollarının durumu, c) tane yönelmesi ve uzama, d) uzama sonrası tane içi, e) tanelerin ayrılması.....	12
Şekil 3.5. (a)Termomekanik yöntemin şematik gösterimi, (b) SIMA ve RAP işlemlerinin şematik olarak zaman-sıcaklık eğrisinde gösterimi	13
Şekil 3.6. Sprey şekillendirmenin şematik gösterimi	14
Şekil 3.7. Farklı basit rheo-döküm yöntemi gösterimleri (a)eğimli soğutma plakasından döküm, (b)Düşük döküm sıcaklığından döküm yöntemi	20
Şekil 3.8. A356-T6 alüminyum alaşımının dendrit hücre boyutu ile çekme özellikleri arasındaki ilişki	21
Şekil 3.9. Tikso döküm yöntemiyle üretilmiş A356 alaşımının mekanik özelliklerinin diğer yöntemlere karşılaştırılması.....	22
Şekil 4.1. Sheffield yarı katı şekillendirme presinin şematik gösterimi	25
Şekil 4.2. Tikso yarı katı şekillendirme tekniğinin şematik gösterimi	26
Şekil 4.3. İzotermal bekleme süresine bağlı olarak; a) küre boyutu, b) şekil faktörü değişimi	29
Şekil. 4.4. Tikso-kalıplama yöntemi	31

Şekil	Sayfa
Şekil 4.5. Yarı katı şekillendirme ve döküm yöntemlerinin şematik gösterimi	33
Şekil 4.6. Rheo döküm yönteminin şematik gösterimi	35
Şekil 4.7. Rheo döküm’de küresel morfolojisinin şematik gelişimi; a) ilk dendrit parçası, b) dendritik büyüme, c) rozet oluşumu, d) rozetin olgunlaşması , e) küresel yapı	36
Şekil 4.8. Görünen viskozite ile katı hacim oranı arasındaki ilişki; a) 25 °C min ⁻¹ soğuma hızında, b) 0.33 °Cmin ⁻¹ soğuma hızında	36
Şekil 4.9. İzotermal karıştırma, karıştırma hızı ve α-hücre (tane) boyutu ve morfolojisi arasındaki ilişki	37
Şekil 4.10. Yeni rheo-döküm yönteminin şematik gösterimi.....	38
Şekil 4.11. NRC yönteminin şematik gösterimi, 1.a. Eğimli plaka kullanarak veya 1.b. Direk eğimli (tilt) kalıba döküm, 2. Kalıbın dik hale getirilmesi, 3.a. İndüksiyon kontrollü soğuma. Yarı-katı durumdaki malzemenin katı oranı artar. 3.c. Kalıp ters çevrilir içerisindeki yarı-katı malzeme basma haznesine taşınır. 4. Malzeme kalıba enjeksiyon ile basılır.....	38
Şekil 4.12. (a)Heterojen yüzey ve hacim içi çekirdeklenme dolayısıyla oluşan eşeksenli katılaşma, (b) Stünsal dedndritik katılaşma, Amonyum klorüt slüsyonun kristalleşmesinin ilk aşamasının şematik gösterimi	40
Şekil 5.1. ETİAL-177 Al-Si alaşımının DSC analizi; a)Katılaşma, b)Ergime grafiği	43
Şekil 5.2. ETİAL-177 Al-Si Alaşımının % katı oranı – sıcaklık grafiği	44
Şekil 5.3. İndüksiyon bobininde 20 kW güçte; a) ısınma eğrisi, b) 572°C sıcaklıkta beklemeye bağlı olarak sapma grafiği.....	49
Şekil 5.4. Yarı-katı döküm yöntemiyle üretilen parça	52
Şekil 5.5. Döküm ingotları temsil eden metalografik numunelerin alım bölgelerinin şematik gösterimi (Ü: Üst, O: Orta, A: Alt, M: Merkez, K: Kenar)	54
Şekil 5.6. Yarı katı döküm parçaların metalografik inceleme şematik gösterimi	55

Şekil	Sayfa
Şekil 5.7. Soğuma eğrileri a)MKD-630, 9-8-7 noktaları, b)ESP-630 9-8-7 noktaları c) MKD-630, 6-5-4 noktaları, d)ESP-630, 6-5-4 noktaları, e)MKD-630, 3-2-1 noktaları, b)ESP-630, 3-2-1 noktaları	57
Şekil 5.8. Metal kalıba döküm ile üretilen ingotlardan çekme çubuğu alım bölgelerinin şematik gösterimi	58
Şekil 5.9. Çekme çubuğu şematik gösterimi	59
Şekil 5.10. Üretilen numunelerde sertlik ölçüm noktalarının şematik gösterimi	59
Şekil 6.1. Döküm sıcaklığının ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al tanecik boyutu üzerine etkisi.....	78
Şekil 6.2. Döküm sıcaklığının ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü üzerine etkisi.....	80
Şekil 6.3. Yarı katı sıcaklıkta bekleme süresine bağlı olarak birincil α -Al; a)Tanecik boyutundaki değişim, b)Şekil faktörü değişimi.....	88
Şekil 6.4. Sıvı ve yarı-katı metal döküm sonrası birincil α -Al tanecik boyutu değişimi	99
Şekil 6.5. Yarı-katı döküm işlemi sonucu birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü değişimi	100
Şekil 6.6. Farklı döküm yöntemi ve basma hızlarının çekme dayanımı üzerine etkisi	103
Şekil 6.7. Farklı döküm yöntemi ve basma hızlarının %0.2 akma dayanımı üzerine etkisi.....	104
Şekil 6.8. Farklı döküm yöntemi ve basma hızlarının %uzama üzerine etkisi	104
Şekil 6.9 Sıvı ve yarı-katı döküm işleminde farklı basma hızlarının makro sertlik üzerine etkisi	106

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 4.1. (a)Tikso dövme cihazı, (b) Tikso dövme ile elde edilmiş parçalar.....	32
Resim 5.1. Eğimli Soğutma Plakasına Döküm Ünitesi (ESP)	45
Resim 5.2. Yarı-katı metal şekillendirme ünitesi genel görünümü	47
Resim 5.3. Yarı-katı metal şekillendirme ünitesi yakın plan görünümü	47
Resim 6.1. 630-MKD ingotun dendritik mikroyapısı (3 nolu bölge)	60
Resim 6.2. 620-MKD dendritik mikroyapısı; a)1 nolu bölge, b)9 nolu bölge.....	61
Resim 6.3. 620-MKD dendritik mikroyapısı(1 nolu bölge) Si fazı yosun	61
Resim 6.4. 620-MKD ingot mikroyapı haritası.....	62
Resim. 6.5. 620-DM250 ingotun mikroyapı haritası	63
Resim 6.6. 620-DM350 ingotun mikroyapı haritası	64
Resim 6.7. 620-DM450 ingotun mikroyapı haritası	65
Resim 6.8. 630-MKD ingot mikroyapı haritası.....	66
Resim 6.9. 630-DM250 ingot mikroyapı haritası.....	67
Resim 6.10. 630-DM350 ingot mikroyapı haritası.....	68
Resim 6.11. 630-DM450 ingot mikroyapı haritası.....	69
Resim. 6.12. 640-MKD ingot mikroyapı haritası	70
Resim 6.13. 640-DM250 ingot mikroyapı haritası	71
Resim 6.14. 640-DM350 ingot mikroyapı haritası	72
Resim 6.15. 640-DM450 ingot mikroyapı haritası	73
Resim 6.16. 630-DM350 dendritik olmayan rozetimsi ve küremsi yapı (6 nolu bölge).....	74
Resim 6.17. 630-DM350 numunesindeki ötektik Si fazı görünümü	75

Resim	Sayfa
Resim 6.18. 640-DM350 numunesi 9 nolu bölge mikroyapısı	75
Resim 6.19. 630-DM350 numunesinde farklı bekleme sürelerindeki birincil α -Al taneciğinin mikroyapı resimleri a)1dk., b)3dk., c) 5dk., d) 7dk.	82
Resim 6.20. 630-DM350-YI numunesi; a) ısıtma ile oluşan bombe görünümü, b) 572 °C sıcaklıkta 5 dk. bekleme süresi ile elde edilen dökümün mikroyapısı; gri renkte olan faz katı birincil α -Al taneciğini ve koyu renkte olan bölge ise ötektik fazı göstermektedir.....	83
Resim 6.21. 630-DM350-YI numunesi mikroyapı haritası.....	84
Resim 6.22. 630-DM350 numunesinde farklı bekleme sürelerindeki Si fazının mikroyapı resimleri a)1dk. , b)3dk. , c) 5dk. ,d) 7dk	86
Resim 6.23. 630-DM350-YI numunesi SEM fotoğrafı ve EDS analizi	87
Resim 6.24. Sıvı metal basınçlı döküm yöntemi ile 630 °C döküm sıcaklığına sahip sıvıdan elde edilen parçaların makro resimleri a)1 m/s, b)1,5 m/s, c)2 m/s, d)2,37 m/s	90
Resim 6.25. Farklı basma hızlarında mikroyapıda meydana gelen gaz boşlukları; a)630 Sıvı-1, b) 630 Sıvı-2,37	91
Resim 6.26. 630 sıvı mikroyapı haritası M: Merkez,(O: Orta, U: Uç).....	92
Resim 6.27. Basma sonrası sıvı (dendritik) döküm numune mikroyapısında ötektik Si Fazı, a)1 m/s, b)1,5 m/s, c)2 m/s, d)2,37 m/s.....	93
Resim 6.28. 630 Yarı –katı Basınçlı döküm yöntemi ile 630 °C döküm sıcaklığına sahip sıvıdan elde edilen parçaların makro resimleri a)1m/s, b)1,5m/s, c)2m/s, d)2,37m/s	94
Resim 6.29. Farklı basma hızlarında mikroyapıda meydana gelen gaz boşlukları a) 630 DM350-1, b) 630 DM350-2,37	95
Resim 6.30. 630DM350 numunesinin 572 °C’de 5dk. yeniden ısıtma ısıtma işlemi sonrası farklı basma hızlarında elde edilen mikroyapı haritası(M: Merkez, O: Orta, U: Uç)	97
Resim 6.31. Yarı katı şekillendirilmiş 630-DM350 numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	98

Resim	Sayfa
Resim 6.32. 630-MKD yöntemi ile üretilen numunelerin çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri a) x27, b) x100, c)x200, d)x500, e) x1000, ,f)x2000	109
Resim 6.33. 630-Sıvı metal basınçlı döküm yöntemi ile üretilen numunelerin çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri a) 630-S-1x27, b) 630-S-1x100, c) 630-S-1x200, d)630-S-1x500, e) 630-S-1x1000f) 630-S-2,37x25, (g) 630-S-2,37x100, h) 630-S- 2,37x200, ı) 630-S-2,37x500, i) 630-S-2,37x1000, k) 630-S- 2,37 x2000.....	111
Resim 6.34. ESP döküm yöntemi ile üretilen 630-DM350 numunelerin çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri a)x27, b)x100, c)x200, d)x500, e)x1000 f)x2000	113
Resim 6.35. Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen numunelerin 630-DM350 çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri, a)630-DM350-1x27, , b) 630-DM350- 1x100, c) 630-DM350- 1x200, d) 630-DM350-1x500, e) 630-DM350-1x1000, f) 630-DM350- 2,37x18, g) 630-DM350- 2.37x100, h) 630-DM350- 2.37x200, ı) 630-DM350- 2.37x500, i) 630-DM350-2.37x1000, (k) 630-DM350-2.37x2000	115

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler

A357

AA7075

Açıklamalar

Al-Si alaşımı

Al-Zn alaşımı

Kısaltmalar

DS

DSC

EMK

ESP

HB

Hv

Logt

LSC

MIT

SIMA

TS

TB

Açıklama

Döküm Sıcaklığı

Differential Scanning Calorimeter

Elektro Manyetik Karıştırma

Eğimli Soğutma Plakası

Brinell Sertlik Değeri

Vickers Sertlik Değeri

Logaritmik Zaman

Low Superheat Casting

Massachusetts Institute of Technology

Strain Induced Melt Activation

Tanecik Sayısı

Tanecik Boyutu

1. GİRİŞ

Döküm ve dövme metotlarının birlikte kullanıldığı yarı-katı şekillendirme, tiksotropik özelliğe sahip yarı-katı haldeki alaşımların üretilmek istenen parçanın son şekline yakın mamulü elde etme yöntemidir [Atkinson ve ark., 2002-1].

David Spencer 1971 yılında MIT’de (Massachusetts Institute of Technology) doktora çalışmasında Sn-%15Pb alaşımının sıcak yırtılma özelliklerini araştırırken bu alaşımın, sıvı halden yavaşça soğutulması sırasında yarı katı bölgede vizkositesinin azalarak akma özelliği kazandığını keşfetmiştir [Burgors, 1999, Spencer, 1972]. Bu ilk keşiften sonra çeşitli yarı-katı metal şekillendirme yöntemleri geliştirilmiştir [Spencer ve ark., 1972, Findon, 2003].

Geleneksel metal döküm yöntemlerinde sıvı metalin kalıbı doldurması sırasında meydana gelen türübülanslı sıvı akışı, gaz ve mikro çekme boşlukları ve segregasyon dökümlerin mekanik özelliklerini düşürür. Bu oluşumlar yarı-katı şekillendirme metotlarının geliştirilmesiyle önemli ölçüde elimine edilmiştir [Yang, 2004].

Yarı-katı şekillendirme yöntemi ile elde edilen dökümlerde mikroyapı yaklaşık olarak küresel morfolojidedir ve alaşım yarı-katı bölgede tiksotropik karakteristiğe sahiptir [Chayong, 2002]. Bu yöntemin en önemli ve güçlü yönü geleneksel yöntemeye nazaran ekonomik olmasıdır. Geleneksel döküm yöntemlerine göre sıcaklık ve harcanan kalori önemli derecede düşüktür [Burgors, 1999, Chiarmette, 1996].

Yarı-katı durumda bulunan alaşımın akış özellikleri üretilen ön malzemenin mikroyapı şekline, boyutuna ve sıvı-katı hacim oranına bağlıdır [Atkinson ve ark., 2002-2, Flemings ve ark., 1976, Flemings ve ark., 1991, Kirkwood, 1994, Suery ve ark., 1996]. Yarı-katı malzemenin viskozitesi katı hacim oranının artması ile artar ancak partikül boyutunun azalmasıyla ve katının küreselleşme derecesinin artmasıyla azalır [Young, 1992, Basner, 2001].

Chiarmetta [Chiermette, 1996] yarı-katı, kum döküm, kokil döküm ve dövme yöntemleri ile şekillendirmiş A356 alaşımının akma ve çekme dayanımlarını ve

uzama özelliklerini araştırmıştır. Yarı-katı şekillendirme yöntemi ile üretilen ve T6 ısıtıl işlemi uygulanan dökümlerin özellikleri dövme özelliklerine çok yakın olmakla birlikte kum ve kokil kalıba döküm özelliklerinden önemli derecede yüksektir [Burgors, 1999, Kirkwood, 1994, Chiermette, 1996].

Yarı-katı durumda tiksotropik davranış gösteren malzeme bir spatula ile rahatça ortadan bölünebilmektedir. Tiksotropik özelliğe sahip ön malzemeye yarı-katı bölgede bir yük uygulandığında malzeme sıvı gibi davranmakta herhangi bir yük uygulanmadığında ise katı konumunu korumaktadır.

Sıcaklık; yarı-katı şekillendirme için çok önemli bir parametredir. Yarı-katı sıcaklık katı ve sıvının birlikte bulunduğu sıcaklık aralığıdır. Sıcaklık değişimi ile elde edilen farklı katı ve sıvı oranları yarı-katı şekillendirme özelliklerini etkilemektedir.

Yang ve arkadaşlarının [Yang ve ark., 2002] A356 alaşımının yarı katı döküm tekniği ile şekillendirilmesi üzerine yaptıkları çalışmada yarı-katı bölgede katı-sıvı oranının değişmesi ile birlikte karıştırma hızının düşmesi ile görünür viskozitenin yükseldiğini belirtmişlerdir. Yarı katı bölgede sıcaklık arttıkça malzemenin viskozitesi düşmekte ve viskozitesi düşen malzemenin karıştırma hızı da değişmektedir.

Yarı-katı şekillendirme yöntemlerinin avantajları aşağıda verilmiştir:

- Alaşıma laminar akış kazandırır.
- Üretimde tam kontrol ve otomasyon sağlar.
- Düşük enjeksiyon sıcaklığı ve döküm süresi kalıp ömrünü arttırır
- Kısa üretim çevrimi ve otomasyon sonucunda verimlilik artar
- İnce kesitlerin doldurulmasına ve bu sebepten hafif parçaların şekillendirilmesine imkan sağlar
- Son şekle yakın parça üretilir
- Üretim sonrası işlemleri azaltır.
- Geleneksel döküm yöntemlerine göre %65 enerji tasarrufu sağlar

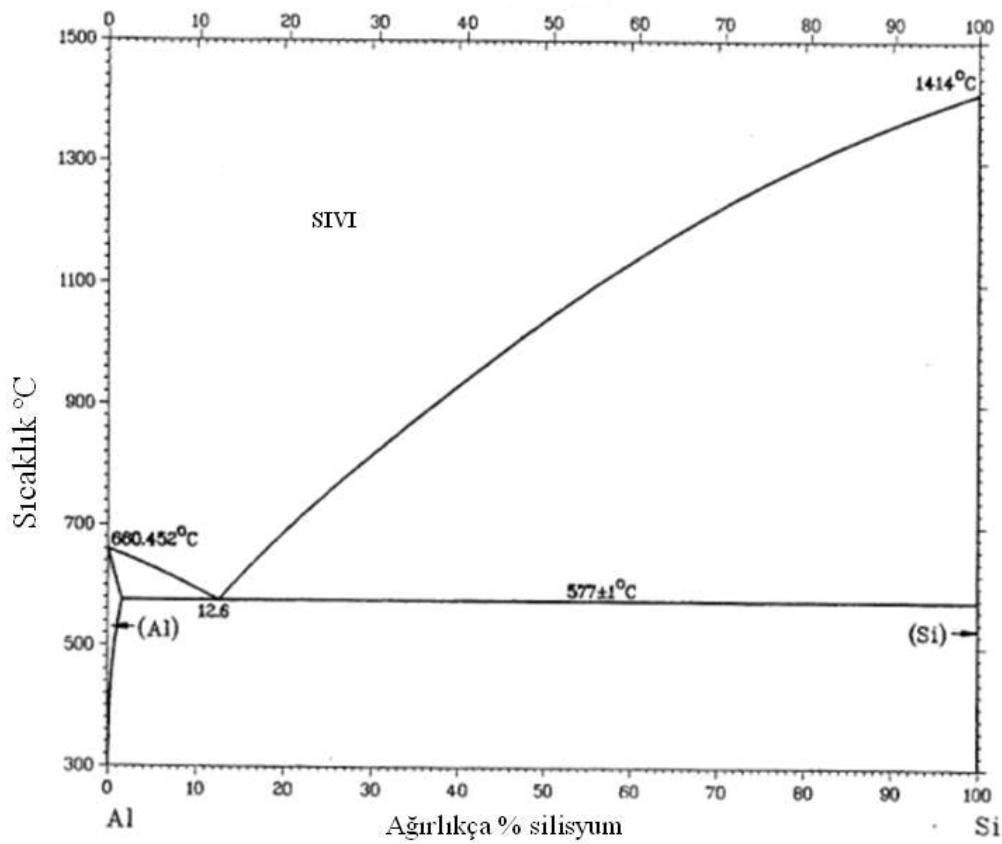
- Geleneksel döküm yöntemlerinde meydana gelen türübülanslı sıvı akışı, gaz ve mikro çekme boşlukları, sıcak yırtılma ve segregasyon gibi döküm hataları minimuma indirgenir. Geleneksel döküm yöntemlerine göre daha yüksek mekanik özellikler elde edilir [Atkinson ve ark., 2002-1, Kapusuz, 2001, Tezimas, 1997, Fan, 2002].

Yarı-katı metal şekillendirme yöntemlerinin dezavantajları:

- Her bir alaşım için tiksotropik özellikli yapı elde etme ve şekillendirme işlem parametreleri farklıdır. Optimum özellikler ancak deneysel olarak bulunabilir.
- Tikso döküm için gerekli olan rheo döküm malzeme kaynağı az olmakla birlikte maliyeti yüksektir.
- İlk yatırım maliyeti yüksektir.
- Profesyonel elemana ihtiyaç duyulur[Flemings ve ark., 1976, Kapusuz, 2001, Tezimas, 1997, Türkeli, 1995].

2. AL-Sİ ALAŞIMLARI

Alüminyum alaşımlarının % 90'ı Al-Si esaslı alaşımlardır. Al-Si alaşımları iyi döküm özellikleri ve mekanik özelliklerinin bir arada bulunmasından dolayı tercih edilmektedir. Al-Si faz diyagramı Şekil 2.1'de görülmektedir. Genel olarak Al-Si ötektiği 577 °C sıcaklıkta ve ~ % 12,5 Si noktasında oluşmaktadır.

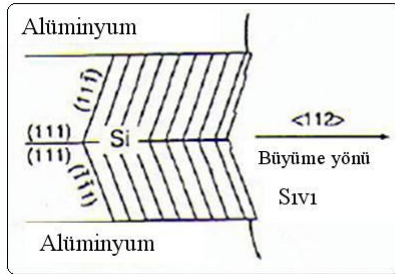


Şekil 2.1. Al-Si alaışımının faz diyagramı [Murray ve McAlister, 1984]

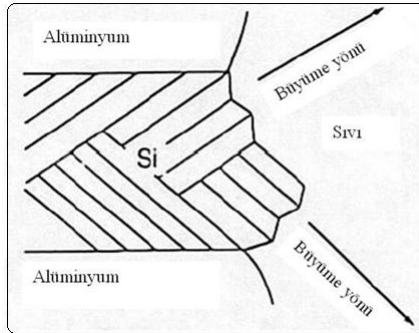
Al-Si alaşımlarında alüminyum fazı façetasız ve dendritik olarak katılaşır. Al-Si alaşımı modife edilmediğinde birçok alt taneden oluşur, şekilleri değişkendir ve yönelimleri rastgele değişir.

Silisyum yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahiptir. Her bir atom dört komşu atom tarafından çevrilmiştir. Alüminyumun akıcılığını yükseltir. Si partikülleri serttir ve alüminyumun aşınma dayanımını artırır. Si partikülleri birbiriyle bağlantılı,

keskin köşeli, sivri uçlu lameller yapılıdır. Al-Si ergiyiğinden katılaştan Si atomsal düzeyde düz katı-sıvı ara yüzeyine sahip olmasından dolayı tabaka şeklinde (111) düzlemi boyunca façetalı olarak büyür . Bu yaygın büyüme şekli Şekil 2.2’de şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 2.3’de ise Si plakalarının ikiz düzlemleri ile büyümesi görülmektedir. İkizleme 111 düzlemine bitişik atom tabakalarındaki çekirdeklenme pozisyon hataları sonucunda oluşmaktadır [Ernst, 2006]. Al-Si alaşımlarına Mg ilavesi ötektik sıcaklığı düşürmekle birlikte Mg_2Si partiküllerinin çökmesiyle sonuçlanan yaşlandırma sertleşmesi sağlar.



Şekil 2.2. 111 düzleminde Si plakalarının büyümesi [Ernst, 2006]



Şekil 2.3. Ergiyikten Si plakalarının ikiz düzlemleri ile büyümesi [Ernst, 2006]

3. TİKSOTROPİK ÖN MALZEME ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Tiksotropik (eşeksenli ve küremsi ince taneli) mikroyapıya sahip hammadde yarıkatı şekillendirme için şarttır. Araştırmacılar tiksotropik malzeme üretim yöntemleri ile ilgili birçok çalışma yapmışlardır. Özellikle en uygun malzemeyi en ekonomik şekilde elde etmek için yeni yöntemler geliştirmişlerdir. Bazı yöntemlerde ise eski yöntemleri modifiye etmişler veya birkaç yöntemi birleştirmişlerdir. Tiksotropik üretim yöntemlerinin başlıcaları aşağıda verilmiştir;

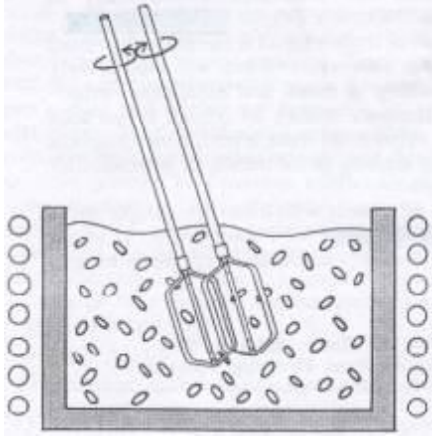
- Mekanik karıştırma yöntemi
- Elektromanyetik karıştırma yöntemi
- Termomekanik yöntemler (SIMA, RAP)
- Sprey döküm yöntemi
- Düşük sıcaklıktan döküm yöntemi
- Yeni rheo döküm yöntemi
- Kimyasal tane inceltme yöntemi
- Eğimli soğutma plakasına döküm yöntemi
- Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi
- Karıştırmalı soğutma merdanesine döküm yöntemi
- İki farklı sıvı karıştırma yöntemi

3.1. Mekanik karıştırma yöntemi

MIT'deki araştırmalar mekanik karıştırma yönteminin esasını oluşturmuştur. Sıvıyı karıştırma genellikle matkap, çark veya çoklu çarkların merkezde dönen mil üzerine monte edilmesi ile sağlanır [Fan, 2002, Figueredo, 2001]. Dendritik olamayan yapının oluşması için karıştırma katılaşma esnasında uygulanır.

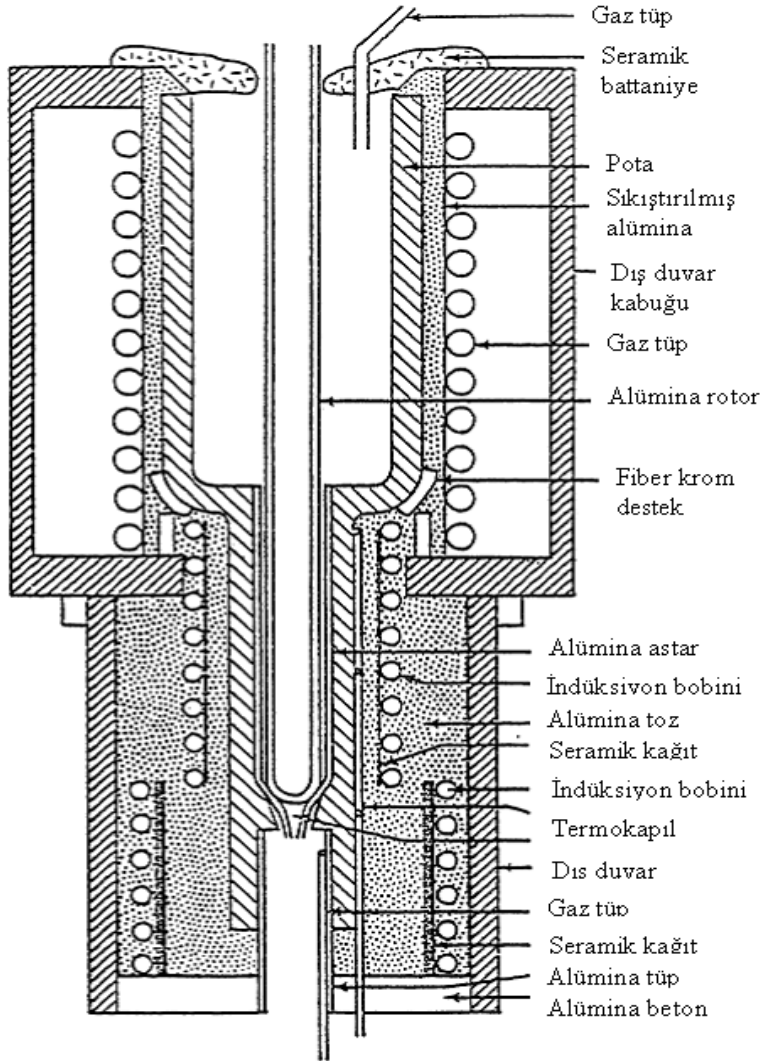
Şekil 3.1'de basit bir mekanik karıştırma ünitesi görülmektedir. Ünite bir pota ve potanın içerisinde sıvı metali karıştıran bir karıştırıcıdan oluşmaktadır. Bu ünite MIT'de yapılan metal ve kompozit parça dökümlerinin araştırmalarında

kullanılmıştır. Bu cihaz koruyucu atmosfer ortamı veya vakum ortamı ile birleştirilmiştir ve metallerin yüksek ergime derecelerinde havayla teması azaltılmıştır.



Şekil 3.1. Mekanik karıştırma ünitesi [Flemings, 1991]

Diğer bir yöntemde sürekli mekanik karıştırma ünitesidir. Şekil 3.2’de şematik olarak gösterilmiştir. Bu cihaz basit mekanik karıştırma ünitesinin geliştirilmesiyle dizayn edilmiştir. Bu cihazla yüksek karıştırma gerçekleştirilebilir. Metal tabakasının altında karıştırma çok iyidir ve hava ile temas minimuma iner. Soğumanın oldukça hızlı olması ince yapı üretir. Sürekli rheo-döküm yönteminde döküm sıcaklığına gelmiş sıvı bekleme potasından aşağıya doğru akarken karışma ve katılaşma eşzamanlı olur. Ergimiş metal mekanik olarak karıştırılır. Soğumadan dolayı oluşan dendritik yapı karıştırma ile küçük katı parçacıklara ayrılır ve sıvı metal içerisine dağılır. Sonuçta katı metal parçacıklar ve sıvı metal birlikte potanın altındaki nozıldan çıkar. Yarı-katı metal ünitelerden direk şekillendirilir (rheo-döküm) veya daha sonra kullanılmak üzere ön malzeme olarak katılaşır [Fan, 2002].



Şekil 3.2. Sürekli mekanik karıştırma  nitesi [Fan, 2002, Flemings, 1976]

Sonuç olarak;

- Bu yöntem ile etkin olarak yarı katı metal üretimi yapılabilir.
- Potadaki yarı-katı metalin katı oranı % 40'dan fazla olduğu durumlarda homojen karıştırma zor olur. Yarı-katı metalin nozıldan dışarı çıkması zorlaşır. Uygun karıştırma ve soğuma şartlarında ince katı parçacıklar elde edilir.
- Bu yöntemle en düşük 30–50 µm boyutunda tanecikler elde edilebilir.
- Bu tip üniteler düşük ergime noktasına sahip metaller için uygundur.

Bu yöntem aşağıda verilen dezavantaja sahiptir;

- Yüksek katı oranına sahip olan metallerin üretimi yapılamaz. Çünkü ünitenin yapısı gerekli ekstrüzyon basıncını sağlayamaz ve bu sebeple hızlı soğuma sağlanamaz. Oysa düşük boyuta sahip taneciklerin oluşumu için hızlı soğuma şarttır.

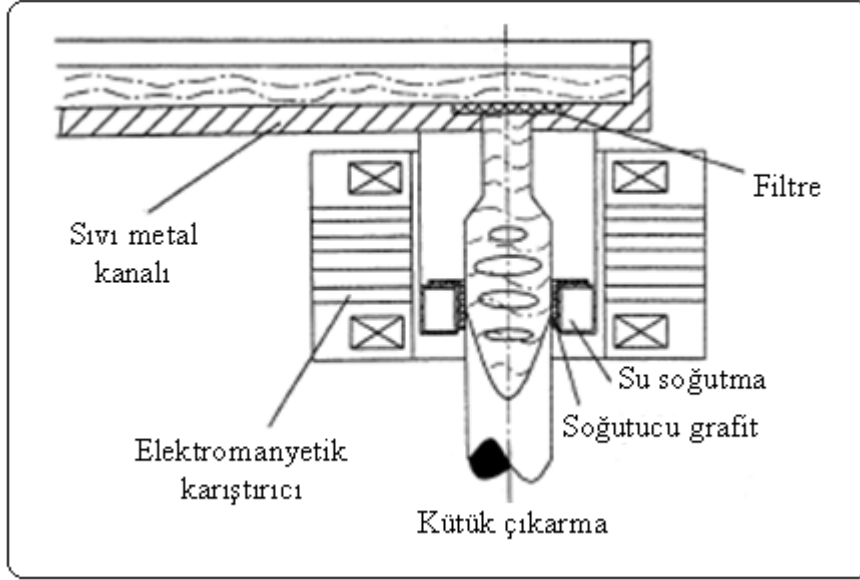
K.Skumaran ve arkadaşları [Skumaran ve ark., 2004]. Al-5,2Si alaşımında izotermal mekanik karıştırma ve tane inceltici+mekanik karıştırmanın tane boyutuna etkisi üzerine yaptıkları çalışmada, tane inceltici+mekanik karıştırmanın tane boyutunu daha fazla düşürdüğünü tespit etmişlerdir. Çalışmalarında 400, 600 ve 1000 dev/dk., karıştırıcı hızlarında 1, 5, 10, 20, 30 ve 45 dakika tutma sürelerini uygulamışlardır. Tane boyutu 30 dakikaya kadar tane inceltmeli ve inceltmesiz mekanik karıştırma ile düşmüştür. Ancak 30 dakikadan sonra tane incelticisiz mekanik karıştırma tane boyutunu azaltırken 45 dakikadan sonra artırmıştır. Tane inceltici+mekanik karıştırma 30 dakikaya kadar tane inceltmesi sağlarken 30 dakikadan sonra tane boyutunda artış meydana getirmiştir. Bununla birlikte taneciklerin küresellik derecesi her ikisinde de artmıştır.

3.2. Elektromanyetik Karıştırma Yöntemi

Mekanik karıştırmadaki problemleri gidermek için elektromanyetik karıştırma yöntemi geliştirilmiştir. Bu teknikte, sürekli döküm ünitesinde oluşturulan elektromanyetik karıştırma ile dendritik olmayan mikroyapıya sahip çubuklar üretilmiştir. Şekil 3.3'de elektromanyetik karıştırma ünitesi şematik olarak gösterilmiştir. Bu yöntem ile üretilen ürünlerde 30µm-100µm arasında tanecik boyutunun elde edildiği belirtilmiştir [Fan, 2002, Figueredo, 2001].

Elektromanyetik karıştırma yatay, dikey, yatay + dikey olarak 3 farklı şekilde oluşturulabilir. Manyetik karıştırma yönteminde başlıca problem üretim maliyetinin yüksek olmasıdır. Üretilen kütüklerin bütün bölgelerinde mikro yapının homojen ve

tam küresel olmaması (rozet şeklinde olması) da büyük bir problemdir [Atkinson ve ark., 2002-2].



Şekil 3.3. Elektromanyetik karıştırıcının şematik gösterimi [Atkinson ve ark., 2002-2]

Manyetik karıştırma yöntemi ile ön malzeme üretiminde etkili parametreler aşağıda verilmiştir;

- Kimyasal kompozisyon
- Sıvı metalin sıcaklığı
- Sıvı metalin akış hızı
- Kalıp malzemesi ve kalınlığı
- Manyetik karıştırma gücünün etkisi,
- Manyetik karıştırma süresinin etkisi

Karıştırma gücü malzemenin tiksotropik davranışını belirleyen küresel tane yapısı üzerinde etkilidir. Zoqui ve arkadaşları [Zoqui ve arkadaşları, 2002] A356 alaşımında 4 farklı güçte manyetik karıştırma uyguladıkları çalışmalarında, yüksek manyetik gücün (1200 W) yarı katı döküm için daha iyi özelliklere sahip küreselleşme ve küre boyutu ürettiğini açıklamışlardır.

3.3. Termomekanik Yöntem (SIMA/RAP)

Termomekanik yöntem SIMA (Strain Induced Melt ectivation) olarak da bilinir. Gerinimin neden olduğu sıvı aktivasyonu (SIMA) tiksotropik yapı üretim yöntemlerinden katı metalden üretilen tek yöntemdir. Bu yöntem ilk olarak Young ve arkadaşları tarafından geliştirilmiştir. Daha sonra Kirkwood [Kirkwood, 1994] maksimum gerinim sertleşmesini sağlamak için bu prosesteki soğuk deformasyonu, yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta sıcak deformasyonla değiştirerek modifiye etmiştir.

Termomekanik yöntem karıştırma metotlarıyla karşılaştırıldığında basittir ve kompleks ekipmanlar gerektirmez. Bu yöntemde yarı-katı döküm için işlem sırası esas olarak dört aşamadan oluşur [Saklakoğlu, 2004];

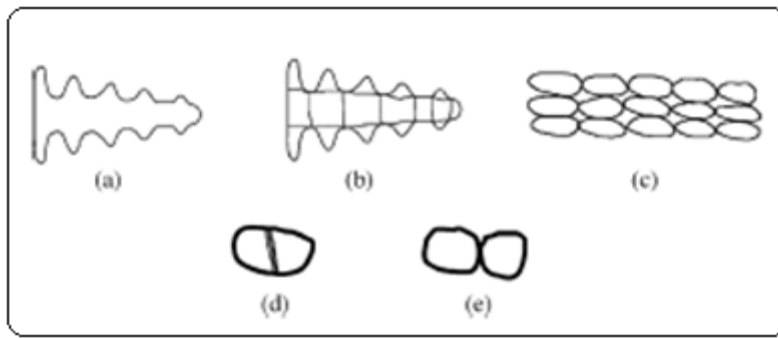
1. Alaşımın döküm ya da sıcak ekstrüzyon ile üretilmesi
2. Yeniden kristalleşme sıcaklığının üstünde veya altında yüksek oranlarda deformasyona tabi tutularak dendritik yapıdan ince uzun yapıya dönüştürülmesi
3. Küresel mikro yapı elde etmek için katı-sıvı sıcaklıkları arasına ısıtılması
4. Yarı-katı hale gelmiş parçanın dövme ya da döküm yöntemi ile şekillendirilmesi.

Yeterli deformasyon uygulanmış ve yarı-katı koşullara ısıtılmış malzeme son derece ince, homojen ve küresel mikro yapıya dönüşür [Saklakoğlu, 2004]. Yeniden ısıtma esnasında kristalleşme meydana gelir. Sıcaklığın artmasıyla birlikte mikro segregasyondan dolayı yapıda var olan düşük ergime sıcaklığına sahip faz veya fazların ergimesiyle sıvı oluşur. Oluşan sıvı yeniden kristalleşmiş taneciklerin arasına girer ve dolayısıyla katı küreler sıvı tarafından kuşatılır. Bu yöntemde taneciklerin küresellik derecesi manyetik karıştırma yöntemine göre daha yüksektir [Atkinson, 2005].

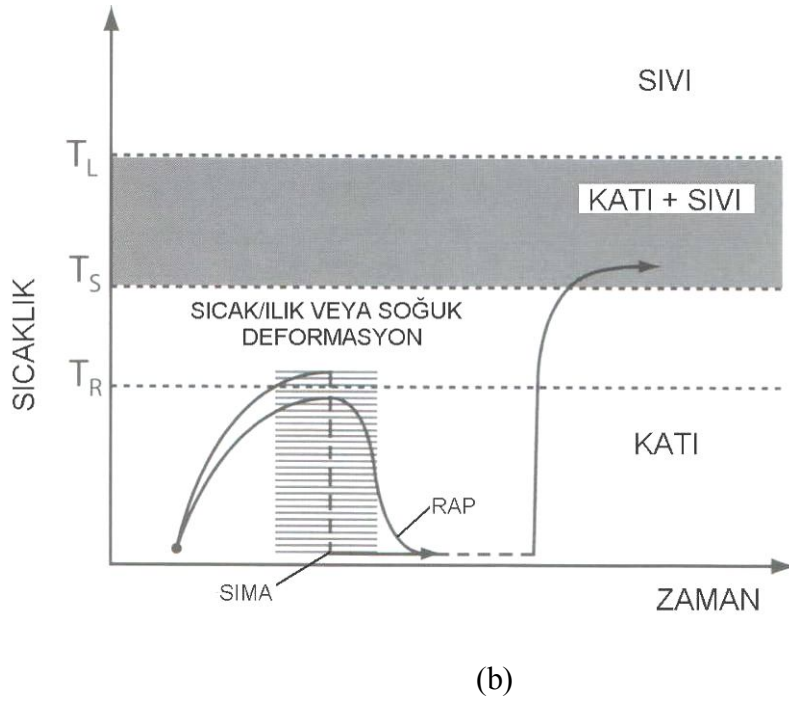
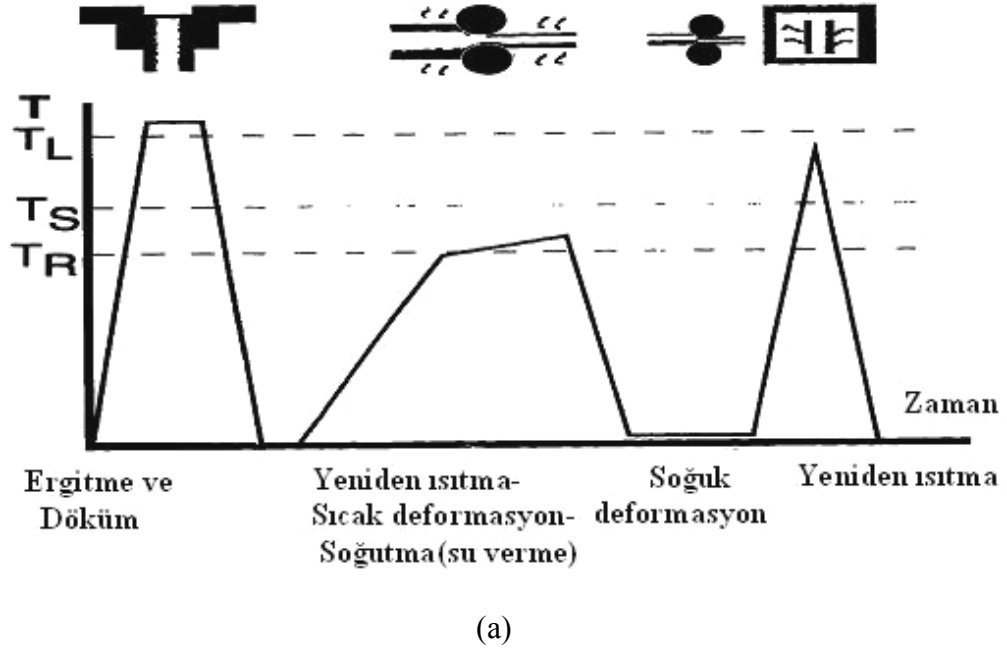
Ekstrüzyonla soğuk şekil verme yöntemlerinden biriyle üretilmiş ve/veya deformasyon uygulanmış malzemede uygulanan deformasyon miktarına bağlı olarak dislokasyon yoğunluğu artar. Dislokasyon yoğunluğu yarı-katı hale ısıtma prosesi sırasında birincil α -fazının küresel hale dönüşmesinin ana sebebidir. Dislokasyon yoğunluğu ne kadar artarsa yeniden kristalleşecek taneler için o kadar fazla çekirdek merkezi oluşur ve dolayısıyla tane yapısı o kadar incelir. 100 μm den daha küçük boyutta birincil α -fazı tanelerin üretilmesi aşağıda verilen parametrelere bağlıdır [Tezimas, 1997];

- Alaşım kompozisyonu
- Başlangıç döküm mikroyapısı
- Deformasyon miktarı
- Yeniden ısıtma (yarı-katı) sıcaklığı
- Isıtma süresi

Termomekanik yöntemdeki mikroyapı gelişimi, termomekanik yöntemin şematik gösterimi ve SIMA ve RAP(Recrystallization and Partial Melting: Yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme işlemi) işlemlerinin şematik olarak zaman-sıcaklık eğrisinde gösterimi sırasıyla Şekil 4.4 ve Şekil 4.5.a-b 'de gösterilmiştir.



Şekil 3.4. Termomekanik yöntemdeki mikroyapı gelişiminin gösterimi; a) dendrit kolları, b) küçük deformasyondan sonra dendrit kollarının durumu, c) tane yönlenmesi ve uzama, d) uzama sonrası tane içi, e) tanelerin ayrılması [Tezimas, 1997]



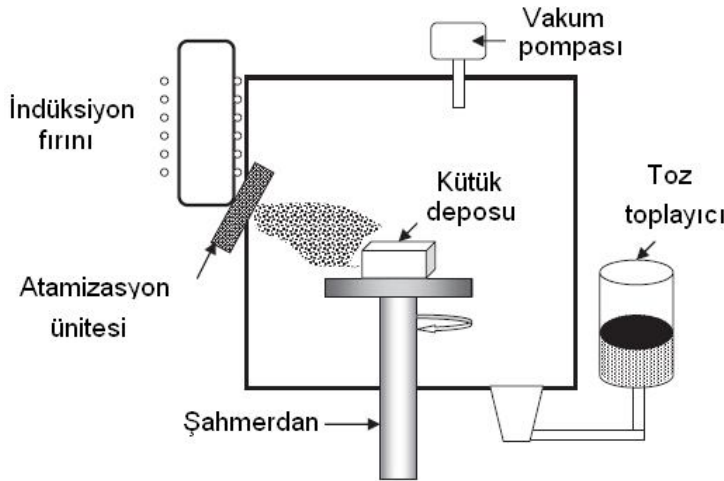
Şekil 3.5. (a)Termomekanik yöntemin şematik gösterimi [Tezimas, 1997], (b) SIMA ve RAP işlemlerinin şematik olarak zaman-sıcaklık eğrisinde gösterimi [Figueredo, 2001]

Termomekanik yöntemle geleneksel dökülmüş dendritik malzemelere plastik deformasyon ve yeniden kristalleşme uygulanabilmesine rağmen, kullanılan enerji ve üretim maliyeti diğer yöntemlerin 3-5 katı kadar fazla olmaktadır. Bu yüzden

termomekanik yöntem sadece küçük uygun parçaların üretiminde ve küçük çaplı hammadde üretiminde kullanılmaktadır [Kirkwood, 1994].

3.4. Sprey Döküm

Sprey biriktirme yönteminin prensiplerinin öncülüğü 1970'li yılların başında Swansea Üniversitesinde, Singer tarafından yapılmıştır [Salamcı, 2004]. Hızlı katılaşma yoluyla direk olarak eriyikten alaşım ve kompozit malzemelerin üretildiği prosese sprej şekil verme, sprej döküm veya sprej biriktirme yöntemi denilmektedir. Sprej döküm prosesinde dört ana ünite mevcuttur. Bunlar ergitme ve dağıtma ünitesi, gaz atomizasyon cihazı, atomize edici gaz kaynağı için dağıtma ve kontrol sistemi, depozit ünitesidir [Salamcı, 2004].



Şekil 3.6. Sprej şekillendirmenin şematik gösterimi [Czerwinski, 2007]

Proses şematik olarak Şekil 3.6'da verilmiştir. Bu yöntemde erimiş metalin inert gazla atomizasyonu ile üretilen damlacıkların püskürtülerek bir kollektör (toplayıcı) üzerinde toplanması sağlanır. Kollektör üzerinde katılaşarak üretilen bu ön malzemeye daha sonra ekstrüzyon, dövme veya haddeleme ile şekil verilebilir. Sprej biriktirme yönteminin en önemli avantajı eriyikten direk olarak tek bir operasyonla net şekillendirilmiş ürün elde etme imkanıdır [Salamcı, 2004]. Sprej dökümde katılaşma hızı 10^3 - 10^4 Ks⁻¹ gibi yüksek değerlerde olmasına rağmen, katı halde

soğuma toz metalurji yöntemine oranla yavaştır. Hızlı katılaştırma ile ince ve homojen mikroyapı, alaşım elementlerinin artırılmış katı çözünürlüğü, azaltılmış segregasyon elde etmek mümkündür. Sprey dökümde ince çökeltiiler üretilmesine rağmen, bu çökeltiiler toz metalurji yöntemiyle üretilenlerden daha büyüktür [Salamcı, 2004].

3.5. Düşük Sıcaklıklardan Döküm Yöntemi

Tiksotropik hammadde üretimi için son zamanlarda bu teknik geliştirilmiştir. Bu yöntemde sıvı metal ergime derecesinin hemen üzerindeki bir sıcaklıktan (yaklaşık 5-30°C) kalıba dökülerek katılaştırılır. Sonuç olarak çok ince ve dendritik olmayan yapı elde edilir. Bu yöntemde elde edilen ön malzemelerin tane boyutu ~100 µm'dir. Yeniden ısıtma işleminde mikro yapı küreselleşir ve hızla tikso şekillendirme uygulanır [Fan, 2002, Figueredo, 2001].

Sıvı döküm sıcaklığının etkisi yaklaşık 40 yıl önce Cahlmers ve arkadaşları tarafından tanımlanmıştır. Araştırmacılar döküm sıcaklığının azalmasının eşeksenli bölgenin oluşmasını teşvik ettiğini ve sütunsal tane bölgesinin oluşumunu engellediğini bulmuşlardır. Buna ilaveten döküm sıcaklığının düşmesi eşeksenli taneleri incelemiştir [Fan, 2002].

3.6. Kimyasal Tane İnceltme Yöntemi

Kimyasal tane inceltme günümüzde Al alaşımlarının sürekli dökümünde de kullanılmaktadır. Bu teknik aynı zamanda hammadde üretimi içinde önemlidir. Tane inceltici heterojen çekirdeklenmeyi meydana getirmek üzere belirlenen oranlarda sıvı metale dökümden önce ilave edilir. Genellikle Titanyum veya Bor bazlıdır. Heterojen çekirdeklenme oranının arttırılması dendritik büyümeye engel olmasından dolayı ince ve eşeksenli yapılar elde edilir. Katı sıcaklığının üzerindeki sıcaklıkta yeniden ısıtma işlemi ile birincil faz katı parçacıklar küresel hale dönüşür ve tikso şekillendirilir [Kirkwood, 1994, Fan, 2002, Atkinson, 2005]. Yüksek oranda katkı

maddesi kullanarak Al alaşımları için uygun mikro yapıya sahip ürünler elde edilmesine rağmen 100 μm 'den küçük tane boyutunu elde etmek çok zordur ve hurdanın yeniden kullanım problemi ortaya çıkar [Kirkwood, 1994].

Uygun tane inceltme yöntemi ile yeniden ısıtma ve tiksotroplendirme için gerekli yapı oluşturulabilir. Ancak kimyasal tane inceltme yöntemi tek başına kullanılmaz. Diğer hammadde üretim metotlarıyla (manyetik karıştırma veya düşük döküm sıcaklığında döküm vb.) birlikte de kullanılabilir.

Bu yöntemin dezavantajı heterojen çekirdeklenme etkisinin sadece özel alaşım sistemlerinde etkili olması ve bazı durumlarda çekirdekleyici malzemenin metalik olmayan inklüzyon ürünlerde kalmasıdır. Bu durum hammaddenin işlenmesini ve son ürünün mekanik özelliklerini düşürür [Fan, 2002].

3.7. Eğimli Soğuma Plakasına Döküm Yöntemi

Tiksotropik malzeme üretim yöntemlerinden biri olan eğimli soğuma plakasına (ESP) döküm yöntemi çok az teçhizat ve düşük işletme maliyeti ile kurulabilir [Haga ve Suzuki, 2001-1, Taghavi ve Ghassemi, 2009]. Bu yöntemde alaşımlar döküm sıcaklığından eğimli plakaya dökülür. Bu yöntem ilk olarak Haga [Haga, 2001-2] tarafından geliştirilmiştir. Daha sonra bu yöntem diğer yöntemler ile birleştirilerek tiksotropik önalaşım üretim çalışmaları devam etmiştir [Haga, 2001-2, Haga ve Kapranos, 2002-1, Haga ve Kapranos, 2002-2, Haga, 2002-3, Haga ve ark., 2004-1, Hagave Kapranos, 2004-2] .

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].

Yarı- katı döküm için ön malzeme üretiminde katı fazın morfolojisi ve boyutunun uniform oluşmaması ciddi bir problemdir. Eğimli soğuma plakasına döküm yöntemi

ile üretilen ingotlarda istenen dendritik olmayan mikro yapıyı elde etmek için, optimum döküm sıcaklığı ve soğuma mesafesine ihtiyaç vardır [Birol, 2007].

Mikroyapı değişiminde oldukça önemli bir parametre de sıvının eğimli soğuma plakasına teması esnasında yüksek ısı transferi ve eğimli plakada yerçekimi etkisinden kaynaklanan güçlü kesme gerilmesidir. Sıvı metal eğimli soğuma plakasına temas ettiği an yüksek ısı transferinden dolayı birincil α -Al fazının çekirdeklenmesi meydana gelir. Sıvının hareketi esnasında yerçekiminden kaynaklanan kesme gerilmesi henüz yeni oluşan birincil α -Al fazı dendritlerini yüzeyden ayırır veya eğimli plaka yüzeyinde büyüyen dendrit kollarını kırar. Kopan veya ayrılan her bir dendrit parçası sıvı içinde dağılır. Sıvı tarafından kuşatılan ve büyümeye devam eden katı parçacıklar akan sıvı ile birlikte plakanın alt noktasından kalıba girer. Daha fazla büyümeye fırsat bulamayan dendrit parçacıkları birbiriyle çarpışabilir ve bir araya toplanabilirler. Katılaşma sonunda birincil faz olan α -Al hücreleri rozet şeklinde ve nadir olarak küresel şeklinde teşekkül eder[Birol, 2007, Taghavi ve Ghassemi, 2009, Legoretta ve ark., 2008-1].

Birol'un A357 Al alaşımı ile yaptığı çalışmada dökülen ingotların kenar bölgesi hariç diğer bölgelerinde (merkez ve orta) dendritik yapı bozulmuştur. Küresel morfolojiye yakın α -Al taneleri merkez ve orta bölgede oldukça sık oluşmuştur. Merkezdeki yapı kenara yakın bölgelere nazaran daha kabadır. Kenar bölgelerdeki dendrit kolları ile merkezdeki α -Al rozetlerinin arasında farklılıklar mevcuttur[Birol, 2007].

Yapılan araştırmalara göre eğimli soğuma plakası eğiminin α -Al fazının morfolojisi üzerinde önemli etkileri olduğu tespit edilmiştir. Bazı araştırmacılar eğimli plakanın üzerinde akış esnasında alt tabaka, orta tabaka ve üst tabaka olmak üzere 3 tabakanın meydana geldiğini rapor etmişlerdir. Bu tabakalar farklı oranlarda ısı transferinden dolayı meydana gelmektedir. Alt tabaka; eğimli plakaya temas eden katı tabakadır, sıvı ve eğimli plaka arasında yoğun ısı transferinden dolayı oluşan ilk katı fazı içerir. Orta tabaka; sıvı ve dendrit kollarından oluşan yarı-katı süspansiyonu içerir. Burada dendrit kolları eğimli plaka yüzeyinin dikey doğrultusunda ilk katı fazın büyümesi ile oluşur. Üst tabaka ise bütünüyle sıvıdır. Burada ısı transfer oranı orta tabakadan daha

yüksektir. Eğimli plakanın eğimi arttığında kayma gerilmesinin yoğunluğu ve kayma gerinimi oranı da artar. Sonuç olarak daha fazla katı partikül alt tabakadan ayrılır veya orta tabakadan kırılır (kopar). Ayrıca plaka eğiminin artması ile katı fazın oluşum hızı, kırılma ve ayrılma arttığından dolayı alt tabakanın kalınlığı azalır. Sonuç olarak, oluşan katı partiküller kalan sıvı ile beraber kalıba dökülür.

Diğer bir taraftan eğimli soğuma plakasının açısı 40° den 60° 'ye yükseldiğinde eğimli plaka yüzeyi ve sıvı metal arasındaki ısı transferi ve kayma gerilmesi zamanı azalır. Bu yüzden, eğimli plaka yüzeyinden akan sıvı içerisindeki katı partikül sayısı ve oranı, ısı transfer zamanının azalmasından ve kayma gerilmesinden dolayı, eğimli plaka yüzeyinde oluşur. Kalan sıvının büyük bir bölümü kalıba dökülür ve kalıp içerisinde katılaşır. Kalıp ısı transferi eğimli plaka yüzeyindeki ısı transferinden daha düşüktür ve kesme gerilmesi yoktur. Katılaşma düşük çekirdeklenme ve büyüme hızı şartlarında meydana gelir. Sonuç olarak mikro yapıda kaba ve düşük şekil faktörüne sahip katı α -Al fazı oluşur [Taghavi ve Ghassemi, 2009].

Eğimli soğuma plakasının uzunluğu α -Al fazının morfoloji ve boyutuna etki eden diğer bir parametredir. Eğimli soğuma plakasının mesafesi arttığında ısı transfer süresi ve kesme gerilmesi artar. Bu nedenle kırılan ve ayrılan katı α -Al faz sayısı artar ve mikroyapı ince küremsi α -Al tanecikleri içerir [Taghavi ve Ghassemi, 2009].

Eğer eğimli plaka mesafesi çok uzun tutulursa; sıvı metal ile eğimli plaka arasında ince bir katı tabakasının oluşmasına sebep olur. Bundan dolayı akan sıvı metal ile eğimli plaka yüzeyi arasındaki ısı transferi ve soğuma hızı azalır, buda katı α -Al fazının çekirdeklenme oranının düşmesine sebep olur. Bu durum son mikroyapıdaki tane boyutunun büyümesine neden olmaktadır [Taghavi ve Ghassemi, 2009].

Birol'un A357 Al alaşımı kullanarak yaptığı çalışmada ise, soğuma mesafesi 200 mm olduğunda döküm sıcaklığın düşmesiyle 300 ve 400mm mesafeye göre dendrit yapısının daha fazla bozunduğu görülmektedir [Birol, 2007] .

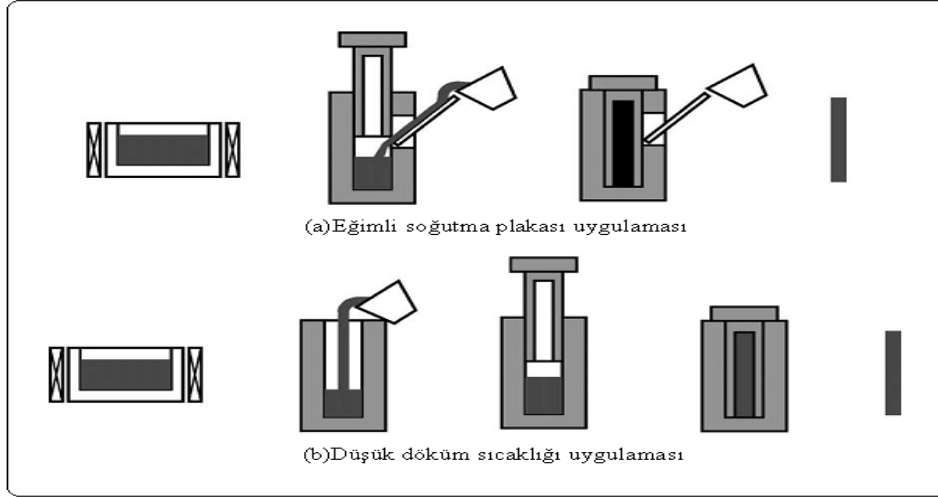
Birol A357 Al alaşımı kullanarak yaptığı çalışmada; eğer sıvının döküm sıcaklığı yüksek ise soğuma mesafesinin de yüksek olması gerektiğini yaptığı deneylerle göstermiştir. 400mm mesafede 640°C'den yapılan döküm ingotta rozet yapı mevcut iken 620 °C döküm sıcaklığında küresele yakın taneler oluşmuştur[Birol, 2007].

Haga ve Kapranos [Haga ve Kapranos 2002-1]; A356 ve A390 Al alaşımlarını 620-630-640°C döküm sıcaklıklarında ve 150-250mm eğimli soğutma mesafelerinden eğimli soğutma plakasına döküm yaparak tiksotropik yapı elde etmeye çalışmışlardır. Kalıp malzemesi olarak bakır ve insülatör kullanılan çalışmalarında soğutma koşullarının son mikroyapı üzerinde etkili olduğunu tespit etmişlerdir. İnsülatör kalıba dökümde, soğuma hızı düşük olduğu için Si fazının kabalaştığını ve yarı-katı sıcaklığa ısıtma işlemi ile α -Al hücrelerinin küreselleşmediğini, bakır kalıp kullanıldığında ise mikroyapının küçük hücrelerden ve ince Si fazından teşekkül ettiğini ve yarı-katı sıcaklığa ısıtma işlemi ile α -Al taneciklerinin küreselleştiğini belirtmişlerdir. Haga ve arkadaşları, soğuma şartlarının A390 alaşımının mekanik özelliklerini önemli derecede etkilemediğini, A356 alaşımın bakır kalıba dökümü 293 MPa çekme, 234 MPa akma dayanımı ve % 15 uzama üretirken A390 Al alaşımının aynı döküm şartlarında 320 MPa çekme dayanımı ve % 1,6 uzama ürettiğini açıklamışlardır.

Haga ve Kapranos [Haga ve Kapranos, 2002-2] çalışmalarında, A356 Al alaşımı için 620 °C ve 650 °C döküm sıcaklıkları, 60° eğim açısı, 300 mm döküm mesafesi ve 350-400-450-500 °C kalıp sıcaklıklarını kullanarak tiksotropik ön malzeme üretmişlerdir, (Şekil 3.7). Deneysel çalışmalarında;

- Sıvı metalin 620 °C döküm ve 350 °C kalıp sıcaklığında kalıbı tam olarak dolduramadığını, bu işlem için 400 °C kalıp sıcaklığının gerekli olduğunu,
- 620 °C döküm ve 400 °C kalıp sıcaklıklarının daha düşük döküm sıcaklıklarına göre daha ince birincil α -Al ve ötektik Si fazlarını ürettiğini
- T6 ısıtma işleminden sonra Si fazının küreselleştiğini,

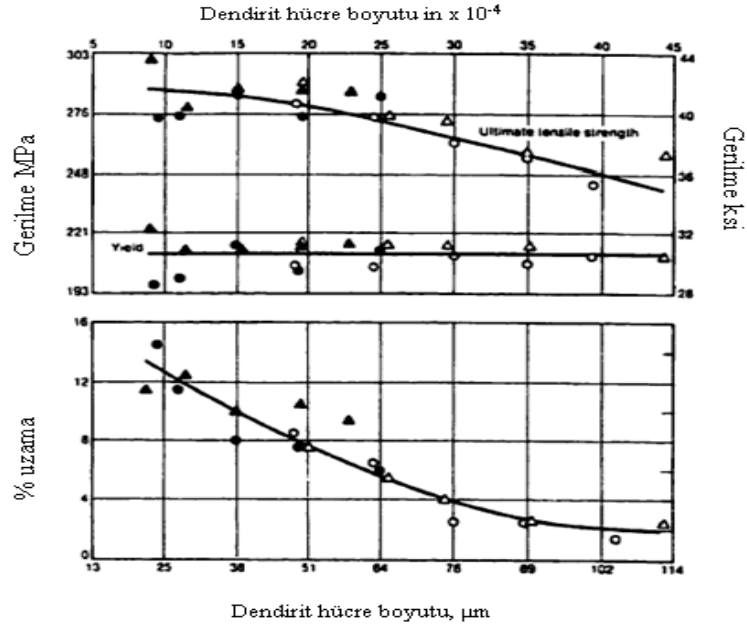
- Düşük döküm sıcaklığından döküm (LSC) + T6 ısıl işlemi 310 MPa çekme dayanımı, 241 MPa akma dayanımı ve %18 uzama üretirken eğimli soğutma plakasına döküm yönteminin 237 MPa çekme dayanımı, 290 Mpa akma dayanımı ve %12 uzama ürettiğini tespit etmişlerdir.



Şekil 3.7. Farklı basit rheo-döküm yöntemi gösterimleri (a)eğimli soğutma plakasından döküm, (b)Düşük döküm sıcaklığından döküm yöntemi (LSC)[Haga ve Kapranos, 2002-2].

3.8.Tikso-Döküm Al-Si-Mg Alaışımının Mekanik Özellikleri

Yarı katı döküm yönteminde Al-Si-Mg alaşımları son yıllarda çok çalışılmıştır. Yarı katı yöntemi ile üretilen Al-Si-Mg alaşımlarına T5 ve T6 ısıl işlemleri uygulanabilir. Çizelge 3.1’de yarı katı yöntemi ile üretilen Al-Si-Mg alaşımlarının mekanik özellikleri verilmiştir. Çizelge 3.1’e göre en iyi mekanik özellikler T6 ısıl işlemi sonucunda elde edilmektedir. Şekil 3.8’de A356-T6 alaşımında dendrit hücre boyutunun çekme özelliklerine etkisi verilmiştir. Dendrit hücre boyutu arttıkça çekme dayanımı ve % uzamanın azalmasına rağmen akma dayanımının sabit kaldığı görülmektedir [Chayong ve arkadaşları., 2005].



Şekil 3.8. A356-T6 alüminyum alaşımasının dendrit hücre boyutu ile çekme özellikleri arasındaki ilişki [Chayong ve arkadaşları., 2005]

Çizelge 3.1. Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen Al-Si-Mg alaşımlarının mekanik özellikleri [Basner, 2001, Basner, 2000]

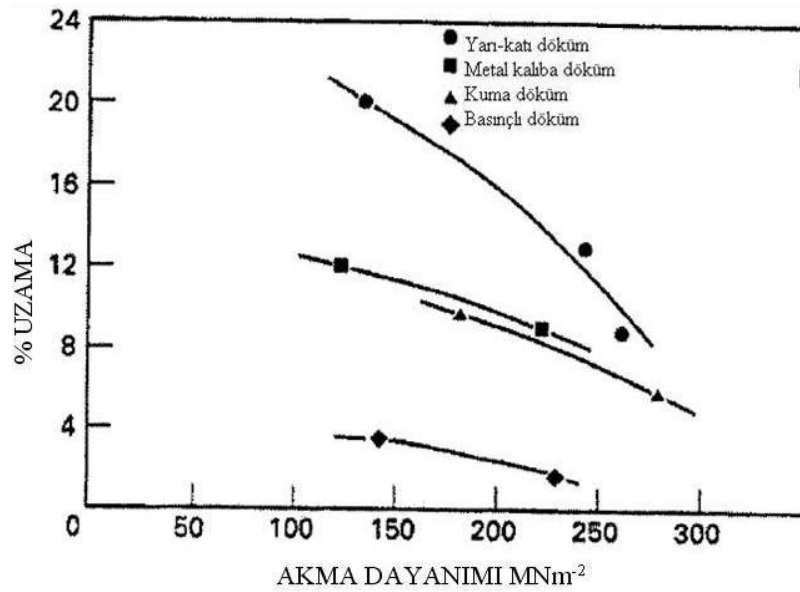
Döküm Yöntemi	Isıl işlem	Çekme Dayanımı(MPa)	Akma Dayanımı(MPa)	Uzama (%)
Rheo-döküm	Döküldüğü şekilde	242-251	101-121	6,5-8,6
	T5	238-256	121-134	4,7-9,4
	T6(a)	255-285	140-168	7,3-13,2
	T6(b)	335	281	4
Tikso-döküm	Döküldüğü şekilde	220	115-120	7-9
	Döküldüğü şekilde [Basner, 2001]	207-234	115-120	4-9
	T5	275-290	200-210	5-10
	T5 [Basner, 2001]	285-300	200-216	5-11
	T6	330-358	260-290	9-10
	T6 [Basner, 2001]	300-365	200-330	8-18
Kokil kalıba döküm	Döküldüğü şekilde	193	103	6
	T51	200	145	5
	T6	359	296	5
Kuma döküm	Döküldüğü şekilde	172	90	5
	T51	179	117	3
	T6	345	296	2

T5:(5 saat+177°C), T6(a): (4 saat +529, su verme, 8 saat+20°C, 4 saat+154°C),

T6(b): (12 saat +529, su verme, 8 saat+20°C, 6 saat+154°C)

Bozkurt A357 Al alaşımları kullanarak ESP döküm yöntemi ile 630°C döküm sıcaklığında 300mm eğimli soğutma plakası mesafesinden numune üretmiştir. Yeniden ısıtma işlemlerini 580°C sıcaklıkta 5dk olarak yapmıştır. Elde ettiği numunelere yaşlandırma ısı işlemleri (T6 ; 538°C sıcaklıkta çözündürme işleminden sonra su vermiştir ve ardından 171°C sıcaklıkta 6 saat bekletmiştir) uygulamıştır. Sonuç olarak; ESP döküm ile 64 HV sertlik elde ederken T6 ısı işlemleri uyguladığı numunelerde 104 HV sertlik elde etmiştir [Bozkurt, 2005].

Şekil 3.9.'da tikso-döküm A356 alaşımlarının mekanik özelliklerinin diğer yöntemlerle karşılaştırılması verilmiştir [Kirkwood, 1994]. Şekilden de görüleceği üzere yarı-katı döküm sonucu elde edilen numunelerin akma dayanımı arttıkça % uzama değeri azalmaktadır.



Şekil 3.9. Tikso döküm yöntemiyle üretilmiş A356 alaşımlarının mekanik özelliklerinin diğer yöntemlere karşılaştırılması [Kirkwood, 1994]

3.9. Yarı-Katı Şekillendirilmiş Numunelerin Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi

Geleneksel kokil kalıba döküm ile üretilen numuneler ile yarı-katı şekillendirme ile üretilen numuneler farklı kırılma davranışı sergilerler.

Park ve arkadaşları [Park ve arkadaşları, 2004]; 357 Al alaşımının tikso şekillendirme+T5 (170°C’de 6 saat yaşlandırma) ısıtıl işlemi uygulamalarında mikroyapı özelliklerinin kırılma davranışına etkisini araştırmışlardır. Elde ettikleri numunelerde darbe enerjisi ve yorulma direncinin α -Al hacim oranının artmasıyla birlikte arttığını belirtmişlerdir. Kırılmanın, α -Al ile ötektik arasındaki gerilim yoğunluğunun düşmesinden dolayı α -Al hücrelerinin çevresinden dolaşarak gerçekleştiğini açıklamışlardır.

Yu ve arkadaşları [Yu ve ark, 2002], A357 Al alaşımının geleneksel metal kalıba döküm yöntemi ile değişik yarı-katı sıcaklıkları kullanılarak yapılan tikso-şekillendirme yöntemini mekanik özellikler ve korozyon davranışına etkileri açısından karşılaştırmışlardır. Tikso-şekillendirilmiş A357 alaşımın çekme ve darbe dayanımlarının geleneksel kokil kalıba döküme göre önemli ölçüde arttığı ve bu artışın, tikso-şekillendirilmiş dökümlerde ötektik Si partiküllerinin küreselleşme eğiliminden kaynaklandığı belirtilmiştir.

4. YARI-KATI ŞEKİLENDİRME YÖNTEMLERİ

Yarı-katı şekillendirme yöntemleri kendi arasında tikso ve rheo olmak üzere iki ana bölüme ayrılabilir.

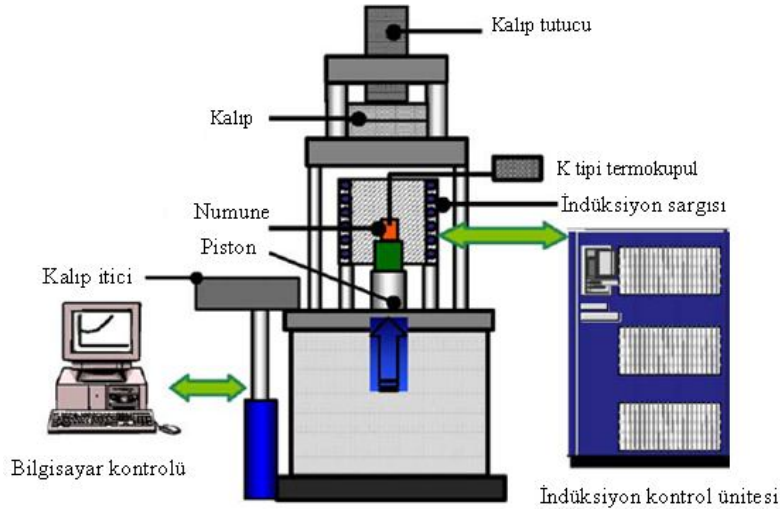
4.1. Tikso-Şekillendirme

Tikso şekillendirme katı durumdaki malzemeyi, yarı katı bölgeye çıkararak yapılan, yarı katı üretim yöntemlerinin tümünü kapsar. Bu yöntemler; tikso-döküm, tikso-kalıplama, tikso-dövme, tikso-ekstrüzyon [Fan, 2002, Atkinson, 2005, Kirkwood, 1994, Altınel, 2003].

4.1.1. Tikso-Döküm

Tikso-döküm olarak adlandırılan yarı-katı döküm tekniğinde, özel yöntemlerle hazırlanmış küremsi tane (hücre) yapısına sahip yarı mamul indüksiyonla yarı-katı duruma ısıtılarak pres döküm makinesinde kalıba enjekte edilir [Atkinson, 2005, Kirkwood, 1994, Fan, 2002]. Buna tikso yarı-katı döküm denir. Şekil 4.1'de Sheffield yarı-katı şekillendirme presinin şematik gösterimi verilmiştir [Atkinson, 2005]. Yarı mamulün (billet) düşük katı hacim oranında şeklini koruması zor olduğu için genellikle tikso-döküm yarı-katı malzemede katı hacim oranının yüksek (>%50) olması istenilir [Atkinson, 2005, Basner, 2001].

Bu yöntemin avantajı metal ergitme ve sıvı işlem araç ve gereçlerinin elimine edilmesidir. Geleneksel pres döküm makineleriyle karşılaştırıldığında daha düşük sıcaklıklarda çalışılmaktadır ve yarı katı durumdaki metal kalıbı düzlemsel akış ile doldurur. Bu durum kalıpta meydana gelen termal gerilimleri önemli derecede azaltır ve karmaşık şekilli parçaların türbülanssız dolmasına izin verir. Ayrıca küçük miktardaki hacimsel çekme nedeniyle üretimi zor olan parçalar istenilen ölçüye yakın elde edilebilmektedir. Bu işlemde kesme ve işlemeye gerek duyulmaması veya işleme paylarının düşük tutulması zaman ve enerji tasarrufu sağlar [Wu, 2004].



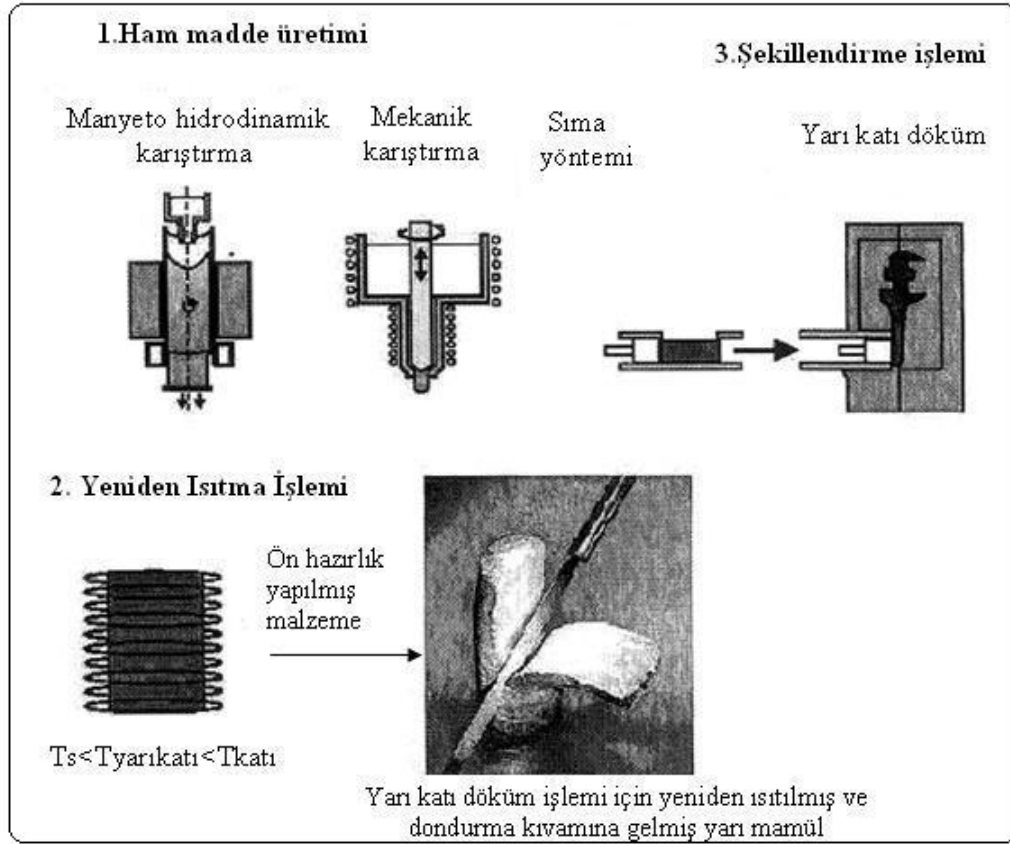
Şekil 4.1. Sheffield yarı-katı şekillendirme presinin şematik gösterimi [Kapranos ve ark., 2000]

Bununla birlikte tikso-döküm yöntemi aşağıda verilen dezavantajlara sahiptir;

- Yüksek hammadde fiyatı,
- Yarı mamulün tekrar ısıtma maliyeti,
- Tekrar ısıtma sırasında yarı mamul kaybı
- Tahribatsız muayenenin maliyeti
- Hurdasının (artık malzemesi) tekrar kullanılmasının zorluğu [Seo ve ark., 2005].

Tikso döküm yönteminde 3 temel işlem mevcuttur, (Şekil 4.2) [Yang, 2004];

1. Ön malzeme üretimi
2. Ön malzemeyi yarı katı bölgesine yeniden ısıtma
3. Şekillendirme (Yarı katı durumda bulunan ön malzemeyi enjeksiyon pistonu ile kalıba basma).



Şekil 4.2. Tikso yarı-katı şekillendirme tekniğinin şematik gösterimi [Wu, 2004, Modigell ve Koke., 1999]

Ön malzeme üretimi

Bu üretimin amacı yeniden ısıtma adımı için küresel mikro yapıya sahip yarı-mamul stoku hazırlamaktır. Bu işlem alaşıma yarı katı durumda tiksotropik (akma) özellik kazandırır. Genellikle küresel karakteristikteki yapı katılaşma esnasında sıvının mekanik veya elektromanyetik olarak karıştırılması ile elde edilir. Yarı mamül üretildikten sonra tekrar ısıtma işlemi uygulanana kadar stok olarak bekletilir. Çeşitli ön malzeme üretme yöntemleri olmasına rağmen yaygın olarak; mekanik karıştırma yöntemi, manyetik karıştırma yöntemi ve sıma yöntemi kullanılır.

Tekrar ısıtma

Alaşıma son şekillendirme işleminden hemen önce yeniden ısıtma (tekrar ısıtma) işlemi uygulanır. Yeniden ısıtma (YI) işlemi sonucunda rozetimsi veya küresele yakın birincil fazın (α -Al taneciklerinin) küreselleşme derecesi artar ve bu taneciklerin çevreleri sıvı ile kuşatılır. Bu durum yarı-katı alaşıma tiksotropik özellik kazandırır. Yeniden ısıtma işleminde hızlı ve homojen bir ısıtma yapılabilmesi için indüksiyon ısıtma kullanılır. Tekrar ısıtma sıcaklığı katı ve sıvı fazların bir arada bulunduğu sıcaklıklar arasında olmasına rağmen yarı-katı malzemeye genellikle %40 sıvı ve % 60 katı fazları üreten sıcaklıklar kullanılır. Bu faz oranlarında yarı-katı alaşım tiksotropik özelliğe sahip olmakla birlikte fiziki konumunu muhafaza eder. Yarı-katı durumda bulunan alaşımın viskozitesi geleneksel pres dökümde kullanılan sıvıdan daha düşüktür. Viskozite akma hızına bağlıdır ve genellikle kararlı akma hızına sahip malzemelerin viskozitesi düşüktür.

Yeniden ısıtma işlemi sonucunda α -Al taneciklerinin küreselleşmesi iki mekanizmadan biri ile veya iki mekanizmanın birleşmesi ile meydana gelebilir. Birinci mekanizma küçük partiküllerden veya taneciklerden ayrılan atomların matris içinden geçerek daha büyük partiküllerin geniş yüzeylerine difüz ettiği kütle transferi olan Ostwald büyümedir (Ostwald ripening). Ostwald büyüme mekanizmasında küçük partiküller veya tanecikler çözünür ve geniş partiküller büyür. Ortalama partikül veya tane büyüklüğü artarken yoğunlukları azalır. Eğer dağılan partiküller veya taneler serbest hareket halinde ise küreleşme ikinci mekanizma olan birleşme ile meydana gelir. Serbest kalan partiküllerin veya tanelerin yüzeyleri öncelikle birbirleri ile temas eder ve daha sonra sinterleme mekanizması ile geniş partiküllere veya tanelere ilave olur. Bu mekanizma da birim hacimde partikül veya tanecik matris arayüzey alanını ve yoğunluğunu azaltır. Partikül küreleşmesinin tanımlanması en çok Eşitlik 4.1'de gösterilen Liftshiftz –Slyozov-Wagner (LSW) analizi ile yapılmaktadır [Kocatepe, 1999, Verhoeven, 1975].

$$(\bar{r})^3 - (\bar{r}_0)^3 = \frac{8}{9} \frac{DC\gamma V^2}{kT} t \quad (4.1)$$

$(\bar{r})^3$ = t zamanında ortalama partikül yarıçapı

$(\bar{r}_0)^3$ = Başlangıçtaki ortalama partikül yarıçapı

D = Difüzyon katsayısı

C = Konsantrasyon (yüzey)

γ = Arayüzey enerjisi

V= İkinci faz partiküllerin birim (molar) hacmi

k= Boltzman sabiti

T= Mutlak Sıcaklık

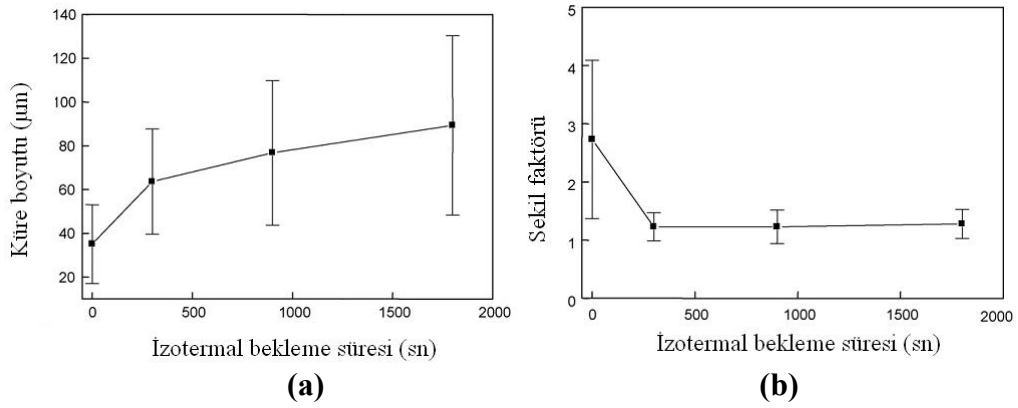
Meyers [Meyers, 1985] ötektik altı Al-Si (A357) alaşımında ısıtma işlem kinetiğini en iyi tanımlamayı Liftshiftz –Slyozov-Wagner denklemine dayanan küreleşme modelinin sağladığını belirtmiştir. Partikül fazının tekabül ettiği alandaki yarıçap ısıtma işlem zamanının küp kökü ile artar. Bu küreleşme modelinde partikül yarıçapı zamana bağlıdır. Küçük yarıçaplar geniş partiküllere difüz ettikçe partikül yoğunluğu ısıtma işlem zamanının artması ile azalır. Bu modelde partiküllerin ortalama boyutu ısıtma işlem zamanının artması ile artar [Kocatepe, 1999, Meyers, 1985].

Birol [Birol, 2007] A357 alaşımı kullanarak eğimli soğutma plakası yöntemi ile tiktotropik ön alaşım üretmiştir. Yarı-katı sıcaklığa ısıtma işlemi esnasında α -Al taneciklerinin küreselleşmesi için itici gücün katı ve sıvı arasındaki arayüzeyin azalması olduğunu söylemiştir. Kabalaşmanın hem birleşme hemde Ostwald büyümeyle içerebileceğini ve bunun klasik Liftshiftz –Slyozov-Wagner denklemi ile analiz edilebileceğini söylemiştir [Birol, 2007]. Eşitlik 4.2 aşağıdaki gibidir;

$$D^n - D_0^n = Kt \quad (4.2)$$

Burada ; D_0 başlangıç tane boyutu, D_t zaman sonra tane boyutu, K kabalaşma oranı sabiti , t bekleme süresi

Biröl [Biröl, 2007] bu çalışmasının sonucunda, birleşme mekanizmasının izotermal beklemenin ilk aşamasında, Ostwald büyümenin ise ikinci aşamada meydana geldiğini söylemiştir [Biröl, 2007]. İzotermal bekleme süresi ile tane boyutu artarken şekil faktörü 5 dk bekleme süresinden sonra değişiklik gösterdiğini rapor etmiştir. Bu değişim Şekil 4.3 (a), (b)'de sırasıyla gösterilmiştir.



Şekil 4.3. İzotermal bekleme süresine bağlı olarak; a) küre boyutu, b) şekil faktörü değişimi [Biröl, 2007]

Şekillendirme

Yarı katı döküm işleminin son adımı şekillendirmedir. Sıvı ve katı fazların bir arada bulunduğu sıcaklığa tekrar ısıtılan yarı mamül alaşım pres döküm makinesinde çelik kalıba bir piston yardımıyla enjekte edilir. Her bir alaşım için optimim sıvı-katı oranı, basma hızı ve basıncı ve kalıp sıcaklığı deneysel olarak tespit edilir. Günümüzde Al-Si-Mg, A356 ve A357 alaşımları yarı-katı döküm yöntemi ile yaygın olarak şekillendirilmektedir [Wu, 2004].

Cho ve Kang [Cho ve Kang, 2000] A356 ve Al2024 Al alaşımlarının tikso-dövme yöntemi ile şekillendirilmesinde kalıp sıcaklığının ve basma hızının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisini incelemiştir. Deneylerinde 100 ve 150Mpa basınç ve

200mm/s basma hızını kullanmışlardır. Sonuç olarak yüksek basıncın daha yoğun mikroyapı ve yüksek mekanik özellikleri verdiğini tesbit etmişlerdir.

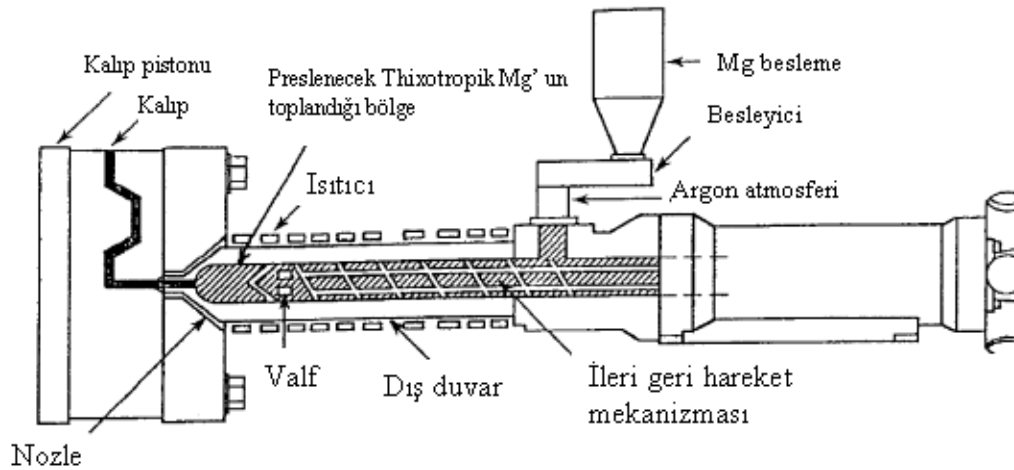
Chayong ve arkadaşları [Chayong ve arkadaşları., 2005] geleneksel 7075 dövme alüminyum alaşımının tikso döküm yöntemi ile şekillendirilmesinde, 500mm/s, 750mm/s ve 1000mm/s basma hızlarının kalıbı doldurma kabiliyeti ve mekanik özelliklere etkisi üzerine yaptıkları çalışmada, her bir basma hızının akma dayanımına önemli bir etkisinin olmadığı fakat % uzamaya çok büyük etkisinin olduğunu belirtmişlerdir.

4.1.2. Tikso-Kalıplama

Genellikle ticari magnezyum alaşımlarının şekillendirilmesinde kullanılan tikso-kalıplama işlemi için plastik enjeksiyon kalıplama makinası ve hammadde olarak da 2-3 mm boyutunda ince küçük metal parçalar (granüller, talaşlar) kullanılmaktadır. Kullanılan ham madde katı durumdadır. Yarı-katı şekillendirme için uygun granüller, kısmi ergitilerek kalıplanmaktadır. Yarı katı şekillendirme atmosfer kontrollü olarak gerçekleşir. Magnezyum gibi hafif metallerden elde edilen elektronik parçaların üretiminde kullanılan birçok makine mevcuttur [Figueredo, 2001, Fan, 2002].

Bu yöntem Dow Chemical tarafından geliştirilmiş ve magnezyum alaşımlarının yarı-katı şekillendirilmesinde önemli ticari yöntemlerden birisidir. Bu metod polimerlerin enjeksiyonla kalıplanması ile benzerdir. Geleneksel olarak elde edilmiş granüller tikso kalıplama makinasında vidalı ısıtma enjeksiyon sitemine konulur. Yarı katı bölgeye ısıtılan granüller vidalı sistemin hareketi ile karıştırılır (kesme) ve tiksotropik (düşük katı içeren, $F_s \sim 0.3$) hale gelir. Elde edilen tiksotropik yarı-katı metal, şekillendirmek için hareket eden vida ile piston yuvasına birikir ve daha sonra basma işlemi gerçekleşir. Bu proses magnezyum alaşımlarının ergitilmesi ve taşınması esnasındaki problemleri engeller. Bu yöntem Al ve Zn alaşımlarının kalıplanması için de uygundur [Figueredo, 2001].

Tikso-kalıplama işlemi, alüminyum, magnezyum gibi hafif metallerin farklı takviye elemanlarıyla kompozit malzeme üretilmesinde de kullanılan bir yöntemdir. Tikso kalıplama metodu kullanılarak son şekle yakın üretim yapılabilir. Bu işlemde, bir kalıp içerisine (genellikle grafit) yarı-katı metalin düşük presleme yükleriyle şekillendirilmesi yapılmaktadır. Bu yöntem ile üretilen alaşımın mikro yapısı, bir sıvı matris içinde katı metal veya seramik küreleri içermektedir. Metal, sıvı ötektikle çevrili katı kürelerden oluştuğundan dolayı tiksotropik davranış gösterir. Klasik döküm teknolojisiyle birlikte, plastik enjeksiyon makinesinin şekil yapma kabiliyetini birleştirerek daha karmaşık geometrili ve yüksek yoğunluklu parçalar elde edilebilir. Şekil 4.4’de tikso kalıplama makinesinin şematik gösterimi verilmiştir.



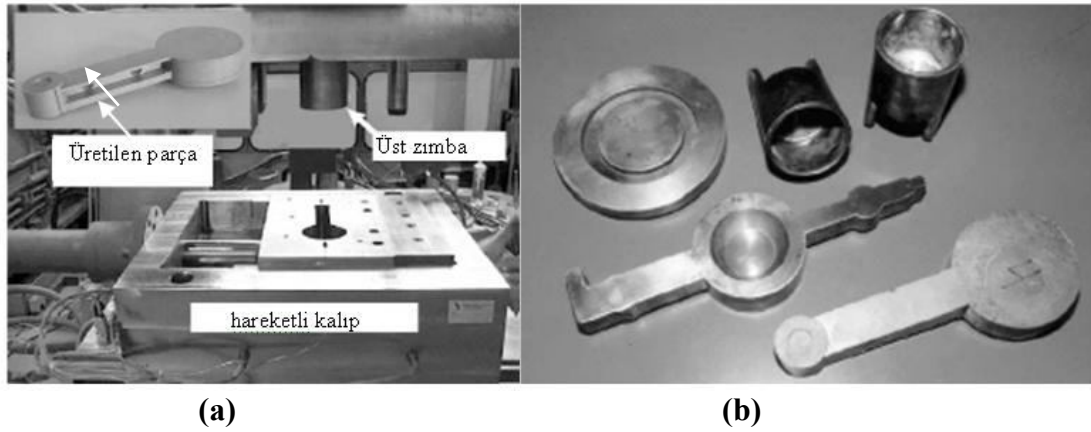
Şekil 4.4. Tikso-kalıplama yöntemi [Seo ve ark., 2005]

Tikso-kalıplama genellikle, ince kesitli Mg alaşımlı bilgisayar ve cep telefonu gövdeleri-kasaları üretiminde kullanılmaktadır. Avrupa, Japonya ve Amerika gibi ülkelerde özellikle alüminyum parçaların üretiminde bu yöntemle üretilen parçalardan yoğun olarak yararlanılmaktadır. Tikso kalıplanmış parçaların dayanımlarının daha yüksek olması nedeniyle talep artmaktadır. Özellikle lüks otomobillerde (Audi, Ferrari, Porsche) hafiflik çok önemli kabul edildiğinden bu tip otomobillerin jant, fren diskleri v.b gibi parçaları tikso kalıplama ile yapılmaktadır [Aktar, 2004].

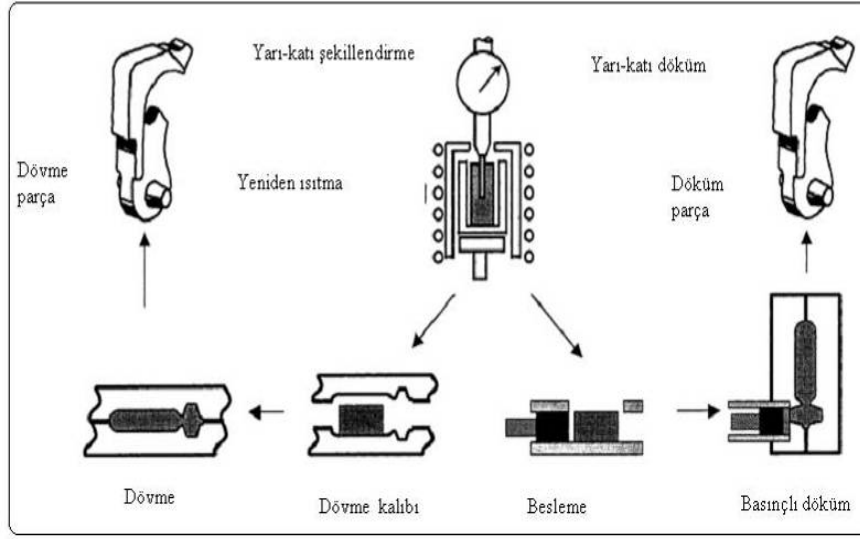
Diğer tekniklerle zor şekil alan malzemelere, son şeklin verilebilmesi için tikso-kalıplama güvenli, temiz ve pratik bir metot olmasının yanında daha yüksek sertliğe, yüksek mukavemete ve aşınma direncine sahiptir. Düşük işlem sıcaklığı daha az çekme ve çatlamaya ve aynı zamanda kalıpta daha az aşınmaya neden olur [Aktar, 2004].

4.1.3. Tikso-dövme

Tikso-dövme klasik dövmeye benzerlik gösterir. Yarı katı sıcaklığa ısıtılan kütük kalıp ile pres arasına konulur ve preslenir. Kütük kalıbın şeklini alır. Tiksotropik yapıya sahip kütük kalıbı tamamen doldurur. Yarı katı dövme için gerekli sıvı oranı %50'nin altında olmaktadır [Kopp ve ark., 2001]. Aşağıdaki Resim 4.1'de tikso-dövme cihazı ve elde edilen parçalara örnekler görülmektedir. Şekil 4.5'de ise tikso dövmenin şematik gösterimi verilmektedir.



Resim 4.1. (a)Tikso dövme cihazı, (b) Tikso dövme ile elde edilmiş parçalar [Fan, 2002]



Şekil 4.5. Yarı katı şekillendirme ve döküm yöntemlerinin şematik gösterimi
[Fan, 2002]

4.2. Rheo-Şekillendirme

Sıvı durumdan yarı-katı bölgeye inerek yapılan yarı-katı üretim yöntemleri; rheo-döküm, rheo-dövme, rheo-ekstrüzyon'dur. Malzemelerin reolojik davranışlarını gösteren en önemli parametresi malzemelerin viskozitesidir(η). Yarı-katı metal alaşımlarının gerçek viskozitesi aşağıda verilen Eşitlik 4.3 ile bulunabilir [Lashkari, 2006, Martin ve ark., 1994, Flemings, 1991];

$$\eta = f(\gamma^\circ, t_s, T_a, T^\circ, Co, fs, F, H) \quad (4.3)$$

η : viskozite, γ° :karıştırma hızı, t_s : karıştırma süresi, T_a : yarı-katı alaşımın sıcaklığı, T° : soğuma hızı, Co : alaşımın kompozisyonu, fs : katı oranı, F : şekil faktörü, H : malzemenin gördüğü işlemlerin etkisi

Eşitlik 4.4'de gösterilem rheodöküm kalite gösterim kriteri (RQI: Rheocast quality index criteria) ideal=1dir.

$$RQI = \text{küre boyutu} / (\text{tane boyutu} \times \text{şekil faktörü}) \quad (4.4)$$

$RQI=0,1$ ise rozet mikroyapıyı, $RQI=0,9$ ise mükemmel küresel mikroyapıyı göstermektedir.

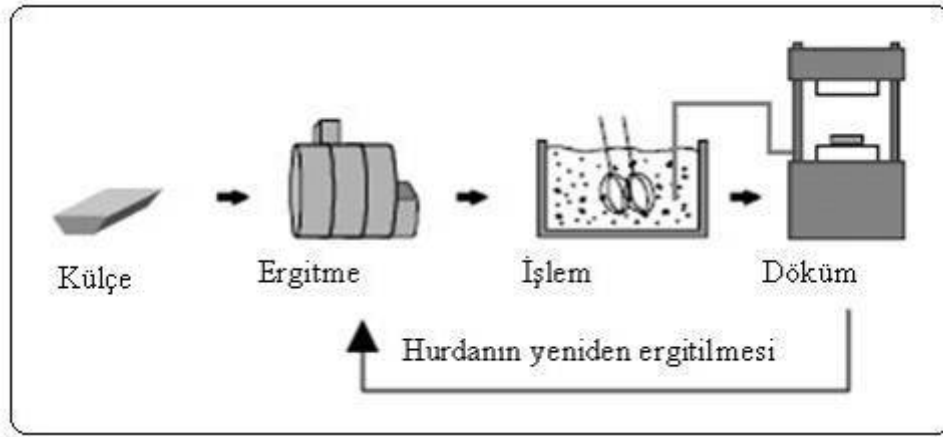
Eşitlik 4.5’de gösterilen şekil faktörü değeri 1’e yaklaştıkça ideal küresel yapı elde edilir.

$$F=\text{Şekil faktörü} = 4\pi A_a / (P_a)^2 \quad \text{ve/veya} \quad F= (P_a)^2 / 4\pi A_a \quad (4.5)$$

A_a mikro yapıda oluşan ilk fazın alanı, P_a mikro yapıda oluşan ilk fazın çevresidir.

4.2.1.Rheo-Döküm

Sıvı durumdan yarı-katı bölgeye geçerken karıştırma işlemi yapılan yarı-katı üretim yöntemidir. İlk olarak MIT’ de 1970’li yıllarda kullanılmıştır. Eş eksenli mikroyapıya sahip yarı-katı metal yarı mamulü üretmek için kullanılmıştır [Flemings, 1991, Kirkwood, 1994, Atkinson, 2005, Fan, 2002]. Bu yöntemle göre; sıvı metalin katılaşması esnasında kullanılan mekanik karıştırma, elektromanyetik karıştırma ve sıma yöntemiyle küresel mikro yapıya sahip yarı katı mamül üretilir. Üretilen küresel mikro yapıya sahip yarı-katı haldeki malzeme pres döküm makinesinde preslenerek şekillendirme işlemi yapılır, (Şekil 4.6). Rheo döküm özellikle son yıllarda gelişmiştir. Bu gelişim küçük laboratuvarlar da başlamıştır. Bu yöntemler ile üretilen malzemelerin tane boyutu 100-400 μm arasındadır. Basit bir yöntem olmasına rağmen seramik karıştırıcının aşınmaya uğraması, hamurumsu malzemenin gaz içermesi ve oksitlenmesi, katı oranının kontrolünün zorluğu nedeniyle bu üretim yöntemi ticari amaçlı olarak kullanılmamaktadır.



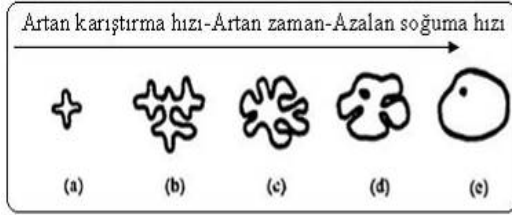
Şekil 4.6. Rheo döküm yönteminin şematik gösterimi [Basner, 2001].

Bu yöntemin çeşitli avantajları vardır. Hali hazırda bulunan ergitme üniteleri bu yöntem için kullanılabilir, basit alaşım modifikasyonları yapılabilir ve elde edilen hurda malzemesi tekrar kullanılabilir.

Bu yöntemde katı hacim oranının sıvı hacim oranından daha düşük olması gerekir ($<40\%$). Çünkü yüksek katı hacim oranında hamurumsu malzemenin piston yuvasından transferi zordur [Basner, 2001].

Rheo-döküm metallerin mikroyapısal gelişimi

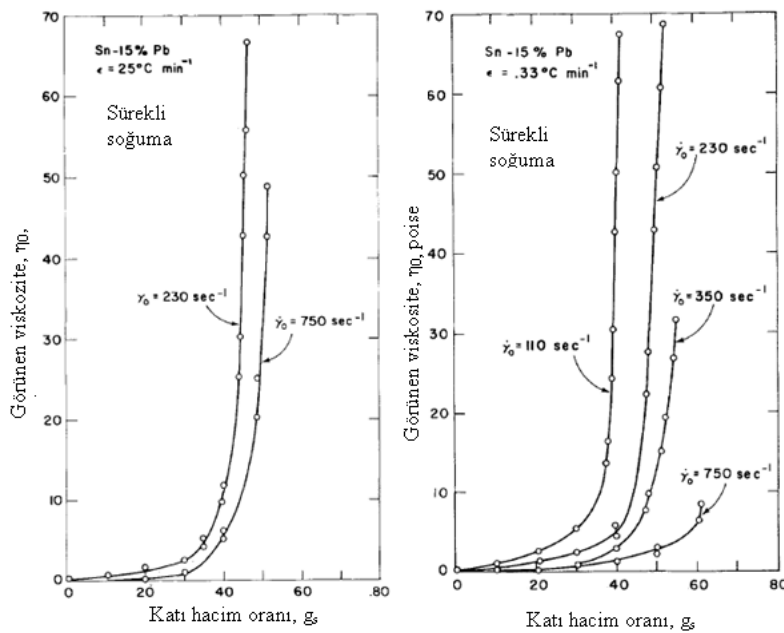
Spencer bir çalışmada, katılaşma sırasında uygulanan karıştırma nedeniyle normalde olması gereken dendritik morfolojinin dendritik olmayan morfolojiye dönüştüğünü keşfetmiştir. Bu durum Şekil 4.7’de şematik olarak gösterilmektedir [Felmings, 1991, Basner, 2001]. Şekil 4.7 incelendiğinde (a) katılaşma başladığında uygulanan karıştırma nedeniyle dendritler bozunarak yeni taneler oluşur, (b) oluşan bu taneler ilk olarak dendritik olarak büyümeye devam ederler ve (c) diğer tanelerle etkileşim ve karıştırma neticesinde rozete benzeyen morfolojide olgunlaşırlar ve (d), devam eden soğuma veya karıştırma ile rozetler daha da olgunlaşırlar ve (e) sonuçta küresel morfoloji elde edilir.



Şekil 4.7. Rheo döküm’de küresel morfolojisinin şematik gelişimi; a) ilk dendrit, b) dendritik büyüme, c) rozet oluşumu, d) rozetin olgunlaşması, e) küresel yapı [Felmings, 1991, Basner, 2001]

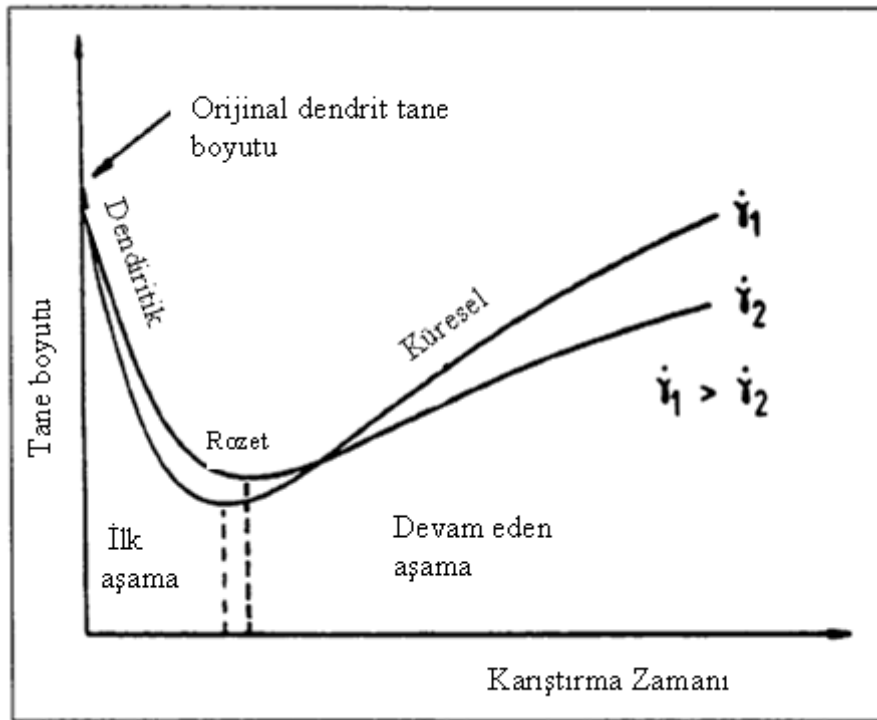
Flemings [Flemings, 1991] ince partikül boyutu elde edebilmek için yüksek soğuma hızı gerektiğini fakat küresel veya küresele yakın tane elde edebilmek için yüksek karıştırma hızının da gerekli olduğunu belirtmiştir.

Joly ve Mehriban [Joly ve Mehriban, 1976] Sn-15Pb alaşımıyla yaptığı çalışmada soğumanın $0.33\text{ }^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ ‘den $25\text{ }^{\circ}\text{C min}^{-1}$ ’e artmasıyla ilk α hücre boyutunun küçüldüğünü belirtmiştir. Yapılan bu araştırmada yarı-katı malzemelerin viskozitesinin % katı oranına göre değiştiği belirtilmiştir. Bu çalışmaya göre % katı oranı arttıkça viskozite artmakta ve akışkanlık azalmaktadır (Şekil 4.8).



Şekil 4.8. Görünen viskozite ile katı hacim oranı arasındaki ilişki; a) $25\text{ }^{\circ}\text{C min}^{-1}$ soğuma hızında, b) $0.33\text{ }^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ soğuma hızında [Joly ve Mehriban, 1976]

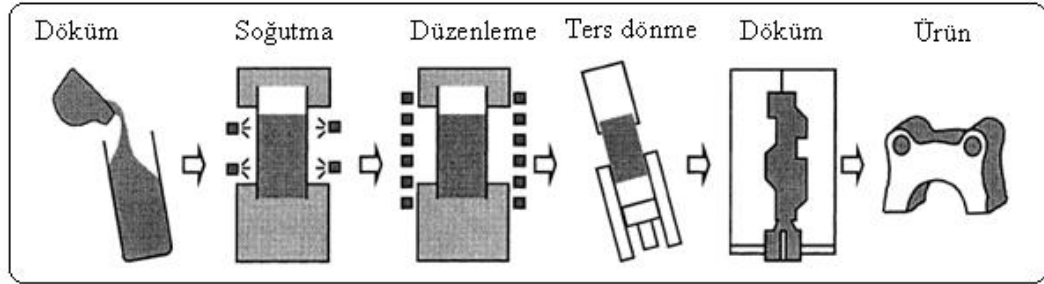
Yarı-katı malzeme sabit sıcaklıkta (izotermal) karıştırıldığı zaman ilk oluşan α -alüminyum hücre boyutu ve morfolojik gelişimi karıştırma hızı ve karıştırma zamanına bağlıdır (Şekil 4.9). Yang ve Tsao [Yang ve Tsao, 1994] karıştırma zamanının ve karıştırma hızının artmasıyla ilk oluşan α -Alüminyum hücre boyutunun azaldığını ve morfolojisinin dendritten rozet şekline dönüştüğünü belirtmişlerdir.



Şekil 4.9. İzotermal karıştırma, karıştırma hızı ve hücre(tane) boyutu ve morfolojisi arasındaki ilişki [Yang ve Tsao, 1994].

4.2.2. Yeni rheo döküm yöntemi

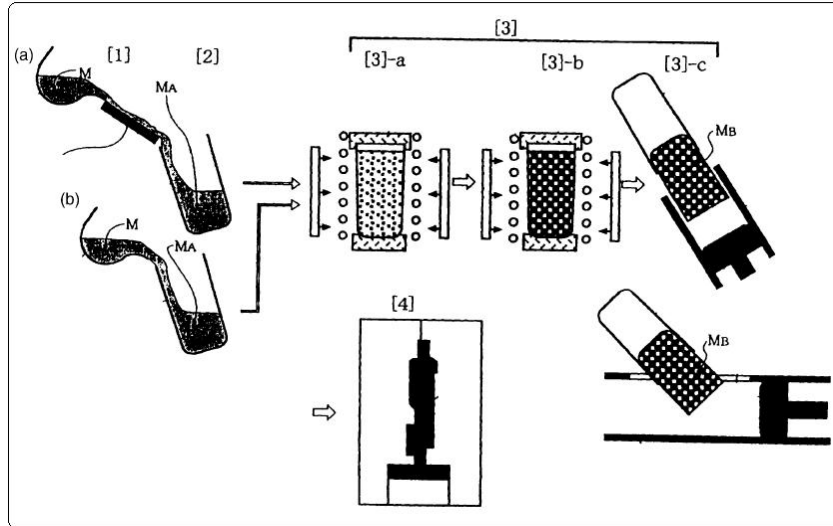
UBE firması düşük sıcaklardan döküm yöntemi prensibinden faydalanarak yeni rheo-döküm (NRC) yöntemini geliştirmiştir. Bu yöntemde; sıvı ergime sıcaklığına yakın bir sıcaklıkta eğimli potaya dökülür ve potanın etrafında tane çekirdeklenmesi meydana gelir. Döküm sıcaklığı ergime sıcaklığına yakın olduğu için tane boyutu küçüktür. Bu yöntem eğimli plakaya döküm (ESP) yöntemi prensibine dayanır (Şekil 4.10) [Atkinson ve ark., 2002-1].



Şekil 4.10. Yeni rheo-döküm yönteminin şematik gösterimi [Atkinson ve ark., 2002-1]

Düşük sıcaklıklardan döküm yöntemi ile hammadde üretimi basit ve ekonomik bir teknik olduğu için ilgi çekmektedir ve geleceği parlak görülmektedir. Ancak, sıcaklık kontrolü problemleri nedeni ile geniş ölçekli üretimde homojen mikro yapı elde edilememesi endüstriyel kullanımına engel oluşturmaktadır [Fan, 2002].

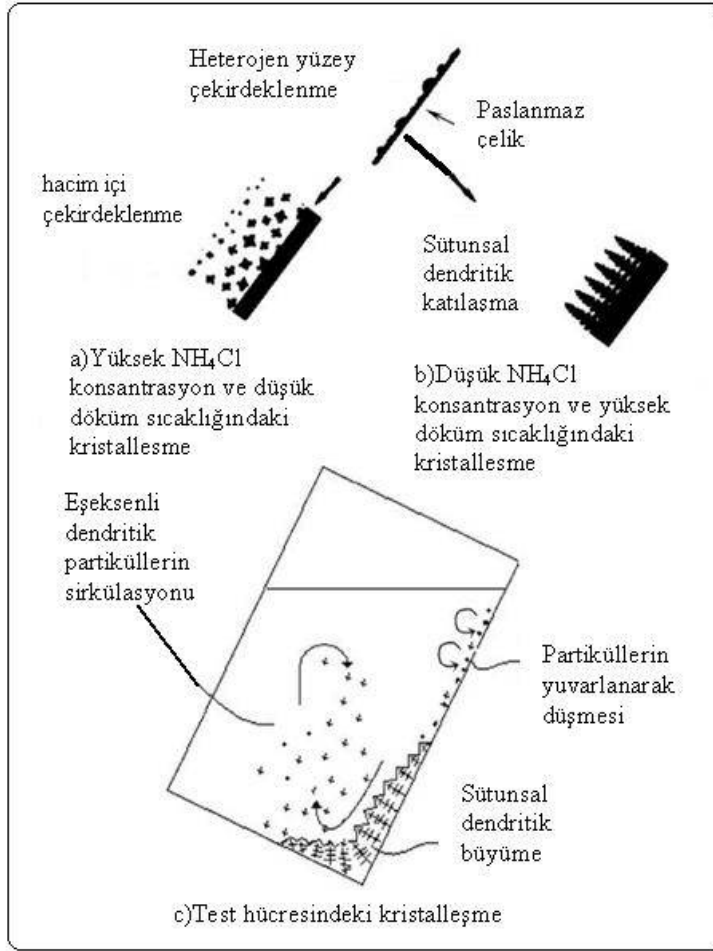
NRC yönteminde sıvı metal direk eğimli kalıba dökülür veya sıvı metal eğimli plakadan kalıba dökülür (Şekil 4.11).



Şekil 4.11. NRC yönteminin şematik gösterimi, 1.a. Eğimli plaka kullanarak veya 1.b. Direk eğimli kalıba döküm, 2. Kalıbın dik hale getirilmesi, 3.a. İndüksiyon kontrollü soğuma, 3.b. Yarı-katı durumdaki malzemenin katı oranı artar), 3.c. Kalıp ters çevrilir içerisindeki yarı-katı malzeme basma haznesine taşınır. 4. Malzeme kalıba enjeksiyon ile basılır [Legoretta ve ark., 2008-1]

Legoretta ve arkadaşları [Legoretta ve ark., 2008-1] yaptığı çalışmada; amonyum klorüd (NH_4Cl) kullanılarak eğimli kalıba döküm aşamasındaki olayları anlamaya çalışılmıştır, (Şekil 4.12). Sonuç olarak;

- Yüksek oranlarda (%35-40) NH_4Cl konsantrasyonu ve düşük döküm sıcaklığı daha fazla çekirdeklenme meydana getirmektedir. Düşük döküm sıcaklığı kristallerin kalıcı olmasını arttırır. Döküm sıcaklığı NRC işlemi için önemli sonuçlar doğurur. Düşük başlangıç konsantrasyonları ve daha yüksek döküm sıcaklıkları kademeli olarak sütunsal dendritik katılaşma üretme eğilimindedir.
- Eğimli plaka üzerinde çekirdeklenen kristallerin belirli bir süre kaldıktan sonra aşağı doğru yuvarlanması gözlenmiştir. Bu durum çil duvarının üzerindeki yüzeysel oluşumun önemini arttırır (çekirdeklerin yuvarlanması).
- Eğim açısının 45° 'den 60° 'ye artırılması partiküllerin duvar üzerinde yuvarlanma hızını artırma eğilimindedir ve bu sebepten stünsal dendritik katılaşmadan ziyade eşeksenli oluşum imkanını artırır.
- NRC prosesleri için kalıbın veya eğimli plakanın açısı önemli bir etkindir. Bununla birlikte, eşeksenli oluşum için optimum açının olması gerekmektedir. Kalıp duvarı çekirdeklenmede önemli bir rol oynamamaktadır. Daha çok açı önemli rol oynamaktadır.[Legoretta ve ark., 2008-1].



Şekil 4.12. (a)Heterojen yüzey ve hacim içi çekirdeklenme dolayısıyla oluşan eşeksenli katılaşma, (b) Stünsal dendritik katılaşma, Amonyum klorüt slüsyonunun kristalleşmesinin ilk aşamasının şematik gösterimi [Legoretta ve ark., 2008-1]

Legoretta ve arkadaşlarının [Legoretta ve ark., 2008-2] yaptığı bir diğer çalışmada A356 alaşımının eğimli plakadan ve direk olarak tilt kalıba dökümü yapılmıştır. Bu çalışmada sırasıyla kalıp tipinin etkisi, döküm sıcaklığı, kalıp ön ısıtma miktarı, eğimli soğutma mesafesi, eğimli soğutma plakasının açısı, eğimli soğutma plakasının sıcaklığının ingot mikroyapısına etkisi incelenmiştir. Bu etkiler aşağıda sırasıyla açıklanmıştır;

Eğimli plakanın etkisi; dendritik mikroyapı oluşmaz küçük $\alpha\text{-Al}$ kristalleri oluşur. Eğimli soğutma plakası kullanılmadığında kaba ve dendritik mikroyapı elde edilir [Legoretta ve ark., 2008-2].

Tilt kalıp tipinin etkisi; yumuşak çelik ve bakırda yüksek soğuma hızı meydana gelirken, paslanmaz çelikte orta hızda soğuma meydana gelir. İzole kalıp ise düşük soğuma hızına sahiptir. Yüksek soğuma hızına sahip kalıp malzemesi ile ingotun merkezinde küçük tane boyutu ($\sim 65 \mu\text{m}$) elde edilirken izole kalıp malzemesi ile daha büyük ($\sim 135 \mu\text{m}$) tane boyutu elde edilir [Legoretta ve ark., 2008-2].

Döküm sıcaklığının etkisi; düşük döküm sıcaklığı ince ve küresel partikül oluşumuna sebep olurken ingotun her yeri homojen olmamaktadır [Legoretta ve ark., 2008-2].

Kalıp ısıısının etkisi; Isıtılmış kalıpta dökülen ingotun mikroyapısı kaba olurken küresel mikroyapı elde edilemez. Buna ilave olarak bu ingot yarı-katı sıcaklıkta kısa bir süre bekletildiğinde küresel ve homojen bir yapı elde edilir [Legoretta ve ark., 2008-2].

Soğutma mesafesi; soğutma mesafesi arttıkça sıvı metal ile eğimli plaka arasındaki temas mesafesi artar. Bu durum çekirdek oluşumunu teşvik eder ve daha küçük tane elde edilir. Kısa döküm mesafesi ise yeterli çekirdek oluşumunu sağlayamaz ve kaba mikroyapının oluşmasına sebep olur [Legoretta ve ark., 2008-2].

Eğimli plaka açısının etkisi; eğim açısı 45° 'den 60° 'ye arttığında stüsal dendritik büyümeden daha ziyade eşeksenli büyüme meydana gelir [Legoretta ve ark., 2008-2].

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Malzeme

Deneysel çalışmalarda ötektik altı bileşime sahip ETİAL-177 (A357) Al-Si alaşımı kullanılmıştır. Alaşım külçe halinde Seydişehir Alüminyum A.Ş.'den temin edilmiş olup kimyasal bileşimi Çizelge 5.1'de verilmiştir.

Çizelge 5.1. ETİAL-177 alüminyum-silisyum alaşımının kimyasal ve nominal bileşimi (%Ağırlıkça)

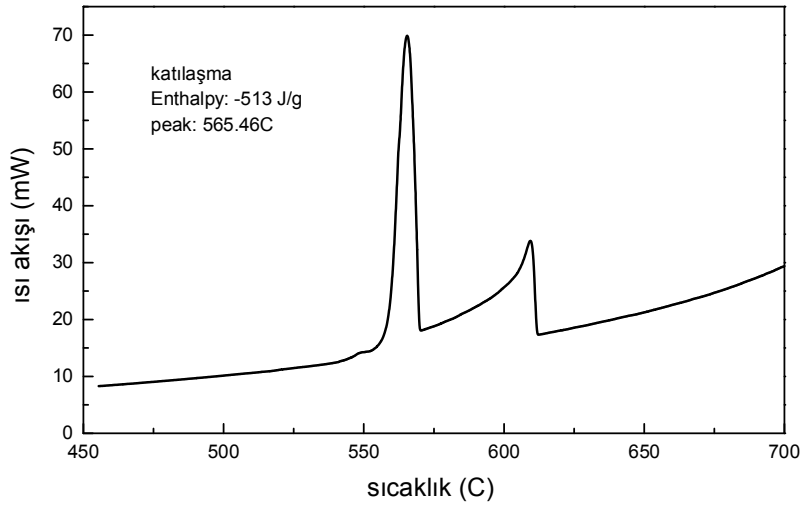
Alaşım	Alaşım Elementleri						
	Si	Mn	Mg	Fe	Cu	Ti	Al
ETİAL-177	7,21	0,31	0,31	0,167	0,002	0,137	92,15
Nominal bileşim	6,5-7,5	0,1	0,4-0,7	0,2	0,2	0,04-0,2	Kalan

5.2. Ergitme İşlemi

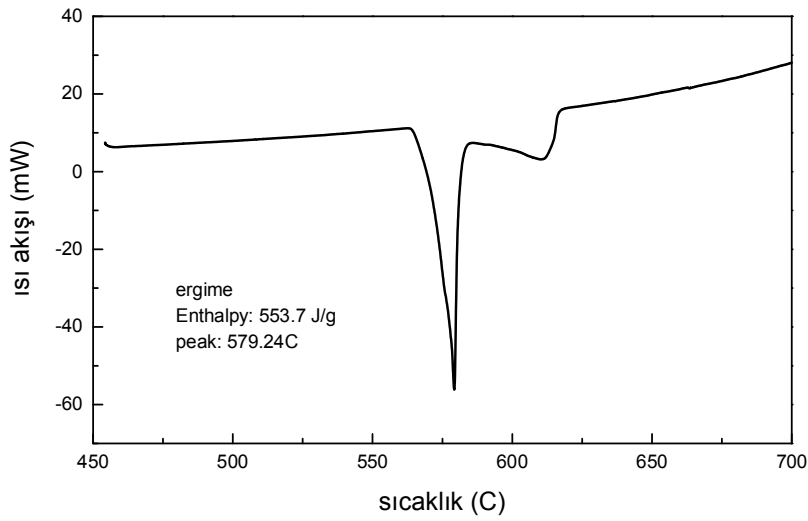
Ergitme işlemi elektrik direnç telli ergitme ocağında 5kg'lık SiC potada yapılmıştır. Ergitme ve döküm işlemlerinde sıcaklık kontrolü K tipi termokupl ile gerçekleştirilmiştir. Ergitme işleminde sıvı metalin gaz alımından ve oksitlenmeden korunması için % 0,5 oranında Foseco Coverall 90 yüzey koruyucu kullanılmıştır. 730°C'de ergitilen sıvı metale %0,2 oranında Foseco Nirtal C19 gaz giderici ile gaz giderme işlemi uygulanmıştır.

5.3. Ergime ve Kailaşma Sıcaklıklarının Belirlenmesi

Döküm ve yarı-katı sıcaklıklarının tespiti için malzemeye 2 °C/dk hızla DSC analizi Tübitak MAM'da yapılmıştır (Şekil 5.1). DSC analizlerinden elde edilen verilere göre Çizelge 5.2'de gösterilen katılşma (solidüs) ve sıvılaşma (liküdüs) sıcaklıkları tespit edilmiştir.



(a)



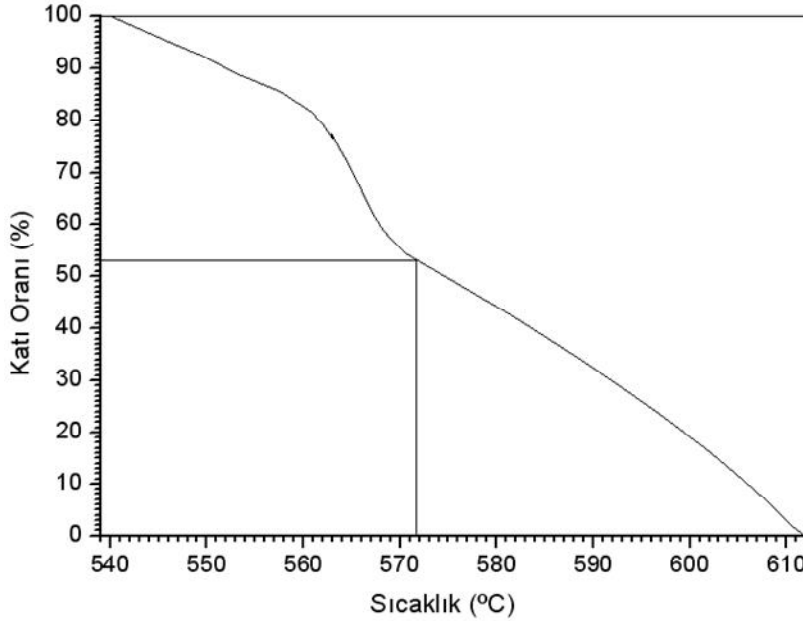
(b)

Şekil 5.1. ETİAL-177 Al-Si alaşımasının DSC analizi; a)Katılaşma, b) Ergime grafiği

Çizelge 5.2. ETİAL-177 Al-Si alaşımasının DSC analizi ile belirlenen katılaşma(solidüs) ve sıvılaşma(likidüs) sıcaklıkları (a) Katılaşma (b)Ergime analizi

DSC Ölçüm Şartları (°2C/dk)	Katılaşma (Solidüs) sıcaklığı (°C)	Sıvılaşma (Likidüs) sıcaklığı (°C)
(a)Katılaşma	539	612
(b)Ergime	563	620

DSC analizi ile elde edilen verilere göre ETİAL-177 Al-Si alaşımasının % katı oranı-sıcaklık grafiği elde edilmiştir (Şekil 5.2).



Şekil 5.2. ETİAL-177 Al-Si Alaşımasının % Katı Oranı – Sıcaklık Grafiği

5.4. Eğimli Soğutma Plakasına Döküm Ünitesinin Kurulması

ETİAL-177 Al-Si alaşımın yarı-katı şekillendirilmesinde gerekli olan küremsi yapının elde edilmesi için literatürde belirtilen teknikler detaylı bir şekilde incelenmiştir. Bu tekniklerden biri olan Eğimli Soğutma Plakasına (ESP) Döküm Ünitesi, Tübitak MAM'da üretilen ünitenin birebir aynısı Doç. Dr.Yücel Birol'un izniyle G.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Döküm-Model Eğitimi Anabilim Dalında Resim 5.1'de gösterildiği gibi kurulmuştur. Eğimli soğutma plakasında soğutmanın sağlanması için üniteye su soğutma sistemi monte edilmiştir. Eğimli soğutma plakasının yüzeyi dökümün rahat yapılabilmesi ve metalin akıcılığının iyileştirilmesi için BN (Bor Nitrür) ile kaplanmıştır. Aynı şartlarda döküm yapılabilmesi için kontrol paneli düzenlenmiştir. Kontrol paneli ile döküm hızı, döküm sıcaklığı ve plaka eğimi kontrol edilebilmektedir.

ESP ünitesi üzerindeki döküm mesafeleri ve döküm açısı literatür taramaları sonucunda belirlenmiştir. Literatür araştırmaları sonucunda en küremsi yapıyı veren ESP açısı 60° olarak tespit edilmiş ve çalışmalarda bu açı ile döküm işlemleri gerçekleştirilmiştir. Dökümler 40 mm çapında 110 mm yüksekliğinde Ç1050 çelik kalıba yapılmıştır. Dökümün rahat yapılabilmesi için kalıbın üzerinde grafit havşa kullanılmıştır. Dökümler esnasında grafit havşa 450°C sıcaklığa ısıtılmıştır. Döküm mesafeleri (DM) 250, 350, 450 mm, döküm sıcaklıkları ise DSC analizi dikkate alınarak 620, 630, 640°C sıcaklıklar olarak tespit edilmiştir (Çizelge 5.3).



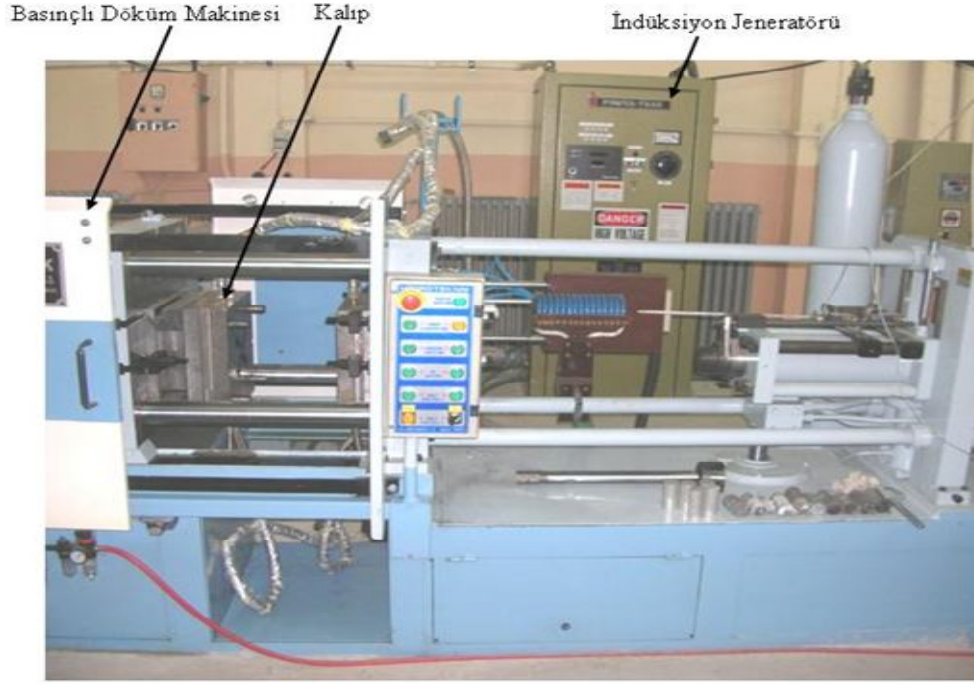
Resim 5.1. Eğimli Soğutma Plakasına Döküm Ünitesi (ESP)

Çizelge 5.3. ESP döküm sıcaklıkları ve döküm mesafeleri

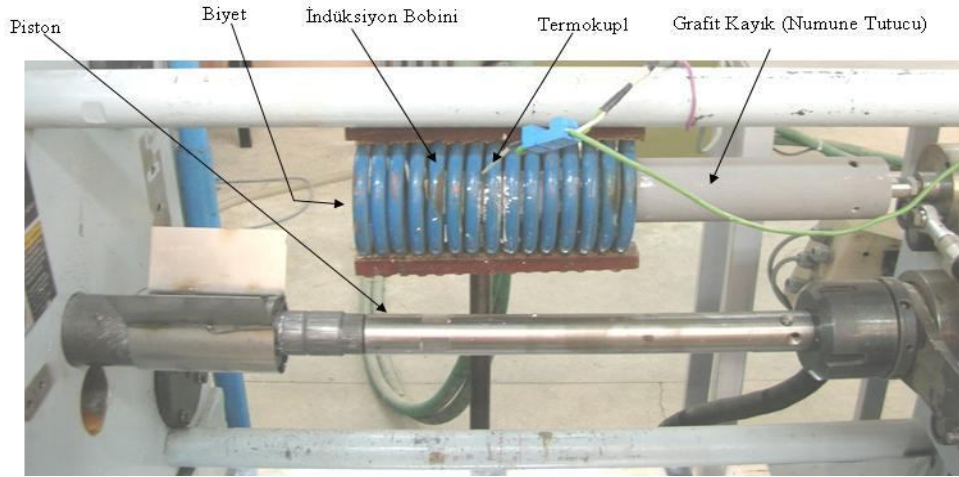
Alaşım	ETİAL-177								
Döküm Sıcaklığı ($^\circ\text{C}$)	620			630			640		
Soğutma Plakası Mesafesi(mm)	250	350	450	250	350	450	250	350	450

5.5. Yarı-Katı Şekillendirme Ünitesi

G.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Döküm Anabilim Dalında Resim 5.2. ve 5.3'te verilen yarı-katı şekillendirme ünitesi Hidroteknik Makine İmalat San. A.Ş. ve Inductotherm İndüksiyon Sistemleri Sanayi A.Ş. firmalarından alınan basınçlı döküm makinesi ve indüksiyon ısıtma bobini ile birlikte eşgüdümlü çalışacak şekilde kurulmuştur. Sistem esas olarak basınçlı döküm makinesi ve indüksiyon ısıtma sistemi olmak üzere iki temel ünitelerden oluşmaktadır. İndüksiyon güç ünitesi ile eşgüdümlü çalışan sıcaklık kontrol paneli sayesinde indüksiyon bobini içinde bulunan biyette sıcaklık yükselme hızı kontrol edilebilmekte ve biyet sıcaklığı sabit bir değerde tutulabilmektedir. Basınçlı döküm makinasında piston hızı ve basma basıncı değişik değerlerde uygulanabilir ve kontrol edilebilir niteliktedir. Sisteme, indüksiyon ısıtma bobini içinde biyeti taşıyan ve döküm haznesine düşüren pnömatik biyet (kütük) düşürme mekanizması ilave edilmiştir. Bu mekanizmanın istenilen yarı-katı oranına ve sıcaklığa sahip biyeti döküm haznesine düşürme zamanı kontrol edilebilir olmakla birlikte yaklaşık olarak 2-3 s'dir. Kalıp sıcaklığını sabit tutmak için Tool-Temp marka TT288 model kalıp ısıtıcı 8kW ısıtma gücüne sahip ve maksimum 250°C'ye kadar çıkabilmektedir. Bu çalışmada kalıpta maksimum 150°C sıcaklık elde edilebilmiştir.



Resim 5.2. Yarı-katı metal şekillendirme ünitesi genel görünümü



Resim 5.3. Yarı-katı metal şekillendirme ünitesi yakın plan görünümü

5.6. İndüksiyon Jeneratörü Sıcaklık Kontrolü

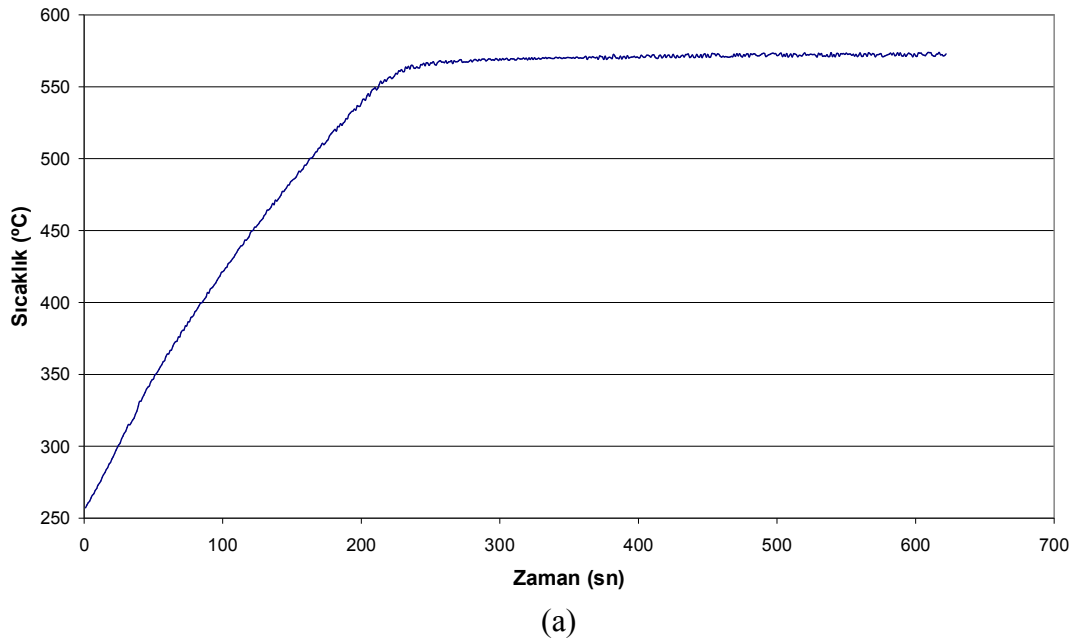
Inductotherm marka 35 kW'lık PowerVIP Dual Track model indüksiyon jeneratör ünitesi termokupl ile sıcaklık kontrollü olarak çalıştırılmıştır. Sıcaklık kontrolünde K tipi (NiCr-Ni) termokupl kullanılmıştır. Termokupl'dan alınan değerler bir

dönüştürücü kullanılarak indüksiyon jeneratör ünitesindeki ana kart kontrol edilmiş ve böylelikle ± 1 °C hassasiyetle sıcaklık kontrolü sağlanmıştır.

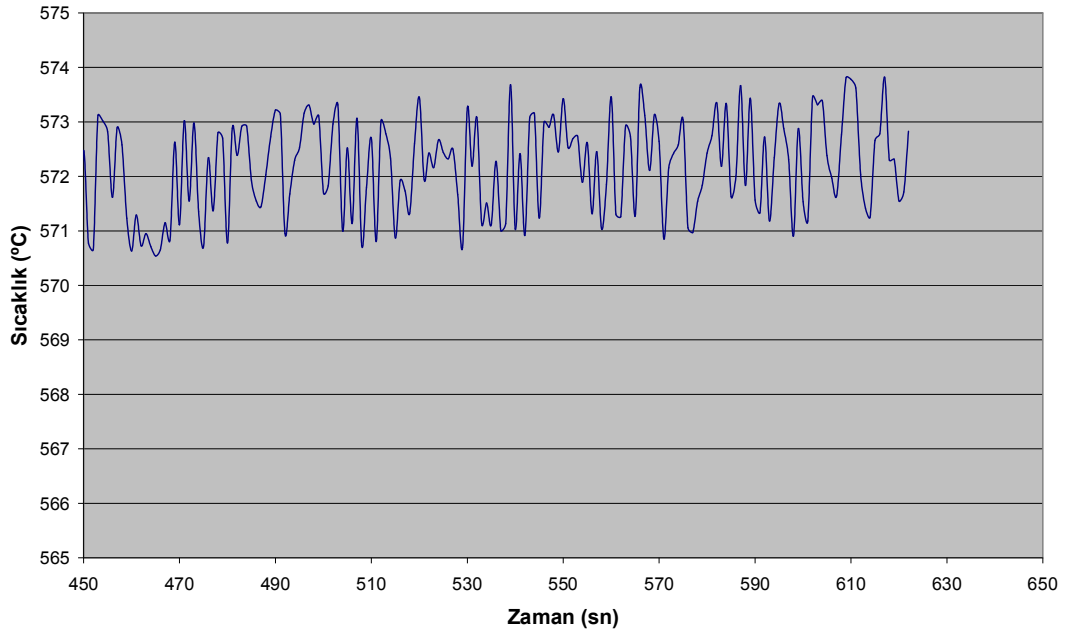
5.7. Yarı Katı Sıcaklığa Isıtma Denemeleri

İndüksiyon bobininde % 20 güçte ve 572 °C sıcaklığa ısıtma yapılarak istenilen sıcaklığa çıkma süreleri ve bu sıcaklıkta bekleme esnasında sıcaklıktaki sapmalar belirlenmiştir. Sıcaklık verileri numunenin merkezine yerleştirilmiş K tipi termokupl'un bağlı olduğu Agilent marka veri toplayıcı ile saniyede 1 veri alınarak toplanmıştır.

Şekil 5.3'de 20 kW güçte indüksiyon bobininde ısıtmada biyetin (a) ısınma eğrisi ve (b) beklemeye bağlı olarak sıcaklık sapma grafiği verilmiştir. Şekil 5.3.b'de görülebileceği üzere yarı katı sıcaklıkta bekleme esnasında sıcaklık ± 1 °C kontrol edilmiştir.



Şekil 5.3. İndüksiyon bobininde 20 kW güçte; a) ısınma eğrisi b) 572 °C sıcaklıkta beklemeye bağlı olarak sapma grafiği



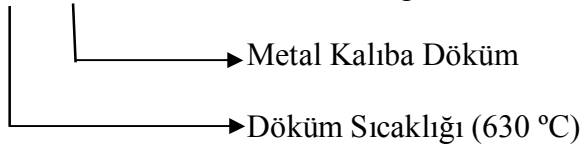
(b)

Şekil 5.3.(Devam) İndüksiyon bobininde 20 kW güçte; a) ısınma eğrisi b) 572 °C sıcaklıkta beklemeye bağlı olarak sapma grafiği

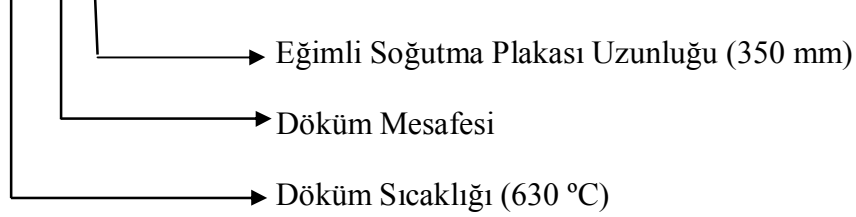
5.8. Tiksotropik Yapıya Sahip Ön Malzemenin Üretilmesi

Optimum küresel yapıya sahip ETİAL-177 Al-Si ön malzeme (ön alaşım) elde etmek amacıyla ESP döküm ünitesi kullanılarak 250, 350 ve 450 mm döküm mesafelerinin her birinden 620, 630 ve 640 °C döküm sıcaklıklarından 40 mm çap ve 110 mm yüksekliğe sahip Ç1050 çelik kalıba dökümler yapılmıştır. Geleneksel döküm şartları ile karşılaştırma yapmak için aynı sıcaklıklarda ESP döküm ünitesi kullanılmadan metal kalıba döküm (MKD) yapılarak numune üretilmiştir (Çizelge 5.4). Optimum küresel yapıya sahip ön üretilmiş numune tespiti nicel mikroyapı incelemesi ile gerçekleştirilmiştir. Uygulanan işlemlere göre numuneler kodlanmıştır. Aşağıda verilen örneklerde numune kodlama sistemi açıklanmıştır.

630-MKD: 630°C döküm sıcaklığından metal kalıba döküm



630-DM350: 630°C döküm sıcaklığından, 350 mm ESP mesafesinden döküm



Çizelge 5.4. ETİAL-177 Al-Si alaşımı tiktotropik ön malzeme üretme planı ve numune kodları.

Döküm Sıcaklığı (°C)	ESP Döküm Mesafesi (mm)	Üretilen numune kodları
620	0 (metal kalıba döküm)	620-MKD
	250	620-DM250
	350	620-DM350
	450	620-DM450
630	0 (metal kalıba döküm)	630-MKD
	250	630-DM250
	350	630-DM350
	450	630-DM450
640	0 (metal kalıba döküm)	640-MKD
	250	640-DM250
	350	640-DM350
	450	640-DM450

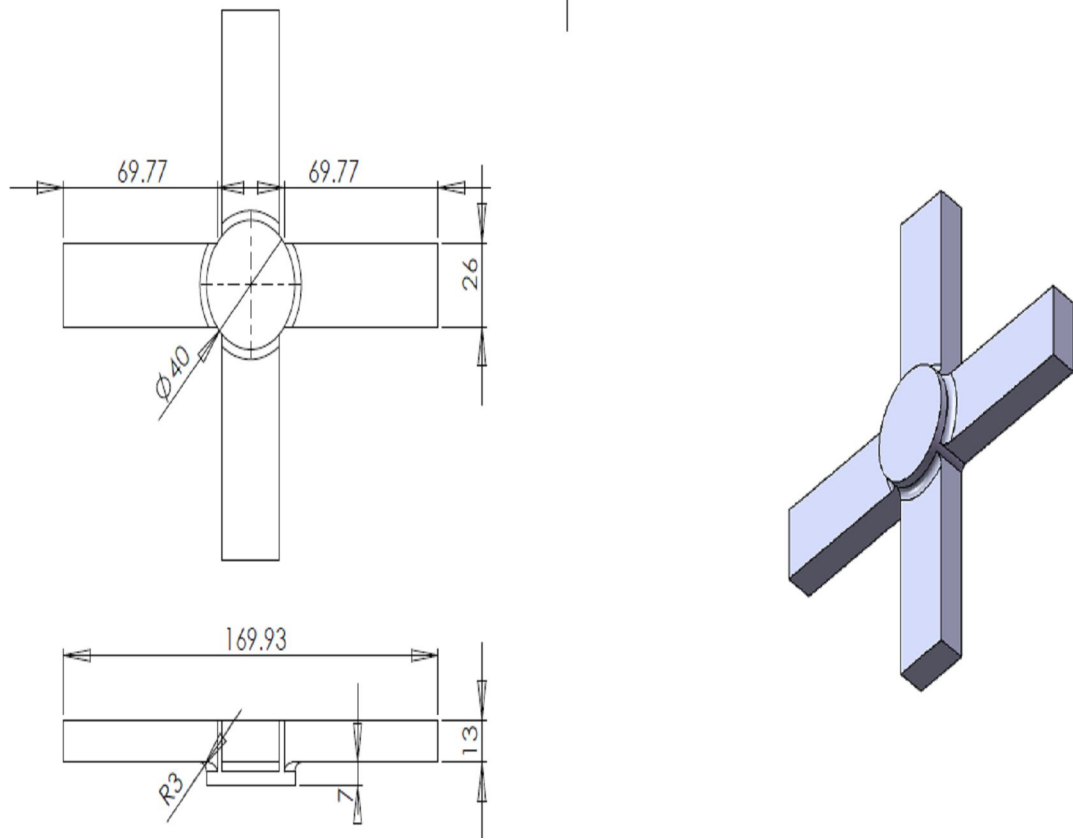
5.9. Yeniden Isıtma Sıcaklığının ve Bekletme Süresinin Tespiti

630 °C döküm sıcaklığından ve 350 mm döküm mesafesinden eğimli soğuma plakasına döküm yöntemiyle üretilmiş optimum küresel mikroyapıya sahip ön malzemenin yeniden ısıtma sıcaklığının tespiti için A357 Al-Si alaşımının DSC analizi ve % katı oranı – sıcaklık grafiği kullanılmıştır. Yapılan deneysel çalışmada, ön malzeme numuneleri 572 °C sıcaklığın üzerinde fiziki konumunu koruyamamaktadır. Bununla birlikte ön malzeme 572 °C sıcaklıkta % 53 katı ve %

47 sıvı oranına sahiptir. Bu katı-sıvı oranı yarı-katı döküm yöntemi için makul değerler arasındadır. Ancak ön alaşım biyetlerinin 572 °C sıcaklıkta optimum bekletme sürelerinin tespiti için numuneler 1, 3, 5 ve 7 dk sürelerinde bekletilerek oda sıcaklığına sahip suda soğutulmuştur. Yeniden ısıtma işlemini numunelerin mikro yapı analizi takip etmiştir.

5.10. Yarı Katı Döküm İşlemi

Yarı katı döküm deneyleri Resim 5.2’de verilen yarı-katı metal şekillendirme ünitesinde yapılmıştır. Yarı katı döküm işlemi için 630 °C döküm sıcaklığından ve 350 mm döküm mesafesinden eğimli soğuma plakasına döküm yöntemiyle üretilmiş 40 mm çap ve 90 mm yükseklik ölçülerinde ve optimum küresel mikroyapıya sahip ön malzeme biyetler (630-DM350) kullanılmıştır. Biyetler, indüksiyon bobininde % 53 katı oranına karşılık gelen 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk bekleme süresini takiben 1-1,5-2-2,37 m/sn basma hızlarında ve 150 bar basma basıncında Şekil 5.4’de verilen parçayı elde etmek üzere yarı katı döküm ünitesinde şekillendirilmiştir. Döküm ünitesinde bulunan kalıbın sıcaklığı kalıp şartlandırıcı tarafından 150°C’de sabit tutulmuştur. Üretilen parça tasarımı literatür taramaları sonucunda belirlenmiştir [Haga ve Kapranos, 2002-2].Yarı katı döküm üretim planı Çizelge 5.5’de verilmiştir.



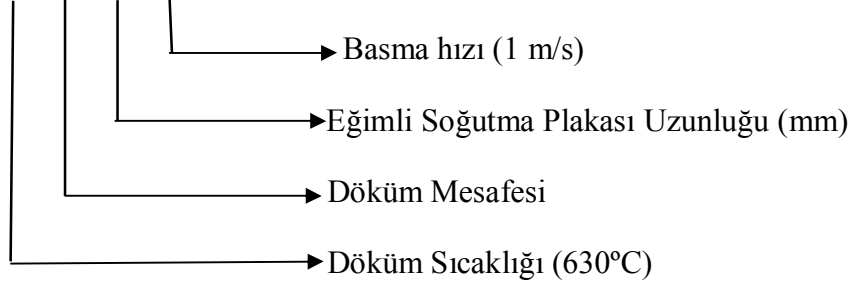
Şekil 5.4. Yarı-katı döküm yöntemiyle üretilen parça[Haga ve Kapranos, 2002-2]

Çizelge 5.5. ETİAL-177 Al-Si alaşımı sıvı metal ve yarı katı döküm üretim planı ve numune kodları (S: Sıvı metal döküm, DM: Eğimli Soğutma Plakası Döküm Mesafesi)

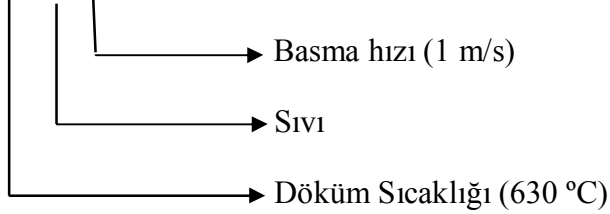
Ön malzeme	Yarı katı sıcaklıkta (572 °C) bekleme süresi (dk)	Basma hızları (m/s)	Numune kodları
Sıvı (630°C)	-	1	630-S-1
		1,5	630-S-1.5
		2	630-S-2
		2,37	630-S-2.37
630-DM350	5	1	630-DM350-1
		1,5	630-DM350-1.5
		2	630-DM350-2
		2,37	630-DM350-2.37

Yarı katı döküm ünitesinde üretilen numunelerin kodlamaları aşağıdaki örneklerde verilmiştir;

630-DM350-1: 630-DM350 numunesi 1 m/s hızla basılmıştır



630 - S- 1: 630 °C'deki sıvı metal 1 m/s hızla basılmıştır



5.11. Metalografik Çalışmalar

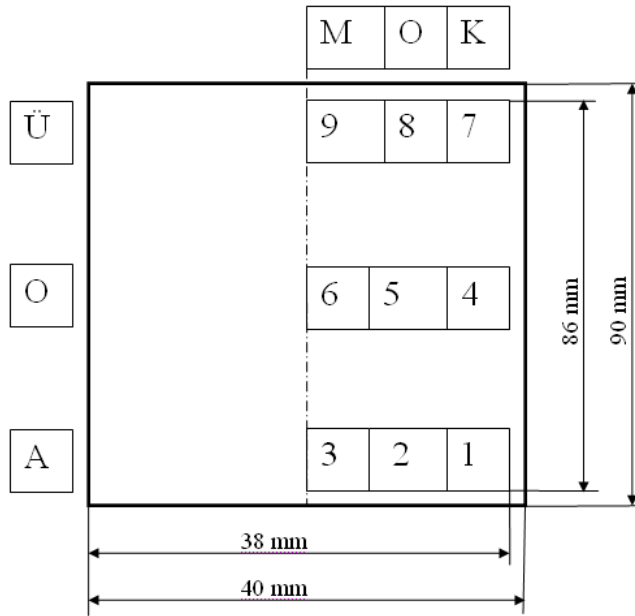
5.11.1. Mikroyapı Çalışmaları

Ön malzeme ve yarı katı dökümlerde mikroyapı incelemeleri

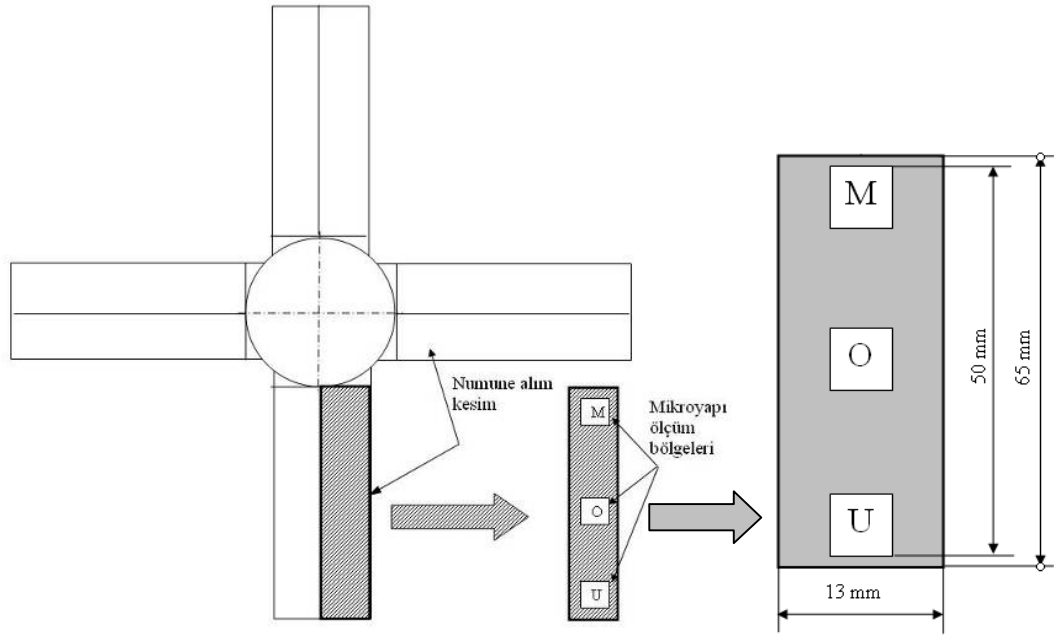
ESP döküm ünitesi kullanılarak 250, 350 ve 450 mm döküm mesafelerinin her birinden 620, 630 ve 640 °C döküm sıcaklıklarından elde edilen ön malzeme biyetler, idüksiyon bobininde % 53 katı oranına karşılık gelen 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk. bekleme süresini takiben oda sıcaklığına sahip suda soğutulmuştur. Mikroyapı incelemesi için ön malzeme biyetler dik olarak tam ortadan ikiye kesilmiştir. Kesme yüzeyi mikro yapı incelemesine esas olmak üzere, Şekil 5.5'de gösterildiği gibi ingot döküm parçanın alt (A), orta (O) ve üst (Ü) her bir bölgesinden kenar (K), orta (O) ve merkezinden (M) olmak üzere, 10x10x10 mm ölçülerinde toplam 9 adet numune alınmıştır.

Yarı katı döküm yöntemi ile üretilen parçalardan metalografik numune alımı ise Şekil 5.6'da verilmiştir. Döküm parçanın bir kolunun yarısı dikey olarak ikiye ayrılmış ve kesilme yüzeyi mikro yapı incelemesine esas teşkil etmek üzere alınmıştır. Metalografik gözlemlene ve nicel analiz numunenin merkez (M), orta (O), ve uç (U) bölgelerden yapılmıştır.

Metalografik numunelerin tamamı sırasıyla 220, 400, 600, 800, 1200 ve 2400 numaralı zımpara işlemini takiben 6 μm ve 3 μm , lik keçelerde elmas süspansiyon pasta kullanılarak parlatılmıştır. 1 μm lik keçede ise son parlatma işlemi koloidal süspansiyon kullanılarak yapılmıştır. Daha sonra numuneler mikroyapı incelemesi için %0,5'lik HF asit (0,5 HF + 99,5 Saf su) ile dağlanmışır. Metalografik gözlemlene ve nicel ölçümler Leica DFC 320 dijital kamera bağlantılı Leica DM4000M marka optik mikroskop kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.5. Döküm ingotları temsil eden metalografik numunelerin alım bölgelerinin şematik gösterimi (Ü: Üst, O: Orta, A: Alt, M: Merkez, K: Kenar)



Şekil 5.6. Yarı katı döküm parçaların metalografik inceleme şematik gösterimi
(M: Merkez, O:Orta, U:Uç.)

5.11.2. SEM ve EDS Analizi

Standart metalografi yöntemiyle hazırlanmış numuneler ve çekme testi yapılmış numunelerin kırılma yüzeylerinin görüntüleri JEOL 6060 LV model tarama elektron mikroskopu (SEM) cihazında görüntülenmiştir. JEOL 6060 LV cihazına bağlı IXRF-marka EDS (enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi) cihaz ile mikroyapıda bulunan fazların hangi elementten oluştuğu ve ağırlıkça % oranları noktasal element analizi ile tespit edilmiştir.

5.12. Tane Boyutu Ölçümleri

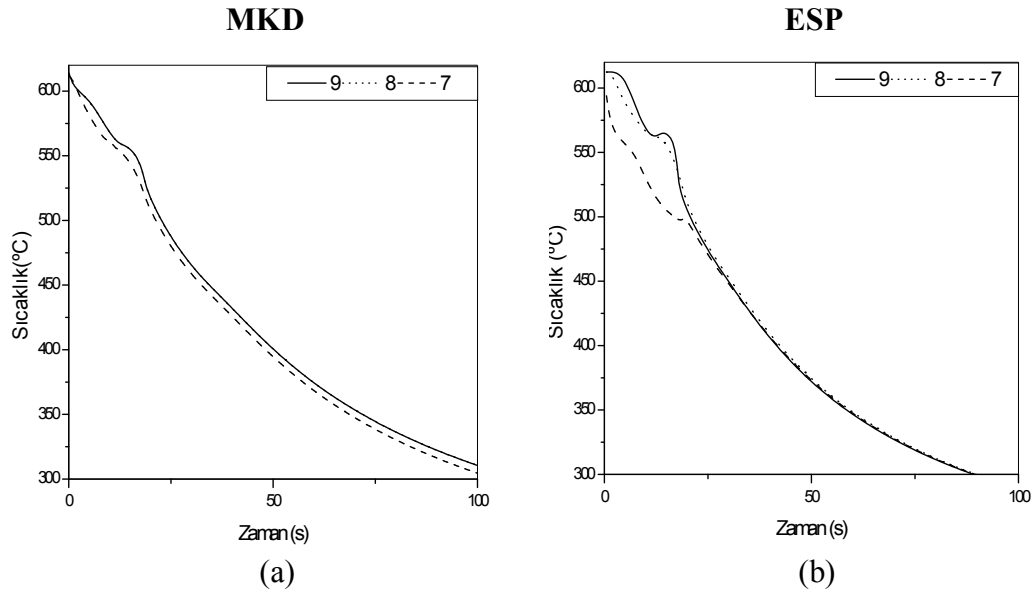
Çizelge 5.4 ve Çizelge 5.5'e göre döküm işlemleri sonucunda elde edilen numunelerin tane boyutu ölçümleri çizgisel kesişme metodu (MLI) kullanılarak belirlenmiştir. Ölçümler her bir numune için 100 büyütmede 10 adet mikroyapı görüntüsü üzerinde Leica Q550MW görüntü analiz yazılımı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

5.13. Şekil Faktörü Ölçümleri

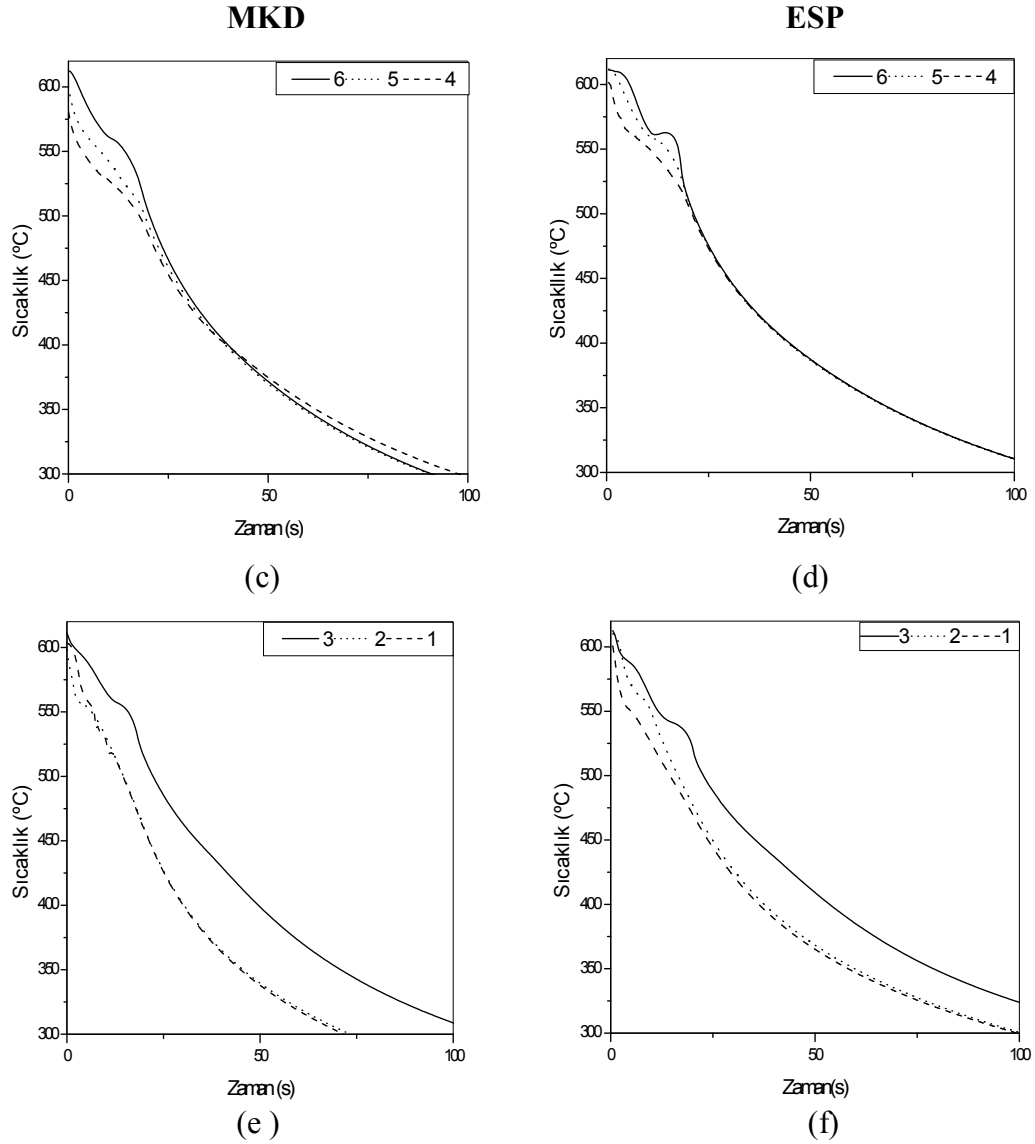
Değişik parametreler kullanılarak üretilen dökümlerin mikroyapısında bulunan α -Al taneciklerinin şekil faktörü hesabı Eşitlik 3.3'de gösterilen formül ile gerçekleştirilmiştir. Her bir metalografik numune için 500 adet α -Al taneciği ölçülmüştür. Ölçümlerde Leica DM 4000 M marka optik mikroskop ve Leica Q550MW görüntü analiz programı kullanılmıştır.

5.14. Soğuma Hızı Eğrileri

ETİAL-177 Al-Si alaşımından Çizelge 5.4'e göre yapılan döküm işlemleri esnasında numunelerin metalografik numune alım noktalarına (Şekil 5.5) K tipi termokupl yerleştirilmiştir. Soğuma eğrileri çıkarılırken yerleştirilen termokupllar Agilent marka 34970A model veri toplama sistemine bağlanmış ve saniyede 1 s zaman aralığında otomatik olarak kaydedilmiştir. Elde edilen veriler bilgisayara aktarılarak Şekil 5.7.a-f'deki grafikler elde edilmiştir.



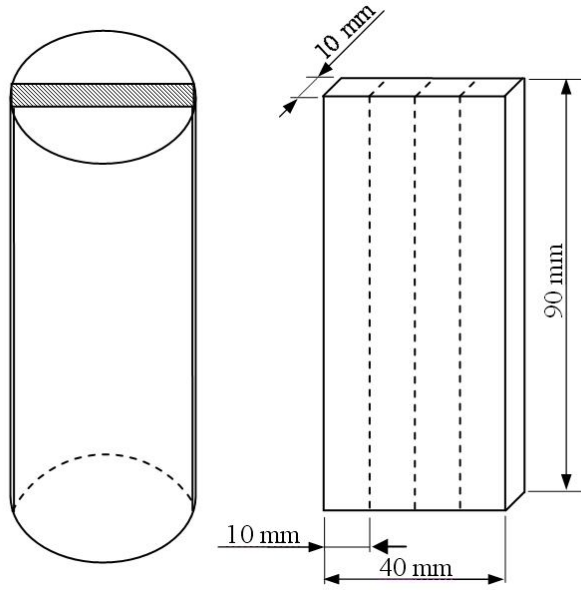
Şekil 5.7. Soğuma eğrileri a)MKD-630, 9-8-7 noktaları, b)ESP-630, 9-8-7 noktaları, c) MKD-630, 6-5-4 noktaları, d)ESP-630, 6-5-4 noktaları, e)MKD-630, 3-2-1 noktaları, f)ESP-630, 3-2-1 noktaları



Şekil 5.7.(Devam) Soğuma eğrileri a)MKD-630, 9-8-7 noktaları, b)ESP-630 9-8-7 noktaları c) MKD-630, 6-5-4 noktaları, d)ESP-630, 6-5-4 noktaları, e)MKD-630, 3-2-1 noktaları, f)ESP-630, 3-2-1 noktaları

5.15. Mekanik Testler

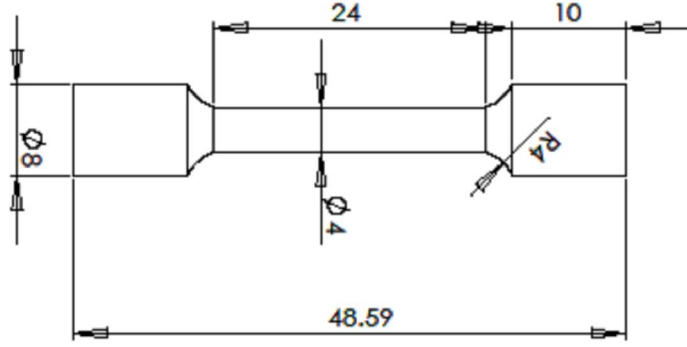
Yarı- katı döküm parça kollarınınından toplam 7 adet çekme çubuğu hazırlanmak üzere tel erozyon yöntemi ile numuneler alınmıştır (Şekil 5.6). Metal kalıba döküm yöntemi ile elde edilen ingotların her birinden Şekil 5.8’ de gösterildiği gibi 4 adet çekme çubuğu hazırlanacak şekilde dilimlenmiştir.



Şekil 5.8. Metal kalıba döküm ile üretilen ingotlardan çekme çubuğu alım bölgelerinin şematik gösterimi

5.15.1. Çekme Testi

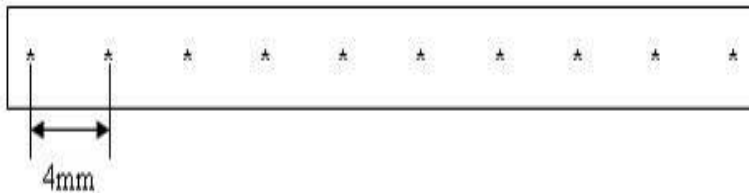
Çekme deneyleri için kullanılan numune boyutları Şekil 5.9’da verilmiştir. Çekme deneyi çubukları ASTM-E8M standardına göre işlenmiştir. Çekme deneyleri Instron 3369 model 50 kN çekme ve basma kapasitesine sahip universal test cihazında oda sıcaklığında yapılmıştır. Bütün deneylerde hareketli başlık hızı 1 mm/dk ve ilk ölçü boyu uzunluğu 20 mm olarak seçilmiştir. Gerilme ve % uzama değerleri deney sırasında çekme cihazına bağlı bilgisayardan grafik olarak elde edilmiştir. Aynı grup numunelerden en az 7 numune deneye tabi tutulmuştur ve deney sonuçlarının ortalama değerleri alınmıştır.



Şekil 5.9. Çekme çubuğu şematik gösterimi

5.15.2. Sertlik Ölçümü

Sertlik ölçümlerinde Instron-Wolpert marka Diatestor 7551 model sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Ölçümlerde Vickers (10 kgf yükte=HV10) sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır. Şekil 5.5 ve Şekil 5.6'da şematik olarak gösterilen numunelerin sertlikleri Şekil 5.10'da gösterildiği gibi 4 mm aralıklarla ölçülmüştür ve sertlik değerlerinin ortalaması alınmıştır.



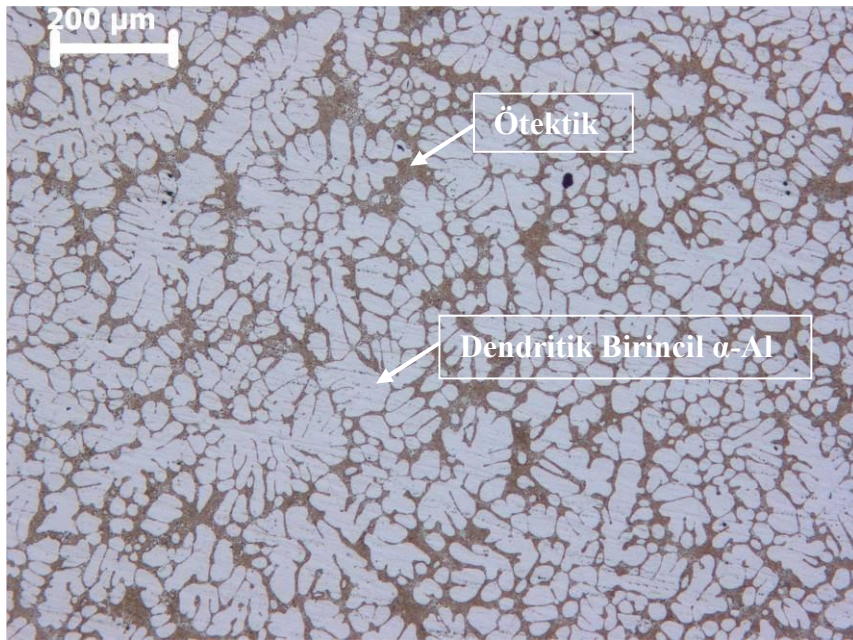
Şekil 5.10. Üretilen numunelerde sertlik ölçüm noktalarının şematik gösterimi

6. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

6.1. Tiksotropik Ön Malzeme Üretiminde Döküm Mikro Yapısı

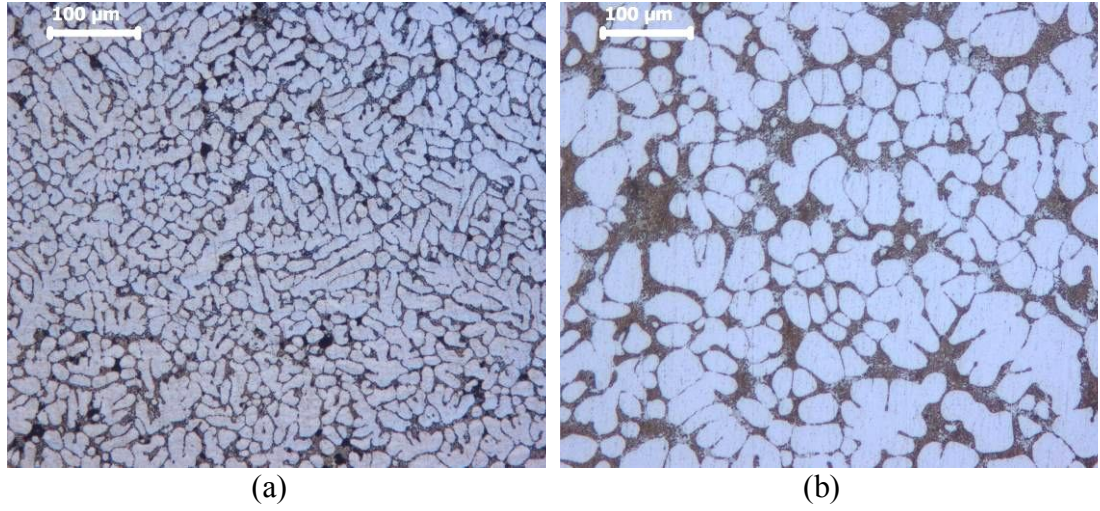
6.1.1. Metalografik Gözlemler

ESP döküm ünitesi kullanılmaksızın geleneksel döküm şartlarında 620, 630, 640 °C döküm sıcaklıklarından metalik kalıba yapılan döküm ingotların mikro yapısı dendritik yapıda bulunan birincil α -Al hücre ve/veya tanecikler ile ötektik yapıdan teşekkül etmiştir (Resim 6.1).



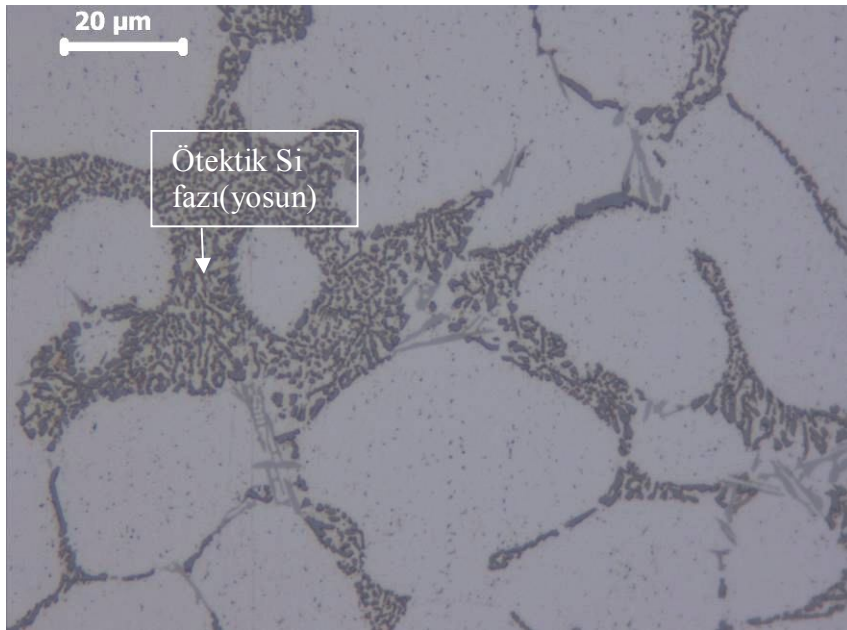
Resim 6.1. 630-MKD ingotun dendritik mikroyapısı (3 nolu bölge)

Dendritik alüminyum hücreleri ingot kenarına yakın bölgelerde ince (Resim 6.2.a), ingotun üst merkez bölgelerinde ise ingot kenarına yakın bölgelere göre daha kaba yapıdadır (Resim 6.2.b).



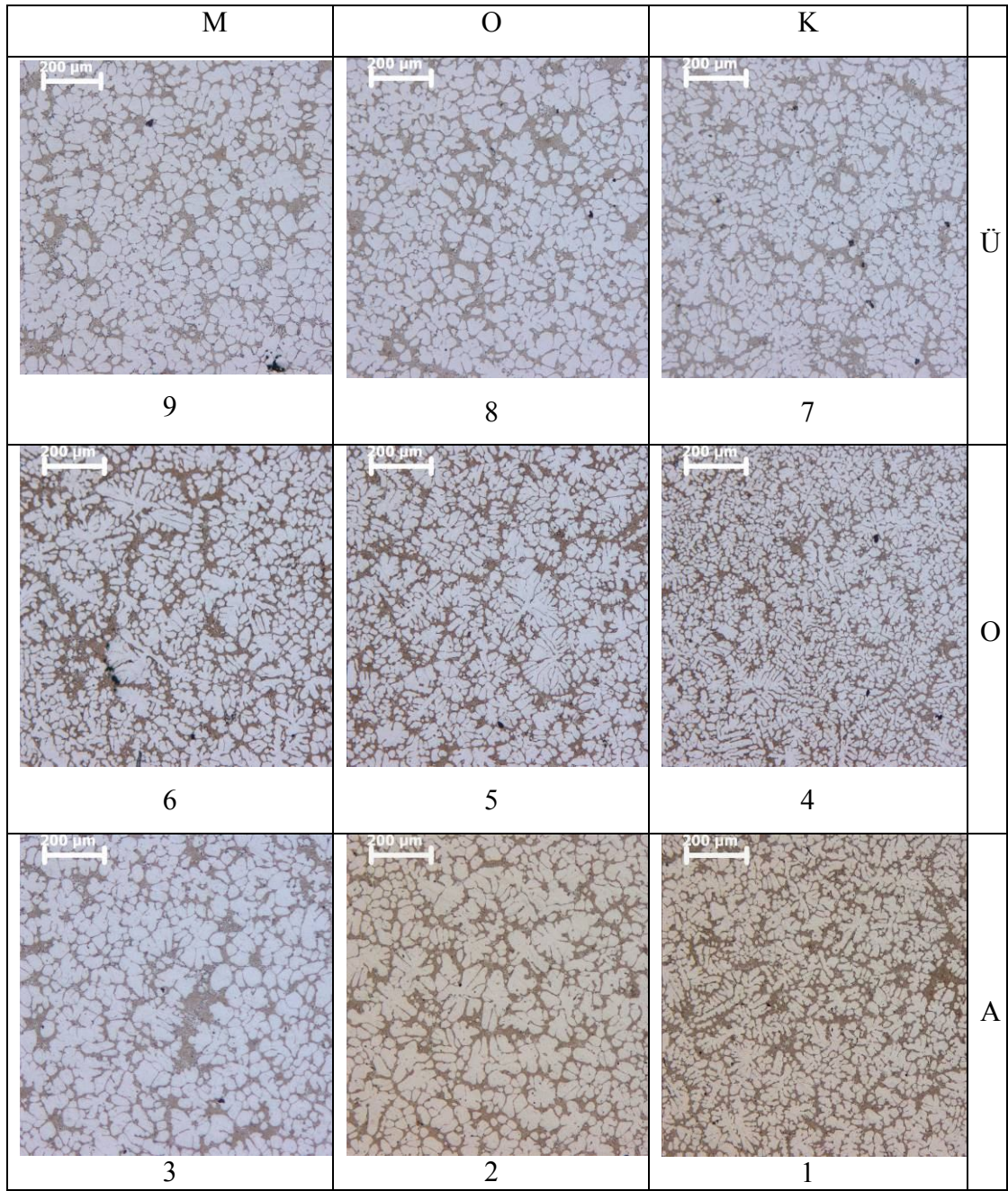
Resim 6.2 . 620-MKD dendritik mikroyapısı; a)1 nolu bölge b)9 nolu bölge

Metalografik incelemede, ingot mikro yapısının homojen olmadığı gözlemlenmiştir. Ötektik silisyum ise ingotun tamamında hızlı soğumanın etkisiyle yosun (fibrous) şeklinde (Resim6.3) oluşmuştur.

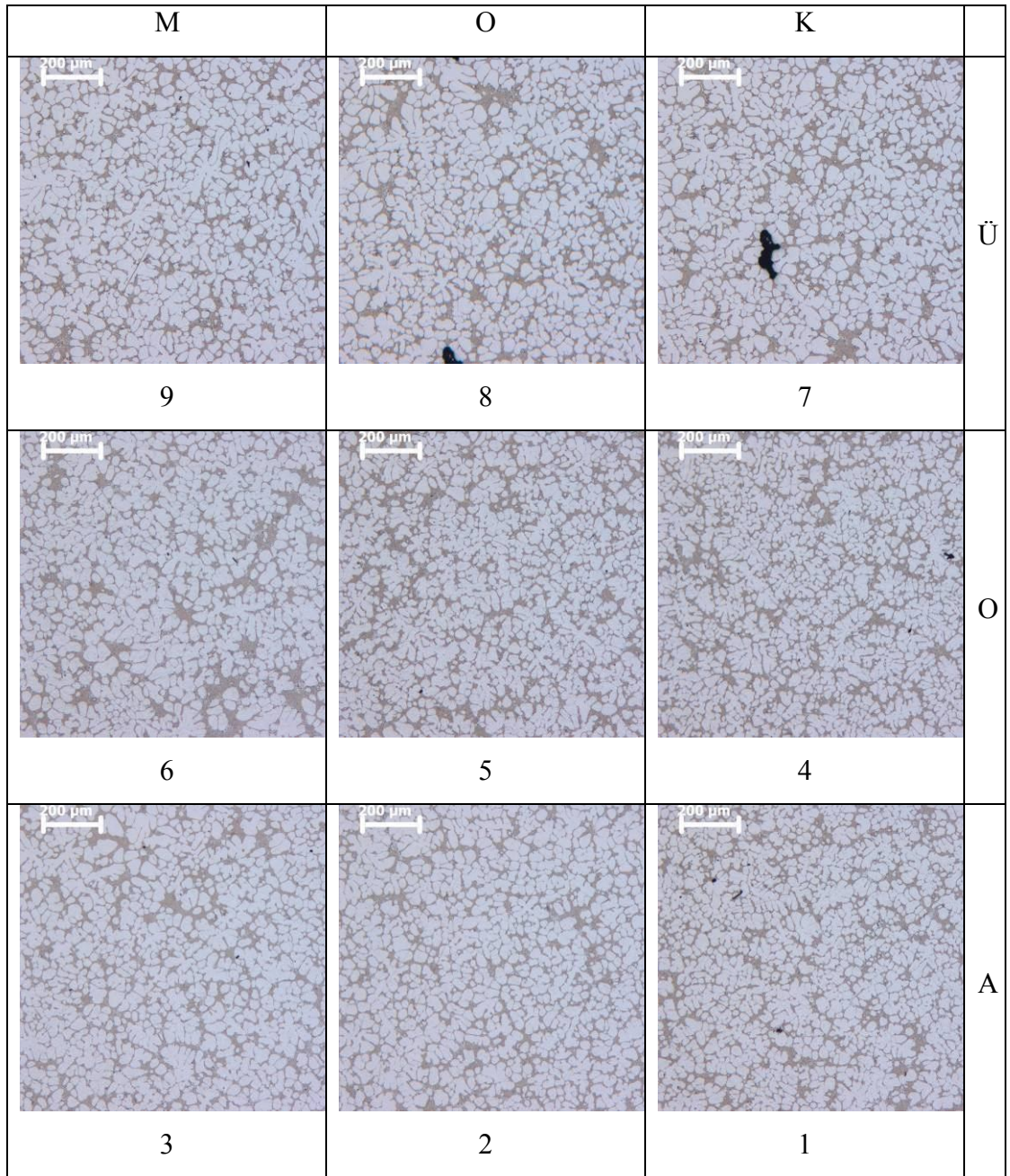


Resim 6.3. 620-MKD dendritik mikroyapısı (1 nolu bölge) Si fazı yosun

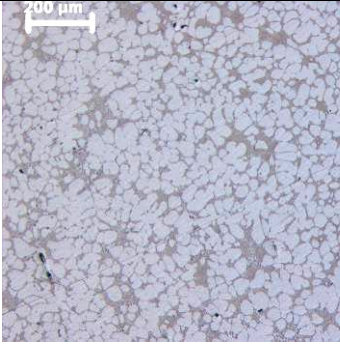
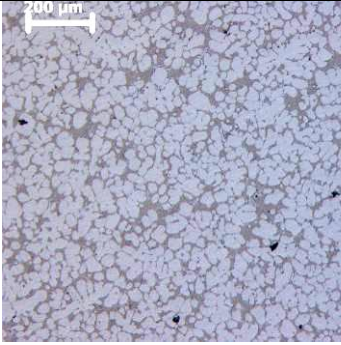
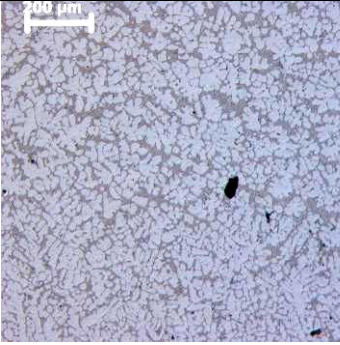
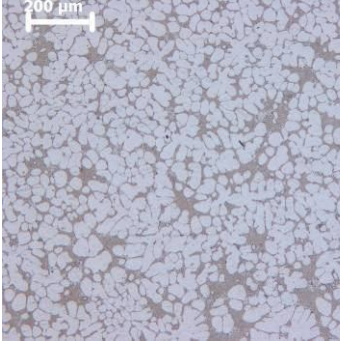
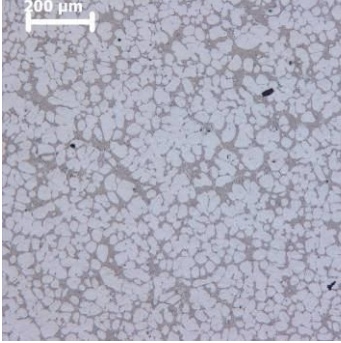
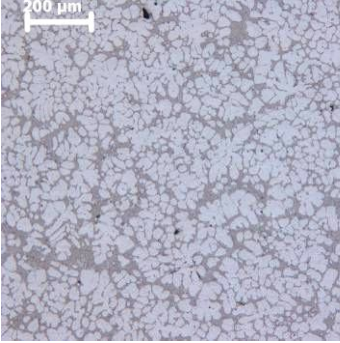
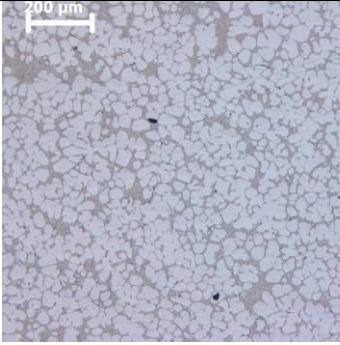
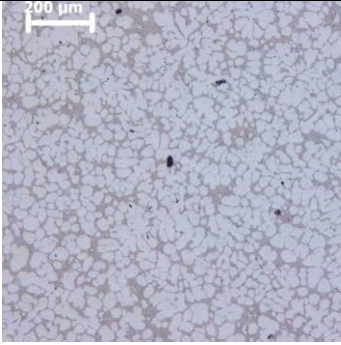
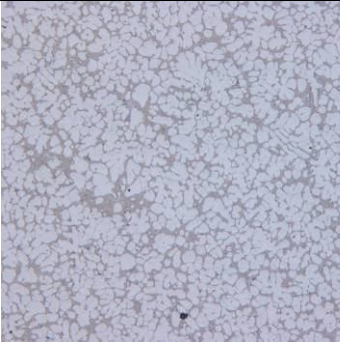
Metalik kalıba yapılan döküm ingotların döküm sıcaklığı arttıkça dendritik birincil α -Al hücreleri kabalaşmaktadır (Resim 6.4, Resim 6.8, Resim 6.12).



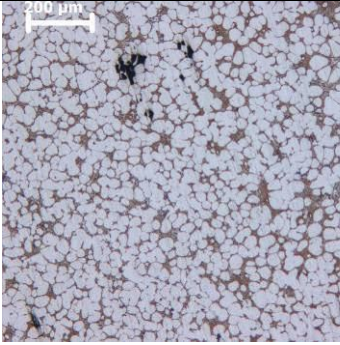
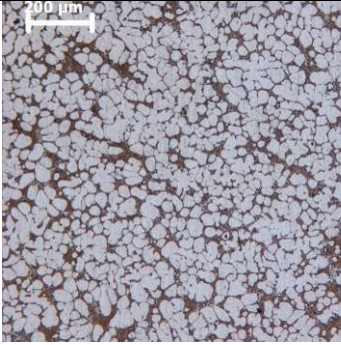
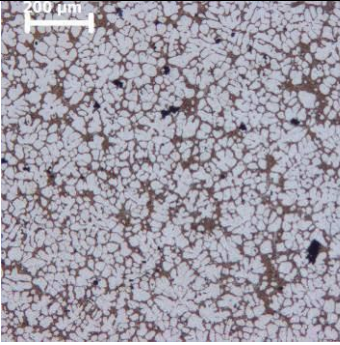
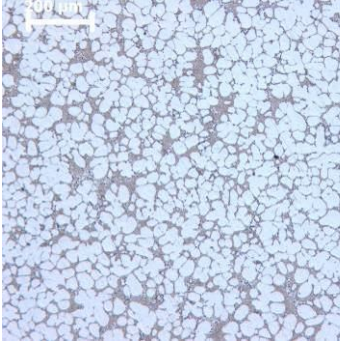
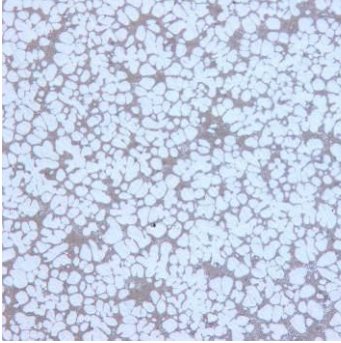
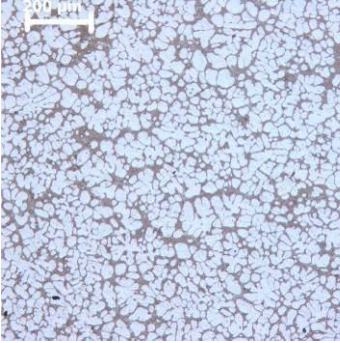
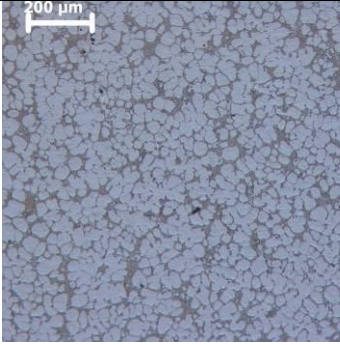
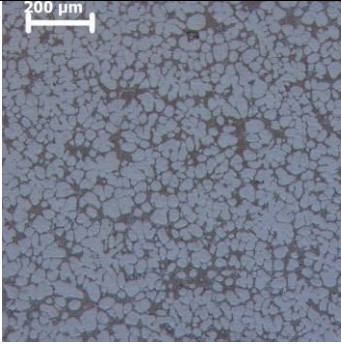
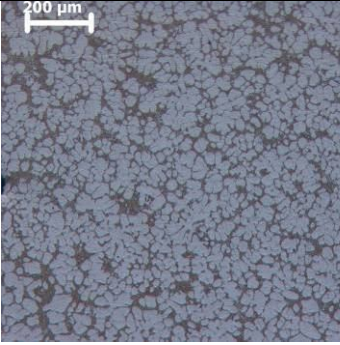
Resim 6.4. 620-MKD ingot mikroyapı haritası



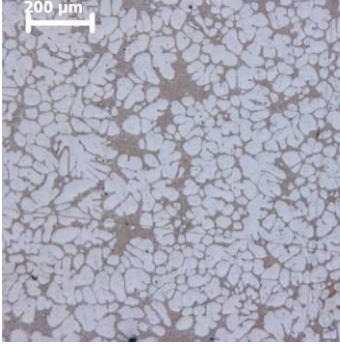
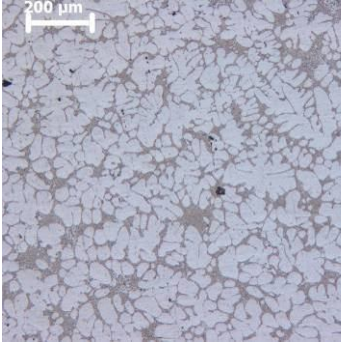
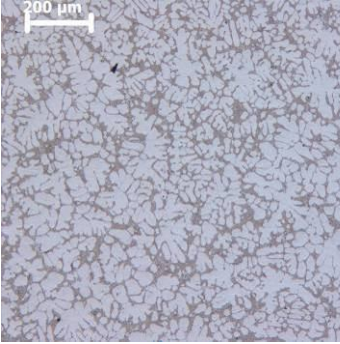
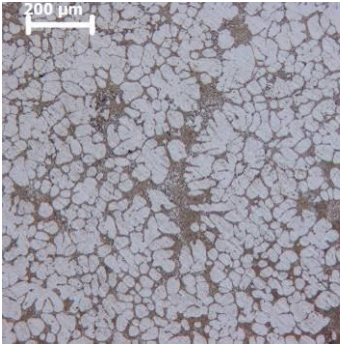
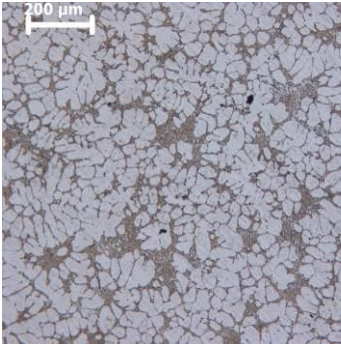
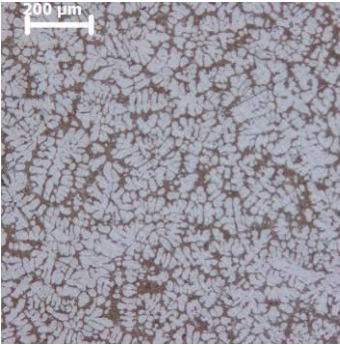
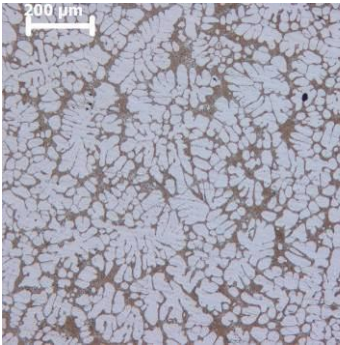
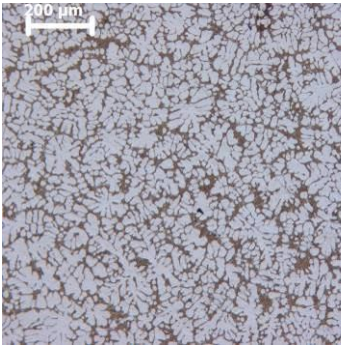
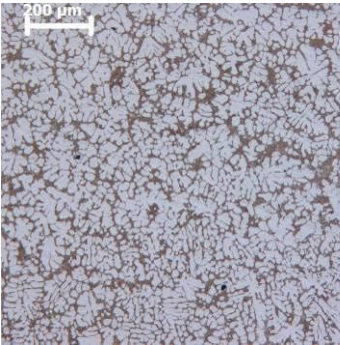
Resim 6.5. 620-DM250 ingotun mikroyapı haritası

M	O	K	
			Ü
9	8	7	
			
6	5	4	O
			A
3	2	1	

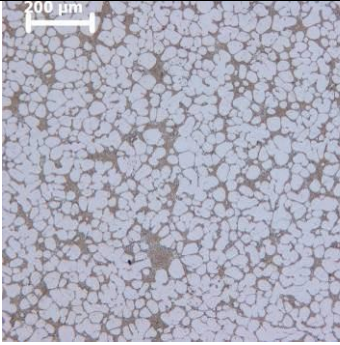
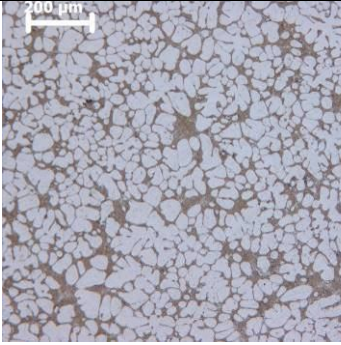
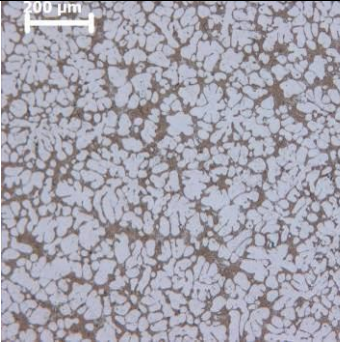
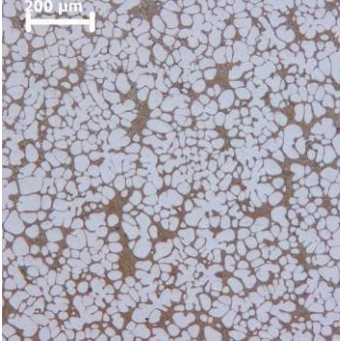
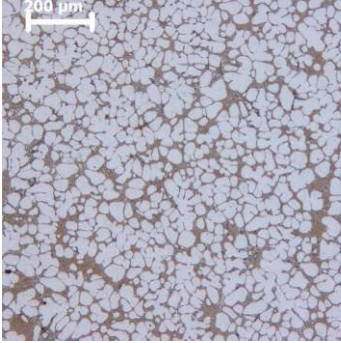
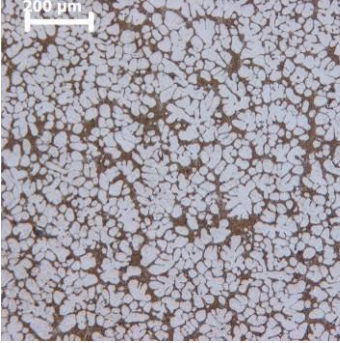
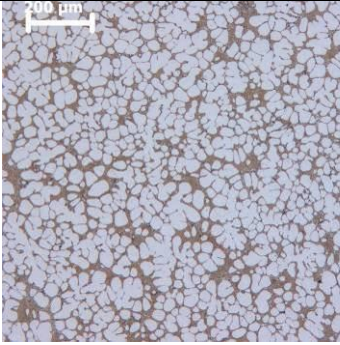
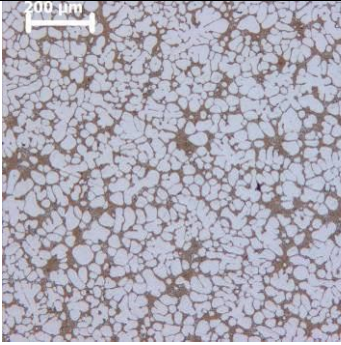
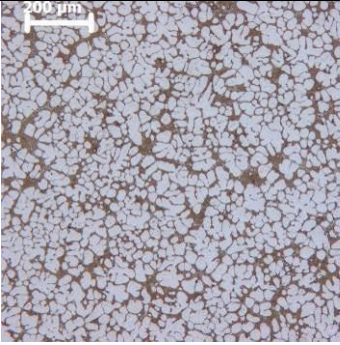
Resim 6.6. 620-DM350 ingotun mikroyapı haritası

M	O	K	
			Ü
9	8	7	
			
6	5	4	O
			A
3	2	1	

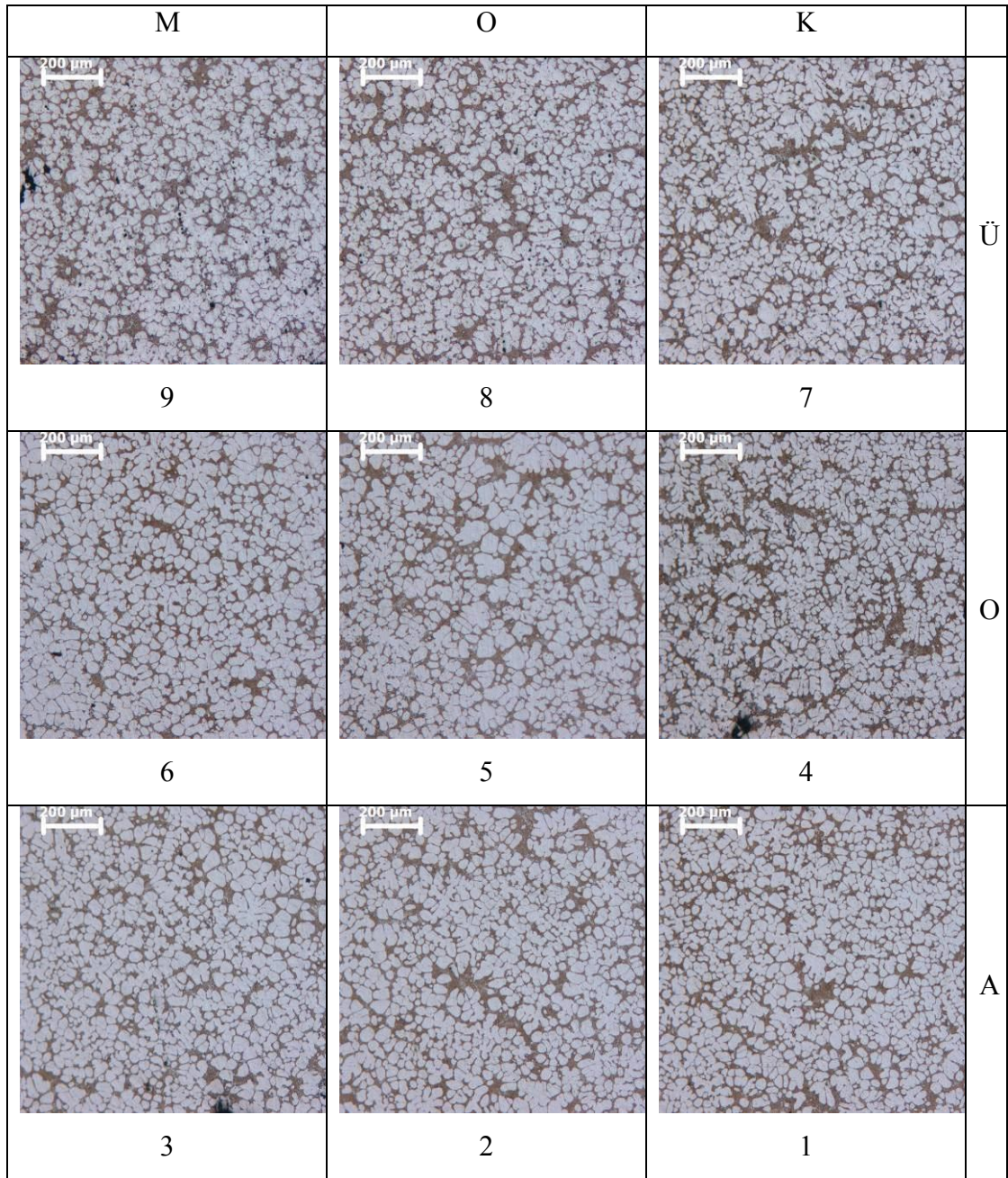
Resim 6.7. 620-DM450 ingotun mikroyapı haritası

M	O	K	
			Ü
			O
			A

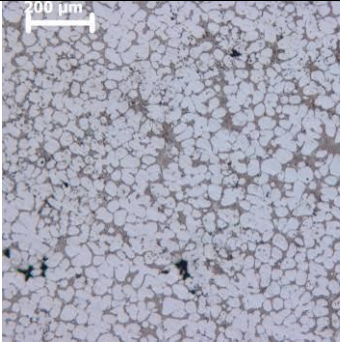
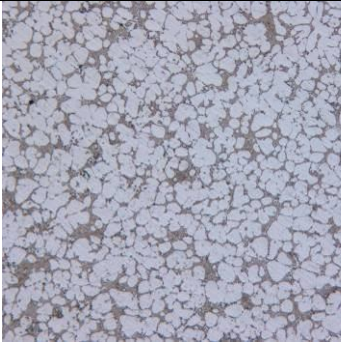
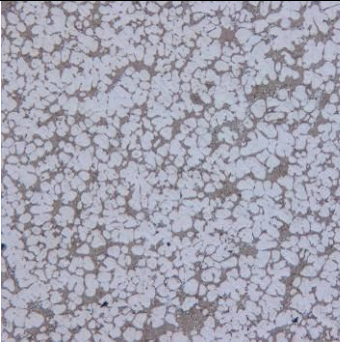
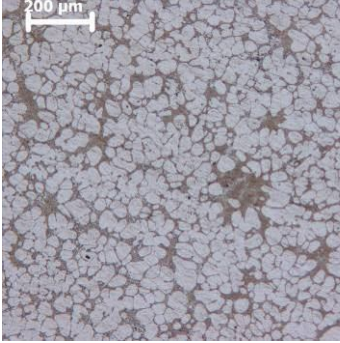
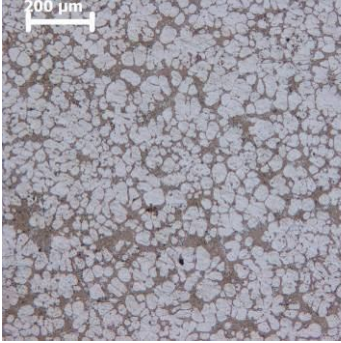
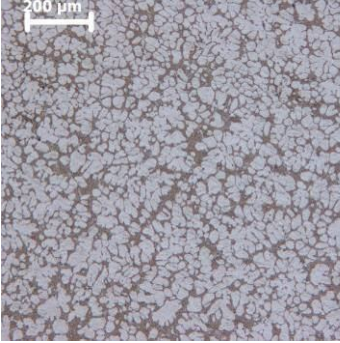
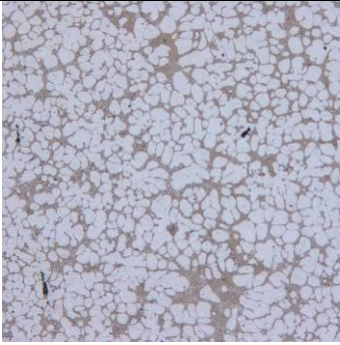
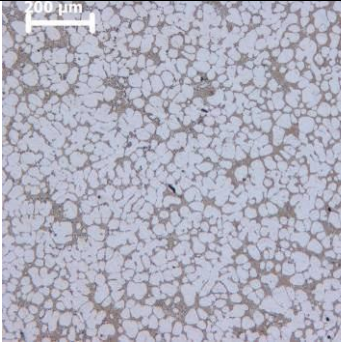
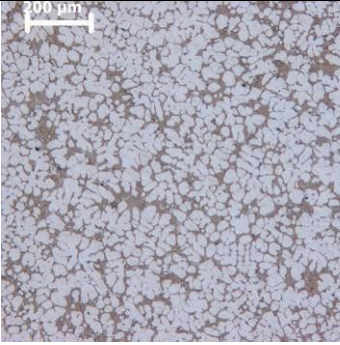
Resim 6.8. 630-MKD ingot mikroyapı haritası

M	O	K	
			Ü
9	8	7	
			O
6	5	4	
			A
3	2	1	

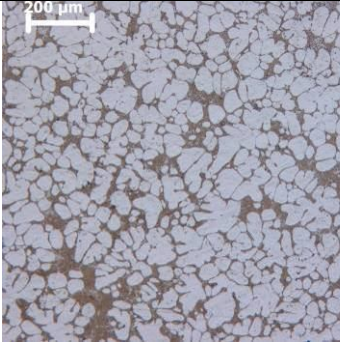
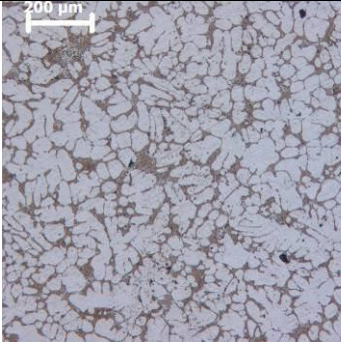
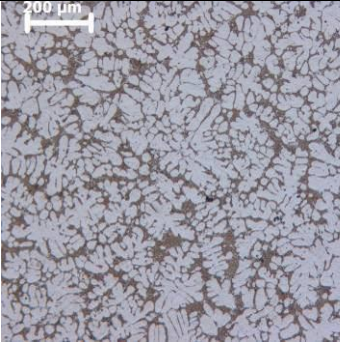
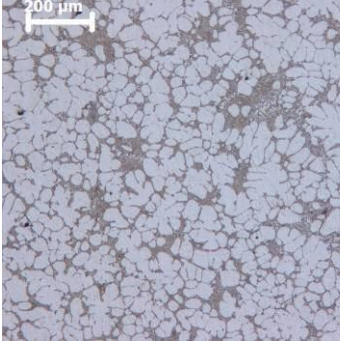
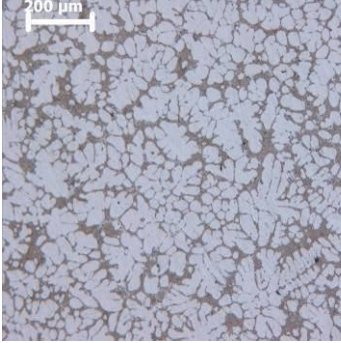
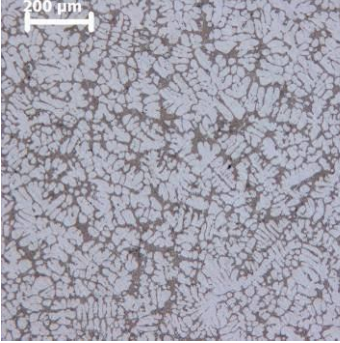
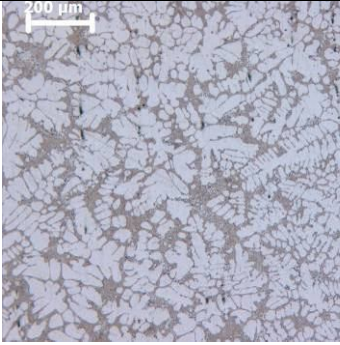
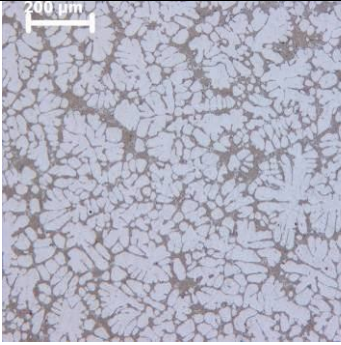
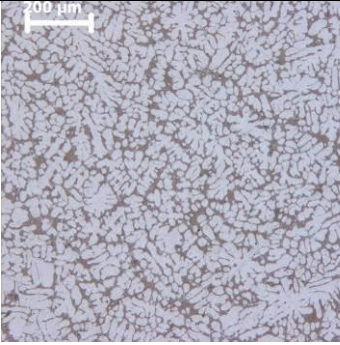
Resim 6.9. 630-DM250 ingot mikroyapı haritası



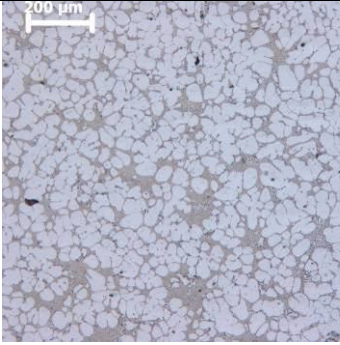
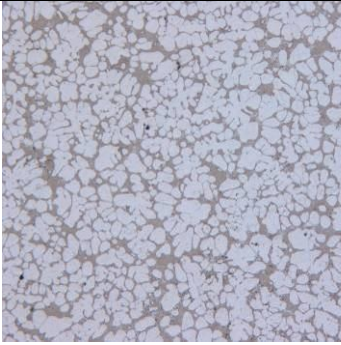
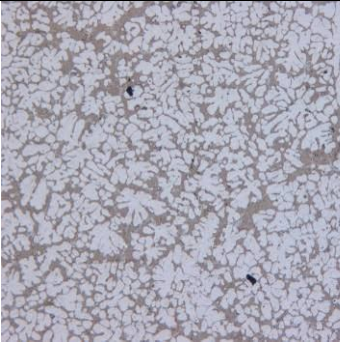
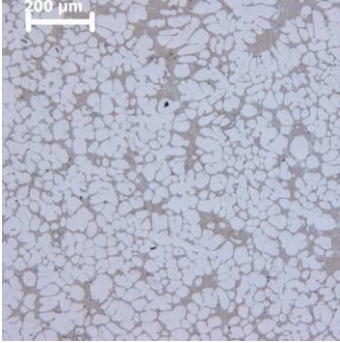
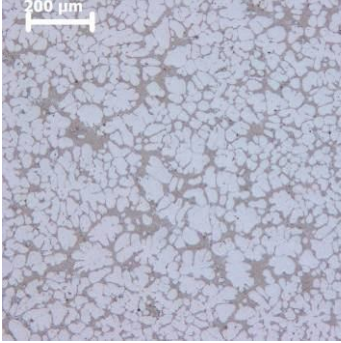
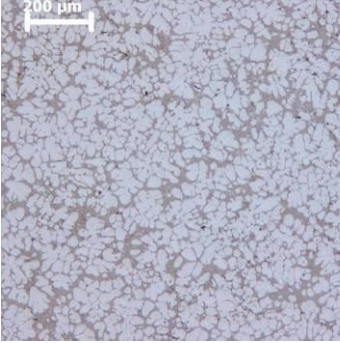
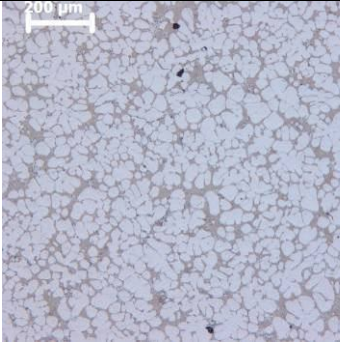
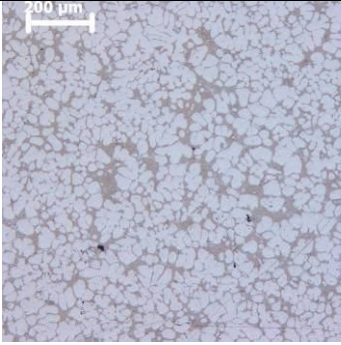
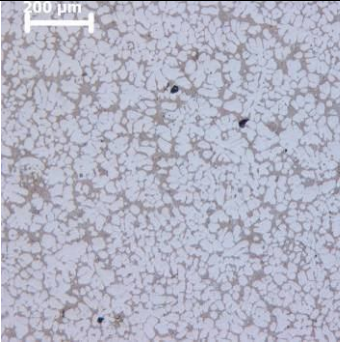
Resim 6.10. 630-DM350 ingot mikroyapı haritası

M	O	K	
			Ü
9	8	7	
			O
6	5	4	
			A
3	2	1	

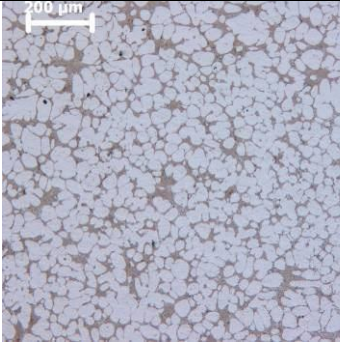
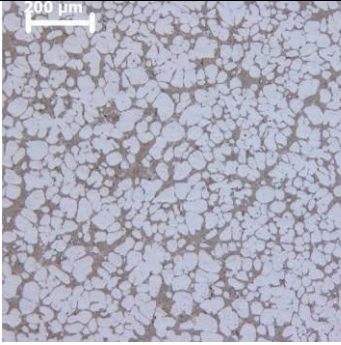
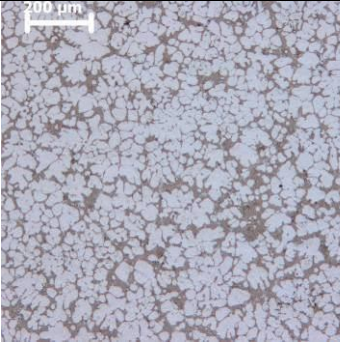
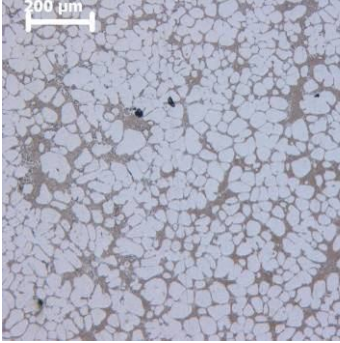
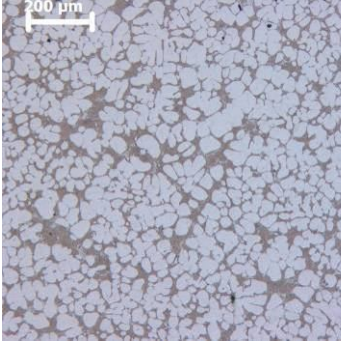
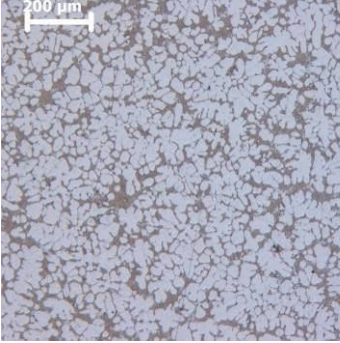
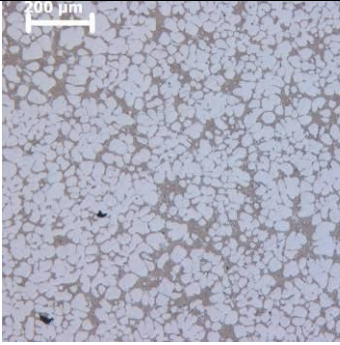
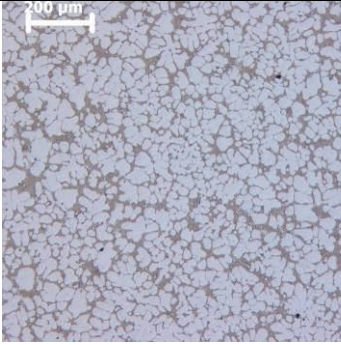
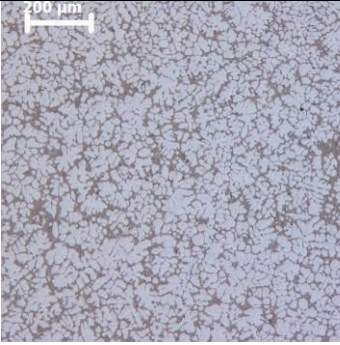
Resim 6.11. 630-DM450 ingot mikroyapı haritası

M	O	K	
			Ü
9	8	7	
			
6	5	4	O
			A
3	2	1	

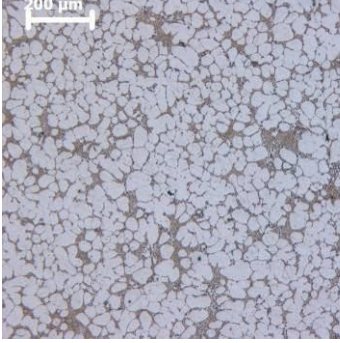
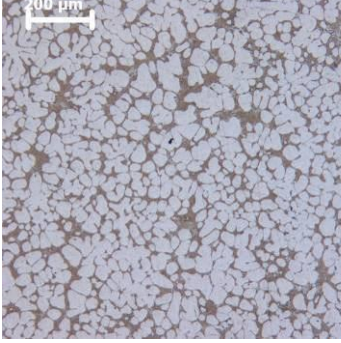
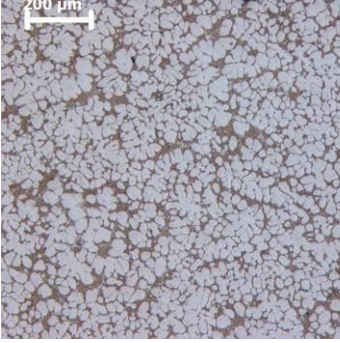
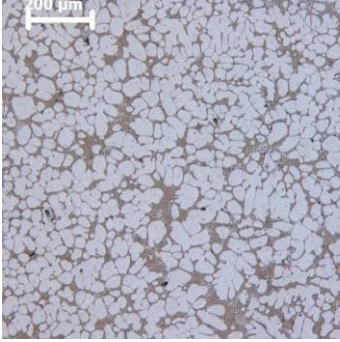
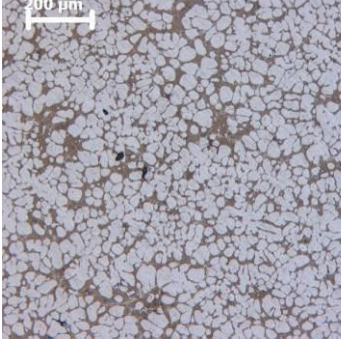
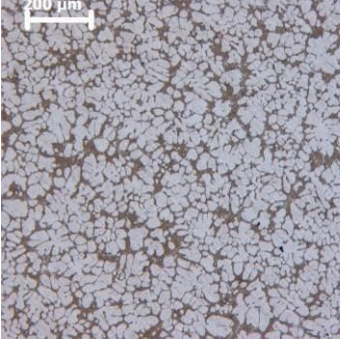
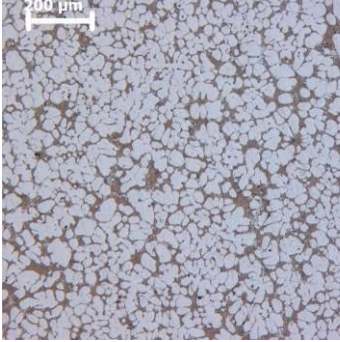
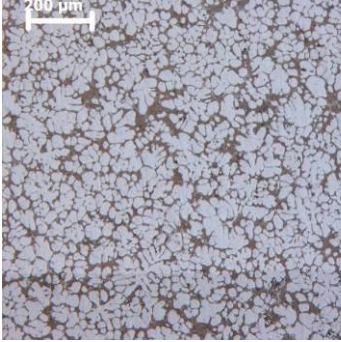
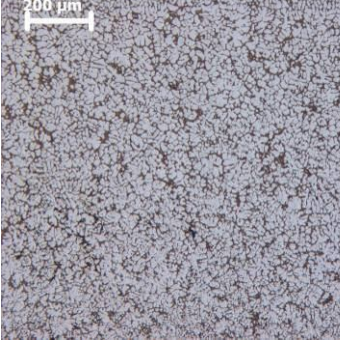
Resim. 6.12. 640-MKD ingot mikroyapı haritası

M	O	K	
			Ü
9	8	7	
			
6	5	4	O
			A
3	2	1	

Resim 6.13. 640-DM250 ingot mikroyapı haritası

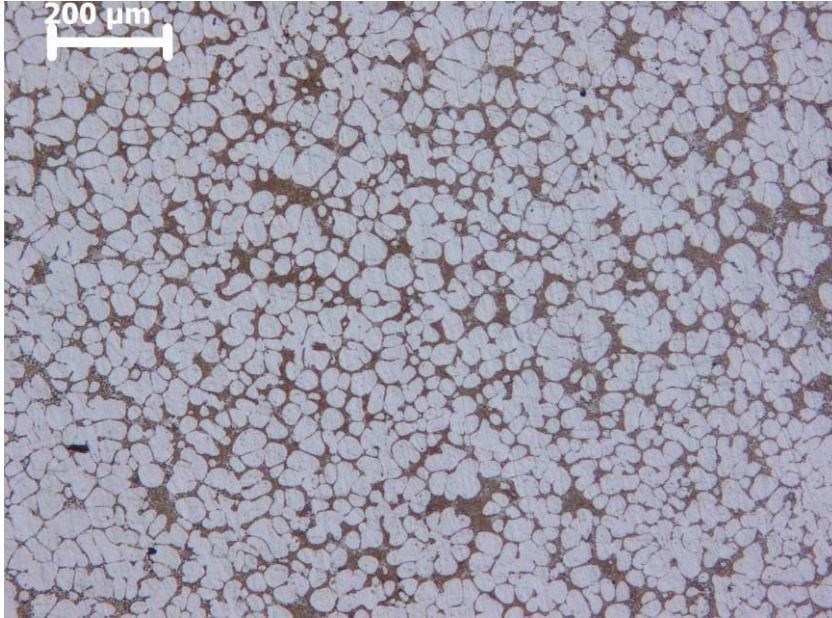
M	O	K	
			Ü
9	8	7	
			
6	5	4	O
			A
3	2	1	

Resim 6.14. 640-DM350 ingot mikroyapı haritası

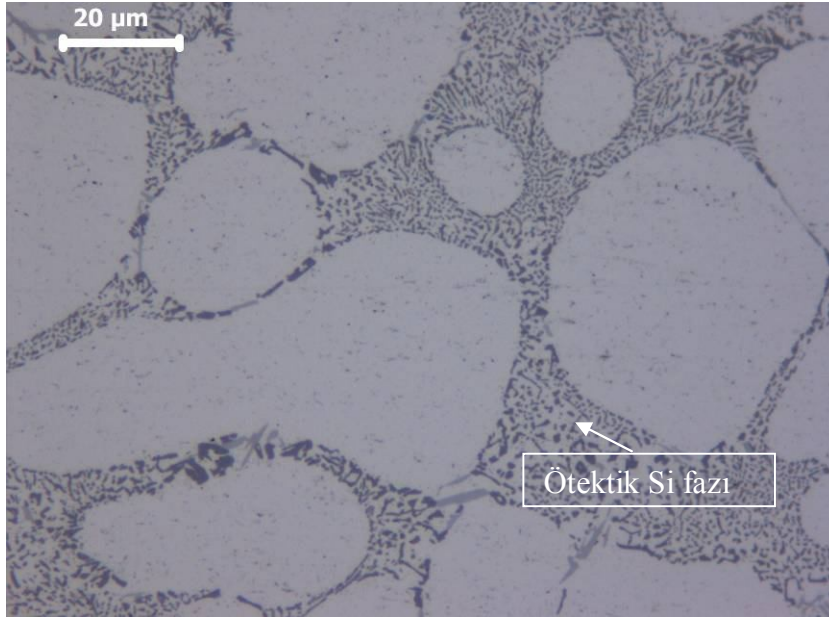
M	O	K	
			Ü
9	8	7	
			O
6	5	4	
			A
3	2	1	

Resim 6.15. 640-DM450 ingot mikroyapı haritası

Optimum küremsi yapıya sahip ETİAL-177 Al-Si ön malzemeyi elde etmek amacıyla ESP döküm ünitesinde 250, 350 ve 450 mm döküm mesafelerinin her birinden 620, 630 ve 640 °C döküm sıcaklıklarından (Çizelge 5.4) çelik kalıba yapılan dökümlerin mikro yapılarında (Resim 6.5-7, Resim 6.9-11, Resim 6.13-15) birincil α -Al hücreleri dendritik morfolojiden daha ziyade küremsi ve rozet şeklinde oluşmuştur (Resim 16). Birincil α -Al hücreleri ingotların merkez ve üst bölgelerine doğru kabalaşmaktadır. Ötektik silisyum fazının ise ingot bölgelerinin tamamında yosun şeklinde teşekkül ettiği gözlemlenmiştir (Resim 6.17).

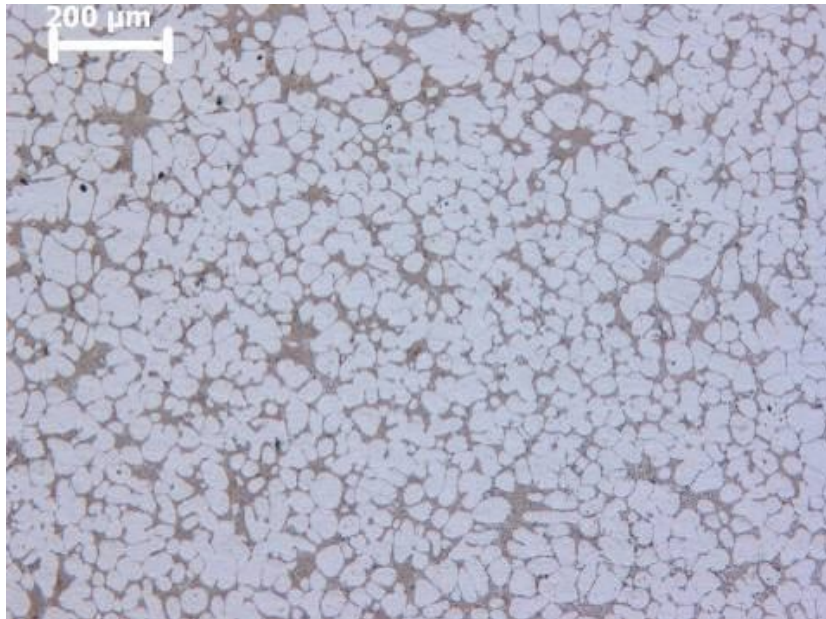


Resim 6.16. 630-DM350 dendritik olmayan rozetimsi ve küremsi yapı (6 nolu bölge)



Resim 6.17. 630-DM350 numunesindeki ötektik Si fazı görünümü

Farklı ESP döküm mesafelerinden ve sıcaklıklardan yapılan dökümlerde, döküm sıcaklığı ve döküm mesafesi arttıkça α -Al hücrelerinin kabalaşma ve küreleşme eğiliminde oldukları görülmüştür (Resim 6.18). Ancak bu konuda kesin ve detaylı sonuçlar nicel metalografik çalışmada verilecektir.



Resim 6.18 640-DM350 numunesi 9 nolu bölge mikroyapısı

Eğimli soğutma plakası döküm ünitesinde üretilen ingotlarda (önmalzeme) küremsi ve rozet mikro yapının nasıl teşekkül ettiği teorik olarak açıklanabilir. Sıvı metal eğimli soğuma plakasına temas eder etmez ısısının önemli bir kısmını kaybeder. Sıvı metal sıcaklığında hızlı düşme birincil α -Al fazı için önemli derecede alt soğuma etkisi göstererek çok sayıda çekirdeklenme meydana gelir. Bu durum “Big-Bang” çekirdeklenme mekanizması olarak bilinir. Bununla birlikte sıvının hareketi ile eğimli plakada yerçekimi etkisinden kaynaklanan güçlü kesme gerilmesi henüz yeni oluşan birincil α -Al fazı dendritlerini yüzeyden ayırır veya eğimli plaka yüzeyinde büyüyen dendrit kollarını kırar. Kopan veya ayrılan her bir dendrit parçası sıvı içinde dağılır. Sıvı tarafından kuşatılan ve büyümeye devam eden katı parçacıklar akan sıvı ile birlikte yuvarlanarak plakanın alt noktasından kalıba girer. Metalik kalıpta ısı transferinin yüksek olmasından dolayı daha fazla büyümeye fırsat bulamayan dendrit parçacıkları birbiriyle çarpışabilir ve bir araya toplanabilirler. Katılma sonunda birincil faz olan α -Al hücreleri rozet ve küresel şeklinde oluşur [Biol, 2007, Taghavi ve Ghassemi, 2009, Legoretta ve ark., 2008-1, Legoretta ve ark., 2008-2, Haga ve Suzuki, 2001-1].

ESP döküm yönteminde döküm sıcaklığı, döküm mesafesi ve eğimi birincil α -Al taneciğinin küremsi olarak şekillenmesinde çok büyük rol oynadığı araştırmacılar tarafından da belirtilmiştir [Haga ve Suzuki, 2001-1, Taghavi ve Ghassemi, 2009, Biol, 2007].

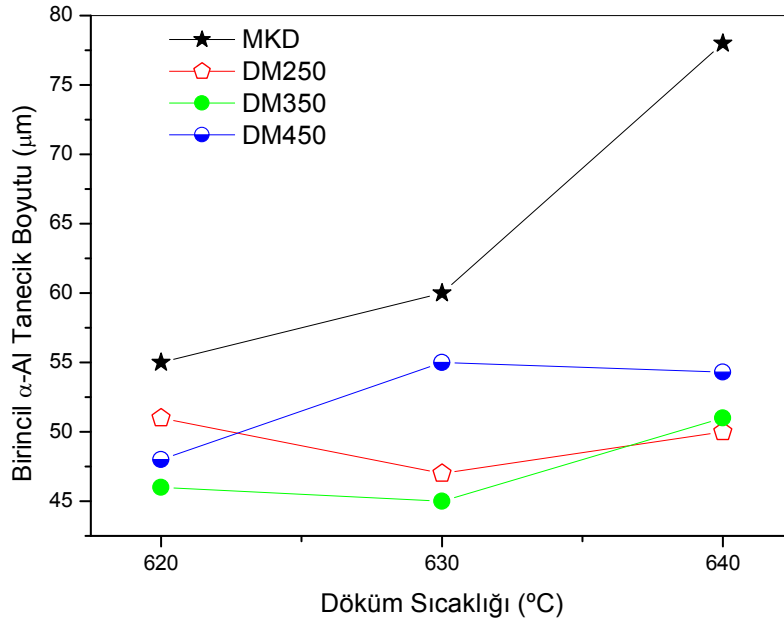
Eğimli soğutma plakası döküm ünitesinde üretilen ingotlarda küremsi ve rozet mikroyapı, birçok araştırmacının [Atkinson, 2005, Meyers, 1985, Biol, 2007, Fan, 2002, Yu ve ark., 2002] elde ettiği A357 Al ön malzemenin mikroyapıları ile birebir uyum göstermiştir. Bu durum, eğimli soğutma plakası döküm ünitesinde soğutma plakasının eğimi, döküm sıcaklığı, döküm mesafesi, soğutma şartları ve kalıp malzemesinin doğru seçildiğini ve uygulandığını göstermektedir.

6.1.2. Döküm sıcaklığı ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al tanecik boyutu üzerine etkisi

ESP ve MKD döküm yöntemi ile üretilen numunelerin mikroyapılarındaki birincil α -Al tanecik boyutunun sıcaklık ile değişimi Şekil 6.1 ve Çizelge 6.1’de verilmiştir. MKD yöntemi ile elde edilen numunelerde birincil α -Al tanecik boyutu 620, 630 ve 640 °C döküm sıcaklıklarında sırasıyla 55 μ m, 60 μ m ve 78 μ m olmak üzere döküm sıcaklığı arttıkça artmıştır. Döküm sıcaklığının artması şüphesiz transfer edilen ısı miktarını da artırır. Bu durum dökümlerin toplam katılaşma zamanını yükseltir.

ESP döküm işleminde, kullanılan döküm sıcaklıkları ve döküm mesafeleri birincil α -Al tanecik boyutunu önemli derecede değiştirmemiştir. Ancak, 630 °C ve 640 °C döküm sıcaklıklarında 450mm döküm mesafesi birincil α -Al tanecik boyutunu artırma eğilimindedir. Bu çalışmada 45 μ m olan en düşük birincil α -Al tanecik boyutunu 630 °C döküm sıcaklığı ve 350mm döküm mesafesi (630-DM350) vermiştir. Bu sebepten 630 °C döküm sıcaklığı ve 350mm döküm mesafesi (630-DM350) ile elde edilen dökümler yarı-katı sıcaklığında optimum bekletme süresinin tespitinde kullanılmıştır.

Guo ve Yang [Guo ve Yang., 2008] LSPSF (dönen eğimli soğutma plakasına düşük döküm sıcaklığından döküm) yöntemi kullanarak A356 Al-Si alaşımından numuneler üretmiştir. Döküm sıcaklığı düştükçe kaba birincil α -Al taneciklerinin yerini ince ve küresel birincil α -Al taneciklerin aldığını belirtmişlerdir. Döküm sıcaklığının çok fazla olduğunda ergiyeğin katılaşmaya başlayamadığını veya çok az kristal oluşturduğunu ve bunun da çok azının kalıcı olduğunu belirtmiştir. Sonuç olarak ise düşük tane yoğunluğu ve kaba birincil α -Al taneciklerinin oluştuğunu söylemişlerdir.



Şekil 6.1. Döküm sıcaklığının ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al tanecik boyutu üzerine etkisi

Çizelge 6.1. Döküm sıcaklığının ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al tanecik boyutu üzerine etkisi

Döküm Sıcaklığı (°C)	Birincil α -Al Tanecik Boyutu (µm)			
	MKD	DM250	DM350	DM450
620	55	51	46	48
630	60	47	45	55
640	78	50	51	54

Taghavi ve Ghassemi [Taghavi ve Ghassemi 2009] A356 Al alaşımının eğimli soğutma plakasına döküm yöntemi kullanarak 680 °C döküm sıcaklığı, 300 mm döküm mesafesi ve 60° eğim açısı kullanıldığında birincil α -Al tanecik boyutunu 72 µm olarak tespit etmişlerdir. Aynı şartlarda döküm mesafesi 200 mm'den 400 mm'ye çıkarıldığında ise tanecik boyutunun 70 µm'dan 78 µm'a çıktığını belirtmişlerdir.

Eğimli soğuma plakasının uzunluğubirincil α -Al fazının morfoloji ve boyutuna etki eden en önemli parametrelerden birisidir. Eğimli soğuma plakasının mesafesi arttığında ısı transfer süresi ve kesme gerilmesi artar. Bu nedenle kırılan ve ayrılan

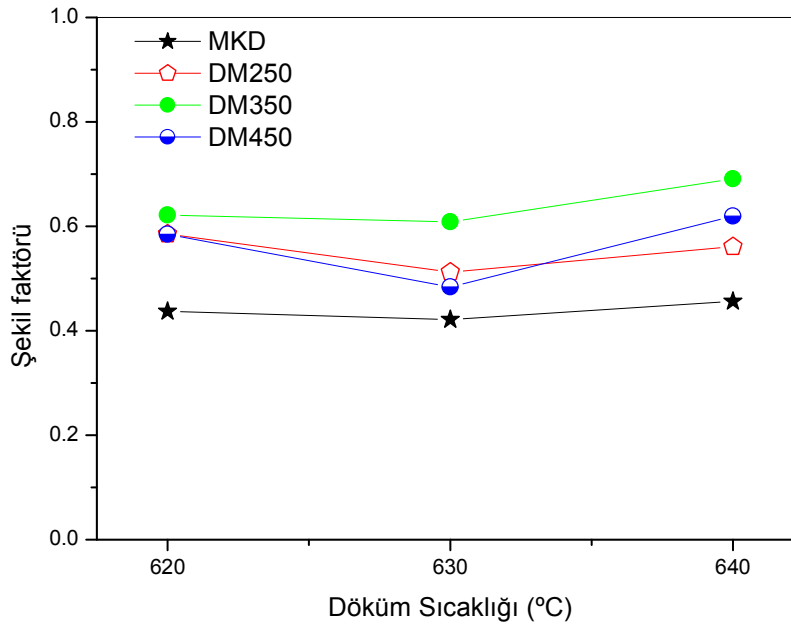
katı birincil α -Al faz sayısı artar ve mikroyapıda ince küremsi birincil α -Al tanecikleri içerir [Taghavi ve Ghassemi, 2009, Birol, 2007, Gencalp ve ark., 2009].

Eğer eğimli plaka mesafesi çok uzun tutulursa; sıvı metal ile eğimli plaka arasında ince bir katı tabakasının oluşmasına sebep olur. Bundan dolayı akan sıvı metal ile eğimli plaka yüzeyi arasındaki ısı transferi ve soğuma hızı azalır, buda katı birincil α -Al fazının çekirdeklenme oranının düşmesine sebep olur. Bu yüzden nihai mikroyapıda tane boyutunun büyümesine neden oluşturmaktadır [Taghavi ve Ghassemi, 2009].

Budiman ve arkadaşları [Budiman ve ark., 2009] Al-Si-Mg (% 6,6 Si, 0,24 Mg) alaşımı kullanarak ESP döküm yöntemi ile numune üretmiştir. 250 mm döküm mesafesi ve 620°C döküm sıcaklığından döküm yapmıştır. ESP ünitesini sulu ve susuz olarak kullanmıştır. Elde edilen numunelerin mikroyapılarında bulunan birincil α -Al taneciklerinin su kullanıldığında 34 μm 'den 29 μm 'ye düştüğünü tespit etmiştir.

6.1.3. Döküm sıcaklığı ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü üzerine etkisi

ESP döküm yöntemi ve MKD yöntemi ile üretilen numunelerde döküm sıcaklığının ve mesafesinin birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü üzerine etkisi Şekil 6.2 ve Çizelge 6.2'de verilmiştir. MKD yönteminde 620, 630 ve 640 °C döküm sıcaklıkları şekil faktörünü değiştirmemiştir. ESP döküm yönteminde ise döküm mesafelerinin α -Al taneciğinin şekil faktörü üzerindeki etkisinin döküm sıcaklıklarına göre, daha fazla olduğu görülmüştür. MKD yöntemi ile üretilen numunelerde 0,42 ile 0,46 arasında olan birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü ESP döküm yönteminde önemli derecede artarak 640-DM350 numunesinde 0,69'a yükselmiştir. Endüstriyel uygulamalarda başarılı bir yarı katı şekillendirme için ön malzemelerin 0,6'dan büyük şekil faktörüne sahip olmaları gerekmektedir [Kılıçlı, 2010, Friedrich ve ark., 2009, Kapranos ve ark., 2001].



Şekil 6.2. Döküm sıcaklığının ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü üzerine etkisi

Çizelge 6.2. Döküm sıcaklığının ve soğutma plakası mesafesinin birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü üzerine etkisi

Döküm Sıcaklığı (°C)	Şekil faktörü			
	MKD	DM250	DM350	DM450
620	0,44	0,58	0,62	0,58
630	0,42	0,51	0,60	0,48
640	0,46	0,56	0,69	0,62

En ideal tiksotropik yapı şekil faktörü=1 olduğu durumlarda elde edilmektedir. Şekil faktörü 1'e yaklaştıkça küresellik miktarı iyileşmekte ve tiksotropik davranış gösterme kabiliyeti artmaktadır [Fan, 2002, Atkinson, 2005].

Taghavi ve Ghasemi [Taghavi ve Ghassemi 2009] A356 Al alaşımının ile eğimli soğutma plakasına döküm yönteminde 680 °C döküm sıcaklığı ve 300 mm döküm mesafesinden 0.48 şekil faktörü ürettiğini vurgulamışlardır. Eğimli soğutma plakasından döküm mesafesi aynı şartlarda 200 mm'den 500 mm'ye doğru arttıkça

şekil faktörünün 0,51'den 0,60'ya artarken 600mm'den fazla mesafede tekrar 0,54'e düşmektedir.

Budiman ve arkadaşları [Budiman ve ark., 2009] ESP döküm ünitesi ve soğutmada su kullanıldığında mikroyapıdaki α -Al taneciklerinin şekil faktörünü $P^2 / 4\pi A$ formülünü (şekil faktörü tam tersi olarak da hesaplanmaktadır bu sonucu değiştirmemektedir her iki durumdada 1'e yaklaşması en ideal mikro yapıyı vermektedir) kullanarak 5,23 'ten 2,99'a düştüğünü yani 1'e yaklaştığını tespit etmiştir.

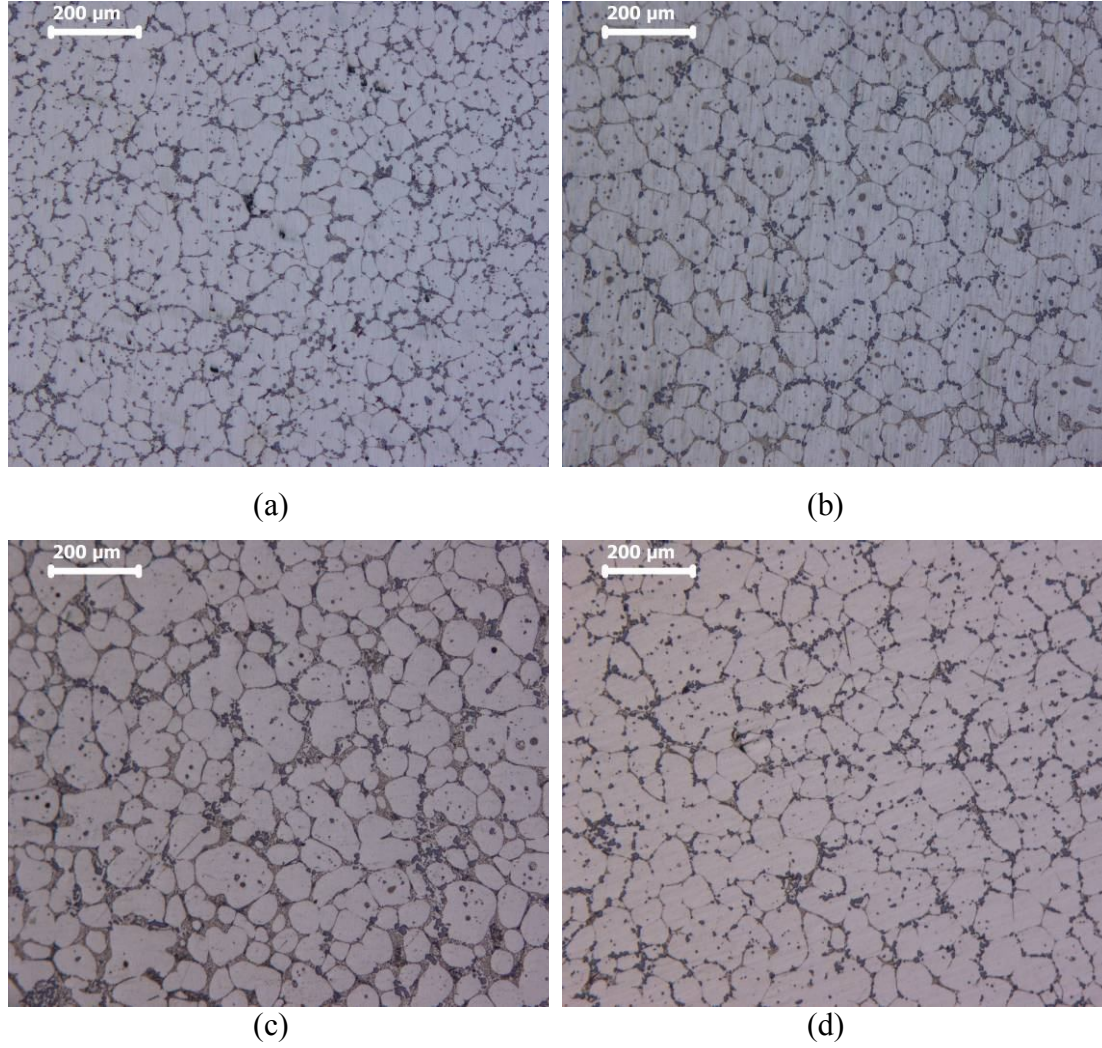
Guo ve Yang [Guo ve Yang., 2008] A356 alaşımı ile LSPSF yöntemi kullanarak 635-645-650-660-665- 670-680 °C döküm sıcaklıklarından ve 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50° eğim açılarından döküm yapmıştır. 90 dev/dk döndürme hızında ve eğimli plaka açısı 20° olduğunda şekil faktörünün döküm sıcaklığı arttıkça 0,96'dan 0,1'e düştüğü tespit etmişlerdir.

6.2. Yarı Katı Sıcaklığı ve Bekleme Süresinin Mikroyapı Üzerine Etkisi

Yarı katı döküm işleminde yeniden ısıtma aşamasında birincil α -Al tanecikleri ısının ve bekleme zamanının etkisi ile büyümektedir. Yarı katı döküm işleminin başarıyla yapılabilmesi için yarı katı sıcaklıkta yeniden ısıtma işlemi sonrası birincil α -Al tanecik boyutunun en fazla 100 μ m olması ve bunun üzerinde olmaması gerekmektedir [Kirkwood, 1994, Tezimas, 1997, Yang ve ark., 2002]. Araştırmacılar homojen malzeme akışının sağlanması, ince kesitlerin ve kalıp boşluğunun tamamen doldurulabilmesi için bunun gerekli olduğunu söylemişlerdir [Kılıçlı, 2010, Witulski ve ark., 1998, Atkinson, 2008-2, Birol, 2007-2].

ESP döküm yönteminde, 630 °C döküm sıcaklığı ve 350mm döküm mesafesinin ürettiği 47 μ m ortalama α -Al tane boyutu ve 0,60 şekil faktörü optimum değerler olarak alınmıştır. Bu değerlere sahip 630-DM350 kodlu numunelere, yarı-katı bölgeye tekabül eden 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 1-3-5-7 dk süreleri ile

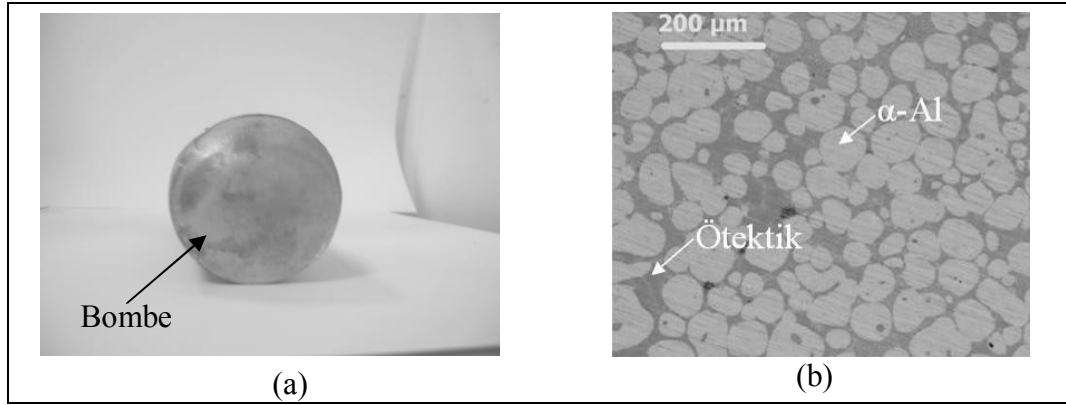
bekletme işlemi uygulanmış ve takiben mikroyapıdaki değişimin gözlenmesi için oda sıcaklığındaki suda hızla soğutulmuştur (Resim 6.19.a-d).



Resim 6.19. 630-DM350 numunesinde farklı bekleme sürelerindeki birincil α -Al taneciğinin mikroyapı resimleri a) 1 dk. , b) 3 dk. , c) 5 dk. , d) 7 dk.

Mikroyapı gözlemlerinde, 572 °C yeniden ısıtma (YI) sıcaklığında 1 dk. bekletme süresinin rozetimsi yapıyı bozmak için yeterli olmadığı görülmüştür (Resim 6.19.a). Rozetimsi yapının bozunumu 3 dk. bekletme süresinde başlamış ancak ayrılma bütünüyle gerçekleşmemiştir. Bununla birlikte bireysel birincil α -Al taneciklerinde küreselleşme teşekkül etmiştir (Resim 6.19.b). Rozetimsi yapıya sahip birincil α -alüminyum taneciklerinin bozunumu ve küreselleşmesi 5 dk. bekletme süresi ile gerçekleşmiştir (Resim 6.19.c). Bu sürede birincil α -alüminyum taneciklerinin

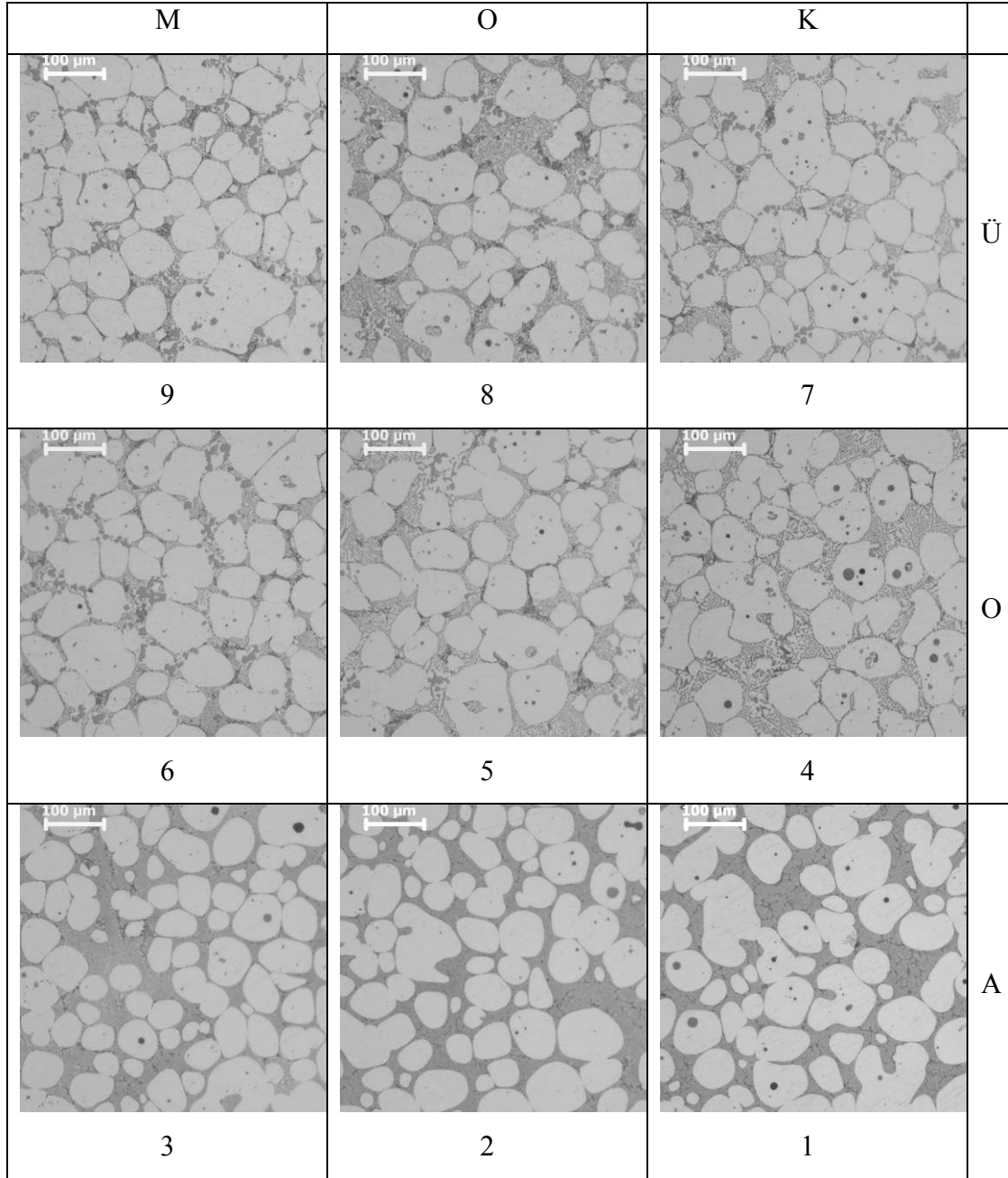
çevresini kuşatan ötektik sıvı durumuna geçerek küreselleşmeyi sağlamıştır. 5 dk. bekletme süresinde biyetin uç kısımlarda hafif bombe oluşmuş (Resim 6.20.a) fakat biyet fiziki konumunu korumuştur. 5 dk. üzerinde bekletme süreleri (7dk.) birincil α -alüminyum taneciklerinde birleşmeleri artırarak tane büyümesine neden olmuştur (Resim 6.19.d). Bununla birlikte 5 dk. bekletme süresinin üzerinde bekletme sürelerinde döküm biyet fiziki konumunu koruyamamıştır. En ideal tiktotropik mikroyapı 572 °C sıcaklıkta 5dk. bekleme süresi sonucunda elde edilmiş ve 630-DM350-YI olarak kodlanmıştır, mikroyapı haritası ise Resim 6.21’de verilmiştir.



Resim 6.20. 630-DM350-YI numunesi; a) ısıtma ile oluşan bombe görünümü, b) 572 °C sıcaklıkta 5 dk. bekleme süresi ile elde edilen dökümün mikroyapısı; gri renkte olan faz katı birincil α -Al taneciğini ve koyu renkte olan bölge ise ötektik fazı göstermektedir.

Yeniden ısıtma işlemi uygulandığında A357 Al-Si alaşımının mikroyapısında bulunan birincil α -Al taneciğinin boyutu artar ve aynı zamanda küresel şekli alır (Resim 6.20.b). Birincil α -Al tanecikleri arasında kalan sıvı ötektik, birincil α -Al taneciklerinin etrafını bütünüyle kuşatır. Yarı-katı durumda bulunan alaşıma uygulanan gerilim birincil α -Al taneciklerinin rahatça kaymasını ve bu sebepten kalıbı doldurmasını sağlar. Basma işleminde sıvı ile kuşatılan birincil α -Al tanecikleri küresel olduğu için yarı-katı alaşımın kalıba akışı düzlemseldir. Bu sebepten yarı-katı döküm yönteminde geleneksel enjeksiyon döküm yönteminde meydana gelen türbülans elimine edilir. Diğer taraftan alaşımların sıvı durumda gaz eritme kabiliyetleri yarı-katı konumuna göre oldukça yüksektir. Sonuç olarak yarı-

katı döküm yöntemi ile şekillendirilen alaşımların gaz alması geleneksel enjeksiyon döküm yöntemine göre oldukça düşüktür.



Resim 6.21. 630-DM350-YI numunesi mikroyapı haritası

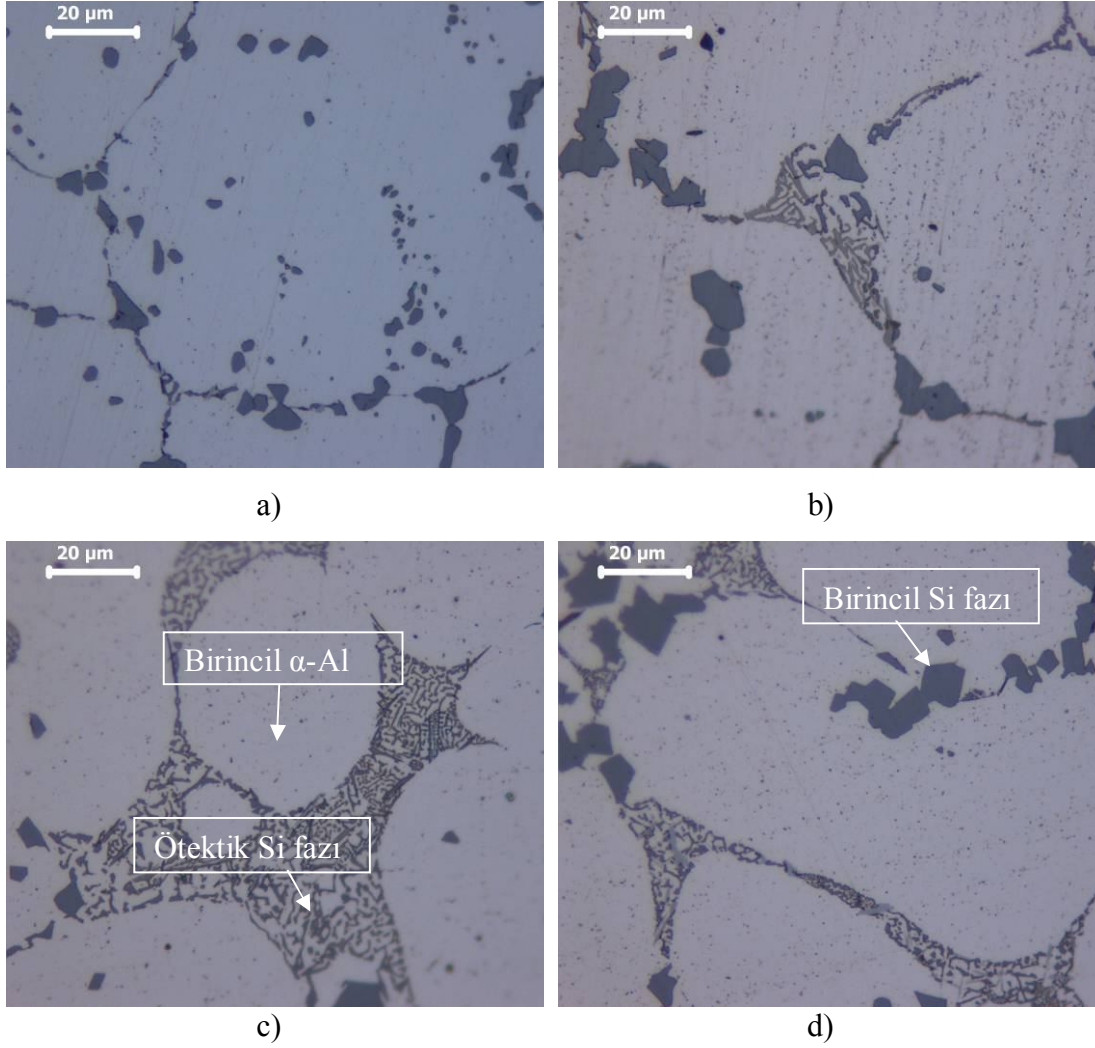
Yeniden ısıtma işlemi esnasında ısının artmasıyla birlikte α -Al tanecikleri yüzey serbest enerjilerini minimuma indirmek için küre şeklini almaktadır. Tane boyutunun

büyümesindeki (coarsening) itici güç yüzey enerjisidir ve aşağıda verilen mekanizmalar ile açıklanabilir [Verhoven, 1975, Kocatepe, 1999]. Kabalaşma Ostwald büyüme (ostwald ripening) olarak adlandırılan küçük tanelerin büyük tanelere geçmesi ve iki farklı tanenin birleşmesi (coalescence) olmak üzere iki şekilde gerçekleşir. Küçük tanelerin konsantrasyonu (küre kıvrımı) iri tanelerden daha büyüktür ($C_{1(küçük)} > C_{2(iri)}$). Yeniden ısıtma işlemi esnasında yeterli sıcaklık ve süre mevcut olduğunda küçük taneleri meydana getiren atomlar sıvı içerisine geçer ve daha sonra iri tane yüzeylerine difüz ederler [Verhoven, 1975, Kocatepe, 1999, Qin ve ark., 2007].

Tane kabalaşması sıcaklığa ve zamana bağlı olarak gerçekleşir. Yeniden ısıtma sıcaklığı düşük ve bekleme zamanı yetersiz olduğunda birleşme meydana gelirken oluşan tane içinde sıvı hapsolur. Yeniden ısıtma sıcaklığı yüksek ve bekleme süresi uzun olduğunda Ostwald büyümesi (kabalaşma) meydana gelir. Burada oluşan tanelerde hapsolmuş sıvı bulunmaz [Verhoven, 1975, Kocatepe, 1999].

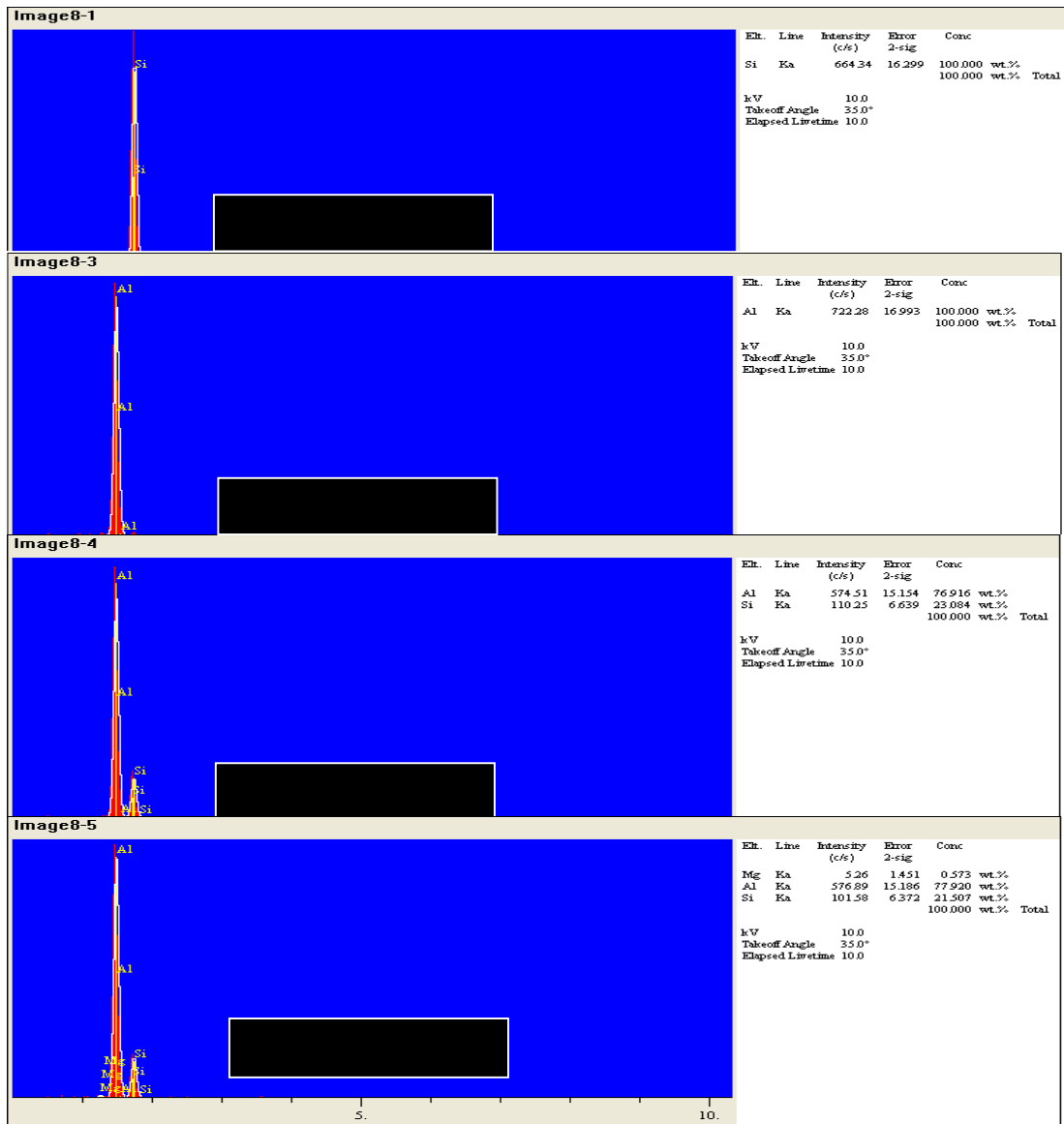
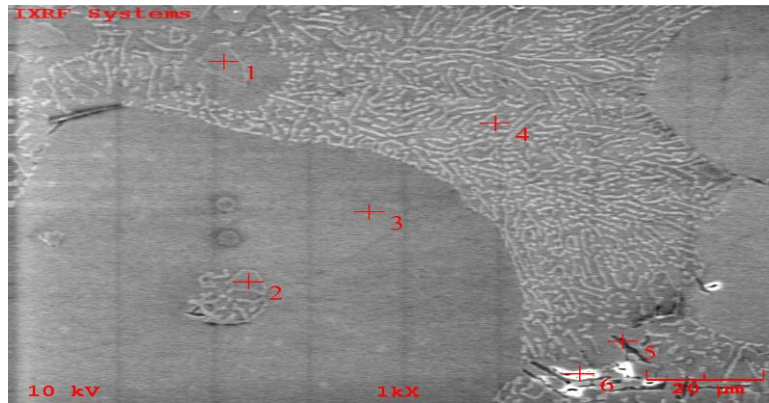
Etial-177 alaşımının yarı-katı bölgeye tekabül eden 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 1-3-5-7 dk. süreleri ile bekletme işlemi takiben oda sıcaklığındaki suda hızla soğutulmuş numunelerin mikroyapısında ötektik bölgede silisyum fazı metalografik olarak gözlemlenmiştir. 572 °C’de bekleme süresi arttıkça ötektik silisyum fazı kabalaşma eğiliminde olmakla birlikte 3, 5 ve 7 dakikalık bekleme sürelerinde birincil silisyum fazı nadiren de olsa teşekkül etmiştir (Resim 6.22.a-d). Ötektik bölgede birincil silisyum fazının oluşum mekanizması aşağıda verildiği şekilde açıklanabilir.

Yarı katı sıcaklıkta bekleme sırasında birincil α -Al taneciğinin çevresini kuşatan ötektik faz sıvı konumuna gelir. Bekleme süresi arttıkça ötektik sıvı fazın oranı da artar. Ancak birincil alüminyum fazının silisyum eritebilirliği azalmasından dolayı bölgesel olarak ötektik sıvı fazda silisyum konsantrasyonu artar ve nadiren de olsa birincil silisyum partikülleri meydana gelir.



Resim 6.22. 630-DM350 numunesinde farklı bekleme sürelerindeki Si fazının mikroyapı resimleri a)1dk. , b)3dk. , c) 5dk. ,d) 7dk.

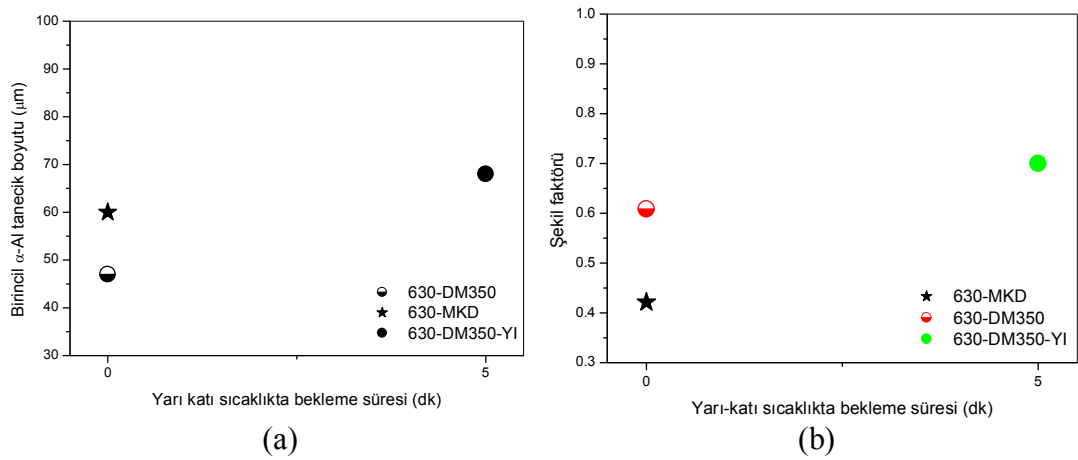
630-DM350-YI numunesi mikroyapısının EDS analizinde (Resim 6.23); 3 numaralı bölgenin (birincil α -Al taneciği) % 100 Al, 1 ve 2 numaralı bölgelerin (birincil Si) ise %100 Si elementinden oluştuğu tespit edilmiştir. 4 ve 5 numaralı (ötektik) bölgeler Al, Si, Mg elementlerinden teşekkül etmiştir.



Resim 6.23. 630-DM350-YI numunesi SEM fotoğrafı ve EDS analizi

6.2.1. Yarı katı sıcaklığının ve bekleme süresinin birincil α -Al tanecik boyutu ve şekil faktörü üzerine etkisi

630-DM350 Etial-177 alaşımının yarı-katı bölgeye tekabül eden 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk. süre ile bekletme işlemini takiben oda sıcaklığına sahip suda hızla soğutulmuş numunelerin birincil α -Al tanecik boyutu ve şekil faktörünün sıcaklık ile değişimi Çizelge 6.3 ve Şekil 6.3'da verilmiştir. 630 °C döküm sıcaklığında MKD yönteminde 60 μ m olan birincil α -Al tanecik boyutu 350 mm döküm mesafesine sahip ESP döküm yönteminde 47 μ m'ye düşmüştür. Ancak bu değer 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk. süre ile bekletme işlemi sonucunda 68 μ m'ye yükselmiştir (Şekil 6.3.a). Birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü ise MKD yöntemi, ESP döküm yöntemi ve 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk. süre ile bekletme işlemlerinde sırasıyla 0,42-0,60-0,70 olmak üzere sürekli artış göstermiştir (Şekil 6.3.b).



Şekil 6.3. Yarı katı sıcaklıkta bekleme süresine bağlı olarak birincil α -Al; a) Tanecik boyutundaki değişim, b) Şekil faktörü değişimi

Çizelge 6.3. Yarı katı sıcaklıkta bekleme süresine bağlı olarak birincil α -Al Tanecik boyutu ve şekil faktörü değişimi

Numune kodu	Birincil α -Al Tanecik boyutu (μ m)	Şekil Faktörü
630-MKD	60	0,42
630-DM350	47	0,6
630-DM350-YI	68	0,7

Biröl [Biröl, 2007] A357 Al-Si alaşımasının ESP döküm yönteminde, 640 °C döküm sıcaklığı ve 400 mm döküm mesafesi kullanarak ürettiği tiksotropik yapıya sahip dökümlerde 580 °C yeniden ısıtma sıcaklığında bekleme süresine bağlı olarak (5-15-30dk.) şekil faktörü ve tane boyutu değişimini incelemiştir. Biröl, 580 °C yeniden ısıtma sıcaklığında ve 5 dk. bekleme süresinde şekil faktörünün ~0,75 olduğunu, 15 ve 30 dk. bekleme sürelerinde ise önemli bir değişikliğin olmadığını belirtmiştir. ESP döküm yönteminde yukarıda verilen şartlarda elde ettiği 35 µm tane boyutunun 580 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5, 15 ve 30 dk. bekleme sürelerinde sırasıyla 63 µm, 80 µm ve 90 µm'ye yükseldiğini açıklamıştır.

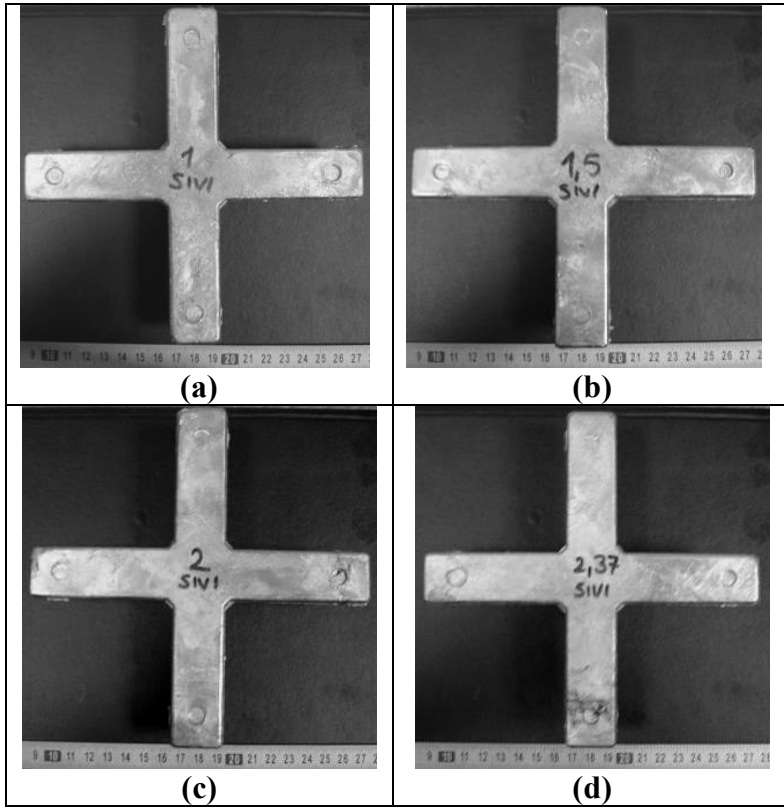
Qin ve arkadaşları [Qin ve ark., 2007]. izotermal bekleme süresinin artması ile birincil α -Al fazının boyutunun arttığını ve morfolojisinin daha da küreselleştiğini açıklamışlardır.

Kılıçlı [Kılıçlı, 2010] ekstrüze AA7075 Al alaşımını %30 deforme işlemi uyguladıktan sonra yarı katı bölgede farklı yeniden ısıtma sıcaklıkları (600, 606, 611 °C) uygulamıştır ve ardından oda sıcaklığındaki suda soğutmuştur. Yeniden ısıtma sıcaklığı 600 °C'den 611 °C'ye arttıkça tane boyutunun 26 µm'den 56 µm'ye şekil faktörünün ise 0,6'dan 0,8'e yükseldiğini belirtmiştir. Şekil faktörünün artmasının nedenini artan yarı-katı sıcaklıkla % sıvı faz oranının artmasına bağlamaktadır. Yüksek miktarda sıvı faz varlığının taneciklerin daha da küreleşmesine sebep olduğunu bildirmiştir.

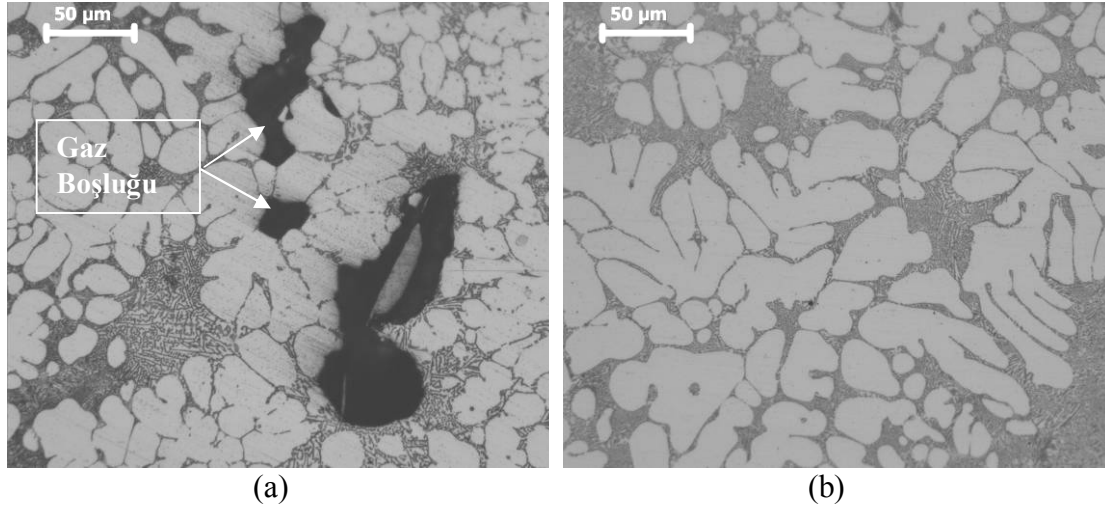
6.3. Sıvı Metal Basıncı Döküm Yöntemi ile Üretilen Dökümlerde Makro ve Mikroyapı İncelemesi

Sıvı metal basınçlı döküm yöntemi ile 630 °C döküm sıcaklığına sahip sıvıdan 1-1,5-2-2,37 m/s basma hızlarında (Resim 6.24) sıvı metal kalıbı tam olarak doldurmakla birlikte üretilen dökümlerde yoğun olarak gaz boşluğu meydana gelmiştir (Resim 6.25.a). Gaz boşluklarının kabalığı ve yoğunluğu basma hızları arttıkça düşmüştür (Resim 6.25.b). Sıvı metal basınçlı dökümlerde düşük basma hızlarında kaba gaz boşlukları dökümlerin toplam katılma zamanının artmasından kaynaklandığı

düşünülmektedir. Çünkü düşük basma hızlarında sıvı metalin kalıbı doldurma zamanı artar. Bu durumda üçüncü faz (Piston baskıda bekleme fazı) devreye girmeden sıvı metalin önemli bir bölümü katılaşmış veya katılaşma sıcaklığına yaklaşmıştır. Üçüncü faz devreye girdiğinde sıvı metalin sıcaklığı önemli derecede düşer ve üçüncü faz baskı kuvveti parça içinde hapsolmuş gazları dışarı atamaz. Bu sebepten 2,37 m/s basma hızında çok daha düşük gaz boşlukları meydana gelmiştir.

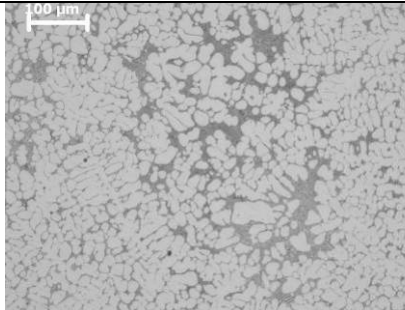
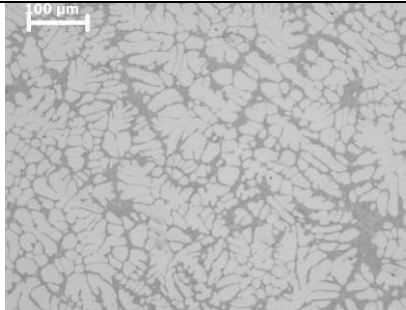
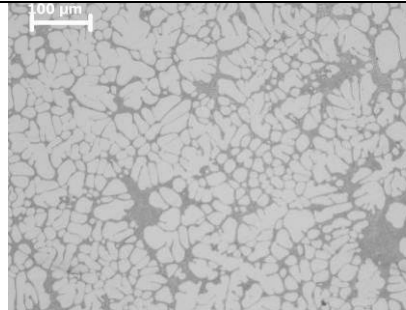
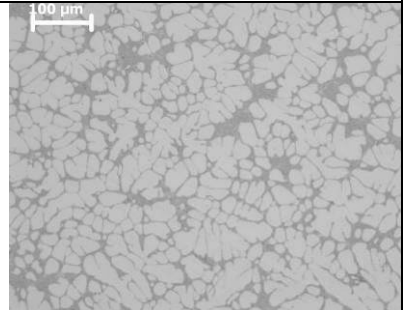
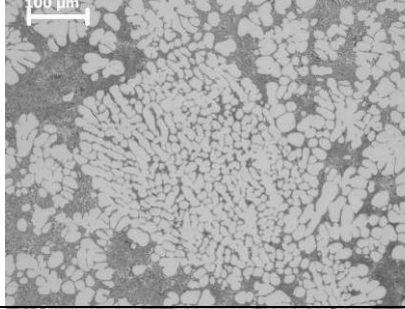
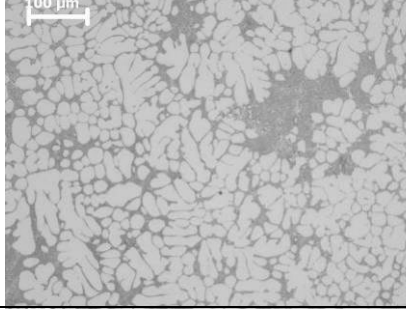
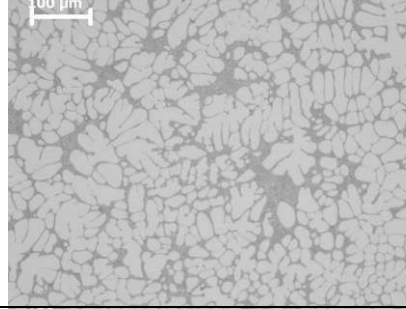
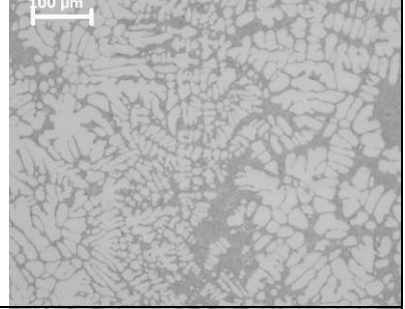
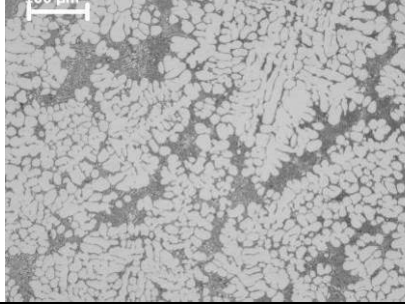
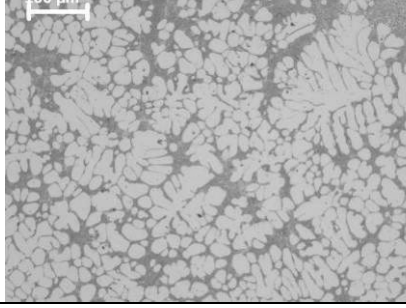
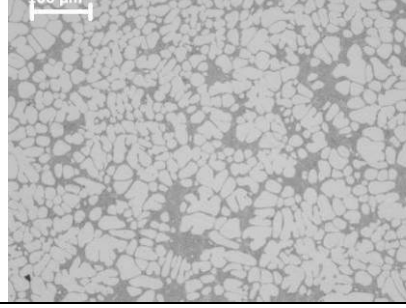
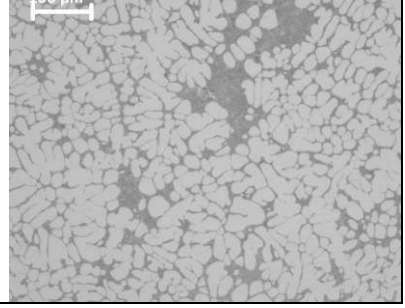


Resim 6.24. Sıvı metal basınçlı döküm yöntemi ile 630 °C döküm sıcaklığına sahip sıvıdan elde edilen parçaların makro resimleri a)1 m/s, b)1,5 m/s, c)2 m/s, d)2,37 m/s

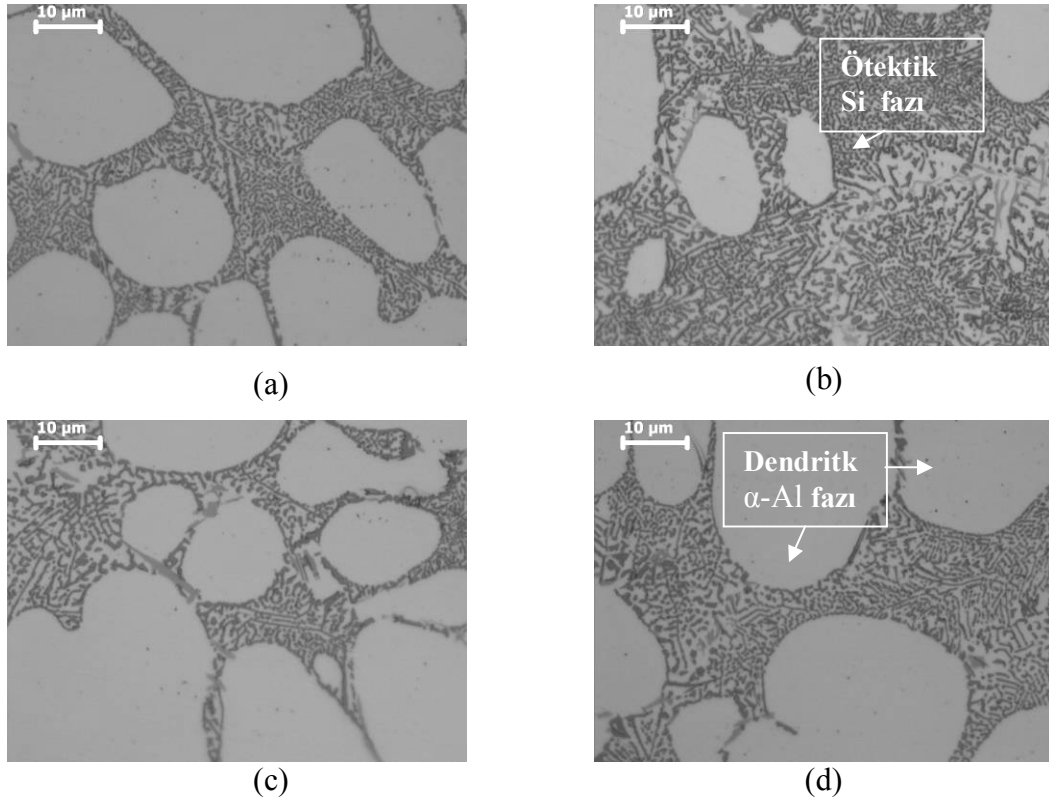


Resim 6.25. Farklı basma hızlarında mikroyapıda meydana gelen gaz boşlukları;
a) 630 Sıvı-1, b) 630 Sıvı-2,37

Sıvı metal basınçlı dökümün mikroyapı incelemesinde uygulanan basma hızlarında birincil α -Al fazı dendritik (Resim 6.26), ötektik silisyum fazı ise yosun şeklinde (Resim 6.27) teşekkül etmiştir.

Basma Hızı	1	1,5	2	2,37
M				
O				
U				

Resim 6.26. 630 sıvı mikroyapı haritası (M: Merkez, O: Orta, U: Uç)

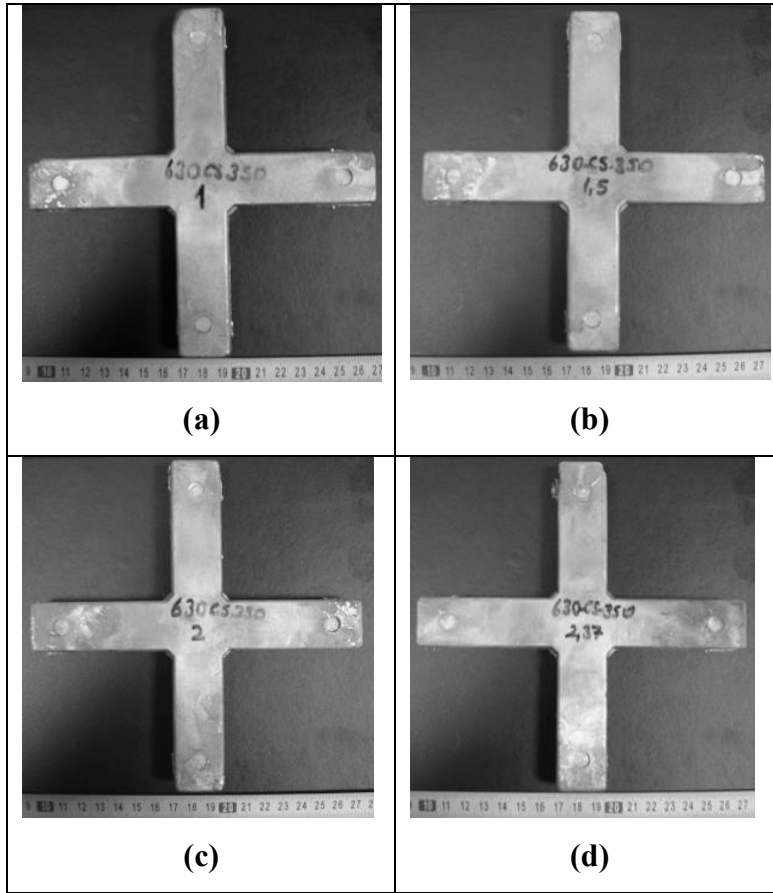


Resim 6.27. Basma sonrası sıvı (dendritik) döküm numune mikroyapısında ötektik Si Fazı, a)1 m/s, b)1,5 m/s, c) 2 m/s, d) 2,37 m/s

6.4. Yarı-Katı Döküm Yöntemi ile Üretilen Dökümlerde Makro ve Mikroyapı İncelemesi

6.4.1. Makro Gözlemler

ESP döküm yöntemi ile 630 °C döküm sıcaklığı ve 350 mm döküm mesafesinden elde edilen numuneler 572 °C sıcaklıkta 5 dk. süre ile yeniden ısıtma işlemini takiben farklı basma hızlarında (1-1,5-2-2,37 m/s) basınçlı döküm presinde şekillendirilmiştir. Şekillendirme işleminde kalıp sıcaklığı 150 °C sıcaklıkta sabit tutulmuştur. Yarı katı döküm işlemi sonucu elde edilen döküm parçaların makro görüntüleri Resim 6.28’de verilmiştir. Bu grupta yapılan dökümlerin tamamında alaşımın kalıbı tam olarak doldurduğu ve dökümlerin yüzey kalitesinde herhangi bir değişimin olmadığı gözlemlenmiştir.



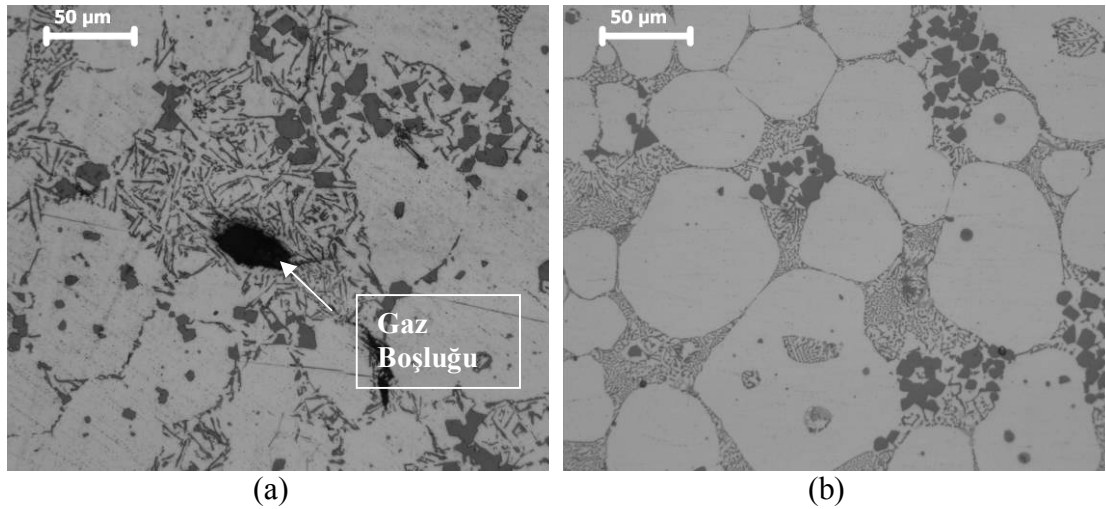
Resim 6.28. 630 Yarı –katı Basınçlı döküm yöntemi ile 630 °C döküm sıcaklığına sahip sıvıdan elde edilen parçaların makro resimleri a)1 m/s, b)1,5 m/s, c)2 m/s, d)2,37 m/s.

6.4.2. Mikroyapı İnceleme

Gaz boşlukları

Yarı katı döküm yönteminde 1m/s basma hızında gaz boşlukları yaklaşık olarak 100 μm boyutunda teşekkül etmiştir (Resim 6.29.a) fakat daha yüksek basma hızlarında gaz boşlukları önemli ölçüde elimine edilmiştir (Resim 6.29.b). Düşük basma hızlarında yüksek oranda meydana gelen gaz boşluklarının nedeni bölüm 6.5’de açıklanmıştır. Mikroyapıda gözlemlenen küçük boyutta boşlukların kalıp içi atmosferden, yarı-katı durumda bulunan numune içindeki gaz ve faz dönüşümünden kaynaklandığı düşünülebilir. Alüminyum alaşımlarının sıvı durumunda sıcaklığa bağlı olarak gaz emmesi ve eritilebilmesi oldukça yüksektir. Numunelerin, indüksiyon ile

yarı-katı sıcaklığa ısıtma işleminde sürenin çok kısa olması ve yarı-katı durumda bekletilmeksizin preslenmesi gaz emmesi açısından büyük avantaj sağlar. Buna ilave olarak presleme sırasında kalıp içinde mevcut bulunan havanın yarı-katı numuneye nüfuz etme kabiliyeti düşüktür. Yarı-katı işlemi sırasında sıvı fazda bulunan gazın meydana getirdiği boşluk ile çekme boşluklarının birleşmesi mümkün olabilir. Çünkü sıcaklık düştükçe katının gaz eritebilme kabiliyeti düşecek ve kalan son sıvının gaz konsantrasyonu artacaktır. Gaz konsantrasyonunun yoğun olduğu en son katılaştıran sıvıda hacimsel küçülmeden kaynaklanan boşluk ile gaz boşluğu birleşecektir. Diğer taraftan, yarı-katı dökümün toplam katılaşma zamanının sıvı enjeksiyon döküme göre oldukça düşük olması katının gaz eritilebilirliğini arttıracaktır. Yarı-katı döküm yönteminde 2,37 m/s basma hızında elde edilen dökümlerde nadiren meydana gelen boşlukların boyutu yaklaşık olarak 10-20 μm arasında değişmektedir.



Resim 6.29. Farklı basma hızlarında mikroyapıda meydana gelen gaz boşlukları
(a) 630 DM350-1, (b) 630 DM350-2,37

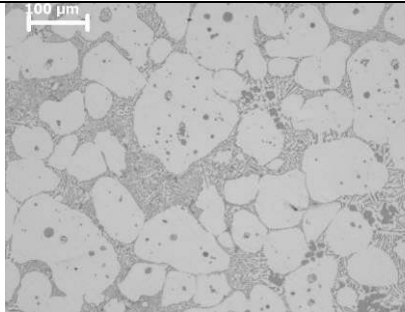
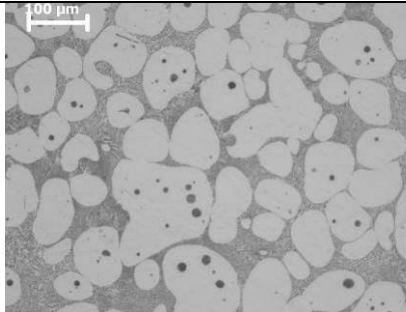
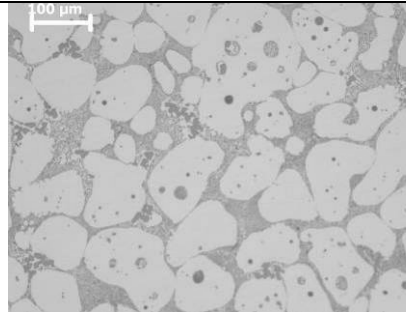
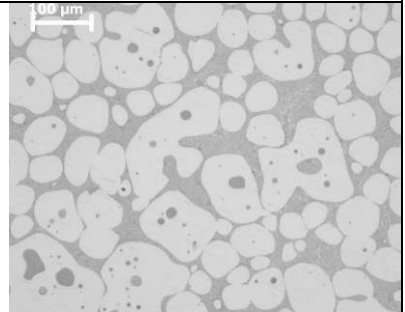
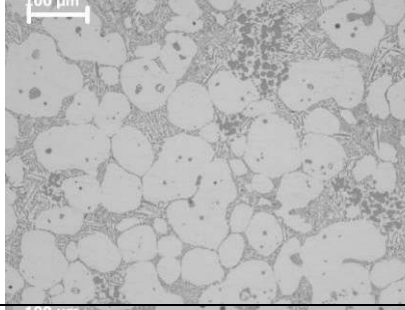
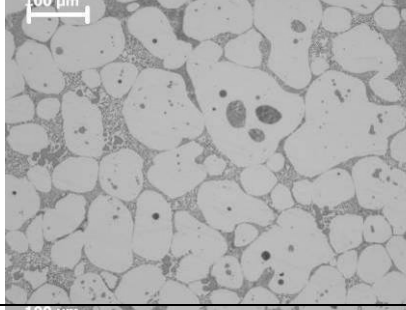
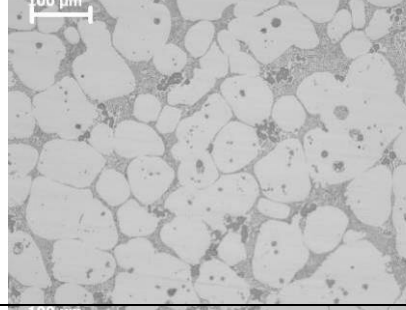
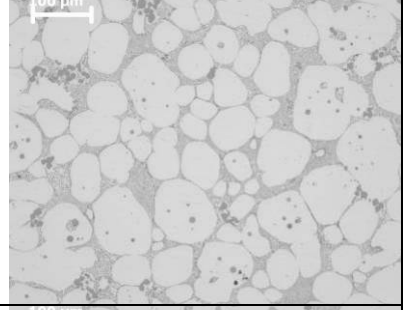
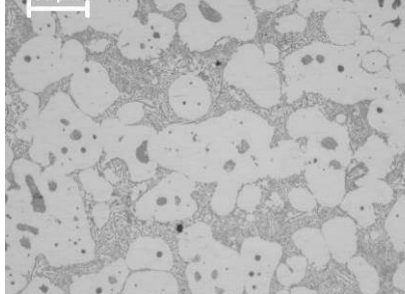
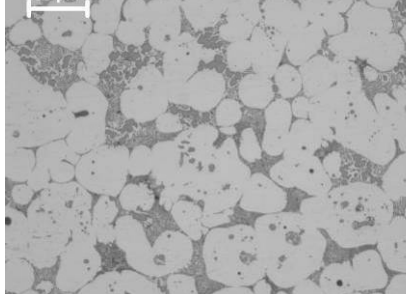
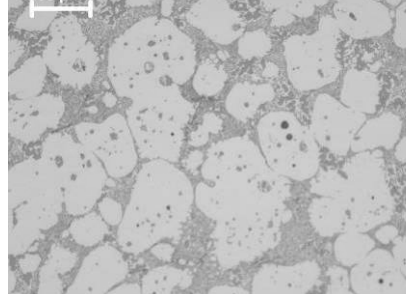
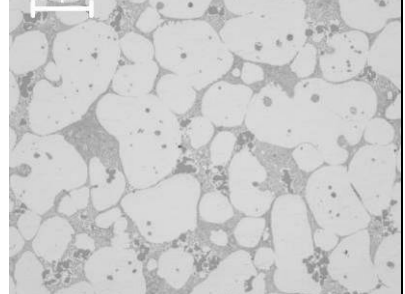
Birincil α -Al fazı ve ötektik Si fazı

Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen numunelerin tamamında birincil α -Al fazı küremsi şeklinde oluşmuştur (Resim 6.30). Birincil α -Al fazının boyutu 1-1,5 ve 2 m/s basma hızlarında önemli bir değişim göstermezken 2,37 m/s basma hızında düşme eğilimindedir. Birincil α -Al fazının basma hızlarına göre boyut değişimi 6.4.3 bölümünde detaylı olarak verilmiştir.

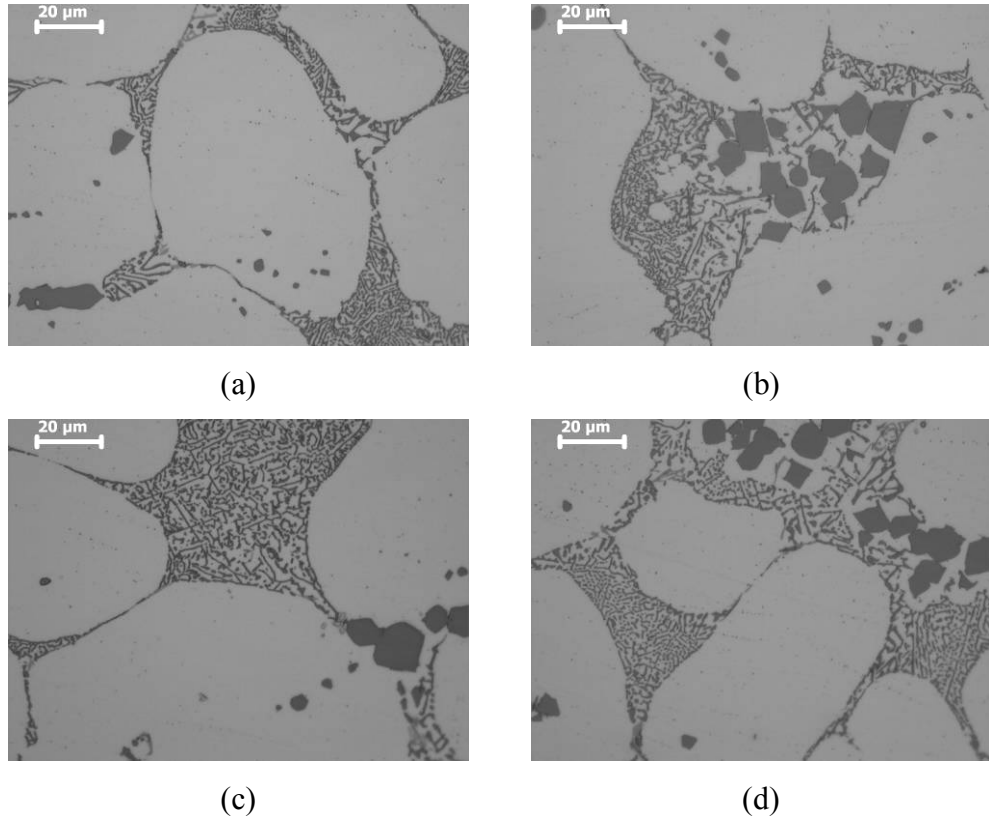
Yarı-katı şekillendirme ile üretilen dökümlerde ötektik silisyum genellikle yosun şeklinde ve bölgesel olarak birincil silisyum polihedral şeklinde meydana gelerek kabalaşmıştır, (Resim 6.31). Bu kabalaşma yeniden ısıtma sıcaklığında bekleme süresinden kaynaklanmış ve bu konuda detaylı açıklama 6.3 bölümünde verilmiştir.

Biröl [Biröl, 2009] A365 (AlSi9MgMn) Al alaşımı kullanarak yaptığı çalışmasında eğimli soğutma plakası kullanarak ve kullanmadan düşük döküm sıcaklıklarından (sırasıyla 605, 625, 645 °C) ve 400 mm eğimli soğutma plakası uzunluğundan döküm yapmıştır. Dendritik olmayan ön alaşımlara (625 °C döküm sıcaklığından elde ettiği numunelere) 575 ve 580 °C’de yeniden ısıtma işlemi ve 5 dk. bekletme süresi uygulamıştır. Elde ettiği numunelerin mikroyapısını incelediğinde Si fazının 575 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk. beklettiğinde kabalaştığını sıcaklığın 580 °C’ye arttığında ise Si fazının daha fazla kabalaştığını belirtmiştir. Sonuç olarak; yeniden ısıtma sıcaklığının ötektik fazın ergimesi için gerekli olduğunu fakat bunun Si fazının kabalaşmasına neden olduğunu belirtmiştir.

Şu ana kadar A357 Al-Si alaşımı ile yarı-katı döküm çalışmalarında birincil Si fazından ve kabalaşmasından bahsedilmemiştir.

Basma Hızı	1	1,5	2	2,37
M				
O				
U				

Resim 6.30. 630DM350 numunesinin 572 °C’de 5dk. yeniden ısıtma ısıtma işlemi sonrası farklı basma hızlarında elde edilen mikroyapı Haritası (M: Merkez, O: Orta, U: Uç)

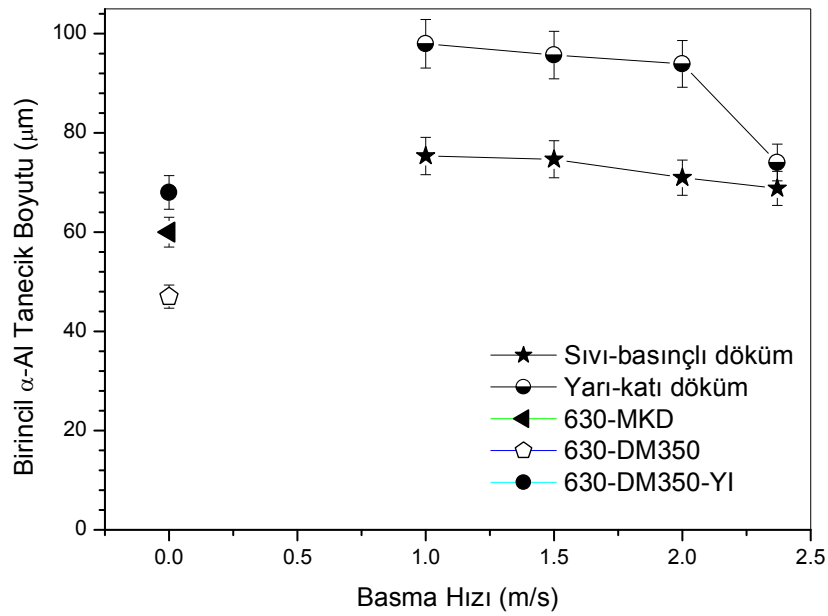


Resim 6.31. Yarı katı şekillendirilmiş 630-DM350 numunelerin mikroyapı görüntüleri (a)630-DM350-1, (b)630- DM350-1,5, (c)630-DM350-2, (d)630- DM350-2,37

6.4.3. Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen dökümlerde birincil α -Al tanecik boyutu ve şekil faktörü değişimi

Yarı katı döküm yöntemi ile üretilen dökümlerde 1-1,5-2-2,37 m/s basma hızlarına göre birincil α -Al tanecik boyutu ve şekil faktörü değişimi Şekil 6.4 ve Çizelge 6.4’de verilmiştir. Sıvı metal basınçlı dökümde birincil α -Al tanecik boyutu artan basma hızı ile düşme eğiliminde olmakla birlikte düşme miktarı önemli derecede değildir. Şekil 6.4’den görüleceği üzere 47 μm olan en düşük birincil α -Al tanecik boyutu 630°C sıcaklıkta 350 mm döküm mesafesinden ESP döküm yöntemi üretmiştir. Bu değer 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk. bekletme işlemi sonucunda 68 μm ’ye yükselmiştir. Yarı-katı döküm işleminde birincil α -Al tanecik boyutu 1-1,5 ve 2m/s basma hızlarına göre sırasıyla 97,6-95,70-93,91 μm olmak üzere hafif düşme eğilimi gösterirken 2,37 m/s basma

hızında 74,02 μm 'ye düşmüştür. Yüksek basma hızında birincil α -Al tanecik boyutunda bu düşmenin basma hızının yüksek olması nedeni ile birincil α -Al taneciklerinin büyümeye zaman bulamamasından ve basma esnasında birincil α -Al taneciklerinde tekrar kırılmaların meydana gelmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.



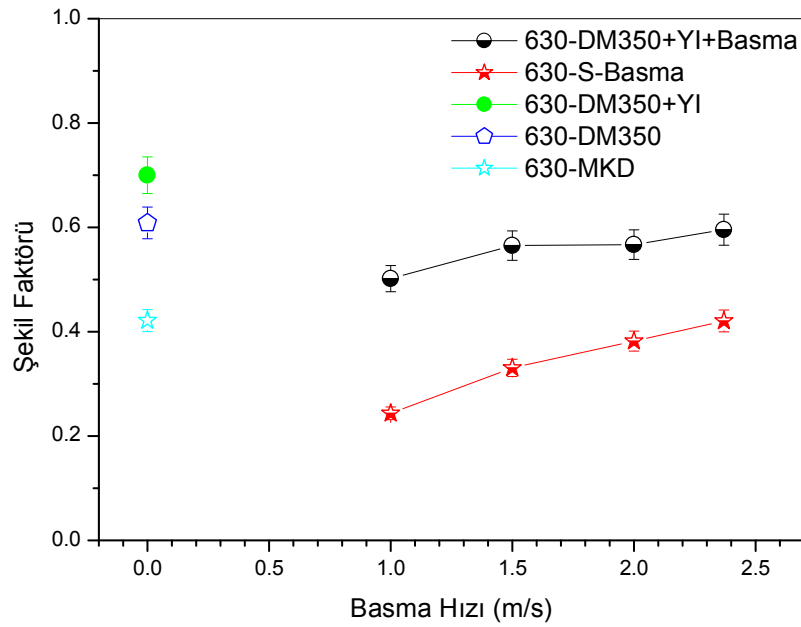
Şekil 6.4. Sıvı ve yarı-katı metal döküm sonrası birincil α -Al tanecik boyutu değişimi

Çizelge 6.4. Sıvı ve yarı-katı metal döküm sonrası birincil α -Al tanecik boyutu değişimi

Basma Hızı	Sıvı basma sonrası birincil α -Al tanecik boyutu (μm)	Yarı-katı şekillendirme sonucu birincil α -Al tanecik boyutu değişimi(μm)
1	75,34	97,96
1,5	74,69	95,70
2	70,98	93,91
2,37	68,82	74,02

Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen dökümlerde 1-1,5-2-2,37 m/s basma hızlarına göre şekil faktörü değişimi sırasıyla Şekil 6.5 ve Çizelge 6.5'de

sunulmuştur. 1 m/s basma hızında 0,50’de bulunan şekil faktörü 1,5 m/s basma hızında 0,56’ya yükselmiş ve 2,37 m/s basma hızında 0,60 olarak gerçekleşmiştir. Şekilden görüleceği üzere yarı-katı döküm yöntemi ile elde edilen dökümlerin şekil faktörü sıvı metal enjeksiyon döküm yönteminde dendritik mikroyapının sahip olduğu şekil fatörüne göre önemli ölçüde yüksektir. Bu durum yarı-katı metal döküm yönteminin Etial-177 alaşımı dökümlerinin dentritik mikroyapısını bozmakla birlikte küreselliğin bir ölçütü olan şekil faktörünü iyileştirdiğini açık bir şekilde göstermektedir.



Şekil 6.5. Yarı-katı döküm işlemi sonucu birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü değişimi

Çizelge 6.5. Yarı katı döküm işlemi sonucu birincil α -Al taneciğinin şekil faktörü değişimi

Numune Kodu	Basma Hızı	Şekil Faktörü
630-DM350-1	1	0,50
630-DM350-1,5	1,5	0,56
630-DM350-2	2	0,57
630-DM350-2,37	2,37	0,60
630-S-1	1	0,24
630-S-1,5	1,5	0,33
630-S-2	2	0,38
630-S-2,37	2,37	0,42

6.5. Yarı Katı Döküm İşleminde Farklı Basma Hızlarının Mekanik Özelliklere Etkisi

Yarı-katı döküm yönteminin mekanik özelliklere etkisini tespit etmek amacıyla, ESP döküm yöntemi ile 630 °C döküm sıcaklığı ve 350 mm döküm mesafesinden elde edilen numunelerin 572 °C sıcaklıkta 5 dk. süre ile yeniden ısıtma işlemini takiben 1-1,5-2-2,37 m/s basma hızlarında basınçlı döküm presinde yarı-katı döküm, 630 °C döküm sıcaklığında 1-1,5-2-2,37 m/s basma hızlarında ve sıvı metal basınçlı döküm 630 °C döküm sıcaklığında metalik kalıba döküm yöntemi ile elde edilen dökümlere çekme ve sertlik testleri yapılmıştır.

6.5.1. Çekme testi sonuçları

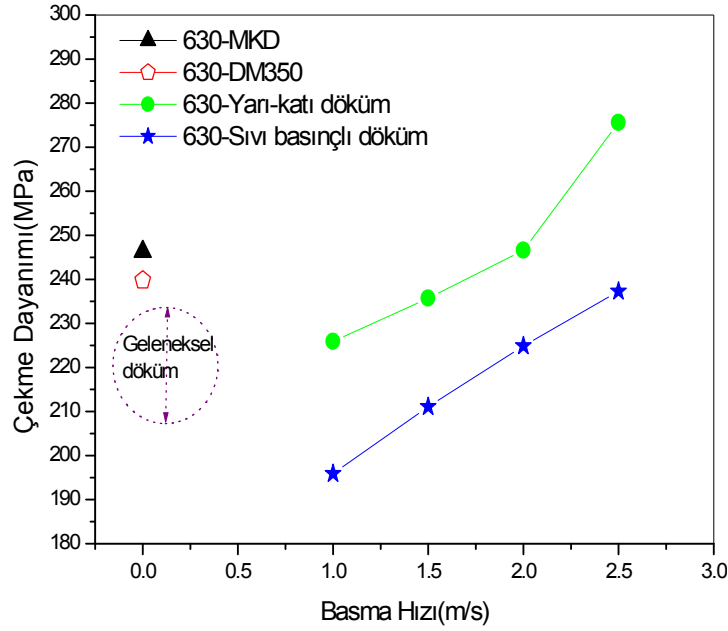
Farklı döküm yöntemlerinin dökümlerin çekme özellikleri üzerine etkisi Çizelge 6.6'da ve Şekil 6.6-8'de verilmiştir. Literatürden alınan geleneksel dökümlerin çekme verileri karşılaştırmanın kolay yapılabilmesi için grafiklerde gösterilmiştir [Kirkwood, 1994, Chiermette, 1996, Burgors, 1999, Kenney, 1998, ASM Handbook]. Metalik kalıba döküm yöntemi ile elde edilen dökümlerin çekme dayanımı 246,3 MPa, % 0,2 akma dayanımı 11,7 MPa ve % uzama 18,2 olarak gerçekleşirken ESP döküm ile 350 mm mesafeden yapılan dökümlerin çekme, akma dayanımları ve özellikle toplam % uzamada düşme meydana gelmiştir. Bu düşmenin ESP döküm yönteminde oksitlenmeden kaynaklandığı düşünülmektedir. Sıvı metal basınçlı dökümlerde artan basma hızı ile özellikle çekme dayanımı ve % uzama artmıştır. Yarı-katı dökümlerde de piston basma hızı arttıkça akma, çekme ve % uzama değerleri artmış ve 2,37 m/s piston basma hızında maksimum değerler elde edilmiştir. 2,37 m/s piston hızı ile üretilen yarı-katı dökümler 275,6 MPa çekme dayanımı, 109,7 MPa akma dayanımı ve 21,3 % toplam uzama değerlerini vermiştir. Bu değerler sıvı metal basınçlı döküm yönteminde (630-S-2,37) aynı piston hızında elde edilen dökümlerin değerlerine göre akma dayanımı % 22, çekme dayanımı % 16 ve toplam uzaması % 3 daha yüksektir.

Deneyisel çalışmada basma hızının artmasıyla çekme dayanımı, akma dayanımı ve % uzama değerlerinin artmasının sebepleri; 1. Yarı-katı döküm işleminde metalin akışı doğrusaldır. Akışın doğrusal olması gaz hapsolmasını engeller. Basma hızının artması kalıp dolum süresini azaltarak katılaşma hızını artırır. Bu durum çekme ve gaz boşluğu gibi döküm hatalarını önemli ölçüde elimine eder. 2. Artan basma hızı yarı-katı malzemenin yolluk ile temas süresini azaltır. Yolluk ile daha kısa süre temas eden metalin sıvı oranı ani olarak düşmediği için yarı-katı metalin vizkozitesi önemli derecede artmaz ve kalıp boşluğunu daha kolay dolmasını sağlar. Aynı zamanda α -Al fazı büyümeye zaman bulamaz.

Çizelge 6.6. Farklı döküm yöntemi ve basma hızlarının mekanik özellikler üzerine etkisi.

Döküm Yöntemi	Numune Kodu	%0.2 Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)
Metal kalıba döküm(MKD)	630-MKD	111,7	246,3	18,2
	630-DM350	107,7	239,8	13,1
Sıvıdan basınçlı döküm	630-S-1	79,4	195,9	6,3
	630-S-1,5	80	211,1	7,9
	630-S-2	80,7	224,9	13,9
	630-S-2,37	89,8	237,3	20,7
Yarı katı döküm	630-DM350-1	88,1	225,9	8,6
	630-DM350-1,5	101,1	235,7	14,5
	630-DM350-2	105,9	246,6	16,7
	630-DM350-2,37	109,7	275,6	21,3

Bozkurt [Bozkurt, 2005] Al-Si (A357) alaşımından ESP döküm yöntemi ile tiksotropik yapıya sahip ürettiği dökümleri 580 °C sıcaklıkta 5dk süre ile yeniden ısıtma işlemini takiben 0,089 m/s basma hızında yarı-katı şekillendirmiştir. Ürettiği yarı-katı dökümlerin çekme dayanımı 212 MPa, akma dayanımı 180 MPa ve toplam uzamasını % 7 olarak tespit etmiştir.



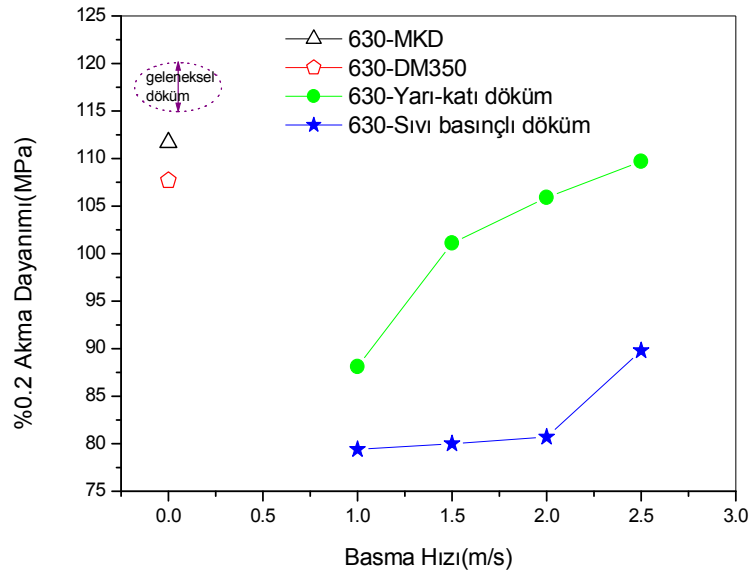
Şekil 6.6. Farklı döküm yöntemi ve basma hızlarının çekme dayanımı üzerine etkisi

Yu ve arkadaşları [Yu ve ark., 2002]; Al-Si alaşımından (A357) magnetik karıştırma yöntemi ile tiksotropik yapıya sahip dökümleri 565-570-575°C sıcaklıkta 10 dk süre ile yeniden ısıtma sıcaklığında bekleme işlemini takiben 200 tonluk preste şekillendirmiştir. Elde ettikleri numunelerin yeniden ısıtma sıcaklığına göre sırasıyla çekme dayanımı 218, 222, 229 MPa, akma dayanımı 154, 163, 174 MPa ve toplam % uzamasının 15-14,5-12 olduğunu belirtmişlerdir.

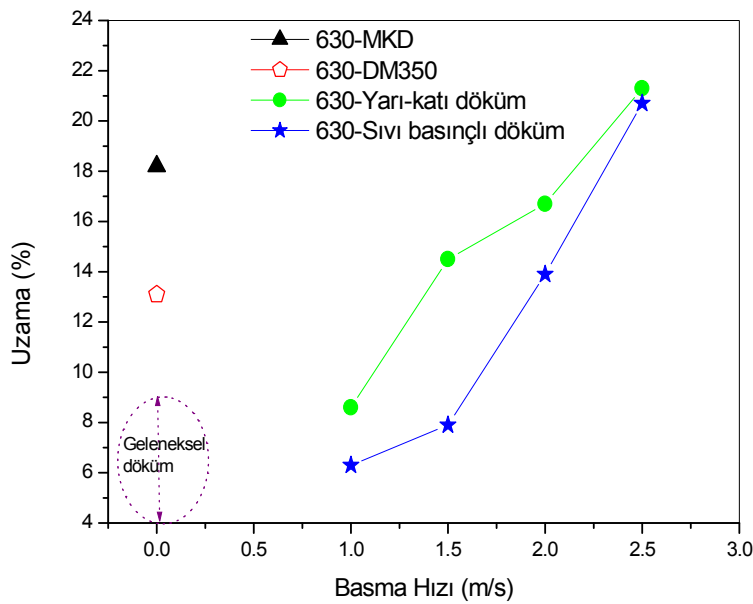
Chayong ve arkadaşları [Chayong ve ark., 2005]; geleneksel 7075 Al alaşımının tiksotropik-şekillendirilmesinde basma hızlarının akma dayanımına etkisinin çok az, % uzama değerine ise önemli etkisinin olduğunu açıklamışlardır. Düşük tiksotropik-şekillendirme özelliği ve geniş katılaşma aralığına sahip malzemelerde soğuma hızının yüksek olmasından dolayı numunenin merkezi boyunca ve duvar kısmına yakın bölgesinde çekme gözenekliliği meydana geldiğini vurgulamışlardır.

Kılıçlı [Kılıçlı, 2010] ekstrüze 7075 Al alaşımı ile yaptığı yarı katı döküm ile şekillendirme işlemi sonucunda artan basma hızının (piston hızı) akma ve çekme hızını belirgin bir şekilde arttırdığını belirtmiştir. % 30 def ile elde ettiği

numunleri % 50 sıvı oranında basma sonucunda basma hızı 1 m/s'den 2,37 m/s'ye yükseldiğinde % 0,2 akma dayanımı 80,6'dan 182,5'e çekme dayanımı 135,6'dan 276,6'ya çıkarken % uzamasının 3,9'dan 6,3'e yükseldiğini belirtmiştir. Araştırmacılar bunun nedenini mikroyapının artan piston hızı sonucu daha az mikro-gözenek, mikroçekme içermesine (mikroyapının yoğunlaştırılmasına) atfetmiştir [Kılıçlı, 2010, Cho ve Kang, 2000].



Şekil 6.7. Farklı döküm yöntemi ve basma hızlarının %0.2 akma dayanımı üzerine etkisi



Şekil 6.8. Farklı döküm yöntemi ve basma hızlarının % uzama üzerine etkisi

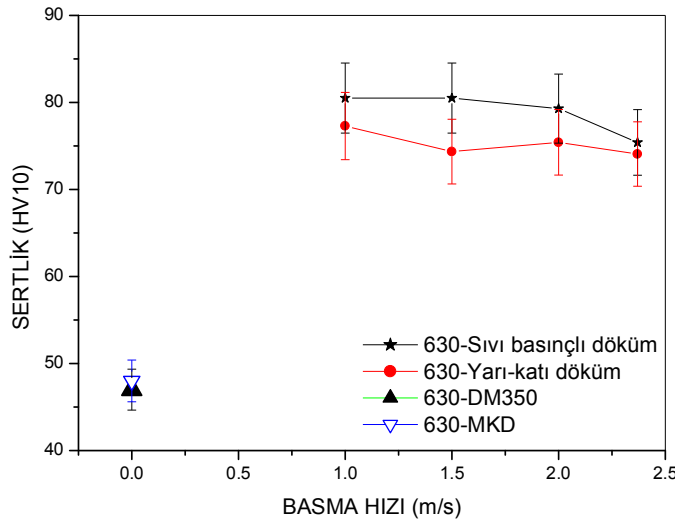
6.5.2. Sertlik sonuçları

Etial 177 alaşımının metalik kalıba döküm, ESP döküm, sıvı metal basınçlı döküm ve yarı-katı döküm yöntemlerinin sertliğe etkisi grafiksel olarak Şekil 6.9 ve çizelge olarak Çizelge 6.7’de verilmiştir. Metalik kalıba ve eğimli soğuma plakasına 350 mm mesafeden yapılan dökümlerde sertlik değerleri yaklaşık olarak 47 Hv’dir. Sıvı metal basınçlı ve yarı-katı dökümlerde sertlik değeri önemli bir artış göstererek 74-80 Hv aralığında seyretmiştir. Her iki döküm yönteminde basma hızlarının sertlik üzerine etkisinin son derece düşük olduğu görülmüştür.

Bozkurt A357 Al-Si aşımını kullanarak ESP döküm yöntemi ile 630 °C döküm sıcaklığı ve 300 mm döküm mesafesinden elde ettiği numunelere 580 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk. bekleme süresini takiben uyguladığı tikso şekillendirme işleminde sertlik değerinin 64 Hv olduğunu belirtmiştir [Bozkurt, 2005].

Kılıçlı [Kılıçlı, 2010] AA7075 Al-Zn alaşımını kullanarak 611 °C yarı katı sıcaklıkta farklı basma hızlarında(1-1,5-2-2,37 m/s) tikso şekillendirme ile numune üretmiştir. Numunelerin 5 Hv (5 kgf) sertliklerini ölçmüştür. Numunelerin ortalama sertlik değerleri 90-96 Hv arasında çıktığını tespit etmişlerdir. Basma hızının sertliğe etkisinin çok küçük olduğunu ve ekstrüze haldeki numunelerin sertlik değeri (106 Hv) ile karşılaştırıldığında çok büyük bir artışın olmadığı belirtmiştir.

Literatür araştırmasında yarı-katı döküm yöntemi ile şekillendirmede basma hızının sertliğe etkisi üzerine yapılan çalışmalar son derece sınırlıdır.



Şekil 6.9 Sıvı ve yarı-katı döküm işleminde farklı basma hızlarının makro sertlik üzerine etkisi

Çizelge 6.7. Sıvı ve yarı-katı döküm işlemi sonucu farklı basma hızlarının makro sertlik üzerine etkisi

Basma hızı (mm/s)	Sıvı Sertlik (Hv 10kgf)	Yarı-Katı Sertlik (Hv 10Kgf)
1	80	77
1.5	80	74
2	79	75
2.37	75	74
MKD	47	
DM350	48	

6.6. Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen dökümlerin kırılma davranışları

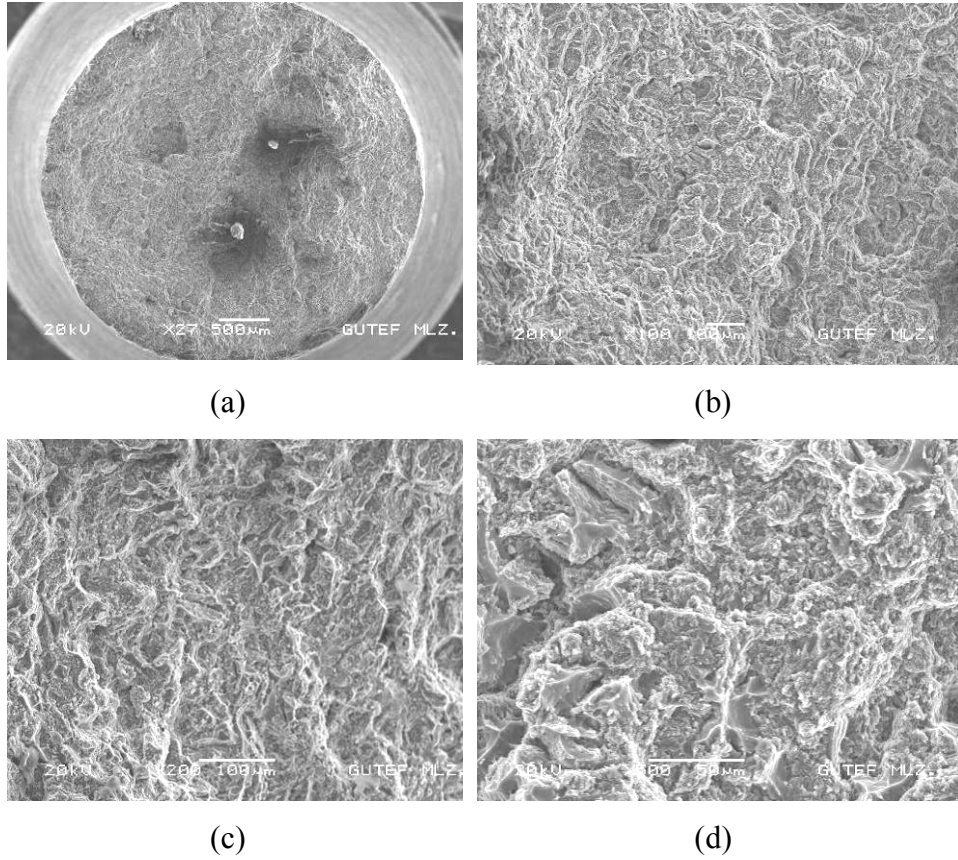
Metalik kalıba döküm (MKD-630), sıvı metal basınçlı döküm, ESP döküm ve yarı-katı döküm yöntemleri ile üretilen dökümlerin tamamı makro seviyede incelendiğinde tipik döküm bir malzemenin kırılma davranışını göstermektedir (Resim 6.32.a., 6.33.a., 6.33.f., 6.34.a., 6.35.a, 6.35.f). Numunelerde gözlemlenen bir boyun verme görülmemektedir. Bu, Al gibi sünek malzemelerde ancak mikroyapıdaki gaz boşlukları, mikroçatlaklar ve sıcak yırtılmanın doğal bir sonucu olarak ortaya çıktığı söylenebilir. Ancak daha detaylı mikro seviye incelemesi sonucunda yine döküm numunelerin tamamında nispeten sünek

kırılma davranışı görülmektedir (Resim 6.32-35). ETİAL-177 döküm alaşımının mikroyapısını birincil α -Al ve ötektik Si fazı oluşturmaktadır. Ötektik fazın bulunduğu bölgelerde nispeten düzgün kırılma yüzeyi meydana gelirken, birincil α -Al taneciklerinin olduğu bölgelerde çukurcuk kırılma yüzeyi meydana gelmiştir. Çukurcuklu kırılma yüzeyi Resim 6.34.f’de ve düzgün kırılma yüzeyi Resim 6.33.k’da net bir şekilde görülmektedir.

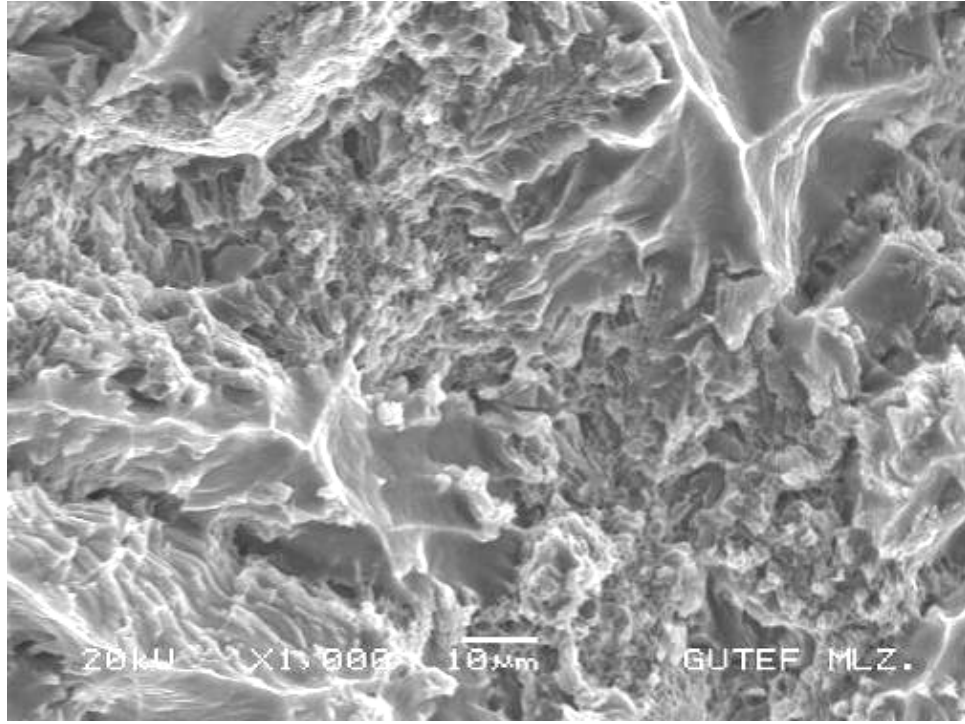
Elde edilen sonuçlar Yu ve arkadaşları [Yu, 2002] ile Park ve arkadaşlarının [Park, 2004] çalışmaları ile uyum göstermektedir. Yu ve Park’a göre kırılma ötektik bölgede başlar ve birincil α -Al taneciğini keserek (intergranular) veya birincil α -Al taneciğinin etrafından dolaşarak (trans granular) gelişir. Yu ve Park birincil α -Al tanecik hacim oranı arttıkça mekanik özelliklerin özellikle % uzamanın arttığını belirtmişlerdir. Birincil α -Al fazının düşük hacim oranında ötektik alan içinde oluşan uzun çatlaklar birincil α -Al ile ötektik faz arasındaki gerilim yoğunluğunu artırır ve bu yüzden birincil α -Al taneciğinde kesme mekanizması devreye girerek düzgün ayrılma yüzeyi meydana gelir. Birincil α -Al fazının yüksek hacim oranında kırılma yüzeyi birincil α -Al taneciğini dolaşarak ilerler ve bu sebepten çukurcuk (dimples) kırılma yüzeyi oluşur. [Park ve ark., 2004, Yu ve ark., 2002].

Sıvı metal basınçlı döküm ve yarı-katı döküm yöntemlerinde düşük basma hızlarında kaba boşlukların oluşmasından dolayı mekanik özellik değerleri yüksek basma hızlarına göre düşüktür. Yarı-katı döküm yönteminde mikroyapıda boşluk oluşumu ve diğer döküm hataları önemli derecede elimine edilmesine ve dendritik yapının küresel yapıya dönüştürülmesine rağmen mekanik özellik değerlerinde meydana gelen artış sınırlı kalmıştır. Bunun sebebi ESP dökümde meydana gelen oksitlerin birincil α -Al taneciği-ötektik sınırında teşekkül etmesidir (Resim 6.35.k). ESP döküm yönteminde meydana gelen oksitlenmeden dolayı ESP döküm yöntemi ile elde edilen dökümlerin çekme özellik değerleri diğer döküm yöntemlerine göre daha düşüktür (Şekil 6.6-6.8).

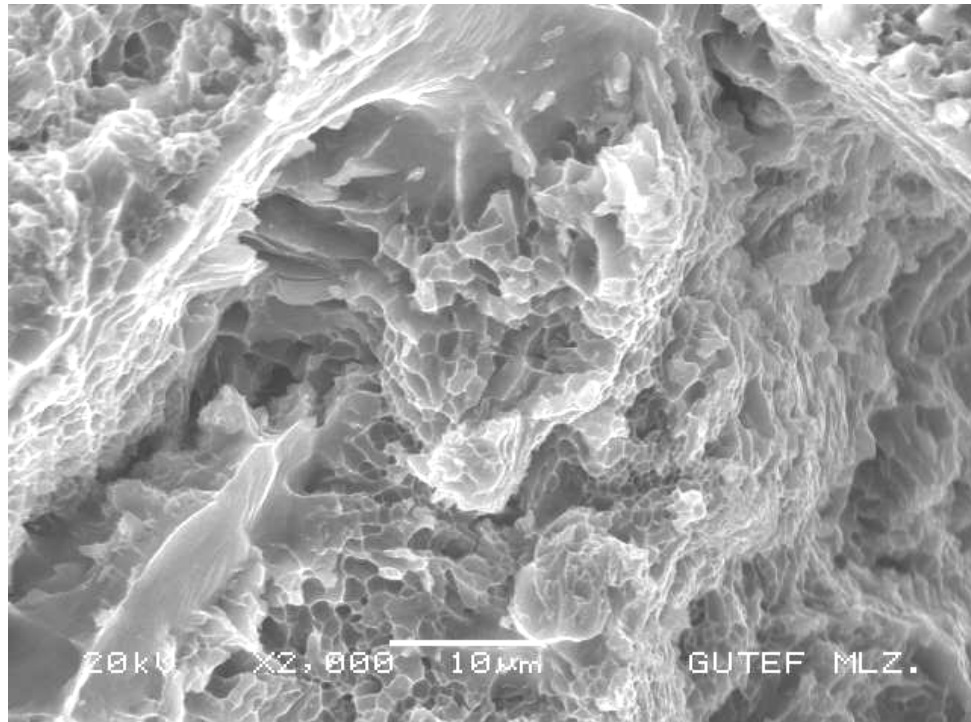
Kılıçlı [Kılıçlı, 2010] AA7075 alaşımından tikso şekillendirilmiş çekme numunelerinin kırılma yüzeylerini incelemiştir. Ayrılmanın sıvı katı arayüzeyinde başladığını ve kırılma modunun taneler arasından gerçekleştiğini tespit etmiştir. Tikso dökümle üretilen numunelerin sergilediği düşük dayanım değerlerinin kırılma yüzeylerinde mevcut olan ve yapıda var olan mikrogözeneklerden meydana geldiğini belirtmiştir.



Resim 6.32. 630-MKD yöntemi ile üretilen numunelerin çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri a) x27, b) x100, c)x200, d)x500, e) x1000, f)x2000

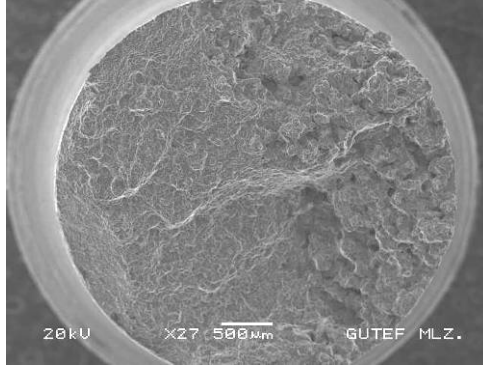


(e)

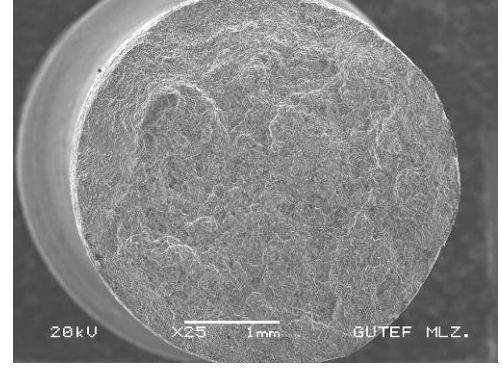


(f)

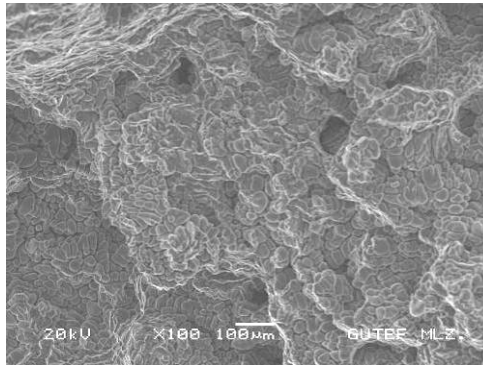
Resim 6.32.(Devam) 630-MKD yöntemi ile üretilen numunelerin çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri a) x27, b) x100, c)x200, d)x500, e) x1000, f)x2000



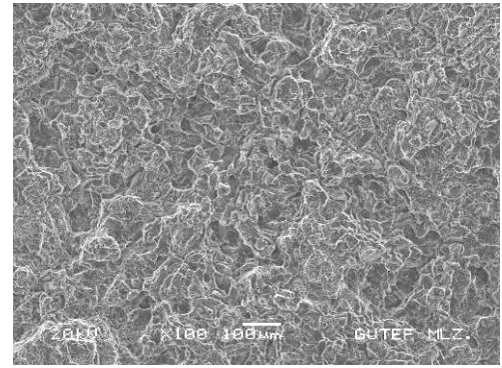
(a)



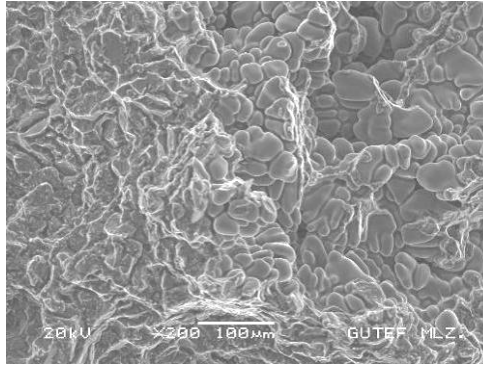
(f)



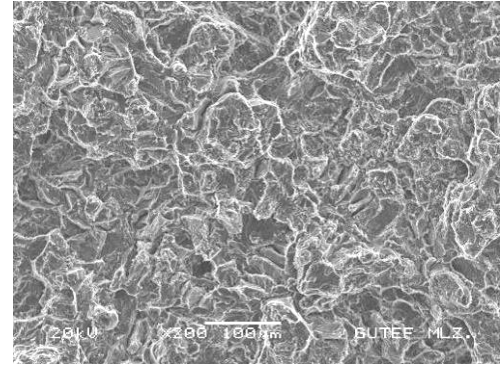
(b)



(g)

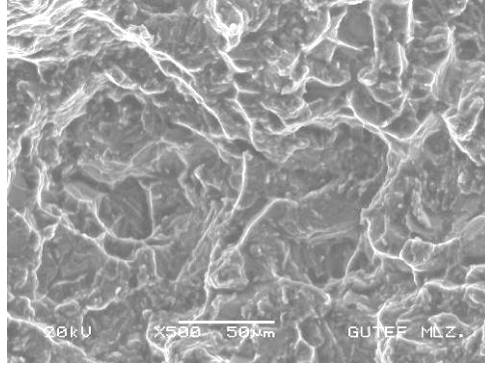


(c)

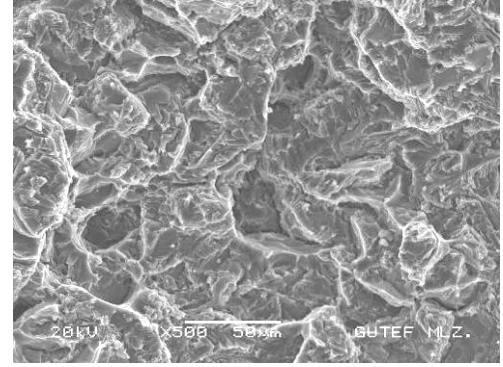


(h)

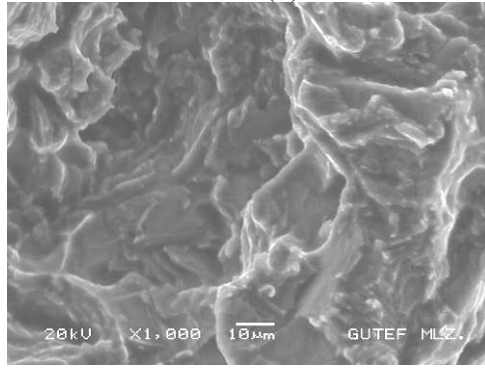
Resim 6.33. 630-Sıvı metal basınçlı döküm yöntemi ile üretilen numunelerin çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri a) 630-S-1x27, b) 630-S-1x100, c) 630-S-1x200, d) 630-S-1x500, e) 630-S-1x1000, f) 630-S-2,37x25, (g) 630-S-2,37x100, h) 630-S-2,37x200, i) 630-S-2,37x500, j) 630-S-2,37x1000, k) 630-S-2,37 x2000



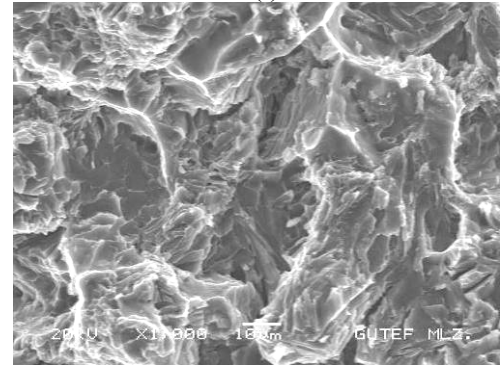
(d)



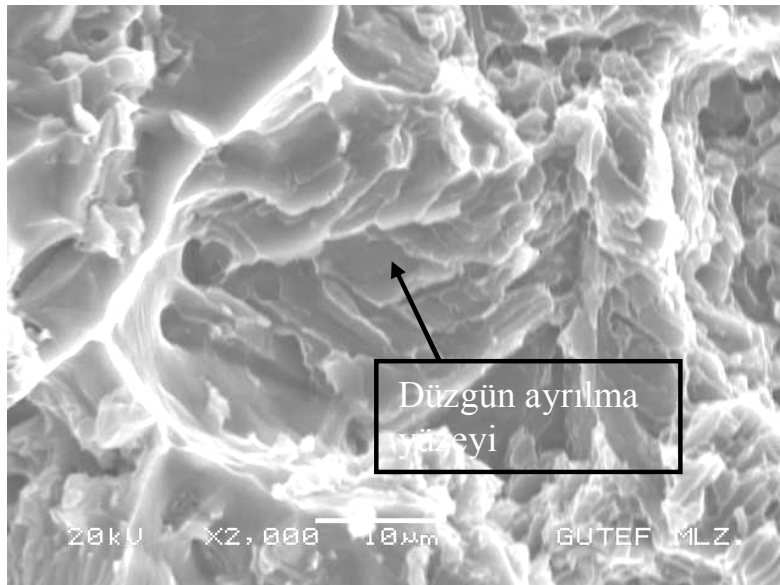
(i)



(e)

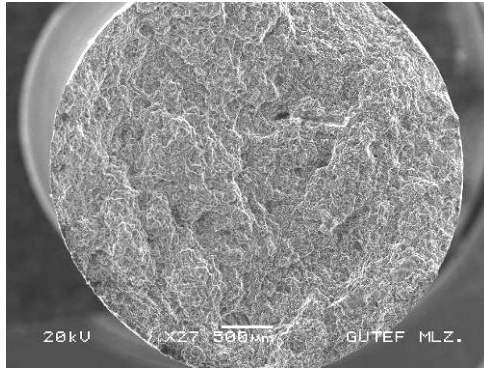


(i)

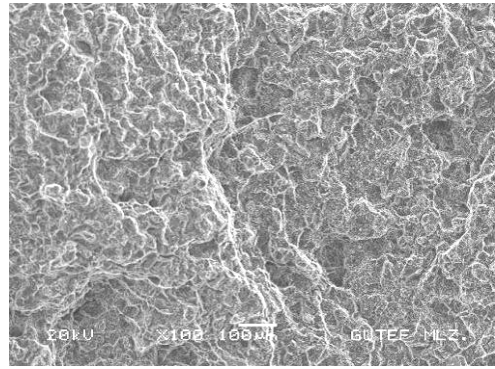


(k)

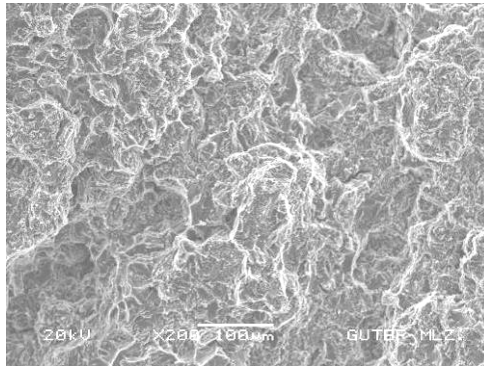
Resim 6.33.(Devam) 630-Sıvı metal basınçlı döküm yöntemi ile üretilen numunelerin çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri a) 630-S-1x27, b) 630-S-1x100, c) 630-S-1x200, d)630-S-1x500, e) 630-S-1x1000, f) 630-S-2,37x25, (g) 630-S-2,37x100, h) 630-S- 2,37x200, ı) 630-S-2,37x500, i) 630-S-2,37x1000, k) 630-S- 2,37 x2000



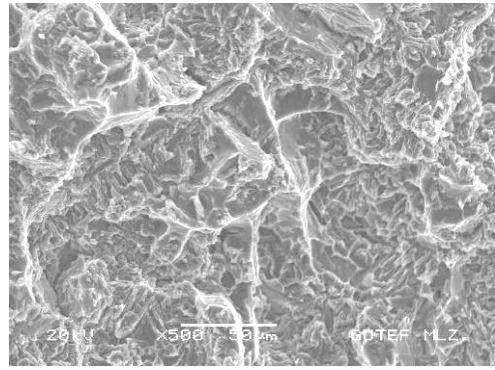
(a)



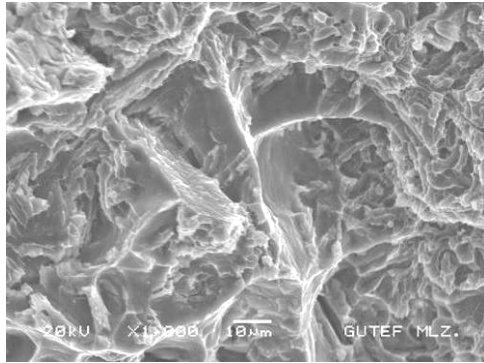
(b)



(c)

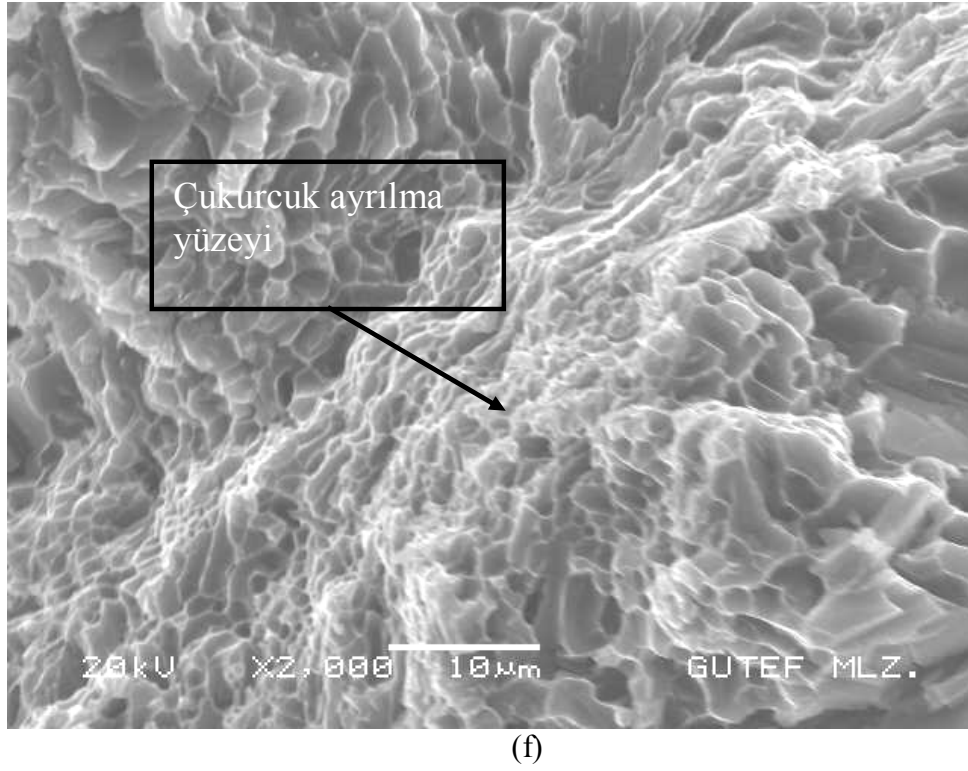


(d)

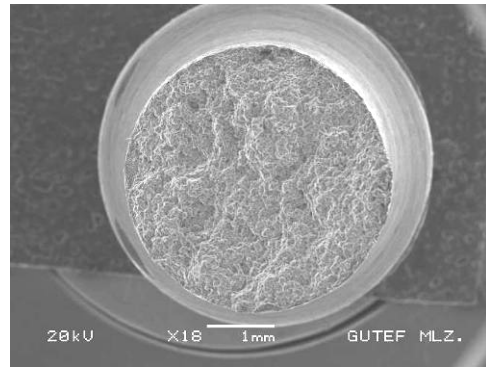
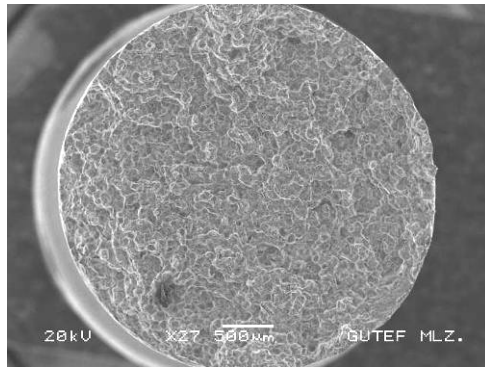


(e)

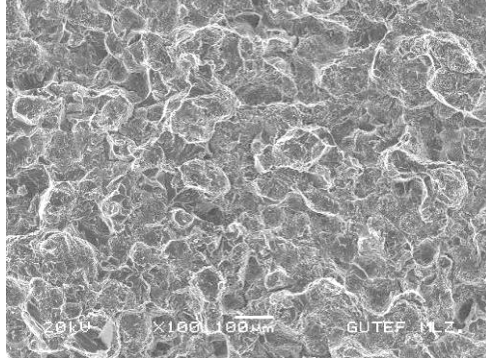
Resim 6.34. ESP döküm yöntemi ile üretilen 630-DM350 numunelerin çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri a)x27, b)x100, c)x200, d)x500, e)x1000, f)x2000



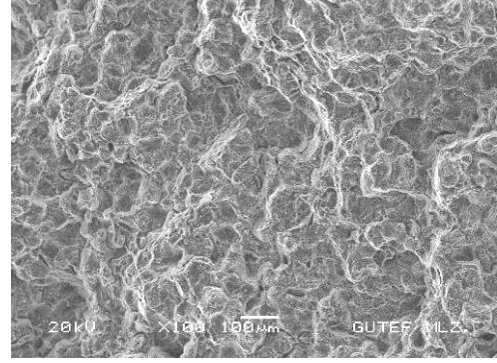
Resim 6.34.(Devam) ESP döküm yöntemi ile üretilen 630-DM350 numunelerin çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri a)x27, b)x100, c)x200, d)x500, e)x1000, f)x2000



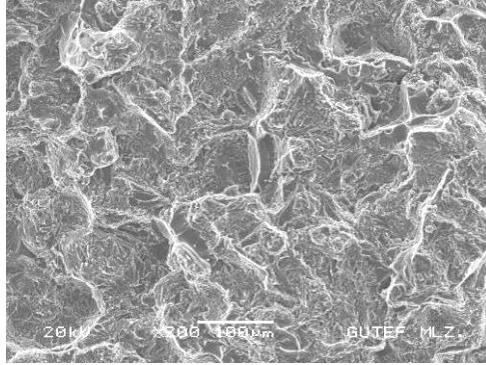
Resim 6.35. Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen numunelerin 630-DM350 çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri, a)630-DM350-1x27, b) 630-DM350- 1x100, c) 630-DM350- 1x200, d) 630-DM350-1x500, (e)630-DM350-1x1000, (f) 630-DM350- 2,37x18.g) 630-DM350- 2.37x100, h) 630-DM350- 2.37x200, ı) 630-DM350- 2.37x500, (i) 630-DM350-2.37x1000, (k) 630-DM350-2.37x2000



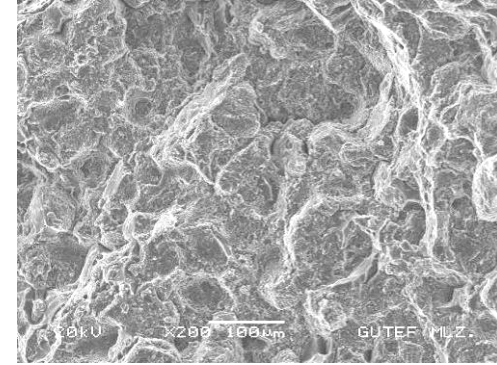
(b)



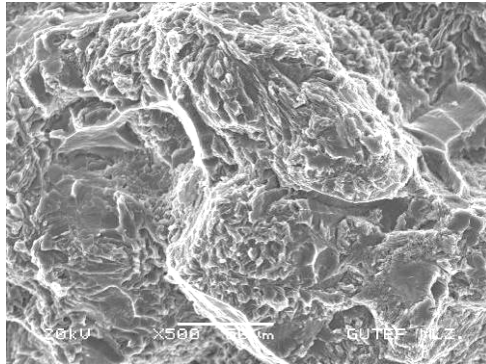
(g)



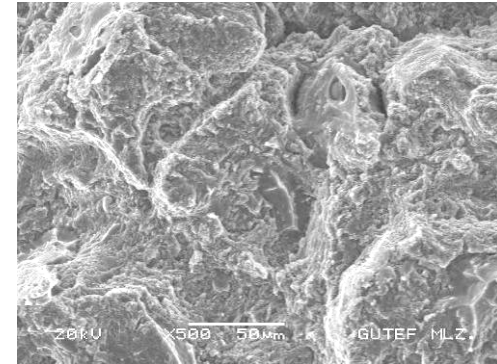
(c)



(h)

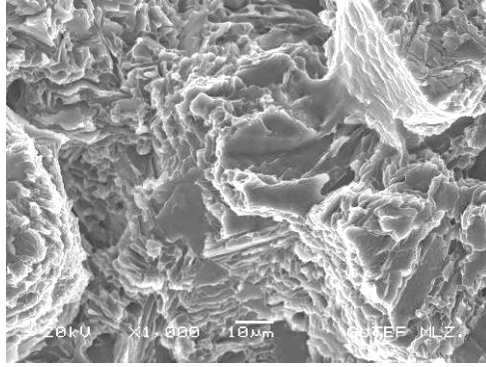


(d)

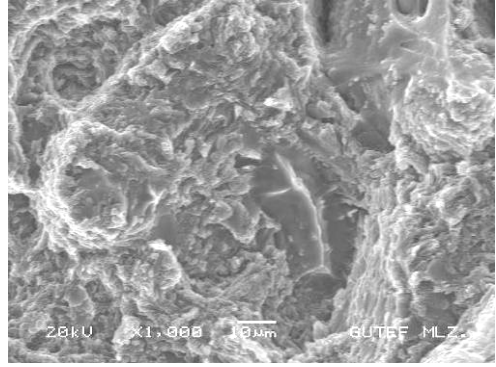


(i)

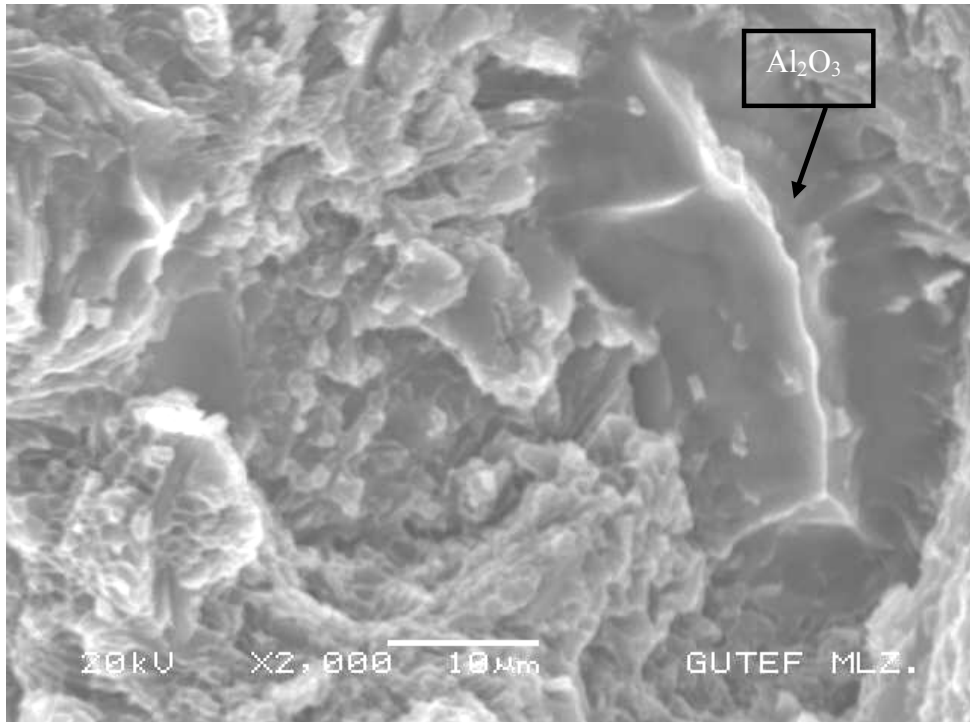
Resim 6.35.(Devam)Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen numunelerin 630-DM350 çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri, a)630-DM350-1x27, b) 630-DM350- 1x100, c) 630-DM350- 1x200, d) 630-DM350-1x500, (e)630-DM350-1x1000, (f) 630-DM350-2,37x18.g) 630-DM350- 2.37x100, h) 630-DM350- 2.37x200, i) 630-DM350- 2.37x500, (i) 630-DM350-2.37x1000, (k) 630-DM350-2.37x2000



(e) 630-DM350-1x1000



(i) 630-DM350-2.37x1000



(k) 630-DM350-2.37x2000

Resim 6.35.(Devam)Yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen numunelerin 630-DM350 çekme testi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri, a)630-DM350-1x27, b) 630-DM350- 1x100, c) 630-DM350- 1x200, d) 630-DM350-1x500, (e)630-DM350-1x1000, (f) 630-DM350-2,37x18.g) 630-DM350- 2.37x100, h) 630-DM350- 2.37x200, ı) 630-DM350- 2.37x500, (i) 630-DM350-2.37x1000, (k) 630-DM350-2.37x2000

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

Metalik kalıba döküm, sıvı metal enjeksiyon döküm, ESP döküm ve yarı-katı döküm yönteminin Etial 177 alaşımın makro, mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi üzerine yapılan çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir;

1. ETİAL-177 Al-Si alaşımından ESP döküm yöntemi ile yarı-katı şekillendirme için gerekli olan küresel mikroyapıya sahip ön malzemelerin üretilbileceği görülmüştür. Doğal katılaşma şartlarında teşekkül eden dendritik yapı ESP döküm yönteminde küresel ve/veya rozet yapıya dönüşmüştür.
2. Ön malzeme üretiminde birincil α -Al tanecik boyutu 45 μ m olarak 630 °C döküm sıcaklığı ve 350mm (ESP-350) döküm mesafesinde elde edilmiştir.
3. Ön malzeme üretiminde eğimli soğuma plakasında optimum küresel ve/veya rozet yapıyı 630 °C döküm sıcaklığı ve 350mm (ESP-350) döküm mesafesi üretmiştir.
4. Eğimli soğuma plakasına yapılan dökümlerde yoğun oksitlenme meydana gelmiştir.
5. Optimum tiksotropik özelliği 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk bekleme süresi vermiştir.
6. 572 °C yeniden ısıtma sıcaklığında 5 dk bekleme süresi esnasında bölgesel olarak Si fazında kabalaşma meydana gelmiştir.
7. Sıvı metal enjeksiyon dökümde artan basma hızı birincil α -Al tane boyutunu önemli derecede düşürmemiştir.
8. Sıvı metal enjeksiyon dökümde artan basma hızı ile birincil α -Al tane şekil faktörü artmıştır.

9. Etial 177 alaşımlarının yarı-katı şekillendirilmesi 1-1,5-2-2,37 m/s basma hızlarında mümkün olmakla birlikte optimum basma hızı 2,37 m/s tespit edilmiştir.
10. Etial 177 alaşımlarının yarı-katı şekillendirilmesi işleminde en yüksek mekanik özellikler 2,37 m/s basma hızında elde edilmiştir.
11. Ön malzemede elde edilen küresel mikroyapı yarı-katı şekillendirme sonrası küresel yapısını muhafaza etmiştir.
12. Sıvı metal enjeksiyon döküm yönteminde artan basma hızıyla numunelerin akma dayanımı, çekme dayanımı ve % toplam uzaması artmıştır.
13. Yarı-katı metal döküm yönteminde artan basma hızıyla akma dayanımı, çekme dayanımı ve % toplam uzaması artmıştır.
14. Yarı-katı şekillendirme işleminde farklı basma hızlarının makro sertlik değeri üzerinde önemli bir etkisi gözlenmemiştir.
15. Yarı-katı metal döküm yönteminde 1-1,5 ve 2 m/s basma hızları birincil α -Al tane boyutu üzerinde önemli bir etki göstermezken 2,37 m/s basma hızı 74.00 μm birincil α -Al tane boyutu üretmiştir.
16. Yarı-katı metal döküm yönteminde artan basma hızı ile birincil α -Al tane şekil faktörü artmıştır. 2,37 m/s basma hızı ile en yüksek (0,60) şekil faktörü elde edilmiştir.
17. Yarı-katı döküm yöntemi ile elde edilen mekanik özellik değerleri sıvı metal enjeksiyon döküm ve basınçlı döküm yöntemi ile elde edilen mekanik özellik değerlerinden daha yüksektir.
18. Yarı katı döküm yöntemi ile elde edilen dökümlerde kaba boşluklar ve diğer döküm hataları önemli ölçüde elimine edilmiştir.
19. Döküm yöntemlerinin tamamında sünek kırılma davranışı gözlemlenmiştir.

7.2. Öneriler

1. Şekillendirmenin rahat yapılabilmesi için kalıp sıcaklığı 300°C ile 450°C arasında olmalıdır.

2. Basınçlı döküm makinesinin kapasitesi ve piston hızı arttırılabilir.
3. Kalıp tasarımı değiştirilmelidir.
4. Numune tutucu grafit yerine ısıl şoka dayanıklı seramik malzemeden tasarlanmalıdır.
5. Döküm işlemlerinin tamamı vakum altında (atmosfer kontrollü) olarak yapılmalıdır.
6. Tiksotropik ön alaşım üretiminde tane inceltici kullanılabilir.

KAYNAKLAR

Aktar, N., “Tikso Kalıplama Ünitesi Tasarımı Ve İmalatının Yapılarak Al-Si Alaşımlarının Üretilmesi”, Yüksek Lisans Tezi , **Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük, 7-11(2004).

Altinel, S.A.,”Semi Solid Forming of Al -5083 and A 357 Aluminum Alloys”, **Boğaziçi University Institute Of Science And Technology** , İstanbul,(2003).

Atkinson, H.V., Kapranos,P., Chayong, P.S., Liu, D., Kirkwood, D. And Camacho, A. M., “Alloy Development For Thixoforming”, **Epsrc Project-Gr/M89096, Sheffield** ,1-7(2002-1).

Atkinson, H.V., Kapranos,P., Liu, D., Chayong, S.A., Kirkwood, D., “Thixoforming of normally wrought aluminium alloys”, **Materials Science Forum**, 396-402:131-136(2002-2).

Atkinson, H.V., “Modelling the semisolid processing of metallic alloys”, **Progress in Materials Science** ,50: 341–412(2005).

Basner, T., “Rheocast of semi-solid A357 aluminum”, **SAE 2000 World Congress**,. Michigan, 6-9(2000).

Basner, T.G., “The effect of processing on the mechanical and fatigue properties of semi solid formed A357 Alüminium”, Ph. D Thesis, **The University of Michigan**, USA, (2001) .

Biröl, Y., “A357 thixoforming feedstock produced bycooling slope casting”, **Journal of Materials Processing Technology**, 186: 94–101(2007).

Biröl, Y., “Thermomechanical processing of AA6061 billets for semi-solid forming”, **International Journal of Materials Research**, 98 (1): 53-59, (2007-2).

Biröl, Y., “Semi-solid processing of the primary aluminium die casting alloy A365”, **Journal of Alloys and Compounds**, 473: 133–138(2009).

Bozkurt, E., “Mechanical properties and microstructure evolution of thixoformed Aluminum Alloys”, Yüksek Lisans tezi, **Boğaziçi University, Mechanical Engineering**, 106-107(2005).

Budiman, H., Omar, M.Z., Jalar, A., Jaharah, A.G., “Effect of Water Cooling on the Production of Al-Si Thixotropic Feedstock by Cooling Slope Casting”, **European Journal of Scientific Research**, 32(2): 158-166 (2009).

Burgors, G.R., ”Rheology of semisolid metal suspensions”, Ph. D. Thesis, **Worcester Polytechnic Insitute**, U.S.A, 1-6(1999).

Chayong, S., “Thixoforming of high strength wrought aluminium alloys” *Department of Engineering Materials*, The University of Sheffield, 1(2002).

Chayong, S., Atkinson, H.V., Kapranos, H. V., “Thixoforming 7075 aluminium alloys”, *Materials Science and Engineering*, A390, 3-12(2005).

Chiarmette, G. “Thixoforming of automobile components”, *4th International conference on semisolid processing of Alloys and composites*, Edited by D. Kirkwood and P. Kapranos, , the university of Sheffield, England, 204-207 (1996).

Cho, W.G., Kang C.G., “Mechanical properties and their microstructure evaluation in the thixoforming process of semi-solid aluminum alloys”, *Journal Of Materials Processing Technology*, 105: 269-277(2000).

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

Eisen, P., Young, K., “Diecasting system for semi-liquid and semisolid metal casting- applications”, in: G.L. Chiarmetta (Ed.), *Proceedings of the Sixth International Conference on Semisolid Processing of Alloys and Composites*, 41-46(2000).

Fan, Z., “Semisolid Metal Processing” *International Materials Reviews*, 47(2): 49-85(2002).

Findon, M.M., “Semi solid slurry formation via liquid metal mixing”, *Worcester Polytechnic Institute*, USA, 1-22(2003).

Flemings, M., Riek, R., Young K., “Rheocasting”, *Mater sci. Eng.* 25:103-117(1976).

Flemings, M., “Behavior of Metal Alloys in the semi solid state”, *Metall Trans.* A, 22A:957-981(1991).

Figueredo, A., “Science and technology of semi-solid metal processing”, *North America Die Casting Association*, USA, 2.1-2.17, (2001).

Frank, Ernst., “Precipitation Hardening of Al–Si–Mg Alloys”, *Materials Laboratory III*, 1-5(2006).

Friedrich, B., Arnold, A., Sauermann, R., Noll, T., “Design of Al and Al-Li alloys for thixoforming”, Thixoforming, Hirt, G., Kopp, R. (Eds.), *Wiley-VCH Verlag GmbH & Co.*, Weinheim, 109 (2009).

Gençalp, S., Kasman Ş. ve Saklakoğlu, N. “Soğutma plakasında döküm sırasında plaka açısı ve uzunluğunun mikroyapı gelişimine etkisinin incelenmesi”, **5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS’09) Bildiriler Kitabı**, Karabük, Türkiye, 784-788 (2009).

Guo, H.M., Yang, X.J., “Efficient refinement of spherical grains by LSPSF rheocasting process”, **Materials Science and Technology**, 24:1,55-63,(2008).

Haga, T., Suzuki, S., “Casting of aluminium alloy ingots for thixoforming using a cooling slope”, **Journal of Materials Processing Technology**, 118 (1-3): 169-172 (2001-1).

Haga, T., “Semi-solid roll casting of aluminum alloy strip by melt drag twin roll caster”, **Journal of Materials Processing Technology**, 111:64-68(2001-2).

Haga, T., Kapranos, P., “Billetless simple thixoforming process”, **Journal of Materials Processing Technology**, 130-131:581-586(2002-1).

Haga, T., Kapranos, P., “Simple rheocasting process”, **Journal of Materials Processing Technology**, 130-131:594-598(2002-2).

Haga, T., Semisolid strip casting using a twin roll caster equipped with a cooling slope”, **Journal of Materials Processing Technology**, 130-131:558-561(2002-3).

Haga, T., Tkahaski, K., Ikawaand, M., Watari, H., “Twin roll casting of aluminum alloy strips”, **Journal of Materials Processing Technology**, 153-154:42-47(2004-1).

Haga, T., Kapranos, P., “Thixoforming of laminate made from semisolid cast strips”, **Journal of Materials Processing Technology**, 157-158:508-512(2004-2).

Joly, P.A., Mehrabian, R., “The rheology of a partially solid alloy”, **Journal Of Materials Science**, 11: 1393-1418(1976).

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

Kapusuz, Ö.K., “Semi solid casting of aluminium silicon alloys ”, M. Sc. Thesis, **Metallurgical and Materials Engineering**, ODTÜ, Ankara, 1-7(2001).

Kenney, M.P., Courtois, J.A., Evans, R.D., Farrior, G.M., Kyonka, C.P., Koch, A.A., Young, K.P., **Metal Handbook, 9 edn**, Metals Park, OH, ASM International, 15: 327-338 (1998).

Kılıçlı, V., “Yarı-katı döküm tekniği ile üretilen Al-Zn alaşımlarında yapı-özellik ilişkisinin incelenmesi”, Doktora Tezi, **Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 100-104 (2010).

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

Kocatepe, K., “Metalik Sodyum ile Modife edilmiş Al-%7Si-%0.65Mg Alaşımında Silisyumun Isıl İşlem ile küreselleştirilmesi”, *Politeknik Dergisi*, 2(2):17-25(1999).

Kopp, R., Neudenberger, D., Winning, G.,” Different concepts of thixoforging and experiments for rheological data”, *Journal of Materials Processing Technology*, 111 (1-3): 48-52 (2001).

Lashkari, O., “Le Comportement Rheologique De l'alliage A356 semi-solide”, *Ph. D. Thesis, University of Quebec, Natural Sciences and Engineering*, Canada, 10-20:49(2006).

Legoretta, C.E., Atkinson, H.V., Jones, H., “Cooling slope casting to obtain thixotropic feedstock II: observations with A356 alloy”, *Journal of Mater Science*, 43:5456–5469(2008-1).

Legoretta, C.E., Atkinson, H.V., Jones, H., “Cooling slope casting to obtain thixotropic feedstock I: observations with a transparent analogue”, *Journal of Mater Science*, 43:5448–5455(2008-2).

Liu, D., Atkinson, H.V., Kapranos, P., Jirattiticharoen, 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).

Martin, C.L., Kumar, P., Brown, S., “Constitutive modeling and characterization of the flow behavior of semi-solid metal alloy slurries- II. Structural evolution under shear formation”, *Acta metal. Mater.*, 42(11):3603-3614 (1994).

Meyers, C.W., “Solution Heat Treatment Effects in A357 Alloys”, *Trans. AFS*, 93:741-750(1985).

Modigell, M., Koke, J., “Time Dependent Rheological Properties of Semi-Solid Metal Alloys”, *Mechanics of Time-Dependent Materials*, 3:15-30(1999).

Park, C., Kim, S., Kwon, Y., Lee, Y., Lee, J., “Fracture behavior of thixoformed 357-T5 Al alloys”, *Metallurgical And Materials Transactions A*, 35: 1017-1027(2004).

Qin Q.D., Zhao, Y.G., Cong, P.J., Zhou, W., Xu, B., “Semisolid microstructure of Mg₂Si /Al-Si-Cu composite by cooling slope cast and its evolution during partial remelting process”, *Materials Science and Engineering A*, 444:99-103(2007)

Saklaklıoğlu, I.E., “Sıma prosesiyle yarı-katı halde küresel mikroyapı oluşumu”, *Metalurji Dergisi*, 138:53-57(2004).

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

Seo, P.K., Kim, D.U., Kang, C.G., “The characteristics of grain size controlled microstructure and mechanical properties of Al-Si alloy by thixocasting and rheocasting process”, P.K.Seo, , *Journal of processing Technology*, 162-163:570-578(2005).

Spencer, D., Mehrabian, R., Flemings, M., “Rheological behavior of Sn-15pec Pbi Crystallization Range”, *Metall. Trans A*, 3A:1925-1932 (1972).

Suery, M., Martin, C., Salvo, I., *4th Int. Conf.* “Semi-Solid Processing of Alloys and composites”, D.H. Kirkwood and P.Kapranos eds., *The University of Sheffield*, Sheffield, England, 21-29 (1996).

Sukumaran, K., Pai, B.C., Chakraborty, M., “The effect of isothermal mechanical stirring on an Al-Si alloy in the semisolid condition” , *Materials Science and Engineering*, A369: 275–283 (2004).

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).

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

Türkeli, A., “Yarı-katı durumda döküm şekil verme ve rafinasyon prosesleri”, *Metalurji Dergisi*, 98:37-43(1995).

Murray, J.L., McAlister, A.J., “The Al-Si (Aluminum- Silicon)System”, *Bulletin of Alloy phase diagrams*, 5(1):74-84(1984)

Verhoeven, J.D., 1975, “Fundamentals of Physical Metallurgy”,*Canada*, 400-403(1975).

Yang, Y.S., Tsao, C.Y.A., “Thixotropic behavior and structure evolution of A356 alloy in the semisolid state”, *Scripta Metallurgica et Materiala*, 30(12):1541-1546(1994).

Yang, X., Jing, Y., Liu, J., “The rheological behavior for thixocasting of semi-solid aluminum alloy (A356)”, *Journal of Materials Processing Technology*, 130-138:569-573 (2002).

Yang, S.J.J., “Analysis and development of a simple procedure for measuring the rheological properties of thixotropic magnesium alloys”, M.Sc.Thesis, **University of Queen’s, Mechanical Engineering**, Kingston-Ontario, Canada,1-16(2004).

Young, K., “Nature and Properties of Semi-Solid Materials”, J.Sekhar and J. Dantzig, eds., **Metal&Materials Society**, Warrendale, PA, 245-266(1992).

Yu, Y., Kim, S., Lee, Y., Lee,J., “Phenomenological observations on mechanical and corrosion properties of thixoformed 357 alloys: a comparison with permanent mold cast 357 alloys”, **Metallurgical And Materials Transactions A**, 33: 1399-1412(2002).

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

Witulski, T., Morjan, U., Niedick, I., Hirt, G., “The thixoformability of aluminium alloys”, **Proceedings of the Fifth International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites**, Colorado, USA, 353-360 (1998).

Wu, C., “A numerical study of high pressure die casting with light alloys”, M.Sc.Thesis , Mechanical and Materials Engineering, **Queen’s University**, Kingston-Ontario, Canada,1-10 (2004).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ÖZER (CERAH), Melika
 Uyuğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 01.10.1977 Ankara
 Medeni hali : Evli
 Telefon : 0 (533) 620 65 57
 Faks : 0 (312) 212 00 59
 e-mail : mcerah@gmail.com.

Eğitim

Derece	Eğitim	Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi	Metal Eğitimi Bölümü	2003
Lisans	Gazi Üniversitesi	Döküm Öğretmenliği	2000
Lise	Balgat Teknik	Kontrol ve Enst. Teknolojisi	1995

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2001-Devam ediyor	Gazi Üniversitesi	Araştırma Görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

1. **Cerah, M.**, Kocatepe, K., and Erdogan, M., “Influence of Martensite Volume Fraction and Tempering Time on Tensile Properties of Partially Austenitized in The ($\alpha+\gamma$) Temperature Range and Quenched +Tempered Ferritic Ductile Iron”, ***JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE***, **40** (2005) 3453 – 3459.

2. Erdogan, M., **Cerah, M.**, and Kocatepe, K., “Influence of Intercritical Austenitising and Tempering Time and Martensite Volume Fractions on Tensile Properties of Ferritic Ductile Iron with Dual Matrix Structure”, *INTERNATIONAL JOURNAL OF CAST METAL RESEARCH*, **19:(4)(2006)248-253** .
3. Kocatepe, K., **Cerah, M.**, and Erdogan, M., “Effect of Martensite Volume Fraction And Its Morphology On The Tensile Properties of Ferritic Ductile Iron With Dual Matrix Structures”, *JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY*, **178(2006) 44-51**.
4. Kocatepe, K., **Cerah, M.**, and Erdogan, M., “The Tensile Fracture Behaviour of Intercritically Annealed and Quenched+Tempered Ferritic Ductile Iron with Dual Matrix Structure, , *MATERIALS & DESIGN*, **28 (2007) 172–181**.
5. Sahin, Y., Erdogan, **M., Cerah, M.**, “Effect of martensite volume fraction and tempering time on abrasive wear of ferritic ductile iron with dual matrix”, *WEAR*, **(265:(2008)196-202**.
6. Gür, C.H., **Ozer (Cerah), M.**, Erdogan, M., “Investigation Of The Variations In Microstructure And Mechanical Properties Of Dual-Matrix Ductile Iron By Magnetic Barkhausen Noise Analysis” *RESEARCH IN NONDESTRUCTIVE EVALUATION*, **19(1)(2008)44-60**.
7. Sahin,Y., Kilicli, V., **Ozer(Cerah), M.**, Erdogan,M.,”Comparison of abrasive wear behavior of ductile iron with different dual matrix structures”,*WEAR*,, **268,(2010) 153-165**
8. Kılıçlı, V., **Cerah, M.**, Erdoğan, M., “Küresel Grafitli Dökme Demirde Kritik Tavlama Sıcaklıklarından Su Verme ve Östemperleme Isıl İşlemlerinin Mikroyapı Oluşumuna Etkileri”, *4th INTERNATIONAL ADVANCED TECHNOLOGIES SYMPOSIUM*, September 28-30(2005),651-657, Konya/Türkiye.
9. GÜR, C.H., **Ozer (Cerah), M.**, ERDOĞAN, M., “The Evaluation of Structure – Property Relationships in the Dual Matrix Ductile Iron by Magnetic Barkhausen Noise Analysis”, *17TH WORLD CONFERENCE ON NONDESTRUCTIVE TESTING*. , , October 25-28(2008), Shanghai, China
10. Kılıçlı, V., **Cerah, M.**, Erdoğan, M., “Küresel Grafitli Dökme Demirde Çift Fazlı Matris Yapının Üretimi ve Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin Kontrolü”, *I. ULUSAL METALURJİ VE MALZEME GÜNLERİ*, 143-152, 27-28 Mayıs, 2004, Eskişehir.