T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ALÜMİNYUM DÖVME ALAŞIMLARININ EĞİMLİ SOĞUTUCU İLE DÖKÜMÜ, YARI-KATI ŞEKİLLENDİRİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Serhat ACAR

DOKTORA TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Üretim Programı

Danışman

Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Temmuz, 2023

T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ALÜMİNYUM DÖVME ALAŞIMLARININ EĞİMLİ SOĞUTUCU İLE DÖKÜMÜ, YARI-KATI ŞEKİLLENDİRİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Serhat ACAR tarafından hazırlanan tez çalışması 20.07.2023 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Üretim Programı **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER
Yıldız Teknik Üniversitesi
Danışman

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER, Danışman
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN, Üye
Gedik Üniversitesi _____

Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR, Üye
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Doç. Dr. Ş. Hakan ATAPEK, Üye
Kocaeli Üniversitesi _____

Doç. Dr. Alptekin KISASÖZ, Üye
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Danışmanım Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER sorumluluğunda tarafımca hazırlanan "Alüminyum Dövme Alaşımlarının Eğimli Soğutucu ile Dökümü, Yarı-katı Şekillendirilmesi ve Karakterizasyonu" başlıklı çalışmada veri toplama ve veri kullanımında gerekli yasal izinleri aldığımı, diğer kaynaklardan aldığım bilgileri ana metin ve referanslarda eksiksiz gösterdiğimi, araştırma verilerine ve sonuçlarına ilişkin çarpıtma ve/veya sahtecilik yapmadığımı, çalışmam süresince bilimsel araştırma ve etik ilkelerine uygun davrandığımı beyan ederim. Beyanımın aksinin ispatı halinde her türlü yasal sonucu kabul ederim.

Serhat ACAR

İmza

Bu çalışma, Yıldız Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Proje Koordinatörlüğü'nün FDK-2019-3645 numaralı projesi ve TÜBİTAK 2211-E kodlu Doğrudan Yurt içi Doktora Burs Programı kapsamında desteklenmiştir.



Aileme

TEŞEKKÜR

Beraber çalışmaya başladığımız ilk günden itibaren bilgi birikimi ve deneyimiyle bana yol gösteren ve ihtiyaç duyduğum anlarda desteğini asla esirgemeyen kıymetli hocam Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER'e,

Bugüne kadar hem mesleki hem de hayatın geri kalanına dair kendisinden çok şey öğrendiğim çok değerli hocam Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN'a,

Bu tezin ortaya çıkış sürecindeki maddi ve manevi katkıları paha biçilemez olan; Doç. Dr. Alptekin KISASÖZ'e, Doç. Dr. Gökhan ÖZER'e, Dr. Öğr. Üyesi Burak BİROL'a, Dr. Öğr. Üyesi Nilüfer DUYGULU'ya, Dr. Öğr. Üyesi Burçin ÖZBAY KISASÖZ'E, Arş. Gör. Dr. Aylin BEKEM'e, Öğr. Gör. Dr. Yahya BAYRAK'a, Dr. Ramazan TÜTÜK'e, Arş. Gör. Zekeriya CÖMERT'e, Arş. Gör. Fulya Başak KUMKUMOĞLU'na, Yük. Müh. Merve YAVUZ'a, Yük. Müh. Ayşegül BİLEN'e, Yük. Müh. Kubilay ÖZTÜRK'e, Yük. Müh. Öznur KILIÇ'a, Yük. Müh. İbrahim TÜTÜK'e, Yük. Müh. Moğoltay URAL'a, Ayberk KÖÇKEN'e, Ali DOLU'ya, Şaban CEYLAN'a,

Son olarak, bana 32 yıldır tahammül eden ve kendilerine olan sevgimi kelimelerle ifade edemeyeceğim aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Serhat ACAR

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR **v**
SİMGE LİSTESİ **viii**
KISALTMA LİSTESİ **ix**
ŞEKİL LİSTESİ **x**
TABLO LİSTESİ **xv**
ÖZET **xvi**
ABSTRACT **xviii**
1 GİRİŞ **1**
1.1 Literatür Özeti 1
1.2 Tezin Amacı 2
1.3 Hipotez 3
2 YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME SÜREÇLERİ **5**
2.1 Küresel Mikroyapıya Sahip Hammadde Üretimi 9
3 EĞİMLİ SOĞUTUCU İLE DÖKÜM **32**
3.1 Eğimli Soğutucu ile Dökümde Dendritik Olmayan Mikroyapının Eldesi 33
3.2 Proses Parametreleri 34
4 YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME PROSESLERİ **49**
4.1 Döküm 49
4.2 Dövme 50
4.3 Ekstrüzyon 51
4.4 Tikso-birleştirme 53
4.5 Tikso-kalıplama ve Reo-kalıplama 54
4.6 Yarı-katı Hızlı Prototipleme Teknolojisi 55
5 YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME İÇİN ALAŞIM SEÇİMİ **57**
5.1 Ticari Olarak Yarı-Katı Şekillendirilen Alaşımlar 60
5.2 Yarı-katı Şekillendirme Prosesleri Kapsamında Araştırılmış Diğer Alaşımlar ve Genel Hususlar 66
6 DENEYSEL ÇALIŞMALAR **69**
6.1 AA7075 Alaşımı Kullanılarak Gerçekleştirilen Çalışmalar 70
6.2 AA2014 Alaşımı ile Gerçekleştirilen Çalışmalar 77
7 DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA **80**
7.1 AA7075 Alaşımının Eğimli Soğutucu ile Dökümü 80
7.2 AA7075 Alaşımının Tikso-şekillendirme Süreçleri 99

7.3 AA2014 Alaşımının Eğimli Soğutucu ile Dökümü ve Tikso-Şekillendirme Süreçleri 126
8 SONUÇ **146**
KAYNAKÇA **150**
TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR **167**

SİMGE LİSTESİ

R_e	Akma dayanımı
E_a	Aktivasyon enerjisi
A	Alan / Üstel sabit
θ	Al_2Cu fazı
S	Al_2CuMg fazı
T	$Al_2Mg_3Zn_3$ fazı
D	Bilya çapı
α	Birincil faz
R_m	Çekme dayanımı
Ç	Çevre
T6	Çözeltiye alma, su verme ve yapay yaşlandırma
T_m	Denge dönüşüm sıcaklığı
ΔT_r	Denge ergime noktasındaki değişim
ΔH	Entalpideki değişim
EW	Eşdeğer ağırlık
R	Gaz sabiti
d	İz çapı
V_s	Katı hacmi
κ	Katı yüzey eğriliği
i_{kor}	Korozyon akım yoğunluğu
C_r	Korozyon oranı
E_{kor}	Korozyon potansiyeli
η	$MgZn_2$ fazı
Δd	Tane boyutundaki değişim
ΔT	Üst ısı miktarındaki değişim
ρ	Yoğunluk
P	Yük
σ	Yüzey gerilimi

KISALTMA LİSTESİ

ASTM	Uluslararası Amerikan Test ve Malzeme Topluluğu
DSC	Diferansiyel taramalı kalorimetre
EDS	Enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi
GISS	Gaz enjeksiyonlu yarı-katı / Gas-induced semi-solid
MHD	Manyetohidrodinamik
MIT	Massachusets Teknoloji Enstitüsü / Massachusets Institute of Technology
NADCA	Kuzey Amerika Basınçlı Döküm Derneği / North American Die Casting Association
NRC	Yeni reo-döküm / New rheocasting
OCP	Açık hücre potansiyeli
RAP	Yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme / Recrystallisation and partial melting
SAG	Salzburger Aluminium Group
SEED	Döndürmeli entalpi dengeleme / Swirled enthalpy equilibration device
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SIMA	Gerinim kaynaklı ergiyik aktivasyonu / Strain induced melt activated
SRP	Sürekli reo-dönüşüm prosesi
XRD	X-ışını difraktometresi

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1 Reo-dökümle üretilmiş a) otomobil ön salıncak bileşeni, b) kabin braketi [18] **7**

Şekil 2.2 Yarı-katı şekillendirmede iki farklı rota; tikso-şekillendirme ve reo-şekillendirme [14] **8**

Şekil 2.3 Tikso ve reo-şekillendirme rotalarına ait sıcaklığa bağlı proses şemaları [25] **9**

Şekil 2.4 Katılaşma sırasında uygulanan şiddetli karıştırma etkisiyle meydana gelen morfolojik dönüşümün şematik gösterimi; a) dendritik ilk kristaller, b) dendritik büyüme, c) rozet yapısı, d) olgunlaşmış rozet, e) küresel yapı [6] **10**

Şekil 2.5 A356 alüminyum alaşımına ait iki farklı mikroyapı görüntüsü; a) dendritik morfoloji, b) küresel morfoloji [29] **10**

Şekil 2.6 (a) Deforme olmamış dendrit, b) kesme kuvvelerinin etkisi, c) yüksek açılı tane sınırlarının oluşumu, d) oluşan yeni tane sınırlarının sıvı metal tarafından ıslatılması sonucu meydana gelen dendritik parçalanma [31] **12**

Şekil 2.7 Mekanik karıştırma ile hammadde hazırlamak için geliştirilmiş ilk prototipin şematik gösterimi [32] **13**

Şekil 2.8 Sürekli reo-döküm makinasının şematik gösterimi [14] **13**

Şekil 2.9 MHD karıştırmaya ait şematik gösterim; (a) yatay karıştırma, (b) dikey karıştırma, (c) helisel karıştırma [17] **15**

Şekil 2.10 Pasif karıştırma tekniğinin şematik gösterimi [17] **16**

Şekil 2.11 AA7075 alaşımının reo-dökümünde tane inceltici etkisi; (a) %0,03 Ti içerikli alaşımın döküm hali, (b) %0,13 Ti içerikli alaşımın döküm hali, (c) 0,29% Ti içerikli alaşımın döküm hali, (d) %0,03 Ti içerikli alaşımın T6 sonrası, (e) %0,03 Ti içerikli alaşımın T6 sonrası, (f) %0,29 Ti içerikli alaşımın T6 sonrası mikroyapı görüntüleri [44] **17**

Şekil 2.12 Sprey döküm prosesine ait şematik gösterim [45] **18**

Şekil 2.13 Sprey ve geleneksel dökümle üretilmiş Pb – ağırlıkça %35 Sn alaşımına ait döküm hali ve 200 °C'de 10 dk boyunca yeniden ısıtma sonrası mikroyapı görüntüleri [46] **19**

Şekil 2.14 AZ91 alaşımında katılaşma sırasında uygulanan ultrasonik titreşimin etkisi; (a) ultrasonik titreşim uygulanmadan 585 °C'de suda soğutulan numune, (b) 605 °C ile 585 °C arasında ultrasonik titreşim uygulamasının ardından suda soğutulan numune [50] **20**

Şekil 2.15 A356 alaşımına ait dört farklı döküm sıcaklığında üretilmiş numunelerin döküm hali mikroyapıları; (a) 675 °C, (b) 655 °C, (c) 635 °C, (d) 617 °C [54] **21**

Şekil 2.16 635 °C'de kalıcı kalıba döküm ile üretilen A356 numunesinin 600 °C'de dört farklı sürede yeniden ısıtılması sonucu ortaya çıkan

mikroyapı görüntüleri; (a) 20 dk., (b) 40 dk., (c) 60 dk., (d) 80 dk. [54] **22**

Şekil 2.17 NRC prosesinin şematik gösterimi [14] **22**

Şekil 2.18 SRP prosesinin şematik gösterimi [56] **23**

Şekil 2.19 SRP reo-döküm sisteminin şematik gösterimi [57] **24**

Şekil 2.20 A383 alaşımına ait mikroyapı görüntüleri; (a) SRP reo-döküm, (b) yüksek basınçlı döküm [57] **24**

Şekil 2.21 Yarı-katı reo-döküm prosesinin şematik gösterimi [56] **25**

Şekil 2.22 GISS Prosesinin şematik gösterimi [56] **25**

Şekil 2.23 SEED prosesinin şematik gösterimi [60] **26**

Şekil 2.24 SEED prosesi ile üretilmiş farklı çaptaki yarı mamuller ve proseste kullanılan hazneler; soldan sağa çap: 76, 102 ve 114 mm [60] **27**

Şekil 2.25 Kesme ve soğutma merdanesi prosesinin şematik gösterimi [56] **27**

Şekil 2.26 Hızlı bulamaç şekillendirme prosesinin şematik gösterimi [62] **28**

Şekil 2.27 Eğimli soğutucu ile döküm prosesinin şematik gösterimi [64] **29**

Şekil 2.28 Yarı-katı şekillendirme süreçlerinde kullanılan katı faz işlemlerine ait sıcaklık-zaman şemaları; (a) SIMA ve (b) RAP prosesi [56] **30**

Şekil 2.29 AA7075 alaşımına ait mikroyapı görüntüleri; (a) ekstrüde hal, (b) 580 °C 15 dakika yeniden ısıtma sonrası, (c) 580 °C 25 dakika yeniden ısıtma sonrası [28] **31**

Şekil 3.1 Eğimli soğutucu ile döküm; (a) şematik gösterim, (b) örnek kurulum [23] **32**

Şekil 3. 2 Ayrılma teorisinin şematik gösterimi ile (1) ve (2) numaralı bölgeler için katılaşma cephesindeki sıcaklık profili (K<1) [68] **33**

Şekil 3.3 A356 alaşımı kullanılarak eğimli soğutucu ile dökümle üretilmiş dört farklı numuneye ait mikroyapı görüntüleri; (a) yalıtılmış kalıp, (b) paslanmaz çelik kalıp, (c) düşük karbonlu çelik kalıp, (d) bakır kalıp [69] **35**

Şekil 3.4 A380 alaşımının eğimli soğutucu ile dökümü sonrasında döküm sıcaklığına bağlı olarak ortaya çıkan farklı mikroyapılar; (a) 615 °C, (b) 635 °C, (c) 650 °C [75] **36**

Şekil 3.5 İki farklı döküm açısının A356 alaşımının eğimli soğutucu ile dökümü sonrasında ortaya çıkan mikroyapılar üzerindeki etkisi [81] **37**

Şekil 3.6 A380 alaşımına ait 630 °C'de eğimli soğutucu ile döküm ve 567 °C – 5 dk yeniden ısıtma sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri; (a) statik döküm, (b) titreşim eşliğinde döküm [83] **38**

Şekil 4.1 Yarı-katı döküm prosesinin şematik gösterimi [14], [122] **50**

Şekil 4.2 (a) Temsili yeniden ısıtma süreci, (b) yarı-katı hammaddenin mikroyapısı, (c) yarı-katı dövme işleminin şematik gösterimi, (d) yarı-katı dövme sonucu ortaya çıkan mikroyapı [127] **51**

Şekil 4.3 Yarı-katı ekstrüzyonda izotermal takım yaklaşımına ait şematik gösterim [17] **52**

Şekil 4.4 Yarı-katı ekstrüzyonda izotermal olmayan takım yaklaşımına ait şematik gösterim [17] **53**

Şekil 4.5 Tikso-birleştirme; (a) prosese ait şematik gösterim, (b) A2011 alaşımı içerisine yerleştirilmiş cam insertler, (c) oluşan arayüzeye ait mikroskobik görüntü [128] **54**

Şekil 4.6 Tikso-kalıplama prosesinin şematik gösterimi [129] **55**

Şekil 4.7 Geliştirilmiş yarı-katı hızlı prototipleme sistemlerinin şematik gösterimi; (a) 1. jenerasyon, (b) 2. jenerasyon, (c) 3. jenerasyon [131] **56**

Şekil 4.8 Yarı-katı metal biriktirme sürecine ait şematik gösterim [131] **56**

Şekil 5.1 Al-Si ikili faz diyagramı [134] **58**

Şekil 5.2 %2 ile %10 arası dokuz farklı Si içeriğine sahip Al-Si sistemi için sıcaklığa bağlı sıvı oranı eğrileri [132] **59**

Şekil 5.3 Mg-Al ikili faz diyagramı [138] **65**

Şekil 5.4 Yarı-katı şekillendirme proseslerinde yaygın olarak kullanılan magnezyum alaşımlarına ait sıcaklığa bağlı sıvı oranı eğrileri [132] . **66**

Şekil 6.1 Ölçülen DSC termogramı ve kullanılan AA7075 alaşımına ait sıcaklığa bağlı sıvı fraksiyon profili **70**

Şekil 6.2 (a) Hammadde üretiminde kullanılan çelik kalıp, (b) eğimli soğutucu ile döküm prosesine ait deneysel kurulum **71**

Şekil 6.3 (a) Tikso-şekillendirme işlemlerinde kullanılan kalıbın teknik resmi, (b) aynı kalıba ait gerçek görüntü **74**

Şekil 6.4 (a) Eğimli soğutucu ile döküm prosesiyle üretilmiş hammadde, (b) tikso-şekillendirilmiş ürün, (c) işlenmiş çekme testi numunesi **75**

Şekil 6.5 Kesiti alınan tikso-şekillendirilmiş numune ve incelenen bölgeler **76**

Şekil 6.6 AA2014 alaşımında ölçülen DSC termogramı ve alaşıma ait sıcaklığa bağlı sıvı oranı profili **78**

Şekil 7.1 Döküm sıcaklığı numunelerine ait döküm hali ve yeniden ısıtma sonrası elde edilen mikroyapılar **82**

Şekil 7.2 Döküm sıcaklığı numunelerine ait ölçülmüş; (a) tane boyutu ve (b) şekil faktörü değerleri **83**

Şekil 7.3 645 °C döküm sıcaklığında üretilen AA7075 numunesinin yeniden ısıtma sonrası mikroyapısı; her iki kabalaşma mekanizmasının gösterimi **85**

Şekil 7.4 Döküm açısı numunelerine ait döküm hali ve yeniden ısıtma sonrası elde edilen mikroyapılar **87**

Şekil 7.5 Döküm açısı numunelerine ait ölçülmüş; (a) tane boyutu ve (b) şekil faktörü değerleri **88**

Şekil 7.6 Soğutucu uzunluğu numunelerine ait döküm hali ve yeniden ısıtma sonrası elde edilen mikroyapılar **90**

Şekil 7.7 Soğutucu uzunluğu numunelerine ait ölçülmüş; (a) tane boyutu ve (b) şekil faktörü değerleri **91**

Şekil 7.8 615 °C'de farklı süreler boyunca yeniden ısıtılmış AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri **93**

Şekil 7.9 AA7075 alaşımında dört farklı sürede gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından elde edilen EDS haritaları **95**

Şekil 7.10 İki farklı yeniden ısıtma süresine sahip AA7075 numunede EDS nokta analizlerini gösterir SEM görüntüleri; (a) 40 dk, (b) 120 dk **97**

Şekil 7.11 AA7075 numunelerinde yeniden ısıtma süresine bağlı olarak değişen ortalama tane boyutu ve şekil faktörü değerleri **99**

Şekil 7.12 Farklı şekillendirme basıncı ile tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri **100**

Şekil 7.13 Farklı şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait EDS haritalama görüntüleri **101**

Şekil 7.14 Tikso-şekillendirme sonrası mikro-çekinti oluşumu; (a) 50 MPa şekillendirme basıncı, (b) 100 MPa şekillendirme basıncı **101**

Şekil 7.15 Farklı şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait X-ışını radyografları **103**

Şekil 7.16 Farklı şekillendirme basıncıyla şekillendirilmiş AA7075 numunelerine ait kopma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) ve (b) 50MPa, (c) ve (d) 75 MPa, (e) ve (f) 100 MPa **105**

Şekil 7.17 Farklı sürelerde yeniden ısıtma işlemine tabi tutulduktan sonra tikso-şekillendirilen AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri **107**

Şekil 7.18 İz oluşumu içeren üç farklı AA7075 numunesine ait mikroyapı görüntüleri; (a) 10 dk, (b) 20 dk, (c) 30 dk **107**

Şekil 7.19 Farklı sürelerde gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelerine ait X-ışını radyografları **110**

Şekil 7.20 İki farklı süre boyunca yeniden ısıtma işleminin ardından tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri; (a) 40 dk, (b) 120 dk **111**

Şekil 7.21 Tikso-şekillendirilmiş, çözeltiye alınmış ve 24 saat boyunca yaşlandırılmış AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri **112**

Şekil 7.22 Farklı yeniden ısıtma kondisyonlarının ardından tikso-şekillendirilmiş ve ısıl işleme tabi tutulmuş AA7075 numunelerine ait SEM-EDS haritaları **113**

Şekil 7.23 T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA7075 numunelere ait genel SEM görüntüleri; (a) 20 dk, (b) 120 dk **115**

Şekil 7.24 İki farklı yeniden ısıtma süresine sahip, T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA7075 numunelerin EDS nokta analizlerini gösterir SEM görüntüleri; (a) 20 dk, (b) 120 dk **116**

Şekil 7.25 Üç farklı AA7075-T6 numunesine ait XRD datası **118**

Şekil 7.26 AA7075-T6 numunelerine ait sertlik verileri **119**

Şekil 7.27 T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA7075 numunelerine ait kopma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) ve (b) 20 dk T6, (c) ve (d) 40 dk T6, (e) ve (f) 120 dk T6 ..... **122**

Şekil 7.28 Farklı yeniden ısıtma sürelerine sahip AA7075-T6 numunelerine ait polarizasyon eğrileri **123**

Şekil 7.29 Potansiyodinamik polarizasyon testi sonrası AA7075-T6 numunelerine ait yüzey ve kesit görüntüleri **125**

Şekil 7.30 Eğimli soğutucu ile döküm vasıtasıyla üretilmiş AA2014 numunesine ait mikroyapı **126**

Şekil 7.31 620 °C'de farklı süreler boyunca yeniden ısıtılmış AA2014 numunelerine ait mikroyapı görüntüleri **127**

Şekil 7.32 AA2014 numunelerinde yeniden ısıtma süresine bağlı olarak değişen ortalama tane boyutu ve şekil faktörü değerleri **128**

Şekil 7.33 İki alaşımın yeniden ısıtma süresinin fonksiyonu olarak tane hacmindeki değişimi **129**

Şekil 7.34 10 dk ve 80 dk arasındaki yeniden ısıtma süresinin fonksiyonu olarak tane hacmindeki değişimin doğrusal regresyon analizi **130**

Şekil 7.35 AA2014 alaşımında beş farklı sürede gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından elde edilen EDS haritaları **131**

Şekil 7.36 Tikso-şekillendirilmiş ve T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA2014 numunelerine ait mikroyapı görüntüleri **133**

Şekil 7.37 Farklı yeniden ısıtma kondisyonlarının ardından tikso-şekillendirilmiş AA2014-T6 numunelerine ait SEM-EDS haritaları **134**

Şekil 7.38 T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA2014 numunelerine ait genel SEM görüntüleri; (a) 20 dk, (b) 120 dk **135**

Şekil 7.39 İki farklı yeniden ısıtma süresine sahip, T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA2014 numunelerin EDS nokta analizlerini gösterir SEM görüntüleri; (a) 20 dk, (b) 120 dk **136**

Şekil 7.40 T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA2014 numunelerine ait kopma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) 20 dk T6, (b) 40 dk T6, (c) 120 dk T6 ..... **141**

Şekil 7.41 Farklı yeniden ısıtma sürelerine sahip AA2014-T6 numunelerine ait polarizasyon eğrileri **142**

Şekil 7.42 Potansiyodinamik polarizasyon testi sonrası AA2014-T6 numunelerine ait yüzey ve kesit görüntüleri **145**

TABLO LİSTESİ

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] **39**

Tablo 5.1 Yarı-katı şekillendirme proseslerinde yaygın olarak kullanılan alüminyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonu [132] **61**

Tablo 5.2 Yarı-katı şekillendirme proseslerinde yaygın olarak kullanılan magnezyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonu [123] **64**

Tablo 5.3 Yarı-katı şekillendirme proseslerinde yaygın olarak kullanılan magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri [132] **66**

Tablo 6.1 Kullanılan alaşımlarının kimyasal kompozisyonu **69**

Tablo 7.1 Döküm sıcaklığına bağlı; kalıntı kabuk yüzdesi (%), döküm verimi (%), yoğunluk (g/cm^3) verileri **80**

Tablo 7.2 Döküm açısına bağlı; kalıntı kabuk yüzdesi (%), döküm verimi (%), yoğunluk (g/cm^3) verileri **85**

Tablo 7.3 Soğutucu uzunluğuna bağlı; kalıntı kabuk yüzdesi (%), döküm verimi (%), yoğunluk (g/cm^3) verileri **90**

Tablo 7.4 Şekil 7.10'daki SEM-EDS noktalarına ait elementel bileşimler **98**

Tablo 7.5 Farklı şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait çekme, sertlik ve yoğunluk ölçümleri **101**

Tablo 7.6 Farklı sürelerde gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait çekme, sertlik ve yoğunluk ölçümleri **108**

Tablo 7.7 Şekil 7.24'teki SEM-EDS noktalarına ait elementel bileşimler **117**

Tablo 7.8 AA7075-T6 numunelerine ait çekme testi ile çözeltiye alınmış ve pik yaşlandırılmış numunelere ait sertlik sonuçları **119**

Tablo 7.9 AA7075-T6 numunelerinde Tafel ekstrapolasyonu vasıtasıyla elde edilen E_{kor}, i_{kor} ve C_r değerleri **124**

Tablo 7.10 Şekil 7.39'daki SEM-EDS noktalarına ait elementel bileşimler **137**

Tablo 7.11 Tikso-şekillendirilmiş AA2014 numunelere ait T6 öncesi ve sonrası sertlik değerleri **138**

Tablo 7.12 AA2014-T6 numunelerine ait çekme testi sonuçları **139**

Tablo 7.13 AA2014 T6 numunelerinde Tafel ekstrapolasyonu vasıtasıyla elde edilen E_{kor}, i_{kor} ve C_r değerleri **143**

ÖZET

Alüminyum Dövme Alaşımlarının Eğimli Soğutucu ile Dökümü, Yarı-katı Şekillendirilmesi ve Karakterizasyonu

Serhat ACAR

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Danışman: Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Yarı-katı metal şekillendirme teknikleri, 50 yılı aşkın süredir, özellikle alüminyum ve magnezyum gibi hafif metallerin çeşitli alaşımlarından net şekle sahip ürünlerin eldesi için araştırılmaktadır. Günümüze kadar sarf edilmiş çabaların çok büyük bir kısmının, başta A356 ve A380 olmak üzere çeşitli alüminyum döküm alaşımlarının şekillendirilmesinde basınçlı döküme alternatif arayışları özelinde yoğunlaşmış olduğu görülmektedir. Bu çalışma kapsamında, kimyasal kompozisyonları gereğince geleneksel olarak plastik deformasyon prosesleriyle şekillendirilen AA7075 ve AA2014 alaşımları kullanılarak gerçekleştirilen eğimli soğutucu ile döküm prosesleri neticesinde elde edilen hammaddelerin tikso-şekillendirilebilirliği araştırılmıştır.

Elde edilen sonuçlara göre, eğimli soğutucu ile dökümle üretilen hammaddelerde tercih edilebilir fiziksel ve mikroyapısal özelliklerin, mümkün olan en düşük döküm sıcaklığında, 45° döküm açısı ve 500 mm soğutucu uzunluğu kullanılarak elde edildiği görülmüştür. Eğimli soğutucu ile döküm vasıtasıyla üretilen AA7075 ve AA2014 hammaddelerinin, yeniden ısıtma işlemi öncesi ortalama tane boyutu değerleri sırasıyla; 44 µm ve 60 µm olarak tespit edilmiştir. Yeniden ısıtma işlemi sonrasında, ortalama şekil faktörü değeri 0,80'e ulaştığında, her iki alaşım için de

ortalama tane boyutu değerinin 100 µm civarında olduğu görülürken, özdeş yeniden ısıtma koşullarında AA2014 alaşımının sahip olduğu kimyasal kompozisyona bağlı olarak daha hızlı bir tane kabalaşma kinetiği sergilediği gözlemlenmiştir.

Tikso-şekillendirilmiş parçalarda, T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen sertlik ve çekme testleri sonucunda, kısa süreli yeniden ısıtma işlemleri neticesinde elde edilen ince tane morfolojisi ve şekillendirme sırasındaki düşük sıvı oranının daha üstün mekanik özellikleri desteklediği görülmüştür. Tikso-şekillendirme ve ısıl işlem sonrası hedeflenen sertlik değerlerine her iki alaşımla da ulaşılırken, elde edilen çekme dayanımı ve yüzde uzama sonuçlarının tikso-şekillendirilmiş parçalardaki kusurlar tarafından sınırlandığı sonucuna varılmıştır.

Tikso-şekillendirilmiş ve ısıl işleme tabi tutulmuş AA7075 numuneler üzerinde gerçekleştirilen potansiyodinamik polarizasyon testleri sonucunda, korozyon direncinin de artan yeniden ısıtma süresiyle birlikte düştüğü görülmüştür. AA2014 numunelerde ise yeniden ısıtma süresindeki artışla birlikte korozyon mekanizmasının taneleraras korozyona evrildiği gözlemlenmiş ve korozyon hızı artan yeniden ısıtma süresine bağlı olarak düşmüştür.

Anahtar Kelimeler: Yarı-katı şekillendirme, tikso-şekillendirme, eğimli soğutucu ile döküm, AA7075, AA2014.

.

ABSTRACT

Cooling Slope Casting, Semi-solid Forming and Characterization of the Aluminium Wrought Alloys

Serhat ACAR

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Doctor of Philosophy Thesis

Supervisor: Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Semi-solid metal forming techniques have been investigated for over 50 years to obtain net shape products from various alloys of light metals, especially aluminium and magnesium alloys. Most of the efforts so far have focused on the search for alternatives to high-pressure die casting of various aluminium casting alloys, especially A356 and A380. In this study, the thixoformability of the feedstocks produced with the cooling slope casting process was investigated for two common aluminium wrought alloys; AA7075 and AA2014.

According to the results, the optimum physical and microstructural properties were obtained with the feedstocks produced with 45° casting angle, 500 mm cooler length and the lowest possible casting temperature. The average as-cast grain size values of AA7075 and AA2014 feedstocks were found as; 44 μm and 60 μm, respectively. After the reheating process, it was observed that when the average shape factor value reaches 0.80, the average grain size value for both alloys was around 100 μm. However, under identical reheating conditions, the AA2014 alloy exhibited faster grain coarsening kinetics due to its chemical composition.

As a result of the hardness and tensile tests performed before and after T6 heat treatment on the thixoformed parts, it was seen that the fine grain morphology and the low liquid ratio during forming processes supported superior mechanical properties. While the targeted hardness values after thixoforming were achieved with both alloys, the obtained tensile strength and percent elongation values were limited by the defects in the thixoformed parts.

As a result of potentiodynamic polarization tests performed on thixoformed and heat-treated AA7075 samples, it was observed that the corrosion resistance of the material also decreased with increasing reheating durations. However, the corrosion characteristics of AA2014 evolved into intergranular corrosion with the increase in reheating time and the calculated corrosion rate significantly decreased with this differentiation.

Keywords: Semi-solid forming, thixoforming, cooling slope casting, AA7075, AA2014.

1
GİRİŞ

1.1 Literatür Özeti

Yakın tarihle birlikte, alüminyum alaşımlarının mekanik konstrüksiyonlarda ve otomotiv endüstrisindeki kullanımı çok daha yaygın hale gelmiştir. Günümüzde, otomotiv sektöründe araç hafifletme çalışmalarının bir sonucu olarak, süspansiyon ve direksiyon sistemlerinde, motor blokları ve pistonların neredeyse tamamında, silindir kapağı ve emme manifoldlarının çoğu ile şasinin büyük bir kısmında alüminyum alaşımları kullanılmaktadır. Ancak artan güvenlik kaygıları sebebiyle, bu sektörde kullanılan alüminyum alaşımlarından, özellikle kritik gerilmelere maruz kalma riski taşıyanlarda yüksek mekanik özellikler beklenirken, bir yandan da bu malzemelerin şekillendirilmesinde daha ekonomik ve sürdürülebilir alternatifler aranmaktadır [1].

Bu bağlamda, yarı-katı metal şekillendirme konseptinin karşımıza çıkışı 70'li yılların başına rastlamaktadır. Basitçe ifade etmek gerekirse, bu konsept; küresel mikroyapıya sahip hammaddelerin yarı-katı sıcaklık aralığında şekillendirilmesine dayanmaktadır [2]. Tekniğin doğası gereği; görece düşük işlem sıcaklığından ötürü daha az termal şoka uğrayan kalıbın ömrünün uzaması, basınçlı döküme göre akışın çok daha laminer olmasından ötürü kalıp boşluğunun gaz ve çekme boşlukları oluşturmayacak şekilde dolumu, daha düşük enerji sarfiyatı ve küresel mikroyapıya sahip ürün eldesi gibi birtakım avantajları söz konusudur [3], [4].

Zaman içerisinde, yarı-katı şekillendirme tekniklerinin metotça çeşitlenmesiyle beraber, bu prosesler için gerekli olan küresel mikroyapıya sahip hammaddenin eldesi için de birçok farklı teknik geliştirilmiştir. Bu teknikler ise genel olarak sıvı faz ve katı faz yöntemleri olarak ikiye ayrılmaktadır. Sıvı faz yöntemlerinde genel prensip; çeşitli etkiler vasıtasıyla dendritik büyüme için gerekli şartların ortadan kaldırılması veya oluşan dendritlerin parçalanması ile eş-eksenli mikroyapının eldesi olurken, katı faz teknikleri ise temel olarak belirli miktarda deforme olmuş hammaddelerin yarı-katı sıcaklığa ısıtılması sırasında gerçekleşen yeniden kristalleşme ve kısmi ergime temeline dayanmaktadır [5], [6].

Literatüre bakıldığında, özellikle 3xx serisi alüminyum döküm alaşımlarının farklı prosesler vasıtasıyla yarı-katı şekillendirilebilirliğinin oldukça iyi araştırılmış olup, elde edilen ümit verici sonuçların ardından bazı proseslerin de kısmen endüstriyelleşmiş olduğu görülmektedir. Bu süreçte mekanik karıştırma, manyeto hidrodinamik karıştırma, düşük üst ısılı döküm, sprey döküm, kimyasal veya ultrasonik tane inceltme yöntemleri ve eğimli soğutucu ile döküm gibi birçok sıvı faz tekniği, yarı-katı şekillendirmeye yönelik dendritik olmayan mikroyapıya sahip hammaddelerin üretimi için geliştirilmiştir [7].

Bu süreçte geliştirilen katı faz tekniklerine dair çalışmaların ise pratik sebeplerden ötürü çeşitli alüminyum işlem alaşımları üzerinde yoğunlaştığı görülmektedir. Hammadde olarak, hali hazırda birtakım deformasyon proseslerine tabi tutulmuş biçimde tedarik edilen alaşımların kullanımı, fazladan herhangi bir işleme ihtiyaç duyulmadan sadece yeniden ısıtma işlemi sonrası küresel mikroyapının eldesini mümkün kılmaktadır. Ancak, kesit kalınlığına bağlı olarak, ilk şekillendirme prosesindeki deformasyonun tüm kesit boyunca homojen bir biçimde tatbik edilememesinden kaynaklanan mikroyapısal heterojenlikler, bahsi geçen katı faz işlemlerine ciddi bir boyutsal limit getirmektedir [8], [9].

Yüksek mukavemet gerektiren uygulamalarda tercih edilen alüminyum işlem alaşımlarının net şekle yakın ürüne yönelik konvansiyonel şekillendirilme işlemleri, yüksek maliyetli talaşlı imalat prosesleri ile sonlanırken bu süreçler neticesinde yüksek miktarda malzeme kaybı da yaşanmaktadır [10]. Bu alaşımların, yarı-katı şekillendirme proseslerinde hammadde olarak kullanılmasına yönelik çalışmalar genellikle katı faz işlemleriyle sınırlı kalırken, sıvı faz işlemlerinin tercih edildiği çalışmaların ise oldukça kısıtlı olduğu ve bu çalışmalarda genellikle tüm şekillendirme sürecinin kapsamlı bir biçimde ele alınmadığı görülmektedir [11], [12].

1.2 Tezin Amacı

Yüksek dayanım ve düşük yoğunluğa sahip alüminyum işlem alaşımlarına uygulanan konvansiyonel şekillendirme proseslerine dair dezavantajlar, net şekle yakın üretim hususunda alternatif proses arayışını teşvik etmektedir. Bu tez çalışmasının konusu olan yarı-katı şekillendirme süreçleri ilk etapta basınçlı döküme bir alternatif olarak ortaya çıkmış, daha sonraki süreçte ise pek çok farklı

alaşımın yarı-katı şekillendirilebilirliği araştırmalara konu olmuştur. Alüminyum döküm alaşımları için çeşitli yarı-katı şekillendirme prosesleri görece iyi çalışılmış olsa da işlem alaşımları için literatürde var olan araştırmaların genel olarak katı faz işlemleri üzerinde yoğunlaştığı, sıvı faz rotalarıyla gerçekleştirilmiş çalışmaların ise az sayıda ve yüzeysel kaldığı görülmektedir.

Bu tez çalışması kapsamında, özellikle havacılık sektöründe yaygın olarak kullanılan AA7075 ve AA2014 serisi alüminyum alaşımları kullanılarak, eğimli soğutucu ile döküm prosesi ile üretilmiş hammaddelerin tikso-şekillendirilebilirliği araştırılmıştır. Gerçekleştirilen çalışmaların ilk etabında eğimli soğutucu ile döküm parametrelerinin, üretilen hammaddelerin fiziksel ve mikroyapısal özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. İlerleyen kısımda ise tikso-şekillendirme sürecine dair parametreler çalışılmış olup, takip eden süreçte ise T6 ısıl işleminin ardından ortaya çıkan; mikroyapı, sertlik, çekme ve korozyon özelliklerine dair sonuçlar karşılaştırmalı olarak irdelenmiştir. Bu süreçte, tercih edilen alüminyum işlem alaşımlarının sahip oldukları geniş katılaşma aralığı ve sıcak yırtılmaya karşı yatkınlıklarından ötürü tikso-şekillendirme sırasında ortaya çıkan problemler ve bu problemlerin yarattığı kısıtlamalar nedenleriyle birlikte tartışılmıştır.

Bu yaklaşımla birlikte, alüminyum işlem alaşımlarının bir sıvı faz rotasıyla birlikte tikso-şekillendirilebilir hammaddelere dönüştürülmesi ve takip eden tikso-şekillendirme prosesine dair analizler, sürecin en başından en sonuna kadar kapsamlı bir biçimde gerçekleştirilmiştir.

1.3 Hipotez

Alüminyum işlem alaşımlarında tercih edilen tikso-şekillendirme proseslerinin prensibi, deforme olmuş mikroyapıda, yarı-katı sıcaklıktaki izotermal ısıtma süreci sırasında gerçekleşen yeniden kristalleşme ile küresel mikroyapının eldesine dayanmaktadır. Bu süreçte, kullanılan hammaddelerin bünyesinde bulunması gereken kritik deformasyon miktarının neden olduğu boyutsal kısıtlamalar sürecin geniş uygulama alanı bulmasının önüne geçmektedir.

Alüminyum işlem alaşımlarının net şekle yakın ürüne dönüşmesinde talaşlı imalat süreçlerine duyulan ihtiyacın azaltılması için tikso-şekillendirme süreçlerinin geliştirilmesi büyük önem arz ederken, katı-faz rotalarındaki boyutsal limitlerin ise

ortaya çıkardığı bir soru vardır; acaba ekipman maliyeti görece düşük sıvı-faz rotaları kullanılarak alüminyum işlem alaşımlarından yarı-katı şekillendirilebilir hammadde üretimi mümkün mü?

Bu soru çerçevesinde şekillenen bu çalışma kapsamında, kurulum maliyeti oldukça düşük olan eğimli soğutucu ile döküm prosesiyle üretilmiş hammaddelerin tikso-şekillendirilebilirliği araştırılmıştır. Tercih edilen prosesler, işleyiş bakımından basit gözükseler de bu prosesler neticesinde elde edilen nihai ürünün çeşitli özelliklerine etki eden pek çok farklı parametrenin optimize edilmesi gerekmektedir. Gerçekleştirilen çalışmalar kapsamında, iki farklı alüminyum işlem alaşımının bu proseslere adaptasyonu farklı pencerelerden ele alınmıştır.

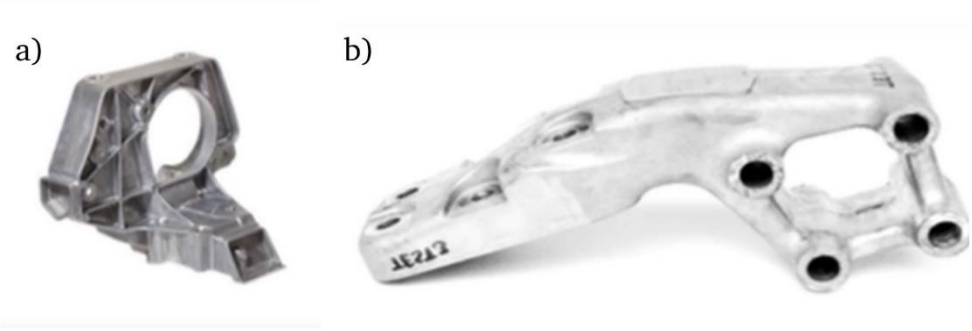
2
YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME SÜREÇLERİ

1970'lerin başında Flemings ve çalışma arkadaşlarının, çeşitli döküm alaşımlarının sıcak yırtılma davranışları üzerine gerçekleştirdikleri çalışma sırasında keşfettikleri birtakım bulgular, metalik malzemelerin yarı-katı sıcaklıktaki özgün davranışlarının anlaşılması için öncü niteliği taşımaktadır. Bu süreçte gerçekleştirilen modelleme çalışmaları sırasında, Couette reometresi kullanılarak Sn - % ağırlıkça 15 Pb alaşımının sıvı fazdan yarı-katı sıcaklık aralığına doğru soğutulması esnasında alaşımın viskozitesinde meydana gelen değişim gözlemlenmiştir. Sıcaklığın düşmesiyle birlikte malzemedeki katı oranı kayda değer biçimde artsa da reometre tarafından uygulanan mekanik karıştırma etkisiyle viskozitede meydana gelen artışın beklenenden daha düşük miktarda olmasının keşfi yeni bir şekillendirme yönteminin doğuşuna sebebiyet vermiştir [13]. Çalışma sırasında, mekanik karıştırma etkisiyle ortaya çıkan mikroyapının dendritik yerine küresel oluşu ve bu duruma bağlı olarak malzemenin artan kesme kuvvetiyle beraber viskozitesinde meydana gelen düşüşün (tiksotropik davranış) anlaşılmasıyla birlikte, yarı-katı haldeki hammaddelerin çeşitli süreçler neticesinde şekillendirilebileceği fikri ortaya çıkmıştır. Bu fikrin ortaya çıkışının endüstriyel boyutu ise "reo-döküm" ve "tikso-döküm" olarak iki farklı şekillendirme yönteminin geliştirilmesiyle somutlaşmaya başlamıştır. Günümüzde ise ortaya çıkan birçok alternatif proses sebebiyle bu tür işlemler genel olarak "yarı-katı şekillendirme prosesleri" olarak adlandırılmaktadır [14].

Bir metalik malzemenin ya da alaşımın yarı-katı şekillendirilebilir olması için küresel bir mikroyapıya ve şekillendirme anında uygun katı/sıvı oranına sahip olması gerektiği bilinmektedir. Şekillendirme işlemi prensipte; yarı-katı sıcaklık aralığında şekillendirilecek hammaddeye uygulanan kuvvetin etkisiyle mikroyapıdaki sıvı bileşenin küresel katı bileşen çevresinden hareketiyle gerçekleşmektedir. Geleneksel döküm proseslerine göre daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen bu işlemler; laminer bir kalıp dolumu, daha düşük miktarda çekinti boşluğu oluşumu ve kullanılan kalıbın çevrim başına daha az yıpranması gibi avantajları beraberinde getirmektedir. Dövme ile kıyaslandığında ise daha kompleks şekilli parçaların tek seferde üretilebilmesi, şekillendirme sırasında daha

az kuvvete ihtiyaç duyulması ve elde edilen nihai ürünün son şekle daha yakın olması sebebiyle bitirme işlemlerinin azalması gibi avantajlar söz konusudur [15].

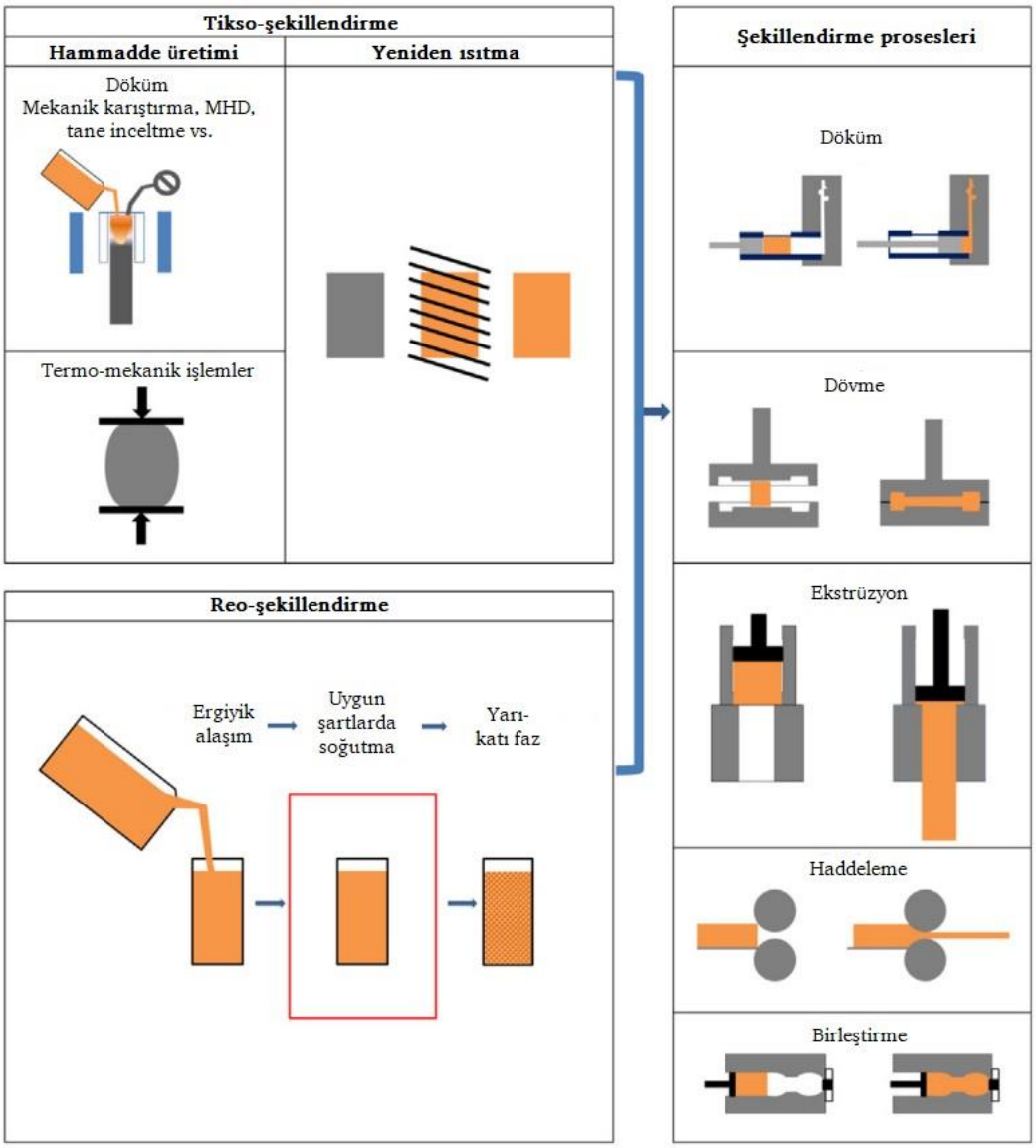
Geçtiğimiz 50 yıl içerisinde farklı alaşımların yarı-katı şekillendirilebilirliği çok çeşitli uygulamalarla incelenmiştir. İlk zamanlardaki uygulamalar çoğunlukla döküm sıcaklığını düşürebilmek için demir esaslı alaşımlar üzerine yoğunlaşırken [16], bu zamanları takip eden süreçte ortaya çıkan petrol krizi, artan çevresel kaygılar ve otomotiv endüstrisinin artan hafif metal tercihleriyle birlikte ilgi alüminyum döküm alaşımlarına doğru kaymıştır [7]. Tekniğin endüstriyelleşmesine dair ilk girişimler Alumax ve ITT-TEVES firmaları tarafından otomotiv endüstrisine yönelik çabalarla şasi bileşenleri, fren silindiri ve jant gibi parçaların üretimi ile ortaya çıkmıştır. 1980'lerin sonundan itibaren ise yeni yarı-katı şekillendirilecek hammadde üretim tekniklerinin ortaya çıkmasıyla birlikte bu girişimler kendisine Avrupa kıtasında da yer bulmaya başlamış, özellikle detaylarından daha sonra bahsedilecek olan elektromanyetik karıştırma yönteminin geliştirilmesiyle birlikte Pechiney (Fransa) ve Salzburger Aluminium Group (SAG) (Avusturya) tarafından farklı boyut ve kalitelerde hammadde tedariği sağlanmaya başlamıştır. Yeni ısıtma teknolojilerin ve gelişmiş basınçlı döküm makinelerinin ortaya çıkışıyla beraber şasi ve kaporta bileşenlerinin kitlesel olarak yarı-katı şekillendirme teknikleriyle üretiminin; Audi, Daimler-Chrysler, Fiat, Porsche ve Alfa Romeo gibi otomotiv devleri tarafından denendiği görülmektedir. Ancak, bu gelişmelere paralel olarak döküm teknolojilerinde ortaya çıkan yeniliklerle rekabet edilemediği için bu girişimlerin birçoğu erken safhada sonlanmak durumunda kalmıştır. Şekillendirmeye uygun hammadde üretim sürecinin yarattığı maliyet ve katılaşma aralığının kısıtlı bir bölgesinde çalışma zorunluluğu, yüksek basınçlı döküm ve sıkıştırma döküm gibi tekniklerin ilgili süreçte öne çıkmasına sebep olmuştur. Bu gelişmelere rağmen, "yeni-reodöküm" gibi hammadde üretim sürecini kolaylaştıran tekniklerin geliştirilmesiyle birlikte günümüzde de yarı-katı şekillendirme süreçlerine dair uygulamaları görebilmekteyiz [17]. Şekil 2.1'de SAG tarafından halen reo-dökümle üretilen parçalara örnekler verilmiştir [18].



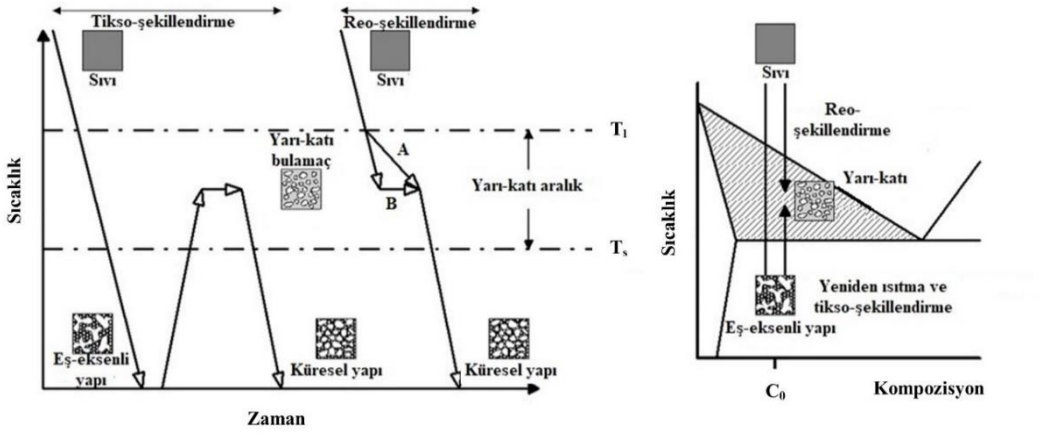
Şekil 2.1 Reo-dökümle üretilmiş a) otomobil ön salıncak bileşeni, b) kabin braketi [18]

Yarı-katı şekillendirme süreçleri temelde şekillendirilecek hammaddenin elde ediliş yöntemine ve hammaddenin şekillendirilme biçimine göre farklı türde sınıflandırılmaktadır. Ancak, tüm yöntemlerde ortak olarak ilk işlem adımı malzemeye tiksotropik özelliğin kazandırılması için küresel mikroyapının elde edilmesi olmaktadır. Bazı durumlarda bu işlem bir başlangıç hammaddesinin eldesi olurken (tikso-şekillendirme süreçleri) [19], bazı durumlarda ise küresel mikroyapıya sahip hammaddenin eldesi şekillendirme sürecinin bir parçası olarak karşımıza çıkmaktadır (reo-şekillendirme süreçleri) [2]. Tikso-şekillendirme süreçleri yukarıda da bahsedildiği gibi iki adımlı olarak gerçekleştirilmektedir. Bu süreçlerde çeşitli işlemlerin ardından elde edilen eş-eksenli mikroyapıya sahip ara ürün yarı-katı sıcaklığa yeniden ısıtılmakta ve takip eden süreçte şekillendirilmektedir [20]. Tikso süreçler için gerekli hammaddenin elde edilişindeki prosesler ise sıvı faz ve katı faz işlemleri olarak ikiye ayrılmaktadır. İlerleyen kısımda detaylandırılacak olan; mekanik karıştırma, manyeto-hidrodinamik karıştırma (MHD) [21], düşük üst ısılı döküm [22], eğimli soğutucu ile döküm [23] ve kimyasal tane inceltme gibi işlemler sıvı faz işlemleri olarak literatürde yer bulmaktadır. Tikso süreçlerde şekillendirilecek hammaddelerin eldesi, katı fazda uygulanan çeşitli termo-mekanik işlemler ile de gerçekleştirilebilmektedir [20].

Reo-şekillendirme süreçleri ise sıvı fazdaki alaşımın yarı-katı sıcaklığa dendritik büyümeyi baskılayan uygun koşullarda soğutulmasını takiben, bir ara ürün katılaşması gerçekleştirilmeden direkt olarak şekillendirilmesini tanımlamaktadır [24]. Yarı-katı şekillendirme süreçlerinin temel sınıflandırılması şematik olarak Şekil 2.2'de, bu süreçlerin çalışma sıcaklığına bağlı ilerleyişini gösterir sıcaklık zaman ve sıcaklık-kompozisyon grafikleri ise Şekil 2.3'te verilmiştir [14], [25].



Şekil 2.2 Yarı-katı şekillendirmede iki farklı rota; tikso-şekillendirme ve reo-şekillendirme [14]



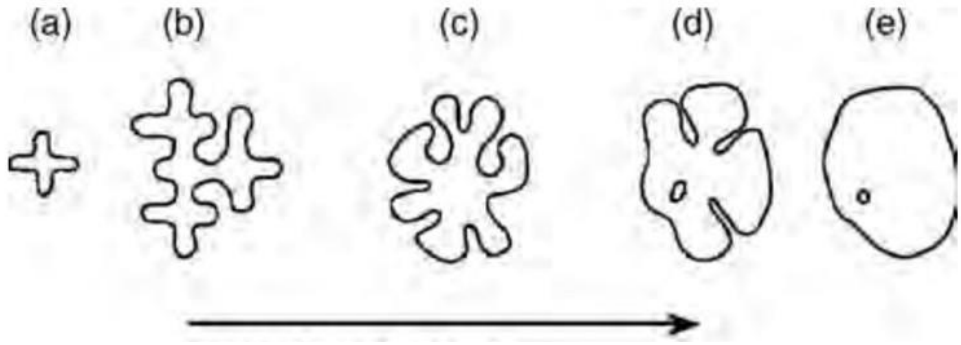
Şekil 2.3 Tikso ve reo-şekillendirme rotalarına ait sıcaklığa bağlı proses şemaları [25]

Takip eden bölümlerde küresel mikroyapıya sahip hammaddenin eldesi için geliştirilmiş yöntemler ve yarı-katı durumdaki hammaddenin şekillendirilmesine dair prosesler detaylandırılmıştır.

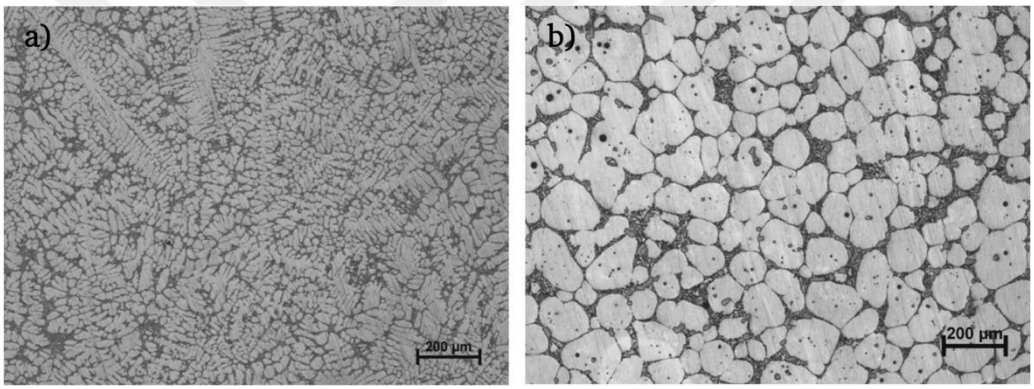
2.1 Küresel Mikroyapıya Sahip Hammadde Üretimi

50 yıldan fazlaca bir süredir dendritik parçalanmanın açıklanabilmesi için araştırmacılar tarafından ilgili morfolojik dönüşüme dair çok sayıda farklı teoriler ortaya atılmıştır. Sıvı fazdan başlayan işlemler ile küresel mikroyapının eldesindeki etkin mekanizmalar bu zamana kadar; dendritlerin kesme kuvveti etkisiyle parçalanması, dendrit kollarının ergimesi ya da dendrit kollarının eğrilmesi ile dislokasyon oluşumu ve takiben yeni tane sınırlarının oluşumuyla açıklanmaya çalışılmıştır. Dendritik büyümeyi baskılayacak katılaşma koşullarının sağlanması da, örneğin; karıştırma etkisiyle çözünen konsantrasyonun homojen hale gelmesiyle yapısal aşırı soğumanın baskılanması, küresel mikroyapının oluşum mekanizmasına dair ortaya atılan fikirlerden birisi olmuştur [15], [26]. Ancak literatürde, ilgili morfolojik dönüşümü açıklamak için ortaya atılmış teorilerin bu mekanizmayı tam olarak tanımlayamadığı fikri de mevcuttur [27]. Katı faz işlemlerinde ise küresel mikroyapının eldesinin, yeniden kristalleşme mekanizması ile gerçekleştiği bilinmektedir [8], [20], [28]. Dendritik yapının parçalanması sürecinde meydana gelen morfolojik dönüşüm Şekil 2.4'te [6], dendritik ve eş eksenli tane morfolojisine sahip iki farklı mikroyapı görüntüsü ise Şekil 2.5'te verilmiştir. Şekil 2.5 (a)'da verilen mikroyapı görüntüsü, A356 alüminyum alaşımının kokil kalıba dökümü sonrasında elde edilmiş iken, Şekil 2.5 (b)'deki

mikroyapı ise aynı alaşımın eğimli soğutucu vasıtasıyla düşük üst ısı ile dökümüyle üretilmiş ara mamulün yarı-katı sıcaklığa yeniden ısıtılmasıyla elde edilmiştir [29].



Şekil 2.4 Katılaşma sırasında uygulanan şiddetli karıştırma etkisiyle meydana gelen morfolojik dönüşümün şematik gösterimi; a) dendritik ilk kristaller, b) dendritik büyüme, c) rozet yapısı, d) olgunlaşmış rozet, e) küresel yapı [6]



Şekil 2.5 A356 alüminyum alaşımına ait iki farklı mikroyapı görüntüsü; a) dendritik morfoloji, b) küresel morfoloji [29]

Küresel mikroyapının eldesi daha önce de bahsedildiği gibi şekillendirme prosesine entegre olabileceği gibi, daha sonra yarı-katı şekillendirilecek hammaddenin üretimine uygun olarak da gerçekleştirilebilmektedir. Yarı-katı şekillendirmede izlenen rotadan bağımsız olarak, teknolojik gelişmeler ve ortaya çıkan ihtiyaçlara paralel olarak, endüstriyel veya laboratuvar ölçekli, birçok hammadde üretim tekniği ortaya çıkmıştır. Bu teknikleri, işlemlerin gerçekleştirildiği faza bağlı olarak; sıvı faz ve katı faz işlemleri olarak sınıflandırmak mümkündür [15].

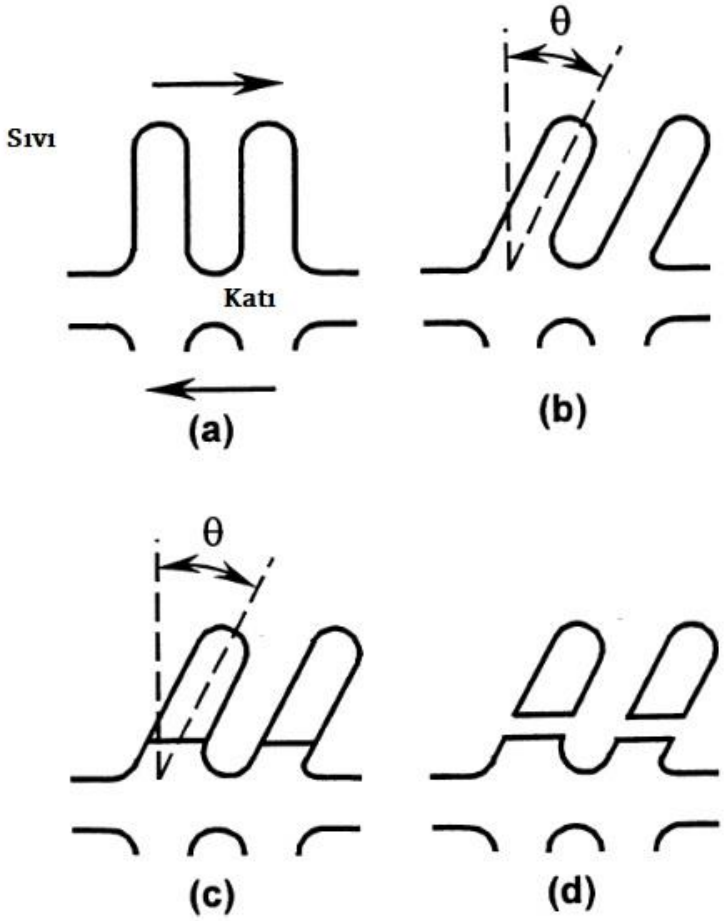
2.1.1 Sıvı Faz İşlemleri

Sıvı faz işlemlerindeki temel prensip dendritik büyümeyi baskılamak ya da oluşan dendritleri çeşitli etkiler vasıtasıyla parçalamaktır. Bu doğrultuda birçok farklı

teknik geliştirilmiş olup, genel olarak işlemler likidüs sıcaklığının üzerinde başlayıp katılaşma boyunca devam etmektedir [15].

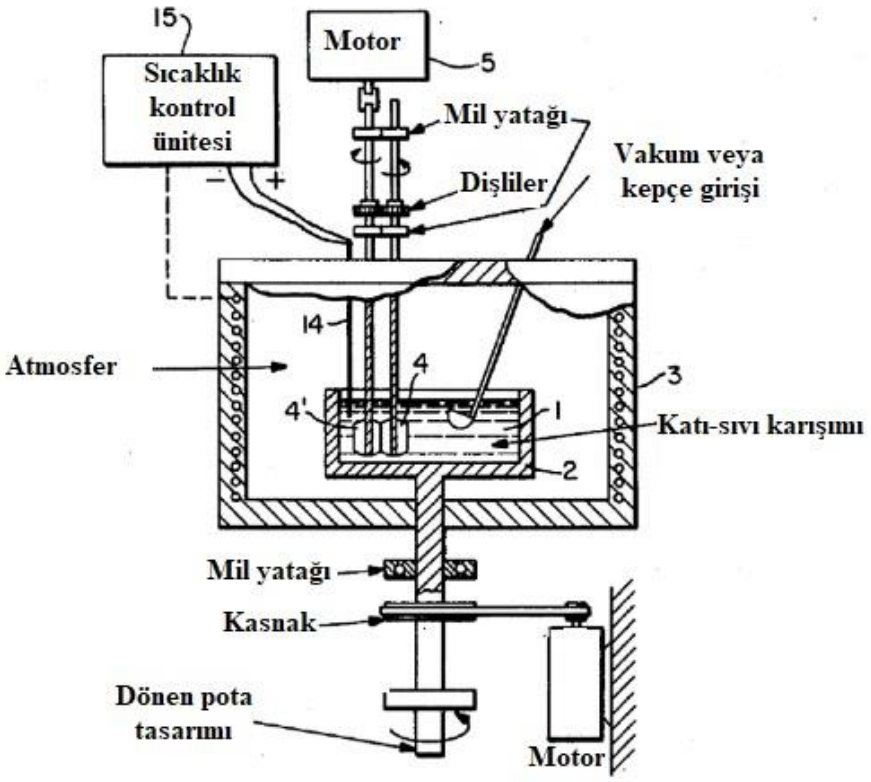
2.1.1.1 Mekanik Karıştırma

Küresel mikroyapılı biyet üretimine yönelik en eski teknik olarak karşımıza çıkan mekanik karıştırma, 1970'lerde "Massachusets Institute of Technology" (MIT)'de keşfedilmiştir. Bu teknikte karıştırma tek eksen çevresinden dönen bir şaft üzerine yerleştirilmiş pervane, çark veya burgu benzeri ekipmanlarla gerçekleştirilmektedir. Katılaşma sırasında uygulanan karıştırmanın ve ortaya çıkan kesme kuvvetinin etkisiyle dendritik parçalanma meydana gelmekte ve eş eksenli yapı ortaya çıkmaktadır. Bu dönüşüme ait mekanizmalar; mekanik karıştırma sonucunda meydana gelen zorunlu konveksiyon etkisiyle dendritik uçların ergimesi ve arayüzeydeki konsantrasyon gradyanının zorunlu konveksiyon ile azalması ile açıklanmaktadır. Mekanik karıştırma etkisi ile meydana gelen tane incelmesindeki süreç ise; kesme kuvvetlerinin etkisiyle dendrit kollarının plastik olarak eğilmesi sonucu oluşan dislokasyonların geniş açılı tane sınırları oluşturacak şekilde yeniden düzenlenmesi ve serbest enerjisi, katı-sıvı arayüzey enerjisinin iki katından fazla olan tane sınırlarının sıvı tarafından ıslatılması ile dendrit kollarının parçalanması ile tariflenmektedir [7], [30]. Dendrit kollarının parçalanmasını anlatır mekanizma Şekil 2.6'da şematik olarak gösterilmiştir [31].

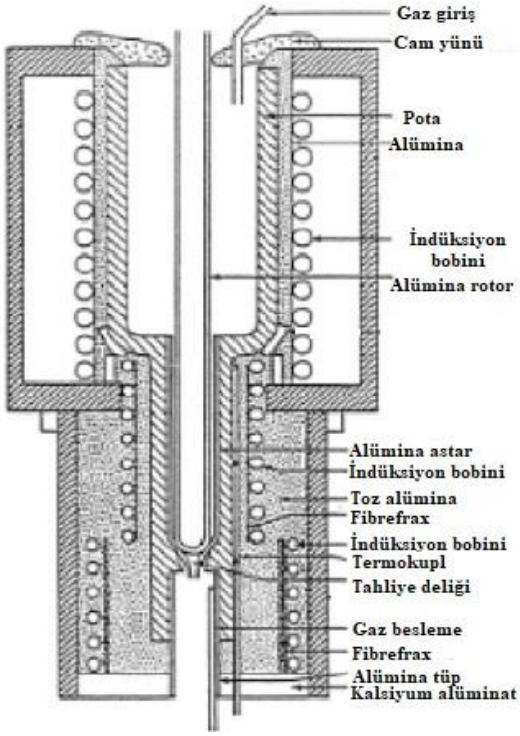


Şekil 2.6 (a) Deforme olmamış dendrit, b) kesme kuvvelerinin etkisi, c) yüksek açılı tane sınırlarının oluşumu, d) oluşan yeni tane sınırlarının sıvı metal tarafından ıslatılması sonucu meydana gelen dendritik parçalanma [31]

Daha önce de bahsedildiği gibi bu teknik, teknolojik açıdan tutma fırını benzeri bir ünitenin içerisinde birtakım aparatlar vasıtasıyla metalin katılaşma sürecinde mekanik olarak karıştırılması ile dendritik olmayan mikroyapıya sahip hammadde üretimi için patentlenmiştir [32]. İlerleyen süreçte ise tasarlanan sürekli reo-döküm makinalarının geliştirilmesinde rol oynamıştır [14]. Tekniğin uygulanmasına yönelik geliştirilen ilk prototip ve örnek bir reo-döküm makinasının şematik gösterimi Şekil 2.7 ve Şekil 2.8'de sırasıyla verilmiştir [14], [32].



Şekil 2.7 Mekanik karıştırma ile hammadde hazırlamak için geliştirilmiş ilk prototipin şematik gösterimi [32]



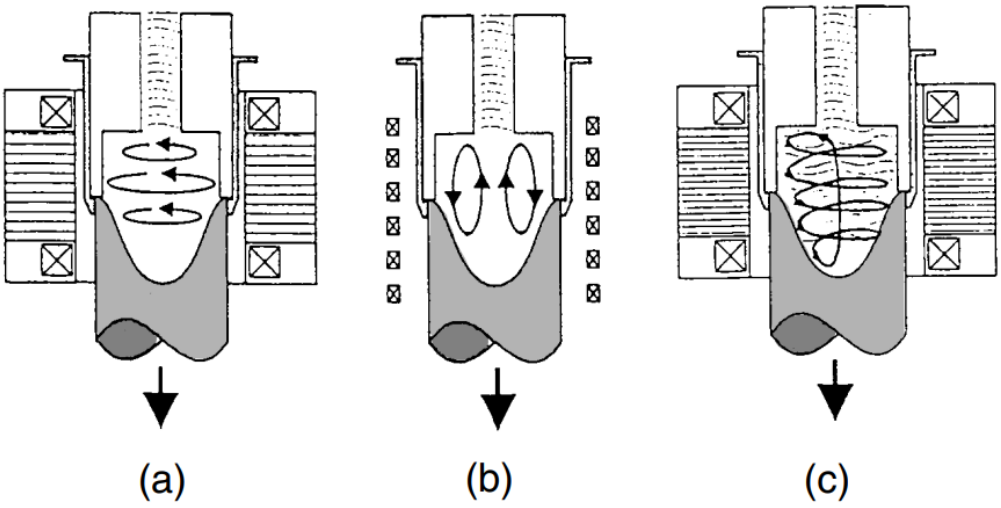
Şekil 2.8 Sürekli reo-döküm makinasının şematik gösterimi [14]

Mekanik karıştırma ile yarı-katı şekillendirmeye uygun hammadde üretimi laboratuvar ölçekli ümit verici sonuçlar ortaya koymasına rağmen sıvı metalin oksitlenmesi ve karıştırıcı aparatla reaksiyona girmesi sonucu ortaya çıkan kirlilikler sebebiyle ticarileşme noktasında başarısız olmuştur. Bu durum, sıvı metal rotasıyla hammadde üretiminde farklı karıştırma türlerinin ortaya çıkmasına sebep olmuştur [33].

2.1.1.2 Manyetohidrodinamik (MHD) Karıştırma

MHD karıştırma yöntemi, mekanik karıştırma tekniğinde ortaya çıkan teknik problemleri aşmayı başardığı için geliştirildikten kısa bir süre sonra endüstriyel olarak tercih edilen teknik haline gelmiştir. ITT Corporation tarafından 1980'lerde geliştirilen teknik, takip eden yıllarda Alumax Inc. tarafından alınan farklı patentlerle açıklanmıştır [34], [35]. Bu teknikte sıvı metale uygulanan karıştırma etkisi, selenoid bobinlere yüklenen alternatif akımın yarattığı manyetik alan vasıtasıyla gerçekleştirilmektedir. Bu sayede kullanılan kalıbın sıcaklığı da istenilen değerlerde homojen bir biçimde ayarlanabilmekte ve kontaminasyon riski minimize edilmektedir [7].

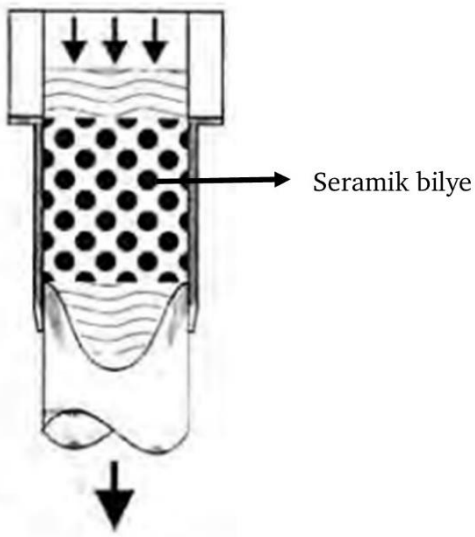
MHD karıştırma; dikey akım, yatay akım ve bu ikisinin kombinasyonu olan helisel akım şeklinde üç farklı mod ile gerçekleştirilebilmektedir. Yatay akım uygulamalarında katı bileşenin hareketi yarı izotermal bir alan içerisinde gerçekleşmektedir. Bu nedenle küresel mikroyapının oluşumunda kesme kuvvetleri etkin rol oynamaktadır. Dikey akım uygulamalarında ise katılaşma cephesinde bulunan dendritik yapının, karıştırma kamarasının sıcak bölgesine hareketi sonrasında kısmi ergimesiyle dendritik katılaşma baskılanmaktadır. MHD tekniğinin sürekli döküme uyarlanması, 90'lı yıllarda Pechiney, SAG ve Ormet tarafından gerçekleştirilmiş ve çeşitli çaplarda hammadde tedariği sağlanmıştır. Günümüzde ise sadece SAG, ticari olarak MHD karıştırma tekniği aracılığıyla hammadde üretimini sürdürmektedir. MHD karıştırma teknolojisi, yarı-katı şekillendirmeyle ilintili tüm teknikler arasında bu zamana kadar en büyük ticari başarıya ulaşan teknik olsa da yüksek üretim maliyeti ve heterojen/düşük küresellikteki mikroyapı sebebiyle geniş çapta kabul görmemiştir [14], [36], [37]. Şekil 2.9'da MHD tekniği ile hammadde üretim prosesine ait farklı üç mod için şematik gösterim verilmiştir [17].



Şekil 2.9 MHD karıştırmaya ait şematik gösterim; (a) yatay karıştırma, (b) dikey karıştırma, (c) helisel karıştırma [17]

2.1.1.3 Pasif Karıştırma

Mekanik ve MHD karıştırma tekniklerine alternatif olarak ortaya çıkmış olan pasif karıştırma tekniği kütlesel tiksotropik hammadde üretimindeki teknolojik süreçte kendisine yer bulmuştur. Moschini [38] tarafından geliştirilen teknikte sıvı metal yarı-katı sıcaklık aralığına soğutulurken seramik bilyelerin arasından akmaya zorlanmaktadır. Bu sistemde, metalin akışı boyunca seramik bilyelerin yarattığı kesme kuvveti, dendritik parçalanmanın ardından oluşan çekirdeklerin eş eksenli büyümesine yol açmaktadır. Teknik endüstriyel olarak alüminyum yakıt borularının üretimine hammadde sağlamak için tercih edilmiş olup tekniğin şematik gösterimi Şekil 2.10'da verilmiştir [17].



Şekil 2.10 Pasif karıştırma tekniğinin şematik gösterimi [17]

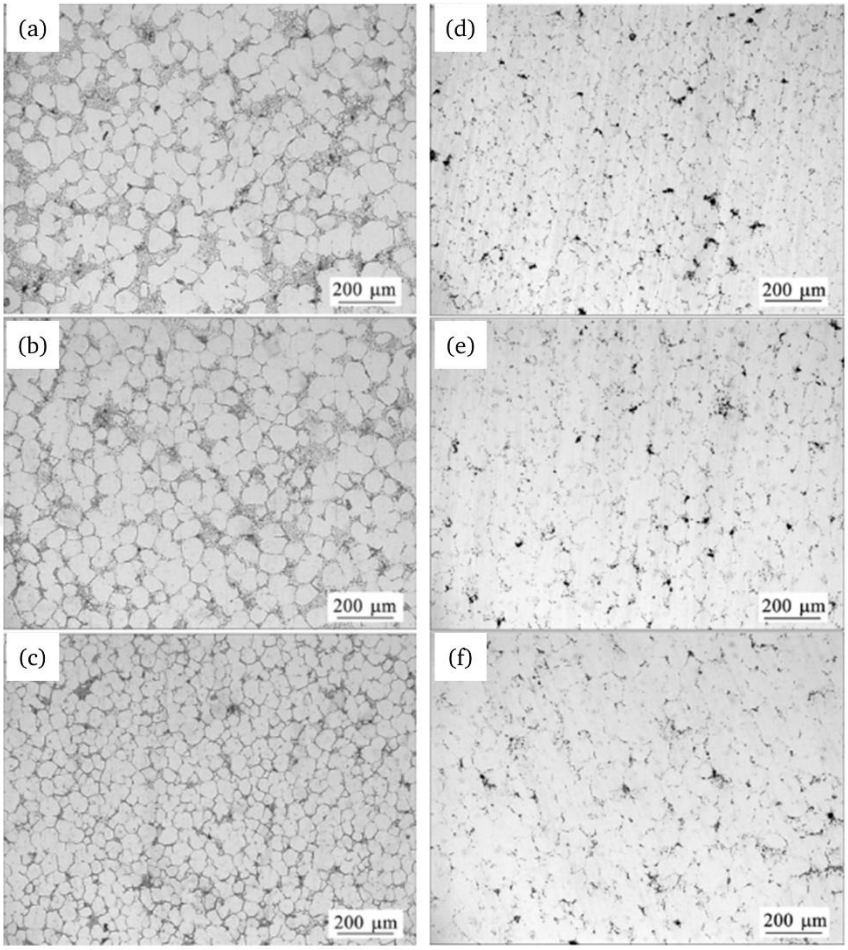
2.1.1.4 Kimyasal Tane İnceltme

Kimyasal tane inceltme işlemi, günümüzde alüminyum alaşımlarının sürekli dökümünde başvurulan standart uygulamalardan birisi haline gelmiştir. Bu uygulama aynı zamanda yarı-katı şekillendirilebilir hammadde üretiminde de tercih edilen tekniklerden birisi olmuştur. Bu yöntemde, heterojen çekirdeklenme ajanlarının (sıklıkla Ti ve B içerikli) master alaşım biçiminde sıvı metale uygun stokiyometrik oranlarda ilavesini takiben gerçekleştirilen dökümler sonucunda yüksek heterojen çekirdeklenme hızı ve baskılanmış dendritik büyüme sayesinde eş-eksenli mikroyapıya sahip hammaddeler elde edilebilmektedir [39].

Teknik, uygun hammadde üretimi için tek başına tercih edilebilir olsa da genellikle diğer prosesler ile entegre bir biçimde kullanımı göze çarpmaktadır [40]–[42]. Kimyasal tane inceltme ile hammadde üretimi oldukça pratik ve maliyet açısından verimli bir rota olsa da çekirdekleyici ajanların yalnızca spesifik alaşım sistemlerinde etkin olması (çözünen paradigması) [43] ve çekirdekleyici ajan kaynaklı inklüzyonların hem şekillendirilebilirliği hem de nihai üründeki mekanik özellikleri olumsuz etkilemesi işleme dair birtakım kaygılar doğurmuştur [7].

Curle ve Govender [44] geliştirdikleri indüksiyon karıştırmalı reo-döküm sisteminde AA7075 alüminyum alaşımı kullanarak yaptıkları çalışmada iki farklı oranda Al5Ti1B (ağırlıkça %0,03 ve %0,29 Ti) ilavesi gerçekleştirmişlerdir. Reo-döküm hali tane boyutunu 99 µm'den; artan miktarda tane inceltici ilavesiyle, sırasıyla 82 µm ve 64 µm'ye indirgemeyi başarmışlardır. Çalışmaya ait dikkat

çekici başka bir bulgu ise, üretilen parçalara gerçekleştirilen T6 ısıl işleminden sonra ölçülen ortalama tane boyutunun işlem öncesi ölçülen değerlerle ters orantılı olmasıdır. Basitçe yeniden ifade etmek gerekirse, tane inceltici ilavesi neticesinde incelen mikroyapı, T6 işlemi sonrasında daha fazla kabalaşmaktadır. T6 sonrası; döküm hali tane boyutu 64 µm olan %0,29 Ti içerikli numunede 108 µm olarak ölçülen ortalama tane boyutu, döküm hali tane boyutu 82 µm olan %0,13 Ti içerikli numunede 90 µm olarak ölçülmüştür. Çalışmaya ait mikroyapı görüntüleri Şekil 2.11'de verilmiştir [44].

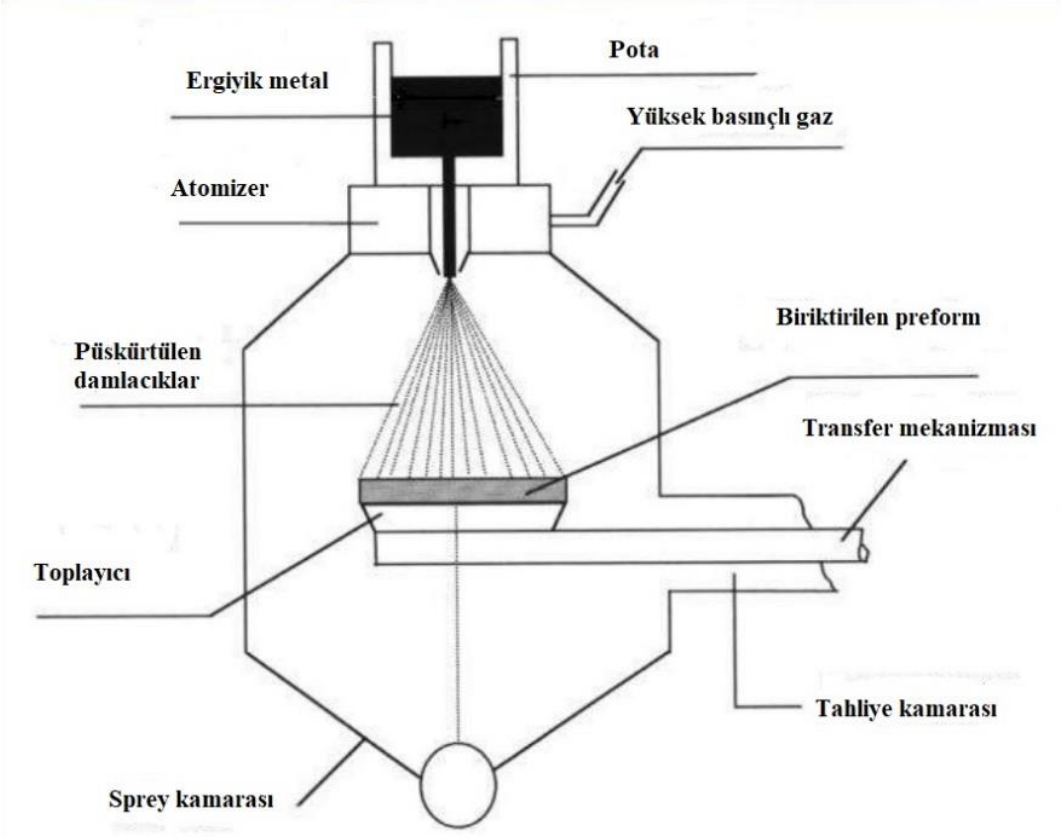


Şekil 2.11 AA7075 alaşımının reo-dökümünde tane inceltici etkisi; (a) %0,03 Ti içerikli alaşımın döküm hali, (b) %0,13 Ti içerikli alaşımın döküm hali, (c) 0,29% Ti içerikli alaşımın döküm hali, (d) %0,03 Ti içerikli alaşımın T6 sonrası, (e) %0,03 Ti içerikli alaşımın T6 sonrası, (f) %0,29 Ti içerikli alaşımın T6 sonrası mikroyapı görüntüleri [44]

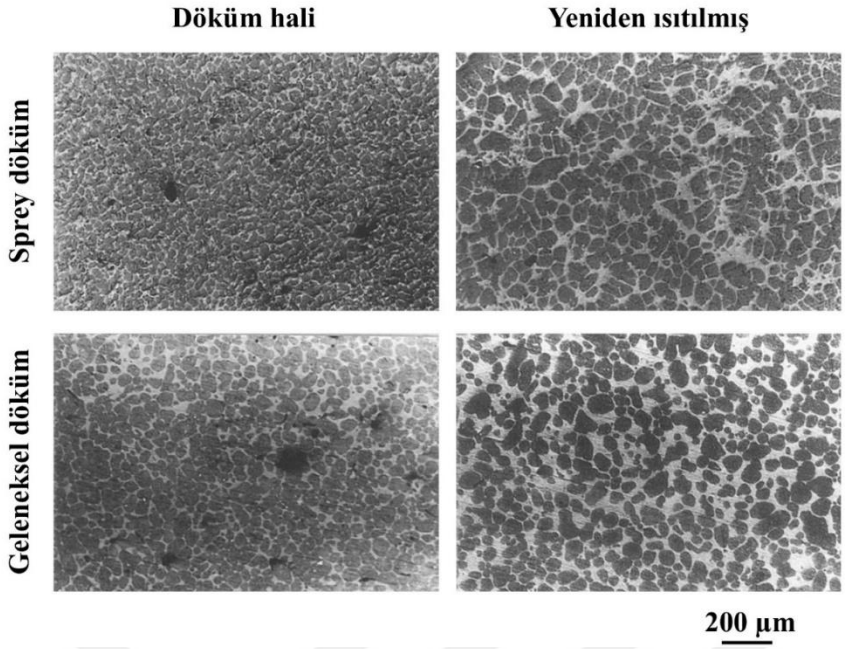
2.1.1.5 Sprey Döküm (Osprey Prosesi)

Sprey döküm, katılaşmakta olan metale kesme kuvveti uygulamadan küresel mikroyapıya sahip hammadde üretimi için geliştirilmiş tekniklerden bir tanesidir.

Bu teknikte, ergiyik metal bir nozül vasıtasıyla yüksek basınçlı gaz ortamına (azot veya argon) püskürtülür. Yüksek basınçlı gazla etkileşime giren sıvı metal, yüksek soğuma hızı etkisiyle (10^3 K/s) mikrometre mertebesindeki damlacıklar halinde atomizasyona uğramakta ve bir altlık (toplayıcı) üzerinde biriktirilmektedir. Sprey döküm ile hem son şekle yakın ürün üretilebilirken hem de toplayıcı üzerinde biriktirilen malzeme nihai ürüne; dövme, haddeleme veya ekstrüzyon gibi işlemler sonrasında dönüştürülebilmektedir [45]. Toplayıcı üzerinde biriken metalin oldukça ince ve eş-eksenli mikroyapıya sahip olması sebebiyle tekniğin küresel mikroyapılı hammadde üretiminde de tercih edildiği görülmektedir [46]–[48]. Prosesin şematik gösterimi Şekil 2.12'de sunulurken, Pb – ağırlıkça %35 Sn alaşımı için sprey döküm ve yeniden ısıtma sonrası ortaya çıkan mikroyapılar ile aynı alaşıma ait geleneksel döküm ve yeniden ısıtma mikroyapıları Şekil 2.13'te bir arada verilmiştir [45], [46].



Şekil 2.12 Sprey döküm prosesine ait şematik gösterim [45]



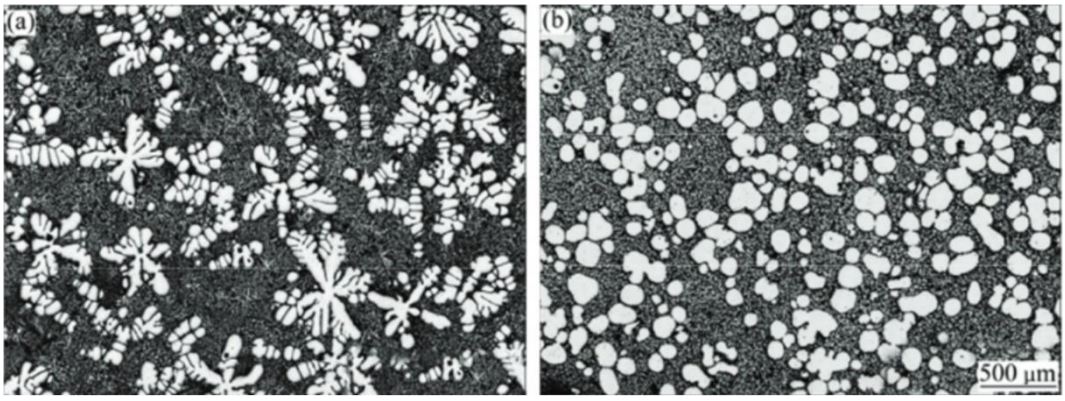
Şekil 2.13 Sprey ve geleneksel dökümle üretilmiş Pb – ağırlıkça %35 Sn alaşımına ait döküm hali ve 200 °C'de 10 dk boyunca yeniden ısıtma sonrası mikroyapı görüntüleri [46]

2.1.1.6 Ultrasonik İşlemler

Katılaşma üzerindeki etkisi 1970'lerin ortalarında anlaşılmaya başlanan ultrasonik titreşim uygulaması daha sonrasında yarı-katı süreçler için hammadde üretiminde de denenmiştir [49]–[51]. Diğer sıvı metal işlemlerinde de olduğu gibi likidüs sıcaklığının bir miktar üzerinde başlayan ultrasonik titreşim işlemi, katılaşmakta olan metalde oluşturduğu kavitasyon ve akustik akım sayesinde dendritik büyümeyi engellemektedir. Kavitasyon sebebiyle ortaya çıkan baloncukların titreşimi ve bu baloncukların yok olması sırasında meydana gelen hidrolik şok dalgası oluşmuş dendrit kollarını kırarken, akustik akımla da gelişmekte olan mikroyapı homojen hale gelmektedir. Katılaşma sürecine eşlik eden ultrasonik titreşim sonucunda daha ince tane morfolojisi, baskılanmış kolonsal büyüme, daha az miktarda segregasyon ve daha homojen bir mikroyapı elde edilebilmektedir.

Zhang vd. [50], AZ91 alaşımıyla gerçekleştirdikleri çalışmada; katılaşma sırasında uygulanan ultrasonik titreşim ile alaşımın mikroyapısında meydana gelen değişimleri incelemişlerdir. Likidüs sıcaklığının 13 °C altında suda soğutulan numunelerde ultrasonik titreşimin etkisiyle, mikroyapıdaki birincil fazın tamamıyla küresel morfolojide katılaştığı bildirilirken; ortalama tane boyutu 95 µm, ortalama

şekil faktörü ise yaklaşık 0,7 olarak ölçülmüştür. Çalışmadan elde edilen mikroyapı örnekleri Şekil 2.14'te verilmiştir [50].



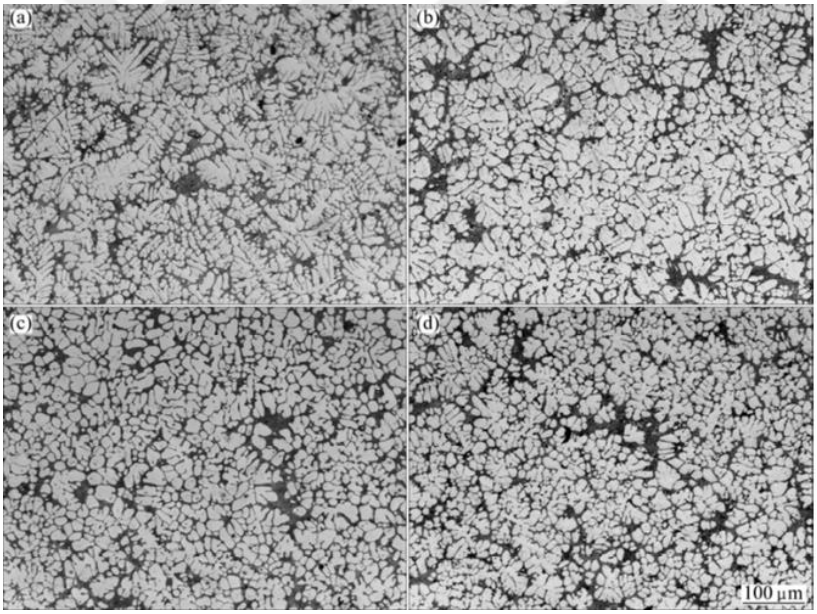
Şekil 2.14 AZ91 alaşımında katılaşma sırasında uygulanan ultrasonik titreşimin etkisi; (a) ultrasonik titreşim uygulanmadan 585 °C'de suda soğutulan numune, (b) 605 °C ile 585 °C arasında ultrasonik titreşim uygulamasının ardından suda soğutulan numune [50]

2.1.1.7 Düşük Üst Isılı Döküm

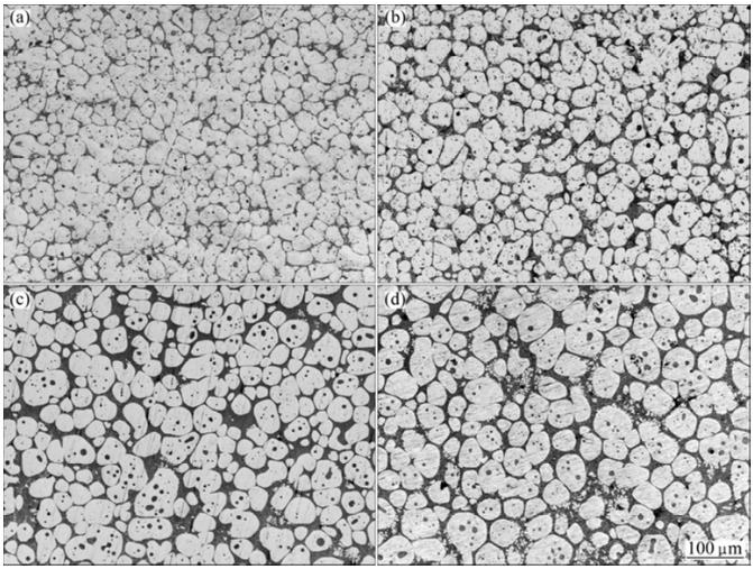
Likidüs döküm olarak da bilinen bu teknikte döküm işlemi, tekniğin isminden de anlaşılacağı gibi, ergitilen alaşımın likidüs sıcaklığına yakın bir sıcaklıkta gerçekleştirilmektedir. Literatürdeki çalışmalarda bu sıcaklık aralığının genellikle likidüs sıcaklığının 5 – 50 °C üzerinde olacak şekilde belirlendiği göze çarpmaktadır. Düşük üst ısı ile dökümü takip eden katılaşma sürecinde meydana gelen düşük alt soğuma sayesinde dendritik büyüme baskılanmakta ve düşük üst ısı ergiyiğin tamamına homojen bir şekilde tatbik edildiği takdire katılaşmakta olan kesitin tamamındaki çekirdeklenme bölgelerinin yoğunluğundan ötürü ince tane morfolojisi elde edilebilmektedir. Üretilen hammaddelerin ince ve eş-eksenli mikroyapısı sayesinde bu hammaddeler tikso-şekillendirilmek üzere yeniden ısıtma işlemine tabi tutulduğunda yüksek şekil faktörlerinde küreselleşmekte ve uygun şekillendirmeyi takiben proses tamamlanmaktadır [52], [53]. İşleme dair önemli parametreler döküm sıcaklığı ve kullanılan kalıp malzemesi olarak belirtilmiş olup; alüminyum döküm alaşımları için takım çeliği, paslanmaz çelik, saf bakır ve düşük karbonlu çelik gibi malzemelerin düşük üst ısılı döküm prosesinde kalıp malzemesi olarak kullanılabileceği görülmektedir [22].

Wang vd. [54], gerçekleştirdikleri çalışmada ergitme sırasında uygulanan üst ısı miktarının, sonrasında tikso-dövme ile jant üretiminde kullanılacak olan A356 alaşımı hammaddelerin mikroyapı özellikleri üzerindeki etkilerini incelemişlerdir.

Çalışmada dört farklı döküm sıcaklığı seçilmiş olup bu sıcaklıklar; 675, 655, 635 ve 617 °C olarak belirlenmiştir. Elde edilen mikroyapılar üzerinde kantitatif ölçümler gerçekleştirilmemiş olsa da düşen üst ısı miktarıyla birlikte tane morfolojisinin dendritikten önce rozet tipine, sonrasında ise kısmi olarak eş-eksenli morfolojiye dönüştüğü görülmektedir. Düşen üst ısı miktarıyla meydana gelen bu morfolojik dönüşüme eşlik eden tane incelmesi de mikroyapılarda belirgin bir şekilde görülmektedir. Araştırmacılar istenene en yakın mikroyapısal özellikleri en düşük döküm sıcaklığı ile yakalamış olsalar da 617 °C'de gerçekleştirilen işlemde sıvı metalin düşük akışkanlığı ile birlikte meydana gelen yüksek miktardaki porozite ve soğuk birleşme gibi döküm hatalarından ötürü çok düşük döküm sıcaklıklarından kaçınılması gerektiği bildirilmiştir. İlgili çalışmada ortaya çıkan döküm hali mikroyapıları ile, optimum kondisyon olarak belirlenen 635 °C numunesinin, 600 °C'de dört farklı sürede yeniden ısıtılması sonucu ortaya çıkan mikroyapılar sırasıyla Şekil 2.15 ve Şekil 2.16'da verilmiştir [54].



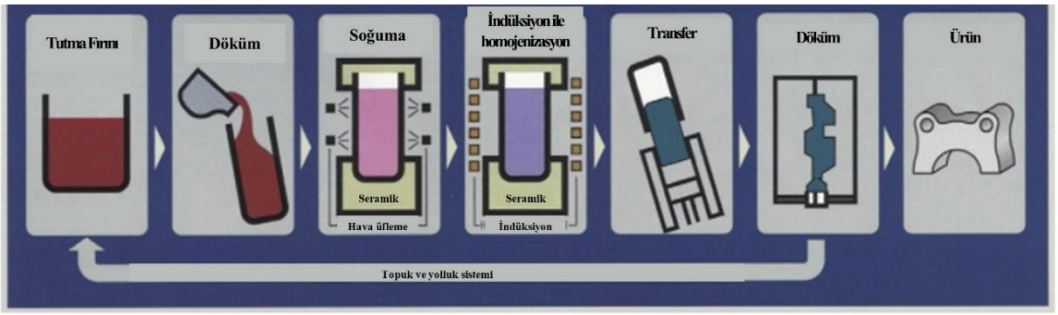
Şekil 2.15 A356 alaşımına ait dört farklı döküm sıcaklığında üretilmiş numunelerin döküm hali mikroyapıları; (a) 675 °C, (b) 655 °C, (c) 635 °C, (d) 617 °C [54]



Şekil 2.16 635 °C'de kalıcı kalıba döküm ile üretilen A356 numunesinin 600 °C'de dört farklı sürede yeniden ısıtılması sonucu ortaya çıkan mikroyapı görüntüleri; (a) 20 dk., (b) 40 dk., (c) 60 dk., (d) 80 dk. [54]

2.1.1.8 Yeni Reo-döküm Prosesi

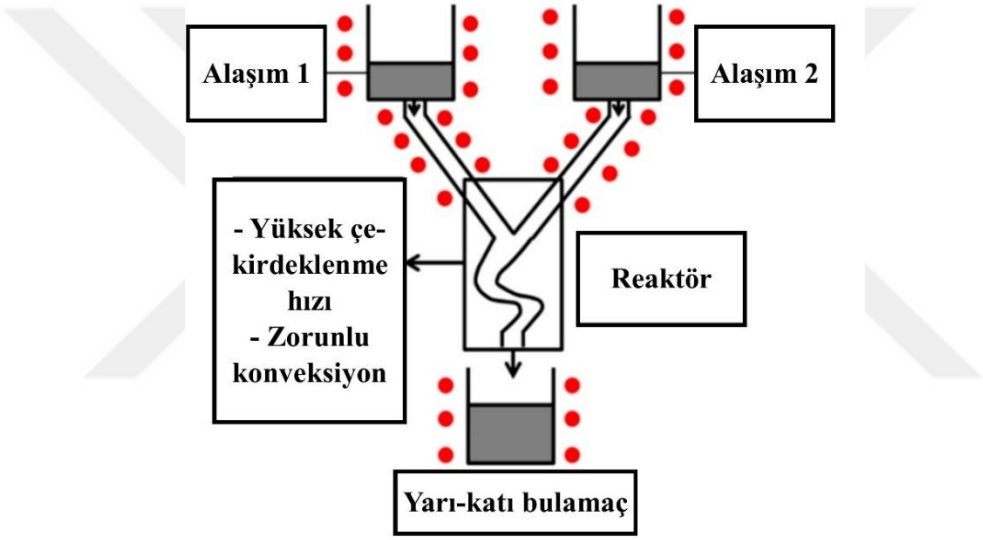
Bilinen en eski reo-şekillendirme tekniklerinden birisi olan yeni reo-döküm (NRC) prosesi 1996 yılında Japon makine üreticisi UBE Industrials tarafından patentlenmiştir [55]. Şematik gösterimi Şekil 2.17'de verilen NRC prosesi; düşük üst ısıya sahip sıvı metalin ısıl yalıtılmış bir hazne içerisine dökümünü takiben, kontrollü soğuma ve indüksiyon ile sıcaklık homojenizasyonu sonrası elde edilen yarı-katı bulamacın basınçlı döküm makinasına nakli ile sonlanmaktadır. Bu teknikteki yarı-katı ingot eldesi safhası daha sonrasında şekillendirme aşamasında kullanılan basınçlı döküm preslerine entegre olduğu için prosesin ilk yatırım maliyeti görece yüksektir. Bu nedenle günümüzdeki kullanımının yaygın olmadığı görülmektedir [14].



Şekil 2.17 NRC prosesinin şematik gösterimi [14]

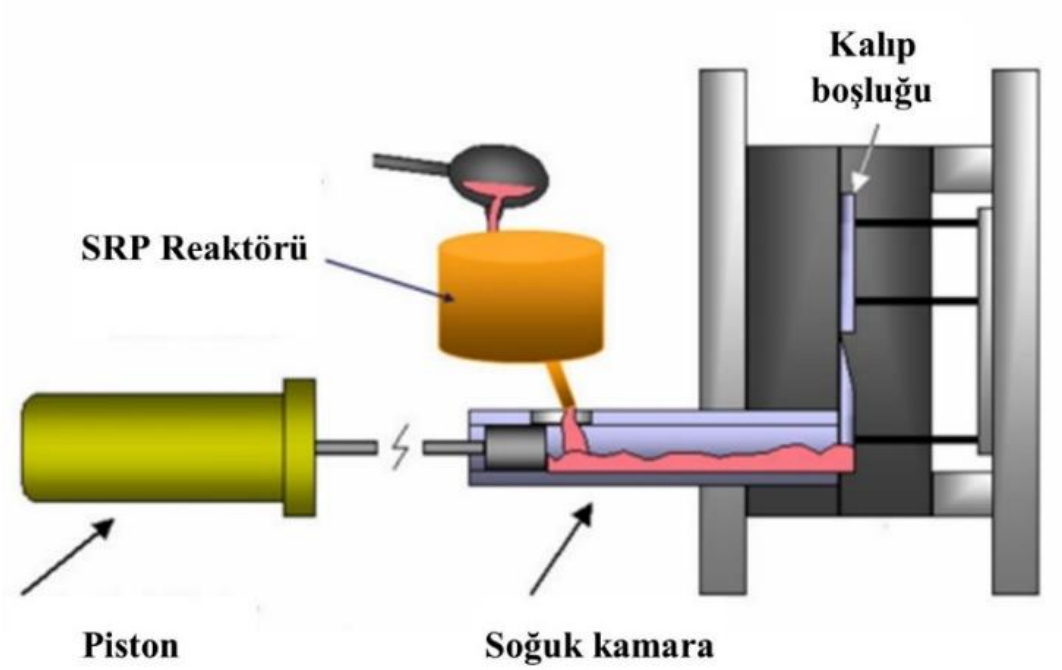
2.1.1.9 Sürekli Reo-dönüşüm Prosesi

Sürekli reo-dönüşüm prosesi (SRP), birincil fazın kontrollü bir biçimde çekirdeklenip büyümesine olanak sağlayacak şekilde, iki farklı ergiyik bileşenin özel tasarım reaktör içerisinde bir araya getirilirken pasif karıştırmaya maruz kalmasıyla gerçekleştirilmektedir. Teknik, Şekil 2.18'de şematik olarak gösterilmiştir. Ergime sıcaklığına yakın ve farklı kompozisyondaki iki ergiyik alaşım, reaktöre doğru ilerledikleri kanallar boyunca pasif olarak karıştırılmaktadır. Ön ısıtılmış reaktörün ısı çekme kapasitesi sayesinde meydana gelen yüksek yoğunluklu çekirdeklenme ve zorunlu konveksiyon etkisiyle eş-eksenli mikroyapı elde edilebilmektedir [56].

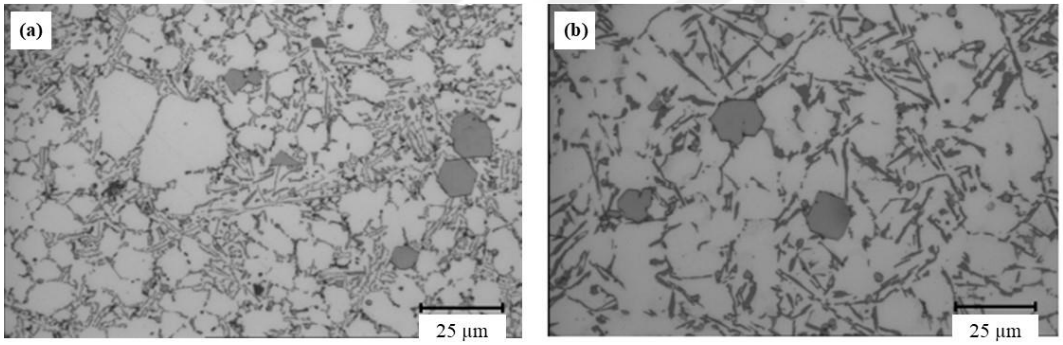


Şekil 2.18 SRP prosesinin şematik gösterimi [56]

Literatürdeki çalışmalara bakıldığında sürecin yarı-katı basınçlı dökümle entegre edilebileceği görülmektedir. Şekillendirme sırasında istenen katı oranı ergiyik sıcaklığı ve reaktörün soğutma kapasitesi gibi parametrelere ayarlanabilirken, işlemin özellikle alüminyum döküm alaşımları için uygun olduğu belirtilmiştir. Pan vd. [57], A383 alaşımı ile gerçekleştirdikleri çalışmada, SRP tekniğiyle üretilen yarı-katı bulamacı soğuk kamara basınçlı döküm makinasına besleyerek üretilen reo-döküm numunelerini konvansiyonel yüksek basınçlı döküm numuneleriyle kıyaslamışlardır. SRP reo-döküm ile ortalama α-Al tane boyutunun 40 µm'ye kadar azaltılabildiği ve bunun yanı sıra ikincil fazların da gözle görülür biçimde inceldiği belirtilmiştir. Çalışmada kullanılan döküm düzeneği şematik olarak Şekil 2.19'da, elde edilen mikroyapı görüntüleri ise Şekil 2.20'de verilmiştir [57].



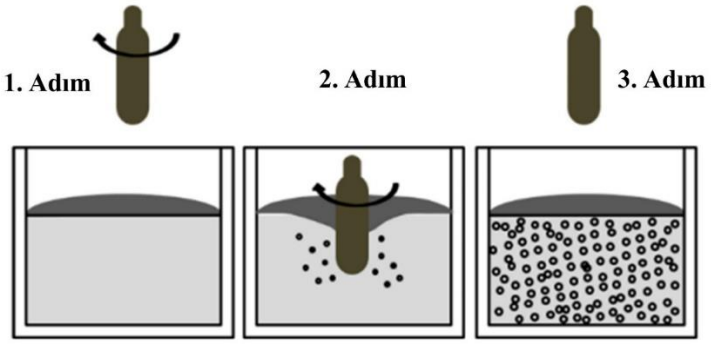
Şekil 2.19 SRP reo-döküm sisteminin şematik gösterimi [57]



Şekil 2.20 A383 alaşımına ait mikroyapı görüntüleri; (a) SRP reo-döküm, (b) yüksek basınçlı döküm [57]

2.1.1.10 Yarı-katı Reo-döküm Prosesi

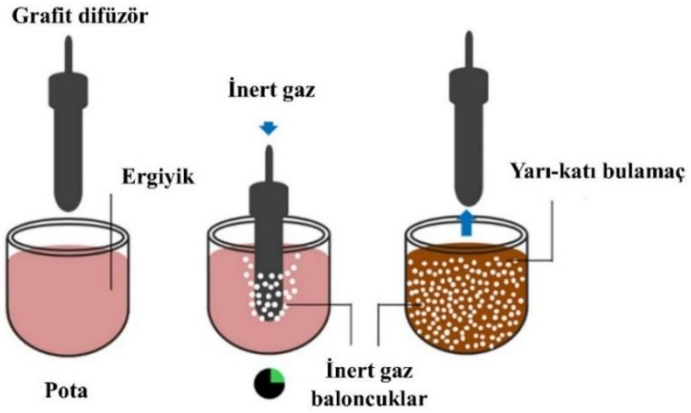
2000 yılında MIT'de geliştirilen bu teknik, düşük üst ısılı döküm ile mekanik karıştırmanın bir arada kullanılmasıyla karakterize edilmektedir. Şekil 2.21'de verilen şematik gösterimden de anlaşılacağı üzere, proses üç adımdan oluşmaktadır. İlk adımda alaşım belirlenen düşük üst ısıya sahip ergitme sıcaklığında homojen bir biçimde tutulmaktadır. İkinci adımda ise sıvı metal, grafit bir çubuk vasıtasıyla karıştırılırken hızlı bir biçimde likidüs sıcaklığının altına soğutulmakta ve oluşturulan konveksiyon ile birlikte katılaşma başlamaktadır. Üçüncü adımda ise elde edilen yarı-katı bulamaç istenen katı oranına ulaşana kadar soğutulmakta ve şekillendirme sürecine dahil olmaktadır [56].



Şekil 2.21 Yarı-katı reo-döküm prosesinin şematik gösterimi [56]

2.1.1.11 Gaz Enjeksiyonlu Yarı-katı Prosesi

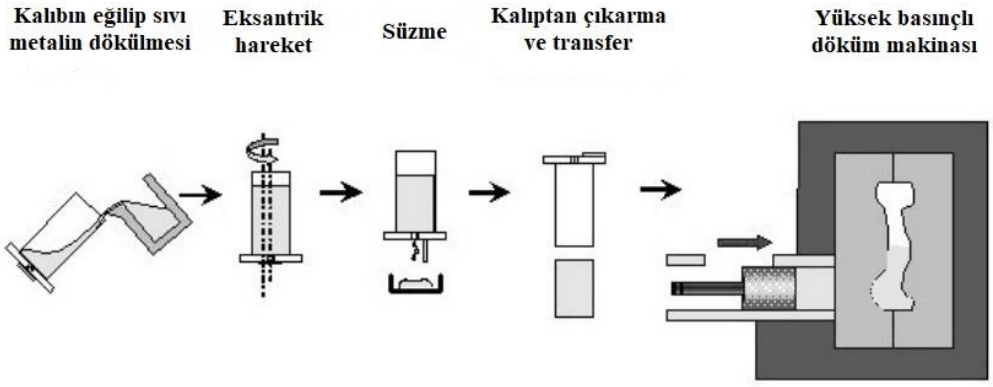
Gaz enjeksiyonlu yarı-katı (GISS) prosesinde katılaşmanın erken safhalarında ergiyiğe beslenen gaz, baloncuklar vasıtasıyla dendritik parçalanma gerçekleşmektedir. Şematik gösterimi Şekil 2.22'de verilen proses kapsamında, likidüs sıcaklığına yakın ergiyik metalin içerisine grafit difüzör soğuk halde daldırıldıktan sonra difüzörün yayındırdığı inert gaz baloncuklar ergiyiği karıştırmaktadır. Bu proseste katılaşma soğuk grafit difüzörün yüzeyinde başlarken yayındırılan gaz baloncuklar vasıtasıyla oluşan birincil kristaller katılaşmakta olan sıvı metal içerisine karışmakta ve eş-eksenli büyüme sağlanmaktadır. Arzu edilen katı oranına ulaşılana kadar sürdürülen proses neticesinde elde edilen yarı-katı bulamaç ekseriyetle reo-şekillendirme süreçlerine dahil olmaktadır. Aslında bir pota işlemi olan GISS Prosesi kapsamında alüminyum, magnezyum, bakır ve gümüş gibi metallerin alaşımları ile 100 gramdan 20 kilograma kadar üretim gerçekleştirilebilmektedir [56], [58].



Şekil 2.22 GISS Prosesinin şematik gösterimi [56]

2.1.1.12 Döndürmeli Entalpi Dengeleme Prosesi

2002 yılında Alcan Intertnational Limited tarafından geliştirilen "döndürmeli entalpi dengeleme prosesi (SEED)", sıvı metalin düşük üst ısıyla aktarıldığı silindirik bir kalıp içerisinde eksantrik hareketle karıştırılması ve istenen katı oranına ulaşılana kadar kontrollü soğumanın sağlanması prensibiyle çalışan bir hammadde üretim tekniğidir. Bahsi geçen soğuma şartı, kullanılan silindirik konteynerin üretiminde tercih edilen malzemenin ısı sığası tarafından kontrol edilmektedir. Prosesin ilerleyişine dair şematik gösterim Şekil 2.23'te verilmiştir. Sürecin ilk adımında sıvı metal düşük üst ısıyla kalıbın içerisine aktarılmaktadır. Sonrasında, soğumaya ve katılaşmaya başlayan metal eksantrik olarak döndürülmekte ve bu süreçte konveksiyon sağlanmaktadır. Opsiyonel olan üçüncü adımda istenilen katı oranına ulaşıldıktan sonra ergiyik fazlası dışarı alınmakta ve daha sonrasında ise yarı-katı bulamaç kalıptan çıkarılarak şekillendirme ünitesine aktarılmaktadır. Özel bir ekipman kullanımına ihtiyaç duymayan bu sistem özellikle görece küçük çaplı hammadde üretiminde ekonomik olarak da sürdürülebilir olmaktadır [56], [59], [60]. SEED prosesi ile üretilmiş üç farklı çaptaki yarı mamul ve üretimde kullanılan hazneler Şekil 2.24'te verilmiştir [60].



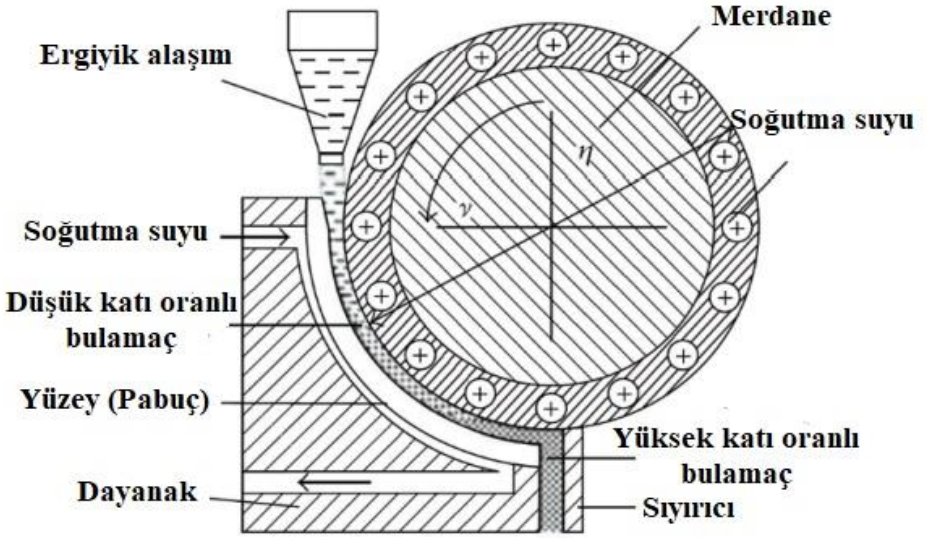
Şekil 2.23 SEED prosesinin şematik gösterimi [60]



Şekil 2.24 SEED prosesi ile üretilmiş farklı çaptaki yarı mamuller ve proseste kullanılan hazneler; soldan sağa çap: 76, 102 ve 114 mm [60]

2.1.1.13 Kesme ve Soğutma Merdanesi Prosesi

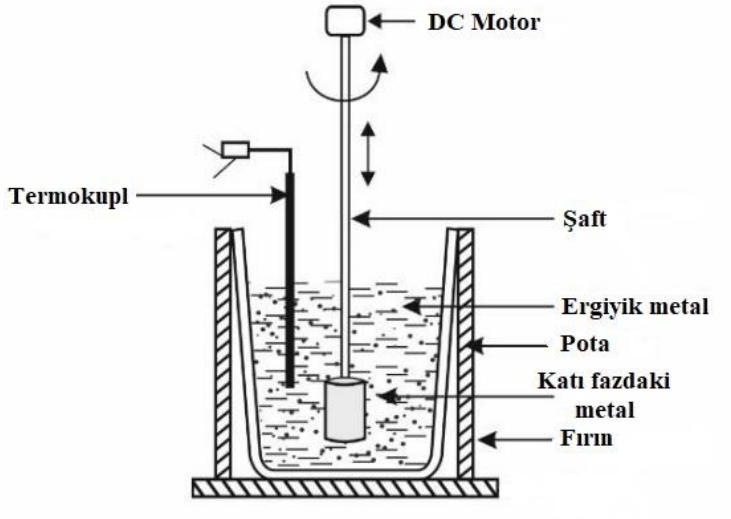
Laboratuvar ölçekli geliştirilen sıvı metal rotalarından biri olan "kesme ve soğutma merdanesi" prosesinde, likidüs sıcaklığına yakın olan sıvı metal döner bir merdaneyle sabit bir yüzey arasında akışa maruz bırakılmaktadır. Prosese dair şematik gösterim Şekil 2.25'te verilmiştir [56]. Temas ettiği yüzey tarafından soğutulan metale hareketli merdane tarafından etkiyen kesme kuvveti vasıtasıyla dendritik parçalanma gerçekleşmekte ve yüzey ile merdane arasındaki boşluk boyunca katılaşan metalde eş-eksenli morfoloji elde edilmektedir [56], [61].



Şekil 2.25 Kesme ve soğutma merdanesi prosesinin şematik gösterimi [56]

2.1.1.14 Hızlı Bulamaç Şekillendirme Prosesi

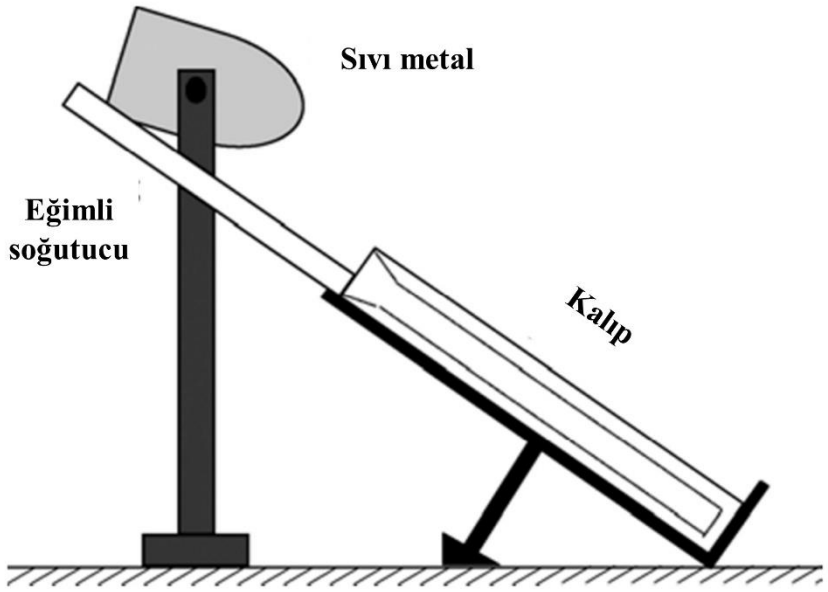
2013 senesinde geliştirilip patentlenen teknik; ergiyik metal içerisine, aynı alaşımın katı fazda ve belirli bir miktarda ilave edilmesi sonucu meydana gelen entalpi alışverişi ile karakterize olmaktadır. Mekanik karıştırma tekniğini de içinde barındıran proseste katı fazdaki alaşım (entalpi değiştirici malzeme), karıştırıcı ekipman olarak kullanılmaktadır. Çekirdeklenme sıvı metal içerisinde çil etkisi yaratan karıştırıcı yüzeyinde başlamakta ve merkez-kaç kuvveti vasıtasıyla, oluşmuş birincil kristaller yüzeyden ayrılmaktadır. Şematik gösterimi Şekil 2.26'da verilen proseste, katılaşma sürecinde pota ya da yalıtılmış kalıp içerisinde bulunan metal soğurken karıştırıcı metal ise ergimekte ve istenilen katı oranına ulaşıldığı zaman süreç sonlanmaktadır [62].



Şekil 2.26 Hızlı bulamaç şekillendirme prosesinin şematik gösterimi [62]

2.1.1.15 Eğimli Soğutucu ile Döküm

Takip eden ana başlık içerisinde detaylandırılacak olan eğimli soğutucu ile döküm tekniği, yarı-katı şekillendirilebilir hammadde üretiminde kullanılan sıvı faz proseslerinden bir tanesidir. Düşük üst ısıya sahip sıvı metalin, belirli bir eğime sahip soğutucu vasıtasıyla metal kalıp içerisine döküldüğü bu teknikte; soğutucu üzerinde başlayan çekirdeklenme, oluşan bu çekirdeklerin sıvı metalin akışı ve oluşan kesme kuvvetleri etkisiyle soğutucu yüzeyinden ayrılıp kalıp içerisine yuvarlanmasıyla devam etmekte ve sonuç olarak eş-eksenli mikroyapıya sahip hammaddeler elde edilebilmektedir [63]. Prosese dair şematik gösterim Şekil 2.27'de verilmiştir [64].

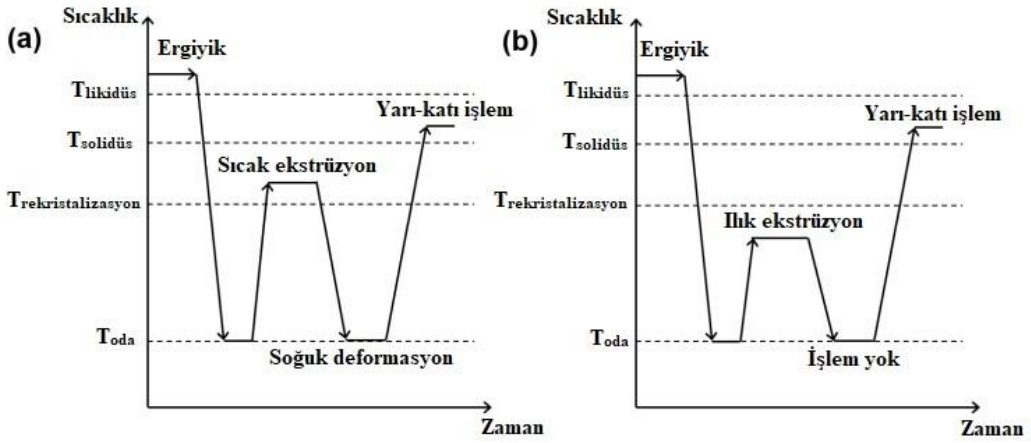


Şekil 2.27 Eğimli soğutucu ile döküm prosesinin şematik gösterimi [64]

2.1.2 Katı Faz İşlemleri

Tikso-şekillendirme işlemleri için eş-eksenli mikroyapıya sahip hammadde üretiminde döküm tabanlı işlemlere ek olarak katı fazda gerçekleştirilen prosesler de geliştirilmiştir. Genellikle işlem alaşımlarında karşımıza çıkan bu tekniklerde süreç; gerçekleştirilen plastik deformasyonla bünyeye kritik gerinimin tatbik edilmesi ve daha sonrasında yarı-katı sıcaklık aralığında gerçekleştirilen yeniden ısıtma işlemi sırasında meydana gelen rekristalizasyon vasıtasıyla ince ve küresel mikroyapının eldesiyle karakterize olmaktadır. Bu işlemler, uygulanan birincil plastik deformasyonun gerçekleştiği kondisyona bağlı olarak sınıflandırılmaktadır. Katı faz işlemlerinde birincil plastik deformasyon rekristalizasyon sıcaklığının üzerinde gerçekleştirilirse, yeniden ısıtma sonrası rekristalizasyonu sağlayacak kritik gerinimin oluşturulabilmesi için ilave soğuk deformasyona ihtiyaç duyulmakta ve bu süreç SIMA (strain induced melt activated) prosesi olarak tanımlanmaktadır. RAP (recrystallization and partial melting) prosesinde ise birincil plastik deformasyon rekristalizasyon sıcaklığının altında gerçekleştirilmekte ve ilave bir deformasyona ihtiyaç duyulmaksızın sürecin devamında gerçekleştirilen yeniden ısıtma işlemi sonrasında küresel mikroyapı elde edilebilmektedir. Bu süreçler, ilgili hammaddelerin ilk şekillendirildikleri yerden tedarik edildikten sonra başka hiçbir işlem uygulanmadan gerçekleştiriliyorsa; "doğrudan yarı-katı izotermal yeniden ısıtma" olarak da adlandırılabilmektedir.

Bahsedilen tüm katı faz işlemleri için; plastik deformasyon miktarı, yeniden ısıtma sıcaklığı ve yeniden ısıtma süresi gibi parametreler ortaya çıkan mikroyapının karakteristiği üzerinde kritik etkiye sahip olmaktadır. Katı faz süreçlerini tanımlayan şematik çevrim Şekil 2.28'de verilmiştir [56].

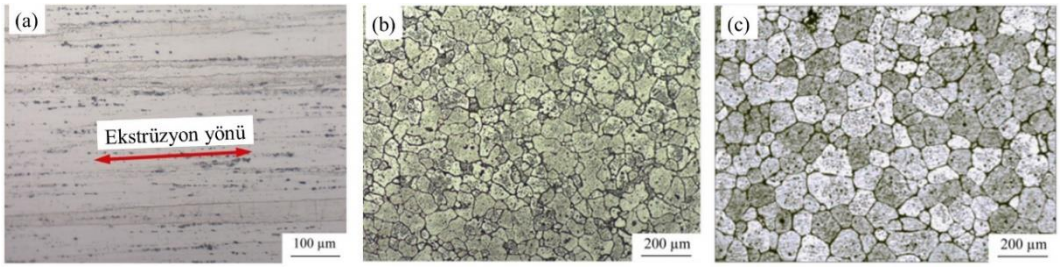


Şekil 2.28 Yarı-katı şekillendirme süreçlerinde kullanılan katı faz işlemlerine ait sıcaklık-zaman şemaları; (a) SIMA ve (b) RAP prosesi [56]

Katı faz işlemleri, rekristalizasyon için ihtiyaç duyulan plastik deformasyon süreçlerinin maliyetinden ötürü sıvı faz işlemleri kadar tercih edilmeseler de işlem alaşımı sınıfında yer alan alaşımlar hali hazırda plastik deformasyonla şekillendirilmiş biçimde tedarik edildiği için direkt olarak yeniden ısıtmayla yarı-katı süreçlere dahil olabilmektedirler. Bu avantaj, katı-faz süreçlerini işlem alaşımlarına özgü hale getirse de döküm alaşımları ile de süreçlerin uygulanabilirliği test edilmiştir [20], [65]. Literatürdeki sonuçlar bu işlemler için umut vadeder olsa da uygulanan deformasyonun kesit boyunca homojen bir biçimde tatbiki kalın biyet çaplarında mümkün olmamaktadır. Bu nedenle katı faz işlemleri için belirli bir boyut kısıtının varlığından söz etmek mümkündür [8], [9].

Fu vd. [28], ekstrüde halde tedarik edilen AA7075 alüminyum alaşımının farklı kondisyonlarda RAP prosesine tabi tutulduğu çalışmada, yeniden ısıtma sıcaklığı ve süresinin ortaya çıkan mikroyapı üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Çalışmaya ait ekstrüde hal, 580 °C'de 15 dakika yeniden ısıtılmış ve 580 °C'de 25 dakika yeniden ısıtılmış numunelerinin mikroyapıları, süreç sırasında meydana gelen mikroyapısal dönüşümü göstermek adına Şekil 2.29'da verilmiştir. Yeniden ısıtma ile birlikte yönlenmiş mikroyapı küreselleşmeye başlamış ve artan yeniden

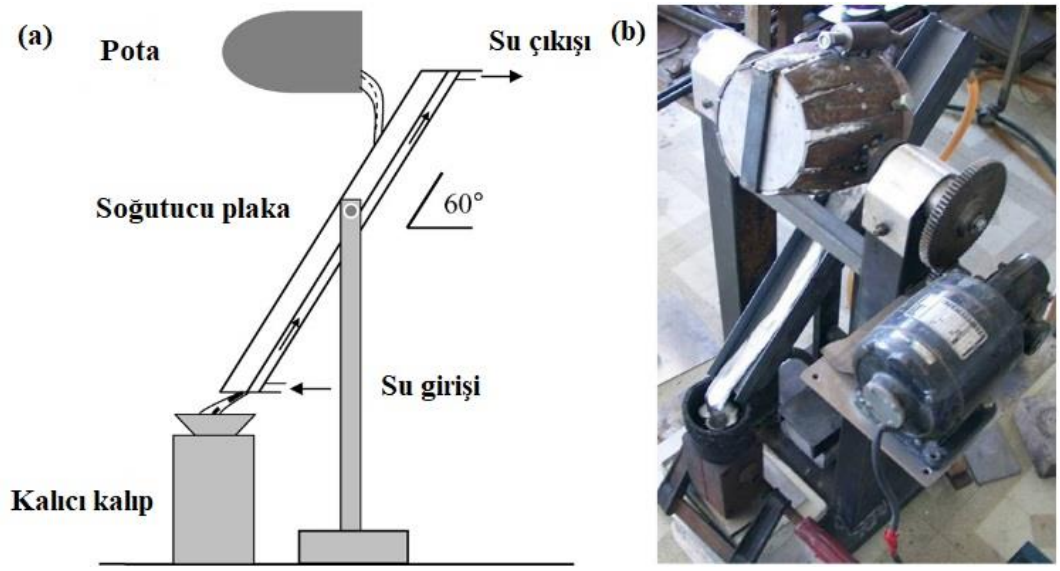
ısıtma süresi ile tane büyümesine paralel olarak küresellikte artış meydana gelmiştir.



Şekil 2.29 AA7075 alaşımına ait mikroyapı görüntüleri; (a) ekstrüde hal, (b) 580 °C 15 dakika yeniden ısıtma sonrası, (c) 580 °C 25 dakika yeniden ısıtma sonrası [28]

3
EĞİMLİ SOĞUTUCU İLE DÖKÜM

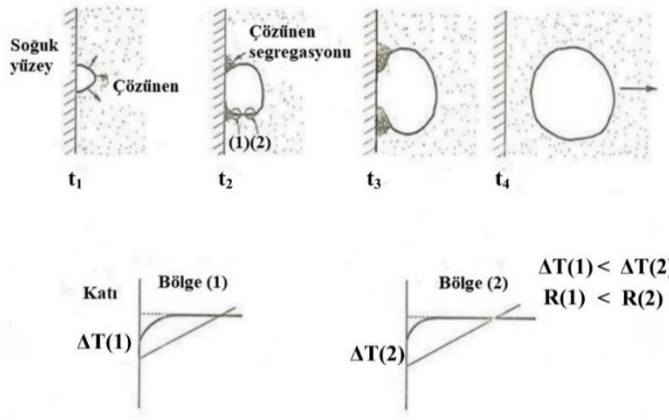
Tikso-şekillendirme süreçlerine dair bilinen problemlerden en önemlileri işlemin iki adımlı olması ve ilk adım olan hammadde üretiminde kullanılan sistemlerin kurulum ve proses maliyetlerinin yüksek olmasıdır. Eğimli soğutucu ile döküm tekniği, yarı-katı şekillendirme prosesleri için düşük maliyetle hammadde üretimine yönelik geliştirilmiş tekniklerden birisi olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu teknikte, uygun üst ısıya sahip ergiyik metal, belirli bir eğime sahip soğutucu materyalden geçerek kalıcı kalıp boşluğunu doldurmaktadır. Prosese dair şematik gösterim ve örnek bir düzenek Şekil 3.1'de verilmiştir [23]. Şekilde de görüldüğü üzere proses; uygun üst ısıyla ergitme ve dökümün ardından soğutucu üzerinde ilk çekirdeklenmenin başlaması ve sonrasında ise kalıp içerisinde katılaşmanın tamamlanması ile karakterize olmaktadır [63]. Proses neticesinde üretilen hammaddelerin yeniden ısıtma sonrasında sahip olduğu mikroyapının şekil faktörü ve ortalama tane boyutu değerleri genellikle yarı-katı şekillendirmeye uygun aralıkta tespit edilmektedir. Porozite oluşumu, sıvı metalin akış sırasında oksitlenmesi ve proses koşullarına bağlı olarak soğutucu üzerinde oluşan fazla kabuk miktarının mikroyapısal unsurların morfolojisini olumsuz etkilemesi ise prosesin dezavantajları olarak sıralanmaktadır [66].



Şekil 3.1 Eğimli soğutucu ile döküm; (a) şematik gösterim, (b) örnek kurulum [23]

3.1 Eğimli Soğutucu ile Dökümde Dendritik Olmayan Mikroyapının Eldesi

Eğimli soğutucu ile döküm yoluyla dendritik olmayan mikroyapının eldesi üzerine iki temel mekanizma önerilmiştir. İlk teoriye göre, eğimli soğutucu üzerinde çekirdeklenen zayıf dendrit kolları soğutucu yüzeyine temas sırasında ortaya çıkan kuvvetler sayesinde kırılmakta ve sıvı metalin akışıyla birlikte kalıp içerisine doğru hareketlenmektedir. Katılaşma süreci, soğutucu üzerinde kırılan dendrit kollarının kalıp içerisinde büyümesiyle tamamlanmakta ve sonuç olarak eş-eksenli mikroyapı elde edilebilmektedir [24], [67]. İkinci yaklaşım ise "ayrılma teorisi" olarak adlandırılmaktadır. Bu teoriye göre sıvı metal soğutucu yüzeyine temas ettiğinde katının çekirdeklenmesi için gerekli alt soğuma şartı sağlanmakta ve çekirdeklenme, yeterli soğuma etkisi sağlandığı takdirde eş-eksenli olarak gerçekleşmektedir. Oluşan ilk çekirdeklerin soğutucu yüzeyinden ayrılması ise katı çekirdek ile soğutucunun temas ettiği bölgede meydana gelen çözünen segregasyonu ile mümkün olmaktadır. İlgili mekanizma Şekil 3.2'de şematik olarak gösterilmiştir. Katı-sıvı arayüzeyinde oluşan konsantrasyon gradyanının soğutucu yüzeyine temas eden bölgede daha yüksek olması faz dönüşüm sıcaklığını daha fazla düşürmekte ve bu durum neticesinde ise daha düşük alt soğumayla birlikte bu bölgede büyüme hızı düşmektedir. Nihai olarak; oluşan katı çekirdek, soğutucu yüzeyindeki düşük ve geri kalan kısımdaki yüksek büyüme hızı nedeniyle boyun vererek soğutucu yüzeyinden ayrılmakta ve akış ile birlikte kalıp içerisine yönlenmektedir [68].



Şekil 3. 2 Ayrılma teorisinin şematik gösterimi ile (1) ve (2) numaralı bölgeler için katılaşma cephesindeki sıcaklık profili (K<1) [68]

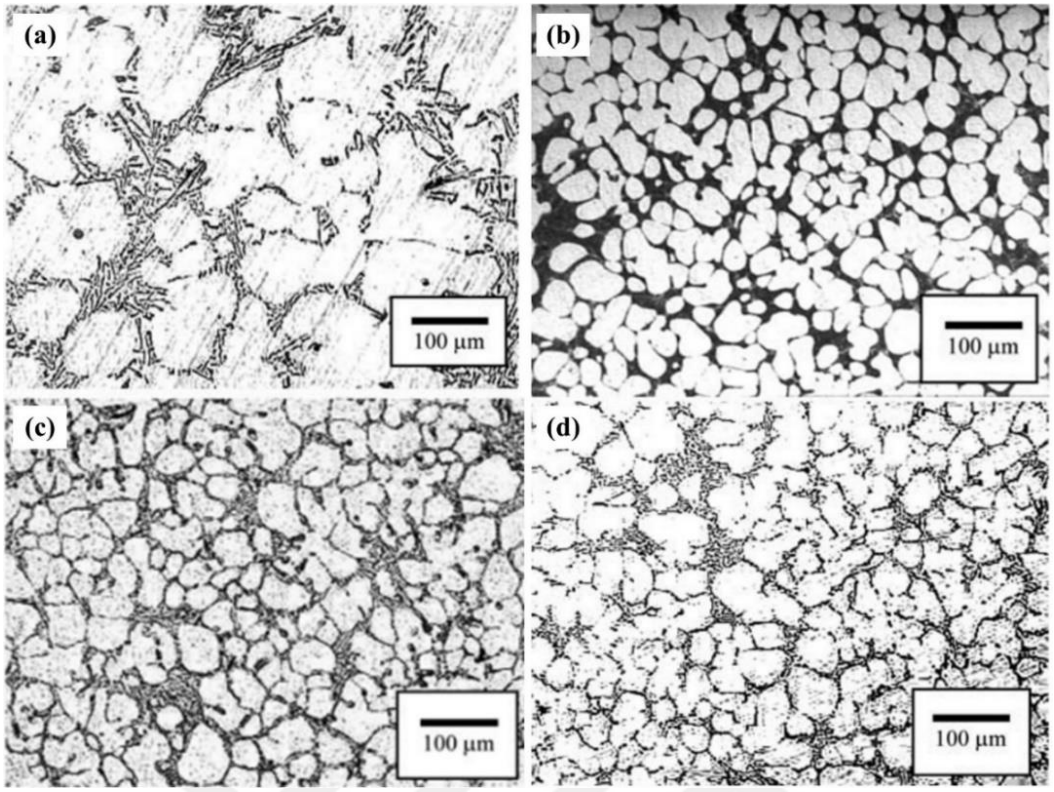
3.2 Proses Parametreleri

Eğimli soğutucu ile döküm yoluyla hammadde üretiminde kompleks ekipmanlara ihtiyaç duyulmasa da elde edilen ürünün hem fiziksel hem de mikroyapısal özellikleri proses parametrelerine oldukça bağlıdır. Tatbik edilen üst ısı miktarı, eğimli soğutucunun uzunluğu ve açısı ile kullanılan kalıp ve soğutucu malzemesi proses sonucu ortaya çıkan mikroyapıyı doğrudan etkilemektedir [63].

3.2.1 Kalıp Malzemesi

Eğimli soğutucu ile dökümde kullanılan kalıp malzemesinin, katılaşma sırasındaki ısı transferini kontrol edeceği için, oluşan mikroyapının ortalama tane boyutu üzerinde etki sahibi olduğu görülmektedir. Legoretta vd. [69], gerçekleştirdikleri çalışmada A356 alaşımının eğimli soğutucu ile dökümünde kalıp malzemesi olarak bakır, paslanmaz çelik, düşük karbonlu çelik ve MgO ile yalıtılmış dördüncü bir tasarım kullanmışlardır. 250 mm uzunluğundaki eğimli soğutucu vasıtasıyla likidüs sıcaklığının 15 °C üzerinde, 60°'lik döküm açısıyla gerçekleştirilen dökümler sonucunda bakır ve düşük karbonlu çelik kalıplarda diğer iki kalıp türüne göre oldukça yüksek soğuma hızı değerlerine ulaşılmıştır. Yalıtılmış kalıp tercihinde yaklaşık 135 μm olarak belirlenen ortalama tane boyutu değeri bakır kalıp kullanılarak üretilen hammaddede ise yaklaşık 65 μm olarak ölçülmüştür. Dört farklı kalıp malzemesi kullanılarak gerçekleştirilen dökümlere ait mikroyapılar Şekil 3.3'te verilmiştir.

Haga ve Suzuki [70] de Al-6Si alaşımı ile gerçekleştirdikleri çalışmada benzer bulgulara rastlamışlardır. İlgili çalışmada yüksek ısı iletimine sahip kalıp malzemesi (düşük karbonlu çelik) daha ince ve eş-eksenli α-Al katılaşması sağlarken, düşük ısı iletimine sahip kalıpta (yalıtılmış kalıp) hem daha kaba tane yapısı gözlenmiş hem de üst ısının arttığı durumlarda eş-eksenli morfoloji ortadan kalkmaya başlamıştır.

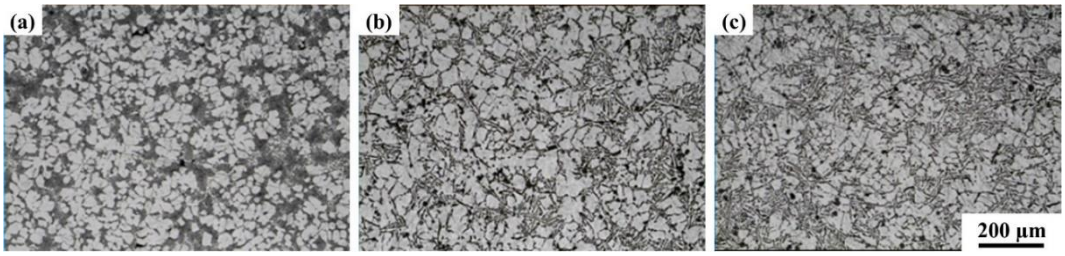


Şekil 3.3 A356 alaşımı kullanılarak eğimli soğutucu ile dökümle üretilmiş dört farklı numuneye ait mikroyapı görüntüleri; (a) yalıtılmış kalıp, (b) paslanmaz çelik kalıp, (c) düşük karbonlu çelik kalıp, (d) bakır kalıp [69]

3.2.2 Döküm Sıcaklığı

Eğimli soğutucu ile dökümdeki en kritik parametrelerden bir diğeri döküm sıcaklığıdır. Düşük üst ısılı döküm başlığı altında da bahsedildiği gibi, uygulanan üst ısı miktarı katılaşma sonrası oluşan mikroyapının morfolojisini doğrudan etkilemektedir. Bu durumun yanı sıra, eğimli soğutucu ile dökümde istenen mikroyapının eldesi için soğutucuda başlaması gereken çekirdeklenmenin yeteri yoğunluğa ulaşabilmesi için döküm sırasında yüksek üst ısılardan kaçınılması gerektiği aşikardır [71]. Farklı araştırmacıların bulgularına göre düşük döküm sıcaklıklarında mikroyapı incelirken aynı zamanda küreselleşmektedir [72]–[76]. Ancak, A356 alaşımıyla gerçekleştirilen bazı çalışmalarda üst ısının yükselmesiyle birlikte döküm hali mikroyapıları kabalaşsa dahi küresellikte artış bildirilmiştir [77], [78]. Bütün bu bulgular ışığında; tikso-şekillendirme proseslerinde küreselleşme, yarı-katı sıcaklık aralığında gerçekleştirilen yeniden ısıtma işlemiyle sağlandığından, daha ince başlangıç mikroyapısı için düşük üst ısıların tercih edilebilir olduğunu söylemek yanlış olmayacaktır. Saklakoğlu vd. gerçekleştirdikleri çalışmada [75], A380 alaşımının farklı döküm sıcaklıklarında

eğimli soğutucu ile dökümü sonrasında elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 3.4'te verilmiştir. Artan döküm sıcaklığıyla birlikte α-Al tanelerinin kabalaştığı ve rozetsi yapının dendritik yapıya dönüşmeye başladığı görülmektedir.

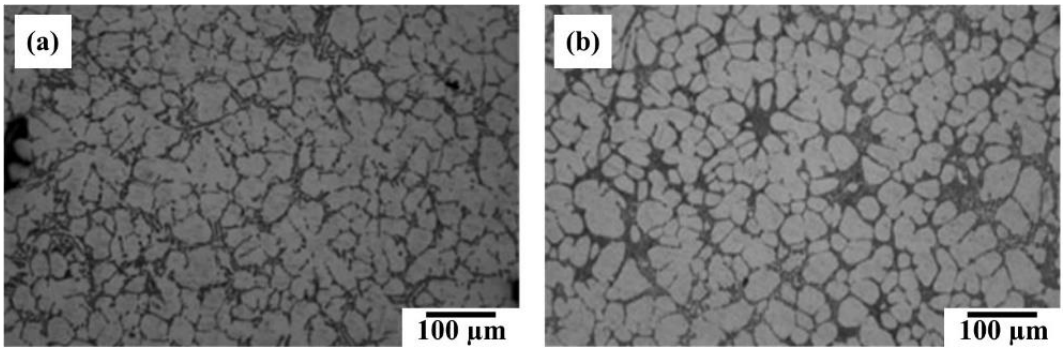


Şekil 3.4 A380 alaşımının eğimli soğutucu ile dökümü sonrasında döküm sıcaklığına bağlı olarak ortaya çıkan farklı mikroyapılar; (a) 615 °C, (b) 635 °C, (c) 650 °C [75]

3.2.3 Soğutucu Açısı

Eğimli soğutucunun açısı, sıvı metalin reolojisini ve soğutucuyla olan temas süresini belirleyen prosese dair bir diğer temel parametredir. Yerçekimi kuvvetinin eğimli soğutucu üzerindeki dikey bileşeni döküm açısı arttıkça artmaktadır. Bu nedenle, artan döküm açısı ile birlikte uygulanan etkin kesme kuvveti artarken sıvı metalin soğutucu ile etkileşim süresi ise azalmaktadır [71], [79]. Taghavi vd.'ne [80] göre eğimli soğutucu üzerindeki metal üç katman halinde hareket etmektedir. Bu katmanlar; soğutucuya temas eden ve çekirdeklenen ilk katı bileşenlerin oluşturduğu alt katman, sıvı faz ve büyümeye başlayan dendritlerin bir arada bulunduğu orta katman ve sıvı metalin oluşturduğu üst katman olarak tanımlanmaktadır. Isı iletimi, soğutucuyla direk temasından ötürü alt katmanda oldukça yüksek bir hızla gerçekleşirken, en zayıf ısı transferi ise iki katman arasındaki orta katmanda gerçekleşmektedir. Artan döküm açısıyla birlikte alt katmanda bulunan katı faz yüzeyden daha etkin bir biçimde koparılmakta ve orta katmanda bulunan dendritler de eş zamanlı olarak kırılmaktadır. Ancak optimum seviyenin üzerindeki açılarda soğutucuya temas eden bölgede oluşan alt katman yeteri kalınlığa ulaşamamakta ve ortaya çıkan mikroyapının kabalaştığı görülmektedir. Bu nedenle eğimli soğutucu ile dökümde ortaya çıkan mikroyapıya etkiyen diğer tüm parametrelerde olduğu gibi soğutucu açısının da optimizasyonu elzem hale gelmektedir. Das vd.'nin [81] A356 alaşımı ile gerçekleştirdikleri çalışmada, 650 °C döküm sıcaklığında, paslanmaz çelikten üretilmiş yağ soğutmalı bir soğutucu plaka kullanarak, iki farklı döküm açısının ortaya çıkan mikroyapısal

özellikler üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 3.5'te verilmiş olup; artan döküm açısıyla birlikte ortalama tane boyutunun yaklaşık 44 μm'den 38 μm'ye düştüğü, küresellik indeksinin ise yaklaşık 0,63'ten 0,75'e yükseldiği belirtilmiştir.



Şekil 3.5 İki farklı döküm açısının A356 alaşımının eğimli soğutucu ile dökümü sonrasında ortaya çıkan mikroyapılar üzerindeki etkisi [81]

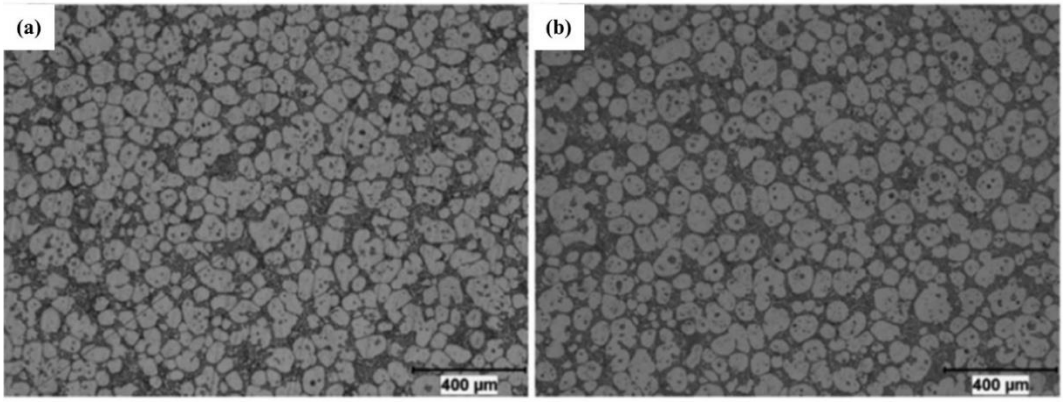
3.2.4 Soğutucu Uzunluğu

Eğimli soğutucu ile dökümde kullanılan soğutucunun uzunluğu da ortaya çıkan mikroyapıya etkiyen bir başka temel parametredir. Artan soğutucu uzunluğuyla birlikte daha etkin soğutma sağlanabilmekte ve kesme kuvvetlerinin etkidiği süre uzamaktadır. Birol'un [66] yaptığı çalışmanın sonuçlarına göre, soğutucu uzunluğu mevcut üst ısının uzaklaşmasına yetecek ve çekirdeklenmenin soğutucu üzerinde yeteri yoğunlukta başlamasına izin verecek uzunlukta olmalıdır. Bu doğrultuda artan döküm sıcaklıkları için soğutucu uzunluğunun artması gerektiği belirtilmektedir. Motegi vd. [82] ise yaptıkları çalışmada gereğinden uzun soğutucu kullanımında soğutucu üzerinde oluşan kabuk miktarının üretilen hammaddenin özelliklerini olumsuz etkilediğini belirtmişlerdir. Aynı çalışmada, optimum altı seviyede soğutucu uzunluğunda ise soğutucu üzerinde yeteri çekirdeklenmenin sağlanamadığı bildirilmiştir.

3.2.5 Dinamik Etkiler

Eğimli soğutucu ile dökümdeki temel parametrelerin yanı sıra kalıba uygulanan birtakım dinamik etkilerin de mikroyapıda meydana getirdiği değişimler literatürde incelenmiştir. Legoretta vd. [69] kalıba uygulanan titreşimin çekirdeklenmeyi uyardığını ve neticede ortalama tane boyutunun inceldiğini belirtmişlerdir. Aynı çalışmada kalıba uygulanan dönme hareketinin etkileri de incelenmiş olup, kalıbın döküm ve katılaşma sırasında ekseni etrafında 200 dev/dk'da döndürülmesi

sonucunda elde edilen mikroyapının daha ince olmasa da daha küresel olduğu tespit edilmiştir. Yine benzer şekilde Gençalp vd. [83], A380 alaşımı kullanarak eğimli soğutucu ile dökümde uygulanan titreşimin etkilerini araştırdıkları çalışma sonucunda, titreşim varlığında elde edilen mikroyapının daha küresel morfolojide olduğu sonucuna varmışlardır. Statik biçimde ve titreşim altında gerçekleştirilen dökümler neticesinde elde edilen hammaddelerin, 567 °C'de 5 dk boyunca yeniden ısıtılması sonucu elde edilen mikroyapılar Şekil 3.6'da verilmiştir. Eğimli soğutucuyla döküme eşlik eden titreşim sayesinde yeniden ısıtma sonrası elde edilen küresellik indeksi 0,85'ten 0,89'a yükselmiştir.



Şekil 3.6 A380 alaşımına ait 630 °C'de eğimli soğutucu ile döküm ve 567 °C – 5 dk yeniden ısıtma sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri; (a) statik döküm, (b) titreşim eşliğinde döküm [83]

Buraya kadar bahsedilen bilgiler ışığında, eğimli soğutucu ile döküm prosesi her ne kadar pratik ve sürdürülebilir gözükse de sürece dair optimize edilmesi gereken birçok kritik parametrenin varlığı da açık bir şekilde ortadadır. Bu bağlamda literatürde yer alan ve bu noktaya kadar değinilmemiş çalışmalarda kullanılan parametreler ve ulaşılan temel bulgular Tablo 3.1'de verilmiştir.

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63]

Alaşım	**Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi**	**Döküm sıcaklığı (°C)**	**Döküm açısı (°)**	**Soğutucu uzunluğu (mm)**	**Genel bulgular**	**Yazar**
Al alaşımları	Bakır / Belirtilmemiş	700	Belirtilmemiş	Belirtilmemiş	Prosesi tanımlayan ilk patent. Proses sayesinde dendrit kollarının kırılıp küresel mikroyapının eldesi tariflenmiştir.	Crosti vd. [84]
Al-%25Mg_2Si	Bakır / Dökme demir	880	45	400	Eğimli soğutucuya titreşim uygulanması neticesinde, üretilen in-situ Al-Mg_2Si kompozit parçaların porozite miktarı artmış olsa da mikroyapıdaki incelmeden ötürü mekanik özelliklerin iyileştiği belirtilmiştir.	Saffari ve Akhlaghi [85]
Al-Si-Cu/Mg_2Si	Alüminyum / Çelik	680 – 700	Belirtilmemiş	Belirtilmemiş	In-situ Al-Mg_2Si kompozitleri başarıyla üretilip yarı-katı davranışları incelenmiştir. Değişen yeniden ısıtma süresine bağlı olarak; tane boyutu 50-150 µm, şekil faktörü ise 0,51-0,69 arasında değişmiştir.	Qin vd. [86]
Al-6Si-2Mg	Bakır / Bakır	610 - 700	Belirtilmemiş	200 - 640	Geliştirilen titreşimli sistem ve getirdiği dalgalı akış sayesinde daha etkin bir çekirdeklenme sağlanmıştır.	Guan vd. [87]

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] (devamı)

Alaşım	Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi	Döküm sıcaklığı (°C)	Döküm açısı (°)	Soğutucu uzunluğu (mm)	Genel bulgular	Yazar
Al7075	Bakır / Karbon çeliği	655	30, 45, 50, 55, 60	300	Kalıba uygulanan titreşimin ortalama tane boyutunu düşürdüğü tespit edilmiştir.	Movahedi vd. [88]
Al-6Si-3Cu-(xMg)	Paslanmaz çelik / Karbon çeliği	630	60	400	Artan Mg içeriğine bağlı olarak ortaya çıkan mikroyapısal dönüşümler ortaya konmuş, %2 Mg içeren alaşım tikso-şekillendirme sonrası en yüksek dayanıma sahip olsa da yüzde uzama değerinin düştüğü tespit edilmiştir.	Alhawari vd.[89]
A319	Paslanmaz çelik / Belirtilmemiş	630	60	400	Eğimli soğutucu ile dökümde soğutucu üzerinde kalan kabuğun mikroyapısı farklı bölgelerde incelenmiş ve soğutucunun çıkışına doğru morfolojinin eş-eksenliye döndüğü tespit edilmiştir.	Aziz vd. [90]
A356	Çelik kanal / Seramik	630	-	-	Soğuma hızına bağlı olarak ortaya çıkan mikroyapı nümerik ve deneysel olarak incelenmiş, soğutucu kanal kullanımıyla tane boyutu ve şekil faktörü değerlerinde kayda değer iyileşme sağlanmıştır.	Bünck vd. [91]

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] (devamı)

Alaşım	Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi	Döküm sıcaklığı (°C)	Döküm açısı (°)	Soğutucu uzunluğu (mm)	Genel bulgular	Yazar
A380	Çelik / Çelik	615, 630, 650	30, 60	350	565 °C'de 5 dk boyunca yapılan yeniden ısıtma işlemi sonrasında 615 °C döküm sıcaklığı ve 60° döküm açısı ile üretilen numunelerde 0,88 şekil faktörü ile 47,3 µm ortalama tane boyutu ölçülmüştür.	Saklakoğlu vd. [92]
A356	Karbon çeliği / Karbon çeliği	650	45, 60	Belirtilmemiş	60° döküm açısıyla reo-dökümle üretilen numunelerin hem konvansiyonel döküm hem de 45° döküm açısı ile üretilmiş numunelere göre daha yüksek aşınma direnci gösterdiği tespit edilmiştir.	Das vd. [93]
Al-6Si-3Cu	Belirtilmemiş / Kokil	620, 630, 640	Belirtilmemiş	300, 400, 500	Tikso-şekillendirilmiş numunelerde 104 HV sertlik, 241 MPa çekme dayanımı, 176 MPa akma dayanımı ve %3,2 uzama değerlerine ulaşılmıştır.	Salleh vd. [94]
A356	Karbon çeliği / Belirtilmemiş	620	15, 30, 45, 60	30, 50, 100, 200, 300	Çeşitli parametrelerin, metalin döküm sırasındaki termal davranışı üzerindeki etkileri incelenmiştir. Döküm açısının etkisi kritik bulunmuştur.	Haga vd. [95]

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] (devamı)

Alaşım	Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi	Döküm sıcaklığı (°C)	Döküm açısı (°)	Soğutucu uzunluğu (mm)	Genel bulgular	Yazar
Al-9Si-2Cu	Karbon çeliği / bakır	670	30	1000	Soğutucu üzerindeki kaplamanın oluşan kabuk ve α-Al morfolojisi üzerindeki etkileri incelenmiştir. Uygun kaplama biçiminin hem oluşan kabuk miktarını azaltabileceği hem de tane yapısını inceltebileceği tespit edilmiştir.	Wang vd. [96]
ZAl9SiMg	Bakır / Belirtilmemiş	600	60	600	Soğutucuya uygulanan titreşimin ısı transferini artırarak daha hızlı soğuma sağlaması sebebiyle tane morfolojisini incelttiği tespit edilmiştir.	Liu vd. [97]
Al-8Si-3Cu-Fe	Karbon çeliği / AISI 4340	615, 630, 650	60	500	Eğimli soğutucu ile döküm uygulamasında ideal akış ve sıcaklık gradyanı için sisteme uygulanan titreşimin düşük frekanslı olması gerektiği savunulmaktadır.	Gençalp vd. [98]
A356	Bakır / Kokil	625, 650, 680	50	700	Döküm ve kalıp sıcaklığının üretilen hammaddenin mikroyapısını etkilediği tespit edilmiş olup, 625 °C döküm sıcaklığı ve 200 °C kalıp sıcaklığının optimum kondisyon olduğu belirtilmiştir.	Nourouzi vd. [99]

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] (devamı)

Alaşım	Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi	Döküm sıcaklığı (°C)	Döküm açısı (°)	Soğutucu uzunluğu (mm)	Genel bulgular	Yazar
A356	Paslanmaz çelik / Karbon çeliği	650	45, 60	500	Tane inceltici ilavesinin mekanik özellikleri iyileştirdiği tespit edilmiştir. 60° ideal döküm açısı olarak tavsiye edilmiştir.	Das vd. [100]
A380	Paslanmaz çelik / Karbon çeliği	630	60	500	Tane inceltici ilavesinin α-Al tanelerinin küreselliğini de artırdığı bildirilmiştir.	Das vd. [101]
Al6061	Karbon çeliği / Belirtilmemiş	660, 670, 680	40, 50, 60	50, 175, 300	Gerçekleştirilen deneysel tasarım ve varyant analizi ile optimum proses koşulları belirlenmeye çalışılmıştır. İdeal proses koşulları; 10,03 °C üst ısı, $1,2x10^{-4}$ m^2/sn döküm hızı, 50 mm soğutucu uzunluğu ve 40° döküm açısı olarak belirlenmiştir.	Hajihashemi vd. [102]
Al-%25wt. Mg_2Si	Çelik / Çelik	650, 680, 700	60	400	575 °C'de gerçekleştirilen yeniden ısıtma işlemi sonrasında ortalama 64,2 µm α-Al tane boyutu ve küresel morfolojide birincil Mg_2Si partikülleri elde edilmiştir.	Shabestari vd. [103]

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] (devamı)

Alaşım	Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi	Döküm sıcaklığı (°C)	Döküm açısı (°)	Soğutucu uzunluğu (mm)	Genel bulgular	Yazar
A319	Krom kaplı çelik / Çelik	600, 620, 640	60	500	Artan döküm sıcaklığıyla beraber şekil faktöründeki artışa rağmen tane boyutunun kabalaştığı tespit edilmiştir. Eğimli soğutucuya tatbik edilen su soğutma ise tane boyutunu inceltirken şekil faktörünü ve porozite miktarını düşürmektedir.	El-Mahallawi vd. [104]
A319	Paslanmaz çelik / Belirtilmemiş	630 - 640	60	200, 400	Düşük döküm sıcaklığı ve yüksek soğutucu uzunluğunun mikroyapısal özellikler açısından tercih edilebilir olduğu belirtilmiştir.	Salleh vd. [105]
A356	Bakır, Çelik	615, 625, 650, 680	30, 40, 50, 60	300, 400, 500, 600, 700	Kontrollü atmosfer uygulamasının, mikroyapısal özellikler üzerinde bir etkisi olmasa da empürite ve porozite miktarını azalttığı için mekanik özellikleri iyileştirdiği bildirilmiştir.	Kolahdooz vd. [106]
A356-5TiB_2	Karbon çeliği, Karbon çeliği	630, 640, 650	30, 45, 60	200, 300, 400	Gerçekleştirilen Taguchi optimizasyonuna göre en uygun koşullar; 640 °C, 60° ve 300 mm olarak belirlenmiştir.	Deepak kumar vd. [107]

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] (devamı)

Alaşım	Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi	Döküm sıcaklığı (°C)	Döküm açısı (°)	Soğutucu uzunluğu (mm)	Genel bulgular	Yazar
Al/Mg_2Si	Belirtilmemiş / Karbon çeliği	650, 655, 660	60	500	Soğutucu üzerinde farklı bölgelerde yapılan incelemeler sonucunda soğutucunun çıkışına doğru mikroyapısal özelliklerin ve sertliğin daha ince partikül morfolojisi sebebiyle iyileştiği belirtilmiştir.	Kumar vd. [108]
Al-6Si-xCu-0.3Mg	Belirtilmemiş / Paslanmaz çelik	630	60	400	Artan Cu miktarına bağlı olarak α-Al tane boyutu değişmemiş, sertlik ve çekme dayanımı artmış ve yüzde uzama değeri ise azalmıştır.	Salleh ve Omar [109]
A356	Paslanmaz çelik / -	625	60	200, 250, 300	Farklı soğutucu uzunluğu ve ısı transferi katsayılarıyla gerçekleştirilen çalışmalar sonucunda, en ince ve en küresel mikroyapı için optimum koşullar; 250 mm ve 2000 W/m^2K olarak belirlenmiştir.	Kund [110]
A319	Paslanmaz çelik / Belirtilmemiş	620, 630, 640	60	300, 400, 500	Optimum şartlar; 630 °C, 400 mm ve 60° olarak belirlenmiştir. Tikso-şekillendirmenin, konvansiyonel döküme kıyasla aşınma dayanımını artırdığı belirtilmiştir.	Alhawari vd. [111]

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] (devamı)

Alaşım	Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi	Döküm sıcaklığı (°C)	Döküm açısı (°)	Soğutucu uzunluğu (mm)	Genel bulgular	Yazar
A356	Paslanmaz çelik / Karbon çeliği	800	15, 30, 45, 60, 75	800	60°'lik döküm açısı ile en iyi mikroyapısal ve mekanik özelliklerin sağlandığı bildirilmiştir.	Mehmood vd. [112]
A380	Karbon çeliği / Karbon çeliği	630	60	500	Modifikatör ve tane inceltici ilavesiyle daha ince ve daha küresel bir mikroyapı eldesi sağlanmış ve yapıda birincil Si kristallerinin oluşumu da gözlenmiştir.	Das vd. [113]
A319	Paslanmaz çelik / Kokil	630	60	400	Mg içeriği arttıkça çekme ve akma dayanımının arttığı ancak % uzamanın düştüğü, artan Mg içeriğinin ötektik Si'yi incelttiği ve T6 işleminin tikso-şekillendirilmiş numunelerde sünekliği artırabileceği bildirilmiştir.	Salleh vd. [114]
A383	Paslanmaz çelik / Bakır	580, 585, 590	30, 45, 60	400, 500, 600	Reo-döküm prosesinde gerçekleştirilen varyant analizi sonucunda optimum kondisyon; 585 °C, 45° ve 500 mm olarak belirlenmiştir. Bu koşullarda gerçekleştirilen üretim neticesinde; 0,87 şekil faktörü ve 49,3 µm ortalama tane boyutu elde edilmiştir.	Gautam vd. [73]

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] (devamı)

Alaşım	Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi	Döküm sıcaklığı (°C)	Döküm açısı (°)	Soğutucu uzunluğu (mm)	Genel bulgular	Yazar
A319-xMg_2Si	Karbon çeliği / Karbon çeliği	650	30	400	Eğimli soğutucu ile döküm hem α-Al hem de Mg_2Si partikül boyutunu inceltmiştir. Bu duruma paralel olarak mekanik özelliklerde de iyileşme görülmüştür.	Yadav ve Chakrabarty [115]
A356-Mg_2Si-TiB_2	Belirtilmemiş / Karbon çeliği	700	45	500	Eğimli soğutucu ile in-situ hibrit kompozit üretimi gerçekleştirilmiştir. Karıştırma döküme kıyasla tane boyutunun inceldiği, porozite miktarının azaldığı ve mekanik özelliklerin iyileştiği bildirilmiştir.	Yadav vd. [116]
A356	Paslanmaz çelik / -	650	45, 60	500	Döküm açısı ve tane inceltici ilavesinin eğimli soğutucu ile döküm üzerindeki etkileri incelenmiştir. Tane incelmesindeki etkin mekanizmanın bu parametrelere bağlı olarak değişebileceği bildirilmiştir.	Das [117]
A383	Karbon çeliği / Çelik	560 - 600	15 - 60	400 - 700	Sertliğin çıktı olarak kullanıldığı deneysel tasarım sonucu optimum kondisyon; 596 °C, 27° ve 596,5 mm olarak modellenmiş ve model doğrulanmıştır.	Rao vd. [118]

Tablo 3.1 Eğimli soğutucu ile döküme dair literatüre genel bakış [63] (devamı)

Alaşım	Eğimli soğutucu malzemesi / Kalıp malzemesi	Döküm sıcaklığı (°C)	Döküm açısı (°)	Soğutucu uzunluğu (mm)	Genel bulgular	Yazar
Al-Zn-In	Belirtilmemiş / Belirtilmemiş	660, 680, 700	30, 45, 60	100, 300, 500	Gerçekleştirilen deneysel tasarım sonucu; döküm sıcaklığının tane boyutu ve korozyon hızını etkileyen en önemli parametre olduğu tespit edilirken, küreselliğin tüm parametrelerden etkilendiği tespit edilmiştir. Optimum kondisyon; 671,49 °C, 59,61° ve 500 mm olarak modellenmiştir.	Soltanpour vd. [119]
Al-7Si	Paslanmaz çelik / Belirtilmemiş	620	60	400	Eğimli soğutucu ile döküm, tikso-şekillendirme ve T6 süreçleri sonrasında ötektik Si fazının inceldiği ve bunun sonucunda ise hem sertlik hem de korozyon hızı değerlerinin iyileştiği bildirilmiştir.	Gebril vd. [120]
A356	Belirtilmemiş / Belirtilmemiş	652, 667, 687	45, 60	500	Soğutucu sıcaklığının da değişken olarak ele alındığı çalışmada, 652 °C döküm sıcaklığı, 60° soğutucu açısı ve 60 °C soğutucu sıcaklığında 39 µm ortalama tane boyutu ile 0,86 şekil faktörü elde edilmiştir.	Das [121]

4
YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME PROSESLERİ

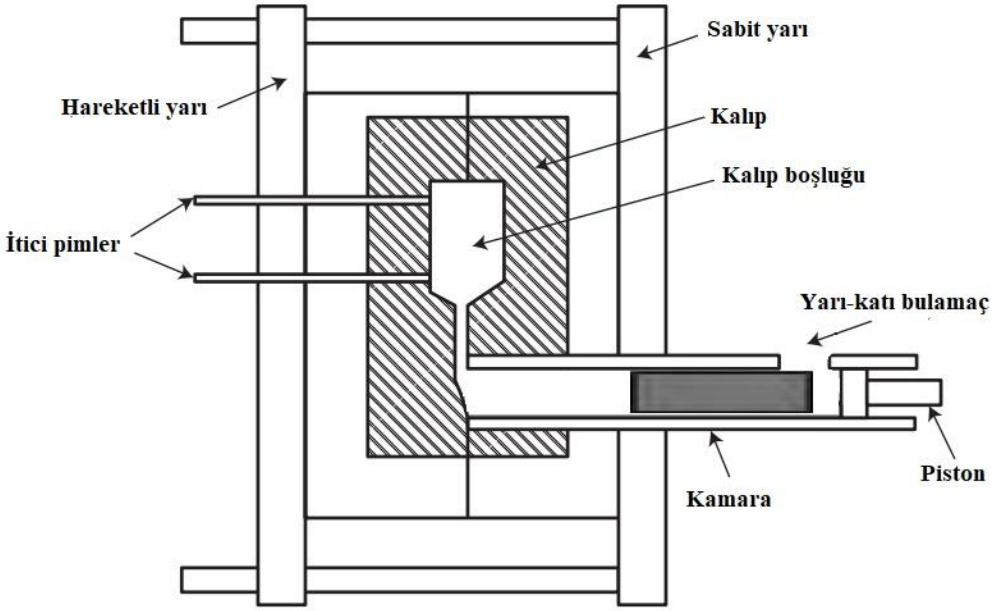
Bu noktaya kadar bahsedilen tekniklerin bir kısmında, üretilen hammadde daha sonrasında gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından nihai forma şekillendirilirken bir kısmında ise yarı-mamul üretimi olmadan direk son şekle sahip ürünün elde edildiği görülmektedir. Farklı işlem adımlarına sahip olsalar da hem tikso-şekillendirme hem de reo-şekillendirme süreçlerinde, istenen katı/sıvı oranına sahip hammaddenin eldesinden sonraki şekillendirme süreçleri benzer biçimde gerçekleştirilmektedir [14].

4.1 Döküm

İnce kesitlere sahip karmaşık parçaları son şekle yakın bir biçimde oldukça hızlı bir şekilde üretmek için geliştirilmiş olan yüksek basınçlı döküm yöntemi, yarı-katı şekillendirme proseslerinde de dökümle şekillendirme için tercih edilen yöntem olmuştur. Çevrim süresi oldukça kısa olan bu teknik sayesinde küçük parçaları saniyeler içerisinde, büyük parçaları ise bir dakikadan daha kısa bir süre içerisinde şekillendirmek mümkündür. İhtiyaç duyulan yüksek soğuma hızı nedeniyle yüksek basınçlı döküm kalıplarında herhangi bir refrakter kaplama uygulaması görülmezken dökülen metalin kalıba yapışmaması için her dolum sonrası kalıba yağlayıcı püskürtülmektedir. Yüksek basınçlı döküm neticesinde elde edilen ürünün yüzey özellikleri ve boyutsal hassasiyeti oldukça iyi olduğu için bitirme işlemlerine duyulan ihtiyaç en aza inmektedir. Proses görece düşük ergime sıcaklığına sahip; alüminyum, magnezyum, çinko ve kurşun gibi metallerin alaşımlarını dökmek için yaygın olarak kullanılmakta olup “sıcak kamaralı” ve “soğuk kamaralı” olmak üzere iki farklı biçimde gerçekleştirilebilmektedir [14], [122].

Yarı-katı uygulamalarda konvansiyonel dökümden farklı olarak kamara içerisine sıvı metal yerine yarı-katı bulamaç beslenmektedir. Bu nedenle yarı-katı döküm proseslerinde tercih edilen sistem soğuk kamaralı yüksek basınçlı döküm olmaktadır. Şematik gösterimi Şekil 4.1’de verilen süreçte, küresel mikroyapıya sahip yarı-katı hammadde kamaraya beslendikten sonra pistonun hareketi

vasıtasıyla kalıp boşluğunu doldurmaya zorlanmakta ve oldukça hızlı bir şekilde tamamlanan katılaşmayı takiben hareketli kalıp yarısının ayrılmasının ardından şekillendirilmiş parça hareketli kalıp yarısı üzerinde bulunan itici pimler vasıtasıyla çıkarılmaktadır [122]. Bu şekillendirme tekniği, tikso ve reo-döküm uygulamalarıyla, V-Forge [123] ve SAG [124] tarafından ticari olarak da kullanılmaktadır.



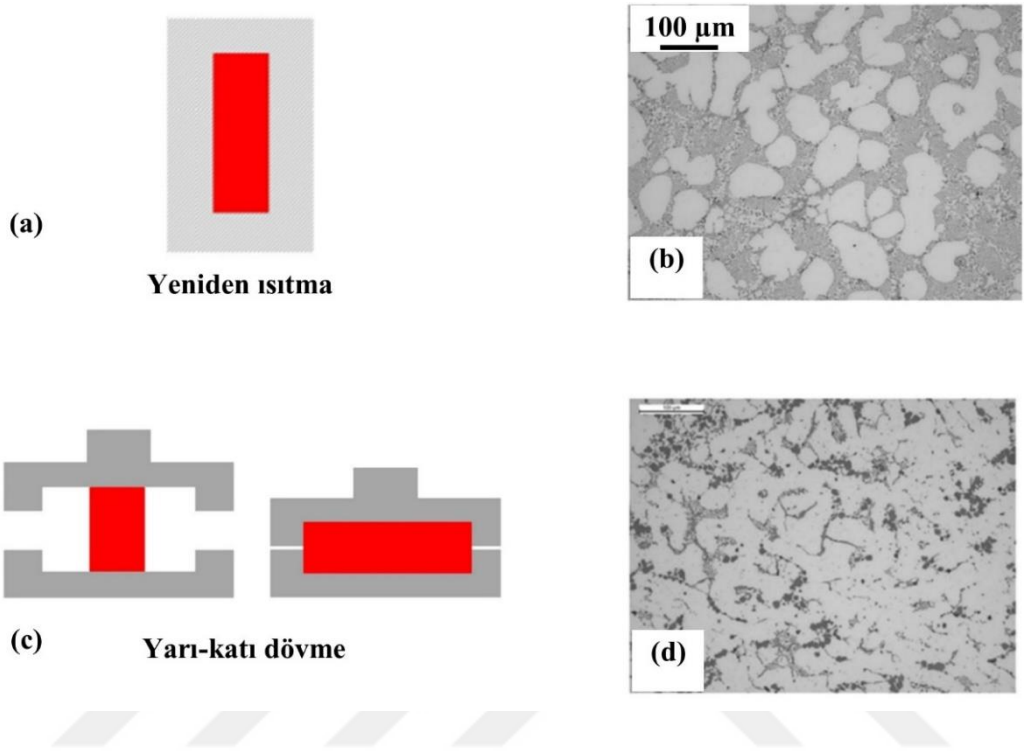
Şekil 4.1 Yarı-katı döküm prosesinin şematik gösterimi [14], [122]

Yarı-katı döküm uygulamalarına en uygun teknik yüksek basınçlı döküm olsa da güncel literatürde GISS prosesi sonrası elde edilen düşük katı oranına sahip yarı-katı bulamacın kum kalıba dökümle dahi şekillendirilebileceğini gösterir çalışmalar da mevcuttur [125].

4.2 Dövme

Yarı-katı dövme işlemi vasıtasıyla yarı-katı dökümden farklı olarak, yüksek ergime sıcaklığına sahip demir ve titanyum esaslı alaşımlar da yarı-katı sıcaklık aralığında şekillendirilebilmektedir. Konvansiyonel dövme preslerinin kullanıldığı yarı-katı dövme işleminde şekillendirilecek olan yarı-katı hammaddenin sahip olması gereken katı oranı yarı-katı döküme kıyasla yüksek olsa da işlem için gereken basınç konvansiyonel dövmeye kıyasla oldukça düşük olmaktadır [126]. Prosese ait basit şematik gösterim ve Torres vd.'nin [127] A332 alaşımı kullanarak 5 kN'luk

kuvvet ile yüksek katı oranında gerçekleştirdikleri tikso-dövme işlemi ardından ortaya çıkan mikroyapı Şekil 4.2'de verilmiştir. Yüksek katı oranında gerçekleştirilen yarı-katı şekillendirme işlemi sonrasında prosesin kendine has bir deformasyon tekstürü yarattığı gözlenebilmektedir.



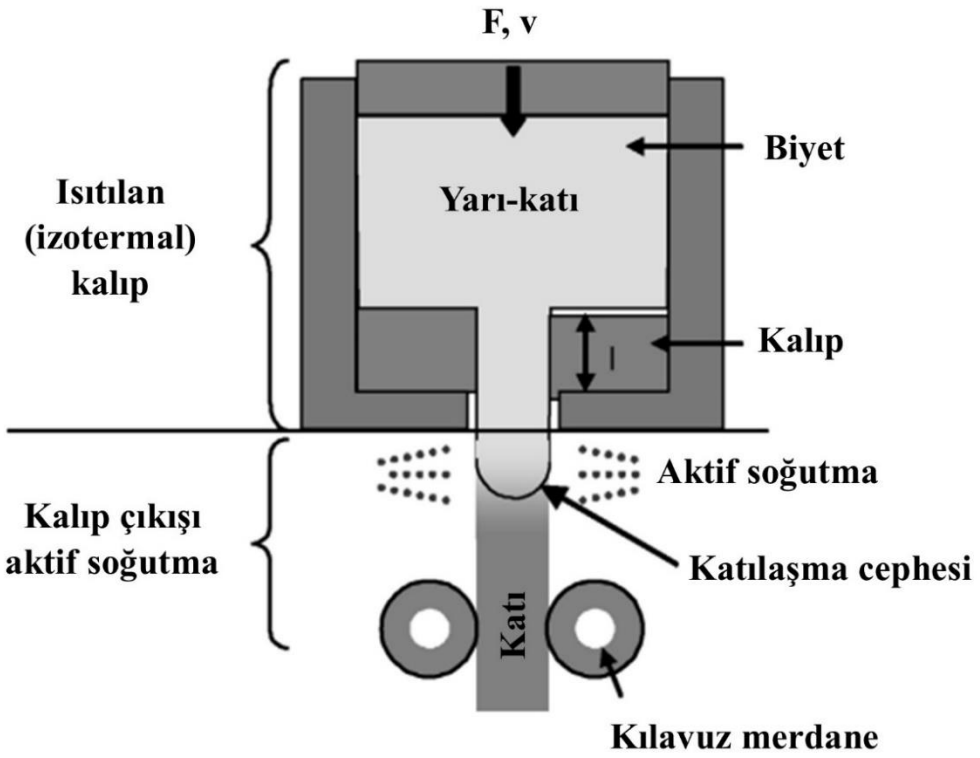
Şekil 4.2 (a) Temsili yeniden ısıtma süreci, (b) yarı-katı hammaddenin mikroyapısı, (c) yarı-katı dövme işleminin şematik gösterimi, (d) yarı-katı dövme sonucu ortaya çıkan mikroyapı [127]

4.3 Ekstrüzyon

Yarı-katı ekstrüzyon işlemi de diğer yarı-katı şekillendirme yöntemlerinde olduğu gibi geleneksel versiyonundan esinlenilerek geliştirilmiştir. İşlem elde edilen yarı-katı hammaddenin standart ekstrüzyon presleriyle şekillendirilmesiyle gerçekleşmektedir. Süreç hem reo ve hem de tikso rotalara uygun olmakla birlikte ergime sıcaklığı görece yüksek alaşımlar için tikso-ekstrüzyon, düşük olan alaşımlar için ise reo-ekstrüzyon süreçleri tavsiye edilmektedir [14].

Yarı-katı ekstrüzyon süreçleri, şekillendirmede kullanılan takımın (kovan ve kalıp) ısıtılıp ısıtılmamasına bağlı olarak izotermal ve izotermal olmayan biçimde gerçekleştirilebilmektedir. Ekstrüzyon prosesi diğer şekillendirme yöntemlerine kıyasla daha fazla zamana ihtiyaç duymaktadır. Yarı-katı hammaddenin katılaşmaya kovan içerisinde başlamasının istenmediği durumlarda,

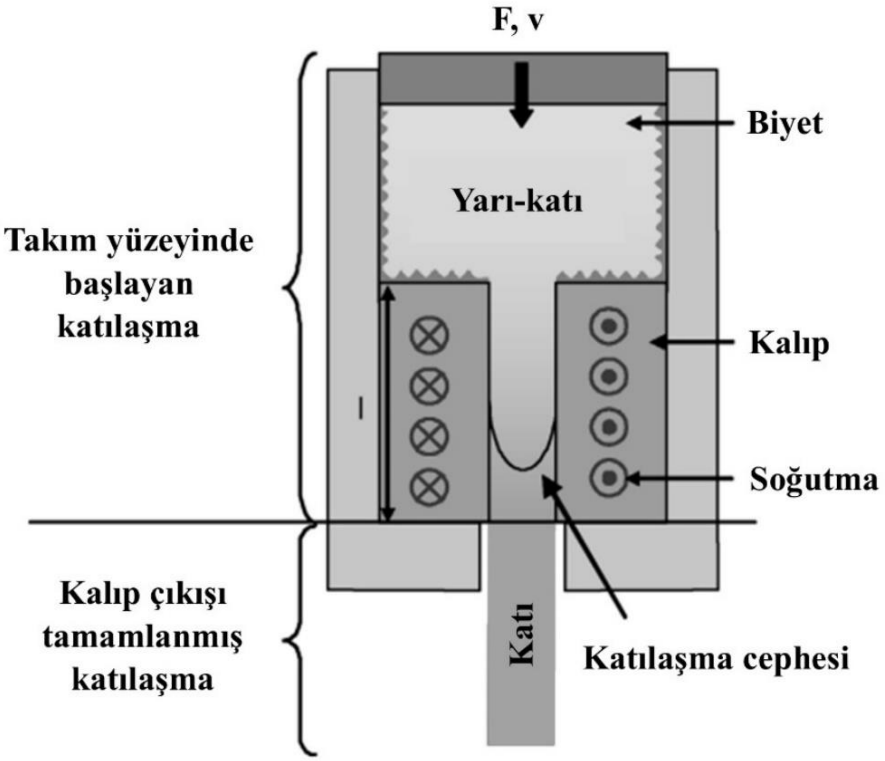
şekillendirmede kullanılan takım da şekillendirilecek metalin sıcaklığına ısıtılabilmektedir. Bu süreç; izotermal kalıp konsepti olarak adlandırılırken, sistemin tasarımı ve kurulumu bir miktar karmaşık hale gelmektedir. Bu sistemde katılaşma ekstrüzyon kalıbının çıkışında tamamlanacağı için ekstrüderden çıkan metalin aktif olarak soğutulması ve bu metalin ağırlığını taşıyacak bir mekanizmanın var olması gerekmektedir. Bu nedenle izotermal kalıp kurulumunda soğutucu sistemin ve kılavuz merdanelerin ekstrüzyon presiyle koordine bir şekilde çalışacak biçimde tasarlanması gerekmektedir [17]. İzotermal kalıp sistemine ait şematik gösterim Şekil 4.3'te verilmiştir.



Şekil 4.3 Yarı-katı ekstrüzyonda izotermal takım yaklaşımına ait şematik gösterim [17]

Alternatif yaklaşımda ise ekstrüzyon takımı aktif ısıtmaya tabi tutulmadan şekillendirme gerçekleştirilmektedir. İzotermal olmayan bu yaklaşımda ekstrüzyon kanalı ve yüzeyinde kabuk oluşumu gerçekleşmekte ve yarı-katı biyetin iç kısmı ekstrüde edilebilmektedir. Bu yaklaşım özelinde, yüzeye temas eden kısımdaki oksitlerin ekstrüzyon prosesine katılmıyor oluşu avantaj olarak sayılmaktayken, şekillendirme daha yüksek kuvvet eşliğinde gerçekleştirilebilmekte ve yeteri soğumanın sağlanabilmesi için kalıp boyunun yeteri uzunlukta seçilmesi

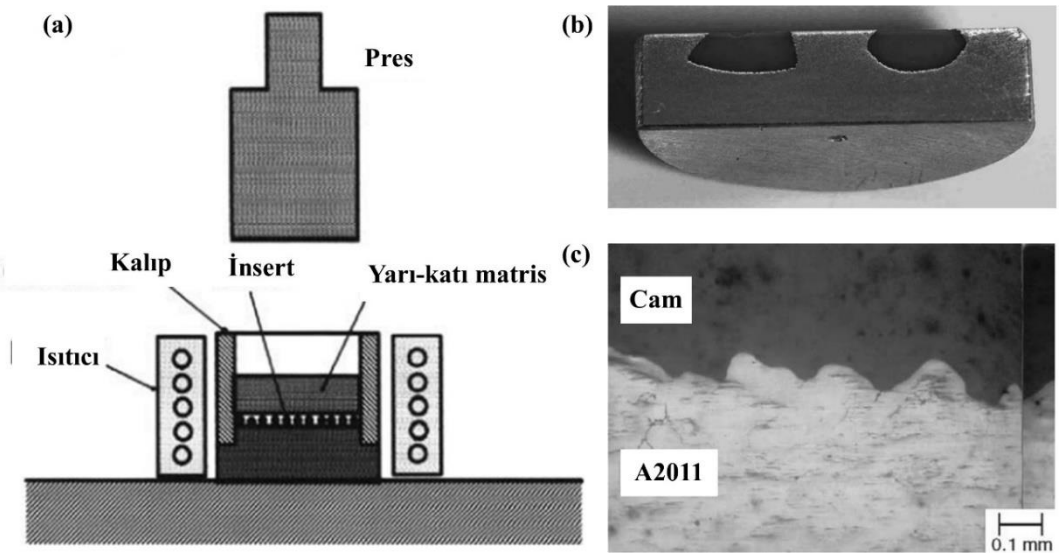
gerekmektedir [17]. İzotermal olmayan yaklaşıma dair şematik gösterim Şekil 4.4'te verilmiştir.



Şekil 4.4 Yarı-katı ekstrüzyonda izotermal olmayan takım yaklaşımına ait şematik gösterim [17]

4.4 Tikso-birleştirme

Tikso-birleştirme prosesi; aynı veya farklı iki materyalin, bir kalıp içerisinde ve en az birisi yarı-katı sıcaklık aralığında olacak biçimde, uygulanan kuvvet etkisiyle bir araya getirilmesiyle gerçekleştirilmektedir. Proses aynı zamanda yarı-katı matris içerisine çeşitli insertlerin yerleştirilebilmesine de olanak tanımakta ve büyük kesitlerde dahi tek adımda gerçekleştirilebilmektedir. Prosese dair şematik gösterim ve Kiuchi vd.'nin A2011 alaşımı içerisine tikso-birleştirme yoluyla yerleştirdikleri seramik esaslı insertlere ait makro ve mikro kesit görüntüleri Şekil 4.5'te verilmiştir [14], [128].

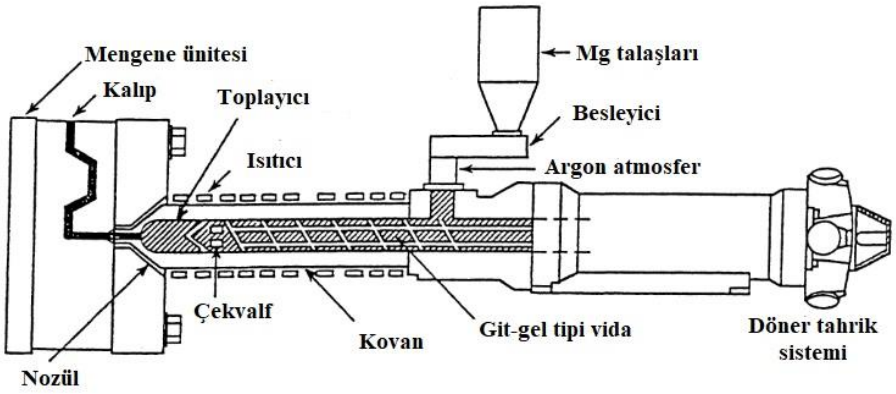


Şekil 4.5 Tikso-birleştirme; (a) prosese ait şematik gösterim, (b) A2011 alaşımı içerisine yerleştirilmiş cam insertler, (c) oluşan arayüzeye ait mikroskobik görüntü [128]

4.5 Tikso-kalıplama ve Reo-kalıplama

Bir plastik enjeksiyon türevi olan tikso-kalıplama tekniği, 1990'larda Dow Chemical Company tarafından geliştirilip takip eden yıllarda ise Thixomat Inc. (güncel adı nanoMAG) tarafından ticarileştirilmiştir. Tek bir işlem basamağında gerçekleştirilebilen tikso-kalıplama tekniği ile talaş formundaki Mg esaslı alaşımlar, düşük katı oranlarında (%5-10), son şekle yakın ürüne dönüştürülebilmektedir. Şematik gösterimi Şekil 4.6'da verilen teknikte, 3-5 mm boyutundaki Mg esaslı talaşlar koruyucu atmosfer altında bir besleyici vasıtasıyla enjeksiyon cihazının kovanına beslenmektedir. Beslenen talaşlar daha sonrasında dönel ve eksenel hareket gerçekleştirebilen bir vida vasıtasıyla ısıtma bölgesine taşınmakta ve istenen katı/sıvı oranına ulaşıldığında ise aynı vida tarafından yüksek basınçla kalıp boşluğuna itilmektedir. Süreç sırasında metalin kalıba doğru tek yönlü akışı için yarı-katı metal önce bir çekvalften geçtikten sonra kalıp boşluğuna hareketlenmektedir. Tek adımda gerçekleşen bu proses katı-faz işlemi olarak nitelendirilebileceği için süreç sırasında herhangi bir ergitme ünitesine ihtiyaç duyulmamaktadır. Bu nedenle yüksek verimlilikte ve düşük enerji sarfiyatıyla talaş formundaki hammaddelerden son şekle yakın ürün elde edilebilmektedir. Çalışılan alaşımların Mg esaslı olduğu da düşünüldüğünde, kısmi ergime ile şekillendirme aynı zamanda daha güvenli bir çalışma ortamı da sunmaktadır. Günümüzde bu teknik ile 10'dan fazla ülkede 250'den fazla kurulu sistemle, başlıca olarak

elektronik endüstrisine parça üretimi gerçekleştirilmektedir. Tekniğin yalnızca Mg esaslı alaşımlar ve %10'a kadar katı oranıyla ince kesitli parça üretimi için özelleşmiş olması ise tekniğe dair göze çarpan limitlerdir [7], [14].



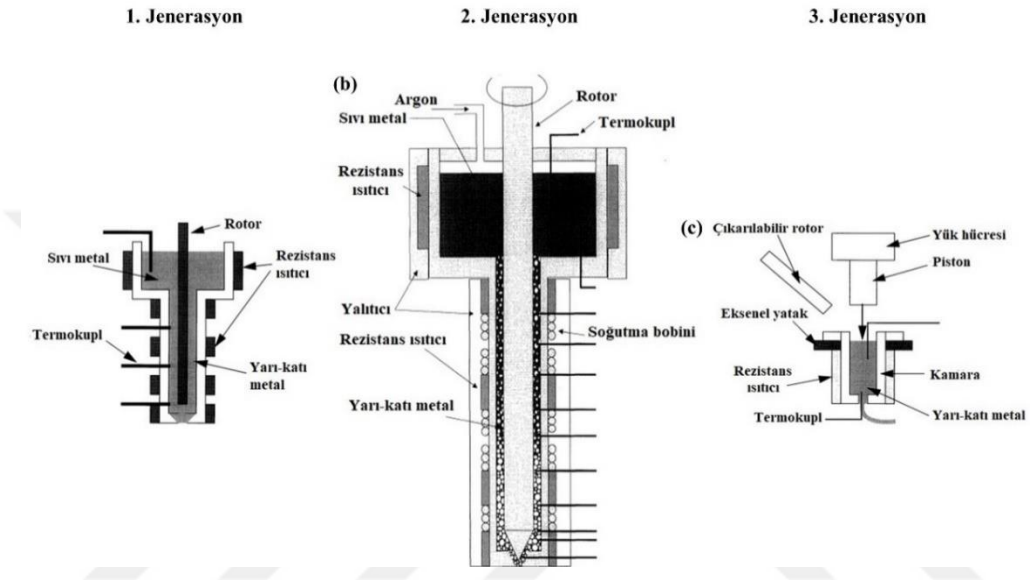
Şekil 4.6 Tikso-kalıplama prosesinin şematik gösterimi [129]

Benzer prensipler üzerinde geliştirilmiş reo-kalıplama sistemlerinde ise temel fark, hammadde olarak sisteme talaş yerine sıvı metal beslenmesidir. Tek vidalı veya ikiz vidalı kurulumlarla uygulanabilen reo-kalıplama tekniğinde şekillendirme, türbülanslı akış ve vidanın karıştırıcı etkisiyle kovan boyunca kısmi olarak katılaşan hammaddenin kalıp boşluğuna sevkiyle gerçekleştirilmektedir. Mg esaslı alaşımlar dışında da çalışma imkanı sunan bu teknikle Sn-Pb ve Zn-Al-Cu alaşımlarının da yarı-katı şekillendirilebileceği görülmüştür [7], [130].

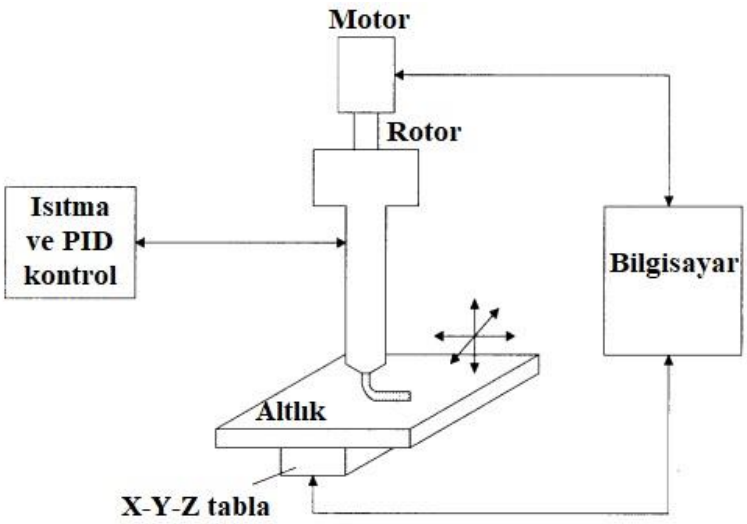
4.6 Yarı-katı Hızlı Prototipleme Teknolojisi

1990'larda MIT'de geliştirilmiş olan üç farklı jenerasyondaki sistemler vasıtasıyla, yarı-katı hammaddelerin şekillendirilmesinde hızlı prototipleme teknolojisinin kullanılabilirliği araştırılmıştır. Bu teknik çerçevesinde, ilk iki jenerasyonda, yarı-katı hammadde mekanik karıştırma etkisiyle hazırlandıktan sonra kovan içerisindeki hareketi boyunca soğumakta ve kovan çıkışındaki nozül vasıtasıyla hareketli bir altlık üzerinde, yarı-katı fazda biriktirilmektedir. Üçüncü jenerasyon sistemlerde ise karıştırmayı sağlamak için kullanılan rotor hareketli olup, hammadde hazırlama süreci tamamlandığında yerini pistona bırakmakta ve biriktirme işlemi basınçlı döküm benzeri bir sistemle gerçekleştirilmektedir. Yarı-katı hızlı prototipleme teknolojisiyle gerçekleştirilen çalışmalarda Pb-15Sn alaşımı kullanılmış ve sonuç olarak teorik yoğunluğa yakın üretim yüksek biriktirme

hızlarıyla gerçekleştirilebilmiştir. Konvansiyonel döküm ürünlerine göre elde edilen mikroyapının oldukça küresel ve homojen olduğu tespit edilmiştir [131]. Teknik, laboratuvar ölçeğinde heyecanlandıran sonuçlar ortaya koymuş olsa da tekniğe dair herhangi bir ticari uygulamaya rastlanmamıştır [14]. Yarı-katı hızlı prototipleme teknolojisi için geliştirilmiş üç farklı jenerasyondaki sistem ve biriktirme sürecine ait şematik gösterim sırasıyla Şekil 4.7 ve Şekil 4.8'de verilmiştir.



Şekil 4.7 Geliştirilmiş yarı-katı hızlı prototipleme sistemlerinin şematik gösterimi; (a) 1. jenerasyon, (b) 2. jenerasyon, (c) 3. jenerasyon [131]



Şekil 4.8 Yarı-katı metal biriktirme sürecine ait şematik gösterim [131]

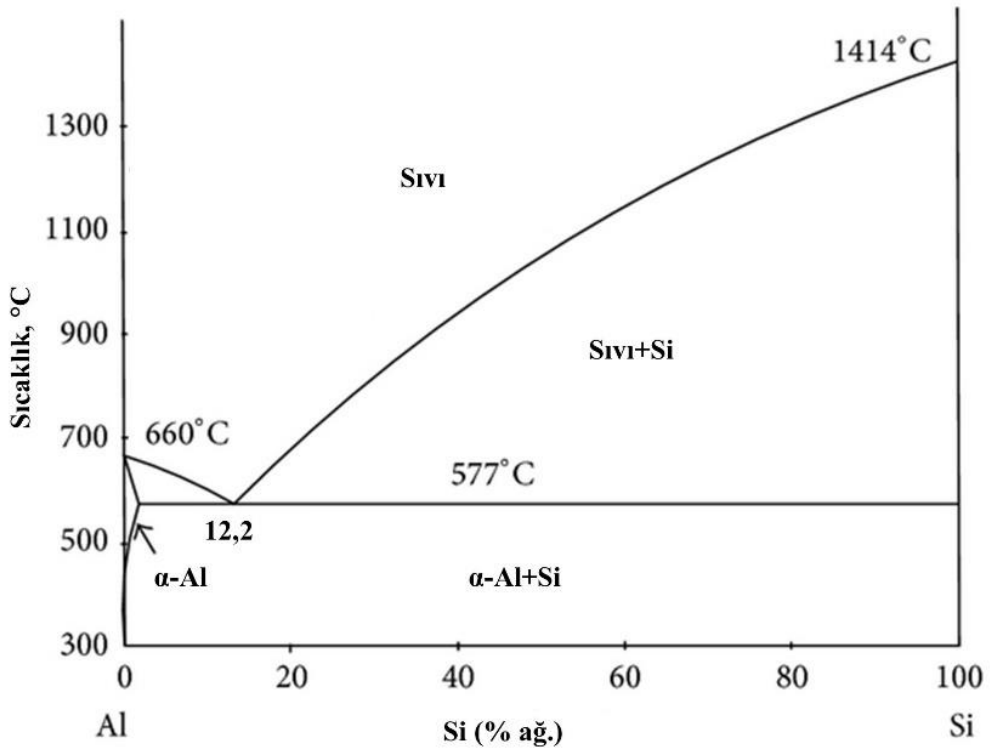
5
YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME İÇİN ALAŞIM SEÇİMİ

Endüstride kullanılan metalik malzemelerin çok büyük bir kısmı iki ya da daha fazla elementin karışım ya da katı çözelti formunda meydana getirdikleri alaşımlardan oluşmaktadır. Alaşım sistemlerinin tasarım ve tercih süreçlerinde servis sırasında maruz kalacakları koşullar göz önüne alınırken aynı zamanda uygulanacak olan şekillendirme prosesine bağlı olarak aynı alaşım sistemi için iki farklı kompozisyon aralığı da tercih edilebilmektedir. Genellikle bu aralıklardan bir tanesi deformasyonla şekillendirmeye uygun olurken diğeri ise döküm süreçleriyle son şekle sahip ürün üretimine uygun olarak tasarlanmaktadır. Somutlaştırmak gerekirse; Fe-C sisteminde genellikle sıcak şekillendirme ürünü olan karbon oranı görece düşük çelik alaşımları ve döküm ile şekillendirilen karbon oranı görece yüksek dökme demir alaşımları bu sınıflandırmaya örnek gösterilebilir. Benzer ayrım Al-Si sistemi için de ortaya konabilmektedir. Döküm ile şekillendirilen Al-Si alaşımları kompozisyon olarak yine ötektik bileşime (≈%12,5 Si) daha yakın iken deformasyonla şekillendirilen Al alaşımlarında ise Si oranının, α-Al'nin bünyesinde çözebileceği miktar olan %1.5'in altında olduğu görülmektedir. Bu yaklaşımın sebebi, alaşımların şekillendirme yöntemine özgün birtakım beklentileri karşılaması gerekliliğidir [132].

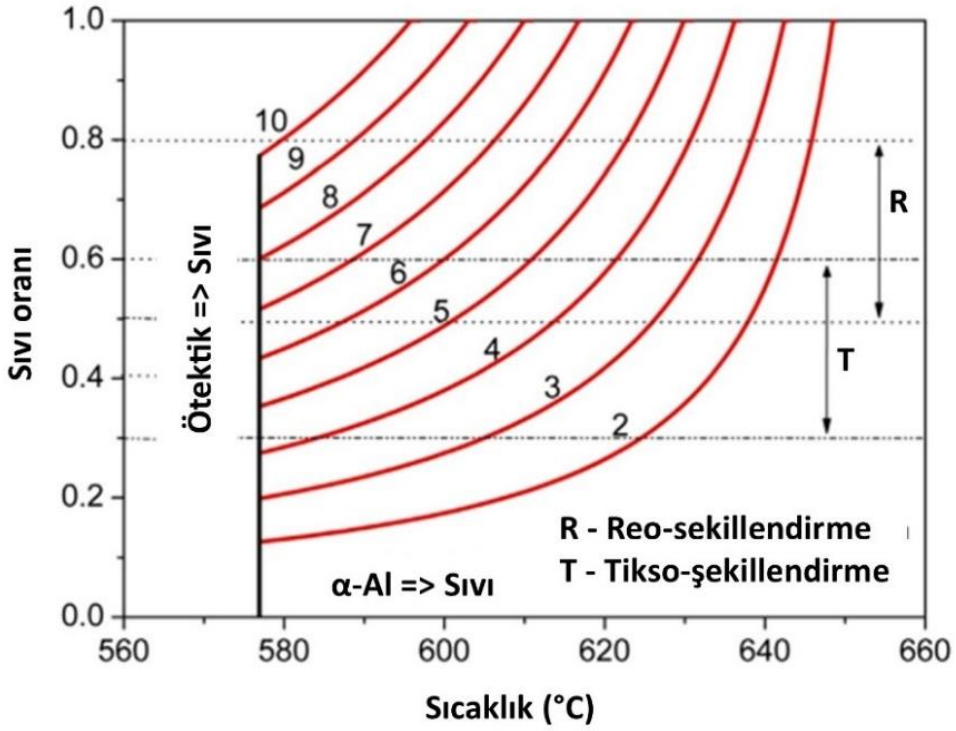
Deformasyonla şekillendirilecek olan alaşımlarda, şekillendirme sırasında yapısal homojenizasyonun sağlanabilmesi için, alaşım elementlerinin birincil faz içerisinde tamamen çözünebilir aralıkta olması beklenmektedir. Bu sayede, oda sıcaklığında, bünyede çökelmiş olan intermetaliklerin şekillendirme sürecindeki olası olumsuz etkilerinden kaçınılmaktadır. Döküm prosesleri neticesinde şekillendirilen alaşımlarda ise temel beklenti, alaşımın olabildiğince kolay ergiyen ve sıvı fazdaki akışkanlığını proses boyunca muhafaza edebilen bir kompozisyona sahip olmasıdır [132].

Yarı-katı şekillendirme süreçleri ile şekillendirilecek olan alaşım sistemlerinde ise durum bir miktar daha karmaşıktır. Alaşım sisteminin tabiatına bağlı olarak, kısmi ergime (tikso-şekillendirme) ya da kısmi katılaşma (reo-şekillendirme) sırasında proses sıcaklığında meydana gelen küçük değişiklerin katı/sıvı oranında ani artış ya

da azalmaya sebebiyet vermesi, birçok ticari alaşım için ilgili süreçleri dar bir sıcaklık aralığında gerçekleşmeye mecbur kılmaktadır. Alaşım sistemleri için yarı-katı çalışma aralığı ve sıcaklığa bağlı olarak değişen katı/sıvı oranı Thermo-Calc®, FactSage, MTDATA, PANDAT ve CALPHAD gibi yazılımlar ile teorik olarak belirlenebilirken, DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) tekniği ile de deneysel olarak tespit edilebilmektedir [132], [133].



Şekil 5.1 Al-Si ikili faz diyagramı [134]



Şekil 5.2 %2 ile %10 arası dokuz farklı Si içeriğine sahip Al-Si sistemi için sıcaklığa bağlı sıvı oranı eğrileri [132]

Şekil 5.1'de Al-Si ikili faz diyagramı, Şekil 5.2'de ise ötektik altı bileşime sahip, Si içeriği ağırlıkça %2 ile %10 arasında değişen dokuz farklı Al-Si alaşımı için Thermo-Calc® vasıtasıyla tahmin edilen sıcaklık-sıvı oranı eğrileri verilmiştir. Yarı-katı şekillendirme süreçlerini bu sistemler üzerinden ele alacak olursak, tikso-şekillendirme için gerçekleştirilen yeniden ısıtma işlemi sırasında kısmi ergimenin ötektik faz ile başladığı ve ötektik fazın ergimesi tamamlandıktan sonra α-Al'nin ergidiği görülmektedir. Tikso-şekillendirme rotası ile şekillendirilecek hammaddenin solidüs sıcaklığına ulaşmasıyla birlikte α-Al tane sınırlarında meydana gelen ergimenin kontrollü bir şekilde başlaması beklenmektedir. Bu husus Al-Si sistemi özelinde değerlendirildiğinde, alaşımın kısmi ergime sürecindeki davranışının aslında ötektik bileşenin miktarına bağlı olduğu görülmektedir. Alaşımdaki Si oranı ağırlıkça %2'den %10'a çıktığında ötektik fazın miktarı %12,6'dan %77,3'e ulaşmaktadır. Bu da, Al-10Si sisteminde solidüs sıcaklığı yalnızca birkaç °C geçildiği anda yarı-katı hammaddenin %80 sıvı oranına ulaşması demek olmakla birlikte hammadde artık kendi ağırlığını taşıyamaz halde olacağı için hammaddenin, yeniden ısıtma işlemi sonrasında şekillendirme sistemine

transferi olanaksız hale gelmektedir. Al-2Si ve Al-3Si sistemlerinde ise ötektik faz ergidikten sonra sırasıyla, %87,4 ve %80 katı oranı elde edilmektedir. Bu sistemler yüksek katı oranıyla tikso-şekillendirilebilmektedirler, ancak ideal katı/sıvı oranının %50-50 olduğunu varsayacak olursak bu noktaya ulaşmak için proses sıcaklığının bir hayli artırılması gerektiği görülmektedir. Bu nedenle ağırlıkça %4, 5, 6 ve 7 Si içeren sistemlerde tikso-şekillendirme süreçlerinin, arzu edilen katı/sıvı oranına daha kontrollü bir şekilde ulaşılmasıyla gerçekleştirilebileceği anlaşılmaktadır [132].

Reo-şekillendirme süreçleri için ise benzer bir yaklaşımın kısmi katılaşma üzerinden ele alınması gerekmektedir. Katılaşma süreci, α-Al fazının katılaşması ile başlayacak ve geriye kalan sıvı ötektik sıcaklık ve kompozisyona ulaştığı zaman teorik olarak sabit sıcaklıkta ötektik katılaşma ile sonlanacaktır. Reo-şekillendirme süreçlerinde, tikso-şekillendirmeye göre daha yüksek sıvı oranları tercih edildiği için %7, 8 ve 9 Si içeriğine sahip alaşımlar tercih edilmektedir [132].

5.1 Ticari Olarak Yarı-Katı Şekillendirilen Alaşımlar

Sıkıştırma ve yarı-katı döküm proseslerinde yaygın biçimde kullanılan alaşımlar, 2006 yılında NADCA (North American Die Casting Association) [135] tarafından yayınlanan tarifnamede sıralanmıştır. A356, A357, A319, A355, A380 ve A390 gibi alüminyum döküm alaşımlarının yanı sıra; AZ91, AM-50 ve AM-60 gibi magnezyum alaşımlarına da ilgili tarifnamede yer verildiği görülmektedir.

5.1.1 Alüminyum Alaşımları

Yarı-katı şekillendirme proseslerinde, endüstriyel ölçekte kendisine yer bulan alüminyum alaşımlarının A3xx serisi alaşımlar olduğu görülmektedir. Al-Si-Cu/Mg sistemine sahip alaşımlardan oluşan bu seri, alüminyum döküm sektöründeki pazar payıyla ön plana çıkmaktadır. Hem bakır hem de magnezyum içeriği yüksek sıcaklıklarda dayanımı artırırken aynı zamanda alaşımın T4, T5 ve T6 gibi ısıl işlemler ile sertleştirilebilmesine de olanak sağlamaktadır [132], [136]. Tablo 5.1'de yarı-katı şekillendirme proseslerinde ticari olarak kullanılagelmiş A3xx serisi alaşımlar ve kimyasal kompozisyonları verilmiştir.

Tablo 5.1 Yarı-katı şekillendirme proseslerinde yaygın olarak kullanılan alüminyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonu [132]

Element (% ağırlıkça)	Alaşım					
	A356	**A357**	**A319**	**A355**	**A380**	**A390**
Si	6,50-7,50	6,70-7,50	5,50-6,50	4,50-5,50	7,50-9,50	16,00-18,00
Fe	0,20	0,15	1,00	0,60	2,00	0,50
Cu	0,20	0,50	3,00-4,00	1,00-1,50	3,00-4,00	4,00-5,00
Mg	0,25-0,45	0,50	0,10	0,40-0,60	0,10	0,45-0,65
Mn	0,10	0,03	0,50	0,50	0,50	0,10
Ni	-	-	0,35	-	0,50	-
Zn	0,10	0,05	1,00	0,35	3,00	0,10
Pb+Sn	-	-	-	-	0,35	-
Ti	0,20	0,20	0,25	0,25	-	0,20
Diğer	0,15	0,15	0,50	0,15	0,50	0,20
Al	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan

Tablo 5.1'de listelenen A3xx serisi alüminyum döküm alaşımları arasından A356/357'nin yarı-katı uygulamalar için geçmişten günümüze en çok çalışılan alaşım sistemi olduğunu söylemek yanlış olmayacaktır. Bu serinin, henüz 1990'ların başında, fren ana merkez silindiri ve konnektör gibi parçaların yarı-katı şekillendirilmesinde tercih edilen alaşım sistemi olduğu görülmektedir. Alaşımın, dengeli soğuma şartlarında, 510 °C'nin altındaki mikroyapısı; α-Al, $A_{18}Fe_4Cu_4Mn_4Si_3$, düşük miktarda Mg_2Si (Mg-%36Si), ve lamelli yapıdaki α-Al/Si ötektik fazlarını ihtiva etmektedir. Oluşan tekstürde, genellikle yüksek sıcaklıklarda kararlı olup düşük sıcaklıklarda çözünen $Al_8FeMg_3Si_6$ çökeltileri de görülebilmektedir. Alaşımdaki Si miktarına bağlı olarak ötektik dönüşümün 570-573 °C civarında gerçekleşmesi beklenirken tikso-şekillendirme uygulamalarında ilgili prosesin 580 °C'de gerçekleştirilmesi tavsiye edilmektedir. A356/357 sistemi

için bu noktada elde edilen sıvı oranı %51 ile %59 arasında değişmekte ve geriye kalan katı oranı yarı-katı sıcaklıkta şekillendirilecek olan hammaddenin fiziksel bütünlüğü için yeterli olmaktadır. Yarı-katı şekillendirme sonrası son şekle sahip A356/357 parçalara genellikle T5 ya da T6 ısıl işleminin uygulandığı görülmektedir. T5 uygulamalarında şekillendirme sonrasında üretilen parça direkt olarak 160 °C'de 6-12 saat boyunca yaşlandırılırken, T6 uygulamaları için ise 540 °C'de 4-12 saat arasında değişen sürelerde çözeltiye alma işleminin ardından 170 °C'de 6-8 saatlik yaşlandırma prosesi tavsiye edilmektedir.

Yarı-katı uygulamalarda ticari olarak çok yaygın biçimde kullanılmamakla birlikte sahip olduğu mekanik özellikler sebebiyle A319/319S serisi de çeşitli uygulamalarda karşımıza çıkmaktadır. Bu serideki yüksek Cu içeriği sayesinde ortaya çıkan $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ fazı α-Al içinde kısmi olarak çözünebilmekte ve α-Al'nin Cu içeriğini artırabilmektedir. Bu sayede, T5 ve T6 ısıl işlemleri ile oluşturulan Al_2Cu çökeltilerinin (θ') miktarı da artmaktadır. Bu alaşım serisi için, dengeli soğuma şartları altında, oda sıcaklığındaki mikroyapı α-Al, $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ çökeltileri ve ötektik α-Al/Si fazlarından oluşmaktadır. Bu sistemlerde yarı-katı çalışma sıcaklık aralığı 570-575 °C olarak tavsiye edilmektedir. Şekillendirme süreci sonrasında üretilen parçalara genellikle T6 ısıl işlemi uygulanmakta ve 500 °C'de 4-8 saat arası gerçekleştirilen çözeltiye alma işleminin ardından A319 için 170 °C'de 3-5 saat arası, A319s serisi için ise aynı sıcaklıkta 8-11 saat arası yaşlandırma işlemi tavsiye edilmektedir. A319'a göre, Cu oranı nispi olarak düşük, Mg oranı ise daha yüksek olan (%2,5-3,5 Cu, %0,3-0,4 Mg) A319S serisi, yarı-katı şekillendirmenin ardından uygulanan T6 ısıl işlemi sonrasında; 317 MPa akma dayanımı, %5 yüzde-uzama ve 119 HB sertlik değerlerine ulaşabilmektedir.

Ticari uygulamalarda karşımıza çıkan A3xx serisi alaşımlar arasında en düşük Si oranına sahip olan A355 alaşımında, kompozisyona bağlı olarak ilk katılaşan fazın Ti_4MnAl_3 olduğu görülmektedir. Heterojen çekirdeklenmeyi artırarak tane inceltici etkisi gösteren bu faz sayesinde yarı-katı süreçlerin ardından, diğer A3xx alaşımlarına kıyasla oldukça ince bir tane morfolojisi elde edilebilmektedir. Alaşım dengeli katılaşma sonucu, oda sıcaklığında α-Al, Al_8FeMg_3 ve Al_5Cu_2Mg çökeltileri ile ötektik α-Al/Si içermektedir. Düşük Si içeriğine sahip A355 alaşımında, ötektik fazın ergimesi neticesinde ulaşılan sıvı oranı %32-40 civarında olurken, %50-50 sıvı-katı oranına ulaşmak için gereken proses sıcaklığı 580 °C ile

600 °C arasında değişmektedir. Şekillendirme sürecinin hızlı soğuma sağladığı koşullarda, son şekle sahip A355 alaşımı parçalar, genellikle 170 °C'de 8-12 saat boyunca direkt yaşlandırma ile T5 işlemine tabi tutulmaktadır. Nadiren de olsa uygulanan T6 işleminde ise; 500 °C'de 4-6 saat boyunca gerçekleştirilen çözeltiye alma işleminden sonra 170 °C'de 6-10 saat boyunca yaşlandırma işlemi uygulanmaktadır.

Diğer ticari yarı-katı şekillendirme uygulamalarında denenmiş A3xx serisi alaşımlardan farklı olarak daha yüksek oranda alaşım elementi içeren A380 alaşımı, katılaşma sürecinde daha karmaşık faz dönüşümleri sergilemektedir. Dengeli soğuma koşullarında, alaşımın oda sıcaklığındaki mikroyapısı; α-Al, Al_3Ni_2, Al_7Cu_4Ni, AlFeSi ve α-Al/Si ötektik fazından oluşmaktadır. Kompleks bir mikroyapının yanı sıra alaşımın yüksek Si içeriği sebebiyle ötektik ergime sonrası %60 ile %80 arası sıvı oranına ulaşılması, bu alaşımla gerçekleştirilen tikso-şekillendirme süreçlerinin kontrolünü bir hayli güçleştirmektedir. Alaşım T5 ve T6 ısıl işlemlerine yanıt veriyor olsa da genellikle uygulamalarda döküm halinin daha yaygın tercih edildiği görülmektedir. T5 ısıl işlemi için 170 °C'de 8-12 saat arası yaşlandırma uygulanırken, T6 için ise 505 °C'de 6-10 saat boyunca çözeltiye alınan parçalar daha sonrasında 170 °C'de 8-12 saat boyunca yapay yaşlandırmaya tabi tutulmaktadır.

A390 alaşımı, ticari uygulamalarda kullanılmış A3xx serisi alaşımlar arasında ötektik üstü kompozisyona sahip olan tek alaşım olarak farklılaşmaktadır. Ötektik üstü kompozisyonu sayesinde, sıvı-katı dönüşümü elmas kübik kristal kafes yapısına sahip birincil Si kristalleri ile başlamaktayken α-Al'nin oluşumu ise 571 °C altında gerçekleşmektedir. Oda sıcaklığındaki mikroyapısı baskın olarak birincil Si ve ötektik α-Al/Si bileşenlerini içerirken, düşük miktarda Al_2Cu, Al_5Cu_2Mg ve Al_7Cu_2Fe çökeltilerinin de oluşumu gözlenmektedir. Bu alaşım özellikle gömleksiz motor bloklarının üretimi için geliştirilmiştir. Yarı-katı süreçler sırasında sıcaklığın 500 °C'den 565 °C'ye çıkmasıyla alaşımdaki sıvı oranı yaklaşık %15'ten %95'e yükselmektedir. Bu nedenle tikso ve reo-şekillendirme süreçlerinde işlem sıcaklığının katı bir biçimde kontrolü işlemin sürekliliği açısından büyük önem arz etmektedir. Cu ve Mg elementlerince zengin intermetalik bileşenlerin mikroyapıdaki mevcudiyetinden ötürü bu alaşım sistemine sahip son üründe genellikle T6 ısıl işlemi tercih edilmektedir. T6 için ideal koşullar; 500 °C'de 5-8

saatlik çözeltiye alma tavının ardından, 170 °C'de 5-6 saat boyunca yapay yaşlandırma şeklinde tavsiye edilmektedir [132].

5.1.2 Magnezyum Alaşımları

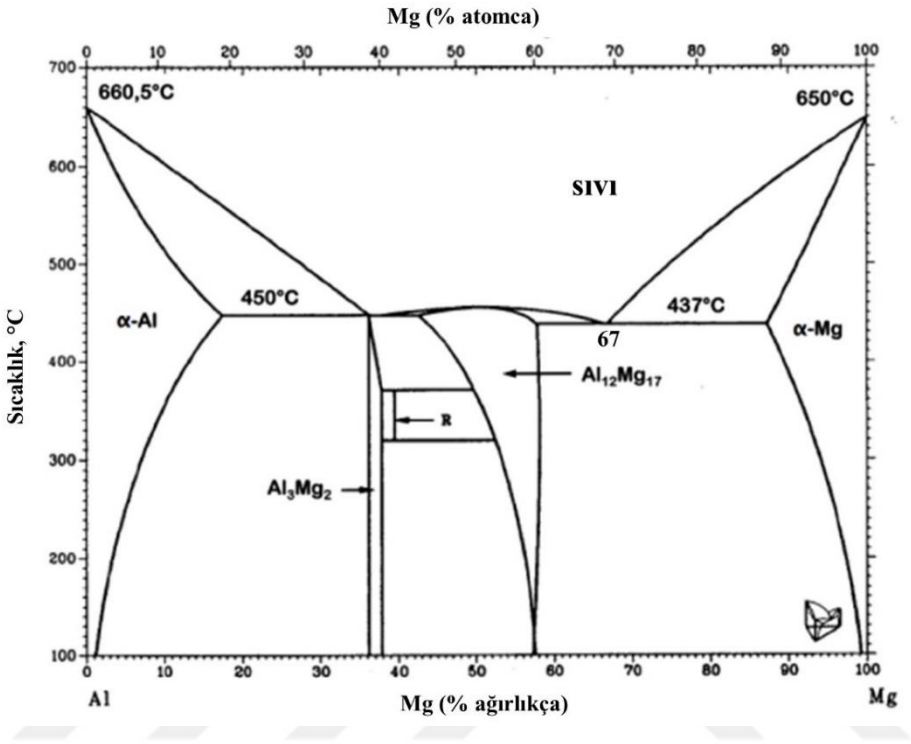
Yarı-katı şekillendirme çalışmaları ticari ölçekte alüminyum alaşımları üzerinde yoğunlaşmış olsa da AZ91D, AM50 ve AM60 gibi çeşitli magnezyum alaşımlarının da birtakım uygulamalarda yer edindiği görülmektedir [132], [137]. Mg-Al ikili sisteminden oluşan alaşımların kimyasal kompozisyonları Tablo 5.2'de verilmiştir.

Tablo 5.2 Yarı-katı şekillendirme proseslerinde yaygın olarak kullanılan magnezyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonu [123]

Element (% ağırlıkça)	**Alaşım**		
	AZ91D	**AM50**	**AM60**
Al	8,30-9,70	4,40-5,40	5,50-6,50
Zn	0,35-1,00	<0,22	<0,22
Mn	0,15-0,50	0,26-0,60	0,24-0,60
Si	<0,10	<0,10	<0,10
Fe	0,005	0,004	0,005
Cu	<0,003	<0,00	<0,01
Ni	<0,002	<0,002	<0,002
Diğer	0,02	0,02	0,02
Mg	Kalan	Kalan	Kalan

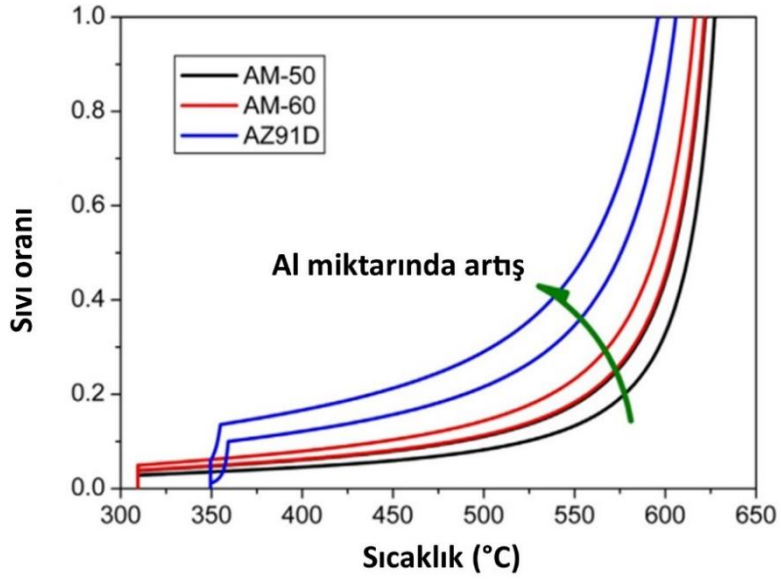
Yarı-katı şekillendirme uygulamalarında tercih edilen alaşımların kompozisyonları incelendiğinde, alaşımlardaki Al içeriğinin Mg-Al sistemindeki ötektik noktadan (Mg - ağırlıkça %33 Al) bir hayli düşük olduğu görülmektedir. Şekil 5.3'te verilen Al-Mg faz diyagramına göre, Tablo 5.2'de verilen tüm alaşımlar katılaşmaya hekzagonal sıkı paket (HSP) Mg_{HSP} fazıyla başlamaktadır. Kimyasal bileşimlerde görülen kalıntı elementler katılaşma sırasındaki dönüşümleri kayda değer biçimde etkilemezken, Mg_{HSP} fazı bu alaşım elementleri ile katı çözelti oluşturmaktadır.

Sıcaklık düştükçe mevcut katı çözeltideki alüminyumun çözünebilirliği de düşmekte ve oda sıcaklığındaki mikroyapı Mg_{HSP} ile ötektik faz tarafından teşkil edilmektedir. Mg_{HSP} + $Mg_{17}Al_{12}$ (ɣ) ötektik tekstürü düşük soğuma hızlarında lamelli, yüksek soğuma hızlarında ise fiber morfolojide oluşmaktadır [132].



Şekil 5.3 Mg-Al ikili faz diyagramı [138]

Yarı-katı şekillendirme uygulamalarında tercih edilen magnezyum alaşımlarına ait teorik sıcaklık–sıvı oranı eğrileri Şekil 5.4'te verilmiştir. Eğrilerden anlaşılacağı üzere alaşımdaki alüminyum içeriği arttıkça katı-sıvı oranındaki değişimin sıcaklıktaki değişime karşı hassasiyeti artmakta ve yarı-katı çalışma aralığı daralmaktadır. Bunun yanı sıra magnezyum alaşımlarının demir esaslı kalıplara alüminyum alaşımları kadar saldırgan olmayışı, bu alaşımları Bölüm 4.5'te detaylandırılan tikso-kalıplama yöntemiyle şekillendirilmeye uygun hale getirmektedir. Bu kısımda bahsedilen AZ91D, AM50 ve AM60 alaşımlarına dair raporlanmış tüm ticari uygulamalarda, katı-sıvı dönüşümünün kontrolünün diğer yarı-katı şekillendirme yöntemlerine göre daha az önemli olduğu bilinen tikso-kalıplama tekniğinin tercih edildiği görülmektedir. Yarı-katı şekillendirilmiş son ürünler genellikle herhangi bir ısıl işleme tabi tutulmazken, bu alaşımlardan beklenen mekanik özellikler Tablo 5.3'te verilmiştir.



Şekil 5.4 Yarı-katı şekillendirme proseslerinde yaygın olarak kullanılan magnezyum alaşımlarına ait sıcaklığa bağlı sıvı oranı eğrileri [132]

Tablo 5.3 Yarı-katı şekillendirme proseslerinde yaygın olarak kullanılan magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri [132]

	AZ91D	**AM50**	**AM60**
Akma dayanımı (MPa)	155-165	120-130	125-135
Çekme dayanımı (MPa)	230-235	210-220	210-220
Uzama (%)	3-6	6-13	6-9
Sertlik (HB)	63-65	58-60	62-65

5.2 Yarı-katı Şekillendirme Prosesleri Kapsamında Araştırılmış Diğer Alaşımlar ve Genel Hususlar

Yarı-katı şekillendirme teknolojilerinin ortaya çıkışından bu yana çeşitli alaşımların süreçlere uygunluğu ticari uygulamaların yanı sıra bilimsel araştırmalar kapsamında da değerlendirilmiştir. Literatürdeki çalışmaların büyük bir kısmı ticari uygulamalarda olduğu gibi alüminyum ve magnezyum alaşımları üzerinde

yoğunlaşırken, dökme demirlerin de yarı-katı şekillendirme süreçlerindeki davranışları farklı araştırmacılar tarafından incelenmiştir. A201, A238 ve A308 gibi ticari alüminyum döküm alaşımları ile AA1xxx, AA2XXX, AA3XXX, AA5XXX, AA6XXX ve AA7XXX serisi dövme alüminyum alaşımlarının da bu araştırmalarda tercih edilen alüminyum esaslı malzemeler olduğu görülmektedir. Mevcut ya da denenmiş ticari uygulamaların dışında; AS21, AZ31, AZ61, AZ80/81 ve AZ84 serisi magnezyum alaşımlarının da yine çeşitli araştırmalar kapsamında yarı-katı şekillendirme süreçlerine uygunluğu test edilmiştir. Yine çeşitli araştırmalar kapsamında dökme demir türlerinin yarı-katı şekillendirme proseslerine uygunluğu araştırılmış ve yaklaşık ağırlıkça %2 karbon oranının tikso-şekillendirme süreçleri için, %3-3,5 karbon oranının ise reo-şekillendirme süreçleri için tercih edilebileceği vurgulanmıştır [132]. Bu malzemelerin yanı sıra Ni esaslı dövme süperalaşımlardan olan GH4037'nin de doğrudan yarı-katı izotermal yeniden ısıtma çalışmalarına konu olduğu görülmektedir [139], [140].

Gerçekleştirilen ticari ve deneysel uygulamalardan elde edilen sonuçlar ışığında, yarı-katı şekillendirme süreçleri ile şekillendirilecek bir alaşımın sahip olması gereken özellikler aşağıda maddeler halinde özetlenmiştir:

- Ötektik ergime sonrası ortaya çıkan sıvı oranı %40 ile %60 arasında değişmelidir [141].

Özellikle tikso-şekillendirme uygulamalarında kontrolü oldukça güç olan ötektik dönüşüm sonrası ortaya çıkan sıvı oranının %60 ile sınırlı olması beklenmektedir. Hem ticari hem de deneysel yarı-katı şekillendirme uygulamalarında en çok değerlendirilen alaşım olarak nitelendirebileceğimiz A356 alaşımı için bu değerin, kompozisyona bağlı olarak, %47 ile %57 arasında değiştiği görülmektedir [132].

- Sıvı oranının proses sıcaklığındaki değişimlere karşı hassasiyeti olabildiğince düşük olmalıdır [141], [142].

Yarı-katı şekillendirilecek alaşımlarda, %40 ile %60 arasındaki sıvı oranlarında, proses sıcaklığında meydana gelecek 1 °C'lik değişimin sıvı oranında en fazla %3'lük bir artış veya azalmaya sebep olması beklenmektedir [132].

- Yarı-katı şekillendirme süreçlerinde, sıcak yırtılmayı önlemek için şekillendirilen alaşımın katılaşma aralığı çok geniş olmamalıdır [142], [143].

Daha dar katılaşma aralığına sahip alaşımların sıcak yırtılmaya daha az duyarlı olduğu bilinmektedir. Bununla birlikte kompleks alaşım sistemlerinin yarı-katı uygulamalarda tercih edilmesinin segregasyon kaynaklı problemlere sebebiyet verebileceğinin de altı çizilmektedir [132].

6
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Farklı alüminyum işlem alaşımlarının tikso-şekillendirilebilirliğinin araştırılması kapsamında gerçekleştirilen çalışmaların ilk etabında eğimli soğutucu ile döküm yönteminde kullanılan döküm sıcaklığı, döküm açısı ve soğutucu uzunluğu parametrelerinin üretilen hammaddenin mikroyapısı üzerindeki etkileri karakterize edilmiştir. Döküm parametrelerinin optimizasyonu sonrasında ise yarı-katı sıcaklık aralığında gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin farklı sürelerde uygulanması sonucu mikroyapıda meydana gelen değişimler incelenmiş, bu bağlamda yarı-katı ingotun şekillendirme öncesindeki mikroyapısal özellikleri anlaşılmaya çalışılmıştır. Sürecin son kısmında ise farklı kondisyonlarda tikso-şekillendirilen ürünlerde ısıl işlem öncesi ve sonrası gerçekleştirilen karakterizasyon çalışmaları sonrasında şekillendirme sürecine dair parametrelerin etkileri ve optimum çalışma koşulları tartışılmıştır.

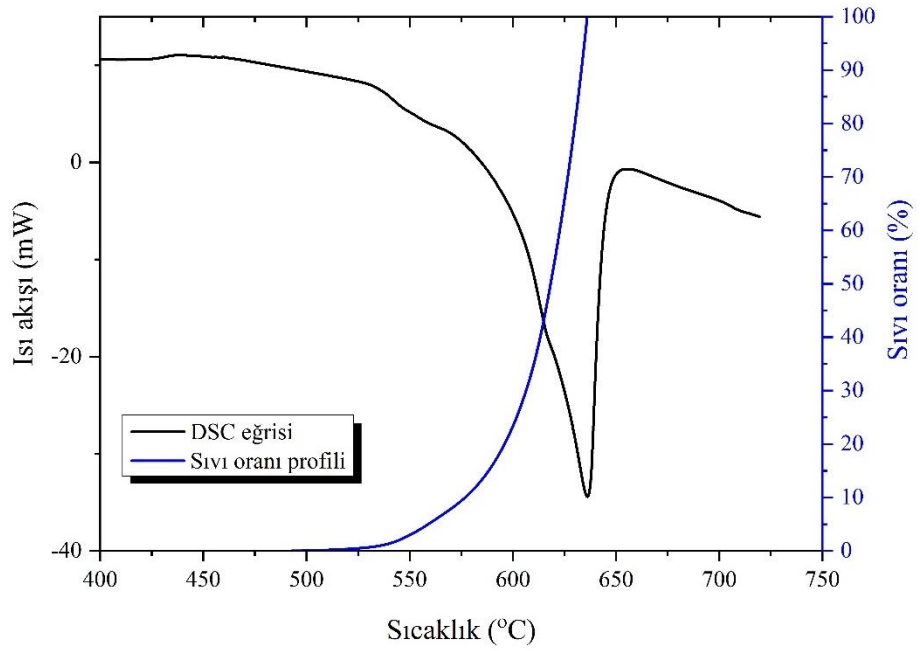
Eğimli soğutucu ile döküm ve tikso-şekillendirme süreçlerine etki eden parametreler AA7075 alaşımı kullanılarak optimize edilmiştir. Çalışmanın ilerleyen kısmında ise, mevcut düzenek için optimum proses parametreleri kullanılarak, yine bir işlem alaşımı olan AA2014 alaşımı da tikso-şekillendirme süreçlerine dahil edilmiştir. Optik emisyon spektrometresi (Hilger Analytical) ile tespit edilen, alaşımlara ait kimyasal kompozisyonlar Tablo 6.1'de verilmiştir. Üstün mekanik özellikleri sayesinde özellikle havacılık sektöründe sıklıkla tercih edilen iki farklı işlem alaşımının, tikso-şekillendirme uygulamalarındaki farklı davranışlarının incelendiği deneysel süreç ilerleyen alt başlıklarda detaylandırılmıştır.

Tablo 6.1 Kullanılan alaşımlarının kimyasal kompozisyonu

Alaşım	**Element (% ağırlıkça)**									
	Fe	**Si**	**Cr**	**Cu**	**Mg**	**Pb**	**Ti**	**Zn**	**Mn**	**Al**
AA7075	0,23	0,17	0,24	1,49	2,53	0,33	0,03	6,06	0,03	Kalan
AA2014	0,50	0,77	0,04	4,36	0,46	0,13	0,02	0,23	0,51	Kalan

6.1 AA7075 Alaşımı Kullanılarak Gerçekleştirilen Çalışmalar

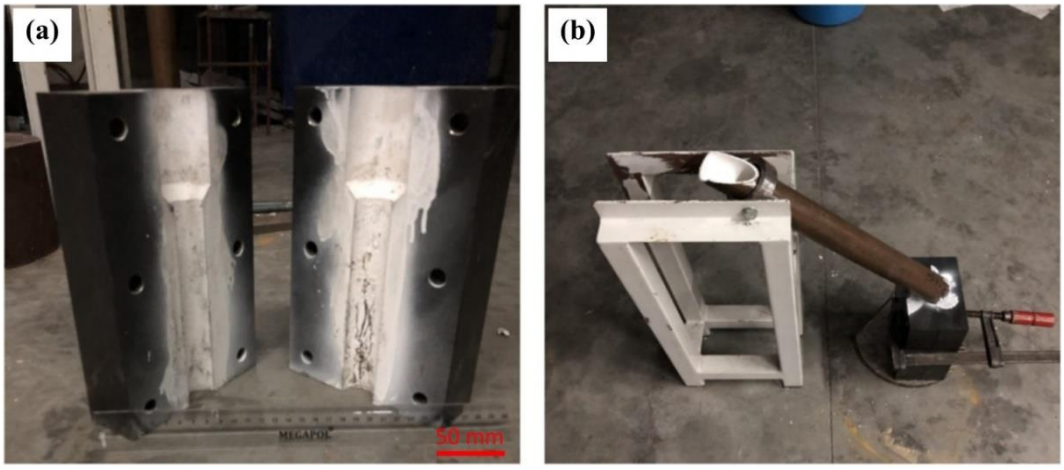
Bu deney seti, eğimli soğutucu ile döküm yöntemiyle üretilen hammadde kalitesini optimize etmek ve nihai tikso-şekillendirilmiş numunelerin mekanik ve mikroyapısal özelliklerini araştırmak için tasarlanmıştır. Kullanılan AA7075 alaşımının solidüs ve likidüs sıcaklıklarını belirlemek ve alaşımın sıcaklığa bağlı ortaya çıkan sıvı oran profilini tahmin etmek için TA Instruments-SDT 650 eşzamanlı termal analiz cihazı kullanılmıştır. 25 mg malzeme, 8 °C/dk ısıtma hızıyla 725 °C'ye kadar ısıtılmış ve solidüs ve likidüs sıcaklıkları sırasıyla 485 °C ve 636 °C olarak tespit edilmiştir. Sıcaklık-sıvı oranı profili kısmi pik alan integrasyonu ile oluşturulmuş ve her iki eğri Şekil 6.1'de verilmiştir.



Şekil 6.1 Ölçülen DSC termogramı ve kullanılan AA7075 alaşımına ait sıcaklığa bağlı sıvı fraksiyon profili

Her bir döküm işlemi için; yaklaşık 500 g alaşım elektrik rezistanslı kamara tipi fırında (Protherm PLF 130/25) kil/grafit pota içerisinde ergitilmiştir. Döküm işlemleri, 3 mm kalınlığındaki bakır bir boru içerisinden 30 mm çapında silindirik boşluğa sahip bir çelik kalıba ergiyik metalin dökülmesiyle gerçekleştirilmiştir. Döküm proseslerinde kullanılan kalıp ve soğutucu hekzagonal bor nitrür ile kaplanmıştır. Hammadde üretiminde kullanılan çelik kalıbın görüntüsü Şekil 6.2 (a)'da, eğimli soğutucu ile döküm prosesleri sırasında kullanılan kurulum ise Şekil 6.2 (b)'de verilmiştir. Şekil 6.2 (b)'de görülen standın boyutları; 650x150x250

mm'dir. Her bir döküm prosesi sonrasında elde edilen döküm verimi üretilen hammaddenin ağırlığının toplam şarja oranlanmasıyla hesaplanmıştır.



Şekil 6.2 (a) Hammadde üretiminde kullanılan çelik kalıp, (b) eğimli soğutucu ile döküm prosesine ait deneysel kurulum

Eğimli soğutucu ile döküm yöntemiyle, 30 mm çapında üretilmiş hammaddeler 120 mm uzunluğunda kesilmiştir. Kesilen numuneler, daha sonrasında yarı-katı şekillendirme kondisyonundaki mikroyapıların incelenebilmesi için ya yeniden ısıtma işlemine tabi tutulup suda soğutulmuş ya da şekillendirme sonrası özelliklerin incelenebilmesi için yeniden ısıtılmış ve tikso-şekillendirilmiştir. Yeniden ısıtma işlemleri, elektrik rezistanslı kamara tipi bir başka fırın (Protherm PLF 120/15) içerisinde, 615 °C'de, 8 °C/dk'lık ısıtma hızıyla gerçekleştirilmiştir.

Döküm hali de dahil olmak üzere tüm numunelerin yüzeyleri mikroyapı incelemeleri için 2000 grite kadar zımparalanmış, 1 µm'lik elmas pasta ile parlatılmış ve Keller çözeltisi (95 ml saf su, 2,5 ml HNO_3, 1 ml HF ve 1,5 ml HCl) ile 30 sn boyunca dağlanmıştır. Mikroyapı incelemeleri, görüntü analiz destekli Nikon Eclipse MA100 optik mikroskobu ve taramalı elektron mikroskobu (SEM, Hitachi SU3500 T2) ile enerji dağılımlı x-ışını spektrometresi (EDS, Oxford XACT) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Mikroyapıları kantitatif olarak incelemek için Eşitlik 6.1 ve Eşitlik 6.2'ye göre tane boyutu ve şekil faktörü hesaplamaları yapılmıştır. Eşitliklerde yer alan; "A" ve "Ç" sırasıyla alan ve çevreyi temsil etmektedir. Ortalama değerleri elde etmek için her numune için 50 ölçüm gerçekleştirilmiştir.

$$\text{Şekil faktörü} = {}^{4\pi A}/_{Ç^2} \qquad (6.1)$$

$$\text{Tane boyutu} = \left(4A/\pi\right)^{1/2} \quad (6.2)$$

Numuneler üzerinde yoğunluk ölçümleri Arşimet prensibi (Precisa yoğunluk kiti) ile gerçekleştirilmiştir. Seçili numunelerin fiziksel durumlarını incelemek için uygulanan X-ışını muayeneleri, Gedik Test Merkezi'nde GE ERESCO 52 MF4-CL model X-ışını tüpü kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Tikso-şekillendirilmiş numunelerin sertlikleri Brinell sertlik cihazı ile 62,5 kgF yük ve 2,5 mm çapa sahip çelik bilya uç kullanılarak ölçülmüştür. Sertlik değerleri, TS EN ISO 6506-3 standardında belirtildiği şekilde, Eşitlik 6.3 kullanılarak hesaplanmıştır. İlgili eşitlikte, HB; Brinell sertliğini, P; yükü, D; bilya çapını ve d; oluşan iz çapını temsil etmektedir. Ölçümler üç tekrar gerçekleştirilmiş olup elde edilen ortalama değerler standart sapmalarıyla birlikte paylaşılmıştır.

$$HB = 2P/\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2}) \quad (6.3)$$

Çekme testleri, 100 kN Mohr & Federhaff 7079 evrensel test cihazı kullanılarak ASTM: E8 / E8M standardına göre gerçekleştirilmiştir. Çekme hızı 1 mm/dk olarak belirlenmiş ve seçili parametreler ile yapılan testler aynı parametre için üç tekrar gerçekleştirilmiştir. Çekme testi sonucunda elde edilen yüzde uzama değerleri test sonrası ölçü boyunun ölçülmesiyle hesaplanmıştır.

Potansiyodinamik polarizasyon testleri, ASTM G5-94 standardına uygun olarak %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde bir potansiyostat cihazı (Ivium Compactstat) vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir. Sistem, bir referans elektrot (Ag/AgCl solüsyonu), çalışma elektrotu (1 cm^2 yüzey alanına sahip test numunesi) ve bir karşı elektrot (platin) içeren üçlü elektrot sisteminden oluşmaktadır. Referans elektrotun potansiyeli 0,065 mV, karşıt elektrotun yüzey alanının çalışma elektrotunun yüzey alanına oranı ise 4 olarak belirlenmiştir. Polarizasyon deneyleri öncesinde 55 dk boyunca açık hücre potansiyeli (OCP) değeri ölçülmüş ve potansiyodinamik tarama işlemi her bir numune için bu değerin 250 mV altında ve üstünde 0,167 mV tarama hızı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Testi gerçekleştirilen numunelerde E_{kor} ve i_{kor} değerleri Tafel ekstrapolasyonu vasıtasıyla, korozyon hızı (C_r) değerleri ise cihaza ait yazılım tarafından Eşitlik 6.4 kullanılarak hesaplanmıştır. Eşitlikte yer alan EW eşdeğer ağırlığı, ρ ise yoğunluğu temsil etmektedir.

$$C_r = 3{,}27x10^{-3}\ \frac{I_{kor}EW}{\rho} \quad (6.4)$$

Deneysel süreçlerin ilerleyişine dair diğer spesifik detaylar ilgili alt başlıklarda paylaşılmıştır.

6.1.1 Döküm Sıcaklığının Etkilerinin İncelenmesi

Bu aşamada, beş farklı döküm sıcaklığında; 650 mm uzunluğa ve 45 ° eğim açısına sahip eğimli soğutucu ile döküm işlemleri gerçekleştirilmiştir. Döküm sıcaklıkları alaşımın likidüs sıcaklığının yaklaşık 10-50 ° C üzerinde; 645, 655, 665, 675 ve 685 °C olarak seçilmiştir. Her bir döküm sıcaklığı için elde edilen 120 mm yüksekliğinde ve 30 mm çapındaki silindirik hammaddeler, 615 ° C'de 40 dakika yeniden ısıtıldıktan sonra suda soğutulmuştur. Bu işlemin amacı, daha sonraki metalografik incelemeler için belirtilen koşullarda yeniden ısıtılan hammaddelerin mevcut mikroyapısını dondurmaktır. Metalografik işlemlerin ardından; döküm sıcaklığının, döküm hali ve yeniden ısıtılmış numunelerin mikroyapıları üzerindeki etkileri incelenmiştir.

6.1.2 Döküm Açısının Etkilerinin İncelenmesi

Eğimli soğutucunun açısı, sıvı metale etki eden kesme kuvvetiyle birlikte sıvı metalin eğimli soğutucu ile etkileşimini sınırlandırması bakımından bu tekniğe dair en önemli parametrelerden birisidir. Tablo 3.1'de verilen literatür özetinde de görülebileceği üzere proses için tavsiye edilen döküm açısı değerleri genellikle 30° ile 60° arasında değişmektedir. Bu deney setinde; 645 ° C'deki sıvı metal 15°, 30°, 45°, 60° ve 75° olmak üzere beş farklı eğim açısı ile dökülmüştür. Deneysel çalışmaların bu kısmında da aynı eğimli soğutucu kurulumu (650 mm uzunluğunda bakır eğimli soğutucu ve çelik kalıp) kullanılmıştır. Yeniden ısıtma prosedürü de aynı kalmış olup (615 °C 40 dk), hem döküm hem de yeniden ısıtılmış örnekler mikroyapısal olarak incelenmiştir.

6.1.3 Eğimli Soğutucu Uzunluğunun Etkilerinin İncelenmesi

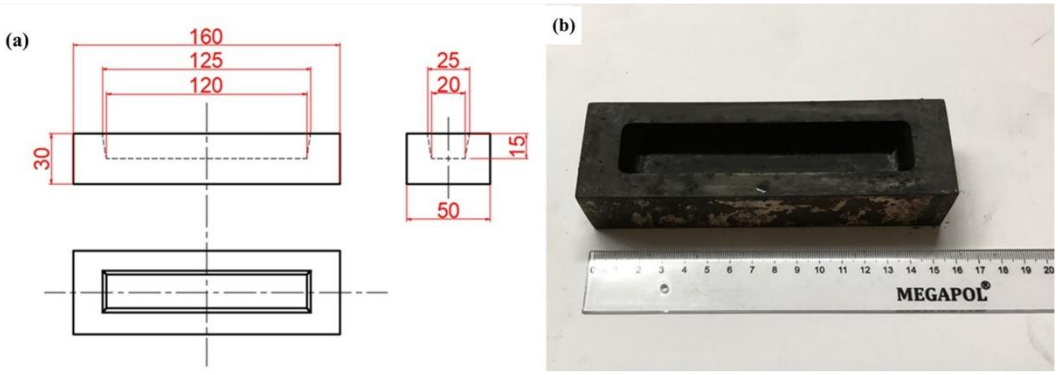
Bu deney setinde aynı kalınlıkta (3 mm) olmak üzere; 350, 500 ve 650 mm uzunluğunda üç farklı eğimli soğutucu kullanılarak eğimli soğutucu uzunluğunun etkileri araştırılmıştır. Döküm işlemleri tüm soğutucular için 645 ° C'de 45° eğim açısıyla gerçekleştirilmiştir. Numunelere standart yeniden ısıtma ve su verme prosedürü uygulanmıştır. Ardından tüm örnekler metalografik olarak hazırlanmış ve daha sonra mikroyapı incelemesine tabi tutulmuştur.

6.1.4 Yeniden Isıtma Süresinin Etkilerinin İncelenmesi

Tikso-şekillendirme işlemleri; eş-eksenli mikroyapıya sahip hammaddenin üretimi, küresel mikroyapıyı oluşturmak için yarı-katı sıcaklık aralığında yeniden ısıtma işlemi ve şekillendirme işlemi olmak üzere üç adımda gerçekleştirilmektedir. Farklı yeniden ısıtma şartlarının mikroyapısal etkilerinin incelenebilmesi için; 645 °C döküm sıcaklığı, 500 mm eğimli soğutucu uzunluğu ve 45° döküm açısı ile üretilen hammaddeler, 615 °C'de geniş bir zaman aralığında (10, 20, 30, 40, 50, 60, 80 ve 120 dk) yeniden ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Suda soğutma aşamasını takiben kesiti alınan numuneler mikroyapı incelemesine tabi tutulmuştur. Şekil 6.1'de verilen DSC diyagramı ve sıvı oranı profili incelendiğinde 615 °C'de oluşan sıvı oranının %40 olduğu görülmektedir. Elde edilen mikroyapı görüntüleri ışığında ise belirtilen sıcaklık ve süre aralığında sıvı oranın %5 ile %25 arasında değiştiği belirlenmiştir.

6.1.5 Tikso-şekillendirme Süreçleri

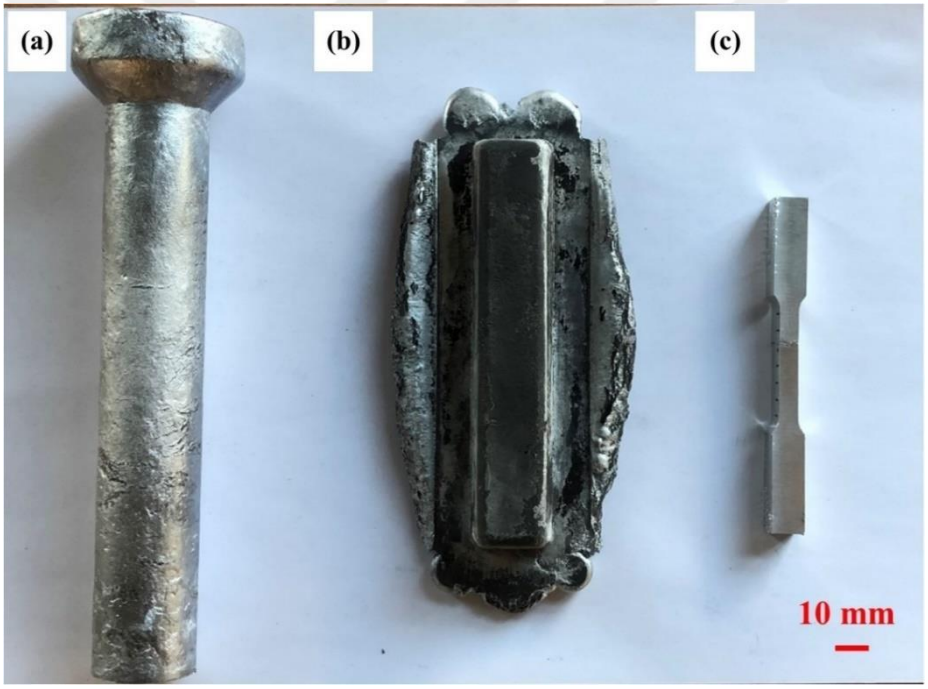
Kullanılan sistem için en uygun döküm parametrelerinin tespitinin ardından bu kondisyonda üretilmiş hammaddelerin tikso-şekillendirme işlemleri bir hidrolik pres (Hidroliksan) vasıtasıyla, teknik çizimi ve gerçek görseli Şekil 6.3'te verilen çelik kalıp içerisinde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 6.3 (a) Tikso-şekillendirme işlemlerinde kullanılan kalıbın teknik resmi, (b) aynı kalıba ait gerçek görüntü

Şekillendirme prosedürlerinde, eğimli soğutucu ile döküm prosesiyle üretilen silindirik hammaddeler 120 mm uzunluğunda kesildikten sonra kalıp boşluğunun üzerine yerleştirilmiş ve ardından elektrik dirençli fırın içerisinde 615 °C'de yeniden ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Isıtma hızı 8 °C/dk olarak belirlenmiş ve yeniden ısıtma süresinin sonunda fırından alınan numune üzerinde bulunduğu

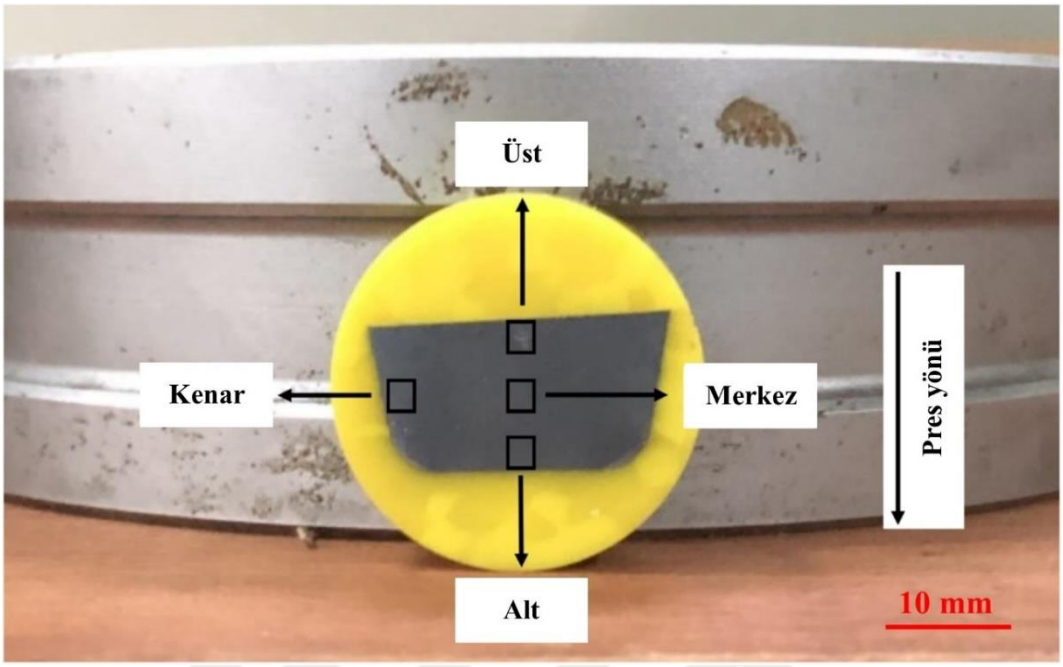
kalıpta şekillendirilmiştir. Şekillendirme işlemi sırasında hidrolik pres pistonunun altına 240 °C'ye ön ısıtılmış 180x60x10 mm boyutlarında dikdörtgen kesitli bir plaka yerleştirilmiştir. Hidrolik pres silindirinin hareket hızı yaklaşık 10 mm/s olarak ölçülmüştür. Her bir şekillendirme işleminden sonra kalıp su bazlı grafit yağlayıcı (Bonderite L-FG 144/S) ile yeniden kaplanmıştır. Eğimli soğutucu ile döküm prosesiyle üretilmiş bir hammadde Şekil 6.4 (a)'da, tikso-şekillendirilmiş bir örnek Şekil 6.4 (b)'de ve tikso-şekillendirilmiş parçadan işlenmiş bir çekme numunesi ise Şekil 6.4 (c)'de görülmektedir. Şekil 6.4 (b)'de paylaşılan tikso-şekillendirilmiş parçaların uç kısmından alınan 15 mm kalınlığındaki numuneler mikroyapı incelemeleri için ayrılmış, geri kalan kısım ise Şekil 6.4 (c)'de görülen çekme testi numunesinin (ASTM: E8/E8M alt-boyut numunesi) eldesi için kenarlardan merkeze doğru işlenmiştir.



Şekil 6.4 (a) Eğimli soğutucu ile döküm prosesiyle üretilmiş hammadde, (b) tikso-şekillendirilmiş ürün, (c) işlenmiş çekme testi numunesi

Tikso-şekillendirilmiş parçadan alınan numuneler metalografik işlemlerin ardından mikroyapısal incelemeye ve sertlik testine tabi tutulmuştur. Uygulanan deformasyona bağlı olarak mikroyapıda ve sertlik değerlerinde kalıp boşluğunun şekline bağlı olarak bölgesel farklılıklar oluşabileceği düşünüldüğü için numuneler; kenar, alt, merkez ve üst olmak üzere dört farklı bölgede incelenmiştir. Monteye

alınmış bir numune ve bahsi geçen bölgeler Şekil 6.5'te gösterilmiştir. Numunenin alt kısmı kalıba temas eden bölgeyi temsil etmektedir.



Şekil 6.5 Kesiti alınan tikso-şekillendirilmiş numune ve incelenen bölgeler

Bu deney setinde şekillendirme basıncı ve yeniden ısıtma süresi parametrelerinin elde edilen tikso-şekillendirilmiş ürün üzerindeki etkileri incelenmiştir. İlk etapta şekillendirme basıncının etkilerini incelemek için; optimum eğimli soğutucu ile döküm parametreleriyle üretilmiş hammaddeler; 615 °C'de 40 dk boyunca yeniden ısıtılmış ve ardından 50, 75 ve 100 MPa olmak üzere üç farklı şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiştir. Daha sonraki aşamada ise yeniden ısıtma süresinin etkilerinin incelenebilmesi için; optimum eğimli soğutucu ile döküm koşullarında üretilmiş hammaddeler 615 °C'de 10, 20, 30, 40, 50, 80 ve 120 dk boyunca yeniden ısıtılmış ve 75 MPa şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirme işlemine tabi tutulmuştur. Üretilen tikso-şekillendirilmiş numunelerin mikroyapı, sertlik ve çekme özellikleri daha önce tariflendiği biçimde incelenmiştir.

6.1.6 Isıl İşlem

Hem AA7075 hem de AA2014 serisi alaşımlar üstün mekanik özellikleri sayesinde özellikle havacılık sektöründe en çok tercih edilen alüminyum alaşımları olarak bilinmektedirler. Ancak bahsedilen bu üstün mekanik özellikler, şekillendirilmiş parçaya uygulanan T6 ısıl işleminin ardından elde edilebilmektedir. T6 ısıl işlemi

sırasıyla; çözeltiye alma, su verme ve yapay yaşlandırma işlem adımlarından oluşmaktadır [144], [145].

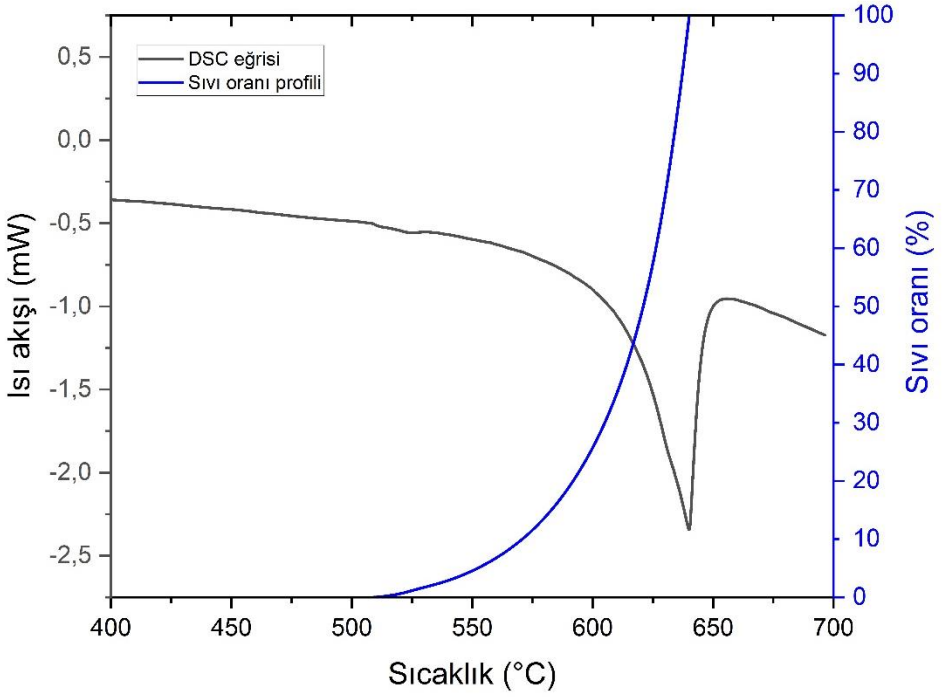
Bu deney setinde optimum eğimli soğutucu ile döküm parametreleriyle üretilmiş hammaddeler; 615 °C'de 20, 40, 60, 80 ve 120 dk'lık beş farklı yeniden ısıtma süresinin ardından 75 MPa basınç altında tikso-şekillendirilmiştir. Tikso-şekillendirilmiş parçalar daha sonra, ASM Handbook Vol. 4E'deki tarif [146] esas alınarak; 480 °C'de, 18 mm'lik kesit için, 85 dakika boyunca çözeltiye alınmış ve akabinde suda soğutulmuştur. T6 ısıl işleminde çözeltiye alma ve suda soğutma işleminin ardından uygulanan yapay yaşlandırma işlemi ise 120 °C'de, alt yaşlandırma ve aşırı yaşlandırmanın sertlik üzerindeki etkilerini gözlemleyebilmek için; 4, 8, 12, 24 ve 36 saat boyunca gerçekleştirilmiştir.

Tüm T6 uygulanan numunelerde sertlik ölçümü gerçekleştirilirken, pik yaşlandırma koşulu olan 24 saat boyunca yaşlandırılmış numunelerdeki mikroyapısal değişimler optik mikroskop ve SEM vasıtasıyla incelenmiştir. Yine pik yaşlandırma kondisyonunda T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerde çekme testleri gerçekleştirilmiş akabinde ise 20, 40 ve 120 dk numunelerine ait kopma yüzeyleri SEM ile incelenmiştir.

Son olarak yeniden ısıtma süresinin nihai ürünlerin korozyon davranışı üzerindeki etkilerini incelemek için; pik yaşlandırma kondisyonunda T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş 20, 40, 80 ve 120 dk'lık yeniden ısıtma süresine sahip numunelerde potansiyodinamik polarizasyon testleri gerçekleştirilmiştir. Ölçülen E_{kor}, I_{kor} ve C_r değerleriyle birlikte hasarlı yüzeyler optik mikroskop altında incelenmiştir.

6.2 AA2014 Alaşımı ile Gerçekleştirilen Çalışmalar

AA7075 alaşımı ile gerçekleştirilen sürecin ardından gerçekleştirilen deneysel çalışmalar kapsamında AA2014 serisinin tikso-şekillendirilebilirliği araştırılmıştır. AA7075 alaşımı ile gerçekleştirilen sürecin ardından gerçekleştirilen deneysel çalışmalar kapsamında AA2014 serisinin tikso-şekillendirilebilirliği araştırılmıştır. Gerçekleştirilen DSC ölçümü ve alaşıma ait sıvı oranı profili Şekil 6.6'da verilmiştir. Alaşıma ait solidüs ve likidüs sıcaklıkları sırasıyla, 507 °C ve 640 °C olarak tespit edilmiştir.



Şekil 6.6 AA2014 alaşımında ölçülen DSC termogramı ve alaşıma ait sıcaklığa bağlı sıvı oranı profili

AA2014 alaşımı kullanılarak eğimli soğutucu ile döküm prosesiyle hammadde üretimi, AA7075 alaşımı ile gerçekleştirilen optimizasyon çalışmaları sonucunda tespit edilen parametreler ile gerçekleştirilmiştir. Bu bağlamda hammadde üretimindeki döküm sıcaklığı; alaşımın likidüs sıcaklığının 10° C üstü yani 650 °C, soğutucu açısı; 45° ve soğutucu uzunluğu; 500 mm olarak belirlenmiştir. Tikso-şekillendirme süreci ve uygulanan karakterizasyon işlemleri de aynı şekilde, Bölüm 6.1'de tariflendiği biçimde uygulanmıştır.

6.2.1 Yeniden Isıtma Süresinin Etkilerinin İncelenmesi

AA2014 alaşımı kullanılarak yarı-katı şekillendirilebilir hammaddelerin üretimini takiben üretilmiş bu hammaddeler, alaşımın likidüs sıcaklığının 20 °C altı olan 620 °C'de; 10, 20, 30, 40, 50, 60, 80 ve 120 dk boyunca yeniden ısıtıldıktan sonra suda soğutulmuştur. Metalografik işlemlerin ardından mikroyapı incelemeleri optik mikroskop ve SEM-EDS kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Tane boyutu ve şekil faktörü hesaplamalarından sonra, deneysel çalışmalarda kullanılan AA7075 ve AA2014 alaşımlarının tane kabalaşma kinetikleri birbirleriyle kıyaslanmıştır.

6.2.2 Tikso-şekillendirme Süreçleri ve Isıl İşlem

Eğimli soğutucu ile döküm vasıtasıyla, AA2014 alaşımı kullanılarak üretilmiş hammaddeler 620 °C'de 10, 20, 30, 50, 40, 60, 80 ve 120 dk'lık yeniden ısıtmanın ardından 75 MPa şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiştir. Elde edilen tikso-şekillendirilmiş ürünlerde mikroyapı ve sertlik incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

Daha sonrasında ise 20, 40, 60, 80 ve 120 dk boyunca yeniden ısıtılan ve tikso-şekillendirilen numuneler; 500 °C'de 85 dk boyunca çözeltiye alınıp suda soğutulmuş ve ardından 170 °C'de 10 saat boyunca yapay yaşlandırmaya tabi tutulmuştur. Elde edilen nihai ürünlerin; mikroyapıları ile sertlik, çekme ve korozyon davranışları incelenmiştir.

7
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Gerçekleştirilen çalışmalar kapsamında eğimli soğutucu ile döküm vasıtasıyla hammadde üretimi ve üretilen bu hammaddelerin tikso-şekillendirilmesine etki eden çeşitli parametreler araştırılmıştır. İlgili parametrelerin proseslere etki ediş biçimi ve elde edilen ürünler üzerinde gerçekleştirilen karakterizasyon çalışmalarına dair bulgular, deneysel çalışmalar bölümünde olduğu gibi, AA7075 ve AA2014 alaşımları için farklı alt başlıklarda tartışılmıştır.

7.1 AA7075 Alaşımının Eğimli Soğutucu ile Dökümü

Mevcut deney düzeneğine dair tüm optimizasyon süreci AA7075 alaşımı kullanılarak gerçekleştirilmiş olup; ilgili süreç tikso-şekillendirilecek hammaddelerin eğimli soğutucu ile döküm yoluyla üretimine etkiyen parametrelerin araştırılması ile başlamıştır.

7.1.1 Döküm Sıcaklığının Etkileri

Ergitme işlemi sırasında uygulanan üst ısının elde edilen hammaddenin mikroyapısal özellikleri üzerindeki etkilerinin araştırılması için 650 mm uzunluğunda bakır eğimli soğutucu kullanılarak beş farklı döküm sıcaklığında (645, 655, 665, 675 ve 685 ° C) döküm işlemleri gerçekleştirilmiştir. Döküm işlemleri sonucunda elde edilen döküm verimi ve hammaddelere ait yoğunluk ölçümleri Tablo 7.1'de verilmiştir.

Tablo 7.1 Döküm sıcaklığına bağlı; kalıntı kabuk yüzdesi (%), döküm verimi (%), yoğunluk (g/cm^3) verileri

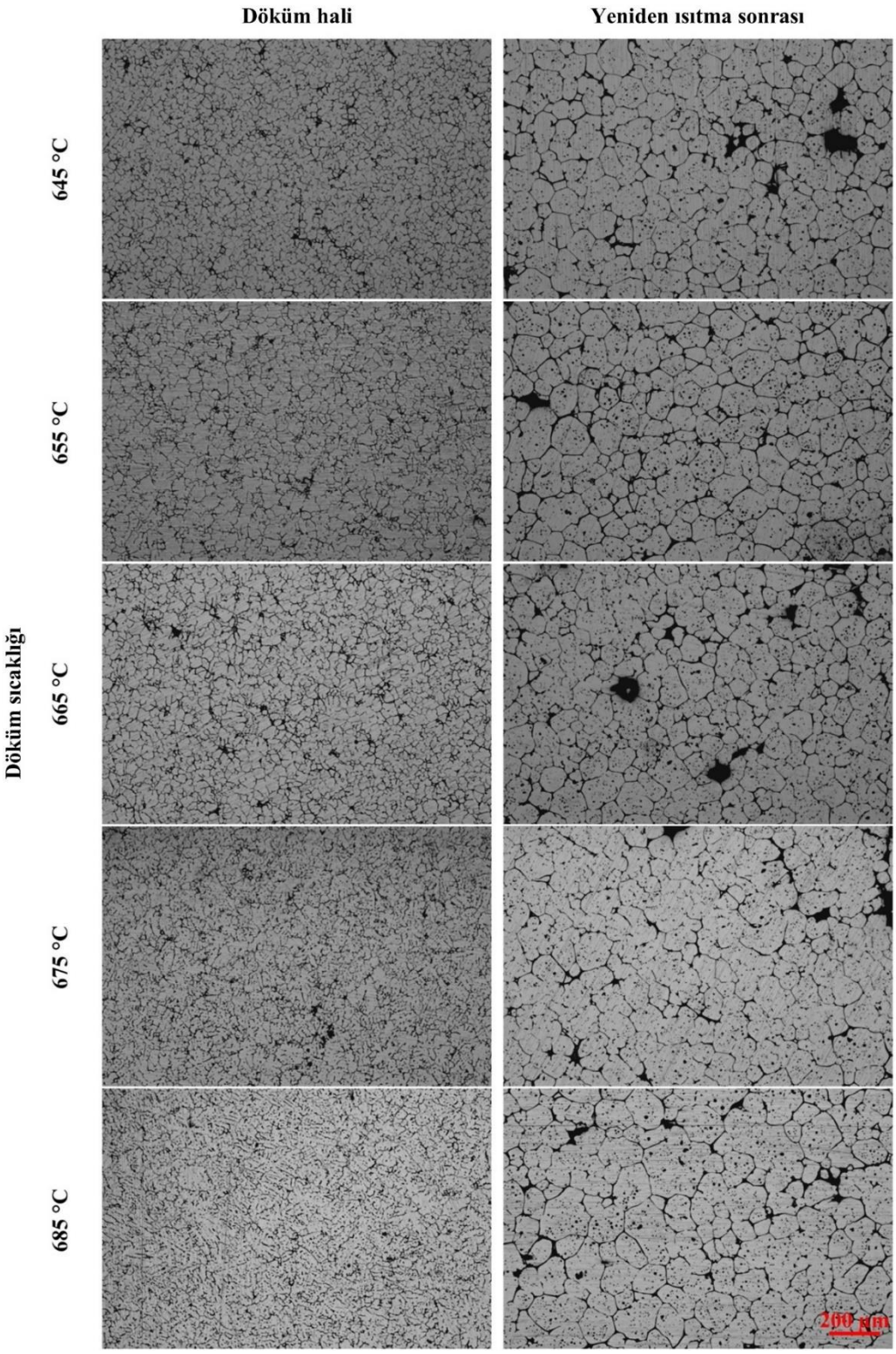
Döküm sıcaklığı (°C)	**Kalıntı kabuk yüzdesi (şarj ağırlığına oranla %)**	**Döküm verimi (%)**	**Hammadde yoğunluğu (g/cm^3)**	**Teorik porozite (%)**
645	8,37	86	2,68	4,63
655	8,14	88	2,67	4,98

Tablo 7.1 Döküm sıcaklığına bağlı; kalıntı kabuk yüzdesi (%), döküm verimi (%), yoğunluk (g/cm^3) verileri (devamı)

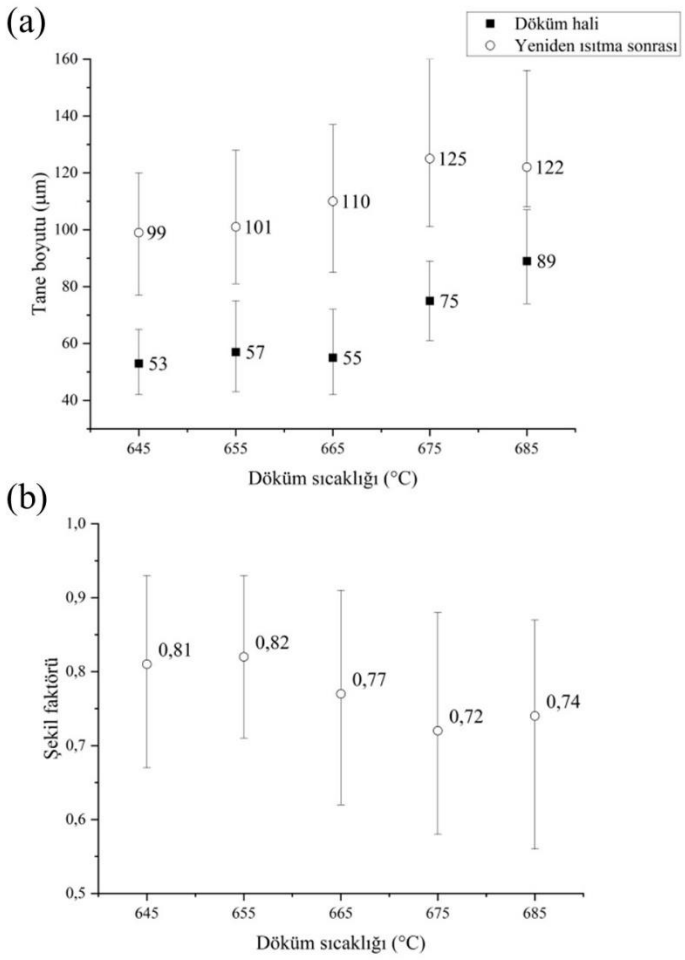
665	8,22	86	2,65	5,69
675	7,14	87	2,70	3,91
685	6,88	90	2,71	3,56

Elde edilen sonuçlara göre, farklı döküm sıcaklıklarında gerçekleştirilen dökümler; %86 ile %90 arasında verim ile gerçekleştirilmiştir. Beş farklı sıcaklıkta test edilen ergiyiklerin sahip oldukları düşük üst ısıya rağmen elde edilen döküm verimi değerlerinin yüksek oluşu, alaşımın likidüs sıcaklığının yaklaşık 10 °C üzerinde dahi, eğimli soğutucu ile döküm kurulumuna uygun akışkanlığa sahip olduğuna işaret etmektedir. Görece yüksek döküm verimine rağmen hesaplanan teorik porozite değerleri bir miktar yüksek bulunmuştur. Bu noktada eğimli soğutucu ile hammadde üretim prosesleri sırasında ilaveten herhangi bir sıvı metal işlemi uygulanmadığını vurgulamak yerinde olacaktır.

Bu deney setinde üretilen hammaddelere ait döküm hali ve yeniden ısıtma işlemi sonrası mikroyapılar Şekil 7.1'de verilmiştir. Yeniden ısıtma işlemleri 615 °C'de 40 dk boyunca gerçekleştirilmiştir. İlk bakışta; döküm hali numunelerinde 665 °C döküm sıcaklığına kadar eş-eksenli tane morfolojisi gözlenmektedir. Bununla birlikte, giderek artan üst ısı ile daha kaba rozet tipi morfoloji belirgin hale gelmiştir. Düşük üst ısının, tüm ergiyiğin bütün olarak aşırı soğumasına yol açtığı ve dolayısıyla heterojen çekirdeklenmenin oluşan çok sayıda çekirdekle birlikte meydana geldiği belirtilmektedir. Bu durum, katılaşan kristallerden onları çevreleyen sıvıya ısı akışıyla beraber aşırı soğumuş ergiyik boyunca eş-eksenli büyüme ile sonuçlanmaktadır [147]. Bu fenomene ek olarak; eğimli soğutucu kullanılması nedeniyle, soğutucu üzerinde hızlı soğuma etkisi ile oluşan birincil kristaller sıvı metalin hareketi ile eğimli soğutucudan ayrılıp kalıp içerisine sürüklenmektedir. Bu kristaller, eriyiğin geri kalanı için heterojen çekirdeklendirici görevi görmekte, böylece ince ve dendritik olmayan mikroyapı elde edilmektedir. Yeniden ısıtılmış mikroyapılar incelendiğinde ise tüm döküm sıcaklığı numunelerinde farklı ölçüde küresel bir mikroyapı elde edildiği görülmektedir. Bu mikroyapılar üzerinde gerçekleştirilen nicel ölçümler Şekil 7.2'de verilmiştir.



Şekil 7.1 Döküm sıcaklığı numunelerine ait döküm hali ve yeniden ısıtma sonrası elde edilen mikroyapılar



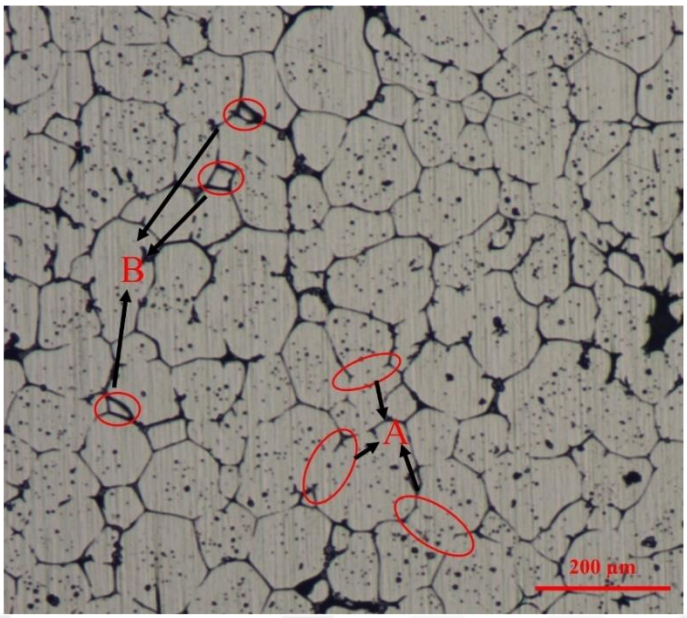
Şekil 7.2 Döküm sıcaklığı numunelerine ait ölçülmüş; (a) tane boyutu ve (b) şekil faktörü değerleri

Döküm hali numunelerinin mikroyapılarında yapılan ölçümlere göre, en düşük döküm sıcaklığı ile en ince mikroyapı elde edilmiş ve 645 °C'de dökülen numune için ortalama tane boyutu 53 µm olarak ölçülmüştür. 665 ° C'ye kadar tane boyutunda önemli bir değişiklik gözlemlenmemiştir. Ancak bu noktanın ötesinde tane boyutu değerlerinde dikkat çekici bir artış mevcuttur. 675 ° C ve 685 ° C'de üretilmiş hammaddelerin ortalama tane boyutu değerleri sırasıyla 75 ve 89 µm olarak ölçülmüştür. Tane boyutundaki değişimin (Δd) uygulanan üst ısı miktarındaki değişim (ΔT) ile olan ilişkisi Bolzoni vd. [148] tarafından Arhennius benzeri bir eşitlikle ortaya konmuştur. Eşitlik 7.1'de yer alan A; üstel sabiti, E_a; aktivasyon enerjisini ve R ise gaz sabitini temsil etmektedir. Katılaşma ve tane büyümesi difüzyonla çalışan süreçler oldukları için döküm sonrası elde edilen ortalama tane boyutunun tatbik edilen üst ısı miktarının üstel tersiyle orantılı

olduğunu ve bu nedenle de daha düşük döküm sıcaklıklarının daha ince tane morfolojisini desteklediğini söylemek mümkündür [149].

$$\Delta d = Ae^{-\frac{Ea}{R\Delta T}} \quad (7.1)$$

Yeniden ısıtma işlemi sonrasında elde edilen yarı-katı hammaddeye dair temel mikroyapısal beklentiler; 100 μm'den küçük ortalama tane boyutu ve 0.7'den yüksek şekil faktörü olarak tanımlanmaktadır [111], [150]. Gerçekleştirilen ölçümlere göre yeniden ısıtılan tüm numuneler 0,70'in üzerinde şekil faktörüne sahip olmakla birlikte elde edilen sonuçlar 0,82 ile 0,72 arasında değişmiştir. 645 ve 655 °C'de dökülen ve yeniden ısıtılan numunelerin ortalama şekil faktörü değerleri 0,8'den yüksek bulunmuştur. Diğer taraftan yeniden ısıtılmış numunelerin ortalama tane boyutu değerleri 645 °C ve 655 °C'de gerçekleştirilen dökümle elde edilen numunelerde 100 μm civarında bulunmuştur. Bu döküm sıcaklığının üzerinde, artan üst ısı ile birlikte meydana gelen daha kaba taneli döküm hali mikroyapıları, yeniden ısıtılmış numunelerde daha şiddetli tane kabalaşma kinetiği ile sonuçlanmıştır. Mikroyapının kabalaşması, yeniden ısıtma işlemi sırasında iki farklı mekanizma tarafından yürütülmektedir; birleşme (coalescence) ve Ostwald olgunlaşması (Ostwald ripening). Bu iki mekanizma yeniden ısıtma sürecinde kısmi ergiyik oluşurken simültane olarak gerçekleşmektedir. Ancak, bitişik tanelerin ortak kristalografik yönelimlere sahip olduğu durumlarda ortaya çıkan birleşme mekanizması yeniden ısıtma sürecinin erken aşamalarına hakimdir [151]. Kısa yeniden ısıtma sürelerinde bitişik tanelerin sayısı nispeten fazla olduğu için tane kabalaşmasının küçük tanelerin birleşmesi yoluyla gerçekleşmesi daha muhtemeldir. Öte yandan uzun bekletme sürelerinde ise bitişik tanelerin sayısı azalmaktadır. Bunun bir sonucu olarak da baskın tane kabalaşama mekanizması Ostwald olgunlaşmasına dönüşmektedir. Bu kabalaşma türünde ise katı-katı etkileşimi limitli olduğu için küçük taneler ergiyerek büyük tanelerin daha da kabalaşmasına sebep olmaktadır [152]. Bu deney setinde tatbik edilen yeniden ısıtma koşulları altında (615 °C, 40 dakika), her iki mekanizma da yeniden ısıtma işlemi sonrası mikroyapılar üzerinde gözlemlenmiş ve Şekil 7.3'te gösterilmiştir. Burada A ile işaretlenmiş bölgede katı-katı etkileşiminin mevcudiyeti nedeniyle birleşme mekanizması ile kabalaşacak olan taneler gösterilirken, B ile işaretlenmiş kısımlarda ise kısmi ergiyik tarafından çevrilmiş ve bu durum sonucunda Ostwald olgunlaşması ile ergiyecek olan küçük taneler gösterilmiştir.



Şekil 7.3 645 °C döküm sıcaklığında üretilen AA7075 numunesinin yeniden ısıtma sonrası mikroyapısı; her iki kabalaşma mekanizmasının gösterimi

7.1.2 Döküm Açısının Etkileri

Döküm açısının etkilerini değerlendirmek için; 650 mm uzunluğunda bir eğimli soğutucu kullanılarak, 645 °C döküm sıcaklığında, 15° ile 75° arasında beş farklı döküm açısı ile hammadde üretimi gerçekleştirilmiştir. Hammadde üretimi gerçekleştirildikten sonra, üretilen hammaddeler ve eğimli soğutucuda kalan kabuklar döküm verimini belirlemek için tartılmıştır. Ayrıca değişen eğim açısının elde edilen hammaddelerin fiziksel özellikleri üzerindeki olası etkilerini değerlendirmek için yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilmiş ve sonuçlar Tablo 7.2'de paylaşılmıştır.

Tablo 7.2 Döküm açısına bağlı; kalıntı kabuk yüzdesi (%), döküm verimi (%), yoğunluk (g/cm^3) verileri

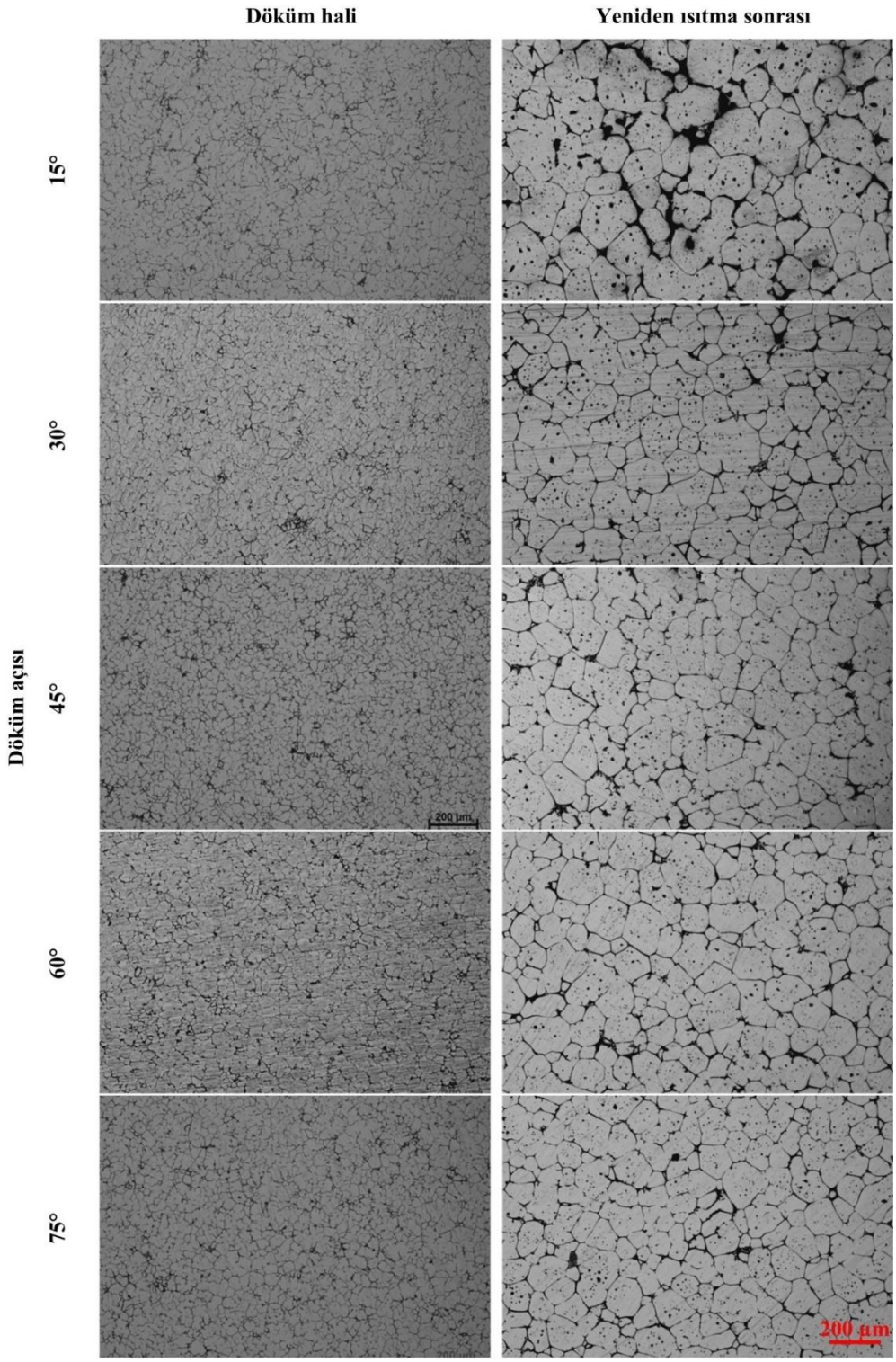
Döküm açısı (°)	**Kalıntı kabuk yüzdesi (şarj ağırlığına oranla %)**	**Döküm verimi (%)**	**Hammadde yoğunluğu (g/cm^3)**	**Teorik porozite (%)**
15	25,8	66	2,68	4,63
30	12,34	83	2,68	4,63

Tablo 7.2 Döküm açısına bağlı; kalıntı kabuk yüzdesi (%), döküm verimi (%), yoğunluk (g/cm^3) verileri (devamı)

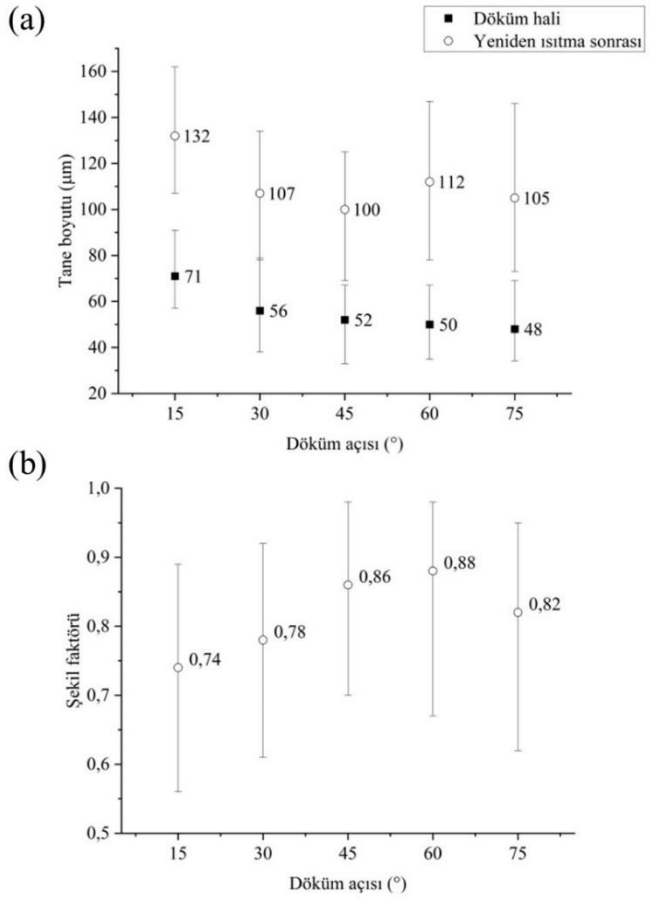
45	8,45	85	2,67	4,98
60	5,44	90	2,68	4,63
75	5,04	90	2,63	6,41

Kullanılan düzenekte döküm açısı 15°'ye düştüğü zaman döküm verimi, dramatik bir düşüşle, %66 olarak hesaplanmıştır. Döküm açısının bu denli düşük oluşu sıvı metal ile eğimli soğutucu arasındaki etkileşim süresini idealin üzerine çıkarmakta ve seçilen döküm sıcaklığında dökülen metalin %25,8'inin kabuğa gitmesine sebep olmaktadır. 45° ve üzerindeki döküm açılarında ise döküm veriminin %85'in üzerine çıktığı görülmektedir. Bununla birlikte, döküm açısının alışılagelmişin üzerinde tutulduğu denemede ise yüksek açının neden olduğu türbülanslı akış baloncuk oluşumu ihtimalini artırmış ve 75° ile üretilen numunede hesaplanan teorik porozite görece yüksek bulunmuştur. Eğimli soğutucu ile döküm neticesinde elde edilen hammaddeler üzerinde gerçekleştirilen tüm ölçümler sonucunda; 45° ve 60° döküm açısı ile gerçekleştirilen denemelerin görece yüksek verimle birlikte, ölçülen teorik porozitesi düşük hammadde eldesine imkan sunduğu görülmüştür.

Bu gözlemleri takiben, döküm hali ve yeniden ısıtma işlemi (615 °C, 40 dk) sonrasında elde edilen mikroyapılar Şekil 7.4'te, döküm açısına bağlı olarak değişen ortalama tane boyutu ve şekil faktörü değerlerine ait ölçümler ise Şekil 7.5'te paylaşılmıştır.



Şekil 7.4 Döküm açısı numunelerine ait döküm hali ve yeniden ısıtma sonrası elde edilen mikroyapılar



Şekil 7.5 Döküm açısı numunelerine ait ölçülmüş; (a) tane boyutu ve (b) şekil faktörü değerleri

Döküm hali numunelerinden elde edilen sonuçlara göre; döküm açısına bağlı olarak tane boyutundaki değişim 15° numunesi dışında benzer aralıkta ölçümlenmiş ve sonuçlar 48-56 µm arasında değişmiştir. 15°'lik döküm açısıyla gerçekleştirilen proses neticesinde elde edilen kaba tane morfolojisi yeniden ısıtma işlemi sonrasında daha da belirgin hale gelmiş, diğer dört döküm açısı ile üretilmiş numunelerde 100 µm ile 112 µm arasında ölçülen yeniden ısıtma sonrası tane boyutu bu numunede 132 µm olarak ölçülmüştür.

Eğimli soğutucu ile döküm prosesiyle ince ve dendritik olmayan tane morfolojisi için çok sayıda çekirdek herhangi bir yeniden ergime olmadan, mevcut kesme kuvvetinin etkisiyle soğutucu yüzeyinden ayrılmalıdır. Akış sırasında ergiyiğe eğimli soğutucu tarafından yer çekimi etkisiyle uygulanan kesme kuvveti, Southard tarafından [153] Newton'un ikinci yasasına göre formülize edilmiştir. Eşitlik 7.2'de yer alan τ_0, γ, α ve R_H sırasıyla; etkin kesme kuvvetini, sıvının özgül ağırlığını, eğim açısını ve hidrolik yarıçapı temsil etmektedir. Bu eşitliğe göre uygulanan kesme

kuvveti eğim açısının sinüsü ile doğru orantılıdır. Bu nedenle, etkin kesme kuvvetinin büyüklüğü eğim açısının artmasıyla artmaktadır.

$$\tau_0 = \gamma sin\alpha R_H \quad (7.2)$$

Tüm bu bilgiler ışığında; sıvı metal ile eğimli soğutucu arasındaki uzun süreli etkileşim, uygulanan kesme kuvvetinin yetersizliği ve soğutucu üzerinde oluşan kristallerin yeniden ergimesi nedeniyle 15° döküm açısı ile üretilen numune mikroyapısal olarak kaba tane morfolojisiyle karakterize olmaktadır. İlave olarak, kullanılan düzenekte bakır boruya su soğutma uygulanmadığı için 15°'lik döküm açısında borunun ısınmasından kaynaklı soğutma veriminin de düştüğü tahmin edilmektedir. Öte yandan, artan döküm açısı ile akış modu daha türbülanslı bir hal almakta ve bu sayede katılaşma cephesindeki sıcaklık ve konsantrasyon gradyanı azalmaktadır [154]. Böylece soğutucu üzerinde dendritik katılaşma baskılanmakta ve oluşan eş-eksenli kristaller artan kesme kuvvetiyle birlikte herhangi bir aglomerasyon olmaksızın soğutucu yüzeyinden ayrılabilmekte ve sonuç olarak daha ince bir tane morfolojisi elde edilebilmektedir.

Yeniden ısıtılan mikroyapılar üzerinde yapılan şekil faktörü ölçümlerine göre 45°'nin altındaki döküm açıları 0,80'den küçük ortalama şekil faktörü ile sonuçlanmıştır. Bu bulgu, uygulanan kesme kuvveti, türbülanslı akış ve eğim açısı arasındaki üçlü ilişki ile ilgili yukarıda belirtilen teorileri desteklemektedir. Yeniden ısıtılan numunelerin ortalama şekil faktörü değerleri 45° ve 60° numuneleri için sırasıyla 0,86 ve 0,88 olarak ölçülmüştür. Her iki değer de yarı-katı şekillendirilebilirlik açısından oldukça uygundur. Bununla birlikte, eğim açısında gerçekleşen daha ileri bir artış, ortalama şekil faktörü değerinde hafif bir düşüşle sonuçlanmıştır. Bu düşüş, hammadde üretim işlemi sırasında kullanılan aşırı dik döküm açısı nedeniyle proses sırasında meydana gelen ısı transferindeki azalma ile ilişkilendirilebilir.

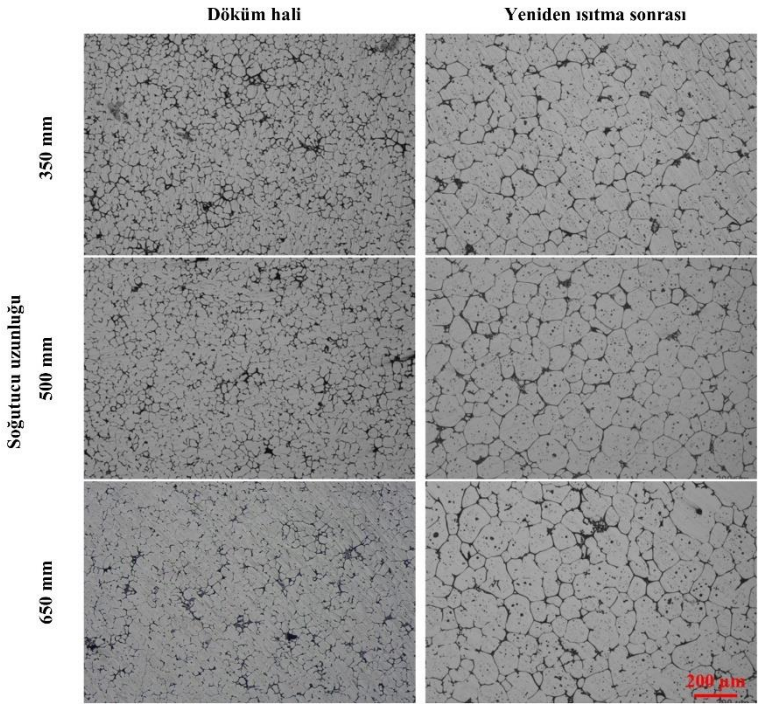
7.1.3 Soğutucu Uzunluğunun Etkileri

Döküm sıcaklığı ve döküm açısı üzerinde yapılan değerlendirmelerin ardından eğimli soğutucu ile döküm tekniğindeki bir diğer önemli parametre olan soğutucu uzunluğunun üretilen hammaddelerin mikroyapısı üzerindeki etkileri incelenmiştir. Bu etkileri araştırmak için hammadde üretim süreçlerinde aynı kalınlıkta (3 mm) fakat farklı uzunluklarda (350, 500 ve 650 mm) üç farklı eğimli soğutucu

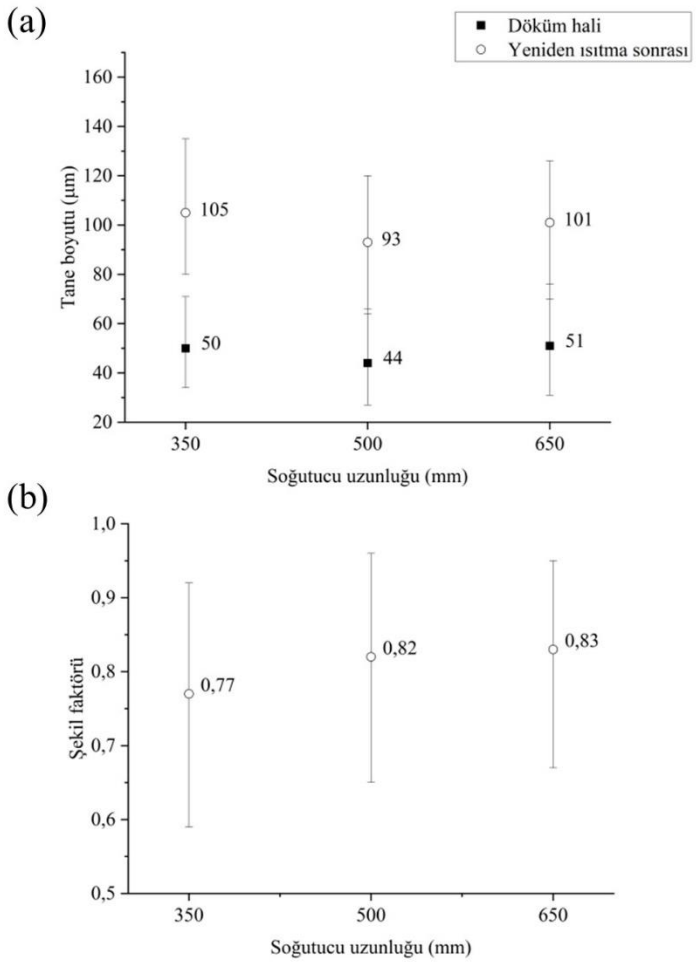
kullanılmıştır. Dökümler 645 °C döküm sıcaklığında ve 45° döküm açısıyla gerçekleştirilmiştir. Hammadde üretim aşamasının ardından tüm numuneler aynı yeniden ısıtma sürecine tabi tutulmuştur. Her bir dökümün verimi ve üretilen hammaddelerin fiziksel özellikleri Tablo 7.3'te verilmiştir. Soğutucu uzunluğuna bağlı olarak ortaya çıkan mikroyapılar ve bu mikroyapılar üzerinde gerçekleştirilen tane morfolojisine dair ölçümler ise sırasıyla Şekil 7.6 ve Şekil 7.7'de paylaşılmıştır.

Tablo 7.3 Soğutucu uzunluğuna bağlı; kalıntı kabuk yüzdesi (%), döküm verimi (%), yoğunluk (g/cm^3) verileri

Soğutucu uzunluğu (mm)	**Kalıntı kabuk yüzdesi (şarj ağırlığına oranla %)**	**Döküm verimi (%)**	**Hammadde yoğunluğu (g/cm^3)**	**Teorik porozite (%)**
350	6,33	90	2,68	4,63
500	6,44	89	2,67	4,98
650	10,22	84	2,67	4,98



Şekil 7.6 Soğutucu uzunluğu numunelerine ait döküm hali ve yeniden ısıtma sonrası elde edilen mikroyapılar



Şekil 7.7 Soğutucu uzunluğu numunelerine ait ölçülmüş; (a) tane boyutu ve (b) şekil faktörü değerleri

Döküm verimi, önceki adımlarda gerçekleştirilen incelemeler neticesinde, 650 mm eğimli soğutucu uzunluğu ve 45° döküm açısı için yaklaşık %85 olarak tespit edilmişti. Eğimli soğutucu uzunluğunun etkilerinin incelendiği bu deney setinde ise; 350 ve 500 mm uzunluğundaki soğutucuların kullanımı neticesinde, üretilen hammaddelerin yoğunluğunda kayda değer bir değişim olmadan döküm veriminin %90'a kadar yükseldiği görülmüştür.

Eğimli soğutucu ile döküm tekniğinde kullanılan soğutucunun uzunluğu, üretilen hammaddelerin mikroyapısına etkiyen bir diğer kritik parametre olarak bilinmektedir. Proses sırasında gerçekleşen ısı transferi ve sıvı metale etkiyen kesme kuvvetinin süresi kullanılan soğutucunun uzunluğuna bağlı olarak değişmektedir. Bununla birlikte, eğimli soğutucunun idealden uzun olması, eğimli soğutucu ile sıvı metal arasında oluşan artık kabuğun kalınlığında artışa neden olabilmektedir. Bu durum, akış sırasında aktarılan ısı miktarında meydana gelen

düşüş nedeniyle soğutucu üzerindeki çekirdeklenme hızının düşmesiyle sonuçlanmaktadır [80].

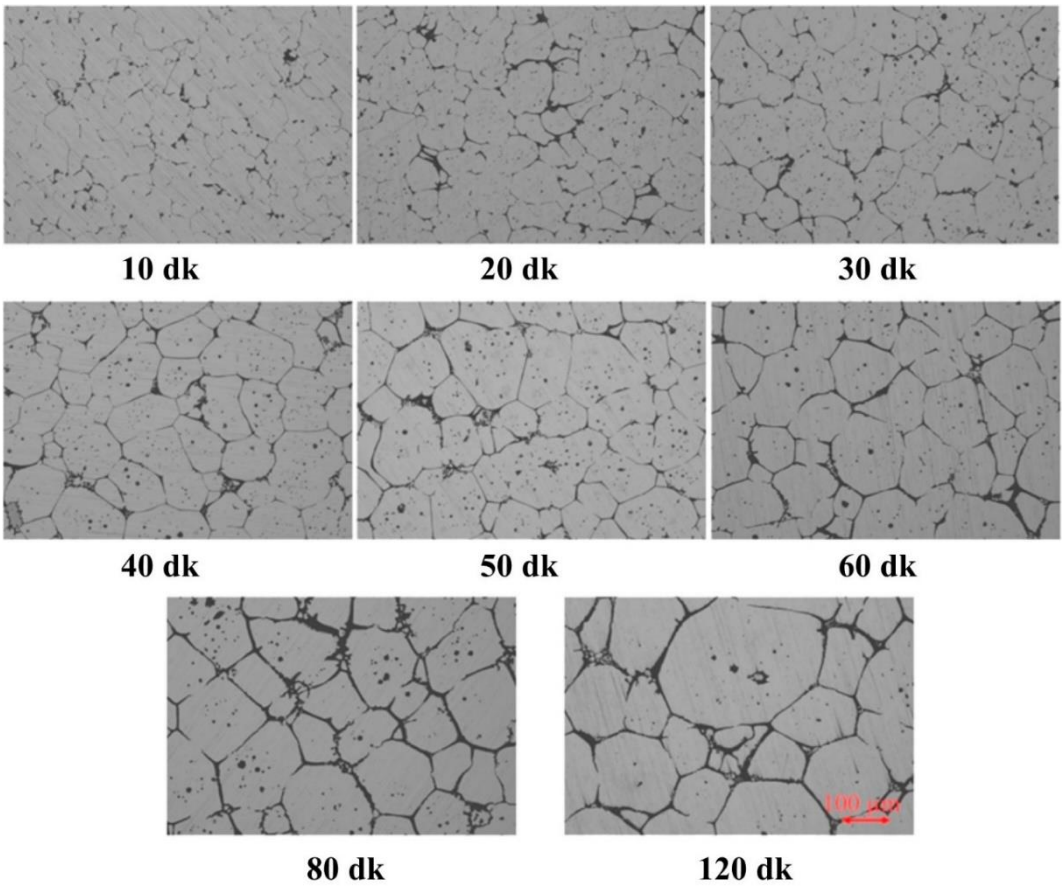
Gerçekleştirilen mikroyapısal ölçümlere göre 500 mm'lik soğutucunun kullanımı ile hem döküm hali hem de yeniden ısıtma sonrasında görece olarak daha ince bir mikroyapı elde edilmiştir. Yeniden ısıtılmış numunelerin şekil faktörü değerleri 500 ve 650 mm'lik soğutucu uzunluklarında için 0.80'den yüksek bulunmuş, 350 mm uzunluğundaki eğimli soğutucu ile üretilip yeniden ısıtılmış hammaddelerde ise ortalama şekil faktörü değeri 0,77 olarak gözlenmiştir. Birol'un [66] da gerçekleştirdiği çalışmada bahsettiği üzere; yüksek miktardaki üst ısının uzaklaştırılabilmesi için daha uzun soğutma mesafesinin gerekliği ancak artan döküm sıcaklıklarında eğimli soğutucu uzunluğunun etkilerini kayda değer hale getirmektedir. Çalışmanın bu bölümünde seçilen döküm sıcaklığı likidüs sıcaklığının yaklaşık 10 °C üzerinde olduğu için birincil kristallerin çekirdeklenmesi için gerekli olan etkin uzunluk kısaltılmış ve bu nedenle elde edilen kantitatif mikroyapısal özellikler üç farklı soğutucu için dar bir aralıkta bulunmuştur.

7.1.4 Yeniden Isıtma Süresinin Etkileri

Çalışmanın bu kısmına kadar eğimli soğutucu ile döküme dair temel proses parametrelerin etkileri hem döküm hali hem de yeniden ısıtılmış numuneler için incelenmiştir. Bu noktaya kadar gerçekleştirilen yeniden ısıtma işlemlerinde seçilmiş olan yeniden ısıtma kondisyonu, numunelerin birbirleriyle karşılaştırılabilmeleri amacıyla tüm hammaddeler için 615 ° C'de 40 dk olacak şekilde sabit tutulmuştu.

Ancak, yeniden ısıtma işleminin optimizasyonu da uygun bir tikso-şekillendirme prosesi için oldukça büyük önem arz etmektedir. Oluşan kısmi ergiyiğin miktarı, malzemenin yarı katı sıcaklık aralığına yeniden ısıtılmasını takiben sıvı fazın tane sınırlarına penetrasyonu ile ve dolayısıyla da yeniden ısıtma kondisyonuyla doğrudan ilişkilidir. Kısmi ergiyik oluşumunu takiben, mikroyapıda küreselleşme ve tane kabalaşma mekanizmaları işlemeye başlamaktadır. Yetersiz yeniden ısıtma kondisyonu katı tanelerin eksik küreselleşmesine neden olurken uzun süreler ise aşırı tane kabalaşması ile sonuçlanmakta ve tikso-şekillendirilmiş numunelerin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir [20], [151], [155].

Çalışmanın bu kısmında yeniden ısıtma işlemi sonrasında ortaya çıkan küresel tane morfolojisindeki farklılıkları gözlemlemek için üretilmiş hammaddeler, alaşımın likidüs sıcaklığının yaklaşık 20°C altı olan 615 °C'de; 10, 20, 30, 40, 50, 60, 80 ve 120 dk boyunca yeniden ısıtılmışlardır. Eğimli soğutucuyla döküm yoluyla hammadde üretim işlemleri; 645 °C'de, 500 mm uzunluğunda soğutucu kullanılarak, 45° döküm açısıyla gerçekleştirilmiştir. Yeniden ısıtma ve akabinde suda soğutma prosedürlerini takiben elde edilen mikroyapılar Şekil 7.8'de verilmiştir.



Şekil 7.8 615 °C'de farklı süreler boyunca yeniden ısıtılmış AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri

Elde edilen mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, yeniden ısıtma işleminin erken safhalarında oluşan sıvı fazın birbirlerine komşu katı taneler boyunca dağıldığı görülmektedir. Bu süreçte, katı-katı etkileşimlerinin tane büyümesinde etkin rol aldığı birleşme mekanizmasının baskın olduğu bilinmektedir [8], [156]. İşlemin gerçekleştirildiği koşullarda katı fraksiyon %60'ın üzerinde olduğu için özellikle 40 dk altında yeniden ısıtma işlemlerine tabi tutulan numuneler için bu fenomen oldukça iyi biçimde gözlemlenmektedir. Mikroyapıdaki α-Al katı tanelerinin

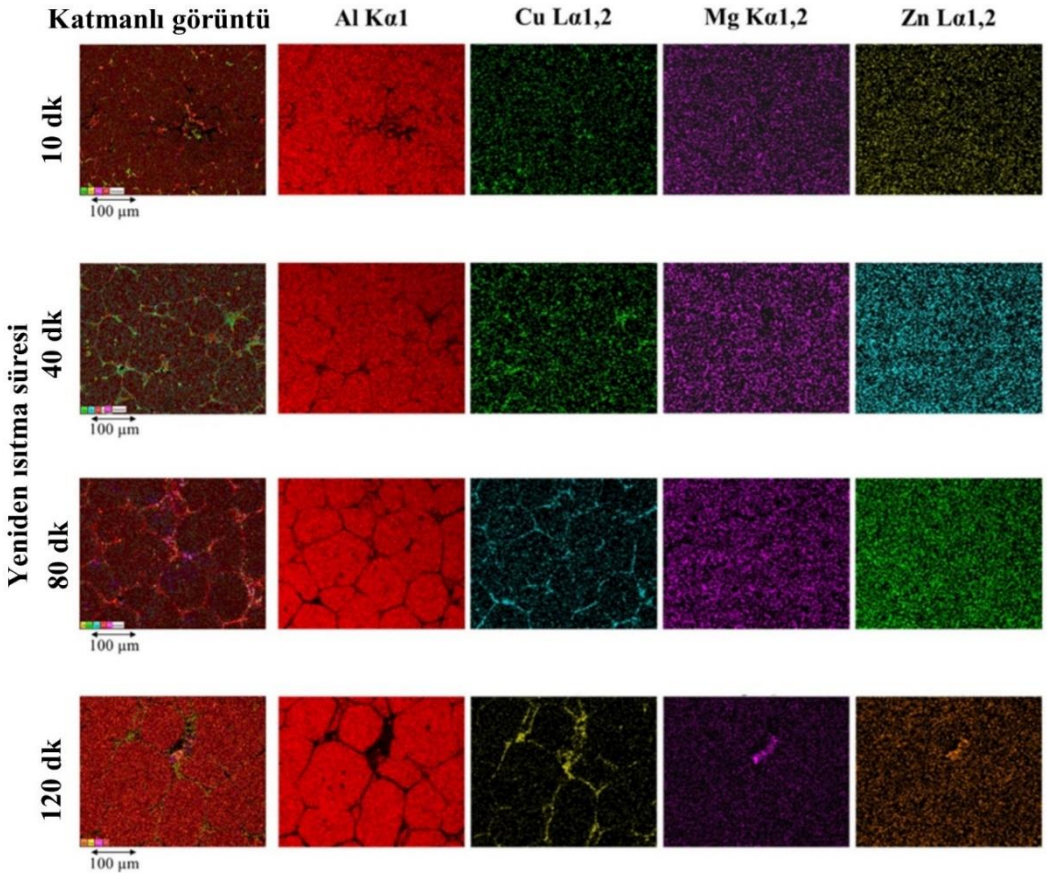
sınırlarının kısmi ergiyik ile çevrelenmesi, bu bölgelerin sıvı film tarafından ıslatılmasını takiben yeniden ısıtmanın 40. dk'sından sonra başlamaktadır. Yeniden ısıtma süresindeki artış ile birlikte alaşım elementlerinin tane sınırları gibi yüksek enerji bölgelerine difüzyonu bu bölgelerde ergime sıcaklığı düşük bileşenlerin oluşumuna imkan sağlamakta ve bu şekilde kısmi ergiyik meydana gelmektedir. Yeniden ısıtma sürecinin bu safhasından sonra ise katı tanelerin kabalaşması ve küreselleşmesi ivmelenmiştir. Oluşan kısmi ergiyik ağının kalınlığı, yeniden ısıtma süresinin artmasıyla beraber artmış ve katı tanelerin kısmi eriyik tarafından tamamen çevrelenmesi yeniden ısıtmanın 80. dk'sı itibariyle tamamlanmıştır. Artan yeniden ısıtma sürelerinde, Ostwald olgunlaşması mekanizması katı taneler arasındaki etkileşimin kısmi ergiyik tarafından sınırlandırılması nedeniyle tane kabalaşmasına hakim olmaya başlamıştır. Bu mekanizma, esas olarak farklı boyutlardaki tanelerin yüzey eğriliklerindeki farklılıklar ve alaşım elementlerinin sürekli difüzyonu tarafından yönetilmektedir. Yukarıda bahsedilen mekanizmanın termodinamik arka planı ise denge ergime noktasındaki değişim ile katı yüzey eğriliği arasındaki ilişkiye göre aşağıda verilen Eşitlik 7.3'le açıklanmaya çalışılmaktadır [157], [158].

$$\Delta T_r = {-2\sigma T_m V_s \kappa}/{\Delta H} \tag{7.3}$$

Eşitlik 7.3'teki ΔT_r; denge ergime noktasındaki azalmayı, σ; yüzey gerilimini, T_m; denge dönüşüm sıcaklığını, V_s; katı hacmini, κ; katı yüzey eğriliğini ve ΔH; entalpideki molar değişimi temsil etmektedir. ΔH'ın negatif bir değere sahip oluşu ve küçük tanelerin yüzey eğriliğinin büyük tanelere göre daha yüksek olmasından ötürü küçük tanelerin denge ergime noktasındaki düşüş daha yüksek miktarda gerçekleşmektedir. Bu mekanizma küçük tanelerin tercihli olarak ergimesini ve büyük tanelerin büyümeye devam etmesini desteklemektedir. Tane kabalaşmasına ek olarak, aynı mekanizmanın mevcut tanelerin küreselleşmesinde de rol oynadığı bilinmektedir. Köşeli geometriler küresel olanlara nazaran daha yüksek eğriliğe sahip oldukları için yeniden ısıtma sürecinde öncelikli olarak ergimeye başlamaktadırlar [159].

Mevcut alaşım elementlerinin yeniden ısıtma sürecindeki difüzyon eğilimlerini gözlemlemek için; 10, 40, 80 ve 120 dk boyunca yeniden ısıtılmış numuneler

üzerinde EDS haritalama analizi gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar Şekil 7.9'da verilmiştir.



Şekil 7.9 AA7075 alaşımında dört farklı sürede gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından elde edilen EDS haritaları

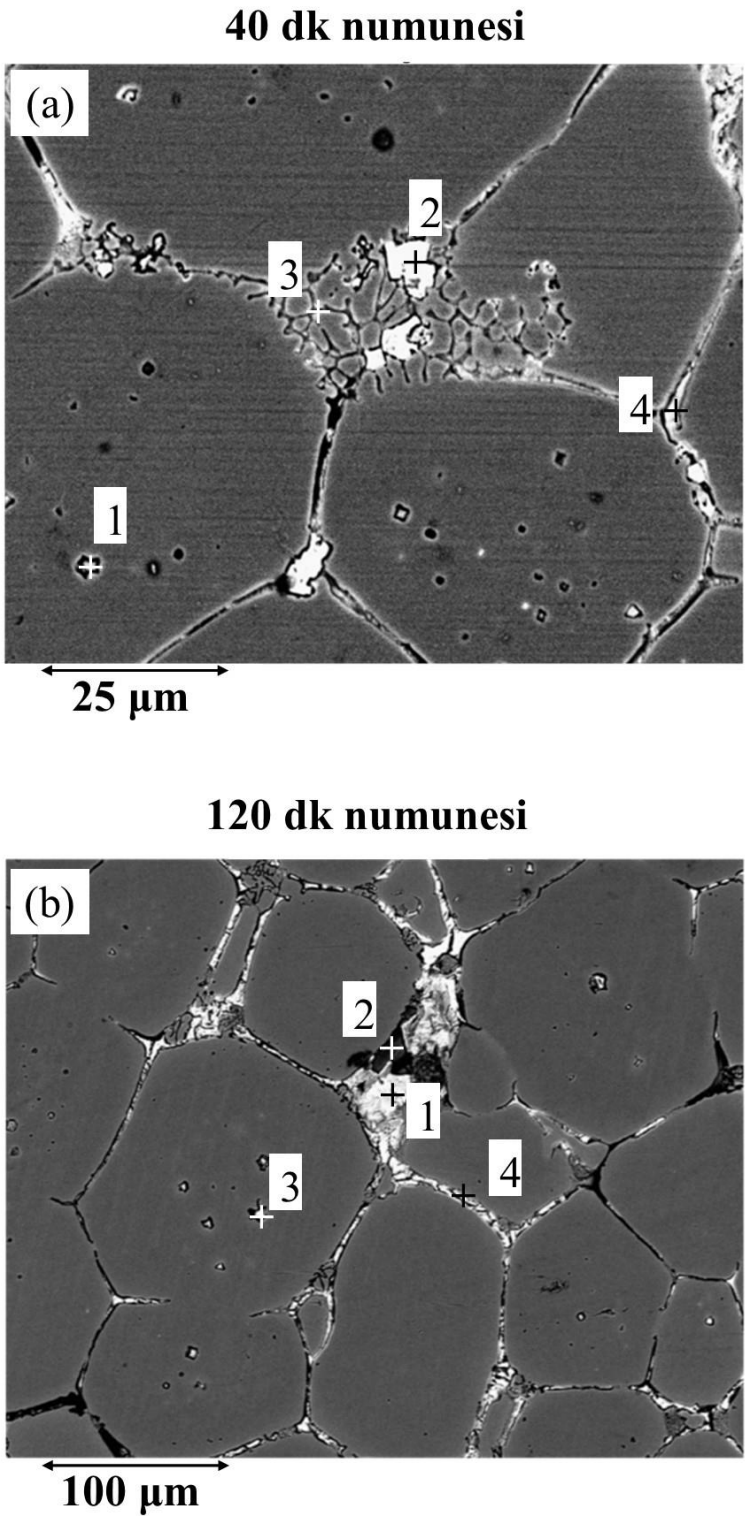
Elde edilen bulgulara göre artan yeniden ısıtma süresiyle birlikte meydana gelen kısmi ergiyikteki artışın Cu'nun taneler arası bölgeye difüzyonuyla desteklendiği görülmektedir. SIMA prosesi tabanlı birtakım çalışmalarda [8], [160]; Zn ve Mg'nin de yeniden ısıtma sürecinde tane sınırlarına göçünün meydana geldiği bildirilmiştir. Ancak her iki element de Al içerisinde yüksek çözünürlüğe sahip olduğu için elde edilen EDS haritalama görüntülerinde bariz bir difüzyon örgüsü gözlemlenmemektedir. Bununla birlikte 120 dk numunesinde görüldüğü üzere, tane sınırlarında oluşan kompleks intermetaliklerin bulunduğu bölgelere bu alaşım elementlerinin segregasyonundan bahsedilebilmektedir.

Hem optik mikroskop görüntüleri hem de haritalama analizi ile gözlemlenebilen bir diğer husus ise tane içi hapsolmuş sıvı bölgelerinin yeniden ısıtma süresine bağlı olarak farklılaşmasıdır. Bu bölgeler, yeniden ısıtma işleminin erken aşamalarında taneler arası sıvı faz ile eş zamanlı olarak oluşmaya başlamaktadırlar.

Oluşumlarının ardından, katı tanelerin kabalaşmasıyla birlikte daha da büyüyüp katı-sıvı arayüzey enerjisini azaltmak için tane sınırlarına göç etmektedirler [161]. Bu nedenle artan yeniden ısıtma süresi ile birlikte mevcut tane içi sıvı bölgelerin azaldığı gözlemlenmektedir.

İki farklı yeniden ısıtma süresinin (40 dk ve 120 dk) ardından elde edilen numunelerde gerçekleştirilen SEM – EDS nokta analizi görüntüleri Şekil 7.10'da, incelenen noktaların elementel bileşimleri ise Tablo 7.4'te verilmiştir.

Yeniden ısıtma işleminin nispeten erken safhalarında tane sınırlarının çoğunlukla Al'ce zengin kompleks intermetaliklerden oluştuğu görülmektedir. Öte yandan yeniden ısıtma süresindeki kayda değer artış, Al'nin taneler arası alanda tükenmeye başlamasıyla birlikte bölgede oluşan intermetalikler için bileşim değişikliği ile sonuçlanmıştır. Cu ve Si atomlarının tane sınırlarına eşzamanlı difüzyonu ile bu bölgelerdeki fazların Cu ve Si bakımından zenginleştiği görülmektedir. Hapsolmuş ergiyik bileşimlerine (Nokta 1 (a) ve 3 (b)) göz atıldığı zaman; artan yeniden ısıtma süresiyle birlikte bu bölgelerde de Cu ve Si içeriğinin arttığı görülmektedir. Bu noktada göze çarpan bir başka değişim ise, her ne kadar EDS haritalarında gözle görülür bir örgü bulunmasa da tane sınırlarındaki intermetaliklerin Zn ve Mg içeriklerinin de artan yeniden ısıtma süresiyle nispi olarak artmış olması ve tane sınırlarında yer alan Fe'ce zengin bileşenlerin (Nokta 2(a)) zamanla kaybolmaya başlamasıdır. Fe'ce zengin intermetalikler genellikle çok kırılgan olmakla beraber çevreleyen matris ile arayüzde çatlak başlangıcına neden oldukları bilinmektedir [162]. Yeniden ısıtma sürecinde ise bu bileşenlerin tane sınırlarındaki varlıkları sıvı film göç mekanizmasını geciktirerek tane kabalaşması üzerinde yavaşlatıcı bir etkiye sebep olmaktadır [10]. Bu ikincil fazların yeniden ısıtma süresi boyunca çözünmelerin de meydana gelen tane kabalaşmasına katkı sağlamış olabileceği düşünülmektedir.

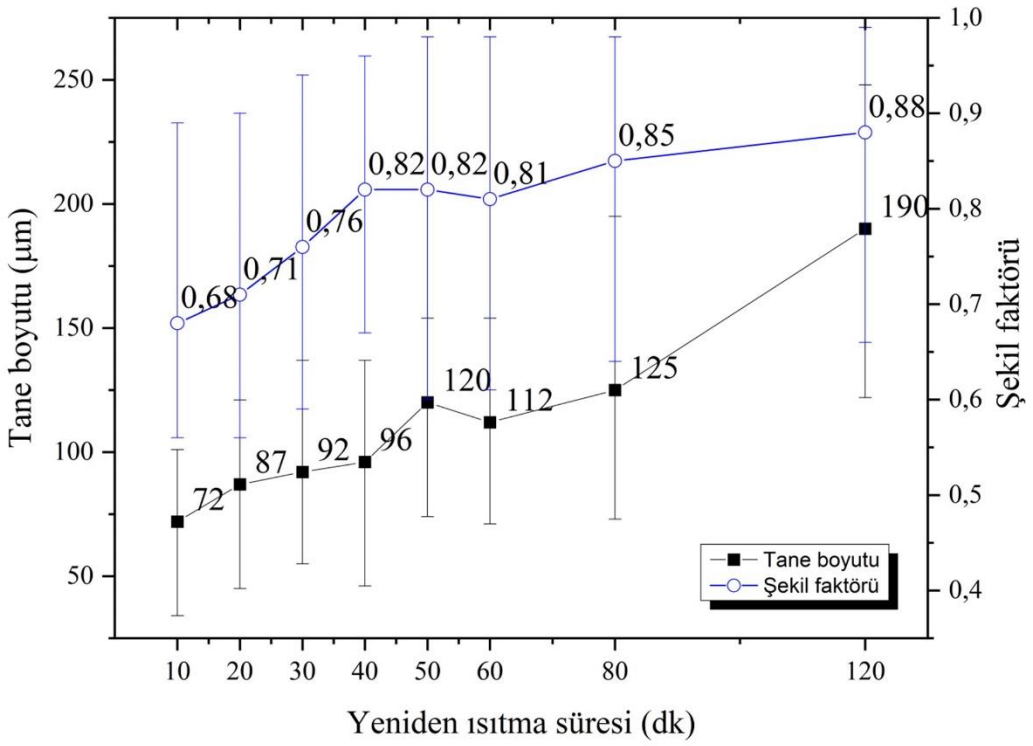


Şekil 7.10 İki farklı yeniden ısıtma süresine sahip AA7075 numunede EDS nokta analizlerini gösterir SEM görüntüleri; (a) 40 dk, (b) 120 dk

Tablo 7.4 Şekil 7.10'daki SEM-EDS noktalarına ait elementel bileşimler

Nokta	Elementel bileşim (ağırlıkça-%)						
	Al	**Cu**	**Mg**	**Zn**	**Fe**	**Si**	**Mn**
Nokta 1 (a)	47,18	37,27	7,71	-	-	7,83	-
Nokta 2 (a)	71,64	2,71	-	1,00	18,11	3,84	2,70
Nokta 3 (a)	76,27	13,80	2,82	5,60	1,51	-	-
Nokta 4 (a)	65,14	26,63	3,94	4,30	-	-	-
Nokta 1 (b)	37,80	16,83	16,93	28,43	-	-	-
Nokta 2 (b)	76,11	6,12	7,06	10,72	-	-	-
Nokta 3 (b)	7,94	77,48	1,35	-	-	13,23	-
Nokta 4 (b)	34,44	45,64	2,07	-	-	17,84	-

Elde edilen mikroyapılar üzerinde gerçekleştirilen ölçümler neticesinde elde edilen ortalama tane boyutu ve şekil faktörü değerleri Şekil 7.11'de verilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre şekil faktörü değerleri kademeli olarak 40 dk'lık yeniden ısıtma süresine kadar artmış, 40 dk ile 60 dk arasında ise kayda değer bir değişim gerçekleşmemiştir. Daha uzun sürelerde ise gerçekleşen tane kabalaşmasına paralel olarak ölçülen ortalama şekil faktörü değerleri 80 dk ve 120 dk numuneleri için sırasıyla 0,85 ve 0,88 olarak ölçülmüştür. Yeniden ısıtma süresine bağlı olarak değişen ortalama tane boyutu değerleri, küreselleşmenin tane kabalaşması tarafından desteklenen bir proses olmasından ötürü, şekil faktörü değerleriyle benzer bir eğilim sergilemiştir. Ölçülen değerler 10 dk ile 80 dk'lık yeniden ısıtma süreleri arasında 72 µm ile 125 µm arasında değişmektedir. Bununla birlikte, tane sınırları boyunca ikincil fazların çözünmesi ve ciddi miktarda sıvı göçü nedeniyle 120 dk'lık yeniden ısıtmanın ardından ortaya çıkan ortalama tane boyutu değerinde çarpıcı bir artış gözlenmiştir.



Şekil 7.11 AA7075 numunelerinde yeniden ısıtma süresine bağlı olarak değişen ortalama tane boyutu ve şekil faktörü değerleri

7.2 AA7075 Alaşımının Tikso-şekillendirme Süreçleri

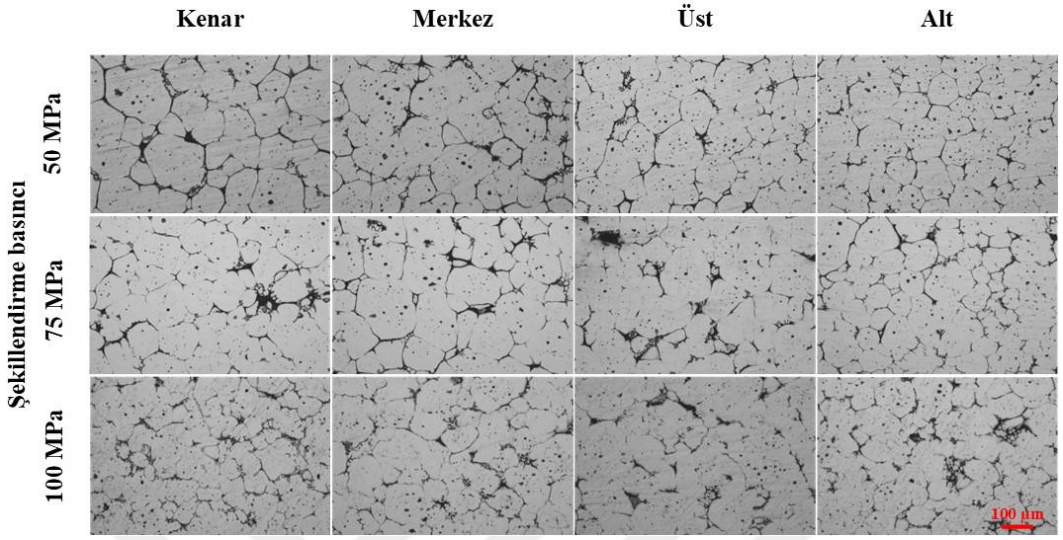
Bu aşamaya kadar gerçekleştirilen çalışmalarda, tikso-şekillendirme süreçleri için en uygun mikroyapısal özellikleri elde etmek adına eğimli soğutucu ile döküme dair temel proses parametrelerinin ve farklı yeniden ısıtma sürelerinin etkileri incelenmiştir. Takip eden bölümlerde ise tikso-şekillendirilmiş numunelerin çeşitli özellikleri ve bu özelliklere etkiyen şekillendirme koşulları tartışılmıştır.

7.2.1 Şekillendirme Basıncının Etkileri

Tikso-şekillendirme sürecine dair ilk adımda; 645 °C döküm sıcaklığı, 500 mm eğimli soğutucu uzunluğu ve 45° döküm açısı ile üretilen hammaddeler kullanılarak şekillendirme basıncının etkileri incelenmeye çalışılmıştır. Üretilmiş hammaddeler 615 °C'de 40 dk boyunca yeniden ısıtıldıktan sonra; 50, 75 ve 100 MPa olmak üzere üç farklı şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiştir. Elde edilen numuneler mikroyapısal ve mekanik incelemelere tabi tutulmuştur.

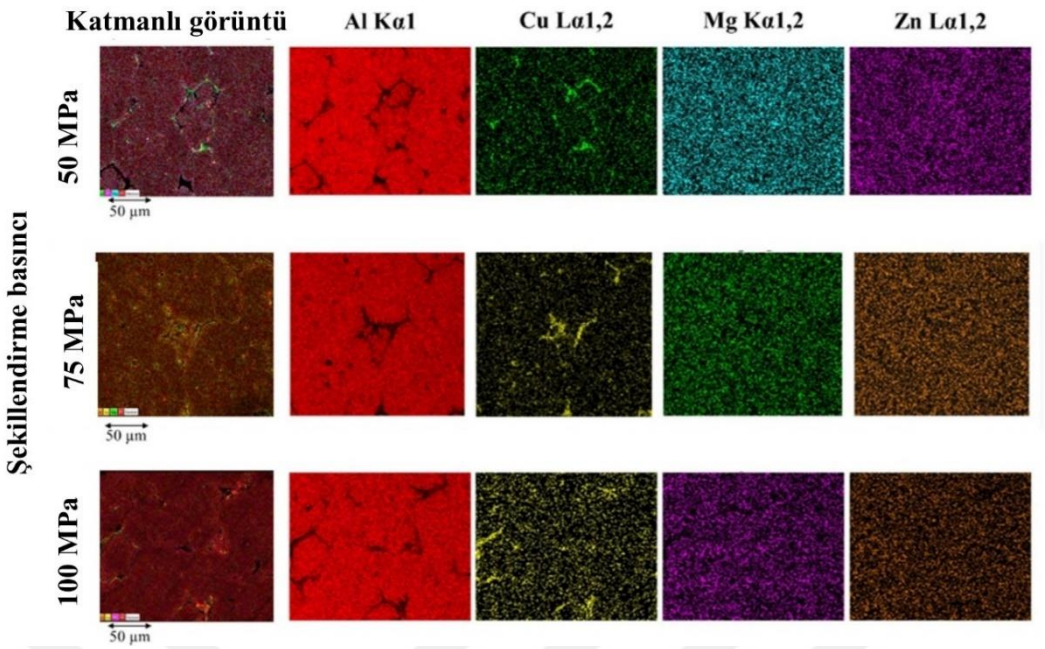
Üç farklı şekillendirme basıncı ile tikso-şekillendirilmiş numunelerden elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 7.12'de verilmiştir. Şekillendirme basıncındaki artışın şekillendirme sonrası ortaya çıkan mikroyapılarda görünür bir deformasyon

tekstürü ile sonuçlandığı söylenebilmektedir. Bununla birlikte, tikso-şekillendirilmiş numunelerin farklı bölgelerinden alınan mikroyapılar ışığında kesitin farklı noktalarında belirgin bir morfolojik değişim gözlemlenmemektedir.

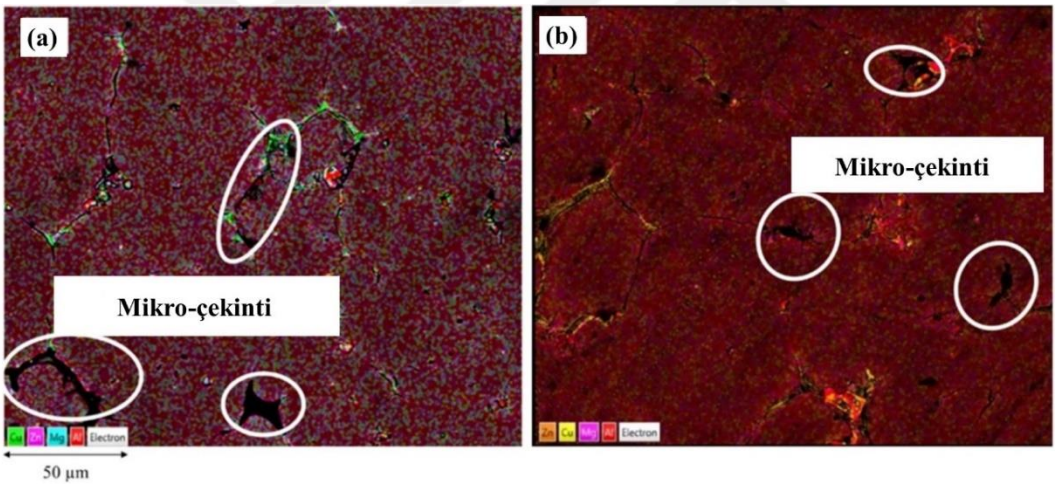


Şekil 7.12 Farklı şekillendirme basıncı ile tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri

Farklı basınçlarla şekillendirilen numunelerin EDS haritalama görüntüleri ise Şekil 7.13'te verilmiştir. Şekillendirmenin etkisiyle ortaya çıkan deformasyon tekstürü neticesinde tane sınırları çevresinde oluşan ikincil fazların sürekliliği bozulmuş olsa da yeniden ısıtma etkisiyle bu bölgelerde yoğunlaşan Cu içeriğinin dağılımını büyük ölçüde koruduğu görülmektedir. İlk bakışta göze çarpan diğer bir husus ise katmanlı EDS görüntülerinde gözlemlenen mikro-çekintilerin varlığıdır. Yeniden ısıtma sonrası tane sınırları boyunca oluşan kısmı ergiyik fazın, şekillendirme sürecini takiben katılaşmasının ardından meydana gelen çekintilerin yeterince beslenememesi sebebiyle oluşan bu porozite içeriğinin tane sınırları çevresinde yoğunlaştığı görülmektedir. Mikro-çekintilerin boyutu artan şekillendirme basıncıyla küçülmüş gözükse de 100 MPa basınç altında gerçekleştirilen şekillendirmede dahi benzer oluşum göze çarpmaktadır. Oluşan mikro-çekintiler Şekil 7.14 (a) ve (b)'de işaretlenmiştir.



Şekil 7.13 Farklı şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait EDS haritalama görüntüleri



Şekil 7.14 Tikso-şekillendirme sonrası mikro-çekinti oluşumu; (a) 50 MPa şekillendirme basıncı, (b) 100 MPa şekillendirme basıncı

Tablo 7.5 Farklı şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait çekme, sertlik ve yoğunluk ölçümleri

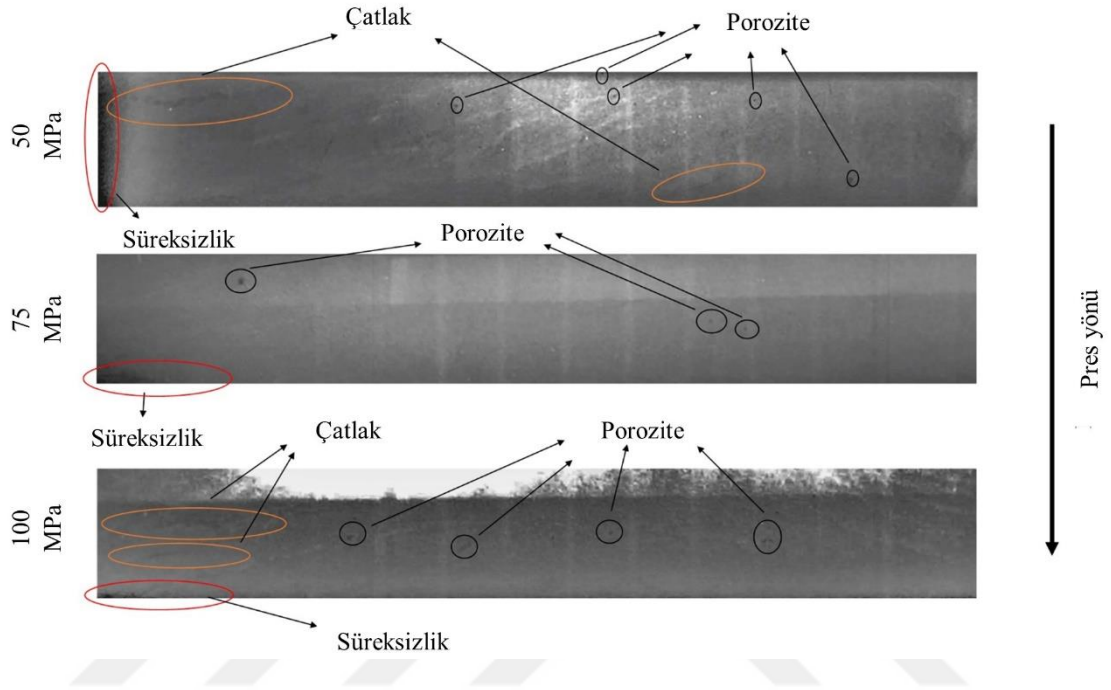
Numune	R_m (MPa)	R_e (MPa)	Uzama (%)	Yoğunluk (g/cm^3)	Sertlik (HB)			
					Kenar	Merkez	Alt	Üst
50 MPa	252±30	207±24	3,62±1,58	2,75±0,01	97±2	98±4	95±3	97±2

Tablo 7.5 Farklı şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait çekme, sertlik ve yoğunluk ölçümleri (devamı)

75 MPa	303±18	237±24	5,35±2,78	2,78±0,01	106±2	107±2	105±1	107±2
100 MPa	275±52	223±41	3,41±0,73	2,79±0,01	106±2	107±2	106±3	106±1

Farklı şekillendirme basıncıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerde gerçekleştirilen mekanik ve fiziksel ölçümlere ait sonuçlar Tablo 7.5'te verilmiştir. Şekillendirme basıncının 75 MPa'a çıkmasıyla yoğunluk ve sertlik değerlerinin önemli ölçüde arttığı görülmektedir. Bununla birlikte, 75 MPa ve 100 MPa ile şekillendirilen numuneler üzerinde ölçülen sertlik değerleri aynı bulunurken (~105 HB), ölçülen yoğunluk değerleri ise sırasıyla; 2,78 ve 2,79 g/cm^3 olarak değişmiştir. Ek olarak, her üç parametreye ait numunelerden elde edilen sertlik sonuçlarında incelenen pozisyona bağlı bir farklılık gözlenmemiştir. Öte yandan, çekme testi sonuçları ise birtakım farklılıklar sergilemiştir. En üstün çekme testi sonuçları, 75 MPa basınçla gerçekleştirile şekillendirme neticesinde; 303 MPa çekme dayanımı (R_m), 237 MPa akma dayanımı (R_e) ve %5,35 uzama şeklinde ölçülmüştür. 50 MPa ile gerçekleştirilen tikso-şekillendirme sonrasında ise ölçülen mukavemet değerleri nispi olarak düşük bulunmuştur (252 MPa R_m ve 207 MPa R_e). Bununla birlikte, 100 MPa basınçla gerçekleştirilen tikso-şekillendirme sonucu elde edilen mukavemet ve yüzde uzama değerleri, 75 MPa ile gerçekleştirilen denemelerden kayda değer miktarda daha düşük ölçülmüştür. 100 MPa numunelerinde gözlemlenen bu düşüş ve bu düşüşe eşlik eden yüksek standart sapma, çekme testi sırasında erken kopan numuneler nedeniyle gerçekleşmiştir. Bu durum, idealin üzerinde şekillendirme basıncıyla gerçekleştirilen tikso-şekillendirme prosesi sırasında hammadde kalıp boşluğunu doldururken kısmi ergiyiğin hareketinin kaotik hale gelmesi ile ilintili olabileceği düşünülmektedir. Artan şekillendirme basıncı, şekillendirilen parçadaki gözenekleri büyük oranda ortadan kaldırsa da aşırı yüksek şekillendirme basıncında kısmi ergiyiğin püskürmesi ile mikro-çekintilerin beslenmesi yetersiz kalabilmektedir. Ayrıca, katılaşmanın basınç altında gerçekleşmesinden ötürü sıkıştırma döküm tekniği ile bir benzeşime gidecek olursak; artan basınçla birlikte denge katılaşma sıcaklığı yükselmektedir

[163]. Yükselen basınçla birlikte atomlar arası mesafenin azalmasından kaynaklanan bu durum neticesinde, kısmi ergiyik daha erken katılaşmakta ve mikro-çekintilerin beslenmesi için yeterli zaman kalmamaktadır. Farklı şekillendirme basıncıyla tikso-şekillendirilmiş numunelere ait X-ışını radyografları Şekil 7.15'te verilmiştir.

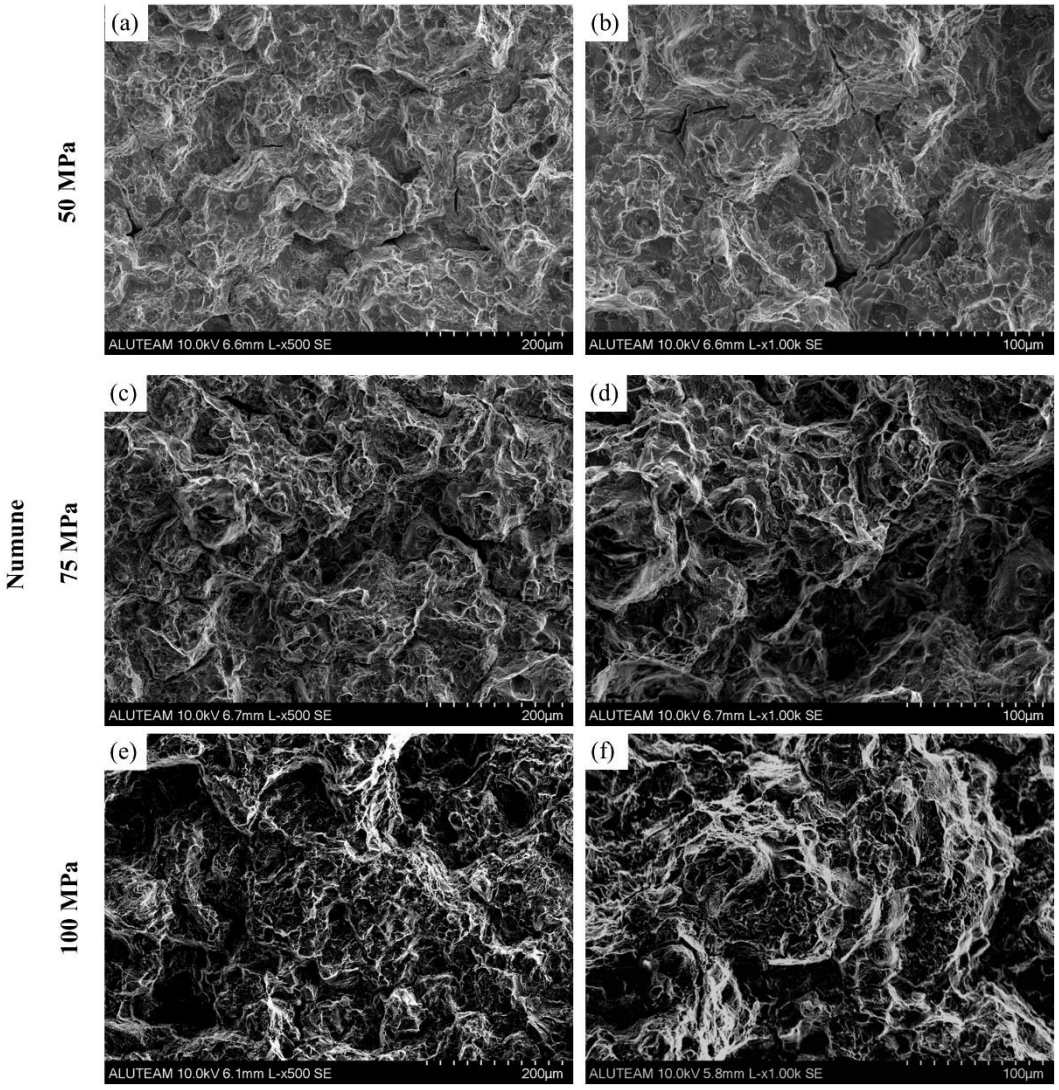


Şekil 7.15 Farklı şekillendirme basıncı altında tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait X-ışını radyografları

Elde edilen radyografiara göre, test edilen üç farklı şekillendirme basıncı numunesinde de parça ile kalıp arasındaki temas bölgelerinde süreksizlik benzeri oluşumlar gözlenmiştir. Tikso-şekillendirilmiş tüm numunelerde gözlemlenen bir başka kusur ise porozite oluşumu olarak göze çarpmaktadır. Ancak 50 MPa ve 100 MPa şekillendirme basıncı ile üretilmiş numunelerde görülen bir diğer problem enine uzanan sıcak yırtılma benzeri çatlakların mevcudiyetidir. Düşük şekillendirme basıncındaki bu oluşum, çekinti ilintili sıcak yırtılma teorisiyle uyum sağlamaktadır. Bu teoriye göre; katılaşmanın erken safhalarında meydana gelen çatlak ya da benzeri kusurlar sıvı faz tarafından onarılmaktadır, katılaşmanın ileri aşamalarında ise kendi içinde temas halinde (koherent) bulunan katı faz ağı oluşmakta ve bu nokta doğrusal çekinti fazının başlangıcı olarak kabul edilmektedir. Bu noktadan sonra yarı-katı kütleye uygulanan çeki gerilmeleri çatlak oluşumu için gerekli olan eşiği aştığı takdirde sıcak yırtılma meydana gelmekte ve oluşan çatlak benzeri kusurlar sıvı faz tarafından beslenememektedir. Ortaya atılan

bir diğer teoriye göre ise, dengedeki yarı-katı alaşıma uygulanan kuvvet neticesinde, bu etkiye tepki olarak taneler hareketlenmekte ve bir noktada taneler arasındaki temas artmaktadır. Bu süreçte, taneyi saran sıvı en düşük basınç noktasına kadar hareket etmektedir. Yüzey gerilimi ve sıvının akışına karşı olan direnç, uygulanan gerilimi karşılamak için yeterliyse daha fazla deformasyon mümkün olmakta, aksi takdirde ise oldukça gevrek bir biçimde taneler arası kırılma meydana gelmektedir. Bu mekanizma, yüksek şekillendirme basıncıyla üretilen parçada gözlemlenen sıcak yırtılma benzeri çatlakların oluşumunu açıklamaktadır. Yetersiz ve aşırı şekillendirme basıncıyla gerçekleştirilen işlemler neticesinde mekanik özelliklerde yaşanan düşüşün, şekillendirme yönüne dik olarak büyüyen çatlakların varlığıyla ilintili olduğu düşünülmektedir [164].

Çekme testi sonrası, SEM ile elde edilen kırılma yüzeylerine ait görüntüler Şekil 7.16'da verilmiştir. 50 MPa numunesi üzerinde yapılan SEM incelemeleri çekme yüklenmesi altında malzemenin gevrek bir karakteristikte kırıldığını göstermiştir. Şekil 7.16 (a) ve (b)'de görüleceği üzere, meydana gelen kopmanın mevcut mikro çatlakların taneler arası bölgeler boyunca uzaması sonucu gerçekleşmiştir. Bu numunenin kırılma yüzeyi, çoğunlukla gevrek kırılma modunun oldukça iyi bilinen [165], [166] göstergeleri olan klivaj yüzeylerinden ve yırtılma tümseklerinden oluşmaktadır. Bu numunede plastik deformasyona karşılık gelen ve çoğunlukla SEM fraktograflarında çukurcuk (dimple) benzeri bir tasvire sahip yöreler sıklıkla gözlenmemiştir. Öte yandan, 75 MPa numunesinin kırılma yüzeyi, kırılmanın karışık modda gerçekleştiğine işaret etmektedir. Bu numunenin kırılma yüzeyi, 50 MPa örneğine göre artan sayıda, lokalize plastik deformasyon altında oluşan [167] kayma bantları ve derinleşmiş gamzeler içermektedir. 75 MPa numunesine ait kırılma yüzeyinde de yırtılma tümsekleri gözlenmektedir, ancak klivaj yüzeylerinin neredeyse tamamen kaybolduğu ve incelenen yüzeyin daha lifli bir dokuya sahip olduğu göze çarpmaktadır. Şekillendirme basıncı 100 MPa'a ulaştığında ise yüzeyde görülen mikro çatlaklar, Şekil 7.16 (e) 'de görülebileceği gibi daha büyük boşluklara dönüşmüştür. 100 MPa numunenin genel kırılma yüzeyi, plastik deformasyon göstergelerinin büyük bir kısmına sahip olsa da kırılma yüzeyinde gözlemlenen mikro-boşluk benzeri oluşumların bu numunenin çekme testi sonuçlarındaki düşüşe sebebiyet verdiği düşünülmektedir.

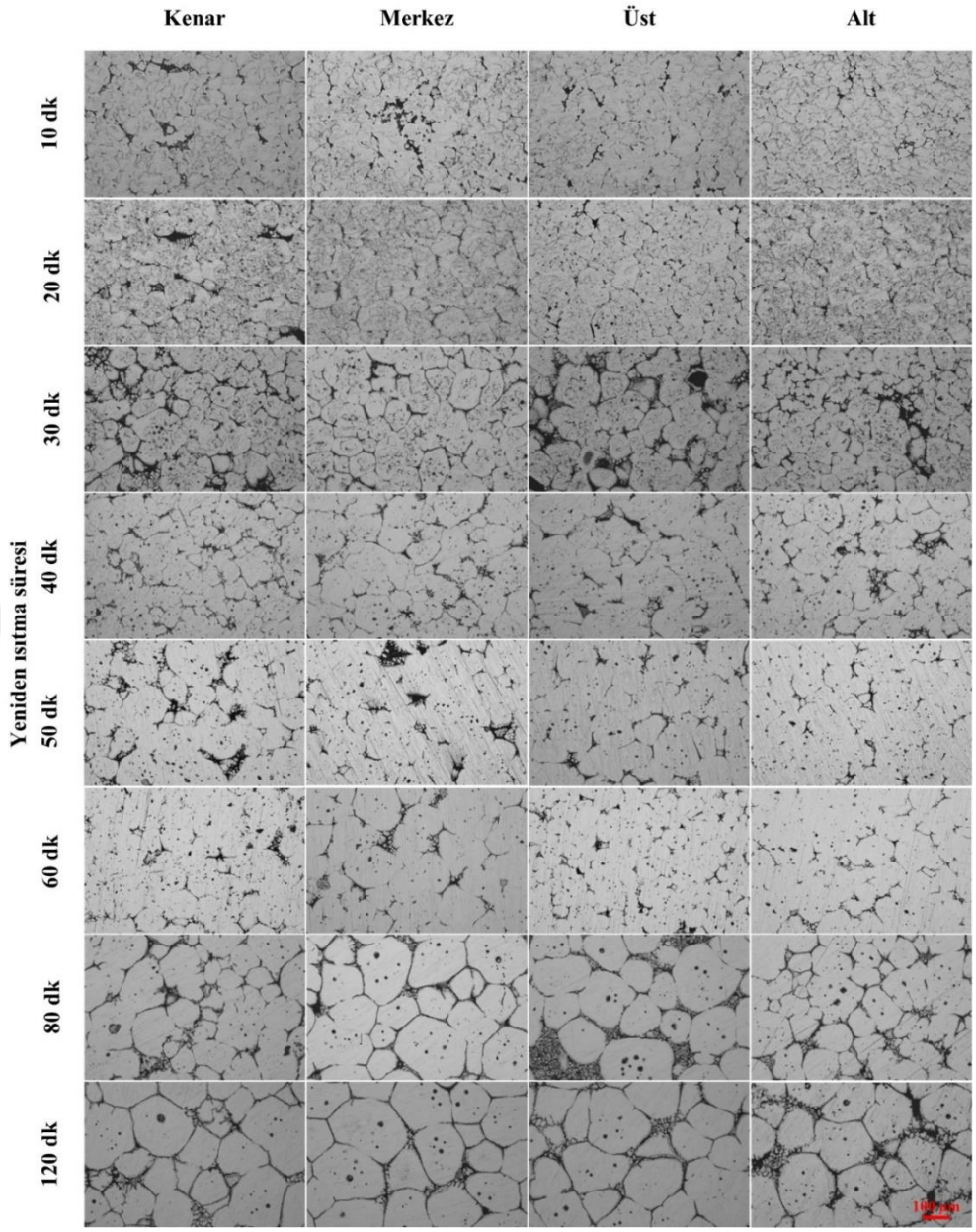


Şekil 7.16 Farklı şekillendirme basıncıyla şekillendirilmiş AA7075 numunelerine ait kopma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) ve (b) 50MPa, (c) ve (d) 75 MPa, (e) ve (f) 100 MPa

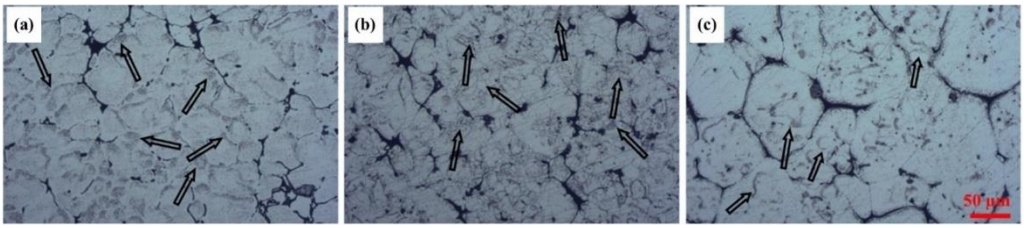
7.2.2 Yeniden Isıtma Süresinin Etkileri

Değişen yeniden ısıtma kondisyonuna bağlı olarak ortaya çıkan mikroyapısal değişimler Bölüm 7.1.4'te tartışılmıştı. İlgili bölümde paylaşılan Şekil 7.8, yeniden ısıtma işleminin sabit sıcaklıkta değişen sürelerle gerçekleştirilmesiyle ortaya çıkan mikroyapıların birbirlerinden ne denli farklı olduğunu göstermektedir. Çalışmanın bu kısmında ise meydana gelen bu farklılıkların tikso-şekillendirilmiş numuneler üzerindeki etkilerinin araştırılması için, üretilmiş hammaddeler 615 °C'de sekiz farklı süre boyunca (10, 20, 30, 40, 50, 60, 80 ve 120 dk) yeniden ısıtıldıktan sonra 75 MPa basınç altında tikso-şekillendirilmiştir. Tikso-şekillendirilmiş numunelerden elde edilen mikroyapılar Şekil 7.17'de verilmiştir. İlgili

mikroyapılar incelendiğinde 30 dk ve üzeri yeniden ısıtmanın ardından gerçekleştirilen şekillendirme işlemiyle, tane sınırlarının artan sıvı içeriği tarafından sarılmasıyla ortaya çıkan küreselliğin, 80 dk'lık yeniden ısıtma işlemine kadar uygulanan şekillendirme neticesinde deforme olduğu görülmektedir. 80 ve 120 dk numunelerinin mikroyapılarına bakıldığında ise şekillendirme sırasında meydana gelen deformasyonun oluşan yüksek miktardaki sıvı fazın hareketi ile sağlandığı ve bu sayede küresel mikroyapının, oldukça kaba bir morfolojide de olsa, şekillendirme prosesi sonunda korunduğu gözlemlenmektedir. Bu gözlemlerin yanı sıra değinilmesi gereken ilginç bir husus ise, 30 dk yeniden ısıtma süresine kadar tikso-şekillendirilmiş numunelerin α-Al kristalleri içerisinde bazı ayırt edilebilir izlerin mevcudiyetidir. Güler vd. [168], aynı alaşımı kullanarak gerçekleştirdikleri çalışmada benzer oluşumları gözlemlemişlerdir. İlgili çalışmada gerçekleştirilen SEM-EDS analizlerinde, matrisle bahsi geçen izler arasında kompozisyonel bir farklılık gözlemlenmemiştir. Bu durumla ilgili açıklamaları ise; düşük sıvı oranlarında uygulanan deformasyonun etkisiyle matrisin geri kalanı ile arasında kimyasal bir fark olmaksızın, katı taneler içerisinde ince partikül biçimli damlacıkların oluşumu olmuştur. Bahsedilen iz oluşumunu içeren bu numunelerin yüksek büyütmeli optik mikroskop görüntüleri Şekil 7.18'de verilmiştir.



Şekil 7.17 Farklı sürelerde yeniden ısıtma işlemine tabi tutulduktan sonra tikso-şekillendirilen AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri



Şekil 7.18 İz oluşumu içeren üç farklı AA7075 numunesine ait mikroyapı görüntüleri; (a) 10 dk, (b) 20 dk, (c) 30 dk

Farklı sürelerde gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından tikso-şekillendirilen numuneler üzerinde gerçekleştirilen mekanik testler ve yoğunluk ölçümleri sonrası elde edilen veriler Tablo 7.6'da verilmiştir.

Tablo 7.6 Farklı sürelerde gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait çekme, sertlik ve yoğunluk ölçümleri

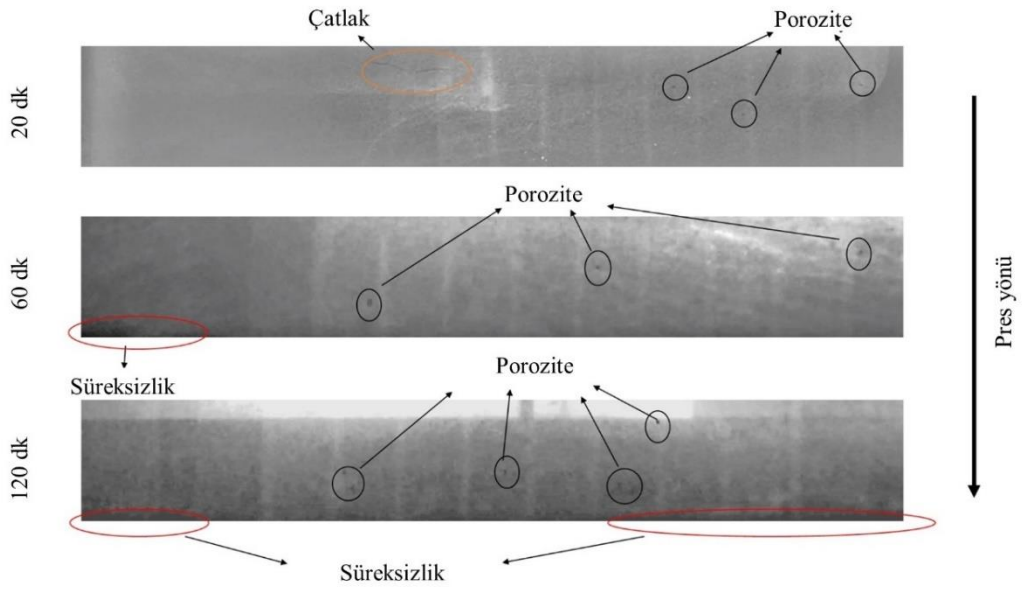
Numune	R_m (MPa)	R_e (MPa)	Uzama (%)	Yoğunluk (g/cm^3)	Sertlik (HB)			
					Kenar	Merkez	Alt	Üst
10 dk	--	--	--	2,82±0.01	124±2	123±1	121±2	121±1
20 dk	240±56	214±52	1,54±0.23	2,80±0.01	117±2	116±4	116±1	115±2
30 dk	--	--	--	2,78±0.01	111±2	114±2	106±3	112±2
40 dk	304±18	237±12	5,35±2.78	2,78±0.01	106±2	107±2	105±1	107±2
50 dk	--	--	--	2,79±0.01	105±1	105±2	102±2	105±3
60 dk	285±12	225±8	5,89±3.23	2,79±0.01	100±1	95±2	95±2	97±1
80 dk	255±44	215±35	2,89±0.80	2,78±0.01	94±4	96±2	93±3	98±2
120 dk	205±10	199±12	0,54±0.30	2,71±0.01	83±2	87±2	56±7	92±2

Tablo 7.6'daki veriler ışığında, düşük yeniden ısıtma süreleri ile gerçekleştirilen tikso-şekillendirme işlemlerinin, tutarlı olarak daha yüksek yoğunluk ve sertlik değerleri ile sonuçlandığı görülmektedir. Yeniden ısıtma süresindeki artışa paralel olarak ölçülen sertlik değerlerinde gerçekleşen düşüşün ana sebebinin, bu süreçte meydana gelen tane kabalaşması olduğu düşünülmektedir. 10 ve 20 dk'lık yeniden ısıtma işlemini takiben gerçekleştirilen şekillendirme işlemlerinden sonra elde edilen ürünlerin yoğunluğunun alaşımın teorik yoğunluğuna oldukça yakın olduğu görülmüştür. Bu numuneler için ölçülen sertlik değerleri de görece olarak yüksek olup, yaklaşık 120 HB olarak bulunmuştur. 30 dk ile 80 dk arasında gerçekleştirilen yeniden ısıtma ve tikso-şekillendirme işlemleri sonrasında elde edilen ortalama sertlik değerleri ise 114 HB ile 93 HB arasında değişmiştir. Daha ileri süreli yeniden ısıtma sonrasında gerçekleştirilen tikso-şekillendirme işlemleri neticesinde ise

sertliğin dramatik bir biçimde düştüğü görülmektedir. 120 dk numune setinde ölçülen ortalama sertlik değerinin 90 HB'nin altına indiği görülürken, aynı parametreye ait yoğunluk değerindeki kayda değer düşüş de dikkat çekmektedir. Bu noktada artık tane kabalaşmasıyla birlikte artan sıvı oranına bağlı olarak oluşan çekinti boşluklarının miktarındaki artış ve yine görece yüksek sıvı oranıyla gerçekleşen şekillendirmeden ötürü kalıp dolumunun daha kaotik olması, elde edilen parçanın fiziksel ve mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir. Yine aynı numune setinde kalıba temas eden bölgede tespit edilen 56 HB ortalama sertlik, oluşan porozitelerin numunenin alt tarafında yoğunlaştığına işaret etmektedir.

Çekme testine tabi tutulan numunelerden elde edilen sonuçlara göre, ilgili alaşım, kesit ve sıcaklık için; 40 dk'lık yeniden ısıtma işleminin ardından tikso-şekillendirilmiş numunenin en yüksek çekme ve akma dayanımına sahip olduğu görülmektedir. En yüksek yüzde uzama değerleri ise 40 ve 60 dk numunelerinde sırasıyla, %5,35 ve %5,89 olarak elde edilmiştir. Bu noktadan sonra, artan yeniden ısıtma süresiyle birlikte, mikroyapısal ve fiziksel etmenler nedeniyle çekme özelliklerinin kademeli olarak düştüğü görülmektedir. Nihai olarak 120 dk numunelerinin kopmadan önce neredeyse hiç plastik deformasyon göstermediği gözlenmektedir. İlginç bir şekilde, 20 dk numunelerinin tespit edilen ortalama yoğunluk ve sertlik değerleri oldukça tatmin edici olmasına rağmen, ölçülen ortalama çekme ve akma mukavemeti değerleri beklenenin çok altında kalmıştır. Yüksek standart sapma eşliğinde gerçekleşen bu düşüşün mikroyapıda yeterli küreselliğin elde edilememesiyle ilintili olabileceği düşünülmektedir. Bununla birlikte, kullanılan alaşımın üstün mekanik özelliklerine T6 ısıl işleminden sonra ulaştığı, bu aşamada ölçülen değerlerin yalnızca parametreler arası ön kıyas amacıyla elde edildiği de göz önünde bulundurulmalıdır.

Tikso-şekillendirilmiş numunelerde, değişen yeniden ısıtma kondisyonuna bağlı olarak meydana gelen fiziksel farklılıkları gözlemleyebilmek adına; 20, 60 ve 120 dk numunelerine ait X-ışını radyografları Şekil 7.19'da verilmiştir.

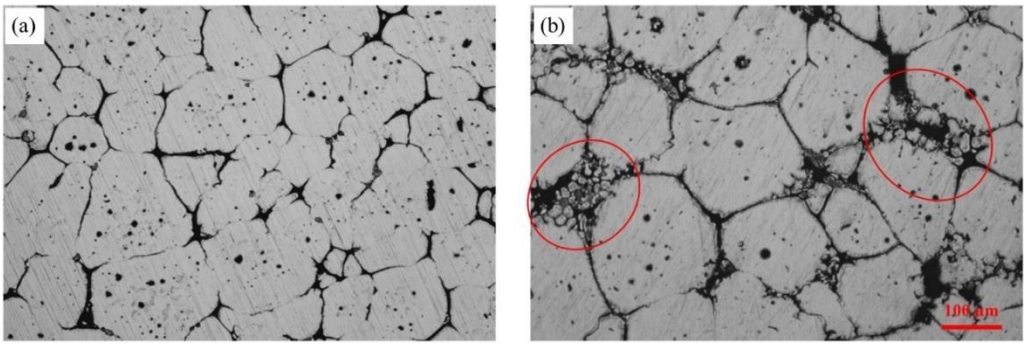


Şekil 7.19 Farklı sürelerde gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelerine ait X-ışını radyografları

Elde edilen radyografar ışığında; 20 dk'lık yeniden ısıtma sonrası şekillendirilen numunenin mevcut çatlak ve porozite içeriğine rağmen genel hatlarıyla diğer numunelere kıyasla daha az kusurlu gözüktüğü söylenebilir. Yeniden ısıtma süresi 60 dk'ya çıktığında ise oluşan porozitelerin büyüdüğü görülmektedir. Artan yeniden ısıtma sürelerinin neden olduğu bir diğer sorun ise şekillendirilmiş malzemenin alt bölgesinde görülebilecek süreksizliklerin varlığıdır. 60 dk numunesinde gözlemlenebilir hale gelmeye başlayan bu kusur artan sıvı miktarıyla ilişkilendirilmektedir. Kılıçlı vd. [169], tikso-şekillendirme sırasında kalıbın yüzeyine yakın bölgelerde, sıvı bakımından zengin bölgelerin oluşabileceğini ortaya koymuşlardır. Bu nedenle, özellikle keskin köşelerde sıvı segregasyonu kaynaklı mikro-çekintilerin ortaya çıkabileceği vurgulanmış ve bu problemin aşılabilmesi için düşük sıvı oranlarında şekillendirme tavsiye edilmiştir. 120 dk numunesi incelendiğinde ise neredeyse tüm kesit boyunca porozite kümelerinin oluştuğu görülmektedir. İlgili numunenin özellikle kalıba temas eden kısmında karşımıza çıkan sertlikteki keskin düşüş ise bu bölgede gerçekleşen sıvı segregasyonu ile açıklanabilmektedir.

Son olarak, artan yeniden ısıtma sürelerinin neden olduğu bir başka olumsuz etkiyi, yine mevcut mikroyapılar üzerinde gözlemlemek mümkündür. 40 dk ve 120 dk numunelerine ait kalıba temas eden bölgeden çekilmiş optik mikroskop görüntüleri Şekil 7.20'de verilmiştir. 120 dk numunesi incelendiğinde; artan sıvı içeriğiyle

birlikte, tane sınırlarından tane içlerine doğru penetre olmuş, oldukça ince bir morfolojide dendritik katılaşmaya dair emareler görülmektedir. Şekillendirme sonrası kısmi ergiyiğin hızlı bir biçimde tekrardan katılaşmasıyla oluşan bu yapının mekanik özellikler üzerinde olumsuz etkilere sahip olduğu düşünülmektedir [170].

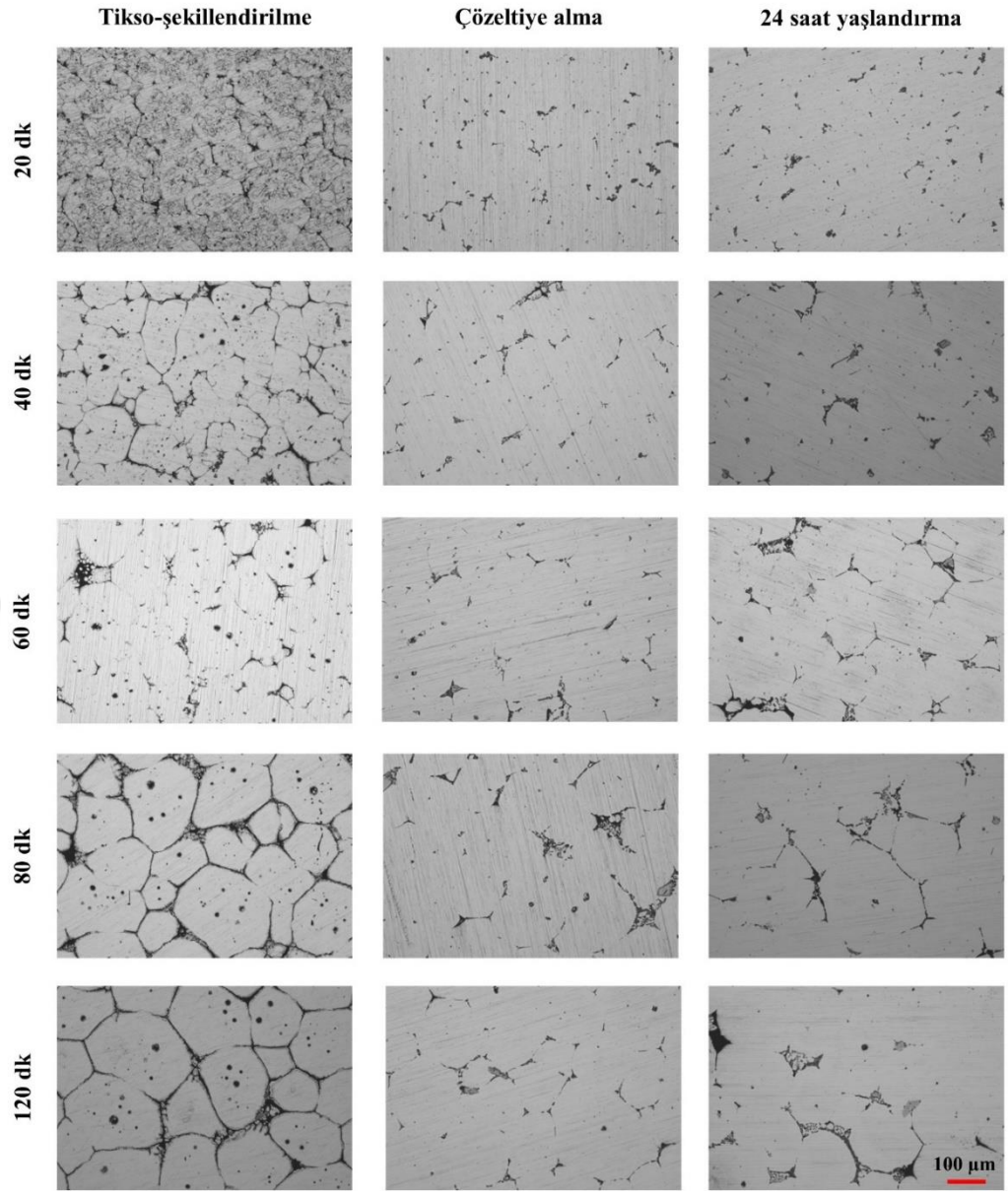


Şekil 7.20 İki farklı süre boyunca yeniden ısıtma işleminin ardından tikso-şekillendirilmiş AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri; (a) 40 dk, (b) 120 dk

7.2.3 Tikso-şekillendirilmiş AA7075 Numunelere Uygulanan T6 Isıl İşleminin Mikroyapısal ve Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkileri

Bu noktaya kadar gerçekleştirilen çalışmalar neticesinde AA7075 alüminyum alaşımının eğimli soğutucu ile dökümü ve tikso-şekillendirilmesinde, proses parametrelerine bağlı olarak ortaya çıkan farklı sonuçlar; fiziksel, mikroyapısal ve mekanik özellikler çerçevesinde değerlendirilmiştir. Endüstriyel birçok uygulamada sahip olduğu yüksek özgül dayanım sebebiyle tercih edilen alaşım, bu dayanım değerlerine T6 ısıl işlemiyle ulaşmaktadır. Çalışmanın bu kısmında; 20, 40, 60, 80 ve 120 dk'lık yeniden ısıtma sürelerine sahip tikso-şekillendirilmiş numunelere T6 ısıl işlemi uygulanmıştır. Isıl işlem; 480 °C'de 85 dk boyunca çözeltiye alma işlemine tabi tutulan numunelerin 120 °C'de 4, 8, 12, 24 ve 36 saat boyunca yaşlandırılmasıyla gerçekleştirilmiştir.

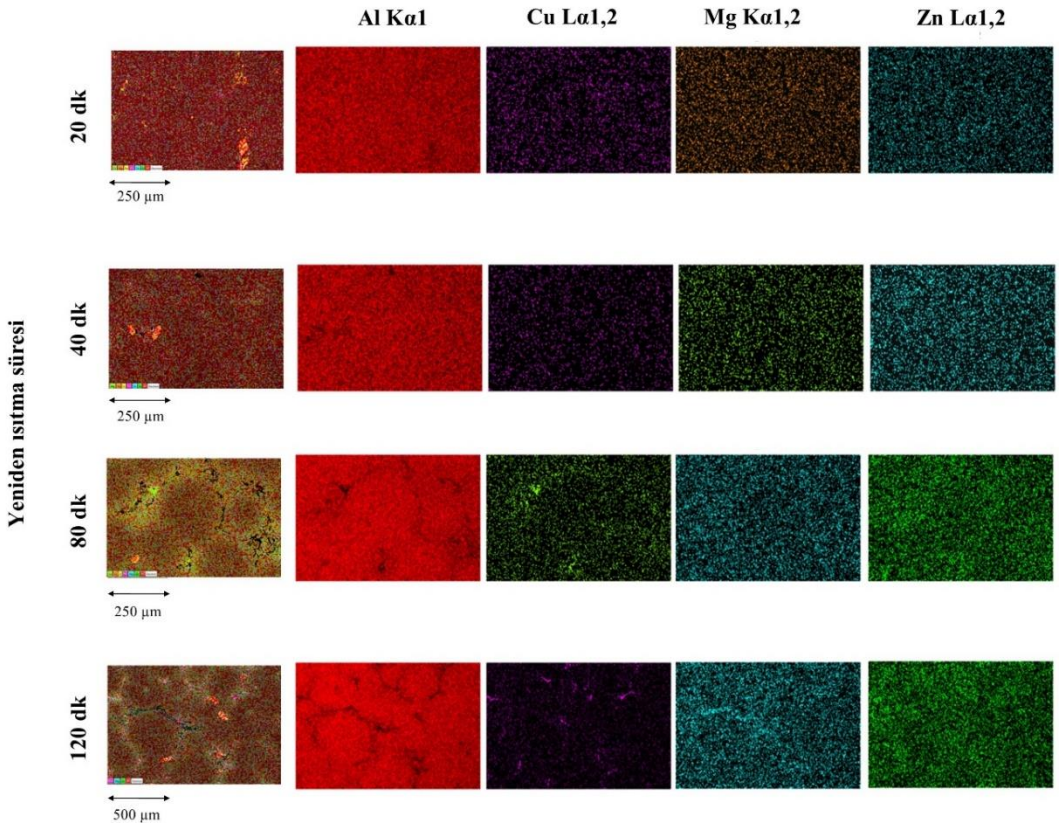
Tikso-şekillendirme, çözeltiye alma ve pik yaşlandırma süresi olan 24 saat boyunca yaşlandırma işlemine tabi tutulan numunelere ait optik mikroskop görüntüleri Şekil 7.21'te verilmiştir.



Şekil 7.21 Tikso-şekillendirilmiş, çözeltiye alınmış ve 24 saat boyunca yaşlandırılmış AA7075 numunelere ait mikroyapı görüntüleri

Elde edilen optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde göze çarpan, yeniden ısıtma süresindeki artışa bağlı olarak tane sınırlarındaki fazların miktarında gerçekleşen artış ve buna neden olan elementel hareketlilik SEM-EDS haritalamalarıyla Bölüm 7.1.4'te incelenmişti. T6 ısıl işlemi uygulanan numunelere ait mikroyapı görüntüleri incelendiğinde ise alaşım elementlerince zengin bu bölgelerin çözeltiye alma tavının etkisiyle hem miktarının azaldığı hem de süreksiz hale geldiği görülmektedir. Yüksek yeniden ısıtma süresine sahip numunelerde, tane sınırı fazlarında meydana gelen bu dönüşümün kısmen gerçekleşebildiği ise dikkat çeken bir başka husustur. Isıl işlem sonrasında yeniden ısıtma süresine bağlı olarak ortaya

çıkan mikroyapısal farklılıkların incelenebilmesi için, çözeltiye alma ve 24 saat boyunca yaşlandırma işlemlerine tabi tutulmuş 20, 40, 80 ve 120 dk numunelerine ait SEM-EDS haritalama görüntüleri Şekil 7.22'de verilmiştir.



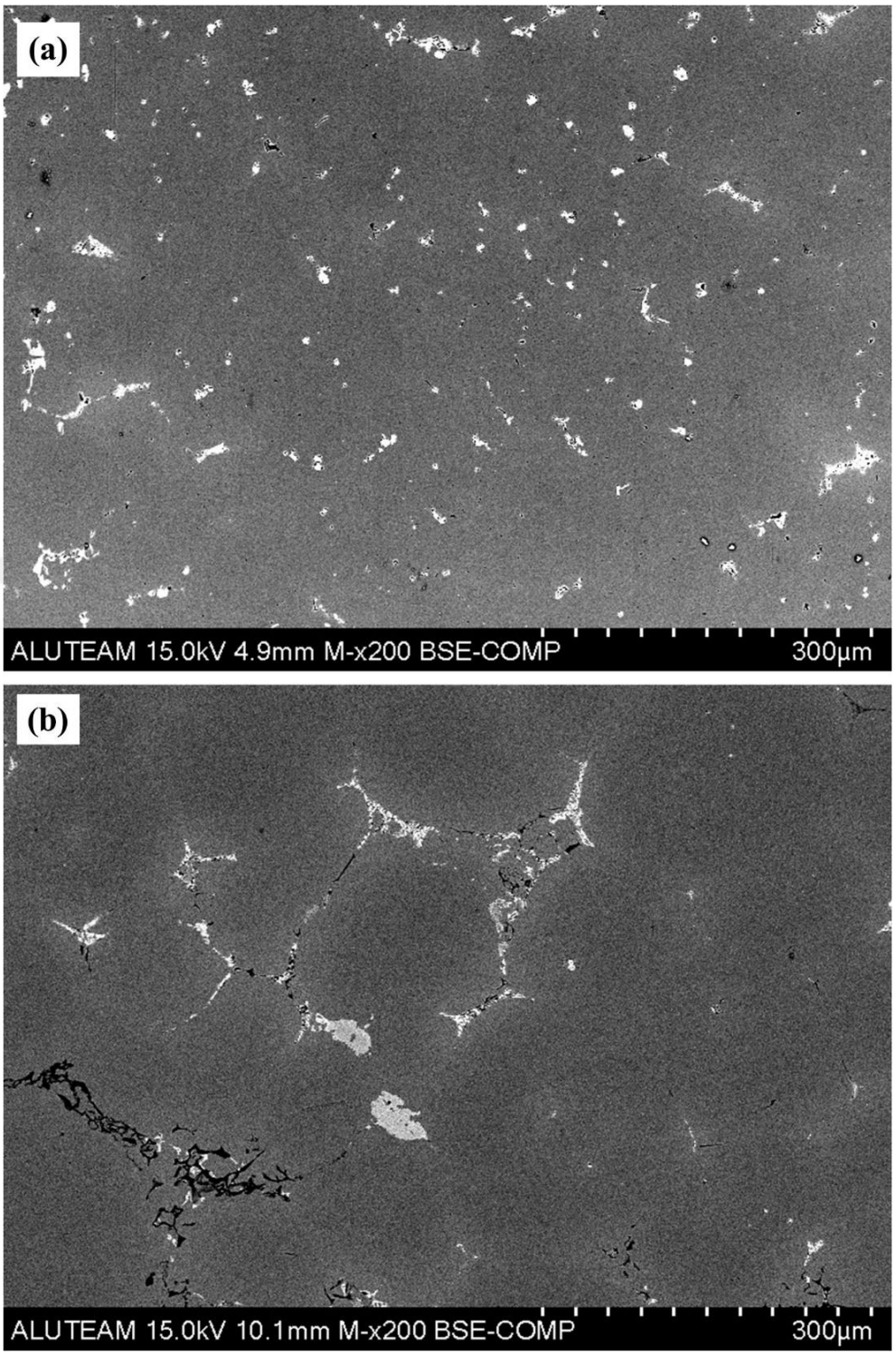
Şekil 7.22 Farklı yeniden ısıtma kondisyonlarının ardından tikso-şekillendirilmiş ve ısıl işleme tabi tutulmuş AA7075 numunelerine ait SEM-EDS haritaları

Yeniden ısıtma sürecinde, tercihli bölgelere difüzyonları sebebiyle, tane sınırı fazlarının oluşumunda rol alan Cu ve Mg elementlerinin bu bölgelerde segrege olduğu görünümün 20 dk ve 40 dk numunelerinde çözeltiye alma tavının etkisiyle tamamen homojenize olduğu görülmektedir. Artan yeniden ısıtma sürelerinde ise her iki elementin sürekli bir ağ biçiminde olmasa da yine de tane sınırı bölgelerinde yer yer kümelendiği ve gerçekleştirilen standart ısıl işlemle, homojenizasyonun tam olarak sağlanamadığı gözlemlenmektedir. Yine benzer şekilde, literatürde de AA2014 [11], A319 [171] ve Al - %4,5 Cu [172] alaşımlarının yarı-katı şekillendirmesine yönelik çalışmalar kapsamında gerçekleştirilen çözeltiye alma tavında, standart dövme ve döküm alaşımları için önerilen sürelerin yetersiz olduğu tespit edilmiştir. Şekil 7.22'de paylaşılan SEM-EDS haritalama görüntüleri ışığında ise bu durumun tüm yarı-katı şekillendirilmiş parçalar için geçerli olmadığını vurgulamak gerekmektedir. Çözeltiye alma süresindeki yetersizlik,

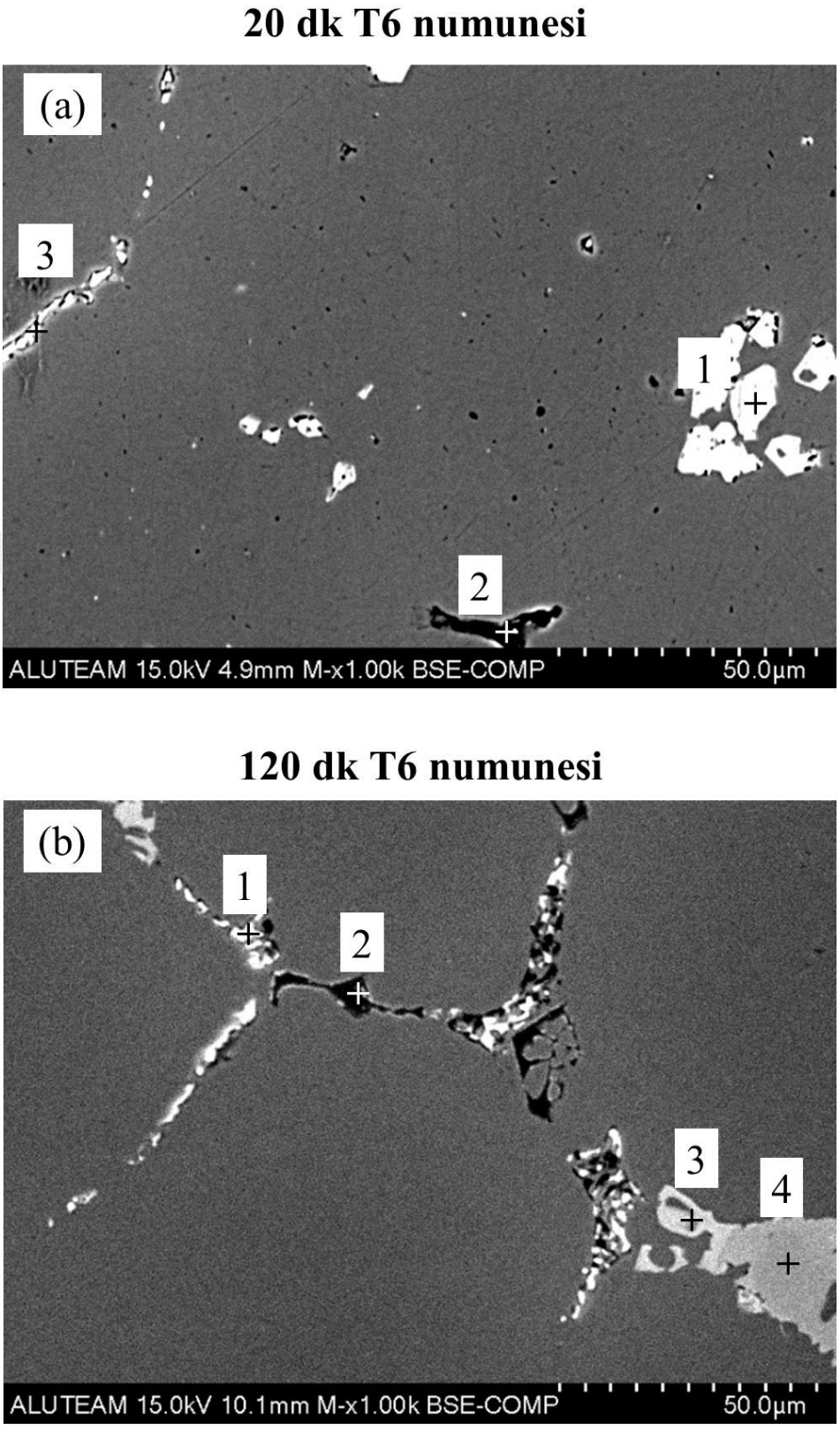
tikso-şekillendirme özelinde, yeniden ısıtma süresine bağlı olarak alaşım elementlerinin tane sınırlarına doğru gerçekleşen difüzyonuyla oluşan fazların miktarıyla ilintili olduğu görülmektedir. Önerilen ısıl işlem kondisyonuyla gerçekleştirilen çözeltiye alma tavında tatbik edilen enerji miktarının, yüksek yeniden ısıtma sürelerinde alaşım elementlerinin yoğun biçimde tane sınırlarında birikmesiyle oluşturduğu bileşenleri çözeltiye almada yetersiz kaldığı anlaşılmaktadır. Düşük sıvı oranıyla yani görece düşük yeniden ısıtma sürelerinde gerçekleştirilen tikso-şekillendirme işlemlerinin ardından uygulanan T6 ısıl işlemi sonucunda ortaya çıkan homojen elementel dağılım, bu çıkarımı mümkün kılmaktadır.

Tikso-şekillendirilmiş AA7075 alaşımlarına uygulanan T6 ısıl işlemi sonrasında, özellikle tane sınırları çevresinde mevcudiyetini koruyan fazları tanımlayabilmek adına; 20 dk ve 120 dk numunelerinin ısıl işlem sonrası genel SEM görüntüleri Şekil 7.23'te, tane sınırlarında gerçekleştirilen SEM-EDS nokta analizi görüntüleri Şekil 7.24'te ve incelenen noktaların elementel bileşimleri ise Tablo 7.7'de verilmiştir.

Literatürdeki bulgular incelendiğinde, AA7075 alaşımının ısıl işlem öncesi tekstürünün; matris fazı olan α-Al ve tane sınırlarına çökelen η ($MgZn_2$), T ($Al_2Mg_3Zn_3$), S (Al_2CuMg) ve Mg_2Si fazlarının yanı sıra $(Fe,Cr)_3SiAl_{12}$, $(Cu,Fe)Al_6$ ile Cu_2FeAl_7 gibi demirce zengin intermetaliklerden oluştuğu görülmektedir [145], [173], [174]. T6 ısıl işleminde gerçekleştirilen çözeltiye alma tavı sonrasında, mikroyapıda mevcut bu bileşenlerin mümkün mertebe α-Al içerisinde çözünerek ani soğutma sonrası elde edilecek aşırı doygun yapının oluşumuna katkı sağlaması beklenmektedir. Yaşlandırma işleminden sonra ise dayanımda meydana gelen artış, η' çökeltilerinin oluşumuyla ilişkilendirilmektedir [145].



Şekil 7.23 T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA7075 numunelere ait genel SEM görüntüleri; (a) 20 dk, (b) 120 dk



Şekil 7.24 İki farklı yeniden ısıtma süresine sahip, T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA7075 numunelerin EDS nokta analizlerini gösterir SEM görüntüleri; (a) 20 dk, (b) 120 dk

Tablo 7.7 Şekil 7.24'teki SEM-EDS noktalarına ait elementel bileşimler

Nokta	Elementel bileşim (ağırlıkça-%)							
	Al	**Cu**	**Mg**	**Zn**	**Fe**	**Si**	**Mn**	**Cr**
Nokta 1 (a)	70,05	3,34	0,15	0,97	18,60	4,10	1,62	1,17
Nokta 2 (a)	91.04	1,68	2,04	5,05	-	-	-	-
Nokta 3 (a)	78,66	6,44	-	3,09	11,01	-	1,01	0,69
Nokta 1 (b)	88,59	1,80	4,32	5,02	0,26	-	-	-
Nokta 2 (b)	75,40	1,75	19,44	3,41	-	-	-	-
Nokta 3 (b)	75,48	1,98	1,87	4,98	-	15,69	-	-
Nokta 4 (b)	83,29	2,33	10,49	3,89	-	-	-	-

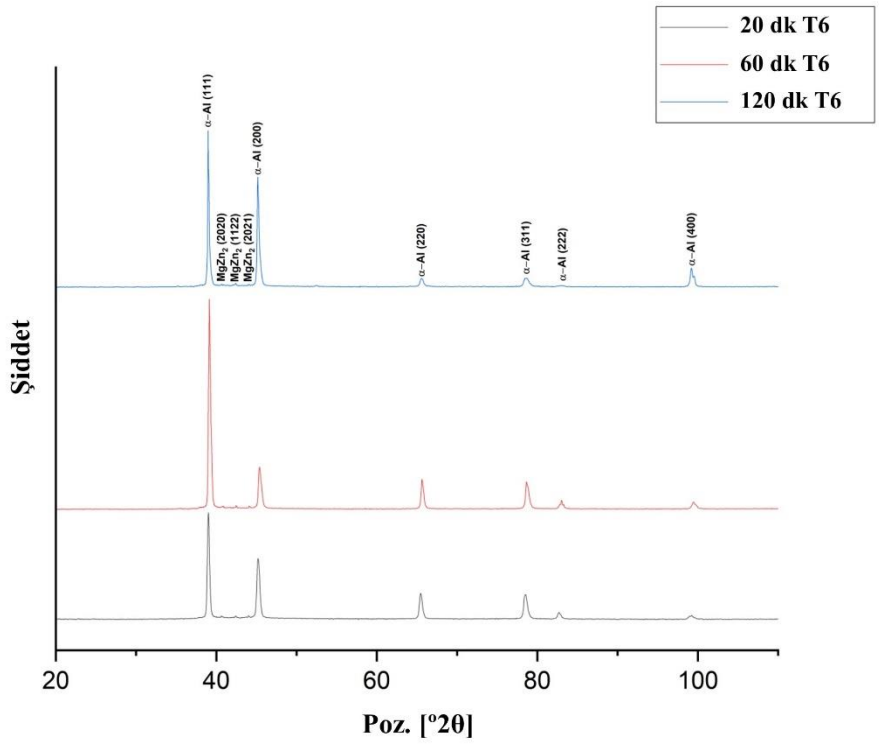
T6 numunelerine ait SEM-EDS görüntüleri incelendiğinde, tikso-şekillendirmenin ardından uygulanan ısıl işlem neticesinde mikroyapıda ortaya çıkan fazların içeriğinin yeniden ısıtma süresine bağlı olarak değiştiği görülmektedir. Şekil 7.23 (a) ve Şekil 7.24 (a) beraber incelendiğinde, 20 dk T6 numunesinde bu bileşenlerin genel itibariyle Fe'ce zengin intermetalikler olduğu ve bünyede oldukça düşük miktarda da olsa düzensiz morfolojili AlCuMgZn sistemine sahip bileşenler görülebilmektedir. Şekil 7.23 (b) ve Şekil 7.24 (b)'de verilen, 120 dk T6 numunesine ait SEM-EDS görüntüleri incelendiğinde ise bahsi geçen yetersiz çözeltiye almanın etkileri görülmektedir. Isıl işlem sonrası, taneler arası bölgede varlığını sürdüren bu kompleks yapının özellikle Mg'ce zenginleşmiş intermetaliklerden oluştuğu ve bu bileşenlerin bir kısmının, alaşımda empürite olarak bulunan Si elementini de yapısında çözebildiği görülmektedir.

Aynı şartlarda gerçekleştirilmiş olan T6 ısıl işlemi sonrası farklı yeniden ısıtma sürelerinde tikso-şekillendirilmiş numunelerin mikroyapılarında ortaya çıkan bu farklılık 2. Fick kanunundan türetilmiş homojenizasyon kinetiği eşitliğiyle [175] açıklanabilmektedir. Eşitlik 7.4'te bulunan, T; homojenizasyon sıcaklığını, R; gaz sabitini, Q; difüzyon aktivasyon enerjisini, t; homojenizasyon süresini, D_0; difüzyon katsayısını ve L; dendritler arası mesafeyi temsil etmektedir.

$$\frac{1}{T} = \frac{R}{Q} \ln \left(\frac{4\pi^2 D_0 t}{4{,}6L^2}\right) \quad (7.4)$$

Eşitlik 7.4'e göre; daha ince tane yapısına sahip bir tekstürde homojenizasyonun daha kısa sürede gerçekleşebileceği görülmektedir. Buradan da yüksek yeniden ısıtma süresiyle tikso-şekillendirilmiş numunelerde gerçekleşen tane kabalaşması nedeniyle uygulanan çözeltiye alma tavının, aynı çözeltiye alma sıcaklığı için, daha uzun sürelerde gerçekleştirilmesi gerektiği anlaşılmaktadır.

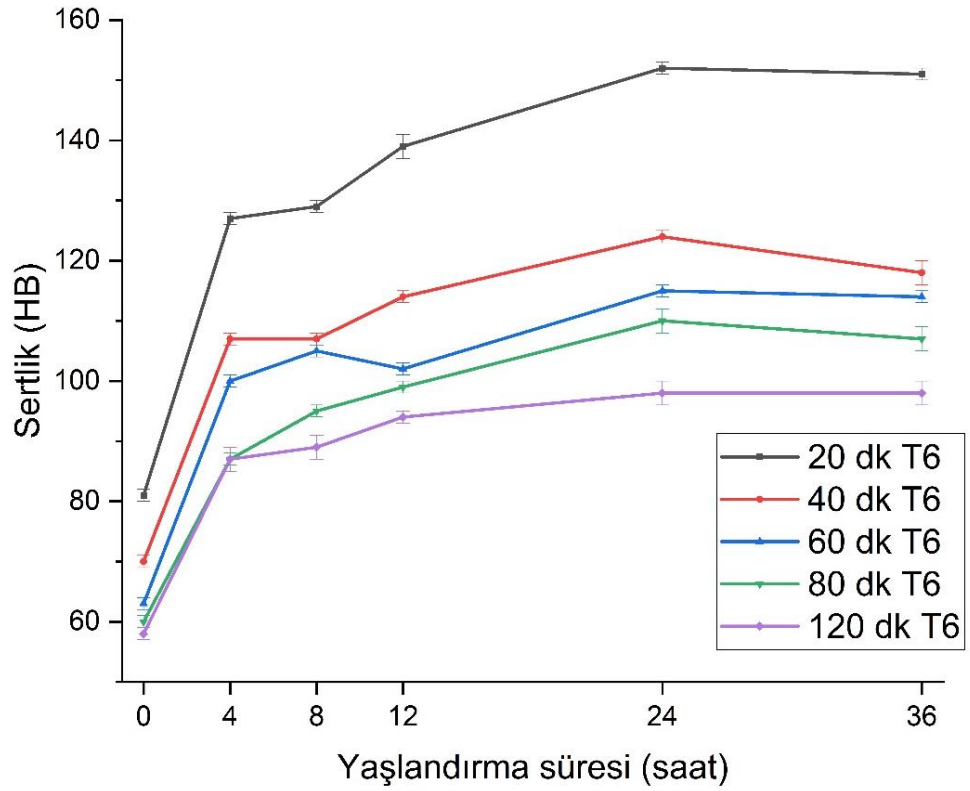
Tikso-şekillendirmenin ardından T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerde oluşan fazları teyit edebilmek için; 20, 60 ve 120 dk T6 numunelerine ait XRD datası Şekil 7.25'te verilmiştir. Bu sonuçlar incelendiğinde ise aynı piklerin değişen şiddetlerde elde edilmiş olduğu görülmektedir. Kullanılan alaşımda, ısıl işlem sonrası sertlik ve mukavemetteki artışı sağlayan $MgZn_2$ fazına ait pikler üç numunede de tespit edilirken, yeniden ısıtma süresine bağlı olarak farklı bileşimlerde oluşan tane sınırı fazlarına dair bir tespit gerçekleştirilememiştir.



Şekil 7.25 Üç farklı AA7075-T6 numunesine ait XRD datası

T6 ısıl işlemi uygulanmış numunelerde gerçekleştirilen mikroyapısal incelemelerin ardından, her bir numune için beş farklı yaşlandırma süresinde ölçülen sertlik sonuçları Şekil 7.26'da verilmiştir. İlgili grafikteki 0. saat verileri, çözeltiye alma

işleminden sonra ölçülen sertlik değerlerini yansıtmaktadır. Elde edilen verilere göre, numunelerin çözeltiye alınmış haldeki sertlik değerleri de ısıl işlem öncesine benzer bir eğilim sergilemektedir. Bunun yanı sıra, 120 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemi sonucunda elde edilen pik sertlik değerlerine, tarifte de belirtildiği gibi [146], 24. saatte ulaşılmıştır. Yaşlandırma süresinin 36 saate çıkmasıyla ise kayda değer bir aşırı yaşlanma davranışı gözlenmemiştir. Elde edilen pik sertlik değerlerinin yanı sıra aynı numunelerden elde edilmiş çekme testi sonuçları Tablo 7.8'de paylaşılmıştır.



Şekil 7.26 AA7075-T6 numunelerine ait sertlik verileri

Tablo 7.8 AA7075-T6 numunelerine ait çekme testi ile çözeltiye alınmış ve pik yaşlandırılmış numunelere ait sertlik sonuçları

Numune	R_m (MPa)	R_e (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)		Yaşlandırma sonrası sertlikteki artış
				0. saat	24. saat	
20 dk T6	417±2	371±5	3,92±0,82	81±1	154±1	%90
40 dk T6	372±8	338±13	5,79±0,75	70±1	124±1	%77

Tablo 7.8 AA7075-T6 numunelerine ait çekme testi ile çözeltiye alınmış ve pik yaşlandırılmış numunelere ait sertlik sonuçları (devamı)

60 dk T6	346±12	323±11	2,91±0,84	63±2	115±1	%83
80 dk T6	285±11	256±9	2,50±0,66	60±1	110±2	%83
120 dk T6	231±20	221±18	1,74±0,46	58±3	98±2	%69

Elde edilen pik sertlik değerleri incelendiğinde, 20 dk T6 numune setinde ölçülen ortalama 154 HB ile, alaşımın plastik deformasyon yöntemleriyle şekillendirilmiş ve ısıl işleme tabi tutulmuş muadillerinin sahip olduğu sertliğe (~150 HB) [176] ulaşıldığı görülmektedir. Artan yeniden ısıtma süresine bağlı olarak ölçülen sertlik değerlerinde ise ısıl işlem öncesine benzer bir davranış gözlemlenmiştir. Kabalaşan tane morfolojisi ile birlikte, ısıl işlem sonrası ölçülen pik sertlik değerlerinde kademeli bir düşüş görülmüş ve 120 dk T6 numunelerinde ölçülen pik sertlik değeri 98 HB olarak bulunmuştur. Ayrıca, yeniden ısıtma süresine bağlı olarak numunelerin ısıl işleme reaksiyon verme kapasitelerinde de farklılık gözlenmektedir. Özellikle 20 dk T6 ve 120 dk T6 numunelerinin, yaşlandırma öncesi ve sonrası sertlik değerleri incelendiğinde bahsi geçen farklılık açıkça gözlenmektedir. 20 dk T6 numune setinde yaşlandırma sonrası ölçülen sertlikte yaklaşık %90 oranında bir artış meydana gelirken, 120 dk T6'da ise bu artış %69'la sınırlı kalmıştır. Bu durum, ilgili numunelerin SEM incelemelerinde de gözlemlendiği üzere, gerçekleştirilen çözeltiye alma tavının artan yeniden ısıtma sürelerinin ardından tikso-şekillendirilen numuneler için yetersiz kalmasıyla ilintilidir. 120 dk T6 numuneleri özelinde; çözeltiye alma tavı sırasında tatbik edilen enerji ile yaşlandırma sırasında çökeltileri oluşturacak alaşım elementlerinin efektif bir biçimde tane sınırlarından tane içlerine difüzyonunun sağlanamamış olması, yaşlandırma sonrası sertlikte meydana gelen artışı kısıtlamıştır.

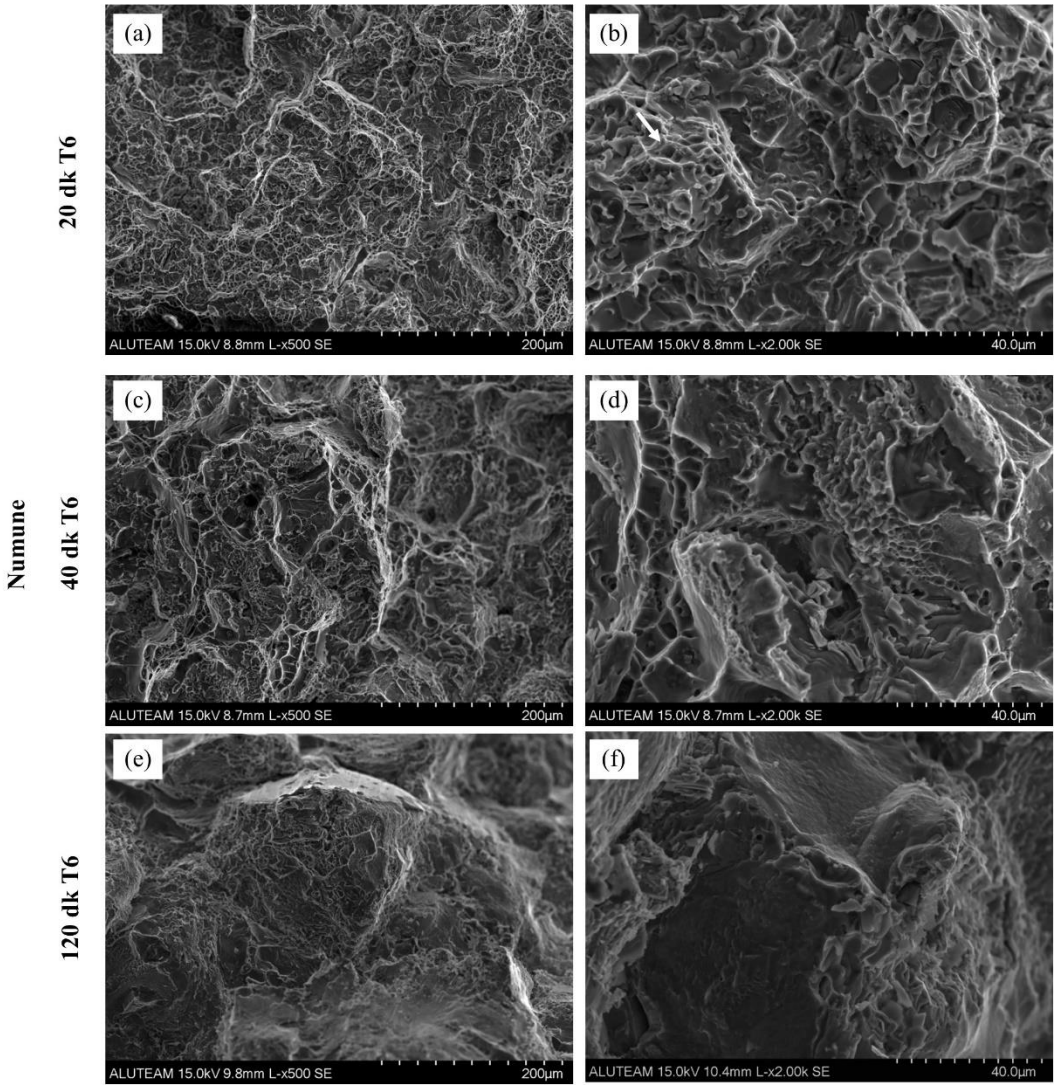
T6 sonrası elde edilen çekme testi sonuçları ise sertlik sonuçlarıyla paralellik göstermektedir. En yüksek ortalama R_m ve R_e değerleri, 20 dk T6 numunelerinde sırasıyla; 417 MPa ve 371 MPa olarak ölçülmüştür. En yüksek ortalama % uzama değeri ise 40 dk T6'da; %5,79 olarak tespit edilmiştir. Tablo 7.8'deki veriler Tablo 7.6'da yer alan ısıl işlem öncesi verilerle kıyaslandığında ise ısıl işlem etkinliğinin

artan yeniden ısıtma süresiyle düştüğüne dair mevcut gözlem, çekme testi sonuçları üzerinden de kuvvetli bir şekilde yapılabilmektedir.

Elde edilen çekme testi sonuçlarını kıyaslamak adına literatürde yer alan bulgular incelendiğinde ise plastik deformasyon prosesleriyle şekillendirilmiş ve T6 ısıl işlemi uygulanmış numunelerde; 500-550 MPa arası R_m ile yaklaşık %10 uzama beklendiği görülmektedir [177]–[180]. Alaşıma dair, çeşitli yarı-katı şekillendirme süreçleri neticesinde elde edilen sonuçlara göz atıldığında ise; bu işlemler sonrasında 440-500 MPa arası R_m ile %2-10 arası kopma uzaması elde edildiği gözlenmektedir [143], [145], [181]. Bu çalışma kapsamında elde edilen ulaşılan en yüksek R_m değeriyle (417 MPa) birlikte, literatürde hedeflenen değerlere yaklaşılsa da bu değerlere ulaşılamadığı tespit edilmiştir. Bu durumun en olası nedeninin, kıyaslanan çalışmalarda yeniden ısıtma işleminin, indüksiyon ısıtma vasıtasıyla daha kısa süreli gerçekleştirilmesiyle ortaya çıkan nispi olarak ince morfolojideki mikroyapının (<100 μm) sonucu olduğu düşünülmektedir. Şekillendirme proseslerinde kullanılan hidrolik presin görece düşük çalışma hızının da şekillendirilmiş parçaların fiziksel özelliklerinde sınırlayıcı etkiye sahip olabileceği tahmin edilmektedir. Bunların yanı sıra, ölçülen en yüksek kopma uzaması değerinin (%5,79) ise literatürde yer alan minimum değerlerin üzerinde olduğu ancak plastik deformasyonla şekillendirilmiş örneklere kıyasla bir hayli düşük olduğu tespit edilmiştir. Metalik malzemelerin sergiledikleri uzama davranışı, temel olarak şekillendirmeye bağlı ortaya çıkan kusurlar [182] ve bünyede bulunan kırılgan ikincil fazlar [183] tarafından limitlenmektedir. Şekillendirilmiş parçalarda görülen sıvı segregasyonu kaynaklı kusurlar ve ortaya çıkan kompleks mikroyapının, gözlemlenen mevcut tabloya neden olduğu düşünülmektedir.

20 dk T6, 40 dk T6 ve 120 dk T6 numunelerine ait kopma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 7.27'de verilmiştir. 20 dk T6 ve 40 dk T6 numunelerinde, ısıl işlem öncesine benzer biçimde hem gevrek hem de sünek kırılmaya dair emareler bir arada görülmektedir. Genel görünüm itibariyle 40 dk T6 numunesinin kırılma yüzeyinde oluşmuş çukurcukların bir miktar daha derin göründüğünü söylemek mümkündür. Bu görünüm elde edilen görece yüksek kopma uzaması değerini desteklemektedir. 120 dk T6 numunesine ait kopma yüzeyi ise gerçekleştirilen çekme testi neticesinde numunenin ne denli gevrek koptuğunu gözler önüne sermektedir. Yüzeyde sünek kırılmaya dair herhangi bir emareyle karşılaşılmazken, incelenen yüzey, taneler

arası bölgelerde yoğunlaşan kusurlar çevresinde gerçekleştiği düşünülen kopma neticesinde oluşan mikro-boşluklarla karakterize olmaktadır.

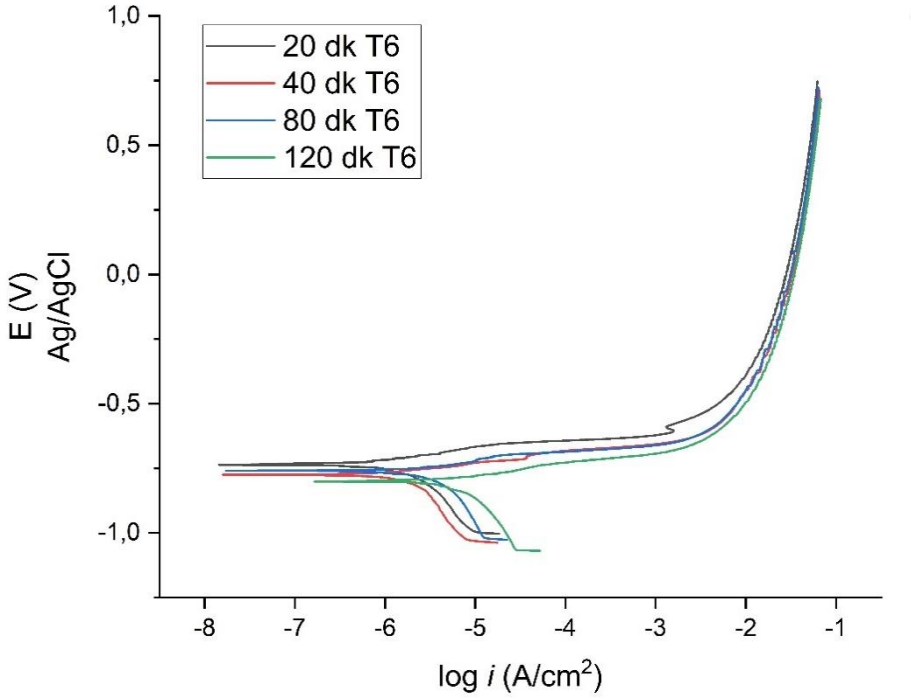


Şekil 7.27 T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA7075 numunelerine ait kopma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) ve (b) 20 dk T6, (c) ve (d) 40 dk T6, (e) ve (f) 120 dk T6

7.2.4 Tikso-şekillendirilmiş ve T6 Isıl İşlemine Tabi Tutulmuş AA7075 Numunelerin Korozyon Davranışı

Tikso-şekillendirilmiş numunelere uygulanan T6 ısıl işlemi sonrası gerçekleştirilen mikroyapısal ve mekanik incelemelerin ardından pik yaşlandırılmış koşuldaki numunelerin korozyon davranışları incelenmiştir. Alüminyum düşük denge potansiyeli nedeniyle oldukça aktif bir metal olsa da yüzeyinde oluşan koruyucu oksit film sayesinde nötral pH aralığında yüksek korozyon direnci sergilemektedir. Alüminyum alaşımlarının korozyon direnci ise mevcut alaşım elementlerinin oluşturduğu bileşenlerle matris fazı arasında ortaya çıkan elektrokimyasal

heterojenlik nedeniyle saf alüminyuma kıyasla oldukça zayıf kalmaktadır [184], [185]. Çalışmanın bu kısmında kullanılan Al-Zn-Mg-Cu sistemine sahip AA7075 alaşımının; taneler arası korozyon, oyuklanma korozyonu ve tabakalaşma korozyonu gibi bölgesel korozyon türlerine karşı direncinin oldukça düşük olduğu ve alaşımın sahip olduğu mikroyapının korozyon direnci üzerinde etki sahibi olduğu bilinmektedir [186], [187]. Tikso-şekillendirme sonrası T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerin, yeniden ısıtma süresine bağlı olarak ortaya çıkan farklı korozyon davranışlarını incelemek için elde edilen polarizasyon eğrileri Şekil 7.28'de verilmiştir. Diyagramın düşey ekseninde yer alan potansiyel korozyonun başlangıcı için ihtiyaç duyulan itici gücü ifade ederken, yatay eksende yer alan akım yoğunluğu ise reaksiyonun kinetiğini tanımlamaktadır. Elde edilen polarizasyon eğrilerine göre, yeniden ısıtma süresine bağlı olarak ortaya çıkan mikroyapısal farklılıkların genel korozyon karakteristiğini büyük ölçüde değiştirmediğinden söz etmek mümkündür. Bunun yanı sıra, yeniden ısıtma süresi 20 dk'dan 120 dk'ya çıktığında E_{kor} değerinin bir miktar düştüğü görülmektedir. Daha ileri değerlendirmeler için Tafel ekstrapolasyonu vasıtasıyla elde edilen E_{kor}, i_{kor} ve C_r değerleri Tablo 7.9'da verilmiştir.



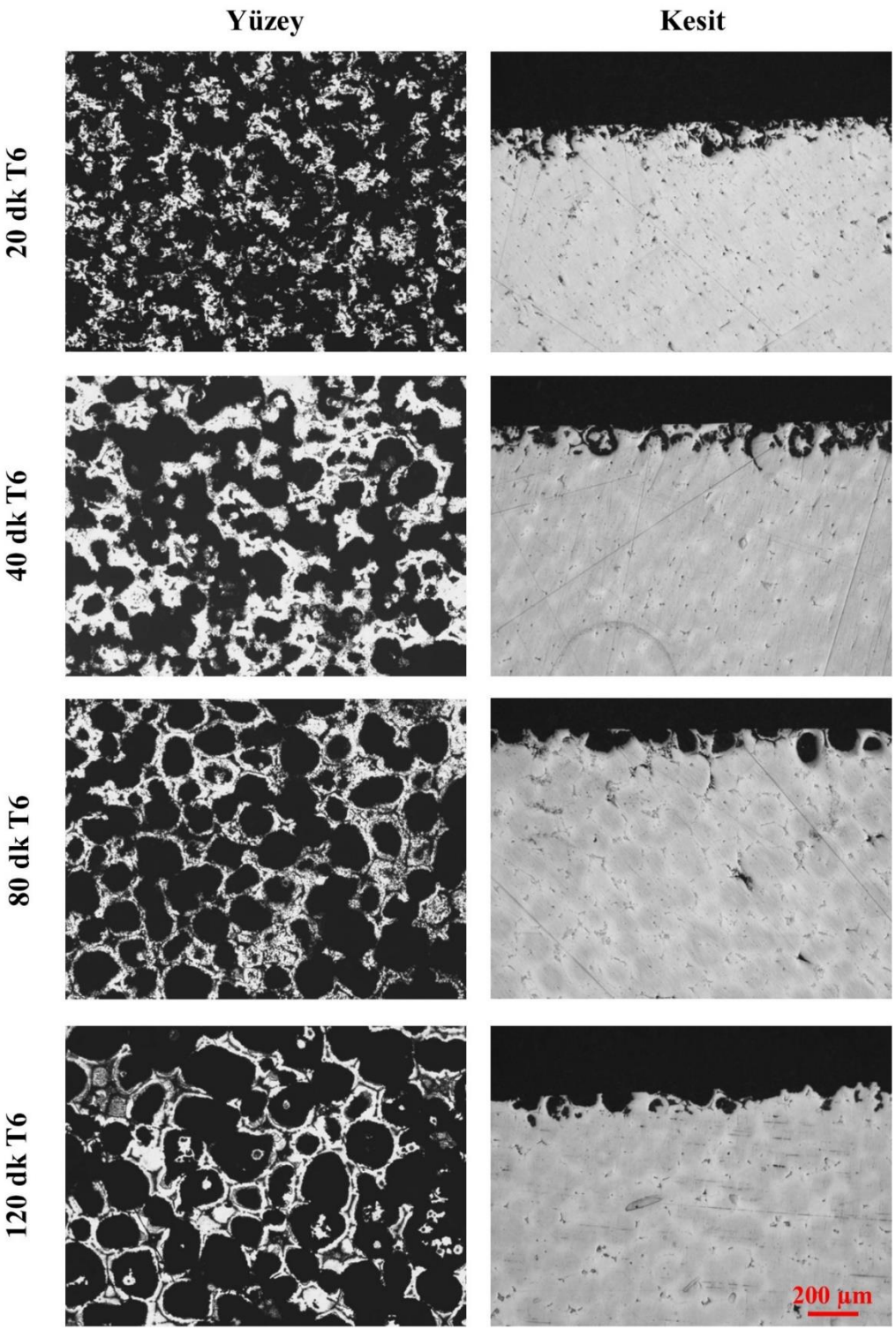
Şekil 7.28 Farklı yeniden ısıtma sürelerine sahip AA7075-T6 numunelerine ait polarizasyon eğrileri

Tablo 7.9 AA7075-T6 numunelerinde Tafel ekstrapolasyonu vasıtasıyla elde edilen E_{kor}, i_{kor} ve C_r değerleri

Numune	E_{kor} (V)	i_{kor} (A/cm^2)	C_r (mm/yıl)
20 dk T6	-0,7336	2.18×10^{-6}	0,02239
40 dk T6	-0,7749	$2,22 \times 10^{-6}$	0,02278
80 dk T6	-0,7707	$4,69 \times 10^{-6}$	0,04822
120 dk T6	-0,8130	$8,80 \times 10^{-6}$	0.09037

Tafel ekstrapolasyonu ile elde edilen veriler ışığında, yeniden ısıtmanın 40. dk'sına kadar tespit edilen i_{kor} ve C_r değerlerinde belirgin bir değişim gözlemlenmemiştir. 80 dk T6 numunesine ait veriler incelendiğinde, bu numune için korozyon başlangıcı ilk iki numuneye benzer noktada olsa da gerçekleşen çözünme kinetiğinin farklılaştığı ve korozyon hızının yaklaşık olarak ikiye katlandığı görülmektedir. 120 dk T6 numunesinde ise korozyonun, diğer numunelere kıyasla hem daha erken başladığı hem de daha şiddetli cereyan ettiği görülmektedir. Bu tablo neticesinde korozyon direncinin, diğer karakterizasyonu gerçekleştirilen özelliklere benzer şekilde, belli bir yeniden ısıtma safhasına kadar makul bir seviyede olduğunu ve artan yeniden ısıtma sürelerinde bariz bir şekilde düştüğünü söylemek mümkündür.

Numunelerde gerçekleşen korozyonun türünü ve tane morfolojisine bağlı olarak ortaya çıkan farklılıkları teşhis edebilmek adına, korozyon testleri sonrasında elde edilen yüzey ve kesit görüntüleri Şekil 7.29'da verilmiştir. Elde edilen görüntülerden, meydana gelen korozyon tane içlerinde baskın bir şekilde gerçekleşirken tane sınırlarının ise kısmen korunduğu anlaşılmaktadır. Gerçekleşen korozyon, AA7075 alaşımında var olan tane sınırı fazlarının seyreltik klor çözeltisi içerisindeki korozyon potansiyellerinin, ısıl işlem sonrası oluşan çökeltiler (η'-$MgZn_2$) ve matris fazına kıyasla daha yüksek korozyon potansiyeline sahip olması [187], [188] nedeniyle tane sınırı bileşenleri ve matris fazı arasında mikro-galvanik hücre oluşumuyla gerçekleşmektedir. Bu süreçte, matris fazı anodik davranarak çözünürken tane sınırlarını oluşturan bileşenler ise katodik davranarak büyük ölçüde korunmuştur.



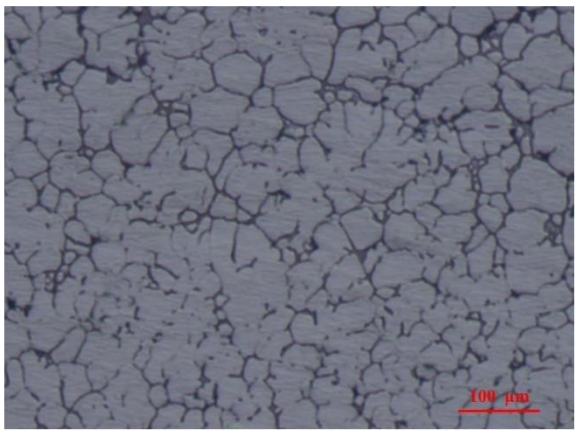
Şekil 7.29 Potansiyodinamik polarizasyon testi sonrası AA7075-T6 numunelerine ait yüzey ve kesit görüntüleri

Elde edilen polarizasyon eğrilerine göre artan yeniden ısıtma süresine bağlı olarak, 80 dk T6 ve 120 dk T6 numunelerinin korozyon direncinde ciddi bir düşüş gözlemlenmişti. Pang vd. [189] tane içi korozyon mekanizmasında, tane morfolojisinin incelmesiyle birlikte anodik ve katodik bölgeler arasındaki mesafe

azalacağı için galvanik etkileşimlerin ve korozyon hızının artacağını belirtmişlerdir. Tikso-şekillendirme neticesinde elde edilen numunelerde ise bu teorinin tam aksinin gözlemlenmiş olması dikkat çekicidir. Artan yeniden ısıtma süresiyle birlikte tane sınırı bölgelerinde oluşan ikincil fazların miktarındaki artışa paralel olarak α-Al tanelerin bu fazlar tarafından çevrelenip izole hale geldiği, hem korozyon öncesi elde edilen mikroyapılarda hem de korozyon sonrası yüzey görüntülerinde görülebilmektedir. Tane içi çökeltilerin de varlığıyla birlikte hem tane içinden hem de dışından yoğun saldırıya uğrayan yapının çok daha hızlı çözündüğü düşünülmektedir.

7.3 AA2014 Alaşımının Eğimli Soğutucu ile Dökümü ve Tikso-Şekillendirme Süreçleri

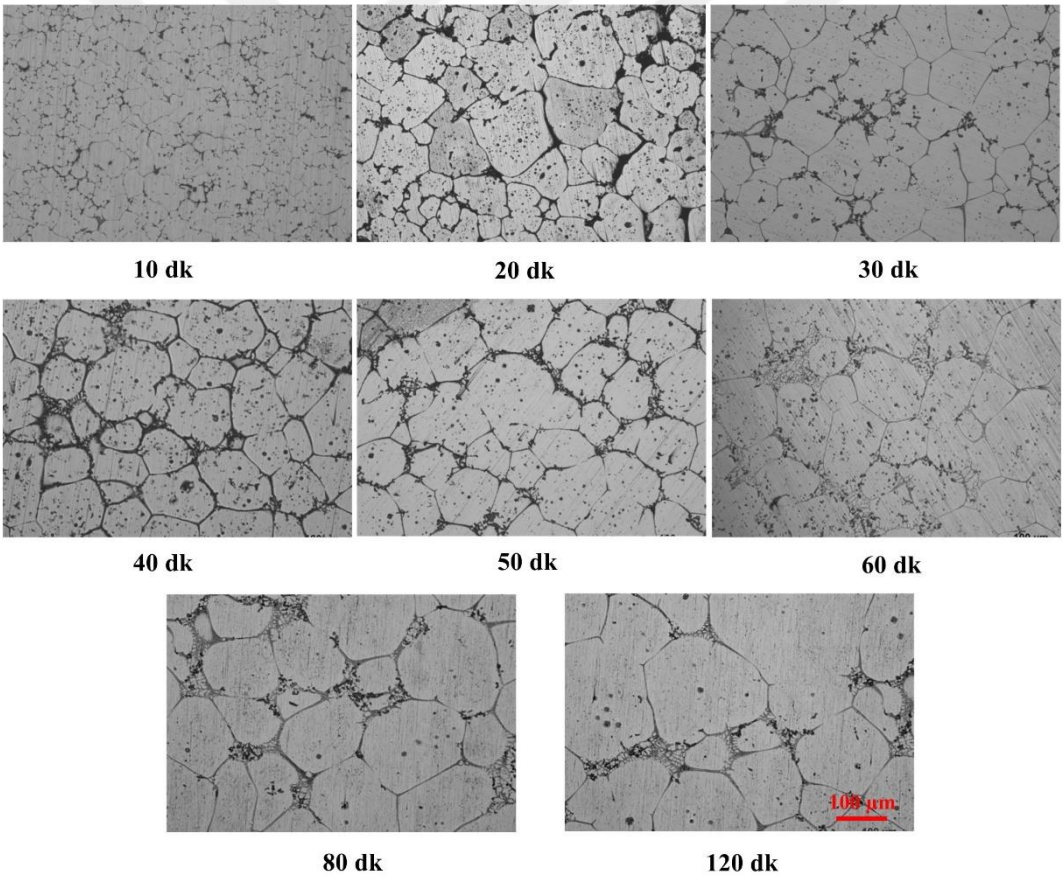
AA7075 alaşımının eğimli soğutucu ile dökümü ve tikso-şekillendirilmesine dair süreçlerin incelenmesinin ardından çalışmalar, havacılık endüstrisinde tercih edilen bir diğer alüminyum işlem alaşımı olan AA2014 alaşımı kullanılarak sürdürülmüştür. Bu bağlamda, hammadde üretimi için çalışmanın bir önceki kısmında gerçekleştirilen incelemeler ardından makul bulunan eğimli soğutucu ile döküm parametreleri (10 °C üst ısı, 45° döküm açısı ve 500 mm soğutucu uzunluğu) tercih edilmiş olup, döküm haline ait mikroyapı Şekil 7.30'da paylaşılmıştır. İlgili mikroyapı üzerinde gerçekleştirilen ölçümler neticesinde ortalama tane boyutu 60 µm olarak tespit edilmiştir. Üretilen hammaddelerin yeniden ısıtılması ve tikso-şekillendirilmesi sonucunda elde edilen sonuçlar ilgili alt başlıklarda tartışılmıştır.



Şekil 7.30 Eğimli soğutucu ile döküm vasıtasıyla üretilmiş AA2014 numunesine ait mikroyapı

7.3.1 Yeniden Isıtma Süresinin Etkileri

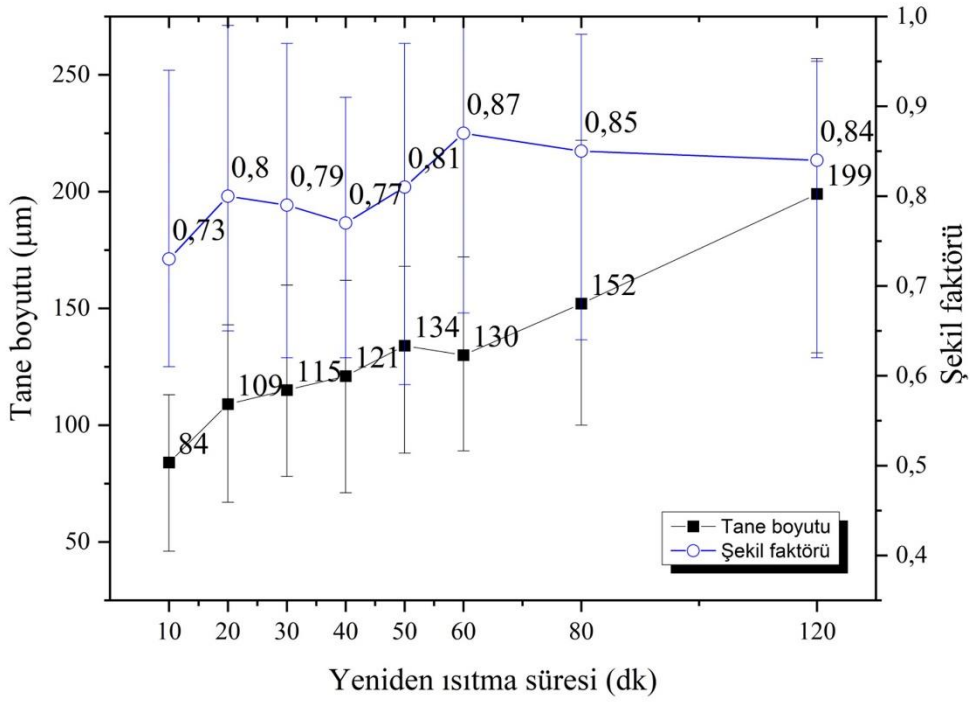
AA2014 alaşımının eğimli soğutucu ile dökümü vasıtasıyla elde edilen hammaddeler de likidüs sıcaklığının 20 °C altında, 10 dk ile 120 dk arası 8 farklı süre boyunca gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından suda soğutulmuş ve bu işlem neticesinde elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 7.31'de paylaşılmıştır. Elde edilen görüntülerden, tane sınırlarında gözlemlenen ötektik faz ağının sıvılaşması AA7075 alaşımına kıyasla, yeniden ısıtmanın daha erken safhalarında tamamlandığı anlaşılmaktadır. Tane sınırlarının sıvı faz ile tamamen ıslatılması ile tane kabalaşma süreci, erken safhalardan itibaren Ostwald olgunlaşması tarafından kontrol edilir hale gelmiştir. Bunun sonucunda ise, likidüsün 20 °C altında gerçekleştirilen yeniden ısıtma işlemi gözle görülür biçimde daha agresif bir tane kabalaşmasıyla neticelenmiştir.



Şekil 7.31 620 °C'de farklı süreler boyunca yeniden ısıtılmış AA2014 numunelerine ait mikroyapı görüntüleri

Yeniden ısıtma işlemi sonrasında elde edilen mikroyapılar üzerinde gerçekleştirilen tane boyutu ve şekil faktörü ölçümlerine dair sonuçlar Şekil 7.32'de verilmiştir. Bu sonuçlara göre yeniden ısıtmanın ilk 10. dk'sında ortalama tane boyutu 84 µm'ye

ulaşmaktayken ölçülen ortalama şekil faktörü değeri ise 0,73'te kalmaktadır. Yeniden ısıtmanın 20. dk'sı ile 60. dk'sı arasında ölçülen ortalama tane boyutu değerlerinin 109 µm ile 134 µm arasında değiştiği, 120. dk'nın sonunda ise bu değerin 199 µm'ye ulaştığı tespit edilmiştir. Bu süreçte, ölçülen ortalama şekil faktörü değerinin 0,80'i yakalaması için 20 dk'lık yeniden ısıtma süresi yeterli olmuş ve en yüksek değer 60 dk numunesinde 0,87 olarak ölçülmüştür.



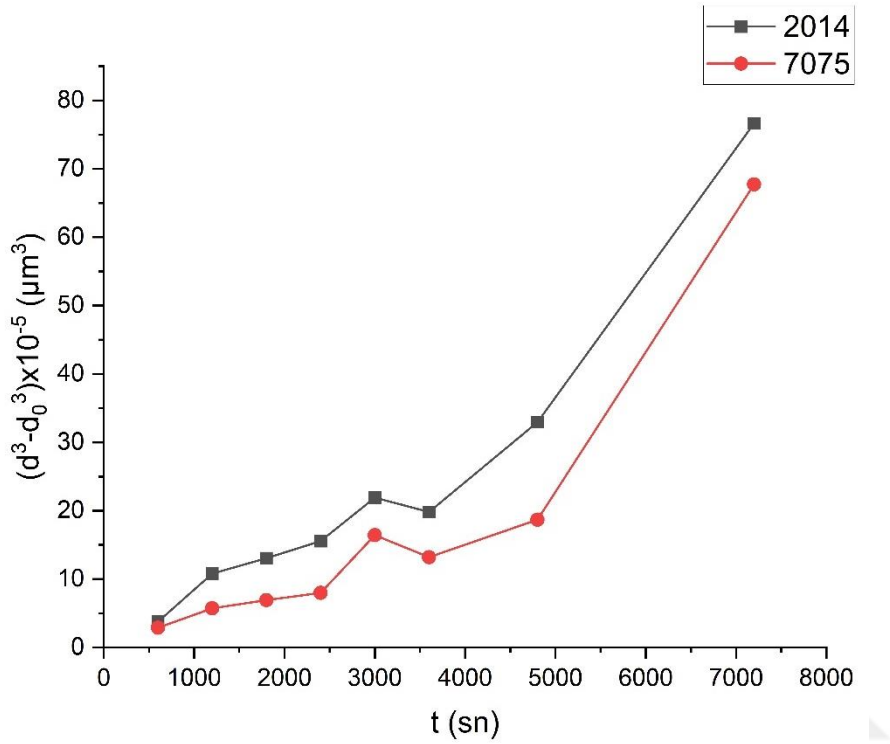
Şekil 7.32 AA2014 numunelerinde yeniden ısıtma süresine bağlı olarak değişen ortalama tane boyutu ve şekil faktörü değerleri

Mikroyapılar üzerinde gerçekleştirilen nicel ölçümlerin ardından, AA2014 ve AA7075 alaşımlarının mevcut yeniden ısıtma kondisyonundaki tane kabalaşma kinetikleri incelenmiştir. Difüzyon-kontrollü tane kabalaşması kinetiği Lifshitz, Slyozov ve Wagner (LSW) teorisi ile modellenebilmektedir [190]. Kabalaşma kinetiğinde dair geliştirilmiş bu model Eşitlik 7.5'te paylaşılmıştır.

$$D_t^{\,n} - D_0^{\,n} = Kt \tag{7.5}$$

Eşitlikte bulunan D_t; yeniden ısıtma sonrası tane boyutunu, D_0; başlangıç tane boyutunu, n; üstel difüzyon indeksini, t; zamanı ve K; kabalaşma katsayısını temsil etmektedir. Eşitlikteki n değeri, gerçekleşen tane kabalaşması mekanizmasına bağlı olarak farklılaşırken, yarı-katı haldeki kabalaşmayı incelemek için n=3 olarak kabul edilmektedir [151]. Bu çalışmada kullanılan her iki alaşıma ait yeniden ısıtma

süresinin fonksiyonu olarak kübik tane boyutundaki değişimi gösterir grafik Şekil 7.33'te verilmiştir. Elde edilen eğrilerden, her iki alaşımın da kabalaşma kinetiğinin benzer karaktere sahip olduğu ancak, AA2014 alaşımının daha hızlı bir biçimde kabalaştığı anlaşılmaktadır.

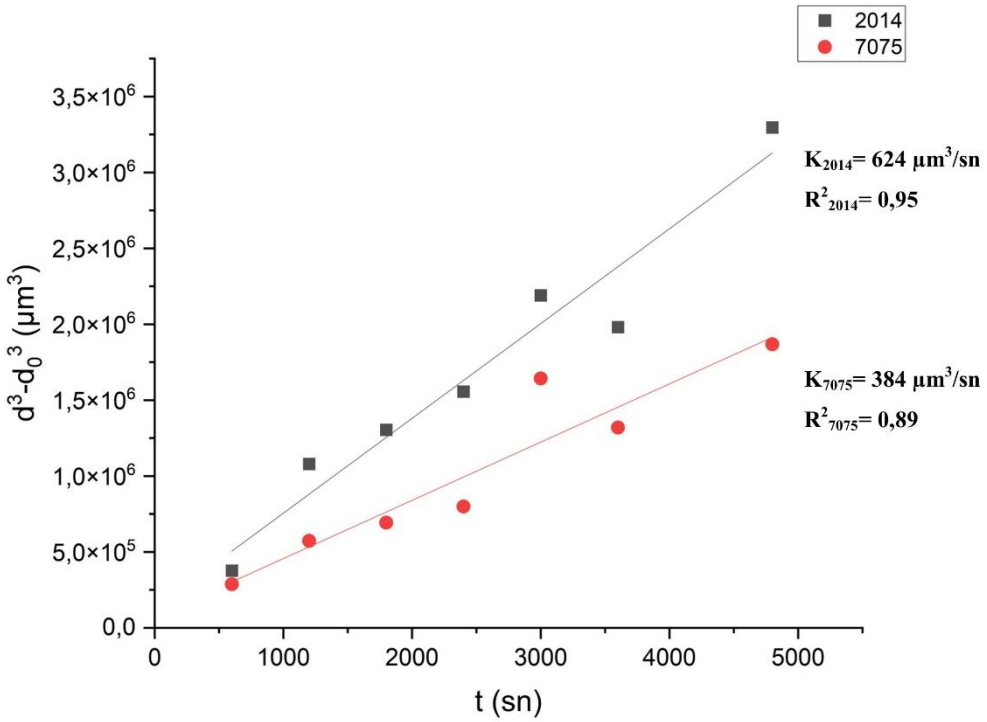


Şekil 7.33 İki alaşımın yeniden ısıtma süresinin fonksiyonu olarak tane hacmindeki değişimi

Mevcut modele göre, yeniden ısıtma süresine bağlı tane hacmindeki değişimin doğrusal bir eğri üzerinde dağılması beklenirken, 120 dk boyunca gerçekleştirilen yeniden ısıtma işlemi neticesinde gerçekleşen tane kabalaşmasının modelden saptığı ve öngörülenden daha keskin bir artışın meydana geldiği görülmektedir. Bu durum, literatürde yer alan çalışmalarda [47], [191] , tane sınırlarındaki sıvı faz miktarında meydana gelen artışla birlikte bu bölgelerin hareketinin mevcut ikincil fazlar tarafından kısıtlanamaz hale gelmesiyle açıklanmaktadır. Bu evrede Fe-Mn-Cr içerikli bileşenlerinin kısmi ergime boyunca çözünmüş olabilecekleri, çözünmeseler dahi mevcut sıvı filme kıyasla çok ince morfolojide kaldıkları için sıvı filmin göçünü engellemede yetersiz kaldıkları düşünülmektedir.

Tane hacmi değişimi verilerinden, alaşımların kabalaşma hızı katsayısı (K) değerlerini belirleyebilmek için gerçekleştirilen doğrusal regresyon analizleri Şekil

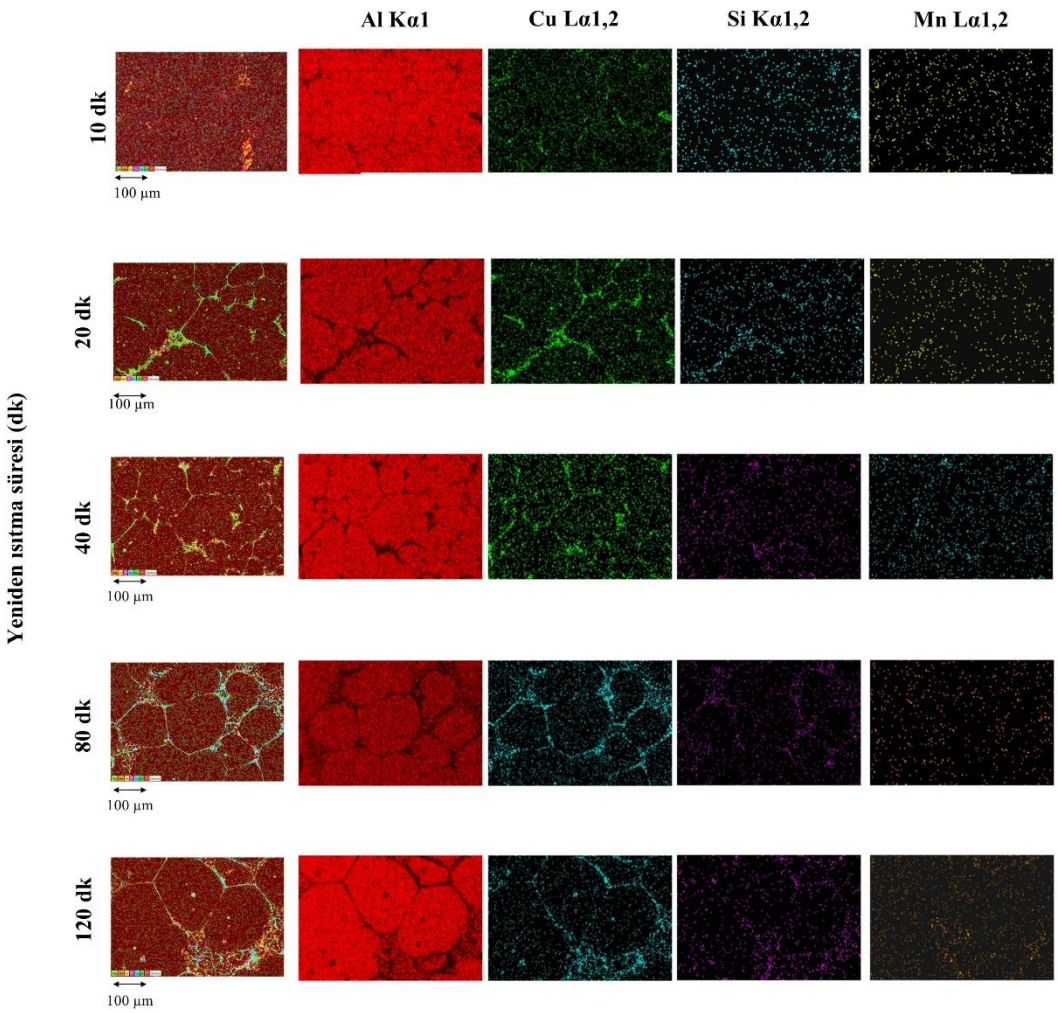
7.34'te verilmiştir. Regresyon doğrularının eğimi K değerini verirken, 120. dk verileri analize dahil edilmemiştir.



Şekil 7.34 10 dk ve 80 dk arasındaki yeniden ısıtma süresinin fonksiyonu olarak tane hacmindeki değişimin doğrusal regresyon analizi

Gerçekleştirilen regresyon analizi neticesinde, her iki alaşım için de likidüsün 20 °C altında gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminde, 10 dk ile 80 dk arasındaki periyot için alaşımlara ait K değerleri; AA7075 alaşımında 384 µm^3/sn, AA2014 alaşımında ise 624 µm^3/sn olarak tespit edilmiştir. Özdeş yeniden ısıtma süreçlerinin ardından, AA2014 alaşımının AA7075 alaşımına kıyasla %62,5 daha yüksek K değerine sahip olduğu görülmektedir. Bu veri ışığında, alaşım elementleri ve bu elementlerin miktarlarındaki farklılıkların, malzemenin yeniden ısıtma süreci sırasındaki tane kabalaşmasına yatkınlığını ciddi oranda etkilediği söylenebilmektedir. Eşitlik 7.5'e göre, 120. dk'daki verilerle hesaplanan K değerlerinin ise; AA7075 alaşımı için 941 µm^3/sn'ye, AA2014 alaşımı için 1065 µm^3/sn'ye ulaştığı görülmektedir.

AA2014 alaşımında, artan yeniden ısıtma süresine bağlı olarak alaşım elementlerinin mikroyapıdaki dağılımını inceleyebilmek adına gerçekleştirilen SEM-EDS haritalama analizine ait sonuçlar Şekil 7.35'te verilmiştir.



Şekil 7.35 AA2014 alaşımında beş farklı sürede gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından elde edilen EDS haritaları

Elde edilen elementel haritalar neticesinde, henüz yeniden ısıtmanın 20. dk'sı itibariyle tane sınırlarının Cu ve Si elementlerince zenginleştiği görülmektedir. Artan yeniden ısıtma süresiyle birlikte alaşım elementlerinin segregasyonundaki artışa paralel olarak tane kabalaşmasının gerçekleştiği ve ileri yeniden ısıtma sürelerinde Mn içeriğinin de kısmen taneler arası bölgede birikmeye başladığı gözlemlenmektedir. AA2014 alaşımının içeriğinin AA7075 alaşımına kıyasla, yeniden ısıtma sırasında tane sınırlarına difüzyon kabiliyeti yüksek olan Cu ve Si elementlerini daha yüksek miktarda içermesi nedeniyle yeniden ısıtmaya karşı meydana gelen mikroyapısal reaksiyon daha erken safhalarda ortaya çıkmıştır. AA7075 alaşımına kıyasla nispi olarak daha yüksek miktarda bulunan Si elementinin de tane sınırlarına göçüyle birlikte bu bölgelerde Al-Si-Cu üçlü ötektik

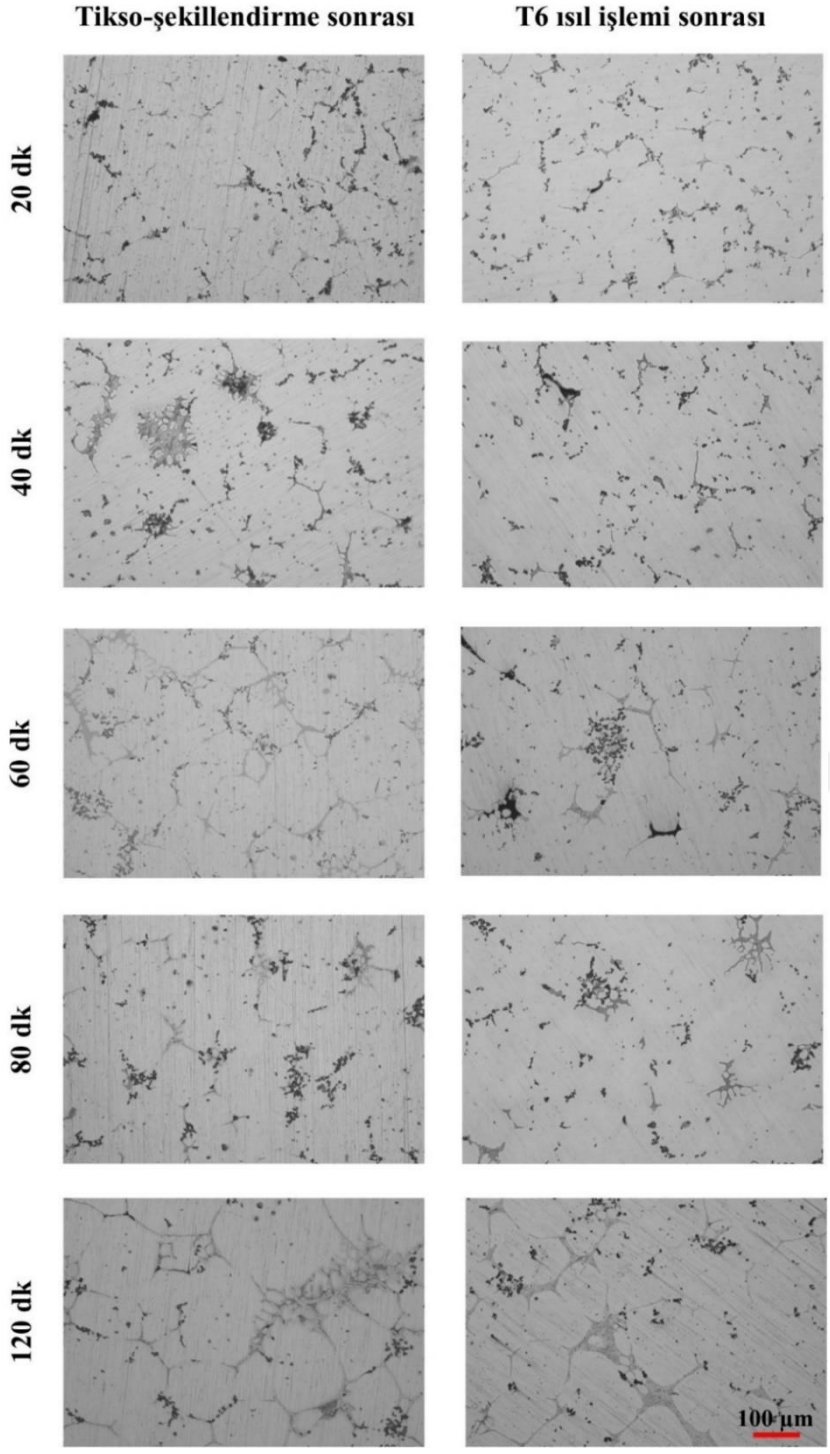
yapısı oluşmaktadır. Düşük sıcaklıklarda ergiyen bu ötektik yapının [192], yeniden ısıtmanın henüz erken evrelerinde tane sınırlarını çevrelemesiyle birlikte bu bölgelerde oluşan kısmi ergiyik tane sınırlarını tamamen ıslatmış ve tane kabalaşması bu koşullar altında gerçekleşmiştir. Sıvı faz, katı-katı etkileşimlerine kıyasla çok daha hızlı bir difüzyon yolu sağladığından [193], ve bu sıvı fazın küresel tanelerin etrafında teşkil ettiği sürekli ağın daha hızlı bir biçimde oluşmasından ötürü, AA2014 alaşımının daha hızlı bir tane kabalaşması kinetiği sergilediği düşünülmektedir.

7.3.2 Tikso-şekillendirme Süreçleri ve T6 Isıl İşleminin Mikroyapısal ve Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkileri

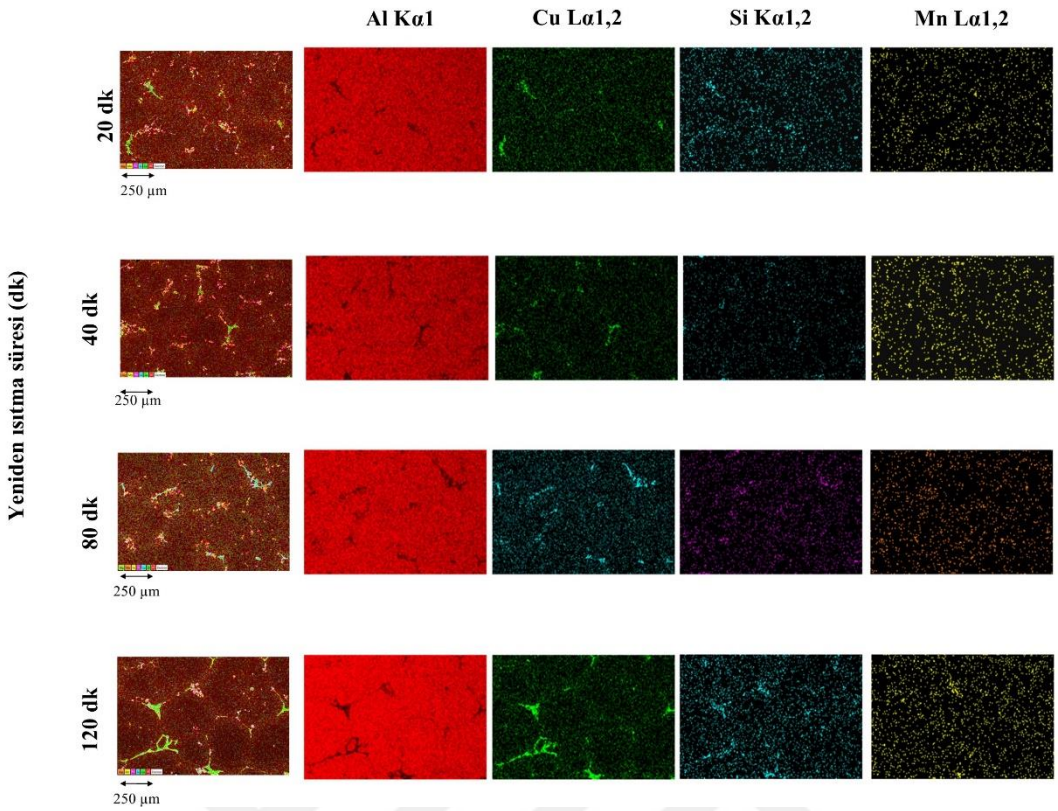
Farklı yeniden ısıtma koşullarının, AA2014 alaşımında ortaya çıkan mikroyapı özellikleri üzerindeki etkilerinin incelenmesinin ardından; beş farklı yeniden ısıtma süresiyle gerçekleştirilen tikso-şekillendirme ve şekillendirilmiş numunelere uygulanan T6 ısıl işlemleri neticesinde elde edilen optik mikroskop görüntüleri Şekil 7.36'da verilmiştir. Tikso-şekillendirilmiş ve ısıl işleme tabi tutulmuş nihai ürünlerdeki elementel dağılımı görüntüleyebilmek için çekilen SEM-EDS haritaları ise Şekil 7.37'de paylaşılmıştır.

Tikso-şekillendirme sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri, Şekil 7.31'deki yeniden ısıtma işlemi sonrasında ortaya çıkan mikroyapılarla kıyaslandığı zaman, AA7075 alaşımında gerçekleştirilmiş olan gözlemlere benzer biçimde; taneler arası bölgede oluşan fazların sürekliliğinin deformasyon etkisiyle büyük oranda bozulduğu görülmektedir. Tikso-şekillendirme işlemi sonrasında matris fazı çevresine dağılmış farklı morfolojideki ikincil fazların T6 ısıl işleminin ardından kısmen çözünmüş olduğu seçilmektedir. Görece düşük yeniden ısıtma sürelerinde şekillendirilmiş ve T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerde ortaya çıkan mikroyapı, matris fazının yanı sıra ince ve karışık şekilli ikincil fazlardan oluşmaktadır. Artan yeniden ısıtma süreleriyle birlikte, tane sınırları boyunca ağ yapısı oluşturan fibröz morfolojiye sahip fazların da bahsi geçen partiküllerin yanı sıra yapıda yer almaya başladığı gözlemlenmektedir. Yarı-katı sıcaklık aralığında kısmi ergiyiği teşkil ettiği düşünülen bu fazın miktarı beklendiği üzere artan yeniden ısıtma süresiyle beraber artmış ve 120 dk numunesinde T6 ısıl işleminden sonra da bahsi geçen fazın tane sınırları boyunca oluşturduğu ağ yapısı mevcudiyetini korumuştur. SEM-EDS haritalama görüntüleri ışığında, yüksek

yeniden ısıtma süresine sahip numunelerde tane sınırlarına difüze olmuş Cu ve Si içeriğinin, T6 ısıl işlemi sonrasında da tane sınırı bileşimini şekillendirdiği görülmektedir.

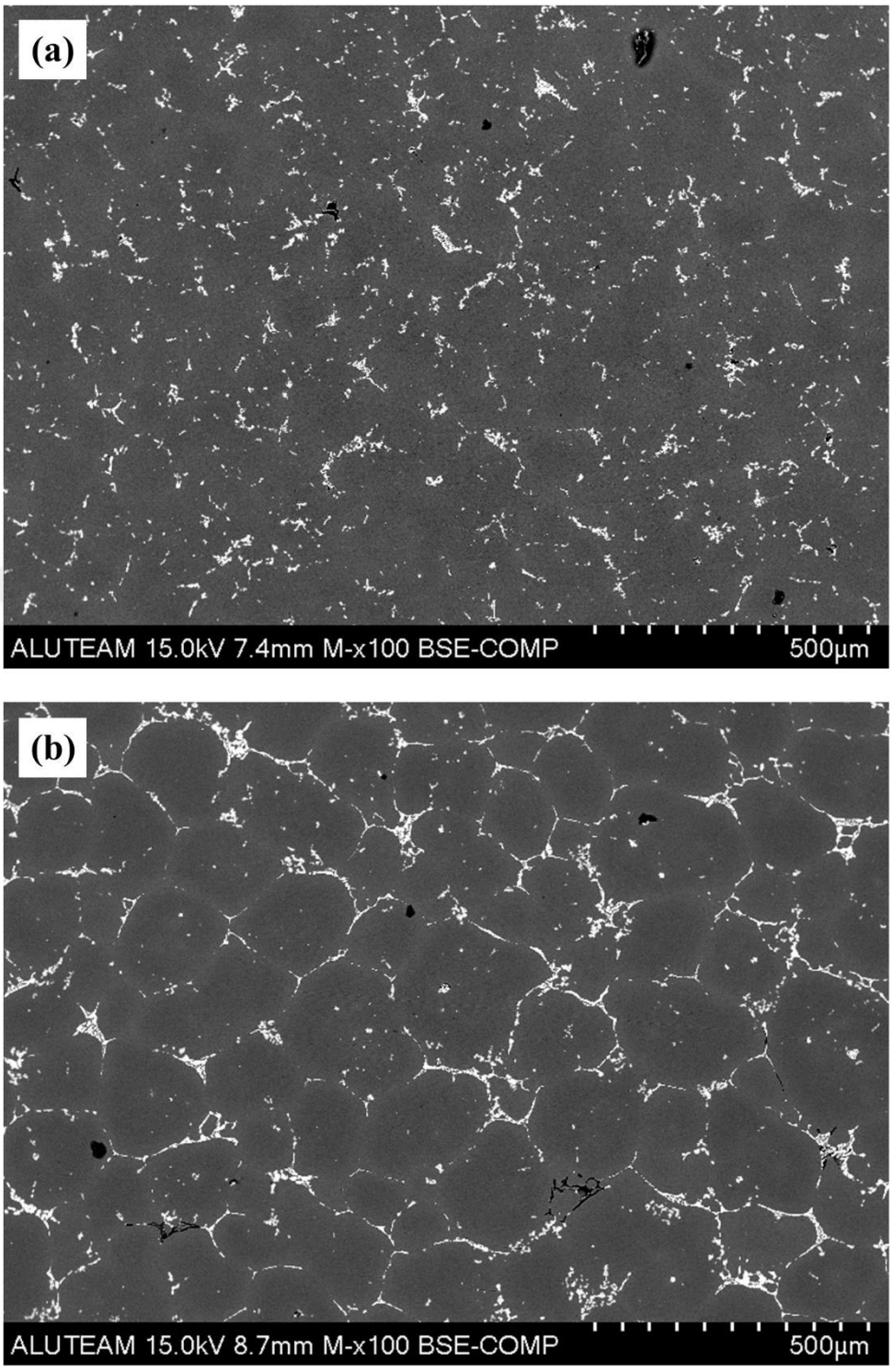


Şekil 7.36 Tikso-şekillendirilmiş ve T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA2014 numunelerine ait mikroyapı görüntüleri

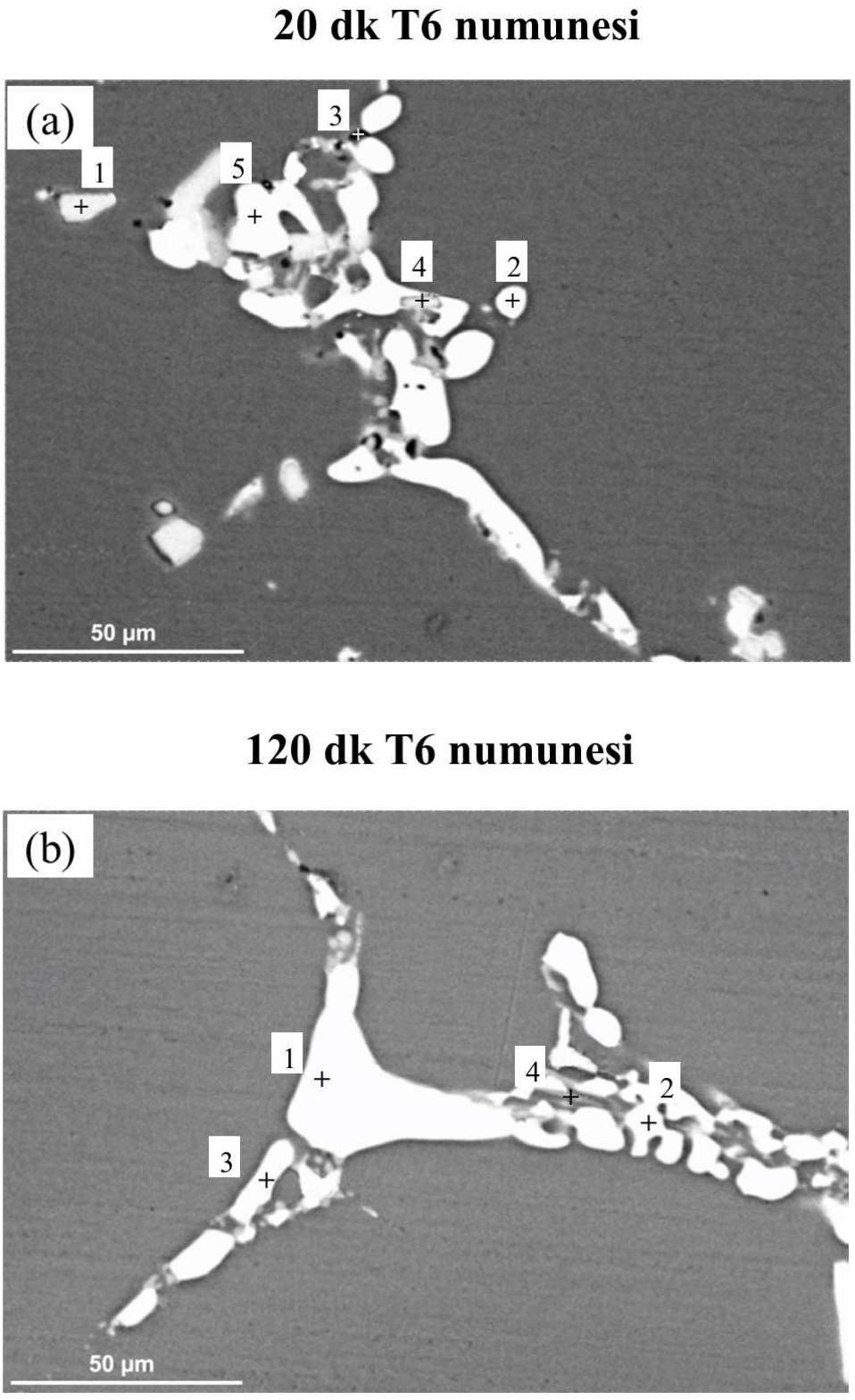


Şekil 7.37 Farklı yeniden ısıtma kondisyonlarının ardından tikso-şekillendirilmiş AA2014-T6 numunelerine ait SEM-EDS haritaları

T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerde, yeniden ısıtma süresine bağlı olarak değişen mikroyapı bileşenlerini tanımlayabilmek ve bu bileşenlerin dağılımlarını görebilmek için; 20 dk ve 120 dk numunelerinin ısıl işlem sonrası genel SEM görüntüleri Şekil 7.38'de, tane sınırı fazlarından alınan SEM-EDS nokta analizi görüntüleri Şekil 7.39'da ve incelenen noktalara ait elementel bileşimler ise Tablo 7.10'da verilmiştir.



Şekil 7.38 T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA2014 numunelerine ait genel SEM görüntüleri; (a) 20 dk, (b) 120 dk



Şekil 7.39 İki farklı yeniden ısıtma süresine sahip, T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA2014 numunelerin EDS nokta analizlerini gösterir SEM görüntüleri; (a) 20 dk, (b) 120 dk

Tablo 7.10 Şekil 7.39'daki SEM-EDS noktalarına ait elementel bileşimler

Nokta	Elementel bileşim (ağırlıkça-%)						
	Al	**Cu**	**Mg**	**Fe**	**Si**	**Mn**	**Cr**
Nokta 1 (a)	65,59	9,54	-	11,52	7,17	6,18	-
Nokta 2 (a)	45,26	54,74	-	-	-	-	-
Nokta 3 (a)	84,91	8,79	-	-	6,30	-	-
Nokta 4 (a)	66,00	9,78	-	8,06	6,48	8,75	0,93
Nokta 5 (a)	45,20	54,80	-	-	-	-	-
Nokta 1 (b)	44,46	55,54	-	-	-	-	-
Nokta 2 (b)	87,07	12,93	-	-	-	-	-
Nokta 3 (b)	80,96	10,91	4,46	-	3,67	-	-
Nokta 4 (b)	47,62	42,97	5,10	-	4,31	-	-

Şekil 7.38 (a)'da görüleceği üzere, 20 dk T6 numunesinde tane sınırlarındaki yapının, görece kaba morfolojiye sahip köşeli, küresel veya Çin yazısı benzeri morfolojilerde bulunabilen beyaz renkli fazlar (1, 2 ve 5 numaralı noktalar) ile az sayıda çok ince siyah renkli partiküllerden (3 numaralı nokta) ve açık gri görünen ince ve köşeli morfolojiye sahip mikroyapı bileşenlerinden (4 numaralı nokta) oluştuğu görülmektedir. Tablo 7.10'da verilen elementel bileşimler ışığında; küresel biçimde veya Çin yazısı şeklinde ortaya çıkabilen beyaz renkli fazların θ-Al_2Cu, köşeli morfolojiye sahip açık gri ve beyaz renkli bileşenlerin $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$ gibi Fe'ce zengin intermetalikler ve son olarak ince siyah partiküllerin ise Al-Cu-Si sistemine ait bileşenler oldukları görülmektedir. Şekil 7.36'da verilen optik mikroskop görüntülerinde sürekli ağ yapısı biçiminde görülen, 120 dk T6 numunesine ait tane sınırı tekstürünün ise yoğun biçimde Al_2Cu ve AlCuMgSi fazlarından oluştuğu görülmektedir. Tikso-şekillendirilmiş AA2014 alaşımında artan yeniden ısıtma süresine bağlı olarak, ısıl işlem sonrası tane sınırlarında var olmaya devam eden Al_2Cu fazının daha kaba bir morfolojide karşımıza çıktığını söylemek mümkündür. Bununla birlikte 20 dk T6 numunesinde gözlemlenen Fe'ce zengin fazların 120 dk T6 numunesinde kaybolduğu göze

çarpmakla birlikte yüksek yeniden ısıtma süresine bağlı olarak Si ve Mg elementlerinin de tane sınırlarına göçü sayesinde AlCuMgSi sistemine ait fazların farklı elementel kompozisyonlarda tane sınırı yapısına katkıda bulunduğu söylenebilmektedir. Liu vd. [11], yarı-katı şekillendirilmiş AA2014 alaşımın T6 süreçlerini inceledikleri çalışmada, ideal ısıl işlem sonrası baskın olan tane sınırı fazının $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$ olduğunu ve tane sınırlarındaki kısmi ergiyik içerisinde bulunan Al_2Cu partiküllerinin yetersiz çözeltiye alma işlemine işaret ettiğini bildirmişlerdir. Bu çalışma kapsamında da gözlemlenen ve artan yeniden ısıtma süresiyle birlikte daha kaba morfolojide tane sınırlarında yer alan kalıntı Al_2Cu içeriği, AA7075 alaşımında da gözlemlendiği gibi; standart çözeltiye alma işleminin tikso-şekillendirme mikroyapısı için yetersiz kaldığı fikrini AA2014 alaşımı için de desteklemektedir.

Tikso-şekillendirilmiş AA2014 numunelerinin mikroyapı incelemelerinin ardından, ortaya çıkan mekanik özellikler ilk olarak gerçekleştirilen sertlik ölçümleri ile ele alınmıştır. AA2014 numunelerinde, T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrasında ölçülen sertlik değerleri Tablo 7.11'de verilmiştir.

Tablo 7.11 Tikso-şekillendirilmiş AA2014 numunelere ait T6 öncesi ve sonrası sertlik değerleri

Numune	T6 öncesi Sertlik (HB)				T6 sonrası Sertlik (HB)			
	Kenar	Kenar	Kenar	Kenar	Kenar	Merkez	Alt	Üst
10 dk	83±2	81±1	80±1	80±3	-	-	-	-
20 dk	84±2	84±2	84±2	83±1	136±2	133±4	128±3	139±2
30 dk	79±2	77±1	78±2	80±2	-	-	-	-
40 dk	74±1	73±2	72±1	71±2	110±2	109±2	112±1	105±2
50 dk	73±1	75±2	68±2	73±1	-	-	-	-
60 dk	70±2	72±3	67±2	68±1	100±2	98±2	99±3	105±1
80 dk	61±1	62±1	63±1	63±1	90±2	90±1	90±1	90±2
120 dk	62±1	64±1	65±2	66±2	93±2	92±2	91±2	87±2

Elde edilen sertlik değerleri sonucunda, 10 dk ve 20 dk'lık yeniden ısıtma sürelerinin ardından tikso-şekillendirilmiş numunelerde ölçülen değerlerin 80 HB'nin üzerinde olduğu görülürken; daha ileri yeniden ısıtma sürelerinde ise, beklendiği üzere, tane kabalaşmasına bağlı olarak sertlik düşmüş ve en düşük sertlik değerleri 80 dk ve 120 dk numunelerinde ortalama 62 HB ve 67 HB olarak ölçülmüştür. Seçili beş farklı numune setinde gerçekleştirilen ısıl işlem sonrasında, 20 dk T6'da ölçülen ortalama 134 HB sertlik değeri, literatürdeki verilere [194], [195] kıyasla da oldukça tatmin edici bulunmuştur. T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş diğer numunelerde ise ısıl işlem öncesinde olduğu gibi ölçülen sertlik kademeli olarak düşerken, 80 dk ve 120 dk T6 numunelerinde bu değerler yaklaşık 90 HB olarak tespit edilmiştir. Çözeltiye alma sonrası sertlik değerleri ölçülmemiş olsa da ısıl işlem öncesi ve sonrası değerler kıyaslandığı vakit; 20 dk numune setinde ısıl işlem sonrası yaklaşık %60 sertlik artışı sağlanırken bu artış 120 dk numune setinde ise yaklaşık %42 ile sınırlı kalmıştır. AA7075 alaşımıyla gerçekleştirilen çalışmalarda da göze çarpan bu hususun, AA2014 alaşımında artan yeniden ısıtma süresiyle birlikte tane sınırlarındaki baskın fazın kaba morfolojideki Al_2Cu'ya dönüşmesi ve mevcut kondisyonda gerçekleştirilen çözeltiye almaya işlemi neticesinde, çökeltilerin oluşumuna katkıda bulunacak Cu içeriğinin yeterince etkin bir biçimde çözeltiye alınamamasıyla ilintili olduğu düşünülmektedir.

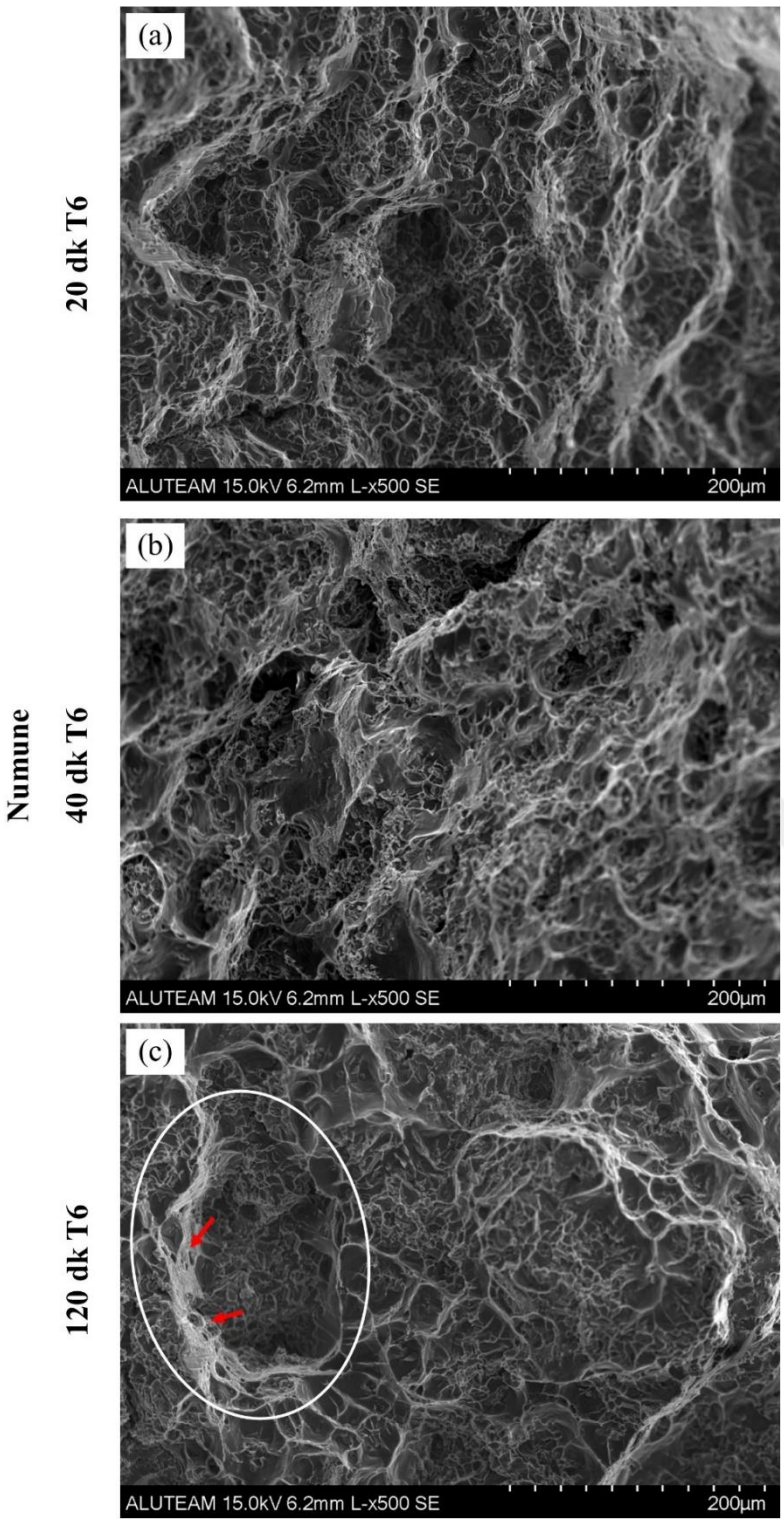
Sertlik incelemelerinin ardından, T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerde gerçekleştirilen çekme testlerine ait sonuçlar Tablo 7.12'de verilmiştir.

Tablo 7.12 AA2014-T6 numunelerine ait çekme testi sonuçları

Numune	**R_m (MPa)**	**R_e (MPa)**	**Uzama (%)**
20 dk T6	343±3	304±12	7,0±0,3
40 dk T6	297±18	249±10	7,3±0,1
60 dk T6	315±14	264±11	6,7±0,9
80 dk T6	286±7	234±6	6,6±1,2
120 dk T6	273±13	230±9	8,4±0,8

Çekme testleri sonucunda en yüksek ortalama R_m ve R_e değerleri, 20 dk T6 numune setinde sırasıyla 343 MPa ve 304 MPa olarak elde edilmiştir. Test edilen en yüksek yeniden ısıtma süresinde bu değerlerin, yine sırasıyla 273 MPa ve 230 MPa'a kadar düştüğü gözlemlenmektedir. Tikso-şekillendirilmiş AA2014 alaşımına ait literatürde yer alan R_m değerleri, T6 ısıl işlemi sonrası; 283 MPa ile 474 MPa arasında olmak üzere oldukça geniş bir aralıkta değişmektedir. Ekstrüzyon ürünleri için ise raporlanan değerler, ekstrüzyon doğrultusunda 480-490 MPa ve enine kesitte ise ~405 MPa olarak karşımıza çıkmaktadır [143], [196]–[198]. Bu verilere kıyasla, 20 dk T6 numune setinde elde edilen dayanım değerlerinin, SIMA ve RAP yöntemleriyle tikso-şekillendirilmiş örneklerin sergilediği dayanım özellikleriyle rekabet edebilir olduğu görülürken, dövme ürünlerinin deformasyon doğrultusunda sahip oldukları dayanım verilerinden uzak olduğu görülmektedir. Çekme testleri neticesinde elde edilen uzama verileri tüm numuneler için %6,6'nın üzerinde ölçülmüş olup, AA7075 alaşımına kıyasla daha yüksek sonuçlar elde edilmiştir. En yüksek uzama değerine ise, beklenmedik bir biçimde, %8,4 ile 120 dk T6 numune setinde ulaşılmıştır. Kabalaşan tane yapısına ve AA7075 alaşımında gözlemlenen artan sıvı miktarıyla birlikte şekillendirme sonrası ortaya çıkan kusurlara rağmen 120 dk T6'nın bu denli yüksek kopma uzaması sergilemesi oldukça dikkat çekicidir. Bahsi geçen problemlerle birlikte bazı kaynaklarda, AA2014 alaşımında artan yeniden ısıtma süreleriyle birlikte tane sınırlarını domine eden θ fazının bu bölgelerde gevreklik yarattığı belirtilmektedir [199]. Fazlara ait kafes parametreleri kullanılarak teorik yığın modülü (B) ve kayma modülü (G) değerlerinin hesaplandığı bazı çalışmalarda ise θ fazının 0,57'den düşük G/B oranıyla teorik olarak sünek bir faz olduğu iddia edilmektedir [200], [201]. Benzer yaklaşımla gerçekleştirilen bir başka çalışmada ise faza ait G/B oranı 0,81 olarak hesaplanmış ve fazın teorik olarak gevrek olduğu belirtilmiştir [202]. Çelişen bu bilgiler, elde edilen sonuçlara tam anlamıyla ışık tutmasa da yeniden ısıtma süresindeki artışla beraber hem α-Al fazının hem de ikincil fazların küreselleşmesi ile birlikte θ' çökeltileri ve $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$ intermetaliğine kıyasla, malzemenin sünekliği üzerinde daha az olumsuz etkisi olduğu düşünülen θ fazının tane sınırlarındaki varlığının, artan yeniden ısıtma sürelerinin süneklik üzerinde yarattığı problemleri telafi ettiği düşünülmektedir.

Üç farklı AA2014-T6 numunesine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri Şekil 7.40'da verilmiştir.

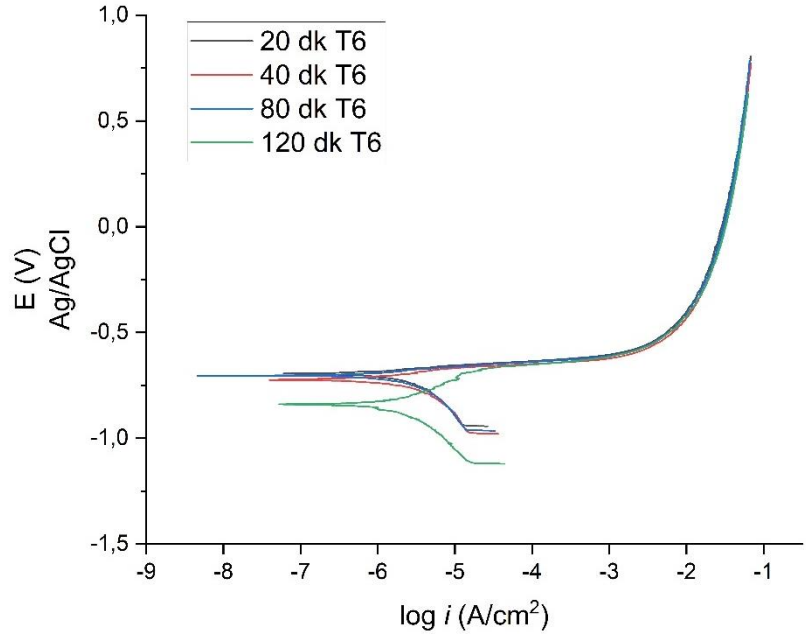


Şekil 7.40 T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA2014 numunelerine ait kopma yüzeyi SEM görüntüleri; (a) 20 dk T6, (b) 40 dk T6, (c) 120 dk T6

Üç farklı numuneden elde edilen kırılma yüzeylerinin genel anlamda benzer karakteristikler sergiledikleri görülmektedir. AA2014 T6 numunelerine ait kırılma yüzeylerinin de ağırlıklı olarak farklı derinliklerdeki çukurcuklar ve klivaj yüzeyleri gibi sünek ve gevrek kırılmaya ait emareleri bir arada bulundurduğu göze çarpmaktadır. Numuneler arasındaki en belirgin fark ise, kırılma sırasında kopan tanelerin oluşturduğu mikro-boşlukların, yeniden ısıtma süresi arttıkça kabalaşan tane boyutu nedeniyle büyümesidir. Şekil 7.20 (c)'de verilen 120 dk T6 numunesine ait kırılma yüzeyindeki işaretli bölgede görülebilecek husus, kırılmanın taneler arası bölgelerdeki zayıflıklardan kaynaklı gerçekleştiğine işaret etmektedir. Şekil üzerinde okla gösterilen ve oluşan bu mikro-boşluğun çevresinde gözlemlenen sığ çukurcuklar ile kayma bandı benzeri yapı ise taneler arası kopmanın tam anlamıyla gevrek bir biçimde gerçekleşmediğini göstermektedir.

7.3.3 Tikso-şekillendirilmiş ve T6 Isıl İşlemine Tabi Tutulmuş AA2014 Numunelerin Korozyon Davranışı

Tikso-şekillendirme sonrası T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelere ait polarizasyon eğrileri Şekil 7.41'de, Tafel ekstrapolasyonu neticesinde elde edilen E_{kor}, i_{kor} ve C_r değerleri ise Tablo 7.13'te verilmiştir.



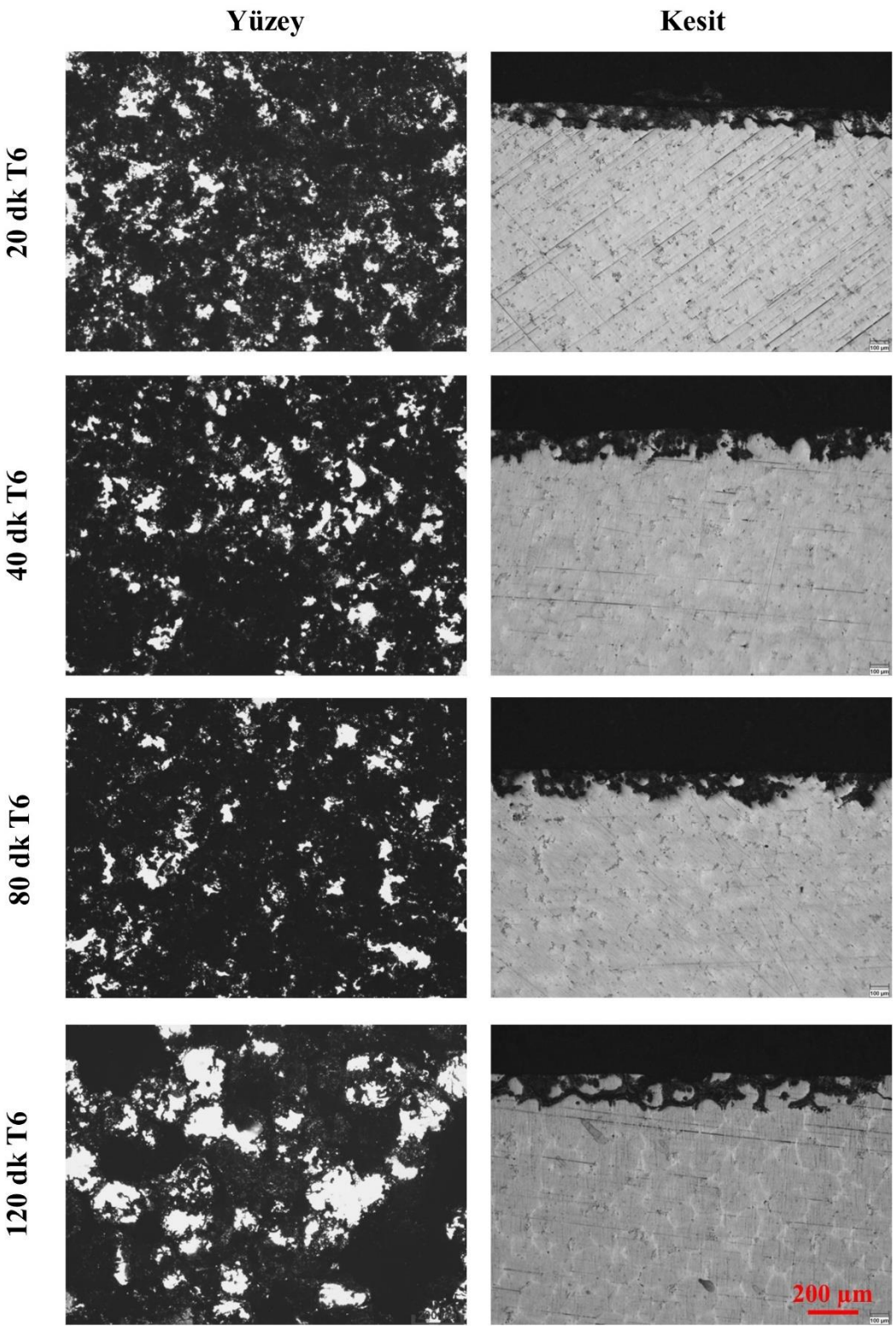
Şekil 7.41 Farklı yeniden ısıtma sürelerine sahip AA2014-T6 numunelerine ait polarizasyon eğrileri

Tablo 7.13 AA2014 T6 numunelerinde Tafel ekstrapolasyonu vasıtasıyla elde edilen E_{kor}, i_{kor} ve C_r değerleri

Numune	E_{kor} (V)	i_{kor} (A/cm^2)	C_r (mm/yıl)
20 dk T6	-0,7102	$3,64x10^{-6}$	0,04118
40 dk T6	-0,7277	$3,10x10^{-6}$	0,03499
80 dk T6	-0,7186	$3,72x10^{-6}$	0,04200
120 dk T6	-0,8324	$2,19x10^{-6}$	0,02473

Polarizasyon eğrileri incelendiğinde, 120 dk T6 numunesinin diğer numunelere kıyasla korozyona daha erken başladığı gözlemlenirken, diğer üç numunenin oldukça benzer davranış sergilediği görülmektedir. Tafel ekstrapolasyonu ile elde edilen veriler ışığında ise yeniden ısıtma süresi 20 dk'dan 80 dk'ya geldiğinde E_{kor}, i_{kor} ve C_r değerlerinde önemli bir değişim görülmezken, 120 dk T6 numunesinin E_{kor} değeri kayda değer miktarda daha düşük ölçülmüştür. Korozyonun daha erken başladığı 120 dk T6 numunesinde, korozyon ilerleyişinin ise diğer numunelere kıyasla daha yavaş olduğu, elde edilen düşük i_{kor} ve C_r değerlerinden anlaşılmaktadır. 120 dk T6 numunesinin korozyon seyrindeki ciddi değişimin irdelenebilmesi için test sonrasına ait yüzey ve kesit görüntüleri Şekil 7.42'de verilmiştir. Elde edilen yüzey görüntüleri incelendiğinde, AA7075-T6 numunelerinde tane içlerinin çözündüğünü gösterir korozyon tahribatının AA2014-T6 numunelerinde görülemediğinden bahsedilebilmektedir. Gerçekleşen korozyon neticesinde mikroyapı içerisinde çözünmemiş adacıkların var olduğunu tüm numuneler için söylemek mümkünken, 120 dk T6 numunesinde bu adacıkların irileştiği görülebilmektedir. Kesit görüntüleri incelendiğinde ise kısa yeniden ısıtma sürelerine sahip numunelerde korozyonun yüzeyden başlayıp belirli bir derinliğe kadar belirgin bir seçilim olmadan ilerlediği görülmektedir. 120 dk T6 numunesine ait kesit görüntüsüne bakıldığında ise bu numune için çözünmenin özellikle taneler arası bölgede gerçekleştiği göze çarparken korozyonun taneler arası bölgede oluşan ağ yapısı boyunca ilerlediği anlaşılmaktadır. 120 dk T6 numunesinde, T6 ısıl işlemi neticesinde etkin bir biçimde çözeltiye alınamadığı görülen ve tane sınırlarında birikmiş halde bulunan θ-Al_2Cu fazının elektrokimyasal olarak çevrelediği matris

fazına kıyasla daha soy davranması, bu numuneyi taneler arası korozyona karşı savunmasız hale getirmiştir (doymuş kalomel elektrota karşı; α-Al E_{kor}=-0,823 V, Al_2Cu E_{kor}=-0,665 V) [203]. θ-Al_2Cu fazının katot olarak davrandığı bu süreçte korozyon, tane sınırlarında bulunan görece soy fazın çevresindeki görece aktif faz ile galvanik hücre oluşturmasıyla ilerlemektedir. Galvanik hücre oluşumunda katot olarak davranan fazın ekseriyetle tane sınırlarında bulunması ve kaba tane morfolojisi nedeniyle; 120 dk T6 numunesinde gerçekleşen korozyonun tane sınırlarında yoğunlaştığı, tane içlerinin ise görece korunduğu görülmektedir. Böylece 120 dk T6 numunesi, korozyona diğer numunelere kıyasla daha erken başlamış olsa da ölçülen i_{kor} ve C_r değerleri daha düşük bulunmuştur.



Şekil 7.42 Potansiyodinamik polarizasyon testi sonrası AA2014-T6 numunelerine ait yüzey ve kesit görüntüleri

8
SONUÇ

Bu tez çalışması kapsamında, sahip oldukları yüksek mekanik özelliklerden ötürü havacılık endüstrisinde tercih edilen alüminyum işlem alaşımlarından AA7075 ve AA2014'ün eğimli soğutucu ile dökümü ve tikso-şekillendirilebilirliği araştırılmıştır. Çalışmanın ilk adımında, 7075 alaşımı kullanılarak eğimli soğutucu ile döküm parametrelerine bağlı olarak değişen mikroyapısal özellikler incelenmiş ve bu süreçte, yeniden ısıtma işlemi sonrasında en ince tane boyutu ile en yüksek şekil faktörü değerleri hedeflenmiştir. Daha sonra ise yeniden ısıtma kondisyonuna bağlı olarak mikroyapıda meydana gelen değişimler her iki alaşım için ayrı ayrı ele alınmış ve farklı yeniden ısıtma kondisyonlarında gerçekleştirilen tikso-şekillendirme işlemlerinin ardından ortaya çıkan sonuçlar; malzemenin sertlik, çekme ve korozyon özellikleri çerçevesinde irdelenmiştir. Gerçekleştirilen incelemelerin ardından elde edilen bulgular aşağıda özetlenmiştir.

Kullanılan eğimli soğutucu düzeneği ile likidüsün 20°C üzerinde gerçekleştirilen dökümlerin elde edilen tane morfolojisi için güvenli aralıkta olduğu tespit edilmiştir. Bu sıcaklık aralığının üzerindeki dökümler tane boyutu ve şekil faktörü değerlerini olumsuz etkilemiştir. Eşitlik 7.1'e göre, katılaşma sonrası ortaya çıkan tane boyutu ile ergiyiğin sahip olduğu üst ısının ters orantılı olması nedeniyle mümkün olan en düşük döküm sıcaklığı tavsiye edilmektedir. Döküm açısının test edildiği süreçte, çok yüksek ve çok düşük döküm açılarından kaçınılması gerektiği gözlemlenmiştir. Kullanılan deney düzeneğinde 30°-60° aralığında hem fiziksel hem de mikroyapısal olarak uygun hammaddeler elde edildiği tespit edilmiş olup, devam eden süreçte döküm açısı olarak 45° tercih edilmiştir. Soğutucu uzunluğu denemeleri sonucunda, tercih edilen düşük üst ısı nedeniyle tüm soğutucu uzunluklarının kabul edilebilir mikroyapılar ortaya çıkardığı görülmüştür. Mevcut şartlarda, 500 mm'lik soğutucu uzunluğunun ideal olduğu gözlemlenmiştir.

Üretilmiş hammaddelere uygulanan yeniden ısıtma işlemi sırasında, Cu ve Si gibi alaşım elementlerinin tane sınırlarına doğru difüzyonu ile bu bölgelerde oluşan ergime sıcaklığı düşük fazların kısmi ergiyiği teşkil ettiği görülmektedir. Oluşan kısmi ergiyiğin, yoğun olarak tane sınırları çevresinde yer aldığı anlaşılmakla birlikte tane kabalaşması sürecinde birleşme yoluyla irileşen tanelerin içinde

hapsolabildikleri de gözlemlenmiştir. Likidüs sıcaklığının 20 °C altında gerçekleştirilen yeniden ısıtma süreçleri neticesinde, ortalama şekil faktörü değeri 0,80'e ulaştığında, ortalama tane boyutu değerinin her iki alaşım için de 100 µm civarında olduğu görülmüştür. Bu süreçte, 10 dk ile 80 dk arasındaki yeniden ısıtma periyodu için AA7075 ve AA2014 alaşımlarına ait K değerleri (tane kabalaşma katsayısı), sırasıyla; 384 μm^3/sn ve 624 μm^3/sn olarak tespit edilirken, AA2014 alaşımının daha yüksek Cu ve Si içeriği sebebiyle yeniden ısıtma işlemine daha hızlı bir kinetikle reaksiyon verdiği anlaşılmıştır. 120 dk boyunca gerçekleştirilen yeniden ısıtma işleminin ardından meydana gelen aşırı tane irileşmesi neticesinde ulaşılan tane boyutu değerlerinin ise uygulanan modelden saptığı tespit edilmiştir.

Tikso-şekillendirme parametrelerinin optimize edildiği çalışmalar sonuncunda artan basıncın deformasyon tekstürü üzerinde etkili olduğu ve mikroyapısal değişimlerin yanı sıra numunelerde yoğunluk ve sertlik artışına da yol açtığı gözlenmiştir. Gerçekleştirilen çekme testleri sonucunda ise 75 MPa şekillendirme basıncıyla üretilen numunelerin en üstün mekanik özelikleri sergilediği göze çarparken, daha yüksek şekillendirme basıncının numunenin fiziksel özelliklerini olumsuz etkilediği düşünülmektedir. Yeniden ısıtma süresinin tikso-şekillendirilmiş numuneler üzerindeki etkilerinin incelendiği çalışmalar sonucunda ise düşük sıvı oranı ve daha ince tane morfolojisine sahip numunelerin daha üstün fiziksel ve mekanik özellikler sergilediği görülmektedir. Artan yeniden ısıtma sürelerinin etkisiyle kabalaşan tane morfolojisi sertliğe doğrudan etki ederken, aynı zamanda yükselen kısmi ergiyik miktarının sebep olduğu mikro-çekintilerin varlığı çekme dayanımı ve uzama verilerini olumsuz etkilemektedir.

Şekillendirilmiş numunelere uygulanan T6 ısıl işleminin ardından elde edilen bulgular sonucunda, yüksek sıvı oranlarında gerçekleştirilen tikso-şekillendirmenin ardından uygulanan standart çözeltiye alma işleminin yetersiz kaldığı görülmüştür. Yüksek yeniden ısıtma sürelerinin ardından, kısmi ergiyiği teşkil eden tane sınırı fazlarının miktarındaki artışla birlikte mikroyapının homojenizasyonu için gereken sürenin, tavsiye edilenin üzerinde olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen sertlik ve çekme testi sonuçlarına göre, özellikle 120 dk boyunca yeniden ısıtılıp ardından tikso-şekillendirilen numunelerin, T6 ısıl işlemine karşı gösterdiği reaksiyonun oldukça düşük olduğu gözlemlenmiştir.

T6 ısıl işlemi uygulanmış nihai ürünlerde, AA7075 alaşımında ~154 HB ve AA2014 alaşımında ~134 HB olmak üzere, her iki alaşım için de hedeflenen sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Gerçekleştirilen çekme testi sonuçlarına göre; AA7075 alaşımında özellikle kopma uzaması değerlerinin yetersiz kaldığı görülmektedir. Malzemedeki ikincil fazlar ve şekillendirme prosesi kaynaklı kusurlar tarafından kontrol edilen uzama davranışının artırılması için, şekillendirme koşullarının iyileştirilmesi gerektiği düşünülmektedir. AA2014 numunelerinde gerçekleştirilen çekme testleri sonucunda ise R_m ve R_e değerlerinin düşük kaldığı tespit edilmiştir.

Tikso-şekillendirilmiş parçaların mekanik özelliklerini iyileştirebilmek için, tane boyutunun olabilecek en ince seviyede tutulması elzemdir. Bu bağlamda, yeniden ısıtma işleminin indüksiyon vasıtasıyla daha kısa sürelerde gerçekleştirilmesiyle, meydana gelen tane kabalaşmasının kontrol altına alınabileceği tahmin edilmektedir. Tikso-şekillendirilmiş malzemenin tane boyutunu kontrol altında tutmanın bir diğer yolunun da başlangıç mikroyapısını daha da inceltmekten geçtiği düşünülmektedir. Deneysel çalışmalar kapsamında, eğimli soğutucu ile dökümde kimyasal tane inceltmenin (Al5Ti1B) etkileri araştırılmış olsa da kullanılan düşük üst ısıya bağlı olarak mikroyapıda herhangi bir farklılık ortaya çıkartılamadığı için ilgili sonuçlar paylaşılmamıştır. Bu bağlamda, daha ince bir döküm hali mikroyapısının eldesi için, döküm sırasında titreşim uygulaması gibi dinamik tane inceltme tekniklerinin eğimli soğutucu ile döküme uyarlanması düşünülebilir.

Tikso-şekillendirilmiş ve T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerde gerçekleştirilen potansiyodinamik polarizasyon deneyleri sonucunda, kullanılan iki farklı alaşımda, artan yeniden ısıtma sürelerinin malzemenin korozyon davranışını farklı biçimlerde etkilediği gözlemlenmiştir. Tikso-şekillendirilmiş ve T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş AA7075 alaşımında korozyon davranışı tane içlerinin çözünmesiyle karakterize olurken, artan yeniden ısıtma süresiyle birlikte numunelerin korozyon direnci düşmüştür. AA2014 alaşımında ise en yüksek yeniden ısıtma süresine sahip numunede tanelerarası korozyon mekanizmasının etkin olduğu gözlemlenmiş ve bu numunede korozyon, daha erken başlayıp daha yavaş seyretmiştir.

Sonuç olarak, havacılık endüstrisinde oldukça geniş kullanım alanı olan AA7075 ve AA2014 alaşımlarından, eğimli soğutucu ile döküm prosesi sonucunda yarı-katı şekillendirilebilir hammadde eldesinin mümkün olduğu görülmüştür.

Gerçekleştirilen tikso-şekillendirme süreçleri sonrasında, alaşımların sıcak-yırtılma eğilimi ve sıvı segregasyonuna bağlı mikro-çekinti oluşumu gibi sorunlar, hedeflenen çekme özelliklerine ulaşılmasını engellemiştir. Bu bağlamda, alüminyum işlem alaşımlarıyla gerçekleştirilen tikso-şekillendirme süreçlerinin düşük sıvı oranlarında gerçekleştirilmesi tavsiye edilmektedir. Aksi takdirde, tikso-şekillendirilmiş parçalarda meydana gelen fiziksel kusurlar ile birlikte kaba tane morfolojisinin mekanik özellikleri olumsuz etkilediği ve artan ikincil faz miktarının T6 ısıl işlemi için gerekli çözeltiye alma süresini uzattığı gözlemlenmiştir.

KAYNAKÇA

[1] W. S. Miller et al., "Recent development in aluminium alloys for the automotive industry," Mater Sci Eng A, vol. 280, no. 1, pp. 37–49, 2000, doi: 10.1016/S0921-5093(99)00653-X.

[2] M. C. Flemings, R. G. Riek, and K. P. Young, "Rheocasting," Mater Sci Eng, vol. 25, pp. 103–117, 1976, doi: 10.1016/0025-5416(76)90057-4.

[3] M. S. Salleh, M. Z. Omar, J. Syarif, and M. N. Mohammed, "An Overview of Semisolid Processing of Aluminium Alloys," ISRN Mater Sci, vol. 2013, pp. 1–9, 2013, doi: 10.1155/2013/679820.

[4] M. Z. Omar, E. J. Palmiere, A. A. Howe, H. V. Atkinson, and P. Kapranos, "Thixoforming of a high performance HP9/4/30 steel," Mater Sci Eng A, vol. 395, no. 1–2, pp. 53–61, 2005, doi: 10.1016/j.msea.2004.12.013.

[5] D. H. Kirkwood, "Semi-solid metal processing.," Int Mater Rev, vol. 39, no. 5, pp. 173–189, 1994, doi: 10.2464/jilm.45.346.

[6] M. C. Flemings, "Behavior of metal alloys in the semisolid state," Metall Trans A, vol. 22, no. 5, pp. 957–981, 1991, doi: 10.1007/BF02661090/METRICS.

[7] Z. Fan, "Semisolid metal processing," Int Mater Rev, vol. 47, no. 2, pp. 49–85, 2002, doi: 10.1179/095066001225001076.

[8] A. Bolouri, M. Shahmiri, and C. G. Kang, "Coarsening of equiaxed microstructure in the semisolid state of aluminum 7075 alloy through SIMA processing," J Mater Sci, vol. 47, no. 8, pp. 3544–3553, 2012, doi: 10.1007/s10853-011-6200-6.

[9] H. V Atkinson, K. Burke, and G. Vaneetveld, "Recrystallisation in the semi-solid state in 7075 aluminium alloy," Mater Sci Eng A, vol. 490, pp. 266–276, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2008.01.057.

[10] B. Binesh and M. Aghaie-Khafri, "Microstructure and texture characterization of 7075 Al alloy during the SIMA process," Mater Charact, vol. 106, pp. 390–403, 2015, doi: 10.1016/j.matchar.2015.06.013.

[11] D. Liu, H. V. Atkinson, P. Kapranos, and H. Jones, "Effect of heat treatment on properties of thixoformed high performance 2014 and 201 aluminium alloys," J Mater Sci, vol. 39, no. 1, pp. 99–105, 2004, doi: 10.1023/B:JMSC.0000007732.04363.81/METRICS.

[12] J. Jiang, H. V. Atkinson, and Y. Wang, "Microstructure and Mechanical Properties of 7005 Aluminum Alloy Components Formed by Thixoforming," J Mater Sci Technol, vol. 33, pp. 379–388, 2017, doi: 10.1016/j.jmst.2016.07.014.

[13] D. B. Spencer, R. Mehrabian, and M. C. Flemings, "Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range," Metall Mater Trans B, vol. 3, no. 7, pp. 1925–1932, 1972, doi: 10.1007/BF02642580.

[14] G. Govender, H. Möller, and O. F. R. A. Damm, “Semisolid Processes,” in Comprehensive Materials Processing, Elsevier Ltd, 2014, pp. 109–134. doi: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00516-1.

[15] H. V. Atkinson, “Semisolid processing of metallic materials,” Mater Sci Technol, vol. 26, no. 12, pp. 1401–1413, 2010, doi: 10.1179/026708310X12815992418012.

[16] P. Kapranos, D. H. Kirkwood, and C. M. Sellars, “Semi-Solid Processing of Aluminium and High Melting Point Alloys,” Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, vol. 207, no. 1, pp. 1-8, 1993, doi: 10.1243/PIME_PROC_1993_207_055_02.

[17] G. Hirt and R. Kopp, Thixoforming: Semi-solid Metal Processing. WileyVCH, 2009.

[18] “Rheocasting: the key to aluminium lightweight components for OEMs.” https://www.sag.at/nl/products/rheocasting/ (accessed Nov. 15, 2022).

[19] R. Gecu, S. Acar, A. Kisasoz, K. A. Guler, and A. Karaaslan, “Influence of T6 heat treatment on A356 and A380 aluminium alloys manufactured by thixoforging combined with low superheat casting,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 28, no. 3, pp. 385–392, 2018, doi: 10.1016/S1003-6326(18)64672-2.

[20] J. Jiang, Y. Wang, G. Xiao, and X. Nie, “Comparison of microstructural evolution of 7075 aluminum alloy fabricated by SIMA and RAP,” J Mater Process Technol, vol. 238, pp. 361–372, 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.020.

[21] A. Vencl, I. Bobić, and Z. Mišković, “Effect of thixocasting and heat treatment on the tribological properties of hypoeutectic Al–Si alloy,” Wear, vol. 264, no. 7–8, pp. 616–623, 2008, doi: 10.1016/J.WEAR.2007.05.011.

[22] T. S. Mahmoud, E. Y. El-Kady, H. M. Zakaria, A. El-Awady, and M. F. El-Sherbiny, “Optimization of the low superheat casting process parameters for producing of thixotropic A356 alloy feedstock,” Mater Sci Indian J, vol. 14, no. 7, pp. 246–254, 2016, doi: 10.1126/science.8134833.

[23] Y. Birol, “Cooling slope casting and thixoforming of hypereutectic A390 alloy,” J Mater Process Technol, vol. 207, no. 1–3, pp. 200–203, 2008, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.12.071.

[24] T. Haga and P. Kapranos, “Simple rheocasting processes,” J Mater Process Technol, vol. 130-131, pp. 594-598, 2002, doi: 10.1016/S0924-0136(02)00819-1.

[25] J. Rams and B. Torres, “Casting Aluminum Alloys,” Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys. Elsevier, pp. 123–131, 2022. doi: 10.1016/B978-0-12-819726-4.00087-9.

[26] M. N. Mohammed, M. Z. Omar, M. S. Salleh, K. S. Alhawari, and P. Kapranos, “Semisolid Metal Processing Techniques for Nondendritic Feedstock Production,” Sci World J, vol. 2013, pp. 752175, 2013, doi: 10.1155/2013/752175.

[27] H. V. Atkinson, “Modelling the semisolid processing of metallic alloys,” Prog Mater Sci, vol. 50, no. 3, pp. 341–412, 2005, doi: 10.1016/j.pmatsci.2004.04.003.

[28] J.-L. Fu, K.-K. Wang, X.-W. Li, and H.-K. Zhang, “Microstructure evolution and thixoforming behavior of 7075 aluminum alloy in the semi-solid state prepared by RAP method,” Int J Miner Metall Mater, vol. 23, no. 12, pp. 1404-1415, 2016, doi: 10.1007/s12613-016-1364-3.

[29] S. Acar, N. Acici, and K. A. Guler, “Evaluation of the reheating behavior of the cooling slope cast A356 and A380 aluminum alloys,” Mater Res Express, vol. 6, no. 12, p. 1265c7, 2019, doi: 10.1088/2053-1591/ab624f.

[30] W. W. Mullins and R. F. Sekerka, “Morphological Stability of a Particle Growing by Diffusion or Heat Flow,” J Appl Phys, vol. 34, no. 2, pp. 323–329, 1963, doi: 10.1063/1.1702607.

[31] R. D. Doherty, H. I. Lee, and E. A. Feest, “Microstructure of stir-cast metals,” Mater Sci Eng, vol. 65, no. 1, pp. 181–189, 1984, doi: 10.1016/0025-5416(84)90211-8.

[32] M. Flemings, R. Mehrabian, and D. Spencer, “Composition and Methods for Preparing Liquid-solid Alloys for Casting and Casting Methods Employing the Liquid-solid Alloys,” US3948650A, May 20, 1976 Accessed: Jan. 20, 2023. [Online]. Available: https://patents.google.com/patent/US3948650A

[33] H. H. Kim and C. G. Kang, “The fabrication of automobile components by applying electromagnetic stirring in semisolid process,” Adv Mater Sci Eng, vol. 2011, pp. 232640, 2011, doi: 10.1155/2011/232640.

[34] K. Young, “Method of producing shaped metal parts,” August 18, 1 [Alumax, Inc.],” US4687042A, Aug. 18, 1987 Accessed: Jan. 20, 2023. [Online]. Available: https://uspto.report/patent/grant/4687042

[35] J. E. Kelly, K. E. Blazek, and K. P. Young, “Method and apparatus for rheocasting,” US5178204A, 1993 Accessed: Jan. 20, 2023. [Online]. Available: https://patents.justia.com/patent/5178204

[36] F. Czerwinski, “The basics of modern semi-solid metal processing,” JOM, vol. 58, no. 6, pp. 17–20, 2006, doi: 10.1007/S11837-006-0173-Y/METRICS.

[37] S. Nafisi and R. Ghomashchi, “Semi-Solid Metal Processing Routes: An Overview,” Can Metall Q, vol. 44, no. 3, pp. 289–304, 2013, doi: 10.1179/CMQ.2005.44.3.289.

[38] R. Moschini, “Manufacture of automotive components by semi liquid forming process,” in Proceedings of the Second International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, S. B. Brown and M. C. Flemings, Eds., Boston, 1992, pp. 149–158. Accessed: Jan. 22, 2023. [Online]. Available: https://hal.science/hal-01090603/document

[39] M. Paes and E. J. Zoqui, “Semi-solid behavior of new Al-Si-Mg alloys for thixoforming,” Mater Sci Eng A, vol. 406, no. 1-2, pp. 63-73, 2005, doi: 10.1016/j.msea.2005.07.018.

[40] S. Nafisi and R. Ghomashchi, “Combined grain refining and modification of conventional and rheo-cast A356 Al–Si alloy,” Mater Charact, vol. 57, no. 4–5, pp. 371–385, 2006, doi: 10.1016/J.MATCHAR.2006.03.016.

[41] M. V. Kishore, D. Hanumantha Rao, and M. Manzoor Hussain, “Experimental Study on the Effect of Mechanical Stirring in Semisolid Processing of Aluminum Alloys at Thixo-Temperatures,” Mater Sci Forum, vol. 830–831, pp. 41–44, 2015, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.830-831.41.

[42] E. J. Zoqui, J. I. Gracciolli, and L. A. Lourençato, “Thixo-formability of the AA6063 alloy: Conventional production processes versus electromagnetic stirring,” J Mater Process Technol, vol. 198, no. 1–3, pp. 155–161, 2008, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2007.06.089.

[43] M. Easton and D. Stjohn, “Grain refinement of aluminum alloys: Part I. The nucleant and solute paradigms - a review of the literature,” Metall Mater Trans A, vol. 30, no. 6, pp. 1613–1623, 1999, doi: 10.1007/S11661-999-0098-5/METRICS.

[44] U. A. Curle and G. Govender, “Semi-solid rheocasting of grain refined aluminum alloy 7075,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 20, no. SUPPL. 3, 2010, doi: 10.1016/S1003-6326(10)60590-0.

[45] E. Salamcı, “Sprey Döküm (Derleme),” Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi, vol. 17, no. 2, pp. 155–173, 2004. Available: https://dergipark.org.tr/tr/download/article-file/83222

[46] C. P. Chen and C. Y. A. Tsao, “Response of spray-deposited, stirred-cast and conventional cast Pb-Sn alloys to deformation in the semi-solid state,” J Mater Sci, vol. 30, no. 16, pp. 4019–4026, 1995, doi: 10.1007/BF00360703/METRICS.

[47] E. D. Manson-Whitton, I. C. Stone, J. R. Jones, P. S. Grant, and B. Cantor, “Isothermal grain coarsening of spray formed alloys in the semi-solid state,” Acta Mater, vol. 50, no. 10, pp. 2517–2535, 2002, doi: 10.1016/S1359-6454(02)00080-0.

[48] J. L. Wang, Y. H. Su, and C. Y. A. Tsao, “Structural evolution of conventional cast dendritic and spray-cast non-dendritic structures during isothermal holding in the semi-solid state,” Scr Mater, vol. 37, no. 12, pp. 2003–2007, 1997, doi: 10.1016/S1359-6462(97)00394-1.

[49] G. I. Eskin, “Broad prospects for commercial application of the ultrasonic (cavitation) melt treatment of light alloys,” Ultrason Sonochem, vol. 8, no. 3, pp. 319–325, 2001, doi: 10.1016/S1350-4177(00)00074-2.

[50] L. Zhang, G. H. Wu, S. H. Wang, and W. J. Ding, “Effect of cooling condition on microstructure of semi-solid AZ91 slurry produced via ultrasonic vibration process,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 22, no. 10, pp. 2357–2363, 2012, doi: 10.1016/S1003-6326(11)61471-4.

[51] V. O. Abramov, O. v. Abramov, B. B. Straumal, and W. Gust, “Hypereutectic Al-Si based alloys with a thixotropic microstructure produced by ultrasonic treatment,” Mater Des, vol. 18, no. 4–6, pp. 323–326, 1997, doi: 10.1016/S0261-3069(97)00072-1.

[52] Y. Birol, “Semi-solid processing of the primary aluminium die casting alloy A365,” J Alloys Compd, vol. 473, no. 1–2, pp. 133–138, 2009, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2008.05.074.

[53] K. A. Guler, R. Gecu, A. Kisasoz, and A. Karaaslan, “Investigation of spherisation in microstructures of aluminium casting alloys for thixoforging process,” Russ J Non-Ferr Met, vol. 58, no. 5, pp. 489–494, 2017, doi: 10.3103/S1067821217050066/METRICS.

[54] S. C. Wang, N. Zhou, W. J. Qi, and K. H. Zheng, “Microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy wheels prepared by thixo-forging combined with a low superheat casting process,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 24, no. 7, pp. 2214–2219, 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63335-5.

[55] M. Adachi, H. Sasaki, Y. Harada, T. Sakamoto, S. Sato, and A. Yoshida, “Method and apparatus for shaping semisolid metals,” EP0745694B1, May 29, 1996 Accessed: Jan. 20, 2023. [Online]. Available: https://patents.google.com/patent/EP0745694B1/en?oq=EP0745694B1

[56] S. Ji, K. Wang, and X. Dong, “An Overview on the Process Development and the Formation of Non-Dendritic Microstructure in Semi-Solid Processing of Metallic Materials,” Crystals, vol. 12, p. 1044, vol. 12, no. 8, 2022, doi: 10.3390/CRYST12081044.

[57] Q. Pan, S. Wiesner, and D. Apelian, “Application of the Continuous Rheoconversion Process (CRP) to Low Temperature HPDC-Part I: Microstructure,” Solid State Phenom, vol. 116–117, pp. 402–405, 2006, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/SSP.116-117.402.

[58] M. Abdi and S. G. Shabestari, “Semi-Solid Slurry Casting Using Gas Induced Semi-Solid Technique to Enhance the Microstructural Characteristics of Al-4.3Cu Alloy,” Solid State Phenom, vol. 285, pp. 253–258, 2019, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/SSP.285.253.

[59] D. Doutre, G. Hay, P. Wales, and J. P. Gabathuler, “SEED: A new process for semi-solid forming,” Can Metall Q, vol. 43, no. 2, pp. 265–272, 2013, doi: 10.1179/CMQ.2004.43.2.265.

[60] J. Langlais, A. Lemieux, D. Bouchard, C. Sheehy, and M. Hartlieb, “Development of a Versatile Rheocasting Technology,” SAE Technical Papers, 2006, doi: 10.4271/2006-01-0841.

[61] S. Wang, F. Cao, R. Guan, and J. Wen, “Formation and Evolution of Non-dendritic Microstructures of Semi-solid Alloys Prepared by Shearing/Cooling Roll Process,” J Mater Sci Technol, vol. 22, pp. 195–199, 2006, doi: 10.1016/J.JMST.2020.03.068.

[62] R. Gupta, A. Sharma, U. Pandel, and L. Ratke, “Coarsening Kinetics in Al Alloy Cast Through Rapid Slurry Formation (RSF) Process,” Acta Metall Slovaca, vol. 23, no. 1, pp. 12–21, 2017, doi: 10.12776/AMS.V23I1.835.

[63] S. D. Kumar, A. Mandal, and M. Chakraborty, “Cooling Slope Casting Process of Semi-solid Aluminum Alloys: A Review,” Int J Eng Res Technol, vol. 3, no. 7, pp. 269–283, 2014, doi: 10.17577/IJERTV3IS070312.

[64] Y. Birol and S. Akdi, “Cooling slope casting to produce EN AW 6082 forging stock for manufacture of suspension components,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 24, no. 6, pp. 1674–1682, 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63240-4.

[65] Y. Wang, Y. Guo, and S. Zhao, “Effects of process parameters on the microstructure and hardness of semi-solid AlSi9Mg aluminum alloy prepared by RAP process,” Mater Trans, vol. 61, no. 9, pp. 1731–1739, 2020, doi: 10.2320/MATERTRANS.MT-M2020088.

[66] Y. Birol, “A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting,” J Mater Process Technol, vol. 186, no. 1–3, pp. 94–101, 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2006.12.021.

[67] T. Haga and P. Kapranos, “Billetless simple thixoforming process,” J Mater Process Technol, vol. 130-131, pp. 581–586, 2002, doi: 10.1016/S0924-0136(02)00817-8.

[68] M. H. Robert, E. J. Zoqui, F. Tanabe, and T. Motegi, “Producing thixotropic semi-solid A356 alloy: microstructure formation x forming behaviour,” J Achiev Mater Manuf Eng, vol. 20, pp. 19–26, 2007.

[69] E. C. Legoretta, H. V. Atkinson, and H. Jones, “Cooling slope casting to obtain thixotropic feedstock II: observations with A356 alloy,” J Mater Sci, vol. 43, no. 16, pp. 5456–5469, 2008, doi: 10.1007/s10853-008-2829-1.

[70] T. Haga and S. Suzuki, “Casting of aluminum alloy ingots for thixoforming using a cooling slope,” J Mater Process Technol, vol. 118, no. 1–3, pp. 169–172, 2001, doi: 10.1016/S0924-0136(01)00888-3.

[71] R. Ranjan, B. Surekha, and P. Ghose, “Effect of Cooling Slope Process Parameters on Non-dendritic Feedstock Production: A Comprehensive Review,” J Inst Eng (India): C, vol. 102, no. 3, pp. 821–842, 2021, doi: 10.1007/S40032-021-00693-9.

[72] M. S. Salleh, M. Z. Omar, J. Syarif, K. S. Alhawari, and M. N. Mohammed, “Microstructure and mechanical properties of thixoformed A319 aluminium alloy,” Mater Des, vol. 64, pp. 142–152, 2014, doi: 10.1016/J.MATDES.2014.07.014.

[73] S. K. Gautam, N. Mandal, H. Roy, A. K. Lohar, S. K. Samanta, and G. Sutradhar, “Optimization of processing parameters of cooling slope process for semi-solid casting of ADC 12 Al alloy,” J Braz Soc Mech Sci Eng, vol. 40, no. 6, pp. 1–15, 2018, doi: 10.1007/S40430-018-1213-6/TABLES/7.

[74] H. Khosravi, R. Eslami-Farsani, and M. Askari-Paykani, “Modeling and optimization of cooling slope process parameters for semi-solid casting of A356 Al alloy,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 24, no. 4, pp. 961–968, 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63149-6.

[75] N. Saklakoglu, S. Gencalp, and S. Kasman, “The Effects of Cooling Slope Casting and Isothermal Treatment on Wear Behavior of A380 Alloy,” Adv Mat Res, vol. 264–265, pp. 42–47, 2011, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMR.264-265.42.

[76] J. Xu, T. M. Wang, Z. N. Chen, J. Zhu, Z. Q. Cao, and T. J. Li, “Preparation of Semisolid A356 Alloy by a Cooling Slope Processing,” Mater Sci Forum,

vol. 675–677, pp. 767–770, 2011, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.675-677.767.

[77] P. Das, S. K. Samanta, R. Das, and P. Dutta, “Optimization of degree of sphericity of primary phase during cooling slope casting of A356 Al alloy: Taguchi method and regression analysis,” Measurement, vol. 55, pp. 605–615, 2014, doi: 10.1016/J.MEASUREMENT.2014.05.022.

[78] N. K. Kund, “Influence of melt pouring temperature and plate inclination on solidification and microstructure of A356 aluminum alloy produced using oblique plate,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 24, no. 11, pp. 3465–3476, 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63490-7.

[79] J. Xu, T. M. Wang, Z. N. Chen, J. Zhu, Z. Q. Cao, and T. J. Li, “Preparation of Semisolid A356 Alloy by a Cooling Slope Processing,” Mater Sci Forum, vol. 675–677, pp. 767–770, 2011, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.675-677.767.

[80] F. Taghavi and A. Ghassemi, “Study on the effects of the length and angle of inclined plate on the thixotropic microstructure of A356 aluminum alloy,” Mater Des, vol. 30, no. 5, pp. 1762–1767, 2009, doi: 10.1016/j.matdes.2008.07.022.

[81] P. Das, S. K. Samanta, B. R. K. Venkatpathi, H. Chattopadhyay, and P. Dutta, “Microstructural evolution of A356 Al alloy during flow along a cooling slope,” Trans Indian Inst Met, vol. 65, no. 6, pp. 669–672, 2012, doi: 10.1007/S12666-012-0208-8/FIGURES/4.

[82] T. Motegi, F. Tanabe, and E. Sugiura, “Continuous Casting of Semisolid Aluminium Alloys,” Mater Sci Forum, vol. 396–402, no. 1, pp. 203–208, 2002, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.396-402.203.

[83] S. Gencalp and N. Saklakoglu, “Semisolid Microstructure Evolution during Cooling Slope Casting under Vibration of A380 Aluminum Alloy,” Mater Manuf Process, vol. 25, no. 9, pp. 943–947, 2010, doi: 10.1080/10426911003636944.

[84] G. Crosti and M. Polvara, “Method for Making Semiliquid Cast Aluminium Alloys,” EP0392998A1, 1990 Accessed: Feb. 14, 2023. [Online]. Available: https://worldwide.espacenet.com/patent/search/family/011164274/publication/EP0392998A1?q=EP0392998A1

[85] S. Saffari and F. Akhlaghi, “Microstructure and mechanical properties of Al-Mg2Si composite fabricated in-situ by vibrating cooling slope,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 28, no. 4, pp. 604–612, 2018, doi: 10.1016/S1003-6326(18)64693-X.

[86] Q. D. Qin, Y. G. Zhao, P. J. Cong, W. Zhou, and B. Xu, “Semisolid microstructure of Mg2Si/Al composite by cooling slope cast and its evolution during partial remelting process,” Mater. Sci. Eng. A, vol. 444, no. 1–2, pp. 99–103, 2007, doi: 10.1016/J.MSEA.2006.08.074.

[87] R. G. Guan, F. R. Cao, L. Q. Chen, J. P. Li, and C. Wang, “Dynamical solidification behaviors and microstructural evolution during vibrating wavelike sloping plate process,” J Mater Process Technol, vol. 209, no. 5, pp. 2592–2601, 2009, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2008.06.007.

[88] M. Movahedi, A. K. Taheri, and H. Niamanesh, “Combined effect of cooling slope angle and mould vibration on semisolid microstructures of wrought aluminium alloy 7075,” Int J Cast Met Res, vol. 20, no. 4, pp. 221–227, 2013, doi: 10.1179/136404607X256079.

[89] K. S. Alhawari, M. Z. Omar, M. J. Ghazali, M. S. Salleh, and M. N. Mohammed, “Microstructural evolution during semisolid processing of Al–Si–Cu alloy with different Mg contents,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 27, no. 7, pp. 1483–1497, 2017, doi: 10.1016/S1003-6326(17)60169-9.

[90] A. M. Aziz, M. Zaidi Omar, Z. Sajuri, and M. S. Salleh, “Microstructural morphology of rheocast A319 aluminium alloy,” Adv Mech Eng, vol. 8, no. 5, pp. 1–10, 2016, doi: 10.1177/1687814016649354.

[91] M. Bünck, N. Warnken, and A. Bührig-Polaczek, “Microstructure evolution of rheo-cast A356 aluminium alloy in consideration of different cooling conditions by means of the cooling channel process,” J Mater Process Technol, vol. 210, no. 4, pp. 624–630, 2010, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2009.11.011.

[92] N. Saklakoglu, S. Gencalp, S. Kasman, and I. E. Saklakoglu, “Formation of Globular Microstructure in A380 Aluminum Alloy by Cooling Slope Casting,” Adv Mat Res, vol. 264–265, pp. 272–277, 2011, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMR.264-265.272.

[93] P. Das, B. K. Show, A. Rathore, and S. K. Samanta, “Wear Behavior of Cooling Slope Rheocast A356 Al Alloy,” Tribol Trans, vol. 58, no. 6, pp. 1054–1066, 2015, doi: 10.1080/10402004.2015.1040905.

[94] M. S. Salleh et al., “Effect of thixoforming on the microstructure and mechanical properties of Al-6%Si-3%Cu alloy,” J Teknol, vol. 79, no. 5–2, pp. 21–25, 2017, doi: 10.11113/JT.V79.11278.

[95] T. Haga, R. Nakamura, R. Tago, and H. Watari, “Effects of casting factors of cooling slope on semisolid condition,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 20, no. SUPPL. 3, pp. s968–s972, 2010, doi: 10.1016/S1003-6326(10)60615-2.

[96] T. M. Wang, J.Xu, Z. N. Chen, J.Zhu, and T. J. Li, “Study on influence of surface coating during cooling slope rheocasting process,” Mater Sci Technol, vol. 27, no. 10, pp. 1602–1605, 2013, doi: 10.1179/1743284710Y.0000000028.

[97] W. Liu, J. B. Tan, J. Q. Li, and X. Ding, “Influence of Process Papameters by Vibrational Cooling-Shearing Slope on Microstructures of Semi-Solid ZAlSi9Mg Alloy,” Adv Mat Res, vol. 211–212, pp. 142–146, 2011, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMR.211-212.142.

[98] S. Gencalp and N. Saklakoglu, “Effects of Low-Frequency Mechanical Vibration and Casting Temperatures on Microstructure of Semisolid AlSi8Cu3Fe Alloy,” Arab J Sci Eng, vol. 37, no. 8, pp. 2255–2267, 2012, doi: 10.1007/S13369-012-0316-0/METRICS.

[99] S. Nourouzi, S. M. Ghavamodini, H. Baseri, A. Kolahdooz, and M. Botkan, “Microstructure Evolution of A356 Aluminum Alloy Produced by Cooling

Slope Method," Adv Mat Res, vol. 402, pp. 272–276, 2012, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMR.402.272.

[100] P. Das, S. K. Samanta, T. Ray, and B. R. K. Venkatpathi, "Mechanical Properties and Tensile Fracture Mechanism of Rheocast A356 Al Alloy Using Cooling Slope," Adv Mat Res, vol. 585, pp. 354–358, 2012, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMR.585.354.

[101] P. Das, M. Kumar, S. K. Samanta, P. Dutta, and D. Ghosh, "Semisolid Processing of A380 Al Alloy Using Cooling Slope Semisolid Processing of A380 Al Alloy Using Cooling Slope," Mater Manuf Process, vol. 29, no. 4, pp. 422–428, 2014, doi: 10.1080/10426914.2013.852212.

[102] M. Hajihashemi, B. Niroumand, and M. Shamanian, "Microstructural and Statistical Study of Semisolid Casting of 6061 Alloy Using a Miniature Cooling Slope," Metall Mater Trans B, vol. 45, no. 5, pp. 1804–1816, 2014, doi: 10.1007/S11663-014-0111-2/FIGURES/10.

[103] S. G. Shabestari, H. Saghafian, F. Sahihi, and M. H. Ghoncheh, "Investigation on microstructure of Al–25 wt-%Mg2Si composite produced by slope casting and semi-solid forming," Int J Cast Met Res, vol. 28, no. 3, pp. 158–166, 2014, doi: 10.1179/1743133614Y.0000000143.

[104] I. S. E. D. El-Mahallawi, T. S. Mahmoud, A. M. Gaafer, and F. H. Mahmoud, "Effect of Pouring Temperature and Water Cooling on the Thixotropic Semi-solid Microstructure of A319 Aluminium Cast Alloy," Mater Res, vol. 18, no. 1, pp. 170–176, 2015, doi: 10.1590/1516-1439.304114.

[105] M. S. Salleh, M. Z. Omar, J. Syarif, M. N. Mohammed, and K. S. Alhawari, "Effect of Pouring Temperature and Cooling Slope Length on Microstructure and Mechanical Properties of Rheocast A319 Aluminium Alloy," Appl Mech Mater, vol. 699, pp. 251–256, 2015, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMM.699.251.

[106] A. Kolahdooz, S. Nourouzi, M. Bakhshi, and S. J. Hosseinipour, "Investigation of the controlled atmosphere of semisolid metal processing of A356 aluminium alloy," J Mech Sci Technol, vol. 28, no. 10, pp. 4267–4274, 2014, doi: 10.1007/S12206-014-0940-6/METRICS.

[107] S. D. Kumar, P. R. Vundavilli, S. Mantry, A. Mandal, and M. Chakraborty, "A Taguchi Optimization of Cooling Slope Casting Process Parameters for Production of Semi-solid A356 Alloy and A356-5TiB2 in-situ Composite Feedstock," Procedia Mater Sci, vol. 5, pp. 232–241, 2014, doi: 10.1016/J.MSPRO.2014.07.262.

[108] S. Kumar et al., "Study of Microstructure Evolution during Semi-Solid Processing of an In-Situ Al Alloy Composite," Mater Manuf Process, vol. 30, no. 3, pp. 356–366, 2015, doi: 10.1080/10426914.2014.952040.

[109] M. S. Salleh and M. Z. Omar, "Influence of Cu content on microstructure and mechanical properties of thixoformed Al–Si–Cu–Mg alloys," Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 25, no. 11, pp. 3523–3538, 2015, doi: 10.1016/S1003-6326(15)63995-4.

[110] N. K. Kund, “Influence of plate length and plate cooling rate on solidification and microstructure of A356 alloy produced by oblique plate,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 25, no. 1, pp. 61–71, 2015, doi: 10.1016/S1003-6326(15)63579-8.

[111] K. S. Alhawari, M. Z. Omar, M. J. Ghazali, M. S. Salleh, and M. N. Mohammed, “Evaluation of the microstructure and dry sliding wear behaviour of thixoformed A319 aluminium alloy,” Mater Des, vol. 76, pp. 169–180, 2015, doi: 10.1016/J.MATDES.2015.03.057.

[112] A. Mehmood, M. Shah, N. A. Sheikh, J. A. Qayyum, and S. Khushnood, “Grain refinement of ASTM A356 aluminum alloy using sloping plate process through gravity die casting,” Alex Eng J, vol. 55, no. 3, pp. 2431–2438, 2016, doi: 10.1016/J.AEJ.2016.03.016.

[113] P. Das, S. K. Samanta, S. Bera, and P. Dutta, “Microstructure Evolution and Rheological Behavior of Cooling Slope Processed Al-Si-Cu-Fe Alloy Slurry,” Metall Mater Trans A, vol. 47, no. 5, pp. 2243–2256, 2016, doi: 10.1007/S11661-016-3356-3/FIGURES/18.

[114] M. S. Salleh, M. Z. Omar, K. S. Alhawari, M. N. Mohammed, M. A. M. Ali, and E. Mohamad, “Microstructural evolution and mechanical properties of thixoformed A319 alloys containing variable amounts of magnesium,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 26, no. 8, pp. 2029–2042, 2016, doi: 10.1016/S1003-6326(16)64321-2.

[115] D. K. Yadav and I. Chakrabarty, “Effect of cooling slope casting and partial remelting treatment on microstructure and mechanical properties of A319-xMg2Si In-Situ composites,” Mater Sci Eng A, vol. 791, p. 139790, 2020, doi: 10.1016/J.MSEA.2020.139790.

[116] A. K. Yadav, V. Kumar, Ankit, and S. Mohan, “Microstructure and Mechanical Properties of an In Situ Al 356-Mg2Si-TiB2 Hybrid Composite Prepared by Stir and Cooling Slope Casting,” Inter Metalcast, pp. 1–13, 2022, doi: 10.1007/S40962-022-00804-X/FIGURES/14.

[117] P. Das, “Microstructure Evolution During Rheoprocessing of A356 Al Alloy Using Cooling Slope,” Inter Metalcast, pp. 1–20, 2022, doi: 10.1007/S40962-022-00908-4/TABLES/7.

[118] M. S. Rao, H. Khandelwal, M. Kumar, and A. Kumar, “Parametric Optimization for Producing Semi-Solid A383 Alloy using Cooling Slope Casting Process,” Arch Foundry Eng, vol. 2023, no. 1, pp. 43-52, 2023, doi: 10.24425/afe.2023.144279.

[119] M. Soltanpour, · Behrooz, S. Boroujeny, · Amir, A. Nourbakhsh, and E. Akbari-Kharaji, “Microstructural and Corrosion Characteristics of Al-Zn-In Sacrificial Anode Fabricated by Cooling Slope Casting Through Response Surface Methodology: A Modeling Study,” Metallogr Microstruct Anal, vol. 12, pp. 116–133, 2023, doi: 10.1007/S13632-023-00932-8.

[120] M. A. Gebril et al., “Effect of Semisolid and Heat Treatment Process on Microstructural Refinement of Al-7Si Alloy,” Materials, vol. 16, no. 3, p. 1086, 2023, doi: 10.3390/MA16031086.

[121] P. Das, “Effect of process variables and melt treatment conditions during cooling slope semi solid slurry generation process of Al-7Si-0.3 Mg alloy,” Mater Today Commun, vol. 33, p. 104944, 2022, doi: 10.1016/J.MTCOMM.2022.104944.

[122] S. Otarawanna and A. K. Dahle, “Casting of aluminium alloys,” in Fundamentals of Aluminium Metallurgy: Production, Processing and Applications, R. Lumley, Ed., Sawston: Woodhead Publishing, 2011, pp. 141–154. doi: 10.1533/9780857090256.1.141.

[123] “Thixocasting | Semi-Solid Metal | Aluminum.” https://www.vforge.com/ (accessed Mar. 01, 2023).

[124] “Rheocasting: Leightweight components bring weight reduction & cost efficiency,” https://www.sag.at/en/. https://www.sag.at/en/development/rheocasting/ (accessed Mar. 01, 2023).

[125] J. Wannasin, “Applications of Semi-Solid Slurry Casting Using the Gas Induced Semi-Solid Technique,” Solid State Phenom, vol. 192–193, pp. 28–35, 2013, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/SSP.192-193.28.

[126] H. K. Jung and C. G. Kang, “Reheating process of cast and wrought aluminum alloys for thixoforging and their globularization mechanism,” J Mater Process Technol, vol. 104, no. 3, pp. 244–253, 2000, doi: 10.1016/S0924-0136(00)00576-8.

[127] L. V. Torres, M. A. Naldi, and E. J. Zoqui, “Thixoforging of 332 aluminum alloy in a mechanical eccentric press,” J Mater Sci, vol. 56, no. 19, pp. 11541–11556, 2021, doi: 10.1007/S10853-021-06024-8/FIGURES/13.

[128] M. Kiuchi, J. Yanagimoto, and S. Sugiyama, “Application of mushy/semi-solid joining—Part 3,” J Mater Process Technol, vol. 140, no. 1–3, pp. 163–166, 2003, doi: 10.1016/S0924-0136(03)00705-2.

[129] H. Westengen and H. M. M. A. Rashed, “Magnesium Alloys: Properties and Applications,” Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys. Elsevier, pp. 11–19, 2016. doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.02568-6.

[130] S. Ji, Z. Fan, and M. J. Bevis, “Semi-solid processing of engineering alloys by a twin-screw rheomoulding process,” Mater Sci Eng A, vol. 299, no. 1–2, pp. 210–217, 2001, doi: 10.1016/S0921-5093(00)01373-3.

[131] C. S. Rice, “Solid Freeform Fabrication Using Semi-Solid Processing,” Massachusetts Institute of Technology, 1995. Accessed: Mar. 09, 2023. [Online]. Available: https://dspace.mit.edu/bitstream/handle/1721.1/32166/33598080-MIT.pdf?sequence=2&isAllowed=y

[132] E. J. Zoqui, “Alloys for Semisolid Processing,” in Comprehensive Materials Processing, S. Hashmi, G. F. Batalha, C. J. Van Tyne, and B. Yilbas, Eds., Elsevier, 2014, pp. 163–190. doi: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00520-3.

[133] D. H. Kirkwood, M. Suéry, P. Kapranos, H. V. Atkinson, and K. P. Young, Semi-solid Processing of Alloys, vol. 124. in Springer Series in Materials Science, vol. 124. Berlin, Heidelberg: Springer, 2010. doi: 10.1007/978-3-642-00706-4.

[134] M. B. Djurdjević, S. Manasijević, Z. Odanović, and N. Dolić, “Calculation of liquidus temperature for aluminum and magnesium alloys applying method of equivalency,” Adv Mater Sci Eng, vol. 2013, p. 170527, 2013, doi: 10.1155/2013/170527.

[135] NADCA, Product Specification Standards for Die Castings. Arlington Heights / Illinois, 2006. Accessed: Mar. 15, 2023. [Online]. Available: https://www.kineticdiecasting.com/NADCA-Product-Standards-for-Die-Casting.pdf

[136] G. B. Brook, “Improving the quality of aluminium diecastings by novel techniques,” Mater Des, vol. 3, no. 5, pp. 558–565, 1982, doi: 10.1016/0261-3069(82)90065-6.

[137] X. G. Liu, X. D. Peng, W. D. Xie, and Q. Y. Wei, “Preparation Technologies and Applications of Strontium-Magnesium Master Alloys,” Mater Sci Forum, vol. 488–489, pp. 31–34, 2005, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.488-489.31.

[138] S. Bannour, K. Abderrazak, S. Mattei, J. E. Masse, M. Autric, and H. Mhiri, “The influence of position in overlap joints of Mg and Al alloys on microstructure and hardness of laser welds,” J Laser Appl, vol. 25, no. 3, p. 032001, 2013, doi: 10.2351/1.4792615/350829.

[139] J. Jiang, G. Xiao, Y. Wang, and Y. Qi, “Microstructure evolution of wrought nickel based superalloy GH4037 in the semi-solid state,” Mater Charact, vol. 141, pp. 229–237, 2018, doi: 10.1016/J.MATCHAR.2018.04.057.

[140] J. Jiang, G. Xiao, Y. Wang, and Y. Liu, “High temperature oxidation behavior of the wrought Ni-based superalloy GH4037 in the solid and semi-solid state,” J Alloys Compd, vol. 784, pp. 394–404, 2019, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2019.01.093.

[141] G. Hirt, R. Cremer, A. Winkelmann, T. Witulski, and M. Zillgen, “Semi solid forming of aluminum alloys by direct forging and lateral extrusion,” J Mater Process Technol, vol. 45, no. 1–4, pp. 359–364, 1994, doi: 10.1016/0924-0136(94)90366-2.

[142] D. Liu, H. V. Atkinson, and H. Jones, “Thermodynamic prediction of thixoformability in alloys based on the Al–Si–Cu and Al–Si–Cu–Mg systems,” Acta Mater, vol. 53, no. 14, pp. 3807–3819, 2005, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2005.04.028.

[143] D. Liu, H. V. Atkinson, P. Kapranos, W. Jirattiticharoean, and H. Jones, “Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminium alloys,” Mater Sci Eng A, vol. 361, no. 1–2, pp. 213–224, 2003, doi: 10.1016/S0921-5093(03)00528-8.

[144] R. Kadaganchi, M. R. Gankidi, and H. Gokhale, “Optimization of process parameters of aluminum alloy AA 2014-T6 friction stir welds by response surface methodology,” Def Technol, vol. 11, no. 3, pp. 209–219, 2015, doi: 10.1016/J.DT.2015.03.003.

[145] N. Mahathaninwong, T. Plookphol, J. Wannasin, and S. Wisutmethangoon, “T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy,” Materials Science and

Engineering: A, vol. 532, pp. 91–99, Jan. 2012, doi: 10.1016/J.MSEA.2011.10.068.

[146] C. R. Brooks, Ed., ASM Handbook Volume 4E: Heat Treating of Nonferrous Alloys, vol. 4E. Ohio: ASM International, 2016.

[147] K. Xia and G. Tausig, "Liquidus casting of a wrought aluminum alloy 2618 for thixoforming," Mater Sci Eng A, vol. 246, no. 1–2, pp. 1–10, 1998, doi: 10.1016/S0921-5093(97)00758-2.

[148] L. Bolzoni and N. Hari Babu, "Considerations on the effect of solutal on the grain size of castings from superheated melts," Mater Lett, vol. 201, pp. 9–12, 2017, doi: 10.1016/J.MATLET.2017.04.117.

[149] M. J. Balart, F. Gao, J. B. Patel, and F. Miani, "Effects of Superheat and Solute Additions on the Grain Size in Binary Copper Alloys," Metallogr Microstruct Anal, vol. 8, no. 4, pp. 566–572, 2019, doi: 10.1007/s13632-019-00559-8.

[150] H. Mohammadi, M. Ketabchi, and A. Kalaki, "Microstructure Evolution of Semi-Solid 7075 Aluminum Alloy During Reheating Process," J Mater Eng Perform, vol. 20, no. 7, pp. 1256–1263, 2011, doi: 10.1007/s11665-010-9762-6.

[151] J. Jiang, Y. Wang, and H. V. Atkinson, "Microstructural coarsening of 7005 aluminum alloy semisolid billets with high solid fraction," Mater Charact, vol. 90, pp. 52–61, 2014, doi: 10.1016/j.matchar.2014.01.017.

[152] P. Das and P. Dutta, "Phase field modelling of microstructure evolution and ripening driven grain growth during cooling slope processing of A356 Al alloy," Comput Mater Sci, vol. 125, pp. 8–19, 2016, doi: 10.1016/j.commatsci.2016.08.022.

[153] J. Southard, "Flow in Pipes and Channels, Special Topics: An Introduc-tion to Fluid Motions, Sediment Transport and Current Generated Sedimentary Structures," Boston, 2006. Accessed: Jan. 20, 2023. [Online]. Available: https://ocw.mit.edu/courses/12-090-introduction-to-fluid-motions-sediment-transport-and-current-generated-sedimentary-structures-fall-2006/resources/ch4/

[154] A. Kolahdooz and S. Aminian, "Effects of important parameters in the production of Al-A356 alloy by semi-solid forming process," J Mater Res Technol, vol. 8, no. 1, pp. 189–198, 2019, doi: 10.1016/j.jmrt.2017.11.005.

[155] I. Dumanić, J. Krolo, B. Lela, and S. Jozić, "Thermomechanical treatment of A380 aluminum alloy for globular thixo feedstock," Materwiss Werksttech, vol. 51, no. 8, pp. 1047–1057, 2020, doi: 10.1002/MAWE.202000076.

[156] J. Fu, S. Wang, and K. Wang, "Influencing factors of the coarsening behaviors for 7075 aluminum alloy in the semi-solid state," J Mater Sci, vol. 53, no. 13, pp. 9790–9805, 2018, doi: 10.1007/S10853-018-2246-Z/FIGURES/14.

[157] M. C. Flemings, "Solidification processing," Metall Mater Trans B, vol. 5, no. 10, pp. 2121–2134, 1974, doi: 10.1007/BF02643923.

[158] G. Yan, S. Zhao, S. Ma, and H. Shou, “Microstructural evolution of A356.2 alloy prepared by the SIMA process,” Mater Charact, vol. 69, pp. 45–51, 2012, doi: 10.1016/j.matchar.2012.04.005.

[159] S. B. Hassas-Irani, A. Zarei-Hanzaki, B. Bazaz, and A. A. Roostaei, “Microstructure evolution and semi-solid deformation behavior of an A356 aluminum alloy processed by strain induced melt activated method,” Mater Des, vol. 46, pp. 579–587, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.10.041.

[160] J. L. Fu, H. J. Jiang, and K. K. Wang, “Influence of Processing Parameters on Microstructural Evolution and Tensile Properties for 7075 Al Alloy Prepared by an ECAP-Based SIMA Process,” Acta Metall Sin, vol. 31, no. 4, pp. 337–350, 2018, doi: 10.1007/s40195-017-0672-6.

[161] J. Fu, D. Yang, and K. Wang, “Correlation between the liquid fraction, microstructure and tensile behaviors of 7075 aluminum alloy processed by recrystallization and partial remelting (RAP),” Metals, vol. 8, no. 7, 2018, doi: 10.3390/met8070508.

[162] M. R. Rokni, A. Zarei-Hanzaki, H. R. Abedi, and N. Haghdadi, “Microstructure evolution and mechanical properties of backward thixoextruded 7075 aluminum alloy,” Mater Des, vol. 36, pp. 557–563, 2012, doi: 10.1016/j.matdes.2011.11.061.

[163] M. R. Ghomashchi and A. Vikhrov, “Squeeze casting: an overview,” J Mater Process Technol, vol. 101, no. 1–3, pp. 1–9, 2000, doi: 10.1016/S0924-0136(99)00291-5.

[164] D. G. Eskin and L. Katgerman, “A quest for a new hot tearing criterion,” Metall Mater Trans A, vol. 38 A, no. 7, pp. 1511–1519, 2007, doi: 10.1007/S11661-007-9169-7/METRICS.

[165] D. Nakanishi, T. Kawabata, and S. Aihara, “An Observation of Brittle Crack Propagation in Coarse Grained 3% Silicon Steel,” Procedia Struct Integr, vol. 2, pp. 493–500, 2016, doi: 10.1016/J.PROSTR.2016.06.064.

[166] F. Yanagimoto, T. Hemmi, Y. Suzuki, Y. Takashima, T. Kawabata, and K. Shibanuma, “Contribution of grain size to resistance against cleavage crack propagation in ferritic steel,” Acta Mater, vol. 177, pp. 96–106, 2019, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2019.06.038.

[167] Z. W. Huang and P. Bowen, “Localised cyclic plastic deformation on translamellar fracture surfaces in a P/M γ-TiAl-based alloy,” Acta Mater, vol. 47, no. 11, pp. 3189–3203, 1999, doi: 10.1016/S1359-6454(99)00184-6.

[168] K. A. Guler, A. Kisasoz, G. Ozer, and A. Karaaslan, “Cooling slope casting of AA7075 alloy combined with reheating and thixoforging,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 29, no. 11, pp. 2237–2244, 2019, doi: 10.1016/S1003-6326(19)65129-0.

[169] V. Kilicli, N. Akar, M. Erdogan, and K. Kocatepe, “Tensile fracture behavior of AA7075 alloy produced by thixocasting,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 26, no. 5, pp. 1222–1231, 2016, doi: 10.1016/S1003-6326(16)64223-1.

[170] E. Erzi, O. Gursoy, O. K. Yüksel, S. Kirtay, and D. Dispinar, “Challenges in producing reliable tensile properties by SIMA 7075,” Arch Foundry Eng, vol. 18, no. 3, pp. 71–75, 2018, doi: 10.24425/123604.

[171] E. Cerri, E. Evangelista, S. Spigarelli, P. Cavaliere, and F. Dericcardis, “Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties in a thixocast 319 aluminum alloy,” Mater Sci Eng A, vol. 284, no. 1–2, pp. 254–260, 2000, doi: 10.1016/S0921-5093(00)00748-6.

[172] E. J. Zoqui and M. H. Robert, “Structural modifications in rheocast Al–Cu alloys by heat treatment and implications on mechanical properties,” J Mater Process Technol, vol. 78, no. 1–3, pp. 198–203, 1998, doi: 10.1016/S0924-0136(97)00483-4.

[173] N. Mahathaninwong, S. Wisutmethangoon, T. Plookphol, and J. Wannasin, “Influence of Solution Heat Treatment on Microstructures of Semisolid Cast 7075 Aluminium Alloy,” Adv Mat Res, vol. 339, no. 1, pp. 371–374, 2011, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMR.339.371.

[174] X. Fan, D. Jiang, Q. Meng, and L. Zhong, “The microstructural evolution of an Al–Zn–Mg–Cu alloy during homogenization,” Mater Lett, vol. 60, no. 12, pp. 1475–1479, 2006, doi: 10.1016/J.MATLET.2005.11.049.

[175] X. Y. Liu, Q. L. Pan, X. Fan, Y. Bin He, W. Bin Li, and W. J. Liang, “Microstructural evolution of Al–Cu–Mg–Ag alloy during homogenization,” J Alloys Compd, vol. 484, no. 1–2, pp. 790–794, 2009, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2009.05.046.

[176] Y. Birol, “Heat treatment of twin-belt cast EN AW 7075 alloy,” Mater Charact, vol. 63, pp. 1–8, 2012, doi: 10.1016/J.MATCHAR.2011.11.001.

[177] J. K. Yoder, R. J. Griffiths, and H. Z. Yu, “Deformation-based additive manufacturing of 7075 aluminum with wrought-like mechanical properties,” Mater Des, vol. 198, p. 109288, 2021, doi: 10.1016/J.MATDES.2020.109288.

[178] M. S. Baek, K. Euh, and K. A. Lee, “Microstructure, tensile and fatigue properties of high strength Al 7075 alloy manufactured via twin-roll strip casting,” J Mater Res Technol, vol. 9, no. 5, pp. 9941–9950, 2020, doi: 10.1016/J.JMRT.2020.06.097.

[179] L. Wang, H. Yu, Y. S. Lee, M. S. Kim, and H. W. Kim, “Effect of microstructure on hot tensile deformation behavior of 7075 alloy sheet fabricated by twin roll casting,” Mater Sci Eng A, vol. 652, pp. 221–230, 2016, doi: 10.1016/J.MSEA.2015.11.079.

[180] D. N. Zhang, Q. Q. Shangguan, C. J. Xie, and F. Liu, “A modified Johnson–Cook model of dynamic tensile behaviors for 7075-T6 aluminum alloy,” J Alloys Compd, vol. 619, pp. 186–194, 2015, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2014.09.002.

[181] J. Dong, J. Z. Cui, Q. C. Le, and G. M. Lu, “Liquidus semi-continuous casting, reheating and thixoforming of a wrought aluminum alloy 7075,” Mater Sci Eng A, vol. 345, no. 1–2, pp. 234–242, 2003, doi: 10.1016/S0921-5093(02)00473-2.

[182] S. Chayong, H. V. Atkinson, and P. Kapranos, “Thixoforming 7075 aluminium alloys,” Mater Sci Eng A, vol. 390, no. 1–2, pp. 3–12, 2005, doi: 10.1016/j.msea.2004.05.004.

[183] N. M. Doroshenko, B. V. Ovsyannikov, V. M. Zamyatin, and V. I. Popov, “Effect of admixtures of iron and silicon on the structure and cracking of near-edge volumes in rolling of large flat ingots from alloy 7075,” Met Sci Heat Treat, vol. 47, no. 1–2, pp. 30–35, 2005, doi: 10.1007/S11041-005-0027-1/METRICS.

[184] W. Tian, S. Li, B. Wang, J. Liu, and M. Yu, “Pitting corrosion of naturally aged AA 7075 aluminum alloys with bimodal grain size,” Corros Sci, vol. 113, pp. 1–16, 2016, doi: 10.1016/J.CORSCI.2016.09.013.

[185] D. Elabar, A. Němcová, T. Hashimoto, P. Skeldon, and G. E. Thompson, “Effect of sulphate impurity in chromic acid anodizing of aluminium,” Corros Sci, vol. 100, pp. 377–385, 2015, doi: 10.1016/J.CORSCI.2015.08.019.

[186] Y. Deng et al., “Corrosion behaviour and mechanism of new aerospace Al–Zn–Mg alloy friction stir welded joints and the effects of secondary Al3ScxZr1−x nanoparticles,” Corros Sci, vol. 90, pp. 359–374, 2015, doi: 10.1016/J.CORSCI.2014.10.036.

[187] M. K. Cavanaugh, J.-C. Li, N. Birbilis, and R. G. Buchheit, “Electrochemical Characterization of Intermetallic Phases Common to Aluminum Alloys as a Function of Solution Temperature,” J Electrochem Soc, vol. 161, no. 12, pp. C535–C543, 2014, doi: 10.1149/2.0361412JES/XML.

[188] N. Birbilis and R. G. Buchheit, “Electrochemical Characteristics of Intermetallic Phases in Aluminum Alloys: An Experimental Survey and Discussion,” J Electrochem Soc, vol. 152, no. 4, p. B140, 2005, doi: 10.1149/1.1869984.

[189] J. J. Pang, F. C. Liu, J. Liu, M. J. Tan, and D. J. Blackwood, “Friction stir processing of aluminium alloy AA7075: Microstructure, surface chemistry and corrosion resistance,” Corros Sci, vol. 106, pp. 217–228, 2016, doi: 10.1016/J.CORSCI.2016.02.006.

[190] H. V. Atkinson and D. Liu, “Coarsening rate of microstructure in semi-solid aluminium alloys,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 20, no. 9, pp. 1672–1676, 2010, doi: 10.1016/S1003-6326(09)60356-3.

[191] S. Annavarapu and R. D. Doherty, “Inhibited coarsening of solid-liquid microstructures in spray casting at high volume fractions of solid,” Acta Metallurgica et Materialia, vol. 43, no. 8, pp. 3207–3230, 1995, doi: 10.1016/0956-7151(94)00448-Q.

[192] T. H. Chuang, M. S. Yeh, L. C. Tsao, T. C. Tsai, and C. S. Wu, “Development of a low-melting-point filler metal for brazing aluminum alloys,” Metall Mater Trans A, vol. 31, no. 9, pp. 2239–2245, 2000, doi: 10.1007/S11661-000-0141-Z/METRICS.

[193] H. V Atkinson and D. Liu, “Microstructural coarsening of semi-solid aluminium alloys,” Mater Sci Eng A, vol. 496, pp. 439–446, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2008.06.013.

[194] Y. Birol, “Response to T6 heat treatment of extruded and thixoformed EN AW 2014 alloys,” Mater Sci Eng A, vol. 528, no. 16–17, pp. 5636–5641, 2011, doi: 10.1016/J.MSEA.2011.03.101.

[195] Y. Birol, “Age hardening of EN AW 2014 alloy extruded in the semi-solid state,” Mater Chem Phys, vol. 131, no. 3, pp. 694–697, 2012, doi: 10.1016/J.MATCHEMPHYS.2011.10.036.

[196] P. R. Rios, J. C. Bruno, and A. S. M. Fonseca, “Influence of coarse inclusions on strength, ductility and fracture of a hot-extruded AA2014 aluminium tube,” J Mater Sci Lett, vol. 10, no. 22, pp. 1346–1348, 1991, doi: 10.1007/BF00722657/METRICS.

[197] M. A. M. Arif, M. Z. Omar, Z. Sajuri, and M. S. Salleh, “Effects of Cu and Mg on thixoformability and mechanical properties of aluminium alloy 2014,” Trans Nonferrous Met Soc China, vol. 30, no. 2, pp. 275–287, 2020, doi: 10.1016/S1003-6326(20)65212-8.

[198] E. R. De Freitas, E. Ferracini, and M. Ferrante, “Microstructure and rheology of an AA2024 aluminium alloy in the semi-solid state, and mechanical properties of a back-extruded part,” J Mater Process Technol, vol. 146, no. 2, pp. 241–249, 2004, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2003.11.007.

[199] S. Bahl, X. Hu, E. Hoar, J. Cheng, J. A. Haynes, and A. Shyam, “Effect of copper content on the tensile elongation of Al–Cu–Mn–Zr alloys: Experiments and finite element simulations,” Mater Sci Eng A, vol. 772, p. 138801, 2020, doi: 10.1016/J.MSEA.2019.138801.

[200] C. Zhang, Y. Wan, W. Zou, X. Shang, and Y. Zhang, “Composition optimization for Al-Zn-Mg-Cu alloys based on thermodynamics and first-principles calculations,” Comput Theor Chem, vol. 1201, p. 113293, 2021, doi: 10.1016/J.COMPTC.2021.113293.

[201] L. Song, G. Fu, H. Chen, and Y. Su, “First-principles study of the effect of H on elastic properties of Al2Cu,” Mater Lett, vol. 308, p. 131191, 2022, doi: 10.1016/J.MATLET.2021.131191.

[202] C. M. Li, S. M. Zeng, Z. Q. Chen, N. P. Cheng, and T. X. Chen, “First-principles calculations of elastic and thermodynamic properties of the four main intermetallic phases in Al–Zn–Mg–Cu alloys,” Comput Mater Sci, vol. 93, pp. 210–220, 2014, doi: 10.1016/J.COMMATSCI.2014.06.031.

[203] P. Wang et al., “Corrosion of Al-3.5Cu-1.5 Mg–1Si alloy prepared by selective laser melting and heat treatment,” Intermetallics, vol. 124, p. 106871, 2020, doi: 10.1016/J.INTERMET.2020.106871.

TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR

Makaleler

1. S. Acar and K.A. Guler, "A Thorough Study on Thixoformability of the Cooling Slope Cast 7075 Feedstocks: Step-by-Step Optimization of the Feedstock Production and Thixoforming Processes," Inter Metalcast, vol. 17, pp. 717–739, 2023, doi: 10.1007/s40962-022-00801-0

Projeler

1. Alüminyum dövme alaşımlarının eğimli soğutucu ile dökümü, yarı-katı şekillendirilmesi ve karakterizasyonu, BAP Doktora Tez Projesi, FDK-2019-3645, Araştırmacı.