T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

7XXX SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA BİLEŞİM DEĞİŞİMİNİN MALZEME DAVRANIŞINA ETKİSİ

Işık KAYA

DOKTORA TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Programı

Danışman

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

Ekim, 2024

T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

7XXX SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA BİLEŞİM DEĞİŞİMİNİN MALZEME DAVRANIŞINA ETKİSİ

Işık KAYA tarafından hazırlanan tez çalışması 03.10.2024 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Programı **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN
Yıldız Teknik Üniversitesi
Danışman

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN, Danışman
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Prof. Dr. Ahmet ÜNAL, Üye
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

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

Prof. Dr. Hakan ATAPEK, Üye
Kocaeli Üniversitesi _____

Doç. Dr. Gökhan ÖZER, Üye
Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi _____

Danışmanım Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN sorumluluğunda tarafımca hazırlanan "7XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Bileşim Değişiminin Malzeme Davranışına Etkisi" 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.

Işık KAYA

İmza



Aileme

TEŞEKKÜR

Bu uzun yolda her zaman desteğini hissettiğim çok değerli hocam Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN'a emekleri ve sabrı için sonsuz teşekkür ederim. Tez çalışması boyunca yardımlarını esirgemeyen hocalarım, Prof. Dr. Ahmet ÜNAL, Prof. Dr. Hakan ATAPEK, Doç. Dr. Derya DIŞPINAR, Doç. Dr. Alptekin KISASÖZ ve Doç. Dr. Gökhan ÖZER'e değerli katkıları için çok teşekkür ederim.

TRI Metalurji A.Ş. tarafından, TEYDEB 1501-Sanayi Ar-Ge Projeleri Destekleme Programı kapsamında yürütülen, 3220158 numaralı projeye destekleri için TÜBİTAK'a, deneysel çalışmalarda kullanılan biyetlerin döküm ve ekstrüzyonunu sağlayan Onat Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.'ye teşekkürlerimi sunarım. Çalışmam süresince itici güç olan başta Dr. Emrah Fahri ÖZDOĞRU ve Aybars GÜVEN olmak üzere, laboratuvardaki muhteşem enerjisi ile Hilal ÇOLAK'a, deneysel çalışmalardaki detaycılığı ve heyecanı ile Aleyna GÜMÜŞSOY'a, mikroyapı incelemelerinde görsel şölen yaşatan Onur GÜLBABA'ya, numune hazırlama aşamasındaki katkıları için Emin DEMİR'e ve tüm TRI Metalurji ailesine teşekkürü bir borç bilirim.

Umutsuzluğa düştüğüm anlarda desteğiyle beni cesaretlendiren sevgili eşim Oğuz ÖZYOLDAŞ'a, bana her daim güvenen aileme ve ailemin bir parçası olan dostlarıma da içten teşekkürlerimle,

Işık KAYA

İÇİNDEKİLER

SİMGE LİSTESİ vii
KISALTMA LİSTESİ viii
ŞEKİL LİSTESİ iix
TABLO LİSTESİ xii
ÖZET xiii
ABSTRACT xv
1 GİRİŞ 1
1.1 Literatür Özeti 1
1.2 Tezin Amacı 2
1.3 Hipotez 3
2 ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI 4
2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması 4
2.2 Isıl İşlem Sembollerinin Tanımları 7
2.3 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımları 8
3 7XXX SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ÜRETİM SÜREÇLERİ 14
3.1 Sürekli Döküm 14
3.2 Homojenizasyon 23
3.3 Ekstrüzyon 27
3.4 Çözeltiye Alma ve Yaşlandırma 30
4 DENEYSEL ÇALIŞMALAR 41
4.1 Malzeme 41
4.1.1 Biyet Üretimi 42
4.1.2 Profil Üretimi 42
4.2 Uygulanan Isıl İşlemler 44
4.2.1 Homojenizasyon 45
4.2.2 Çözeltiye Alma ve Yaşlandırma 45
4.3 Isıl Analiz (DSC) 46
4.4 Mikroyapı İncelemeleri 46
4.4.1 Optik Mikroskop 46

4.4.2 Taramalı Elektron Mikroskobu 46
4.5 X-Işını Difraksiyonu 43
4.6 Elektrik İletkenliği Ölçümü 47
4.7 Mekanik Testler 47
4.7.1 Sertlik Ölçümü 47
4.7.2 Çekme Testi 47
4.8 Korozyon Testleri 48
4.8.1 Tabakalaşma Korozyonu 48
4.8.2 Taneler Arası Korozyon 48
5 BULGULAR VE DEĞERLENDİRME 49
5.1 Biyet Mikroyapı Karakterizasyonu 50
5.2 Homojenizasyon Isıl İşlem Sonuçları 55
5.3 Profil Mikroyapı Karakterizasyonu 68
5.4 Profil Isıl İşlem Sonuçları 72
5.4.1 Çözeltiye Alma Sonuçları 72
5.4.2 Yaşlandırma Sonuçları 80
6 SONUÇ 89
KAYNAKÇA 92
TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR 102

SİMGE LİSTESİ

R_e	Akma dayanımı
θ	Al_2Cu
S	Al_2CuMg
T	$Al_2Mg_3Zn_3$
R_m	Çekme dayanımı
ΔH	Entalpi değişimi
β	Mg_2Si
η	$MgZn_2$
D	İz çapı
P	Yük

KISALTMA LİSTESİ

AA	Aluminium Association (Alüminyum Derneği)
AMS	Aerospace Material Specifications (Havacılık Malzeme Şartnameleri)
ASTM	American Society for Testing and Materials (Uluslararası Amerikan Test ve Malzeme Topluluğu)
ÇKÇ	Çift kademeli çözeltiye alma
DSC	Diferansiyel taramalı kalorimetre
EDS	Enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi
EN	European Norm (Avrupa Normu)
GP	Guiner-Preston
HB	Brinell sertlik değeri
HV	Vicker's sertlik değeri
IACS	International Annealed Copper Standard (Uluslararası Tavlanmış Bakır Standardı)
RRA	Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
TKÇ	Tek kademeli çözeltiye alma
XRD	X-ışını difraktometresi

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1 Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması 5

Şekil 2.2 7XXX serisi alaşımların gelişim süreci 11

Şekil 2.3 7XXX serisi alaşımların gelişim akış şeması 12

Şekil 3.1 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının üretim süreçleri ve ısıl çevrimleri 14

Şekil 3.2 DC döküm sistemi (şematik) 15

Şekil 3.3 Al-Zn-Mg-Cu alaşımı biyet kesit boyunca mikroyapısı 16

Şekil 3.4 Sıcaklık - katı oranı eğrisi 17

Şekil 3.5 Al-xZn-yMg-zCu alaşımlarının mikroyapı görüntüsü (a,b=%5Zn; c,d=%7Zn; e,f=%8Zn; g,h=%9; j,x=%11Zn) 18

Şekil 3.6 Döküm mikroyapı görüntüleri (a) 1-1, (b) 1-3, (c) 3-1, (d) 3-3 20

Şekil 3.7 7075 alaşımının (a) optik mikroskop görüntüsü, (b) SEM görüntüsü, (c) dendrit kolu boyunca noktasal analiz 21

Şekil 3.8 7050 alaşımının döküm mikroyapısı (a) dendritik yapı, (b) ötektik yapının SEM görüntüsü 22

Şekil 3.9 Homojenizasyon evreleri 23

Şekil 3.10 η fazından S fazına dönüşüm mekanizmasının şematik gösterimi 25

Şekil 3.11 (a) Döküm, (b) 455ºC 50 saat, (c) 470ºC 50 saat, (d) 475ºC 50 saat, (e) 478ºC 50 saat, (f) 490ºC 50 saat, (g) 470ºC 50 saat + 478ºC 50 saat, (h) 455ºC 24 saat + 490ºC 50 saat homojenizasyon sonrası mikroyapı görüntüleri 26

Şekil 3.12 7075 alaşımının farklı sıcaklıklarda ekstrüzyonu sırasında yüzeyde görülen yırtılmalar 27

Şekil 3.13 7075 alaşımı ekstrüzyon limit diyagramı 28

Şekil 3.14 Farklı ekstrüzyon oranlarına sahip kesitlerin mikroyapı görüntüleri (a) 10:1, (b) 20:1, (c) 40:1, (d), (e), (f) çözeltiye alma sonrası tane yapısı 29

Şekil 3.15 Farklı çözeltiye alma işlemleri sonrası ikincil fazların dağılımı (a) SST: tek kademeli, (b) EST: gelişmiş kademeli, (c) HTPP: yüksek sıcaklık, (d) MST: çok kademeli 31

Şekil 3.16 Farklı çözeltiye alma koşulları sonrası tane yapısı değişimi (a,b) ekstrüzyon sonrası, (c,d) SST: tek kademeli, (e,f) EST: gelişmiş kademeli, (g,h) HTPP: yüksek sıcaklık, (i,j) MST: çok kademeli 32

Şekil 3.17 (a) uçtan su verme deneyinde farklı bölgelerin soğuma hızı eğrisi, (b) farklı alaşımların farklı noktalarında meydana gelen soğuma hızı değişimi 33

Şekil 3.18 T6 ısıl işlemi sonrası numune boyunca (a) sertlik, (b) elektrik iletkenliği değişimi 34

Şekil 3.19 Farklı Zn içeriği ile hesaplanan faz oranları (%ağ.) (a) %5,1 Zn, (b) %5,9 Zn, (c) %6,7 Zn 35

Şekil 3.20 RRA ısıl işlem basamakları 37

Şekil 3.21 Farklı ısıl işlem koşullarında (a) sertlik, (b) elektrik iletkenliği değişimi 39

Şekil 3.22 Yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak tabakalaşma korozyon derinliği ve elektrik iletkenliği değişimi (a) 180 ºC, (b) 200 ºC, (c) 220 ºC 40

Şekil 4.1 Biyet döküm aşamaları (a) ergitme ve alaşımlama ocağı, (b) döküm masası, (c) döküm sırasında biyetler 42

Şekil 4.2 Esktrüzyon prosesine ait görseller (a) biyet ısıtma, (b) biyet sıcaklık ölçümü, (c) ekstrüzyon çıkışı, (d) soğutma ve germe tezgahı 43

Şekil 4.3 Üretilen profilin kesit görüntüsü 44

Şekil 4.4 Isıl işlem deneyleri sıcaklık takibi (a) termokupl konumları, (b) veri kaydedici ekranı 44

Şekil 4.5 Çekme numunesi ölçüleri (mm) 47

Şekil 5.1 Deneysel çalışmaların proses ve ısıl işlem adım detayları 49

Şekil 5.2 Döküm halindeki 7055 alaşım biyetin mikroyapı görüntüleri 50

Şekil 5.3 Biyet dökümün SEM görüntüsü (a) SE, (b) BSE 51

Şekil 5.4 Biyet dökümün SEM görüntüsü (a) SE, (b) BSE 52

Şekil 5.5 Biyet dökümün XRD eğrisi 53

Şekil 5.6 Biyet dökümün DSC eğrisi 54

Şekil 5.7 460 °C homojenizasyon sonrası mikroyapı-tane yapısı değişimi (a) Döküm hali, (b) 2 saat, (c) 12 saat, (d) 24 saat, (e) 48 saat 55

Şekil 5.8 460 °C homojenizasyon sonrası mikroyapı değişimi (a) Döküm Hali, (b) 2 saat, (c) 4 saat, (d) 6 saat, (e) 8 saat, (f) 12 saat, (g) 16 saat, (h) 24 saat, (i) 36 saat, (j) 48 saat 57

Şekil 5.9 460 °C (a) 2 saat, (b) 12 saat homojenizasyon sonrası mikroyapı görüntüleri 58

Şekil 5.10 SEM-BSE görüntüleri (a) döküm, (b) 460°C/2 saat homojenizasyon 59

Şekil 5.11 SEM-SE görüntüleri (a) 460°C/12 saat homojenizasyon, (b) 460°C/24 saat homojenizasyon 60

Şekil 5.12 460 °C farklı sürelerde homojenizasyon sonrası sertlik ve iletkenlik değişimi 61

Şekil 5.13 Homojenizasyon sonrası XRD eğrileri 63

Şekil 5.14 460 °C farklı sürelerde homojenizasyon sonrası elde eldilen karşılaştırmalı DSC eğrileri 64

Şekil 5.15 İki kademeli homojenizasyon sonrası DSC eğrileri (a) 460 °C 12 saat sonrası 475 °C farklı süreler, (b) 460 °C 24 saat sonrası 475 °C farklı süreler 66

Şekil 5.16 Ekstrüzyon sonrası profilin farklı büyütmelerde mikroyapı görüntüleri 68

Şekil 5.17 Ekstrüzyon sonrası profilin elektrolitik dağlanmış mikroyapı görüntüleri 69

Şekil 5.18 Ekstrüzyon sonrası profilin SEM görüntüsü 70

Şekil 5.19 Ekstrüzyon sonrası profile ait DSC eğrisi 71

Şekil 5.20 Ekstrüzyon sonrası tek kademeli 460 °C'de farklı sürelerde çözeltiye alma uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri (a) ekstrüzyon sonrası, (b) 1 saat, (c) 2 saat, (d) 3 saat, (e) 4 saat 73

Şekil 5.21 Ekstrüzyon sonrası çift kademeli 460 °C'de 4 saat + 475 C'de farklı sürelerde çözeltiye alma uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri (a) ekstrüzyon sonrası, (b) 0,5 saat, (c) 1 saat, (d) 2 saat 74

Şekil 5.22 Farklı koşullarda çözeltiye alma sonrası SEM görüntüleri (a) ekstrüzyon sonrası, (b) 460 ºC/2 saat, (c) 460 ºC/4 saat, (d) 460 ºC/4 saat + 475 ºC/1 saat 75

Şekil 5.23 Ekstrüzyon sonrası farklı çözeltiye alma süreleri uygulanan numunelerin tane yapısı değişimi 77

Şekil 5.24 (a) Ekstrüzyon sonrası, (b) 460 ºC/1 saat, (c) 460 ºC/4 saat + 475 ºC/2 saat çözeltiye alma sonrası mikroyapı değişimi 78

Şekil 5.25 Ekstrüzyon sonrası farklı çözeltiye alma koşulları uygulanan profillerin DSC eğrileri 79

Şekil 5.26 Farklı çözeltiye alma koşulları sonrası yaşlandırma uygulanan numunelerin sertlik değişimi 81

Şekil 5.27 Farklı çözeltiye alma koşulları sonrası yaşlandırma uygulanan numunelerin sertlik ve iletkenlik değişimleri 82

Şekil 5.28 Yaşlandırma sonrası numunelere uygulan çekme testi sonuçları 83

Şekil 5.29 Profillere uygulanan tabakalaşma korozyon testi sonrası makro görüntüler 84

Şekil 5.30 Profillere uygulanan tabakalaşma korozyon testi sonrası kesit görüntüleri 86

Şekil 5.31 Profillere uygulanan taneler arası korozyon testi sonrası kesit görüntüleri 87

TABLO LİSTESİ

Tablo 2.1 Alüminyum döküm ve işlem alaşımlarının sınıflandırılması 5
Tablo 2.2 Alüminyum alaşımlarının ısıl işlem tanımları 7
Tablo 2.3 T7X ısıl işlem koşulları ve özellik değişimleri 8
Tablo 2.4 Al-Zn-Mg-Cu serisinde alaşım elementlerinin ilgili malzeme özellikleri üzerine etkisi 10
Tablo 2.5 7XXX serisinin temel alaşımları ve kimyasal bileşimleri (%ağ.) 13
Tablo 3.1 Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşımların bileşim oranları (%ağ.). 19
Tablo 3.2 EDS analizi ile elde edilen element oranları 22
Tablo 3.3 Farklı sıcaklıklarda Cu, Mg ve Zn elementlerinin difüzyon katsayıları (m^2/s) 24
Tablo 3.4 Çalışmada kullanılan çözeltiye alma sıcaklık ve süreleri 30
Tablo 3.5 Deneysel çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal bileşimleri (%ağ.) 33
Tablo 3.6 Ekstrüzyonda kullanılan biyet analizleri (%ağ.) 36
Tablo 3.7 AA7475, AA7075 ve AlZn7MgCuZr alaşımlarının farklı ısıl işlemler ile elde edilen mekanik özellikleri 36
Tablo 3.8 7050 alaşımı profile uygulanan ısıl işlemler 38
Tablo 4.1 7055 alaşım biyetin kimyasal bileşimi (%ağ.) 41
Tablo 4.2 Uygulanan homojenizasyon koşulları 45
Tablo 4.3 Uygulanan çözeltiye alma ve yaşlandırma koşulları 45
Tablo 5.1 EDS analizi (%at.) 51
Tablo 5.2 EDS analizi (%at.) 52
Tablo 5.3 EDS analizi (%at.) 59
Tablo 5.4 EDS analizi (%at.) 60
Tablo 5.5 Tek kademeli homojenizasyon sonrası DSC eğrilerine ait piklerin reaksiyon sıcaklıkları ve oluşum entalpileri 64
Tablo 5.6 İki kademeli homojenizasyon sonrası DSC eğrilerine ait piklerin reaksiyon sıcaklıkları ve oluşum entalpileri 67
Tablo 5.7 EDS analizi (%at.) 70
Tablo 5.8 Ekstrüzyon sonrası profillere uygulanan ısıl işlem koşulları 72
Tablo 5.9 EDS analizi (%at.) 75
Tablo 5.10 DSC eğrilerine ait piklerin sıcaklık ve oluşum entalpileri 79

ÖZET

7XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Bileşim Değişiminin Malzeme Davranışına Etkisi

Işık KAYA

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Programı

Doktora Tezi

Danışman: Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

7XXX serisi (Al-Zn-Mg-Cu) alüminyum alaşımları, yüksek mukavemet, kırılma tokluğu ve korozyon dayanımı gibi özellikleri nedeniyle havacılık, savunma ve otomotiv endüstrilerinde kullanılmaktadır. Son yıllarda geliştirilen yüksek çinko içerikli yeni nesil 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının ulaştığı mekanik özellikler oldukça yüksek seviyelerde olmakla birlikte, döküm ve şekillendirme proseslerinde yaşanan zorlukların anlaşılması ve devamında yapılacak ısıl işlemler ile mikroyapısal değişimlerin incelenmesi önemlidir. Bu amaçla çalışmanın ilk aşamasında DC (Direct-Chill) döküm tekniği ile yüksek çinko (≥ağ.%8) içerikli biyet üretilmiştir. Yüksek alaşım elementi içeriğine bağlı olarak, katılaşma sırasında oluşan mikrosegregasyon ve düşük ergimeli intermetaliklerin giderilmesi veya kontrol edilebilecek seviyeye azaltılması amacıyla homojenizasyon ısıl işlemi koşullarının saptanmasına yönelik bir çalışma tasarlanmıştır. Alaşımın çözünme, çökelme ve ergime reaksiyonlarını tespit etmek için Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) analizi yapılmıştır. Analiz sonuçları değerlendirilerek homojenizasyon ısıl işleminde kullanılacak sıcaklıklar belirlenmiştir. Çalışmanın

devamında, homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmış biyetler, ekstrüzyon prosesi ile dikdörtgen kesitli lama formunda üretilmiştir. Üretilen profillere de DSC ile tespit edilen reaksiyon sıcaklıklarına uygun şekilde çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanmıştır.

Döküm halinde ve ısıl işlem uygulanmış numunelerin mekanik özellikleri sertlik ve çekme testi, fiziksel özellikleri ise elektrik iletkenliği ve korozyon testleri ile belirlenmiştir. Mikroyapı incelemelerinde ise optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. SEM'de tespit edilen intermetaliklerin EDS ile yarı kantitatif olarak kimyasal bileşimleri belirlenmiş ve X-Işını difraktometresi (XRD) ölçümleri ile de bu fazlar detaylandırılmıştır. Numunelerin ısıl davranışını belirlemek amacıyla DSC kullanılmıştır. Profillere uygulanan farklı ısıl işlemler sonrası malzeme özelliklerindeki değişimler mekanik ve korozyon deneyleri ile ortaya konmuştur.

Çalışma sonuçları değerlendirildiğinde, kademeli homojenizasyon ve çözeltiye alma ısıl işlemiyle elde edilen intermetalik boyut ve dağılımlarının, sertlik, çekme dayanımları gibi mekanik özelliklere ve korozyon, iletkenlik gibi fiziksel özelliklere olumlu etkisi olduğu görülmüştür.

Uygulanan ısıl işlem prosesleri için, sıcaklık ve/veya zaman değişkenlerinin optimum değerleri belirlenmiştir. Homojenizasyon için çift kademe ile etkin bir çözünme süreci gerçekleştiği tespit edilmiştir. Çözeltiye alma işlemlerinde ise ikincil fazların çözündüğü ve tane yapısının korunduğu sıcaklık ve sürede optimum özelliklerinin sağlandığı belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: AA7055, sürekli döküm, homojenizasyon, ısıl işlem

ABSTRACT

Effect of Elements on Material Behaviour in 7XXX Series Aluminium Alloys

Işık KAYA

Department of Metallurgical and Material Engineering

Doctor of Philosophy Thesis

Supervisor: Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

7XXX series (Al-Zn-Mg-Cu) aluminium alloys are widely used in aerospace, defence and automotive industries due to their high strength, fracture toughness and corrosion resistance. Although the mechanical properties of the new generation 7XXX series aluminium alloys with high zinc content, which are developed in recent years, are at very high levels, it is important to understand the difficulties experienced in casting and forming processes and to investigate the microstructural changes with heat treatments. In the first stage of this study, billets with high zinc content (≥8wt.%) were produced by DC (Direct-Chill) casting method. The study was designed to determine the homogenization heat treatment conditions in order to eliminate or to reduce the microsegregation and low melting point intermetallics that occur intensively during solidification due to the high alloying element content, at a controllable level. Differential Scanning Calorimetry (DSC) analysis was performed to determine the dissolution, precipitation, and melting reactions of the alloy. The temperatures for homogenization and aging heat treatments were determined by evaluating the analysis results. In the following stage of the study, homogenized billets were produced in the form of flat bar by extrusion process. Dissolution and aging heat treatments were applied to the produced profiles in accordance with the temperatures determined by DSC.

The mechanical properties of the cast and heat treated specimens were determined by hardness and tensile tests, and the physical properties were determined by electrical conductivity and corrosion tests. Optical microscope and Scanning Electron Microscopy (SEM) were used for microstructure investigations. The chemical compositions of the intermetallics detected by SEM were identified semi-quantitatively by EDS and these phases were detailed by X-Ray Diffraction (XRD). DSC was used to determine the thermal behaviour of the samples. Changes in material properties after different heat treatments, which are applied to the profiles, were revealed by mechanical and corrosion tests.

When the results of the study were evaluated, it was seen that the intermetallic dimensions and distribution obtained by step homogenization and solution heat treatment had positive effects on mechanical properties like toughness and tensile strenght and physical properties like corrosion and conductivity.

The optium values for temperature and/or time parameters for the applied heat treatments were determined. For homogenization an effective dissolution process was seen to occur by double stepped. During the solution process, it was determined that secondary phases were dissoluted and that they provide optimum properties at the temperatures and durations where their grain structures are preserved.

Keywords: AA7075, DC casting, homogenization, heat treatment

1
GİRİŞ

1.1 Literatür Özeti

Alüminyum, alaşımlama ve ısıl işlemler uygulanarak mekanik ve fiziksel özelliklerinin geliştirilebilmesi sayesinde endüstride geniş kullanım alanı bulmuştur. Şekillenebilme kabiliyetinin iyi olması, farklı tasarımlarda hedef kesite yakın üretimler yapılmasına olanak tanımaktadır.

Yüksek özgül dayanım, kırılma tokluğu ve gerilmeli korozyon dayanımı gibi üstün özellikleriyle öne çıkan Al-Zn-Mg-Cu bazlı 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının geliştirilmesine yönelik ticari çalışmalar son yıllarda hız kazanmıştır [1]. 7XXX serisi alaşımlar, genel olarak yüksek mekanik dayanım gerektiren otomotiv, havacılık ve savunma sektörlerinde kullanılmaktadır. Yüksek mekanik dayanımın yanı sıra, 7XXX serisinin ayrıca, yüksek tokluk ve korozyon dayanımı, diğer alüminyum alaşımlarına göre ayırt edici özelliklerindendir [2]-[5].

Bu alaşımın özelliklerinin iyileştirilmesi için, alaşım bileşiminin ve bununla bağlantılı olarak ısıl işlem ve faz dönüşümlerinin doğru anlaşılması gerekmektedir. 7XXX serisi alüminyum alaşımlarında oluşan fazlar ve mikroyapı karakteristikleri, alaşımın kimyasal bileşimiyle bağlantılı olarak değişkenlik göstermektedir. Al-Zn-Mg-Cu alaşımında, Zn ve Mg içeriğinin artmasıyla çekme dayanımı artar. Serideki Cu elementi, malzemenin korozyon dayanımının artışında rol oynar [6]-[8]. Bileşim oranına ve ısıl işlem süreçlerine bağlı olarak, mikroyapıda $\eta(MgZn_2)$, $T(Al_2Mg_3Zn_3)$, $S(Al_2CuMg)$, $\theta(Al_2Cu)$, Mg_2Si ve Al_7Cu_2Fe intermetalik fazları bulunur. Alaşımda bulunan demir ve silisyum tercih edilen elementler değildir. Yüksek Fe içeriğine bağlı olarak oluşan ve yüksek sıcaklıkta kararlı olan fazlar, alaşımların termomekanik davranışını olumsuz yönde etkiler [9]-[11].

Zn miktarı ağ.%7'den daha yüksek olan 7XXX serisi alaşımlar genellikle daha iyi mekanik özelliklere sahiptir. Ancak Zn miktarındaki artış, katılaşma sırasında daha yoğun segregasyona neden olmaktadır. Bu durum, yorulma dayanımını olumsuz

yönde etkileyerek kırılmalara yol açmaktadır. Döküm yapısı, tane sınırlarında bulunan dendrit kolları arasındaki kaba partiküller, η ($MgZn_2$) ve T($Al_2Mg_3Zn_3$) fazının bileşimsel türlerinden oluşur. Element oranlarına bağlı olarak döküm yapısında S fazı bulunma ihtimali de vardır. Ayrıca homojenizasyon sırasında T fazının dönüşümü ile S(Al_2CuMg) fazı oluşur [12], [13]. S fazının boyutları ve dağılımı, ekstrüzyon gibi termomekanik şekillendirme prosesleri açısından kritik önem taşır. Bu nedenle homojenizasyon ısıl işlemi, yüksek çinko içerikli alaşımlarda iyi şekillendirme özellikleri elde etmek için büyük önem arz etmektedir [14]-[17].

7XXX serisi alüminyum alaşımlarının ısıl süreçleri ısıtma, bekletme (tutma), soğutma (veya su verme) ve son yaşlandırma ısıl işlem adımlarını içermektedir. Isıl işlem sırasında çözünen ve çökelen birçok intermetalik vardır. Bununla birlikte, ana güçlendirici fazın $MgZn_2$ olan bir η′ çökeltisi olduğu söylenebilir [18].

1.2 Tezin Amacı

Yeni nesil çok yüksek dayanımlı 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının ülkemizde üretiminin yaygınlaşması için, dökümden itibaren tüm üretim aşamalarını kapsayan bilgi birikimi oluşturmak günümüzde önem kazanmıştır. Bu amaçla, tez döneminde geleneksel 7XXX serisi alüminyum alaşımları için yapılan çalışma altyapısı kullanılmış, yüksek çinko içerikli alaşımlarda katılaşma sırasında oluşan fazların karakterizasyonu, ısıl işlemler ve şekillendirme sırasında oluşan dönüşümler üzerine çalışmalar sürdürülmüştür.

Yüksek çinko içeriğinin endüstriyel uygulamalarda neden olacağı zorlukları anlamak amacıyla, çalışmalara DC döküm ile başlanmış ve sonrasında; homojenizasyon ısıl işlemi, şekillendirme sonrası çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemlerini içeren deney tasarımları gerçekleştirilmiştir.

Bu amaçla tez kapsamında, Sürekli Döküm (Direct Chill Casting-DC) tekniği ile 7055 alüminyum alaşımı biyet üretilmiş, farklı sıcaklık ve sürelerde homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmıştır. Döküm yapısında bulunan kaba intermetaliklerin çözünme ve dönüşüm süreçlerini takip edebilmek amacıyla homojenizasyon ısıl işlemi geniş aralıkta tek ve çift kademeli olarak uygulanmıştır. Homojenizasyon ısıl işlemleri sonrasında gerçekleştirilen karakterizasyonlar ile,

döküm yapısında bulunan intermetalik fazların dönüşüm ve çözünme mekanizmaları ortaya konmuştur.

Homojenizasyon sonrası ekstrüzyon yöntemi ile dikdörtgen kesitli (lama) profiller üretilmiştir. Farklı çözeltiye alma sıcaklık ve süreleri ile uygulanan ısıl işlemler sonrası profillere çekme ve korozyon testleri uygulanmıştır. Böylece döküm yapısından itibaren uygulan ısıl işlemler ve termomekanik prosesler ile ikincil fazların durumu ve malzeme davranışına etkilerinin ortaya çıkartılması amaçlanmıştır.

1.3 Hipotez

Her bir alaşım grubu için döküm yapısının karakterizasyonu, analiz yöntemleri ile uygun ısıl işlem koşullarının belirlenmesi, üretilebilirlik limitlerini genişletmek ve hedef özelliklere ulaşmak açısından kritik önem taşır. Yüksek çinkolu alüminyum alaşımları, ötektik bileşimli T($Al_2Mg_3Zn_3$) ve S(Al_2CuMg) fazlarını içermektedir. Bu fazlar, düşük sıcaklıkta ergime eğilimine sahip olduğu için, söz konusu alaşımların proses süreçlerinde sorun yaratmaktadır. Bu fazların çözünmesi ve kontrolü için uygulanan homojenizasyon ve çözeltiye alma sırasında mikroyapısal hasara neden olan kısmi ergimelerden kaçınılmalıdır. Bu nedenle, ısıl işlem sıcaklığı bu fazların ötektik ergime sıcaklığından daha düşük olmalıdır. T fazının çözünmesi daha düşük sıcaklıklarda meydana gelmekle birlikte, S fazı daha yüksek sıcaklık ve sürelere ihtiyaç duymaktadır. Buna bağlı olarak, S fazının tamamen çözünmesi veya boyut ve dağılımın azaltılması, kademeli homojenizasyon ve çözeltiye alma ısıl işlemeleri ile sağlanabilir.

Kademeli homojenizasyon tasarımı için, döküm aşamasından itibaren, yüksek çinko içeren alüminyum alaşımlarında ısıl analiz yönteminin kullanılması da ayrıca endüstriyel uygulamalarda fayda sağlayacağı için, tez çalışmasının deneysel tasarımlarında kullanılması planlanmıştır. Böylece bu alaşımlarda ikincil fazların kontrolünün nümerik olarak ele alınması sağlanacaktır.

2
ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Alüminyum, 19. yüzyılın başlarında endüstriyel anlamda üretime geçmiş genç bir metal olarak, alaşımlarının da geliştirilmesi ile farklı alanlarda kullanımı hızla yaygınlaşmıştır ve bugün dünyada en çok kullanılan demir dışı metaldir [2], [19]. 2020 yılı verilerine göre geri dönüşüm miktarıyla birlikte küresel alüminyum talebi 107 milyon ton olmuştur [20].

Yer kabuğunda oksijen ve silisyumdan sonra en çok bulunan üçüncü element olan alüminyumun saf haliyle sınırlı kullanım alanı vardır. Kullanım alanlarını genişletmek amacıyla düşük mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için bakır, mangan, magnezyum, silisyum, çinko gibi elementler kullanılarak alaşımlama ile mekanik dayanımları arttırılır. Ayrıca titanyum, bor, zirkonyum, skandiyum gibi alaşım elementi ilaveleri ile de özellikleri iyileştirilebilir [21]-[24]. Alaşım elementlerinin yanı sıra, ısıl işlem koşulları da alüminyum alaşımlarının dayanımı/özellikleri açısından önem taşımaktadır.

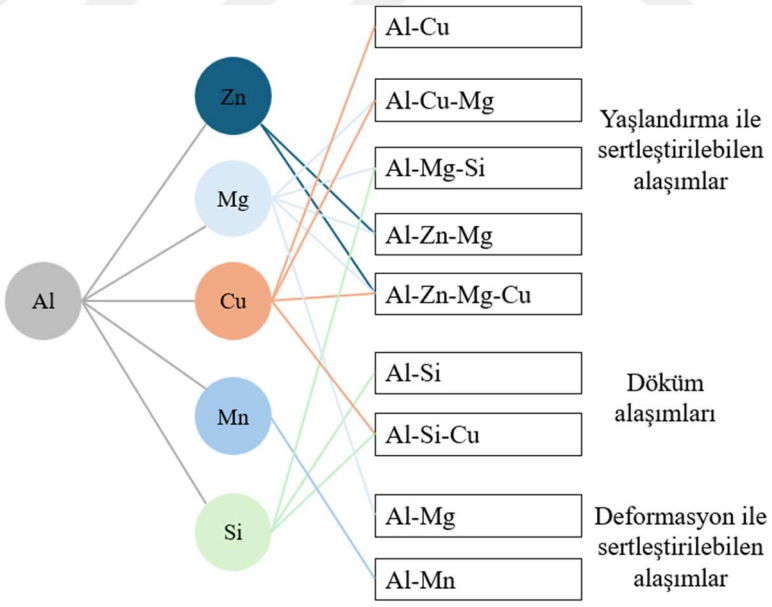
2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları, üretim yöntemlerine göre döküm ve işlem alaşımları olarak iki ana grupta sınıflandırılır. Bu iki grup ana alaşım elementi içeriğine göre Alüminyum Derneği (AA, Aluminium Association) tarafından Tablo 2.1'de görüldüğü gibi tanımlanmıştır [24]. Tanımlamada dört basamaklı bir sayısal sistem kullanılmış olup, ilk basamağı alaşım grubunu belirtir.

Tablo 2.1 Alüminyum döküm ve işlem alaşımlarının sınıflandırılması [24]

Döküm Alaşımları	İşlem Alaşımları
1XX.X: Ticari saflıkta ≥%99Al	**1XXX:** Ticari saflıkta ≥%99Al
2XX.X: Al-Cu	**2XXX:** Al-Cu
3XX.X: Al-Si (Cu veya Mg)	**3XXX:** Al-Mn
4XX.X: Al-Si	**4XXX:** Al-Si
5XX.X: Al-Mg	**5XXX:** Al-Mg
6XX.X: Kullanılmayan seri	**6XXX:** Al-Mg-Si
7XX.X: Al-Zn	**7XXX:** Al-Zn
8XX.X: Al-Sn	**8XXX:** Diğer alaşım elementleri
9XX.X: Diğer alaşım elementleri	**9XXX:** Kullanılmayan seri

Her bir grup için detaylı tanımlama, özellik gelişim mekanizmasına göre yapılır. Faz çözünürlüğüne bağlı olarak yaşlandırma ısıl işlemi uygulanabilen alaşımlar veya deformasyon ile dayanım artışı sağlayan alaşımlar vardır [25], [26]. Bu alaşımlar sistematik olarak Şekil 2.1'de verilmiştir.



Şekil 2.1 Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması [26]

Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanamayan 1XXX, 3XXX, 4XXX ve 5XXX alaşımlarının özellikleri soğuk işlem/deformasyon ile arttırılabilir.

Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanabilen 2XXX, 6XXX ve 7XXX serisi alaşımlarda dayanım artışı, kontrollü olarak uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleri ile sağlanır. Aşırı doymuş katı çözeltiden (adkç), yarı kararlı geçiş fazları ve kararlı denge fazına geçiş süreci bu üç alaşım grubu için aşağıdaki şekilde gerçekleşmektedir [27], [28].

2xxx: αadkç → GP → θ'' → θ' → θ (Al_2Cu)

6xxx: αadkç → GP → β'' → β' → β (Mg_2Si)

7xxx: αadkç → GP → η' → η ($MgZn_2$)

Ana alaşım elementerinin haricinde belirli özelliklerin iyileştirilmesi için Ti, B, Zr, Cr, Sc, Ni, Bi, Pb gibi elementler de kullanılır. Genellikle bir veya daha fazla ana alaşım elementi ile birlikte çok düşük seviyelerde (genellikle < ağ.%0,1) kullanılan bu elementler, alaşımların mikroyapılarını, buna bağlı olarak fiziksel ve mekanik özellikleri etkilemektedir [25], [29].

2.2 Isıl İşlem Sembollerinin Tanımları

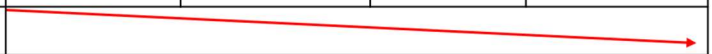
Çökelme sertleşmesi uygulanabilen işlem alaşımları için kullanılan ısıl işlem sembollerinin tanımları Tablo 2.2'de verilmiştir [30].

Tablo 2.2 Alüminyum alaşımlarının ısıl işlem tanımları [30]

Kod	**Uygulanan İşlemler-Tanım**
F	Üretildiği gibi.
W	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış.
O	Tavlanmış.
T1	Yüksek bir sıcaklıktaki şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş ve doğal yaşlandırma ile dengeli bir duruma getirilmiş.
T2	Yüksek bir sıcaklıktaki şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırma ile dengeli bir duruma getirilmiş.
T3	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırma ile dengeli bir duruma getirilmiş.
T4	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve doğal yaşlandırma ile dengeli bir duruma getirilmiş.
T5	Yüksek bir sıcaklıktaki şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş ve yapay yaşlandırılmış.
T6	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve yapay yaşlandırılmış.
T7	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve aşırı yaşlandırılmış veya dengeli bir duruma getirilmiş.
T8	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış.
T9	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, yapay yaşlandırılmış ve soğuk şekillendirilmiş.
T10	Yüksek bir sıcaklıktaki şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış.

T kondisyonundan sonra gelen ilk basamak temel ısıl işlem şartlarını belirtmektedir. İlk basamaktan sonra yer alan rakamlar, özel proses adımlarını temsil etmektedir. İkinci basamakta yer alan rakam, yaşlandırma koşullarına bağlı olarak elde edilmesi gereken dayanım özelliklerini tanımlar. T7 ısıl işleminin farklı yaşlandırma süreleri ile beklenen özellik değişimleri Tablo 2.3'te görülmektedir [30].

Tablo 2.3 T7X ısıl işlem koşulları ve özellik değişimleri [30]

Özellik	**T79**	**T78**	**T74**	**T73**
Çekme Dayanımı				
Gerilmeli Korozyon Dayanımı				
Kırılma Tokluğu				
Tabakalaşma Korozyon Dayanımı				

Tablo 2.3'te örneği verilen, ilk iki basamaktan sonra gelen rakamlar ise mekanik dayanım beklentileri haricinde, üretim yöntemine bağlı olarak uygulanması beklenen gerilim giderme detaylarını tanımlamaktadır. Bu tanımlar kısaca şu şekildedir [30];

TX51 – TXX51; germe ile gerilim giderme

TX52 – TXX52; basma ile gerilim giderme

TX54 – TXX54; basma ve germeyle birlikte gerilim giderme

2.3 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımları

7XXX serisi alüminyum alaşım gurubunu Al-Zn-Mg ve Cu içerikli alaşımlar oluşturmaktadır. Alüminyum alaşım grupları içerisinde en yüksek mekanik dayanıma sahip olan seridir ve havacılık, savunma sanayi ve otomotivde kullanım alanı bulmaktadır [2], [31], [32].

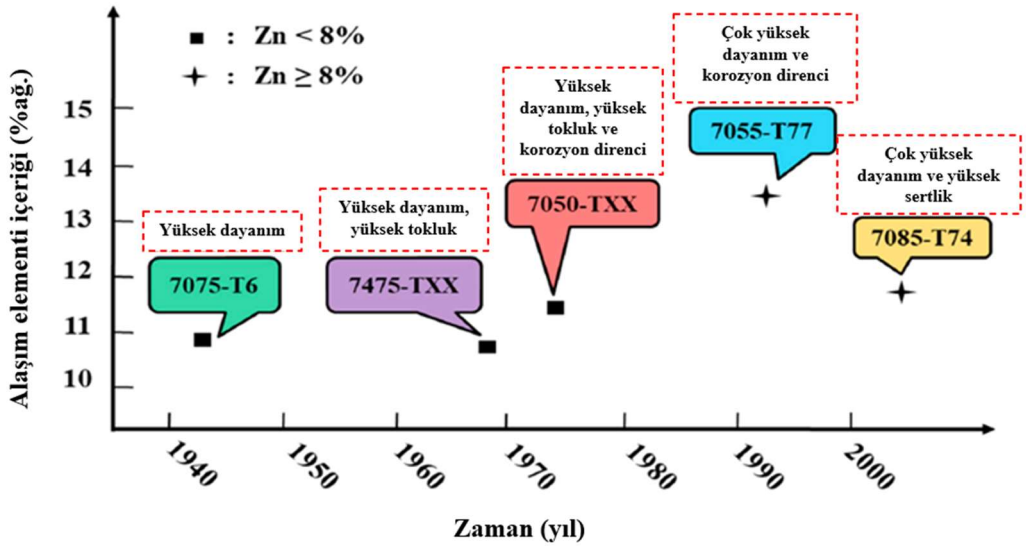
7XXX serisi alüminyum alaşımlarında mekanik dayanım üzerinde etkisi en yüksek olan faz η ($MgZn_2$)'dir. Zn:Mg oranının 4 olması durumunda η faz oranı oldukça yüksek seviyededir. Artan çinko içeriği ile mekanik dayanımında artış sağlanır ancak tokluk düşerken, sıcak yırtılma eğilimi artış gösterir. Bakır elementinin ise mekanik özellik artışına etkisinin yanı sıra gerilmeli korozyon direnci üzerinde de olumlu etkisi vardır. Ancak döküm sırasında sıcak yırtılma eğilimini de arttırmaktadır [18], [33].

Tablo 2.4'te detayları verildiği gibi Zn:Mg oranının 2,2'den büyük ve bakır oranının magnezyum oranından fazla olduğu koşullarda, S (Al_2CuMg) fazı oluşarak alaşımın dayanımını arttırabilir. Bakır içeriğindeki artış, yeniden kristalleşme sağlayarak, çökelmiş fazın yoğunluğunu arttırır ve tane sınırı ile tane arasındaki potansiyel farkı azaltır. Böylelikle bakır, 7XXX serisi alüminyum alaşımlarında malzemenin korozyon direncini de arttırmaktır. Ancak, bileşimsel oranların değişmesi durumunda S fazı, alaşımın mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyen kırılgan bir faz özelliği gösterebilmektedir [34].

Zn, Mg ve Cu gibi ana alaşım elementlerine ek olarak, alaşımın mukavemetini arttırmak için Mn ve Cr ilavesi de yapılmaktadır. Bu elementler yalnızca ana alaşım elementleri ile yeni dayanım arttırıcı fazlar oluşturmakla kalmayıp, aynı zamanda ısıl ve korozyon dayanımını da iyileştirici etkiler göstermektedir. 7XXX serisi alüminyum alaşımlarına ağ.%0,1-0,3 Zr ilavesi, alaşım üzerinde önemli güçlendirme etkisi olan Al_3Zr dispersoidini oluşturabilmektedir. Zirkonyumun alüminyumdaki düşük çözünürlüğü nedeniyle, Al_3Zr partikülleri kolayca çökelebilmektedir. Yapılan çalışmalarda Al_3Zr'nin alaşımda tane inceltme, dayanım, tokluk ve korozyon direncini geliştirme gibi etkilerinin olduğu belirlenmiştir [35]-[37]. Benzer şekilde Sc ilavesinin de tane boyutunun kontrolü, ve yüksek sıcaklıkta özellikleri korumak açısından önemli etkisi vardır [38]-[42].

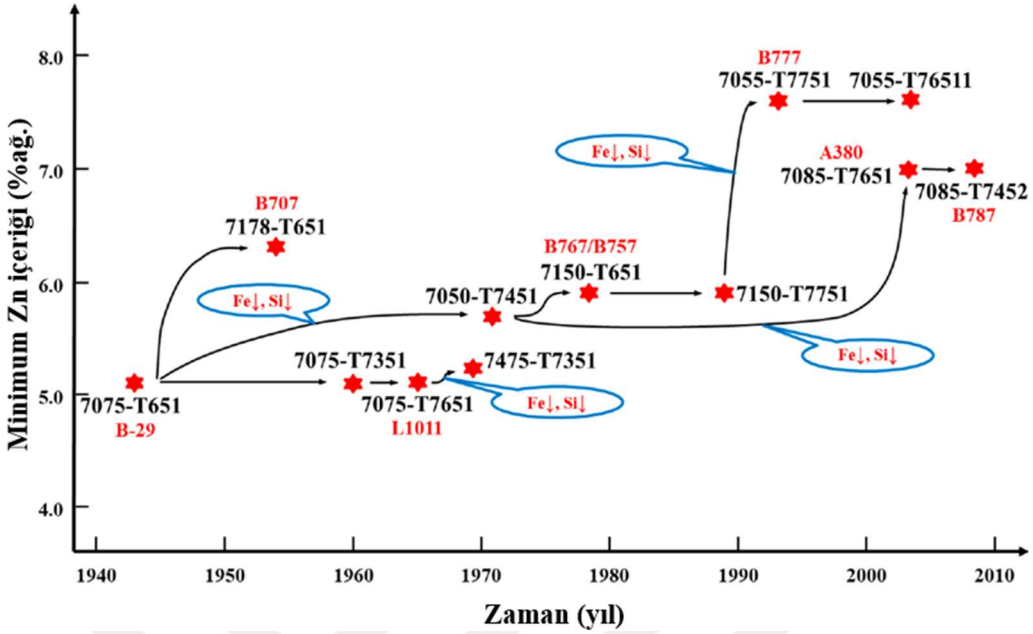
Tablo 2.4 Al-Zn-Mg-Cu serisinde alaşım elementlerinin ilgili malzeme özellikleri üzerine etkisi [34]

Element	Çökelti	İçerik (%ağ.)	Ana Etki
Zn+Mg	η($MgZn_2$)	0-10 (Zn ≥ 0,9)	Çekme dayanımının artması
	T($Al_2Mg_3Zn_3$)	Zn+Mg ≥ 10	İletkenlik, kırılma tokluğu, korozyon direncinin azalması
Mg	β (Al_8Mg_5)	0-4,0	Kaynak çatlak eğiliminin azalması
Mg+Cu	S (Al_2CuMg)	Zn/Mg>2,2 Cu>Mg	Alaşımın dayanımının artması
Cu	θ (Al_2Cu)	≤3	Korozyon direncinin artması
			GP bölgesinin kararlı sıcaklık aralığını genişletmesi, çekme dayanımı ve yorulmanın artması
Cr	$Al_{18}Cr_2Mg_3$	≤0,35	Kaba denge fazlarının çekirdeklenmesi ve çökelmesi
	(CrMn)Al_{12}; (CrFe)A_7	0,1-0,2	Yeniden kristallenmeyi engelleme, gerilmeli korozyon dayanımının artması
Mn	Al_6Mn	0,2-0,4	Ani soğuma hassasiyeti, düşük çevrimli yorulma dayanımı ve kırılma tokluğunun artması
	$Al_{20}Cu_2Mn_3$	>0,4	Dayanım arttırıcı fazların sayılarının azalması
Zr	Al_3Zr	0,05-0,16	Dayanım, tokluk ve yaşlandırma etkisinin artması
Ag		0,16	Aşırı yaşlandırmanın geciktirilmesi
Ti		0,01-0,08	Tane inceltme, döküm özelliklerinin iyileşmesi
Sc	Al_3Sc	0,1-0,4	Tane inceltme, yeniden kristallenmeyi engelleme
Sc+Zr	Al_3(Sc, Zr)	0,6	Gerilmeli korozyon dayanımının artması



Şekil 2.2 7XXX serisi alaşımlarının gelişim süreci [43]

Şekil 2.2'de görüleceği gibi 7075 alüminyum alaşımı, 7XXX serisi alüminyum alaşımları içerisinde ilk nesil olarak adlandırılan alaşımdır. Yüksek mekanik dayanım beklentilerini karşılayan bu alaşım, hem kimyasal bileşim hem de yaşlandırma ısıl işlemleri geliştirilerek, mekanik özellikleri ve korozyon özelliklerinde artış sağlanarak yeni nesil alaşımlar geliştirilmiştir. Havacılık sektörünün ultra yüksek dayanım ve iyi korozyon dayanımı beklentilerini karşılamak amacıyla son yıllarda 7055 alaşımı geliştirilmiştir. Yeni nesil 7XXX serisi alaşımların çoğunda Zn, ağırlıkça %8'in üzerindedir. Çinko miktarındaki artış ile Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında ikincil fazların miktarı artmakta, devamındaki homojenizasyon ve yaşlandırma ısıl işlem süreçleri ile de çökelti fazlarının yoğunluğunun artması mümkün olmaktadır. Ağırlıkça %7,6-8,4 arasında Zn içeren 7055 alaşımı, düşük Zn içeren diğer 7XXX serisi alüminyum alaşımlarına göre %10 dayanım artışı sağlamaktadır [44]-[53].



Şekil 2.3 7XXX serisi alaşımlarının gelişim akış şeması [43]

7XXX serisi alaşımlarının yıllar içerisindeki gelişimi Şekil 2.3'te görüleceği gibi, Fe ve Si oranlarını azaltarak, mekanik dayanımı ve korozyon özelliklerini arttırıcı alaşım elementi oranı ve ısıl işlem uygulamaları ekseninde gerçekleşmiştir.

Fe ve Si, 7XXX serisi alüminyum alaşımlarında istenmeyen elementlerdir. Bu elementler, yapıda kırılgan Al_7Cu_2Fe ve AlFeMnSi fazlarını oluşturur. Yeni nesil 7XXX serisi alüminyum alaşımlarında Fe ve Si safsızlıklarının oranı, %0,1 ile sınırlandırılmıştır [49]. Serinin temel birkaç alaşım örneğine ait bileşimleri Tablo 2.5'te verilmiştir.

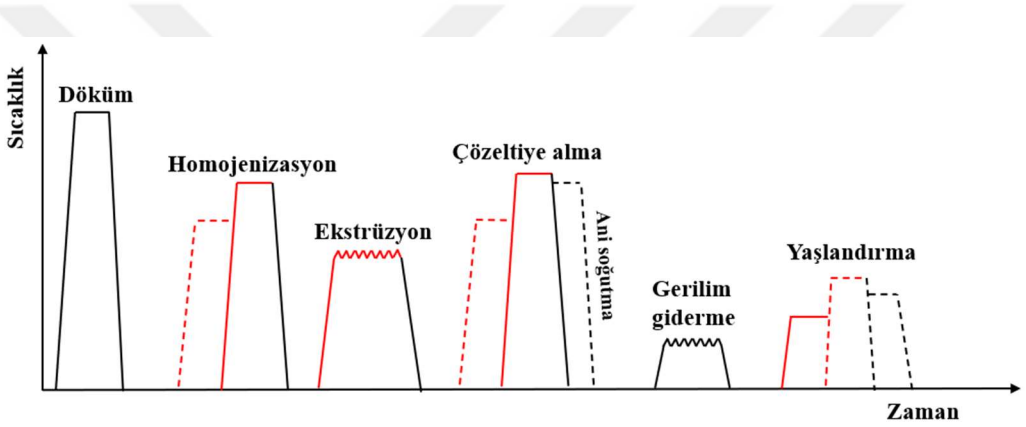
Tablo 2.5 7XXX serisinin temel alaşımları ve kimyasal bileşimleri (%ağ.)

Alaşım	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Zr
7075	5,1-6,1	2,1-2,9	1,2-2,0	0,18-0,28	≤0,5	≤0,4	≤0,05
7178	6,3-7,3	2,4-3,1	1,6-2,4	0,18-0,28	≤0,5	≤0,4	≤0,05
7175	5,1-6,1	2,1-2,9	1,2-2,0	0,18-0,28	≤0,2	≤0,15	≤0,05
7049	7,2-8,2	2,0-2,9	1,2-1,9	0,1-0,22	≤0,35	≤0,25	≤0,05
7475	5,2-6,2	1,9-2,6	1,2-1,9	0,18-0,25	≤0,12	≤0,1	≤0,05
7050	5,7-6,7	1,9-2,6	2,0-2,6	≤0,04	≤0,15	≤0,12	0,08-0,15
7150	5,9-6,9	2,0-2,7	1,9-2,5	≤0,04	≤0,15	≤0,15	0,08-0,15
7055	7,6-8,4	1,8-2,3	2,0-2,6	≤0,04	≤0,1	≤0,1	0,05-0,25
7085	7,0-8,0	1,2-1,8	1,3-2,0	≤0,04	≤0,08	≤0,06	0,08-0,15

Yüksek dayanımlı alüminyum alaşımları talebinde ilk sırada olan 7XXX serisi alaşımlar özellikle havacılık ve otomotiv endüstrileri gibi özgül dayanımın önemli olduğu endüstriler için yüksek öneme sahiptir. Dayanım ve düşük yoğunluk kombinasyonu, alaşım serisini havacılıkta performans ve güvenlik standartlarının karşılanması açısından vazgeçilmez kılmaktadır. Havacılık ve uzay endüstrisinin, uçak yapımında kullanılan malzemelere yönelik gereksinimlerini karşılayan 7XXX serisi alaşımlar, uçaklarda kanatlar ve gövde bölümünde yapısal işlevsellik beklenen parçalarda kullanılır. Yüksek sıcaklıklarda mekanik özelliklerini koruyan alaşımlar, motorlar veya sürtünme nedenli ısıya maruz kalan alanlarda kullanılır. Serinin kullanım alanları içerisinde, yorulma dayanımın önemli olduğu döngüsel yük ve gerilim altında çalışan otomotiv ve havacılık parçaları da bulunmaktadır. Ayrıca bu alaşımlar, savunma sanayiinde dayanım gerektiren alanlarda, zırh ve ekipmanlarda yaygın olarak kullanılmaktadır [54]-[60].

3
7XXX SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ÜRETİM SÜREÇLERİ

7XXX serisi alaşımların üretim süreçleri, döküm aşamasından itibaren yaşlandırma ısıl işleminin sonuna kadar oldukça uzun ve sıcaklık hassasiyeti gerektiren süreçledir. Isıl işlem ve şekillendirme çevrimleri şematik olarak Şekil 3.1'de verilmiştir [59].



Şekil 3.1 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının üretim süreçleri ve ısıl çevrimleri [59]

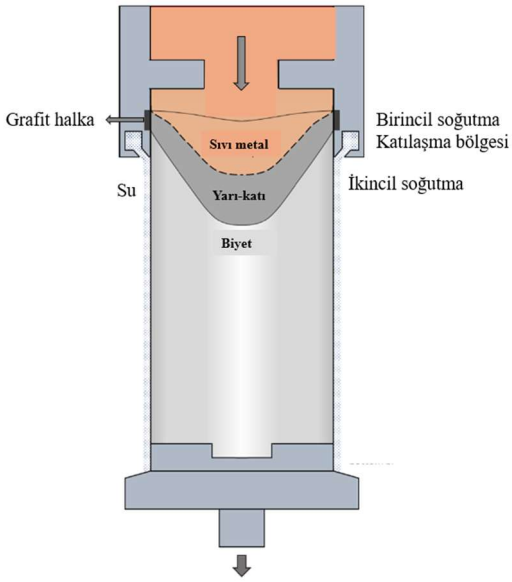
Döküm sonrası tane sınırlarında ve dendrit kolları arasında oluşan fazları çözebilmek amacıyla yeterli sıcaklık ve sürede homojenizasyon işleminin ardından, sonraki proses adımlarının mikroyapı ihtiyacına göre kontrollü soğutma uygulanır. Soğuma sırasında çökelen fazların, ekstrüzyon ön ısıtma sırasında çözünerek ekstrüzyon sırasında şekillendirmeyi kolaylaştırması hedeflenir. Çözeltiye alma ve ani soğutma ile aşırı doymuş katı çözelti elde edilerek yaşlandırma ile dayanım arttırıcı çökeltilerin oluşumu sağlanır [59], [60].

Döküm ve sonrasındaki ısıl işlem süreçlerinde meydana gelen dönüşümler detaylı şekilde alt başlıklar halinde değerlendirilmiştir.

3.1 Sürekli Döküm (DC)

Biyet üretimi için yaygın olarak kullanılan üretim yöntemi, Sürekli Döküm (Direct Chill Casting-DC)'dür. DC döküm tekniğinde Şekil 3.2'de görüldüğü gibi iki temel katılaşma bölgesi vardır. Farklı döküm tekniklerine ve kalıp özelliklerine göre birincil ve ikincil katılaşma hızları ve kontrolü değişkenlik göstermektedir.

DC döküm sisteminde ilk katılaşma su ile soğutulan grafit yüzeyinde gerçekleşir. Sıvı metal grafit yüzeyine doğrudan temas ettiğinde oluşan hızlı katılaşma nedeni ile segregasyon bölgesi fazladır ve kalın bir kabuk elde edilir. İkincil katılaşma ise kanaldan biyet yüzeyine verilen su ile gerçekleşir. Burada gerçekleşen soğuma etkisinin yetersiz gelmesi durumunda kabuk ve merkez arasında değişken ve daha heterojen tane boyutları elde edilir [61].



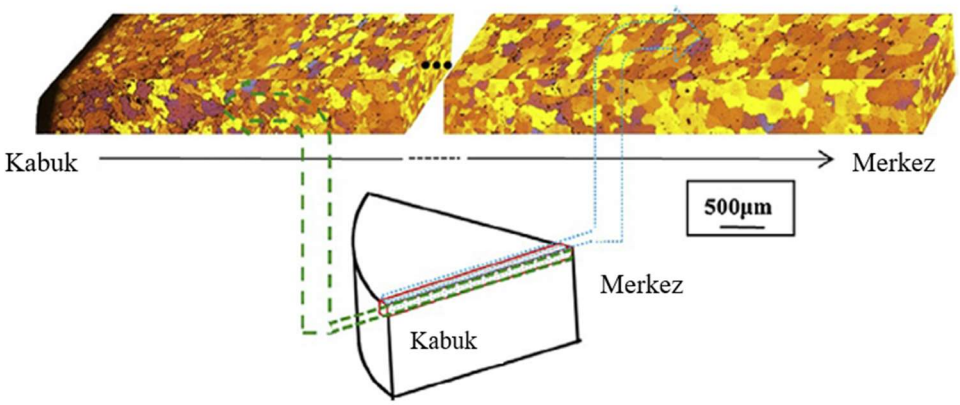
Şekil 3.2 DC döküm sistemi (şematik) [61]

Son yıllarda, hava-yağ karışımının grafit halkalardan beslendiği (air-slip) kalıp tekniği yaygın olarak kullanılmaktadır [62]. Hava-yağ karışımı ince kanallardan geçerken, sıvı metal ve kalıp yüzeyi arasında izole bir tabaka oluşur. Böylece ilk katılaşmanın olduğu bölgede sıvı metal, kalıptan uzak tutulur. Bu sistemde birincil soğuma hızının kontrolü sayesinde kabuk bölgesinde oluşan segregasyon tabakası daha ince elde edilebilmektedir. İkincil soğuma bölgesinde ise suyun çift kanallı sistemle daha etkili bir şekilde biyet yüzeyine verilmesi sayesinde yüksek soğuma

hızları elde edilebilir, böylece daha ince ve homojen tane boyutlarına ulaşılabilir [62], [63].

Kabuk kalınlığının az olmasının ve homojen-ince taneli biyet yapısının, ekstrüzyonda şekillenme özellikleri üzerinde önemli etkileri vardır. Özellikle yüksek alaşımlı 7XXX serisi alaşımlarda katılaşma hızının kontrolü, segregasyon bölgesi ve mikroyapının kontrolü açısından önem taşımaktadır.

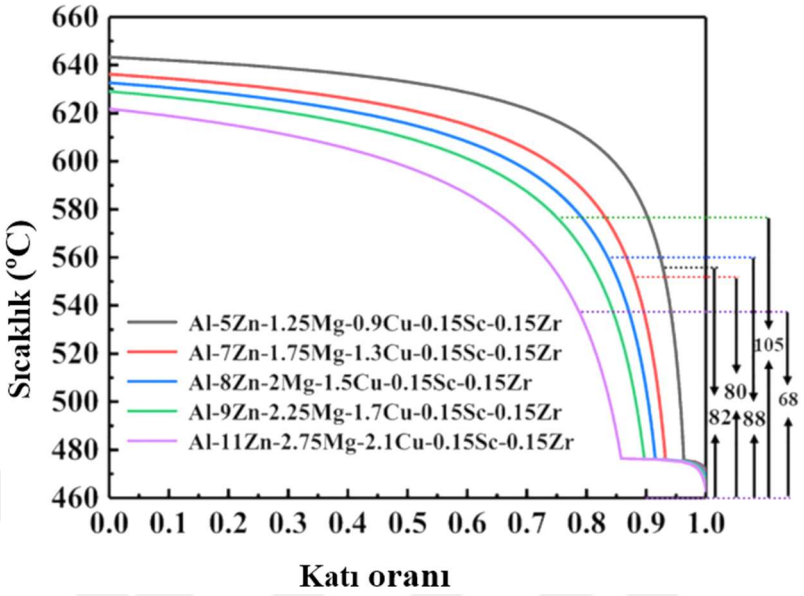
Şekil 3.3, Al-Zn-Mg-Cu alaşımının DC döküm yöntemi ile elde edilen kabuktan merkeze doğru kesiti ve mikroyapı değişimini göstermektedir [64]. Kabuktan merkeze doğru homojen olmayan mikroyapı belirgin olarak görülmektedir. Bu değişim, biyetin farklı bölgelerinde meydana gelen farklı soğuma hızlarına bağlı olarak gerçekleşir. Örneğin; kabuk bölgesinde yüksek soğuma hızı nedeniyle porozite, çekinti gibi döküm kusurlarının gerçekleşme olasılığı daha yüksektir ve tane boyutu merkeze göre daha incedir. Özel soğutma koşullarının sonucu olarak homojen olmayan mikroyapı, DC döküm için kaçınılmazdır. Ek olarak, sıcaklık ve kimyasal bileşim sapmalarının mikroyapıda etkileri bulunmaktadır [64].



Şekil 3.3 Al-Zn-Mg-Cu alaşımı biyetin kesit boyunca mikroyapısı [64]

Alaşım bileşimine göre katılaşma aralığı değişkenlik göstermektedir. Geniş katılaşma aralığına sahip alaşımların dökümünde sıvı metal sıcaklığı ve soğutma kontrolü oldukça hassastır. Katılaşmanın başlangıç aşamasında mevcut yüksek sıcaklık, katılaşma sürecinin devam etmesi aşamasında çatlak (sıcak yırtılma) oluşumuna yol açabilmektedir. Bunun önlenmesi için katılaşma sıcaklığının daha düşük değerlere ötelenmesi gerekir. 7XXX serisi alüminyum alaşım grubunda, farklı çinko ve bileşim oranlarına sahip alaşımlarda katılaşma aralıklarında belirgin farklar bulunmaktadır [65]-[68].

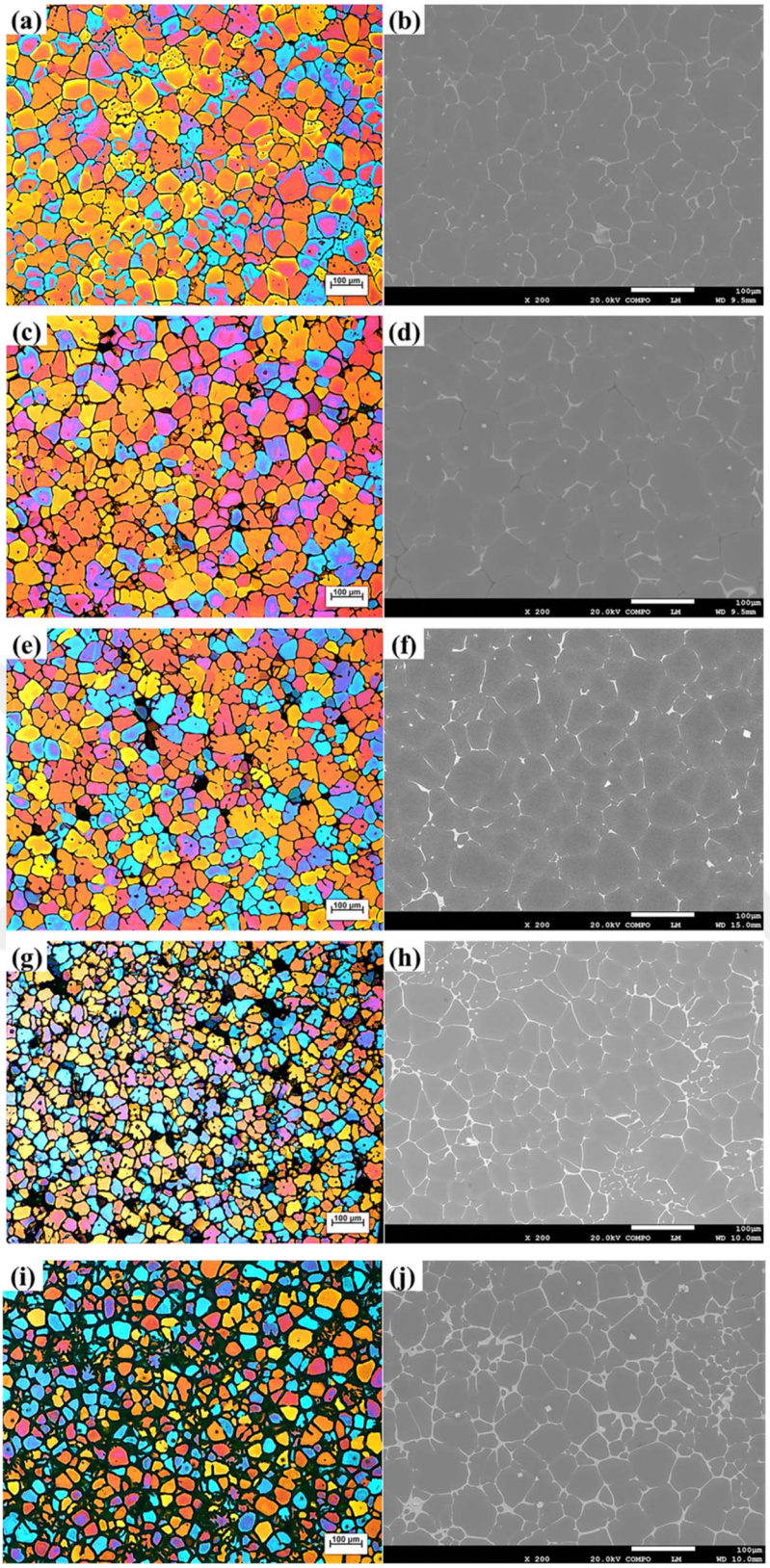
Xu ve arkadaşları, yapılan çalışmada farklı çinko içeriğine sahip alaşımda katılaşma davranışlarını incelemişlerdir [68]. Alaşımların JMat-Pro modelleme programı ile hesaplanan sıcaklık-katı oranı eğrisi Şekil 3.4'te görülmektedir.



Şekil 3.4 Sıcaklık - katı oranı eğrisi [68]

Genel olarak, alaşım elementi oranının artması alaşımın ergime noktasını düşürecektir. Örneğin, Al-xZn-yMg-zCu alaşımında Zn içeriğinin ağırlıkça %5 oranından %11 oranına çıkmasıyla ergime sıcaklığında 643 °C'den 623 °C'ye azalma görülmektedir. Bununla birlikte, alaşımın etkin katılaşma aralığı kademeli olarak artmaktadır. Şekil 3.4'te, katılaşma aralığının, çinko içeriği %9 değerinde en yüksek noktaya ulaştığı ve ardından azaldığı görülmektedir.

Zn içeriğinin mikroyapı üzerindeki etkisi Şekil 3.5'te verilmiştir. Çinko artışıyla birlikte tane boyutlarının kademeli olarak inceldiği, tane sınırlarında bulunan ötektik faz miktarının ise arttığı görülmektedir. Çinko içeriğinin %5'ten %11 oranına çıkmasıyla tane boyutu 50 µm'den 30 µm'ye düşmüştür [68].



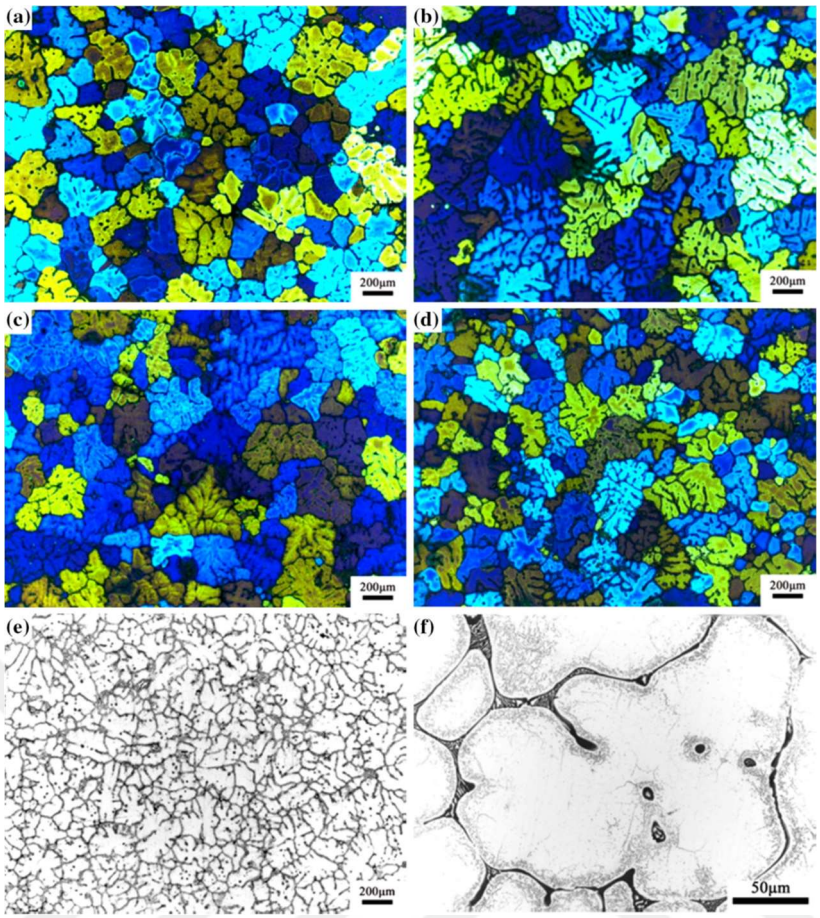
Şekil 3.5 Al-xZn-yMg-zCu alaşımlarının mikroyapı görüntüsü (a,b=%5Zn; c,d=%7Zn; e,f=%8Zn; g,h=%9; j,x=%11Zn) [68]

İntermetalik fazların kontrolü üzerinde bileşim optimizasyonu en önemli etkenlerden biridir. Ana alaşım elementlerinden Zn değerini sabit tutarak Mg ve Cu elementlerinin etkisini değerlendirebilmek amacıyla Shu ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada kullanılan alaşımların bileşim oranları Tablo 3.1'de verilmiştir [69].

Tablo 3.1 Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşımların bileşim oranları (%ağ.) [69]

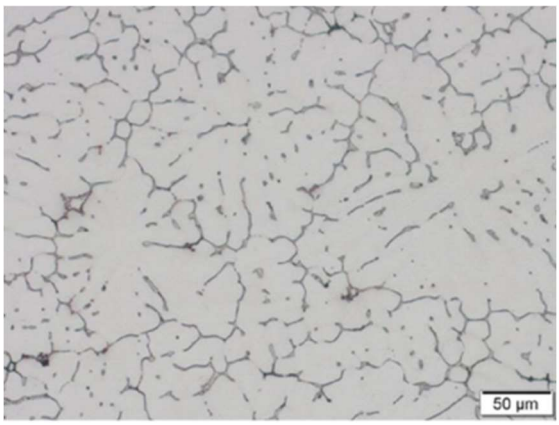
Alaşım	Zn	Mg	Cu	Zr	Ti	Zn+Mg+Cu	Zn:Mg	Cu:Mg
1-1	8,58	1,41	1,47	0,11	0,02	11,46	6,09	1,04
1-3	8,74	1,50	2,45	0,11	0,02	12,69	5,83	1,63
3-1	8,57	2,52	1,42	0,11	0,02	12,51	3,4	0,56
3-3	8,67	2,5	2,5	0,11	0,02	13,67	3,47	1,00

Dökümler, 210x120x100 mm ölçülerindeki su soğutmalı kokil kalıpta gerçekleştirilmiş ve çeyrek bölgeden alınan numunelere döküm yönüne dik olarak mikroyapı incelemesi yapılmıştır. Şekil 3.6'da mikroyapı görüntüleri verilen alaşımlardan 1-1, 1-3, 3-1, 3-3 için sırasıyla 239, 231, 216, 190 μm tane boyutu ölçülmüştür. Açık bir şekilde görüldüğü üzere artan çözünen element oranı ile tanelerin inceldiği gözlemlenmiştir. Ayrıca, Şekil 3.6 (e) ve (f)'de farklı büyütmelerde mikroyapı incelendiğinde, ikincil fazların dendrit kolları arasında dağıldığı da tespit edilmiştir [69].

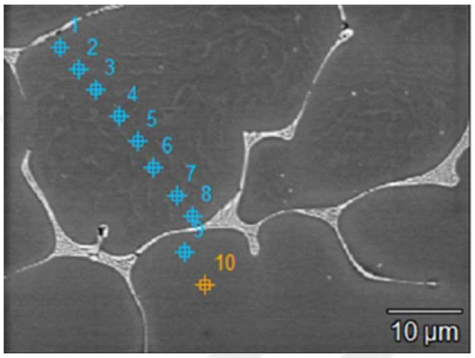


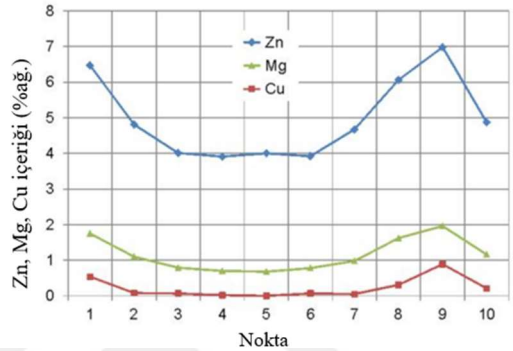
Şekil 3.6 Döküm mikroyapı görüntüleri, (a) 1-1, (b) 1-3, (c) 3-1, (d) 3-3, (e-f) 3-3 [69]

Alaşımın bileşim oranına bağlı olarak, oluşan intermetalik fazlar da değişkenlik gösterecektir. Woznicki ve arkadaşlarının, 7075 ve 7049 alaşımlarının döküm ve homojenizasyon süreçleri için yaptıkları çalışmada aynı katılaşma şartları ile elde edilen biyetlerin, mikroyapısı ve oluşan intermetalik fazlar detaylı bir şekilde irdelenmiştir. Örnek olarak çalışılan 7075 alaşımı optik mikroskop görüntüsü ve noktasal SEM-EDS taraması Şekil 3.7'de verilmiştir [70].



(a)



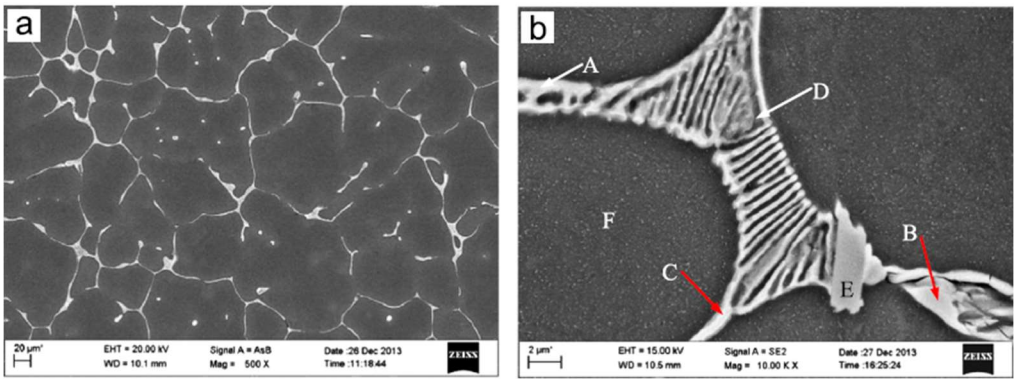


(b) (c)

Şekil 3.7 7075 alaşımının (a) optik mikroskop görüntüsü,
(b) SEM görüntüsü, (c) dendrit kolu boyunca noktasal analiz [70]

Şekil 3.7 (a)'da dökümün dendritik mikroyapısı (b) ve (c)'de ise dendrit kolu boyunca noktasal EDS analizleri ile elementel değişim belirlenmiştir. 7075 alaşımının limitleri içerisinde farklı bileşim oranlarında, özellikle bakır oranına bağlı olarak, ötektik yapıda S fazının da oluşabileceği ifade edilmiştir [70].

Jia ve arkadaşları, 7050 alaşımının faz dönüşümü üzerine yaptıkları çalışmada, döküm yapısında bulunan ikincil fazlara SEM-EDS analizi uygulamışlardır. Sonuç olarak, Şekil 3.8'de verilen mikroyapı görüntüleri ve Tablo 3.2'de görülen element bileşimleri, XRD analizi ile destekleyerek potansiyel fazları belirlemişlerdir. Çalışılan alaşım bileşimine bağlı olarak döküm yapısında ötektik yapıda S fazı bulunduğu tespit edilmiştir [71].



Şekil 3.8 7050 alaşımının döküm mikroyapısı
(a) dendritik yapı, (b) ötektik yapının SEM görüntüsü [71]

Tablo 3.2 EDS analizi ile elde edilen element oranları [71]

	Mg	Al	Cu	Zn	Fe	Yakın faz
A	14	40	20	26	-	T
B	18,2	25	25,1	31,7	-	T
C	13	41	17,4	28,6	-	T
D	11,6	46,8	19,7	2,9	-	S
E	1,6	54,4	23,5	3,5	17,1	Al_7Cu_2Fe
F	2,7	87,5	4,4	5,4	-	Matris

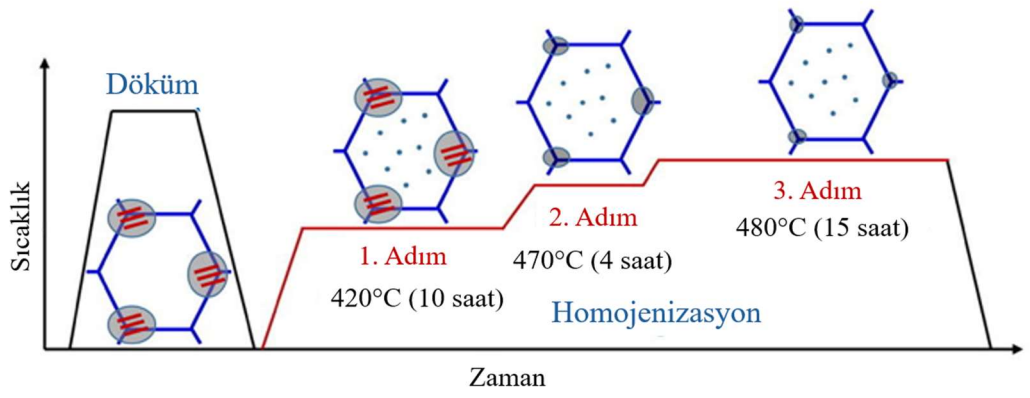
Yukarıda yapılan açıklamalar ışığında, katılaşma sırasında 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının değişen bileşim oranlarında oluşan mikroyapı özellikleri ve fazlar değişkenlik göstermektedir. Bu nedenle, homojenizasyon ısıl işleminin, bileşim kompozisyonuna ve döküm parametrelerine bağlı olarak oluşan mikroyapıya göre tasarlanması gerekmektedir [46], [71].

3.2 Homojenizasyon

Homojenizasyon ısıl işlemi, katılaşma sonrası oluşan ve termomekanik şekillendirme prosesleri için istenmeyen ötektik yapıyı ve segregasyonu gidermek amacıyla uygulanır. Segregasyonun giderilmesiyle birlikte, alaşım elementi içeriğine ve oranına bağlı olarak oluşan düşük ergimeye sahip intermetalik fazların çözünmesi de gerçekleşir. Fazların boyutları ve morfolojileri şekillendirme özelliğinin yanı sıra, mekanik özellikler için de önem taşır [72]-[76].

7XXX serisi alüminyum alaşımlarında, yüksek alaşım elementi içeriğine ve bileşim oranına bağlı olarak yoğun segregasyon ve farklı ergime sıcaklıklarına sahip fazlar oluştuğu için, bileşime özel homojenizasyon şartlarının belirlenmesi gerekir. Çünkü karmaşık bir yapıya sahip olan 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının homojenizasyon ısıl işleminin farklı evrelerinde, farklı fazların çözünme ve çökelme davranışları görülür.

Priya ve arkadaşları, 7050 alaşımı için yaptıkları homojenizasyon modelleme çalışmasında, homojenizasyonu üç evrede değerlendirmişlerdir. Bu çalışma ile ilgili sıcaklık-zaman diyagramı Şekil 3.9'da görülmektedir [77].



Şekil 3.9 Homojenizasyon evreleri [77]

Homojenizasyonun düşük sıcaklılardaki ilk adımında, özellikle Zr içerikli alaşımlarda dağılmış çökeltilerin oluştuğu, ikinci adımda, katılaşma sırasında tane sınırında oluşan ötektik fazların çözündüğü ve üçüncü adımla bu fazların boyutlarının küçüldüğü belirtilmiştir. Sıcaklık ve süreler bileşim değişimine göre farklılık göstermektedir; Yüksek çinko içeriğine bağlı olarak oluşan baskın T fazı, 2. ve 3. adımlarda daha uzun süreye ihtiyaç duyarken, yüksek bakır içeriğine bağlı

olarak oluşan baskın yoğun S fazı, 3. adımda uzun süre homojenizasyona ihtiyaç duyacaktır [77].

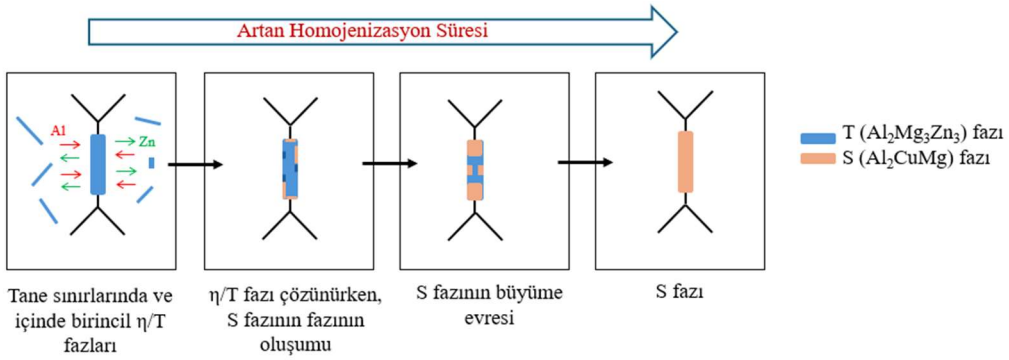
Ötektik fazın bileşimine bağlı olarak, çözünme ve dönüşüm süreçlerinin farklılık göstermesi, elementlerin alüminyum matriste difüzyon fazlarına bağlıdır.

Tablo 3.3 Farklı sıcaklıklarda Cu, Mg ve Zn elementlerinin difüzyon katsayıları (m^2/s) [78]

Element	**Hesaplama Denklemi**	**Sıcaklık**	
		380 °C	**470 °C**
Cu	$D = 4,8 \times 10^{-5}$ exp(-16,069/T)	$9,94 \times 10^{-16}$	$1,95 \times 10^{-14}$
Mg	$D = 6,23 \times 10^{-6}$ exp(-13,831/T)	$3,96 \times 10^{-15}$	$5,15 \times 10^{-14}$
Zn	$D = 2,45 \times 10^{-5}$ exp(-14,385/T)	$6,66 \times 10^{-15}$	$9,58 \times 10^{-14}$
	$D_{Cu} : D_{Mg} : D_{Zn}$	1 : 4,0 : 6,7	1 : 2,6 : 4,9

Da Xu ve arkadaşları, %9 Zn içerikli Al-Zn-Mg-Cu alaşımında farklı sıcaklıklarda homojenizasyon ısıl işlemi uygulamış ve mikroyapı değişimlerini incelemişlerdir. Tablo 3.3'te Cu, Mg ve Zn elemetlerinin farklı sıcaklıklarda alüminyum matriste difüzyon katsayıları görülmektedir. 380 °C'de Zn ve Cu arasında difüzyon katsayısı farkı oldukça yüksektir. Yüksek sıcaklıklarda Cu elementinin difüzyon hızı artışı Zn elementine göre yüksek olarak belirlenmiş ve böylece difüzyon katsayılarının birbirine yaklaştığı tespit edilmiştir. Buna bağlı olarak düşük sıcaklıklarda tane sınırından uzaklaşan ilk element çinkodur ve T ötektik fazı bakırca zengin S fazına dönüşür. Yüksek sıcaklılarda yapılan homojenizasyon ısıl işlemlerinde, T fazının S fazına dönüşmeden çözünme eğilimi de mümkün olmaktadır [78].

Wang ve arkadaşlarının S fazına dönüşüm mekanizması için şematik gösterimi Şekil 3.10'da verilmiştir [79].

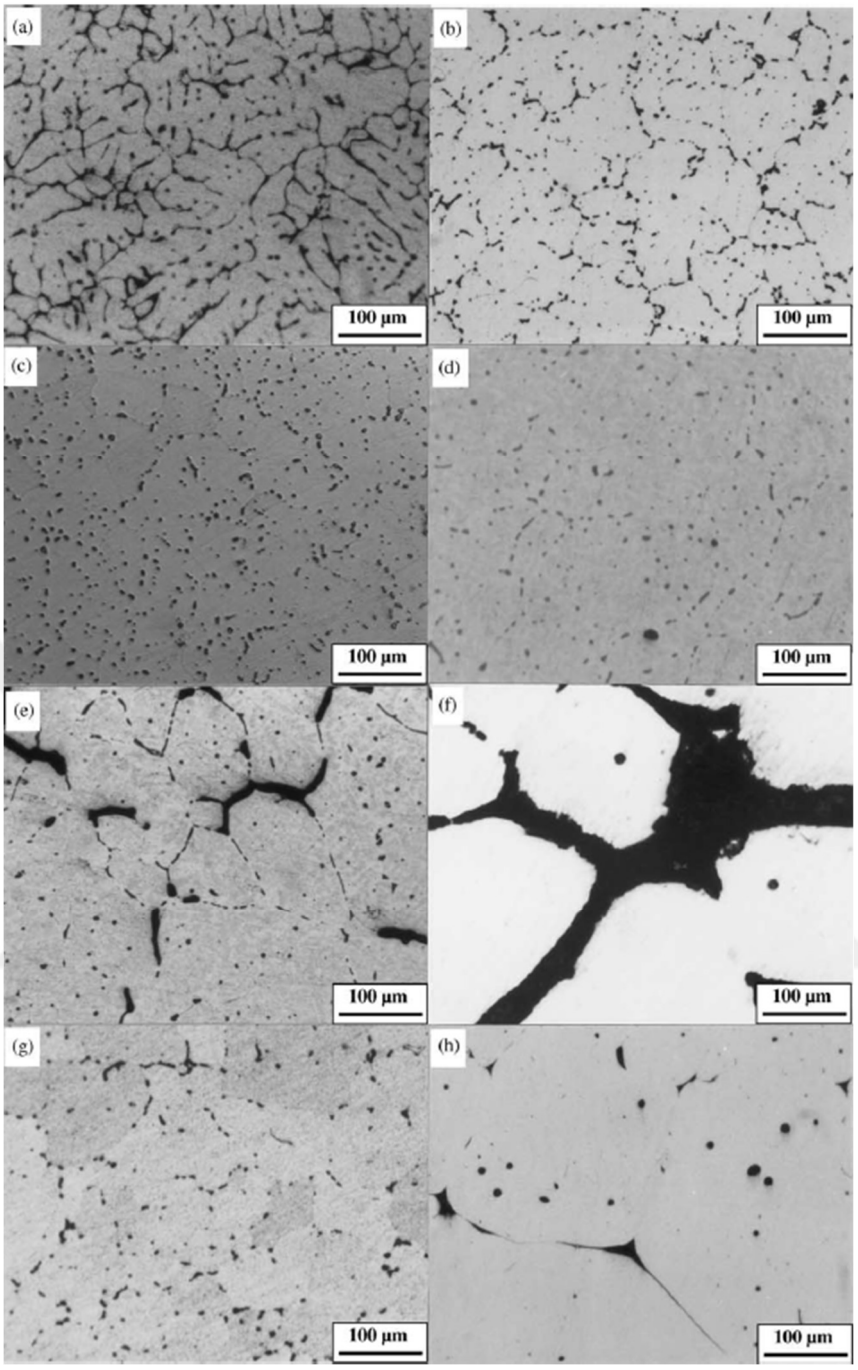


Şekil 3.10 η fazından S fazına dönüşüm mekanizmasının şematik gösterimi [79]

Yapılan çalışmada, tane sınırlarında ve tane içerisinde bulunan η fazına SEM-EDS analizi yapıldığında, tane sınırında bulunan fazların Zn, Mg, Cu konsantrasyonlarının ve Cu/Mg oranlarının daha yüksek olduğu belirtilmiştir. Tane içerisindeki fazlar, homojenizasyonun erken evrelerinde çözünürken, tane sınırlarında bulunan fazlar, elementlerin difüzyon hızı farkları nedeniyle η/T fazının çözünmesi sürecinde, S fazına dönüşürler [79], [80].

Farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanan homojenizasyon ısıl işleminin mikroyapı üzerinde etkileri bulunmaktadır. Chen ve arkadaşları, 455-490 °C aralığında farklı sürelerde homojenizasyon ısıl işlemi uygulamış ve Şekil 3.11'de verilen mikroyapı görüntülerini elde etmişlerdir [81].

Şekil 3.11 (a)'da görülen dendritik döküm mikroyapısının, düşük sıcaklık ve uzun sürede homojenizasyon ile segregasyonu giderildiği ve tane sınırlarında bulunan fazların çözündüğü dikkat çekmektedir (Şekil 3.11(d)). Şekil 3.11(e)'de görüldüğü üzere, homojenizasyonun ilk adımında yüksek sıcaklığa çıkılması ile tane sınırlarında kısmi ergime ve porozite oluşumu gözlemlenmiştir. Ayrıca yüksek sıcaklıkta uzun süren homojenizasyonun, kısmi ötektik ergimelerin yanı sıra, tane boyutu artışına da neden olduğu tespit edilmiştir (Şekil 3.11(f)).

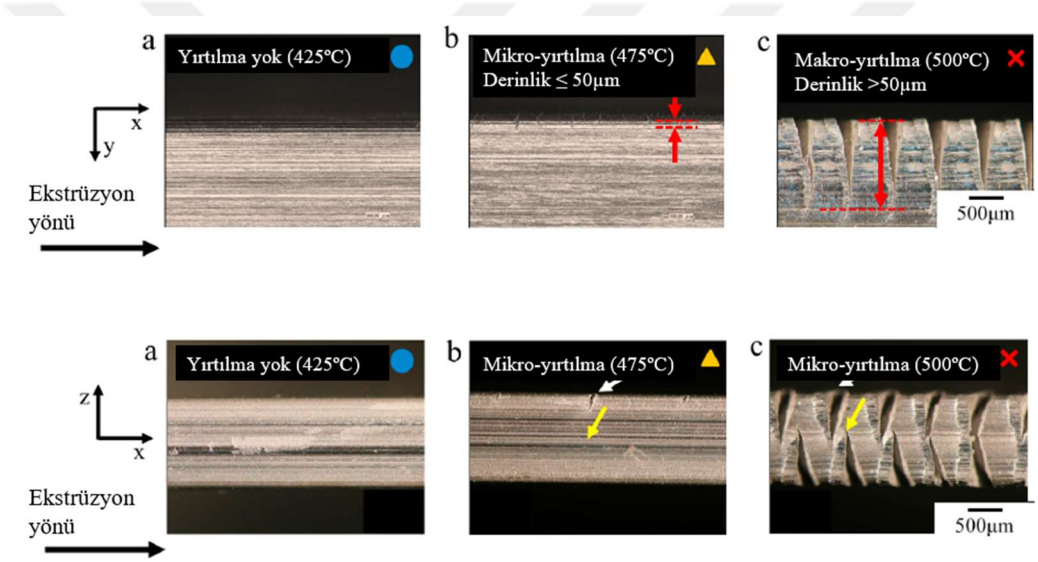


Şekil 3.11 (a) Döküm, (b) 455ºC 50 saat, (c) 470ºC 50 saat, (d) 475ºC 50 saat, (e) 478ºC 50 saat, (f) 490ºC 50 saat, (g) 470ºC 50 saat + 478ºC 50 saat, (h) 455ºC 24 saat + 490ºC 50 saat homojenizasyon sonrası mikroyapı görüntüleri [81]

3.3 Ekstrüzyon

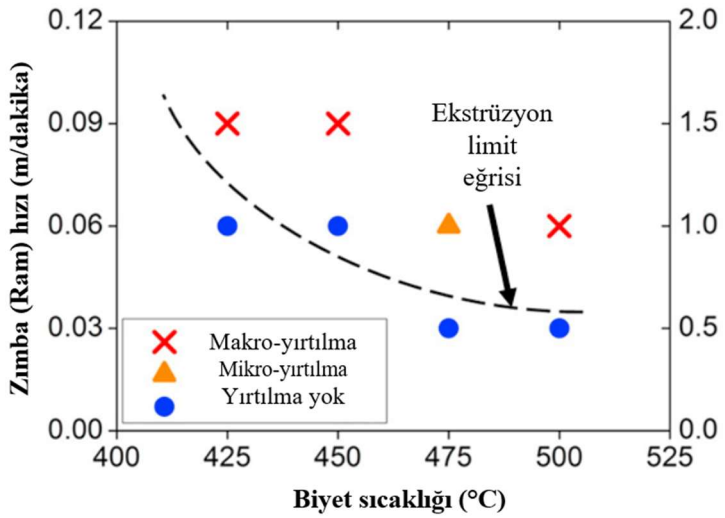
7XXX serisi alüminyum alaşımları düşük ergime sıcaklığına sahip intermetalik fazların varlığı nedeniyle, düşük biyet sıcaklıklarında şekillendirilir. Bu nedenle ekstrüzyon sırasında preslerde basınç artar ve çok düşük hızlarda üretim yapmak zorunlu hale gelir. Sıcaklığın arttırılması ise profil yüzeyinde sıcak yırtılmaya neden olur. 7XXX serisinde ekstrüde edilebilirliği etkileyen önemli kısım, homojenizasyon sonrası biyet mikroyapısında bulunan ve düşük ötektik sıcaklığa sahip $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ ve Al_2CuMg fazlarının durumudur [82], [83].

Şekil 3.12'de 7075 alaşımın ekstrüzyonu sırasında oluşan sıcaklık değişimine bağlı olarak ortaya çıkan sıcak yırtılma görülmektedir [83].



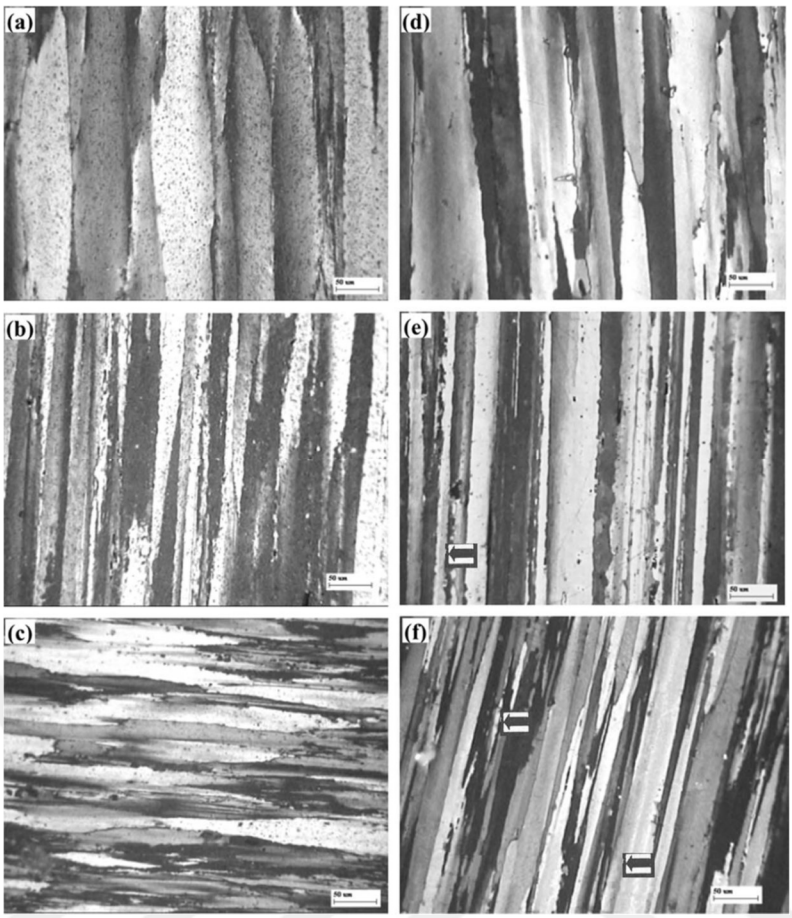
Şekil 3.12 7075 alaşımının farklı sıcaklıklarda ekstrüzyonu sırasında yüzeyde görülen yırtılmalar [83]

Şekil 3.13'te verilen, Ngernbamrung ve arkadaşlarının, 7075 alaşımının ekstrüzyon verileri ile oluşturdukları eğride, yüksek sıcaklık ve yüksek ekstrüzyon hızı ile makro seviyede yırtılma/yüzey çatlağı oluşumu örnekleri Şekil 3.12'de görülmektedir. Biyet sıcaklığı düşürülerek, çatlak oluşumunun takibi ile ram (zımba) hızı kontrollü olarak arttırılmış, böylece optimum ekstrüzyon parametrelerinin eldesi hedeflenmiştir. Ekstrüzyon limit eğrisinin altında kalan bölge incelendiğinde, sıcak yırtılma oluşmadan gerçekleşen en yüksek hızda ekstrüzyonun, 425 °C biyet sıcaklığı ile uygulanabildiği görülmektedir [83].



Şekil 3.13 7075 alaşımının ekstrüzyon limit diyagramı [83]

Yüksek dayanımlı 7055 alaşımının ekstrüzyon prosesi üzerine yapılan çalışmada Mondal ve arkadaşları, farklı ekstrüzyon oranına sahip profil kesitlerini farklı biyet sıcaklıkları ekstrüde ederek, tane yapısını ve yaşlandırma sonrası mekanik özellik farklarını incelemişlerdir. 420 °C biyet sıcaklığı ve 3 mm/s zımba hızı ile gerçekleştirilen ekstrüzyona ait profillerin mikroyapı görüntüleri Şekil 3.14'te verilmiştir [84].



Şekil 3.14 Farklı ekstrüzyon oranlarına sahip kesitlerin mikroyapı görüntüleri (a) 10:1, (b) 20:1, (c) 40:1, (d), (e), (f) çözeltiye alma sonrası tane yapısı [84]

Şekil 3.14 (a), (b) ve (c) görüntüleri karşılaştırıldığında, ekstrüzyon oranına bağlı olarak artan deformasyon oranı sonucu, incelen tane yapısı görülmektedir. Şeklin (d), (e) ve (f) görsellerinde, aynı ekstrüzyon parametreleri ile üretilmiş ve çözeltiye alma işlemi görmüş mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Daha yüksek ekstrüzyon oranına sahip (e) ve (f) mikroyapılarında çözeltiye alma sonrası, ok ile işaretlenen bölgelerde yeniden kristallenme davranışı gözlemlendiği belirtilmiştir [84].

Termomekanik proseslerde sıcaklık ve deformasyon oranı, devam eden ısıl işlem değişkenlerine bağlı olarak mikroyapıyı, dolayısıyla malzeme davranışını etkilemektedir. Bu nedenle, hedef özelliklere ulaşmak için proses tasarımında değişkenler göz önünde bulundurulmalıdır.

3.4 Çözeltiye Alma ve Yaşlandırma

7XXX serisi alüminyum alaşımları şekillendirme prosesi sırasında, önceki bölümlerde belirtilen nedenlerden dolayı çözeltiye alma sıcaklıklarına çıkartılmaz. Bu nedenle, yaşlandırma ısıl işleminin ilk adımında, ekstrüzyon sonrasında profilin yapısında bulunan fazların çözünmesi için ayrıca çözeltiye alma ısıl işlemi uygulamak gerekir. Sonraki adımda, profil kesitine ve alaşım bileşimine göre kontrollü bir soğutma ortamı sağlanmalıdır. Yaşlandırma adımında ise malzemeden beklenen dayanım özelliklerini sağlayacak şekilde ısıl işlem tasarımı yapmak gerekmektedir [85]-[89].

Ekstrüzyon sonrası faklı sıcaklık ve sürelerde çözeltiye alma uygulanmış profillerde meydana gelen mikroyapı değişimleri Zhang ve arkadaşları tarafından incelenmiştir. Uygulanan çözeltiye alma koşulları Tablo 3.4'te görülmektedir [88].

Tablo 3.4 Çalışmada kullanılan çözeltiye alma sıcaklık ve süreleri [88]

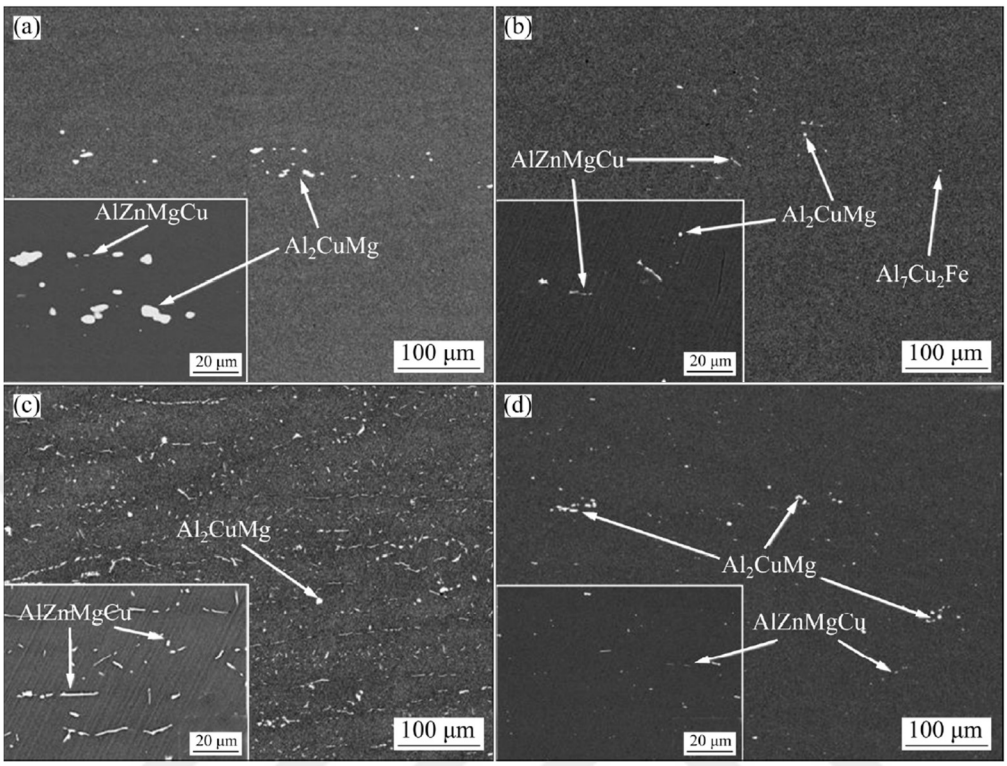
Tanım	1. kademe	2. kademe	3. kademe	4. kademe
SST	470 ºC 60 dk.			
EST	470 ºC 45 dk.	480 ºC 15 dk.		
HTPP	470 ºC 45 dk.	480 ºC 15 dk.	420 ºC 15 dk.	
MST	200 ºC 60 dk.	300 ºC 60 dk.	400 ºC 60 dk.	470 ºC 15 dk.

SST: Tek kademeli; EST: Gelişmiş kademeli

HTTP: Yüksek sıcaklık; MST: Çok kademeli

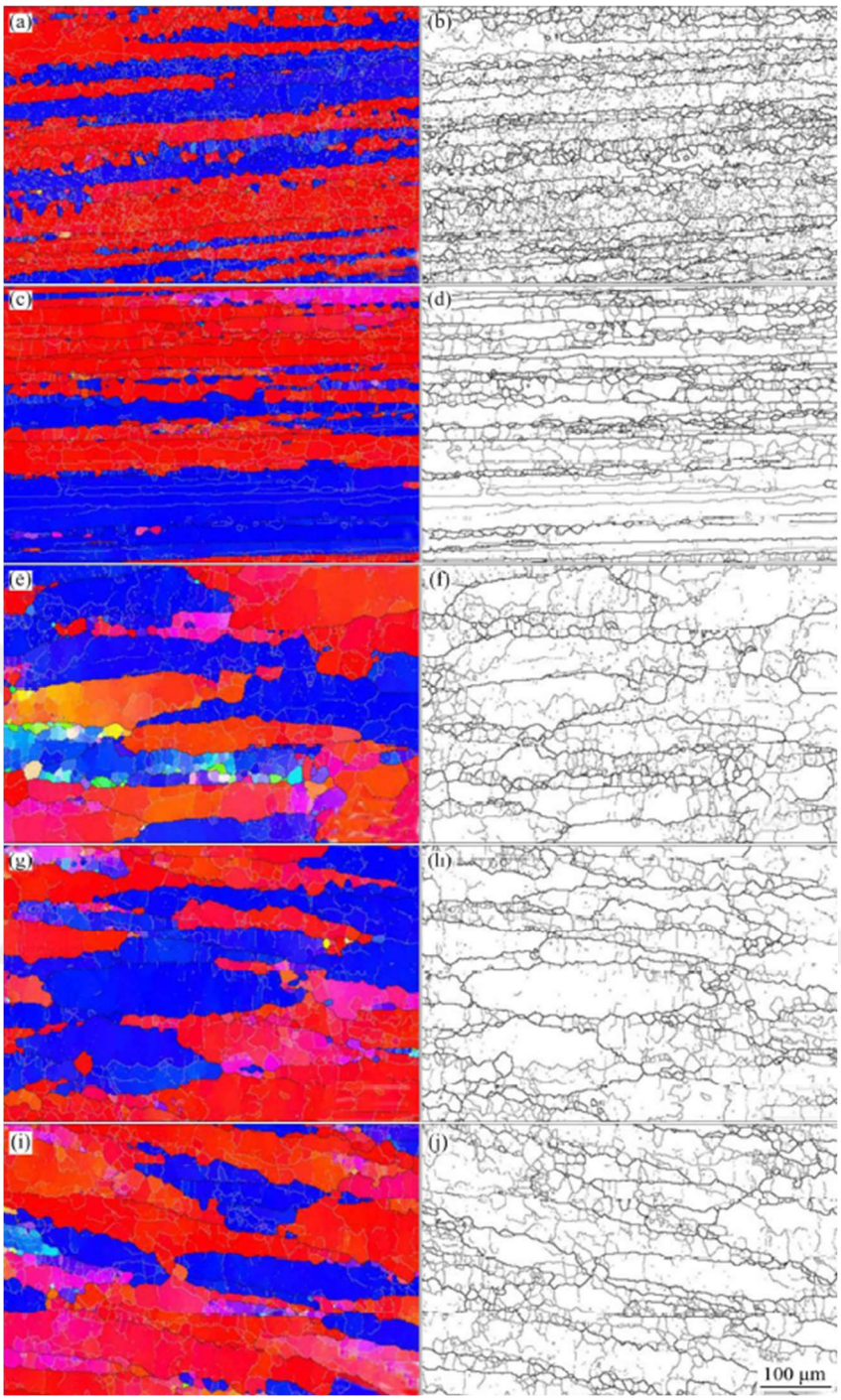
Şekil 3.15'te farklı çözeltiye alma işlemleri sonrası ikinci fazların dağılımları verilmiştir. İşlem sonrası yapıda T($Al_2Mg_3Zn_3$), S(Al_2CuMg) ve Al_7Cu_2Fe fazları tespit edilmiştir. Şekil 3.15(a)'da yoğun olarak S fazıyla birlikte küresel formda T fazı da görülmektedir. Bu durum, düşük sıcaklıkların, T fazının çözünme sürecinde etkili olduğunu ancak S fazı için yetersiz geldiğini göstermektedir. Buna karşın Şekil 3.15(b)'de görülen EST ile S fazının genel olarak çözündüğü, boyutları küçülen S fazıyla birlikte Al_7Cu_2Fe tespit edilmiştir. Çözeltiye almanın 3. kademesinde düşük sıcaklığın uygulandığı HTPP işleminde ise kaba fazların çökeldiği (özellikle T fazı) görülmektedir (Şekil 3.15(c)). MST sonrası ise, fazların belirgin bir şekilde çözündüğü ancak küçük boyutlarda olmasına rağmen T fazının

varlığı tespit edilmiştir. Bu durum, çözeltiye almanın son adımının sıcaklığının ve süresinin yetersiz geldiğini göstermektedir [88].



Şekil 3.15 Farklı çözeltiye alma işlemleri sonrası ikincil fazların dağılımı (a) SST: tek kademeli, (b) EST: gelişmiş kademeli, (c) HTPP: yüksek sıcaklık, (d) MST: çok kademeli [88]

Çözeltiye alma koşullarına bağlı olarak tane yapısının değişimi ise Şekil 3.16'da verilmiştir. Ekstrüzyon sonrası tanelerin şekillenme yönünde uzadığı ve deformasyona bağlı olarak dislokasyonların birçok alt tane oluşturduğu belirlenmiştir. Sıcaklık ve sürenin etkisiyle yeniden kristallenme meydana geldiği görülmektedir. MST işleminden sonra, EST ve HTPP'ye göre tanelerde daha belirgin kabalaşma meydana geldiği tespit edilmiştir [88].



Şekil 3.16 Farklı çözeltiye alma koşulları sonrası tane yapısı değişimi (a,b) ekstrüzyon sonrası, (c,d) SST: tek kademeli, (e,f) EST: gelişmiş kademeli, (g,h) HTPP: yüksek sıcaklık, (i,j) MST: çok kademeli [88]

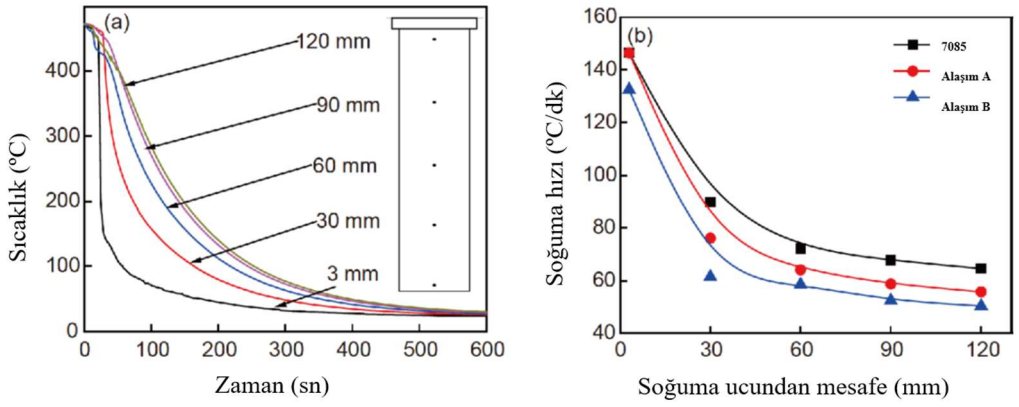
Alaşım elementlerinin alüminyum matriste çözünmesinin ardından aşırı doymuş katı çözelti ani soğutma ile sağlanır. Çözeltiye alma sonrası soğutma ortamı/hızı, alaşım bileşimlerinin soğuma hassasiyetine göre belirlenmelidir.

Peng ve arkadaşları, üç farklı bileşime sahip alaşımın soğuma hassasiyetini belirlemek amacıyla, numunelere uçtan su verme testi uygulamış, alaşımın mekanik ve fiziksel özellik değişimlerini belirlemişlerdir [90].

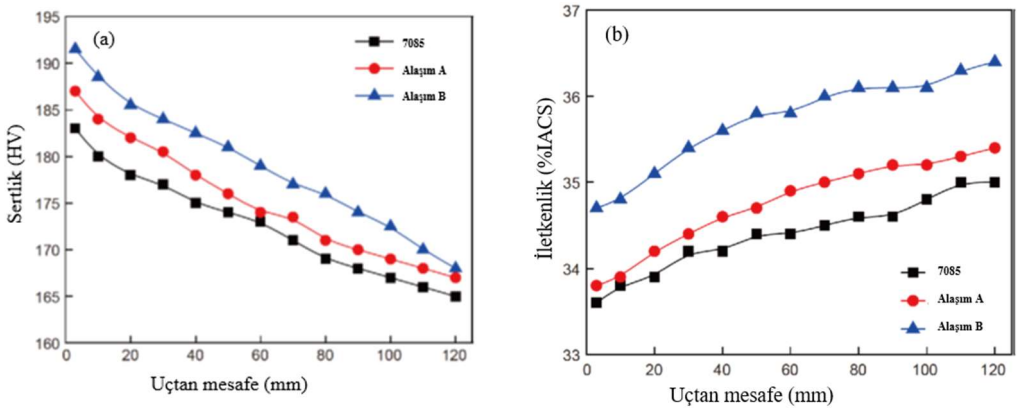
Tablo 3.5 Deneysel çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal bileşimleri (%ağ.) [90]

Numune	Zn	Mg	Cu	Zr
AA7085	7,59	1,69	1,64	0,11
A alaşımı	10,41	1,77	1,71	0,13
B alaşımı	11,27	1,73	1,8	0,14

Tablo 3.5'te kimyasal bileşimleri verilen üç farklı alaşıma uçtan su verme uygulanmış, T6 ısıl işlemi sonrası soğuma sertlik ve elektrik iletkenliği değişimleri incelenmiştir. Uçtan su verme testinde sıcaklık ölçüm noktaları ve elde edilen soğuma eğrileri Şekil 3.17'de verilmiştir [90].



Şekil 3.17 (a) uçtan su verme deneyinde farklı bölgelerin soğuma hızı eğrisi, (b) farklı alaşımların farklı noktalarında meydana gelen soğuma hızı değişimi [90]

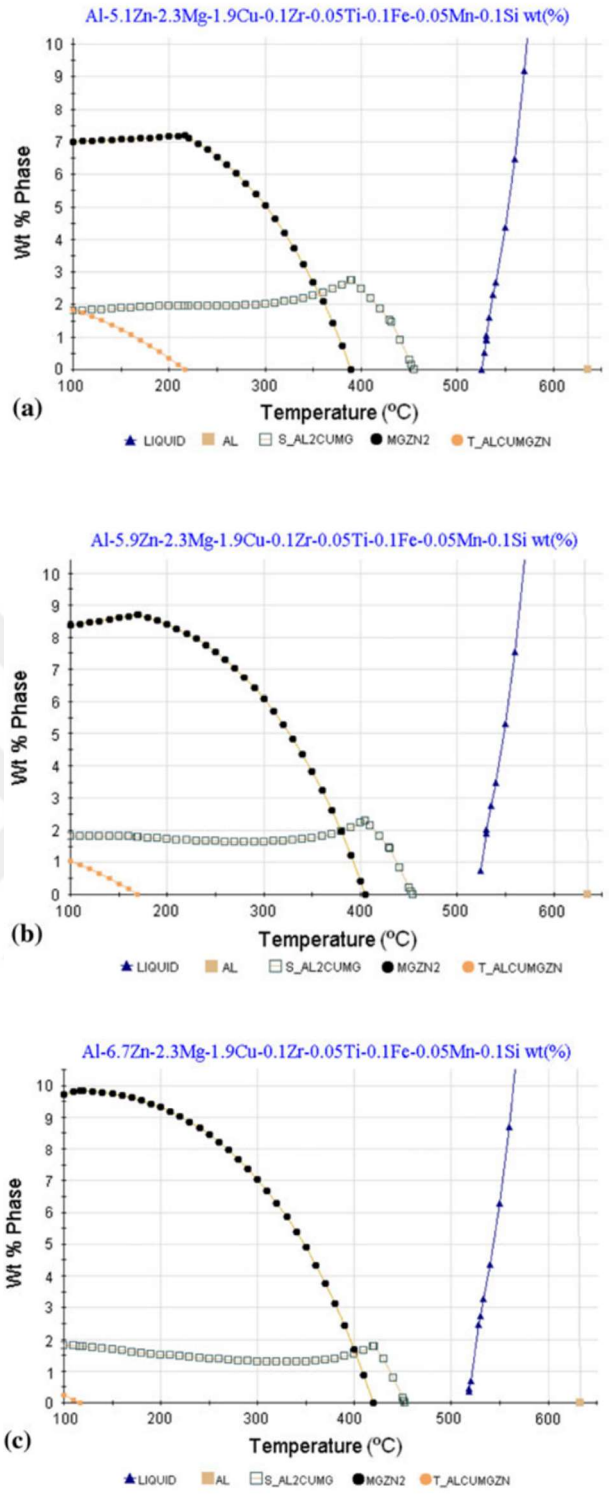


Şekil 3.18 T6 ısıl işlemi sonrası numune boyunca (a) sertlik, (b) elektrik iletkenliği değişimi [90]

Şekil 3.18 (a)'da uçtan uzaklaştıkça sertlikte düşüş meydana geldiği görülmektedir. 7085 alaşımından daha fazla Zn içeriğine sahip A ve B alaşımında, 7085 alaşımına göre daha yüksek sertlik değerleri ölçülmüştür. En hızlı soğumanın olduğu uç mesafede en yüksek sertlik değeri B alaşımı ile elde edilirken 120 mm mesafede en belirgin sertlik düşüşü de yine aynı numunede gözlemlenmiştir. Elektrik iletkenliği ise tüm numunelerde sertlik ve ile ters orantılı olarak değişim göstermiştir [90].

Çökelme sertleşmesi ısıl işleminin son adımı olan yaşlandırma, mekanik ve fiziksel özellik beklentilerine göre tek veya birkaç adımda uygulanabilir. Çökeltilerin konumları, boyut ve dağılımları, malzemenin mekanik ve fiziksel dayanımlarını belirler [91], [92].

Bileşim değişimlerine bağlı olarak çökelen fazların davranışı Jmat-Pro ile Ju ve Li tarafından modellenmiştir. Farklı çinko oranlarında üç bileşim için elde edilen eğriler Şekil 3.19'da görülmektedir. Bileşimde artan Zn miktarı ile oluşan çökeltiler incelendiğinde, S fazının çökelme sıcaklığında değişim görülmemekle birlikte hacimde belirgin azalma meydana gelmektedir. Şekil 3.19(c)'de $MgZn_2$ faz hacminde dramatik bir artış görülürken T fazı hacminde azalma görülmüştür [93].



Şekil 3.19 Farklı Zn içeriği ile hesaplanan faz oranları (%ağ.)
(a) %5,1 Zn, (b) %5,9 Zn, (c) %6,7 Zn [93]

Farklı kimyasal bileşimde üç alaşım ile üretilen profillere farklı yaşlandırma işlemleri uygulayarak özellik değişimleri Plonka tarafından incelenmiştir. Tablo 3.6'da kimyasal bileşimleri verilen alaşımların mekanik özellikleri Tablo 3.7'de görülmektedir [94].

Tablo 3.6 Ekstrüzyonda kullanılan biyet analizleri (%ağ.) [94]

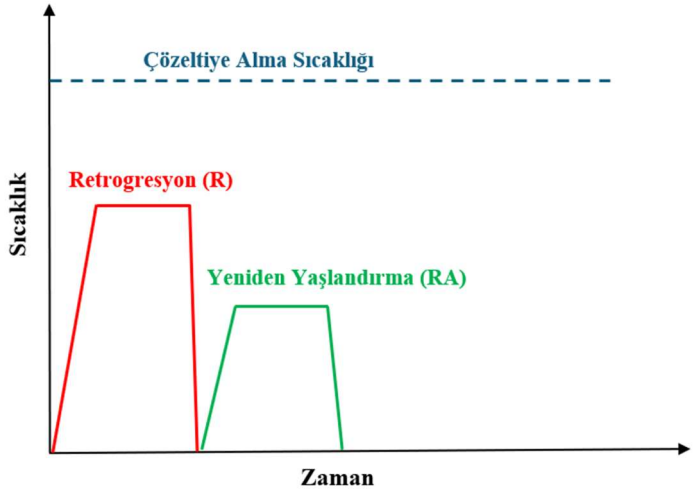
Alaşım	**Si**	**Fe**	**Cu**	**Mn**	**Mg**	**Cr**	**Zn**	**Ti**	**Zr**
AA7475	0,06	0,10	1,52	0,05	2,15	0,22	5,80	0,050	--
AA7075	0,13	0,31	1,48	0,17	2,39	0,23	5,60	0,030	0,18
AlZn7MgCuZr	0,04	0,14	1,46	0,24	2,20	0,19	7,45	0,005	0,25

Düşük Fe ve Si içeriğine rağmen AA7475, en düşük mekanik özelliklerinin elde edildiği alaşım olmuştur. En yüksek mekanik özellikler ise yüksek çinko içerikli AlZn7MgCuZr alaşımı ile elde edilmiştir. Mn ve Zr oranlarının da mekanik özellikler üzerinde olumlu etkileri vardır. Bütün alaşımlar T6 ve T9 ısıl işlemi ile maksimum mekanik özellik değerlerine ulaşmış, T73 ısıl işleminde aşırı yaşlanma etkisi ile düşüş tespit edilmiştir.

Tablo 3.7 AA7475, AA7075 ve AlZn7MgCuZr alaşımlarının farklı ısıl işlemler ile elde edilen mekanik özellikleri [94]

Alaşım	**Temper**	**Akma dayanımı (MPa)**	**Çekme dayanımı (MPa)**	**Uzama (%)**	**Sertlik (HB)**
AA7475	F	225	378	15,0	68
	T6	540	614	12,5	152
	T73	572	615	12,0	149
	T9	587	653	7,9	160
AA7075	F	225	390	14,2	72
	T6	540	653	9,3	158
	T73	572	622	9,7	151
	T9	587	689	8,1	172
AlZn7MgCuZr	F	225	437	9,5	86
	T6	540	723	10,2	179
	T73	572	715	8,5	175
	T9	587	738	4,6	182

T6 ısıl işlemi ile maksimum mekanik dayanım özellikleri elde edilirken, bölgesel korozyon dayanımı (özellikle taneler arası korozyon ve tabakalaşma korozyonu) zayıflamaktadır. Aşırı yaşlandırma uygulaması ile korozyon dayanımında artış elde edilirken, mekanik dayanım özelliklerinde azalma görülmektedir. Yüksek mekanik ve korozyon dayanım değerlerini aynı anda sağlamak için, yeniden çözeltiye alma (retrogresyon) ve yeniden yaşlandırma (reaging) (RRA) adı verilen özel bir ısıl işlem geliştirilmiştir. RRA ısıl işlemi T6 ısıl işlem durumundaki malzemeye uygulanmaktadır. Şekil 3.20'de görüldüğü gibi malzemeye öncelikle çözeltiye alma sıcaklığından düşük bir sıcaklıkta (180-280 °C) tekrar çözeltiye alma işlemi uygulanır. Tekrar çözeltiye alma işlemi sonrası ani soğutulan malzemeye, T6 ile aynı koşullarda yeniden yaşlandırma uygulanır [95], [96].



Şekil 3.20 RRA ısıl işlem basamakları [96]

RRA ısıl işlemi, malzemenin mikroyapısındaki değişimlere (tane sınırları, oluşan yeni çökeltiler ve dağılımı gibi) neden olarak alaşımın hem korozyon, hem de mekanik dayanımını birlikte iyileştirmektedir [96].

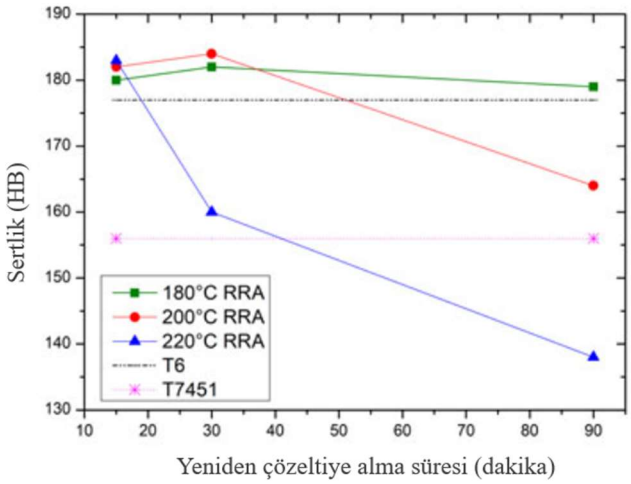
7050 alaşımının T6, T74 ve RRA ısıl işlemleri sonucu mekanik ve korozyon dayanım özelliklerini karşılaştırmak için yapılan çalışmada Tablo 3.8'de verilen koşullarda ısıl işlem deneyleri uygulanmıştır [97].

Tablo 3.8 7050 alaşımı profile uygulanan ısıl işlemler [97]

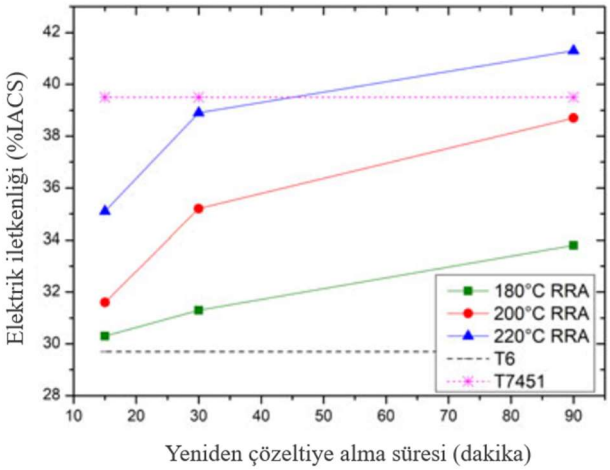
Isıl İşlem Kodu	Isıl İşlem Adımları
T6	475°C/1 sa. + suda soğutma + 121°C/24sa.
T74	475°C/1 sa. + suda soğutma + 121°C/6sa. + 177°C/10sa.
RRA 180.15	T6 + 180°C/15dk. + suda soğutma + 121°C/24sa.
RRA 180.30	T6 + 180°C/30dk. + suda soğutma + 121°C/24sa.
RRA 180.90	T6 + 180°C/90dk. + suda soğutma + 121°C/24sa.
RRA 200.15	T6 + 200°C/15dk. + suda soğutma + 121°C/24sa.
RRA 200.30	T6 + 200°C/30dk. + suda soğutma + 121°C/24sa.
RRA 200.90	T6 + 200°C/90dk. + suda soğutma + 121°C/24sa.
RRA 220.15	T6 + 220°C/15dk. + suda soğutma + 121°C/24sa.
RRA 220.30	T6 + 220°C/30dk. + suda soğutma + 121°C/24sa.
RRA 220.90	T6 + 220°C/90dk. + suda soğutma + 121°C/24sa.

Ekstrüzyon yöntemi ile üretilen 40 mm çapında profilin merkezinden çıkarılan numunelere Tablo 3.8'de verilen ısıl işlemler uygulanmış, özellik değişimleri sertlik, elektrik iletkenliği ve korozyon testleri ile incelenmiştir.

Şekil 3.21'de görülen sertlik ve iletkenlik değişim eğrilerinde RRA 220.90 haricinde tüm RRA uygulamalarında sertlik değeri, T6 sertlik değerinin üzerinde ölçülmüştür. Elektrik iletkenliği ise, artan yeniden çözeltiye alma süresi ile artış göstermiştir. Ayrıca elektrik iletkenliği ile korozyon davranışı arasında paralel bir bağlantı olduğu da belirlenmiştir.



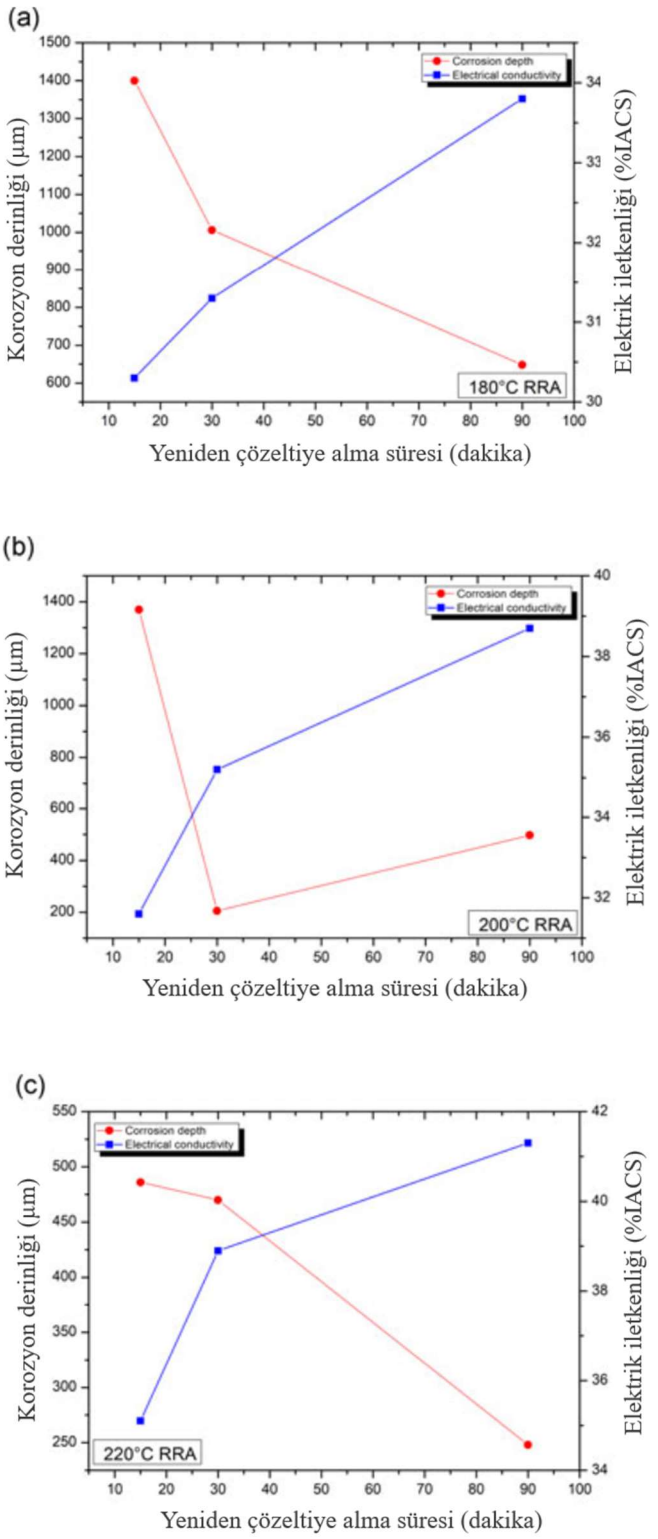
(a)



(b)

Şekil 3.21 Farklı ısıl işlem koşullarında (a) sertlik, (b) elektrik iletkenliği değişimi [97]

Şekil 3.22'de farklı yeniden çözeltiye alma sıcaklığına bağlı olarak tabakalaşma korozyonu derinliği değişimi görülmektedir. Korozyon derinliğinin en az olduğu ısıl işlem koşulları RRA 220 ile sağlanmıştır. Optimum özellikler değerlendirildiğinde, RRA 200.30 koşullarıyla, sertlik değeri için T6 numunesinden, korozyon dayanımı için T74 numunesinden daha yüksek değerler elde edilmiştir [97].



Şekil 3.22 Yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak tabakalaşma korozyon derinliği ve elektrik iletkenliği değişimi (a) 180 ºC, (b) 200 ºC, (c) 220 ºC [97]

4
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Döküm yapısından itibaren oluşan fazların ve ısıl işlemler ile gerçekleşen dönüşümlerin, malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerine etkisini ortaya koyabilmek amacıyla yapılan deneysel çalışmalar, döküm aşamasıyla başlatılmıştır. Döküm sırasında oluşan ikincil fazların karakterizasyonu, hem mikroyapı incelemeleri ile hem de Termal Analiz Yöntemi (DSC) kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Döküm yapısının karakterizasyonu sonrası tüm numunelere homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmış ve ardından ekstrüzyon şekillendirme yöntemi ile profil eldesi sağlanmıştır. Profillere uygulanan çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri sonucunda, mikroyapısal karakterizasyon, mekanik testler ve korozyon testleri uygulanmıştır. Alaşımın mekanik ve korozyon dayanım özelliklerinin değişimi, ısıl işlemde farklı çözeltiye alma süreleri ile detaylandırılmıştır.

4.1 Malzeme

Deneysel çalışmalarda 7XXX serisi alaşım grubundan yüksek çinko içerikli AA7055 kullanılmıştır. Üretilen biyete ait kimyasal bileşim Tablo 4.1'de verilmiştir. Kimyasal analiz, HITACHI Foundry-Master SMART ark optik emisyon spektrometresi ile gerçekleştirilmiştir.

Tablo 4.1 7055 alaşım biyetin kimyasal bileşimi (%ağ.)

	Si	**Fe**	**Cu**	**Mn**	**Mg**	**Zn**	**Zr**
AMS 4336	≤0,1	≤0,1	2,0-2,6	≤0,05	1,8-2,3	7,6-8,4	0,1-0,15
Numune	0,06	0,09	2,38	0,005	2,05	7,95	0,11

4.1.1 Biyet Üretimi

152 mm çapında biyet üretimi 500 kg ergitme kapasitesine sahip, prototip ölçekli DC (Direct-Chill) döküm sisteminde gerçekleştirilmiştir. Döküm parametrelerini belirlemek için JMat-Pro modelleme programı kullanılmış ve oluşturulan katılaşma eğrisine göre döküm sıcaklığı belirlenmiştir. Katılaşma başlangıcında sıvı metal sıcaklığı 650-660 °C aralığında ayarlanmış, döküm hızı ise 90 mm/dk olarak belirlenmiştir. Üretilen biyetlere ve döküm prosesine ait görseller Şekil 4.1'de verilmiştir.



Şekil 4.1 Biyet döküm aşamaları
(a) ergitme ve alaşımlama ocağı, (b) döküm masası, (c) döküm sırasında biyetler

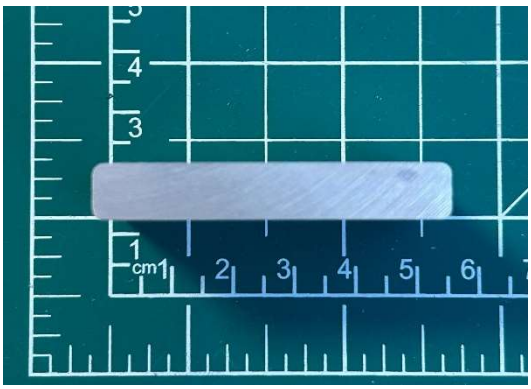
4.1.2 Profil Üretimi

Ekstrüzyon işlemi, Onat Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. bünyesinde bulunan, 1250 ton kapasiteli direkt ekstrüzyon prensibi ile çalışan preste yapılmıştır. Ekstrüzyon prosesine ait görseller Şekil 4.2'de verilmiştir.



Şekil 4.2 Esktrüzyon prosesine ait görseller (a) biyet ısıtma, (b) biyet sıcaklık ölçümü, (c) ekstrüzyon çıkışı, (d) soğutma ve germe tezgahı

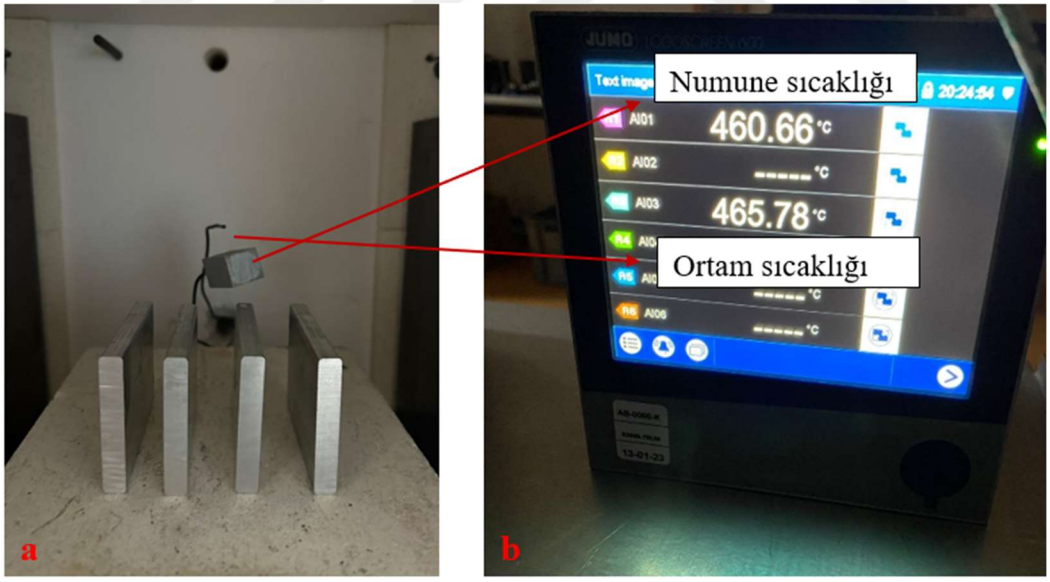
Biyet ısıtması indüksiyon ocağında gerçekleştirilmiş, her biyetin sıcaklığı ocak çıkışında ölçülmüştür. Pres çıkışında da sıcaklık kontrol edilerek, sıcak yırtılmanın (erken ergimeli intermetaliklerin neden olduğu) oluşmayacağı biyet sıcaklığı ve pres hızı belirlenmiştir. Profil üretimi boyunca biyet sıcaklığı 400-420 °C aralığında, üretim hızı ise 1-1,2 mm/s (ram hızı) olarak belirlenmiştir. 50x8 mm lama kesit ölçülerinde üretimi yapılan profilin görüntüsü Şekil 4.3'te verilmiştir.



Şekil 4.3 Üretilen profilin kesit görüntüsü

4.2 Uygulanan Isıl İşlemler

Döküm halindeki numunelerin homojenizasyonu ve profillerin çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri THERMNEVO Reis 110/30 model fırında, ±2 °C sapma ile gerçekleştirilmiştir. Deney boyunca sıcaklık, numune merkezine yerleştirilen ısı ölçer çift (termokupl) ile ölçülmüş, JUMO LOGOSCREEN 600 veri kaydedici ile kayıt altına alınarak takip edilmiştir (Şekil 4.4).



Şekil 4.4 Isıl işlem deneylerinde sıcaklık takibi
(a) termokupl konumları, (b) veri kaydedici

4.2.1 Homojenizasyon

DSC analizleri ve mikroyapı incelemeleri sonucunda homojenizasyon şartları belirlenmiştir. İlk etapta tek kademeli homojenizasyon işlemi uygulanmış, gerçekleştirilen analiz sonuçlarına göre, iki kademeli homojenizasyon uygulaması tasarlanmıştır. Seçilen homojenizasyon sıcaklık ve süreleri Tablo 4.2'de verilmiştir. Homojenizasyon ısıl işlem sıcaklığında gerçekleşen ikincil fazların çözünme davranışını incelemek amacıyla, numuneler çökelme reaksiyonuna izin vermeyecek şekilde suda soğutulmuştur.

Tablo 4.2 Uygulanan homojenizasyon koşulları

Uygulanan Homojenizasyon	Birinci Adım		İkinci Adım	
	Sıcaklık (°C)	Süre (saat)	Sıcaklık (°C)	Süre (saat)
Tek Kademeli	460	2-4-6-8-12-16 24-36-48	-	-
İki Kademeli	460	12	475	0,5-1-2-3-4
	460	24	475	0,5-1-2-3-4

4.2.2 Çözeltiye Alma ve Yaşlandırma

Ekstrüzyon sonrası profil numunelerine de DSC analizi yapılarak proses sırasında maruz kaldığı ısıl süreçlerin fazlar üzerindeki etkisi incelenmiştir. Farklı çözeltiye alma süreleri sonrasında yaşlandırma ısıl işlemi gerçekleştirilmiştir. Çözeltiye alma için kullanılan farklı sıcaklık ve süreler ile AMS 4336 [98] standardına göre belirlenen T76 yaşlandırma koşulları Tablo 4.3'te görülmektedir.

Tablo 4.3 Uygulanan çözeltiye alma ve yaşlandırma koşulları

Isıl İşlem Kodu	Birinci Adım		İkinci Adım		Yaşlandırma (T76)
	Sıcaklık (°C)	Süre (saat)	Sıcaklık (°C)	Süre (saat)	
TKÇ1	460	1	-	-	120 °C 5 saat + 160 °C 7 saat
TKÇ2		2			
TKÇ3		3			
TKÇ4		4			
ÇKÇ1		4	475	0,5	
ÇKÇ2		4		1	
ÇKÇ3		4		2	

4.3 Isıl Analiz (DSC)

Uygun ısıl işlem koşullarının belirlenmesi amacıyla döküm halindeki ve ısıl işlem uygulanmış numunelere DSC analizi yapılarak ısıtma ve soğutma sırasında gerçekleşen endotermik-ekzotermik reaksiyonlar takip edilmiştir. DSC analizleri, NETZSCH DSC 300 Caliris cihazı ile 25-600 °C sıcaklık aralığında argon ortamında gerçekleştirilmiştir. Isıtma hızı 10 °C/dk olarak belirlenmiş, numune ağırlığı 80-100 mg aralığında tutulmuştur.

4.4 Mikroyapı İncelemeleri

4.4.1 Optik Mikroskop

Döküm yapısında bulunan ikincil fazların boyutları, dağılımları ve ısıl işlemler sonrası ortaya çıkan değişimler, optik mikroskop ile belirlenmiştir. Biyet diliminin merkez bölgesinden alınan numune, ASTM E3 [99] standardına uygun olarak hazırlanmıştır. Dağlama çözeltisi olarak Keller ve Barker (elektrolitik dağlama) çözeltisi kullanılmıştır. Mikroyapı incelemeleri, analizör polarizör filtreli LV150N NIKON optik mikroskop ile gerçekleştirilmiştir.

4.4.2 Taramalı Elektron Mikroskobu

Döküm, sonrasındaki ısıl işlemler ve şekillendirme sonucu mikroyapıda bulunan intermetalik fazların morfolojileri ve kimyasal bileşimleri, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) - Enerji Dağılımı X-Işını Spektrometresi (EDX) analizi ile belirlenmiştir. Taramalı elektron mikroskobu çalışmaları EDS ünitesine sahip JEOL JCM 6000+ ile gerçekleştirilmiştir.

4.5 X-Işını Difraktometresi (XRD) Analizi

Faz tanımlaması için X-ışını difraktometresi (XRD) ölçümleri, 10-90° arasındaki 2θ pozisyonları boyunca 0,0131°'lik bir adımla yapılmıştır. Ölçümlerde Cu-kα radyasyonlu (λ=1,541874 Å) Malvern Panalytical Emp3 model X-ışını cihazı kullanılmıştır.

4.6 Elektrik İletkenliği Ölçümü

Çözeltiye alma süreçleri ve yaşlandırma ısıl işlemleri sonrası çökeltilerin dağılımının etkisini ortaya koyabilmek amacıyla, elektrik iletkenliği ölçümü yapılmıştır. %IACS (International Annealed Copper Standard) cinsinden verilen elektrik iletkenliği ölçümleri, Fischer SIGMASCOPE SMP350 cihazı ile Fischer FS40 probu kullanılarak ve her numuneden beş ölçüm alınarak gerçekleştirilmiştir.

4.7 Mekanik Testler

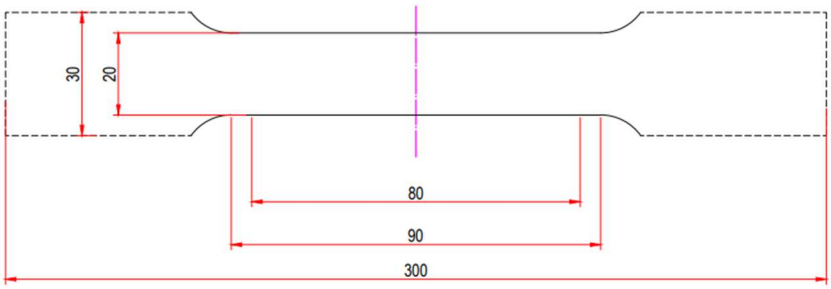
Isıl işlem sonucu numunelerin mekanik özellikleri, sertlik ölçümü ve çekme testi ile belirlenmiştir.

4.7.1 Sertlik Ölçümü

Sertlik ölçümleri Brinell (HB 2,5/62,5) ve Vicker's yöntemlerine sahip DURASCAN 50G5 EMCO-TEST ile gerçekleştirilmiştir. Brinell ölçümlerinde 2,5 mm çapında bilya 62,5 kg yük, Vickers ölçümlerinde ise 0,1 kg yük kullanılmıştır. Tekrarlı yapılan ölçümlerin ortalama değeri, standart sapmayla birlikte verilmiştir.

4.7.2 Çekme Testi

Çekme testleri ZwickRoell 250 test cihazı ile her bir ısıl işlem koşulu için 3 adet numune kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Numune kesiti ve test parametreleri "TS EN ISO 6892-1" [100] standardına göre belirlenmiştir. Standardın 8 mm et kalınlığına sahip levha kesitli ürünler için Ek D'de belirttiği ölçülere göre, çekme numunesi kesiti Şekil 4.5'te görüldüğü gibi hazırlanmıştır.



Şekil 4.5 Çekme numunesi ölçüleri (mm) [100]

4.8 Korozyon Deneyleri

Farklı ısıl işlem koşullarındaki numunelerin korozyon davranışlarını belirlemek amacıyla bu alaşım grubu için AMS standardı isterlerinde bulunan iki tür korozyon deneyi gerçekleştirilmiştir.

4.8.1 Tabakalaşma Korozyonu

Tabakalaşma korozyonu, ASTM G34 [101] standardına göre uygulanmıştır. Numuneler 20x30x8 mm ölçülerinde kesilerek hazırlanmış, korozyondan etkilenmeyecek kısımlar maskeleme ile kapatılmıştır.

Korozyon çözeltisi, 4M NaCl + 0,5M KNO_3 + 0,1M HNO_3 karışımı ile 25±3 ºC sıcaklık aralığında hazırlanmış, Hanna HI83141 portatif pH metre ile başlangıç pH değeri 0,4 olarak belirlenmiştir. Çözelti miktarı toplam korozyona maruz kalacak yüzey alanına göre 20 mL/cm^2 oranına göre hesaplanmıştır.

48 saatlik test süresinden sonra çözeltiden çıkarılan numuneler yıkanıp kurutulmuş ve korozyon yüzeyi ilk etapta makro olarak stereo mikroskop ile görüntülenmiştir. Kesitten korozyon derinliğinin ölçülmesi için şekillenme yönüne paralel olarak bakalite alınan numuneler, metalografik yöntemler ile hazırlanıp dağlama yapılmadan incelenmiştir.

4.8.2 Taneler Arası Korozyon

Taneler arası korozyon deneyi, ASTM G110-92 [102] standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. 20x30x8 mm ölçülerinde kesilen profiller korozyon testi öncesinde 50 mL HNO_3 (%70'lik) ve 5mL HF (%48'lik) ve 945mL saf su ile hazırlanan dağlayıcı çözeltide 1 dakika süre ile tutulmuştur. Dağlama sonrası su ile yıkanan numuneler %60'lık nitrik asit içerisinde 1 dakika bekletilip saf su ile yıkanıp kurutulmuştur.

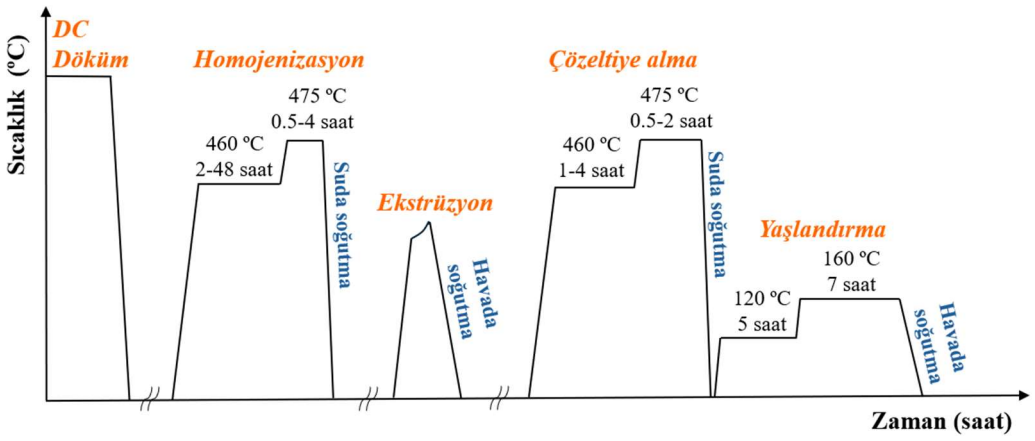
Korozyon çözeltisi, 57 g sodyum klorür (NaCl) + 10 mL %30'luk hidrojen peroksit (H_2O_2) 1 litre saf suda çözündürülerek hazırlanmıştır. Çözelti miktarı numunelerin toplam yüzey alanına göre en az 5 mL/cm^2 olacak şekilde hesaplanmıştır. Birbirine temas etmeyecek şekilde cam behere bağlanan numuneler, 30±1 ºC sıcaklık aralığında 6 saat süreyle teste tabi tutulmuştur. Test sonrası su ile yıkanıp hava ile kurutulan numuneler şekillenme yönüne dik olarak bakalite alınarak hazırlanmış ve korozyon derinlikleri ölçülmüştür.

5
BULGULAR VE DEĞERLENDİRME

Çalışmalar kapsamında, DC döküm tekniği ile 7055 alaşımı biyet üretimi gerçekleştirilmiş, katılaşma sırasında oluşan ötektik yapı ve oluşan intermetalikler incelenmiştir. Homojenizasyon sonrasında yapılan karakterizasyon çalışması ile ikincil fazların boyut ve dağılımına göre mikroyapıdaki dönüşümler değerlendirilmiştir.

Ekstrüzyon ile elde edilen profillerin incelemelerine, şekillendirme sonrası karakterizasyon çalışmaları ile başlanmış, çözeltiye alma süresine bağlı olarak fazların boyut ve dağılımlarının yaşlandırma sonrası malzeme özelliklerine etkisi belirlenmiştir.

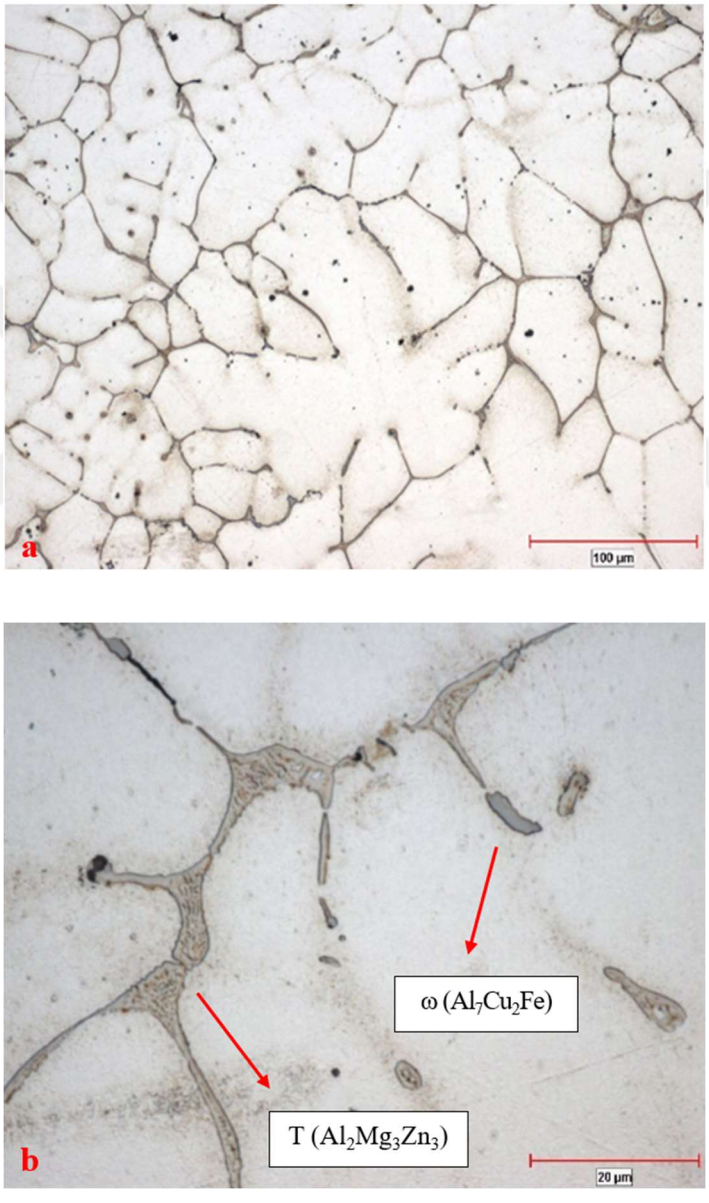
Yapılan çalışmaların proses ve ısıl işlem haritası, zaman-sıcaklık diyagramı olarak Şekil 5.1'de verilmiştir.



Şekil 5.1 Deneysel çalışmaların proses ve ısıl işlem adım detayları

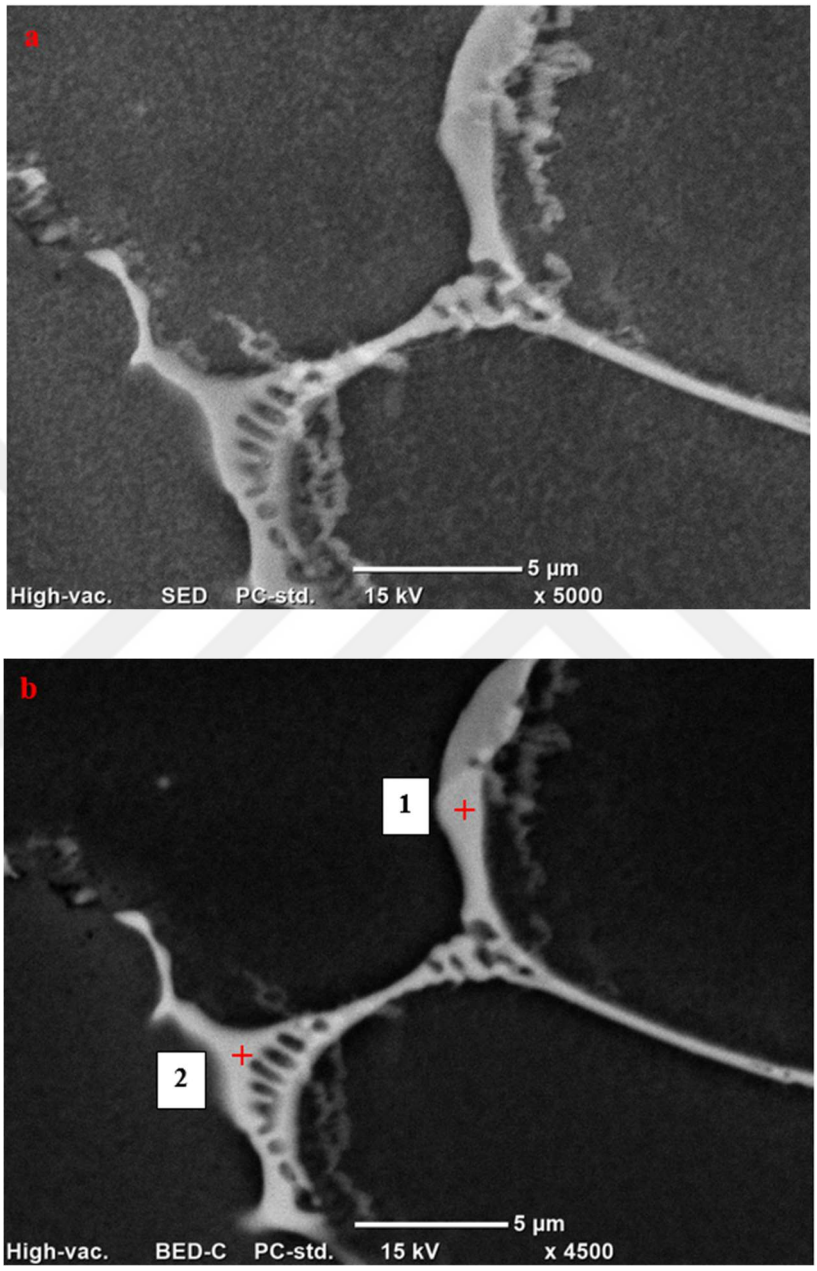
5.1 Biyet Mikroyapı Karakterizasyonu

Biyetin döküm halindeki mikroyapı görüntüleri Şekil 5.2'de verilmiştir. Yapıda baskın olarak, tane sınırlarında sürekli bir ağ halinde, tane içerisinde-dendrit kolları arasında ise süreksiz ve granüler halde dağılan açık gri bir faz görülmüştür. Nispeten daha az miktarda bulunan koyu gri fazın ise, genellikle açık gri fazla birlikte bulunduğu tespit edilmiştir (Şekil 5.2.b). Tespit edilen bu fazların, biyet mikroyapısında homojen olarak dağılmadığı belirlenmiştir.



Şekil 5.2 Döküm halindeki 7055 alaşım biyetin mikroyapı görüntüleri

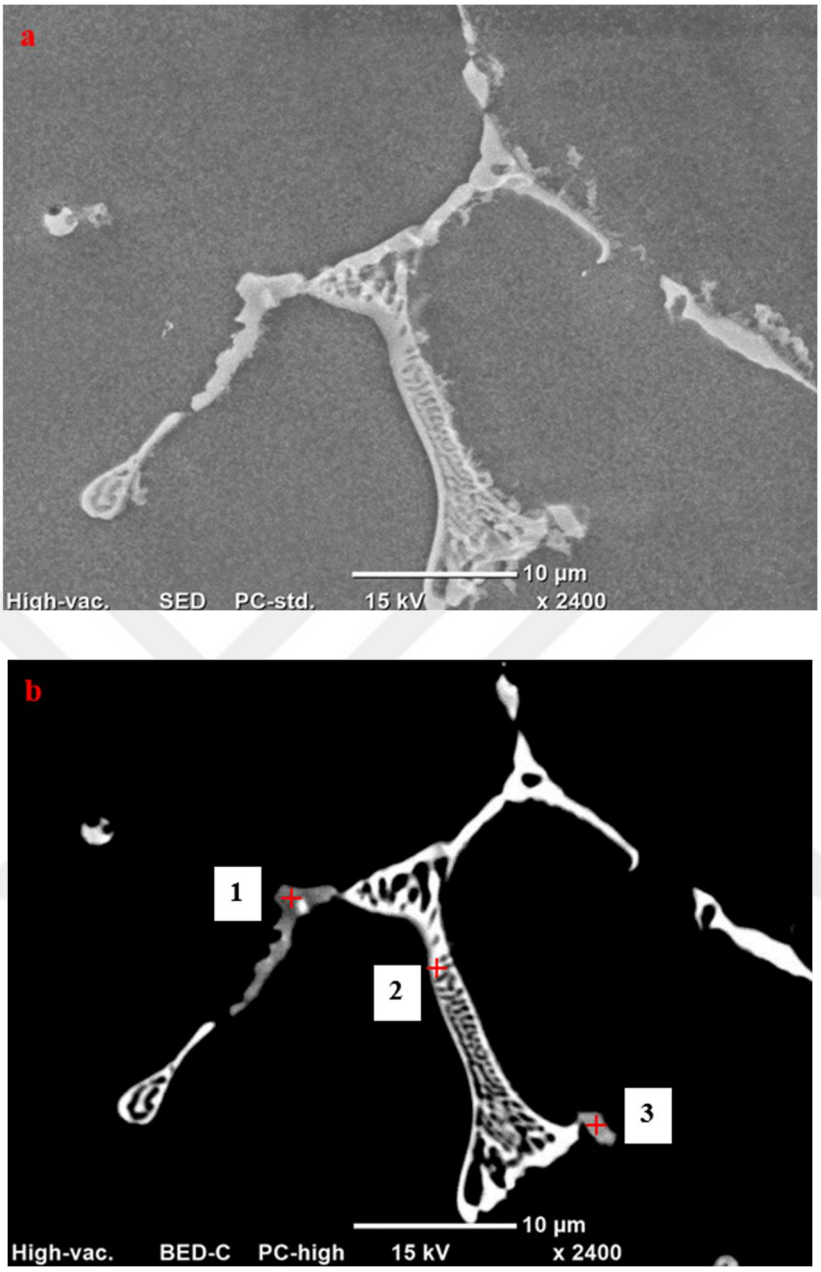
Döküm halinde mikroyapıda görülen intermetalik fazların morfolojilerini ve kimyasal bileşimlerini belirlemek için SEM-EDS analizi ve XRD analizi gerçekleştirilmiştir. SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 5.3 ve 5.4'te, EDS analiz sonuçları ise Tablo 5.1 ve 5.2'de verilmiştir.



Şekil 5.3 Biyet dökümün SEM görüntüsü (a) SE, (b) BSE

Tablo 5.1 EDS analizi (%at.)

Nokta	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Faz
1	31,34	25,69	25,10	17,87	-	-	T($Al_2Mg_3Zn_3$)
2	40,93	20,78	23,55	14,74	-	-	T($Al_2Mg_3Zn_3$)



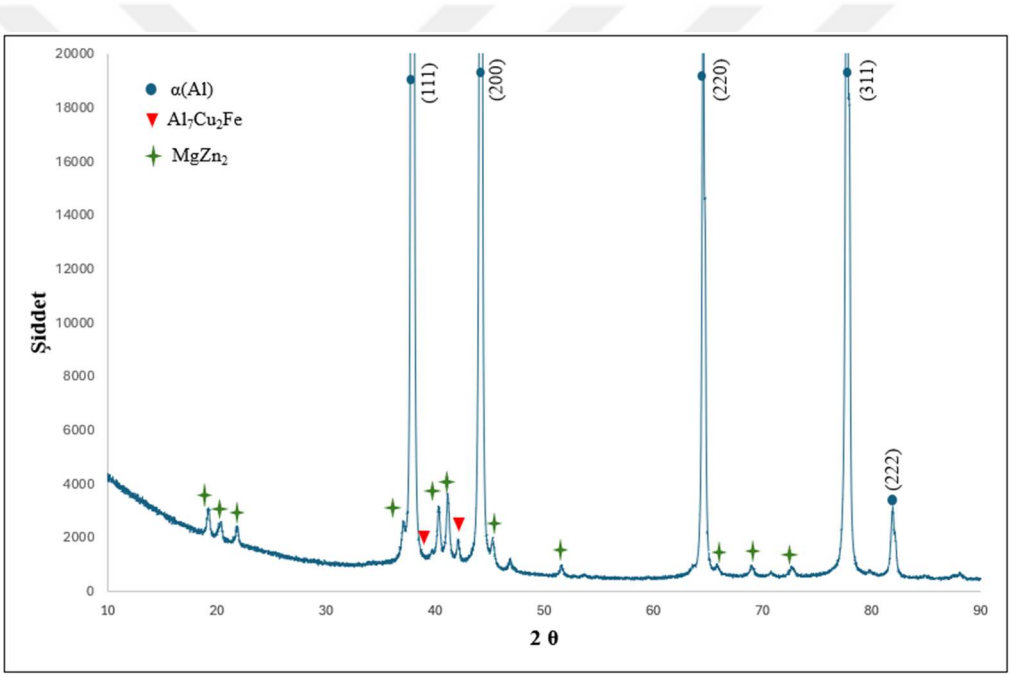
Şekil 5.4 Biyet dökümün SEM görüntüsü (a) SE, (b) BSE

Tablo 5.2 EDS analizi (%at.)

Nokta	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Faz
1	70,31	3,60	0,94	14,25	9,33	1,57	ω(Al_7Cu_2Fe)
2	51,89	17,11	19,13	11,62	-	0,25	T($Al_2Mg_3Zn_3$)
3	73,38	2,29	0,70	8,82	12,86	1,95	ω(Al_7Cu_2Fe)

Şekil 5.3- 1,2 ve Şekil 5.4- 2 numaralı bölgelerde Al, Zn, Mg ve Cu içeren ve kimyasal bileşimleri benzer fazlar tespit edilmiştir. Döküm halinde görülen bu ötektik fazın literatür bilgilerine göre T/η fazı olduğu öngörülmekle birlikte, XRD ile de bu fazın tespiti ayrıca gerçekleştirilmiştir (Şekil 5.5).

Şekil 5.4- 1 ve 3 bölgelerindeki fazın, Al, Cu ve Fe elementleri açısından zengin olduğu görülmüştür. Demirin alüminyum içerisindeki çözünürlüğünün çok düşük olduğu ve genellikle Al_3Fe intermetalik fazını oluşturduğu bilinmektedir. Ancak bu faz, yüksek Cu içeriğine sahip alaşımlarda, kararlı, Fe açısından zengin ω (Al_7Cu_2Fe) fazına dönüşmektedir [103].

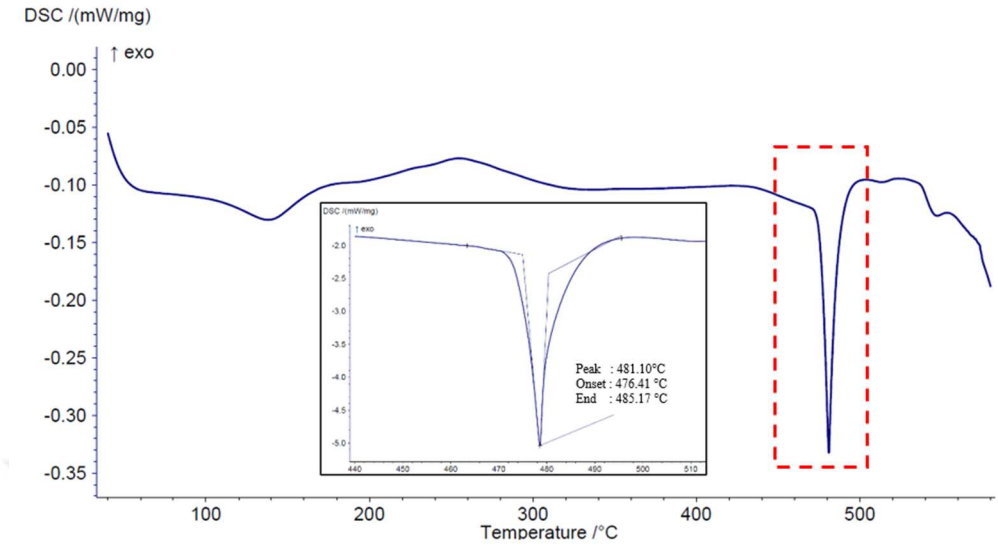


Şekil 5.5 Biyet dökümün XRD eğrisi

XRD analizi ve SEM-EDS çalışmaları ile morfolojileri ve elementel oranları belirlenen fazların analizi yapılmıştır. Şekil 5.5'te görüldüğü gibi, döküm yapısı Al-matris, T ($Al_2Mg_3Zn_3$) / η($MgZn_2$) ve Al_7Cu_2Fe fazlarını içermektedir.

Şekillendirme işlemi öncesinde döküm yapısında bulunan segregasyonun dağıtılması ve böylece ikincil fazların difüzyonuna imkan tanınması için, kısmi ergimeye neden olmayacak, en yüksek sıcaklıkta bir homojenizasyon ısıl işlemi tasarlanmıştır. En uygun yüksek sıcaklık homojenizasyon ısıl işlem sıcaklığının belirlenmesi amacıyla, döküm halindeki numuneye DSC analizi gerçekleştirilerek,

erken ergimeli ötektik noktası belirlenmiştir. Oda sıcaklığı ile 600 °C aralığında tam eğri ve 440-510 °C aralığında daraltılmış DSC eğrisi Şekil 5.6'da verilmiştir.



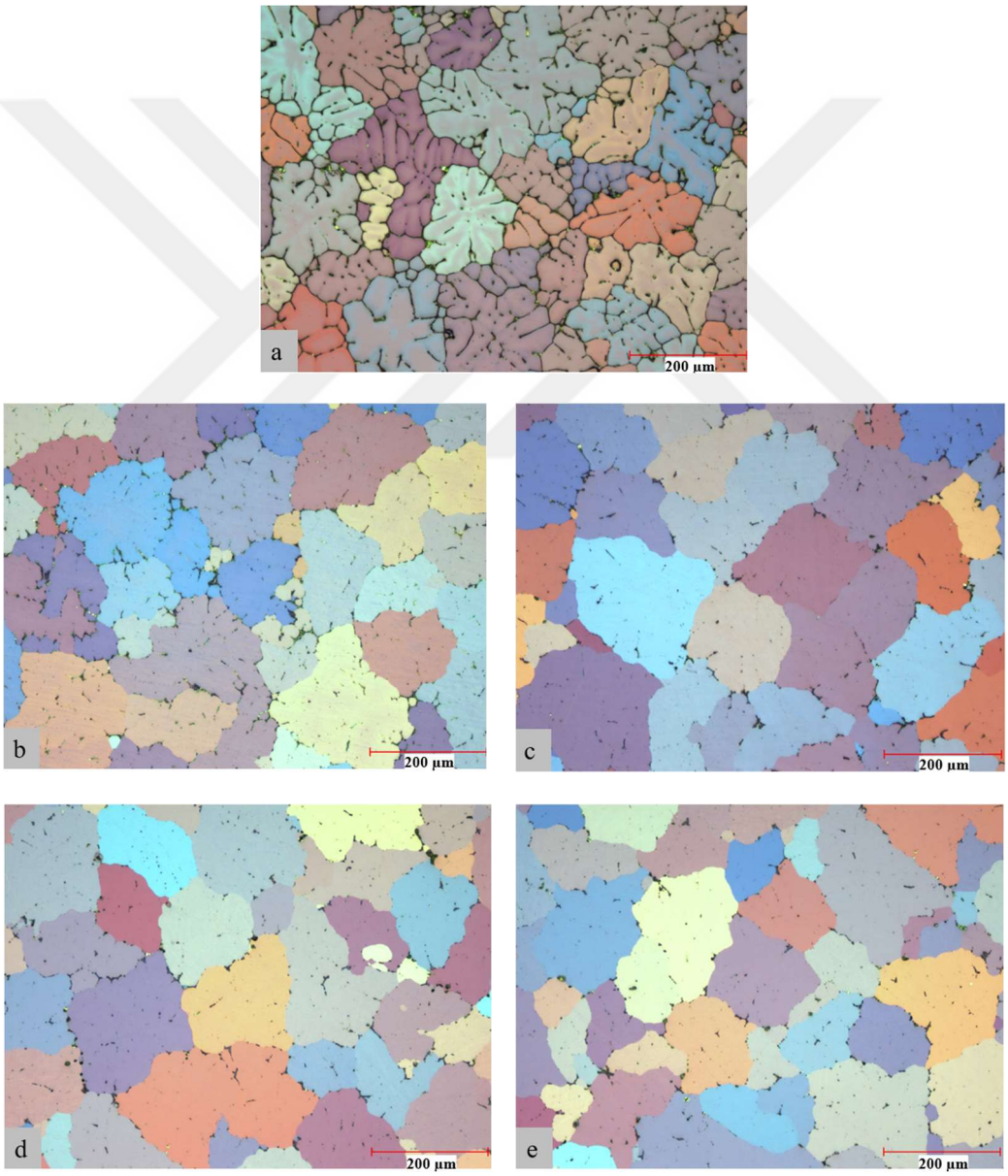
Şekil 5.6 Biyet dökümün DSC eğrisi

Döküm halindeki numunenin DSC eğrisinde 476 °C reaksiyon başlangıç değeri ile bir adet endotermik pik görülmüştür. Bu pik, yapıda bulunan ötektik fazın ergime reaksiyonuna aittir. Bu pikin SEM-EDS ve XRD analizleri ile T fazına ait olduğu bilinmektedir. Uygun homojenizasyon sıcaklığı, ötektik fazın ergime reaksiyon başlangıcının altında olması gerektiği için, sıcaklık sapmaları da değerlendirilerek, reaksiyon başlangıcının ~15 °C altında bir sıcaklık hedeflenmiş ve homojenizasyon sıcaklığı 460 °C olarak belirlenmiştir. Çözünme ve dönüşüm süreçlerini detaylı bir şekilde takip edebilmek için, 2-48 saat aralığında bir homojenizasyon ısıl işlem haritalaması yapılmıştır.

5.2 Homojenizasyon Isıl İşlem Sonuçları

Homojenizasyon ısıl işlemleri, öncelikle belirlenen 460 °C sıcaklıkta tek kademeli olarak uygulanmış ve tüm süreler için mikroyapı incelemeleri, DSC analizi, sertlik ve elektrik iletkenliği ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Döküm mikroyapısından itibaren ikincil fazların çözünme davranışları öncelikle optik mikroskopta incelenmiştir.

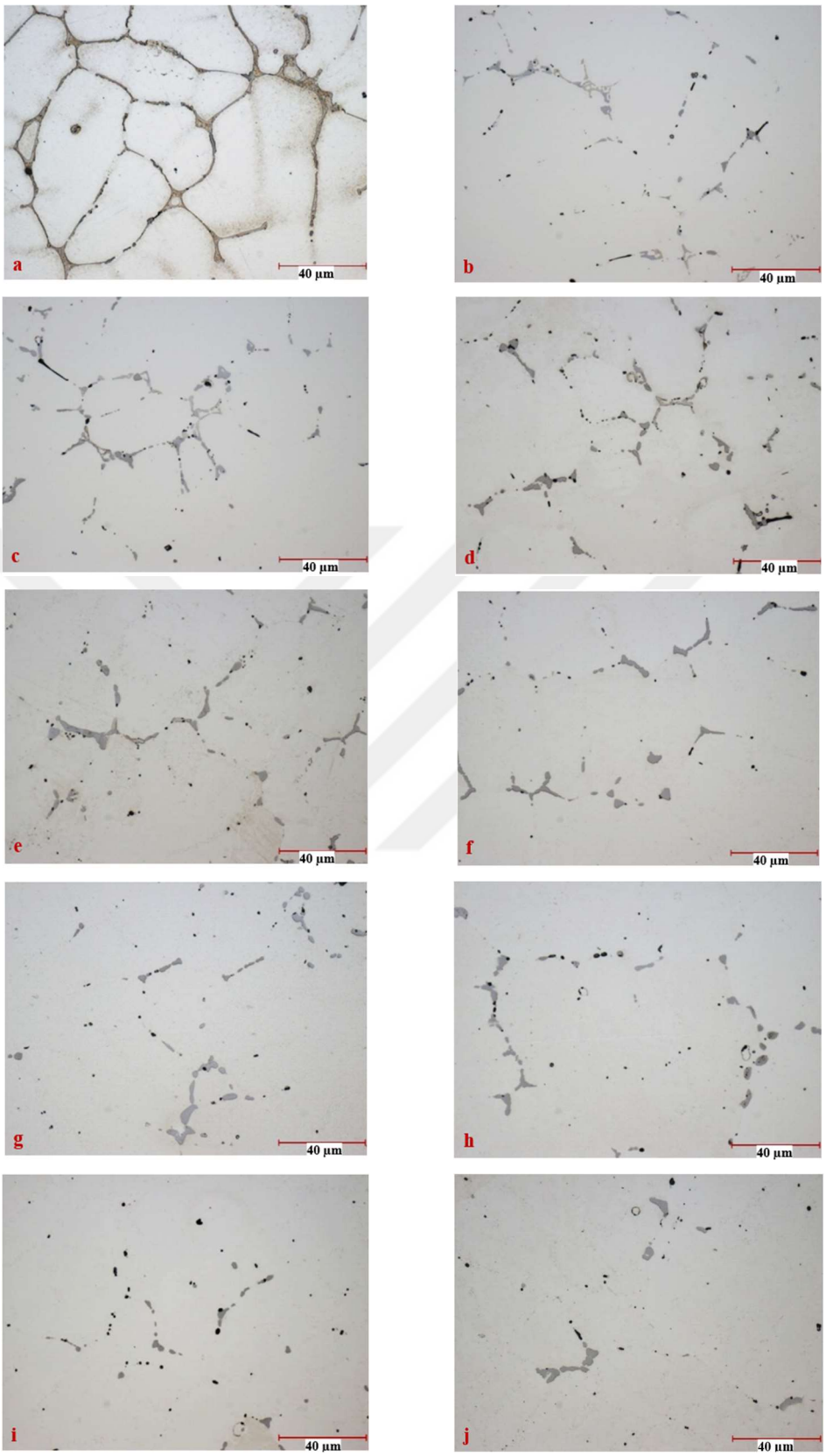
Döküm ve homojenizasyon ısıl işlemleri sonrası elektrolitik dağlama uygulanmış mikroyapı görüntüleri Şekil 5.7'de görülmektedir.



Şekil 5.7 460 °C homojenizasyon sonrası mikroyapı-tane yapısı değişimi
(a) Döküm hali, (b) 2 saat, (c) 12 saat, (d) 24 saat, (e) 48 saat

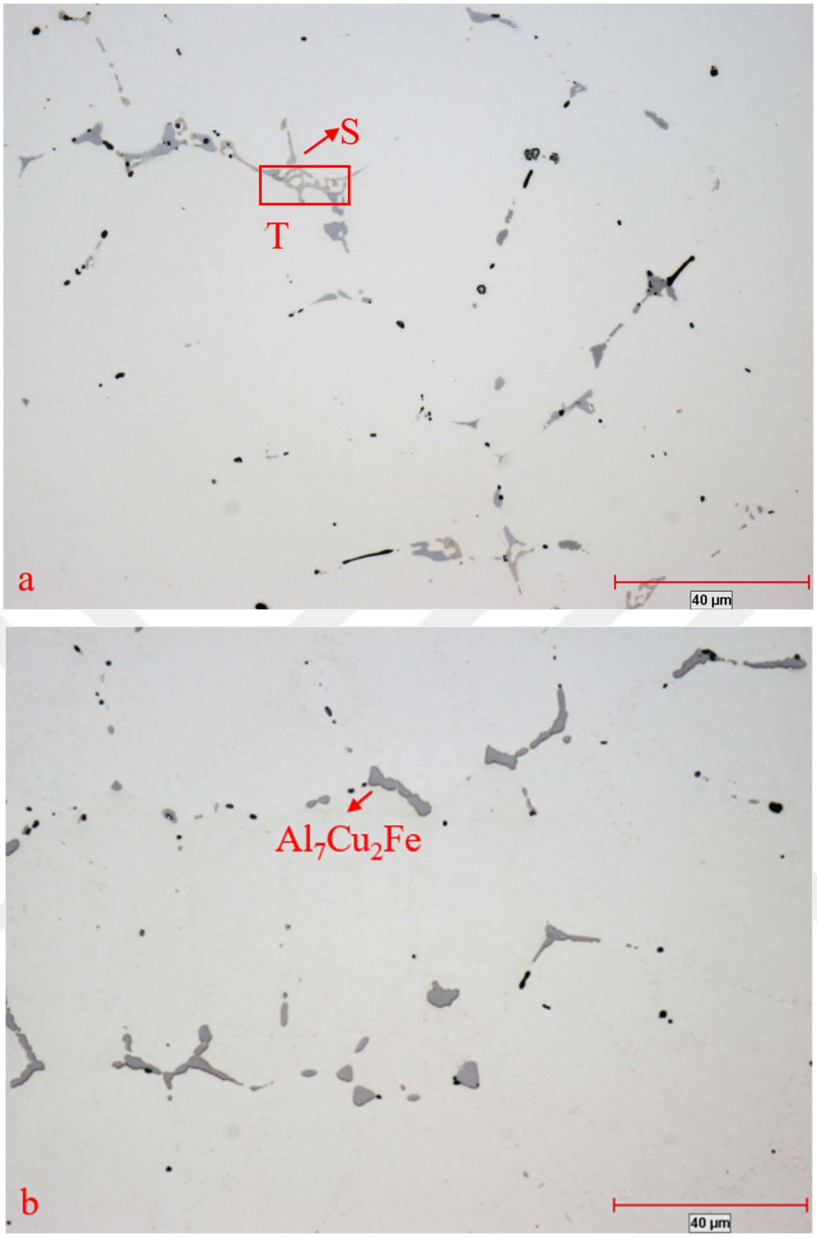
Şekil 5.7’de dendritik döküm yapısı ve 460 °C’de gerçekleşen homojenizasyon sırasında tutma süresine bağlı olarak mikroyapısal değişim görülmektedir. Dendritik yapının 2 saat sonrasında azalmaya başladığı, 24 saat sonra ise neredeyse kaybolduğu görülmektedir. Tane boyutlarında ise belirgin bir farklılık tespit edilmemiştir. Döküm halinde ortalama 115 µm olarak ölçülen tane boyutunun, 460 °C’de 48 saat homojenizasyon sonrasında ortalama 125 µm değerine ulaştığı görülmüştür.

Döküm mikroyapısında tane sınırlarında bulunan fazlar ve homojenizasyon sırasında bu fazların değişimi detaylı olarak incelenmiştir. Tane sınırlarında bulunan fazların homojenizasyon süresine bağlı değişimleri Şekil 5.8 ve Şekil 5.9’da verilmiştir.



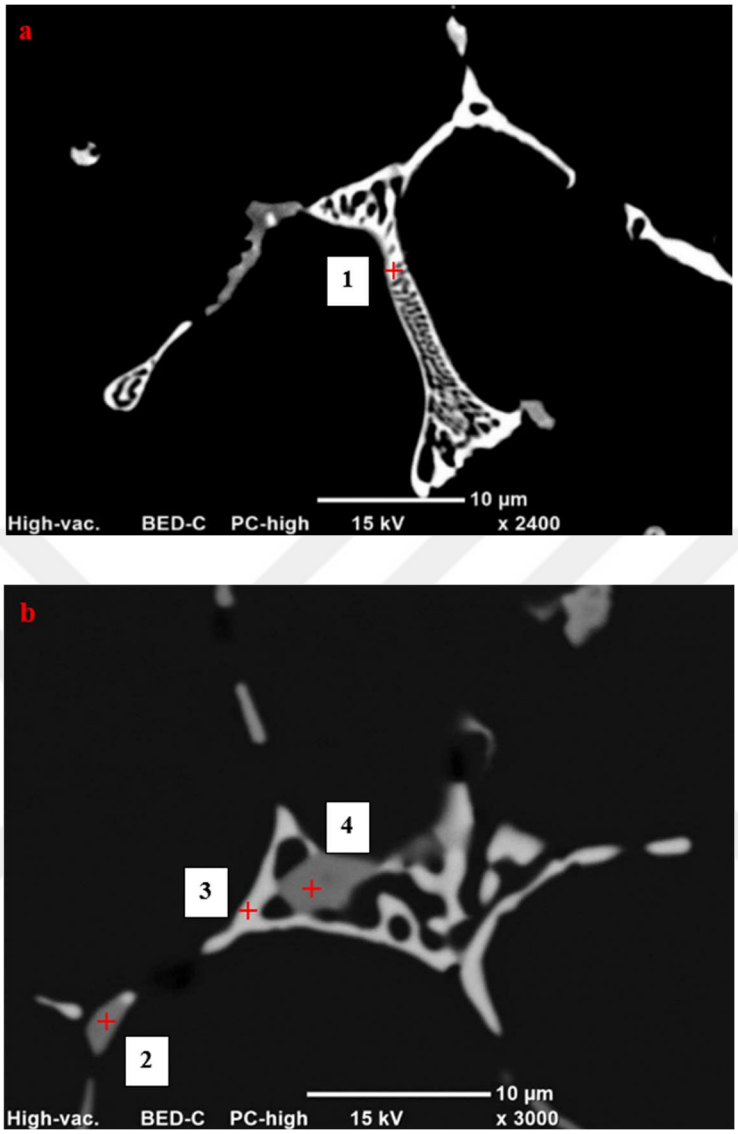
Şekil 5.8 460 °C homojenizasyon sonrası mikroyapı değişimi

(a) Döküm hali, (b) 2 saat, (c) 4 saat, (d) 6 saat, (e) 8 saat, (f) 12 saat, (g) 16 saat, (h) 24 saat, (i) 36 saat, (j) 48 saat



Şekil 5.9 460 °C (a) 2 saat, (b) 12 saat homojenizasyon sonrası mikroyapı görüntüleri

Şekil 5.8'de, homojenizasyonun erken evrelerinde, 2 saat sonra ötektik fazda çözünme ve faz dönüşümünün başladığı, 8 saatten sonra ise yapıda baskın olarak koyu gri renkli AlCuFe intermetaliğinin varlığı dikkat çekmektedir. Difüzyon sürecini detaylı bir şekilde incelemek için 2 saat homojenizasyon numunesine SEM-EDS analizi yapılmıştır. Döküm yapısı ile karşılaştırmalı olarak SEM görüntüsü Şekil 5.10'da, elementel bileşimler ise Tablo 5.3'te verilmiştir.



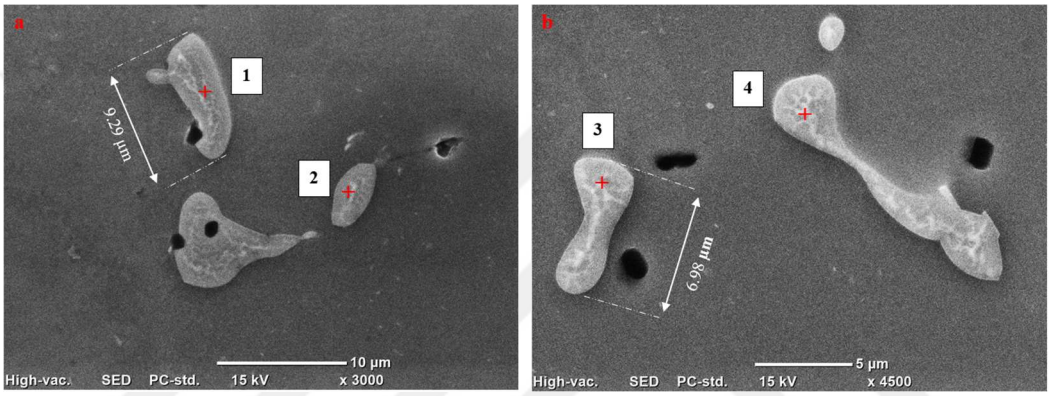
Şekil 5.10 SEM-BSE görüntüleri (a) döküm, (b) 460°C/2 saat homojenizasyon

Tablo 5.3 EDS analizi (%at.)

Nokta	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Faz
1	51,89	17,11	19,13	11,62	-	0,25	T ($Al_2Mg_3Zn_3$)
2	49,41	2,66	21,57	26,34	0,02	-	S (Al_2CuMg)
3	38,58	21,93	23,50	15,99	-	-	T ($Al_2Mg_3Zn_3$)
4	58,89	2,26	18,28	20,52	0,05	-	S (Al_2CuMg)

Düşük sıcaklıklardan itibaren difüzyon hızının yüksek olması nedeniyle çinko, ötektik yapıdan ilk uzaklaşan elementtir. Ötektik yapıda çinko miktarının azalmasıyla birlikte bakırca zengin S fazı oluşumu gerçekleşir [8]. Şekil 5.10.b'de ötektik yapı üzerinde oluşan, koyu gri ve bakırca daha zengin olan fazlar (2 ve 4 numaralı bölgeler) gözlemlenmiştir.

Şekil 5.8 ve 5.9'da homojenizasyonun ilerleyen evrelerinde ise T fazının tamamen çözündüğü ve S fazının varlığını sürdürdüğü görülmüştür. 12 saat ve 24 saat homojenizasyon sonrası numuneler SEM' de incelenmiş, görüntüler Şekil 5.11'de, kimyasal bileşimleri ise Tablo 5.4'te verilmiştir.



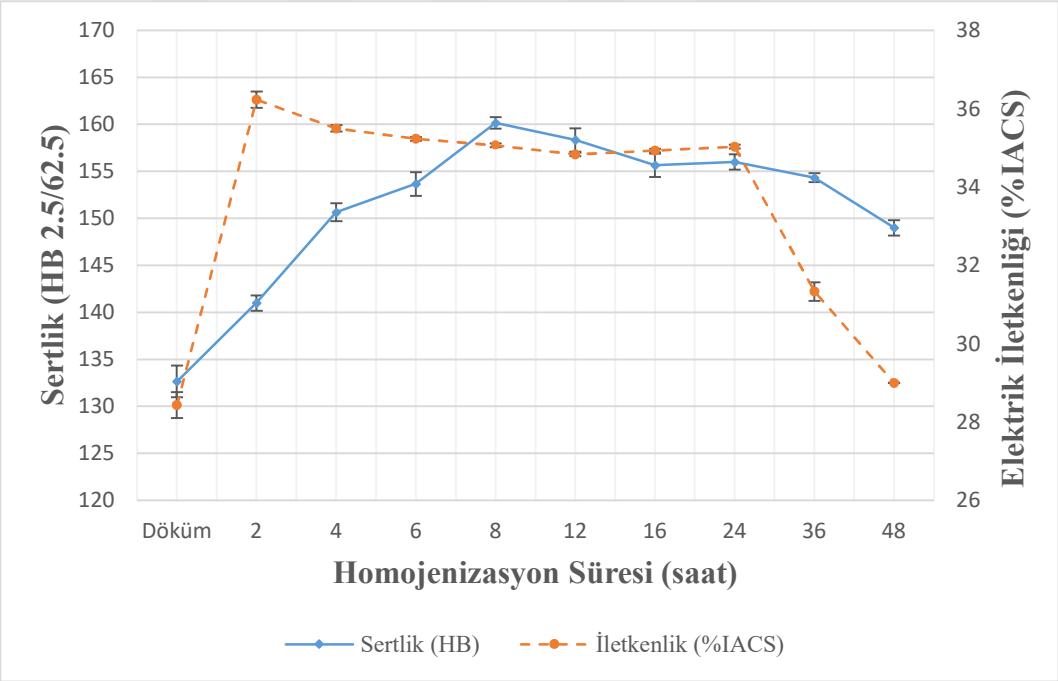
Şekil 5.11 SEM-SE görüntüleri (a) 460°C/12 saat homojenizasyon, (b) 460°C/24 saat homojenizasyon

Tablo 5.4 EDS analizi (%at.)

Nokta	Al	Zn	Mg	Cu	Faz
1	48,70	1,59	22,75	26,96	S
2	52,06	2,23	20,51	25,20	S
3	53,82	2,11	15,38	28,69	S
4	49,77	2,08	22,87	25,28	S

Homojenizasyonun ilerleyen evrelerinde S fazının boyut ve morfolojisi değerlendirildiğinde, küçülme ve küreselleşme eğilimi gösterdiği açık bir şekilde görülmektedir. Ancak 24 saat homojenizasyon sonrasında dahi yapıda 6-10 µm boyutlarında intermetalikler tespit edilmiştir. İntermetalik boyutlarının ekstrüzyon kabiliyeti üzerinde etkilerini belirlemek için yapılan çalışmalarda, 3µm üzerinde şekillenme özelliklerini olumsuz etkilediği belirtilmiştir. Liu ve arkadaşları [104], yüksek bakır içerikli Al-Zn-Mg-Cu serisi alaşımlarında homojenizasyon süresinin bakır elementinin belirlediğini ifade etmişlerdir. Bu nedenle bakırın difüzyonunu hızlandırmak, S fazı boyutlarını küçülmesini sağlamak için yüksek sıcaklıkta uygulan ikinci adım homojenizasyonun termomekanik şekillendirme prosesleri açısından önem taşımaktadır.

İntermetalik fazların çözünmesiyle birlikte meydana gelen sertlik ve iletkenlik değişimleri de incelenmiştir.



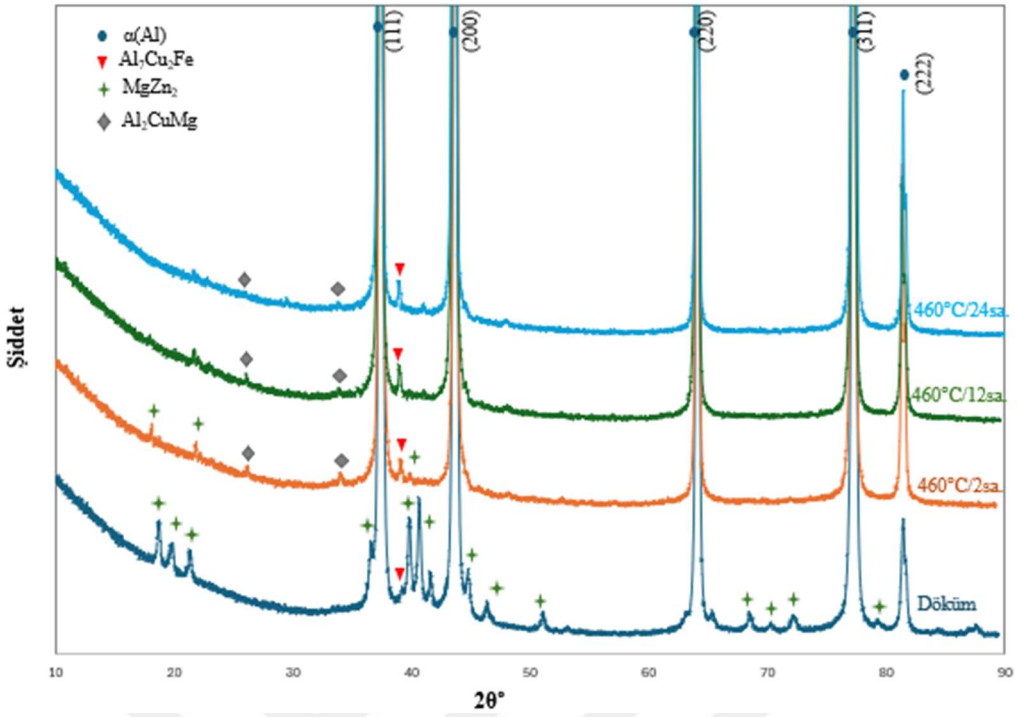
Şekil 5.12 460 °C farklı sürelerde homojenizasyon sonrası sertlik ve iletkenlik değişimi

460 °C'de farklı sürelerde homojenizasyon işlemine tabi tutulan numunelerde yapılan sertlik ve iletkenlik ölçümlerinin sonucu Şekil 5.12'de görülmektedir.

Homojenizasyon öncesi ortalama 132 HB olan sertlik değeri, 2-8 saat arasında yapılan homojenizasyon ısıl işlemleri sonrasında dramatik olarak yükselme eğilimi göstermiş ve 8 saat homojenizasyon sonucunda ortalama 160 HB sertlik değeri tespit edilmiştir. Aynı sıcaklıkta ve artan homojenizasyon süreleriyle birlikte sertlik değerlerinde bir miktar düşme eğilimi görülmüştür. Sertlikteki düşme, özellikle 36-48 saat homojenizasyon sürelerinde daha belirgin olarak kendini göstermiş ve 48 saatlik homojenizasyon sonucunda ortalama sertlik değeri 148 HB olarak ölçülmüştür.

Homojenizasyon sürelerine bağlı olarak numunelerin iletkenlik değerlerinde de değişimler gözlemlenmiştir. Homojenizasyon sonrasında numunelerin suda soğutulması çökelti oluşumuna zaman tanımadığı için 2 saat sonrasında iletkenlik değeri 28 %IACS'den 36 %IACS değerine yükselmiştir. Sertlik değeri ile benzer bir şekilde 36-48 sonrasında iletkenlik değerinde de bir düşüş meydana gelmiştir.

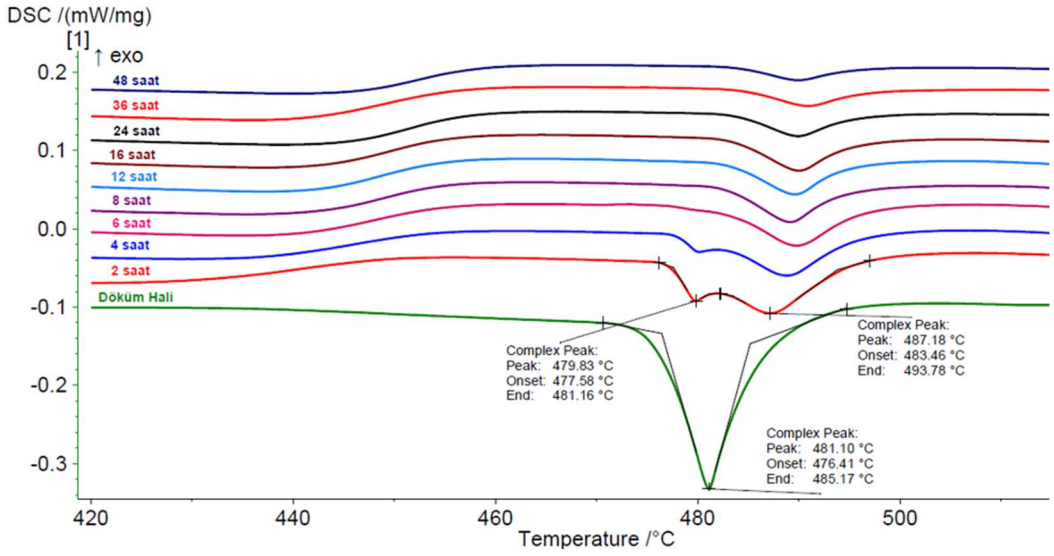
XRD analizi ile döküm ve farklı sürelerde homojenizasyon işlemi uygulanan numunelerde tespit edilen fazlar ve şiddetleri karşılaştırmalı olarak Şekil 5.13'te verilmiştir.



Şekil 5.13 Homojenizasyon sonrası XRD eğrileri

XRD eğrileri değerlendirildiğinde, döküm yapısında bulunan T($Al_2Mg_3Zn_3$)/ η($MgZn_2$) fazının 2 saat homojenizasyon sonrası şiddetlerinde azalma gözlemlenirken, S fazına ait pikler oluşmaktadır. 24 saat sonrasında S fazının şiddetinde de azalma gözlemlenmiştir. İkincil fazların çözünmesiyle birlikte yapıda baskın hale gelen Al_7Cu_2Fe fazında şiddet artışı dikkat çekmektedir.

Mikroyapı incelemeleri ile yapıda bulunan fazların genel durumu ve boyutları belirlenmiş, XRD analizleri ile fazların tanımı yapılmış, DSC analizleri ile de oluşum entalpileri hesaplanarak şiddetleri yorumlanmıştır. Şekil 5.14'te döküm halindeki numunenin ve 460 °C'de farklı sürelerde homojenizasyon ısıl işlemi görmüş numunelerin DSC eğrileri karşılaştırmalı olarak verilmiştir.



Şekil 5.14 460 °C farklı sürelerde homojenizasyon sonrası elde eldilen karşılaştırmalı DSC eğrileri

Elde edilen eğrilerin üzerinden belirlenen reaksiyon başlangıç, pik ve bitiş sıcaklıkları ile hesaplanan oluşum entalpileri Tablo 5.5'te görülmektedir.

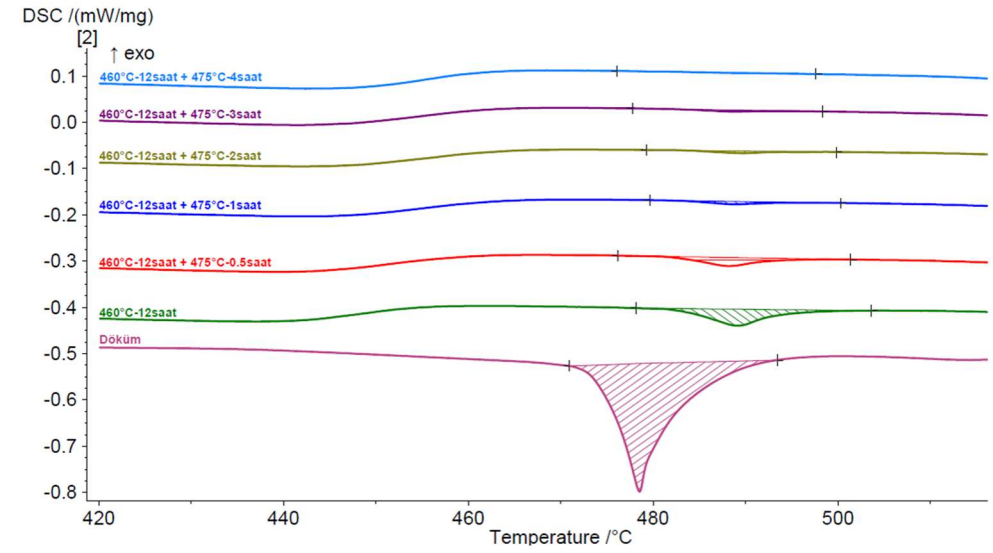
Tablo 5.5 Tek kademeli homojenizasyon sonrası DSC eğrilerine ait piklerin reaksiyon sıcaklıkları ve oluşum entalpileri

Numune	Faz	Başlangıç (°C)	Pik (°C)	Bitiş (°C)	ΔH (J/g)
Döküm	T	476,41	481,10	485,17	-9,136
2 saat	T	477,58	479,83	481,16	-0,419
	S	483,46	487,18	493,78	-1,570
4 saat	T	477,95	480,15	482,23	-0,148
	S	484,76	488,80	494,14	-1,588
6 saat	T	484,92	481,20	494,18	-0,017
	S	485,02	489,76	494,56	-1,786
8 saat	S	484,36	489,20	493,06	-1,649
12 saat	S	484,64	489,59	493,35	-1,497
16 saat	S	484,69	489,96	493,77	-1,403
24 saat	S	484,46	489,89	494,05	-0,982
36 saat	S	484,33	490,97	494,62	-0,701
48 saat	S	484,84	489,97	493,88	-0,574

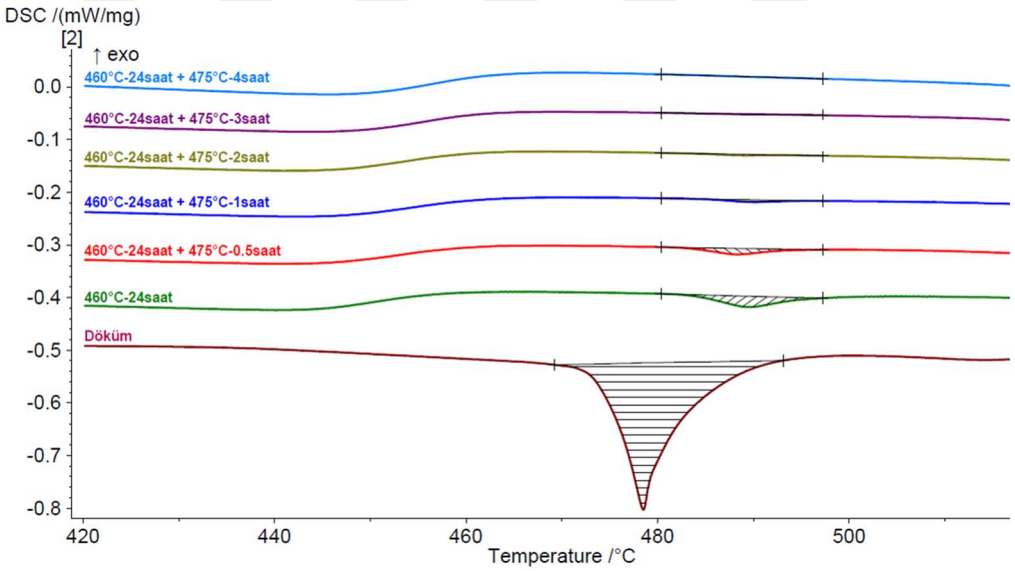
460 °C'de farklı sürelerde uygulanan homojenizasyon ısıl işlemi sonrası, endotermik piklerin kademeli olarak azaldığı görülmüştür. Döküm halinden sonra 2, 4 ve 6 saatlik eğrilerde iki farklı endotermik pik tespit edilmiştir. SEM-EDS ve XRD analizleri ile ilk pikin T fazına, ikinci pikin ise S fazına ait olduğu belirlenmiştir. Bu durum homojenizasyonun erken evrelerinde S fazı oluşumunun gerçekleştiğini doğrulamaktadır. Döküm halinden sonra 2, 4 ve 6 saatlik sürelerde T fazına göre daha yüksek reaksiyon başlangıç sıcaklığına sahip olan S fazının pik şiddeti, ilerleyen homojenizasyon süreleri ile azalmakla birlikte, 48 saat sonunda dahi varlığını sürdürmektedir. Önceki bölümlerde belirtildiği gibi bakırın düşük sıcaklıklarda difüzyon hızının düşük olduğu ve S fazının çözünme eğiliminde bakırın rol oynadığı bilinmektedir. Bakırın yüksek sıcaklıklarda iyi olan difüzyon davranışına bağlı olarak S fazının çözünme davranışını görebilmek amacıyla çift kademeli homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmıştır.

İki kademeli homojenizasyon işlemi T fazının tamamen çözündüğü veya dönüştüğünden emin olunan 12 saat ve şiddet azalmasının meydana geldiği 24 saat sonrasında gerçekleştirilmiştir. 460 °C'de uygulanan birinci adım homojenizasyon sonrası, ikinci adım homojenizasyon sıcaklığı benzer bir yaklaşımla, ötektik ergime reaksiyon başlangıç sıcaklığının altında ve 475 °C olarak belirlenmiştir.

Kademeli homojenizasyon numunelerine uygulanan DSC analizlerine ait eğriler Şekil 5.15'te verilmiştir.



(a)



(b)

Şekil 5.15 İki kademeli homojenizasyon sonrası DSC eğrileri

(a) 460 °C 12 saat sonrası 475 °C farklı süreler,

(b) 460 °C 24 saat sonrası 475 °C farklı süreler

Farklı S fazı yoğunluğuna sahip iki farklı grup numunenin ikinci adım homojenizasyonu sonrası elde edilen pik sıcaklık değerleri ve oluşum entalpileri Tablo 5.6'da verilmiştir.

Tablo 5.6 İki kademeli homojenizasyon sonrası DSC eğrilerine ait piklerin reaksiyon sıcaklıkları ve oluşum entalpileri

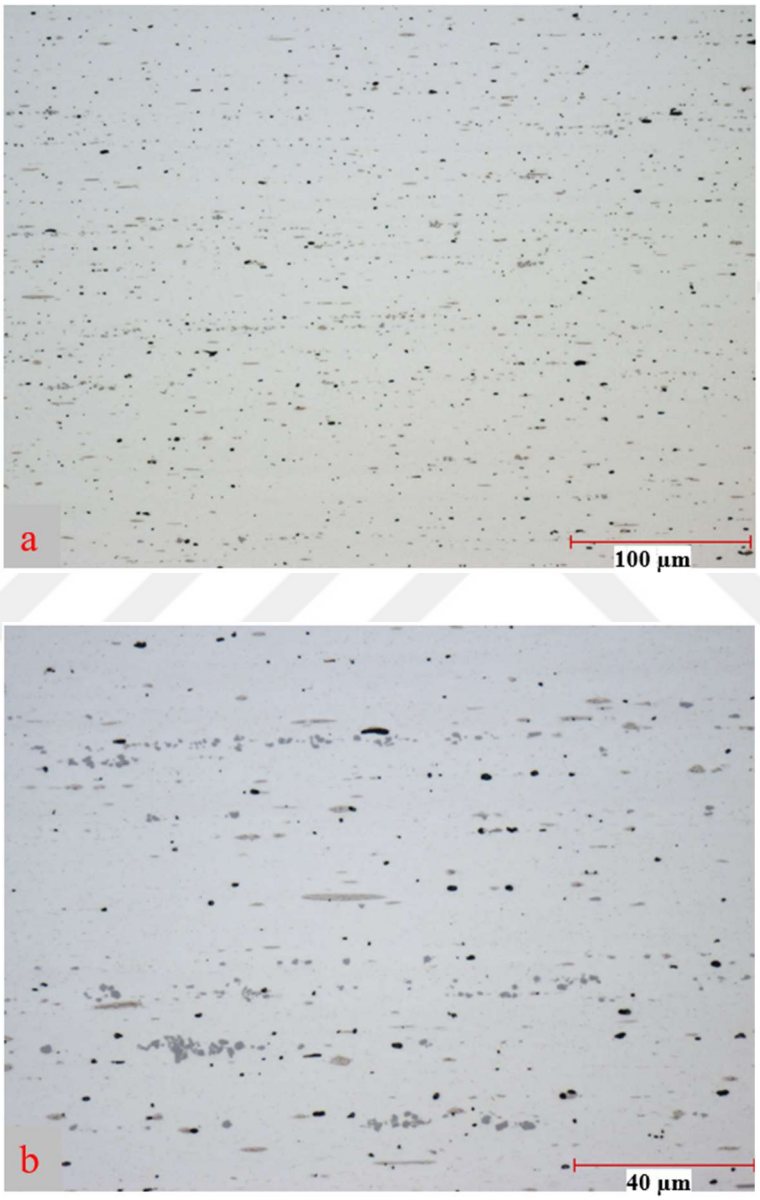
Numune	Faz	Başlangıç (°C)	Pik (°C)	Bitiş (°C)	ΔH (J/g)
Döküm	T	474,95	478,58	480,38	-11,520
460 °C 12 saat	S	484,64	489,59	493,35	-1,497
460 °C 12 sa. + 475 °C 0,5 sa.	S	482,70	488,20	492,35	-0,837
460 °C 12 sa. + 475 °C 1 sa.	S	482,26	488,35	491,95	-0,257
460 °C 12 sa. + 475 °C 2 sa.	S	483,08	489,86	492,28	-0,172
460 °C 12 sa. + 475 °C 3 sa.	S	483,69	488,97	491,77	-0,143
460 °C 12 sa. + 475 °C 4 sa.	S	481,82	498,08	494,70	-0,080
460 °C 24 saat	S	484,46	489,89	494,05	-0,982
460 °C 24 sa. + 475 °C 0,5 sa.	S	484,20	488,24	491,76	-0,252
460 °C 24 sa. + 475 °C 1 sa.	S	484,95	490,50	495,18	-0,080
460 °C 24 sa. + 475 °C 2 sa.	S	484,28	490,20	495,42	-0,057
460 °C 24 sa. + 475 °C 3 sa.	S	484,52	489,50	496,23	-0,007
460 °C 24 sa. + 475 °C 4 sa.	S	484,61	490,55	496,44	-0,007

Her iki grup kademeli homojenizasyon uygulamasında da 475 °C'de 2 saat sonrası S fazının pik şiddetinin belirgin bir şekilde azalmasıyla birlikte, daha düşük şiddetle ikinci kademeye başlayan 460 °C'de 24 saat sonrası numunede daha etkin bir dönüşüm olduğu görülmüştür.

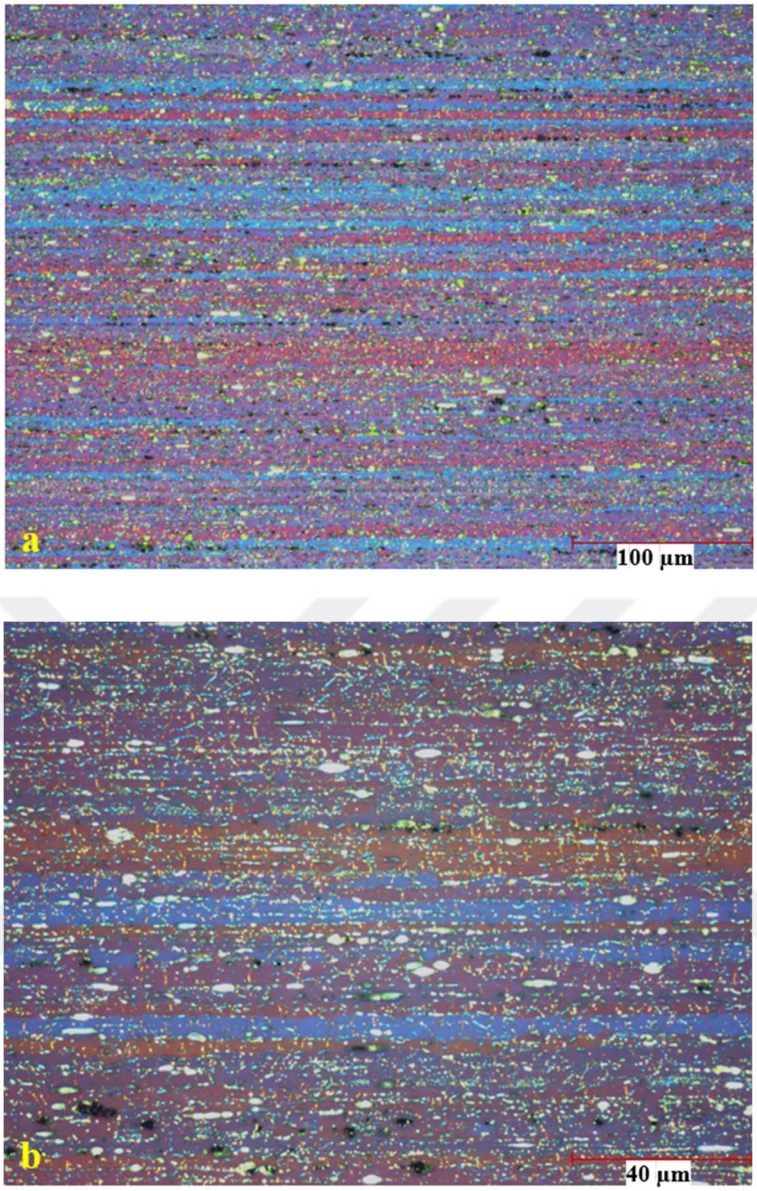
Uygulanan tüm biyet karakterizasyonları ve homojenizasyon incelemeleri değerlendirildiğinde; döküm yapısında yüksek çinko içeriğine bağlı olarak çinkoca zengin T fazı bulunduğu belirlenmiştir. Homojenizasyonun erken evrelerinde, çinkonun düşük sıcaklıklardaki yüksek difüzyon hızı nedeni ile yapıdan uzaklaşmasıyla, T fazının bakırca zengin S fazına dönüştüğü tespit edilmiştir. Bakırın düşük sıcaklıklardaki düşük difüzyon hızı nedeni ile S fazının düşük sıcaklıklarda çözünmesinin mümkün olmadığı, kademeli homojenizasyon ile S fazının boyut ve dağılımlarının kontrol edilebildiği gözlemlenmiştir.

5.3 Profil Karakterizasyonu

Ekstrüzyon sonrası, şekillenme ve ısıl süreçlerin (biyet ısıtması ve ekstrüzyon sonrası soğuma) etkisini görebilmek amacıyla profile mikroyapı incelemesi, DSC analizi ve XRD analizi uygulanmıştır. Şekil 5.16'da dağlama öncesi, Şekil 5.17'de elektrolitik dağlama sonrası farklı büyütmelerde mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



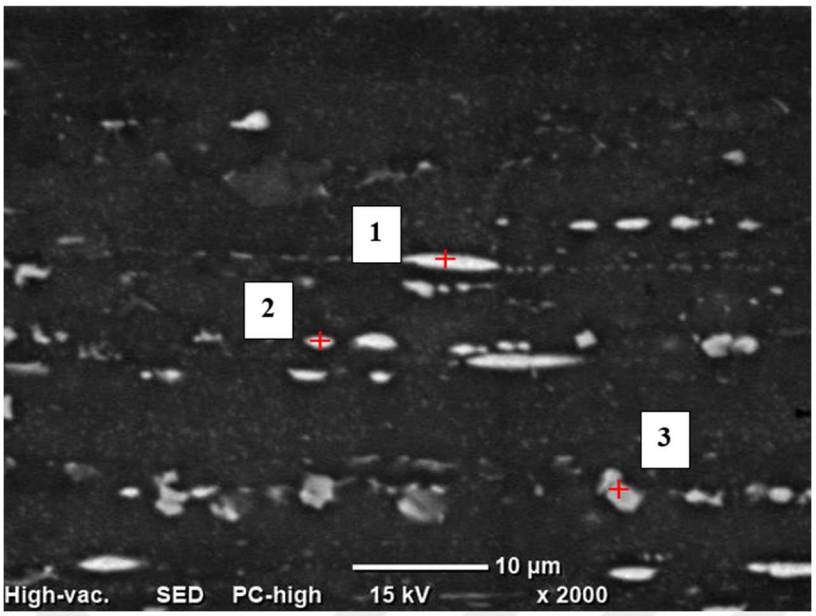
Şekil 5.16 Ekstrüzyon sonrası profilin farklı büyütmelerde mikroyapı görüntüleri



Şekil 5.17 Ekstrüzyon sonrası profilin elektrolitik dağlanmış mikroyapı görüntüleri

Şekillendirme yönüne paralel olarak hazırlanan profil numunesinin kesiti, parlak halde ve elektrolitik dağlanmış olarak incelendiğinde tane sınırlarına paralel olarak yönlenmiş, farklı boyut ve morfolojilerde intermetalik fazlar ve çökeltiler görülmüştür.

İntermetalik fazların bileşimlerini belirlemek amacıyla SEM-EDS analizleri yapılmıştır. SEM görüntüleri Şekil 5.18'de, elementel bileşimler Tablo 5.7'de verilmiştir.



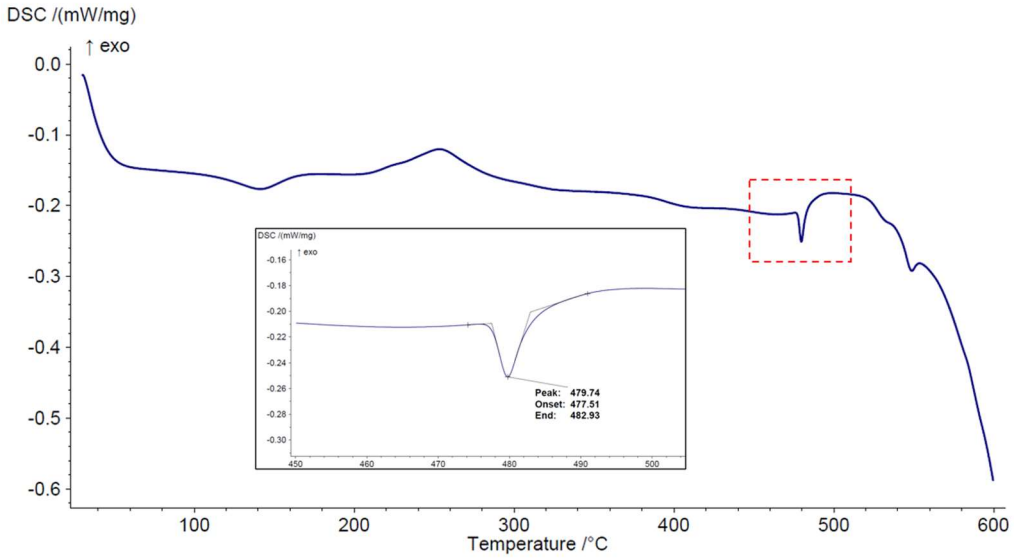
Şekil 5.18 Ekstrüzyon sonrası profilin SEM görüntüsü (SE)

Tablo 5.7 EDS analizi (%at.)

Nokta	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si
1	56,71	17,61	14,64	10,94	-	0,1
2	60,74	15,8	13,06	10,06	0,02	0,32
3	75,28	1,17	0,63	15,88	6,99	0,05

Şekil 5.18'de 1 ve 2 numaralı bölgelerden EDS analizi yapılan, tane sınırlarında uzamış formda görülen açık renkli fazın AlZnMgCu fazı olduğu belirlenmiştir. Bu fazın, ekstrüzyon sonrasında soğuma hızına bağlı olarak farklı boyutlarda çökelme eğiliminde olduğu bilinmektedir [105]. 3 numaralı bölgede EDS analizi yapılan koyu gri faz bileşiminde ise AlCuFe tespit edilmiştir. Homojenizasyon sonrasında yapıda bulunan bu kararlı fazın boyutunun, biyet mikroyapısına göre daha küçük olduğu dikkat çekmektedir. Bu durum, yüksek sertlikteki fazların termomekanik şekillendirme sırasında kırılarak, daha küçük boyuta düşme eğiliminde olduğunu göstermektedir.

Ekstrüzyon sonrası mikroyapıda bulunan fazların genel değerlendirmesi yapıldıktan sonra, ideal homojenizasyon sıcaklığını belirlemek amacıyla DSC analizi yapılmıştır.



Şekil 5.19 Ekstrüzyon sonrası profile ait DSC eğrisi

Şekil 5.19'da görülen ekstrüzyon sonrası profile ait DSC eğrisinde birçok endotermik ve ekzotermik pik görülmektedir. Bu piklerden ötektik ergime reaksiyona ait olan 477,51 ºC reaksiyon başlangıç sıcaklığı ile tespit edilen endotermik pikin T fazına ait olduğu bilinmektedir. Döküm yapısına göre oldukça düşük değerde bir entalpiye sahip bu fazın, çözeltiye alma sıcaklığından daha kısa sürelere ihtiyaç duyacağı, uzun çözeltiye alma sürelerinde tane yapısının olumsuz etkileneceği öngörülmektedir. Fazların çözünmesi ve tane yapısının korunması için en uygun sıcaklık ve sürenin belirlenmesi amacıyla, homojenizasyon ısıl işlemine benzer bir yaklaşımla T fazının tamamen çözündüğü-dönüştüğü andan itibaren S fazının difüzyonuna odaklanarak daha yüksek sıcaklıkta ikinci kademe çözeltiye alma işlemi uygulanmıştır.

5.4 Profil Isıl İşlem Sonuçları

5.4.1 Çözeltiye Alma Sonuçları

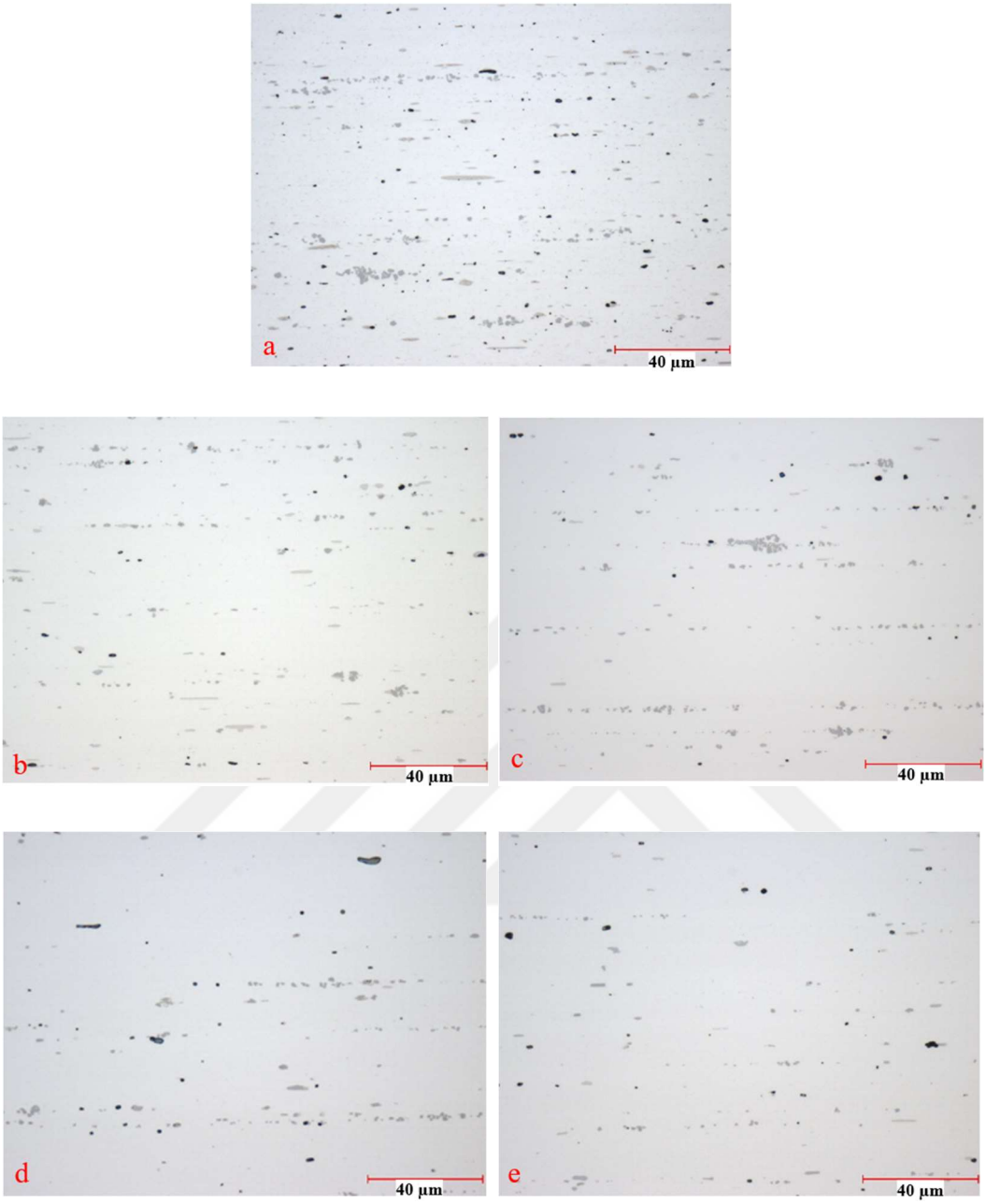
Ekstrüzyon sonrası karakterizasyonu tamamlanan profiller için DSC analiz sonuçları doğrultusunda farklı sıcaklık ve sürelerde çözeltiye alma işlemi uygulanmıştır. Fırından çıkarılan numuneler 8 saniye içerisinde suda ani soğutulmuş, ardından T76 yaşlandırma koşulları uygulanmıştır. Sadece çözeltiye alma sıcaklık ve sürelerinin etkisini görebilmek amacıyla tek bir yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Uygulanan T76 yaşlandırma şartları, AMS standartları ve önceden yapılmış çalışmalardan elde edilen sonuçlara göre optimum aralıkta belirlenmiştir.

Uygulanan ısıl işlem sıcaklık ve süreleri Tablo 5.8'de görülmektedir.

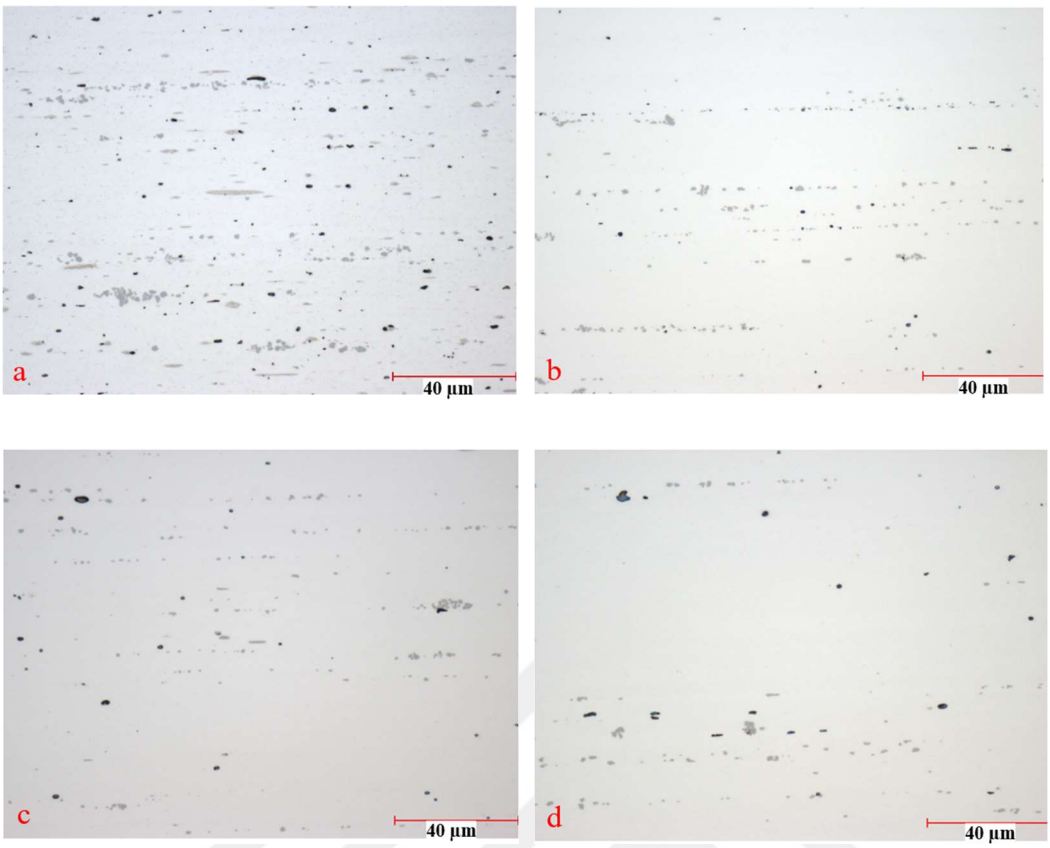
Tablo 5.8 Ekstrüzyon sonrası profillere uygulanan ısıl işlem koşulları

Isıl İşlem Kodu	Birinci Kademe		İkinci Kademe		Yaşlandırma
	Sıcaklık (°C)	Süre (saat)	Sıcaklık (°C)	Süre (saat)	
TKÇ1	460	1	-	-	120 °C 5saat + 160 °C 7saat
TKÇ2		2			
TKÇ3		3			
TKÇ4		4			
ÇKÇ1	460	4	475	0,5	
ÇKÇ2		4		1	
ÇKÇ3		4		2	

Tek ve çift kademeli olarak uygulanan çözeltiye alma ve ani soğutma sonrası numunelerde mikroyapı incelemesi ve DSC analizi gerçekleştirilmiştir. Tek kademeli çözeltiye alma (TKÇ) sonrası mikroyapıları görüntüleri Şekil 5.20'de, çift kademeli çözeltiye alma (ÇKÇ) sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 5.21'de verilmiştir.

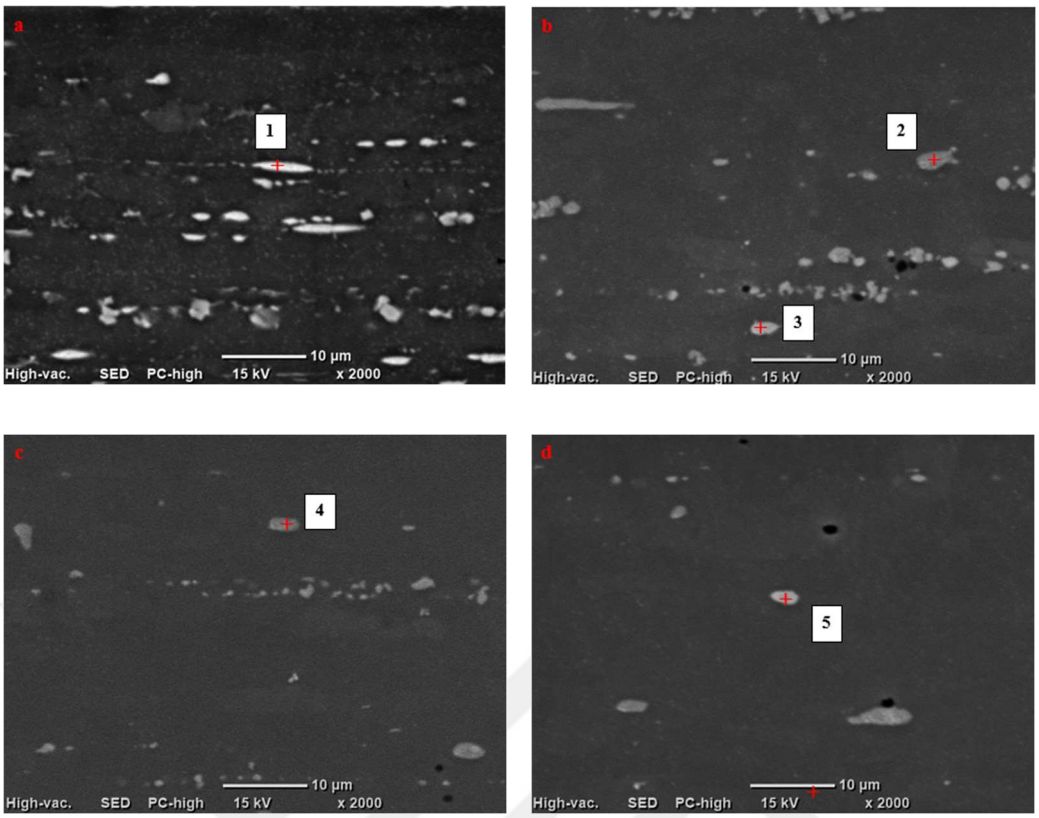


Şekil 5.20 Ekstrüzyon sonrası tek kademeli 460 °C'de farklı sürelerde çözeltiye alma uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri (a) ekstrüzyon sonrası, (b) 1 saat, (c) 2 saat, (d) 3 saat, (e) 4 saat



Şekil 5.21 Ekstrüzyon sonrası çift kademeli 460 °C'de 4 saat + 475 °C'de farklı sürelerde çözeltiye alma uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri (a) ekstrüzyon sonrası, (b) 0,5 saat, (c) 1 saat, (d) 2 saat

Şekil 5.20'de, tek kademeli homojenizasyon mikroyapılarında, ekstrüzyon sonrası profil yapısında çoğunlukla uzamış formda görülen T fazının, 1 saat çözeltiye alma süresinden itibaren çözünmeye başladığı, ilerleyen sürelerde ise yoğunluğunun belirgin olarak azaldığı dikkat çekmektedir. Şekil 5.21'de verilen çift kademeli homojenizasyon sonrasında ise, yapıda sadece değişen dağılımlarda AlCuFe fazı gözlemlenmiştir. Farklı morfolojideki intermetaliklerin bileşimini belirlemek amacıyla gerçekleştirilen SEM-EDS analizleri Şekil 5.22 ve Tablo 5.9'da verilmiştir.



Şekil 5.22 Farklı koşullarda çözeltiye alma sonrası SEM görüntüleri (a) ekstrüzyon sonrası, (b) 460 ºC/2 saat, (c) 460 ºC/4 saat, (d) 460 ºC/4 saat + 475 ºC/1 saat

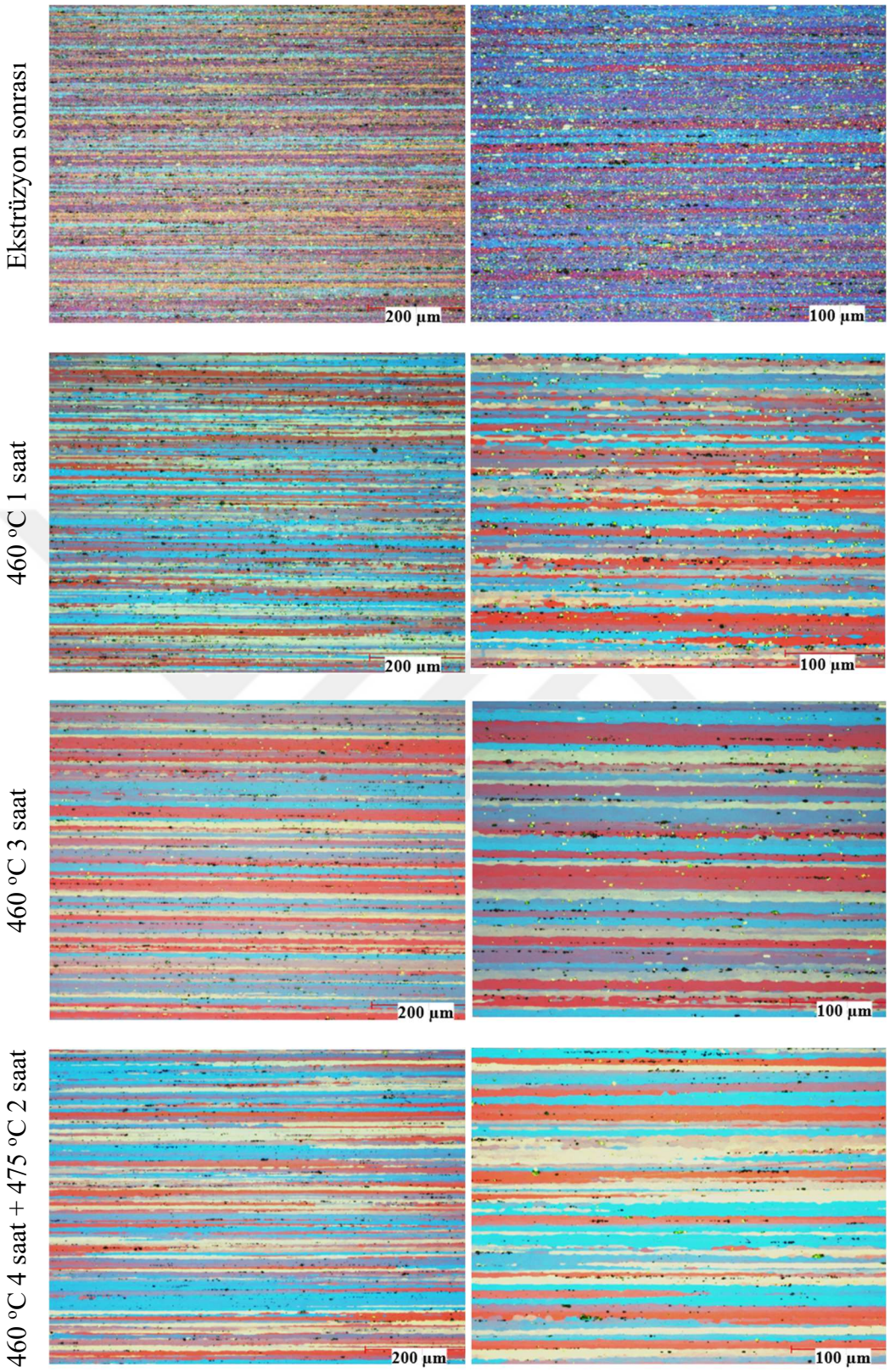
Tablo 5.9 EDS analizi (%at.)

Nokta	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si
1	56,71	17,61	14,64	10,94	-	0,10
2	47,44	17,08	18,05	16,64	0,66	0,13
3	63,09	2,29	14,40	19,94	0,12	0,16
4	58,53	3,75	14,95	22,31	0,25	0,21
5	56,36	4,10	16,51	22,70	0,05	0,28

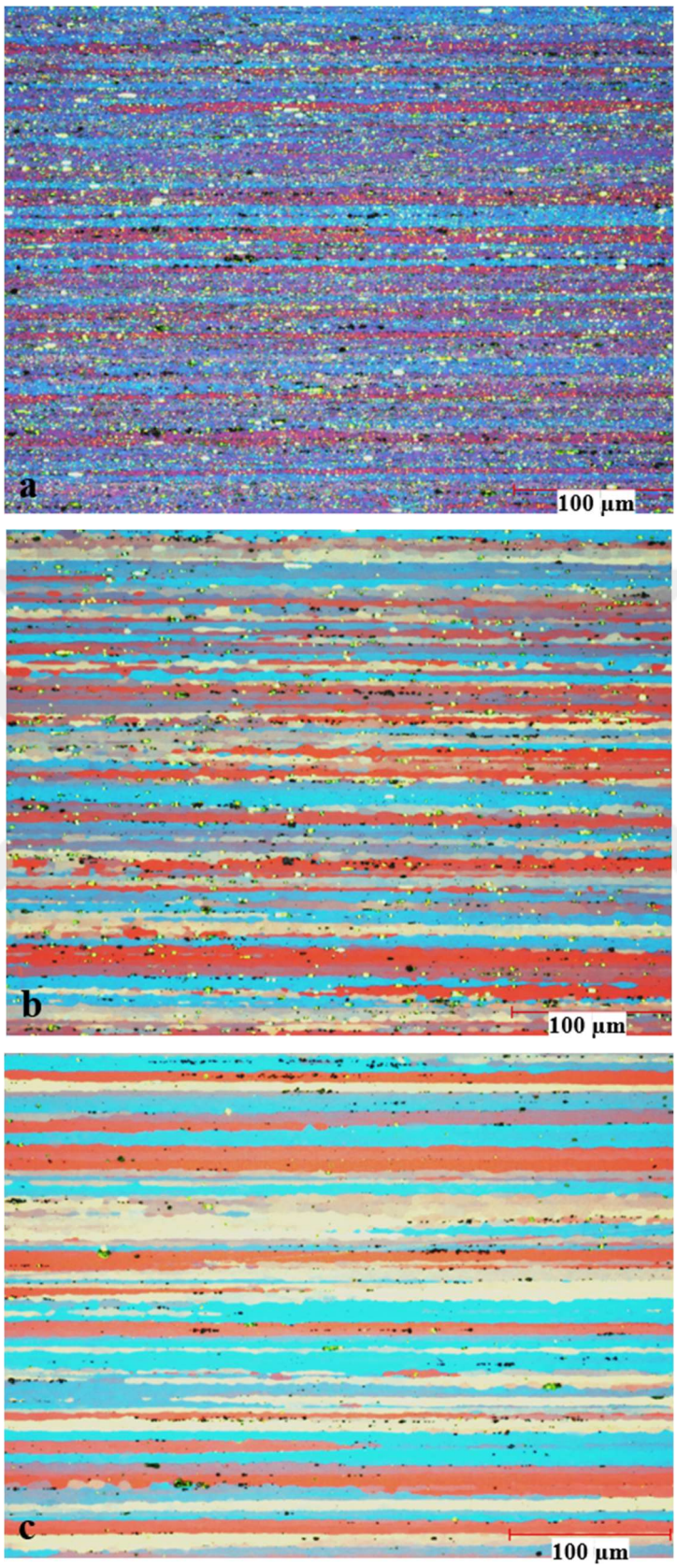
Ekstrüzyon sonrası profil mikroyapısında ve farklı çözeltiye alma süreleri sonrasında yapıda farklı morfolojide bulunan intermetalik fazlar ve bileşim değişimleri karşılaştırmalı olarak Tablo 5.9'da görülmektedir. Artan homojenizasyon süresi ile uzamış formda bulunan fazların çözünme etkisiyle birlikte küreselleşmesi dikkat çekmektedir. 460 ºC 2 saat çözeltiye alma sonrası mikroyapıda yüksek çinko içerikli T fazı ve bakırca zengin S fazı birlikte

görüntülenmiştir (Şekil 5.22'de 2 ve 3 numaralı bölgeler). EDS analizi sonuçlarından görüleceği üzere ilerleyen çözeltiye alma süreleri ile intermetaliklerin çinko içeriği azalmakta ve morfolojileri küresel hale gelmektedir. İntermetaliklerin çözünme-dönüşme sürecinin değerlendirilmesinin ardından, termomekanik işlem sonrasında profil numunelerine uygulan ısıl işlemin, süreye bağlı olarak tane yapısına etkisi incelenmiştir.

Çözeltiye alma süresine bağlı olarak meydana gelen tane yapısını incelemek amacıyla elektrolit dağlama uygulanarak farklı büyütmelerde alınan görüntüler Şekil 5.23 ve 5.24'te verilmiştir. Profil mikroyapısında yönlenmiş tane yapısı ve yoğun çökelti içeriği elektrolitik dağlama sonrasında da dikkat çekmektedir. Çözeltiye alma ısıl işleminin erken evrelerinde çökelti yoğunluğunda azalma belirgin olarak görülmektedir. Artan çözeltiye alma süresi ile çözünme etkisinin arttığı, 460 ^{o}C'de 3 saatten itibaren ise tane yapılarında kabalaşma eğiliminin başladığı görülmüştür. Tane yapılarında meydana gelen değişimlerin mekanik özellikler üzerine etkisi sertlik ve çekme testleri ile belirlenmiştir.



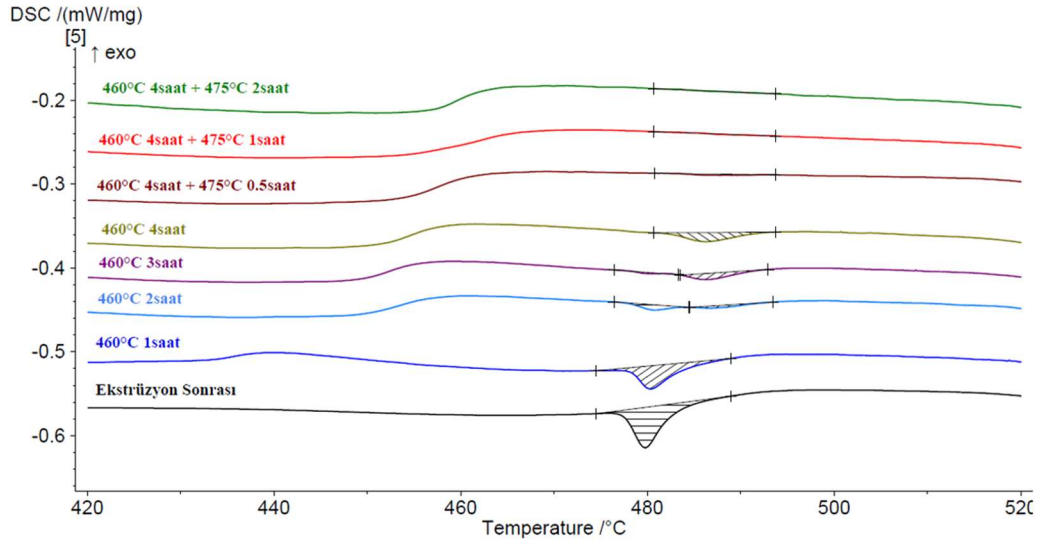
Şekil 5.23 Ekstrüzyon sonrası farklı çözeltiye alma süreleri uygulanan numunelerin tane yapısı değişimi



Şekil 5.24 (a) Ekstrüzyon sonrası, (b) 460 ºC/1 saat, (c) 460 ºC/4 saat + 475 ºC/2 saat çözeltiye alma sonrası mikroyapı değişimi

Mikroyapı incelemelerinin ardından yapıda bulunan fazların yoğunluğunu değerlendirebilmek için DSC analizi uygulanmıştır.

Ekstrüzyon sonrası numune ile karşılaştırmalı olarak çözeltiye alma uygulanan tüm numunelerin DSC eğrileri Şekil 5.25'te verilmiştir. Reaksiyon sıcaklıkları ve oluşum entalpileri ise Tablo 5.10' da görülmektedir.



Şekil 5.25 Ekstrüzyon sonrası farklı çözeltiye alma koşulları uygulanan profillerin DSC eğrileri

Tablo 5.10 DSC eğrilerine ait piklerin sıcaklık ve oluşum entalpileri

Numune	Faz	Başlangıç (°C)	Pik (°C)	Bitiş (°C)	ΔH (J/g)
Ekstrüzyon sonrası	T	477,51	479,74	482,93	-1,1260
460 °C 1 saat	T	478,23	480,29	183,70	-0,7553
460 °C 2 saat	T	477,91	480,82	183,10	-0,1259
	S	484,11	486,94	491,66	-0,0747
460 °C 3 saat	T	477,96	475,96	483,25	-0,0140
	S	483,21	486,24	490,96	-0,2101
460 °C 4saat	S	483,41	486,36	490,15	-0,3838
460 °C 4saat + 475 °C 0,5saat	S	484,05	487,75	491,67	-0,0553
460 °C 4saat + 475 °C 1saat	S	486,39	487,66	494,05	-0,0056
460 °C 4saat + 475 °C 2saat	S	483,49	486,16	490,27	-0,0037

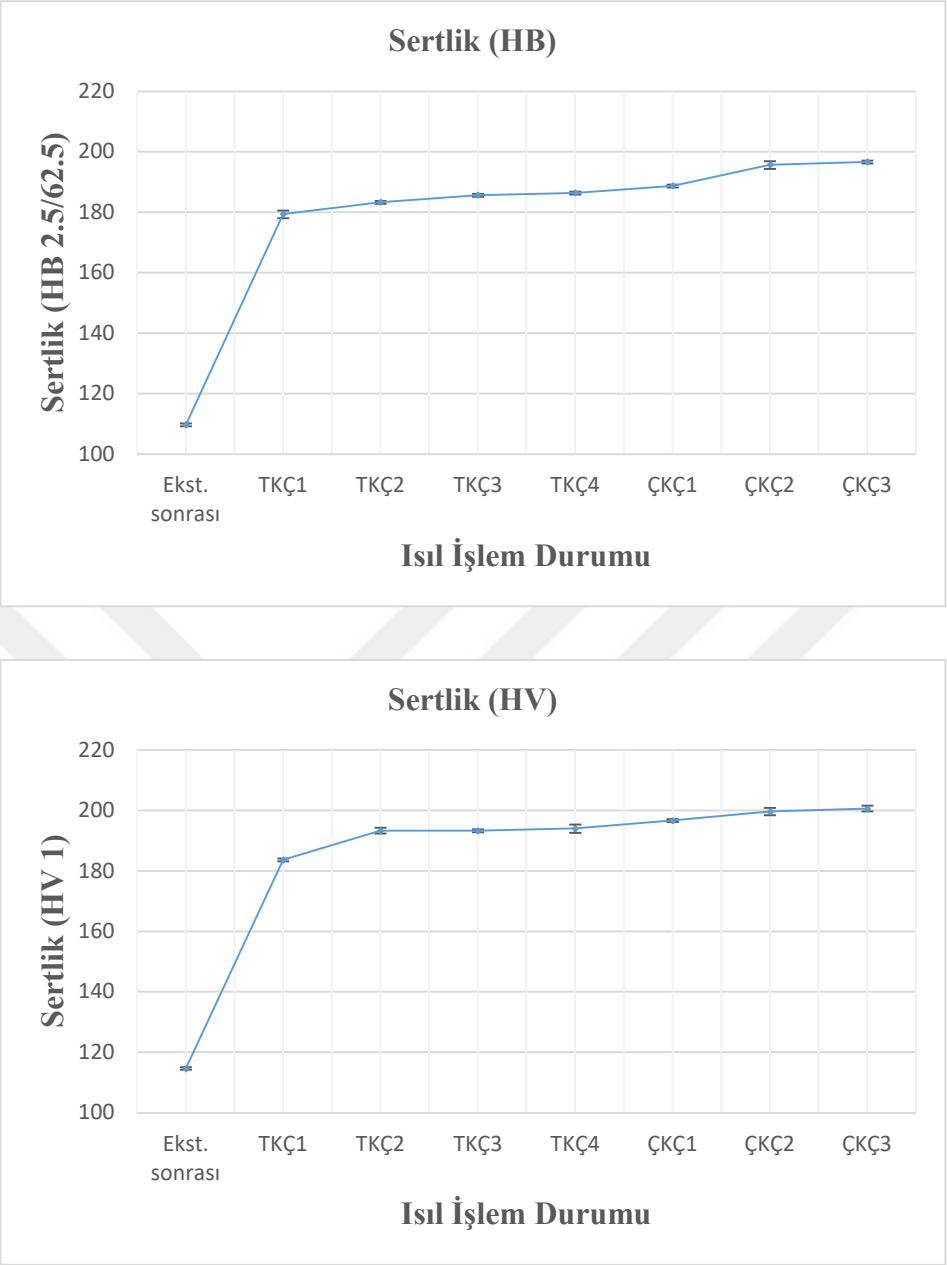
Şekil 5.25'te bulunan DSC eğrileri incelendiğinde ekstrüzyon sonrası 477 °C reaksiyon başlangıç değeri ile görülen tek bir endotermik pik bulunmaktadır. T fazına ait olan bu pikin şiddeti 460 °C'de 1 saatte çözeltiye alma sonrasında azalmış ancak tek faz için reaksiyon piki mevcudiyeti devam etmiştir. 460 °C'de 2 saat homojenizasyon sonrası T fazında ciddi bir azalma meydana gelirken (entalpi değeri azalması) S fazının reaksiyon piki -0,0747 J/g entalpi değeriyle oluşmaya başlamıştır. 460 °C'de 4 saat homojenizasyon sonrası yapıda T fazı tamamen kaybolmuş ve yapıda -0,3838 J/g entalpi değeri ile S fazının baskın hale geldiği görülmüştür. 475 °C'de ikinci adım çözeltiye alma işlemi sonrası S fazına ait pik şiddetinde hızlı bir düşüş meydana geldiği tespit edilmiştir.

Profillere farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanan çözeltiye alma işlemi sonrası elde edilen tüm ısıl analiz verileri değerlendirildiğinde; mikroyapı inceleme sonuçları ile benzer bir çıktı elde edilmiş, çift kademeli çözeltiye alma sırasında S fazının çözünme davranışının etkili olduğu, DSC analizi ile kantitatif olarak doğrulanmıştır.

5.4.2 Yaşlandırma Sonuçları

Çözeltiye alma sonrasında fazların çözünme davranışlarını yorumlamak amacıyla gerçekleştirilen incelemeler sonrasında, çözeltiye alma sıcaklık ve sürelerinin yaşlandırma sonrası mekanik özellikler ve korozyon dayanımı üzerine etkileri değerlendirilmiştir.

Yaşlandırma sonrası profillerin mekanik özellikleri sertlik ölçümü ve çekme testiyle birlikte belirlenmiştir. HB ve HV cinsinden karşılaştırmalı olarak yapılan sertlik ölçüm sonuçları Şekil 5.26'da verilmiştir.

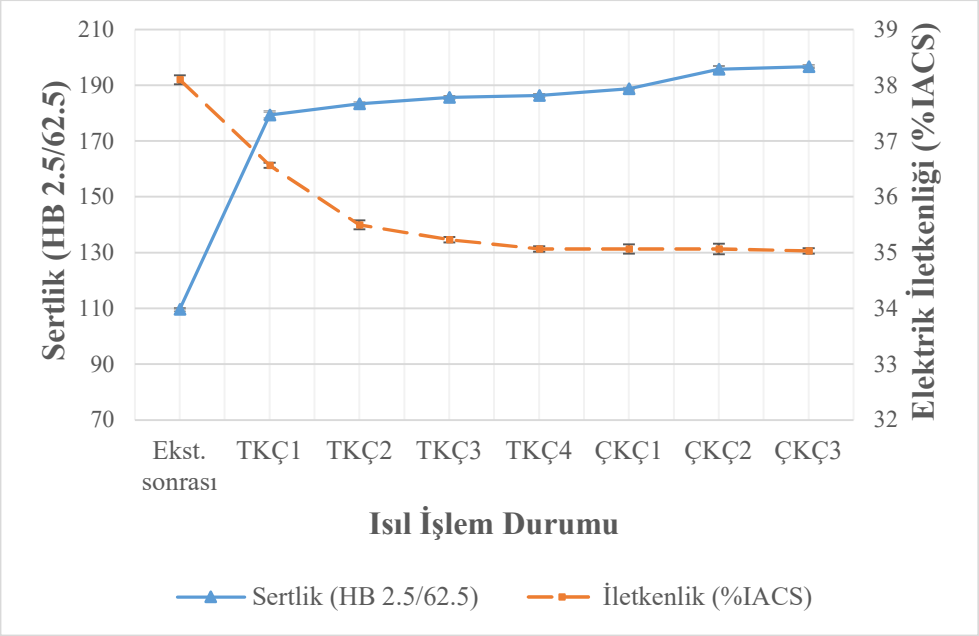


Şekil 5.26 Farklı çözeltiye alma koşulları sonrası yaşlandırma uygulanan numunelerin sertlik değişimi

Ekstrüzyon sonrası 109 HB sertlik değerine sahip olan profil, TKÇ1 ısıl işlem koşulları sonrasında 179 HB sertlik değerine ulaşmıştır. Tek kademeli olarak uygulanan çözeltiye alma ve devamında uygulan yaşlandırma sonrasında sertlik değerlerinde az da olsa artış eğimi gözlenmiş ve TKÇ4 numunesinde 186 HB sertlik değeri elde edilmiştir. Çift kademli olarak çözeltiye alınan numunelerin yaşlandırma sonucu sertlik değerinin ise 196 HB seviyesine ulaştığı tespit

edilmiştir. Vicker's ölçümlerinde ise benzer bir artış eğrisi ile ÇKÇ3 numunesinde 201 HV sertlik değeri ölçülmüştür.

Yaşlandırma sonrası ölçülen sertlik ve iletkenlik değerleri karşılaştırmalı olarak Şekil 5.27'de görülmektedir.

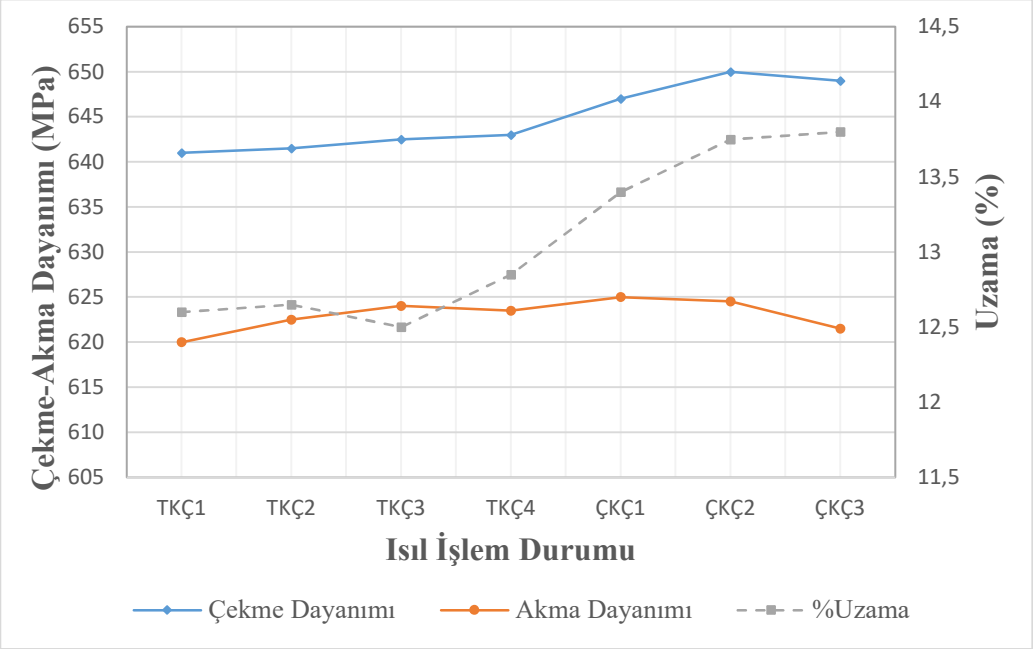


Şekil 5.27 Farklı çözeltiye alma koşulları sonrası yaşlandırma uygulanan numunelerin sertlik ve iletkenlik değişimleri

Sertlik ve elektrik iletkenliği sonuçları birlikte değerlendirildiğine, ekstrüzyon sonrası verilerine göre sertlik değerinde artış gözlemlenirken iletkenlik değerinde ise TKÇ4 numunesine kadar düzenli bir düşüş tespit edilmiştir. Ekstrüzyon sonrası yavaş soğuma ve doğal yaşlanma sürecine bağlı olarak yapıda kaba formda bulunan çökeltilerin, çözeltiye alma, ani soğutma ve devamında uygulanan yapay yaşlandırma süreçleri ile boyut ve dağılımının değiştiği tespit edilmiştir. Bu değişim, malzemede düşük sertlik ve yüksek iletkenlik değeri ile belirlenmiştir. Isıl işlem öncesi yapıda bulunan tüm çökeltilerin çözeltiye alınma sürecinin sonuna kadar iletkenlik düşüşü devam etmiştir. ÇKÇ1 numunesinden itibaren sertlik artışı görülmesine karşın, elektrik iletkenlik değerinde değişim olmamış, TKÇ4 numunesinden itibaren iletkenlik değeri 35 %IACS seviyelerinde ölçülmüştür. Alaşım grubu için AMS standardı isterlerinden biri olan elektrik iletkenliğinin, yaşlanma sonrası sertlik değeri ile ters orantılı değişmesi beklenmektedir. 196 HB ile en yüksek sertlik değerinin ölçüldüğü ÇKÇ4 koşullarında, iletkenliğin sabit

kalması, tane sınırlarında bulunan S fazının boyutların küçülmesi ile ilişkilendirilmiştir.

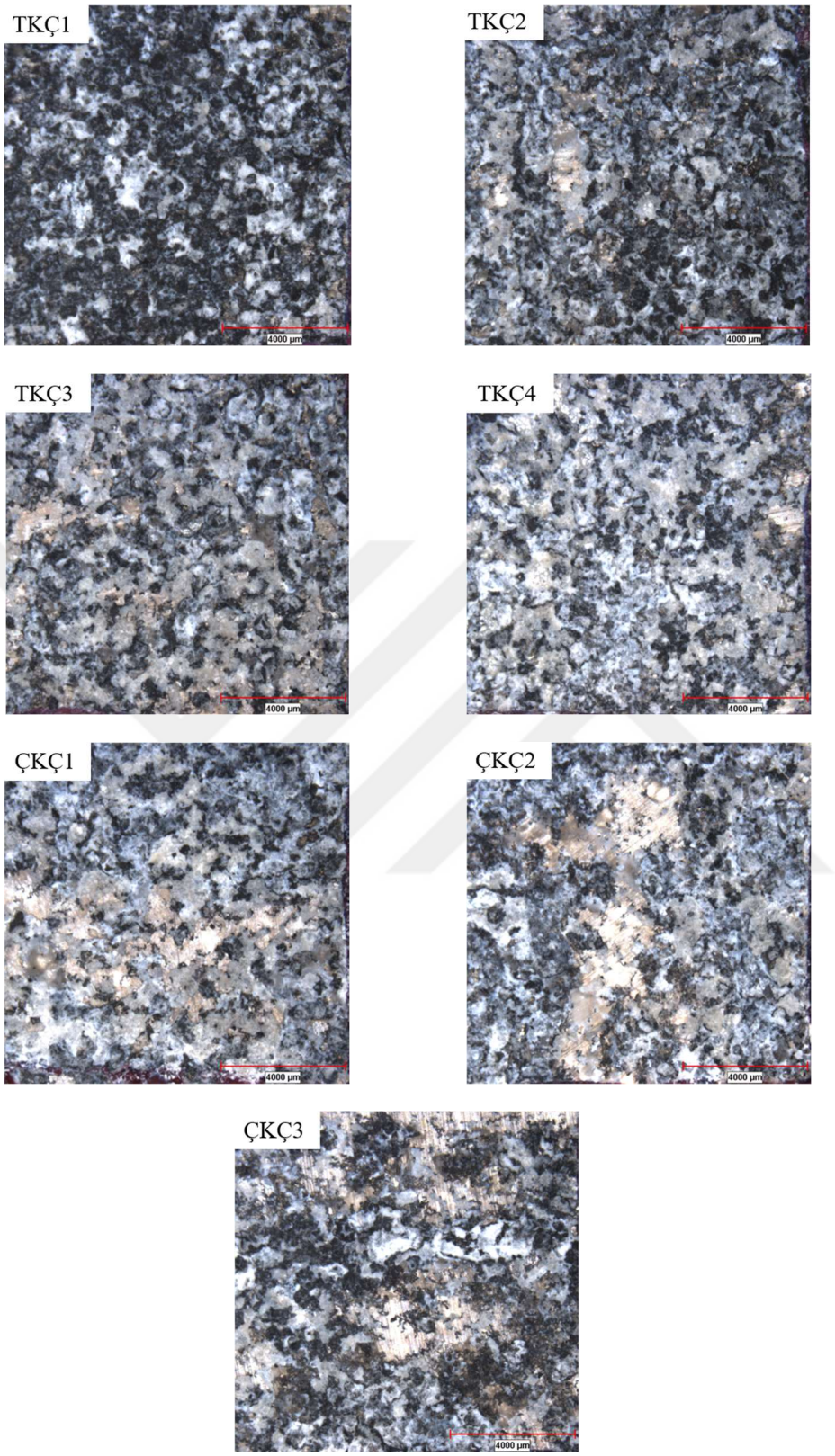
Uygulanan ısıl işlemler sonrası, alaşımdaki mekanik özellik değişimi, sertlik ve çekme testleri ile tespit edilmiştir. Tüm ısıl işlem durumları için gerçekleştirilen çekme testi sonuçları Şekil 5.28'de görülmektedir.



Şekil 5.28 Yaşlandırma sonrası numunelere uygulan çekme testi sonuçları

Çekme testi sonuçları değerlendirildiğinde TKÇ3 numunesi haricinde artan çözeltiye alma süreleri ile çekme ve akma dayanımında artış, % uzama değerinde ise azalma görülmektedir. ÇKÇ3 numunesinde çekme ve akma dayanımında az da olsa düşüş gözlemlenmiştir. Maksimum sertlik değerinin elde edildiği ÇKÇ3 numunesinde bu düşüş tane yapısındaki kabalaşmaya bağlı olarak ortaya çıkmıştır.

Isıl işlem durumlarına bağlı olarak korozyon dayanımları tabakalaşma ve taneler arası korozyon testi ile tespit edilmiştir. Profillere uygulanan tabakalaşma korozyon testi sonrası yüzeyden alınan makro görüntüler Şekil 5.29'da, kesitten yapılan inceleme ve ölçümler ise Şekil 5.30'da verilmiştir.

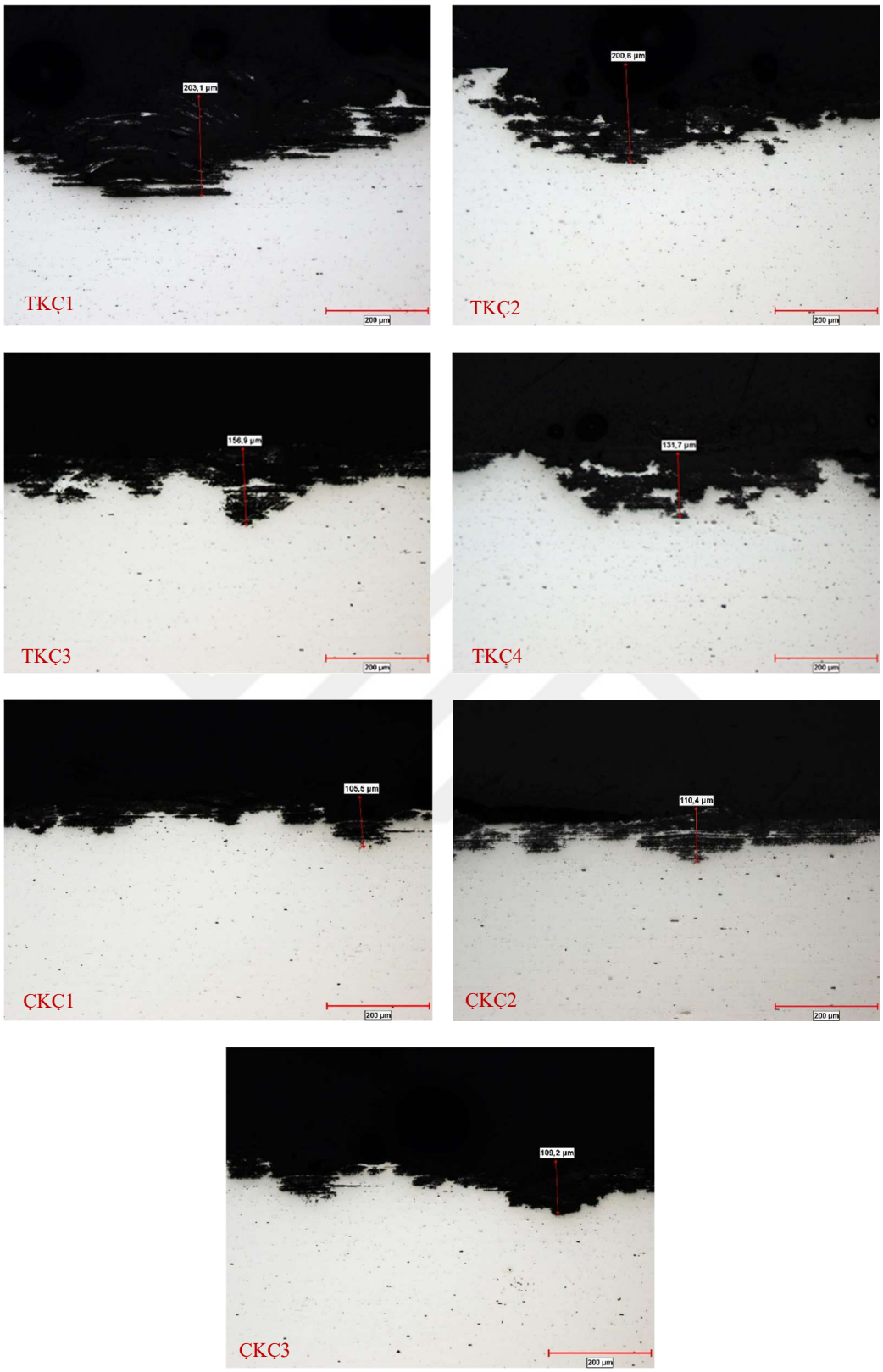


Şekil 5.29 Profillere uygulanan tabakalaşma korozyon testi sonrası makro görüntüler

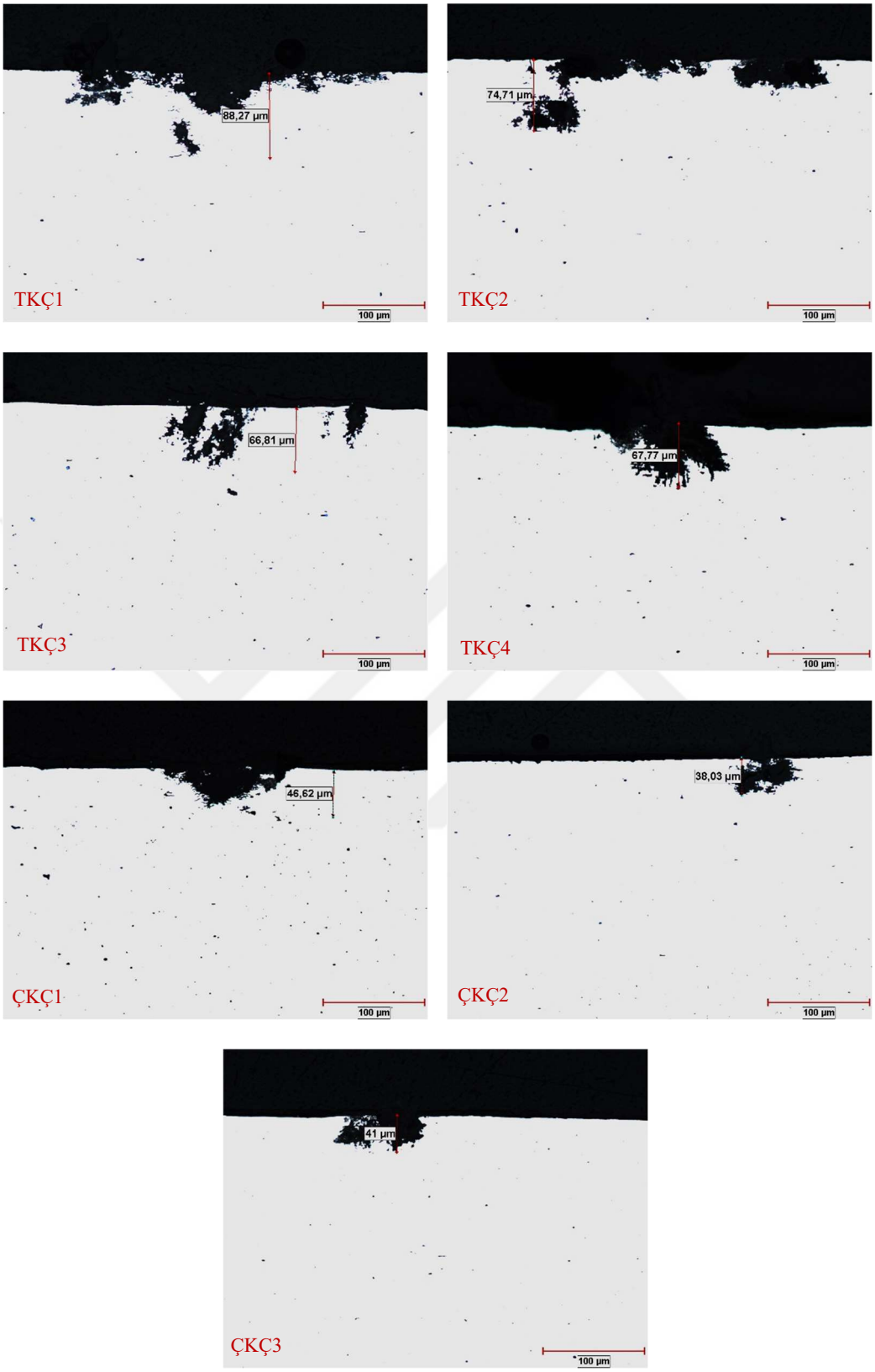
Tabakalaşma korozyon testi uygulanan numunelerin makro görüntüleri incelendiğinde, TKÇ1 ve TKÇ2 numunesinde daha yoğun tabakalaşma oluştuğu dikkat çekmektedir. TKÇ1 hariç diğer numunelerde değişken miktarlarda olmakla birlikte, korozyon meydana gelmeyen alanlar bulunmaktadır. Çift kademeli çözeltiye alma ısıl işlemi ardından yaşlandırılan numunelerde korozyona uğramayan alan miktarı daha fazladır. ASTM G34 standardı Şekil 2'de bulunan görsellere göre, bunun EB sınıfına ait olduğu sonucuna varılabilir.

Korozyonun tabakası derinliğinin tespiti için, kesitten mikroyapı incelemesi yapılmıştır. Korozyona uğrayan tüm kesit incelenmiş ve tespit edilen maksimum korozyon derinlikleri ölçülmüştür. 100X büyütmede alınan görüntüler ve ölçülen derinlik değerleri görüntüleri Şekil 5.30'da verilmiştir.

Tüm ısıl işlem durumları sonrası tabakalaşma derinlikleri değerlendirildiğinde TKÇ1 ve TKÇ2 numunelerinde 200 µm seviyelerine kadar oluşan korozyon bölgeleri tespit edilmiştir. TKÇ4 numunesinden itibaren tabakalaşma korozyonunun şiddetinin azaldığı ve ortalama değerinin 100 µm olduğu belirlenmiştir.



Şekil 5.30 Profillere uygulanan tabakalaşma korozyon testi sonrası kesit görüntüleri



Şekil 5.31 Profillere uygulanan taneler arası korozyon testi sonrası kesit görüntüleri

Taneler arası korozyon testi uygulan numunelerin kesit mikroyapı görüntüleri ve korozyon derinlikleri Şekil 5.31'de görülmektedir.

Taneler arası korozyon derinlikleri incelendiğinde TKÇ1 ve TKÇ2 numunesinde 80 µm seviyelerinde tespit edilen korozyon derinliği, artan çözeltiye alma süreleri ile azalma göstermiş ve korozyon derinliğinin 40 µm'ye kadar değiştiği gözlemlenmiştir.

Tabakalaşma korozyonu ve taneler arası korozyon deney sonuçları değerlendirildiğinde, intermetalik fazların boyut ve dağılımlarının korozyon dayanımı üzerinde de etkili olduğu belirlenmiştir.

6
SONUÇ

Bu tez çalışması kapsamında, yüksek dayanımlı yeni nesil 7XXX serisi alüminyum alaşımlarından AA7055'in, döküm aşamasından itibaren tüm üretim ve ısıl işlem süreçlerinin tasarımı ve karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Çalışmalara DC döküm tekniğiyle biyet üretilerek başlanmış, döküm yapısının karakterizasyonu sonrası homojenizasyon ısıl işlem deney parametreleri belirlenmiştir. Farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanan homojenizasyon sonrası mikroyapı incelemeleri, sertlik ve elektrik iletkenliği ölçümleriyle birlikte ısıl analiz sonuçları da kullanılarak değerlendirilmiştir. Çalışmanın devamında, homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmış biyetler ile ekstrüzyon prosesi gerçekleştirilmiş ve dikdörtgen kesitli lama formunda profil üretilmiştir. Üretilen profillere de ısıl analiz sonuçlarına uygun şekilde çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanmıştır. Yapılan çalışmalardan elde edilen bulgular aşağıda özetlenmiştir:

- Yüksek alaşım elementi içeriğine bağlı olarak, katılaşma sonrası mikroyapıda yoğun segregasyon ve tane sınırlarında düşük ergimeye sahip intermetalik T/η fazı oluşumu gözlemlenmiştir.
- Isıl analiz yöntemi kullanılarak ideal homojenizasyon sıcaklığı belirlenmiş ve ilk etapta tek kademeli olarak 460 °C'de 2-48 saat aralığında homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmıştır. Homojenizasyon sırasında T fazının çözünme sürecinin düşük sıcaklarda ve erken evrelerde gerçekleştiği görülmüştür. Homojenizasyon ısıl işleminin ilerleyen evrelerinde T fazının, daha yüksek ötektik ergime sıcaklığına sahip S fazına dönüştüğü ve S fazının 460 °C'de 48 saatin sonunda çözünmediği tespit edilmiştir.
- S fazının ideal çözünme şartlarını belirleyebilmek amacıyla, DSC analizi ile belirlenen daha yüksek sıcaklıkta ikinci adım homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmıştır. Homojenizasyon işleminin ilk adımında 460 °C 12 saat ve 24 saat homojenizasyon uygulanan numunelere, ikinci adımında 475 °C'de 30 dakika, 1 ve 2 saat süreleri uygulanmıştır.

- Uygulanan tüm homojenizasyon ısıl işlemleri sonrasında, mikroyapı incelemeleri ve ısıl analiz yöntemi ile hesaplanan fazların oluşum entalpileri değerlendirildiğinde, bu alaşım için tek kademeli homojenizasyonun yetersiz olduğu, buna karşın 460 °C 24 saat + 475 °C 2 saat ile uygulanan çift kademeli ısıl işlem ile en ideal homojenizasyon dönüşümüne ulaşıldığı görülmüştür.
- Katılaşma sırasında oluşan Al_7Cu_2Fe intermetalik fazın, demirin düşük seviyedeki difüzyonu nedeniyle, homojenizasyon ısıl işlemleri sonrasında da yapıda varlığını sürdürdüğü görülmüştür. Şekillendirme ve mekanik özellikler üzerinde olumsuz etkileri olduğu bilinen bu fazın miktarını kontrol atına alabilmek için, alaşımda demir içeriğini en düşük seviyede tutmanın gerekli olduğu tespit edilmiştir.
- Ekstrüzyon sonrası elde edilen profillerin mikroyapı incelemelerinde, şekillenme sonrası soğuma hızına bağlı olarak T/η fazının tane sınırı ve tane içerisinde çökeldiği belirlenmiştir.
- Profil ısıl işleminin ilk adımı olan çözeltiye alma işlem sıcaklığı ve süresi, homojenizasyona benzer bir yaklaşımla, ısıl analiz yöntemi kullanılarak belirlenmiş, yöntem tek ve çift kademeli olarak tasarlanmıştır. Farklı sıcaklık ve sürelerde çözeltiye alma ve devamında uygulanan yaşlandırma işlemi sonrasında malzemenin mekanik özellikleri, çekme ve sertlik deneyleri ile belirlenmiştir. Gerçekleştirilen sertlik deneylerinde, 460 °C 4 saat + 475 °C 2 saat çözeltiye alma ve sonrasında 120 °C 5 saat + 160 °C 12 saat yaşlandırma koşullarında 196 HB ile en yüksek sertlik değeri elde edilmiştir. Çekme testi sonuçlarında ise en yüksek akma, çekme ve %uzama değerine, 460 °C 4 saat + 475 °C 1 saat çözeltiye alma şartları ile ulaşılmıştır. İkinci adımda 475 °C 2 saat süreyle uygulanan çözeltiye almanın, sertlik değerinde artışın devam etmesine etkisi olurken, tane kabalaşması nedeniyle çekme dayanımı değerlerinde tekrar düşme olduğu görülmüştür.
- Farklı koşullarda uygulanan çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemi sonrasında fiziksel özellik değişimleri, iletkenlik ve korozyon deneyleri ile belirlenmiştir. Çözeltiye alma sırasında da $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ fazının $S(Al_2CuMg)$ fazına dönüşümü nedeniyle çift kademeli ısıl işlemin,

dokudaki fazların boyut ve dağılımında etkili olduğu tespit edilmiştir. Bu etkinin malzemenin ayrıca, korozyon dayanımına karşı davranışıyla ilişkilendirildiği de ortaya çıkarılmıştır. Çift kademeli çözeltiye alma işlemi ile elde edilen korozyon derinliklerinin tek kademeli işlemlere göre daha düşük seviyelerde olduğu belirlenmiştir.

- Uygulanan çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri sonrasında gerçekleştirilen deneysel sonuçlar değerlendirildiğinde, hem ikincil fazların çözünme davranışı, hem de tane yapısının mekanik özelliklerde düşüşe neden olmayacağı seviyede korunduğu ideal çözeltiye alma ısıl işlem koşulu, 460 °C 4 saat + 475 °C 1 saat olarak belirlenmiştir.

Tüm deneysel sonuçlar değerlendirildiğinde, AA7055 alaşımında bulunan fazların çözünme davranışlarında, kademeli homojenizasyon ve çözeltiye alma ısıl işleminin etkili olduğu tespit edilmiştir.

Özel alaşım ve üretim süreçlerinin optimizasyonunda malzemenin doğru yöntemle karakterizasyonu, proses ve ısıl işlem tasarımı açısından önemlidir. Yüksek alaşım elementi içeriğine sahip ve fazların dönüşüm mekanizması ile çözündüğü bu tarz alaşımlarda, ısıl işlem ve proses parametreleri belirlemek için, mikroyapı karakterizasyonu ile birlikte DSC analizinin de endüstriyel uygulamalarda kullanılması önerilmektedir.

KAYNAKÇA

[1] C. Mondal and A. K. Mukhopadhyay, "On the nature of T($Al_2Mg_3Zn_3$) and S(Al_2CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 391, no. 1–2, pp. 367–376, Jan. 2005, doi: 10.1016/j.msea.2004.09.013.

[2] B. Stojanovic, M. Bukvic and I. Epler, "Application of aluminium and aluminium alloys in engineering," *Appl. Eng. Lett.,* vol. 3, no. 2, pp. 52–62, Jan. 2018, doi: 10.18485/aeletters.2018.3.2.2.

[3] X.-Z. Wu, D.-H. Xiao, Z.-M. Zhu, X.-X. Li and K.-H. Chen, "Effects of Cu/Mg ratio on microstructure and properties of AA7085 alloys," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 24, no. 7, pp. 2054–2060, Jul. 2014, doi: 10.1016/s1003-6326(14)63311-2.

[4] Y. Li, Y. L. Deng, S. T. Fan, X. B. Guo, K. D. Jiang, Z. Zhang and L. Sun, "An in-situ study on the dissolution of intermetallic compounds in the Al–Zn–Mg–Cu alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 829, p. 154612, Mar. 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.154612.

[5] W. S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A. J. Wittebrood, P. De Smet, A. Haszler and A. Vieregge, "Recent development in aluminium alloys for the automotive industry," *Mater. Sci. Eng. A*, , vol. 280, no. 1, pp. 37–49, Mar. 2000, doi: 10.1016/s0921-5093(99)00653-x.

[6] M. M. Sharma, "Microstructural and mechanical characterization of various modified 7XXX series spray formed alloys," *Mater. Charact.*, vol. 59, no. 1, pp. 91–99, Jan. 2008, doi: 10.1016/j.matchar.2007.01.013.

[7] Q. Meng and G. S. Frankel, "Effect of Cu Content on Corrosion Behavior of 7XXX Series Aluminium Alloys," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 151, no. 5, p. B271, Jan. 2004, doi: 10.1149/1.1695385.

[8] A. Garner, R. Euesden, Y. Yao, Y. Aboura, H. Zhao, J. Donoghue, M. Curioni, B. Gault, P. Shanthraj, Z. Barrett, C. Engel, T. L. Burnett, and P. B. Prangnell, "Multiscale analysis of grain boundary microstructure in high strength 7XXX Al alloys," *Acta Mater.*, vol. 202, pp. 190–210, Oct. 2020, doi: 10.1016/j.actamat.2020.10.021.

[9] M. Kang and C. Kim, "A review of joining processes for high strength 7XXX series aluminium alloys," *J. Weld. Join.*, vol. 35, no. 6, pp. 79–88, Nov. 2017, doi: 10.5781/jwj.2017.35.6.12.

[10] Y. Wang, L. Hou, H. Su, Q. Tian, K. Yu, D. Eskin, L. Katgerman and L. Zhuang, "Tuning homogenization of high-strength aluminium alloys through thermodynamic alloying approach," *Mater. Des.*, vol. 221, p. 110975, Jul. 2022, doi: 10.1016/j.matdes.2022.110975.

[11] A. Ghosh and M. Ghosh, "Microstructure and texture development of 7075 alloy during homogenisation," *Philos. Mag. A,* vol. 98, no. 16, pp. 1470–1490, Feb. 2018, doi: 10.1080/14786435.2018.1439596.

[12] F.-G. Cong, G. Zhao, F. Jiang, N. Tian and R.-F. Li, "Effect of homogenization treatment on microstructure and mechanical properties of

DC cast 7X50 aluminium alloy," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 25, no. 4, pp. 1027–1034, Apr. 2015, doi: 10.1016/s1003-6326(15)63694-9.

[13] P. Priya, D. R. Johnson and M. J. M. Krane, "Modeling phase transformation kinetics during homogenization of aluminium alloy 7050," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 138, pp. 277–287, Jul. 2017, doi: 10.1016/j.commatsci.2017.06.043.

[14] P. Priya, "Microstructural evolution during the homogenization heat treatment of 6XXX and 7XXX aluminium alloys," Ph.D. dissertation, Dept. Mater. Eng., PU, West Lafayette, IN, USA, 2016. [Online]. Erişim: https://docs.lib.purdue.edu/cgi/viewcontent.cgi?article=19007&context=dissertations

[15] X. Lv, E. Guo, Z. Li and G. Wang, "Research on microstructure in as-cast 7A55 aluminium alloy and its evolution during homogenization," *Rare Metals*, vol. 30, no. 6, pp. 664–668, Dec. 2011, doi: 10.1007/s12598-011-0446-7.

[16] G. Angella, A. Di Schino, R. Donnini, M. Richetta, C. Testani and A. Varone, "AA7050 Al alloy hot-forging process for improved fracture toughness properties," *Metals*, vol. 9, no. 1, p. 64, Jan. 2019, doi: 10.3390/met9010064.

[17] A. Karaaslan, *Mühendislik Alaşımları için Faz Diyagramları*, Istanbul, Türkiye: Literatür Yayınları, 2010.

[18] J. Wang and F. Li, "Research status and prospective properties of the Al-Zn-Mg-Cu series aluminium alloys," *Metals*, vol. 13, no. 8, p. 1329, Jul. 2023, doi: 10.3390/met13081329.

[19] Y. Li, Y. Zhang, S. Han, Q. Wang and N. XiaoYu, "Research on the effect of aging time on the microstructure of 7055 aluminium alloy," *Vacuum*, vol. 171, p. 108944, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.vacuum.2019.108944.

[20] Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği, "TALSAD: Dünyada ve Türkiye'de Alüminyum 2020 Yılı Raporu (Özet)," İstanbul, Türkiye, 2020. [Online]. Erişim: https://talsad.org.tr/wp-content/uploads/2021/06/TALSAD_Aluminyum_Sektor_Raporu_2020_Ozet_compressed.pdf

[21] P. Leo and E. Cerri, "Pure 7000 alloys: microstructure, heat treatments and hot working," in *Aluminium Alloys - New Trends in Fabrication and Applications*, Z. Ahmad, Ed., London, UK: InTech, 2012, ch 10, pp. 255-273. doi: 10.5772/51489.

[22] S. Ma, Y. Sun, H. Wang, X. Lü, M. Qian, Y. Ma, C. Zhang and B. Liu "Effect of a minor Sr modifier on the microstructures and mechanical properties of 7075 T6 Al alloys," *Metals*, vol. 7, no. 1, p. 13, Jan. 2017, doi: 10.3390/met7010013.

[23] A. E. Hughes, N. Birbilis, J. M. C. Mol, S. J. Garcia, X. Zhou and G. E.Thompson, "High strength Al-alloys: microstructure, corrosion and principles of protection," in *Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*, Z. Ahmad, Ed., London, UK: InTech, 2011, ch 10, pp. 241-262. doi: 10.5772/18766.

[24] R. B. C. Cayless, “Alloy and temper designation systems for aluminium and aluminium alloys,” in *ASM Handbook, Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM Handbook Committee, ASM International eBooks, 1990, pp. 15–28. doi: 10.31399/asm.hb.v02.a0001058.

[25] E. F. Ozdogru, “The effect of chemical composition on EN AW 6XXX series aluminium alloys,” in *Recent Advancements in Aluminium Alloys*, S. Rajendrachari, Ed., London, UK: InTech, 2024, ch 10, pp. 1-14, doi: 10.5772/intechopen.110218.

[26] J. R. Davis, *ASM Specialty Handbook: Aluminium and Aluminium Alloys*, Materials Park, OH, USA: ASM International, 1993.

[27] G. Sha and A. Cerezo, “Characterization of precipitates in an aged 7XXX series Al alloy,” *Surf. Interface Anal.*, vol. 36, no. 5–6, pp. 564–568, May 2004, doi: 10.1002/sia.1702.

[28] P. Zhang, Y. Li, Y. Liu, Y. Zhang and J. Liu, “Analysis of the microhardness, mechanical properties and electrical conductivity of 7055 aluminium alloy,” *Vacuum*, vol. 171, p. 109005, Oct. 2019, doi: 10.1016/j.vacuum.2019.109005.

[29] P. Rambabu, N. E. Prasad, V. V. Kutumbarao, and R. J. H. Wanhill, “Aluminium alloys for aerospace applications,” in *Aerospace Materials and Material Technologies Vol. 1 Aerospace Materials, Indian Institute of Metals Series*, N. E. Prasad and R. J. H. Wanhill, Eds. Singapore, Springer Nature Singapore Pte Ltd , 2016, part 1, pp. 29–52. doi: 10.1007/978-981-10-2134-3_2.

[30] *Aluminium and Aluminium Alloys - Wrought Products - Temper Designations*, EN ISO 515: 2017, CEN- European Committee For Standardization, Brussels, Belgium, Mar. 01, 2017.

[31] Y.-G. Liao, X.-Q. Han, M.-X. Zeng and M. Jin, “Influence of Cu on microstructure and tensile properties of 7XXX series aluminium alloy,” *Mater. Des.*, vol. 66, part B, pp. 581–586, May 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.05.003.

[32] A. Azarniya, A. K. Taheri and K. K. Taheri, “Recent advances in ageing of 7XXX series aluminium alloys: a physical metallurgy perspective,” *J. Alloys Compd.*, vol. 781, pp. 945–983, Apr. 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.11.286.

[33] M. Zhang, S. Liu, J. Jiang, W. Wei, J. Tang and C. Bao, “Effect of Cu content on quenching sensitivity relative to exfoliation corrosion susceptibility of Al-Zn-Mg-(Cu) alloys,” *Mater. Charact.*, vol. 194, p. 112476, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.matchar.2022.112476.

[34] Y. Dai, L. Yan and J. Hao, “Review on micro-alloying and preparation method of 7XXX series aluminium alloys: progresses and prospects,” *Materials*, vol. 15, no. 3, p. 1216, Feb. 2022, doi: 10.3390/ma15031216.

[35] M. M. Tash. (2015). “Effect of Be, Zr and heat treatment on mechanical behavior of cast Al-Mg-Zn-Cu Alloys (7075),” in *Int. Conf. on Mater. Eng. and Technol. (ICMET 2015)* in IJMME, vol. 9, no. 1, pp. 180–188, Jan. 2015, [Online]. Erişim: https://publications.waset.org/10000583/pdf

[36] Z. Kwak, S. Rzadkosz, A. Garbacz-Klempka, M. Perek-Nowak and W. Krok, “The Properties of 7XXX series alloys formed by alloying additions,” *Arch. Foundry Eng.*, vol. 15, no. 2, pp. 59–64, Jun. 2015, doi: 10.1515/afe-2015-0039.

[37] Z. Wang, Q. Pu, Y. Li, P. Xia, J. Geng, X. Li, M. Wang, D. Chen and H. Wang, “Microstructures and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloy with the combined addition of Ti and Zr,” *J. Mater. Res. Technol.,* vol. 22, pp. 747–761, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.11.106.

[38] K. Huang, Q. Feng, W. Zhou, L. Huang, J. Xiang, N. Luo, K. Han, Y. Zhu and Y. Wei, “Effects of Sc addition on microstructure, mechanical and corrosion resistance properties of 7055 Al alloy,” *Mater. Res. Express*, vol. 8, no. 4, p. 046534, Apr. 2021, doi: 10.1088/2053-1591/abf9fa.

[39] W.-B. Li, Q.-L. Pan, Y.-P. Xiao, Y.-B. He and X.-Y. Liu, “Microstructural evolution of ultra-high strength Al-Zn-Cu-Mg-Zr alloy containing Sc during homogenization,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 21, no. 10, pp. 2127–2133, Oct. 2011, doi: 10.1016/s1003-6326(11)60984-9.

[40] C.-Y. Liu, G.-B. Teng, Z.-Y. Ma, L.-L. Wei, W.-B. Zhou, H.-F. Huang and H.-Q. Qi, “Mechanical properties and thermal stability of 7055 Al alloy by minor Sc addition,” *Rare Metals*, vol. 39, no. 6, pp. 725–732, Jan. 2019, doi: 10.1007/s12598-018-1190-z.

[41] Q. Li, X. Zhang, C. Guo and J. Qiao, “Effect of multistage solution aging heat treatment on mechanical properties and precipitated phase characteristics of high-strength toughened 7055 alloy,” *Materials*, vol. 17, no. 8, p. 1754, Apr. 2024, doi: 10.3390/ma17081754.

[42] R. Branco, F. Berto, and A. Kotousov, *Mechanical Behaviour of Aluminium Alloys*, in printed edition of the special issue published in *Applied Sciences*, Basel, Switzerland: MDPI, 2018, doi:10.3390/books978-3-03897-321-8.

[43] B. Zhou, B. Liu and S. Zhang, “The advancement of 7XXX series aluminium alloys for aircraft structures: a review,” *Metals*, vol. 11, no. 5, p. 718, Apr. 2021, doi: 10.3390/met11050718.

[44] A. D. Isadare, B. Aremo, M. O. Adeoye, O. J. Olawale and M. D. Shittu, “Effect of heat treatment on some mechanical properties of 7075 aluminium alloy,” *Mater. Res.*, vol. 16, no. 1, pp. 190–194, Dec. 2012, doi: 10.1590/s1516-14392012005000167.

[45] M. Dixit, R. S. Mishra and K. K. Sankaran, “Structure–property correlations in Al 7050 and Al 7055 high-strength aluminium alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 478, no. 1–2, pp. 163–172, Apr. 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.05.116.

[46] W. Kai, X. Baiqing, Z. Yongan, W. Guojun, L. Xiwu, L. Zhihui, H. Shuhui and L. Hongwei, "Microstructure evolution of a high zinc containing Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization," *Rare Metal Mater. Eng.*, vol. 46, no. 4, pp. 928–934, Apr. 2017, doi: 10.1016/s1875-5372(17)30124-8.

[47] C. Mondal, A. K. Mukhopadhyay, T. Raghu and V. K. Varma, "Tensile properties of peak aged 7055 aluminium alloy extrusions," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 454–455, pp. 673–678, Dec. 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.10.138.

[48] M. Ashjari and A. J. Feizi, "7XXX aluminium alloys; strengthening mechanisms and heat treatment: a review," *Mater. Sci. Eng. Int. J.*, vol. 2, no. 2, Apr. 2018, doi: 10.15406/mseij.2018.02.00034.

[49] S. Chen, J. Li, G.-Y. Hu, K. Chen and L. Huang, "Effect of Zn/Mg ratios on SCC, electrochemical corrosion properties and microstructure of Al-Zn-Mg alloy," *J. Alloys Compd.,* vol. 757, pp. 259–264, May 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.05.063.

[50] B. Liao, X. Wu, L. Cao, G. Huang, Z. Wang, and Q. Liu, "The microstructural evolution of aluminium alloy 7055 manufactured by hot thermo-mechanical process," *J. Alloys Compd.,* , vol. 796, pp. 103–110, May 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.05.054.

[51] H. She, D. Shu, A. Dong, J. Wang, B. Sun and H. Lai, "Relationship of particle stimulated nucleation, recrystallization and mechanical properties responding to Fe and Si contents in hot-extruded 7055 aluminium alloys," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 35, no. 11, pp. 2570–2581, Jul. 2019, doi: 10.1016/j.jmst.2019.07.014.

[52] L. Stemper, M.A. Tunes, R.Tosone, P.J. Uggowitzer and Z. Pogatscher, "On the potential of aluminium crossover allos," *Progress in Materials Science,* vol. 124, Feb. 2022, doi: 10.1016/j.pmatsci.2021.100873.

[53] J. A. Österreicher, G. Kirov, S. S. A. Gerstl, E. Mukeli, F. Grabner and M. Kumar, "Stabilization of 7XXX aluminium alloys," *J. Alloys Compd*, vol. 740, pp. 167–173, Jan. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.01.003.

[54] N. A. Belov, D. G. Eskin and A. A. Aksenov, "Alloys with a high content of zinc," in *Multicomponent Phase Diagrams Applications for Commercial Aluminum Alloys*, Amsterdam, Netherlands: Elsevier Science, 2005, ch 6, pp. 193-222. doi: 10.1016/b978-008044537-3/50006-8.

[55] Y. Dai, L. Yan and J. Hao, "Review on progress of 7XXX series aluminium alloy materials," *Preprints*, 2021110271, Nov. 2021, doi: 10.20944/preprints202111.0271.v1.

[56] A. K. Mukhopadhyay, "Microstructure and properties of high strength aluminium alloys for structural applications," *Trans. Indian. Inst. Met.*, vol. 62, no. 2, pp. 113–122, Apr. 2009, doi: 10.1007/s12666-009-0015-z.

[57] J. Liu and M. Kulak, "A new paradigm in the design of aluminium alloys for aerospace applications," *Mater. Sci. Forum*, vol. 331–337, pp. 127–142, May 2000, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.331-337.127.

[58] P. Rambabu, N. E. Prasad, V. V. Kutumbarao, and R. J. H. Wanhill, "Aluminium alloys for aerospace applications," in *Aerospace Materials and Material Technologies Vol. 1 Aerospace Materials, Indian Institute of Metals Series*, N. E. Prasad and R. J. H. Wanhill, Eds. Singapore, Springer Nature Singapore Pte Ltd , 2016, part 1, pp. 29–52. doi: 10.1007/978-981-10-2134-3_2.

[59] P. A. Rometsch, Y. Zhang and S. Knight, "Heat treatment of 7XXX series aluminium alloys—Some recent developments," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 24, no. 7, pp. 2003–2017, Jul. 2014, doi: 10.1016/s1003-6326(14)63306-9.

[60] Y. Sun, "Microstructure evolution in 6XXX and 7XXX aluminium alloys during extrusion and related heat treatments," Ph.D. dissertation, Dept. Mater. Eng., PU, West Lafayette, IN, USA, 2017. [Online]. Erişim: https://docs.lib.purdue.edu/open_access_dissertations/1645

[61] J. S. Coleman. "Numerical modeling of equiaxed solidification in direct chill casting," Ph.D. dissertation, Dept. Mater. Eng., PU, West Lafayette, IN, USA, 30505542, 2020. [Online]. Erişim: https://www.proquest.com /docview/2838333546.

[62] Wagstaff Inc. "Billet Casting in Unlimited Size and Alloy Combinations." wagstaff.com. Erişim: Jun. 1, 2024. [Online] Erişim: https://www.wagstaff.com/Wagstaff/Products/Billet-Casting.htm

[63] V. Hatič, B. Mavrič and B. Šarler, "Simulation of macrosegregation in direct-chill casting—a model based on meshless diffuse approximate method," *Eng. Anal. Bound. Elem.*, vol. 113, pp. 191–203, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.enganabound.2019.12.006.

[64] H. Wang, J. Xu, Y. Kang, M. Tang and Z. Zhang, "Study on inhomogeneous characteristics and optimize homogenization treatment parameter for large size DC ingots of Al–Zn–Mg–Cu alloys," *J. Alloys Compd*, vol. 585, pp. 19–24, Sep. 2013, doi: 10.1016/j.jallcom.2013.09.139.

[65] L. Z. He, X. H. Li and J. Z. Cui, "Effect of high magnetic field on phase transformation of 7055 alloy during homogenization," *Adv. Mater. Res.*, vol. 189–193, pp. 4472–4476, Feb. 2011, doi: 10.4028/www.scientific.net/amr.189-193.4472.

[66] J. Shin, T. Kim, D. Kim, D. Kim and K. Kim, "Castability and mechanical properties of new 7XXX aluminium alloys for automotive chassis/body applications," *J. Alloys Compd*, vol. 698, pp. 577–590, Dec. 2016, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.12.269.

[67] S. Lim, I. Eun, and S. Nam, "Control of equilibrium phases (M,T,S) in the modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications," *Mater. Trans.*, vol. 44, no. 1, pp. 181–187, Jan. 2003, doi: 10.2320/matertrans.44.181.

[68] Y. Xu, Z. Zhang, Z. Gao, Y. Bai, P. Zhao and W. Mao, "Effect of main elements (Zn、Mg and Cu) on the microstructure, castability and mechanical properties of 7XXX series aluminium alloys with Zr and Sc," *Mater. Charact.*, vol. 182, p. 111559, Oct. 2021, doi: 10.1016/j.matchar.2021.111559.

[69] W. X. Shu, L. G. Hou, J. C. Liu, C. Zhang, F. Zhang, J. T. Liu, L. Z. Zhuang and J. S. Zhang, "Solidification paths and phase components at high temperatures of high-Zn Al-Zn-Mg-Cu alloys with different Mg and Cu contents," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 46, no. 11, pp. 5375–5392, Jul. 2015, doi: 10.1007/s11661-015-3050-x.

[70] A. Woźnicki, B. Leszczyńska-Madej, G. Włoch, J. Grzyb, J. Madura and D. Leśniak, "Homogenization of 7075 and 7049 aluminium alloys intended for extrusion welding," *Metals*, vol. 11, no. 2, p. 338, Feb. 2021, doi: 10.3390/met11020338.

[71] P. Jia, Y. Cao, Y. Geng, L. He, N. Xiao and J. Cui, "Studies on the microstructures and properties in phase transformation of homogenized 7050 alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 612, pp. 335–342, Aug. 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.06.027.

[72] Y. Wang, L. Hou, H. Su, Q. Tian, K. Yu, D. Eskin, L. Katgerman and L. Zhuang, "Tuning homogenization of high-strength aluminium alloys through thermodynamic alloying approach," *Mater. Des.,* vol. 221, p. 110975, Jul. 2022, doi: 10.1016/j.matdes.2022.110975.

[73] Y. Deng, Z. Yin and F. Cong, "Intermetallic phase evolution of 7050 aluminium alloy during homogenization," *Intermetallics*, vol. 26, pp. 114–121, Jul. 2012, doi: 10.1016/j.intermet.2012.03.006.

[74] X.-G. Fan, D.-M. Jiang, Q.-C. Meng, B.-Y. Zhang and T. Wang, "Evolution of eutectic structures in Al-Zn-Mg-Cu alloys during heat treatment," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 16, no. 3, pp. 577–581, Jun. 2006, doi: 10.1016/s1003-6326(06)60101-5.

[75] D. Ma, C. Xu, C. Guo, X. Wu, J. Tian, Z. Zhang, S. Remennik and D. Shechtman, "The evolution of Al_2CuMg phase during two-stage homogenisation for 7055 aluminium alloy," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 39, no. 10, pp. 1187–1198, Jul. 2023, doi: 10.1080/02670836.2022.2163743.

[76] Z. H. Geng, K. Li and P. Wu, "The microstructure evolution of AA7050 in the process of homogenization," *Key Eng. Mater.*, vol. 633, pp. 173–178, Nov. 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/kem.633.173.

[77] P. Priya, D. R. Johnson and M. J. M. Krane, "Modeling phase transformation kinetics during homogenization of aluminium alloy 7050," *Comput. Mater. Sci*,, vol. 138, pp. 277–287, Jul. 2017, doi: 10.1016/j.commatsci.2017.06.043.

[78] D. Xu, Z. Li, G. Wang, X. Li, X. Lv, Y. Zhang, Y. Fan and B. Xiong, "Phase transformation and microstructure evolution of an ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization," *Mater. Charact.*, vol. 131, pp. 285–297, Jul. 2017, doi: 10.1016/j.matchar.2017.07.011.

[79] Z. Wang, J. Geng, P. Xia, Y. Li, W. Chen, X. Li, M. Wang, D. Chen and H. Wang, "Phase transformation from η phase to S phase at grain boundary during annealing in rapidly-sol idified Al-Zn-Mg-Cu alloy," *Mater. Charact.*, vol. 195, p. 112531, Jan. 2023, doi: 10.1016/j.matchar.2022.112531.

[80] R. Huang, H. Yang, S. Zheng, M. Li, H. Wang, Y. Duan, C. Yue and C. Yang, “The evolution mechanism of the second phase during homogenization of Al-Zn-Mg-Cu aluminium alloy,” *Mater. Des.,* vol. 235, p. 112395, Nov. 2023, doi: 10.1016/j.matdes.2023.112395.

[81] K. Chen, H. Liu, Z. Zhang, S. Li and R. I. Todd, “The improvement of constituent dissolution and mechanical properties of 7055 aluminium alloy by stepped heat treatments,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 142, no. 1, pp. 190–196, Nov. 2003, doi: 10.1016/s0924-0136(03)00597-1.

[82] X. M. Li and M. J. Starink, “DSC study on phase transitions and their correlation with properties of overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 21, no. 6, pp. 977–984, May 2011, doi: 10.1007/s11665-011-9973-5.

[83] S. Ngernbamrung, Y. Suzuki, N. Takatsuji and K. Dohda, “Investigation of surface cracking of hot-extruded AA7075 billet,” *Procedia Manuf.*, vol. 15, pp. 217–224, Jan. 2018, doi: 10.1016/j.promfg.2018.07.212.

[84] C. Mondal, A. K. Mukhopadhyay, T. Raghu and K. S. Prasad, “Extrusion processing of high-strength Al alloy 7055,” *Mater. Manuf. Process.*., vol. 22, no. 4, pp. 424–428, Mar. 2007, doi: 10.1080/10426910701232915.

[85] C. Li, Z. Chen, S. Zeng, N. Cheng and T. Chen, “Intermetallic phase formation and evolution during homogenization and solution in Al-Zn-Mg-Cu alloys,” *Sci. China Technol. Sci.*, vol. 56, no. 11, pp. 2827–2838, Sep. 2013, doi: 10.1007/s11431-013-5356-5.

[86] J. Chen, L. Zhen, S. Yang, W. Shao and S. Dai, “Investigation of precipitation behavior and related hardening in AA 7055 aluminium alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 500, no. 1–2, pp. 34–42, Jan. 2009, doi: 10.1016/j.msea.2008.09.065.

[87] K. Wen, Y. Fan, G. Wang, L. Jin, X. Li, Z. Li, Y. Zhang and B. Xiong, “Aging behavior and precipitate characterization of a high Zn-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy with various tempers,” *Mater. Des.*, vol. 101, pp. 16–23, Apr. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.03.150.

[88] C.-S. Zhang, Z.-G. Zhang, M.-F. Liu, E.-C. Bao, L. Chen and G.-Q. Zhao, “Effects of single- and multi-stage solid solution treatments on microstructure and properties of as-extruded AA7055 helical profile,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 31, no. 7, pp. 1885–1901, Jul. 2021, doi: 10.1016/s1003-6326(21)65624-8.

[89] B. Nie, P. Liu and T. Zhou, “Effect of compositions on the quenching sensitivity of 7050 and 7085 alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, , vol. 667, pp. 106–114, May 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.04.095.

[90] Y. Peng, C. Liu, Z. Ma, H. Jiang and H. Huang, “Hardness, quench sensitivity, and electrical conductivity of 7XXX Al alloys with high Zn concentrations,” *Sci. China Technol. Sci.*, vol. 63, no. 6, pp. 953–959, Apr. 2020, doi: 10.1007/s11431-019-1509-x.

[91] J. Yu and X. Li, “Modelling of the precipitated phases and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys,” *J. Phase Equilib. Diff.*, vol. 32, no. 4, pp. 350–360, May 2011, doi: 10.1007/s11669-011-9911-0.

[92] A. Kumar, G. P. Chaudhari and S. K. Nath, “Correlation of microstructure with corrosion performance in high zinc 7068 aluminium alloy aged using different T6 conditions,” *Mater. Charact.*, vol. 191, p. 112133, Jul. 2022, doi: 10.1016/j.matchar.2022.112133.

[93] X. Li and J. J. Yu, “Modelling of the precipitated phases and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys,” *Journal of Phase Equilibria and Diffusion.*, vol. 32, no. 4, pp. 350–360, April 2011, doi: 10.1007/s11669-011-9911-0.

[94] B. Plonka, “The influence of extrusion process parameters and alloy additions on the structure and mechanical properties of 7XXX-series aluminum alloys,” 30th Int. Aluminum Extrusion Technol. Sem. Expo. Partnersh. by Des.: Al Extrusion & Sustainability (ET 2024), April 30 – May 2, 2024, Orlando, FL, USA, Apr. 30-May 2, 2024, paper EP175.

[95] S. Osaki, D. Itoh and M. Nakai, “SCC properties of 7050 series aluminium alloys in T6 and RRA tempers.,” *J. Jpn. Inst. Light Met.*, vol. 51, no. 4, pp. 222–227, Jan. 2001, doi: 10.2464/jilm.51.222.

[96] G. Özer, “AA7075 Alüminyum alaşımında yaşlandırma ve yeniden çözeltiye alma sonrası yeniden yaşlandırma (RRA) işlemleri ile özellik değişimlerinin incelenmesi,” Doktora Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Müh. ABD, YTÜ, İstanbul, Türkiye, 2017.

[97] G. Özer, I. Kaya and A. Karaaslan, “Effects of retrogression and reaging heat treatment on the microstructure, exfoliation corrosion, electrical conductivity, and mechanical properties of AA7050,” *Mater. Corros.*, vol. 70, no. 10, pp. 1788–1797, Apr. 2019, doi: 10.1002/maco.201910887.

[98] *Aluminium Alloy, Extruded Rod, Bar, and Profiles (7055-T76511) 8.0Zn - 2.3Cu - 2.0Mg - 0.16Zr Solution Heat Treated, Stress-Relieved, and Overaged,* AMS 4336C, SAE Publications, Warrendale, PA, USA, Oct. 12, 2020.

[99] *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*, ASTM E3-11, ASTM International, Washington, D.C., USA, 2017.

[100] *Metallic Materials - Tensile Testing - Part 1: Method of Test at Room Temperature,* EN ISO 6892-1, ISO - International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, Nov. 2019.

[101] *Standard Test Method for Exfoliation Corrosion Susceptibility in 2XXX and 7XXX Series Aluminium Alloys (EXCO Test),* ASTM G34, ASTM International, Washington, D.C., USA, March 26, 2013

[102] *Standard Practice for Evaluating Intergranular Corrosion Resistance of Heat Treatable Aluminium Alloys by Immersion in Sodium Chloride + Hydrogen Peroxide Solution*, ASTM G110, ASTM International, Washington, D.C., Oct. 1, 2003

[103] Y. Sun *et al.*, “Localized corrosion behavior associated with Al7Cu2Fe i intermetallic in Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 783, pp. 329–340, Dec. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.12.151.

[104] Y. Liu, D. Jiang, W. Xie, J. Hu, and B. Ma, “Solidification phases and their evolution during homogenization of a DC cast Al–8.35Zn–2.5Mg–2.25Cu alloy,” *Materials Characterization*, vol. 93, pp. 173–183, Apr. 2014, doi: 10.1016/j.matchar.2014.04.004.

[105] P. Priya, D. R. Johnson, and M. J. M. Krane, “Precipitation during cooling of 7XXX aluminum alloys,” *Computational Materials Science*, vol. 139, pp. 273–284, Aug. 2017, doi: 10.1016/j.commatsci.2017.08.008.

TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR

Makaleler

1. G. Özer, I. Kaya, and A. Karaaslan, “Effects of retrogression and reaging heat treatment on the microstructure, exfoliation corrosion, electrical conductivity, and mechanical properties of AA7050,” *Materials and Corrosion,* vol. 70, no. 10, pp. 1788–1797, Apr. 2019, doi: 10.1002/maco.201910887.