KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ALÜMİNYUM 7050 ALAŞIMINDA HOMOJENLEŞTİRMENİN MİKROYAPI, MEKANİK VE FİZİKSEL ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİSİ

İRFAN EKER

KOCAELİ 2019

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ALÜMİNYUM 7050 ALAŞIMINDA HOMOJENLEŞTİRMENİN MİKROYAPI, MEKANİK VE FİZİKSEL ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİSİ

İRFAN EKER

Doç. Dr. Ş. Hakan ATAPEK
Danışman, Kocaeli Üniversitesi .....

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN
Jüri Üyesi, Yıldız Teknik Üniversitesi .....

Doç .Dr. Hasan KAYA
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniversitesi .....

Tezin Savunulduğu Tarih: 17.07.2019

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Çalışmalarımın her aşamasında bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her zaman yakın ilgi ve desteğini gördüğüm, değerli hocam, Doç. Dr. Ş. Hakan Atapek'e içtenlikle teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışma için gerekli hammadde tedarikini ve ısıl işlemlerinin gerçekleştirilmesini sağlayan, mikroyapısal analiz çalışmalarında laboratuvar altyapısı ile destek olan ve her daim ilerlememi teşvik eden Onat Alüminyum San. Tic. A.Ş. ailesine gönülden teşekkürlerimi sunuyorum.

Ayrıca deneysel çalışmalarımda desteklerini esirgemeyen Sayın Dr. Fulya Kahrıman'a ve laboratuvar çalışmalarında yardımlarından ötürü Buğra Kıralıoğlu'na, Begüm Divarcı'ya ve Beril Yaren Karadağ'a teşekkür ederim.

Tüm eğitim hayatım boyunca bana verdiği desteklerinden dolayı sevgili aileme tüm sevgimi ve şükranlarımı sunmayı bir borç bilirim.

Son olarak tüm yüksek lisans çalışmalarım boyunca bana verdiği destek ve gösterdiği çözüm yollarından dolayı, canım eşim Zeynep'e ve bu çalışmalar sırasında hayatımıza katılan canım kızım Elif Ela'ya teşekkürlerimi, şükranlarımı ve sevgilerimi sunarım.

Temmuz-2019 İrfan EKER

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR i
İÇİNDEKİLER ii
ŞEKİLLER DİZİNİ iii
TABLOLAR DİZİNİ vi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ viii
ÖZET viii
ABSTRACT ix
GİRİŞ 1
1. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI 2
1.1. Alüminyumun Genel Özellikleri ve Uygulama Alanları 2
1.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması 4
1.2.1. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar 6
1.2.2. Isıl işlem uygulanabilen alaşımlar 7
2. 7XXX SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMIMLARININ METALURJİSİ 10
2.1. Kompozisyonel Yaklaşım 10
2.2. Alaşımın Katılaşma, Deformasyon ve Isıl İşlem Süreçleriçleri 12
2.2.1. Genel katılaşma süreçleri ve alüminyum alaşımların sürekli dökümü 13
2.2.2. Deformasyon süreçleri 20
2.2.3. Isıl işlem süreçleri ile alaşımın mukavemet kazanımı 21
3. MALZEME VE YÖNTEM 40
3.1. Alaşımın Döküm ile Üretimi 40
3.2. Termal Analiz Çalışmaları 41
3.3. Homojenizasyon, Ekstrüzyon ve Isıl İşlem Süreçleri 41
3.4. Metalografik İşlemler ve Mikroyapısal İncelemeler 43
3.5. Fiziksel ve mekanik özelliklerin belirlenmesi 44
4. BULGULAR VE TARTIŞMA 47
4.1. DTA Verisinin Değerlendirilmesi 47
4.2. Döküm, Homojenize ve Ekstrüzyon Konumunda Alaşımın Mikroyapısal Karakterizasyonu 48
4.3. Çökelme Kinetiğinin Hesaplanması ve Değerlendirilmesi 58
4.4. Isıl İşlemler Sonrası Mikroyapısal ve Mekanik Karakterizasyon 62
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 68
KAYNAKLAR 70
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER 75
ÖZGEÇMİŞ 76

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Alüminyumun kristal yapısı 2
Şekil 2.1. Yüksek mukavemetli Al-Zn-Mg-Cu levha üretimi için sıcaklık-zaman grafiği 13
Şekil 2.2. A-B ikili faz denge diyagramı 14
Şekil 2.3. Döküm yapısının şematik oluşumu; (a) birim hücre yapısı ve (b) zamanla büyüyen kristal yapısı 15
Şekil 2.4. Katılaşma sırasında oluşan dendritik yapı 16
Şekil 2.5. Sürekli döküm yönteminin şematik görüntüsü 18
Şekil 2.6. Al-8.1Zn-2.05Mg-2.3Cu-0.21Sc-0.12Zr (ağ-%) alaşımında homojenleştirme sıcaklığının etkisini irdeleyen DSC termogramları 23
Şekil 2.7. Al–Zn–Mg–Cu döküm matriks içerisinde kaba ötektik yapıda homojenleştirme süresinin bir fonksiyonu olarak mikroyapısal değişimleri gösteren SEM görüntüleri; (a) 5 dakika, (b) 30 dakika, (c) 6 saat ve (d) 24 saat 24
Şekil 2.8. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıl işlem çeşitlerinin şematik gösterim 25
Şekil 2.9. Çözeltiye alma işleminin şematik gösterimi 26
Şekil 2.10. Soğuma hızının fonksiyonu olarak yaşlanma zamanı ile akma dayanımın değişimi 28
Şekil 2.11. Al-Cu sisteminde yaşlandırma boyunca kafes yapısında meydana gelen değişimler; (a) kafes yapısında çözünen ve çözücü atomlar, (b) çökelti oluşumu, (c) çökelti büyümesi 30
Şekil 2.12. A-B sisteminde ağırlıkça %15 B içeren bir alaşımının mikroyapısı; (a) tavlanmış orijinal yapı, (b) çözündürüldükten sonra su verilmiş (aşırı doymuş) yapı ve (c) yaşlandırılmış yapının şematik gösterimi 31
Şekil 2.13. Al 6.7Zn-2Mg-2Cu alaşımının döküm yapısı (a) ve 470°C sıcaklıkta 8 saat çözeltiye alınmış, su verilmiş ve 150°C sıcaklıkta 24 saat yaşlandırılmış yapısı (b) 33
Şekil 2.14. Farklı magnezyum içeren AA7050 alaşımında yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak sertlik değişimi 34
Şekil 2.15. Farklı koşullarda ısıl işlem görmüş AA7050 alaşımında yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak sertlik değişimi 35
Şekil 2.16. T6 işlemi görmüş bir 7050 alaşımında mikroyapısal bileşenleri gösteren TEM görüntüleri; (a) plaka benzeri morfolojiye sahip η′ çökeltileri, (b) çökeltilere ait difraksiyon paternleri, (c) η′ çökeltisine ait daha yüksek büyütmeli bir görüntü ve (d) GP II zonları 36
Şekil 2.17. Al-5.85Zn-2.28Mg-2.13Cu alaşımında farklı ısıtma hızları kullanılarak yapılan kademeli yaşlandırma işlemleri sonrası özelliklerin değişimi; (a) sertlik ve (b) elektriksel iletkenlik 37

Şekil 2.18. Al-5.85Zn-2.28Mg-2.13Cu alaşımında 30°/saatlik ısıtma hızında farklı sıcaklılarda (160, 180 ve 200°C) yapılan yaşlandırma işlemleri sonrası mikroyapılar; (a, d) R30-160, (b, e) R30-180 ve (c, f) R30-200 38
Şekil 2.19. Al-5.85Zn-2.28Mg-2.13Cu alaşımında 30°/saatlik ısıtma hızında farklı sıcaklılarda (160, 180 ve 200°C) yapılan yaşlandırma işlemleri sonrası çökeltilere ait elektron difraksiyon paternleri; (a) R30-160, (b) R30-180 ve (c) R30-200 39
Şekil 3.1. Ergitme işlemi için kullanılan döküm ocağı ve tablası 40
Şekil 3.2. Döküm biyetlerin makro görüntüsü 40
Şekil 3.3. İleri ekstrüzyon presine ait makro görüntüsü 42
Şekil 3.4. Ekstrüze edilmiş profil makro görüntüsü 43
Şekil 3.5. Çekme testi için kullanılan numunelerin teknik resmi 46
Şekil 4.1. Döküm alaşımına ait DTA analizi sonrası elde edilen termogram 47
Şekil 4.2. Alaşımın döküm yapısında dendritik katılaşmayı gösteren IM görüntüsü 48
Şekil 4.3. Döküm alaşımında interdendritik uzaylarda ikincil fazları gösteren IM görüntüsü 48
Şekil 4.4. Alaşımda katılaşma yapısını gösteren polarize kontrastlı IM görüntüsü 49
Şekil 4.5. Alaşımın döküm konumuna ait SEM görüntüsü 49
Şekil 4.6. a) Dendritik katılaşma yapısı içerisinde sınırları kaplayan çubuksu morfolojideki ikincil fazları gösteren SEM görüntüsü, b) işaretlenmiş faza ait EDS spektrumu 50
Şekil 4.7. a) Dendritik katılaşma yapısı içerisinde sınırları kaplayan ötektikvari morfolojideki ikincil fazları gösteren SEM görüntüsü, b) işaretlenmiş faza ait EDS spektrumu 51
Şekil 4.8. a) Dendritik katılaşma yapısı içerisinde globular morfolojideki ikincil fazları gösteren SEM görüntüsü, b) işaretlenmiş faza ait EDS spektrumu 52
Şekil 4.9. a) Dendritik katılaşma yapısı içerisinde bloksu morfolojide ikincil fazı gösteren SEM görüntüsü, b) işaretlenmiş faza ait EDS spektrumu 53
Şekil 4.10. Alaşımın döküm konumunda mikroyapısında bulunan fazları gösteren XRD spektrumu 54
Şekil 4.11. Alaşımın dökümünü takiben farklı sürelerde yapılan homojenizasyon işlemi sonrası matrikslerine ait IM görüntüleri; a,b) 12 saat, c,d) 16 saat ve e,f) 20 saat 55
Şekil 4.12. Homojenizasyon süresinin bir fonksiyonu olarak döküm alaşımında faz bileşenlerinin miktarsal değişimi 56
Şekil 4.13. Homojenizasyon süresinin bir fonksiyonu olarak döküm alaşımının sertlik değişim diyagramı 56
Şekil 4.14. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve ekstrüze edilmiş alaşımların matriks yapılarını gösteren IM görüntüler; (a ve b) 12 saat, (c ve d) 16 saat ve (e ve f) 20 saat homojenleştirme 57
Şekil 4.15. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve 120 °C'de yaşlandırılmış alaşım için lg[In(1/1-f)] - lg t diyagramı 59
Şekil 4.16. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve 185 °C'de yaşlandırılmış alaşım için lg[In(1/1-f)] - lg t diyagramı 60

Şekil 4.17. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve 120°C de yaşlandırılmış alaşım için zamana bağlı hacim fraksiyonu değişim eğrisi 61
Şekil 4.18. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve 185°C de yaşlandırılmış alaşım için zamana bağlı hacim fraksiyonu değişim eğrisi 61
Şekil 4.19. Farklı sürelerde homojenleştirilip sonrasında ekstrüze edilmiş alaşımların sertlik değerleri 62
Şekil 4.20. 120ºC sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşım için yaşlandırma zamanın bir fonksiyonu olarak sertlik değişimi 64
Şekil 4.21. 185ºC sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşım için yaşlandırma zamanın bir fonksiyonu olarak sertlik değişimi..... 65
Şekil 4.22. 120°C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımların mekanik özellikleri; (a) akma mukavemet, (b) çekme mukavemeti ve (c) %-uzama değişimi .. …….66
Şekil 4.23. 185°C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımların mekanik özellikleri; (a) akma mukavemet, (b) çekme mukavemeti ve (c) %-uzama değişimi…….67

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 1.1. Saf alüminyumun özellikleri 3
Tablo 1.2. Alüminyum döküm ve dövme alaşımlarının sınıflandırılması 6
Tablo 1.3. Dövme alüminyum alaşımları için soğuk işlem kodları 7
Tablo 1.4. Dövme alüminyum alaşımları için ısıl işlem ve soğuk işlem kodları 8
Tablo 1.5. Alüminyum alaşım serilerinde oluşan çökelti sıralamaları 9
Tablo 2.1. 7XXX alaşımlarına ait kimyasal kompozisyonları (ağ.-%) 11
Tablo 2.2. Bazı alüminyum alaşımlarında homojenleştirme ile mikroyapılarında meydana gelen değişimler 22
Tablo 2.3. Farklı soğuma hızlarında karşılık 7050 alaşımı için yaşlandırma süreçleri 29
Tablo 2.4. 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının su verme sırasındaki stokiyometri, çökeltilerin yönlendirilmesi ve çeşitli fazların tercihli oluşum düzlemleri 32
Tablo 3.1. Deneysel çalışmada kullanılan kimyasal kompozisyon (ağ.-%) 41
Tablo 4.1. 120 °C'de 0-36 saat yaşlandırılan farklı homojenize sürelerindeki alaşımın ölçülen elektriksel iletkenlik ve hesaplanan çökelti hacim kesir değerleri 58
Tablo 4.2. 185 °C'de 0-36 saat yaşlandırılan farklı homojenize sürelerindeki alaşımın ölçülen elektriksel iletkenlik ve hesaplanan çökelti hacim kesir değerleri 59
Tablo 4.3. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşımlar için Avrami faz dönüşümü ve elektriksel iletkenlik kinetik eşitlikleri 60
Tablo 4.4. 120°C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımda yaşlandırma göre değişen sertlik değerleri 63
Tablo 4.5. 185°C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımda yaşlandırma göre değişen sertlik değerleri 64

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

b	: Reaksiyon katsayısı
C_o	: Orijinal kompozisyon
C_L	: Sıvı alaşım bileşimi
C_s	: Katı alaşım bileşimi
f	: Hacim kesri
k_o	: Denge dağılım katsayısı
n	: Avrami üsteli
S	: Al_2CuMg fazı
t	: Yaşlandırma zamanı
T	: Sıcaklık
V	: Döküm hızı
V_E	: Katılaşma hızı
V^P	: Birim zamanda birim hacimde oluşan çökelti miktarı
$V_B{}^P$	: Birim zamanda birim hacimde çökeltilerin denge miktarı
σ	: Elektriksel iletkenlik
θ	: Bragg açısı
β	: Mg_2Si fazı
η	: $MgZn_2$ fazı

Kısaltmalar

AA	: The Aluminum Association (Amerikan Alüminyum Derneği)
ASTM	: American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Birliği)
DSC	: Differential Scanning Calorimetry (Diferansiyel Taramalı Kalorimetri)
DTA	: Differential Thermal Analysis (Diferansiyel Termal Analiz)
EDS	: Energy Dispersive Spectrometry (Enerji Dağılım Spektrometresi)
EN	: European Standard (Avrupa Standardı)
GPZ	: Guinier Preston Zones (Guinier-Preston Zonları)
HV	: Hardness of Vickers (Vickers Sertliği)
IM	: Işık Mikroskobu
ISO	: International Organization for Standardization (Uluslararası Standartlar Birliği)
OES	: Optical Emission Spectrometer (Optik Emisyon Spektrometresi)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
YMK	: Yüzey Merkez Kübik
XRD	: X-ray Diffraction (X-ışını Difraksiyonu)

ALÜMİNYUM 7050 ALAŞIMINDA HOMOJENLEŞTİRMENİN MİKROYAPI, MEKANİK VE FİZİKSEL ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİSİ

ÖZET

Al-Zn-Mg-Cu sisteminde olan 7XXX alüminyum alaşımları, ısıl işlem uygulanabilen alaşımlardır ve çoğunlukla yüksek performanslı yapısal havacılık ve taşımacılık uygulamalarında kullanılır. Sadece döküm koşulları değil aynı zamanda ısıl işlem süreçleri de bu alaşımların mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklerini geliştirmekte oldukça önemlidir. Bu çalışmada, döküm, homojenize edilmiş, ekstrüze edilmiş ve yaşlandırılmış konumlarında AA7050 alaşımlarının mikroyapısal ve mekanik özellikleri araştırılmıştır. Alaşım biyet olarak üretilmiş olup daha sonrasında 470°C'de 12, 16 ve 20 saatlik sürelerde homojenize edilmiştir. Döküm malzeme dendritik bir matriks ve birçok intermetalik (baskınca $MgZn_2$) içermektedir ve bu intermetaliklerin miktarı α matriksin deformasyon kabiliyetini arttırabilmek için homojenleştirme ile azaltılabilmiştir. Ekstrüzyon sonrası, intermetaliklerin α fazı içerisinde homojen dağılım gösterdiği bir matriks elde edilmiştir. Çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırmayı içeren konvansiyonel ısıl işlemler de uygulanmış olup, hem elektriksel iletkenlik hem de sertlik değişimleri ölçülmüştür. Avrami kinetiğinin belirlenmesinde, elektriksel iletkenlik değişimi kullanılmıştır ve homojenleştirme süresinin artması ile çökelti kinetiğinin yaşlandırma boyunca arttığı ortaya konulmuştur. Yaşlandırılmış alaşımlar, döküm ve ekstrüze konumlarına göre daha yüksek mekanik özelliklere sahiptir. Çalışılan alaşımların mekanik özellikleri, homojenleştirme süresinden de etkilenmiştir. Ekstrüzyon öncesi 20 saat homojenleştirilen ve 185°C'de 8 saat yaşlandırılan alaşım, en yüksek sertliğe (187HV0.1), akma mukavemetine (531 MPa) ve çekme mukavemetine (604 MPa) sahiptir.

Anahtar Kelimeler: AA7050, Homojenleştirme, Isıl İşlem, Mikroyapı, Sertlik.

EFFECT OF HOMOGENIZATION ON THE MICROSTRUCTURE, MECHANICAL AND PHYSICAL PROPERTIES OF ALUMINUM 7050 ALLOY

ABSTRACT

7XXX aluminum alloys, based on the Al-Zn-Mg-Cu system, are heat treatable and commonly used in high-performance structural aerospace and transportation applications. Not only cast conditions but also heat treatment procedures are very important in order to enhance mechanical, physical and chemical properties of these alloys. In this study, microstructural and mechanical properties of cast, homogenized, extruded and aged AA7050 alloys were investigated. The alloy was produced as billet material and then homogenized at 470°C for 12, 16 and 20 h. As cast material consisted of a dendritic matrix and several intermetallics (dominantly $MgZn_2$) and the amount of these intermetallics could be decreased due to homogenization in order to enhance deformation capability of α matrix. After extrusion, a matrix having homogenously distributed intermetallics within α phase was obtained. Conventional heat treatments consisting of solution annealing (475°C, 30 min.), quenching and aging (120 and 185°C, 0-48h) was also performed and the variation of both electrical conductivity and hardness was measured. In order to obtain Avrami kinetics, the variation of electrical conductivity was used and it was concluded that as the homogenization duration was increased precipitation kinetics increased during aging. As aged alloys had higher mechanical properties compared to both as cast and extruded ones. The mechanical properties of the studied alloy were also affected by the homogenization duration. The alloy, firstly homogenized for 20 h before extrusion and then aged at 185°C for 8 h had the highest hardness value (187 HV0.1), yield strength (531 MPa) and tensile strength (604 MPa).

Keywords: AA7050, Homogenization, Heat Treatment, Microstructure, Hardness.

GİRİŞ

Alüminyum ve alaşımları, kendine özgü birçok özelliği bir arada barındırmasından dolayı demir dışı malzemeler arasında en çok tercih edilen malzemelerden biridir. Alüminyum esaslı alaşımların hafif olması, alaşımlama ile mukavemetlerinin arttırılması, yüksek korozyon direncine sahip olması, geri dönüşüm özelliği göstermesi, işlenebilir olması, şekillendirilme kolaylığına sahip olması, yüksek ısıl ve elektriksel iletkenlik göstermesi, bu alaşımların özellikle savunma, uçak, otomotiv endüstrilerinde kullanılmasına katkı sağlamaktadır.

Savunma, otomotiv ve havacılık endüstrilerinde önemli bir kullanım alanı bulan 7XXX serisi alüminyum alaşımları, yüksek mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip olup bu alaşımların mukavemetlerinin arttırılmasında temel sertleştirme mekanizmalarının (katı ergiyik, ince tane boyutu, deformasyon ve çökelti sertleştirmesi) büyük bir katkısı vardır. Nihai özelliklerin geliştirilmesi için tek bir sertleştirme mekanizmasından veya kombine edilmiş mekanizmalardan yararlanılır. Ancak tüm mekanizmalar arasında özellikle ısıl işlem uygulamaları ile α-Al matriksi içerisinde homojen ve ince dağılmış çökeltilerin oluşturulması ve bu çökeltilerin matriks içerisinde dislokasyonlar ile etkileşiminin sağlanması ile mukavemetin arttırılması bilinen en iyi süreçtir.

Bu tez çalışması kapsamında, AA7050 alaşımı biyet malzeme olarak üretilmiş ve bu biyetler üzerine farklı sürelerde homojenleştirme yapılmıştır. Homojenize edilmiş biyetler ekstrüze edilmiş ve konvansiyonel ısıl işlemler (çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma) uygulanmıştır. Proses koşuluna göre her bir adımda alaşımlar mikroyapısal ve mekanik olarak karakterize edilmiştir. Farklı sürelerde homojenize edilmiş ve sonrasında ekstrüze edilerek iki farklı sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımlarda elektriksel iletkenlik değişimi gözlenmiş olup bu özellik değişimi üzerinden çökelti kinetiği Avrami denklemleri ile hesaplanmıştır. Kinetik veriler, homojenleştirme süresinin alaşımın yaşlandırılması sürecinde çökelti oluşumu ve nihai mukavemet üzerine etkisinin anlaşılmasına fayda sağlamıştır.

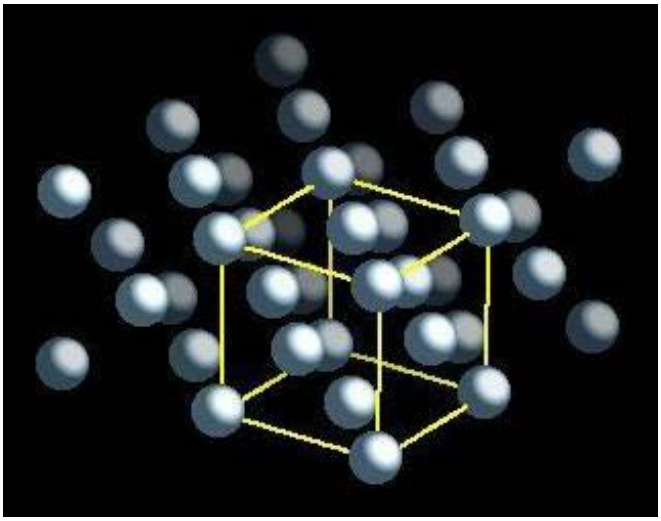
1. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

1.1. Alüminyumun Genel Özellikleri ve Uygulama Alanları

Tarih öncesi çağlara adını veren on binlerce yıl öncesinden gelen demir, bakır ve tunç gibi metaller ile karşılaştırıldığında son derece genç olan, günümüzden 115 yıl önce endüstriyel olarak üretimine başlanan alüminyum, günlük hayatımızın her alanında kullanılmaktadır [1].

Alüminyumunun genel özellikleri birçok durumda onun ideal ve ekonomik bir malzeme olmasını sağlamaktadır. Yüksek mekanik özellikleri, düşük yoğunluğu, kolay işlenebilmesi, çeşitli yüzey işlemlerine uygunluğu, elektriksel ve ısıl iletkenlik göstermesi, yüksek darbe sönümleme özelliğine sahip olması, korozyona karşı yüksek dayanım göstermesi, geri dönüştürülebilir olması alüminyum ve alaşımlarını günümüz endüstrilerinde yaygın bir şekilde kullanılan bir malzeme olmasına olanak sağlamıştır [2, 3].

Alüminyum periyodik tablonun III A grubunda bulunur. Alüminyumun atomu 13 proton ve elektron ile çekirdekte yerleşik 14 nötrondan oluşur. Kristalografik yapısı kübik yüzey merkezdir. Şekil 1.1' de alüminyumun kristal yapısı şematik olarak verilmiştir [4].



Şekil 1.1. Alüminyumun kristal yapısı [4]

Elektronları arasındaki yüksek çekme kuvvetlerinden ötürü, gümüşi renkte, hafif, manyetik olmayan, yanıcı olmamakla birlikte şekillendirilebilme özelliğine sahiptir [4]. Saf alüminyumun bazı özellikleri Tablo 1.1' de verilmiştir.

Tablo 1.1. Saf alüminyumun özellikleri [4]

Kaynama noktası, °C	2467
Yoğunluk, g/cm^3	2,69
Ergime noktası, °C	660,25
Özgül ısısı, J/gK	0,9
Buhar basıncı, E-06 Pa	2,42
Elektriksel iletkenlik, cmΩ×10^6	0,377
Isısal iletkenlik, W/cmK	2,37
Hacimsel elastisite modülü, GPa	76
Rijitlik modülü, GPa	26
Young modülü, GPa	70
Füzyon entalpisi, kJ/mol	10,67
Buharlaşma entalpisi, kJ/mol	293,7
Molar hacim, cm^3/mol	9,99
Optik yansıma, %	71

Alüminyum metalinin mühendislik uygulamalarında kullanımını sağlayan öncelikli özellikleri bulunmaktadır. Alüminyum yumuşak ve demirden yaklaşık üç kat daha hafif bir metaldir. Diğer metallerin yapıya ilavesi ile alaşımlandırıldığı zaman, yoğunluğunun çok az miktar artmasına rağmen mekanik özelliklerinde önemli miktarda artışlar meydana gelmektedir [3].

Demirin özgül ağırlığı 7,87 gr/cm^3, bakırın özgül ağırlığı 8,93 gr/cm^3 ve çinkonun özgül ağırlığı 7,14 gr/cm^3 iken alüminyumun özgül ağırlığı 2,69 gr/cm^3' dür. Bu özelliği nedeniyle otomotiv, uzay-uçak endüstrilerinde, her geçen gün önem kazanmaktadır. Hafif malzemelerden üretilen taşıt araçları, düşük ağırlıktan dolayı daha az enerji tüketirler [4].

Diğer yandan hafiflik, daha az yakıt tüketimi sağladığı için daha az CO_2 salınımını beraberinde getirir. Dünya atmosferine sera gaz salınımının % 19' u taşımacılık

endüstrisi kaynaklanmaktadır. Otomobillere her bir ton alüminyum, taşıtın kullanım süresi boyunca ortalama 20 ton daha az CO_2 salınımına sebep olmaktadır [4].

Alüminyumun yüzeyinde oluşan doğal oksit filmi nedeni ile korozyon dayanımı yüksektir. Alüminyumun oksijene olan yüksek kimyasal afinitesi sonucunda oda sıcaklığında ve normal hava koşullarında, alüminyum hava ile temas eder etmez, havadaki oksijen çok kısa bir süre içerisinde katı alüminyum yüzeyinde çok ince bir oksit tabakası oluşturmaktadır. Bu oksit tabası sadece birkaç atom kalınlığında olmasına rağmen, dış kimyasal etkilere karşı çok iyi bir koruyucu katman oluşturmaktadır. Bu sayede alüminyum, atmosfer, tuzlu su, petrokimyasal veya birçok kimyasal sistem içerisinde mükemmel bir korozyon direncine sahiptir. Bu nedenle alüminyum ve alaşımları inşaat, gemicilik, kimya sanayi için çok önemli malzemelerdir [5].

Alüminyumun bir diğer önemli özelliği ise elektrik iletkenliğidir. Alüminyum iletkenliği bakırın iletkenliğinin yalnızca %60'ı kadar olmasına rağmen düşük yoğunluğundan dolayı birim kütleye düşen iletkenlik bakımından bakırdan daha yüksek iletkenliği sahiptir. Yüksek iletim yeteneği nedeni ile elektrik mühendisliği uygulamalarında alüminyum malzemeler geniş yer tutmaktadır. Maliyet ve ağırlık değerleri ile birlikte ele alındığında alüminyum diğer metallerden daha yüksek ısıl iletkenlik değerine sahiptir. Sahip olduğu bu yüksek özelliklerle; yüksek torklu elektrik motorlarında, çelik çekirdekli alüminyum takviyeli iletim kabloları yüksek voltaj uygulamalarında, ısı değiştirici aygıtlarda, buharlaştırıcı aygıtlarda, elektrik ısıtıcı cihazlarında, otomobil silindir kafalarında ve radyatörlerinde alüminyum alaşımları kullanılmaktadır [5].

1.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum sanayisi, birincil ve ikincil üretim olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Birincil alüminyum boksit cevherinden, ikincil alüminyum ise hurdadan elde edilmektedir. Alüminyum döküm, haddeleme ve ekstrüzyon işlemleri ile çeşitli hammadde (külçe, biyet), ekstrüzyon ürünleri (alüminyum profiller, çubuklar, lamalar) ve yassı ürünlerin (levha, folyo) üretimi mümkündür. Alüminyum hurdaların yeniden değerlendirilmesi sonucu elde edilen ikincil alüminyuma olan talep düşük enerji maliyetleri nedeniyle daha yüksektir. İkincil alüminyum

üretiminde enerji tüketimi, birincil alüminyumda harcanan enerjinin yalnızca % 5'i kadar olduğundan maliyetleri oldukça düşüktür [6].

Alüminyum alaşımları, döküm parçalarının üretiminde kullanılan döküm alaşımları ve dövme alaşımları olmak üzere iki ana gruba ayrılırlar. Dövme alaşımlarının kimyasal bileşimi ve mikroyapıları döküm alaşımlarına göre oldukça farklı yapıya sahiptir. Alüminyumun alaşımlandırılmasında kullanılan temel alaşım elementleri, silisyum, demir, bakır, magnezyum, mangan ve çinkodur [5].

Alaşım elementlerinin ilavesi ile elde edilen alüminyum alaşımları, ulusal ve uluslararası standartlar ile tanımlanmaktadır. Bu standartlar, alaşımın kimyasal kompozisyonunun tanımlanması için numerik veya alfanumerik sınıflandırmalara göre yapılmaktadır. Dövme alaşımlarının tanımlanması için kullanılan numerik sınıflandırmada, alaşım kompozisyonları 4 rakamdan oluşan bir notasyon sistemi ile tanımlanmaktadır [5]. Birinci rakam alaşımı gruplandırmaya, son iki rakam ise alüminyumun saflık derecesini göstermektedir. İkinci rakam ise alaşımın geçirdiği değişikliklerini veya katışkı miktarını göstermektedir [5]. Amerikan Alüminyum Derneği (AA) tarafından belirlenen bu tanımlama sistemi, 1970 yılında Uluslararası Standartlar Birliği (International Organisation for Standardization, ISO) tarafından da kabul edilmiştir [7, 8].

Döküm alaşımlarını tanımlamak için kullanılan alfanumerik sistemde ise her alaşım kompozisyonu harflerden ve rakamlardan oluşan ve ikiye bölünmüş kodlama sistemiyle tanımlanmaktadır. İlk harf temel metali gösterir (alüminyum alaşımı olması durumunda bu harf A) genellikle bir sonraki harf alaşım sınıfını (döküm veya dövme alaşımı) gösterir. Örneğin, B: İngot, C: Döküm alaşım, M: Master alaşım, W: Dövme alaşımı olduğunu göstermektedir. Harf grubunu takip eden ikinci grup ana alaşım elementini ve alaşımdaki oranını gösterir. Malzemelerin ısıl işlem geçmişini ve metalurjik durumunun belirlenmesinde farklı kodlama sistemleri kullanılmaktadır. Kullanılan sınıflandırma Tablo 1.2'de verilmiştir [9].

Alüminyum alaşım sistemleri, içerdikleri alaşım elementlerine göre uygulanacak ısıl işlemlere karşı duyarlılık gösterirler. Bu nedenle, döküm ve dövme alaşımları da kendi içinde ısıl işlem uygulanamayan ve ısıl işlem uygulanabilen alaşımlar olmak üzere ayrı gruba ayrılmaktadırlar [10, 11].

Tablo 1.2. Alüminyum döküm ve dövme alaşımlarının sınıflandırılması [9]

Döküm alaşımları	Dövme alaşımları
1XX.X: Saf Al (en az % 99,00 saflıkta)	1XXX: Saf Al (en az % 99,00 saflıkta)
2XX.X: Al–Cu alaşımları	2XXX: Al–Cu alaşımları
3XX.X: Al–Si ve Cu ve/veya Mg alaşımları	3XXX: Al–Mn alaşımları
4XX.X: Al–Si alaşımları	4XXX: Al–Si alaşımları
5XX.X: Al–Mg alaşımları	5XXX: Al–Mg alaşımları
6XX.X: Kullanılmamaktadır	6XXX: Al–Mg–Si alaşımları
7XX.X: Al–Zn alaşımları	7XXX: Al–Zn alaşımları
8XX.X: Al–Sn alaşımları	8XXX: Al–diğer elementlerin alaşımları

1.2.1. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar

Mukavemet artışı ancak denge diyagramında solvüs eğrisi bulunan alaşımlarda ve sadece solvüs eğrisinin sınırladığı katı ergiyik bileşimlerinde meydana gelebilmektedir. Bu nedenle alüminyum alaşımlarının bazılarına ısıl işlem uygulanamamaktadır. 1XXX, 3XXX, 4XXX ve 5XXX grubu alaşımlar bu gruba girmektedir [12, 13]. Isıl işlem uygulanamayan bu alaşımlar, katı ergiyik oluşumu ve soğuk deformasyon ile yapının dislokasyonlar ile etkileşimi sonucu mukavemet kazanmaktadırlar. Bu alaşımların mukavamet kazanması için farklı yöntemler uygulanmaktadır. Tablo 1.3'de ısıl işlem uygulanamayan alaşımlara uygulanan işlemler ve bunların tanımlanmasında kullanılan kod sistemi verilmiştir [14].

Tablo 1.3. Dövme alüminyum alaşımları için soğuk işlem kodları [14]

Koşul	Tanımı
H	Soğuk işlem görmüş yapıyı ifade eder.
H1X	Plastik şekillendirme sınırları içinde sadece şekil verilmiş yapıyı ifade eder. (X, farklı sertlik değerlerini ifade eder)
H12 H14 H16 H18	1/4 sertlik 2/4 sertlik 3/4 sertlik 4/4 sertlik
H2X	Plastik şekillendirmeden sonra kısmi tavlanmış yapıyı ifade eder.
H3X	Plastik şekillendirilmiş ve malzemenin yaşlanmaması için düşük sıcaklıkta stabilizasyon tavlaması yapılmış yapıyı ifade eder.

1.2.2. Isıl işlem uygulanabilen alaşımlar

Isıl işlem uygulanabilen alaşımlarda, sıcaklık yardımıyla faz diyagramına göre tek faz alanından aşırı doymuş katı ergiyik elde edilir. Bu alaşımların kompozisyonlarındaki alaşım elementlerinin yüksek sıcaklıklarda katı halde çözünürlükleri yüksek, düşük sıcaklıklarda ise katı hal çözünürlükleri düşüktür. Yüksek sıcaklıktaki katı ergiyiğin çözebildiği element miktarının sıcaklığın düşmesiyle azalması sebebiyle, katı ergiyikten bir miktar başka bir fazın çökelmesi sağlanır. Bu özellik, alaşıma ısıl işlem uygulanabilmesini sağlamaktadır [15].

Dolayısıyla aşırı doymuş katı çözelti fazından, zaman ve sıcaklığın etkisi ile yeni bir fazın yani ikincil faz partiküllerinin çökelmesi sağlanmaktadır. Yaşlandırma sonucu çökelti sertleşmesi ile yumuşak ve daha sünek matriks içinde sert ve uyumlu çökeltilerin homojen dağılımı ile malzemenin sertlik ve mukavemet değerleri artırılmaktadır [16, 17].

Isıl işleme uygun alaşımlar yapısal uygulamalar için tercih edilirler ve bazı uygulamalar için gerekli olan yüksek mukavemet seviyelerine ulaşabilme özelliğine sahiptirler. Özellikle uçak sanayisinde kullanılan 2XXX serisi hafif alüminyum alaşımları çökelme sertleşmesi ile sertleştirilmektedir. Bu işlem malzemenin sadece mekanik özelliklerinin yanı sıra manyetik ve iletkenlik özelliklerini de etkilemektedir. Bu nedenle yaşlandırma ısıl işlemi, elektronik malzemelerin özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla da uygulanmaktadır [18-20]. Tablo 1.4'de ısıl işlem uygulanabilen alaşımlar için kullanılan ısıl işlem kodları verilmiştir [14].

Tablo 1.2'de belirtilen döküm ve dövme alaşımlarının bazıları ısıl işleme uygundurlar ve bu ısıl işlemler sonucunda yapılarında meydana gelen değişiklik sonucu mukavemetleri arttırılmaktadır. Bu alaşımlar 2XXX, 6XXX ve 7XXX grubu alüminyum alaşımlarıdır [18]. Tablo 1.5'de bu alaşım gruplarının içerdiği ana alaşım elementleri ve ısıl işlemler sonucunda oluşan çökeltiler verilmiştir [19].

Tablo 1.4. Dövme alüminyum alaşımları için ısıl işlem ve soğuk işlem kodları [14]

Koşul	Tanım
F	İmal edildiği haldeki yapıyı ifade eder. Hiçbir mekanik özellik sınırı belirtilmemiştir.
O	Sıcak şekillendirme işlemlerinden sonra gerekli tavlanma özelliklerine ulaşan tavlanmış yapıyı ifade eder.
W	Çözeltiye alma ısıl işleminden sonraki kalıcı olmayan yapıyı ifade eder.
T	Yaşlandırılmış yapıyı ifade eder.
T1	Sıcak şekillendirmeden sonra soğutulmuş ve doğal yaşlandırma ile kararlı duruma getirilmiş yapıyı ifade eder.
T2	Sıcak şekillendirmeden sonra soğutulmuş, soğuk işlemden geçirilmiş ve doğal yaşlandırma ile kararlı duruma getirilmiş yapıyı ifade eder.
T3	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk işlemden geçirilmiş ve doğal yaşlandırma ile kararlı duruma getirilmiş yapıyı ifade eder.
T4	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilmiş, doğal yaşlandırma ile kararlı duruma getirilmiş yapıyı ifade eder.
T5	Yüksek sıcaklıktaki bir şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş, sonra yapay yaşlandırılmış yapıyı ifade eder.
T6	Katı ergiyik ısıl işlemi görmüş ve yapay yaşlandırılmış yapıyı ifade eder.
T7	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilmiş ve yapay aşırı yaşlandırılmış yapıyı ifade eder.
T8	Katı ergiyik ısıl işlemi görmüş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış yapıyı ifade eder.

Tablo 1.5. Alüminyum alaşım serilerinde oluşan çökelti sıralamaları [19]

Alaşım serisi	Alaşım elementleri	Çökelti sıralaması
2XXX	Al, Cu, (Mg)	GP→θ″→θ′→θ (Al_2Cu)
6XXX	Al, Mg, Si	GP→β″→β′→β (Mg_2Si)
7XXX	Al, Mg, Zn	GP→η′→η ($MgZn_2$)

2. 7XXX SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMIMLARININ METALURJİSİ

Bu bölümde, başlangıçta 7XXX serisi alüminyum alaşımları kimyasal kompozisyonları ile birlikte incelenecek olup genel katılaşma, ısıl işlem ve mikroyapısal unsurlar eşliğinde bu alaşımların metalurjisi işlenecektir.

2.1. Kompozisyonel Yaklaşım

7XXX serisi alaşımlar, esasta Al-Zn-Mg-Cu alaşım sisteminden oluşmakta olup ısıl işlemler ile mekanik özellikleri geliştirilmektedir. Bu açıdan bakıldığında, alüminyum alaşım serileri arasında önemli bir yere sahiptir. Özellikle uçak endüstrisinde, kırılmaya dayanıklı kritik tasarımlar çok sayıda kullanılmaktadır ve yüksek tokluk değerlerine sahip 7050, 7150, 7175 ve 7475 alaşımlar, bu tasarımlar için en çok tercih edilen hafif alaşımlardır. Bu alaşımların kompozisyonlarında nispeten demir ve silisyum içeriğinin düşük olması alaşımların tokluğuna önemli bir katkı sunmaktadır [21]. Öte yandan, 7XXX alaşımları arasında 7050-T7451 alüminyum alaşımı, gelişmiş gerilimli korozyona direnci ve mukavemet özellikleri nedeniyle askeri ve ticari uygulamalarda, uçak sistemlerinde büyük ölçüde kullanılmaktadır. Bu tür bir kullanım yeterliliğinde bu alaşımın sahip olduğu kompozisyonun yanı sıra özellikle üretim aşamasında görmüş olduğu ısıl işlemlerin katkısı oldukça fazladır [21].

Bu açıdan bakıldığında, bu seride yer alan alaşım grupları için kompozisyonel sınırlamalar oldukça önemlidir. Tablo 2.1'de, 7XXX serisi alaşımlar (Al-Zn, Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu ve Al-Zn-Mg-Cu-Ag) ve kompozisyonlarında yer alan elementlere ek olarak ağırlıkça-% miktarları da verilmiştir. Bu alaşımların kompozisyonunda belirli bir miktar Sc, Zr, Cr ve Ti gibi elementler de yer alabilmektedir [22].

Bu bölümde aynı zamanda kompozisyon içerisinde yer alan alaşım elementlerinin alaşımın metalurjik yapısına ve özelliklerine olan etkileri de irdelenmiştir. Bilindiği üzere, Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarının nihai mukavemetleri üzerine çinkonun önemli bir

rolü bulunmaktadır. Çoğunlukla kompozisyon içerisinde yer alan çinko miktarı magnezyumdan miktarından daha yüksektir. Kompozisyon içerisinde çinko miktarının ağırlıkça % 3'den fazla olması ve aynı zamanda Zn/Mg oranının 2'den fazla olması halinde mukavemet gelişimine önemli bir katkısı olan $MgZn_2$ (η) çökeltisi oluşabilmektedir. Zn/Mg oranının daha düşük bir değerde olması halinde matriks içerisinde $Al_2Mg_3Zn_3$ çökeltisi oluşabilmektedir. Zn/Mg oranının yaklaşık 3 seviyesinde olması halinde ise matriks içerisinde S (Al_2CuMg) ve T ($Mg_3Zn_3Al_2$) fazlarının oluşumu da mümkündür. Genel olarak, 7XXX seri alaşımlarda, çökelti oluşumu GP zonları ile başlamakta olup denge çökeltisi (η) oluşuncaya kadar ara çökeltiler (η" ve η') oluşabilmektedir [21].

Tablo 2.1. 7XXX alaşımlarına ait kimyasal kompozisyonları (ağ.-%) [13]

	Alaşım	Zn	Mg	Cu	Ag	Zn(+Cu)/Mg
Al-Zn	7072	0,8-1,3	0,10 max	0,10 max	-	-
Al-Zn-Mg	7039	3,5-4,5	2,3-3,3	0,10 max	-	1,4
	7005	4,0-5,0	1,0-1,8	0,10 max	-	3,2
	7020	4,0-5,0	1,0-1,4	0,20	-	3,8
	7008	4,5-5,5	0,7-1,4	0,05 max	-	4,8
Al-Zn-Mg-Cu	7079	3,8-4,8	2,9-3,7	0,4-0,8	-	1,5
	7022	4,3-5,2	2,6-3,7	0,5-,1,0	-	1,8
	7075	5,1-6,1	2,1-2,9	1,2-2,0	-	2,9
	7001	6,8-8,0	2,6-3,4	1,6-2,6	-	3,2
	7010	5,7-6,7	2,2-2,7	1,5-2,0	-	3,3
	7178	6,7-7,3	2,4-3,1	1,6-2,4	-	3,3
	7100	6,12	2,25	1,71	-	3,5
	7012	5,8-6,5	1,8-2,2	0,8-1,2	-	3,6
	7150	5,7-6,7	1,8-2,7	1,5-2,3	-	3,6
	7050	5,7-6,7	1,9-2,6	2,0-2,6	-	3,8
	7049	7,2-8,2	2,0-2,9	1,2-1,9	-	3,8
	7040	5,7-6,7	1,7-2,4	1,5-2,3	-	4,0
	7449	7,5-8,7	1,8-2,7	1,4-2,1	-	4,4
	7055	7,6-8,4	1,8-2,3	2,0-2,6	-	5,0
	7085	7,0-8,0	1,2-1,8	1,3-2,0	-	6,1
Al-Zn-Mg-Cu-Ag	7009	5,5-6,5	2,1-2,9	0,6-1,3	0,2-0,4	2,8
	7047	7,0-8,0	1,3-1,7	0,04	0,2-0,5	4,9

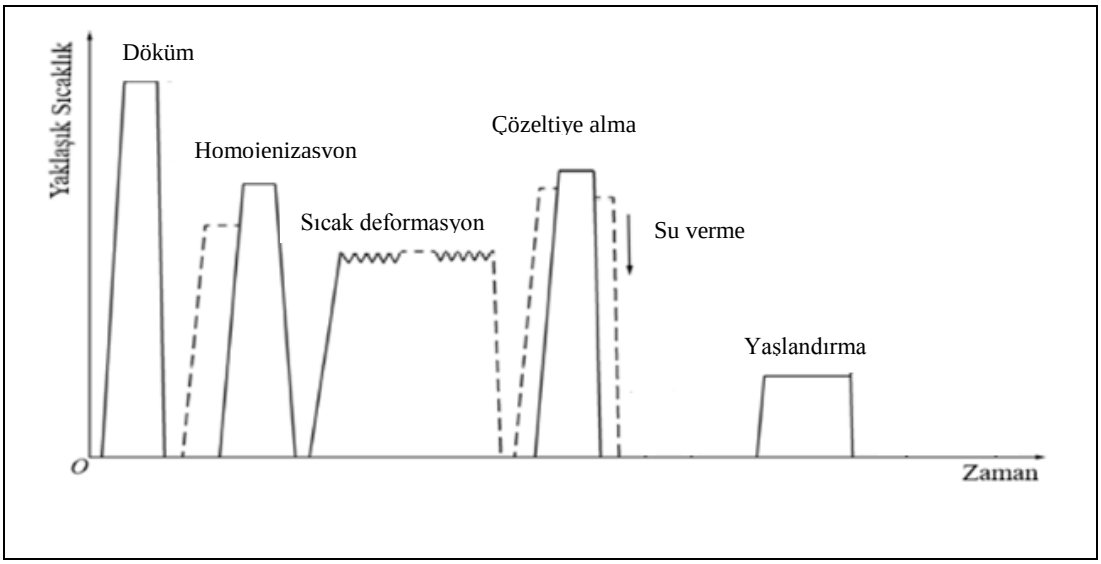
Alaşım kompozisyonunda yer alan bakırın da alaşımın metalurjik yapısına ve özelliklerine önemli etkisi vardır. Bakır alaşımın sertliğini arttırmaktadır. Yüksek bakır içeriğinin alaşım kompozisyonlarında olması halinde ise katılaşmada önemli bir intermetalik olan S fazının oluşumuna neden olur. Bakırın varlığı ile özellikle yaşlandırmada GP zonlarının oluşumu teşviklenmektedir. Bakır katkısı ile GP zonlarının morfolojisi küreselden elipsoide benzer bir yapıya değişebilir. Öte yandan,

Al-Cu için birbiri içerisindeki difüzyon kabiliyeti göz önüne alınacak olunursa, bakırın katkısı ile çökelti sertleşmesi gecikmiştir. Al-Zn-Mg alaşımlarında bakırın varlığı, alaşımın gerilmeli korozyona duyarlılığı azaltmakta, su verme hassasiyetini arttırmakta ve ayrıca kaynaklanabilirliğini de azaltmaktadır [22].

7XXX alaşımlarında, termomekanik işlemler sırasında çekirdeklenme artışı için Sc, Zr, Cr ve Ti gibi mikro alaşım elementlerinin ilavesi olabilir. Bu elementlerin katkısı ile çözeltiye alma ısıl işleminin yapıldığı sıcaklık aralığında dahi çeşitli stokiyometrilere sahip intermetalikler oluşabilmektedir. Alüminyum alaşımlarında bu elementlerin varlığından verimli bir şekilde yararlanılmalı ve etkileri en üst düzeye çıkarmak için çözeltiye alma işlemi optimize edilmelidir. Krom eklenmesi, kalın alüminyum alaşım plakalarındaki su verme hassasiyetini düşürdüğü için çinko ile değiştirilmiştir. Zirkonyum yeniden kristalleşmeyi önlemede de önemli bir rol oynamaktadır. Zirkonyum içeren 7XXX alaşımlarının, mangan veya krom içeren alaşımlara kıyasla daha iyi mukavemete sahip olduğu bilinmektedir. Diğer yandan, titanyumun varlığı erken sertleşme ve GP II bölgelerinden η' çökeltilere daha hızlı bir dönüşüme neden olmakta ve bu tür bir dönüşüm ile zirkonyum içeren alaşımlara kıyasla daha yüksek pik sertliği sağlanabilmektedir [22].

2.2. Alaşımın Katılaşma, Deformasyon ve Isıl İşlem Süreçleri

7XXX serisi alaşımlar yaşlandırma ile sertleştirilebilir olduğundan çoğunlukla plakalar, ekstrüzyon ürünü veya dövme parçaları olarak işlenebilmektedirler. Şekil 2.1'de, dökümden başlayarak nihai ürüne kadar alüminyum esaslı bir levhanın üretim aşaması şematize olarak verilmiştir. Görüleceği üzere, işlem basamakları sırası ile döküm, homojenizasyon, sıcak haddeleme, çözeltiye alma, su verme, gerilim giderme ve yaşlandırma adımlarını içermektedir [23]. Bundan dolayı bu bölümde, yüksek mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip alüminyum alaşımları için önem arz eden döküm ile üretim, deformasyon ve ısıl işlem süreçleri üzerinde durulacaktır. Alaşımın mukavemetlendirilmesi fiziksel metalurjşk esaslar doğrultusunda irdelenecektir.



Şekil 2.1. Yüksek mukavemetli Al-Zn-Mg-Cu levha üretimi için sıcaklık-zaman grafiği [23]

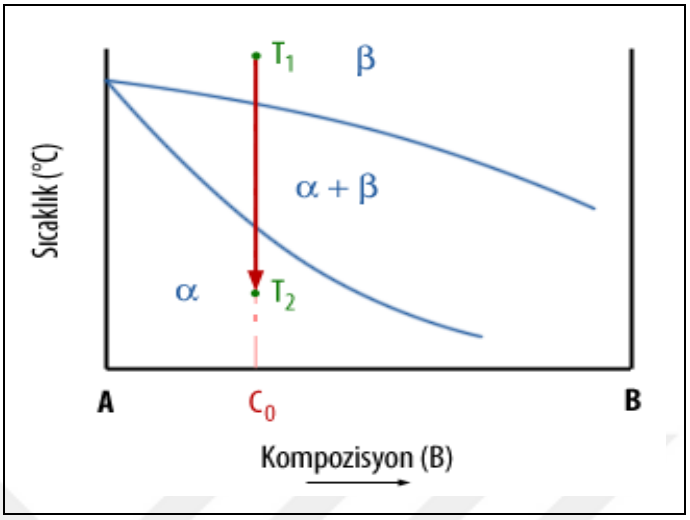
2.1.1. Genel katılaşma süreçleri ve alüminyum alaşımlarının sürekli dökümü

Bu bölümde, alüminyum alaşımlarının genel katılaşma süreçleri ve prensipleri üzerinde durulacaktır. Tez kapsamında üretimi gerçekleştirilen alaşımlar tipik bir sürekli döküm ürünü olduğu için bu katılaşma süreçlerini takiben sürekli döküm seçili bir proses olarak kısmen tanıtılacaktır.

Alüminyum alaşımlarının kompozisyonlarında birçok alaşım elementi yer alabilmekte olup bu elementlerin çoğu alüminyum içerisinde yüksek çözünürlük gösterebilmektedir. Kompozisyon içerisindeki ağırlıkça miktara bağlı olarak, çözünürlük sıcaklıkla da değişebilmektedir. Bu çözünürlük değişimi, Şekil 2.2' de şematik bir ikili faz diyagramı kullanılarak örneklenmiştir. İlgili diyagrama göre, likidüs eğrisinin üzerindeki sıcaklıklarda ana metal (A) ve alaşım elementi (B) sıvı içerisinde tamamen çözünebilmiştir. Solvüs eğrisinin altındaki sıcaklıklard ise bu iki bileşen (A ve B) katı faz içerisinde tamammen çözünmekte ve tek fazlı (α) bir katı ergiyik oluşmaktadır. Hem solvüs hem de likidüs eğrilerine karşılık gelen sıcaklık değerleri eklenen alaşım elementlerinin miktarı bağlı olarak değişebilmektedir [24].

Sıvı alüminyumun katılaşması esnasında, atomlar ergime sıcaklığında sıvı haldeyken tamamen rastgele hareket ederler. Sıvı haldeki atomlar soğuma esnasında birbirlerini çekerler ve birbirlerine göre en yakın olacak şekilde oryante olurlar. Bu bahsi geçen

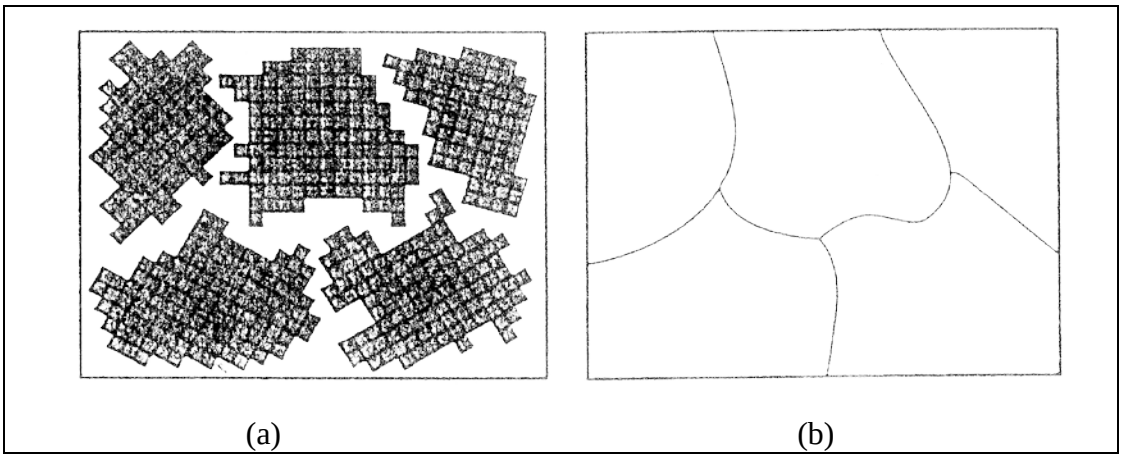
en yakın düzen, kristalografik olarak yüzey merkez kübik yapısını meydana getirmektedir [24].



Şekil 2.2. A-B ikili faz denge diyagramı [24]

Alüminyumun kristallenmesinde, çekirdeklenme evresi oldukça önemlidir. Sıvı alüminyum, 660°C sıcaklığın altına soğutulduğunda sıvı içerisindeki farklı bölgelerde kristalizasyonu sağlayan çekirdekler oluşur. Çekirdeklenme bölgelerinin etrafında alüminyum atomları serbest halde dizilmeye başlamakta ve çekirdeklerin boyutları hızlı bir şekilde artmaktadır. Şekil 2.3'de, çekirdeklenme yapısının şematik bir gösterimi verilmiştir. Şekil 2.3a'da koyu kontrastlı gözlenen bölgeler sıvı faz içerisinde oluşan katı fazları temsil etmektedir. Şekil 2.3b'de ise döküm hacminde zamanla büyüme eğilimi gösteren kristaller şematize edilmiştir. Büyüme esasen sıvı metalin tamamen katılaşmasından sonra fraklı yönlende büyümüş kristallerin tane sınırlarının çakışması ile son bulmaktadır [24].

Katılaşma işlemi sırasında alaşım elementlerinin segragasyonu, likidüs ve solvüs eğrileri arasında bir geçiş bölgesi bulundurmasından kaynaklanmaktadır. Segregasyonun ifadesinde önemli bir yere sahip denge dağılım katsayısının (k_0) 1'den küçük olduğu bölgede sıvı metal bileşimi (C_L) likidüs sıcaklığına soğutulursa, oluşacak ilk katı bileşimi (C_s) esasen k_0 ile C_L bileşenlerinin çarpımına ($k_0 * C_L$) eşittir. Soğutmanın daha yüksek olduğu durumlarda, difüzyon yavaşlayacaktır. Bu durumda, sıvı metalden daha seyreltik ve daha fazla katı oluşumu söz konusu olup daha fazla segregasyona yol açan çözünmüş elementlerce zengin bir sıvı tabakası oluşabilmektedir [24].



Şekil 2.3. Döküm yapısının şematik oluşumu; (a) birim hücre yapısı ve (b) zamanla büyüyen kristal yapısı [24]

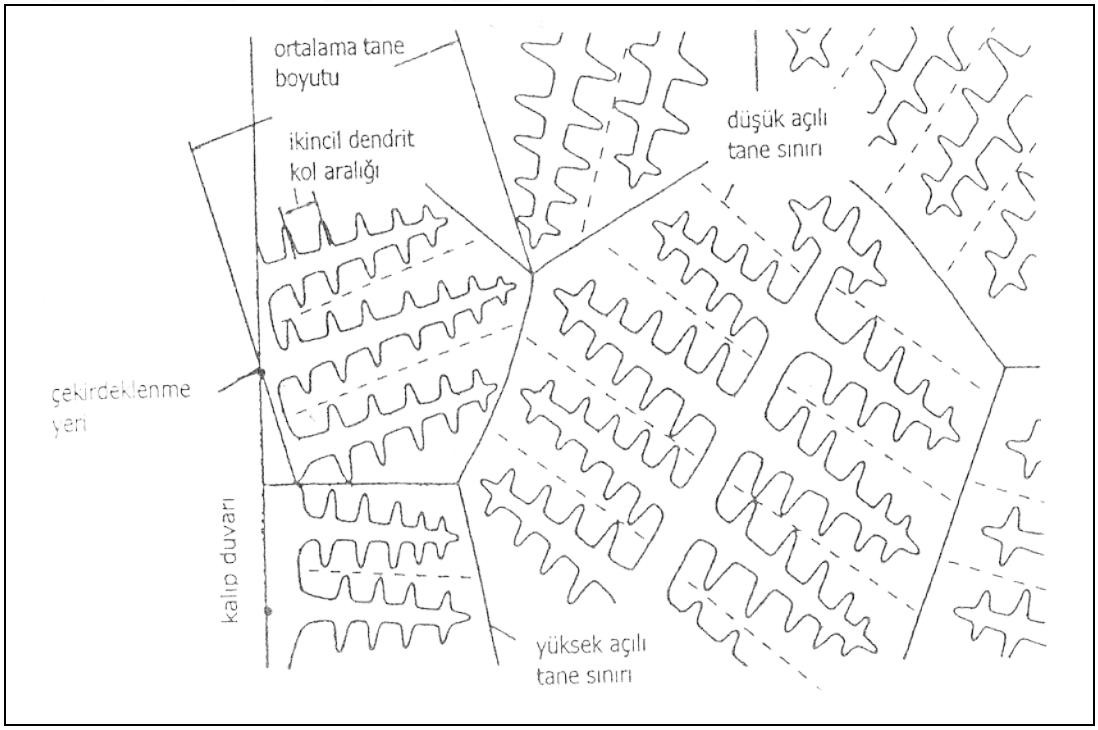
Sıvı metaldeki bu zenginleşme, arayüzeyin önündeki bazı bölgelerde likidüs sıcaklığının gerçek sıcaklığın altına düşmesine neden olmaktadır. Bu durumda, arayüzeyin önündeki sıvı yapısal aşırı soğuyacaktır. Yapısal aşırı soğumanın görüldüğü durumlarda, sıvı-katı arayüzeyi düz şekilde kalamaz ve arayüzey morfolojisi hücreleşme veya dendrit oluşturma eğilimindedir. Aynı zamanda, mikrosegragasyonlar nedeni ile hücresel veya dendritik bir büyüme de söz konusudur. Buradaki dendritik oluşum, alaşımın elementel konsantrasyonundaki dengesizliğin bir sonucu oluşmaktadır.

Döküm ingot ve biyetlerin yapısında çoğunlukla üç farklı bölge belirgin bir şekilde gözlenmektedir. Dıştan içe doğru bu bölgeler sırası ile; (i) ince eş eksenli mikrokristallerin oluşturduğu bölge, (ii) sütunsal tanelerden oluşan bölge ve (iii) eş eksenli bölgedir [24].

Bu bölümde, her bir bölgenin oluşumu da nedenleri ile işlenmiştir. Sıvı metal kalıp içerisine döküldüğü zaman soğuk metal duvarı ile bu duvara temas eden sıvı metal, likidüs sıcaklığının altına hızlıca soğumakta ve böylece kalıp duvarında birçok katı çekirdek oluşabilmektedir. Bu nedenle, çekirdekler sıvı içerisine doğru büyümeye başlar. Ergimiş sıvı metalin kalıp içinde sarsılması ve kalıp duvarının ısınması nedeni ile katılaşmış kristallerin büyük bir bölümü kalıp duvarlarından koparabilmektedir. Bu durumda, döküm sıcaklığı yeteri kadar yüksek ise, biyetin merkezindeki sıvı uzun bir süre likidüs sıcaklığının üzerinde kalacaktır. Bu nedenle, kristallerin çoğunluğu kalıp duvarından uzaklaşarak tekrardan ergiyecektir. Kalıp duvarlarında kalan

kristaller, soğuma bölgesini oluşturmak için kalıp duvarının yakınında büyüyecek ve biyet yüzeyinde gelişigüzel yönlenmiş küçük eşeksenli tanelerden oluşan ince bir kabuk tabakası oluşturacaktır. Diğer yandan, eğer döküm sıcaklığı düşükse, kalıptaki sıvının tamamı likidüs sıcaklığının altına hızlıca soğuyacak ve kristaller ergiyiğin içine doğru hızla ilerleyecektir. Daha sonrasında ise tamamen eş eksenli bir biyet yapısı elde edilecektir. Kalıp duvarındaki ısı dağılımı, dökümden sonra azalacak ve soğuma bölgelerindeki kristaller genellikle kalıp duvarına dik olarak büyüyecektir. Bu büyümede esasen ısı akış yönüne uygun olan tercihli kristalografik yönlenmelerle dendritik olarak gerçekleşir ve nihai olarak Şekil 2.4'de gösterilen sütunsu taneleri oluşturur [24].

Dendritlerin kenar kollarının kalınlıkları, köklerine doğru çoğunlukla azalır. Dendritlerin etrafındaki sıcaklığın nispeten yüksek olmasından dolayı, kollar ergiyemesi ve ana gövdeden kopma ihtimaline sahip olmasına bu tür bir azalmaya nedendir. Sıcaklık farklarının sebep olduğu sıvıdaki hareketlilik neticesinde, geriye kalan ergiyik içerisinde bu ergimiş kollar, diğer bölgelere aktarılabilmektedir ve bu durumda kristal çoğalması sağlanmaktadır [25].



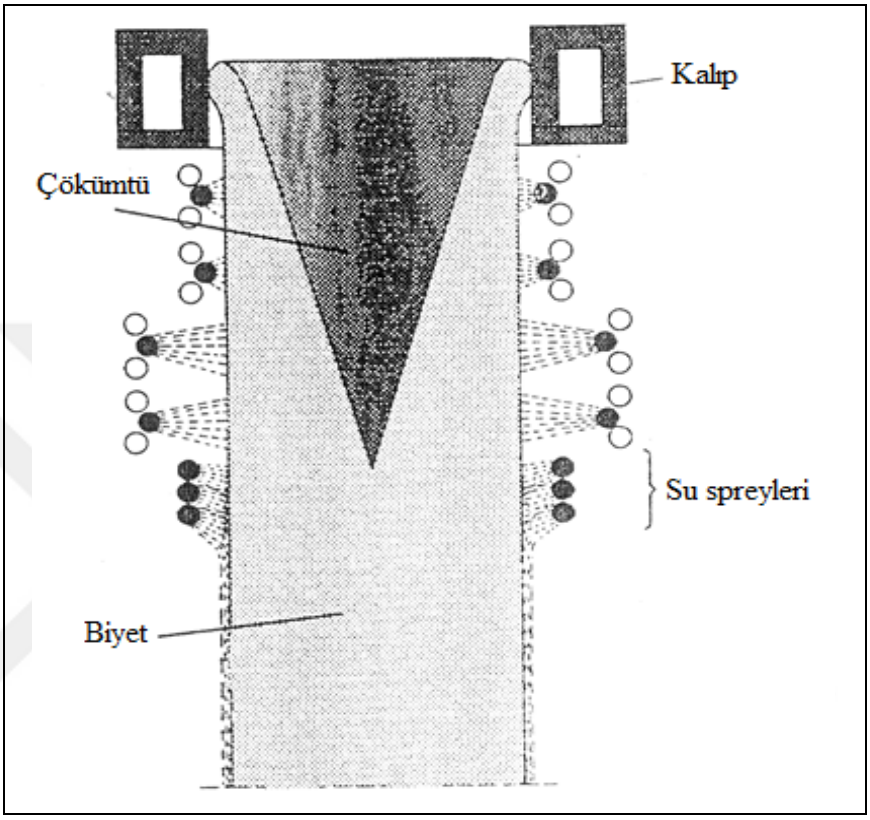
Şekil 2.4. Katılaşma sırasında oluşan dendritik yapı [24]

Endüstriyel olarak alüminyum biyetlerin dökümünde en fazla kullanılan yöntemlerden biri de sürekli döküm yöntemidir. Bu yöntemde, döküm ürününün enine kesit şeklini kalıp belirlemektedir. Çoğunlukla hadde ve dövme ürünler için dikdörtgen kalıp, ekstrüzyon biyetleri için yuvarlak kesitli, çubuk teller için kare kesitli kalıplar kullanılmaktadır. Sıvı-katı geçişi ile büzülme oluşabilmekte ve bundan dolayı kabuk içeriye doğru büzülerek ısı geçişini önleyen bir hava boşluğu oluşturur. Daha sonra katılaşmada oluşan büzülme nedeniyle bu kabuk kalıp cidarından ayrılır. Böylece kabuğun oluşumu ve büzülme, kalıptan biyetin sürekli olarak çıkartılmasına (sürekli döküme) olanak sağlayıp katılaşma hızı yavaşlayacaktır. Bu süreçte, taneler/dendritler arası cephelerden ingotun veya biyetin merkezindeki sıvı kütlesinin basıncı ve katılaşma etkisiyle dışarıya doğru ötektikçe zengin bir sıvı akışı başlar. Bu sıvı akışı ile alaşım elementleri ters segregasyonun bir sonucu olarak kabuğa doğru yığılabilmektedir. Kalıp içerisinde, kalıp duvarı üzerinden gerçekleştirilen ısı transferi ile katılaşma tipik bir birincil soğumadır ve Bu bölgede birçok mekanizmanın varlığından dolayı katılaşma oldukça karmaşıktır [24].

Kalıbın alt kısmında bulunan su nozullarından, kalıptan çıkan biyet yüzeyine su püskürtülerek biyet kabuk kısmının soğutulmasına devam edilir. Su ile soğutma, katılaşma hızını önemli miktarda artıracaktır. Sürekli dökümü tarif eden tüm bu süreç, Şekil 2.5'da şematik bir görüntü üzerinden de göstermiştir [24].

Kalıp duvarından merkeze doğru meydana gelen tüm bu metalurjik süreç, mikroyapıda meydana gelen değişikliklerden kolaylıkla gözlemlenebilmektedir. Ancak biyet merkezine yaklaştıkça soğuma hızı kademeli olarak azalmaktadır ve yapı kademeli olarak kabalaşmaya başlamaktadır. Biyet yüzeyindeki soğuma koşullarından dolayı kabuk bölgesinin altında kaba dendritik bir yapıdan ince dendritik bir yapıya geçiş söz konusudur. Sütunsal kaba tanelerden, eşeksenli tanelerin çekirdeklenmesi için kritik bir büyüme hızına gereksinim vardır. Sıvı metalin büyük bir kısmının katılaşmasından sonra biyet içerisinde sıvı metalin kendini çekmesi söz konusu olup bu durumda sıvı içerisinde huni seklinde bir boşluk oluşur. Bu oluşan boşluk "sump" olarak bilinir ve sump derinliği katılaşma hızının (V_E) ve döküm hızının (V) birer fonksiyonu olarak değişebilmektedir. Düzlemsel katılaşma koşullarında bahsi geçen bu hızlar (V_E ve V) birbirine eşittir. Kaba taneden ince taneye geçiş sonrası yapı, biyet merkezine doğru ilerlerken bir süre incelmeye

devam eder ve daha sonra dereceli olarak kabalaşır. Aynı zamanda, eşeksenli tanelerin çekirdeklenmesinde ve büyüyebilmelerinde büyüme hızının (arayüzey ilerleme hızının) önemli bir etkisi olup bu hızın belirli bir değerin üzerinde olması istenir [24].



Şekil 2.5. Sürekli döküm yönteminin şematik görüntüsü [24]

Tüm bu bahsi geçen metalurjik olaylardan ziyade işlemin sürekli oluşu yönteme sürekli adını kazandırmıştır. Bu yöntemde, sıvı metal kalıba doldurulmakta, katı kabuk oluşturulmakta ve katılaşan metal kalıptan çekilerek bu proses sürekli bir akış göstermektedir. Sürekli bir dökümün kesit boyutları döküm uzunluğu boyunca sabittir ve sadece kalıp boşluğunun boyutları ile belirlenir. Sürekli bir dökümün uzunluğu ise, kalıbın ömrü ile sınırlıdır. Sürekli döküm teknolojisi hem demir hem de demir dışı alaşımlar için kullanılır. Fakat nispeten düşük ergime sıcaklığına sahip metallerin dökümünü kontrol etmek daha kolay olduğu için ve sürekli döküm sistemleri ile dökülebilecek metal miktarı demir dışı ergitme fırın kapasitelerine eş değer olduğu için bu sistem demir dışı metallerin dökümünde daha çok tercih edilmesine neden olmaktadır.

Sürekli dökümde ulaşılan katılaşma hızı, su soğutmasız kokil kalıplara dökülen biyetlere göre oldukça yüksektir. Katılaşma hızları arasındaki bu farklılık, döküm yapısında da önemli değişiklikler meydana getirmektedir. Sürekli döküm ile oluşturulan katılaşma hacmindeki dendritler ile döküm matriksinde bulunabilen ve istenmeyen kalıntılar (inklüzyonlar) kokil döküm ile üretim sonrası elde edilen katılaşma yapısına göre önemli ölçüde daha incedir. Biyetlerde sıklıkla gözlenen ters segregasyon, sürekli döküm yönteminin sunmuş olduğu hızlı katılaşmadan dolayı oluşmaz. Sadece enine kesit boyunca kimyasal kompozisyonda oldukça düşük bir fark görülür. Kokil dökümün önemli bir dezavantajı ingot segregasyonudur. Sürekli dökümde, hızlı ısı iletimi ile yapıdaki tanelerde alaşım elementlerinin dağılım eşleniği engellenebilmektedir ve dolayısı ile aşırı doymuşluk ve tane segregasyonu meydana gelebilmektedir. Ancak ingot segregasyonunun tersine aşırı doymuşluk ve tane segregasyonu homojenizasyon işlemi ile giderilebilmektedir. Ancak dökümün dış kısmında alaşım elementlerince zengin bir kabuk bölgesi ingot segregasyonuna benzer bir şekilde sürekli döküm ile üretimde oluşabilir ve bu kabuk yapısı homojenizasyon ile giderilemez. Kabuk dökümün en dış kısmında yer aldığından yüzey işlemleri ile giderilebilir. Yeni geliştirilen sistemlerde, kalıpta oluşan aşırı soğuma engellenerek hem kabuk oluşumu önlenebilmekte ve biyet ve ingotların tüm yüzey alanı boyunca üniform bir yapı elde edilmektedir.

Geleneksel sürekli döküm işlemlerinde, katılaşmış biyetin kalıp yüzeyine göre hareket edebilen sabit veya salınan kalıpları kullanılır. Ancak yüzey hareketinin bir sonucu olarak ortaya çıkan sürtünme nedeni ile dökümün yüzeyinde mikro çatlaklar ve bazı diğer kusurların oluşmasına neden olur. Yüzey için kullanılan bir yağlayıcı veya kendinden yağlanabilen grafit kalıplar kullanılarak sürtünme ve olası yapışmalar azaltılabilir ve böylece bahsi geçen kusurların oluşumu indirgenir [24].

Sürekli döküm yöntemi, özellikle ingot döküme göre yüksek yüzey kalitesinde ürün eldesine olanak sağlamaktadır. Yüzey kalitesi yüksek bir ürün eldesi şüphesiz verimliliği de yükseltecektir. Nispeten segregasyonların bu yöntem ile üründe azaltılması malzeme kalitesinin geliştirilmesine önemli bir katkı sunmaktadır. Soğutma hızının bu yöntemde kontrol edilebilmesi tane boyutunun kontrolünü de sağlamaktadır ve böylece istenen tane boyutunda ürün eldesi söz konusudur. Tüm

bunlardan dolayı, sürekli döküm ile üretim birçok ekonomik avantaj sunmaktadır [25].

2.2.2. Deformasyon süreçleri

Bilindiği üzere, alaşımların plastik şekil değişiminin sağlanması için malzemenin sahip olduğu akma dayanımlarının üzerinde bir dış kuvvetin (gerilmenin) uygulanması ile sağlanabilmektedir. Oldukça yüksek sünek karakteristiğe sahip alüminyum alaşımları, dövme, ekstrüzyon ve haddeleme gibi birçok plastik şekil verme yöntemleri kullanılarak istenen özellikle bir ürüne dönüştürülebilir.

Alüminyum alaşımlarının sıcak şekillendirilmesi sahip oldukları yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde gerçekleştirilir. Bu alaşımlar için soğuk deformasyon da uygulanabilmektedir ve bu işlem için ergime sıcaklığının yaklaşık %30 değerine karşılık gelen bir sıcaklığın altında işlemi gerçekleştirmek mümkündür. Birçok malzemede olduğu gibi alüminyum alaşımlarında da şekillendirme işlemi hem sıcak hem de soğuk koşullarda yapılabilmektedir. Sıcak şekillendirmede malzeme daha yumuşak ve sünek olduğundan, büyük şekil değişimleri gerçekleştirilebilmektedir. Bazı durumlarda, bu işlemler defalarca tekrarlanabilmektedir. Sıcak koşullarda gereken şekil değişimi enerjisi, soğuk şekillendirme işlemine göre çok daha düşüktür. Ancak metal yüzeyi sıcak koşullarda hızlı bir şekilde oksitlenebilmekte ve böylece önemli ölçüde malzeme kaybına gerçekleşmektedir. Bunun dışında malzeme kötü bir yüzey kalitesine sahip olacaktır. Soğuk şekil verme işlemi sırasında meydana gelen pekleşme, sıcak şekil vermeye göre malzemenin dayanımında artışa ve bunun sonucunda da süneklikte azalmaya neden olmaktadır. Ayrıca soğuk şekillendirme yöntemiyle imal edilmiş parçalar daha iyi bir yüzey görünümü, daha iyi mekanik özellikler ve daha hassas boyut ve toleranslara sahip şekilde üretilebilmektedir. Bu nedenle, sıcak şekillendirmeye göre soğuk şekillendirme daha çok tercih edilmektedir. Bazı durumlarda, toplam şekil değişimi, birbirini birkaç defa tekrarlayan bir seri soğuk şekillendirme ve yeniden kristalleştirme tavı uygulanmasına ihtiyaç duyabilir. Bu tür uygulamalar, hem daha zahmetli hem de maliyetlidir. Bu sebeple olabildiğince tek kademede yapılan yöntemler tercih edilmeye çalışılmaktadır [26].

2.2.3. Isıl işlem süreçleri ile alaşımın mukavemet kazanımı

Malzemelerin mekanik ve fiziksel özellikleri geliştirmeye yönelik ısıtma ve soğutma faaliyetleri ısıl işlemlerin temelini oluşturmaktadır. Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıl işlemlerin temelinde ise metalurjik olarak çözünme ve çökelme gibi kavramlar önemli bir yere sahiptir [27].

Döküm yoluyla üretilen alaşımlarda, kimyasal segregasyonu azaltmak ve işlenebilme özelliğini arttırmak için homojenleştirme işlemi uygulanmaktadır. Şekillendirilebilir alüminyum alaşımları genellikle ekstrüzyon ve haddeleme öncesi homojenizasyon işlemine tabi tutulmaktadır. Homojenizasyon işlemi çok amaçlı olarak kullanılabilir. Bu amaçlar; (i) döküm yapısının iyileştirilmesi, (ii) katılaşma ile oluşan kararsız fazların çözündürülmesi, (iii) alaşımın ekstrüzyon ve haddeleme sırasında tane sınırını kontrol eden kararlı çökeltilerin oluşturulması ve (iv) alaşım elementlerinin yapı içinde homojen olarak dağıtılmasıdır [28, 29].

Homojenizasyon işlemi ilk olarak biyetin belirli bir hızda ısıtılması ile başlar sonrasında sabit bir sıcaklıkta belirli bir süre tutulması ile devam eder ve sonrasında uygun bir hızla soğutulması sağlanarak tamamlanır. Homojenizasyon işleminde, döküm sonrasında biyetler belirlenen sürede alaşımın solidüs sıcaklığının hemen altındaki yüksek bir sıcaklıkta bekletilir. Yüksek sıcaklıkta difüzyonun ivmelenmesinden dolayı alaşımdaki dendrit kolları arasındaki veya taneler arasındaki alaşım elementi konsantrasyon farklılığı (mikrosegregasyon) azaltılır. Bu nedenle, alaşımların homojenizasyon derecesini kontrol eden temel faktör, ilgili alaşım elementlerinin homojenizasyon sıcaklığındaki difüzyon oranlarıdır. Homojenizasyon işlemi ne kadar yüksek sıcaklıkta yapılırsa, homojen bir yapının elde edilmesi o kadar kısa sürede sağlanır ve işlem endüstriyel açıdan daha verimli hale gelmektedir [30].

Homojenizasyon işleminde, bölgesel ergimelerden kaçınmak için homojenizasyon sıcaklığı her alaşım türü için yapı içerisindeki en düşük ergime sıcaklığına sahip fazın ergime sıcaklığını geçmemesi gerekmektedir. Bu tür bölgesel ergimeler, yapı içerisinde önemli hasarlanmalara neden olabilmektedir. Bu hasarlanmalar arasında aşırı boşluk oluşumu, segregasyon, kabarcıklanma ve çatlama örnek olarak gösterilebilir. Homojenizasyondan sonra biyetlerin soğutulması da iyi bir mikroyapı

elde etmek için gerekli bir diğer aşamadır. Ayrıca üretim verimliliğinin arttırılmasını ve üründen elde edilecek malzemelerin mekanik özellikler açısından son derece önemli bir rol oynamaktadır [31].

Homojenizasyon işleminin uygulanmaması, biyetlerde ürün kalitesinde bir azalmaya ve ekstrüzyon prosesinde çeşitli olumsuzlukların ortaya çıkmasına katkı sağlar. Homojenleştirme yapılmaması halinde, tane sınırı ve dendritik hücre segregasyonunun bir sonucu olarak düşük sıcaklıklarda ergiyen ötektik ve kırılgan intermetalik bileşikler oluşabilmekte ve bu ikincil fazlar metalin işlenebilirlik özelliğini azaltabilmektedir. Yüksek oranda çözünmüş bileşenlerin (Al_6Mn, AlFeMn ve Mg_2Si) yüksek sıcaklıkta akma gerilmesini yükseltmesi, alüminyum alaşaımlarının şekillendirilebilirliği zorlaştıran bir başka unsurdur [32].

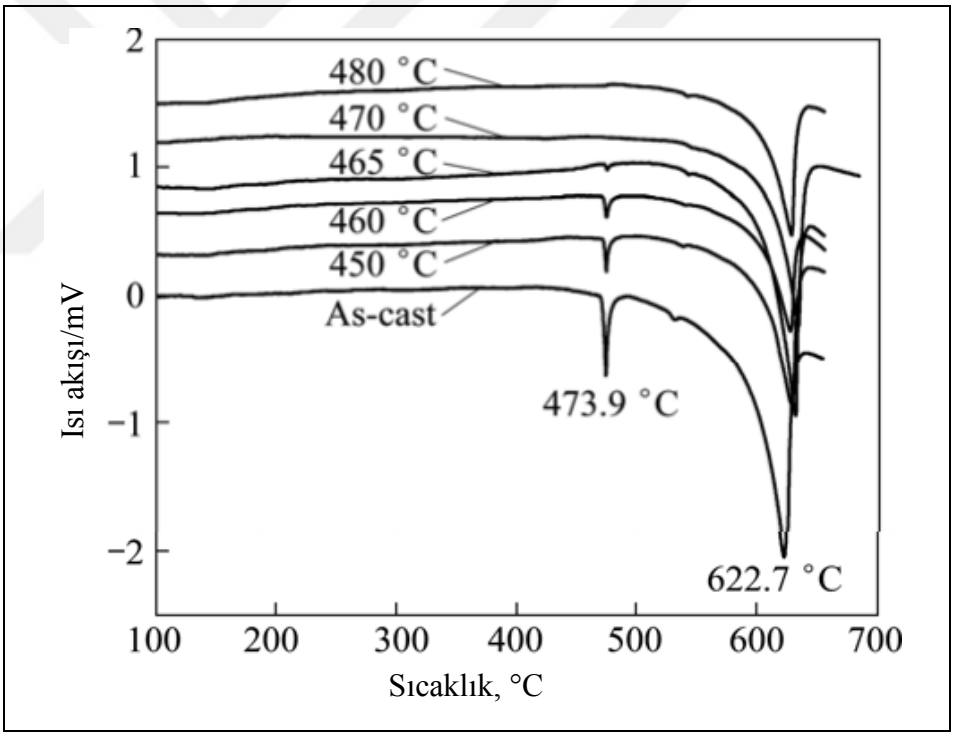
Alüminyum alaşımlarının homojenizasyonu, yüksek sıcaklıklar ve yüksek bekleme süreleri gerektirdiğinden bu işlemin yapılması yüksek maliyetler getirebilir [33]. 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının homojenizasyon uygulamaları çoğunlukla 450-485°C sıcaklıkta ve 12-24 saat tutma sürelerinde uygulanabilmektedir [34]. Bu nedenle homojenizasyon süresi ve sıcaklığının azaltılması işlem maliyetlerinin azaltılmasında önemli rol oynamaktadır. Homojenizasyon işlemi, difüzyona dayanan bir işlem olduğu için homojenizasyon sıcaklığı prosesin süresini belirleyen temel etkendir. Sıcaklıktaki küçük değişiklikler bile homojenizasyon süresinin kısaltılıp arttırılmasına neden olur. Alüminyumun alaşımlarının homojenizasyonu sırasında mikroyapıda meydana gelen değişimler Tablo 2.2' de gösterilmiştir [35].

Tablo 2.2. Bazı alüminyum alaşımlarında homojenleştirme ile mikroyapılarında meydana gelen değişimler [35]

Alaşım türü	Isıtma
3XXX	Mn ve Fe elementlerinin bölgesel çözünmesi
5XXX	Al_3Mg_2 çökeltilerinin çözünmesi
6XXX	Mg_2Si çökeltilerinin çözünmesi
Al-Si döküm alaşımları	Mn-ca ve Fe-ce zengin fazların bölgesel çözünmesi

Alaşımların için homojenleştirme sıcaklıklarının belirlenmesinde termal analizler oldukça fayda sağlar. Şekil 2.6'da, dökümü gerçekleştirilen ve sonrasında farklı sıcaklıklarda (450-485°C) 24 saat boyunca homojenize edilmiş Al-8.1Zn-2.05Mg-

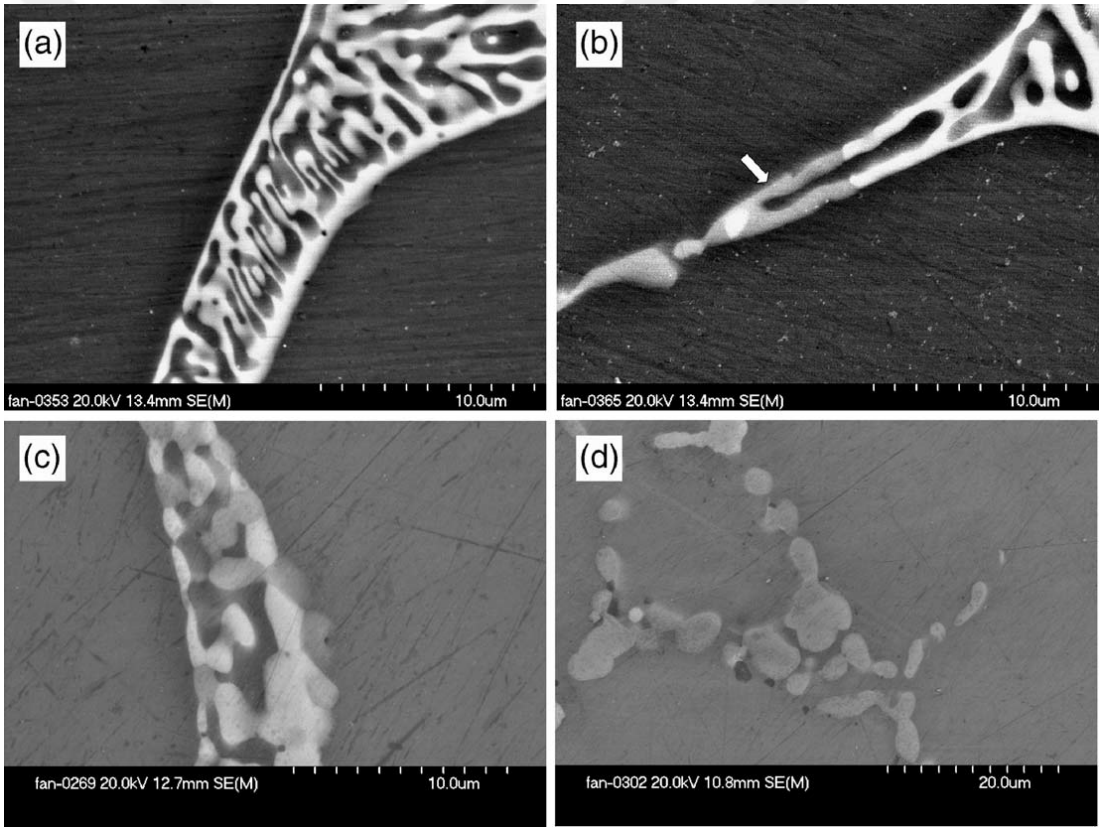
2.3Cu-0.21Sc-0.12Zr (ağ-%) alaşımında homojenleştirme sıcaklığının etkisini irdeleyen diferansiyel taramalı kalorimetrik (DSC) termogramları verilmiştir. Bu termogramlara göre, döküm alaşımında ısıtmada sırası ile 473,9 °C ve 622,7 °C sıcaklıklarda iki endotermik pik gözlenmiştir. Termogram üzerinde yer alan 473,9 °C sıcaklıktaki endoterm pik homojenleştirme sıcaklığının artması ile birlikte keskinliğini kaybetmekte ve en yüksek sıcaklıkta homojenleştirme sonrası bu pik tamamen kaybolmuştur. Bu durum, homojenleştirme boyunca denge dışı fazların çözünmesi ile açıklanabilir. Termogram üzerinde 622,7°C sıcaklıkta yer alan ikinci pik ise alaşımların ergime sıcaklığına işaret etmektedir. Yapılan bu çalışma ile DSC analizleri sonrası elde edilen verilerden bahsi geçen alaşım için homojenleştirme sıcaklığının 473,9 °C sıcaklığının üzerinde olmaması gerektiği ortaya konulmuştur [36].



Şekil 2.6. Al-8.1Zn-2.05Mg-2.3Cu-0.21Sc-0.12Zr (ağ-%) alaşımında homojenleştirme sıcaklığının etkisini irdeleyen DSC termogramları [36]

Homojenleştirme sıcaklığının veya süresinin bir fonksiyonu olarak mikroyapıda meydana gelen değişimleri de takip etmek mümkündür. Fan ve diğerleri, Al–Zn–Mg–Cu döküm alaşımında homojenleştirme işlemi ile yapısında meydana gelen değişimler mikroskobik incelemeler ile irdelemiş olup, Şekil 2.7'de alaşım yapısında bulunan ötektik bileşenlerde farklı homojenleştirme sürelerine bağlı olarak meydana

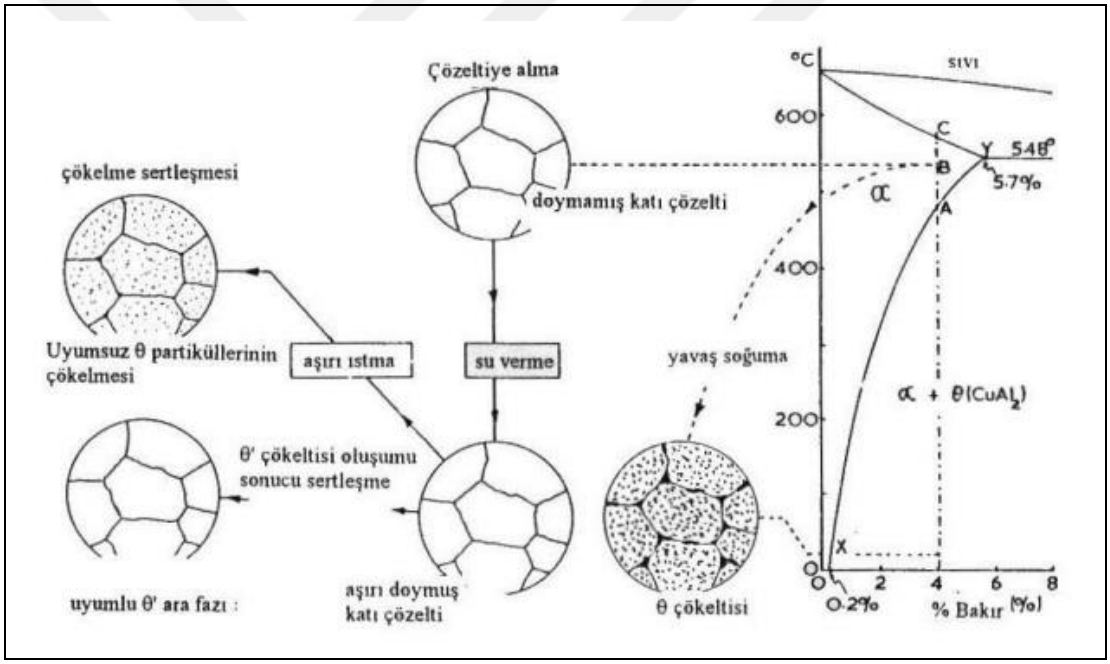
gelen değişimler örneklenmiştir. Mevcut ötektik yapı, Çin yazısı benzeri bir morfolojiye sahip iken bünyesinde bileşimsel olarak $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ yapısını da içermektedir. Alaşımın çalışılan homojenleştirme sıcaklığında (460°C) 5 dakikalık bir tutma süresinde önemli bir değişim gözlenmemiştir. Ancak homojenleştirme süresinin 30 dakika olması halinde mikroyapıda daha aydınlık olarak görülen $MgZn_2$ fazından rahatlıkla ayırt edilebilen yeni bir fazın (Al_2CuMg) oluşumu gözlenmiştir. Homojenleştirmenin 6 saat yapılmasında ise ötektik yapının miktarında önemli bir azalma da tespit edilmiş olup bu yapı izole adacıklara dönüşmüştür. Bu alaşımda 24 saatlik homojenleştirme sonrası $MgZn_2$ fazı tamamen kaybolmuştur ve homojenleştirme boyunca $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ fazından Al_2CuMg fazına dönüşüm net bir şekilde gözlenebilmiştir [37].



Şekil 2.7. Al–Zn–Mg–Cu döküm matriks içerisinde kaba ötektik yapıda homojenleştirme süresinin bir fonksiyonu olarak mikroyapısal değişimleri gösteren SEM görüntüleri; (a) 5 dakika, (b) 30 dakika, (c) 6 saat ve (d) 24 saat [37]

Alüminyum alaşımları üzerine, homojenleştirme işleminin dışında diğer ısıl işlemlerde uygulanabilmektedir. Özellikle deformasyon sertleşmesi (pekleşme) ve ısıl işlem görmüş alaşımlı yapıları yumuşatmak, gerilimlerini azaltmak, tane

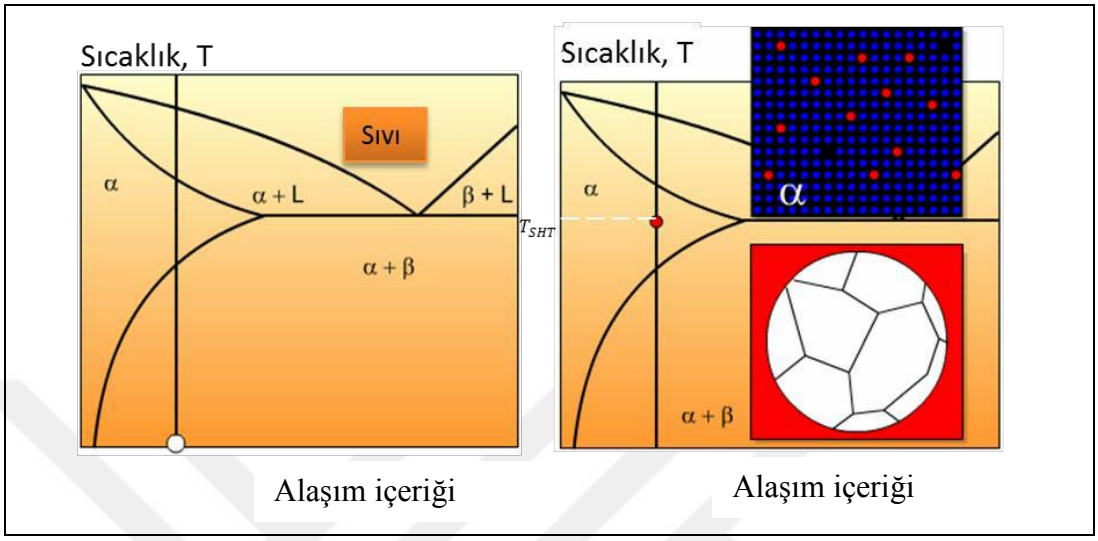
boyutunu ve yapının özelliklerini homojen hala getirmek için tipik tavlama işlemleri de uygulanır. Tüm bunların dışında, birçok özelliği geliştirmek için çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma adımlarını içeren ısıl işlem zincirleri de kullanılır. Bu zincir ile alaşımlarda esasen çökelti sertleşmesi sağlanarak mekanik özelliklerin geliştirilmesi sağlanmaktadır. Şekil 2.8'de verilen görsel, alüminyum alaşımlarına uygulanan bu ısıl işlem zincirini ve bu işlemlere bağlı olarak mikroyapısal değişimleri şematik bir şekilde yansıtmaktadır [28]. Matriks içerisinde oluşturulan oldukça ince boyutlu çökeltilerin dislokasyonlarla etkileşimi sonrası arttırılmış dislokasyon yoğunluğu mekanik özelliklerin gelişimine katkı verecektir. Örneğin, alüminyum alaşımlarının mukavemeti, çökelti sertleşmesi sağlanarak yaklaşık 150 MPa değerinde 500 MPa değerine yükseltilebilir [38, 39-41].



Şekil 2.8. Alüminyum ve alaşımlarına uygulanan ısıl işlemler için şematik bir gösterim [28]

Çözeltiye alma işleminin amacı, yüksek sıcaklıkta çözünürlüğün artmasından faydalanılarak yapıdaki çökeltileri ana matriks içinde çözünmesini sağlayıp, su verme sonrası ana matriksin aşırı doymuş tek fazlı bir yapı haline getirmektir. Bunun için yaşlandırılabilir alaşım, ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa kadar ısıtılır ve bu sıcaklıkta yapıdaki ikincil fazlar (örneğin; β fazı) ana matriksin içerisinde (α-katı fazı) tamamen çözününceye kadar bekletilir. Çözeltiye alma ısıl işleminin şematik görüntüsü Şekil 2.9'da verilmiştir. Yapı tamamen α fazına dönüştükten sonra

alaşım hızlıca soğutulur. Alüminyum alaşımlarında çözeltiye alma sıcaklığı 465-564°C aralığındadır. Örneğin; 7075 alaşımında çözeltiye alma sıcaklığı 460-473°C'dir [39].



Şekil 2.9. Çözeltiye alma işleminin şematik gösterimi [39]

Üçlü veya dörtlü sistemlerde çözeltiye alma sıcaklığı, diğer elementlerin etkisi göz önünde bulundurularak seçilmelidir. Örneğin; Al-Li alaşımlarında magnezyum, lityumun alüminyum içerisindeki çözünürlüğünü azaltmaktadır. Al-Cu sisteminde ise magnezyum, ötektik sıcaklığın düşmesine neden olmaktadır. Çözeltiye alma sıcaklığının, çökeltilerin sayısına, boyutuna, morfolojisine ve aynı zamanda tane sınırlarının bileşimine etki ettiği tespit edilmiştir. Bunun sonucunda çözeltiye alma sıcaklığı, alaşımın nihai özelliklerine doğrudan etki edebilmektedir. Yapılan araştırma sonuçlarına göre, çözeltiye alma sıcaklığının yükseltilmesi genellikle akma ve çekme mukavemetini arttırdığı, buna rağmen gerilmeli korozyon direncinin ise düştüğünü göstermiştir. Çözeltiye alma sıcaklığının yüksek olması tane sınırlarında çökelti oluşumuna neden olduğundan, korozyon direncinin bu durumdan olumsuz yönde etkilenmesine neden olmuştur [35].

Çözeltiye alma işleminde, ısıtma hızı büyük rol oynamaktadır. Örneğin, ağırlıkça % 4 bakır içeren alüminyum alaşımında yer alan Al_2Cu fazı, 500°C sıcaklığa kadar yavaş bir şekilde ısıtıldığında tamamen çözünmüş olur. Isıtmanın hızlı yapıldığı durum da ise bu faz yapıda tamamıyla çözünemez. Çözeltiye alma sıcaklığı

normalden düşük sıcaklıkta yapıldığı durumda ise ikincil fazlar ana matrikste tamamen çözünemez ve malzemenin mekanik özellikleri düşer [35].

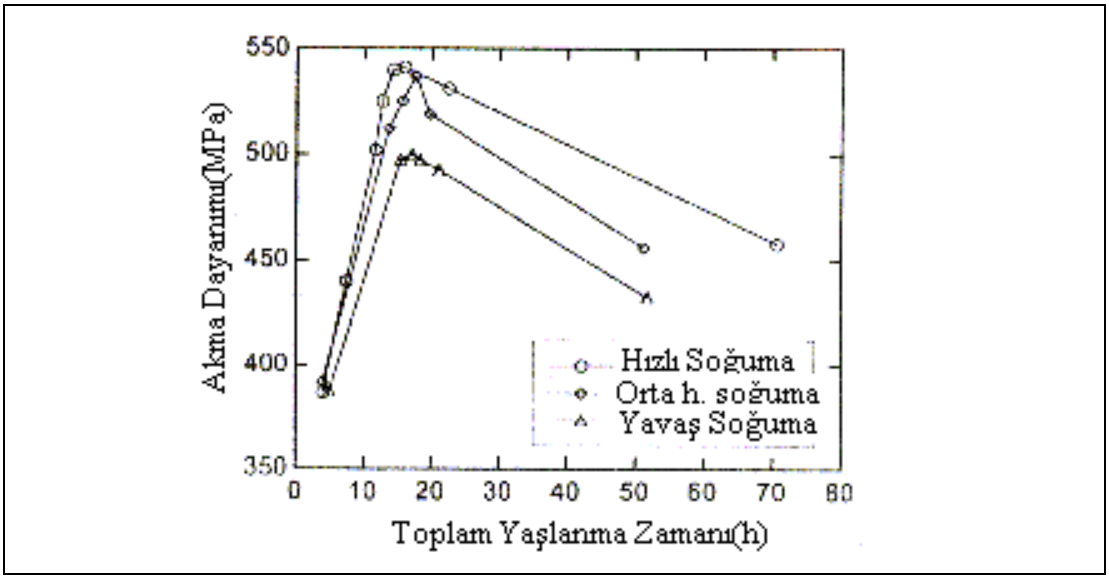
Çözeltiye alma işleminin bir diğer kritik parametresi ise süredir. Isıl işlem süresi, parçanın kalınlığına bağlıdır. İnce parçalarda süre bir dakikanın altında, büyük parçalarda ise 20 saate kadar çıkabilmektedir. Genellikle her 25 mm kalınlık için 1 saat süre yeterlidir. Fırın içerisindeki yük miktarı ve sıcak havanın sirkülasyonu da süreye etki eden diğer kritik faktörlerdir. Genellikle parçalar arasındaki aralık, hava sirkülasyonu için en az 50 mm olmalıdır. Ancak, karmaşık şekilli ve büyük parçalar için mesafenin daha fazla tutulması gerekir [27].

Çözeltiye alma işlemi sonrası alaşım yavaş soğutulursa özellikleri olumsuz yönde etkileyen kaba çökeltiler oluşur [42]. Ani soğutma, α matriks içerisinde ikincil fazın çökelmesine olanak vermez ve aşırı doymuş α-fazı elde edilir. Bu hali ile α-fazı kararsızdır. Çözeltiye alma işleminde atomlar arası boşluklarının miktarı, düşük sıcaklığı göre daha yüksektir. Bu nedenle malzemenin yüksek sıcaklıklardan aniden soğutulması durumunda denge koşulları sağlanamayacaktır, bu nedenle atom boşluklarının fazlası yapı içerisinde kalacaktır. Dolayısıyla ani soğuma sonucu yapıda bol miktarda atom boşluğu oluşacaktır. Ani soğutma sonucu oluşan atom boşlukları bir araya gelme eğilimi gösterebilirler. Bunların bir kısmı, atom boşluklarını absorbe ederek dislokasyon halkalarının oluşmasını sağlarlar. Atom boşluklarının fazla olduğu bu bölgeler, çökelti fazının heterojen olarak çekirdeklenmesi için uygun bölgelerdir. Yapıda yer alan fazla atom boşlukları aynı zamanda düşük sıcaklıklarda yayılma hızının artmasını sağlar. Böylece, çökelti fazının hem çekirdeklenme hem de büyüme hızını arttırırlar [27].

Ani soğutma işleminde genellikle parçalar soğuk suya veya farklı bir soğutucu çözeltiye daldırılabilir. Dövme ve döküm parçaların ani soğutulması hariç, soğutma işleminden sonra suyun sıcaklığının 38°C'nin üzerine çıkmaması önemli bir noktadır. Suda yapılacak soğutma işlemleri için soğuma hızı, 25 mm kalınlığındaki alüminyum alaşımı plaka için yaklaşık olarak 200°C/saniyedir. Soğutmanın ilk saniyelerinde parça yüzeyinde su buharından kaynaklanan bir film tabakası oluşur. Bu bölgesel ısınmalara da neden olabilmektedir. Bu film tabakasının kırılabilmesi

için soğutma ortamının karıştırılması ve soğutma ortamının hareketlendirilmesi sağlanmalıdır [27].

Soğuk su ile ani soğutma, farklı kalınlık ve kesitteki parçalarda deformasyona neden olur. Alüminyum alaşımlarının ısıl iletkenliği yüksek olduğundan parçaların ince kısımlarında ısı transferi daha fazladır ve bu nedenle parçaların ince ve kalın kısımlarında meydana gelen sıcaklık farklılıkları parçanın deformasyonuna neden olmaktadır. Bu nedenle, büyük, kompleks şekilli ve farklı et kalınlığına sahip parçalar, 65-80°C sıcaklığındaki suda yavaş soğutulması istenir. Maksimum ölçüsel kararlılık için bazı döküm ve dövme parçaları hava ile soğutulur. Ani soğutma ortamı olarak gliserin-su karışımı ve polimerlerden de yararlanılmaktadır. Yavaş soğutma, bakır içermeyen Al-Zn-Mg alaşımlarının gerilmeli korozyon direncini arttırmaktadır. Bazı alaşımlarda ani soğutma aşamasında da çökelti fazı oluşumu gözlenebilir. Fırından çıkartılan sıcak parçaların soğutma ortamına ulaşması için geçirdiği süresinin uzun olması, hızlı çökelmenin meydana gelebileceği sıcaklığa ulaşmasına neden olabilir. Örneğin; 7075 alaşımı için bu kritik sıcaklık aralığı 400-290°C' dir [27]. Şekil 2.10.'da çözeltiye alma işlemi sonrasında farklı soğuma hızlarını takiben yapılan yaşlanma ile akma dayanımı arasındaki ilişki verilmektedir. Grafikten de görüldüğü gibi, maksimum akma dayanım değeri hızlı soğuma ile elde edilmiştir [43].



Şekil 2.10. Soğuma hızının fonksiyonu olarak yaşlanma zamanı ile akma dayanımın değişimi [35]

Alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini yaşlandırma da önemli ölçüde etkilemektedir. Yaşlandırma, çökelme sertleşmesi sürecinde çözeltiye alma ve su verme adımları sonrası üçüncü bir adımı oluşturmaktadır. İnce dağılmış çökeltilerin oluşabilmesi için çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve su verilmiş parçaları yaşlandırmak gereklidir. Alaşımdaki ince çökeltiler, dislokasyonlar ile etkileşmektedir. Çökelti-dislokasyon etkileşiminde kesme ve halkalama mekanizmaları iyi bilinen etkileşim türleridir ve bu etkileşimler ile dislokasyonların hareketleri engellenmektedir. Bu engellemeler ile dislokasyon yoğunluğu artmakta ve böylece alaşımın nihai mukavemeti artmaktadır. Oda sıcaklığında yaşlandırmaya doğal yaşlandırma, yükseltilmiş sıcaklıklarda yapılan yaşlandırmaya ise yapay yaşlandırma denir. Alaşımların çoğu yapay yaşlandırmaya ihtiyaç duyar [44].

Alaşımlarda yüksek mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklerin elde edilmesinde, tüm bu bahsi geçen ısıl işlem süreçleri ve metalurjik olgular büyük önem taşımaktadır. Çözeltiye alma sıcaklığı ve süresi, su verme etkinliği, yaşlandırma sıcaklığı ve süresi öenmli birer parametredir. Tablo 2.3'de, AA7050 alaşımı için soğuma hızının bir fonksiyonu olarak farklı yaşlandırma işlem parametreleri listelenmiştir. Bu tabloda yer alan sıcaklık ve süreler ticari 7050 alaşımlarının üretiminde çoğunlukla kullanılmaktadır [43].

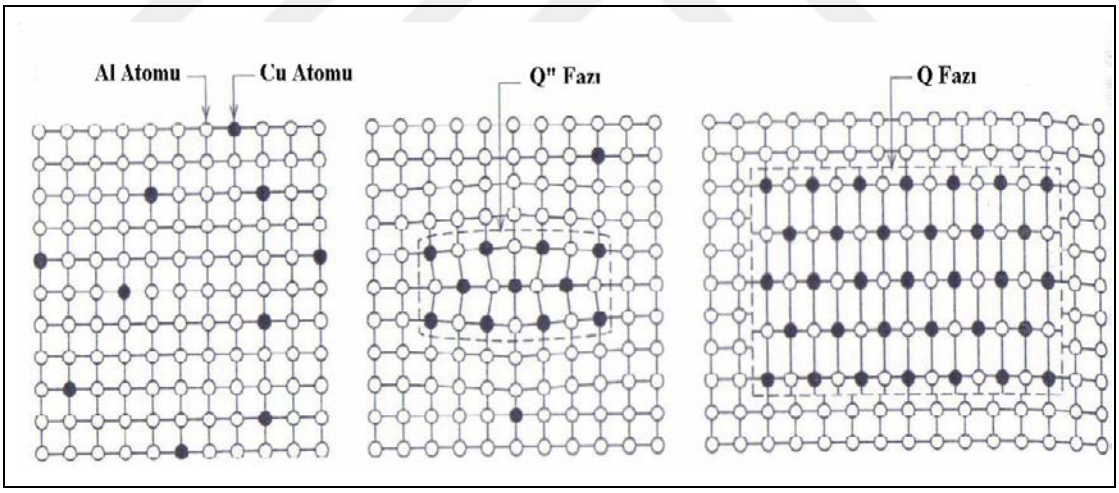
Tablo 2.3. Farklı soğuma hızlarına karşılık 7050 alaşımı için yaşlandırma süreçleri [43]

Soğuma hızı	Yetersiz yaşlanma	İdeal yaşlanma	Aşırı yaşlanma
Hızlı	@120°C 100 dakika	@160°C 300 dakika	@160° 3600 dakika
Orta	@120°C 100 dakika	@160℃ 420 dakika	@160℃ 2430 dakika
Yavaş	@120°C 90 dakika	@160℃ 360 dakika	@160℃ 2460 dakika

Daha önceden bahsedildiği üzere, yaşlandırma ısıl işlemini etkileyen temel faktörler sıcaklık ve süredir. Sıcaklık arttıkça, en yüksek sertliğe ulaşma zamanı azalmaktadır. Ancak daha düşük sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemlerine oranla daha düşük

sertlik değerleri elde edilmektedir. Süneklik değerleri ise yaşlandırma süresiyle devamlı olarak azalmaktadır. Bu nedenle, uygulanacak yaşlandırma ısıl işleminin seçiminde, işlemin ekonomikliği de göz önünde bulundurularak en uygun sıcaklık-süre kombinasyonu seçilmelidir [44].

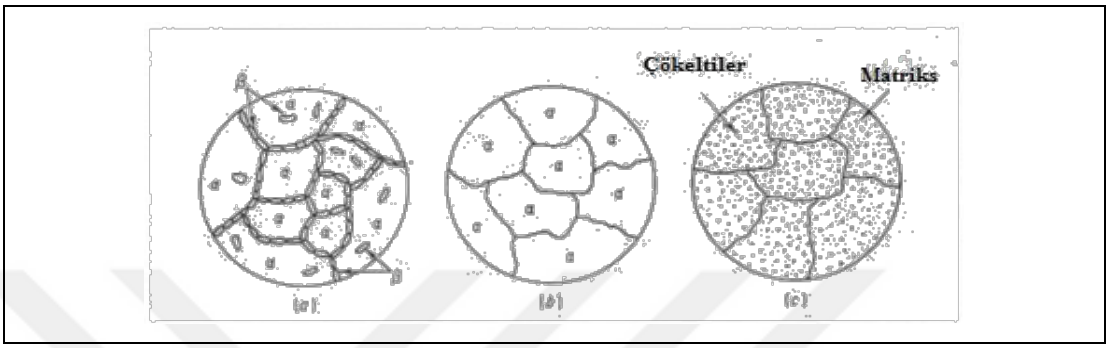
Şekil 2.11'de Al-Cu sistemi için yaşlandırma işlemi boyunca alaşımın kafes yapısında meydana gelen değişiklikler ve oluşan çökeltiye ait bölgesel hücre kısımları gösterilmiştir. Şekilde çözücü alüminyum atomları içerisinde çözünmüş durumda bulunan bakır atomları gösterilmiştir. Sonrasında bu atomların oluşturduğu çökeltiler (Q) ve bunların kafes yapısı içerisinde ki düzenli dizilimleri gösterilmiştir [31, 35]. Yaşlandırma ısıl işlemi sırasında, ısı etkisiyle alaşım elementi atomları önce kenar dislokasyonlarının altında toplanmaya başlarlar. Bu atom kümeleri, GP zonları olarak tanımlanmaktadır. Yaşlandırmanın devam etmesi ile birlikte bu kümeler α-matriks içerisinde çökeltileri oluşturmaya başlar. Bu uyumlu çökeltiler sertliğin artmasında en büyük etkendir [44-47].



Şekil 2.11. Al-Cu sisteminde yaşlandırma boyunca kafes yapısında meydana gelen değişimler; (a) kafes yapısında çözünen ve çözücü atomlar, (b) çökelti oluşumu, (c) çökelti büyümesi [35]

Yaşlandırma işlemi sürecinde uyumlu çökeltiler büyürler ve belli bir zaman sonra kritik bir boyuta gelirler. Gelinen bu noktada, yapıdaki en yüksek sertlik artışı sağlanmış olur. Bu noktadan sonra, yaşlandırma işlemine devam edilmesi halinde çökeltilerin kafesle olan uyumu yavaş yavaş ortadan kalkmaya ve bozulmaya başlar. Bazı çökeltiler ise birbirleri ile birleşmeye başlayarak sayılarını azaltırlar. Bu iki durumun etkisi ile yapı giderek yumuşamaya başlar ve aşırı yaşlanma oluşur. Bu

durum korozyon direncinin istendiği bazı uygulamalar dışında tercih edilmemektedir. Şekil 2.12'de tavlanmış ve kaba çökelti yapısına sahip orijinal yapı, çözeltiye alma sonrası su verme ile ani soğutulmuş ve bu nedenle aşırı doymuş yapı ve yaşlandırma işlemi sonrası matriks içerisinde dağılmış ince çökeltilerin gösterildiği yapı şematik olarak gösterilmiştir [33, 45, 48].



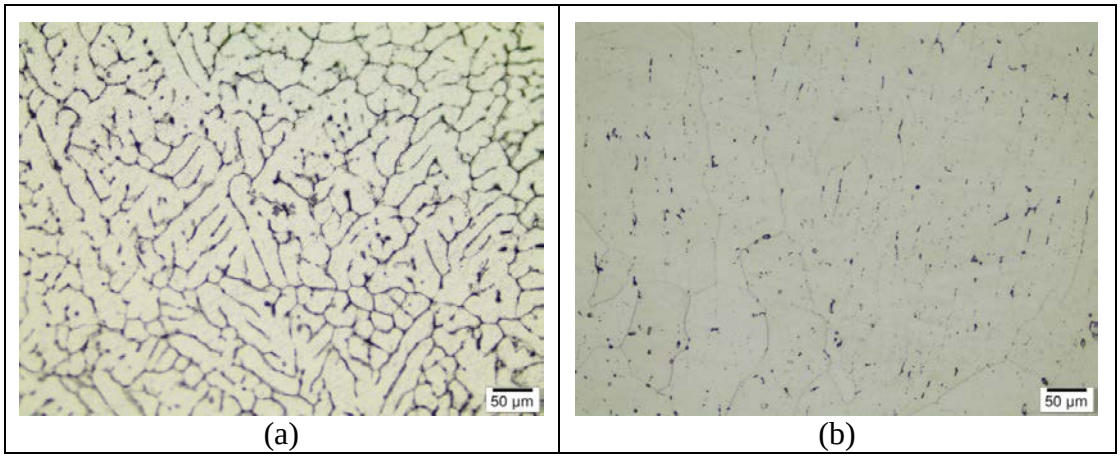
Şekil 2.12. A-B sisteminde ağırlıkça %15 B içeren bir alaşımının mikroyapısı; (a) tavlanmış orijinal yapı, (b) çözündürüldükten sonra su verilmiş (aşırı doymuş) yapı ve (c) yaşlandırılmış yapının şematik gösterimi [33]

7XXX serisi Al alaşımlarının üstün özellikleri, yapıdaki çökeltilerin varlığından kaynaklanmaktadır. Bu çökeltiler, çeşitli yaşlandırma ısıl işlemlerinden sonra aşırı doymuş katı ergiyikten çökelirler. Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında, alaşım içeriğine ve ısıl işlem koşullarına bağlı olarak mikroyapısında bulunan çökeltiler değişkenlik gösterebilmektedir. Solvüs eğrisinin altında oluşabilecek olası intermetalik fazlar; $MgZn_2$ (η), $Al_2Mg_3Zn_3$ (T), Al_2CuMg (S), Al_2Cu (θ), Al_7Cu_2Fe, $Al_{13}Fe_4$ ve $MgSi_2$'dir. Bu çökeltilerden özellikle η fazı alaşımın yaşlandırılması boyunca mekanik özelliklere en yüksek katkıyı veren bir mikroyapısal bileşendir [21,22]. Daha önceden de bahsedildiği üzere, alüminyum alaşımlarında seçilen yaşlandırma koşullarında GP zonlarından denge çökelti oluşumuna kadar farklı bir çökelme sırlaması vardır. Tablo 2.4'de, 7XXX serisi alaşımlarda çökelme sıralamasında yer alan çökeltilerin stokiyometrileri, oryentasyonları ve tercihli oluşum düzlemleri listelenmiştir.

Tablo 2.4. 7XXX serisi alaşımlarda çökelme sıralamasında yer alan çökeltilerin stokiyometrileri, oryentasyonları ve tercihli oluşum düzlemleri [22].

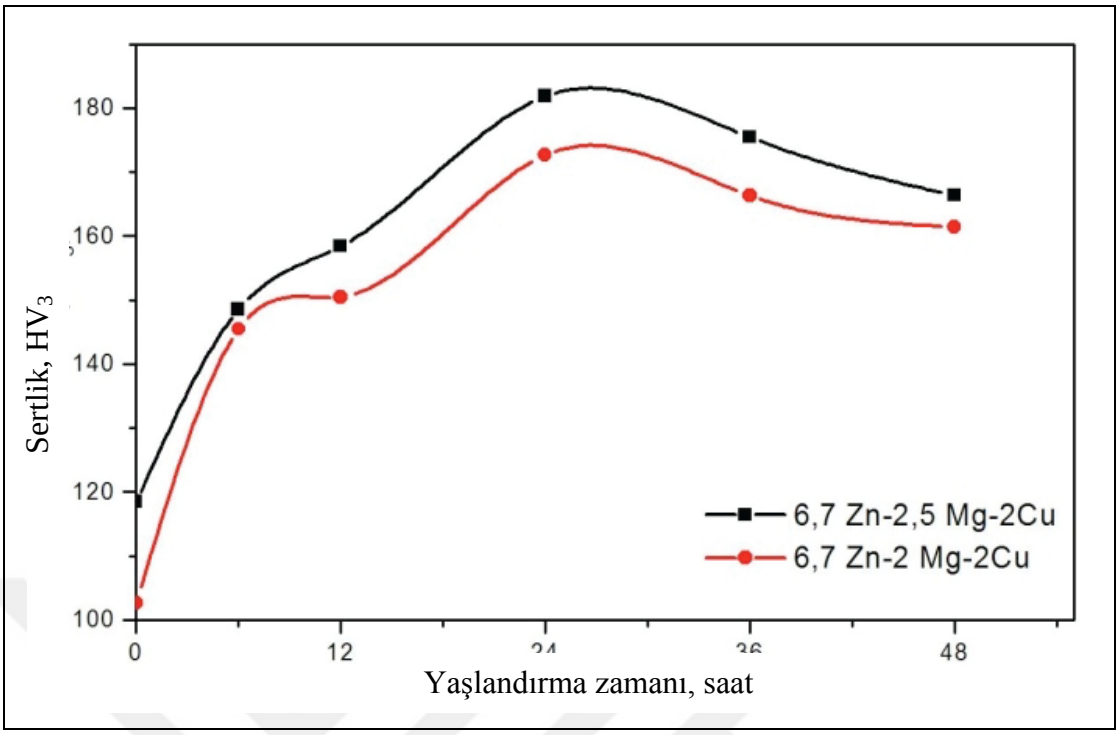
Fazlar	Tanımlamalar
Kümelenme yapıları (clusters)	• GP zonları oluşumu öncesinde, boşyerce zengin yörelerde Zn, Mg ve Cu gibi çözünen atomların kümelenmesi ile oluşan bir yapıdır.
GP I zonları	• Çoğunlukla küresel morfolojiye sahiptir ve {100} Al düzlemlerinde düzenli ve uyumlu Zn ve Mg/Al tabakaları olarak yer alır. • η′ fazının çökelmesine kaynak teşkil etmektedir. • Bakır, GP I zonlarında yer almaktadır ve başlangıç kümelenme prosesine dahil olmaktadır. • Oda sıcaklığından 140-150°C sıcaklığa kadar oluşabilmektedir.
GP II zonları	• Çözünmüş atom-boşluk kümelenmeleri bu yapılar için kaynak teşkil etmektedir. Al, Zn ve Mg ve/veya Cu atomları {111} Al düzlemlerinde yer alabilmektedir. Plaka tipi bir morfolojiye sahip olup matriksi ile tamamen uyumlu bir arayüzeye sahiptir. • Tipik GP II zonlarının boyutları, {111} Al düzlemleri boyunca 1-6 atomik tabaka kalınlığındadır ve 3-6 nm genişliktedir. Doğrudan η′ çökeltisine dönüşebilmektedir ve GP I zonlarına göre termal olarak daha kararlıdır. • Su vermenin 450°C sıcaklıktan yapılması halinde GP II zonları gözlenmiştir. Oluşumları su verme hassasiyetine bağlıdır.
η′	• $Mg(Zn,Al,Cu)_2$ çökeltisi olup {111} Al düzlemlerinde tercihen oluşmaktadır. Kristal yapısı hekzagonal sıkı paket olup, kafes parametreleri a = 0,496 nm, c = $6d_{111Al}$ = 1,402 nm'dir. Matriksleri ile uyumlu bir arayüzeylere sahiptir ve $(0001)_{\eta'}$//{111}Al, $[11\text{-}20]_{\eta'}$//<112>Al ve $(10\text{-}10)_{\eta'}$//$(110)_{Al}$ şeklinde ana matriks ile iyi tanımlanmış bir kristalografik oryentasyon gösterir. • η′ çökeltileri yarı kararlıdır ve T6 koşulunda en yüksek pik mukavemetini sağlar. Kalınlıkları 3-4 nm ve genişlikleri 5-10 nm olan plaka benzeri morfolojileri vardır. Zn:Mg oranı 1:1 şeklindedir.
η″	• Bakır içeren Al-Zn-Mg alaşımlarında gözlenir. Kimyasal bileşimi $Mg(Zn, Al, Cu)_2$ şeklindedir. Kafes parametreleri, a = 0.496 ve c = $4d_{111Al}$ = 0,935 nm'dir. Kristalografik oryentasyonu, Al matriks ile η′ arasında olan ilişkiye benzerdir ve matriks ile uyumlu bir arayüzey sahiptir. Sertleştirmeye katkı verebilmektedir. • Bu faz, η′ fazından η fazına dönüşümde arada oluşabilen bir fazdır.
η	• $MgZn_2$ çökeltileri olup matriks ile uyumsuz arayüzeyleri vardır. Kafes parametreleri, a = 0,521 nm ve c = 0,860 nm'dir. • η′ ve η″ çökeltilerinde farklı olarak bu çökeltinin Al matriksi ile çoklu oryentasyon ilişkisi vardır. • Çubuksu bir morfolojiye sahiptir ve b morfoloji T7 koşulunda yaygın bir şekilde gözlenir. Zn:Mg oranı 1:1,6'dır.

AA7050 alaşımında mekanik özelliklere etkisi olan elementlerden biri de magnezyumdur. Karakulak ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada, fraklı miktarda Mg içeren alaşımlar (Al 6.7Zn-2Mg-2Cu ve Al-6.7Zn-2.5Mg-2Cu) döküm ile üretilmiş olup daha sonrasında çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma işlemleri uygulanmıştır. Çözeltiye alma işlemi, alaşımların 470°C sıcaklıkta 8 saat tutulması ile gerçekleştirilmiştir. Hızlı soğutma su ortamında sağlanmış ve sonrasında alaşımlar 150°C sıcaklıkta 0-48 saat aralığında yaşlandırılmıştır. Şekil 2.13'de alaşımın hem döküm hem de yaşlandırılmış konumunu gösteren mikroyapı örnekleri verilmiştir. Döküm yapısı tipik dendritik katılaşma yapısını göstermektedir. Yaşlandırılmış konumda ise interdendritik bölgeler giderilerek daha homojen dağıtımı sağlanmış ikincil faz içeren bir matriks elde edilmiştir. Bu alaşımların yaşlandırma kademesinde sertlik değişim Şekil 2.14'de verilmiş olup tüm yaşlandırma sürecinde daha yüksek Mg içeren alaşımda (Al-6.7Zn-2.5Mg-2Cu) sertlik daha yüksek sertlik değerlerini yansıtacak şekilde değişmiştir. Diyagramdan da görüleceği üzere, 24 saatlik yaşlandırma sonrası Al-6.7Zn-2.5Mg-2Cu alaşımın sertlik değeri 180 HV olarak ölçülmüştür. Bu sertlik değerinin eldesinde matriks içerisinde homojen ince dağılım gösteren mikroyapısal bileşenlerin büyük katkısı olduğu vurgulanmıştır [45].



(a) (b)

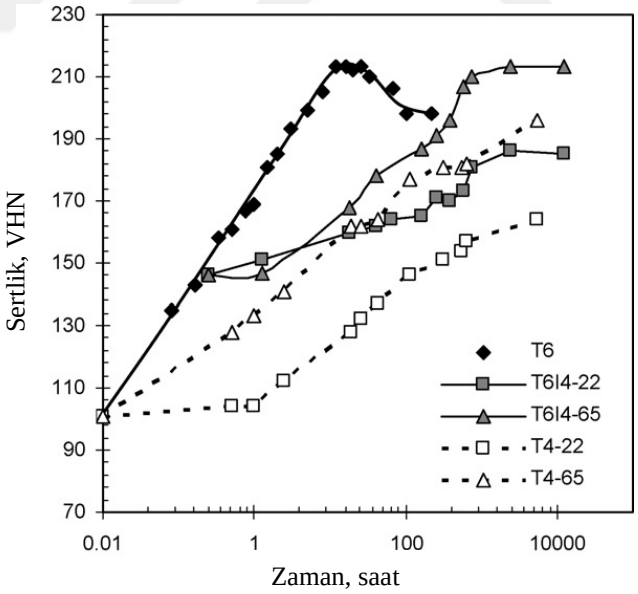
Şekil 2.13. Al 6.7Zn-2Mg-2Cu alaşımının döküm yapısı (a) ve 470°C sıcaklıkta 8 saat çözeltiye alınmış, su verilmiş ve 150°C sıcaklıkta 24 saat yaşlandırılmış yapısı (b) [45]



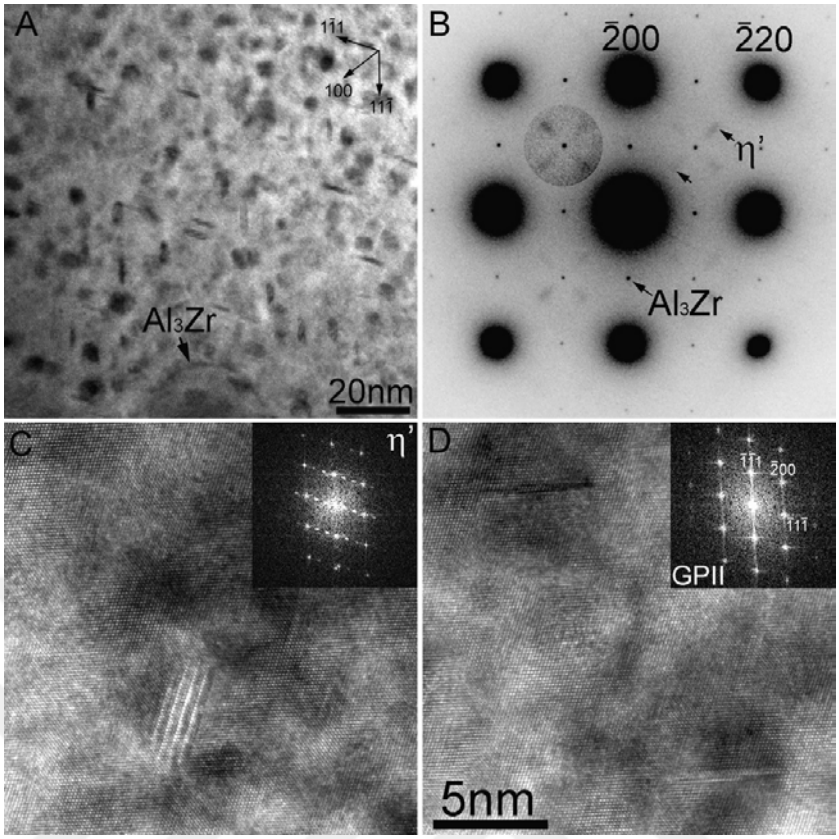
Şekil 2.14. Farklı magnezyum içeren AA7050 alaşımında yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak sertlik değişimi [45]

Buha ve diğerleri, ticari bir 7050 alaşımda (5,75Zn-2,06Mg-2,06Cu-0,08Fe-0,05Si-0,12Zr, ağ.-%) çeşitli çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma işlemleri (T6, T4-22, T4-65, T6I4-22 ve T6I4-65) sonrasında daha öncesinde de bahsi geçen birçok mikroyapısal bileşenlerin (GP zonları,η′ ve η çökeltileri vb) alaşımın sertliği üzerine etkilerini detaylı bir şekilde incelenmiştir. Tüm çözeltiye alma işlemlerini üç adımda gerçekleştirmiş olup birinci adıma alaşımlar 450 °C sıcaklıkta 1 saat tutulmuştur. İkinci adımda, 2°C/dakikalık bir hızla 485°C sıcaklığa ısıtma ve üçündü adımda ise 485°C sıcaklıkta 4 saat tutma gerçekleştirilmiştir. T6 koşulunu sağlamak için alaşım su verme sonrasında 130°C sıcaklıkta, T4-22 koşulunu sağlamak için 22°C sıcaklıkta ve T4-65 için 65°C sıcaklıkta yaşlandırılmıştır. T6I4-22 ve T6I4-65 koşulları için su verme sonrası başlangıçta 130°C sıcaklıkta 15 dakika yaşlandırılan alaşımlar daha sonrasında sırası ile 22°C ve 65°C sıcaklıklarda uzun sürelerde yaşlandırılmıştır. Tüm bu işlemler sonrası alaşımların sertlik ölçümleri yapılarak, ısıl işlem koşullarına ve yaşlandırma süresine bağlı olarak sertlik değişimi irdelenmiştir (Şekil 2.15). Sertlik değişim grafiğine göre, T6 koşulunda tek kademeli yaşlandırma sertleştirme karakteristiği gözlenmiş olup en yüksek sertlik değeri 130°C sıcaklıkta 12 saatlik bir yaşlandırma sonrasında 213 HV olarak belirlenmiştir. T6I4-65 koşulu için sertlik

değişim eğrisi aynı sıcaklıkta (130°C) ve 15 dakikalık bir yaşlandırma ile önce aşırı yaşlandırmayı yansıtmakta olup daha sonrasında sertliğin giderek arttığını ve yaklaşık 760 saat sonrasında T6 koşulunda elde edilen en yüksek sertlik değerine ulaştığını göstermiştir. Tüm bunların dışında, ikincil sertleşmeye yönelik bir sertleştirme eğilimi ve yaşlandırma kinetiği 22°C sıcaklığa karşılık 65°C sıcaklıkta yapılan yaşlandırmada daha yüksektir. Farklı ısıl işlem uygulamalarına karşı sertlik değişimlerindeki değişim şüphesiz mikroyapıda meydana gelen metalurjik değişimler eşliğinde irdelenmelidir. Yapılan bu çalışmada, özellikle T6 koşulundaki alaşımın matriksi karakterize edilmiş ve sertlik değişimine katkı veren sub-mikroskobik bileşenler tanıtılmıştır. Şekil 2.16'da, bu çalışmada T6 koşulunda en yüksek sertlik değerini yansıtan alaşımın mikroyapısal bileşenleri gösterilmiştir. Sertliğe oldukça yüksek katkısı olan plaka benzeri η′ çökeltileri ve bu çökeltilerin difraksiyon paternleri sırası ile Şekil 2.16a'da ve Şekil 2.16b'de verilmiştir. Bu çökeltinin daha yüksek büyütmeli TEM görüntüsü ise Şekil 2.16c'de gösterilmiştir. Çökelti sertleştirmesine katkıda bulunabilen bir diğer çökelti olan GP II zonları ise Şekil 2.16d'de gösterilmiştir [49].



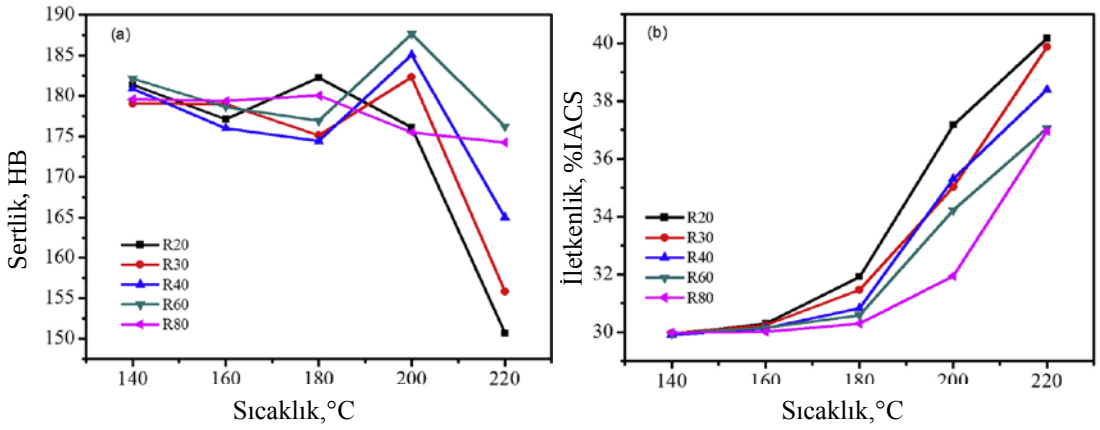
Şekil 2.15. Farklı koşullarda ısıl işlem görmüş AA7050 alaşımında yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak sertlik değişimi [49]



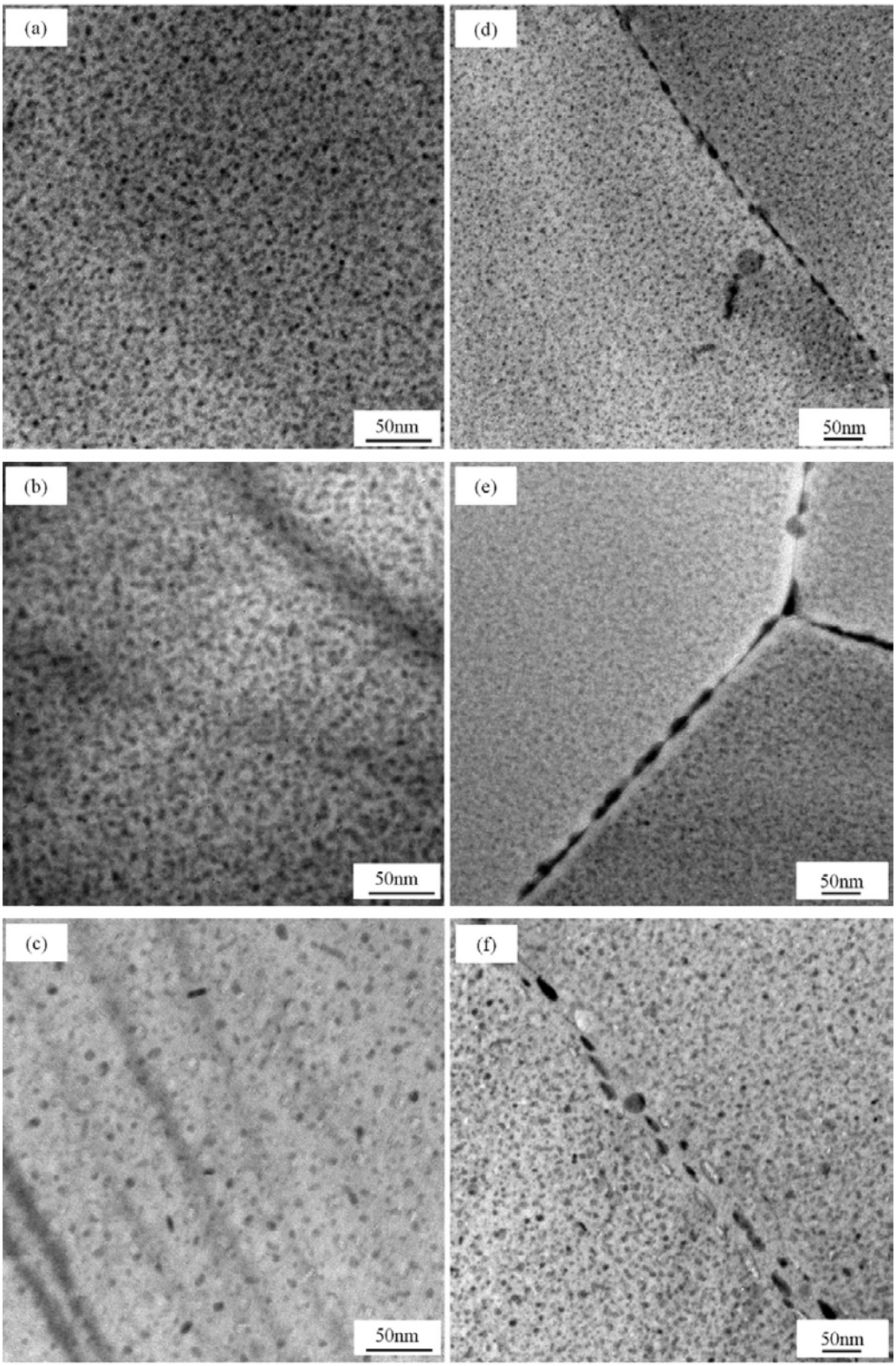
Şekil 2.16. T6 işlemi görmüş bir 7050 alaşımında mikroyapısal bileşenleri gösteren TEM görüntüleri; (a) plaka benzeri morfolojiye sahip η′ çökeltileri, (b) çökeltilere ait difraksiyon paternleri, (c) η′ çökeltisine ait daha yüksek büyütmeli bir görüntü ve (d) GP II zonları [49]

AA7050 alaşımlarının nihai özelliklerini farklı koşullar sağlayarak ısıl işlem çerçevesinde geliştirmek mümkündür. Liu ve diğerleri, AA7050 kompozisyonunda olan alaşım üzerine çok kademeli yaşlandırma işlemleri uygulayarak alaşımın birçok özelliğinde meydana gelen değişimi incelemiştir. Yaptıkları bu çalışmada seçilen alaşım sıcak haddelenmiş 45 mm kalınlığında bir plaka olup kimyasal kompozisyonu Al-5.85Zn-2.28Mg-2.13Cu'dır. Alaşım, 475°C sıcaklıkta 2 saat çözeltiye alınmış ve sonrasında hızlı soğutulmuştur. Bu işlemleri takiben alaşım 120-220°C sıcaklık aralığına farklı ısıtma hızları (20-80 °C/saat) kullanılarak önce ısıtma sonrasında ise hızlı bir şekilde oda sıcaklığına soğutma gerçekleştirilmiştir. Tüm bu ısıl işlemler sonrasında, alaşımlar 120°C sıcaklıkta 24 saat yeniden yaşlandırılmıştır. Şekil 2.17'de, farklı ısıtma hızları kullanılarak yapılan çok kademeli yaşlandırma işlemleri sonrasında alaşımda yaşlandırma sıcaklığının bir fonksiyonu olarak sertlik ve elektriksel iletkenlik değişim grafikleri verilmiştir. Grafiklerden görüleceği üzere,

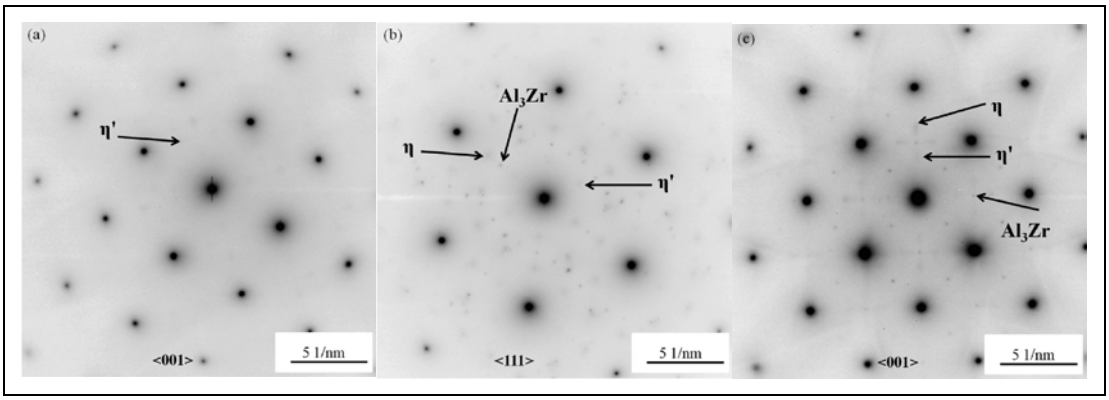
ısıtma hızının alaşımın nihai özellikleri üzerine önemli bir etkisi vardır. En yüksek ısıtma hızında (80°C/saat), sıcaklığın artması ile birlikte sertlikte düşük bir azalma gözlenmektedir. Ancak ısıtma hızının 80°C/saat gibi bir değerden daha yavaş olması halinde, her ne kadar başlangıçta sertlik artışı nispeten düşük olsa da sıcaklığın artışı ile önce en yüksek sertlik değerlerine ulaşma ve sonrasında da beklenen azalma trendi hakimdir (Şekil 2.17a). Farklı ısıtma hızların etkisi elektriksel iletkenlik değişim grafiğinden de görülmektedir (Şekil 2.17b). Su verme yapısında aşırı doymuş bir α-Al matriksi elde edilmektedir ve matriks kafesi oldukça yoğun empürite vardır. Yaşlandırma ile bir taraftan su vermeden kaynaklı kafes çarpılmaları giderilmekte ve diğer taraftan empüriteler kafesten uzaklaştırılmaktadır. Bundan dolayı, elektriksel iletkenlik sürekli bir artış eğilimindedir. Alaşımların iletkenliği çökeltilerin elektron saçılım karakteristiğine de bağlıdır. Isıtma hızı ile birlikte çökelti boyutu, miktarı ve dağılımı, çökelti oluşum hacimleri (tane içi ve tane sınırları) değişeceğinden iletkenlik verileri de değişkenlik gösterecektir. Şekil 2.18'den de görüleceği üzere, özellik değişimlerine önemli bir katkı sunan çökeltilerin hem tane içi tane sınırlarındaki dağılımı gösterilmiştir. Elektron difraksiyon patern çalışmaları ise matriks bileşenlerinin belirlenmesine katkı vermiş olup bu alaşımın özelliklerine yüksek seviyede etkisi olan η, η′ ve Al_3Zr çökeltilerini ortaya koymuştur (Şekil 2.19) [50].



Şekil 2.17. Al-5.85Zn-2.28Mg-2.13Cu alaşımında farklı ısıtma hızları kullanılarak yapılan kademeli yaşlandırma işlemleri sonrası özelliklerin değişimi; (a) sertlik ve (b) elektriksel iletkenlik [50]



Şekil 2.18. Al-5.85Zn-2.28Mg-2.13Cu alaşımında 30°/saatlik ısıtma hızında farklı sıcaklılarda (160, 180 ve 200°C) yapılan yaşlandırma işlemleri sonrası mikroyapılar; (a, d) R30-160, (b, e) R30-180 ve (c, f) R30-200 [50]



Şekil 2.19. Al-5.85Zn-2.28Mg-2.13Cu alaşımında 30°/saatlik ısıtma hızında farklı sıcaklılarda (160, 180 ve 200°C) yapılan yaşlandırma işlemleri sonrası çökeltilere ait elektron difraksiyon paternleri; (a) R30-160, (b) R30-180 ve (c) R30-200 [50]

3. MALZEME VE YÖNTEM

3.1. Alaşımın Döküm ile Üretimi

Tez çalışması kapsamında, Onat Alüminyum San. Tic. A.Ş. bünyesinde bulunan ergitme sistemi kullanılarak alaşımın dökümü gerçekleştirilmiştir. Ergitme sistemine ait makro bir görsel Şekil 3.1'de verilmiştir. Ergitme sistemi, temelde doğrudan soğutma (Direct Chill, DC) yöntemini içermekte olup esasta ergime potaya sıcak gaz akışının sağlanmasıyla gerçekleştirilmektedir. Bu sistem, 600 kg işlem kapasitesine sahip olup ergitme sonrası 127 mm çapında ve 3 m uzunluğunda biyetler elde edilebilmektedir. Şekil 3.2'de üretimi gerçekleştirilen biyete ait bir makro görsel verilmiştir.



Şekil 3.1. Ergitme işlemi için kullanılan döküm ocağı ve tablası



Şekil 3.2. Döküm biyetlerin makro görüntüsü

Dökümü takiben biyetin farklı bölgelerinden örnek numuneler alınıp alaşımın kimyasal kompozisyonu belirlenmiştir. Kimyasal kompozisyon belirleme çalışmaları WAS Master optik emisyon spektrometresi (OES) kullanılarak yapılmıştır. Spektrometrik ölçümler sonrası elde edilen kimyasal kompozisyon verisi Tablo 3.1'de verilmiştir. Tablo 3.1'de aynı zamanda tez çalışması kapsamında odaklanılmış malzeme olan AA7050 alaşımının standart kompozisyon aralığı da verilmiştir. Standart alaşım EN-AW 573-3 olarak tanımlanmıştır. Spektrometrik ölçümler dökümü gerçekleştirilen alaşımın kimyasal kompozisyonunun standart alaşımının kompozisyonunun aralığında olduğunu göstermiştir.

Tablo 3.1. Deneysel çalışmada kullanılan kimyasal kompozisyon (ağ. -%)

Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Zr	Al
EN 573-3	maks. 0,12	maks. 0,15	2,00-2,60	maks. 0,10	1,90-2,60	5,70-6,70	0,08-0,15	balans
Deneysel	0,078	0,124	2,037	0,095	2,245	6,559	0,098	Balans

3.2. Termal Analiz Çalışmaları

Dökümü yapılan biyet malzemenin gerek katılaşma sırasını gerekse de homojenizasyon ve daha sonrasında gerçekleştirilecek olan çözeltiye alma işlemleri için sıcaklık belirleme amacı ile termal analiz çalışmaları yapılmıştır. Bu çalışmalarda başlangıçta döküm numunesinden örnek alınmış olup Netzsch STA 409PG model termal analiz düzeneği kullanılarak diferansiyel termal analizler (DTA) yapılmıştır. DTA çalışmalarında ısıtma ve soğutma koşullarında alaşımda faz dönüşümleri takip edilmiştir. Bu aşamada, numune oda sıcaklığından 750°C sıcaklığa kadar 5 K/dk ısıtma hızında ısıtılmış, 750°C sıcaklığında 5 dakika bekletilmiş ve sonrasında 5 K/dk soğutma hızıyla oda sıcaklığına (25°C) soğutulmuştur.

3.3. Homojenizasyon, Ekstrüzyon ve Isıl İşlem Süreçleri

Termal analiz verisi kullanılarak, biyetten alınan numuneler 470°C sıcaklıkta 12, 16 ve 20 saatlik tutma sürelerinde Santaş model endüstriyel bir fırın kullanılarak homojenleştirilmiştir ve numuneler sırası ile H-12, H-16 ve H-20 olarak

kodlanmıştır. Bu aşamada, özellikle matriks içerisinde bulunan ikincil fazların çözündürülerek dağılım miktarının ekstrüzyon öncesi önemli ölçüde azaltılması hedeflenmiştir. Böylece homojenleştirme süresinin bir fonksiyonu olarak arttırılmış α-Al matriks hacminde metalurjik ve mekanik özelliklerdeki değişimler irdelenmiştir.

Ekstrüzyon çalışmaları, Onat Alüminyum San. Tic. A.Ş. bünyesinde bulunan ve doğrudan (direk) ekstrüzyon prensibine göre çalışan bir düzenek kullanılarak yapılmıştır. Ekstrüzyon işlemi, homojenleştirme sıcaklığına yakın bir sıcaklık değerinde (440°C) ve maksimum 0,5 mm/s zımba hızıyla gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.3'de endüstriyel boyutta olan ekstrüzyon düzeneğine ait makro görsel verilmiştir. Bu ekstrüzyon işleminde çıkan ürün "T" profili olup Şekil 3.4'te bu profile ait nihai ürün gösterilmiştir.



Şekil 3.3. İleri ekstrüzyon presine ait makro görüntüsü



Şekil 3.4. Ekstrüze edilmiş profil makro görüntüsü

Ekstrüze edilmiş bu profillerden 10x10x10 mm boyutlarında numuneler oluşturulmuştur ve tüm numunelerde sırası ile çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Çözeltiye alma işlemi, 475°C sıcaklıkta 30 dakika tutma ile yapılmıştır. Bu işlemi takiben, numuneler suda su verilmiştir. Yaşlandırma işlemleri ise 120°C ve 185°C sıcaklıklarda olmak üzere iki farklı sıcaklıkta ve farklı sürelerde (0-48 saat) gerçekleştirilmiştir. Hem çözeltiye alma işlemi hem de yaşlandırma işlemleri Linn-High Therm-VMK 135 model laboratuvar türü fırın kullanılarak yapılmıştır.

3.4. Metalografik İşlemler ve Mikroyapısal İncelemeler

Tez çalışması kapsamında, çalışılan alaşımın döküm, homojenizasyon, ekstrüzyon ve ısıl işlem koşullarında mikroyapısal bileşenleri birçok metalurjik analizler ile belirlenmiştir. Bu analizler öncesinde, yüzey hazırlama çalışmaları metalografik işlemler ile gerçekleştirilmiştir. Numuneler 120, 320, 600, 1200 mesh'lik SiC esaslı zımparalar kullanılarak kaba ve ince zımparalama aşamasından geçirilmiştir. Numune yüzeylerinin nihai parlatması ise sırası ile 3 ve 1 μm'luk elmas solüsyon kullanılarak yapılmıştır. Mikroyapısal bileşenlerin mikroskobik seviyede açığa çıkarılmasında gerekli bir işlem olan dağlama ise çoğunlukla Keller çözeltisinin kullanılması ile sağlanmıştır. Bu kimyasal dağlama işleminin yanı sıra elektrolitik dağlama işlemi de yapılmıştır. Bu işlemde kullanılan çözelti %5'lik Barker çözeltisi olup numuneler 15V'luk bir potansiyel ile 30 saniye boyunca dağlanmıştır.

Dağlanmış konumda mikroyapısal bileşenlerin açığa çıkarılmasında hem ışık mikroskobu (IM, Zeiss marka Axiotec 100 model) hem de taramalı elektron mikroskobu (SEM, Jeol JSM 6060) kullanılmıştır. Mikroyapı içerisindeki fazların tanımlanmasında ise enerji dağılımlı x-ışın spektrometresi (EDS, IXRF model) ve x-ışın difraktometresi (XRD, Rigaku marka SA-HF3) kullanılmıştır. XRD analizlerinde, Cu-Kα radyasyonu seçilmiş ve numunelerde faz bileşenlerin açığa çıkarılması için 0,5 °/dak.'lık bir tarama hızı ile analizler gerçekleştirilmiştir

3.5. Fiziksel ve Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi

Çökelti sertleşmesi uygulanabilen alaşımların faz dönüşüm kinetikleri, elektriksel iletkenlik ve matriks içindeki çökeltilerin hacim oranları arasındaki lineer ilişkiye dayandırılarak Avrami kinetik eşitliğinin hesaplanması ile bulunabilir. Yaşlandırma ısıl işlemi sırasında matriks içinde ikincil fazların çökelmesi alaşımın elektriksel iletkenlik değerlerinin değişimine yol açmaktadır. Yaşlandırma ısıl işleminde, aşırı doymuş katı ergiyikten ikincil faz olarak çökeltiler ana matriks içerisinde çökelmeye başlayacaktadır. Çökelti hacim oranı (f), yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak Eşitlik (3.1)'de verilen formülle hesaplana bilmektedir [51, 52].

$$f = \frac{V^P}{V_B^P} \tag{3.1}$$

Eşitlikte verilen, V^P: belirli bir zamanda birim hacim içerisinde oluşan çökelti hacmini, $V_B{}^P$: faz dönüşümü tamamlanıncaya kadar birim hacimde oluşan çökelti hacmini tanımlamaktadır. Yaşlandırma prosesi öncesinde hem V^P hem de f değerinin sıfır olarak kabul edilir ve alaşımın elektriksel iletkenliği σ_0 olarak ifade edilir. Yaşlandırmada belirli bir zaman sonrasında belli bir sıcaklıkta,

(i) faz dönüşümünün tamamlandığı,
(ii) V^P ve $V_B{}^P$ değerlerinin eşdeğer olduğu,
(iii) hacim kesrinin "1" değerine ulaştığı kabul edilir.

Bu durumda, alaşım en yüksek elektriksel iletkenlik değerine (σ_{max}) ulaşır. σ ve f arasındaki ilişki Eşitlik (3.2) ve (3.3)'de verilmiştir [51, 52];

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_{max} - \sigma_0) \tag{3.2}$$

$$f = \frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_{max} - \sigma_0} \quad (3.3)$$

Çökelti hacim kesri, herhangi bir zamanda elektriksel iletkenlik değerinin bilinmesi ile Eşitlik (3.3)'e göre hesaplanabilir.

Avrami eşitlikleri, zamana bağlı birçok faz dönüşüm kinetiğinin hesaplanmasında yaygın olarak kullanılmaktadır. Dönüşen hacim aşağıdaki Eşitlik (3.4) ile hesaplanabilmektedir [53];

$$f = 1\text{-}\exp(-bt^n) \quad (3.4)$$

Eşitlikte verilen, f: dönüşen hacim oranı, b: reaksiyon sabiti, n: Avrami üsteli, t: yaşlandırma süresini tanımlamaktadır. b ve n sabitleri aşağıdaki Eşitlikler (3.5) ve (3.6) kullanılarak hesaplanabilir [51, 52];

$$1\text{-}f = \exp(-bt^n) \quad (3.5)$$

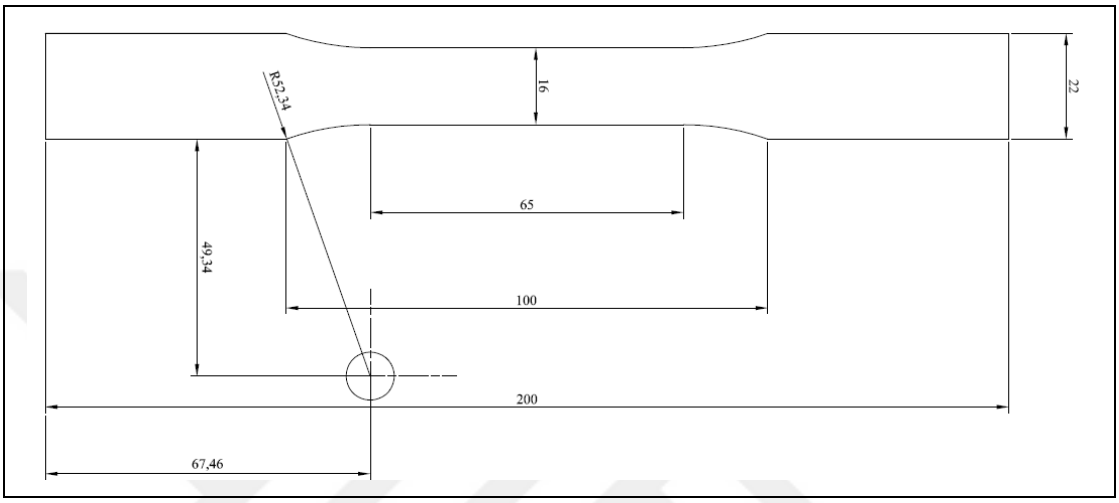
$$\log\left(\ln\frac{1}{1-f}\right) = \log b + n\log t \quad (3.6)$$

σ ve f değerleri kullanılarak yaşlandırılan farklı homojenize sürelerindeki alaşım için lg[In(1/1-f)]-lg t diyagramı çizilebilir. Çizilen bu eğriler yardımıyla, eğrilerin eğiminden ve interseptinden sırası ile n ve b değerleri bulunabilir.

Tez çalışması kapsamında, çökelme kinetiğinin hesaplanması ve özellikle homojenleştirme süresi ile yaşlandırma sıcaklığının bu çökelme üzerine etkisinin irdelenebilmesi için yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak elektriksel iletkenlik değerlerindeki değişimler de takip edilmiştir. Tüm iletkenlik ölçümleri Fischer marka Sigmascope-SMP3350 model elektriksel ölçüm cihazı kullanılarak yapılmış olup bu ölçümler oda sıcaklığında ve 60 Hz'lik bir frekans seçimi ile çoklu kez gerçekleştirilmiştir. Nihai elektriksel iletkenlik verisi bir ortalama değer olarak hesaplanmıştır.

Tez çalışması kapsamında üzerinde çalışılan alaşımların mekanik karakterizasyonu için sertlik ölçümleri ve çekme testleri yapılmıştır. Sertlik ölçümleri, 0.1 kg yük altında Metkon marka Duroline-M model mikro Vickers sertlik ölçeri ile gerçekleştirilmiştir. Bu ölçümler, çoklu kez yapılmış olup nihai sertlik verisi olarak

ortalama sertlik değeri kullanılmıştır. Çekme testleri ise ZwickRoell 250 test cihazı kullanılarak yapılmış olup Şekil 3.5'de teknik çizimi verilen numuneler kullanılarak testler gerçekleştirilmiştir. Bu testlerde, 3 MPa ön yük, 30 MPa/s akma tespit hızı ve 20 mm/dak.'lık test hızı kullanılmıştır. Çekme testleri üç kez yapılmış olup ortalama değerler mekanik özellikleri göstermektedir.

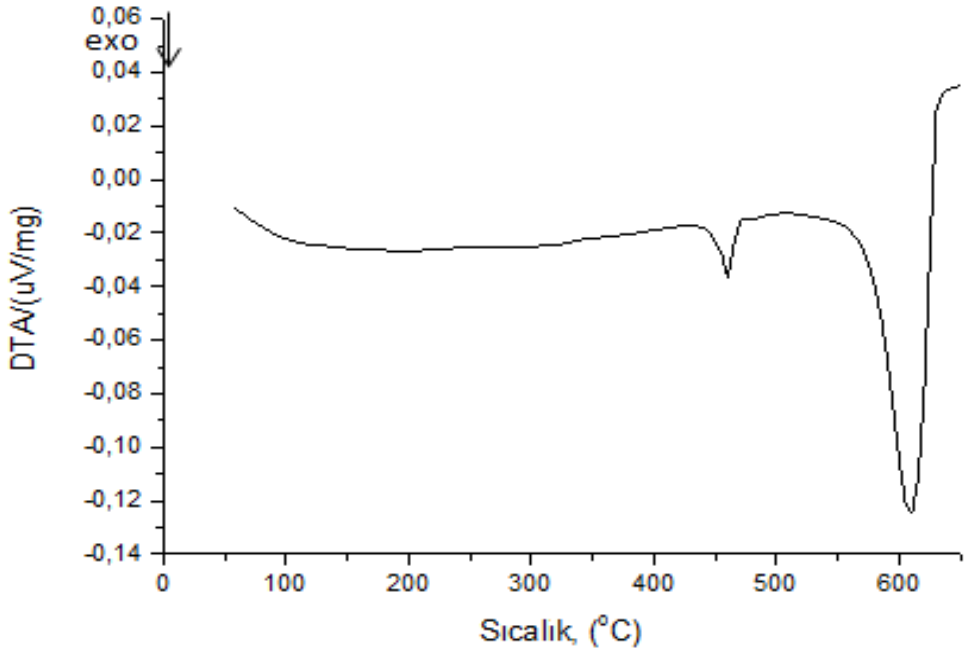


Şekil 3.5. Çekme testi için kullanılan numunelerin teknik resmi

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. DTA Verisinin Değerlendirilmesi

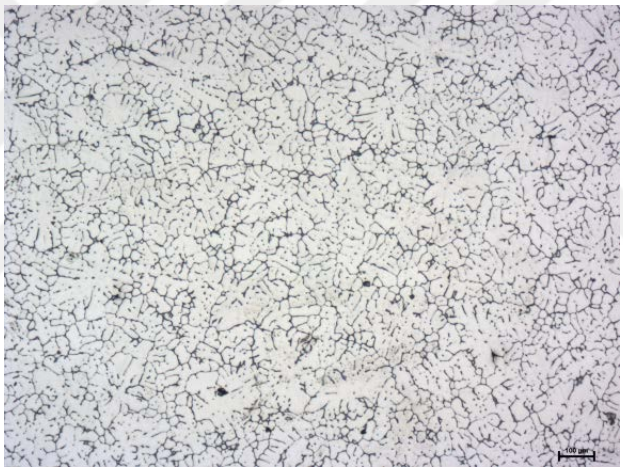
Dökümü yapılmış alaşımın sıvı fazdan oda sıcaklığı kararlı katı fazına ulaşıncaya kadar sergilemiş olduğu faz dönüşümleri DTA analizleri ile takip edilmiştir. Şekil 4.1'de yapılan analizler sonucunda elde edilen termogram verilmiştir. Bu termogramda iki belirgin egzoterm reaksiyon gösteren pik yer almaktadır. Bu piklerden en büyük olanı tipik katılaşma aralığını göstermektedir. Bu termograma göre alaşım için sıvılaşma (likidüs) sıcaklığı 630,24 °C iken, katılaşma (solidüs) sıcaklığı 578,09 °C olarak belirlenmiştir. Termogram üzerinde yaklaşık 448,56-466,88°C sıcaklık aralığında ikincil bir egzoterm pikte gözlenmiş olup bu pik α fazından bir çökelme sıcaklığı olarak değerlendirilmiştir. Elde edilen bu veriler dökümü yapılan alaşımın bir taraftan homojenleştirme işlemi diğer taraftan da ekstrüzyonu takiben çözeltiye alma ısıl işlemi için sıcaklığın belirlenmesinde fayda sağlamıştır.



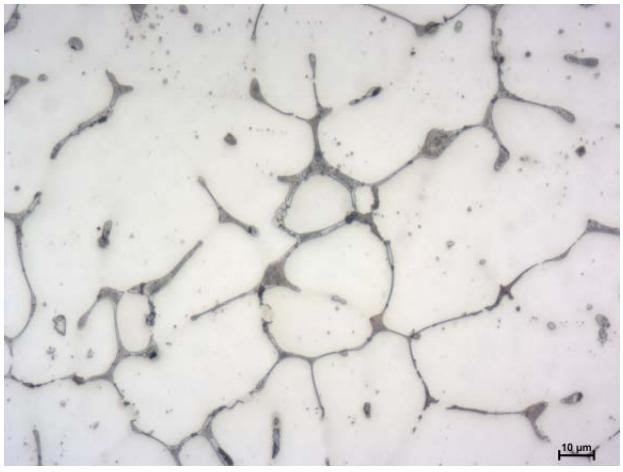
Şekil 4.1. Döküm alaşımına ait DTA analizi sonrası elde edilen termogram

4.2. Döküm, Homojenize ve Ekstrüzyon Konumunda Alaşımın Mikroyapısal Karakterizasyonu

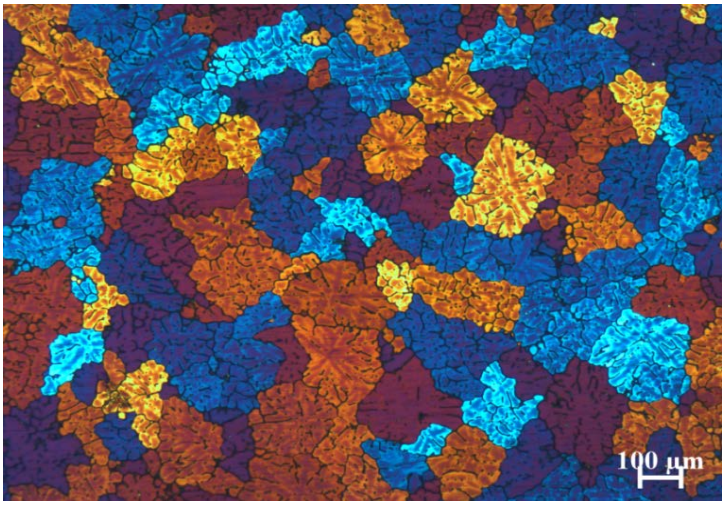
Şekil 4.2 ve Şekil 4.3'de alaşımın döküm konumuna ait IM görüntüleri verilmiştir. Genel katılaşma yapısı tipik dendritik katılaşma olup interdendritik uzaylarda ikincil fazlar yer almaktadır. Katılaşma yapısında, aydınlık alan ile gözlenen alanlar α-Al matriks yapısını ve nispeten daha koyu kontrastlı bölgeler ise interdendritik uzaylardaki intermetaliklerin göstermektedir. Şekil 4.4'de alaşımın döküm yapısına ait IM polarize kontrast görüntüsü verilmiştir. Ortalama tane boyutu döküm yapısı için 166,36 ± 33 µm olarak ölçülmüştür. Şekil 4.5'de verilen SEM görüntüsü bu katılaşma yapısına ait daha fazla detay sunmakla birlikte özellikle interdendritik uzaylarda bulunan ikincil fazların farklı morfolojilerde olduğunu göstermiştir.



Şekil 4.2. Alaşımın döküm yapısında dendritik katılaşmayı gösteren IM görüntüsü

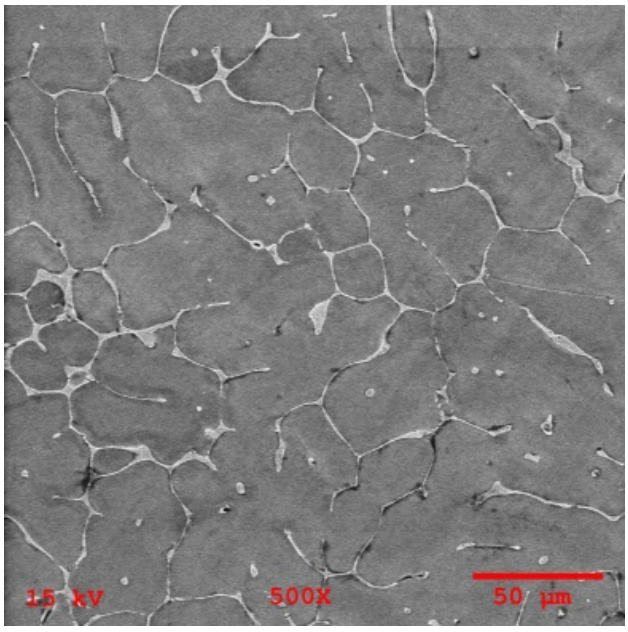


Şekil 4.3. Döküm alaşımında interdendritik uzaylarda ikincil fazları gösteren IM görüntüsü

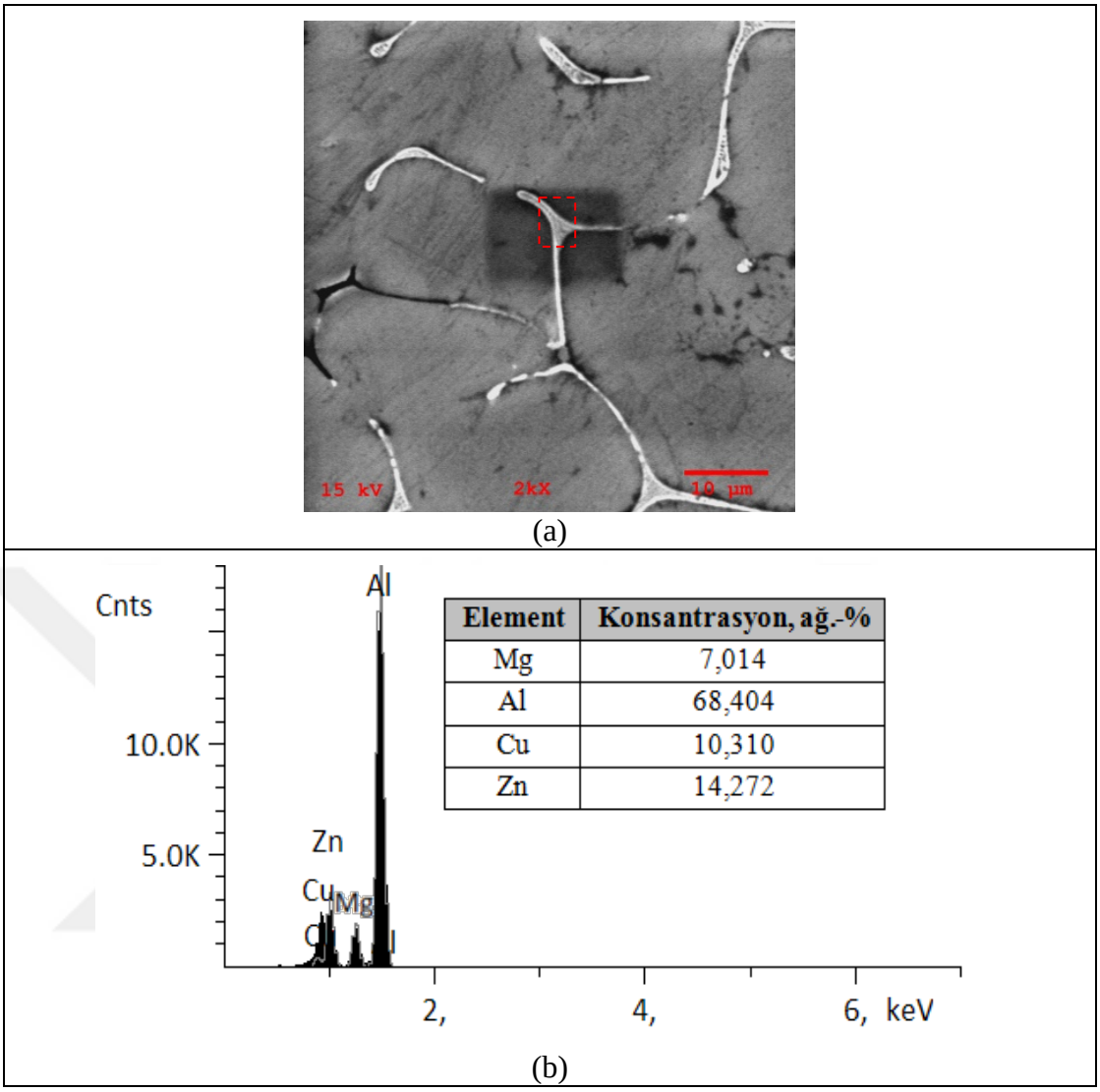


Şekil 4.4. Alaşımda katılaşma yapısını gösteren polarize kontrastlı IM görüntüsü

İnterdendritik uzaylarda çoğunlukla sınırları kaplayan çubuksu morfolojiye sahip fazlar gözlenmiştir (Şekil 4.6a). Bu fazlar üzerine yapılan mikroanalitik çalışmalar bu faz bileşiminde Mg, Zn ve Cu gibi elementlerin yer aldığını göstermiştir (Şekil 4.6b). Bu çökelti içeriğinde yüksek oranda Mg ve Zn içermesinden dolayı 7XXX serisi alaşımlar için yaşlandırmada mukavemet kazanımı sağlayan tipik $MgZn_2$ fazıdır. Bu fazın çoğunlukla çözeltiye alma işleminde çözündüğü ve su vermeyi takiben yaşlandırma boyunca α-Al matriks içerisinde ince bir halde dağılarak çökelmesi beklenir.



Şekil 4.5. Alaşımın döküm konumuna ait SEM görüntüsü



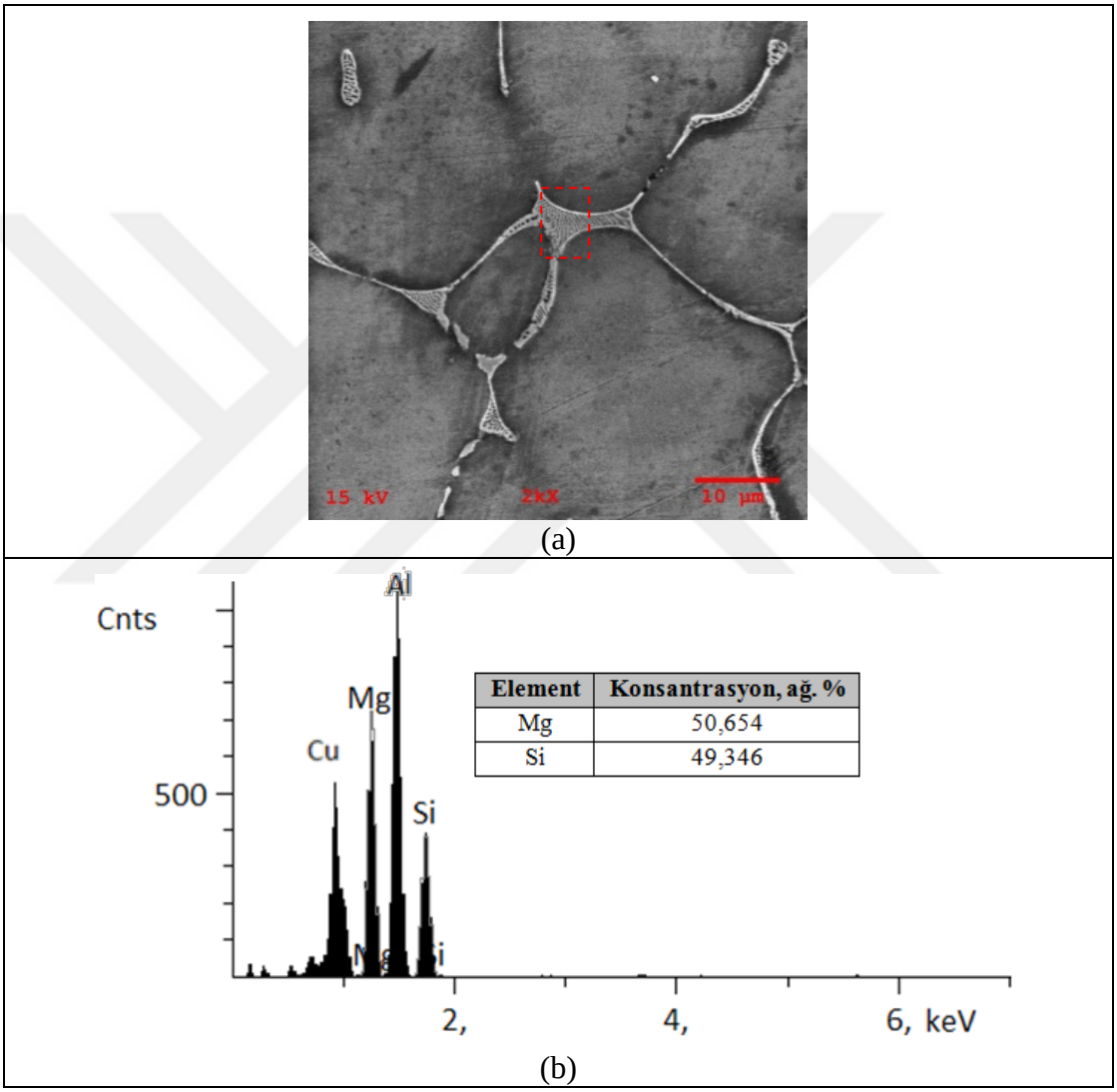
Element	Konsantrasyon, ağ.-%
Mg	7,014
Al	68,404
Cu	10,310
Zn	14,272

Şekil 4.6. a) Dendritik katılaşma yapısı içerisinde sınırları kaplayan çubuksu morfolojideki ikincil fazları gösteren SEM görüntüsü, b) işaretlenmiş faza ait EDS spektrumu

Şekil 4.7a'da α-Al matriksi içerisinde ötektikvari bir morfolojiye sahip ikincil bir faz gösterilmiştir. Şekil 4.7b'de verilen elementel verilere göre bu ikincil faz Mg-ca ve Si-ca zengin bir bileşendir. Bu tür bir faz 7XXX serisi alaşımlarda eser miktarda dahi olsa gözlenebilen tipik $MgSi_2$ fazıdır. Bu fazın varlığı tipik 6XXX serisi alaşımlarda yaşlandırma boyunca α-Al matriks içerisinde ince bir dağılım gösterip matriks dislokasyonları ile etkileşim sonrası sertlik arttırmasından dolayı oluşumu teşviklenir.

Döküm alaşımın mikroyapısında çoğunlukla globular morfolojide bulunan bir başka ikincil faz da bulunmakta olup bu faza ait SEM görüntüsü Şekil 4.8a'da verilmiştir.

Bu fazın mikroanalizini gösteren EDS spektrumuna göre ikincil faz çoğunlukla Al, Cu ve Mg elementlerini içermektedir (Şekil 4.8b). Kompozisyon içerisinde Al ve Cu gibi intermetalik oluşturma kabiliyet olan elementlerin var olması nihai mukavemete katkı sunabilmektedir. Bilindiği üzere 2xxx serisi alaşımlarda Al_2Cu esaslı çökeltiler yaşlandırmada mukavemetin kazandırılması için var olması istenen tipik intermetaliklerdir.

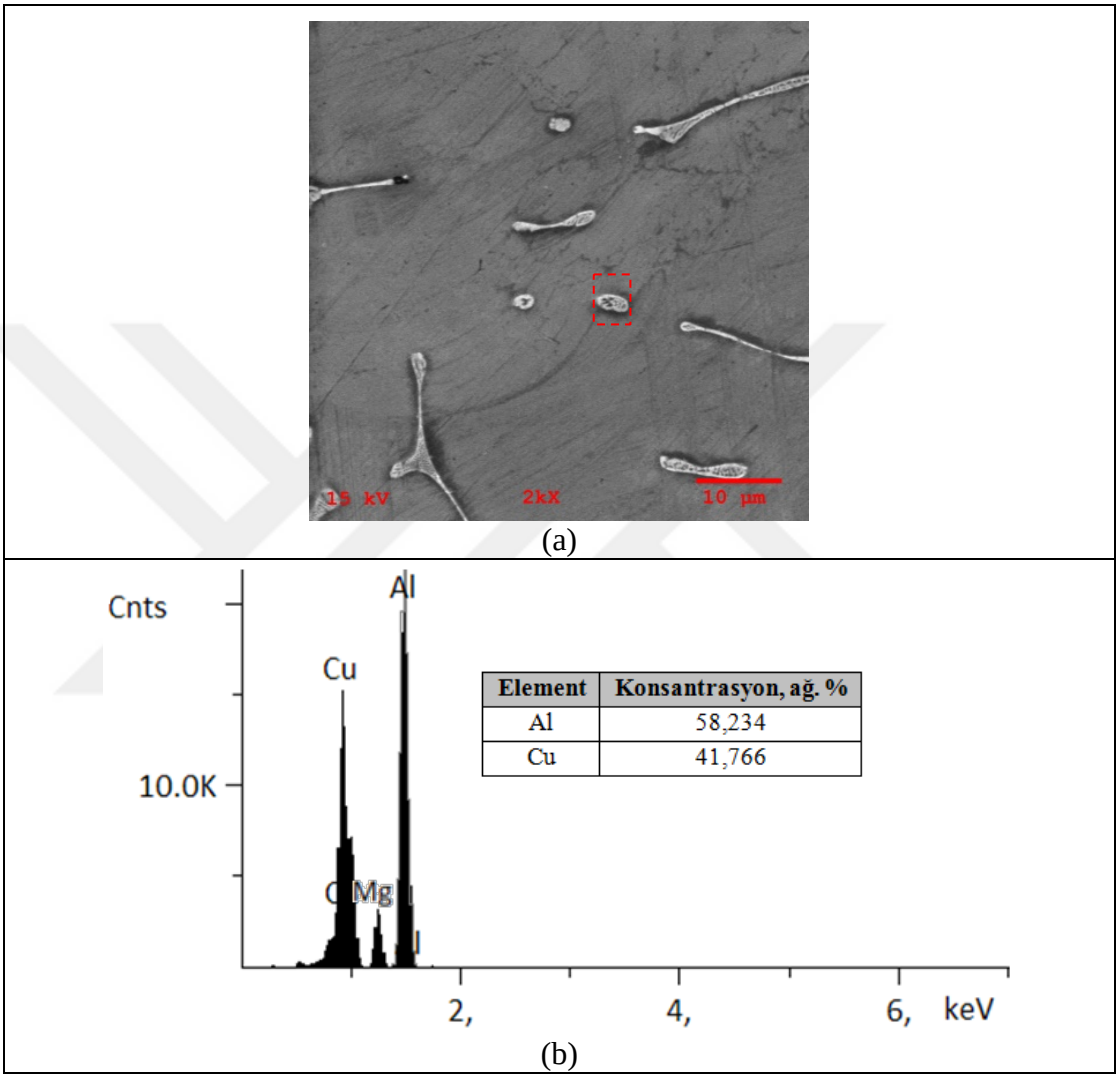


Element	Konsantrasyon, ağ. %
Mg	50,654
Si	49,346

Şekil 4.7. a) Dendritik katılaşma yapısı içerisinde sınırları kaplayan ötektikvari morfolojideki ikincil fazları gösteren SEM görüntüsü, b) işaretlenmiş faza ait EDS spektrumu

Katılaşma yapısı içerisinde ötektikvari morfolojideki ikincil fazlar arasında çoğu kez bloksu bir faz da tespit edilmiş olup bu faza ait SEM görüntüsü Şekil 4.9a'da verilmiştir. Bu faz üzerine yapılan EDS analizleri fazın kompozisyonunda Al, Cu ve Fe elementlerinin var olduğunu göstermiştir (Şekil 4.9b). Bilindiği üzere, demir çoğu

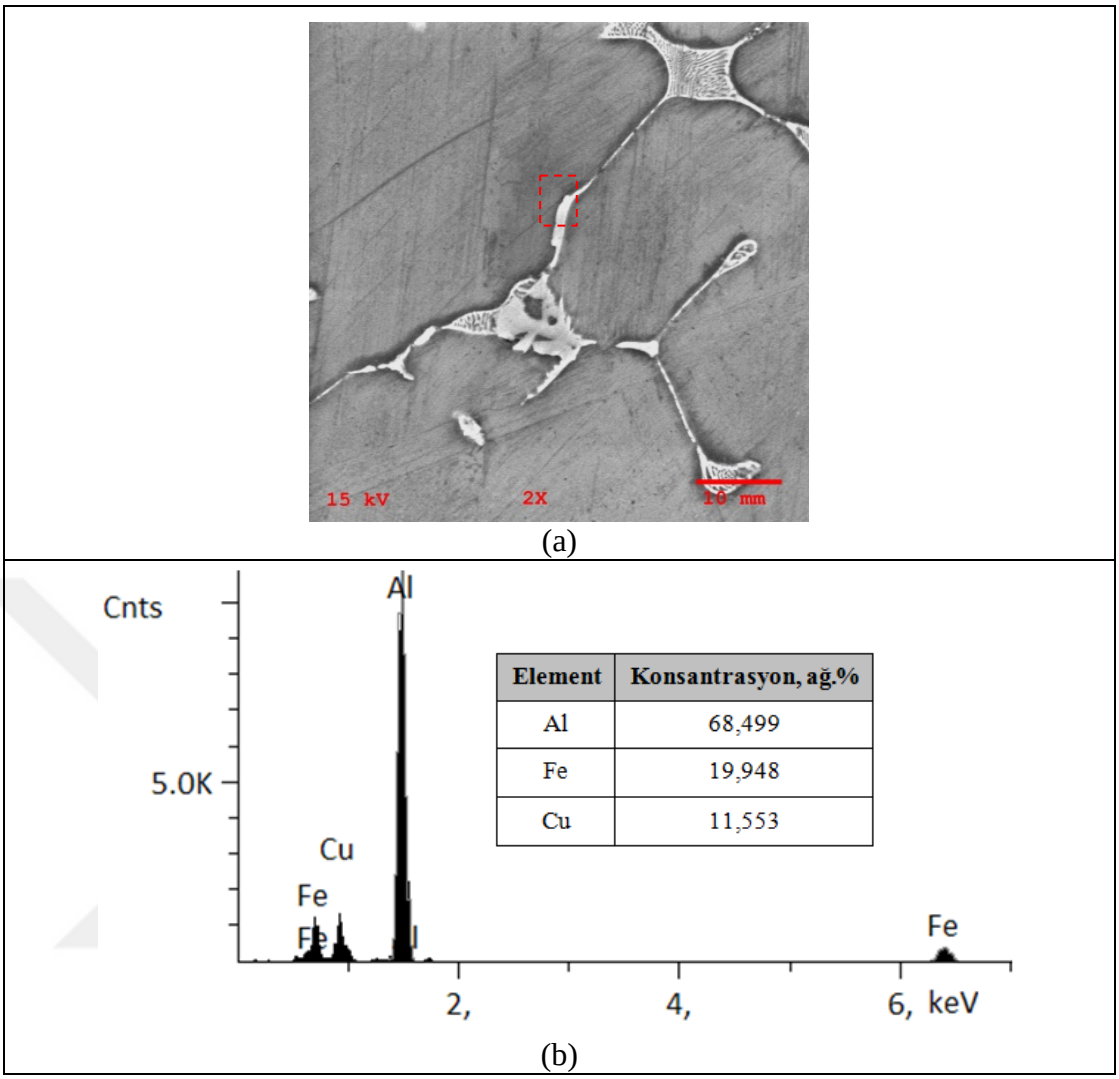
alüminyum alaşımlarında katışkı atomu gibi davranıp iğnesel veya bloksu görünümlü sert fazların oluşumuna neden olur. Çökelti sertleşmesi mekanizmasına katkı vermese de yumuşak α-Al matriksi içerisinde yer alması alaşıma bir miktar mukavemet katkısı getirebilmektedir.



Element	Konsantrasyon, ağ. %
Al	58,234
Cu	41,766

Şekil 4.8. a) Dendritik katılaşma yapısı içerisinde globular morfolojideki ikincil fazları gösteren SEM görüntüsü, b) işaretlenmiş faza ait EDS spektrumu

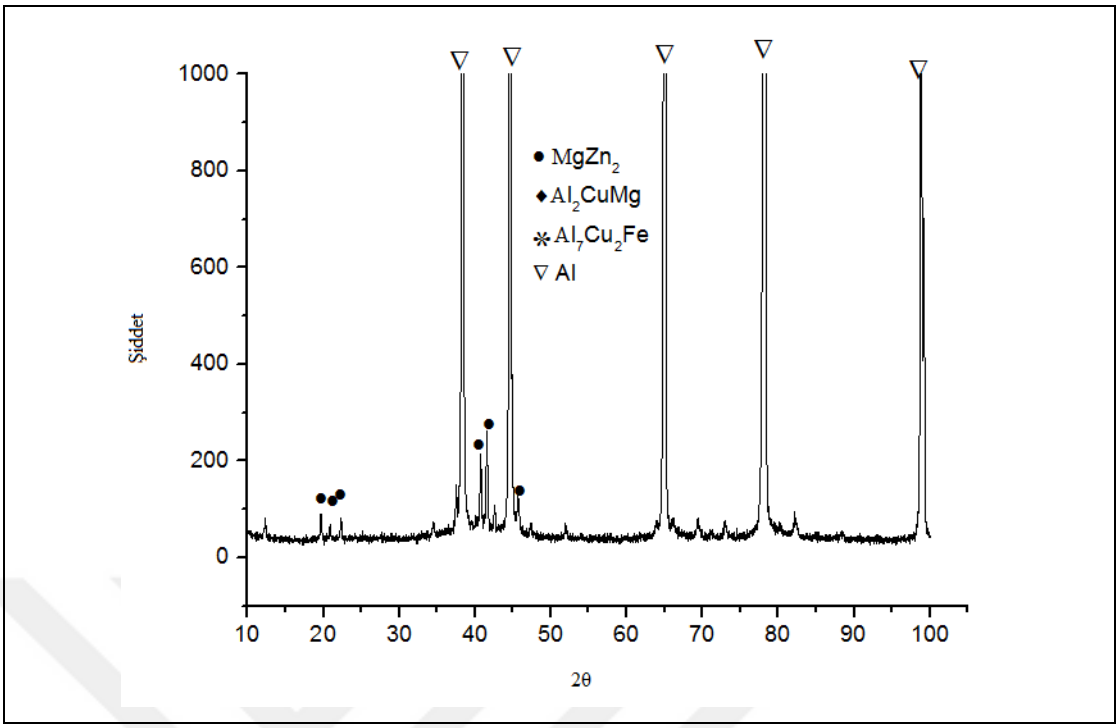
Şekil 4.10'da ise döküm matriksinde yer alan fazları gösteren XRD spektrumu verilmiştir. XRD çalışmaları matriks içerisinde SEM ile görüntülenen ve EDS çalışmaları ile bileşimleri hakkında fikir veren fazları (α-Al, $MgZn_2$, Al_2CuMg ve Al_7Cu_2Fe) göstermektedir.



Element	Konsantrasyon, ağ.%
Al	68,499
Fe	19,948
Cu	11,553

Şekil 4.9. a) Dendritik katılaşma yapısı içerisinde bloksu morfolojide ikincil fazı gösteren SEM görüntüsü, b) işaretlenmiş faza ait EDS spektrumu

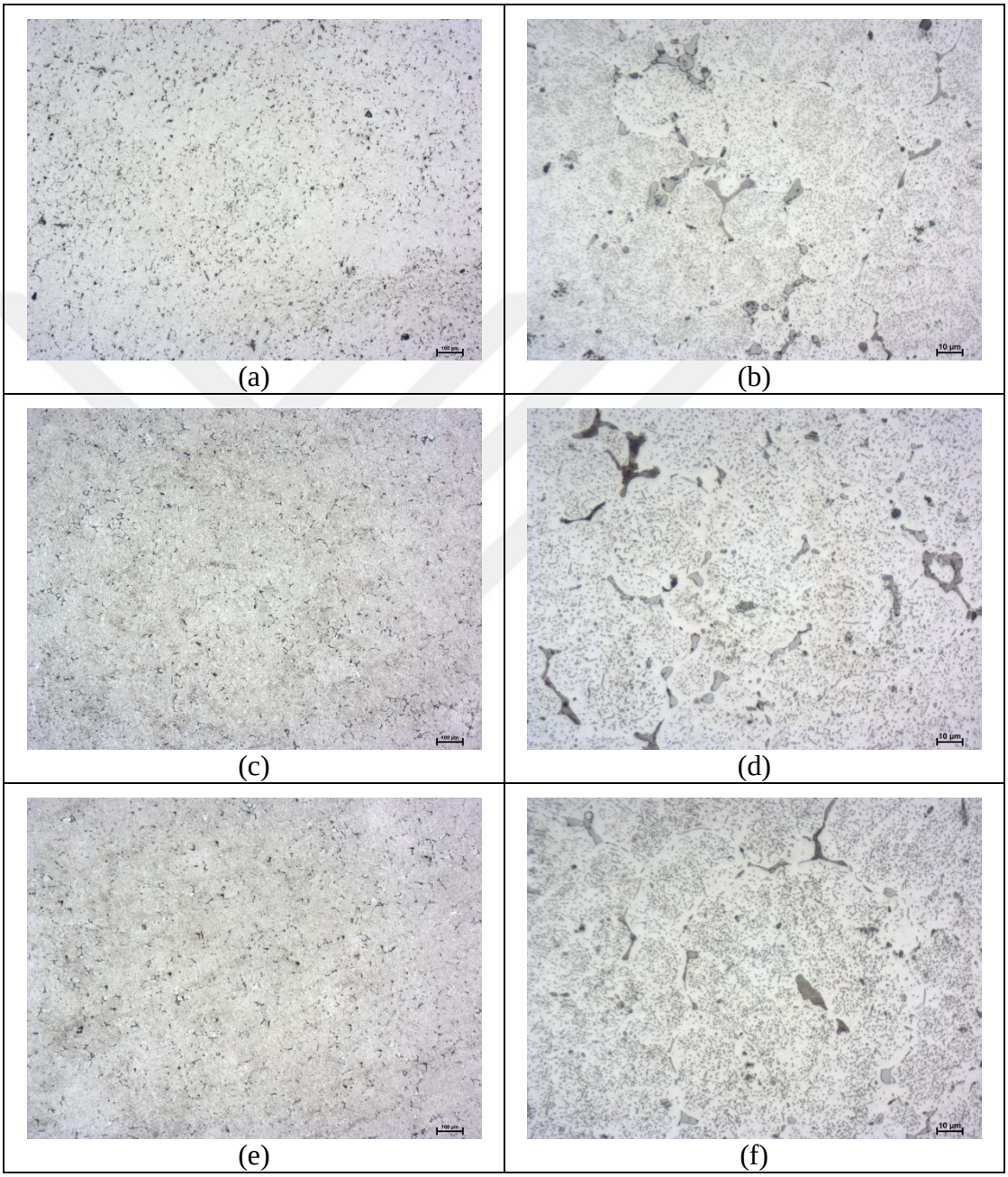
Döküm sonrası homojenleştirme işlemi yapılarak matriksin ekstrüze edilebilirliği arttırılmak istenmiştir. Bu işlem ile özellikle segregasyon nedenli oluşum gösteren ikincil fazların matriks içerisinde önemli ölçüde çözündürülüp alaşım mikroyapısının ekstrüzyon öncesinde belirli bir ana faz / ikincil faz orantısına getirilmesi hedeflenir. Daha öncesinde DTA analizinde 448,56-466,88°C aralığında bir çökelme belirlendiğinden homojenleştirme işlemi çalışmaya katkı veren Onat Alüminyum San. Tic. A.Ş'nin 7XXX serisi alaşımları için çoğunlukla kullandığı bir tav sıcaklığı olan 470°C sıcaklıkta yapılmıştır.



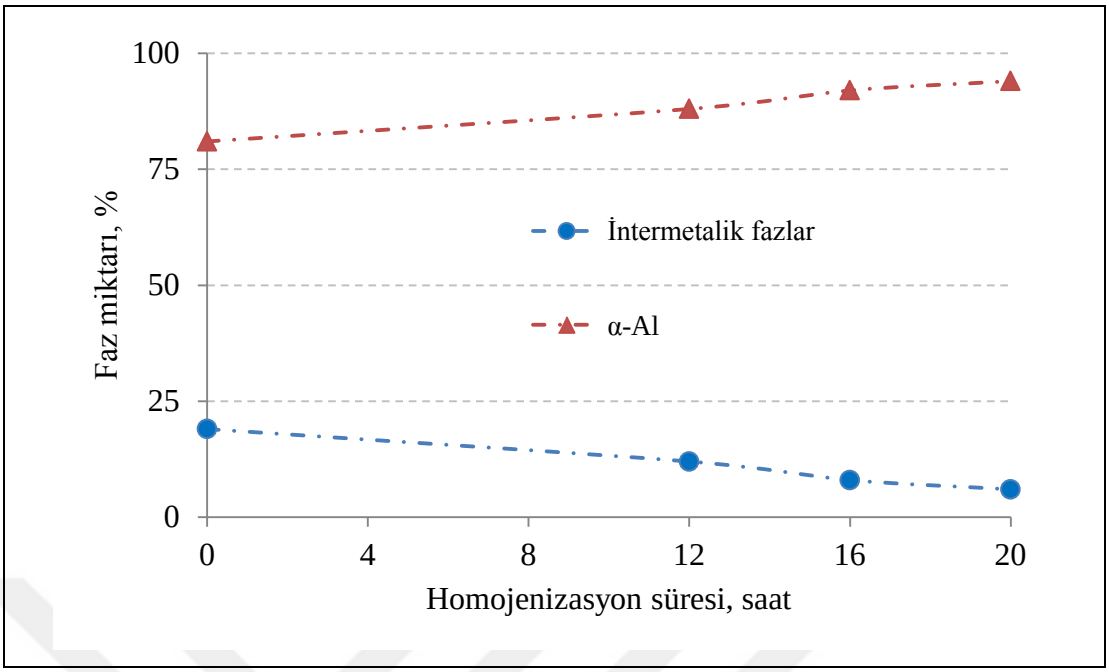
Şekil 4.10. Alaşımın döküm konumunda mikroyapısında bulunan fazları gösteren XRD spektrumu

Şekil 4.11'de farklı sürelerde homojenleştirilmiş alaşımın mikroyapılarına ait IM görüntüleri verilmiştir. Artan homojenleştirme süresinin bir fonksiyonu olarak orijinal katılaşma yapısı olan dendritik yapı bozunuma uğramış olup ana faz ve ikincil faz miktarsal olarak farklılaşmaya uğramıştır. Bu farklılaşma kantitatif metalografik analizler ile özellikle görüntü analizi ile takip edilmiştir. Yapılan analizlerde aydınlık kontrastlı bölgeler ana faz olan α-Al matriksi olarak, koyu kontraslı bölgeler ise ikincil faz bölgeleri olarak işlemlenmiştir. Bu işlemlemleme sürecinde daha öncesinde SEM-EDS çalışmalarında belirlenen tüm intermetalikler sadece ikincil faz olarak değerlendirilmiştir. Şekil 4.12'de homojenleştirmenin bir fonksiyonu olarak ana faz ve ikincil faz miktarının değişimi bir grafik olarak verilmiştir. Bu grafiğe göre artan homojenizasyon süresine bağlı olarak ana faz miktarı artarken ikincil faz miktarı azalmıştır. İkincil faz miktarındaki azalma, seçilen homojenizasyon sıcaklığı nedeniyle üzerinde çalışılan işlem süresine bağlı olarak matriks içerisindeki elementel çözünürlük kaynaklıdır. Elde edilen veriler döküm konumuna göre homojenizasyon işleminin 20 saat gerçekleştirilmesi halinde ana faz miktarının %81 seviyesinden %94 seviyesine arttığını, ikincil faz miktarının %19 seviyesinden %6 seviyesine azaldığını göstermiştir. Matriks bileşenlerindeki bu

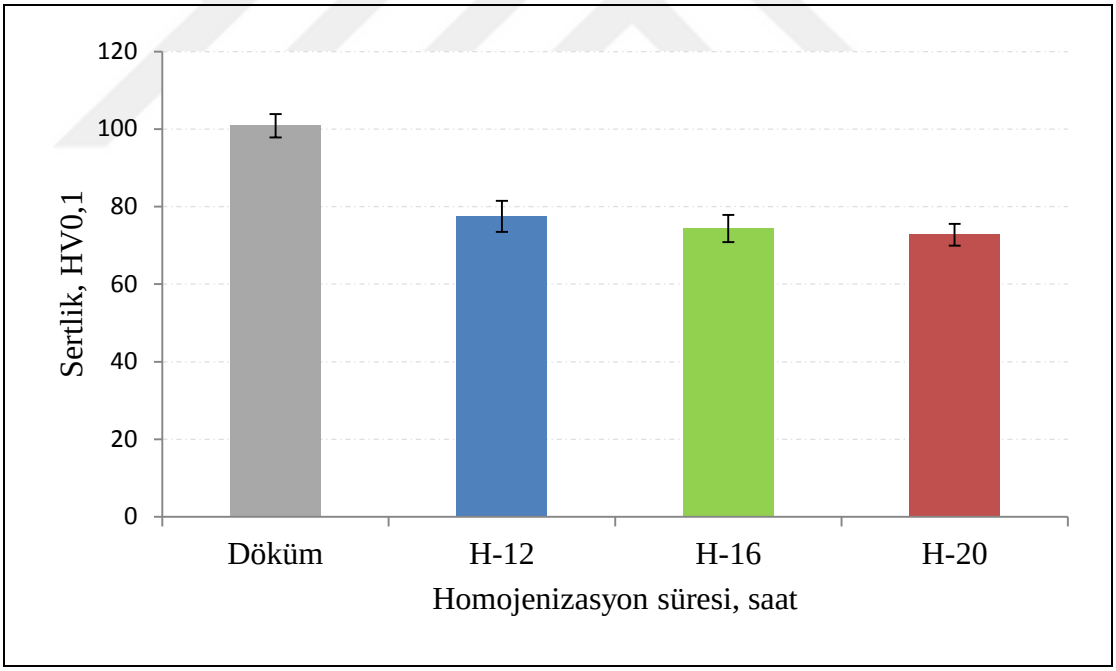
miktarsal değişim alaşımın sertlik değerlerine de etki etmekte olup Şekil 4.13'de gösterildiği üzere başlangıçta 100,87 HV0,1 değerinde sertliğe sahip döküm alaşımının artan homojenizasyon süresine bağlı olarak sertliği azalmakta olup 20 saatlik bir işlem süresi sonrasında sertlik değeri 72,77 HV0,1 değerine düşmüştür.



Şekil 4.11. Alaşımın dökümünü takiben farklı sürelerde yapılan homojenizasyon işlemi sonrası matrikslerine ait IM görüntüleri; a,b) 12 saat, c,d) 16 saat ve e,f) 20 saat



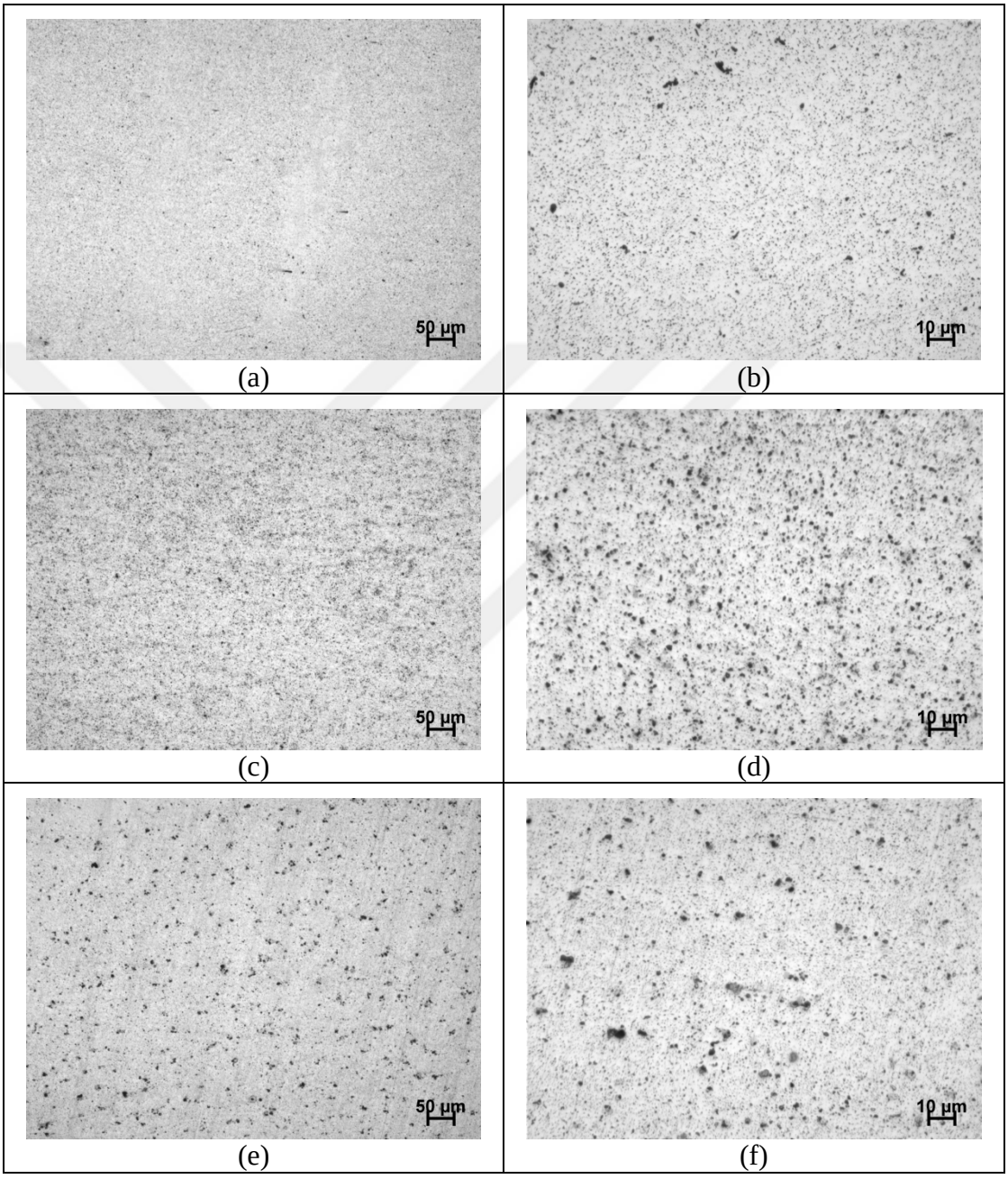
Şekil 4.12. Homojenizasyon süresinin bir fonksiyonu olarak döküm alaşımında faz bileşenlerinin miktarsal değişimi



Şekil 4.13. Homojenizasyon süresinin bir fonksiyonu olarak döküm alaşımının sertlik değişim diyagramı

Şekil 4.14'de farklı sürelerde homojenizasyon işlemi görmüş alaşımların ekstrüzyonu sonrasında mikroyapılarını gösteren IM görüntüleri verilmiştir. Görüntülerden de görüleceği üzere başta matriks taneleri olmak üzere mikroyapı içerisinde bulunan tüm ikincil fazlar ekstrüzyon doğrultusunda yönlenmiştir. Ekstrüzyon işlemiyle

birlikte özellikle ikincil fazların matriks içerisinde döküm konumuna göre daha homojen halde dağılımı ise Şekil 4.14'de verilen IM görüntülerinden de anlaşılmaktadır.



Şekil 4.14. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve ekstrüze edilmiş alaşımların matriks yapılarını gösteren IM görüntüler; (a ve b) 12 saat, (c ve d) 16 saat ve (e ve f) 20 saat homojenleştirme

4.3. Çökelme Kinetiğinin Hesaplanması ve Değerlendirilmesi

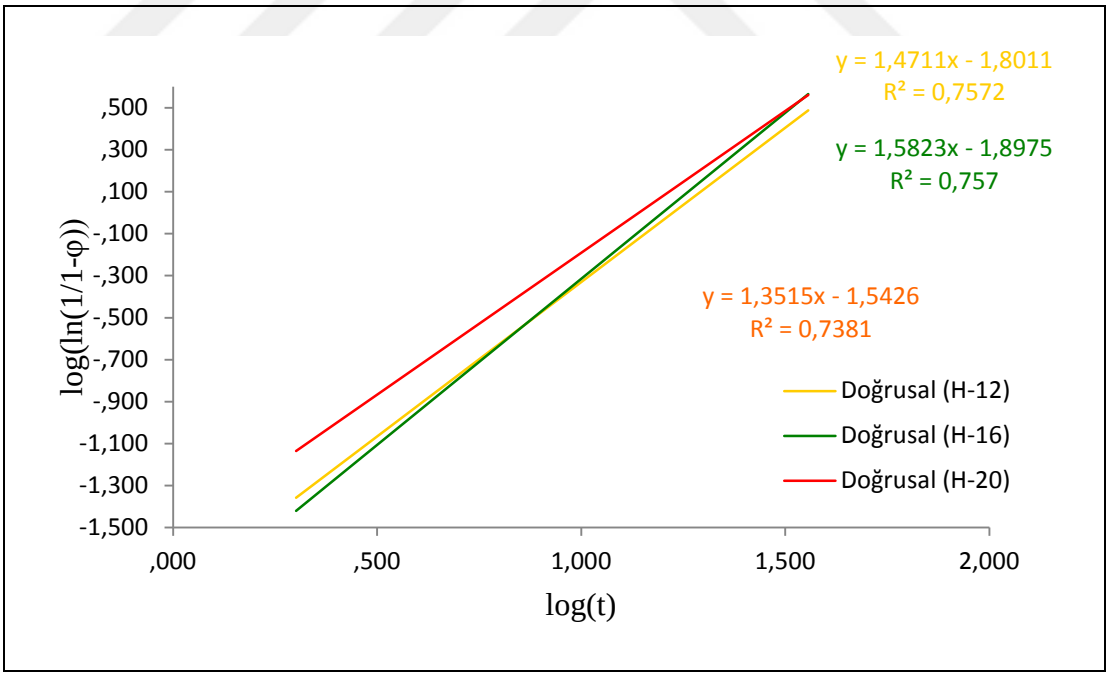
Bu bölümde, dökülen alaşımların farklı sürelerde homojenleştirilmiş yapılarında ekstrüzyonlarını takiben yapılan yapay yaşlandırma süreçlerinde çökelti kinetiğin hesaplanması ve özellikle ısıl işlem süreçlerinin bu kinetiğe olan etkisinin ortaya konulması hedeflenmiştir. 120°C ve 185 °C'de yaşlandırılan alaşımların ölçülmüş elektriksel iletkenlikleri ve Eşitlik (3.3)'e göre hesaplanmış çökelti hacim kesir değerleri Tablo 4.1 ve Tablo 4.2'de verilmiştir. Tablolardan da görüleceği üzere, yaşlandırma süresinin artması ile birlikte bir taraftan çökelti fraksiyonu artmakta diğer taraftan da elektriksel iletkenlik değeri artmaktadır. Çözeltiye alma işlemi ile birlikte α fazı içerisinde diğer alaşım elementlerin çözündüğü ve hızlı su verme ile aşırı doymuş bir α fazı elde edilmektedir. Yapı esasen bu hali ile katışkı tüm atomları içeren çarpılmış bir kafes yapısındadır. Bundan dolayıdır ki, elektriksel iletkenlik oldukça düşük seviyedir. Yaşlandırma ile birlikte bir taraftan kafes çarpılmaları giderilmekte olup difüzyon nedeni ile atomları hareketi söz konusudur. Bu atom hareketleri neticesinde hem kafes içi doluluk azalmakta hem de matriks içerisinde çökelti oluşumu başlamaktadır. Bunun bir sonucu olarak elektriksel iletkenliğin artması kaçınılmazdır.

Tablo 4.1. 120 °C'de 0-36 saat yaşlandırılan farklı homojenize sürelerindeki alaşımın ölçülen elektriksel iletkenlik ve hesaplanan çökelti hacim kesir değerleri

Yaşlandırma süresi	H-12		H-16		H-20	
	σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)
0	16,16	0,00	16,15	0,00	16,17	0,00
2	16,18	2,02	16,17	1,74	16,20	2,61
4	16,22	6,06	16,21	5,22	16,38	18,26
6	16,44	28,28	16,49	29,57	16,55	33,04
8	16,71	55,56	16,76	53,04	16,78	53,04
10	16,79	63,64	16,87	62,61	16,98	70,43
12	16,83	67,68	17,03	76,52	17,11	81,74
24	16,93	77,78	17,14	86,09	17,23	92,17
36	17,15	100,00	17,30	100,00	17,32	100,00

Tablo 4.2. 185 °C'de 0-36 saat yaşlandırılan farklı homojenize sürelerindeki alaşımın ölçülen elektriksel iletkenlik ve hesaplanan çökelti hacim kesir değerleri

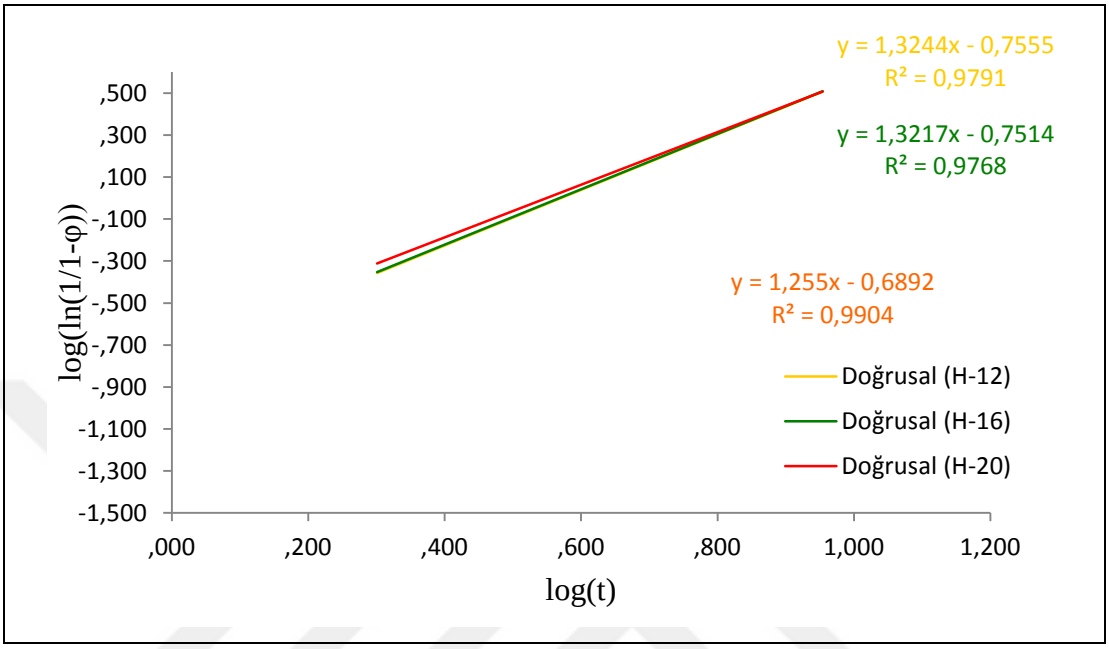
Yaşlandırma süresi	H-12		H-16		H-20	
	σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)
0	17,41	0,00	17,57	0,00	17,58	0,00
2	19,21	33,27	19,32	32,71	19,56	32,78
4	20,68	60,44	20,80	60,37	20,92	55,30
6	21,52	75,97	21,64	76,07	21,89	71,36
8	21,80	81,15	21,85	80,00	22,15	75,66
10	22,17	87,99	22,20	86,54	22,50	81,46
12	22,27	89,83	22,43	90,84	22,67	84,27
24	22,62	96,30	22,82	98,13	23,26	94,04
36	22,82	100,00	22,92	100,00	23,62	100,00



Şekil 4.15. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve 120 °C'de yaşlandırılmış alaşım için lg[In(1/1-f)] - lg t diyagramı

Daha önceden Bölüm 3.5'de açıklandığı üzere, σ ve f değerleri kullanılarak yaşlandırılan farklı homojenize sürelerindeki alaşım için lg[In(1/1-f)]-lg t diyagramı çizilebilir. Şekil 4.15 ve Şekil 4.16'da bahsi geçen diyagramlar iki farklı sıcaklıkta

yaşlandırılan alaşımlar için oluşturulmuştur. Çizilen bu eğriler yardımıyla, eğrilerin eğiminden ve interseptinden sırası ile n ve b değerleri bulunabilir ve elde edilen bu veriler ile Avrami faz dönüşüm denklemleri elde edilmiştir (Tablo 4.3).

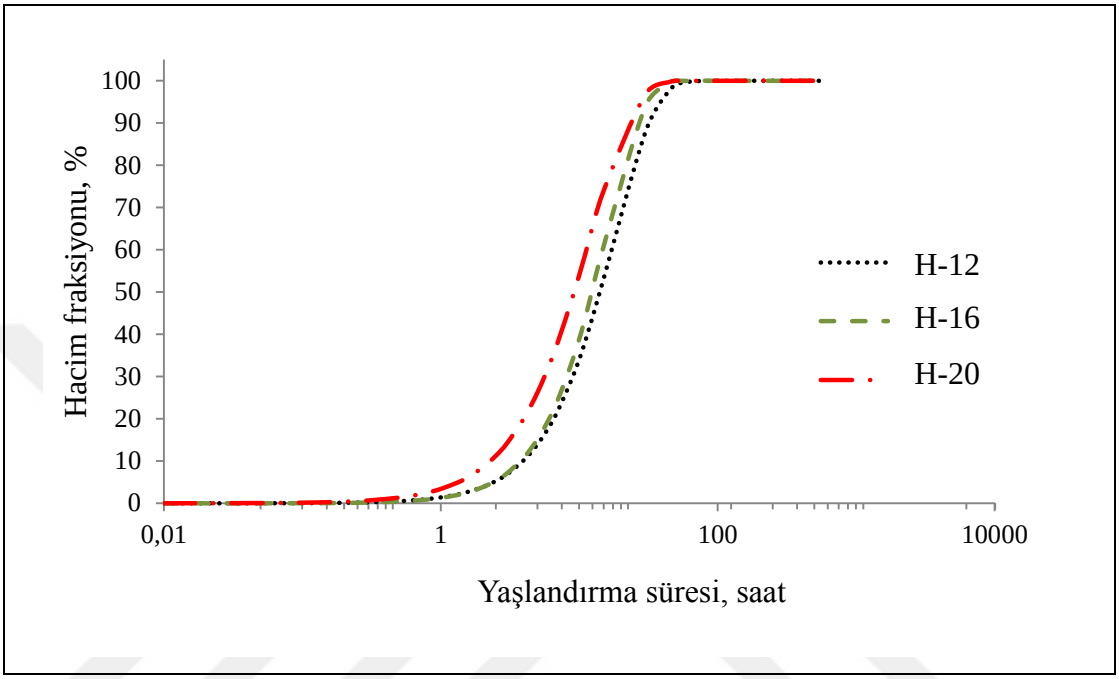


Şekil 4.16. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve 185 °C'de yaşlandırılmış alaşım için lg[In(1/1-f)] - lg t diyagramı

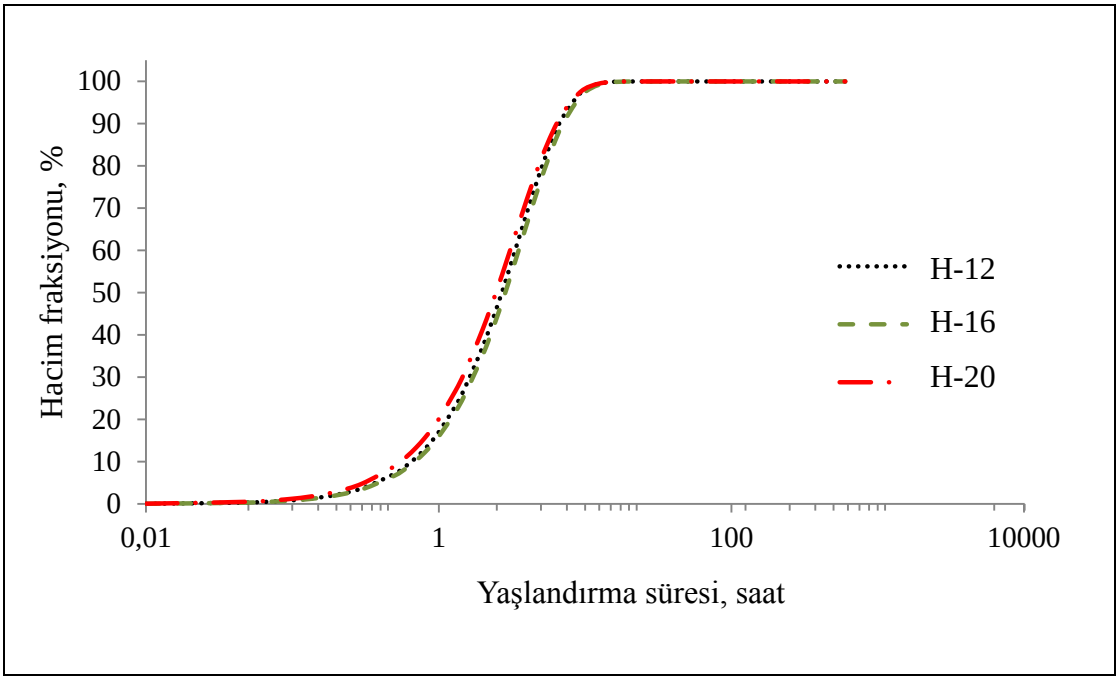
Tablo 4.3. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşımlar için Avrami faz dönüşümü ve elektriksel iletkenlik kinetik eşitlikleri

Yaşlandırma sıcaklığı	Homojenizasyon süresi	Eşitlik
120°C	H-12	$\sigma = 17,41+0,99f$ $\varphi = 1- \exp(-0,0141\ t^{1,4711})$
	H-16	$\sigma = 17,57 + 1,15f$ $\phi = 1- \exp(-0,0129\ t^{1,5823})$
	H-20	$\sigma = 17,58 + 1,15f$ $\phi = 1- \exp(-0,0346\ t^{1,3515})$
185°C	H-12	$\sigma = 17,41+4,76f$ $\varphi = 1- \exp(-0,1862\ t^{1,3244})$
	H-16	$\sigma = 17,57 + 4,63f$ $\phi = 1- \exp(-0,1737\ t^{1,3217})$
	H-20	$\sigma = 17,58 + 4,92f$ $\phi = 1- \exp(-0,2238\ t^{1,2550})$

Tablo 4.3'deki oluşturulan eşitlikler kullanılarak Şekil 4.17 ve Şekil 4.18'de gösterildiği gibi dönüşüm dinamiğini gösteren tipik S-eğrileri çizilebilir. Eğriler, homojenizasyon süresinin artmasıyla % 50 dönüşümün gerçekleşmesinin daha kısa sürelere ihtiyaç duyduğunu göstermiştir.



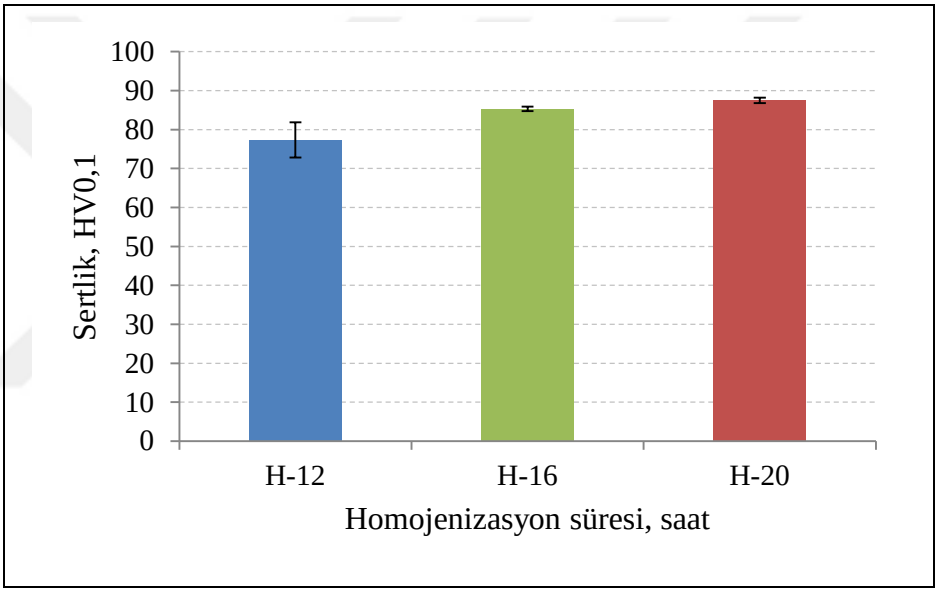
Şekil 4.17. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve 120°C de yaşlandırılmış alaşım için zamana bağlı hacim fraksiyonu değişim eğrisi



Şekil 4.18. Farklı sürelerde homojenleştirilmiş ve 185°C de yaşlandırılmış alaşım için zamana bağlı hacim fraksiyonu değişim eğrisi

4.4. Isıl İşlemler Sonrası Mikroyapısal ve Mekanik Karakterizasyon

Tez çalışması kapsamında yapılan ısıl işlemler sonrasında elde edilen sertlik verileri bu bölümde değerlendirilmiştir. Şekil 4.19'da AA7050 alaşımının farklı sürelerde homojenleştirmeler sonrası ekstrüze konumlarına ait sertlik değerleri karşılaştırılmıştır. Homojenleştirmenin 12 saat yapılması halinde biyetten elde edilen ekstrüzyon ürünün sertlik değeri 77±3 HV0.1 olarak belirlenmiştir. Homojenleştirme süresinin arttırılıp 16 saat seçilmesi halinde ise bu sertlik değeri 83±1 HV0.1 değerine ulaşmıştır. En yüksek sertlik değeri (88±2 HV0.1) homojenleştirme süresinin daha arttırılıp 20 saat olarak seçilmesi halinde elde edilmiştir.



Şekil 4.19. Farklı sürelerde homojenleştirilip sonrasında ekstrüze edilmiş alaşımların sertlik değerleri

Tablo 4.4 ve Tablo 4.5'de farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşımlar için 0-48 saatlik yaşlandırma zamanlarına karşılık gelen sertlik değerleri listelenmiştir ve bu veriler kullanılarak yaşlandırma zamanına bağlı sertlik değişim diyagramları Şekil 4.20 ve Şekil 4.21'de verilmiştir. Bilindiği üzere, çözeltiye alma ve sur verme işlemleri sonrasında yaşlandırma işlemi tipik ısıtma işlemi olup difüzyonel süreçlerin aktive edilmesidir. Su verme sıcaklığına da bağlı olarak ısıtma koşullarında GP zonlarından başlayarak denge çökeltisi oluşumuna kadar geçiş çökeltileri de oluşabilmektedir. Yaşlandırma sürecinde mikroyapısında homojen dağılımlı, sub-mikroskobik boyutta ve matriks ile uyumlu/yarı-uyumlu çökeltilerin var olup dislokasyonlarla etkileşimi alaşımların nihai mukavemetini belirlemektedir. Çalışılan

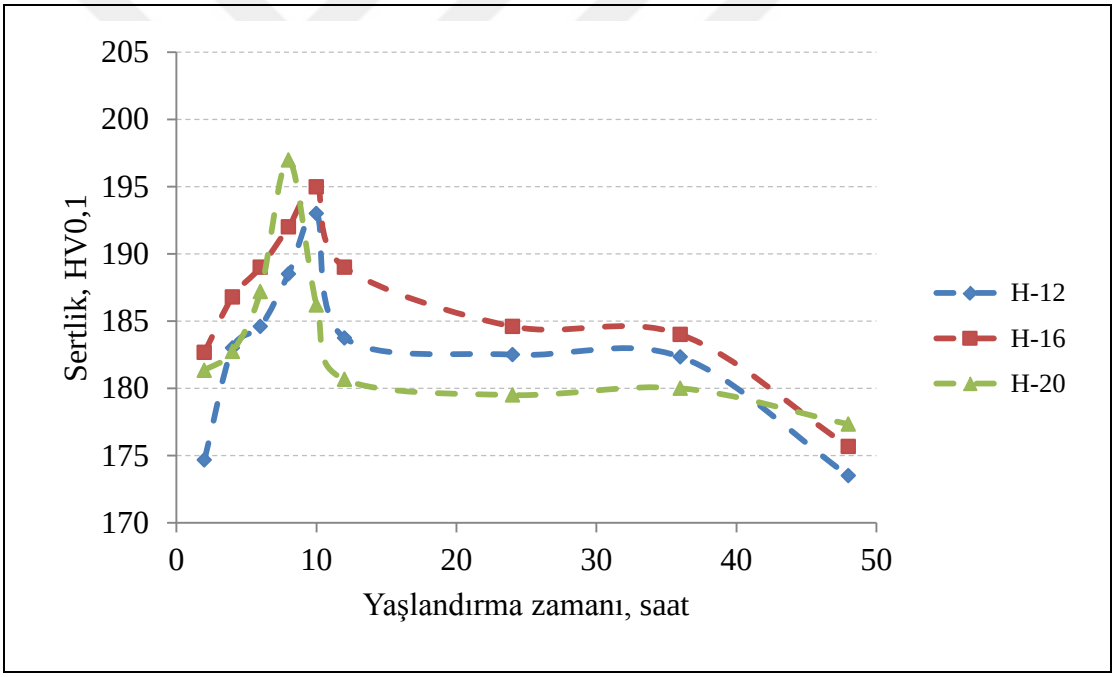
alaşım için özellikle η fazı (çökeltileri) üzerinden bu gelişimi takip etmek gerekmektedir. Şekil 4.20'den de görüleceği üzere, 120°C sıcaklıkta yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak alaşımın sertliği önce artmakta ve sonradan azalmaktadır. Diyagramdaki artış mikroyapıda aranan özellikte çökeltilerin oluşumu ile açıklanabilir. Sertlikteki azalma çoğunlukla aşırı yaşlandırmayı işaret etmekte olup mikroyapıda nispeten kabalaşmış ve uyumunu tamamen yitirmiş çökeltilerin var olduğuna işaret etmektedir. Homojenleştirme işleminin 12 saat olduğu alaşım için en yüksek sertlik değeri 197±1 HV0.1 olarak belirlenmiştir. Homojenleştirmenin 16 ve 20 saat olması halinde ise bu sertlik değerleri sırası ile 195±1 ve 197±1 HV0.1 olarak belirlenmiştir. Daha yüksek sıcaklıkta (185°C) yapılan yaşlandırma işlemlerinde ise 12 saatlik homojenleştirme işlemi görmüş alaşım için en yüksek sertlik değeri 186±1HV0.1'dir. Homojenleştirmenin 16 ve 20 saat uygulanması halinde 185°C sıcaklıkta yaşlandırılmış bu alaşımda en yüksek sertlik değerleri sırası ile 187±2 ve 187±12'dir (Şekil 4.22). Yaşlandırma sıcaklığın nihai sertlik etkisi üzerine irdeleme yapacak olursak; her ne kadar daha yüksek sıcaklıkta yaşlandırma ile daha düşük sertlik değerleri elde edilse de bu sertlik değerlerine yakın sertlikler daha kısa yaşlandırma sürelerinde elde edilmiştir. Bunun dışında, bu diyagramlardan aynı zamanda homojenleştirme süresinin alaşımın yaşlandırmada çökelti oluşum hızına olan etkisi de görülmektedir (Şekil 4.21 ve Şekil 4.22). Artan homojenleştirme süresinin bir fonksiyonu olarak da çökelti oluşumu ivmelenmiş olup daha kısa sürelerde en yüksek sertlik değerlerine ulaşılmıştır.

Tablo 4.4. 120°C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımda yaşlandırma göre değişen sertlik değerleri

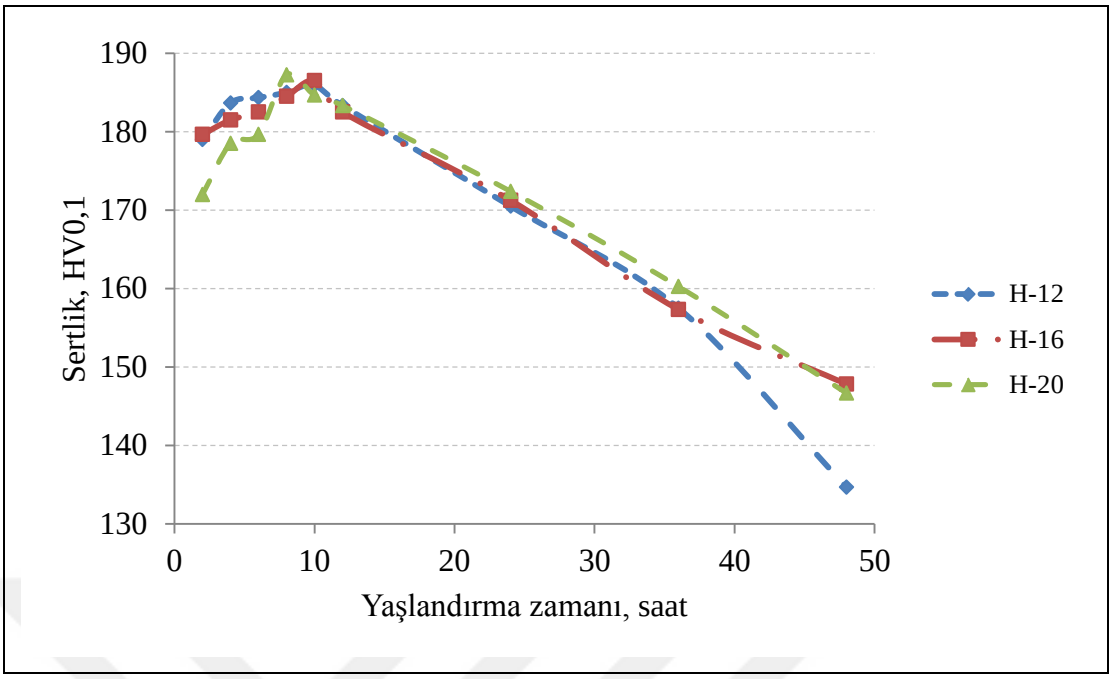
Yaşlandırma süresi (saat)	Sertlik (HV0.1)		
	H-12	H-16	H-20
2	175 ± 2	183 ± 2	181 ± 3
4	183 ± 2	187 ± 1	183 ± 3
6	185 ± 1	189 ± 2	187 ± 2
8	189 ± 3	192 ± 3	197 ± 1
10	196 ± 1	195 ± 1	186 ± 3
12	184 ± 1	189 ± 3	181 ± 0
24	183 ± 2	185 ± 2	180 ± 1
36	182 ± 1	184 ± 2	180 ± 1
48	174 ± 1	176 ± 3	177 ± 3

Tablo 4.5. 185°C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımda yaşlandırma göre değişen sertlik değerleri

Yaşlandırma süresi (saat)	Sertlik (HV0.1)		
	H-12	H-16	H-20
2	179 ± 2	180 ± 3	172 ± 3
4	184 ± 1	182 ± 1	179 ± 1
6	184 ± 2	183 ± 2	180 ± 2
8	185 ± 2	185 ± 1	187 ± 1
10	186 ± 1	187 ± 2	185 ± 2
12	183 ± 2	183 ± 2	183 ± 2
24	171 ± 2	171 ± 1	172 ± 3
36	158 ± 1	157 ± 1	160 ± 2
48	135 ± 2	148 ± 1	147 ± 2

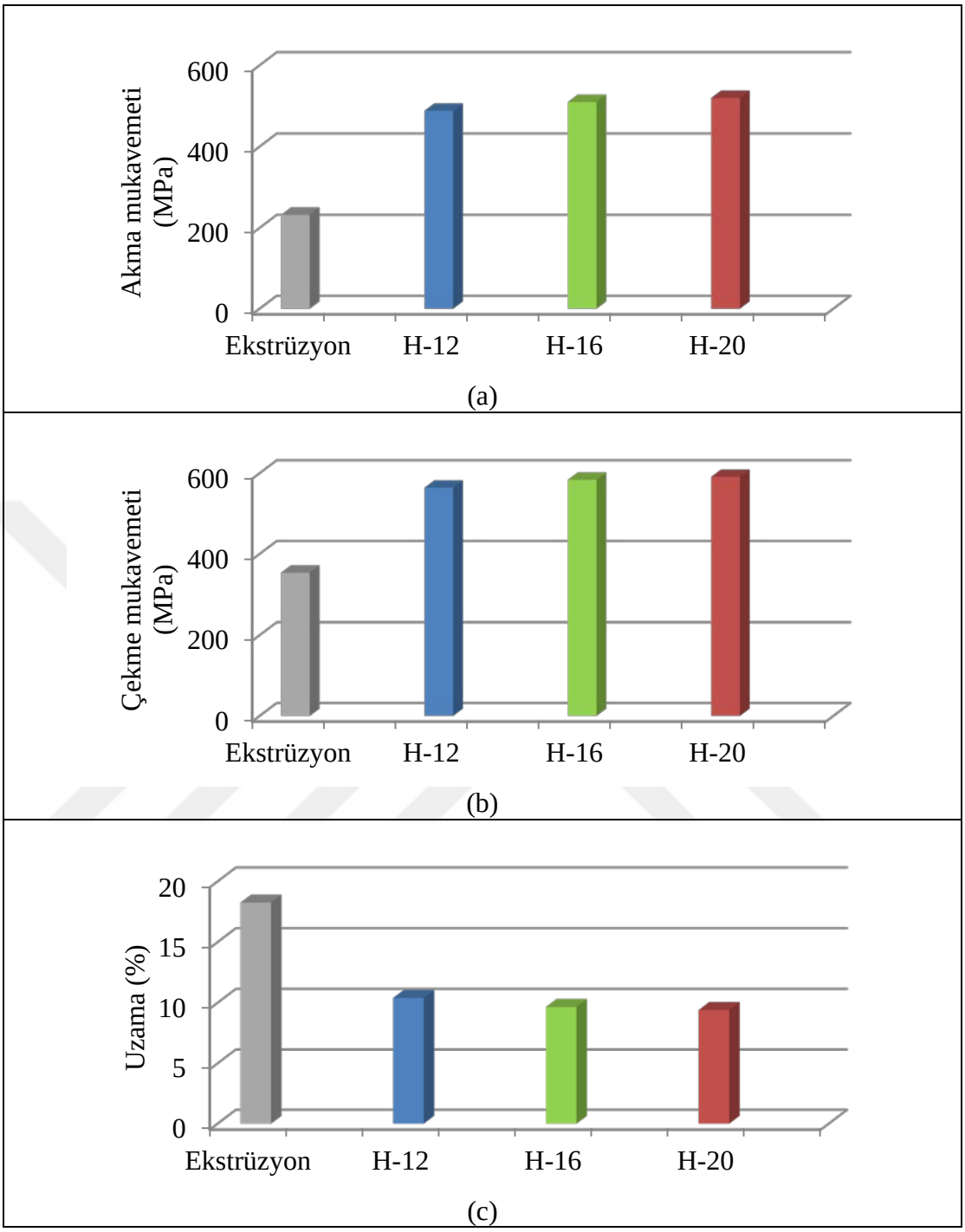


Şekil 4.20. 120ºC sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşım için yaşlandırma zamanın bir fonksiyonu olarak sertlik değişimi

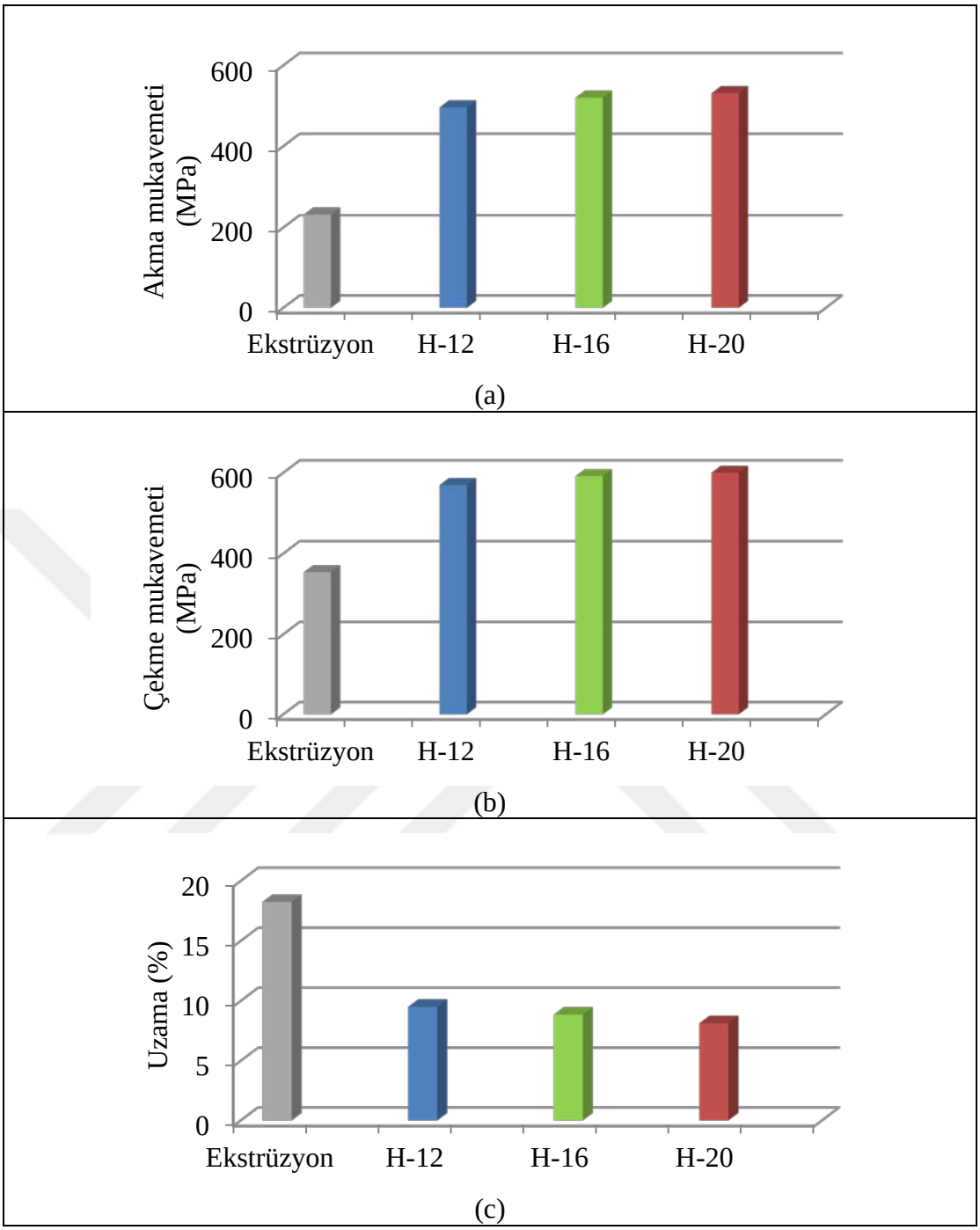


Şekil 4.21. 185ºC sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşım için yaşlandırma zamanın bir fonksiyonu olarak sertlik değişimi

Şekil 4.22 ve Şekil 4.23'de farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşımlarda özellikle homojenleştirme işleminin de bir fonksiyonu olarak çekme testleri ile elde edilen mekanik özellikleri (akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve %-uzama) verilmiştir. Bu mekanik özellikler, yaşlandırma işlemlerinde en yüksek sertlik değerine sahip olan alaşımların mekanik özelliklerini yansıtmaktadır. Verilen diyagramlardan da görüleceği üzere artan, ekstrüze edilmiş konumuna göre yaşlandırma işlemiyle alaşımların akma ve çekme mukavemet değerleri artmaktadır. Şekil değişim özelliğini işaret eden %-uzama değerleri ise azalmıştır. Bu diyagramlar aynı zamanda daha önceden uygulanmış homojenleştirme işleminin yaşlandırılmış alaşımların mekanik özelliklerindeki değişime de açıklık getirmektedir. Artan homojenleştirme süresi ile birlikte alaşımlarda akma ve çekme mukavemet değerleri artmakta ve %-uzama değerleri azalmaktadır.



Şekil 4.22. 120°C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımların mekanik özellikleri; (a) akma mukavemet, (b) çekme mukavemeti ve (c) %-uzama değişimi



Şekil 4.23. 185°C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımların mekanik özellikleri; (a) akma mukavemet, (b) çekme mukavemeti ve (c) %-uzama değişimi

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Tez çalışması kapsamında, özellikle havacılık, savunma ve otomotiv endüstrisinde kullanım alanı olan AA 7050 alaşımının döküm, homojenleştirilmiş, ekstrüze edilmiş ve yaşlandırılmış konumlarına ait mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonları yapılmıştır. Aynı zamanda, bu tez çalışmasında farklı sürelerde homojenleştirilmiş alaşımın yaşlanma süreçlerinde çökelti oluşturma eğilimi kinetik hesaplamalar ile irdelenmiştir.

Başlangıçta biyet olarak üretilen alaşımın katılaşma yapısında kaba ve uniform olmayan dendritler gözlenmişlerdir. Katılaşma yapısında özellikle interdendritik bölgelerde segregasyonun da neden olduğu birçok ikincil fazlar (intermetalik) da gözlenmiştir. Alaşımın döküm sonrası tane boyutu 166 μm ve sertlik değeri 100 HV0.1 olarak belirlenmiştir. Daha sonrasında döküm alaşımları üzerine 470°C sıcaklıkta 12, 16 ve 20 saatlik tutma sürelerinde homojenizasyon işlemi yapılmış olup homojenleştirme süresinin bir fonksiyonu olarak ana matriks ve ikincil faz dağılımı ve miktarı takip edilmiştir. Artan homojenleştirme işlem süresi ile birlikte α-Al içerisinde çözünen ikincil fazların miktarının azaldığı görülmüş olup en yüksek tutma süresinde (20 saat) bu azalma en yüksek seviyededir. Homojelenleştirme ile birlikte alaşımın sertlik değeri 72 HV0.1 değerine azalmıştır ve ekstrüze edilebilirliği arttırılmıştır. Ekstrüze edilmiş yapıda ise döküm konumuna göre nispeten daha ince taneli ve homojen ikincil faz dağılımı içeren bir matriks yapısı elde edilmiştir.

Alaşım ekstrüze edildikten sonra 475°C sıcaklıkta 30 dakika çözeltiye alınmış ve sonrasında hızlıca soğutularak aşırı doymuş bir matriks oluşturulmuştur. Yaşlandırma iki farklı sıcaklıkta (120°C ve 185°C) gerçekleştirilmiş olup yaşlandırma süresine bağlı olarak bir taraftan alaşımın elektriksel iletkenlik diğer taraftan da sertlik değişimi takip edilmiştir. Yaşlandırma süresinin artması ile birlikte elektriksel iletkenliğinin arttığı tespit edilmiş olup Avrami kinetik denklemleri oluşturulmuştur. Bu denklemler homojenleştirme süresinin çökelti oluşumu üzerine etkisini doğrudan göstermekte olup artan homojenleştirme süresi ile birlikte çökelti

oluşum kinetiğinin arttığını ortaya koymuştur. Öte yandan, yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak sertlik değişim diyagramları da çalışmaya önemli bulgular kazandırmıştır. Bu diyagramlar da, bir taraftan artan yaşlandırma sıcaklığı ile birlikte en yüksek sertlik değerlerinin daha kısa sürelere denk düştüğünü ve yine daha uzun sürelerde homojenleştirme işlemi neticesinde mukavemeti belirleyen ideal koşulların (matriksi ile uyumlu/yarı uyumlu, oldukça küçük ve homojen dağılımlı $MgZn_2$ çökeltilerin var olması) ortaya çıktığını göstermiştir. Geçirimli elektron mikroskobu ile yapılacak ileri karakterizasyon çalışmaları dağılım, boyut ve arayüzey uyumu gibi kavramların bu proseslenmiş alaşımlar için ortaya konulmasına büyük katkı sunacaktır. Yapılan tüm işlemler sonrasında dökümü takiben 20 saatlik bir homojenleştirme işlemi sonrasında çözeltiye alınıp, su verilip ve 120°C sıcaklıkta 8 süre yaşlandırılan alaşımda en yüksek sertlik değeri (197±1 HV0.1) elde edilmiştir.

Mekanik karakterizasyon çalışmaları, sadece sertlik ölçümleri ile değil aynı zamanda çekme testleri ile de yapılmıştır. Çekme testleri, ekstrüze edilmiş alaşımın yaşlandırma işlemi ile birlikte daha yüksek akma ve çekme mukavemet değerlerine ulaşabildiğini göstermiştir. Homojenizasyon ve yaşlandırma işlemlerinin kooperatif etkileri sadece mikroyapılara değil aynı zamanda mekanik özellikler de yansımış olup arttırılmış homojenleştirme sürelerinde alaşım her iki yaşlandırma sıcaklığında da döküm ve ekstrüzyon konumuna göre daha yüksek mekanik değerler sergilemiştir. Çekme testleri, dökümü takiben 20 saatlik bir homojenleştirme işlemi sonrasında çözeltiye alınıp, su verilip ve 185°C sıcaklıkta 8 süre yaşlandırılan alaşımın 531 MPa akma mukavemet değerine ve 604 MPa çekme mukavemet değerine sahip olduğunu ve bu değerlerin çalışılan alaşımlar içerisinde en yüksek değerler olduğunu göstermiştir.

Isıl işlemler sonrasında, farklı ısıl işlem sıcaklıklarının alaşımların sertlik ve elektriksel iletkenlik özelliklerine etkisi ölçülerek çökelti kinetiği incelenmiştir. Alaşımın Avrami eşitliklerinin hesaplanması ile bulunan %-dönüşüm eğrilerinde artan homojenizasyon süresinin çökelti kinetiğini hızlandırdığı bulunmuştur.

KAYNAKLAR

[1] Das S. K., Yin W., The Worldwide Aluminium Economy: The Current State of The Industry, Journal of Metals, 2007, 59(11), 57–63.

[2] Starke Jr. E. A., Staley J. T., Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft, *Progress in Aerospace Sciences*, 1996, **32**(2), 131-172.

[3] Benedyk J. C., Aluminum Alloys for Lightweight Automotive Structures, Editor: Mallick P. K., Materials, *Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*, 1st ed., Woodhead Publishing, USA, 79-113, 2010.

[4] Car E., Alüminyum Üretim Süreçleri, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası, 41, 2-15, 2011.

[5] Davis J.R., ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys, *ASM Handbook*, ASM International, Ohio, USA, 1993.

[6] Car E., İkincil Alüminyum Üretimine Genel Bir Bakış, *Metalurji Dergisi*, **160**, 42-50, 2011.

[7] Miller W. S., Zhuang L., Bottema J., Wittebrood A. J., Recent Development in Aluminium Alloys for The Automotive Industry, *Materials Science and Engineering*, 2000, **1**(280), 37-49.

[8] Sakurai T., The Latest Trends in Aluminum Alloy Sheets for Automotive Body Panels, *KOBELCO Technology Review*, 2008, **28**(28), 22-28.

[9] Davis J. R., Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Editors: International Handbook Committee, *ASM Handbook*, ASM International, Ohio, USA, 3-178, 1990.

[10] Edgar A., Starke J. R., Heat-Treatable Aluminum Alloys, *Treatise on Materials Science & Technology*, 1989, **31**, 35-63.

[11] Sanders R. E. Jr., Baumann S. F., Stumpf H. C., Wrought Non–Heat Treatable Aluminum Alloys, *Treatise on Materials Science & Technology*, 1989, **31**, 65-105.

[12] Güven S. Y., Delikanlı Y. E., AA 2024 Alüminyum Alaşımında Çökelme Sertleşmesinin Mekanik Özelliklere Etkisi, *Süleyman Demirel Üniversitesi, Teknik Bilimler Dergisi*, 2012, **2**(4), 13-20.

[13] Dağdelen E., Ulus A., Aluminum Sheet Production: Heat Treatment of Aluminium and Temper Designations of Aluminium Alloys, *18th International Metallurgy & Materials Congress (IMMC 2016)*, İstanbul, 01 October 2016.

[14] Kaufman J. G., *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*, ASM International, U.S.A., 2000.

[15] Awan I. Z., Khan A. Q., Precipitation from Solid Solutions, *Journal of the Chemical Society of Pakistan*, 2017, **39**(03), 319-336.

[16] Epler M., Structures by Precipitation from Solid Solution, *ASM Handbook*, Volume 9: Metallography and Microstructures, ASM International, Ohio, USA, 134–139, 2004.

[17] Guo Z., Sha W., Quantification of Precipitation Hardening and Evolution of Precipitates, *Materials Transactions*, 2002, **43**(6), 1273-1282.

[18] Brooks C. R., Heat Treating of Aluminum Alloys, *ASM Handbook*, ASM International, Ohio, USA, 1991.

[19] Yu H.., Duan X., Ma Y., Zeng M., First Principles Study of Al-Li Intermetallic Compounds, *Chinese Journal of Chemical Physics*, 2012, **25**(6), 659-665.

[20] Davis J. R., *Aluminum and Aluminum Alloys, Light Metals and Alloys*, ASM International, United Kingdom, 2001.

[21] Yurtoğlu E., Mode II Fatigue Crack Growth Behavior and Mode II Fracture Toughness of 7050 Aluminium Alloy in Two Orientations, Yüksek Lisans Tezi, Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Ankara, 2013, 338314.

[22] Rajiv S. M., Mageshwari K, *Friction Stir Welding of High Strength 7xxx Aluminium Alloys*, 1st edition, Butterworth-Heinemann, United States, 2016.

[23] Okay S., Investigation of Mechanical Property Changes After MIG Welding of 7XXX Series Aluminum Alloys', Yüksek Lisans Tezi, Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Ankara, 2016, 442329.

[24] Turbalıoğlu K., 6063 Alüminyum Alaşımının Düşey Sürekli Döküm Yönteminde Üretim Parametrelerinin Geliştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Karabük, 2008, 222080.

[25] Çetin A., *Alüminyum Döküm Alaşımları*, Dökümhane Eğitim Projesi Özel Sayı Serisi El Kitabı, Sayı: 4, İstanbul, Eylül 2017.

[26] Çapan, L., *Metallere Plastik Şekil Verme,* 5. Baskı, Çağlayan Kitabevi, İstanbul, 2010.

[27] Geçkinli, E., (2002), Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemi, *2. Isıl İşlem Sempozyumu,* 07- 08 Şubat 2002, İTÜ, İstanbul.

[28] Yılmaz, E., Etial 180 Alüminyum Alaşımının İşlenmesinde Kesici Takım Geometrisi ve Kesme Parametrelerinin Yüzey Pürüzlülüğüne Etkileri, Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta, 2010, 259601.

[29] Demirtaş, H., 6061 Alüminyum Alaşımlarında Ara Verilerek Yapılan Yaşlandırma İşleminin Malzeme Mekanik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Niğde Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Niğde, 2009, 245139.

[30] Birol Y., The Effect of Processing and Mn Content on the T5 and T6 Properties of AA6082 Profiles, *Journal of Materials Processing Technology,* 2006, **173**(1), 84-91.

[31] Kelesoğlu E., Erarslan Y., *Alüminyum Ekstrüzyon Teknolojisi*, 1.Baskı, Ege Yayınevi, İstanbul, 2005.

[32] Saha, P. K., *Aluminium Extrusion Technology*, 1st edition, ASM International, Ohio, 2000.

[33] Samaras S.N., Haidemenopoulos G. N., Modelling of Microsegregation and Homogenization of 6061 Extrudable Al-Alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, **194**(1), 63–73.

[34] Cong F., Zhao G., Jıang F., Tıan N., Lı R., Effect of Homogenization Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of DC Cast 7X50 Aluminum Alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc.* China, 2015, **25**(4), 1027−1034.

[35] Fakıoğlu, A., Yaşlandırılan AA 7075 Alüminyum Alaşımlarının Yorulma Davranışlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 2012, 301806.

[36] Wen L., Qin P, Yan X., Yun H., Xiao L., Microstructural Evolution of Ultra-High Strength Al-Zn-Cu-Mg-Zr Alloy Containing Sc During Homogenization, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China,* 2011, **21**(10), 2127-2133.

[37] Fan X., Jiang D., Meng Q., Zhong L., The Microstructural Evolution of an Al–Zn–Mg–Cu Alloy During Homogenization, *Materials Letters*, 2006, **60**(12), 1475-1479.

[38] Dembury J., Lloyd D. J., Ramachandran R., Strengthening Mechanisms in Aluminum Alloys, *Treatise on Materials Science & Technology,* 1989, **31**(1), 579-601.

[39] Ambriz R. R., Jaramillo D., *Mechanical Behavior of Precipitation Hardened Aluminum Alloys Welds*, Editor: Monteiro W. A., Light Metal Alloys Applications, Intech, 1st ed., Mexico, 978-953, 2014.

[40] Smallman R. E., Ngan A. H. W., *Precipitation Hardening*, Editors: Smallman R. E., Ngan A. H. W., Modern Physical Metallurgy, 8th ed., Elsevier India Inc., 499-527, 2014.

[41] Dirras G. F., Donnadieu P., Douin J., Dislocation/Precipitate Interaction Mechanisms in 6xxx Aluminum Alloys, *Problems of Material Science*, 2003, **1**(33), 80-88.

[42] Özer, H.H.,7075 Alaşımında Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma Isıl İşlemi Sonucu Mekanik Özelliklerin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2004, 154451.

[43] Dumont, D., Deschamps, A., Brechet, Y., On the Relationship Between Microstructure Strength and Toughness in AA 7050 Aluminum Alloy, *Materials Science and Engineering*, 2003, 356, 326- 336.

[44] Demir E., Alüminyum Alaşımlarında Isıl İşlem Etkilerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir, 2008, 244006.

[45] Karakulak E., Küçüker Y. B., Karaaslan A., Effect of Chemical Composition and Heat Treatment on Hardness and Wear Properties of 7050 Al Alloy, 18. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, Türkiye, 674-677, 29 Eylül-01 Ekim 2016.

[46] Sun Y., Yaşlanabilir Alüminyum Alaşımlarının Aşınma Davranışları, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1998, 75260.

[47] Polmear I., St. John D., *Physical Metallurgy of Aluminium Alloys*, Editors: Polmear I., St. John D., Light Alloys from Traditional Alloys to Nanocrystals, 5th ed., Butterworth Heinmann, USA, 31-107, 2017.

[48] Shan D., L. Zhen L., *Aging Behavior and Microstructure Evolution in the Processing of Aluminum Alloys*, Editors: Lin J., Balint D., Pietrzyk M., Microstructure Evolution in Metal Forming Processes, 1st ed., Woodhead Publishing, UK, 267-297, 2016.

[49] Buha J., Lumley R.N., Crosky A.G., Secondary Ageing in an Aluminium Alloy 7050, *Materials Science and Engineering A*, 2008, **492**(1), 1-10.

[50] Liu Y., Jiang D.M., Li W.J., The Effect of Multistage Ageing on Microstructure and Mechanical Properties of 7050 Alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, **671**, 408-418.

[51] Lei J., Liu P., Jing X., Zhao D., Huang J., Aging Kinetics in a CuNiSiCr Alloy, *Journal of Materials Science and Technology*, 2004, **20**(6), 727-730.

[52] Kahrıman F., Zeren M., The Effect of Zr on Aging Kinetics and Properties of As-cast AA 6082 Alloy, *International Journal of Metalcasting*, 2017, **11**(2), 216-222.

[53] Sinha I., Mandal R. K., Avrami Exponent Under Transient and Heterogeneous Nucleation Transformation Conditions, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2011, **357**(3), 919-925.

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

[1] **Eker İ.**, Kahrıman F., Atapek Ş.H., Döküm, homojenize edilmiş ve yaşlandırılmış AA7050 alaşımlarının mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonu, *Uluslararası Marmara Fen ve Sosyal Bilimler Kongresi*, Kocaeli, Türkiye, 23 – 25 Kasım 2018.

ÖZGEÇMİŞ

1988 yılında İstanbul'da dünyaya gelmiştir. İlk, orta ve lise öğrenimini İstanbul'da tamamlamıştır. Yükseköğrenimini ise Kocaeli Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden mezun olarak 2011 yılında tamamlamıştır. Mezun olduğu yıl, Onat Alüminyum San. Tic. A.Ş. bünyesinde Ar-Ge Mühendisi olarak çalışmaya başlamıştır. Aynı kurumda Üretim Yöneticisi olarak çalışmaya devam etmektedir. 2015 yılında Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı'nda yüksek lisans eğitimine başlamıştır.