

**KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI**

DOKTORA TEZİ

**ZİRKONYUM İLE MODİFİYE EDİLMİŞ EN AW 6082
ALÜMİNYUM ALAŞIMININ ÇÖKELME VE YENİDEN
KRİSTALLENME KİNETİKLERİNİN İNCELENMESİ**

FULYA KAHRIMAN

KOCAELİ 2018

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

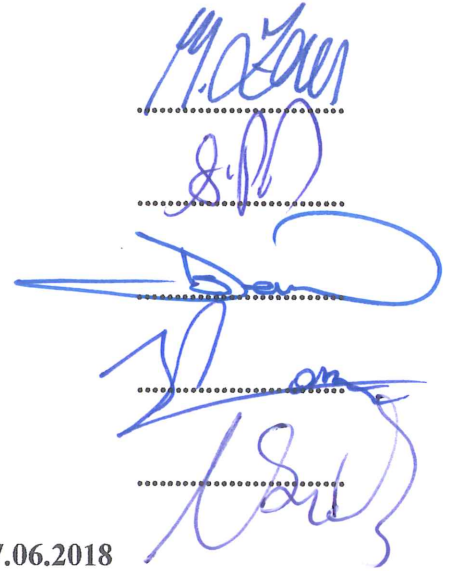
DOKTORA TEZİ

ZİRKONYUM İLE MODİFİYE EDİLMİŞ EN AW 6082
ALÜMİNYUM ALAŞIMININ ÇÖKELME VE YENİDEN
KRİSTALLENME KİNETİKLERİNİN İNCELENMESİ

FULYA KAHRIMAN

Prof. Dr. Muzaffer ZEREN
Danışman, Kocaeli Üniv.
Doç. Dr. Şeyda POLAT
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.
Prof. Dr. Sibel ZOR
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.
Prof. Dr. Süleyman Can KURNAZ
Jüri Üyesi, Sakarya Üniv.
Prof. Dr. Uğur ŞEN
Jüri Üyesi, Sakarya Üniv.

Tezin Savunulduğu Tarih: 07.06.2018


.....
.....
.....
.....
.....

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Tez çalışmasında, bir Al-Mg-Si alaşımının geçiş elementleri serisinden zirkonyum ile farklı oranlarda modifikasyonu, ısıl işlem süreçleri ve karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Al-Mg-Si alaşımları, yaygın olarak otomotiv endüstrisinde yapı elemanı olarak kullanılan titreşim sönümleyici burç/kovan parçaların üretiminde kullanılmaktadır. Alaşımların zirkonyum modifikasyonu sonucu çeşitli prosesler sonrası mikroyapı, yaşlandırma kinetiği, yeniden kristallenme direnci ve kinetiği, mekanik özellikleri açısından olumlu sonuçlar elde edilmiştir. Bu sonuçların akademik araştırmalar ve sanayi uygulamaları açısından verimli bir kaynakça teşkil etmesini arzu ederim.

Tez çalışmamda desteğini esirgemeyen danışman hocam Prof. Dr. Muzaffer Zeren'e teşekkürlerimi sunarım. Tez izleme jüri üyelerinden başta Doç. Dr. Şeyda Polat olmak üzere Prof. Dr. Sibel Zor'a verdikleri destek için teşekkürü bir borç bilirim. Hem deneysel hem de teorik bilgi katkısı ve motivasyonu için Doç. Dr. Hakan Atapek'e minnet duygularımı sunuyorum. TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi Malzeme Enstitüsü'nde bulunan laboratuvarlarında her ihtiyacım olduğunda çalışma imkanı sunan Doç. Dr. Havva Kazdal Zeytin ve ekibine teşekkür ederim.

Deneysel çalışmada kullanılan alaşımların üretiminde destek veren Onat Profil ve Alaşım San. Tic. Ltd. Şti.'den Dr. Tanju Çeliker'e teşekkür ederim. Alaşımların deformasyon süreçlerinde destek olan Almesan Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. fabrika müdürü Sefer Sınmaz'a ve Üretim Yöneticisi Ergün Zafer'e teşekkür ederim. Bugüne kadar olan emeklerinin yanında doktora eğitimim boyunca da bana her türlü desteklerini sunan sevgili babam Feyzi Gündoğan ve sevgili annem Seval Gündoğan nezdinde Gündoğan ailesine ve Kahrıman ailesine sonsuz teşekkür ederim. Her daim yanımda olan eşim Hakan Kahrıman'a ve bu zorlu süreçte aramıza katılan canım kızım Azra İpek Kahrıman'a sevgilerimi ve sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Bu doktora tez çalışması, Kocaeli Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından 2013/072 Nolu BAP projesi olarak desteklenmiştir.

Haziran - 2018

Fulya KAHRIMAN

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR	i
İÇİNDEKİLER	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ	iv
TABLOLAR DİZİNİ	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	x
ÖZET	xii
ABSTRACT	xiii
GİRİŞ	1
1. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI	2
1.1. Isıl İşlem Uygulanamayan Alaşımlar	5
1.2. Isıl İşlem Uygulanabilen Alaşımlar	8
2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA GEÇİŞ ELEMENTLERİNİN İLAVESİ	17
2.1. Titanyum İlavesi	23
2.2. Zirkonyum İlavesi	26
2.3. Krom İlavesi	33
2.4. Skandiyum İlavesi	34
2.5. Hafniyum İlavesi	34
3. ÇÖKELTİLERİN ETKİSİ	36
3.1. Çökeltilerin Deformasyona Etkisi	37
3.2. Çökeltilerin Yeniden Kristallenmeye Etkisi	39
3.3. Çökeltilerin Mekanik Özelliklere Etkisi	41
4. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN PROSESLER	44
4.1. Döküm	44
4.2. Homojenizasyon	55
4.3. Isıl İşlemler	57
4.4. Ekstrüzyon	59
5. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA YENİDEN KRİSTALLENME	77
6. MALZEME VE YÖNTEM	90
6.1. Alaşım Tasarımı ve Dökümü	90
6.2. Alaşımların Homojenizasyonu	93
6.3. Mikroyapısal İncelemeler	94
6.3.1. Elektron prob mikroanalizi	94
6.3.2. Görüntü analizi	94
6.4. X-Işın Difraksiyon Analizi	95
6.5. Sertlik Ölçümleri	95
6.6. Termal Analiz	95
6.7. Isıl İşlem Süreçleri	95
6.8. Çökelti Kinetiği	96
6.9. Yeniden Kristallenme	97
6.9.1. Statik yeniden kristallenme	97
6.9.2. Statik yeniden kristallenme kinetiği	98
6.9.3. Dinamik yeniden kristallenme	99

6.10. Mekanik Özellikler.....	101
6.10.3. Sertlik ölçümleri.....	101
6.10.2. Çekme testleri.....	101
6.10.3. Kırık yüzey incelemeleri.....	102
7. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	103
7.1. Mikroyapısal Karakterizasyon.....	103
7.1.1. Elektron prob mikroanaliz incelemeleri.....	107
7.1.2. Görüntü analiz incelemeleri.....	111
7.2. X-Işın Difraksiyon Analizi İncelemeleri.....	112
7.3. Sertlik İncelemeleri.....	113
7.4. Termal Analiz İncelemeleri.....	114
7.5. Isıl İşlem Süreçlerinin İncelenmesi.....	116
7.6. Çökelti Kinetiğinin İncelenmesi.....	117
7.6.1. Çökelti hacim oranlarının hesaplanması.....	117
7.6.2. Avrami eşitliklerinin belirlenmesi.....	119
7.6.3. Faz dönüşüm kinetik eğrileri.....	122
7.6.4. Özelliklerin değerlendirilmesi.....	123
7.7. Yeniden Kristallenme Davranışlarının İncelenmesi.....	125
7.7.1. Statik yeniden kristallenme davranışlarının incelenmesi.....	125
7.7.2. Statik yeniden kristallenme kinetiğinin incelenmesi.....	129
7.7.2.1. G ve N'in deneysel bulunması.....	129
7.7.2.2. Aktivasyon enerjilerinin belirlenmesi.....	132
7.7.3. Dinamik yeniden kristallenme davranışlarının incelenmesi.....	138
7.8. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi.....	140
7.8.1. Sertlik incelemeleri.....	140
7.8.2. Çekme testi sonuçları.....	141
7.8.3. Kırık yüzey karakterizasyonu.....	143
8. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	149
KAYNAKLAR.....	152
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER.....	163
ÖZGEÇMİŞ.....	164

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	Arayer ve yeralan atomlarının şematik gösterimi.	7
Şekil 1.2.	Katı çözeltide arayer ve yeralan atomları nedeniyle oluşan kafes distorsiyonu.	8
Şekil 1.3.	Alüminyum ile Mg ₂ Si bileşiğinin ikili faz diyagramı.	11
Şekil 1.4.	Fazla miktardaki Mg ve Si'un solvüs çizgisine etkisi.	11
Şekil 1.5.	AlFeSi bileşiğinin tarama elektron mikroskobu görüntüleri; a) "Chinese script" benzeri α-AlFeSi bileşiği, b) İğnesel β-AlFeSi bileşiği.	13
Şekil 2.1.	Alüminyumda geçiş elementlerin yeniden kristallenme sıcaklığına etkileri.	21
Şekil 2.2.	Geçiş elementlerinin alüminyum ile oluşturduğu fazların birim hücre yapıları, a) L1 ₂ , b) D0 ₂₂ ve c) D0 ₂₃	22
Şekil 2.3.	Al-Ti faz denge diyagramı.	24
Şekil 2.4.	Al-0,18Ti, Al-0,22Ti ve Al-0,19Zr döküm alaşımlarının döküm konumunda boyuna kesit tane yapılarının makro görüntüleri.	25
Şekil 2.5.	Al-0,18Ti, Al-0,22Ti ve Al-0,19Zr alaşımları için yaşlandırma süresine bağlı olarak Vickers mikro sertlik değerleri; yaşlandırma sıcaklığı a) 375 °C ve b) 425 °C.	26
Şekil 2.6.	Al-Zr faz denge diyagramı.	28
Şekil 2.7.	Al-1,0Mg-0,6Si-0,5Zr (% ağı.) alaşımının; a) TEM aydınlık alan görüntüsü, b) karanlık alan görüntüsü ve c) α-Al [001] kristal doğrultusu boyunca alınan ilgili difraksiyon paterni.	31
Şekil 2.8.	450 °C'de 5 saat ve 540 °C'de 0,5 saat tavllanmış Al-1,0Mg-0,6Si-0,5Zr alaşımının; a) L1 ₂ 'nin {100} düzlem ailesine paralel düzlem hataları içeren L1 ₂ yapılı Al ₃ Zr ve b) Al ₃ Zr'yi gösteren α-Al [001] kristal doğrultusu boyunca alınan HRTEM görüntüleri.	31
Şekil 2.9.	450 °C'de 5 saat ve 540 °C'de 0,5 saat tavllanmış Al-1,0Mg-0,6Si-0,5Zr alaşımının; TEM aydınlık alan görüntüsü; (a) α-Al [100] kristal doğrultusu boyunca alınan görüntü, (b) [100] D0 ₂₂ düzlemi boyunca alınan ve D0 ₂₂ yapısının şematik modeli eklendiği bir D0 ₂₂ Al ₃ Zr çökeltisinin görüntüsü.	32
Şekil 2.10.	Al-1,0Mg-0,6Si-0,5Zr alaşımında a) HAADF-STEM görüntüsü, b) Al-1,0Mg-0,6Si-0,4Zr alaşımında uzamış partikülden bir hat boyunca alınan çizgisel analizde elementel dağılım.	33
Şekil 2.11.	Al-Cr faz denge diyagramı.	33
Şekil 2.12.	Al-Sc faz denge diyagramı.	34
Şekil 2.13.	Al-Hf faz denge diyagramı.	35

Şekil 3.1.	Dislokasyonların; a) çöketilere takılması, b, c) çökeltiler etrafında boyun vermesi ve d) Orowan halkası oluşumu ile ilerlemesi.	38
Şekil 3.2.	Çökelti partikül mukavemetinin kaymaya etkisi; a) deforme olabilen bir partikül kayma konsantrasyonuna yol açar, b) deforme olmayan bir partikül daha homojen bir kayma ile sonuçlanır.	39
Şekil 4.1.	C ₀ bileşimli bir alaşımın faz diyagramında başlangıç bileşiminin değişimi.	44
Şekil 4.2.	Katılaşma sırasında meydana gelen döküm yapısı.	45
Şekil 4.3.	Yapısal aşırı soğumanın etkisi ile katılaşma morfolojisi, a) düzlemsel büyüme, b) hücrel büyüme, c) dendritik büyüme, d) eş eksenli büyüme.	47
Şekil 4.4.	Katılaşma sırasında oluşan dendritik yapı.	48
Şekil 4.5.	Döküm hızı ve katılaşma arasındaki ilişki.	50
Şekil 4.6.	Yatay sürekli döküm yönteminin şematik gösterimi.	52
Şekil 4.7.	Dikey sürekli döküm yönteminin şematik gösterimi.	53
Şekil 4.8.	Doğrudan soğutmalı döküm yönteminin şematik gösterimi; a) şamandıra kontrollü ergiyik akışı, b) sıcak üst tasarım.	55
Şekil 4.9.	Direkt ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi.	61
Şekil 4.10.	Direkt ekstrüzyonda değişkenler.	61
Şekil 4.11.	Ekstrüzyonda ürün kesitini çevreleyen daire çapının tayini.	62
Şekil 4.12.	Ekstrüzyon hızı ile sıcaklığının ekstrüzyon basıncına etkisi.	62
Şekil 4.13.	Kalıp giriş açısının ekstrüzyon kuvvetine etkisinin şematik gösterimi, a) toplam kuvvet, b) sürtünme vs. kayıplarının olmadığı ideal kuvvet, c) iç sürtünme için gerekli kuvvet, d) sürtünme kuvveti.	63
Şekil 4.14.	Artan matris giriş açısı ile uniform olmayan şekil değişiminin şematik gösterimi.	63
Şekil 4.15.	Ekstrüzyonda sürtünmeye bağlı olarak oluşan şekil değişimlerinin şematik gösterimi.	64
Şekil 4.16.	İndirekt ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi.	64
Şekil 4.17.	Hidrostatik ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi.	65
Şekil 4.18.	Sıcak ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi; a) fırına girecek biyetlerin kesimi, b) ekstrüzyondan önce biyetlerin ön ısıtılması, c) kalıp ön ısıtma işlemi, d) yağlayıcı uygulanması, e) ekstrüzyon işlemi, f) profil kesimi, g) profil germe işlemi, h) ısıl işlemler, ı) sevkiyat ve stoklama işlemi.	69
Şekil 4.19.	Ekstrüzyon prosesinde kullanılan kalıpların şematik gösterimleri, a) demir dışı malzemeler için, b) demir esaslı malzemeler için.	73
Şekil 4.20.	Köprülü sıcak ekstrüzyon kalıbının şematik ve gerçek gösterimleri.	73
Şekil 4.21.	Kare kesitli içi boş bir profilin ekstrüzyonunda, a) kalıp yerleşim düzeni, b) biyet malzemesinin metal akımlarına ayrılması.	74
Şekil 4.22.	Profilin boyuna kesitinde dikiş ve şarj kaynak bölgelerinin oluşumunun şematik görünümü.	75

Şekil 4.23.	Profilin enine kesitinde dikiş kaynak bölgelerinin makro görüntüsü.	76
Şekil 5.1.	Partikül kabalaşması tarafından kontrol edilen sürekli statik yeniden kristallenmenin şematik gösterimi.	80
Şekil 5.2.	Soğuk deforme edilmiş malzemede tavlama sırasında meydana gelen süreksiz statik yeniden kristallenmenin şematik gösterimi.	82
Şekil 5.3.	Bakırın deformasyonu sırasında depolanan enerji miktarı.	82
Şekil 5.4.	Soğuk deforme edilmiş alüminyumda tane ve alt tane yapısının şematik gösterimi.	84
Şekil 5.5.	Yeniden kristallenmede çekirdeklenen yeni tanenin yarıçapının tavlama süresi ile değişimi.	86
Şekil 5.6.	Dönüşen matriksde hakiki ve fantom (hayalet) çekirdeklenme.	87
Şekil 6.1.	Doğrudan soğutmalı yarı sürekli döküm yöntemi ile alaşımların dökümü; a) gaz ocağında ergitme, b, c) yolluk yardımı ile sıvı metalin kalıba aktarılması, d, e) biyet şeklinde döküm işlemi, f) döküm konumdaki biyetler.	91
Şekil 6.2.	Döküm biyetlerden numune alma işlemi; a) biyet uzunluğu boyunca numune alma işleminin şematik gösterimi, b) döküm biyet numuneleri, c) ekstrüzyona tabi tutulacak biyet parçaları.	93
Şekil 6.3.	Döküm biyetlerin homojenize edildiği homojenizasyon fırını.	93
Şekil 6.4.	Alaşımların yapay yaşlandırma prosedürü.	96
Şekil 6.5.	Alaşımların haddelendiği soğuk hadde makinası.	97
Şekil 6.6.	Biyet dilimlerinin; a) soğuk deformasyon öncesi ve b) soğuk deformasyon sonrası görüntüleri.	98
Şekil 6.7.	Alaşım biyetlerinden ekstrüzyon prosesi ile profil üretimi; a) biyet ön ısıtma, b) ekstrüzyon, c) ekstrüzyon işlemi sonrası profillerin soğutulması, d) ekstrüde edilmiş içi boş profiller.	99
Şekil 6.8.	Alüminyum alaşımı profillerin otomotiv endüstrisinde titreşim sönümleyici burç/kovan parçaların üretiminde kullanımı.	100
Şekil 6.9.	Alaşımların ekstrüzyonunda kullanılan köprülü ekstrüzyon kalıpları.	101
Şekil 6.10.	Profillerden çıkarılan çekme test numunelerinin a) yönü ve b) teknik resmi.	102
Şekil 7.1.	Döküm konumdaki alaşımların IM ve SEM mikroyapı görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4.	104
Şekil 7.2.	Derin dağlanmış birincil (Al, Si) ₃ Zr partiküllerinin SEM görüntüleri.	105
Şekil 7.3.	Homojenize konumdaki alaşımların IM ve SEM mikroyapı görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4.	106
Şekil 7.4.	Dendrit aralarında açık gri kontrasttaki interdendritik uzaylar.	108

Şekil 7.5.	Alaşım 4’de bulunan bazı elemetlerin kantitatif EPMA analizi sonucu.	109
Şekil 7.6.	Alaşım 4’e ait numunede zirkonyumun EPMA analizi sonucu elde edilen çizgi analizi.	110
Şekil 7.7.	Alaşımın tane yapılarının IM görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4.	111
Şekil 7.8.	Döküm konumdaki alaşımlarda tane boyutunun belirlenebilmesi için görüntü analizinden bir uygulama örneği.	112
Şekil 7.9.	Döküm ve homojenize konumda alaşımların X-ışın difraksiyon spektrumları.	113
Şekil 7.10.	Alaşımın döküm ve homojenize konumda Vickers (HV1) sertlik değerleri.	114
Şekil 7.11.	Deneysel çalışmada kullanılan alaşımların DSC eğrileri.	115
Şekil 7.12.	Yaşlandırma süresinin fonksiyonu olarak a) döküm ve b) homojenize konumdaki alaşımların sertlik değişimi.	116
Şekil 7.13.	180 °C’de yaşlandırılan (a) döküm, (b) homojenize konumdaki alaşımlar için $\lg[\ln(1/1-f)] - \lg t$ ilişkisi.	120
Şekil 7.14.	180 °C’de yaşlandırılan a) döküm ve b) homojenize konumdaki alaşımların deneysel ve hesaplanmış elektriksel iletkenlik değerleri.	122
Şekil 7.15.	180 °C’de yaşlandırılan alaşımların faz dönüşümünü gösteren kinetik eğriler.	123
Şekil 7.16.	Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak $[(H/H_{\max})(\sigma/\sigma_{\max})]$ değişimi; H: sertlik , σ : iletkenlik.	124
Şekil 7.17.	Soğuk deformasyon sonrası alaşımların tane yapıları, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4.	126
Şekil 7.18.	Deforme edilmiş alaşımların 375 °C’de farklı sürelerde tavlama sonrasında tane yapıları.	127
Şekil 7.19.	375 °C’de tavlanan alaşımların tavlama süresine bağlı olarak %-yeniden kristallenme oranları.	128
Şekil 7.20.	500 °C’de 10 dk ve 30 dk tavlandıktan sonra alaşımların tane yapıları.	128
Şekil 7.21.	500 °C’de tavlanan alaşımların tavlama süresine bağlı olarak %- yeniden kristallenme oranları.	129
Şekil 7.22.	Soğuk haddelendikten sonra a) 375 °C ve b) 500 °C’de tavlanan alaşımlarda tavlama süresine bağlı olarak yeniden kristallenmiş en büyük tane boyutu.	130
Şekil 7.23.	Tavlama süresi-yeniden kristallen en büyük tane boyutu eğrilerinde lineer kısımlarının eğim grafikleri.	131
Şekil 7.24.	375 °C’de tavlanan alaşımlar için Johnson-Mehl bağıntısı ile bulunan % dönüşüm (X_{reel}) grafiği.	132
Şekil 7.25.	Alaşımın $\ln t_{\%50}-1/T$ grafikleri.	134
Şekil 7.26.	Alaşımın a) 375 °C ve b) 500 °C tavlama sonrasında $\ln(-\ln(1-X_{\text{reel}}))-\ln t$ grafikleri.	136
Şekil 7.27.	Alaşımın $\ln k-1/T$ grafikleri.	137
Şekil 7.28.	Alaşımın deneysel olarak ve hesaplama ile bulunan yeniden kristallenme için gerekli aktivasyon enerjilerinin karşılaştırılması.	138

Şekil 7.29.	Profillerde ekstrüzyon kaynak bölgelerinin IM görüntüleri.....	139
Şekil 7.30.	Profillerin enine kesitinin IM görüntüleri.	140
Şekil 7.31.	Profillerin enine kesitinde sertlik ölçümlerinin alındığı hattın IM görüntüsü.....	141
Şekil 7.32.	Çekme numuneleri kırık yüzeylerinin makro görüntüleri a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4.....	141
Şekil 7.33.	Profillerden alınan numunelerin çekme test sonuçları, a) akma mukavemeti, b) çekme mukavemeti, c) %-uzama.....	142
Şekil 7.34.	Profillerin kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4.....	144
Şekil 7.35.	Alaşım 4'e ait kırık yüzeyde kırılmış bir birincil (Al, Si) ₃ Zr partikülünün SEM görüntüsü.	144
Şekil 7.36.	Alaşım 4'e ait kırık yüzeyde sığ ve derin çukurcukların SEM görüntüsü.....	145
Şekil 7.37.	Profillerin kırık yüzeylerinin SEM geri saçılmış elektron materyal kontrast görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4.....	146
Şekil 7.38.	Alaşımın kırık yüzeylerinde Zr içeren çökeltilerin SEM/EDS analizleri.....	147
Şekil 7.39.	Alaşım 1'de mikroskopik çok ince lokal çatlakların SEM görüntüsü.....	148

TABLULAR DİZİNİ

Tablo 1.1.	Alüminyum döküm ve dövme alaşımlarının sınıflandırılması.....	4
Tablo 1.2.	Bir dövme ve bir döküm alaşımının çeşitli standartlardaki kısa gösterimi.	5
Tablo 1.3.	Dövme alüminyum alaşımları için soğuk işlem kodları.....	6
Tablo 1.4.	Alüminyum alaşım serilerinde içerdikleri alaşım elementine göre oluşan çökelti sıralamaları.	8
Tablo 1.5.	Dövme alüminyum alaşımları için ısıtma ve soğuk işlem kodları.....	9
Tablo 1.6.	Al-Mg-Si alaşımlarında yaygın AlFeSi bileşikleri.....	13
Tablo 1.7.	TS EN 573-3 standardına göre EN AW 6082 alaşımının kimyasal kompozisyonu (% ağırlık).	15
Tablo 1.8.	EN AW 6082 alaşımının ~20 °C’de fiziksel özellikleri.....	15
Tablo 1.9.	EN 755-2 standardına göre EN AW 6082 alaşımının mekanik özellikleri.	16
Table 2.1.	L1 ₂ yapısında alüminid oluşturan bazı geçiş elementlerinin kafes parametreleri ve alüminyum ile uyum oranları.....	19
Tablo 2.2.	Alüminyumda çeşitli geçiş metallerinin difüzyon katsayıları.	28
Tablo 4.1.	Ekstrüzyon prosesinin sınıflandırılması.	60
Tablo 5.1.	Toparlanma mekanizmaları.....	84
Tablo 6.1.	Deneysel çalışmada dökülen alaşımların kimyasal kompozisyonu (% ağırlık).	90
Tablo 7.1.	180 °C’de 0-20 saat yaşlandırılan döküm ve homojenize konumdaki alaşımların ölçülmüş elektriksel iletkenlik ve hesaplanmış çökelti hacim kesir değerleri.....	118
Tablo 7.2.	180 °C’de yaşlandırılan alaşımlar için $\sigma_{max}-\sigma_0$, n ve b değerleri.....	120
Tablo 7.3.	180 °C’de yaşlandırılan döküm ve homojenize konumdaki alaşımlar için Avrami faz dönüşümü ve elektriksel iletkenlik kinetik eşitlikleri.....	121
Tablo 7.4.	Alaşımların büyüme hızı değerleri.....	131
Tablo 7.5.	Alaşımların çekirdeklenme hızı değerleri.	132
Tablo 7.6.	Alaşımların t ₅₀ yeniden kristallenme süreleri.....	133
Tablo 7.7.	Alaşımların deneysel olarak bulunan aktivasyon enerji değerleri.....	134
Tablo 7.8.	Alaşımların ln k değerleri.....	136
Tablo 7.9.	Alaşımların hesaplama ile bulunan aktivasyon enerji değerleri.....	137

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

b	: Burgers vektörü
C_L	: Sıvı alaşım bileşimi, (%)
C_S	: Katı alaşım bileşimi, (%)
D	: Difüzyon katsayısı, (m^2/s)
E	: Elastik Modül, (N/m^2)
E_s	: Depolanmış iç enerji, (J)
f	: Hacim kesri, (%)
G	: Çekirdek büyüme hızı
H	: Sertlik, (HV)
k	: Sıcaklık bağımlı sabit
k_0	: Denge dağılım katsayısı
M	: Geçiş metali
n	: Avrami üsteli
\dot{N}	: Çekirdeklenme hızı
P	: Basınç, (N/mm^2)
R	: Tane sınırı büküm yarıçapı, (μm)
r	: Ortalama çökelti yarıçapı, (μm)
S	: Entropi, (J/kg)
T	: Sıcaklık, ($^{\circ}C$)
$t_{\%50}$: % 50 Yeniden kristallenme süresi, (dk)
V	: Hacim, (L)
V	: Katı-sıvı arayüzey hızı
V^P	: Birim zamanda birim hacimde oluşan çökelti miktarı
V_B^P	: Birim zamanda birim hacimde çökeltilerin balans miktarı
Z	: Zener freni
X_{reel}	: Hakiki dönüşen hacim oranı, (%)
W	: Dövme alaşım
Q	: Aktivasyon enerjisi, (KJ/mol)
γ	: Çökeltilerin sabitlediği sınırın enerjisi
τ_0	: Orowan gerilimi
μ	: Kayma modülü, (MPa)
λ	: Çökelti partükülleri ara mesafesi, (μm)
α	: Tane sınırı temas açısı, ($^{\circ}$)
σ	: Elektriksel iletkenlik, (Ms/m)
ε	: Şekil değişimi

Kısaltmalar

AA	: The Aluminum Association (Amerikan Alüminyum Derneği)
ASTM	: American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Birliği)
BS	: British Standards (İngiliz Standardı)

BSE	: Backscattered Electron (Geri Saçılmış Elektron)
CSA	: Canadian Standards Association (Kanada Standartları Derneği)
DIN	: German Institute for Standardization (Alman Standartları Enstitüsü)
DSC	: Differential Scanning Calorimeter (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre)
EDS	: Energy Dispersive Spectrometer (Enerji Dağılım Spektrometresi)
EN AW	: European Union Alüminum Wrought Alloy (Avrupa Birliği Alüminyum Dövme Alaşımı)
EPMA	: Electron Prob Microanalysis (Elektron Prob Mikroanaliz)
GP	: Guinier-Preston
GOST	: Russian Standards Association (Rusya Standartlar Birliği)
HAADF-STEM	: High-angle Annular Dark-field Scanning Transmission Electron Microscopy (Yüksek Açılı Açısal Karanlık Alan Dedektörüne Sahip Taramalı Geçirimli Elektron Mikroskobu)
HRTEM	: High Resolution Transmission Electron Microscope (Yüksek Geçirimli Elektron Mikroskobu)
HV	: Hardness of Vickers (Vickers Sertliği)
IM	: Işık Mikroskobu
ISO	: International Organisation for Standardization (Uluslararası Standartlar Birliği)
OES	: Optical Emission Spectrometer (Optik Emisyon Spektrometresi)
SAE	: American Society of Automotive Engineers (Amerikan Otomotiv Mühendisleri Birliği)
SDAS	: Secondary Dendrite Arm Spacing (İkincil Dendrit Kolları Ara Mesafesi)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
TEM	: Transmission Electron Microscope (Geçirimli Elektron Mikroskobu)
TS	: Türk Standartları
ymk	: Yüzey Merkezli Kübik
XRD	: X-ray Diffraction Spectrometer (X-ışın difraksiyon spektrometresi)
XRF	: X-ray Fluorescence Spectrometer (X-ışın floresans spektrometresi)

ZİRKONYUM İLE MODİFİYE EDİLMİŞ EN AW 6082 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ ÇÖKELME VE YENİDEN KRİSTALLENME KİNETİKLERİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

Bu çalışmada, bir Al-Mg-Si alaşımının 4. grup geçiş elementlerinden birisi olan zirkonyum ile alaşım modifikasyonu gerçekleştirilmiştir. Bu alaşım, otomotiv endüstrisinde yapı elemanı olarak kullanılan titreşim sönümleyici parçaların üretiminde ve son yıllarda kullanımı oldukça yaygınlaşan tren vagonlarında bulunan profil uygulamalarında kullanılmaktadır. Bu parçaların üretimleri sırasında, proses koşullarındaki yüksek sıcaklıklarda mukavemetlerini olumsuz etkileyen mikroyapı değişimleri meydana gelmektedir. Olumsuz mikroyapı değişimlerini bertaraf etmenin bir yolu alaşım modifikasyonudur. Bu nedenle, alaşıma farklı oranlarda zirkonyum elementinin ilavesi ile dökümden itibaren mikroyapısal etkileri, yaşlandırma sırasında çökelti kinetiği, yeniden kristallenme davranışı ve kinetiği incelenmiştir. Ayrıca ticari olarak üretilen profil formundaki alaşımların mekanik özellikleri araştırılmıştır.

Anahtar kelimeler: Al-Mg-Si Alaşımları, Çökeltme, Kinetik, Yaşlandırma, Yeniden Kristallenme.

INVESTIGATION OF THE PRECIPITATION AND RECRYSTALLIZATION KINETICS OF ZIRCONIUM MODIFIED EN AW 6082 ALUMINUM ALLOY

ABSTRACT

In this study, modification of an Al-Mg-Si alloy with zirconium, one of the 4th group transition elements, was carried out. This alloy is used in the production of vibration-damping parts used as structural elements in the automotive industry and in profile applications used in railway wagons, which have become increasingly popular in recent years. During the production of these parts, microstructural changes occur which adversely affect their strength at high temperatures in process conditions. One way of eliminating adverse microstructure changes is alloy modification with alloying element. For this reason, the microstructure, precipitation kinetics during aging, recrystallization behavior and kinetics of recrystallization were investigated by the addition of zirconium element at different ratios. In addition, the mechanical properties of alloys in the form of commercially produced profiles have been investigated.

Keywords: Al-Mg-Si Alloys, Precipitation, Kinetic, Aging, Recrystallization.

GİRİŞ

Alüminyum, modern çağın gereklilikleri doğrultusunda en çok kullanılan ve çok yönlü metallere biridir. Otomotiv, denizcilik ve havacılık endüstrisinden, içecek kutuları ve alüminyum folyo gibi evsel uygulamalara kadar uzanan bir çok alanda kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımları, iyi mukavemet/ağırlık oranına, düşük sıcaklıklarda mükemmel özelliklere, iyi şekillendirilebilirlik ve kaynak özelliklerinin yanı sıra mükemmel korozyon direncine sahiptir [1, 2]. Bu alaşımların, sürekli olarak artan pazar ihtiyacını karşılamak amacıyla özellikle yüksek mukavemetine göre performansının geliştirilmesi için optimum koşullarda proseslenmesi gerekmektedir. Alaşımın kimyasal bileşiminin ve proses parametrelerinin nihai ürün özellikleri üzerinde büyük etkisi bulunmaktadır. Alüminyum alaşımlarının mikroyapıları ve buna bağlı olarak fiziksel ve mekanik özellikleri çok düşük seviyelerde yapılacak olan element ilavelerinden ciddi şekilde etkilenmektedir [3, 4].

Bu tez çalışmasında, mukavemet, şekillendirilebilirlik ve korozyona karşı direncin iyi bir kombinasyonunu gösteren bir Al-Mg-Si alaşımı ile çalışılmıştır. Bu alaşım otomotiv, uçak ve tren yolu endüstrilerinde genellikle ekstrüzyon prosesi ile üretilen profil şeklindeki parçalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımlarının ekstrüzyonu, yüksek geometrik toleranslarla uzun ve karmaşık şekilli ürünler üretmek için nispeten ucuz bir yöntemdir [5]. Ekstrüde edilmiş profiller, dünya çapında toplam alüminyum üretiminin yaklaşık % 50'sini oluşturmaktadır ve Al-Mg-Si alaşımları, bu ürünlerin % 75'ini kapsamaktadır. Ayrıca bu alaşımlar, düşük sıcaklıklarda iyi fiziksel ve mekanik özellikler göstermektedir [6]. Al-Mg-Si alüminyum alaşımlarında ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklığın söz konusu olduğu proses şartlarında yapının korunabilmesi için uygun kriterlere sahip bazı alaşım elementi ilavelerinin yapılmasına ihtiyaç duyulabilmektedir. İnce ve kararlı tane boyutuna sahip malzeme ihtiyacı, tane sınırlarının hareketini ve buna bağlı olarak tane büyümesini engelleyen çökelti partikülleri içeren malzemelerin üretimi ile karşılanabilir [7].

1. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI

Yunanlılar ve Romalılar alüminyum tuzlarını, boya renklerini sabitleştirmede ve tıp alanında kullanmışlardır. Alman kimyager Friedrich Wöhler, 1827 yılında kimyasal yöntem ile alüminyum klorür ile potasyum arasındaki redükleme olayına dayanarak bir gram kadar alüminyum elde etmiştir. Fransız Henri Saint-Claire Deville, 1846 yılında potasyum yerine daha ucuz olan sodyum kullanarak Wöhler'in metodunu geliştirmiştir [8].

Alüminyumun endüstriyel çapta üretimi ise, 1886 yılında ABD'de Charles Martin Hall ve Fransa'da Paul T. Heroult'un birbirlerinden habersiz olarak yaptıkları elektroliz yöntemi ile başlamıştır. Bu yöntem günümüzde halen kullanıldığından, 1886 yılı alüminyum endüstrisinin başlangıç yılı olarak kabul edilmektedir. 1892 yılında K. J. Bayer, boksit mineralinden alümina üretimini sağlayan Bayer prosesini bulmuştur ve alüminyumun endüstriyel çapta üretimi başlamıştır. Günümüzde alüminyum, bakır, kurşun, kalay, çinko gibi tüm demir dışı metallerin toplam kullanımından daha çok miktarda kullanılmaktadır [9, 10].

1905 yılında Conrad Claessen alüminyum alaşımlarına su verilmesi hakkında bazı neticeler bulup, % 4 Cu içeren alaşımın su verme sıcaklığının 525 °C civarında olduğunu belirtmiştir. 1906 yılında Alfred Wilm, % 4 Cu içeren alüminyum alaşımında tesadüfen yaşlanma sertleşmesini bulmuştur [11].

Alman metalurji mühendisi Alfred Wilm, 1911 yılında % 3,5 Cu, % 0,25 Mg (duralüminyum) içeren alaşımın su verme sıcaklığını 500 °C olarak tespit edip su verme sonucunda alaşımın yumuşak olduğu fakat birkaç saat sonra sertleştiğini belirtmiştir. 1919 yılında Merica, Waltenber ve Scott yaşlanmanın olabilmesi için alaşımın nasıl bir faz diyagramına sahip olması gerektiğini tespit etmişlerdir. 1920 yılında Fraenkel ve Seng yaşlanma sırasında elektriksel iletkenliğinin değişimini tespit etmiştir. 1926 yılında Schmidt ve Wassermann yaşlanma sırasında latis parametresinin değişimini incelemişlerdir. 1930 yılında Fraenkel aşırı yaşlanmayı gözlemlemiştir. 1935 yılında Wassermann ve Weerts, alüminyum-bakır alaşımlarına

X ışınlarıyla inceleme yaparak Al-Cu denge diyagramındaki geçiş fazlarını tespit etmişlerdir. 1938 yılında Guiner ve Preston yaşlanma sertleşmesinin kaynağını teşkil eden GP zonlarını tespit etmişlerdir [12-17].

Alüminyum ürünlerin üretiminde, bütün dünya tarafından kullanılan beş ana üretim kademesi vardır. Bunlar sırasıyla; i) boksit madeni işletmeciliği, ii) boksit cevherinden alümina üretimi, iii) alüminadan elektroliz yolu ile sıvı alüminyum üretimi, iv) sıvı alüminyumun alaşımlandırılarak dökülmesi, v) ekstrüzyon, haddeleme işlemleriyle yarı ürün veya uç ürün üretimini kapsamaktadır. Bu kademelerin hepsi bağımsız birer sanayi üretim koludur. Dünyada bu kademelerin tümünün bir arada bulunduğu tesis sayısı çok azdır ve bu tip tesislere entegre tesis adı verilmektedir [18]. Ülkemizde birincil alüminyum üretimine, Eti Alüminyum A.Ş.'nin Seydişehir Alüminyum Tesisleri'nde 1974 yılında başlanmıştır. Günümüzde bu tesis cevherden alüminyum elde eden tek entegre alüminyum fabrikası olarak üretime devam etmektedir [19].

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), yarı ürünler (ara mallar), ekstrüzyon ürünleri (alüminyum profiller, çubuklar, lamalar, filmaşınler) ve yassı ürünler (levha, şerit, folyo) haline dönüştürülür. Alüminyumun hurdaların yeniden değerlendirilmesi sonucu elde edilen ikincil alüminyuma olan talep, düşük enerji maliyetleri ve çevreci yaklaşımlar nedeniyle daha fazladır. İkincil alüminyum üretiminde enerji tüketimi, birincil alüminyumda harcanan enerjinin yalnızca % 5'i kadar olduğundan maliyetler düşüktür [20].

Alüminyum alaşımları, döküm parçalarının üretiminde kullanılan döküm alaşımları ve haddeleme, ekstrüzyon, dövme, derin çekme vb. plastik şekillendirme yöntemleri ile üretilen dövme alaşımları olmak üzere iki ana gruba ayrılırlar. Dövme alaşımlarının kimyasal bileşimi ve mikroyapıları döküm alaşımlarından oldukça farklıdır. Alüminyuma katılan temel alaşım elementleri, bakır, magnezyum, silisyum, mangan, demir, çinkodur [21].

Alaşım elementi ilavesi ile elde edilen alüminyum alaşımları, ulusal ve uluslararası standartlar ile belirtilirler. Bu standartlar, alaşımın kimyasal kompozisyonlarının tanımlanması için numerik veya alfanümerik sınıflandırmayı kapsar. Dövme alaşımlarını tanımlamak için kullanılan numerik sınıflandırmada, alaşım kompozisyonları anlamlı biçimde düzenlenmiş 4 rakamdan oluşan bir notasyon sistemi ile tanımlanır (Tablo 1.1) [21]. Birinci rakam alaşımı gruplandırmaya, son iki rakam ise alüminyumun saflık derecesini göstermeye yarar. İkinci rakam ise alaşımın geçirdiği değişiklikleri veya yabancı madde miktarlarının limitlerini gösterir [21]. Amerikan Alüminyum Derneği (The Aluminum Association, AA) tarafından belirlenen bu tanımlama sistemi, 1970 yılında Uluslararası Standartlar Birliği (International Organisation for Standardization, ISO) tarafından da kabul edilmiştir [22, 23].

Tablo 1.1. Alüminyum döküm ve dövme alaşımlarının sınıflandırılması

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
9XX.X: Al-diğer elementlerin alaşımları	9XXX: Al-Li alaşımları

Döküm alaşımlarını tanımlamak için kullanılan alfanümerik sistemde ise her alaşım kompozisyonu harf grupları ve rakamlardan oluşan ve ikiye bölünmüş kod notasyonu ile tanımlanır. İlk harf temel metali gösterir (alüminyum alaşımı olması durumunda bu harf A) genellikle bir sonraki harf alaşım türünü (döküm veya dövme alaşımı) gösterir. Örneğin, B: İngot, C: Döküm alaşım, M: Mastır alaşım, W: Dövme alaşım olduğunu gösterir. Harf grubunu takip eden ikinci grup ana alaşım elementini ve alaşımdaki oranını gösterir. Malzemelerin ısı işleme geçişini ve metalurjik durumunun belirlenmesinde hala birçok kodlama sistemi kullanılmaktadır. Bununla birlikte, günümüzde harf ve rakamların belirli kombinasyonlarını içeren sistemler daha çok kullanılmaktadır [8, 22, 23]. Tablo 1.2’de bir dövme ve bir döküm alaşımının çeşitli standartlardaki kısa gösterimleri verilmiştir [24]. Burada, TS Türk Standartları, DIN German Institute for Standardization (Alman Standartları Enstitüsü), AA The Aluminum Association (Amerikan Alüminyum Derneği), CSA Canadian Standards Association (Kanada Standartları Derneği), ASTM American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Birliği), ISO International Organisation for Standardization (Uluslararası Standartlar Birliği), GOST Russian Standards Association (Rusya Standartlar Birliği), SAE American Society of Automotive Engineers (Amerikan Otomotiv Mühendisleri Birliği)’ni ifade eder.

Tablo 1.2. Bir dövme ve bir döküm alaşımının çeşitli standartlardaki kısa gösterimi

TS	DIN	AA	CSA	ASTM	ISO	GOST	SAE
AlCuSiMg1	AlCuMg1	2017A	CM41	Cm41A	AlCu4MgSi	1100	SAE26
Al-Si12	G_AlSi12	A413	S12N	A13	Al-Si12	AK12	GA1Si13

Bazı alüminyum alaşım sistemleri, içerdikleri alaşım elementlerine göre uygulanacak ısı işlemlere duyarlıdır. Bu nedenle, döküm ve dövme alaşımları da kendi içinde ısı işleme uygulanamayan ve ısı işleme uygulanabilen alaşımlar olmak üzere ayrıca sınıflandırılır [25, 26].

1.1. Isı İşleme Uygulanamayan Alaşımlar

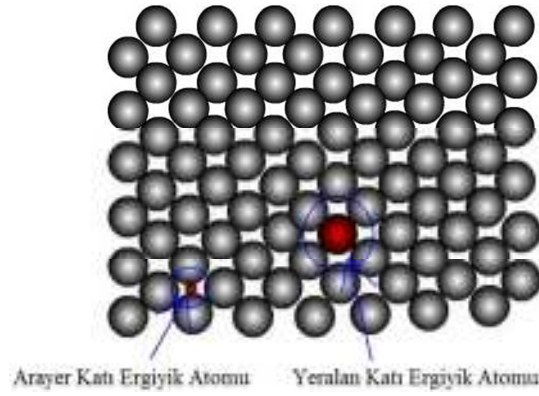
Mukavemet artışı ancak denge diyagramında solvüs eğrisi bulunan alaşımlarda ve sadece solvüs eğrisinin sınırladığı katı erigiyik bileşimlerinde meydana gelebilir. Bu nedenle alüminyum alaşımlarının bazılarında ısı işleme uygulanamaz. 1XXX, 3XXX,

4XXX ve 5XXX grubu alaşımlar bu gruba girmektedirler [27, 28]. Isıl işlem uygulanamayan bu alaşımlar, katı çözeltili oluşumu ve soğuk deformasyon ile yapının dislokasyonlar ile etkileşimi sonucu mukavemet kazanırlar. Tablo 1.3’de ısıl işlem uygulanamayan alaşımlara uygulanan işlemler için kullanılan kod sistemi gösterilmiştir [29, 30].

Tablo 1.3. Dövme alüminyum alaşımları için soğuk işlem kodları

Kondüsyon	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	¼ Sertlik
H14	½ Sertlik
H16	¾ Sertlik
H18	4/4 Sertlik
H19	Ekstra Sert
H2X	Plastik şekillendirmeden sonra kısmi tavllanmış yapıyı ifade eder.
H3X	Plastik şekillendirilmiş ve malzeme yaşlanmaması için düşük sıcaklıkta stabilizasyon tavlama yapılmış yapıyı ifade eder.

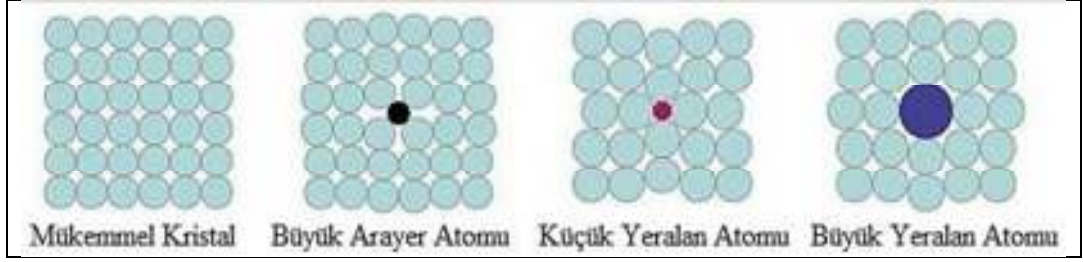
Metallerin büyük çoğunluğu, düzenli kafes yapılarının içinde belirli sayıda yabancı atom barındırabilirler. Yabancı atomların böylece ana kafeste (matriks) çözünmeleri ile kristal kafesi az veya çok gerilir. En az iki atom türünden oluşan bu kristal yapıya “katı ergiyik veya katı çözeltili” denir. Şekil 1.1’de gösterildiği gibi, iki tip katı ergiyik vardır [31]. Eğer çözünen atomlar ve matriks (çözücü) atomları yaklaşık olarak aynı boyuttalar ise, kristal kafesinde çözünen atomlar çözücü atomların kafes noktalarını işgal ederler. Buna “yer alan katı ergiyiği” denir. Eğer çözünen atomların boyutu çözen (matriks) atomlarından çok küçük ise, çözünen atomlar ana kafeste arayerlere yerleşir. Buna “arayer katı ergiyiği” denir [32-34].



Şekil 1.1. Arayer ve yeralan atomlarının şematik gösterimi

Yeralan katı ergiyik oluşumu için gerekli faktörler Hume-Rothery prensipleri ile belirlenmiştir. Buna göre, i) çözen ve çözünen atom boyutları farkı % 15'den daha az olmalı, ii) her iki elementin kristal yapıları aynı olmalı, iii) her iki element arasındaki elektronegativite farkı az olmalıdır [35].

Yabancı atomun ana kafeste çözünmesi ile kristal kafes az veya çok gerilir. Dislokasyonlar bu gerilme alanlarında takılır, arkasından gelenler ile birlikte bu bölgelerde bir dislokasyon yığılması oluşturur ve artan dislokasyonlar birbirlerinin hareketini engeller. Alaşım elementi tarafından uygulanan bu engelin derecesi, çözünen atom ile matriks atomu arasındaki boyut farklılığına bağlıdır. Şekil 1.2, atom boyutu büyüklüklerindeki farkın büyük olması halinde, kristal kafesin daha fazla distorsiyona uğradığını göstermektedir [36]. Bu fazla distorsiyon, dislokasyonların ilerlemesini daha fazla engeller. Dislokasyonun tekrar hareket etmesini sağlamak için daha fazla bir yük uygulanması veya termal enerji gerekir [37]. Artan zorlama ile birlikte yeni dislokasyonlar oluşur. Dolayısıyla malzemede kalıcı şekil değişimi oluşturmak için uygulanması gereken kuvvetin sürekli artırılması gerekir. Malzemenin plastik şekil değişimine karşı direncinin giderek artmasına “pekleşme” denir. Pekleşme, malzemenin plastik şekil değiştirme sırasında mukavemetinin ve sertliğinin artmasıdır. Yüksek sıcaklıklarda atom hareketliliği ve difüzyon artacağından, kalıcı şekil değiştirme sonrası bozulan ve çok sayıda kusur içeren kristallerde, atomlar yeniden düzenlenir, dislokasyon yoğunluğu düşer ve pekleşmenin etkisi ortadan kalkar [38].



Şekil 1.2. Katı çözeltide arayer ve yer alan atomları nedeniyle oluşan kafes distorsiyonu

1.2. Isıl İşlem Uygulanabilen Alaşımlar

Isıl işlem uygulanabilen alaşımlarda, sıcaklık yardımıyla faz diyagramına göre tek faz alanında aşırı doymuş katı çözelti elde edilir. Bu alaşımların içeriğindeki alaşım elementlerinin yüksek sıcaklıklarda katı halde çözünürlükleri yüksek, düşük sıcaklıklarda ise katı hal çözünürlükleri düşüktür. Yani, yüksek sıcaklıktaki katı çözeltilerin çözebildiği element miktarının sıcaklığın düşmesiyle azalması nedeniyle, bu katı çözeltilerden bir miktar başka bir fazın çökmesi sağlanır. Bu özellik, alaşıma ısıl işlem uygulanabilmesini sağlamaktadır [39]. Dolayısıyla aşırı doymuş katı çözelti fazından, zaman ve sıcaklığın etkisi ile yeni bir fazın yani ikincil faz partiküllerinin çökmesi sağlanır. Yaşlandırma sonucu çökelti sertleşmesi ile yumuşak ve daha sünek matris içinde sert ve uyumlu çökeltilerin üniform dağılımı ile malzemenin sertlik ve mukavemeti artar [40, 41].

Tablo 1.1’de belirtilen döküm ve dövme alaşımlarının bazıları ısıl işleme uygundur ve bu ısıl işlemler neticesinde yapılarında değişiklik meydana gelmesi sonucu mukavemetleri artırılabilir. Bu alaşımlar 2XXX, 6XXX, 7XXX ve 9XXX grubu alüminyum alaşımlarıdır [42]. Tablo 1.4’de bu alaşımların içerdiği ana alaşım elementleri ve oluşan çökelti verilmektedir [43-46].

Tablo 1.4. Alüminyum alaşım serilerinde içerdikleri alaşım elementine göre oluşan çökelti sıralamaları

Alaşım Serisi	Alaşım Elementleri	Çökelti Sıralaması
2XXX	Al, Cu, (Mg)	GP→θ''→θ' →θ (Al ₂ Cu)
6XXX	Al, Mg, Si	GP→β''→β'→β (Mg ₂ Si)
7XXX	Al, Mg, Zn	GP→η'→η (MgZn ₂)
9XXX	Al, Li	GP→δ' (Al ₃ Li) →δ (AlLi)

Isıl işleme uygun alaşımlar yapısal uygulamalar için tercih edilirler ve bazı uygulamalar için gerekli olan yüksek mukavemet seviyelerine ulaşabilme kapasitesine sahiptirler. Özellikle uçak sanayisinde kullanılan 2XXX serisi hafif alüminyum alaşımları çökelme sertleşmesi ile sertleştirilmektedir. Bu işlem malzemenin sadece mekanik özelliklerini değil, aynı zamanda manyetik ve iletkenlik özelliklerini de etkilemektedir. Bu nedenle yaşlandırma ısıl işlemi, elektronik malzemelerin özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla da uygulanmaktadır [42, 47]. Tablo 1.5’de ısıl işlem uygulanabilen alaşımlar için işlem kodları gösterilmiştir [29, 30].

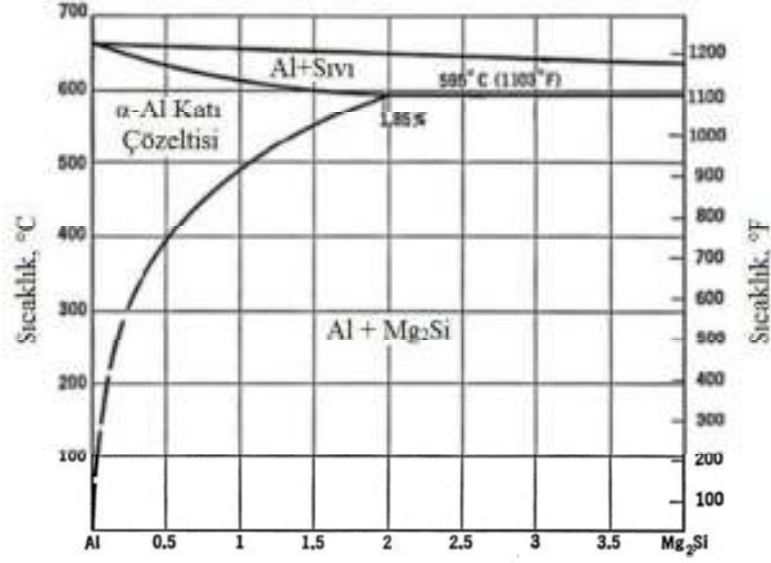
Tablo 1.5. Dövme alüminyum alaşımları için ısıl işlem ve soğuk işlem kodları

Kondüsyon	Tanımı
F	Fabrikasyondan sonraki halini ifade eder (Mekanik veya ısıl işlem görmemiş döküm, soğuk haddelenmiş vb. hali).
O	Tavllanmış ve yeniden kristallenmiş 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	Sıcak şekillendirmeden sonra soğutulmuş ve yapay yaşlandırma ile sertleştirilmiş yapıyı ifade eder.
T6	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilmiş ve yapay yaşlandırma ile sertleştirilmiş yapıyı ifade eder.
T7	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilmiş ve yapay aşırı yaşlandırılmış yapıyı ifade eder.
T8	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilmiş, soğuk işlemden geçirilmiş ve yapay yaşlandırılmış yapıyı ifade eder.
T9	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilmiş, yapay yaşlandırma yapılmış ve soğuk işlemden geçirilmiş yapıyı ifade eder.
T10	Sıcak şekillendirmeden soğutulmuş, soğuk işlemden geçirilmiş ve yapay olarak yaşlandırılmış yapıyı ifade eder.

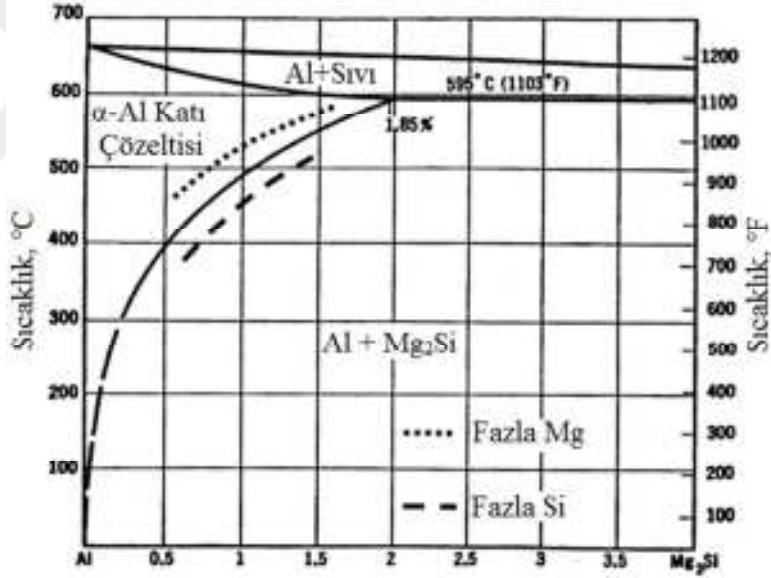
6XXX serisi alaşımlar (dövmeye alüminyum-magnezyum-silisyum ailesi), iyi işlenebilirlik, yüksek korozyon direnci, iyi ekstrüde edilebilirlik ve özellikle ısı işleme görmüş durumda yüksek mekanik özelliklerinden dolayı otomotiv, tren yolu ve havacılık endüstrilerinde genel yapısal uygulamalar için tercih edilmektedir [48, 49].

Bu alaşımların ana alaşım elementleri, katı çözelti oluşumunu takiben magnezyum silisit (Mg_2Si) fazını oluşturan magnezyum ve silisyumdur [30]. Mg_2Si bileşimi, ağırlıkça % 63,4 magnezyum, % 36,5 silisyumdan oluşur (Ağırlık oranı: 1,73/1) [50]. Şekil 1.3'de alüminyum ile Mg_2Si bileşiminin tipik ikili faz diyagramı verilmiştir [51]. Endüstriyel proseslerde, bu diyagrama göre alüminyum matriksinde Mg ve Si'un tamamen çözünmesinin öngörüldüğü sıcaklıklarda malzemenin işlenmesi ile elde edilen mekanik özelliklerin, daha yüksek sıcaklıklarda işlenen malzemeye kıyasla daha düşük olduğu gözlenmiştir. Bu nedenle, tarih boyunca bu diyagramın çeşitli revizyonları olmuştur. Örneğin Wade Şekil 1.4'de solvüs sınırı üzerindeki Mg ve Si miktarlarının fazlalığının etkisini yorumlamıştır [51]. Wright ve arkadaşları çeşitli ticari 6XXX serisi alaşımların çözünürlük limitlerinin çalışılmasından oluşan bir mühendislik diyagramı sunmuştur. Elde edilen bu diyagramlardan, belirli bir Mg_2Si konsantrasyonu için geniş bir çözünürlük sıcaklığı aralığının olduğu bulunmuştur. Pratik uygulanabilirlik açısından, bu aralık alaşımın endüstriyel fırındaki ısı işleme sırasında ulaşması gereken en düşük sıcaklığı belirlemek için kullanılamaz. Ticari 6XXX serisi alaşımların çözünürlük sıcaklığı, Şekil 1.3'de verilen Al- Mg_2Si tipik diyagramında rapor edilen solvüs sıcaklığının üzerindedir [51].

Solvüs eğrisi, Mg_2Si 'nin alüminyum katı eriyiği içindeki çözünürlük limitlerini belirlemektedir. Alaşım, solvüs eğrisinin altındaki bir sıcaklığa düştüğünde, Mg_2Si fazı çökeler. Çökelen partiküllerin miktar ve büyüklüğü zaman ve sıcaklığa bağlıdır. Üst sıcaklık derecelerinden yavaş soğuma yapılır ise, büyük partiküller çökeler. Solvüs sıcaklığının yukarisından oda sıcaklığına ani soğutma, magnezyum ve silisyumun çözelti içinde kalmasına ve aşırı doymuş bir katı çözelti oluşmasına neden olur [50].



Şekil 1.3. Alüminyum ile Mg_2Si bileşiğinin ikili faz diyagramı



Şekil 1.4. Fazla miktardaki Mg ve Si'un solvüs çizgisine etkisi

Magnezyum, Mg_2Si metastabil fazının çökmesi veya Guinier-Preston (GP) bölgelerinin çökmesi yoluyla yaşlandırma ısı işlemi sertleştirme mekanizmasını sağlamak için ilave edilir [49]. Magnezyum, alüminyumda $450\text{ }^\circ\text{C}$ 'de % 17,4 ve oda sıcaklığında yaklaşık % 1,4 oranında çözünür [52].

Alüminyum içinde silisyum çözünürlüğü $577\text{ }^\circ\text{C}$ 'de % 1,56 ve oda sıcaklığında % 0,1'dan daha azdır. Alüminyum alaşımlarında magnezyum ile intermetalik bileşik

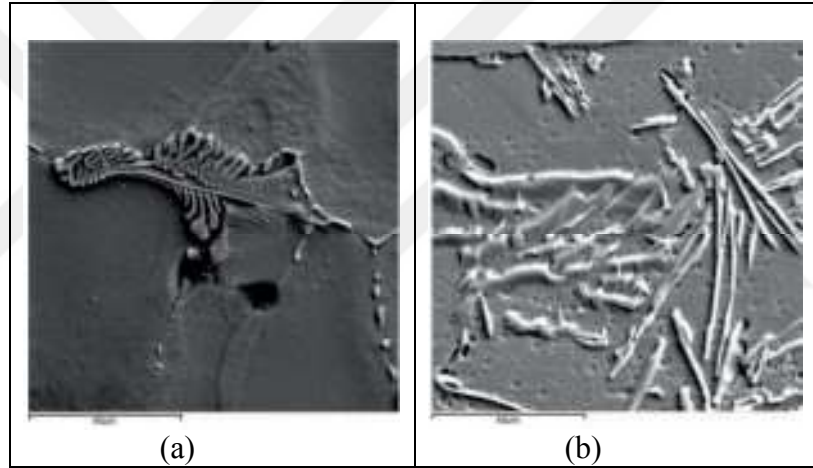
oluşturarak, yaşlandırma sırasında mukavemet artışına neden olurlar [52]. Silisyum içeriğinin Mg_2Si fazı oluşturmak için gereken miktarı aşması durumunda, kalan silisyum Al-Fe-Si ve Al-Fe-Si-Mn gibi diğer intermetalik fazların oluşumunda rol oynar [53].

Ergimiş metalden demirin tamamen kaldırılması imkansız olduğundan, bu alaşımlarda döküm işleminde katılaşma sırasında alüminyum dendritleri arasında göreceli olarak çözünmeyen demir içerikli birincil intermetalik ötektik partiküller oluşur [50, 54]. Demir, alüminyum matriksinde neredeyse göz ardı edilebilir bir çözünürlüğe sahiptir ($655\text{ }^{\circ}C$ 'de $\sim\%$ ağı. 0,04). Al-Mg-Si alaşımlarının katılaşmasından sonra Tablo 1.6'da verilen çeşitli AlFeSi bileşikleri oluşabilir [54]. Bunların oluşumu döküm sonrasındaki soğuma hızına ve Fe/Si oranına bağlıdır [55]. Bu intermetalik bileşiklerin farklı birim hücre yapıları, morfolojileri, stabiliteleri ve fiziksel ve mekanik özellikleri vardır. Hekzagonal α_h -AlFeSi bileşiği sadece yüksek saflıktaki alaşımlarda kristallendiğinden, yaygın olarak α_c -AlFeSi ve β -AlFeSi bileşikleri bulunmaktadır [54]. Döküm konumunda, tane sınırlarında iğnesel monoklinik kristal yapıya sahip β -AlFeSi bileşiği bulunur [56]. Bu bileşik, partikül ve α -Al matriksi arasındaki düşük kohezyon nedeniyle biyetin ekstrüzyonu sırasında deformasyon çatlaklarına neden olur. Ayrıca, monoklinik faz çok kırılmandır ve bu da çatlak oluşumunda katkıda bulunur. β -fazının neden olduğu çatlakların bir başka nedeni de çökme sırasında hacim değişiklikleri nedeniyle çökeltilerin etrafında bir gerilim alanının oluşmasıdır [56]. Bu nedenle, iğnesel β -AlFeSi bileşiğinin mekanik özellikleri olumsuz etkilemesinden dolayı alüminyum ürünlerde minimize edilmelidir. Bunun yerine, "Çin yazısı (Chinese script)" benzeri yuvarlak yapılı α -AlFeSi bileşiğinin kristalleri tercih edilir. Şekil 1.5'de bu bileşiklerin morfolojik olarak ayrımını gösteren tarama elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri verilmiştir [54]. β -AlFeSi bileşiğinin partikülleri çözünmezler fakat homojenizasyon sırasında α -AlFeSi bileşiğine dönüşebilirler [57]. Dönüşüm iğnesel β -AlFeSi bileşiğinin yüzeyinde başlar, dönüşüm için itici güç α -AlFeSi bileşiğinin daha küçük yüzey enerjisidir. Reaksiyon difüzyon kontrollüdür ve Johnson-Mehl-Avrami eşitliğine uyar. Demirin difüzyonu silisyumun difüzyonundan çok daha yavaştır, bunun bir sonucu olarak demir difüzyonunun hızı dönüşüm hızını sınırlar. β 'dan α 'ya dönüşüm sırasında, AlFeSi'nin Si içeriği azalır ve Fe içeriği artar, çünkü Fe matriksden ve

diğer çökeltilerden AlFeSi partiküllerine yayılır. Bu nedenle, Al-Mg-Si alaşımlarında kübik kristal yapıya sahip belirli stokiyometrideki α -AlFeSi fazları mevcuttur; çünkü düşük demir içeriği, verilen işlem koşulları altında oluşumlarına izin vermez [56].

Tablo 1.6. Al-Mg-Si alaşımlarında yaygın AlFeSi bileşikleri

Faz	Yapı	Stokiyometri
α_c (α)- AlFeSi	Kübik Kübik Kübik	$Al_{12}Fe_3Si$, $Al_{12-15}Fe_3Si_{1-2}$ $Al_{12}(FeMn)_3Si$, $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ $Al_{12}Mn_3Si$, $Al_{15}Mn_3Si_2$, Al_9Mn_2Si
α_h (α')- AlFeSi	Hekzagonal	Al_8Fe_2Si
β -AlFeSi	Monoklinik	Al_5FeSi



Şekil 1.5. AlFeSi bileşiğinin tarama elektron mikroskobu görüntüleri; a) “Chinese script” benzeri α -AlFeSi bileşiği, b) iğnesel β -AlFeSi bileşiği

Al-Mg-Si alaşımlarına mangan ilavesi, birincil partiküllerin oluşumu için gerekli koşulları değiştirir [57]. Mangan alüminyum içinde neredeyse çözünmez [52]. Demir ve mangan nihai olarak katılmış bölgeye segregasyon olur ve Al_6Mn , $Al_6(MnFe)$ ve $Al_{15}Si_2(FeMn)_3$ gibi karmaşık intermetalik bileşikler oluştururlar [52, 58]. Mangan ilavesi ayrıca homojenizasyon sırasında β -fazından α -fazına dönüşüme katkı sağlar [57]. Mangan gibi geçiş metallerinin bir diğer önemli rolü, homojenizasyon sırasında çökeltilerin oluşturulmasıdır. Alüminyum matriksindeki yavaş difüzyonları nedeniyle, bu çökelti partikülleri genellikle $0,5 \mu m$ 'den daha küçüktür. Çökeltilerin, termomekanik işlem sırasında yeniden kristallenmeyi geciktirdiği veya engellediği

bilinmektedir; bu olay alt tanelerin sabitlenmesi yoluyla deformasyon yapısının korunması açısından faydalıdır. Çökeltiler ayrıca, dislokasyonların kendi etraflarından dolaşarak geçmelerine neden olduklarından sertleşmeye neden olurlar. Bununla birlikte mangan homojenizasyon ve ekstrüzyondan sonra katı çözeltiler içinde kalabilir ve katı çözeltiler sertleşmesi yoluyla sertleşmeyi etkiler [57].

Ryen ve arkadaşları, belirli bir gerinmede katı çözeltiler içinde magnezyum için neredeyse doğrusal bir konsantrasyon-mukavemet ilişkisi bulmuştur. Bu aynı zamanda mangan için de bulunmuştur, ancak başlangıç aşamalarında daha büyük bir mukavemet katkısı vardır [59]. Katı çözeltilerde demir ve manganın, çok düşük konsantrasyonlarda bile, alüminyum alaşımlarının sertleşmesine önemli bir katkı sağladığı bulunmuştur [57]. Denge β -Mg₂Si fazından önce metastabil öncü fazların çökmesi, bir veya birkaç adımda meydana gelir. Al-Mg-Si alaşımlarında yaşlandırma sırasında çökelti oluşum sıralaması aşağıdaki gibidir [60]:

α (Aşırı doymuş katı çözeltiler) \rightarrow GP zonu $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$

Literatürde bazı yazarlar GP zonlarından GP1 fazı olarak bahsederken, β'' fazından GP2 fazı olarak bahsetmektedirler [53, 60]. Bu sıralamada, (1) matriks ile uyumlu GP zonları matriks içinde dislokasyonlarda homojen olarak çekirdeklenir ve disk şekline sahiptirler, (2) iğnesel şekilli ve matriks ile uyumlu β'' çökeltileri monoklinik metastabil yapıya sahiptirler. Bu çökeltiler alüminyum alaşımlarında en yüksek sertliğin elde edilmesinde önemli rol oynarlar, (3) çubuğu şekilde ve matriks ile yarı uyumlu β' çökeltileri hekzagonal metastabil yapıya sahiptirler ve (4) kübik yapıda ve matriks ile uyumsuz olan β çökeltisi ise yaşlandırma prosesinde oluşan denge fazı olarak bilinir. Yaşlandırma işlemi sırasında, dislokasyon hareketlerini etkileyen uyumlu çökeltilerin oluşumu, çökeltilerin etrafında matriks/çökelti uyumundan kaynaklanan gerinme alanının oluşmasından dolayı alaşımda mukavemet artışı sağlar. Bu nedenle, bu çökeltiler Al-Mg-Si alaşımlarında en yüksek çökelti sertleşmesi mekanizmasının meydana gelmesini sağlarlar. Araştırmalar mukavemet artışında en etkili fazın β'' olduğunu göstermiştir. Kristal kafes parametreleri α -Al'a oldukça yakındır ve T6 ısıl işlemlerinde sertliği sağlayan ana çökelti fazıdır. Matriks/çökelti arasında kafes uyumunun olmadığı uyumsuz denge çökeltilerinin oluşumu, çökelti etrafında gerinme alanı oluşmadığı için sertlik ve akma

mukavemetinde hafif bir kayıp ile sonuçlanır. β çökeltisinin aşırı yaşlandırılması, çökelti kabalaşmasına ve bu nedenle mukavemette azalmaya neden olur [61-64]. 6XXX serisi alaşımları içinde, en yüksek mukavemete sahip olan 6082 alaşımıdır. Bu relatif yüksek mukavemetinin nedeni, çökelti oluşturulan Mg ve Si içeriğine atfedilir [65]. Bu nedenle birçok uygulamada yaygın olarak kullanılan 6061 alaşımının yerini almıştır. Bu alaşım genellikle ekstrüzyon ve haddeleme ile şekillendirilir. Soğuk deformasyon sonucu mukavemet artışı olmadığından, ısıtma işlemleri ile mukavemet artışı sağlanır [66]. TS EN 573-3 Standardına göre EN AW 6082 alaşımının kimyasal kompozisyonu Tablo 1.7’de verilmiştir [67]. Bu malzeme için 6082, Amerikan Alüminyum Derneği (AA) tarafından tanımlanan adıdır. Avrupa standartlarında, bu malzeme genellikle EN AW 6082 olarak verilir. AlSi1MgMn Avrupa standartlarındaki (EN) kimyasal tanımı, H30 ise İngiliz Standardı (British Standards, BS) atamasıdır [68].

Tablo 1.7. TS EN 573-3 standardına göre EN AW 6082 alaşımının kimyasal kompozisyonu (% ağırlık)

Alaşım elementi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Diğer
En az	0,70	-	-	0,40	0,60	-	-	-	-
En çok	1,30	0,50	0,10	1,00	1,20	0,25	0,20	0,10	0,15

EN AW 6082 alaşımının yaklaşık oda sıcaklığındaki fiziksel özellikleri Tablo 1.8’de verilmiştir [69]. EN 755-2 Standardına göre EN AW 6082 alaşımından imal edilmiş ürünlerin şekil ve temper özelliklerine göre mekanik özellikleri Tablo 1.9’da verilmiştir [70, 71].

Tablo 1.8. EN AW 6082 alaşımının ~ 20 °C’de fiziksel özellikleri

Fiziksel Özellik	Değer
Yoğunluk	2,70 g/cm ³
Ergime aralığı	565-650 °C
Termal genişleme	24 x 10 ⁻⁶ K ⁻¹
Elastik modülü	70 GPa
Termal iletkenlik	180 W/m.K

Tablo 1.9. EN 755-2 standardına göre EN AW 6082 alaşımının mekanik özellikleri

EN AW 6082 alaşımı								
Temper	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)		Uzama (% 50)		Sertlik (Brinel)		En az-En çok
	En az-En çok	En az-En çok	En az-En çok	En az-En çok	En az-En çok	En az-En çok		
0	60	130		26		35		
T1	170	260		24		70		
T4	170	260		19		70		
T5	250-275	290-325		11		90		
T6	260-310	310-340		11		95		
Ekstrüzyonla imal edilmiş profil ^a								
Temper	Et kalınlığı, t (mm)	Akma Mukavemeti, R _{p0,2} (MPa)		Çekme Mukavemeti, R _m (MPa)		A % En az	A _{50mm} % En az	Sertlik (Brinel)
		En az	En çok	En az	En çok			
O, H111	Tümü	-	110	-	160	14	12	35
T4 ^b	≤ 25	110	-	205	-	14	12	70
Açık profil T5	≤ 5	230	-	270	-	8	6	90
Açık profil T6 ^b	≤ 5	250	-	290	-	8	6	95
	5 < t ≤ 25	260	-	310	-	10	8	95
İçi boş profil T5	≤ 5	230	-	270	-	8	6	90
İçi boş profil T6 ^b	≤ 5	250	-	290	-	8	6	95
	5 < t ≤ 25	260	-	310	-	10	8	95

^a Bir profilin kesiti birden fazla sayıda belirtilmiş mekanik özellik gruplarına giriyorsa, belirtilmiş en küçük değer bütün profil kesitleri için geçerli kabul edilmelidir.

^b Özellikler, basınç altında soğutulmuş olarak elde edilebilir.

2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA GEÇİŞ ELEMENTLERİNİN İLAVESİ

Geleneksel alüminyum döküm alaşımlarının çoğu, iyi akışkanlık ve sıcak yırtılmaya karşı direnç gibi mükemmel döküm özellikleri nedeniyle alüminyum-silisyum ötektik sistemine dayanmaktadır. Ne yazık ki, bu sistemdeki solidüs sıcaklığı 577 °C'yi geçmez ve bu nedenle yüksek sıcaklık uygulamalarına yönelik bir alaşım olarak kullanılamaz. Ayrıca, geleneksel alüminyum alaşımlarındaki magnezyum ve bakır gibi ana alaşım elementleri, alüminyum katı çözeltisi içinde yüksek difüzyon özelliğine sahiptir. Bu nedenle, bu elementler alaşımın oda sıcaklığındaki mukavemetini arttırırken, termal kararlılığını da olumsuz etkilemektedir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için tasarlanan bir dökülebilir alüminyum alaşım, 600 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda stabil olan ve servis sıcaklığında termodinamik olarak kararlı olan ikincil faz çökelti partiküllerini içermesi gereken bir ötektik yapıya sahip olmalıdır. Genel kimyasal formülü Al_3M (M: bir geçiş metali) olan geçiş metal trialüminidleri, hem ötektik yapı hem de çökelti partikülleri için mükemmel adaylardır [72].

2XXX ve 6XXX serisi alüminyum alaşımları gibi yaşlandırma ile sertleştirilebilen alaşımlarının birçoğu Al_2Cu ve/veya Mg_2Si çökeltileri ile çökelti setleşebilirler. Ancak, bakır, magnezyum ve silisyumun alüminyum içinde yüksek difüzivitesi ve Al_2Cu ve Mg_2Si fazlarının düşük termal stabilitesi nedeniyle bu çökeltiler 250 °C'yi aşan sıcaklıklarda kullanıldığında alüminyum matriks içerisinde kabalaşma ve çözünme eğilimi gösterirler [72].

Ayrıca alaşımların termomekanik işlemi sırasında yeniden kristallenme sonucu kaba taneler oluşabilir. Bu kaba taneler çoğunlukla proses sırasında, kalıp ile doğrudan temas halinde olan yüzey tabakalarında ve/veya plastik deformasyonun lokal değişiklik gösterdiği bölgelerde meydana gelmektedir. Eğer malzeme yüksek sıcaklık şartlarında da ince taneli yapısını muhafaza edebilirse, yüksek şekillendirme ve süper plastik özelliklerini de kazanmış olur. Fakat aşırı plastik deformasyon ile üretilen malzemeler kararsız halleriyle yüksek sıcaklıklarda yapılarını koruyamazlar [73]. Bu

nedenle yeniden kristallenmiş tabakalar, mekanik, yorulma ve korozyon özelliklerini belirgin ölçüde olumsuz etkilemektedir. Yeniden kristallenmiş yapının, yeniden kristallenmemiş yapıya kıyasla, daha düşük mukavemet değerine (~ 70-90 MPa) ve daha yüksek süneklığe (% 10) sahip olduğu bulunmuştur. Bu yapıların oluşumuna olan eğilim, alaşım tipine, şekillendirme prosesine ve ısıl işlem parametrelerine bağlıdır [52]. Bu nedenle, yüksek sıcaklıklarda alaşımın yapısını ve mukavemetini koruyacak yeni çökelti fazlarına ihtiyaç vardır. Bu amaçla, yüksek sıcaklık uygulamaları için tasarlanan alaşımlar, yapay yaşlandırma sırasında nano boyutlu geçiş metali trialüminidleri oluşturan geçiş metallere dayanmalıdır. Alüminyum alaşımlarının mikroyapıları ve buna bağlı olarak fiziksel ve mekanik özellikleri çok düşük seviyelerde yapılacak geçiş elementi ilavelerinden ciddi bir şekilde etkilenmektedir [72, 74]. Bu geçiş elementleri; mangan, krom, zirkonyum, skandiyum ve vanadyum olarak sıralanabilir. Mangan ve krom, 6XXX serisi alaşımlarda özellikle EN AW 6082 alaşımı içeriğinde bulunmaktadır. Ancak mangan ve krom, proses şartlarındaki yüksek sıcaklıklarda alaşımın yapısını korumak için tek başlarına yeterli olmazlar [74]. Geçiş elementi ilavesi yapılan alaşımlarda, trialüminid ötektik fazı, oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda iyi mekanik özelliklerin bir kombinasyonu, termal stabiliteyi sağlayan yüksek bir solidüs sıcaklığı ve iyi döküm özelliklerini sağlayan dar bir katılaşma aralığı sağlar. Yani peritektik faz diyagramında likidüs ve solvüs eğrileri birbirine yaklaşmış olur. Zirkonyum ve vanadyum, yaklaşık 350 °C'ye kadar önemli miktarda bir çökelti sertleşmesi etkisine izin verir. Ancak, zirkonyum ve vanadyum trialüminidlerinin denge fazı, bir peritektik reaksiyon ile oluşur ve α -Al matrisi ile uyumsuz kaba çökelti oluşturur. Bu nedenle alaşıma az bir mukavemet katkısı sağladığından, denge trialüminidlerin oluşumu bastırılmalıdır. Denge trialüminid fazının oluşumunu baskılamak için, alaşım katılaşma sırasında tutma sıcaklığından hızlı bir soğutma hızı (85 °C/s'den fazla) ile soğutulmalıdır. Esasen bu yolla, tipik çökelti sertleştirme ısıl işleminin çözeltiye alma aşaması ortadan kaldırılmış olur ve hızlı soğutma hızı su verme adımının yerini alır. Böyle bir hızlı soğutma hızı kullanıldığında, yaşlanma sırasında oluşan geçiş metali trialüminid partikülleri yarı kararlı $Al_3(Zr_{1-x}V_x)$ çökeltileridir. Bu çökelti, alüminyum matrisin yüzey merkezli kübik kristal yapısına mikroyapısal olarak benzeyen yüksek derecede simetrik $L1_2$ kristal yapısına sahiptir. Matris ve çökelti kristal yapısındaki bu benzerlik, iki faz arasında uyumlu bir ara yüzey

oluşmasına olanak sağlar, bu da çökeltilerin sertleştirme kabiliyetini en üst düzeye çıkarır ve çökeltme için itici kuvveti azaltarak alaşımın yüksek termal stabilitesini geliştirir [72]. Tablo 2.1'de L1₂ yapısında trialüminid oluşturan bazı geçiş elementlerinin kafes parametreleri ve alüminyum ile uyum oranları verilmiştir [75].

Table 2.1. L1₂ yapısında trialüminid oluşturan bazı geçiş elementlerinin kafes parametreleri ve alüminyum ile uyum oranları

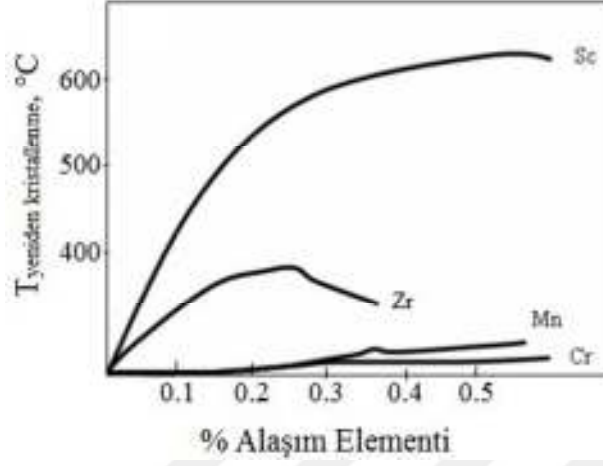
Faz	Kafes parametresi (nm)	Al ile uyumsuzluk (%)	Mutlak uyumsuzluk (%)
3. Grup Geçiş Elementleri			
Al ₃ Sc	0,4103	+1,32	1,32
Al ₃ Y	0,4234	+4,55	4,55
4. Grup Geçiş Elementleri			
Al ₃ Ti	0,4048	-2,04	2,04
Al ₃ Zr	0,4080	+0,75	0,75
Al ₃ Hf	0,4048	-0,04	0,04
5. Grup Geçiş Elementleri			
Al ₃ V	0,3870	-4,44	4,44
Al ₃ Nb	0,4110	+1,49	1,49
Lantanit Serisi (Nadir Toprak Elementleri)			
Al ₃ Er	0,4215	+4,08	4,08

Zirkonyum ve vanadyumun yanı sıra diğer geçiş metalleri de ötektik bileşimine faydalı ilaveler olarak gösterilmiştir. Aralarında en önemlisi mangandır. Bu durumda, mangan alüminid çökelti partikülleri, 400-450 °C arasındaki sıcaklıklarda alaşımın yaşlanması ile alüminyumda çökeltir ve önemli ölçüdeki yüksek sıcaklıklarda kararlıdır. Bunun başlıca sebebi, manganın alüminyumdaki difüzyon hızının düşük olmasıdır (400 °C'de $D_{Mn}: 5,20 \times 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}$). Sonuç olarak, mangan alüminid çökeltileri yavaş bir hızla kabalaşır. Örneğin, 240 °C'de, Al₂Cu'nun kabalaşma kinetiği sabiti 690 nm³/s iken Al₆Mn için 500 °C'de 0,00234 nm³/s'dir. Ne yazık ki, mangan alüminyum içinde dengedeki katı çözünürlüğü küçük olduğundan (en yüksek çözünürlük: 659 °C'de % ağırlık 1,2), tipik bir ısıl işleme alüminyumda oluşabilecek mangan alüminidinin en yüksek hacim kesri sadece % 5,8'dir. Sonuç olarak, kontrollü hacim difüzyonları nedeniyle bu çökeltilerin

alüminyumda bulunmasıyla elde edilen mukavemet artışı sınırlıdır. Bununla birlikte, bu alaşımlarda gelenekselin dışında ısıl işlem rejimi kullanılarak mangan alüminidinin hacim kesri önemli ölçüde arttırılır. Döküm sırasında ergimiş metalin yeterli derecede hızlı soğutulması ile alüminyumda manganın aşırı doymuş katı çözültisi direkt olarak ergiyikten elde edilir. Bu gelenekselin dışındaki ısıl işlem senaryosunda, geleneksel ısıl işlem ile mümkün olandan çok daha fazla mangan içerecek şekilde üretilen süper doymuş katı çözülti yapılabilir. Çünkü manganın sıvı alüminyum içindeki çözünürlüğü katı alüminyumdaki çözünürlüğünden çok daha yüksektir. Hızlı soğutma, yüksek sıcaklıktaki katı çözültinin oda sıcaklığında mümkün olduğu kadar aynı kalmasını sağlar. 400 °C ile 500 °C arasındaki bir sıcaklıkta homojenize edilmiş alaşımın yaşlanması, Al_6Mn kimyasal formülü olan bir ortorombik faz, $Al_{12}Mn$ kimyasal formülü olan hacim merkezli bir kübik faz (G-fazı), basit bir kübik faz (G'-fazı) ve hegzagonal bir faz (G''-fazı) dahil olmak üzere bir veya daha fazla farklı mangan alüminid fazının oluşmasına neden olabilir [72]. Bu fazlardan Al_6Mn denge çökeltisidir ve diğerlerinin tümü yarı kararlı çökeltilerdir. Özellikle G-fazı mukavemette güçlü bir artış sağlayan çökeltidir. Çevresindeki α -Al matriksi ile yarı uyumludur ve yaklaşık 500 nm uzunluğunda prizma benzeri bir morfoloji oluşturma eğilimindedir. Ne yazık ki, G-fazı yarı karardır ve uzun bir süre boyunca yüksek bir sıcaklığa maruz kaldığında, kabalaşma ve denge Al_6Mn fazına dönüşme eğilimindedir. Bu dönüşüm her zaman kayda değer bir mukavemet kaybına neden olur. İkili Al_xM_y çökeltilerinin, diğer geçiş metalleri ile alaşımlanarak $Al_x(M_1M_2M_{1-y})$ bileşiminde üçlü ortak çökelti olarak oluşturulmaları ile kararlı hale getirilmeleri mümkündür. Ortak çökelti ile faz stabilizasyonu örnekleri, skandiyum ve zirkonyumun birlikte ilave edilmesi ile $Al_3(Sc_xZr_{1-x})$ oluşturulmasıdır. Bu “çökelti stabilize edici” elementler, genellikle alüminyumda çok düşük difüzyon hızına sahiptir ve bu yüzden ortak çökelti ile oluşan partiküller kabalaşmaya direnç gösterirler [72].

Şekil 2.1’de alüminyum alaşımlarına geçiş elementi ilavesinin yeniden kristallenme sıcaklığına etkileri gösterilmiştir [74]. Görüldüğü gibi, skandiyum ilavesi alaşımın yeniden kristallenme sıcaklığını en çok arttıran alaşım elementi ilavesidir. Sadece sıcak işlemlerde değil, aynı zamanda soğuk işlem proseslerinde de yeniden

kristallenme hızını düşürmektedir. Diğer yeniden kristallenmeyi geciktirici elementler ile kıyaslandığında en etkili alaşım ilavesidir [74].



Şekil 2.1. Alüminyumda geçiş elementlerin yeniden kristallenme sıcaklığına etkileri

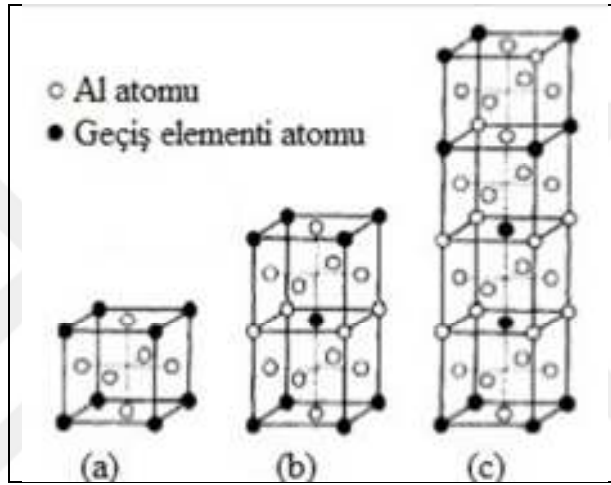
Dökülebilir, çökelti ile güçlendirilmiş ve termal olarak kararlı alüminyum alaşımları elde etmek amacıyla ilave edilecek alaşım elementlerinin seçimi için aşağıdaki kriterler gereklidir [75]:

- (i) Yüksek sıcaklıkta yüksek mukavemet ve ihmal edilebilir kabalaşmayı sağlayacak L_{12} kristal yapısında Al_3M kimyasal formülüne sahip uyumlu trialüminid partiküllerin katı halde çökmesi,
- (ii) Çöken Al_3M partiküllerinin hacim kesrini en yüksek orana çıkarmak için dik α -Al solvüs eğrisi ve partiküllerin kabalaşmasını en aza indirmek için yaşlandırma sıcaklığında bu partiküllerin düşük katı çözünürlükleri,
- (iii) Partikül kabalaşmasını ve ilgili mukavemet kaybını en aza indirmek için alaşım elementinin alüminyumda düşük difüzyon hızı [75].

Bu element ilaveleri ile elde edilen çökeltilerin amacı, alaşımın tane yapısını stabilize etmek ve tane ve alt tane sınırlarını sabitleyerek termomekanik işlemde sonra yeniden kristallenmeyi önlemektir [76].

Hf, Sc, Ti ve Zr vb. geçiş elementleri tek başına veya kombinasyon halinde alüminyuma ilave edildiğinde, dökümden katılaşma sırasında birincil olarak veya sonraki ısıl işlemler sırasında ikincil olarak yarı kararlı L_{12} yapısının veya kararlı D_{022} veya kararlı D_{023} fazlarının oluşmasını sağlarlar. Şekil 2.2, bu fazların farklı

birim hücre yapılarını göstermektedir [74]. Kübik $L1_2$ yapılı trialüminidler düşük yoğunluklu ve yüksek sıcaklıkta kararlı yapılardır. Bununla birlikte, trialüminidlerin doğal gevrekliği olumsuz etki yaratmaktadır. Bu yapıları içeren alaşımlarda sünekliliği arttırmak için, çoğu ikili trialüminid şeklinde oluşan tetragonal ($D0_{22}$ ve $D0_{23}$) yapılardan ziyade, kübik $L1_2$ fazının stabilitesine yol açabilen alaşım ilaveleri tercih edilir. $L1_2$ yapısında, tetragonal yapılara göre daha bağımsız kayma sistemleri olduğundan, tetragonal muadillerine göre daha sünek olma ihtimalleri nedeniyle $L1_2$ intermetallikleri istenir [77]. Bu nedenle alaşımdaki silisyum oranı önemlidir.



Şekil 2.2. Geçiş elementlerinin alüminyum ile oluşturduğu fazların birim hücre yapıları, a) $L1_2$, b) $D0_{22}$ ve c) $D0_{23}$

Tablo 2.1'den görüldüğü gibi, $L1_2$ tipi Al_3Zr ve α -Al matriksi arasındaki uyumsuzluk % 0,75 iken, $L1_2$ tipi Al_3Sc ve α -Al matriksi arasındaki oran % 1,32'dir. Zr içeren alaşıma üçlü çökelen trialüminid fazı oluşturmak için V, Ti, Sc, Hf olmak üzere diğer geçiş elementleri ilavesi yapılabilir. Alaşıma Sc ve Zr birlikte ilave edildiğinde, Al_3Sc 'de bir miktar Sc, Zr ile yer değiştirir, böylece oluşan bileşik ile alüminyum matriks arasındaki uyumsuzluk azalır. Bu durum, çekirdeklenme etkinliğini artırabilir ve alaşımın tane inceliğini artırabilir.

Birincil Al_3Sc ve $Al_3(Sc, Zr)$ partikülleri ergimiş metalden bir kare veya çokgen formunda çöker. Bu birincil çökelen partiküller yüksek ergime noktalarına ve daha fazla stabiliteye sahiptir, bu da onları alaşımların döküm tane büyüklüğünü inceltmek ve mekanik özellikleri geliştirmek için çok ideal çekirdekler haline getirir. Sc veya Zr içeriği ne kadar yüksekse, tane boyutu o kadar incilir [78]. Bu çökeltiiler ayrıca

alaşımların yaşlandırma ısıl işleminden sonraki mikroyapı ve çökeltme davranışını da etkiler. [76].

Geçiş elementleri ilavesi ile alüminid çökeltilerinin oluşturulması alüminyum alaşımlarında üç şekilde etkisini gösterir [79];

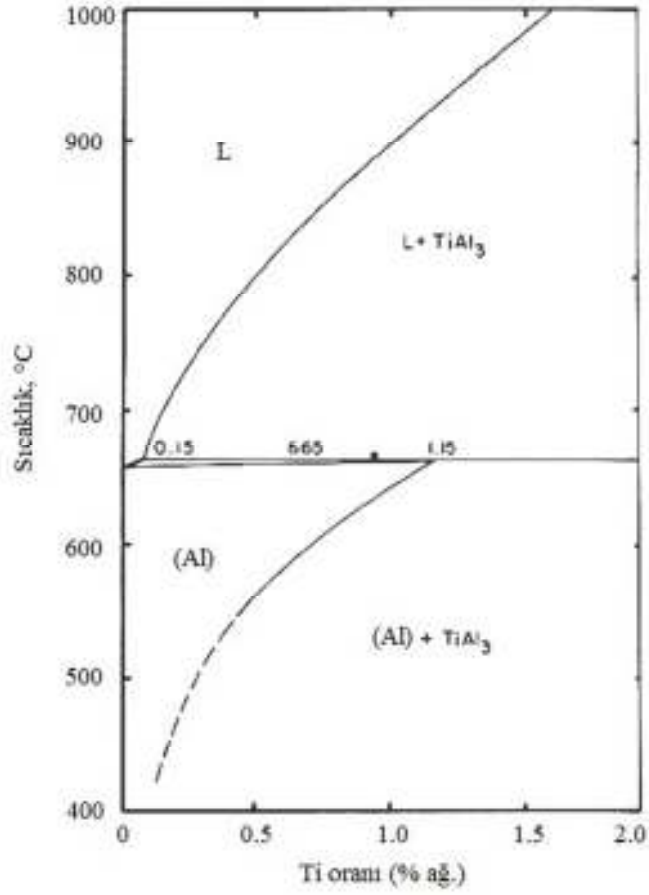
1. Katılma sırasında tane boyutu kontrolü,
2. Alaşımın termal kararlılığının artırılması ile mekanik özelliklerin geliştirilmesi,
3. Alaşımın yeniden kristallenme direncinin artırılmasıdır.

Birinci durumda, katılma sırasında ergiyikten direkt olarak oluşan birincil denge alüminid çökeltileri α -Al için çekirdek yörelere rol oynayarak heterojen çekirdeklenmeyi teşvik eder. İkinci ve üçüncü durumda, katılma sonrası alaşımın çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri sırasında oluşan L_1 yapılı uyumlu metastabil çökeltilerin dislokasyon ve/veya tane sınır hareketlerinin engellenmesi ile etkileşimidir [79].

2.1. Titanyum İlavesi

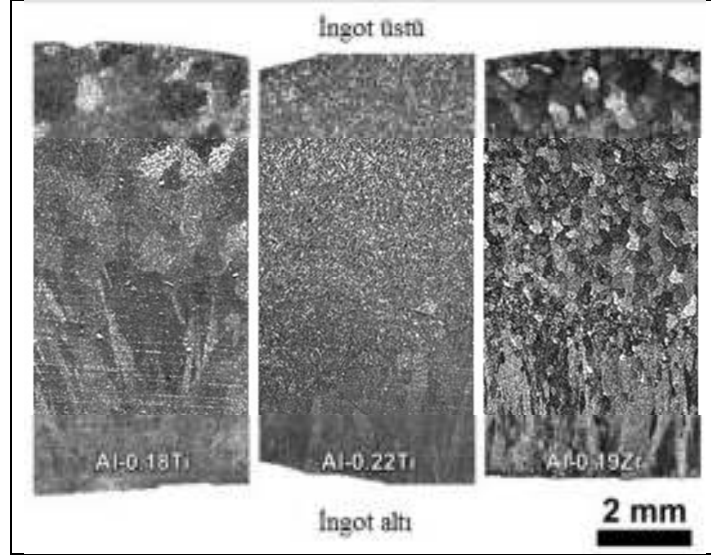
Yüksek sıcaklık uygulamaları için, titanyum 4. grup geçiş elementleri arasında özellikle bir alaşım elementi ilavesi olarak ümit vericidir, çünkü α -Al'deki en küçük atomik ağırlığa ve en küçük dağılıma sahiptir. Bu alaşımların dökülmesiyle ilgili sorunlar, Al_3M 'in Şekil 2.3'de gösterildiği gibi α -Al katı çözeltisi ile bir peritektik faz dengesi sergilemesinden kaynaklanır [81].

Denge koşulları altında oluşacak ilk katı, peritektik bileşim aralığındaki alaşımlar için birincil Al_3M düzenli fazıdır. Bu çözünen atomlarca zengin birincil fazlar geleneksel döküm işlemi sırasında kolayca çekirdeklenir ve büyürler, geriye kalan ergiyik çözünen atomlarca düşük içerikte α -Al şeklinde katılır. Bu durum, sonraki çökeltme sertleşmesi potansiyelini sınırlar çünkü aşırı doymuşluk önemli ölçüde azalır. Bu nedenle hem katı hal çekirdeklenmesi için kimyasal itici güç hem de çökelti fazının denge hacim kesri azalır. Belli koşullar altında, birincil Al_3M eriyebilen kübik L_1 yapısı ile ergiyikten katılabilir [80].



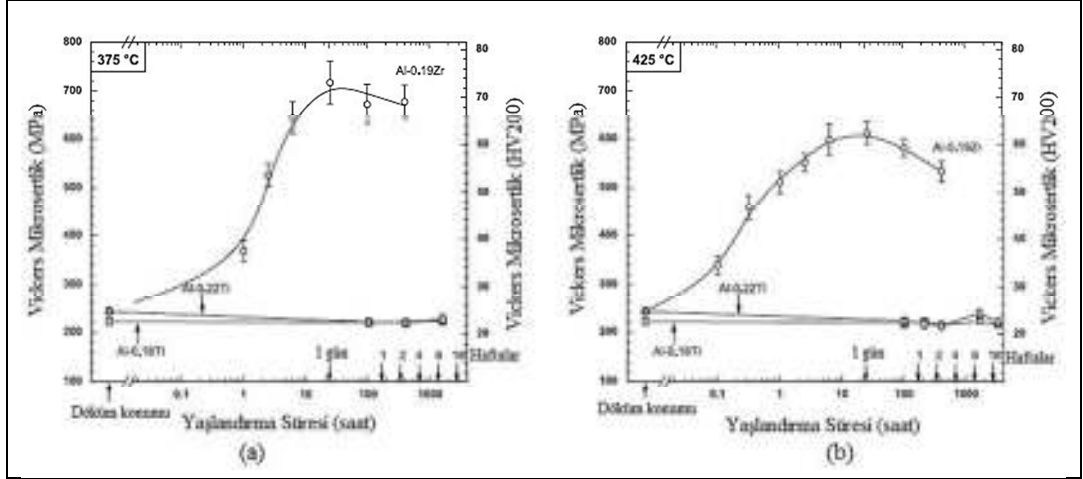
Şekil 2.3. Al-Ti faz denge diyagramı

Knipling ve arkadaşlarının yaptığı bir çalışmada, Al-0,18Ti, Al-0,22Ti ve Al-0,19Zr (% ağırlık) alaşımlarının dökümü ve 375 ve 425 °C'de yaşlandırılması ile Ti ve Zr'un alüminyum alaşımlarına etkilerini incelemiştir [80]. Şekil 2.4'de alaşımların döküm makro yapıları gösterilmiştir [80]. Alaşımların enine kesitteki tane yapıları, çeşitli derecelerde tane inceltmenin meydana geldiğini göstermektedir. Katılma makro yapısı, tipik döküm yapısıdır; ingotun alt yüzeyinden ingotun merkezine doğru eş eksenli tanelerin bulunduğu ve merkeze doğru kaba sütünsal taneleri içermektedir. Sütünsal ve eş eksenli bölgelerin nispi boyutları, alaşımın çözünen içeriğine ve daha doğrusu Al₃M (M: Ti veya Zr) çökeltme derecesine bağlıdır, çünkü bu birincil fazlar güçlü tane inceltici etkiye sahiptirler. Al-0,22Ti ve Al-0,19Zr için belirgin tane inceltme, Al₃Ti veya Al₃Zr çökeltmelerinin çok sayıda çökmesinden kaynaklanır [80].



Şekil 2.4. Al-0,18Ti, Al-0,22Ti ve Al-0,19Zr döküm alaşımlarının döküm konumda boyuna kesit tane yapılarının makro görüntüleri

Şekil 2.5’de Al-0,18Ti, Al-0,22Ti ve Al-0,19Zr alaşımları için 375 °C ve 425 °C’de yaşlandırma süresine bağlı olarak Vickers mikro sertlik değerleri verilmiştir [80]. Her iki sıcaklıkta, Ti içeren alaşımlarda, 3100 saate (19 hafta) kadar uzun süreli yaşlandırma sürelerinden sonra ihmal edilebilir bir yaşlandırma sertleşmesi görülmüştür. Sertlik artışının az olması, Al-Zr alaşımının gösterdiği önemli çökeltme sertleşmesi ile çelişir, Al-Zr alaşımında 425 °C’de 0,1 saat (6 dakika) kadar kısa bir sürede sertlik artışı başlar ve hem 375 °C hem de 425 °C’de 25 saat içinde pik sertliğe ulaşır. Belirgin sertlik artışı, yaşlandırma sırasında küçük (<10 nm) uyumlu Al_3Zr ($L1_2$) çökeltilerinin çökmesinden kaynaklanır; Ti içeren alaşımlarda mikroskopik incelemelerde Al_3Ti fazının çökmesi ile ilgili bir kanıt bulunamamıştır. Al-0,18Ti’nin döküm sertlik değerleri 220 MPa iken, Al-0,22Ti ve Al-0,19Zr’nin döküm sertlik değerleri 242 MPa bulunmuştur. Bu orta kuvvetteki artış, muhtemelen döküm konumdaki alaşımlar içinde çözülmüş Ti veya Zr’den gelen katı çözeltili mukavemetlendirmesine atfedilebilir. Çözünen atom konsantrasyonunun artması ile birlikte döküm tane boyutunda bir inceleme olmasına rağmen, Hall-Petch mukavemet artışı geçerli değildir. Çünkü mikrosertlik tane büyüklüğü ile karşılaştırıldığında küçüktür [80].



Şekil 2.5. Al-0,18Ti, Al-0,22Ti ve Al-0,19Zr alaşımları için yaşlandırma süresine bağlı olarak Vickers mikro sertlik değerleri; yaşlandırma sıcaklığı a) 375 °C ve b) 425 °C

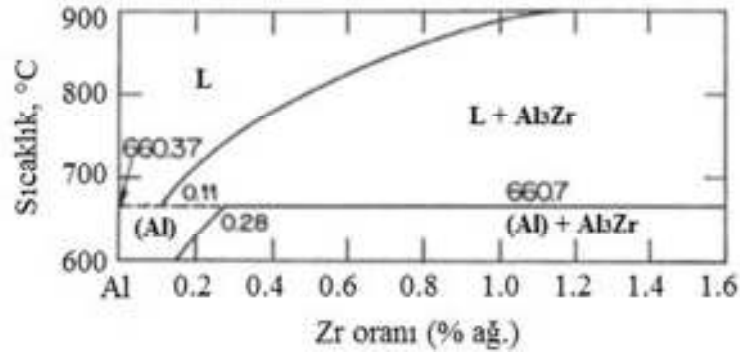
Döküm alaşımlarında alüminyuma Ti ilavesi ile tane inceltme endüstriyel olarak sıkça kullanılmaktadır. Al-Ti ve Al-Zr alaşımlarının belki de en iyi karşılaştırması, endüstriyel rolleri dikkate alınarak yapılır. Alüminyum alaşımlarında tane yapısını inceltmek için düşük miktarlarda titanyum ilavesi kullanılır; burada birincil Al_3Ti ergiyiğin katılaşması sırasında heterojen çekirdekler olarak hareket eder. Zirkonyum yeniden krsitallenme inhibitörleri olarak ticari dövme alaşımlarına ilave edildiğinde, tane inceltici etkisinin katı hal karşılığı olduğu anlaşılır. Katılaşma sonrası yaşlandırma sırasında oluşan küçük boyutlu (20-30 nm) $L1_2$ kristal yapısına sahip uyumlu Al_3Zr çökeltileri tane sınır göçü için etkin şekilde engel teşkil ederler. Bu nedenle titanyum ergiyik içinde birincil çökeltiler oluşturmak için eklenirken, Zr aşırı doymuş katı çözeltiden çökeltilmiş uyumlu çökeltileri oluşturmak için ilave edilir. Bu durumda titanyum ile karşılaştırıldığında zirkonyumun, (i) geleneksel katılaşma sırasında katı çözelti içinde tutulmasının daha kolay olduğunu göstermektedir ve (ii) Al_3Ti ile karşılaştırıldığında Al_3Zr , katılaşma sonrası yaşlandırma sırasında daha kolay çökeltir. Bu değerlendirmeler, Al-Zr sisteminin, dökülebilir ve çökelti sertleştirilebilir bir alaşım geliştirmek için Al-Ti sisteminden daha iyi bir aday olduğunu göstermiştir [80].

2.2. Zirkonyum İlavesi

Geçiş elementleri arasında kolay temin edilebilirlik ve daha ekonomik olması açısından ticari olarak alüminyum alaşımlarına Zr ilavesi en mümkün yöntem olarak

gözükmektedir. Zirkonyum, alüminyum ile peritektik faz diyagramına sahiptir, $L+Al_3Zr \rightarrow \alpha-Al$ reaksiyonu meydana gelir ve Al_3Zr partikülleri katılaşma işlemi sırasında $\alpha-Al$ için etkili heterojen çekirdekler olarak işlev görür. Al_3Zr partiküllerinin etrafında $\alpha-Al$ oluşur ve alaşımın tane boyutunun incelmesine neden olur [75, 78, 80, 81].

Şekil 2.6'dan görüldüğü gibi $\alpha-Al$ içinde zirkonyumun en yüksek çözünürlüğü 660 °C'de % ağırlık 0,28'dir ve tipik yaşlandırma sıcaklığında çözünürlük göz ardı edilebilir [75]. Dik $\alpha-Al$ solvüsü, ikili alaşımda oluşan çökeltilerin hacim kesrini maksimize etmek için faydalıdır. Zirkonyum oranı nispeten fazla olduğunda ($Zr > 0,11$ % ağırlık), katılaşma sırasında ergiyikten direkt olarak katılaşan Zr içeren birincil partiküller oluşur. Al_3Zr 'nin tercihli çökmesi, Al ve Zr arasındaki güçlü afinite nedeniyle tane sınırları boyunca alaşıma ait kaba denge fazını kısıtlar. Bununla birlikte, çok küçük Zr ilaveleri bile önemli bir çökelti sertleştirme sağlayarak yüksek mukavemetli dövme alüminyum alaşımlarının özelliklerini geliştirebilir. Bu durum, katılaşma sonrası çözültüye alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri sırasında aşırı doymuş katı çözültünün dekompozisyonu sonucu mikroyapıda küresel ve matris ile uyumlu $L1_2$ kübik yapıya ince metastabil Al_3Zr partiküllerinin çökmesinden kaynaklanır. Al_3Zr metastabil fazı, $\alpha-Al$ matris ile aynı kafes yapısına sahiptir. Metastabil Al_3Zr partiküllerinin alüminyum matris ile uyumu, daha iyi ısıl kararlılığa ve kayda değer bir çökelti sertleştirme etkisine yol açar. Alaşım, yüksek sıcaklıklarda genellikle 450 °C'nin üzerinde aşırı yaşlandırıldığında (yaklaşık 100-1000 saat), $L1_2$ yapısı kompleks tetragonal $D0_{23}$ stabil yapısına dönüşür. $D0_{23}$ yapı çökeltileri alüminyum matris ile yarı uyumludur. Kafes uyumundaki kayıp, tane kabalaşma kinetiğini hızlandırır [79]. Yaşlandırma sıcaklığında $\alpha-Al$ 'deki küçük çözünürlük, uyumlu çökeltilerin kabalaşmasını geciktirir. Üstelik Zr'nin $\alpha-Al$ 'deki difüzyon katsayısı de çok düşüktür ($1,20 \times 10^{-20} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$), bu da yarı kararlı çökeltilerin ve ilişkili mukavemet kaybının daha da kuvvetlenmesini en aza indirir [75, 78, 82, 83].



Şekil 2.6. Al-Zr faz denge diyagramı

Tablo 2.2, alüminyumda çeşitli geçiş metalleri için difüzyon katsayılarını göstermektedir [75]. Alüminyumdaki Zr difüzyon katsayısı Cu'ninkinden çok daha küçüktür. Buna göre, L₁₂ kristal yapısı ile çökelen Al₃Zr, geleneksel θ'-Al₂Cu çökeltilerinden termal olarak daha kararludur [75].

Tablo 2.2. Alüminyumda çeşitli geçiş metallerinin difüzyon katsayıları

Element	D_0 (m^2s^{-1})	Q ($kJ.mol^{-1}$)	$D_{400\text{ }^\circ C}$ (m^2s^{-1})
Al	$1,37 \times 10^{-5}$	124	$3,25 \times 10^{-15}$
Sc	$5,31 \times 10^{-4}$	173	$1,98 \times 10^{-17}$
Ti	$1,12 \times 10^{-1}$	260	$7,39 \times 10^{-22}$
V	1,60	303	$4,85 \times 10^{-24}$
Cr	10,0	281	$1,29 \times 10^{-21}$
Mn	$8,7 \times 10^{-3}$	208	$6,24 \times 10^{-19}$
Fe	$7,7 \times 10^{-1}$	221	$5,41 \times 10^{-18}$
Cu	$6,54 \times 10^{-5}$	136	$1,54 \times 10^{-15}$
Zn	$2,59 \times 10^{-5}$	121	$1,05 \times 10^{-14}$
Zr	$7,28 \times 10^{-2}$	242	$1,20 \times 10^{-20}$
Hf	$1,07 \times 10^{-2}$	241	$2,11 \times 10^{-21}$

Çökeltilerin etkinliği, boyutlarına, konumlarına ve dağılımlarına bağlıdır. Ticari uygulamalarda, alaşımların dökümden hemen sonra bir homojenizasyon ısıl işlemi uygulanır. Homojenizasyon ısıl işlemi, döküm sırasında oluşan çözünebilir büyük boyuttaki denge dışı ötektik partiküllerin çözülmesinde ve mikrosegregasyonun giderilmesinde anahtar bir rol oynar. Ayrıca bu ısıl işlemin amacı, dövme alüminyum alaşımlarının yeniden kristallenme, tane boyutu ve mekanik özellikleri üzerinde

güçlü etkiye sahip, küçük boyutlu, yüksek yoğunluğa sahip ve uniform dağılmış çökelti partikülleri elde etmektir. Yüksek sıcaklıklarda alaşımın yapısını koruyacak bir çökelti dağılımının etkinliği, tane sınır hareketinin engellenmesine dayalı Zener freni eşitliğine göre çökeltilerin ortalama frenleme baskısı Eşitlik (2.1)'den hesaplanarak sayısal olarak ifade edilebilir [84];

$$Z = k \left(\frac{f\gamma}{r} \right) \quad (2.1)$$

burada f çökelti partiküllerinin hacim kesri, γ çökeltilerin sabitlediği sınırın enerjisi, r ortalama çökelti yarıçapı ve k bir ölçeklendirme faktörüdür. Bu eşitlikten görüldüğü gibi, çökeltilerden kaynaklanan Zener freni, en büyük hacim kesri (f) ve en küçük çökelti partikül boyutu (r) ile en büyük değerde elde edilebilir. f / r oranının kritik bir değerinde, Zener freni sınır göçü için gerekli itici gücü aşmak için yeterli olacaktır ve yeniden kristallenmeyi durduracaktır. Zirkonyum içeren çökeltilerinin yeniden kristallenme direncine etkisi sadece ortalama partikül boyutuna ve sayısına değil aynı zamanda çökeltilerin hacimsel dağılımına da büyük ölçüde bağlıdır. Yerel f/r oranının kritik değer altına düştüğü bölgeler yeniden kristallenecektir, aksine yerel f/r oranının kritik değeri aştığı bölgeler tekrar kristallenmeyecektir. Yeniden kristallenen taneler, daha fazla büyümeyi önlemek için çökeltilelere bağlı olarak yeterince yüksek bir Zener freni ile karşılaşana kadar dışarı doğru büyüebilirler [84].

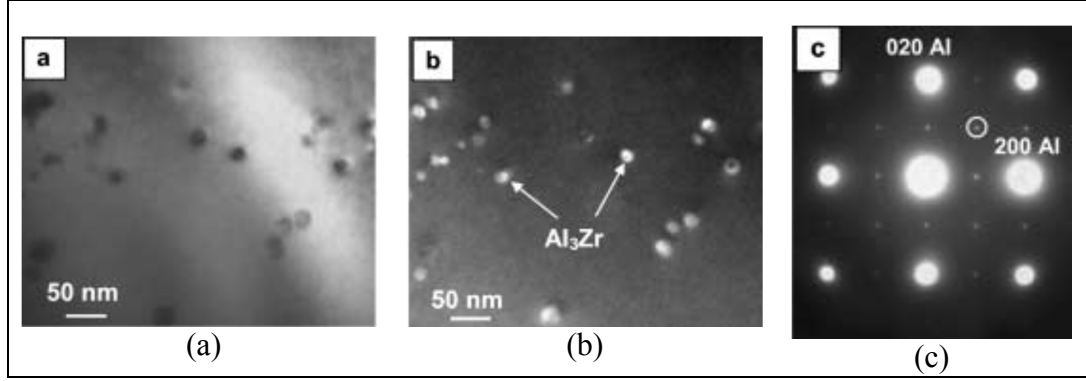
Homojenizasyon sırasında ince çökelti partiküllerinin homojen olarak dağılması, yeniden kristallenme direncinin en yüksek değerde olmasını sağlar. Çökelti partiküllerinin boyutu ve dağılımı, homojenizasyon sıcaklığı ve zamanından etkilenir. Alaşımın standart homojenizasyon sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklıkta, zirkonyumun çözünürlük ve difüzyon hızı nispeten yüksektir. Bu, büyük boyutlu çökelti partiküllerinin düşük hacim kesrinde oluşmasına neden olacaktır. Bu durum, yeniden kristallenen yapının hacim kesrini en aza indirmek için istenmez. Beklenildiği gibi, düşük homojenizasyon sıcaklığında çökelti partiküllerinin ortalama yarıçapı düşüktür ve sayıca yoğunluğu yüksektir, çünkü büyüme oranı en küçüktür ve dağılım yoğunluğu en yüksektir [84].

L1₂ kafes yapılı Al₃Zr çökeltisinin kafes parametresi (a: 0,400 nm) α-Al matriksinin kafes parametresine (a: 0,405 nm) çok yakındır. L1₂ kübik yapılı Al₃Zr çökeltileri, yüksek sıcaklıklarda (>450 °C) uzun süreli ısıl işlem sırasında denge D0₂₃ yapısına dönüşebilir. D0₂₃ yapısı bir denge fazıdır. Ayrıca, yüksek oranda silisyum içeren 6XXX serisi alüminyum alaşımlarında, D0₂₂ yapısına sahip (Al, Si)₃Zr çökeltileri, alüminyumun silisyum ile ikame edilmesi yoluyla denge D0₂₃ yapısının yerine oluşur [82, 83].

Temel alaşım elementleri, çok bileşenli alüminyum alaşımlarında Al₃Zr fazının çökeltme kinetiği üzerinde önemli bir etkiye sahip olabilir. Teorik olarak Cu, Mg ve Zn'nin Al₃Zr çökeltme kinetiklerini, ikili bir Al-Zr alaşımına kıyasla, hızlandırdığı tahmin edilmiştir. Diğer taraftan, Al-Zr alaşımlarına Si, Ti veya V ilavesi, Al₃Zr fazının yapısını denge D0₂₃ yerine oluşan D0₂₂ yapısına dönüştürebilir [82].

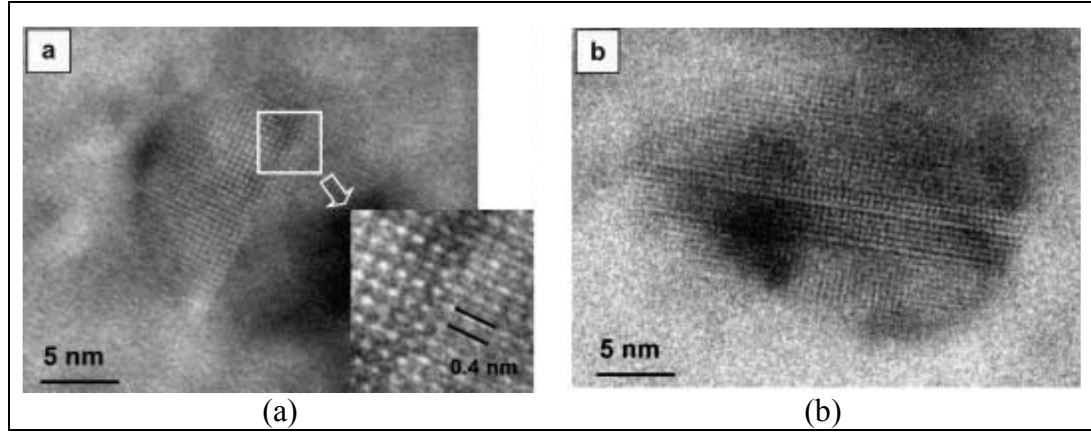
Lityńska ve arkadaşları, bir Al-1,0Mg-0,6Si-0,5Zr (% ağırlık) alaşımında transmisyon elektron mikroskobu (TEM) ve yüksek çözünürlüklü transmisyon elektron mikroskobu (HRTEM) ile Al₃Zr çökeltilerini incelemişlerdir [82]. Alaşım, katılaşma sırasında hızlı soğutma hızı için kalın duvarlı bir bakır kalıba dökümünden sonra, 450 °C'de 5 saat tavlansmıştır. Bu sıcaklık Al₃Zr fazının etkin çökeltme başlangıcına karşılık gelir. Ardından alaşım, döküm sırasında oluşan Mg₂Si ötektik fazını ve ilk tavlama basamağında oluşan Mg₂Si çökeltilerini çözündürmek için 540 °C'de 0,5 saat tavlansmıştır. 450 °C ve 540 °C'de tavlanan alaşımda, esas olarak metastabil L1₂ yapısında küçük küresel formda Al₃Zr çökeltileri tespit edilmiştir. Ayrıca, tane sınırlarında veya tanelerin içinde daha büyük ve uzamış Al₃Zr fazı partikülleri bulunmuştur [82].

Şekil 2.7'de, TEM aydınlık ve karanlık alan görüntüleri ve α-Al [001] kristal doğrultusu boyunca alınan ilgili difraksiyon paterni gösterilmiştir [82]. Şekil 2.7.a'da görülen yaklaşık 20-30 nm çapındaki küresel L1₂ yapılı Al₃Zr partikülleri, Şekil 2.7.c'de difraksiyon paterni gösterilen L1₂ fazının 110 düzleminden alınan karanlık alan görüntüsünde (Şekil 2.7.b) iyi bir şekilde görülebilir [82].



Şekil 2.7. Al-1,0Mg-0,6Si-0,5Zr (% ağırlık) alaşımının; a) TEM aydınlık alan görüntüsü, b) karanlık alan görüntüsü ve c) α -Al [001] kristal doğrultusu boyunca alınan ilgili difraksiyon paterni

L_{12} yapıları Al_3Zr partiküllerinin bazılarında, HRTEM çalışmalarında düzlemsel hatalar bulunmuştur. Tsau ve arkadaşlarının yaptığı çalışmalarda, Al-Ti-V-Zr ve Al-Ti-Zr alaşımlarında da benzer düzlemsel hatalar saptanmıştır [82]. Bu düzlemsel hatalar, Şekil 2.8.a'da gösterildiği gibi her zaman L_{12} fazının $\{100\}$ düzlemlerine paraleldir [82]. Bunlar, bir $\{100\}$ düzleminde $a_1/2 \langle 110 \rangle$ vektörlü antifaz sınırları olarak tanımlanmıştır, burada a_1 , L_{12} birim hücrenin kafes sabitidir. Bu düzlemsel hataları içeren bir L_{12} çökeltisinde, Şekil 2.8.b'de gösterildiği gibi antifaz sınırları boyunca tercihli bir büyüme kaydedilmiştir [82].

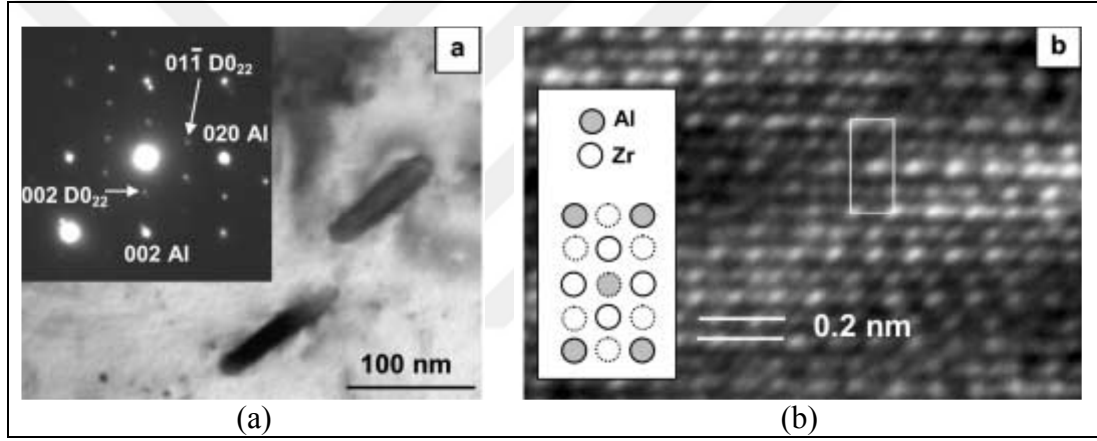


Şekil 2.8. 450 °C'de 5 saat ve 540 °C'de 0,5 saat tavllanmış Al-1,0Mg-0,6Si-0,5Zr alaşımının; a) L_{12} 'nin $\{100\}$ düzlem ailesine paralel düzlem hataları içeren L_{12} yapıları Al_3Zr ve b) Al_3Zr 'yi gösteren α -Al [001] kristal doğrultusu boyunca alınan HRTEM görüntüleri

Düzlemsel hatalar büyük olasılıkla kararlı $D0_{22}$ veya $D0_{23}$ tipi yapıya dönüşümün ilk adımıdır. Tetragonal $D0_{22}$ ve $D0_{23}$ fazları, her bir (001) düzleminde $a/2 [110]$ tipinde bir yer değiştirme vektörü olan bir antifaz sınırının tanımlanmasıyla metastabil L_{12}

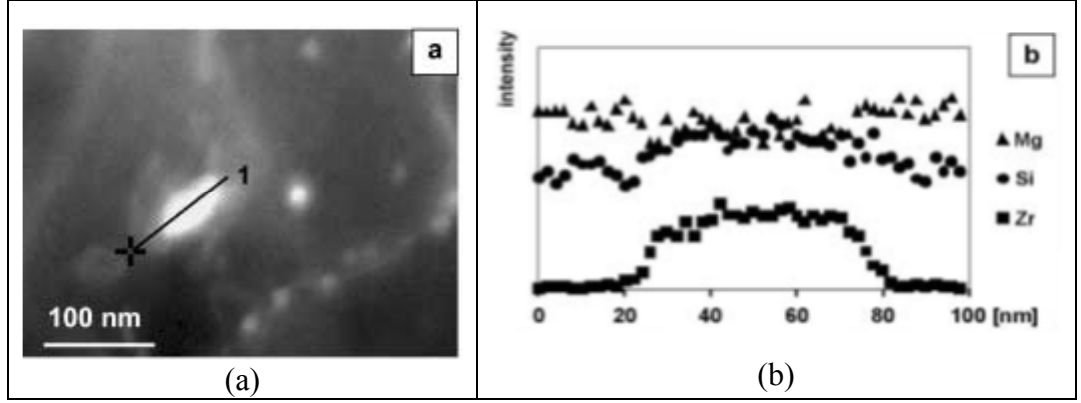
yapısından kaynaklanır. $D0_{22}$ 'nin kafes parametreleri a ve $2a$ 'ya ve $D0_{23}$ için a ve $4a$ 'ya çok yakındır; burada a alüminyumun kafes parametresidir [82].

Şekil 2.9.a, uzamış (~ 100 nm) Al_3Zr 'nin bir TEM görüntüsünü göstermektedir [82]. Şekil 2.9.a'ya karşılık gelen difraksiyon paterni sayesinde, bu partikülün yapısını, ikili Al-Zr sistemine göre beklenen denge $D0_{23}$ fazı yerine, tetragonal $D0_{22}$ fazı (kafes parametreleri a : 0,39 nm, c : 0,900 nm) olarak tanımlanmıştır. $D0_{22}$ fazı ile matriks arasındaki oryantasyonel ilişkisi $\langle 001 \rangle D0_{22} \parallel Al$ ve $(100) D0_{22} \parallel (100) Al$ 'a yakındır. HRTEM çalışmaları ayrıca bu alışımda $D0_{22}$ yapılı çökeltilerin varlığını doğrulamıştır. Şekil 2.9.b'de verilen kafes görüntüsünde, beyaz noktalar Zr atomlarının yansımalarına karşılık gelir ve $D0_{22}$ yapısını gösterir [82].



Şekil 2.9. 450 °C'de 5 saat ve 540 °C'de 0,5 saat tavllanmış Al-1,0Mg-0,6Si-0,5Zr alaşımının; TEM aydınlık alan görüntüsü; (a) α -Al [100] kristal doğrultusu boyunca alınan görüntü, (b) [100] $D0_{22}$ düzlemi boyunca alınan ve $D0_{22}$ yapısının şematik modeli eklendiği bir $D0_{22}$ Al_3Zr çökeltilisinin görüntüsü

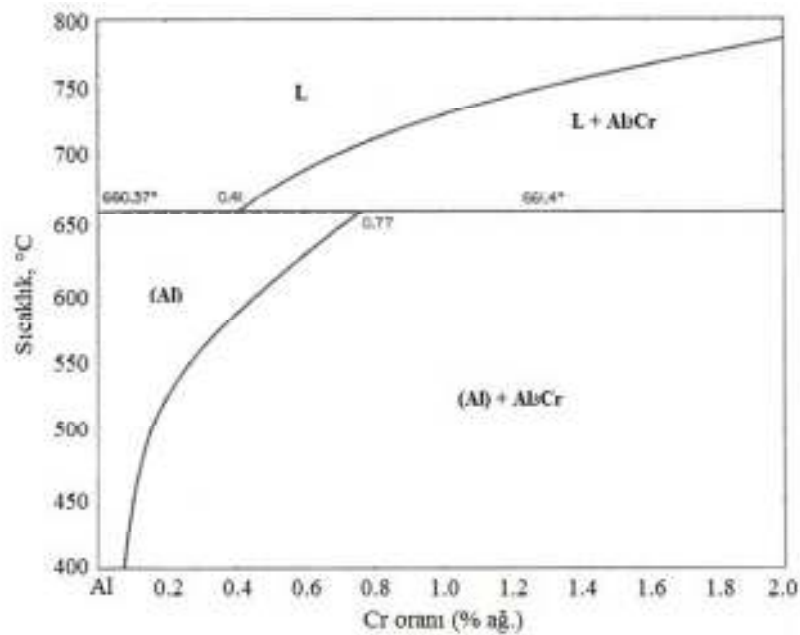
Şekil 2.10'da yüksek açılı açılal karanlık alan (HAADF) dedektörüne sahip taramalı-geçirimli elektron mikroskobunda (STEM) uzamış bir Al_3Zr partikülü boyunca gerçekleştirilen bir doğrusal mikroanaliz verilmiştir [82]. Analiz, $D0_{22}$ tipi partiküllerin Al'den başka küçük miktarlarda Si ile esas olarak Zr içerdiğini göstermektedir. Bu, Al ile Si'nin yer değişiminin, $D0_{23}$ 'e kıyasla $D0_{22}$ 'nin kararlılığını arttırdığını göstermektedir [82].



Şekil 2.10. Al-1,0Mg-0,6Si-0,5Zr alaşımında a) HAADF-STEM görüntüsü, b) Al-1,0Mg-0,6Si-0,4Zr alaşımında uzamış partikülden bir hat boyunca alınan çizgisel analizde elementel dağılım

2.3. Krom İlavesi

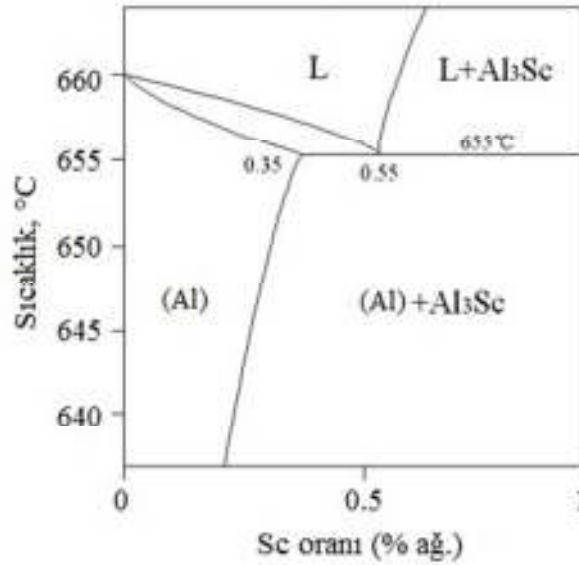
Krom elementi, Şekil 2.11’de görüldüğü gibi alüminyum ile peritektik faz diyagramı oluşturur [75]. Al-Cr sisteminin dar bir likidüs ve solidüs aralığı vardır, bu da su verme sırasında birincil trialüminid fazının oluşumunu önleyen daha küçük bir aşırı soğuma ile sonuçlanır. Sonuç olarak, Al-Cr sisteminde Al-Zr sistemine göre yarı kararlı aşırı doymuş bir katı çözelti oluşturmak daha kolaydır. Bununla birlikte, alüminyum matriksinde kromun düşük difüzyon hızı nedeniyle, kromun bu aşırı doymuş katı çözeltiden çökmesi çok zordur. Genellikle, seyreltik Al-Cr alaşımlarında çökme, 500 °C’den yüksek sıcaklıklarda meydana gelir [75].



Şekil 2.11. Al-Cr faz denge diyagramı

2.4. Skandiyum İlavesi

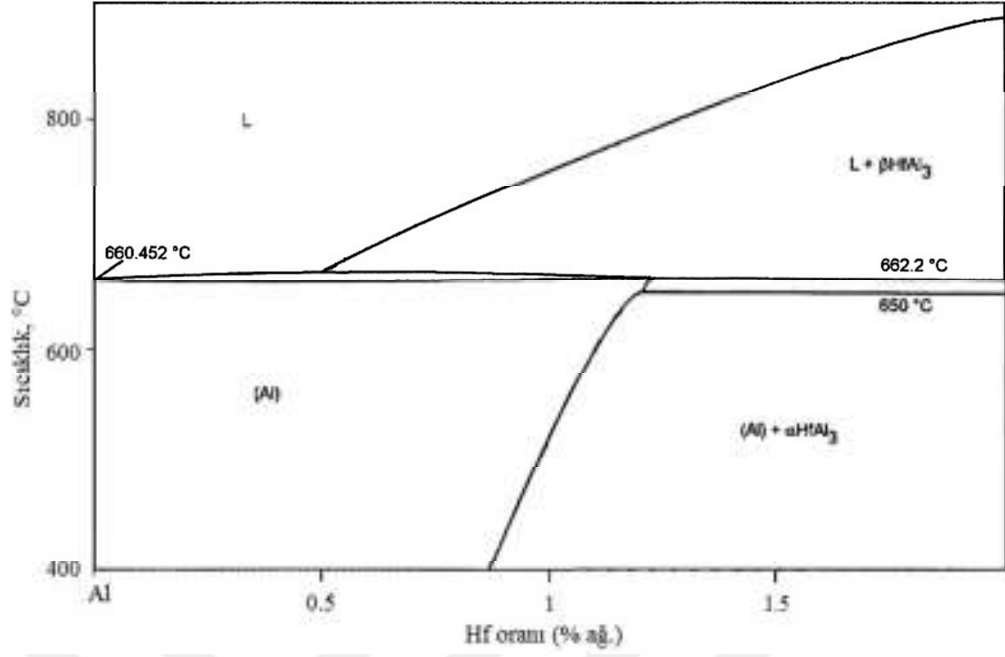
Al-Sc sisteminde Şekil 2.12’de gösterildiği gibi, denge konumunda ötektik katılma yaklaşık 660 °C ve % ağı. 0,55 Sc bileşim ile gerçekleşir [74]. Alüminyum içindeki Sc için en yüksek çözünürlük % ağı. 0,38’dir. Sc, uzun dendritler yerine gözenekleri ve sıcak çatlamayı azaltabilen küçük eşeksiz taneler yapan bir tane inceltici etkiye sahiptir. Norman ve arkadaşları, Sc’un alüminyuma ötektik üstü seviyede (>% ağı. 0,55) ilavesinin, döküm tane boyutunun azaltılmasında etkili olduğunu göstermiştir [74]. Ayrıca büyük dendritik tanelerden ince küresel tanelere geçişin Sc’un alüminyuma ilavesiyle gerçekleştiğini de göstermişlerdir. Bir Al-Sc alaşımına başka elementler eklerken, bu tane inceltme sınırı genellikle daha düşük bir Sc seviyesine kaymaktadır. Yeniden kristallenme direncine göre Sc ile şimdiye kadarki en umut verici kombinasyon, hızlı çökeltme ve çökeltilerin yavaş kabalaşması nedeniyle zirkonyumdur [74].



Şekil 2.12. Al-Sc faz denge diyagramı

2.5. Hafniyum İlavesi

Al-Hf sisteminin peritektik faz diyagramının alüminyumca zengin kısmı Şekil 2.13’de verilmiştir [74]. Alaşım sistemi, daha iyi bilinen Al-Zr sistemininkine benzemektedir. Alüminyumda Hf’un en yüksek çözünürlüğü, 662,2 °C’lik bir peritektik sıcaklıkta, % ağı. 1,22’dir [74].



Şekil 2.13. Al-Hf faz denge diyagramı

Norman ve arkadaşları, hızlı katılaşma kullanarak hafniyumun Al içindeki etkisini incelemişlerdir. % ağırlık 2'nin üzerinde bir Hf seviyesi ile birincil Al_3Hf 'nin elde edildiğini gözlemlemişlerdir [74]. Dahası, partikül boyutu artan alaşım bileşimi ile azalmıştır ve L_{12} yapıları Al_3Hf fazı bir tane inceltici olarak işlev görmüştür, tane boyutu 300 μm 'den 5 μm 'ye düşmüştür. Hori ve arkadaşları, tane boyutunun Hf seviyelerinin % ağırlık 2-3'ün üzerine artmasıyla azaldığını da göstermiştir [74].

3. ÇÖKELTİLERİN ETKİSİ

Çökelti partikülleri, matriks içinde farklı şekillerde oluşturulabilirler; kaba partiküller katılma sırasında direkt olarak ergiyikten oluşabilirken, diğer ince partiküller ise daha sonraki termomekanik işlem, mekanik alaşımlama vb. proses basamaklarında aşırı doymuş katı çözümlerden çökeltiler [85].

Çökelti partikülleri, yeniden kristallenme ile ilgili olarak ele alındıklarında, boyut ve hacimsel dağılım gibi özelliklerine, ana kafes ile arayüzey uyumuna, mekanik özelliklere etkilerine göre farklı kategorilere ayrılırlar [85].

Yeniden kristallenme davranışına etkisine göre çökeltilerin en yaygın sınıflandırılması, boyutlarına göre yapılır. Bu sınıflandırmada, partiküller iki gruba ayrılır; (i) 1 μm 'dan büyük tipik kaba çökelti partikülleri ve (ii) ~10-300 nm boyut aralığındaki ince çökelti partikülleri [85].

Çökelti partikülleri ayrıca sıklıkla yapıdaki dağılımlarına göre sınıflandırılırlar. Birçok durumda, partiküller matriks içinde rastgele dağılmış durumdadır. Partiküller ayrıca tane sınırlarında ve dislokasyonlarda heterojen olarak oluşabilirler, bu tür bölgeler genellikle daha yüksek bir serbest enerjiye sahiptirler böylece çökeltilerin oluşumunda yüzey enerjisindeki artışı en aza indirirler. Bu bölgelerdeki difüzyon için düşük aktivasyon enerjisi, kütleli kafes difüzyonuna kıyasla, başka bir nedendir. Partiküllerin boyut ve hacim kesirleri aynı olsa bile, partiküllerin yapıdaki dağılımındaki farklılık, hareketli sınırlarda farklı frenleme etkilerine yol açabilir [85].

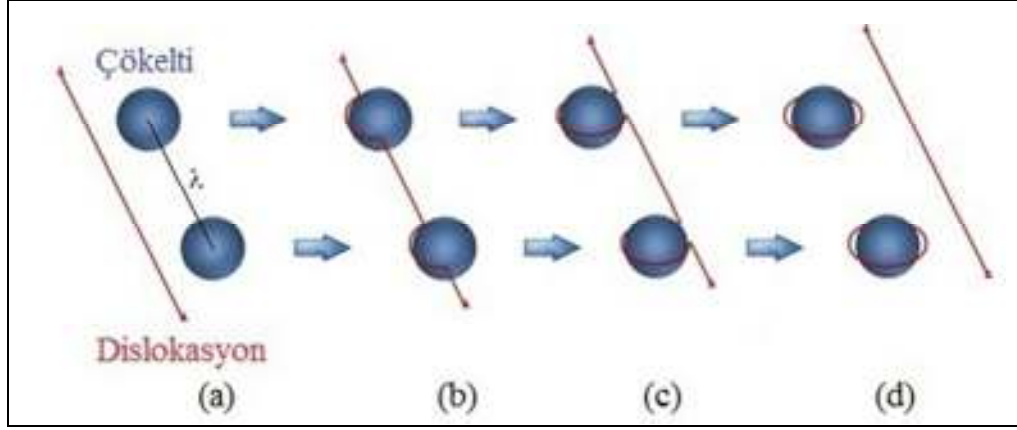
Üçüncü bir sınıflandırma çökelti partiküllerinin ve matriksin arasındaki arayüzey karakteristiklerine dayanır. Çökelti partikülleri ve matriksin iyi bir atomik uyuma sahip olması ve iki kafesin arayüzeyi boyunca sürekli olması durumunda uyumlu bir arayüzey oluşturulmaktadır. Fakat genellikle, çökelti partikülü ve matriks arayüzeyindeki eşleşme mükemmel değildir, uyum matriks ile partikül arasındaki bir uyum nedeni bir gerilme ile küçük bir arayüzey enerjisiyle korunur, bu da kayan dislokasyonların hareketini engelleyen gerilme alanlarına yol açar. Çökelti partikülü

ve matriks arasındaki uyumdan kaynaklanan gerilme yeterince yüksek bir seviyeye ulaştığında, çökelti partikülü ile yarı uyumlu bir arayüzey oluşumu enerji açısından mümkündür. Partiküllerin boyutu daha da arttıkça (~10 nm-1 µm), çökelti partikülü ve matriks arasında uyumun olmadığı uyumsuz bir arayüzey oluşur. Uyumlu çökelti, uyumsuz çökeltilere göre sınır hareketlerinin engellenmesinde daha etkin rol oynarlar [85].

3.1. Çökeltilerin Deformasyona Etkisi

Çökelti partiküllerinin varlığı, deformasyon yapıları üzerinde önemli etkilere sahiptir. Birincisi, dislokasyon yoğunluğunu arttırmada rol oynarlar. İkinci olarak, kayma bantları gibi deformasyon nedenli büyük ölçekli mikroyapısal heterojenlikler meydana gelmesine neden olurlar. Üçüncü olarak, genellikle büyük çökelti partikülleri etrafında, deforme olmuş matriksinkinden daha büyük, oryantasyon gradyentleri gözlemlenir. Dördüncü olarak, deformasyon modu ve deformasyon tekstürü çökelti partikülleri tarafından etkilenebilir. Son olarak, deformasyon sonucu kaba partiküllerin parçalanması ile ince çökeltilerin dinamik çökmesi vb. yoluyla yapıda yeni çökelti partikülleri oluşturulabilir [85].

Çökelti nedeniyle genel dislokasyon yoğunluğunun artışı, bu partiküllerin matriks ile uyumuna ve deforme olup olmamalarına bağlıdır. Matriks ile uyumsuz ve deforme olmayan sert ince çökelti içeren alaşımların deformasyonu sırasında, dislokasyonlar uygulanan gerilime bağlı olarak hareket ederek partikül mesafesine (λ) göre Orowan gerilimi altında partiküllerin etrafında boyun vermeye başlar (Şekil 3.1.a, b ve c), dislokasyon yarı dairesel konfigürasyona ulaştığında en yüksek kayma gerilmesine ulaşılır, bundan sonra dislokasyon kararsızlaşır ve partiküllerin etrafında bir Orowan halkası bırakarak geçebilir (Şekil 3.1.d) [85, 86]. Dislokasyonlar her yönde hareket ettiğinde çökelti etrafındaki halka sayısı o nispette artar ve çökelti partikülleri çevresinde adeta bir dislokasyon yığını oluşur. Böylece malzemenin dislokasyon yoğunluğu artar [85].



Şekil 3.1. Dislokasyonların; a) çökeltilere takılması, b, c) çökeltiler etrafında boyun vermesi ve d) Orowan halkası oluşumu ile ilerlemesi

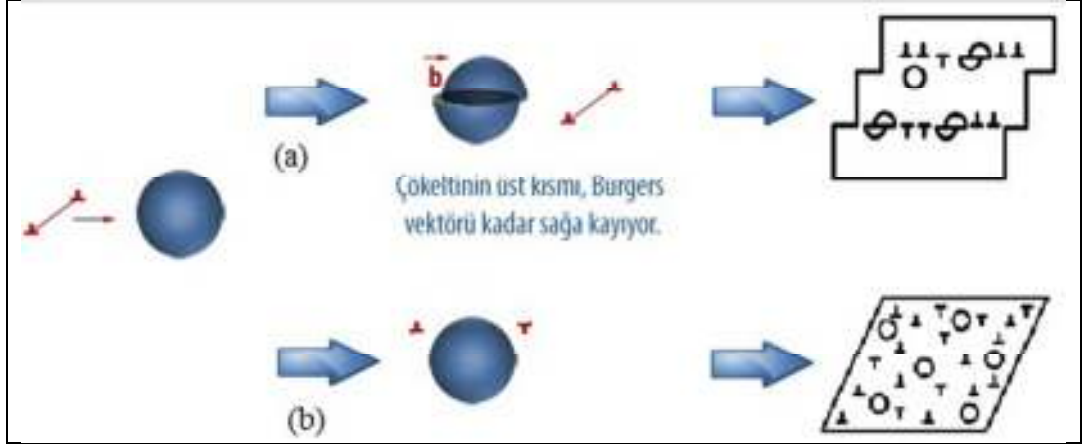
Orowan gerilimi (τ_0) aşağıdaki Eşitlik (3.1) ile ifade edilir [85];

$$\tau_0 = \frac{\mu b}{\lambda} \quad (3.1)$$

Burada μ kayma modülü ve b Burgers vektörüdür. λ değeri partiküller arası mesafe olarak alınır. Uygulanan kuvvet altındaki dislokasyon, bir Orowan halkası (Şekil 3.1.d) bırakarak partikülü çevreler ve r yarıçaplı partiküle aşağıda Eşitlik (3.2)'de verilen bir kesme gerilmesi uygular [85];

$$\tau = \frac{\mu b}{2r} \quad (3.2)$$

Eğer yapı içerisindeki küçük çökelti partikülleri matriks ile uyumlu bir yapı sergiliyorlarsa, matriks içinde ilerleyen dislokasyonlar, kayma düzlemi üzerindeki benzer kristal yapıya sahip olan küçük partikülleri birkaç kayma düzleminde tercihli düzlemsel kayma ile keserek hareketlerine devam edebilirler (Şekil 3.2.a) [85, 86]. Güçlü kayma bölgeleri, özellikle yüksek mukavemetli çökelti ile sertleştirilmiş alaşımlarda komşu tanelere nüfuz edebilir ve son olarak kesme bantlarının oluşmasına neden olur (Şekil 3.2.b). Bu etki en çok Al-Cu, Al-Mg-Si, Al-Li alaşımları gibi düzenli atomik yapıya sahip çökeltiler ile mukavemetlendirilen alaşımlarda belirgindir [85, 86].



Şekil 3.2. Çökelti partikül mukavemetinin kaymaya etkisi; a) deforme olabilen bir partikül kayma konsantrasyonuna yol açar, b) deforme olmayan bir partikül daha homojen bir kayma ile sonuçlanır

Dislokasyonların bu partiküller içinde hareketi, matriks içindeki hareketi gibi kolay gerçekleşmez. Bu nedenle, dislokasyonların çökelti partiküllerini keserek ilerleyebilmeleri için, malzeme üzerine uygulanan gerilimin artırılması gerekir. Dislokasyonların, uyumlu çökeltileri kesebilmeleri için daha fazla gerilime ihtiyaç duymaları, temel olarak üç nedene dayanır. Birincisi, partikül kesildiğinde, partikül ve matriks arayüzeyinde bir artış meydana gelir. Bu arayüzeyin oluşabilmesi için sağlanması gereken enerji ihtiyacı nedeniyle, dislokasyonun partikülü kesebilmesi için daha yüksek miktarda gerilim uygulanması gerekir. Diğer iki etken ise, partikül içinde dizilim hataları bulunduğu ya da partikül düzenli bir atomik yapıya sahip olduğunda ortaya çıkar. Çökelti partikülü düzenli bir atomik yapıya sahip olduğunda, dislokasyon partikülü kestiğinde kayma düzleminde bir antifaz sınırı yaratılması için gereken enerji ihtiyacı nedeniyle, dislokasyon hareketi güçleşir dolayısıyla malzemenin de mukavemeti artar [85, 86].

3.2. Çökeltilerin Yeniden Kristallenmeye Etkisi

Çökeltiler, yeniden kristallenme sırasında önemli bir rol oynarlar. Yeniden kristallenme öncesi deformasyon ve tavlama sırasında dislokasyonların yeniden düzenlenmesi, tane/alt tane sınırlarının hareketinin engellenmesi, çekirdeklenme yörelerinin niteliğinin değiştirilmesi veya yeniden kristallenme tekstürünün değiştirilmesi gibi olaylarda etkindirler [85].

Bu etki, deformasyon ve tavlama öncesinde çoğunlukla mikroyapıda homojen olarak dağılmış olan önceden mevcut partiküller ile deformasyondan sonra tavlama sırasında yeniden kristallenme başlangıcından önce çökelen çökeltilerden kaynaklanmaktadır. Tüm bu çökeltiler, partikül kabalaşması, çözünmesi, yeniden çökmesi vb. nedenlerle tavlama sırasında kararsız hale gelebilir ve bu da bunların yeniden kristallenme üzerindeki etkilerinin analizini oldukça karmaşık hale getirir [85].

Tane sınırı hareketine neden olan üç özgül itici güç bulunmaktadır. Bunlar iç enerji, arayüzey bükümü ve elastik gerilmedir. Elastik gerilmenin değeri çok düşük olduğundan pratik açıdan önemi azdır. Soğuk şekillendirmede kafes içinde yüksek hata yoğunluğu oluşturulur. Bu hatalardan özellikle dislokasyonlar, kafes enerjisini arttırdığından malzemede iç enerji artar. Tavlama sırasında, tane sınırı hızının depolanmış enerji miktarı ile lineer bir ilişkisi vardır. Bu da yeniden kristallenme pratiğinde yoğunlukla göz önünde bulundurulur. Arayüzeyler yüzey gerilimi etkisi altında bulunduğu için, yüzeyi düz olarak tutmak isteyen kuvvet bükümlü bir yüzeye dik etki ederek yüzey gerilmesini aşmaya çalışır. Bükümlü yüzeydeki mekanik denge, yüzeyin her iki tarafında basınç farkı olduğunu öngörür. Sınırın konkav tarafında basınç daima yüksek olduğu için kimyasal potansiyel de konkav tarafta daha yüksek olur ve bunun sonucu olarak atomlar konveks tarafa hareket eder. Buradan aşağıda verilen sonuçları çıkartılır [85, 87];

- Tane sınırı bükümü, tane büyümesi için itici güç sağlar.
- Bu kuvvet altında atomlar konveks tarafa hareket ettiklerinde büküm tahrikli büyüme, arayüzeyi konkav tarafa doğru hareket ettirir.
- Büküm nedenli büyümede küçük taneler daha da küçülür; büyük taneler daha da büyür.

Hareket eden bir sınır çökelti partikülü ile karşılaşınca, partikül hareket eden sınır üzerine bir geri tutma kuvveti uygular; bu da sınırın tanecik yöresinde eski yerine çekilmesine neden olur. çökelti içeren malzemede, f hacim oranlı ve r yarıçaplı çökelti partiküllerinin rastgele bir dağılımı için 1 cm^2 'lik kesitte bulunan partikül sayısı $3f/2\pi r^2$ 'dir. Çökelti partikülleri, birim alan başına tane sınırı hareketini tutan bir kuvvet oluşturur. Bu kuvvet tane sınırı bükümü nedeniyle basma kuvvetini

dengelediğinde tane büyümesi durur ve sınırlı bir tane boyutu elde edilir. Eğer R yarıçaplı küresel bir arayüzeyi kabul edersek, bükümün sınırlayıcı yarıçapı [87, 87];

$$R = \frac{4r}{3f(1+\cos \alpha)} \quad (3.3)$$

Burada R tane sınırı büküm yarıçapı, r çökelti partikül yarıçapı, f çökeltilerin hacimsel miktarı, α çökelti tanesiyle hareket eden tane sınırının temas açısıdır. Tane çapının büküm yarıçapına orantılı olduğu kabul edilerek, Eşitlik (3.3)'den çökelti partiküllerince üretilen tane boyutu sınırlamasının, çökeltilerin hacimsel miktarına, yarıçapına ve temas açısına bağlı olduğu görülür. Bu nedenle de tane büyümesinin çökelti partikülleri tarafından engellenmesine “Zener freni” de denir.

Zener freni, ince çökelti partikülü tarafından hareket eden tane/alt tane sınırları üzerindeki geciktirici kuvveti veya baskıyı ifade eder. Toparlanma, yeniden kristallenme ve tane büyümesinde büyük etkiye sahip olduğu için, malzemeye uygulanan prosesler sırasında Zener freni önemlidir [85].

3.3. Çökeltilerin Mekanik Özelliklere Etkisi

Bir alaşımdaki çökeltilerin türü, boyutu, dağılımı ve hacim oranı büyük ölçüde alaşım bileşimi tarafından belirlendiği halde, bu özellikler termomekanik işleme önemli ölçüde değiştirilebilir. Hem akma mukavemeti hem de çekme mukavemeti, çökelti partiküllerinden önemli ölçüde etkilenebilir. Akma gerilmesi, çökeltilerin hacim kesiriyle ve partikül boyutunun azaltılmasıyla artar. Esasen, dislokasyon hareketine engel olarak görev yapan ikincil faz çökeltileri ile çökelti sertleştirilmesi elde edilir. Çökelti sertleştirilmesi, dislokasyonlar tarafından kesilebilecek ince uyumlu çökeltiler ile malzemenin güçlendirilmesi ile ilgilidir. Bu ince partiküller yüksek sıcaklık deformasyonuna maruz kaldıklarında ya da yeniden kristallenmenin devreye girdiği tavlama kabalaşır ya da çözünür; böylece akma mukavemetine katkıları düşer. Oryantasyona bağlı mukavemet kavramı da önemlidir. Mevcut kayma sistemlerinin çokluğu sayesinde mukavemet anizotropisinin derecesi genellikle yaygın kübik metaller için sınırlıdır. Ancak hekzagonal metallerde, mukavemet anizotropisi çok daha önemlidir. Bu metaller, her zaman kayma yönünde olmayan daha az eşdeğer kayma sistemine sahiptir. Büyük çökelti partikülleri özellikle çözünmeyenler, genellikle alaşımın akma dayanımına önemli bir katkı

yapmazlar. Bununla birlikte, çökelti sertleştirmesi ile meydana gelen ince çökeltilerden malzeme mukavemetine önemli katkılar elde edilebilir. Çökeltilerin çökeltimesi veya çözünmesi, aynı zamanda katı çözelti mukavemetlendirmesini de etkiler [85].

Süneklik, çoğu zaman uzama ve kırılma ile ilişkilendirilen yapısal malzemelerin çoğu için önemli bir diğer önemli özelliktir. Yüksek akma gerilmesi ve iyi süneklik için gereklilikler genellikle karşıt kavramlardır. Yeniden kristallenme göz önüne alındığında, ilgili malzemelerin sünek olduğu varsayılmalıdır, çünkü yeniden kristallenmeyi teşvik etmek için önemli ölçüde deformasyon gereklidir. Kırılma, çökelti partikülü içermeyen malzemelerde kesme bantlarının oluşumu gibi plastik kararsızlıkla ortaya çıkabilir. Çökelti partikülü içeren sünek malzemelerde kırılma, çökelti partiküllerinde boşluk oluşumu nedeniyle erken meydana gelebilir; bu yumuşak matriks içindeki partikül ayrışmasından veya sert matriksdeki partikül çatlamasından kaynaklanabilir. Aynı numunede, iki kırılma mekanizması birden de meydana gelebilir. Eşik gerilme değerine ulaşıldığı anda, klivaj kırılmaya benzer olarak, hemen kırılma gerçekleşir. Öte yandan, matriks ve partikül arayüzeyindeki dekohezyon aşamalı olarak gelişir. Burada matriks ve partikül özellikleri açısından bir çok faktör vardır. Örneğin, kaba ve eş eksenli olan partiküller ara yüzey dekohezyonu oluşturma eğilimi gösterirken, uzun partiküller sıklıkla partikül kırılmasıyla hasara neden olurlar [85].

Çoğu metalik malzeme için mukavemet ve süneklik en önemli iki mekanik özellik olsa da, sürünme direnci ve yorulma ömrü gibi diğer önemli malzeme özellikleri de birçok uygulamada dikkate alınmalıdır. Sürünme, belirli bir sabit yük altında sabit bir yüksek sıcaklıkta zamana bağlı bir deformasyondur. Sürünme direncini arttırmak için genellikle malzemenin ergime sıcaklığını ve tane büyüklüğünü arttırma tercih edilir ve yüksek sürünme direnci ince ve kararlı çökelti ile elde edilir. Sürünme direnci, sürünme nedenli deformasyonun en az olmasının arzu edildiği yüksek sıcaklık alaşımları için son derece önemli bir özelliktir. Yorulma ömrü, dinamik yüklenme sırasında metalik bileşenler için dikkate alınması gereken bir özelliktir. Tekrarlayan veya sinüsoidal dalgalanma şeklinde bir yüklenmeye maruz kalan bir malzeme, malzemenin dayanımından çok daha düşük sabit bir yük altında kırılabilir. Yorulma, herhangi bir açık kanıt olmadan hasara neden olduğundan, istatistiksel nitelikteki

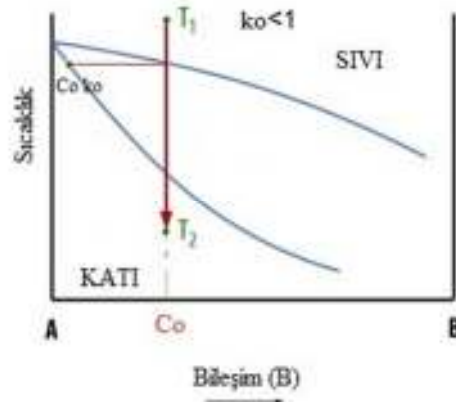
yorulma ömrünü tahmin etmek için kapsamlı bir araştırma yapılmalıdır. Yorulma hasarına neden olmak için üç temel faktör birlikte hareket eder; (i) yeterince yüksek değere sahip en yüksek gerilme; (ii) uygulanan yükün tekrarlanması; (iii) belirli sayıda yüklenme tekrarı. Yorulma davranışını etkileyen diğer faktörler arasında, gerilme konsantrasyonu, korozyon, tane boyutu ve ikinci faz partikülleri gibi mikroyapısal parametreler de yer alır. Metalurjik etkiler söz konusu olduğunda, yorulma performansını geliştirmek için gerilme konsantrasyonunu azaltmak ya da basınç gerilmelerini arttırmaktır. Birincisi, örneğin, yoğun şekilde dağıtılmış kararlı ince çökeltilerin yardımcı olabileceği kayma deformasyonunun homojenize edilmesiyle başarılabilir. Deforme olabilen ince çökeltiler kolayca lokal gerinmelere veya partikül çözünmesine yol açabileceğinden, ince çökeltiler kullanıldığında dikkatli olunmalıdır. Yorulma hasarı yüzeyde başlar. Ancak, çok yüksek yorulma çevrimi koşulları altında, çatlaklar genellikle mühendislik malzemelerinde lokal gerinmelere neden olabilen inklüzyonlar, çökeltiler gibi bir mikroyapı bileşeni üzerinde veya saf bir metal için bir tane sınırı üzerinde olmak üzere numunenin içinde çekirdeklenebilir [85].

4. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN PROSESLER

Döküm alüminyum alaşımları döküm yöntemi ile şekillendirilirler ve çoğunlukla ilave bir ısı işlem gerektirmezler. Dövme alüminyum alaşımları ise dövme, haddeleme ve ekstrüzyon gibi yöntemlerle şekillendirilirler ve nihai mekanik özellikler ilave ısı işlemler ile belirlenir. Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler çözeltili alma, su verme ile hızlı soğutma ve yaşlandırma adımlarını kapsamaktadır. Isıl işlem sıcaklıklarının belirlenmesinde alaşımın kimyasal kompozisyonu etkindir.

4.1. Döküm

Alüminyum alaşımı, alüminyum ana metaline en az bir başka metal veya ametal elementin katılmasıyla meydana gelen karışımdır. Atomal boyutta bir etkileşim sözü konusu olduğundan alaşımlar, bileşenlerinin özelliklerinden farklı özellikler gösterirler. Alaşım elementleri, sıvı veya bazen katı metalde tamamen veya kısmen farklı oranlarda çözünürler. Bu farklılık Şekil 4.1'de tipik bir ikili faz diyagramının bir tarafında gösterilmiştir [88].

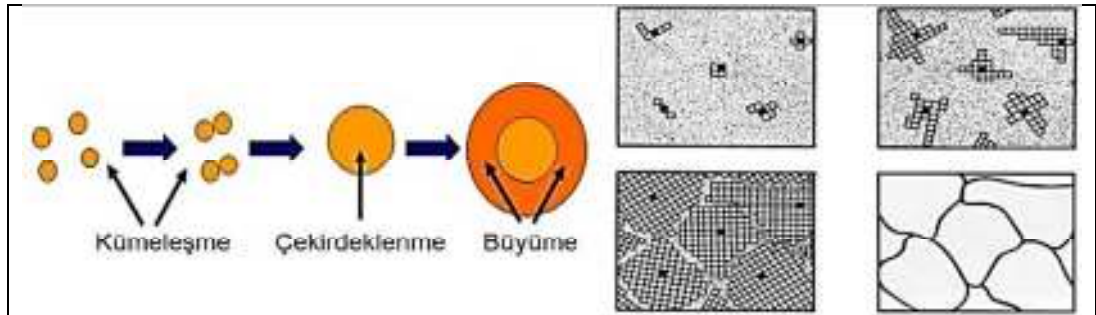


Şekil 4.1. C_0 bileşimli bir alaşımın faz diyagramında başlangıç bileşiminin değişimi

Likidüs eğrisi üzerindeki sıcaklıklarda ana metal ve alaşım elementleri sıvı faz halindedirler ve tamamen çözünebilirler. Bu iki bileşen solidüs eğrisinin altındaki

sıcaklıklarda katı çözelti olarak adlandırılan tek katı kristal faz halinde tamamen çözünürler [88]. k_0 sabit sıcaklıkta solidüs ve likidüs bileşimleri arasındaki oran olarak tanımlanabilir ve Şekil 4.1’de gösterilen bir T sıcaklığında C_S/C_L aracılığı ile belirtilir. Likidüs ve solidüs sıcaklıklarının ikisi de alaşım elementi ilavesinin artmasıyla düşer ve k_0 ’nun değeri 1’den küçüktür. Likidüs ve solidüs arasındaki aralık dar ise k_0 yaklaşık 1 civarındadır ve aralık büyükse k_0 küçüktür. Eğer likidüs ve solidüs düz çizgi halinde iseler k_0 , sıcaklıktan bağımsız bir sabittir [88].

Ergime sıcaklığında ergiyik içinde atomlar tamamen rastgele hareket ederler. Sıvı alüminyumun katılaşması sırasında, atomlar birbirini çeker, böylece bir atom diğer atoma en yakın biçimde kendini düzenler ve alüminyumun yüzey merkezli kübik kafes yapısı oluşur. Ergiyik, 660 °C’ye soğuyunca sıvı içerisinde değişik noktalarda kristallenme çekirdekleri oluşur. Alüminyum atomlarının, her çekirdeğin etrafında dizilmeye devam etmeleri ile bu küçük çekirdeklerin boyutları hızlı olarak artar. Katılaşma sırasında döküm tanelerinin yapısı Şekil 4.2’de şematik olarak gösterilmiştir [89]. Açık gri zemin sıvı ergiyiği göstermekte, küçük gri kareler ise birim hücreleri ifade etmektedir. Burada, taneleri oluşturacak beş kristal çekirdeğinin oluşumu ve zamanla büyümesi görülmektedir. Büyüme, ergiyiğin tamamen tükenip, kristallerin tane sınırlarında birleşmeleri ile son bulur. Değişik döküm taneleri malzeme içinde farklı açılarda düzenlenir [88].



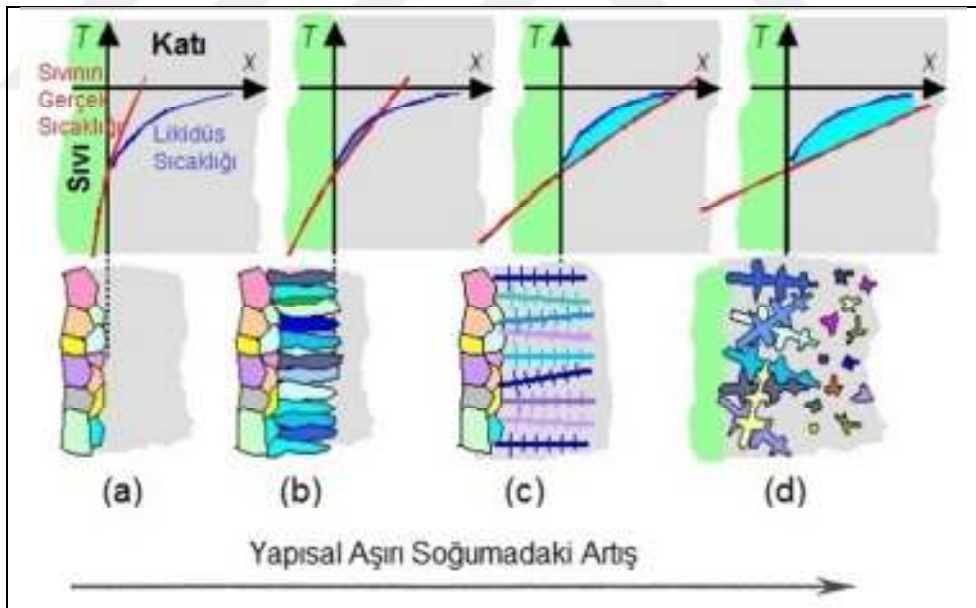
Şekil 4.2. Katılaşma sırasında meydana gelen döküm yapısı

Katılaşma sırasında alaşım elementlerinin segragasyonu, likidüs ve solidüs arasında bir aralığın bulunmasının bir sonucudur. Şekil 4.1’deki durumda k_0 ’ın 1’den küçük olduğu yerde C_L sıvı alaşım bileşimi likidüs sıcaklığına soğutulursa, oluşacak C_S ilk katı bileşimi, k_0 C_L ’ye eşittir. Daha fazla soğutma, özellikle difüzyon yavaş olduğunda, sıvı bileşiminden daha seyreltik daha fazla katı oluşumuna sebep

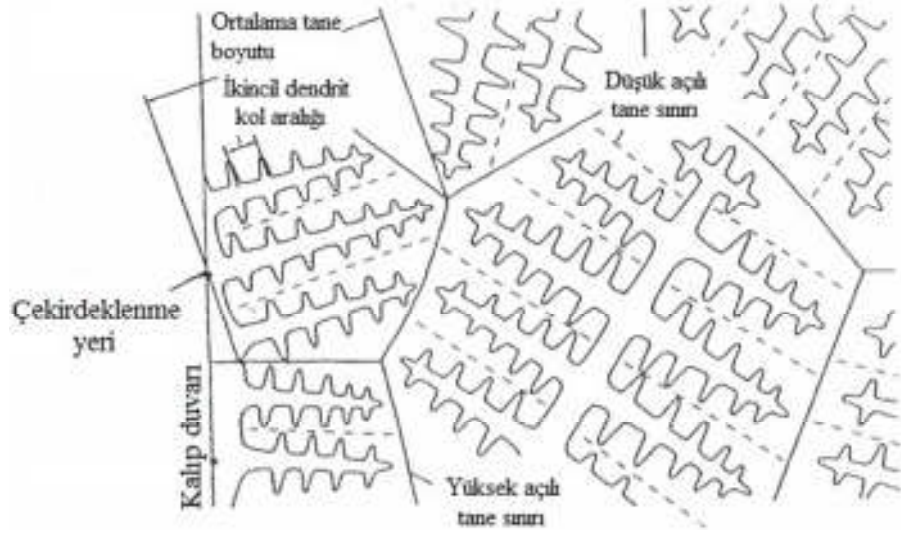
olacaktır ve daha fazla segregasyona yol açan çözünen elementlerce zengin bir sıvı tabakası oluşacaktır [88].

Bazı alaşımlar düz bir katı/sıvı ara yüzeyinden çok girintili çıkıntılı bir katı-sıvı ara yüzeyi ile katılaştır ve bu nedenle katılaştırmış alaşım hücresel veya dentritik biçimdedir. Sabit hızda (V) büyüyen düz veya levhasal bir katı-sıvı ara yüzeyinin bulunması halinde sıvıdaki sıcaklık gradyentinin (G) etkisi altında, sıvıdan katıya doğru bir ısı akışı hesaba katılmalıdır. Katının önündeki sıvı bileşimi üniform olmayacak ve çözünen atomlarca zenginleşmiş ($k_0 < 1$ için) bir tabakayı içerecektir. Bu zenginleşme yüzünden ara yüzeyin önündeki bazı konumlarda likidüs sıcaklığı aslında gerçek sıcaklığın altına düşebilmektedir. Bu durumda ara yüzeyin önündeki sıvı yapısal aşırı soğumuş tabiri ile adlandırılır. Yapısal aşırı soğumanın var olması durumunda sıvı-katı ara yüzeyi düz halde kalmaz ve ara yüzey hücreleşme veya dallanmaya eğilim gösterecektir. Böylece Şekil 4.3'de gösterildiği gibi mikrosegregasyonun sonucu olan hücresel veya dentritik bir büyüme meydana gelir [90]. Dentritik oluşum kristal kafesin bir sonucu olarak değil, elementel konsantrasyondaki dengesizlik haline bir cevap olarak ortaya çıkar. Döküm ingotların yapısında genellikle üç farklı bölge mevcuttur. Bunlar; ince eşeksenli mikro kristallerin oluşturduğu en dış kısımdaki çil bölgesi, yıpranmış veya sütun gibi tanelerin sütunsal bölgesi ve merkezi eş eksenli bölgedir. Sıvı metal kalıp içine döküldüğü zaman soğuk metal duvarı ile temas eden sıvı, likidüs sıcaklığının altına hızla soğur ve kalıp duvarında birçok katı çekirdek oluşur. Bu çekirdekler sıvı içerisine doğru büyümeye başlarlar. Ergimiş sıvı metalin kalıp içinde sarsılması ve kalıp duvarının ısınması yüzünden bu katılaştırmış kristallerin bir çoğunun duvardan kopması mümkündür. Bu durumda, eğer döküm sıcaklığı yeteri kadar yüksek ise, kalıbın merkezindeki sıvı uzun bir süre likidüs sıcaklığının üzerinde kalacaktır. Bunun sonucunda kristallerin çoğunluğu kalıp duvarından uzaklaştıktan az sonra tekrar ergiyeceklerdir. Sadece bu geri kalan kristaller soğuma bölgesini oluşturmak için kalıp duvarının yakınında büyüebileceklerdir ve biyet yüzeyinde gelişi güzel yönlendirilmiş küçük eşeksenli tanelerden oluşan ince bir kabuk oluşturacaktır. Diğer taraftan, eğer döküm sıcaklığı düşükse kalıptaki sıvının hepsi likidüs sıcaklığının altına hızla soğuyacak ve kristaller ergiyeğin içine doğru hızla ilerleyeceklerdir. Daha sonra tamamen eş eksenli döküm yapısı üretilecektir. Kalıp duvarındaki ısı gradyenti

dökümden sonra hemen azalacak ve soğuma bölgelerindeki kristaller genellikle kalıp duvarına dik yani ısı akış yönüne uygun olan tercihli kristalografik yönelmelerle dentritik olarak büyüyerek Şekil 4.4'de gösterildiği gibi sütunsal taneleri oluşturacaktır [88]. Kalıbın merkezinde rastgele yönlenmiş olan eş eksenli tanelerin oluşumu ile ilgili düşünceler ise şöyle ortaya konmaktadır; dentritlerin kenar kollarının kalınlıkları köklerinde genelde azalır ve oluşumlarından sonra dentritlerin etrafındaki sıcaklığın artması ile ergimeye başlarlar ve ana gövdeden kopma ihtimalleri de yüksektir. Daha sonra sıcaklık düştüğünde dentritik kollar tamamen kaybolmadan önce yeni dentritler için tekrar kaynak olarak rol oynayabilirler. Sıcaklık farklarının sebep olduğu sıvıdaki girdaplı iletim akımları arta kalan ergiyik üzerinde ergimiş kolların uzağa iletilmesi için bir kuvvet sağlar. Eşeksenli dentritlere doğru onları engellenemeyen bir şekilde getirir. Bu işlem kristal çoğalması olarak bilinmektedir. Dolayısı ile ingotun merkezinde eşeksenli ve üniform tanelerin meydana getirdiği bir bölge oluşur. Normalde bu bölgedeki tane boyutu çil bölgesine oranla daha büyüktür [88].



Şekil 4.3. Yapısal aşırı soğumanın etkisi ile katılaşma morfolojisi, a) düzlemsel büyüme, b) hücresel büyüme, c) dendritik büyüme, d) eş eksenli büyüme

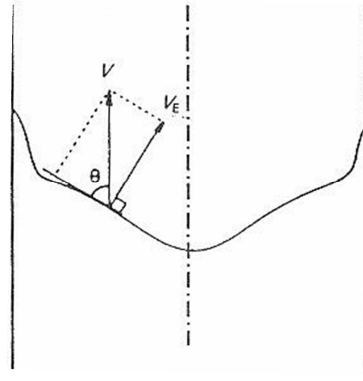


Şekil 4.4. Katılaşma sırasında oluşan dendritik yapı

Alüminyumun düşük ergime sıcaklığına sahip olması ve atmosferik koşullarda diğer alaşım elementleri ile alaşımlanabilir olması açısından kolay dökülebilir bir metaldir. Alüminyum alaşımlarının sahip olduğu bir diğer önemli avantaj ise birçok kalıplama yöntemiyle üretilen kalıplara dökülebiliyor olmasıdır. Yani bu alaşımlar kum kalıplar yanında, hassas döküm, kabuklu döküm, savurma döküm, sürekli döküm ya da basınçlı döküm gibi yöntemlerle dökülebilir veya yarı-katı fazda çeşitli işlemler uygulanan bazı yeni yöntemlerin uygulamalarını kapsayabilirler [91].

Alüminyum alaşımlarının sürekli dökümü, belirli kesitte uzun parçaların üretilmesi için endüstriyel olarak yaygınca kullanılan bir yöntemdir. Sürekli döküm, bir potada bulunan ergimiş metali kalıp değiştirmeden sürekli olarak aynı kesitte, fakat gerektiğinde değişik boylarda katılaştırabilme arzusundan doğmuştur. Ergimiş metali, dış yüzeyi su ile soğutulan iki ucu açık bir kalıptan geçirilerek katı hale dönüştürülmesi yöntemidir. Ergimiş metal, kalıbın üst ağzından kalıba dökülmekte ve eş zamanlı olarak aynı miktar kalıbın altından çekilmektedir. Su soğutmali kalıp duvarına temas eden sıvı metal hemen katılaşarak bir kabuk oluşturduğundan, kalıptan dışarı çıkan biyet ince bir kabukla çevrilidir. Sıvı-katı geçişi ile oluşan büzülmeden dolayı kabuk içeriye doğru büzülerek ısı geçişini önleyen bir hava boşluğu oluşturur. Daha sonra katılaşmada oluşan büzülme nedeniyle bu kabuk kalıp cidarından ayrılır. Bu şekilde kabuğun oluşumu ve büzülme, kalıptan biyetin sürekli olarak çıkartılmasına yani sürekli döküme imkan verir [88]. Dökümün sürekliliğinin

sağlanabilmesi için biyetin içindeki ergiyiği çevreleyen kabuğun dayanıklı olması gerekmektedir. Bu nedenle özellikle ilk soğutma bölgesinde soğuma hızının büyük bir dikkatle kontrol edilerek dayanıklı bir kabuk oluşumunun sağlanması çok önemlidir. Katılma hızı giderek yavaşlar, bu arada taneler arası ve dentritler arası cephelerden biyetin merkezindeki sıvı kütlelerinin basıncı ve katılma ile oluşan kılcılık etkisi ile dışarıya doğru ötektikçe zengin bir sıvı akımı başlar. Bu sıvı akımı ile alaşım elementleri kabuğa yığılır (ters segregasyon) ve hatta biyet yüzeyine çıkarak tekrar kalıpla temasa başlarlar ve hemen ardından katılarak yeniden büzülürler. Kalıp içerisinde kalıp duvarı vasıtası ile gerçekleştirilen ısı transferi ile katılmaya birincil soğuma adı verilir. Bu bölgede bir çok mekanizmanın varlığından dolayı katılma çok karmaşıktır [88]. Kalıbın hemen altında biyet yüzeyine su spreyi ile su püskürtülür ve “ikinci soğutma periyodu” başlar [88]. Çekilen biyetin soğuması ikinci soğuma bölgesinde devam etmektedir. Su verme, katılma hızında ani bir artışa neden olur ve bu olay tane ve alt yapısındaki değişimlerden rahatlıkla gözlemlenebilir. Ancak biyet merkezine yaklaştıkça soğuma hızı azalır ve yapı dereceli olarak kabalaşır. Yüzeye uygulanan soğutma suyu altyapıda kaba dentritik hücrelerden, ince dentritik hücrelere geçişi hemen sağlar. Ancak kolonsal kaba tanelerden eşksenli tanelerin çekirdeklenmesi için kritik bir büyüme hızının varlığını gösterir. Ergiyiğin büyük bir kısmının katılmasından hemen sonra biyet içerisinde metalin kendini çekmesinden dolayı huni şeklinde bir boşluk oluşur. Diğer bir ifade ile biyetin içerisinde daima sıvı metal derinliği mevcut olur, buna “çamurumsu bölge” denir. Bu bölgenin derinliği, katılma hızı (V_E) ve döküm hızı (V) ile belirlenir (Şekil 4.5) [88]. Düzlemsel katılmada V_E ile V hızları birbirine eşittir. Hücre boyutu ve çökelti gibi döküm yapısı V 'den daha fazla V_E tarafından belirlenmektedir. Kaba hücre-ince hücre geçişi olduktan sonra yapı, biyet merkezine doğru ilerlerken bir süre incelmeye devam eder ve daha sonra dereceli olarak kabalaşır. Eşksenli tanelerin çekirdeklenebilmesi ve büyüebilmeleri için, büyüme hızının (arayüzey ilerleme hızı) belirli bir değerin üzerinde olması gerekmektedir [88].



Şekil 4.5. Döküm hızı ve katılaşma arasındaki ilişki

İşlemin sürekli oluşu veya bir başka deyimle sıvı metalin kalıba doldurulduğu, katı kabuk oluşumu ve katılaştıran metalin kalıptan çekilerek alınışının sürekli oluşu yöntemi sürekli adını kazandırmıştır. 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 kullanılmaktadır [88].

Sürekli dökümdeki katılaşma hızı, su soğutmasız kokil kalıplara dökülen biyetlere göre hemen hemen on kat daha fazladır. Katılaşma hızları arasındaki bu fark döküm yapısında önemli değişiklikler meydana getirir. Sürekli dökümde dendrit hücreleri ve inklüzyonlar, kokil dökümüne göre önemli ölçüde daha incedir. Hızlı katılaşma nedeniyle sürekli döküm biyetlerde ters ingot segregasyonu hemen hemen hiç yoktur. Yani enine kesit boyunca kimyasal bileşimde çok az bir fark görülür. İngot segregasyonu, kokil dökümünün dezavantajlı bir karakteristiğidir. Sürekli dökümde hızlı ısı iletimi yapıdaki tanelerde alaşım elementlerinin eşitlenmesini engeller, dolayısı ile aşırı doymuşluk ve tane segregasyonu yavaş soğutulan kokil dökümüne nazaran daha fazladır. Ancak ingot segregasyonunun tersine aşırı doymuşluk ve tane segregasyonu homojenizasyonla giderilebilir. Sürekli dökümde, dökümün dış kabuğunda alaşım elementlerince zengin bir “katmerleşme” bölgesi gelişebilir. Bu da bir ingot segregasyonu tipidir, homojenizasyonla giderilemez. Fakat bu segregasyon

yüzeye yakın dar bir bölgede sınırlandırıldığından talaş kaldırma işlemi ile giderilebilir. Yeni geliştirilen sistemlerde ise kalıpta oluşan aşırı soğuma engellenerek hem kabuk oluşumu önlenir ve hem biyet ve ingotların tüm yüzey alanı boyunca üniform bir yapı elde etmek mümkündür. Katılaşma tek kademedey gerçekteştirilir. Birincil soğuma tamamen elimine edilmiştir [88].

Geleneksel sürekli döküm işlemleri, katılaşmış biyetin kalıp yüzeyine göre hareket ettiği sabit veya salınan kalıpları kullanır. Hareketin neden olduğu sürtünme, dökümün yüzey bölgelerinde mikro çatlaklar ve diğer kusurların oluşmasıyla sonuçlanır. Kalıp yüzeyine sağlanan yağlama yağı ve kendinden yağlanan grafit kalıpları sürtünmeyi/yapışmayı azaltır ve kusurlu yüzey bölgesini azaltır. Bu kusurlu bölge, yaygın olarak haddelene öncesinde işlenerek giderilir [88].

Alternatif sürekli döküm yöntemleri, kalıp ile döküm yüzeyleri arasında sıfır nispi hareket ile karakterize edilen hareketli “sonsuz” kalıpları (makaralar, kayışlar, tekerlekler) kullanır. Gezinme kalıbında sürekli döküm ile üretilen şeritler ve plakalar düşük hata yüzeyine sahiptir. Dökümler, yüzey işleme olmaksızın daha fazla işlenebilir (haddelenebilir) [88].

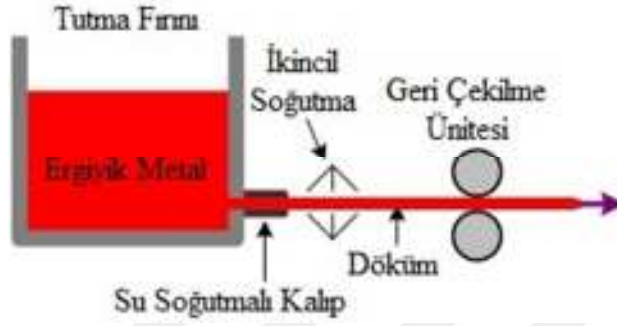
Sürekli dökümde birincil ve ikincil su soğutma ile sağlanan katılaşma hızı diğer döküm yöntemlerinden daha yüksek olduğundan, sürekli döküm daha üniform ve daha ince tane yapılı ve daha yüksek mekanik özelliklere sahip ürün elde edilmesini sağlar.

Sürekli döküm yönteminin avantajları [88];

1. Düzgün olmayan oluşumlar ve bozulmalar önlenir.
2. Randıman % 100'dür.
3. İngotlara göre daha düzgün yüzey elde edilir.
4. Segregasyonların azalması sebebi ile yüksek kalitede malzeme elde edilir.
5. Soğutma hızı kontrol edilerek tane büyüklüğü ve yapının ayarlanma imkanı vardır.
6. İşlem ekonomiktir.

Kalıp konumuna bağlı olarak sürekli döküm yöntemi; i) dikey veya ii) yatay konumda olabilir [88]:

i) Yatay Sürekli Döküm: Yatay sürekli döküm yöntemi genellikle demir dışı alaşımları dökmek için kullanılır. Yatay sürekli dökümün en popüler yöntemleri, su soğutmalı sabit grafit kalıba yatay sürekli döküm, ikiz merdaneli sürekli döküm ve ikiz kayışlı sürekli dökümdür. Şekil 4.6'da yatay sürekli döküm yöntemi şematik olarak gösterilmiştir [92].

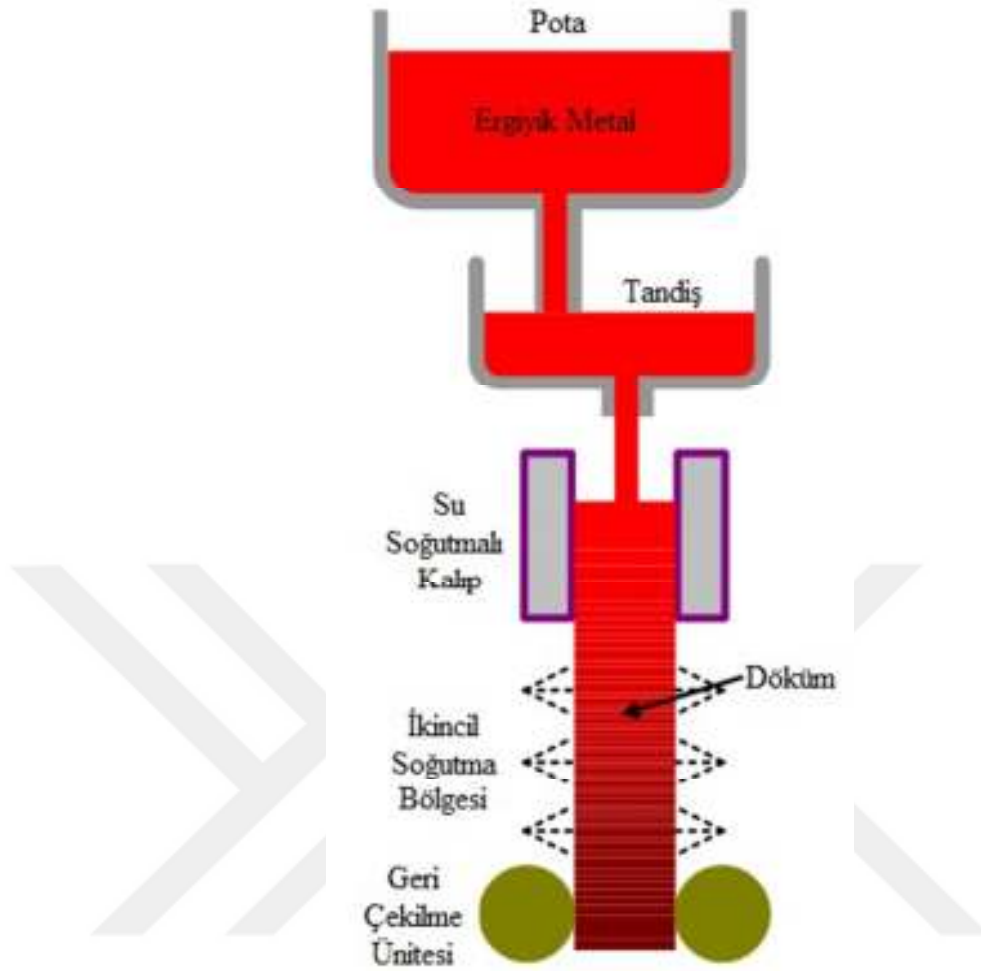


Şekil 4.6. Yatay sürekli döküm yönteminin şematik gösterimi

Yatay döküm tarzının dikey döküm tarzlarına göre birçok üstün yönleri vardır. Bu nedenle döküm malzemesi imkan verdiği ölçüde yatay döküm tesisatı kurulur. Demir esaslı olmayan metallerin tümünü yatay döküm tesisatlarında dökmek mümkündür.

ii) Dikey Sürekli Döküm: Çelikler için genellikle dikey sürekli döküm yöntemi kullanılır. Ergimiş metal, ergiyik seviyesini sabit bir pozisyonda tutarak potadan kontrol edilebilir bir hızda sürekli olarak kalıp içine döküleceği ara potaya (tandiş) beslenir (Şekil 4.7) [92]. Su soğutmalı bakır kalıp (birincil soğutma bölgesi), metalin katılaşmasına neden olan ısının uzaklaşmasını sağlar. Kalıp, döküm ile yapışmayı önlemek için salınım yapar. Döküm kalıptan dışarı çıktığında, ikincil soğutma bölgesinde, döküm yüzeyine püskürtülen su (veya hava ile su) ile soğutulur.

Dikey sürekli döküm makinelerinin çoğu, döküm işlemini büken ve konfigürasyonunu dikeyden yataya çeviren tel kılavuz birimleri ile donatılmıştır. Döküm, çekilme ünitesi tarafından kalıptan sürekli olarak çıkarılır ve bunu bir kesme ünitesi takip eder. Döküm işlemi, birincil çubuğun bir çubuğun kalıba sokulmasıyla başlar. Daha sonra ergimiş metal, katılaştığı ve çubuğun ucunu kavradığı bir kalıp içine dökülür. Birincil çubuk, geri çekme ünitesini geçtikten sonra dökümden çıkarılır [88].



Şekil 4.7. Dikey sürekli döküm yönteminin şematik gösterimi

Doğrudan soğutmalı döküm (Direct Chill-DC casting) yöntemi, alüminyum, bakır, magnezyum alaşımları gibi demir dışı metallerden silindirik biyetler veya dikdörtgen kütükler/külçeler imal etmek için kullanılan dikey yarı-sürekli döküm yöntemidir. Doğrudan soğutmalı döküm işleminden sonra biyet veya kütüklere ekstrüzyon, haddeleme veya dövme gibi teknolojik işlemler uygulanır. Doğrudan soğutmalı döküm yönteminin en yaygın uygulaması ekstrüzyon için alüminyum biyetlerin dökümüdür. Dünyada alüminyumun yarısından fazlası, doğrudan soğutmalı döküm yöntemi ile dökülmektedir.

Hammadde ergitildikten sonra genellikle su ile soğutulan kalıba dökülür. Ergiyik metalin katılaşması, su soğutmalı kalıpta başlar. Ergitme ve bu sıcaklıkta tutmanın ardından ara işlem olarak gaz giderme, tane küçültme ve filtreleme işlemleri yapılır. Ergiyik bir oluk ve dikey bir nozul yoluyla kalıp boşluğuna akar [93]. Ergiyik akışı,

ergiyik seviyesi azaldığında veya ergiyik seviyesi yükseldiğinde, musluğun çıkış ağzını arttıran yüzen bir valf tarafından kontrol edilir. Alüminyum veya bakır alaşımlarından yapılmış kalıp, alt ucu boyunca düzenlenmiş deliklere sahiptir. Deliklerden akan su jetleri, yükselerek ortaya çıkan biyetin yüzeyine püskürtme yaparak doğrudan soğutma ve katılaşma sağlar. Sıcaklığın çoğu (yaklaşık % 80) ikincil soğutma (doğrudan soğutma) ile giderilir ve sadece % 20'si kalıp duvarından ısı transferi ile giderilir. Metal soğumaya başladığında kalıp tabanında bulunan ön blok hidrolik bir ıstampaya vasıtasıyla kontrollü bir hızla indirilir. Bu hız aynı zamanda biyet döküm hızını da belirler. Yeni katılaşan biyet yüzeyi kalıptan çıkartılırken üzerine su püskürtülür.

Doğrudan soğutmalı döküm yönteminde, Şekil 4.8'de gösterildiği gibi iki ana kalıp tasarımı vardır [94];

- Şamandıra kontrollü ergiyik akışı (geleneksel tasarım)
- Sıcak üst tasarım (Hot top mould)

Sıcak üst kalıp tasarımının avantajları şunlardır;

- Akış kontrolü gerekli değildir,
- Eriyik oksidasyondan korunur,
- Isı kayıplarını azaltır.

kabarcıklaşma ve çatlama sayılabilir. Homojenizasyondan sonra biyetlerin soğutulması da iyi bir mikroyapı elde ederek üretim verimliliğinin artırılması ve üründe elde edilecek mekanik özellikler açısından son derece önemlidir [96].

Geleneksel sürekli döküm yönteminde, hızlı katılaşma nedeniyle biyette merkezi çatlaklara sebep olabilen gerilmeler oluşabilir. Çünkü biyetin sert dış kabuğu yüksek oranda sıcaklık düşüşü ile biyetin merkezindeki ısıl büzülme engelleyerek gerilmelere ve hatta bu gerilmelerin belirli bir değeri aşması sonucu çatlaklara neden olur. Bu durumu engellemek için pratik açıdan döküm hızı azaltılmalıdır. Azalan döküm hızı ile birlikte kabuk bölgesinde görülen biyet segregasyonu (makrosegregasyon) yani enine kesitteki kimyasal bileşim farklılığı artarken, yapıda dendrit kolları arasındaki mesafelerde veya tane içinde meydana gelen mikrosegregasyon azalır.

Ancak azalan döküm hızı ile birlikte biyet yüzey kalitesi azalır. Böylece, biyete uygulanacak ekstrüzyon, sıcak hadde vb. sonraki işlemlerden önce optimum yüzey kalitesi elde etmek için uygulanan tabaka kaldırma prosesinde daha kalın bir tabakanın kaldırılması gerekecektir. Ayrıca, yavaş katılaşma sonucunda oluşan kaba yapı da biyet kalitesini ve verimliliği düşürür. En önemlisi de, ticari döküm uygulamalarında, bir tane içindeki uniform alaşım elementi konsantrasyonu için gerekli difüzyonu sağlayacak yeterli süreler yoktur.

Ancak doğrudan soğutmalı sürekli döküm yöntemi gibi sonradan geliştirilen sistemlerde, katılaşma tek kademede yapıldığından ve birincil soğuma tamamen elimine edildiğinden kabuk oluşumu önlenir ve biyetlerin tüm yüzeyi boyunca uniform bir yapı elde edilir. Böylece makrosegregasyon giderilmiş olunur. Bununla birlikte, biyetlere döküm işlemini takiben homojenizasyon prosesi uygulanarak mikrosegregasyon en düşük seviyeye indirilebilir. Buna göre homojenizasyon işleminin iki ana hedefi olduğu söylenebilir; i) döküm sırasında oluşan mikrosegregasyonu mümkün olduğunca çok elimine etmek ve interdendritik bölgelerdeki kaba ve çözünebilir intermetalik bileşenleri parçalamak, ii) ikincil faz partiküllerinin çökmesini sağlamaktır [74, 88].

Segregasyon, metal ve alaşımların katılaşması sırasında oluşabilen ve mikroyapının homojen olmamasına neden olan karışmama işlemine verilen addır. Segregasyon

dikine anlamına gelen seiger kelimesinden türetilmiştir ve değişik ağırlıktaki ergiyiklerin üst üste tabakalaşmasını tanımlar. Başta blok/ingot segregasyonu olmak üzere kristal segregasyonu da görülür. Yer çekiminden dolayı meydana gelen ağırlık segregasyonu ilk olarak katılaştıran birincil fazlar ile ergiyik arasında belirgin yoğunluk farkı gösteren sistemlerde oluşur. Burada oluşan birincil fazlar ergiyiğe göre ya sıvı yüzeyine çıkar ya da sıvının dibine çöker.

İkinci bir segregasyon oluşumu olan kristal segregasyonunda ise benzer bir oluşum gözlenir. Katılaştırmadaki element konsantrasyonundaki değişime bağlı olarak tane/dendrit/kristal yapısında da merkezden sınıra doğru değişik element gradyenti elde edildiği görülür. İzotrop bir mikroyapı yöne/yönlenmeye bağımsız olarak özelliklerini değiştirmez. Bunu sağlamak için yani segregasyonu gidermek için difüzyondan yararlanır. Bunun için homojenizasyon tavlama yapılır. Dökümde katılma hızına bağlı olarak birkaç mm seviyesinde segregasyon görülürken, kristal segregasyonunda bu seviye bir kaç on mikron seviyesindedir. Homojenizasyon tavlamasında kısa mesafe doğrultusunda tane/dendrit/kristal içi element dağılımı homojenleştirilir iken döküm biyet boyunca dağılımı homojenleştirmek için oldukça uzun süreler gereksinim duyulması nedeniyle ilgili elementel dağılımı pratikte tamamen gidermek çok zordur [97]. Dökümde ergiyikten katılma sırasında oluşan mikrosegregasyon pratik açıdan döküm biyetlerin mekanik özelliklerini ve işlenebilirliklerini olumsuz etkilediği için önemlidir. Zr içeren çökeltilerin ticari alüminyum alaşımlarında çökmesi, zirkonyumun katılma sırasında segregasyonu nedeniyle karmaşıklaşmaktadır [98].

4.3. Isıl İşlemler

Çözeltiye alma işlemi sırasında tam bir katı çözelti elde edilirse, aşırı süratli soğutma ile tam bir aşırı doyma elde edilebilir. Soğutma yavaşlatılırsa, su verme nedenli çökme meydana gelir. Su verme nedenli çökme, soğutma sonrası çözülme miktarını azaltarak yaşlanma öncesinde yaşlandırma sertleştirmesi potansiyelini azaltır. Bu olay genellikle “su verme hassasiyeti” olarak adlandırılır. Su verme nedenli çökmeyi tamamen bastırmak için gerekli olan üst kritik soğutma hızları, örneğin alaşım bileşimi gibi çeşitli faktörlere bağlıdır. Böylece, daha yüksek alaşım elementleri konsantrasyonları daha yüksek üst kritik soğutma hızlarına neden olur.

Pratik uygulamalarda, soğutma oranları uygun bir soğutma ortamı seçilerek uyarlanır.

Bu kısa çözeltiye alma işlemleri, özellikle de nispeten düşük sıcaklıklarda gerçekleştirildikleri takdirde, alaşım elementleri katı çözeltiye tamamen alınamayabilir. Bununla birlikte, çökelti partiküllerinin tamamen katı çözeltide çözünmemesi ile tamamlanayan katı çözeltiye alma işlemi, su verme nedenli oluşacak çökeltinin çekirdeklenmesi için gerekli zamanın azalmasına neden olabilir. Bu nedenle, katı çözeltinin tamamen çözünmemesi su verme hassasiyetini etkileme potansiyeline sahiptir. Bu, su verme işleminin yaşanma sürecine öncülük etmesinden ve su verme durumunda çözelti içindeki bileşenlerin müteakip yaşanma işleminin başarısını etkileyeceğinden kaynaklanmaktadır [98].

Yaşlandırma sertleşmesinden sonraki malzeme özelliklerinin çözeltiye alma işleminden sonraki su verme hızına bağımlılığı olan su verme hassasiyeti, yüksek mukavemetli 6XXX serisi alüminyum alaşımlarında özel bir problemdir. Çünkü ekstrüzyon sonrası su verme hızının azalmasına bağlı olarak alaşımın özelliklerinde kayıplar meydana gelir. Yüksek su verme hızları elde edilebilir olsa da, bunlar ek bir maliyettir ve özellikle daha karmaşık profillerin ekstrüzyonu sırasında çarpılmalarına yol açabilir. Geçiş metalleri, özellikle de mangan ve krom, kırılma tokluğunu iyileştirmek ve yeniden kristallenme sırasında tane büyümesini engellemek için ilave edilir. Bu elementler, homojenleştirme sıcaklığına ısıtma sırasında, demir ile kombinasyon halinde çökelti fazlar oluştururlar. Bu çökeltiler; i) ekstrüzyon sıcaklığından soğutma geciktirilirse, kaba ve sertleşmeyen Mg-Si çökeltileri için çekirdeklenme alanları olarak işlev görürler, ii) Mg ve Si'nin aşırı doyma derecesini azaltır ve dolayısıyla alaşımın yaşlandırma sertleştirme işlemlerine verdiği cevabı azaltırlar. Sonuç olarak, mekanik özellikler kuvvetli bir şekilde su verme hızına bağlıdır. Bu nedenle, su verme hassasiyetini belirleyen iki temel alaşım özelliği şunlardır; i) sertleşmeyen çökeltiler için çekirdeklenme yörelerinin varlığı, ii) aşırı doyma derecesi. Bununla birlikte, aşırı doyma yaşlandırma süreci sırasında çökelti sürecini sürdürebilmek için gerekli olması nedeniyle, heterojen çekirdeklenme bölgelerinin varlığı önemli bir problemdir. Çekirdeklenme yöreleri olarak çökeltilerin uygunluğu, kompozisyonları, kristal yapıları ve boyutları tarafından belirlenen çökelti-matriks ara yüzey koşullarına bağlıdır. 20-500 nm

boyutlardaki çökelti ve α -fazının büyük kafes parametresi (a : 1,26 nm) nedeniyle, çökelti ve matriks arayüzeyi uyumsuzdur ve dolayısıyla diğer fazların çekirdeklenmesi için yüksek enerjili yörelerdir. Çökeltilerin sayıca yoğunluğunun bu alaşımların su verme hassasiyetini arttırdığı bilinmektedir. Çökeltilerin sayıca yoğunluğu, geçiş metallerinin miktarı ve homojenizasyon işlemi ile belirlenir. Düşük sıcaklıklarda kısa homojenizasyon süreleri, yüksek yoğunluklarda ince çökeltilere yol açar. Mangan hem matriks hem de birincil intermetalik fazlarda daha fazla çözünebildiğinden, aynı çökelti yoğunluğu, mangana kıyasla daha düşük krom içeriklerinde elde edilir. Bununla birlikte, katı çözültide yüksek miktarlarda Mg ve Si içeren alaşımlarda artan aşırı doygunluk, su verme sırasında mukavemet artışı sağlamayan çökeltilerinin çekirdeklenmesi için daha büyük bir itici güç sağlar ve böylece daha fazla su vermeye duyarlı alaşımlara yol açar. Bu, daha yüksek mukavemetli alaşımların her zaman daha fazla su verme hassasiyeti göstereceği anlamına gelir [99].

Mg₂Si partikülleri malzemedeki tane sınırları, dislokasyonlar ve partikül/matriks arayüzeyleri gibi heterojen bölgeler üzerinde kolaylıkla oluşur. Eğer malzeme önemli miktarda geçiş elementlerinden (Mn, Cr, Zr vb.) içeriyorsa, bu elementler ekstrüzyon biyetinin homojenizasyonu sırasında çökeltilerin yoğun dağılımını sağlar. Çökelti/matriks arayüzeylerinin sıklıkla Mg₂Si partikülleri için tercih edilen bir çekirdeklenme bölgesi olduğu bulunmuştur ve bu nedenle yüksek miktarda çökelti içeren bir malzemenin, yaşlanma sertleşmesi potansiyelini korumak için yüksek bir soğutma hızı gerektireceği bulunmuştur [100].

4.4. Ekstrüzyon

Biyet adı verilen metal bir bloğun, bir kovan içine yerleştirilerek ıstampa vasıtasıyla uygulanan basma kuvveti etkisiyle kendisinden daha küçük kesitli bir kalıp boşluğundan geçirilmesinin sağlandığı plastik şekillendirme yöntemine “ekstrüzyon” denir. Kovan içine beslenen biyet malzeme döküm veya hadde ürünü olabilir. Ekstrüzyon ile çubuk, boru, şerit gibi uzun ürünler elde edilir. Ekstrüzyon prosesinin sınıflandırılması Tablo 4.1’de verilmiştir [101].

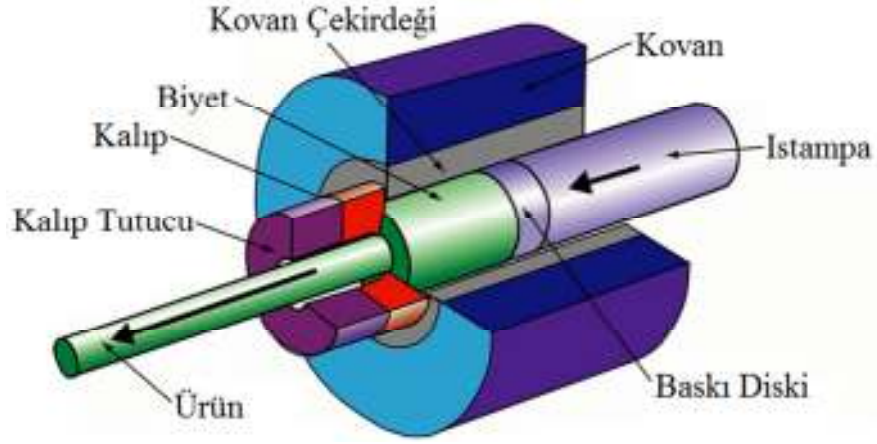
Tablo 4.1. Ekstrüzyon prosesinin sınıflandırılması

Ekipmana göre	Yatay ekstrüzyon
	Dikey ekstrüzyon
Yönüne göre	Direk ekstrüzyon
	Endirek ekstrüzyon
Uygulama sıcaklığına göre	Soğuk ekstrüzyon
	Sıcak ekstrüzyon

Dikey ekstrüzyon preslerinde, ıstampa ve takım eksenleri daha kolay düzenlenmektedir. Genellikle yatay ekstrüzyon presleri kullanılır. İnce cidarlı boruların daha hassas şekilde üretimini sağlamak amacıyla ise dikey tipte ekstrüzyon presleri kullanılmaktadır. Dikey presler için tavan yüksekliği diğerine göre daha yüksek olmalı ve ürünün makinadan alınabilmesini sağlamak amacıyla zeminde bir çukur bulunmalıdır [101].

Ekstrüzyon yöntemleri yönüne göre temel olarak ikiye ayrılır;

1) Direkt Ekstrüzyon (İleri Ekstrüzyon): En önemli ve yaygın olan ekstrüzyon tekniğidir. Kovan içerisine yerleştirilen biyetin ıstampa tarafından uygulanan basınç etkisiyle kalıp boşluğundan geçirilmesi esasına dayanır (Şekil 4.9) [102]. Çubuk, bar, boru üretiminde ve kalıbın yapısı ve şekline göre farklı geometrilere sahip içi boş ve dolu kesitli profillerin üretiminde kullanılabilir. Metalin akış yönü ile ıstampanın hareket yönü aynıdır. Baskı kuvveti ile biyet kovan içinde ileriye doğru hareket etmektedir. Bu hareket nedeniyle oluşan sürtünme kuvvetlerinden dolayı ıstampanın uygulaması gereken basınç oldukça yüksektir. Bu proseste üç farklı evre bulunmaktadır; (i) biyet sıkışmaya başlar ve basınç hızla artarak en yüksek değerine ulaşır, (ii) ekstrüzyon işlemi gerçekleşmeye başladığında basınç azalır, bu bölge “rejim” hali olarak adlandırılmaktadır, (iii) basınç en düşük değere indikten sonra biyetten arta kalan “koçan” sıkışmaya başladığından basınç aniden yükselmeye başlar.

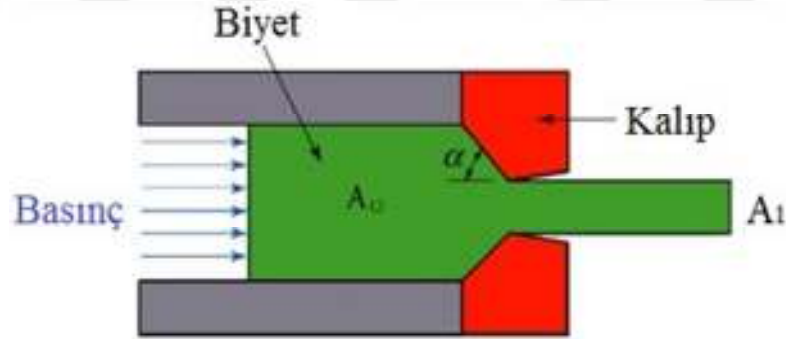


Şekil 4.9. Direkt ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi

Direkt ekstrüzyonda, ekstrüzyon oranı (R) ve kalıp açısı (α) prosesin geometrik değişkenleridir (Şekil 4.10). Ekstrüzyon oranı;

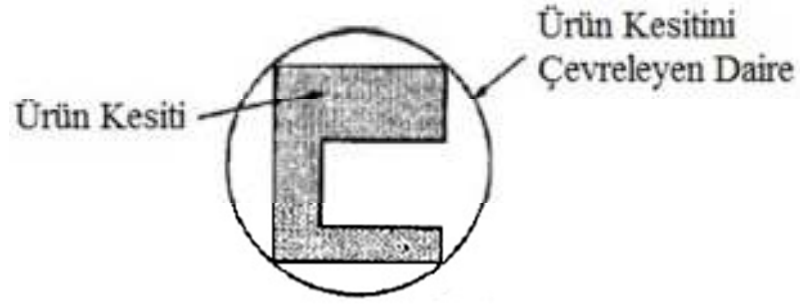
$$R = \frac{A_0}{A_1} \text{ yada } R = \frac{L_1}{L_0} \quad (4.1)$$

Burada, L_1 biyet uzunluğu, L_0 ürün uzunluğudur.



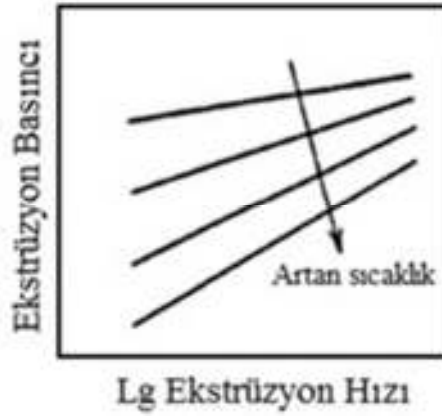
Şekil 4.10. Direkt ekstrüzyonda değişkenler

Ekstrüzyon ürününün şeklini tanımlayan bir parametre de ürün kesitini çevreleyen dairenin çapıdır (Şekil 4.11). Ekstrüzyon prosesinde şekil faktörü; çevre uzunluğunun kesite oranıdır. Bu faktör, ekstrüzyon işleminin güçlüğü tanımlamada kullanılır [101].



Şekil 4.11. Ekstrüzyonda ürün kesitini çevreleyen daire çapının tayini

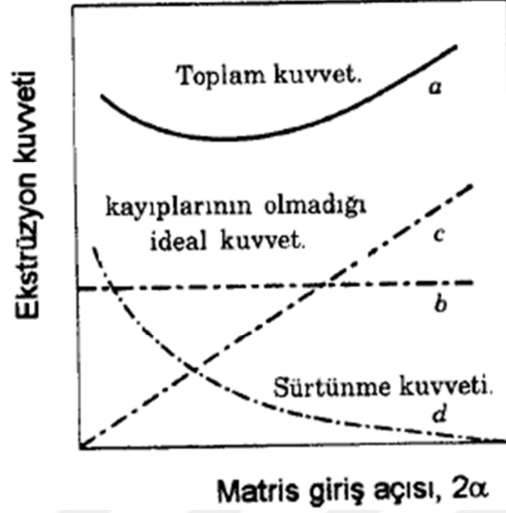
Ekstrüzyon basıncını etkileyen faktörler; biyetle kovan/kalıp arasındaki sürtünme, ekstrüzyon oranı, ekstrüzyon hızı, ekstrüzyon sıcaklığı, kalıp geometrisi, biyet uzunluğu, takım sıcaklığı ve alaşımın kimyasal kompozisyonudur. Şekil 4.12'den görüleceği gibi ekstrüzyon hızı arttıkça ekstrüzyon basıncı yükselir ve bu etki özellikle yüksek sıcaklıklarda daha belirgin olmaktadır [101]. Hız arttıkça birim zamanda yapılan iş artacağından yüksek hızlarda malzeme sıcaklığı yükselir ve ergime başlayabilir. Ayrıca sıcak kırılabilirliğe bağlı olarak malzemenin yüzeyinde yüzey çatlakları oluşabilir. Bu durum, hız ya da sıcaklık düşürülerek çözülebilir [101].



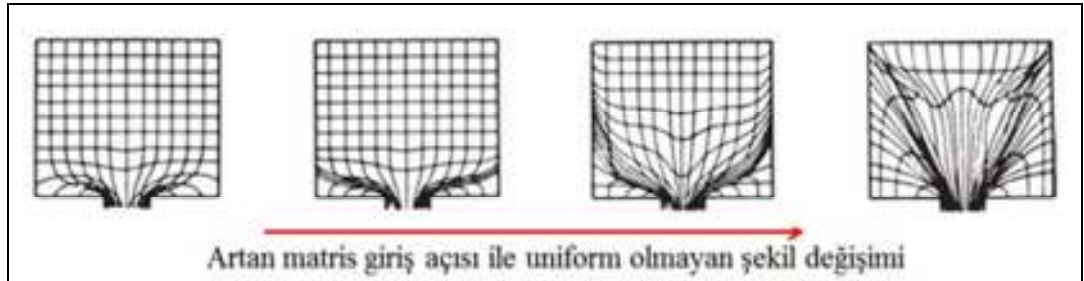
Şekil 4.12. Ekstrüzyon hızı ile sıcaklığının ekstrüzyon basıncına etkisi

Sürtünmenin ya da herhangi bir kaybın olmadığı ideal birim hacim şekil değişimi yalnız ekstrüzyon oranına bağlı olup kalıp giriş açısından bağımsızdır (Şekil 4.13) [107]. Kalıp giriş açısı azaldıkça biyetle kalıp arasındaki temas yüzeyi büyüdüğü için

sürtünme işi de artar. Uniform olmayan şekil değişiminden doğan iç şekil değiştirme işi kalıp giriş açısı ile birlikte artar (Şekil 4.14) [107].



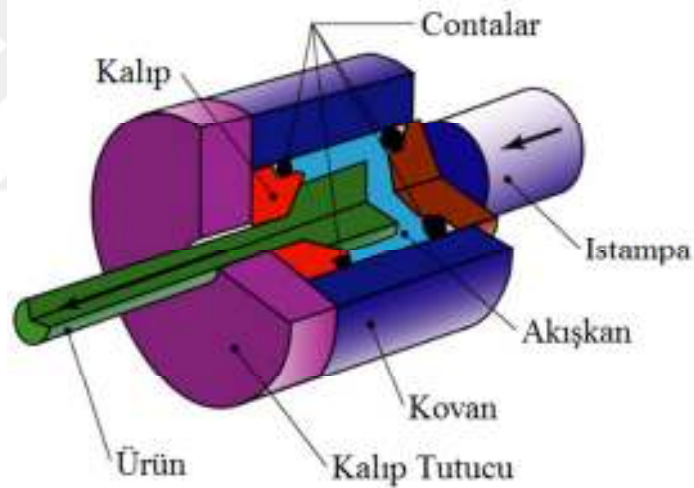
Şekil 4.13. Kalıp giriş açısının ekstrüzyon kuvvetine etkisinin şematik gösterimi, a) toplam kuvvet, b) sürtünme vs. kayıplarının olmadığı ideal kuvvet, c) iç sürtünme için gerekli kuvvet, d) sürtünme kuvveti



Şekil 4.14. Artan matris giriş açısı ile uniform olmayan şekil değişiminin şematik gösterimi

Ekstrüzyonda, biyet ve kovan sürtünmesine bağlı olarak oluşan şekil değişimleri Şekil 4.15'de gösterilmiştir; a) iyi yağlanmış biyet ve düşük kovan sürtünmesi durumundaki yaklaşık homojen deformasyonun sağlanması, b) kovan duvarında yüksek sürtünme durumunda küçük deformasyon sebebiyle kovan köşelerinde hareketsiz (ölü) bölge oluşumu ve merkezde temel olarak sadece boyuna uzama ve biyet duvarları boyunca kapsamlı kayma ve ağsı yapı oluşumu, c) kovan/biyet arayüzeyinde çok yüksek sürtünme durumunda soğuk kovan duvarından dolayı metal akışı merkeze doğru yoğunlaşır ve iç kayma düzlemleri gelişir. Aşırı sürtünmede

sıcaklığında mum, polimer, bitkisel yağ kullanılırken, yüksek sıcaklıklarda camın erimiş hali kullanılır. Bu yöntem ile titanyum alaşımları, çeşitli refrakter malzemeler, yüksek dayanımlı çelikler gibi ekstrüzyon yöntemi ile şekillendirilmesi zor malzemeler işlenebilir. İstampa itildiğinde, biyetin hızı ıstampanın hızına eşit değildir ancak hidrostatik ortamın hacminin yerdeğiştirmesiyle orantılıdır. Bu yöntem ile çok yüksek ekstrüzyon oranları elde edilmiştir. Bu üstünlüklerine rağmen takımların karmaşıklığı ve üretim hızının düşük olması endüstriyel olarak sınırlı kalmasına neden olmaktadır. Basınç altındaki sıvıdan dolayı sıcak işlem için uygun değildir. Basınç altındaki sıvıda depo edilen enerjinin büyüklüğünden dolayı kalıptan çıkışta ekstrüzyonu kontrol etmek problem olabilir. Bu sorun biyete ve ekstrüzyona aksenal kuvvetler uygulanarak çözülmeye çalışılmaktadır. Bunun için, sıvı basıncı ekstrüzyon için gerekli değerden düşük tutulur ve aksenal kuvvetler ile dengelenerek ekstrüzyonun hareketi daha iyi kontrol edilebilir [101].



Şekil 4.17. Hidrostatik ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi

Ekstrüzyon sıcak yada soğuk olarak uygulanabilir. Soğuk ekstrüzyon oda sıcaklığında ya da biraz daha yüksek sıcaklıkta yapılan bir prosestir. Örneğin; kurşun, kalay, alüminyum alaşımları, bakır, titanyum, molibden, vanadyum, çelik ekstrüde edilebilir. Soğuk ekstrüde edilmiş ürün örnekleri, el ile bükülebilir tüpler, alüminyum kutular, dişli parçalardır. Soğuk ekstrüzyon prosesi ise, sanki ekstrüzyon ile dövmenin birlikte yapıldığı bir işlem gibidir. 40 mm'den daha küçük metal biyetlerin ekstrüde edilmesi sağlanır. Son ürün boyutlarının toleransları iyidir. Soğuk ekstrüzyonda takımların maruz kaldığı gerilmeler çok yüksek olduğundan takım

tasarımı ve malzemesi çok önemlidir. Şayet sürtünmeden dolayı oluşan ısı alaşımın yeniden kristallenme sıcaklığına kadar ulaşmaz ve o sıcaklıkta kalmazsa pekleşme olayı mekanik özellikleri iyileştirir ve bu amaçla yapılan ilave ısıl işlemlere de gerek kalmaz. Fakat, yeniden kristallenmeye neden olacak derecede yüksek sıcaklık oluşumu soğuk ekstrüzyonun etkilerini mekanik özellikler açısından yok eder. Biyetlerde oksit filmi oluşmaz. Isıtma olmadığından daha az enerji harcanır. Yağlama bu işlemde önemli bir parametredir. Yüksek basınç ve sıcaklıklarda yağlayıcı film bozulmamalıdır. Yağlayıcı olarak yağ asiti tuzu olan çinko stearat kaplama yapılır. Böylece daha yüksek son yüzey kalitesi elde edilebilir [102].

Metal ve alaşımların çoğu oda sıcaklığında yeteri kadar sünek olmadığından ve ekstrüzyonda yüksek kuvvet gerektirdiğinden sıcak ekstrüde edilir. Biyet/kovan arasındaki yüksek basma gerilmeleri malzemenin çatlak oluşumunu azaltmada etkindir. Dövmeye benzer şekilde sıcak ekstrüzyonda daha düşük ıstampa kuvvetleri ve daha ince taneli yapı mümkündür. Sıcak ekstrüzyonda biyet kovan içine konmadan önce istenen sıcaklığa kadar ısıtılır. Düşük ekstrüzyon hızlarında kovanın da ısıtılması gerekir. Sıcak ekstrüzyon prosesi, sürekli bir proses değildir, biyetin hacmi ile sınırlıdır. Büyük biyetler ile çok uzun ürünler elde edilebilir. Sıcak ekstrüzyon yaklaşık olarak alaşımın ergime noktasının % 50-75 kadarında oldukça yüksek sıcaklıkta yapılmaktadır. Sıcak ekstrüzyonda kuvvet ihtiyacı az olur, kalıp aşınması artar. Isıtılan metal biyetlerde aşındırıcı oksit filmi oluşur fakat ön levhaya hafif çap küçültmesi yaparak oksit problemi çözülür. Kalıplar sıcak iş takım çeliğinden imal edilir. Ekstrüzyon prosesinde çoğunlukla kullanılan proses sıcak direk ekstrüzyondur. Ekstrüzyon ürününün kesit yüzeyinin şekli kalıbın şekli tarafından verilmektedir. Yüksek sıcaklık ve yüksek basınçlardan dolayı takım tezgahının diğer parçaları gibi bu etkilerin kalıp ömrü üzerine olumsuz etkileri vardır dolayısıyla iyi bir yağlama işlemi gereklidir. Yağlayıcı olarak düşük sıcaklıklarda yağ ve grafit kullanılırken, yüksek sıcaklıklarda da cam tozları kullanılmaktadır. Sıcak ekstrüzyon işlemi aynı eksen üzerinde kovan içerisinde bulunan malzemenin kalıptan geçirilmesidir. Hammadde olarak ısıtılmış silindirik alüminyum biyetler kullanılır. Önceden ısıtılmış kovan içerisine alüminyum biyetler yerleştirilir ve zımba vasıtası ile baskı kuvveti uygulanır. Ekstrüzyon kalıpları prosese başlamadan önce 3-4 saat kalıp tav fırınında (480-490 °C) bekletilir. Hammadde olarak kullanılan

alüminyum biyet sıcak kalıp içerisinde şekillendirilir. Ekstrüzyon işlemi boyunca biyet akış karakteristiğinden dolayı son 2-3 cm'lik kısım hurda olarak atılır. Profil çıkış sıcaklığı ortalama 510-530 °C olması istenir. Ardından istenilen mekanik özelliklere uygun soğutma işlemi uygulanır.

Alüminyum ekstrüzyon prosesi, tasarım süreciyle başlar. Çünkü nihai üretim parametrelerinin çoğunu belirleyen, ürünün kullanım amacına göre tasarımıdır. İşlenebilirlik, son işlem ve kullanım ortamı ile ilgili sorular, ekstrüde edilecek alaşımın seçiminde önemli kriterlerdir. Profilin işlevi, formunun tasarımını ve dolayısıyla onu şekillendiren kalıbın tasarımını belirleyecek faktördür. Son ürünün şekli belirlendikten sonra, ekstrüzyon işlemine hazır hale getirmek için seçilen uygun alaşım ve kalıp hazırlanır. Biyetler ekstrüzyondan önce ısıyla yumuşatılmalıdır. Isıtılan biyetler, kovan içine yerleştirilir ve burada zımba adı verilen bir iticiyle uygulanan basınç etkisiyle kalıp boşluğundan geçirilmeye zorlanır.

Sıcak ekstrüzyon prosesinin Şekil 4.18'de gösterilen endüstriyel aşamaları aşağıda açıklandığı şekildedir [103];

1. Alüminyum biyet stoğu, ekipman kapasitesi ve montaj sınırlamaları nedeniyle daha kısa uzunluklara kesilir. Ekstrüzyon biyeti, genellikle silindirik hacimde dökülmüş haldedir. Fakat dövme ürün veya toz kompakt yapıda da olabilir. Biyet uzunluğu; bitmiş profilin istenen uzunluğu, ekstrüzyon oranı ve ekstrüzyon presinin gereksinimleri gibi birçok faktöre göre değişir. Standart uzunluklar yaklaşık 660 mm ile 1830 mm arasında olabilir. Dış çap 76 mm ile 838 mm arasında değişebilir; 155 mm ile 228 mm biyet çapları en yaygın olanlardır.

2. Kesilmiş biyetler yumuşatılması için biyet ön ısıtma fırınına aktarılır. Metal, istenen sıcaklık sağlanana kadar fırında tutulur. Alüminyumun ergime noktası, alaşımın saflığına göre değişir, ancak yaklaşık 660 °C'dir. Ekstrüzyon işlemleri tipik olarak 375 °C gibi sıcaklıklarda biyet ön ısıtma ile başlar ve ekstrüde edilen alaşıma bağlı olarak 500 °C gibi sıcaklıklarda ekstrüzyon gerçekleştirilir.

3. Ekstrüzyon prosesi için ekipmanlar, seçilen kalıbın ön ısıtılmasıyla hazırlanır ve presin bir kalite kontrol değerlendirmesi yapılır. Ekstrüzyon prosesinden önce kalıbı

hazırlamak için, kalıp önceden ısıtılır. Bu işlem nihai ürünün genel kalitesinin artırılmasını sağlar.

4. Biyet istenilen sıcaklığa geldikten sonra, biyet ve kalıbın birbirine yapışmasını önlemek için ince bir yağlayıcı madde (ayırıcı madde) uygulanır. Alüminyum profillerin ekstrüzyonu, tasarım çeşitliliği, yüksek üretim verimliliği sağlar ve en ekonomik şekillendirme sürecidir. Alüminyum biyet ve ıstampa arasında bir ayırma maddesinin veya yağlayıcının uygulanması hayati önem taşır.

5. Isıtılmış biyet bir kovan içine girer ve buradan prese aktarılır. Uygulanan basınç altında biyet kalıptan geçirilir ve ekstrüde edilir. Ekstrüzyon prosesi, ıstampa kovan içindeki biyete basınç uygulamaya başladığı zaman başlar. Çeşitli hidrolik pres tasarımları 100 tondan 15.000 tona kadar basınç uygulayabilir. Presin basınç kapasitesi, ekstrüzyonun ne kadar üretebileceğini belirler. Ekstrüzyon ebadı, bazen bir çember çapına uygun olarak anılan en uzun enine kesit boyutuyla ölçülür. Basınç ilk olarak uygulandığında, biyet kalıp duvarları ile tam temas ile sınırlandırılınca kadar, daha kısa ve daha geniş bir hale gelene kadar, kalıba karşı ezilir. Daha sonra, basınç arttıkça, yumuşak fakat hala katı metalin gideceği bir yere sahip değildir ve tam olarak şekillendirilmiş bir profil olarak kalıbın öbür tarafında ortaya çıkacak şekilde kalıbın şekillendirilmiş deliğinden geçmeye başlar. Dış yüzeyi de dahil olmak üzere biyetin yaklaşık % 10'u konteynırda bırakılır. Tamamlanan ekstrüzyon kalıpta kesilir ve metalin geri kalanı geri dönüştürülecek şekilde çıkarılır. Kalıptan çıkan ve hala sıcak olan profil, nihai üründen istenen özelliklere göre sudan geçirilebilir, mekanik olarak işlenebilir ve yaşlandırılabilir. Ekstrüzyon oranları kullanılan alaşıma ve kalıbın şekline bağlı olarak değişir. Kompleks bir şekil verilen sert bir alaşım, ekstrüzyon presinden yavaşça geçirilirken; basit bir şekle sahip bir yumuşak alaşım daha hızlı bir şekilde ekstrüde edilebilir.

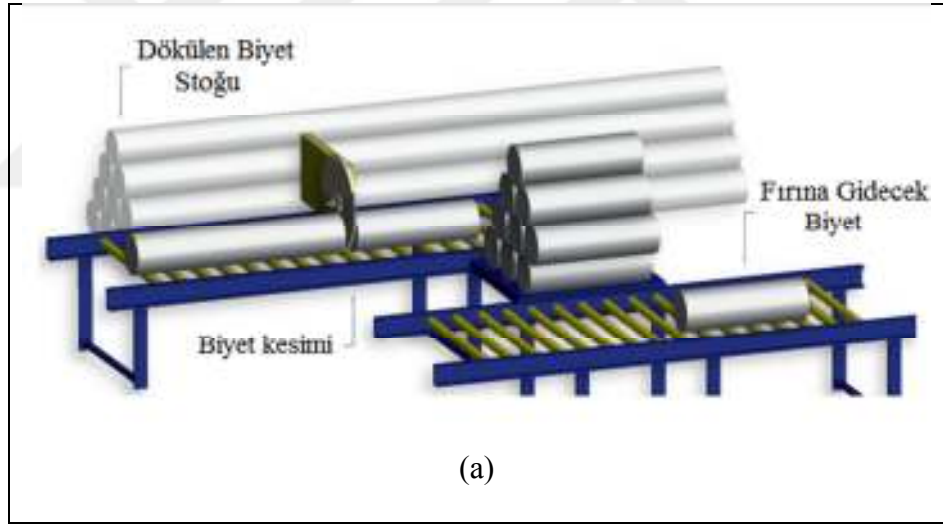
6. Alaşıma bağlı olarak, profil kalıptan çıktıktan sonra hava, su havuzu, pulverize su veya fanlar ile soğutulabilir. Bu, yaşlanmadan sonra yeterli metalurjik özelliklerin sağlanması için kritik bir adımdır.

7. Ekstrüde edilen profil daha sonra bir germe masasına aktarılır. Profillerde ekstrüzyondan sonra su vb. ile soğutma sırasında meydana gelebilecek herhangi bir çarpılmayı düzeltmek için profiller gerdirilir ve ardından konveyörler ile nihai bir

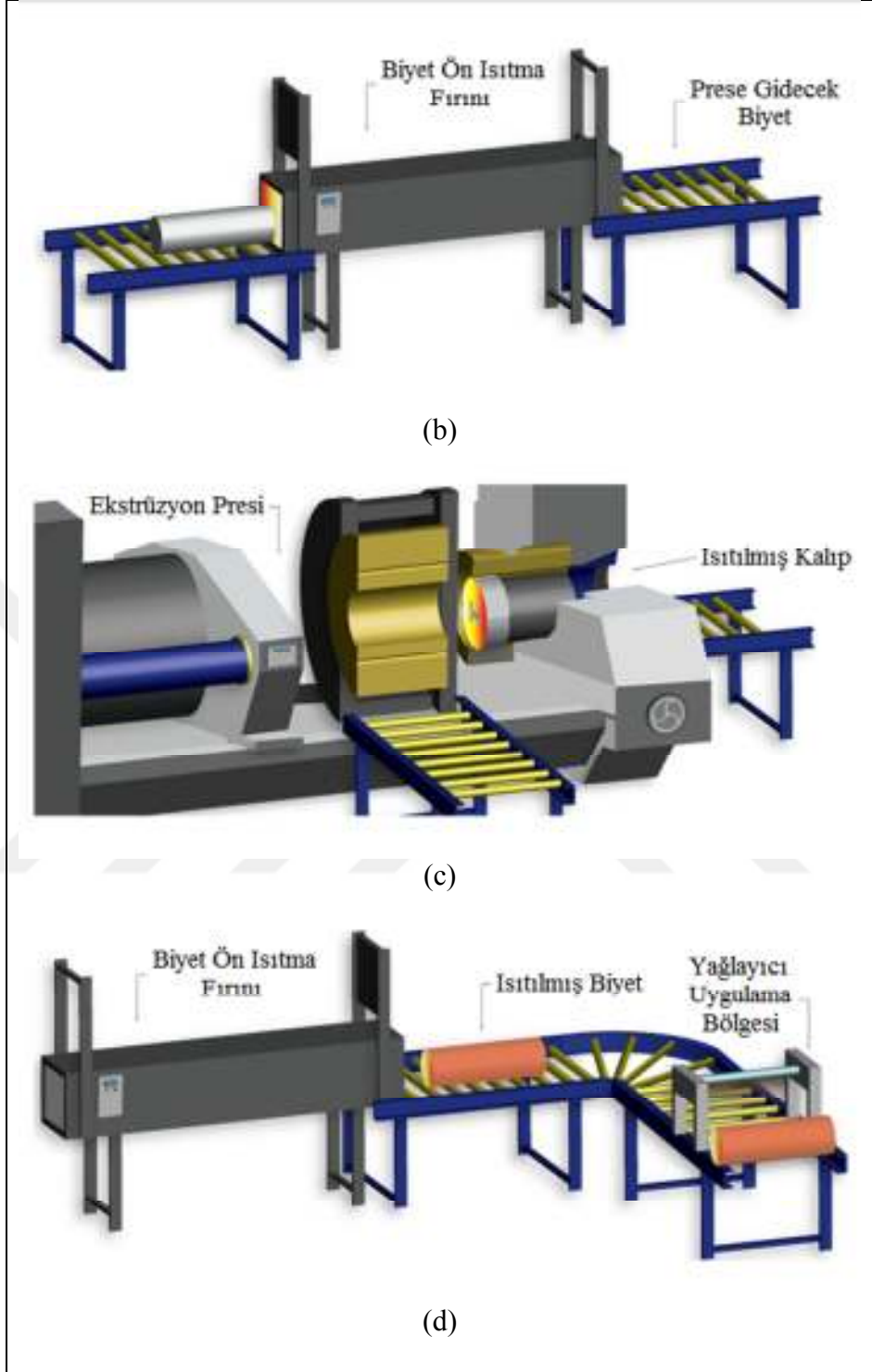
kesme testeresine beslenir. Burada profiller gerekli ticari uzunluğa kesilir. Dairesel testereleler, günümüzde kullanımda en yaygın olanlardır ve genellikle profil uzunluğuna dik bir açıda kesme işlemi gerçekleştirilir.

8. Bazı ekstrüde edilen alaşımlar daha sonra bir fırında yaşlandırma işlemine tabi tutulur. Bu alaşımlar, yaşlandırma sertleşmesi olarak bilinen, yaşlanma süreciyle optimal mukavemetlerine ulaşır. Profil kalıptan çıktığında yarı katı bir halde bulunur, fakat su verildiğinde hızla katılaşır. Isıl işlem uygulanamayan alüminyum alaşımları (Mn ya da Mg içerenler), soğuk işlem yoluyla mukavemet kazanırlar. Isıl işlem uygulanabilen alaşımlar (Cu, Zn, Mg ve Si içeren gibi), metalurjik yapısını etkileyen kontrollü ısıl işlemlerle daha da mukavemetli hale getirilebilirler.

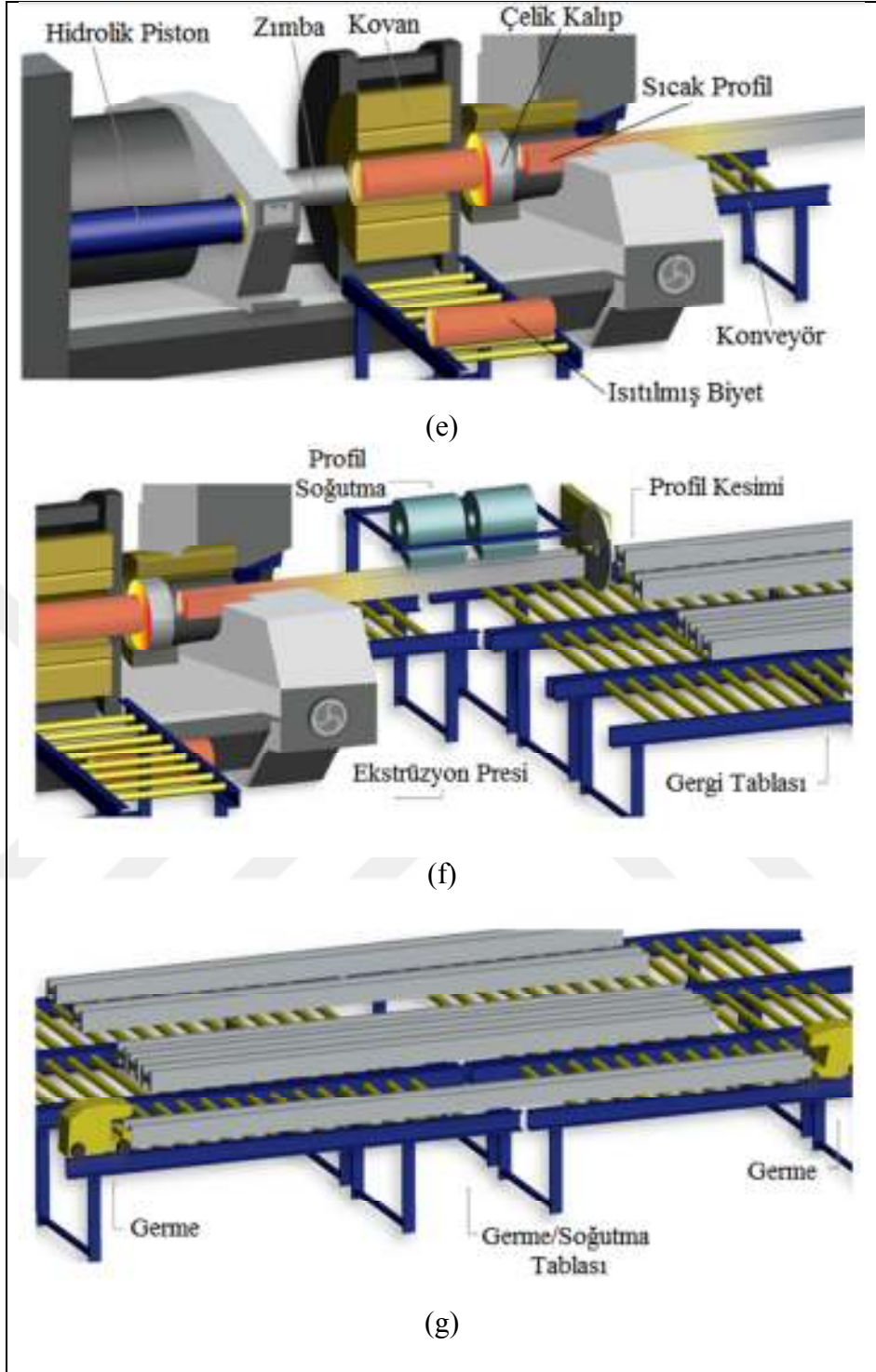
9. Nihai ürün, kalite kontrol sağlandıktan sonra yüzey hasarı, burulma veya diğer tehlikelerden korunacak şekilde paletlenir ve ambalajlanır ve teslimat için hazırlanır.



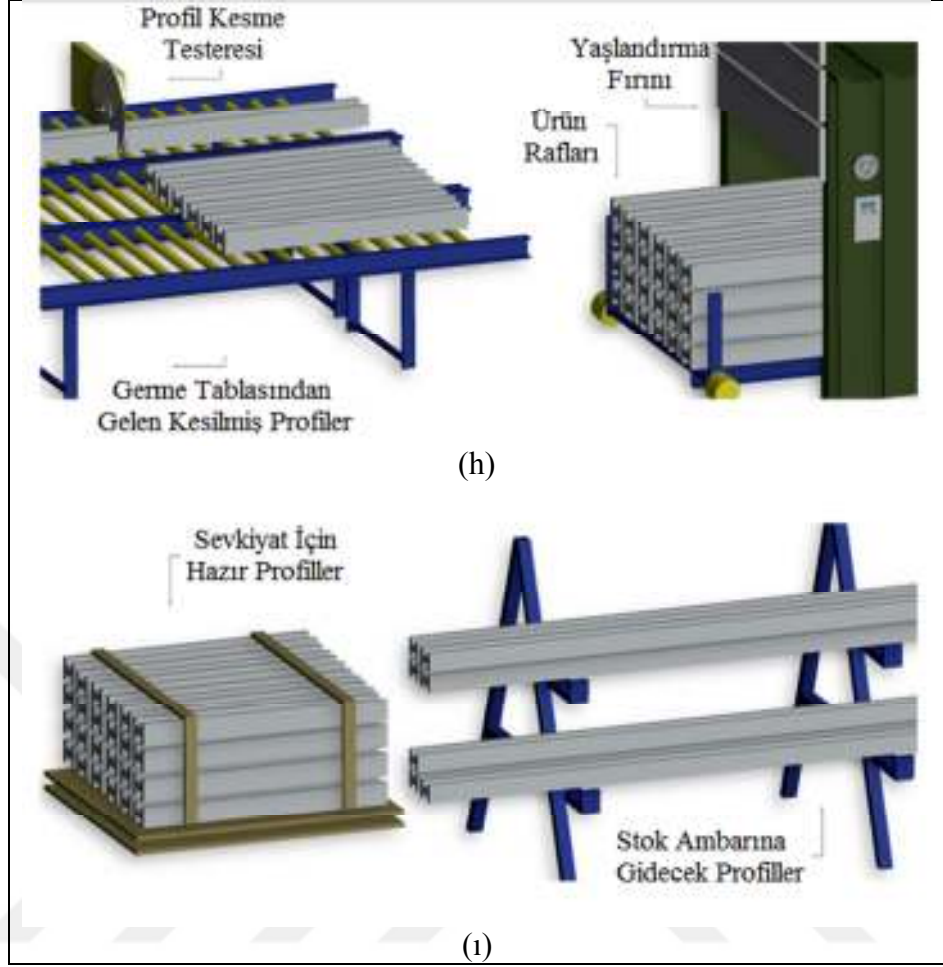
Şekil 4.18. Sıcak ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi; a) fırına girecek biyetlerin kesimi, b) ekstrüzyondan önce biyetlerin ön ısıtılması, c) kalıp ön ısıtma işlemi, d) yağlayıcı uygulanması, e) ekstrüzyon işlemi, f) profil kesimi, g) profil germe işlemi, h) ısıl işlemler, ı) sevkiyat ve stoklama işlemi



Şekil 4.18 (Devam). Sıcak ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi; a) fırına girecek biyetlerin kesimi, b) ekstrüzyondan önce biyetlerin ön ısıtılması, c) kalıp ön ısıtma işlemi, d) yağlayıcı uygulanması, e) ekstrüzyon işlemi, f) profil kesimi, g) profil germe işlemi, h) ısıtma işlemleri, ı) sevkiyat ve stoklama işlemi

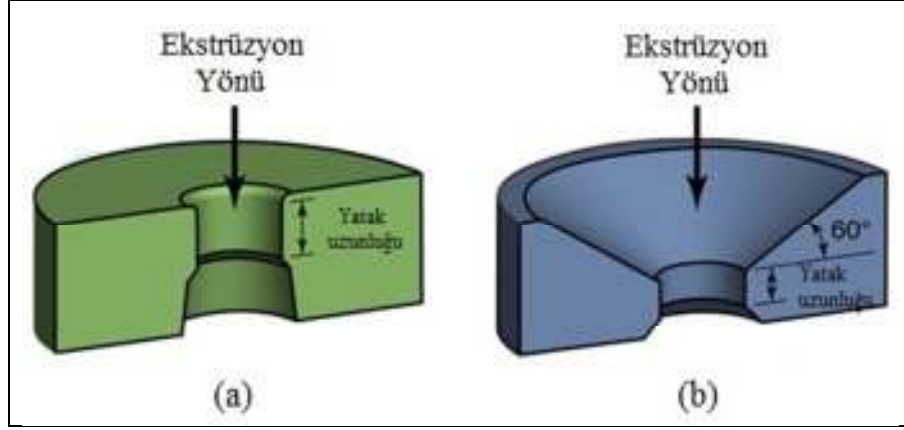


Şekil 4.18 (Devam). Sıcak ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi; a) fırına girecek biyetlerin kesimi, b) ekstrüzyondan önce biyetlerin ön ısıtılması, c) kalıp ön ısıtma işlemi, d) yağlayıcı uygulanması, e) ekstrüzyon işlemi, f) profil kesimi, g) profil germe işlemi, h) ısıtma işlemleri, ı) sevkiyat ve stoklama işlemi



Şekil 4.18 (Devam). Sıcak ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi; a) fırına girecek biyetlerin kesimi, b) ekstrüzyondan önce biyetlerin ön ısıtılması, c) kalıp ön ısıtma işlemi, d) yağlayıcı uygulanması, e) ekstrüzyon işlemi, f) profil kesimi, g) profil germe işlemi, h) ısıl işlemler, ı) sevkiyat ve stoklama işlemi

Kalıp tasarımı ekstrüzyon prosesinin veriminin temelidir. Kullanılan kalıplar yüksek gerilmelere, termal şoklara ve oksidasyona dirençli olmalıdır. Kalıbın giriş kenarları yuvarlatılmış olmalıdır. Yuvarlatma nisbeten zor şekillendirilen metallerin ekstrüzyonunda yüzey çatlaklarının oluşumunu engeller. Alüminyum alaşımlarının ekstrüzyonu düz yüzeyli kalıplarda yapılır (Şekil 4.19) [102]. Yatak uzunluğu büyük çaplı ve ekstrüzyonu kolay malzemeler için uzun alınabilir. Ancak alüminyum alaşımlarının kalıp yüzeyine yapışma eğilimleri nedeniyle kısa alınır [101].



Şekil 4.19. Ekstrüzyon prosesinde kullanılan kalıpların şematik gösterimleri, a) demir dışı malzemeler için, b) demir esaslı malzemeler için

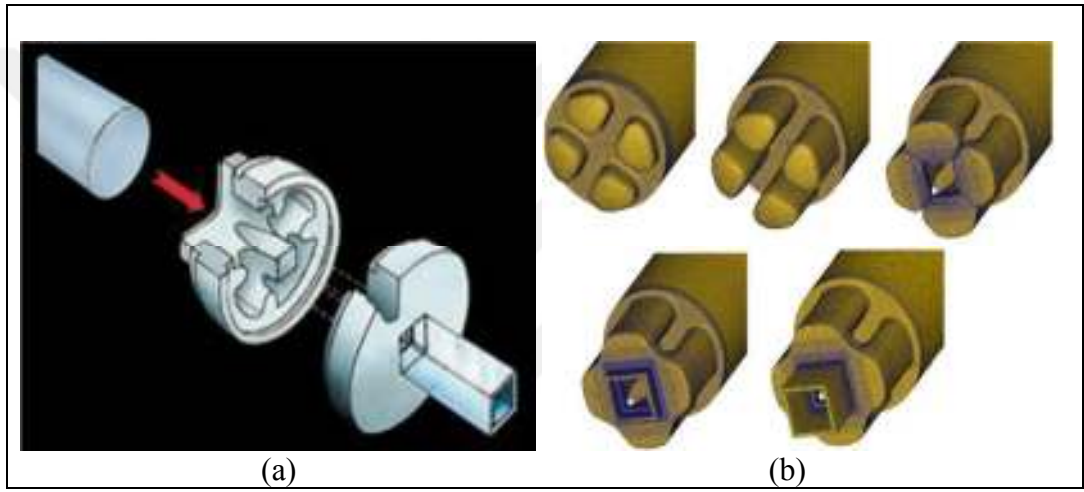
Sıcak ekstrüzyon yöntemi ile içi boş profil üretiminde köprülü ekstrüzyon kalıpları kullanılır (Şekil 4.20) [104]. Köprülü ekstrüzyon kalıbı iki parçadan oluşur. İlk parça biyet malzemesini metal akımlarına ayıran köprülerin bulunduğu kısımdır. Ayrıca profil iç çapını oluşturan bir mandrel bulunur. İkinci kısım ise ilk kısmın üzerine oturur ve arada kalan kısım kaynama odasını oluşturur. Ayrıca profil dış çapını oluşturan boşluk bulunur.



Şekil 4.20. Köprülü sıcak ekstrüzyon kalıbının şematik ve gerçek gösterimleri

Şekil 4.21'de kare kesitli içi boş bir profilin ekstrüzyonunda kalıp düzeni ve biyet malzemenin metal akımlarına ayrılması gösterilmiştir [105]. Biyet malzemesi

köprülü kalıp tarafından, kalıp yüzeyindeki gözenek sayısı kadar metal akımlarına ayrılır [105]. Her metal akımı, mandrel desteklerinin altındaki boşluğa doğru teğetsel olarak akar ve kaynama odasında yanyana iki gözenekten gelen metalin iki akımı bir araya gelmeye zorlanarak yakın temasa geçerler. Bu adımın sonunda, iç boşluğu çevreleyen bir halka meydana gelir. Daha sonra kaynama odasında metal akımları arasında temas yüzeyi artarak basınç altında birleşir ve ekstrüzyon yönüne paralel şekilde profil uzunluğu boyunca “dikiş kaynak bölgelerini” oluşturur [104, 106, 107]. Enine kesitteki dikiş kaynak bölgeleri, ekstrüzyon prosesinde kullanılan kalıptaki göz sayısına bağlı olarak körü ayaklarına denk gelmektedir.



Şekil 4.21. Kare kesitli içi boş bir profilin ekstrüzyonunda, a) kalıp yerleşim düzeni, b) biyet malzemesinin metal akımlarına ayrılması

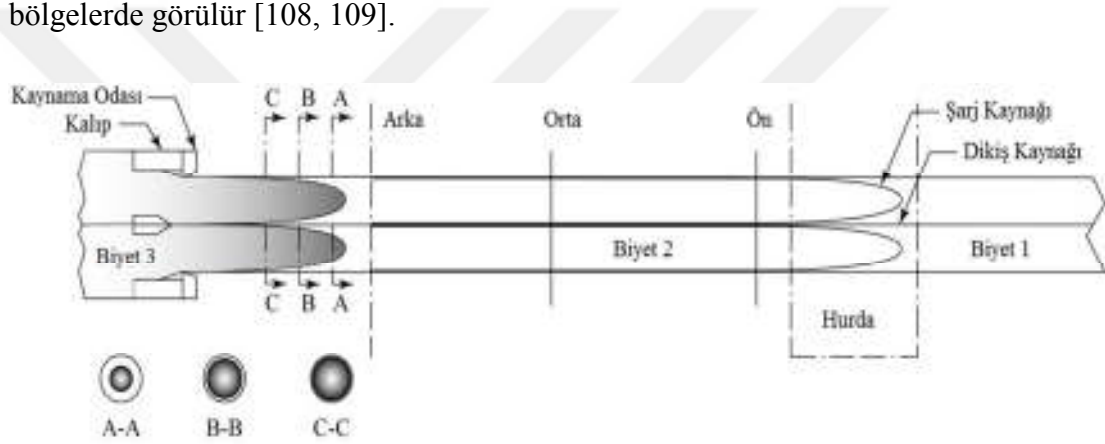
Kaynak bölgelerinin kalitesi, kalıp içindeki özellikle kaynama odasındaki termal ve mekanik parametrelerin kompleks kombinasyonuna bağlıdır. Uygun kaynak bölgelerinin elde edilmesi için, kaynama odasının şekli ve köprü geometrisi gibi kalıp tasarımı ile ilgili çeşitli faktörler ve sıcaklık ve ekstrüzyon hızı gibi proses parametreleri göz önünde bulundurulmalıdır [106]. Çünkü kaynak bölgelerinin kalitesi, ekstrüde ürünün mekanik özelliklerini etkilemektedir.

Ayrıca, yeni bir biyetin ön ucu kalıp içinde önceki biyetten birikmiş artık metale karşı basınç ve sıcaklık altında basıldığında ve metalurjik olarak kaynaklandığında ekstrüzyon yönüne dik olarak “şarj kaynakları” oluşur. Dikiş kaynak bölgeleri sadece kalıp gözlerine sahip köprülü kalıplar tarafından ekstrüde edilmiş içi boş profillerde meydana gelirken, şarj kaynak bölgeleri hem içi boş hem de içi dolu ekstrüzyon

profillerinde görülebilir [108]. Profilin ön ucundan bir uzunluk kesildikten sonra bile, bu kaynak yapıları profillerde görülebilir.

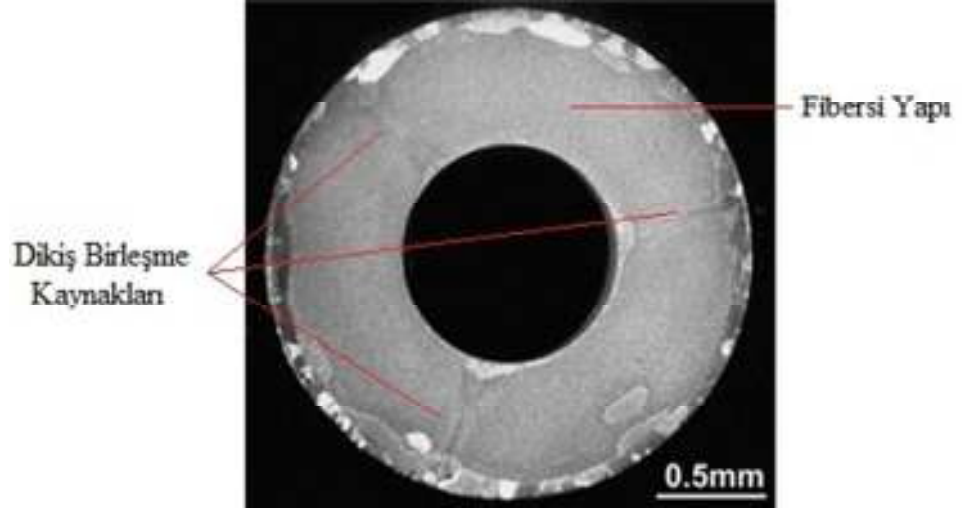
Şekil 4.22’de dikiş ve şarj kaynakları bir arada gösterilmiştir [108]. Ekstrüzyon yönünde profil uzunluğu doğrultusunda, dikiş kaynağı, şarj kaynakları arasında ortalanır, şarj kaynağı parabolik bir şekle sahiptir.

Dikiş ve şarj kaynakları arasındaki belirgin fark, Şekil 4.22’nin A-A kesitinde gösterildiği gibi profillerin ön ucunda gözlenir. Ekstrüzyon işlemi profilin uzunluğu boyunca devam ederken, B-B ve C-C kesitlerinde gösterildiği gibi aralarında ayırım yapmak daha zor hale gelir. Şarj kaynakları, profilin iç ve dış yüzeylerine yakın bölgelerde görülür [108, 109].



Şekil 4.22. Profilin boyuna kesitinde dikiş ve şarj kaynak bölgelerinin oluşumunun şematik görünümü

İçi boş dairesel kesitli bir profilde dikiş kaynak bölgeleri ve C-C kesiti için çevresel olarak oluşan şarj kaynak bölgesi, profilin enine kesitinde makro ölçekte Şekil 4.23’de gösterildiği gibi görülmektedir [110]. Bu kaynak bölgeleri, ekstrüde ürünün mekanik özelliklerini etkilemektedir. Ekstrüzyon süreci sırasında enine kesitte gerinim hızı oldukça değişmektedir; yüzey yakınındaki bölgede ve içi boş profiller için dikiş kaynak bölgeleri yakınında en yüksek değerdedir. Bu nedenle sıcaklık bu bölgelerde biraz daha yüksek değerdedir. Sonuç olarak, bu bölgelerde yeniden kristallenme için itici güç yüksektir [65]. Bu durumda birleşme bölgeleri, kesitin ortasında bulunan deformasyon yönünde uzamış tanelerin bulunduğu lifli bölgelerle karşılaştırıldığında daha zayıf bir yapıya sahiptir. Çünkü buralardaki yeniden kristallenmiş kaba taneli yapı, alaşımın deformasyon sonucu elde edilen mukavemet değerlerinin düşmesine neden olmaktadır.



Şekil 4.23. Profilin enine kesitinde dikiş kaynak bölgelerinin makro görüntüsü

5. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA YENİDEN KRİSTALLENME

Dislokasyonlar ve arayüzeyler gibi kusurlar, sıcak veya soğuk deformasyondan bağımsız olarak, plastik gerilme sırasında birikerek, malzeme için termodinamik olarak kararsız bir duruma ve mukavemet ve elektrik direnci gibi birçok özelliğe değişime yol açarlar. Deforme olmuş malzeme, ergime sıcaklığına bağlı olarak yüksek sıcaklıklara maruz kaldığında mikroyapı ve bununla bağlantılı özellikler, “toparlanma” yoluyla orijinal değerlerine kısmen ve homojen olarak geri dönebilir [86].

Statik toparlanma ve dinamik toparlanma, sırasıyla tavlama ve deformasyon sırasında gerçekleşen geri kazanım işlemlerini ifade eder. Toparlanma işleminin karakteristik bir özelliği, genel olarak deforme olmuş taneler arasında yüksek açılı tane sınırlarının göçünü içermemesidir, bu nedenle oluşacak kristalografik yapı önemli ölçüde modifiye edilmemiş olur [86].

Plastik deformasyon sonucu depolanmış enerji tarafından aktive edilen yüksek açılı tane sınırlarının oluşumu ve hareketi ile deforme edilmiş malzemede yeni tanelerin oluşumu “yeniden kristallenme” olarak tanımlanır. En yaygın olarak incelenen ve tavlama sırasında meydana gelen yeniden kristallenme olayına “statik yeniden kristallenme” denir. Ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklıklarda deformasyonun söz konusu olduğu prosesler sırasında yeniden kristallenme meydana gelirse, buna “dinamik yeniden kristallenme” denir. Yeniden kristallenme sırasında, mukavemet ve sertlik gibi malzeme özellikleri, genellikle geri kazanımdan çok daha yüksek oranlarda değişir [86].

Yeniden kristallenme, çekirdeklenme ve büyüme aşamaları olmak üzere iki aşamada gerçekleşebilir. Bu tür bir yeniden kristallenme, süreksiz bir şekilde meydana gelir. Burada, yeniden kristallenme için çekirdeklerin, faz dönüşümleri durumunda olduğu gibi, klasik çekirdeklenme teorisine göre rastgele atomik dizilimler tarafından oluşturulmak yerine deforme olmuş mikroyapı içinde zaten mevcut olan küçük hacimler olduğu kabul edilmiştir. Bu küçük hacimler genellikle alt taneler hem

yüksek açılı bir uyumsuzluk hem de itici güç avantajının gerekli koşullarını sağladıklarında daha da büyüebilirler ve yeni taneler oluşturabilirler. Statik yeniden kristallenme sırasında, alt tanelerin büyümesi veya birleşmesi ile statik toparlanma aşamasında boyut ve enerji avantajı elde edilebilir. Statik yeniden kristallenme sırasında, yeniden kristallenmenin başlangıcı “inkübasyon süresi” olarak adlandırılır. Sınır eğriliğinden kaynaklanan karşıt basıncın üstesinden gelmek için yeterli depolanmış enerji ile yeterince büyük alt taneler oluşturmak için gerekli süreyi ifade eder. Bu tanım dinamik yeniden kristallenme için uygun değildir. Dinamik yeniden kristallenmede, kritik dislokasyon yoğunluğu veya kritik gerinme genellikle inkübasyon süresinin yerini alır. Deforme olmuş mikroyapı, belirgin bir çekirdeklenme ve büyüme aşaması olmadan süreklilik gösteren bir karakterde yeniden kristalize edilebilir. Statik yeniden kristalizasyon açısından iyi bir örnek, ince çökeltilelerle frenlenmiş bir alt tane yapısı ile deforme olmuş Al alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda tavlendiğinde, çökeltilerin kademeli kabalaşması (azaltılmış frenleme kuvveti ile) ve yüksek açılı tane sınırlarına dönüşene kadar küçük açılı tane sınırlarının uyumsuzluğunun devamlı olarak artmasından dolayı homojen alt tane büyümesi meydana gelir. Plastik gerinim sırasında, düşük açılı tane sınırlarına sahip hücre veya alt yapı yapıları, verimli dinamik geri kazanımları nedeniyle yüksek istifleme hatası enerjisi malzemeleri için kolaylıkla oluşturulmaktadır. Yüksek deformasyon oranlarında, küçük açılı tane sınırları yüksek açılı tane sınırlarına dönüşebilir. Bu proses yaygın olarak “sürekli dinamik yeniden kristallenme” olarak bilinir. Diğer bir nispeten benzer konsept, yüksek istiflenme hata enerjisi içeren malzemeleri yüksek sıcaklıklarda büyük gerinmelere deforme ederken sıklıkla görülen “geometrik dinamik yeniden kristallenme” dir. Bu durumda, başlangıçtaki taneler, örneğin sıcak haddeleme gibi deformasyon sırasında orijinal yüksek açılı tane sınırlarının ayrışmasının azalmayacağı şekilde deforme olmaktadır. Orijinal yüksek açılı tane sınırlarının ayrılması nihai olarak ~1-2 alt tane boyutuna ulaştığında, az çok eşdeğer tane yapısı elde edilir. Sıcak plastik deformasyon yarıda kesilirse, yüksek sıcaklık bilinçli veya geciktirilmiş su verme gibi istem dışı tutulurken, malzemede hemen küçük iç depolanmış enerjili çekirdek oluşacaktır. Dinamik olarak oluşturulmuş bu yeni çekirdekler, herhangi bir inkübasyon süresi olmadan hızla deforme olmuş matrikse dönüşebilir. Bu olaya genellikle “post dinamik yeniden kristallenme” veya “metadinamik yeniden kristallenme” denir [86].

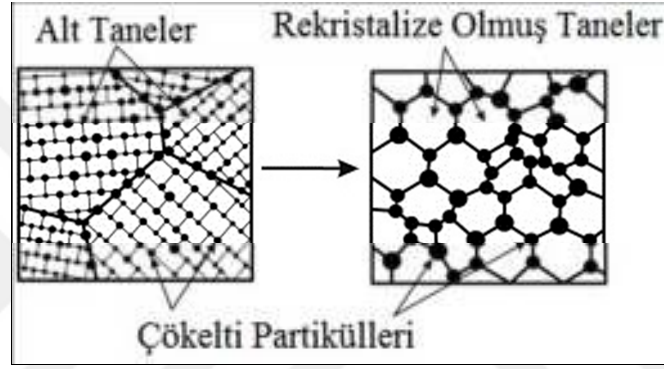
Yeniden kristallenme için çekirdeklenme hiçbir zaman homojen bir süreç değildir. Tane sınırları, kayma bantları veya büyük çökelti partikülleri gibi mikroyapısal heterojenlikleri içeren bölgelerde gerçekleşir, yani nerede oluşacağını tahmin etmek zordur. Yeniden kristallenme işlemi, önceki termomekanik işlem aşamalarından kalan deformasyon yapısı, çekirdeklenme mekanizmaları, safsızlıklar, tanelerin kristalografik yönelmesi vb. çok sayıda faktörden büyük ölçüde etkilenebilir. Sorun, her zaman alt tane ölçeğine yakın ölçekte küçük uzunlukta gerçekleştiği için daha karmaşıktır. Ayrıca, yeniden kristallenmenin hızlı ilerlemesi, deformasyon altyapısını tüketir. Yeniden kristallenme çalışmaları ile ilgili mikroyapısal özellikler şunlardır [86];

- alt yapı açısından deforme olmuş mikroyapı,
- dislokasyonlar ve heterojen alanlar,
- tanelerin kristalografik oryantasyonu,
- tane boyutu ve şekli,
- yeniden kristallenme hacmi vb. özelliklerdir.

Ektrüzyon prosesinde dinamik yeniden kristallenme genellikle eski tane sınırlarında başlar ve depolanmış enerjinin büyük bir miktarının tutulduğu ve toparlanmanın yavaş olduğu malzemelerde meydana gelir. Özellikle yüksek sıcaklıklarda, yüksek gerinmelere neden olan deformasyon prosesi sonrasında çoğunlukla yüksek açılı tane sınırlarına sahip bir mikroyapı meydana gelebilir. Böyle oluşan bir yapı, statik yeniden kristallenmede meydana gelen mikroyapıya benzerdir. Fakat statik yeniden kristallenmeye karşıt olarak, yeni tanelerin çekirdeklenme ve büyümesi ayrı bir ısıl işlemin parçası olarak sonradan değil deformasyon sırasında meydana geldiğinden yeniden kristallenmiş taneler ayırtedilebilir “çekirdeklenme” ve “büyüme” aşamaları geçirmezler ve bu nedenle tüm malzemede nispeten homojen bir mikroyapı gelişir [74, 111].

Alaşımın ergime sıcaklığının yarı değeri üzerindeki sıcaklıklarda plastik deformasyonla üretilen deformasyon sertleşmesi, dinamik geri kazanım ve dinamik yeniden kristallenme gibi dinamik toparlanma işlemleri tarafından engellenir ve daha sonra yüksek gerinme oranlarında gerinim yumuşamasına neden olur. Malzemelerin orta ile düşük istif hata enerjisi, dislokasyon yoğunluğunu yüksek bir seviyeye yükseltir ve sonunda dislokasyon yoğunluğundaki yerel farklılıklar yeni tanelerin

çekirdeklenmesine izin verecek kadar yüksek bir seviyeye ulaştığında bunu yüksek açılı tane sınırlarının uzun mesafeli hareketi takip eder. Bu yeniden kristallenme, iki aşamalı bir olay olarak düşünülür ve bu nedenle bazen “süreksiz dinamik yeniden kristallenme” olarak adlandırılır. Buna karşılık, yüksek istif hata enerjisine sahip malzemelerde, dislokasyonların yeniden düzenlenmesi ve yok edilmesi kolayca dinamik yeniden toparlanma vasıtasıyla gerçekleşir ve orijinal tanelerin içinde alt tanelerin oluşumuna neden olur (Şekil 5.1) [111]. Bu koşullar altında deformasyon esas olarak dinamik yeniden toparlanma tarafından kontrol edilir. Üretilen dinamik tane boyutu, deformasyon koşullarına hassas bir şekilde bağlıdır [111].



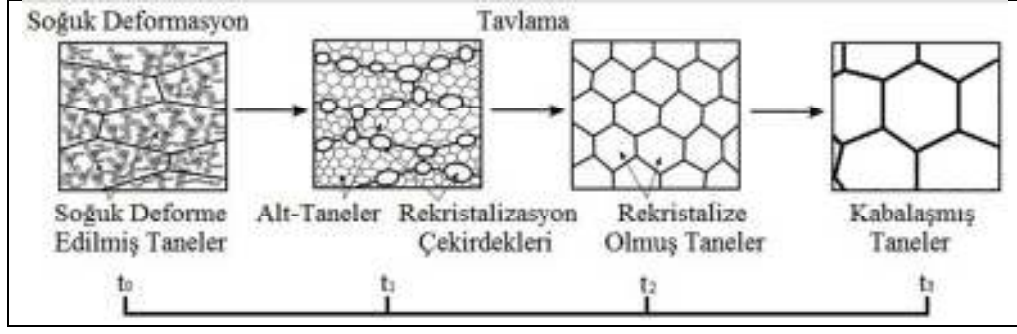
Şekil 5.1. Partikül kabalaşması tarafından kontrol edilen sürekli statik yeniden kristallenmenin şematik gösterimi

Dinamik yeniden kristallenme, sıcaklık yaklaşık ergime sıcaklığının yarısının üzerinde olduğu sürece deformasyon sırasında meydana gelir [111]. Yeni taneler gerinme alanlarında çekirdeklenir ve yüksek gerinmelerde başlangıç mikroyapısı tamamen yok olur.

Alüminyum alaşımlarının ekstrüzyonu sırasında, profilin kesitinde meydana gelen yeniden kristallenme parçanın mukavemet özelliklerini büyük oranda etkilemektedir. Ekstrüzyon sırasında, biyet kovan içinde ram ile ekstrüzyon kalıbına doğru itirildiğinde, biyet malzeme mandrel destekleri etrafında farklı metal akımlarına ayrılır. Mandrelden sonra, metal akımları kaynama odasında tekrar birleşirler ve basınç ve sıcaklığın etkisi ile katı halde kaynamış duruma gelirler. Sonuçta profillerde istenmeyen ve her bir madrel ayağının yerini gösteren ekstrüzyon dikiş kaynak bölgeleri oluşur. Kaynama bölgelerini içeren yüzeylerde, yeniden kristallenme için yüksek bir itici güç olan, sıcaklık sürtünmeden dolayı ortalama

değerden daha yüksektir. Bu ekstrüzyon kaynak bölgeleri parçada en kritik bölgeler olarak düşünülür. Çünkü kaynak bölgelerindeki hatalar ve yapısal inhomojeniteler parçanın sünekliğini ve mukavemetini azaltır. Kaynak bölgesinin kalitesi kalıp ve özellikle kaynama odası içindeki termal ve mekanik özelliklerin kompleks kombinasyonuna bağlıdır. Kaynak bölgelerinin doğru ve düzgünlüğünün sağlanabilmesi için, sıcaklık ve ekstrüzyon hızı gibi proses parametreleriyle ilgili çeşitli faktörler göz önüne alınmalıdır [106]. Bu bölgelerde meydana gelen yüksek yeniden kristallenme oranı, düşük kırılma tokluğu ve mukavemete neden olduğundan alaşıma Al_3M çökeltileri oluşturan Zr gibi geçiş elementi metalleri ilavesi yapılarak yeniden kristallenme yavaşlatılmaya çalışılabilir [112].

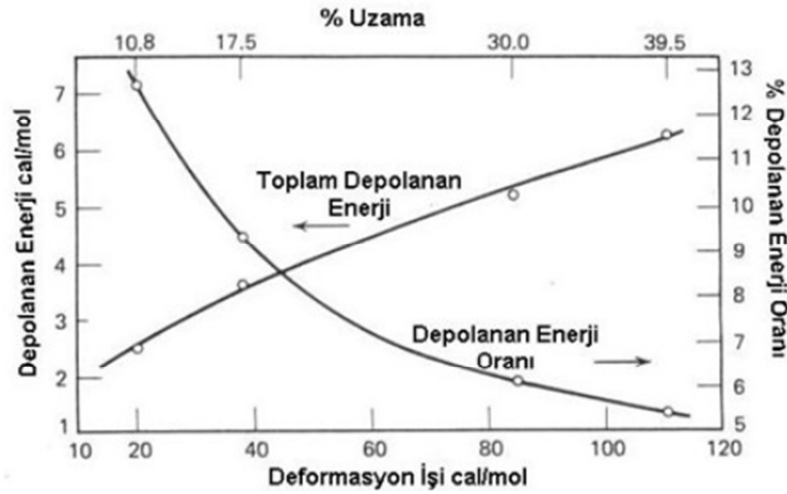
Statik yeniden kristallenme, soğuk deforme olmuş bir yapının tavlama sırasında gerinme içermeyen yeni tanelerin bulunduğu yapıya dönüşmesini sağlayan katı-katı faz dönüşümüdür. Soğuk deforme edilmiş bir metalin tavlama sonrasında oluşan prosesler üç alt bölüme ayrılır. Şekil 5.2'de t_1 zamanına kadar atomsal boyutta değişimler olur fakat ışık mikroskopunda herhangi bir değişim gözlenmez. t_0-t_1 aralığında, toparlanma aşamasıdır yani yeni gerinmesiz taneler ortaya çıkana kadar olan tüm tavlama olaylarını kapsar. t_1-t_2 aralığında, yeni gerinmesiz tanelerin çekirdeklenmesi ve bu tanelerin büyümesiyle deforme olmuş orijinal matriksin yerini alması ile yeniden kristallenme meydana gelir. Tavlama sırasında, yeniden kristallenme çekirdekleri dislokasyon içermeyen kristaller olarak gelişir. Bu çekirdekler, tane sınırlarının uzun mesafeli hareketi ile deformasyona uğramış yapının yok edilmesi sayesinde hızla büyürler. Tavlama sırasında, mikroyapı artan miktarlarda yeniden kristallenmiş tanelerin ve azalan miktarlarda sertleştirilmiş tanelerin bir karışımı ile karakterize edilir. Tam tavlama sonrası, Şekil 5.2'de t_3 zamanında üniform ve dislokasyonsuz bir tane yapısı oluşur [111].



Şekil 5.2. Soğuk deforme edilmiş malzemede tavlama sırasında meydana gelen süreksiz statik yeniden kristallenmenin şematik gösterimi

Soğuk deforme edilmiş malzeme, ergime sıcaklığının yarı sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklığa ısıtıldığında statik yeniden kristallenme meydana gelir; bunun bir saat içinde gerçekleştirilebileceği sıcaklığa genel olarak “yeniden kristallenme sıcaklığı” denir. Kafes tipi, alaşım elementlerinin konsantrasyonu, çökeltilerin boyut dağılımı gibi malzemeye ait faktörler statik yeniden kristallenmeyi etkiler [113].

Bir malzeme plastik olarak deforme edildiğinde önemli miktarda enerji harcanır. Bu enerjinin çoğu ısıya gider ve küçük bir miktarı malzemede depolanmış enerji olarak kalır. Toparlanma ve yeniden kristallenme prosesi için itici güç, deformasyon sırasında üretilen dislokasyonlar ve alt tane sınırları ile ilgili olarak, bu depolanan enerjidir. Artan deformasyon oranı ile toplam depolanan enerji artar, ancak depolanan enerji oranı giderek azalır (Şekil 5.3). Tane büyümesi prosesi için itici güç, tane sınırlarının bükümüdür [113].



Şekil 5.3. Bakırın deformasyonu sırasında depolanan enerji miktarı

Gerçekte toparlanma ve yeniden kristallenme için itici güç (depolanan enerji), atom başına gibbs serbest enerjisi yani kimyasal potansiyeldir [114];

$$G = H - TS \quad (5.1)$$

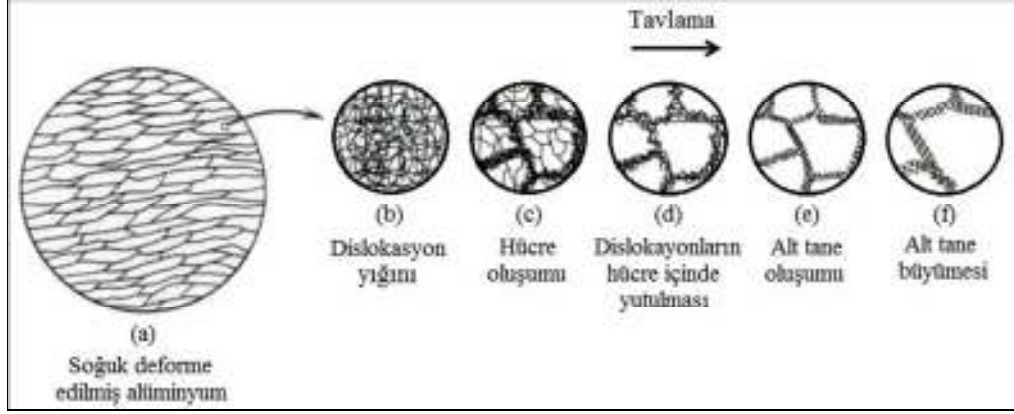
$$G = E + PV - TS \quad (5.2)$$

$$\Delta G = \Delta E + P\Delta V - T\Delta S \quad (P, T \text{ sabit}) \quad (5.3)$$

$P\Delta V$ ve $T\Delta S$, ΔE 'ye göre küçük terimler olduğundan,

$$\Delta G = \Delta E = E_s = \text{Depolanmış Enerji} \quad (5.4)$$

Depolanmış enerji için enerji depolama mekanizmaları; şekil değişimi ve kafes hatalarıdır. Eğer bir kafes ϵ miktarında şekil değiştirirse, birim hacimde $\epsilon^2 E/2$ kadar gerinme enerjisine sahip olur. Bu enerji depolanmış enerjinin sadece % 5-10'u kadardır. Plastik deformasyon kristal kafes içinde hatalara sebep olur. Her bir hata tarafından üretilen depolanmış enerji hata yoğunluğuna bağlıdır. Oda sıcaklığında üretilen başlıca hatalar dislokasyonlar ve boş yerlerdir. Depolanmış enerjinin % 80-90'ı dislokasyon üretiminden kaynaklanır. Eğer dislokasyonlar deformasyon sıcaklığında düşük hareketliliğe sahip ise, gelişigüzel bir dizin halinde yer alırlar. Ancak dislokasyonlar çapraz kayabilirse düğümlerde yoğunlaşmaya başlarlar. Deformasyon sonrası dislokasyon düğümlerinin oluşması ile düşük dislokasyon yoğunluğu olan bölgeler izole olur. Bu hücreler birbirlerine göre birkaç derecelik oryantasyon farklılığı gösterirler (0,1-1 μm aralığında). Tavlama ile sınırlar belirginleşir ve dislokasyon yoğunluğu hücre içinde azalır. Toparlanma sonlarına doğru bu tanelerin boyutları artmaya başlar (Şekil 5.4) [113]. Bazı durumlarda alt taneler arasındaki sınırlar toparlanma sırasında yok olur ve iki komşu tane arasındaki oryantasyon uyumsuzluğu ortadan kalkar. Bu durum tırmanma dahil ara yüzey dislokasyonlarının hareketi ile başarılmaktadır. Böylece dislokasyonların düğümlenerek hücresel yoğunlaşması ile üretilen alt taneden kabaca on kat daha büyük alt tane üretilir (poliganizasyon) [113]. Tablo 4.2'de toparlanma prosesi için sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen mekanizmalar verilmiştir [113].



Şekil 5.4. Soğuk deforme edilmiş alüminyumda tane ve alt tane yapısının şematik gösterimi

Tablo 5.1. Toparlanma mekanizmaları

Sıcaklık	Devreye Giren Mekanizmalar
Düşük	Noktasal hataların tane sınırları, dislokasyonlar vs. göçü Noktasal hataların kombinasyonu Etkin mekanizma boşyer hareketi
Orta	Dislokasyonların düğümler içinde yeniden düzenlenmesi Dislokasyonların yok olması Alt tane büyümesi Etkin mekanizma tırmanma hariç dislokasyon hareketi
Yüksek	Dislokasyon tırmanması Alt tanelerin birleşmesi Poliganizasyon Etkin mekanizma tırmanmalı dislokasyon hareketi

Yeniden kristallenme için çekirdeklenme mekanizması klasik çekirdeklenme mekanizmasına uymaz. Çünkü burada kabul edilen kritik boyutlu cluster yarıçapı deneylerde belirlenenden çok daha büyüktür. Metalin cinsine ve deformasyon derecesine bağlı olarak yeniden kristallenme için iki çekirdeklenme mekanizması bulunmaktadır. Çekirdeklenme bu iki sınırdan birinin ani büyümesi ile oluşur.

Deforme olmuş metal iki tip arayüzey içerir [113];

1) Önceden var olan tane sınırlarının ani büyümesi: Yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip orijinal tane ile düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip orijinal tane arasındaki sınır aniden yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip taneye doğru büyür. Buradaki çekirdeklenme olayı aslında bir büyüme olayıdır. Modele göre bir

ara yüzeyin büyümesi için büyümesi için yüksek açılı tane sınırları veya çakışma sınırları gibi mobilitesi yüksek ara yüzeyler gereklidir.

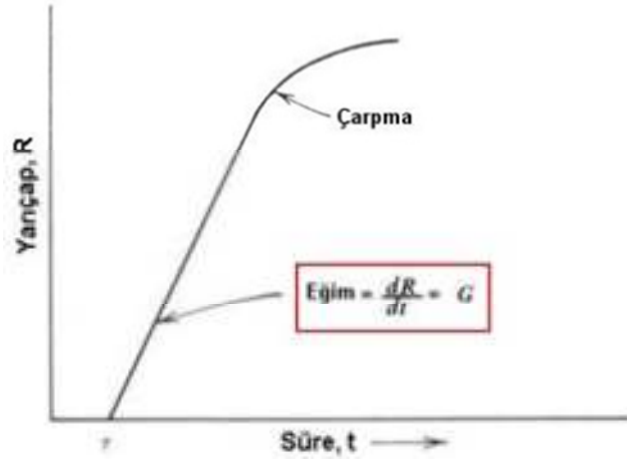
2) Deformasyon sonucu oluşan alt tane sınırlarının büyümesi: Genelde iki mekanizma bu tip büyümeyi oluşturur. İlk olarak alt taneler birleşme veya alt tane sınır göçü ile büyür. Sonuç olarak mobilitesi yüksek hareketli ara yüzeyler oluşur (yüksek açılı tane sınırları) ve büyür. İkinci mekanizma daha karmaşıktır. Yüksek derecede deforme olmuş metallerde gerçekleşir. Yüksek açılı alt tane sınırları deformasyon sonucu oluşur, var olan yüksek hareketli sınır modifiye olur ve büyüme gerçekleşir.

Tanelerin çekirdeklenmesi yüksek derecede hareketli sınırların ani büyümesi ile oluşur. Bu sınırlar aşağıda verilen sınırlar olabilir:

- 1) Orijinal yüksek açılı sınırlar
- 2) a) Yüksek açılı alt tane sınırları (alt tane genişlemesi mekanizması ile oluşan)
- b) Yüksek açılı alt tane sınırları (bilinmeyen bir atomik düzenlenme yolu ile modifiye edilen)

1 ve 2.a mekanizmaları hafif deforme edilmiş metallerde, 2b ise yüksek deforme edilmiş metallerde geçerlidir. Bu tarz bir çekirdeklenme olayı bir büyüme fenomeni gibi gözükür ve bu nedenle büyümeyi etkileyen değişkenler aynı şekilde çekirdeklenmeye de etkiler. Klasik çekirdeklenmedeki gibi yeni tanenin çekirdeklenmesi aniden olmuyorsa da yeniden kristallenme dönüşümünün hala çekirdeklenme ve büyüme basamaklarından oluştuğunu kabul ederiz [113].

Bir soğuk şekil değiştirmiş metalin izotermal olarak belirli bir sıcaklıkta tavlınması Şekil 5.5'de gösterilmiştir. Yeni tane sabit bir hızda diğer tanelere çarpma kadar büyür ve yarıçapı (R) zamanla değişir. τ , yeni tanelerin çekirdeklenmeye başladığı zamandır [115].



Şekil 5.5. Yeniden kristallenmede çekirdeklenen yeni tanenin yarıçapının tavlama süresi ile değişimi

Lineer büyümede çekirdeğin yarıçapı;

$$R = G(t-\tau) \quad (5.5)$$

Bir çekirdek için dönüşen hacim (çekirdek küre olarak kabul edildiğinde);

$$\frac{4}{3}\pi G^3 (t-\tau)^3 \quad (5.6)$$

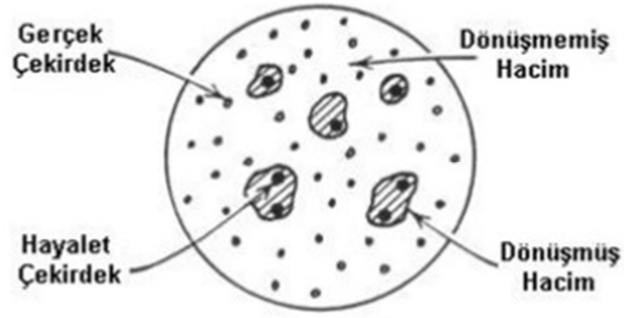
Dönüşen hacmi bulmak için çekirdek sayısını bulmak gerekir. Bunun için çekirdeklenme hızını şöyle tanımlayabiliriz [115];

$$\dot{N} = \frac{\text{Birim zamanda oluşan çekirdek sayısı}}{\text{Dönüşmemiş hacim (V}_u)} \quad (5.7)$$

dt zaman aralığında oluşan çekirdek sayısı = $\dot{N} \cdot V_u dt$ dir. V_u , bir zaman fonksiyonu olduğu için belirlenmesi zordur. V_u yerine toplam hacmi (V) ele alırsak;

$$dt \text{ zaman aralığında toplam hacimde oluşan çekirdek sayısı} = \dot{N} \cdot V dt \quad (5.8)$$

Bu ifade numunenin hem dönüşmemiş hem de dönüşmüş hacminde oluşmuş çekirdek sayısını saptar; $V = \text{Dönüşen hacim} + \text{Dönüşmemiş hacim (V}_u)$ olur ancak dönüşmemiş hacimde çekirdek bulunmadığı için buna Şekil 5.6’da gösterildiği gibi “fantom çekirdeklenme” denir [115].



Şekil 5.6. Dönüşen matriksde hakiki ve fantom (hayalet) çekirdeklenme

Çekirdeklerin tahmini sayısı= n_{imaj}

Tüm gerçek çekirdek sayısı= n_{reel}

Fantom çekirdek sayısı= n_{fantom}

$$n_{\text{imaj}} = n_{\text{reel}} + n_{\text{fantom}} \quad (5.9)$$

Hayali çekirdeklenmedeki hacim aşağıdaki Eşitlik (5.10) ile açıklanabilir;

$$\text{Dönüşen tahmini (hayali) hacim} = \underbrace{\int_0^t \frac{4}{3} \pi G^3 (t-\tau)^3 \dot{N} V dt}_{\text{hacim/çekirdek}} \underbrace{N_{\text{imaj}}}_{\text{çekirdek sayısı}} \quad (5.10)$$

Dönüşen hacim oranı (X %) ile çalışmak daha rahattır;

$$X_{\text{imaj}} = \frac{\text{imaj.dönüşen hacim}}{\text{toplam hacim}} = \int_0^t \frac{4}{3} \pi G^3 (t-\tau)^3 \dot{N} dt \quad (5.11)$$

X_{imaj} ile hakiki dönüşen hacim oranı X_{reel} ilişkisi; herhangi bir dt zaman aralığında oluşan hacim/çekirdek (reel ve fantom çekirdek için aynı) $= \frac{4}{3} \pi G^3 (t-\tau)^3$ olacaktır. Böylece;

$$\frac{dn_r}{dn_{\text{imaj}}} = \frac{dV_r}{dV_{\text{imaj}}} = \frac{dX_r}{dX_{\text{imaj}}} \quad (5.12)$$

dt zamanında hacim başına oluşan çekirdek sayısı dQ olsun. Böylece aşağıdaki eşitlik yazılabilir;

$$dn_{reel} = V_n.dQ \text{ ve } dn_{imaj} = V.dQ \quad (5.13)$$

Çekirdeğin matriksde gelişigüzel oluştuğunu varsayalım (dQ yöreye bağlı değil);

$$\frac{dn_r}{dn_{imaj}} = \frac{V_n}{V} = \frac{V-V_{dönüşen}}{V} = 1-X_{reel} \quad (5.14)$$

$$\frac{dX_{reel}}{dX_{imaj}} = 1-X_{reel} \quad (5.15)$$

Bu basit diferansiyel eşitliğin çözümü;

$$X_{reel} = 1-e^{-X_{imaj}} \quad (5.16)$$

Burada integral sabiti sıfırdır. Çünkü $t=0$ 'da X_{reel} ve $X_{imaj}=0$ 'dır. G ve \dot{N} 'in sabit ve τ 'nun çok küçük (yok sayılabilecek kadar) olduğu kabul edildiğinde;

$$X_{imaj} = \frac{\pi}{3}G^3\dot{N}t^4 \text{ olur.} \quad (5.17)$$

Bu iki eşitlik birleştirildiğinde dönüşen % hacim oranını veren Johnson-Mehl eşitliği elde edilir;

$$X_{reel} = 1-\exp(-\frac{\pi}{3}\dot{N}G^3t^4) \quad (5.18)$$

Johnson-Mehl eşitliği her faz dönüşümüne uygulanabilir, ancak aşağıdaki dört kısıtlama vardır [115];

- Gelişigüzel çekirdeklenme
- Sabit çekirdeklenme hızı
- Sabit büyüme hızı
- Küçük çekirdeklenme zamanı.

Ancak çoğu katı-katı dönüşümünde çekirdeklenme gelişigüzel değil tane sınırlarında oluşur. Bu gibi durumlar için Johnson-Mehl eşitliğinde düzeltme yapmak gerekir. Genelde katı hal faz dönüşümlerinde G sabit, \dot{N} değişken olarak gözlenmiştir yani Johnson-Mehl eşitliği tam doğru değildir. Johnson-Mehl eşitliğine göre çekirdeklenme ve büyüme ile oluşan dönüşümlerde sigmoidal şekilde elde edilen eğrilerde, dönüşen miktarın \dot{N} 'e kıyasla G 'nin daha kuvvetli bir fonksiyonu olduğu

bulunmuştur. Avrami eşitliği çekirdeklenmenin zaman ile eksponansiyel azaldığını göz önüne almıştır. Johnson-Mehl eşitliğinde, N değişken olarak alındığında Johnson-Mehl-Avrami eşitliği çıkar. Burada k ve n sabitlerdir. Çekirdeklenme hızının zaman ile hızlı azalmasında $n=3$ ve yavaş azalmasında $n=4$ alınabilir.

$$X_{\text{reel}} = 1 - \exp(-kt^n) \quad (5.19)$$

Çoğu katı-katı faz dönüşüm bu eşitlik ile düzeltilebilir. Fakat n değeri daima 3 ile 4 arasında değildir. Bu nedenle Eşitlik (5.19) katı-katı faz dönüşümlerinin dönüşüm kinetiğinin tanımlanması için iyi bir eşitlikdir. n değeri $\lg t - \lg[\lg(1-X_{\text{reel}})]$ diyagramında elde edilen doğrusal eğrinin eğiminden bulunur [115].

6. MALZEME VE YÖNTEM

Doktora tez çalışması kapsamında, otomotiv endüstrisinde ticari amaçla üretilen EN AW 6082 alaşımına benzer bir kompozisyona sahip Al-Mg-Si alaşımı üç farklı zirkonyum oranı ile modifiye edilmiştir. Alaşımların döküm, homojenizasyon, ısıl işlem ve ekstrüzyon prosesleri sonrasında mikroyapısal ve mekanik incelemeleri yapılmış, çökelti ve yeniden kristallenme kinetikleri araştırılmıştır.

6.1. Alaşım Tasarımı ve Dökümü

Deneysel çalışmada kimyasal kompozisyonları Tablo 6.1’de verilen dört alaşım kullanılmıştır. Alaşımların kimyasal kompozisyonları optik emisyon spektrometre (OES) analizi ile tespit edilmiştir.

Tablo 6.1. Deneysel çalışmada dökülen alaşımların kimyasal kompozisyonu (% ağı.)

Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zr	Al
1	0,870	0,277	0,007	0,639	0,835	0,012	0,025	Kalan
2	0,857	0,215	0,022	0,455	0,835	0,013	0,136	Kalan
3	0,838	0,277	0,029	0,476	0,793	0,010	0,231	Kalan
4	0,801	0,242	0,018	0,505	0,793	0,011	0,316	Kalan

Alaşımlar doğrudan soğutmalı yarı sürekli döküm yöntemi ile dökülmüştür. Şekil 6.1’de gerçekleştirilen dökümün proses aşamaları gösterilmiştir. Alaşımlar, 600 kg kapasiteli gaz ergitme ocağında ergitilmiştir. Hammadde olarak endüstride ticari amaçlı üretimlerde kullanılan EN AW 6082 alaşımı ara işler (ekstrüzyon artığı) ve Al-%10Zr master alaşımı kullanılmıştır. Gaz ergitme fırınında tüm metalin ergimesi sırasında homojeniteyi sağlamak amacıyla fırın belli sıklıkla argon gazı ile karıştırılmıştır. Döküm sonrasında kaliteli biyetlerin elde edilmesi için yolluk sistemi önemlidir. Alüminyumun oksijene karşı afinitesinin yüksek olması nedeniyle, yollukta ergiyik metalin hava ile temas eden yüzeyi mümkün olduğu kadar dar tutulmalıdır. Bu yolluk tasarımı için, ergiyik metalin alt tarafı ile aynı hizada ve döküm boşluğuna dik açı ile döküm yapılmalıdır [88].



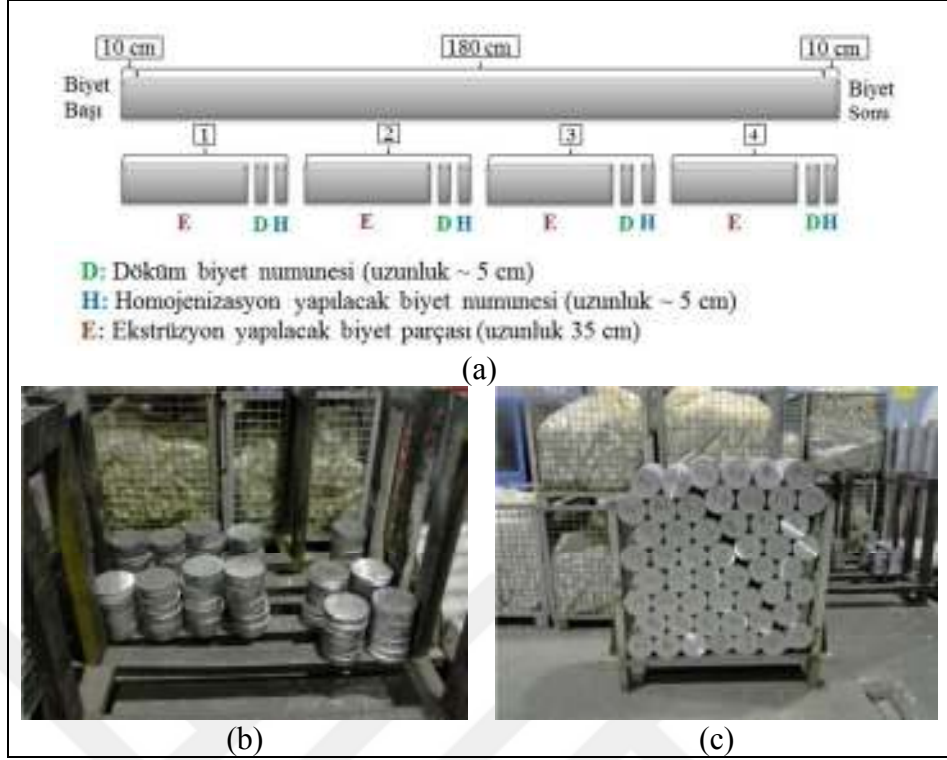
Şekil 6.1. Doğrudan soğutmalı yarı sürekli döküm yöntemi ile alaşımların dökümü; a) gaz ocağında ergitme, b, c) yolluk yardımı ile sıvı metalin kalıba aktarılması, d, e) biyet şeklinde döküm işlemi, f) döküm konumundaki biyetler

Dökümden önce fırın sıcaklığı 800 °C'ye çıkarılmış ve bir saat beklenilmiştir. Fırından bir miktar sıvı metal alınarak katılaşmasının ardından OES ile kimyasal bileşim kontrolü yapılmıştır. Fırın sıcaklığında yanan magnezyum elementini telafi etmek için OES sonuçlarına göre belli oranlarda magnezyum ilavesi yapılmıştır. Daha sonra döküm işlemi için 690 °C'ye inilmiştir. Çünkü kaliteli biyet elde etmek için döküm sıcaklığı, katılaşmanın hızla ilerlemesi için olabildiğince düşük tutulmalıdır [88]. Döküm 100 mm/dk hız ile gerçekleştirilmiştir. Alaşımlar 40,5 L/s

su debili doğrudan soğutmalı yarı sürekli döküm yöntemi ile 152 mm çapında ve 2 m uzunluğunda biyetler şeklinde dökülmüştür. Her alaşım için dörder adet biyet dökülmüştür. Alaşımların döküm sıralaması en düşük oranda zirkonyum içeren Alaşım 1'den en yüksek oranda zirkonyum içeren Alaşım 4'e doğru yapılmıştır. Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4'ün dökümünde, zirkonyum oranlarının ayarlanabilmesi için fırında kalan malzemeye OES analizlerine göre döküm şarj hesabı sonucu belirlenen miktarlarda Al-%10 Zr master alaşımı ilavesi yapılmıştır. Ergimiş malzeme miktarı, istenen zirkonyum oranı (% ağı.) ve kullanılan Al-Zr master alaşımının tenörüne bağlı olarak döküm şarj hesabı Eşitlik (6.1)'deki gibi hesaplanmıştır. Alaşımların dökümünden hemen önce, fırındaki ergimiş metal bir süre bekletildikten sonra fırın içinden numune alınarak OES ile kimyasal bileşim kontrolü yapılmıştır [116];

$$\text{İlave edilecek miktar (kg)} = \frac{\text{Hedef değer-Mevcut değer}}{\text{Tenör-Hedef değer}} \times \text{Fırın ağırlığı} \quad (6.1)$$

Döküm işleminde katılaşma sırasında biyet uzunluğu boyunca özellikle zirkonyumun ve diğer alaşım elementlerinin segregasyonu göz önüne alındığında kimyasal kompozisyonun doğru tespiti için biyet uzunlukları boyunca belli aralıklarla enine kesitten numuneler alınarak Repamet Elektronik Sistemler Mümessillik Teknik Servis ve Ticaret Ltd. Şti. firmasına gönderilmiş ve hem plazma ark spektrometre hem de X-ışın floresans (XRF) spektrometresi ile kimyasal analizleri yaptırılarak OES ile bulunan analiz sonuçları doğrulanmıştır. Şekil 6.2.a'da bir biyet uzunluğu boyunca numune alma işlemi şematik olarak açıklanmıştır. Öncelikle dökümden kaynaklanan hataların elimine edilmesi için biyet başı ve sonundan 10 cm kesilerek atılmıştır. Kalan biyet uzunluğu 4 parçaya bölünmüş ve her bir parçadan deneysel çalışmada döküm (D) ve homojenize edilmiş (H) konumda numune olarak kullanılmak üzere dilimler kesilmiştir (Şekil 6.2.b). Geriye kalan biyet parçaları ise (E) ekstrüzyon işlemi için kullanılmıştır (Şekil 6.2.c).



Şekil 6.2. Döküm biyetlerden numune alma işlemi; a) biyet uzunluğu boyunca numune alma işleminin şematik gösterimi, b) döküm biyet numuneleri, c) ekstrüzyona tabi tutulacak biyet parçaları

6.2. Alaşımların Homojenizasyonu

Deneysel çalışmada dökümü gerçekleştirilen biyetler, dökümden kaynaklanan konsantrasyon gradyentinin homojenize edilmesi ve iç yapıda homojen dağılıma sahip çökelti oluşumunu temin edecek eşit itici gücün sağlanması için Şekil 6.3’de gösterilen homojenizasyon fırınında 580 °C’de 6 saat tutulduktan sonra havada soğutulularak homojenize edilmiştir.



Şekil 6.3. Döküm biyetlerin homojenize edildiği homojenizasyon fırını

6.3. Mikroyapısal İncelemeler

Döküm ve homojenize konumdaki biyetlerden numuneler alınarak metalografik olarak hazırlanmıştır. Metalografik hazırlama işleminde sırası ile 120, 320, 600, 1000 ve 2500 mesh boyutuna sahip SiC zımpara kağıtları kullanılmıştır. Daha sonra numuneler 3 µm ve 1 µm elmas solüsyon kullanılarak parlatılmıştır. Mikroyapıda fazlar arası kontrast artışı sağlamak için numuneler Keller ayracı (% 1 HF + % 1,5 HCL + % 2,5 HNO₃ + % 95 H₂O) ile dağlanmıştır. Mikroskopik incelemelerde Zeiss marka Axiotech 100 model ve Olympus marka BX41M-LED model refleksiyon tipi ışık mikroskopları (IM) ve Jeol marka JSM 6060 model tarama elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Kantitatif analizler için SEM cihazına bağlı IXRF marka Enerji Dağılımlı X- Işın Mikroanaliz Spektrometresi (EDS) kullanılmıştır.

6.3.1. Elektron prob mikroanalizi

Deneysel çalışmada, dökülen biyetlerdeki mikrosegregasyonu kantitatif olarak ölçmek için elektron prob mikroanaliz (EPMA) ölçümleri yapılmıştır. Analizler için en yüksek oranda zirkonyum içeren Alaşım 4'den iki numune seçilmiştir; i) döküm konumu numunesi, ii) Bölüm 7.7.1'de "Alaşımın statik yeniden kristallenme davranışlarının incelemeleri" kısmında kullanılan ve homojenize biyetlerin çözeltiye alındıktan sonra soğuk deforme edilmesi ve tavlınması ile elde edilen yeniden kristallenmiş numunedir. Analizler Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Merkez Laboratuvarı, Elektron Mikroskopi Laboratuvarında Jeol marka JXA-8230 model EPMA cihazında yapılmıştır.

6.3.2. Görüntü analizi

Alaşımın döküm ve homojenize konumda dendritik ve tane yapılarının incelenebilmesi için parlatılmış haldeki numuneler Barker ayracı (5 ml HBF₄, 100 ml H₂O) ile elektrolitik olarak (25 V, 120 sn) dağlandıktan sonra Zeiss marka IM'da polarize kontrastta incelenmiştir.

Döküm konumdaki alaşımlarda polarize kontrastta çekilen görüntülerde her bir alaşım için 100 adet tane üzerinde görüntü analizi yapılmıştır. Görüntü analizinde

Zeiss marka ışık mikroskobuna bağlı Nikon NIS (Nikon Imaging System) Elements BR (Basic Research) yazılımı kullanılmıştır.

6.4. X-Işın Difraksiyon Analizi

Döküm ve homojenize konumdaki alaşımlarda bulunan fazların belirlenebilmesi için X-ışın difraksiyon analizleri (XRD) yapılmıştır. XRD analizleri Cu tüp (40 kV and 20 mA), CuK α ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$) dalga boyuna sahip Rigaku marka SA-HF3 model X-ışın difraktometresi ile gerçekleştirilmiştir. Elde edilen difraksiyon paternleri 10°-90° aralığında 1,0°/dk tarama hızında taranmıştır.

6.5. Sertlik Ölçümleri

Sertlik ölçümlerinde Future-Tech marka Vickers makro sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Ölçümlerde 1 kgf (HV1) yük 10 saniye süre ile uygulanmıştır. Her numunede yüzeyde farklı bölgeler olmak üzere 5 ölçüm yapıldıktan sonra ortalaması ve standart sapması bulunmuştur.

6.6. Termal Analiz

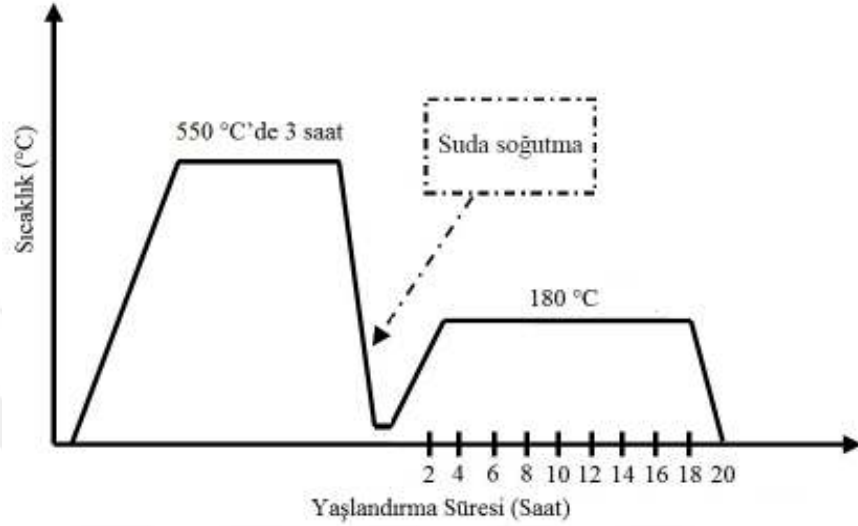
Farklı oranlarda zirkonyumun, alaşımın reaksiyon sıcaklıklarına etkisinin araştırılması için diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) analizleri yapılmıştır. Termal analizler Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü termal analiz laboratuvarında Netzsch marka STA 409 PG Luxx model cihaz kullanılarak yapılmıştır.

Deneyle öncesinde, alaşımlardan alınan numuneler 550 °C'de 3 saat çözeltiye alınarak su verilmiştir ve hemen akabinde termal analizleri yapılmıştır. Analizler sırasında inert gaz olarak argon kullanılmıştır. Analizler oda sıcaklığı (25 °C) ile 600 °C arasında, 10 °K/dk ısıtma ve soğutma hızı ile yapılmıştır.

6.7. Isıl İşlem Süreçleri

Deneysel çalışmada kullanılan alaşımlar içerdikleri alaşım elementlerinden dolayı ısıl işlemler sonucunda sertleşebilen alaşım grubunda bulduklarından, döküm ve homojenize konumdaki biyetlerden alınan numunelere çözeltiye alma, su verme ve farklı sürelerde yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanmıştır. Bu amaçla, numuneler Şekil

6.4'de gösterilen ısıl işlem prosedürüne göre 550 °C'de 3 saat çözeltiye alındıktan sonra su verilmiştir ve hemen akabinde 180 °C'de 0-20 saat arasında yapay yaşlandırılmıştır. Numunelerin ısıl işlemleri, sıcaklık ve zaman kontrollü Protherm marka ısıl işlem fırınında yapılmıştır.



Şekil 6.4. Alaşımların yapay yaşlandırma prosedürü

Yüksek miktarda çökelti içeren malzemelerin yaşlanma sertleşmesi potansiyelini korumak için yüksek bir soğutma hızı gerektiğinden deneysel çalışmada kullanılan alaşımlar için yüksek oranda soğutma hızı elde etmek için su verme sırasında kullanılan su sıcaklıkları 12-13 °C olarak ayarlanmıştır.

Deneysel çalışmada, çözeltiye alınıp yaşlandırılan numuneler metalografik olarak hazırlandıktan sonra Vickers sertlik ölçümleri yapılmıştır. Alaşımların sertlik ölçümleri Future Tech makro Vickers cihazı ile 1 kgf yük kullanılarak yapılmıştır.

6.8. Çökelti Kinetiği

Çökelti sertleşebilen alaşımların faz dönüşüm kinetikleri, elektriksel iletkenlik ve matriks içindeki çökeltilerin hacim oranları arasındaki lineer ilişkiye dayanılarak Avrami eşitliğinin hesaplanması ile bulunabilir. Yaşlandırma prosesi sırasında matriks içinde çökelti partiküllerinin çökmesi alaşımın elektriksel iletkenliğinin değişmesine neden olmaktadır. Deneysel çalışmanın bu bölümünde, yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak alaşımların elektriksel iletkenlik ve çökelti hacim oranlarında meydana gelen değişim ile çökelti kinetiği incelenmiştir.

6.9. Yeniden Kristallenme

Tez çalışmasında alaşımların yeniden kristallenme özelliklerinin incelenmesinde tane boyutu ve şekil özelliği gibi mikroyapısal özelliklerin kalitatif incelenmesi ve kantitatif ölçümler sonucu elde edilen bulgulardan yararlanılmıştır.

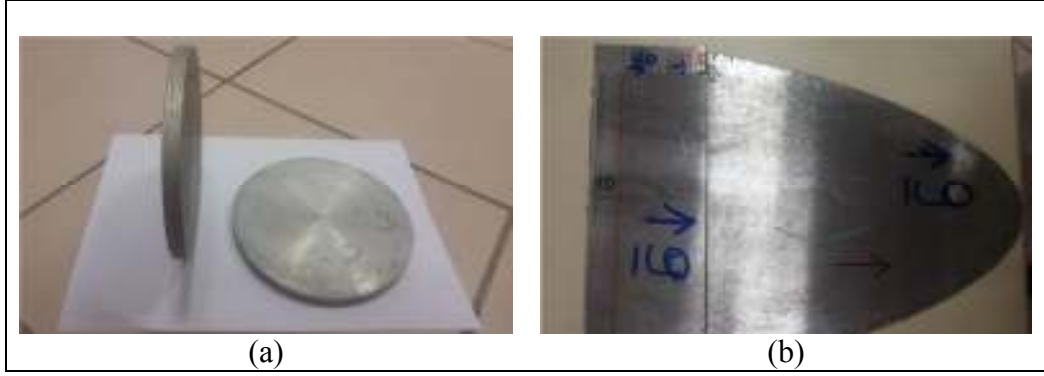
6.9.1. Statik yeniden kristallenme

Deneysel çalışmada alaşımların statik yeniden kristallenme davranışlarının incelenmesi için, dökülen ve homojenize edilen biyetlerden kesilen biyet dilimleri çözeltiye alınıp su verildikten sonra soğuk haddelenerek deforme edilmiş ve tavlama ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Daha sonra deforme edilmiş ve tavllanmış biyetlerden numuneler alınarak metalografik olarak hazırlanmış ve ışık mikroskopunda incelenmiştir. Bunun için öncelikle haddelene makinasının merdaneler arasındaki boşluk mesafesine uygun olacak şekilde, homojenize biyetlerden 10 mm kalınlıkta biyet dilimleri kesilmiştir. Kesilen biyet dilimleri bölüm ısıl işlem laboratuvarında 560 °C’de 4 saat çözeltiye alındıktan sonra su verilmiştir.

Biyetlerin soğuk deformasyon işlemi için Şekil 6.5’de gösterilen Almesan Alüminyum Sanayi ve Tic. A.Ş.’de bulunan Quad marka 7,62-12,70 mm levha giriş kalınlığına ve 1,27 mm levha çıkış kalınlığına sahip soğuk hadde makinası kullanılmıştır. 152 mm çapında ve 10 mm kalınlığa sahip biyet dilimleri 7 paso ile 3 mm kalınlığa soğuk haddelenmiştir (Şekil 6.6).



Şekil 6.5. Alaşımların haddelendiği soğuk hadde makinası



Şekil 6.6. Biyet dilimlerinin; a) soğuk deformasyon öncesi ve b) soğuk deformasyon sonrası görüntüleri

Deforme edilen biyetler, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü ısıtma işlem laboratuvarında öncelikle 375 °C’de 5-900 dk sürelerde tavlansmıştır. Alaşım 1’in kimyasal kompozisyonuna sahip alaşımlar için endüstride ticari üretimlerde biyet ekstrüzyonu sırasında 500 °C’de ön ısıtma uygulanmaktadır. Bu amaçla deneysel çalışmada kullanılan alaşımların zirkonyum içeriğine bağlı olarak 500 °C gibi yüksek bir tavlama sıcaklığında yeniden kristallenme davranışlarını görmek amacıyla, bu sıcaklıkta 10 dk ve 30 dk tavlama işlemi de yapılmıştır. Tavlama sıcaklığı oldukça yüksek olduğu için süreler 10 dk ve 30 dk olarak kısa tutulmuştur.

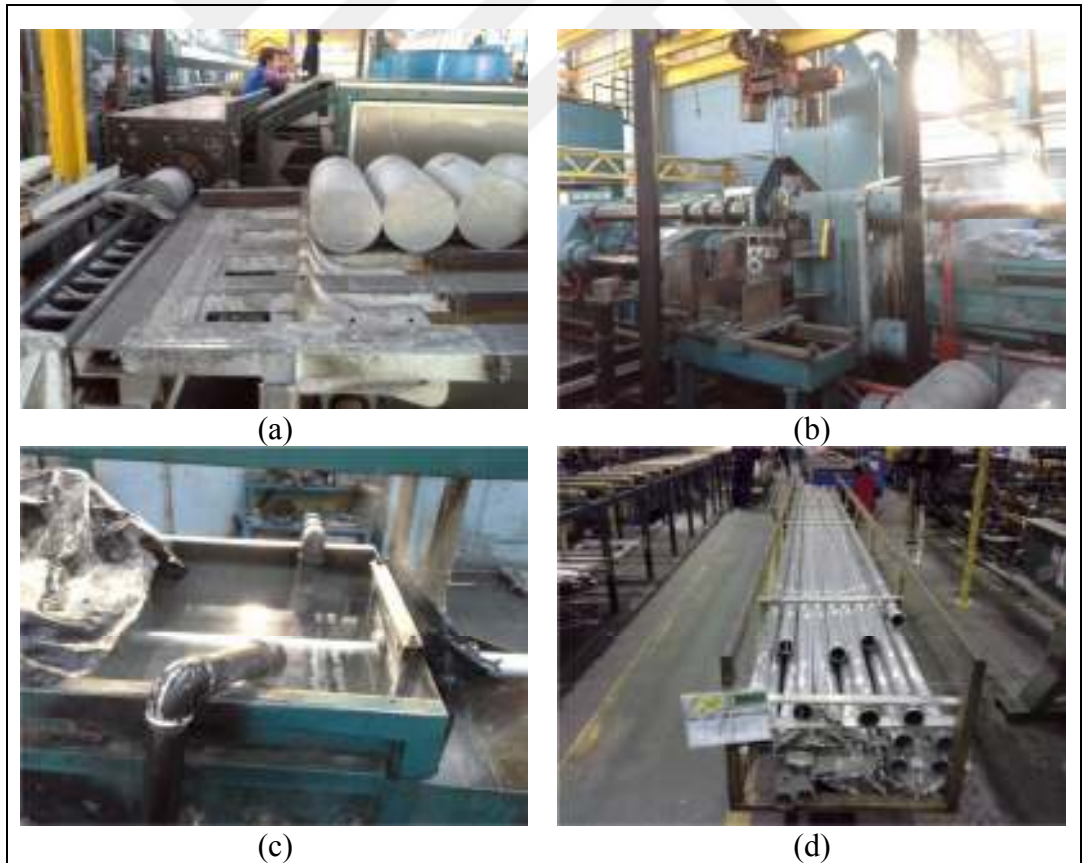
Deforme edilmiş ve tavlansmış alaşımların tane yapılarını incelemek için numuneler metalografik olarak hazırlanarak Barker ayracı (suda % 5 fluoborik asit) ile elektrolitik olarak (20 V, 120 sn) dağlanmıştır. Numuneler ışık mikroskopunda polarize kontrast ile incelenmiştir. Zeiss Axiotech ışık mikroskobu NIS elements basic research programı ile görüntü analizi uygulanarak alaşımların % yeniden kristallenme oranları deneysel olarak bulunmuştur.

6.9.2. Statik yeniden kristallenme kinetiği

Alaşımların statik yeniden kristallenme kinetiği incelemelerinde, yeni tanelerin çekirdeklenme hızı (\dot{N}) ve büyüme hızı (G) değerlerinin deneysel çalışmadan bulunması ile aşağıda açıklanan formülasyonlar yardımıyla % dönüşüm (X_{reel}) grafikleri bulunmuştur.

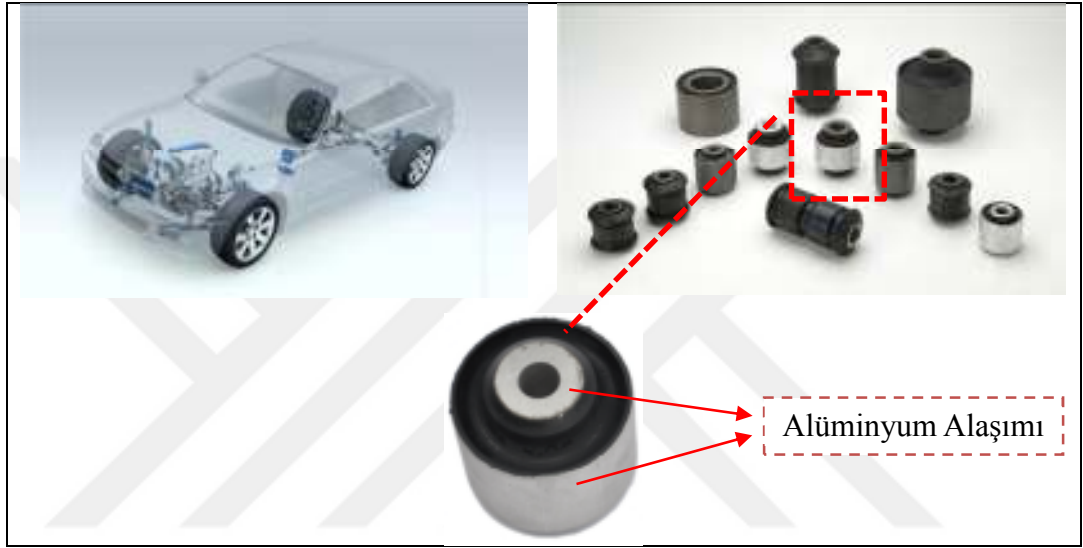
6.9.3. Dinamik yeniden kristallenme

Deneysel çalışmada alaşımlar termomekanik bir proses sırasında meydana gelen yeniden kristallenme davranışlarının incelenmesi için ekstrüzyon işlemine tabi tutulmuşlardır. Dikey yarı sürekli döküm yöntemi ile üretilen ve homojenize edilen 152 mm çapındaki biyetlerden direkt ekstrüzyon prosesi ile 5,7 cm dış çapa, 3 mm et kalınlığına ve 11 m uzunluğa sahip içi boş dairesel kesitli profiller üretilmiştir (Şekil 6.7). Ekstrüzyon prosesinde Şekil 6.7.b’de gösterildiği gibi 1250 ton kapasiteye sahip ekstrüzyon presi kullanılmıştır. Ekstrüzyon hızı 45,8 mm/s ve biyet çıkış hızı 55 mm/s olarak hesaplanmıştır. Proses sırasında biyet ön ısıtma sıcaklığı 485 °C ve profil çıkış sıcaklığı 520 °C olarak ölçülmüştür. Şekil 6.7.c’de gösterildiği gibi profiller pres çıkışında hem 48,5 °C’deki su havuzundan geçirilerek hem de pulverize su ile soğutulmuştur. Ekstrüzyon prosesinden sonra profiller endüstriyel üretim koşullarına uygun olarak 180 °C’de 5 saat ısıl işleme tabi tutulmuştur.



Şekil 6.7. Alaşım biyetlerinden ekstrüzyon prosesi ile profil üretimi; a) biyet ön ısıtma, b) ekstrüzyon, c) ekstrüzyon işlemi sonrası profillerin soğutulması, d) ekstrüde edilmiş içi boş profiller

Alaşım 1 ile benzer kimyasal kompozisyona sahip alüminyum alaşımlarında ekstrüzyon yöntemi ile içi boş profil üretimi yüksek mukavemet ve boyutsal kararlılığın önemli olduğu otomotiv endüstrisi uygulamalarında titreşim sönümleyici burç/kovan parçaların üretiminde kullanılmaktadır (Şekil 6.8) [117]. Bu parçaların Şekil 6.8’de gösterildiği gibi kauçuk ile birleştirilerek otomotivlerde yapı elemanı olarak kullanılması ile yol şartlarından kaynaklanan ve/veya motordan gelen gürültünün ve titreşimin araç gövdesine ulaşması engellenmektedir.



Şekil 6.8. Alüminyum alaşımı profillerin otomotiv endüstrisinde titreşim sönümleyici burç/kovan parçaların üretiminde kullanımı

Alaşımın ekstrüzyonunda Şekil 6.9’da gösterildiği gibi beş gözlü kalıp kullanılmıştır. Bu nedenle, üretilen profillerde her 72 derece açı aralığında mandrel ayaklarının denk geldiği bölgelerde profil uzunluğu boyunca beş adet ekstrüzyon kaynama bölgesi bulunmaktadır. Bu bölgelerde ekstrüzyon prosesi sırasında meydana gelen yeniden kristallenmeyi incelemek için alaşımlara ait profillerden enine kesitte numuneler alınarak soğuk kalıplanmış ve metalografik olarak hazırlanmıştır. Daha sonra profil numuneler Barker ayağı ile elektrolitik olarak (25 V, 120 sn) dağlandıktan sonra IM’da polarize kontrastta incelenmiştir.



Şekil 6.9. Alaşımın ekstrüzyonunda kullanılan köprülü ekstrüzyon kalıpları

6.10. Mekanik Özellikler

Profil şeklindeki alaşımlarda öncelikle sertlik incelemeleri yapılmıştır. Daha sonra alaşımlar çekme testine tabi tutularak kırık yüzeyleri incelenmiştir.

6.10.3. Sertlik ölçümleri

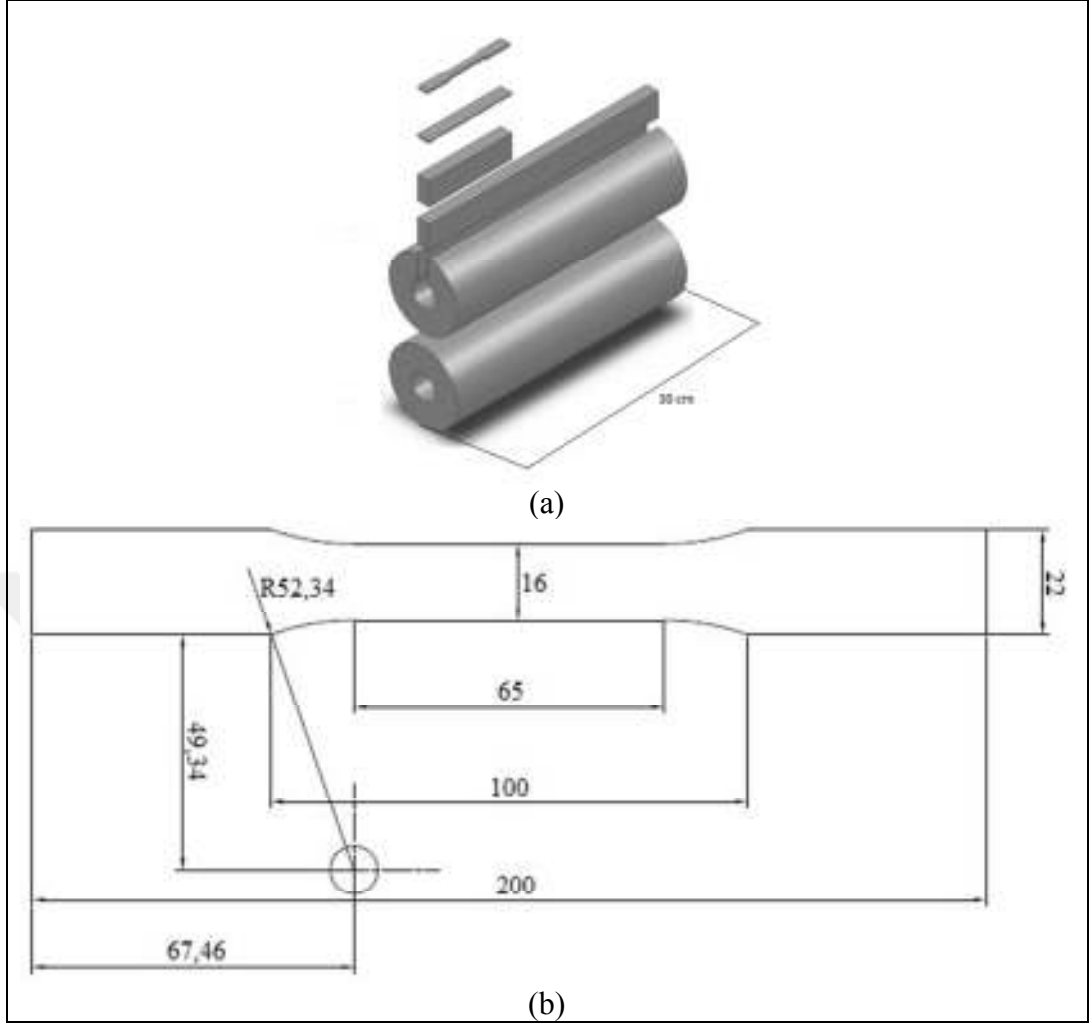
Farklı oranlarda zirkonyum içeren alaşımlardan üretilen profillerde sertlik ölçümleri yapılmıştır. Bunun için, profillerden numuneler alınarak kalıplanmış ve metalografik olarak hazırlanmıştır.

Profillerde ekstrüzyon kaynak bölgelerini ve bu bölgeler arasında kalan fibersi bölgeleri kapsayacak şekilde enine kesitte merkez hat üzerinde on adet sertlik ölçümü yapılmış ve ortalama değerleri alınmıştır.

6.10.2. Çekme testleri

Çekme testleri Zwick / Roell Z250 çekme test cihazı kullanılarak yapılmıştır. Tek eksenli çekme testleri, içi boş profillerde oda sıcaklığında 20 mm/dk deformasyon hızı ile gerçekleştirilmiştir.

3 mm et kalınlığına sahip içi boş profillerden tel erozyon ile Şekil 6.10.a'da gösterildiği gibi ekstrüzyon yönüne paralel ve Şekil 6.10.b'de gösterilen ölçülere göre çıkarılan çekme numuneleri DIN EN 10002-1 standartına göre hazırlanmıştır. Her alaşım için dört numune test edilmiştir.



Şekil 6.10. Profillerden çıkarılan çekme test numunelerinin a) yönü ve b) teknik resmi

6.10.3. Kırık yüzey incelemeleri

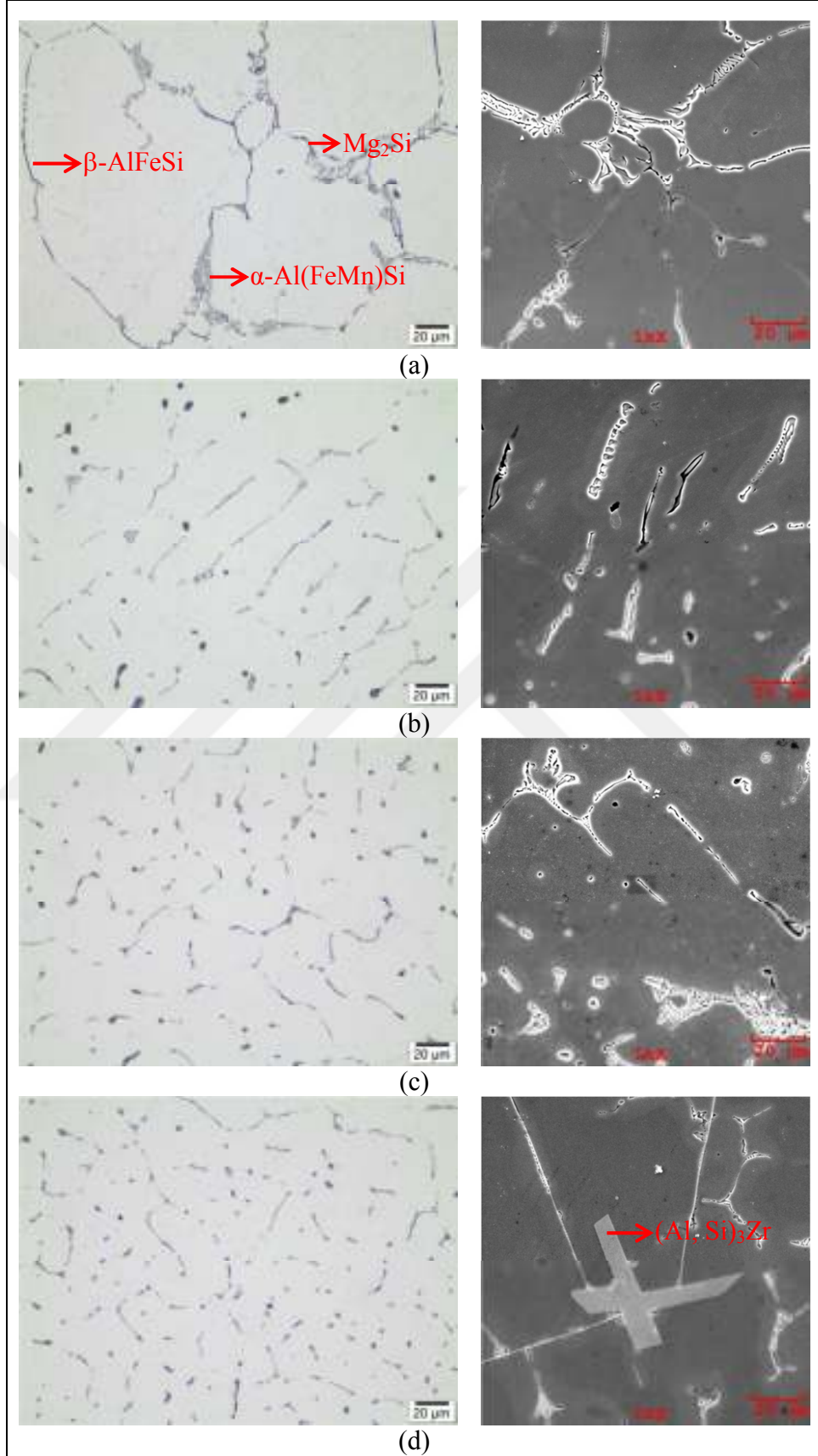
Alaşımın kırılma mekanizmalarının anlaşılması için çekme testleri sonucunda elde edilen kırık yüzeylerin SEM ile incelemeleri yapılmış ve EDS analizleri ile mikroyapı bileşenlerinin kırılma moduna etkisi anlaşılmaya çalışılmıştır. Ayrıca SEM geri saçılmış elektronlar (BSE) ile elde edilen materyal kontrast mekanizmasının kullanılması ile alaşımlardaki kaba ve iri çökeltilerin yapıdaki dağılımları ve boyutları hakkında incelemeler yapılmıştır.

7. BULGULAR VE TARTIŞMA

7.1. Mikroyapısal Karakterizasyon

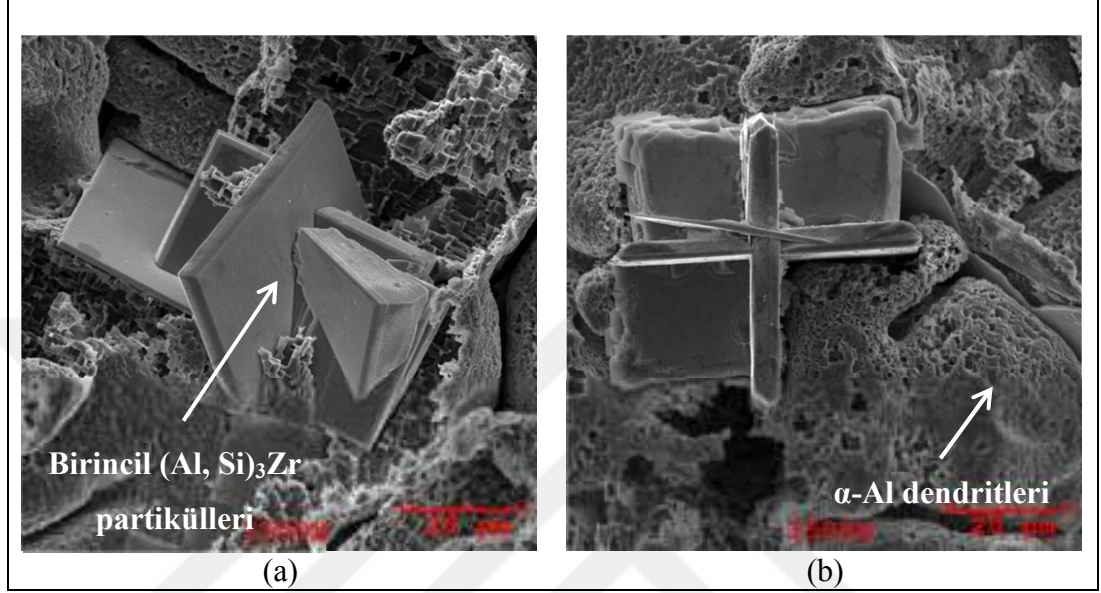
Şekil 7.1’de döküm konumundaki alaşımların mikroyapılarının IM ve SEM görüntüleri verilmiştir. Döküm konumundaki alaşımların mikroyapıları α -Al dendritlerini ve interdendritik bölgelerde çökelti partiküllerini içermektedir. SEM/EDS incelemelerinde, Alaşım 1’in SEM görüntüsünde belirgin olarak gözükmekte olan koyu gri kontrasttaki bileşiğin Mg_2Si intermetalığı, ötektik şekilde görülen bileşiğin α -AlFeMnSi intermetalığı ve bu fazlar arasındaki iğnesel şekilli bileşiğin ise β -AlFeSi intermetalığı olduğu bulunmuştur. Alaşım 3’ün SEM görüntüsünde görülen gri kontrasttaki yapının EDS incelemesi sonucunda Si içeriğinden dolayı $(Al, Si)_3Zr$ bileşiği olduğu bulunmuştur. Alaşımlarda Zr içeriğinin artması ile birlikte interdendritik bölgelerdeki intermetalik bileşiklerin yapıya daha uniform boyutta ve şekilde dağıldığı görülmüştür.

Al-Zr sisteminde, Al_3Zr ’nin sıvı alüminyumdaki en az çözünürlüğüne karşılık gelen peritektik sıvı bileşim, % ağı. 0,033 Zr’dir. Bu nedenle deneysel çalışmadaki mevcut alaşımlar için, birincil Al_3Zr çökeltilerinin oluşması termodinamik olarak mümkündür. Belirli bir katılma oranı için, Al_3M ’nin birincil çökmesinin meydana gelmeyeceği kritik bir çözücü konsantrasyonu vardır. Bu olay, Ohashi ve arkadaşları tarafından Al-Zr sistemi için detaylı olarak incelenmiştir ve Hori ve arkadaşları çok çeşitli katılma oranlarında (10^0 - 10^{-7} °Cs⁻¹) ve Zr konsantrasyonlarında (% ağı. 0,01-1,0 Zr) birincil çökeltilerin oluşmayabileceğini bulmuştur. Elde edilen bulgular, birincil Al_3Zr çökeltilerinin, araştırılan en yavaş katılma oranlarında bile, % ağı. 0,1-0,2 seviyesinde Zr’den daha düşük alaşımlarda bastırıldığını göstermektedir [118].



Şekil 7.1. Döküm konumdaki alaşımların IM ve SEM mikroyapı görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4

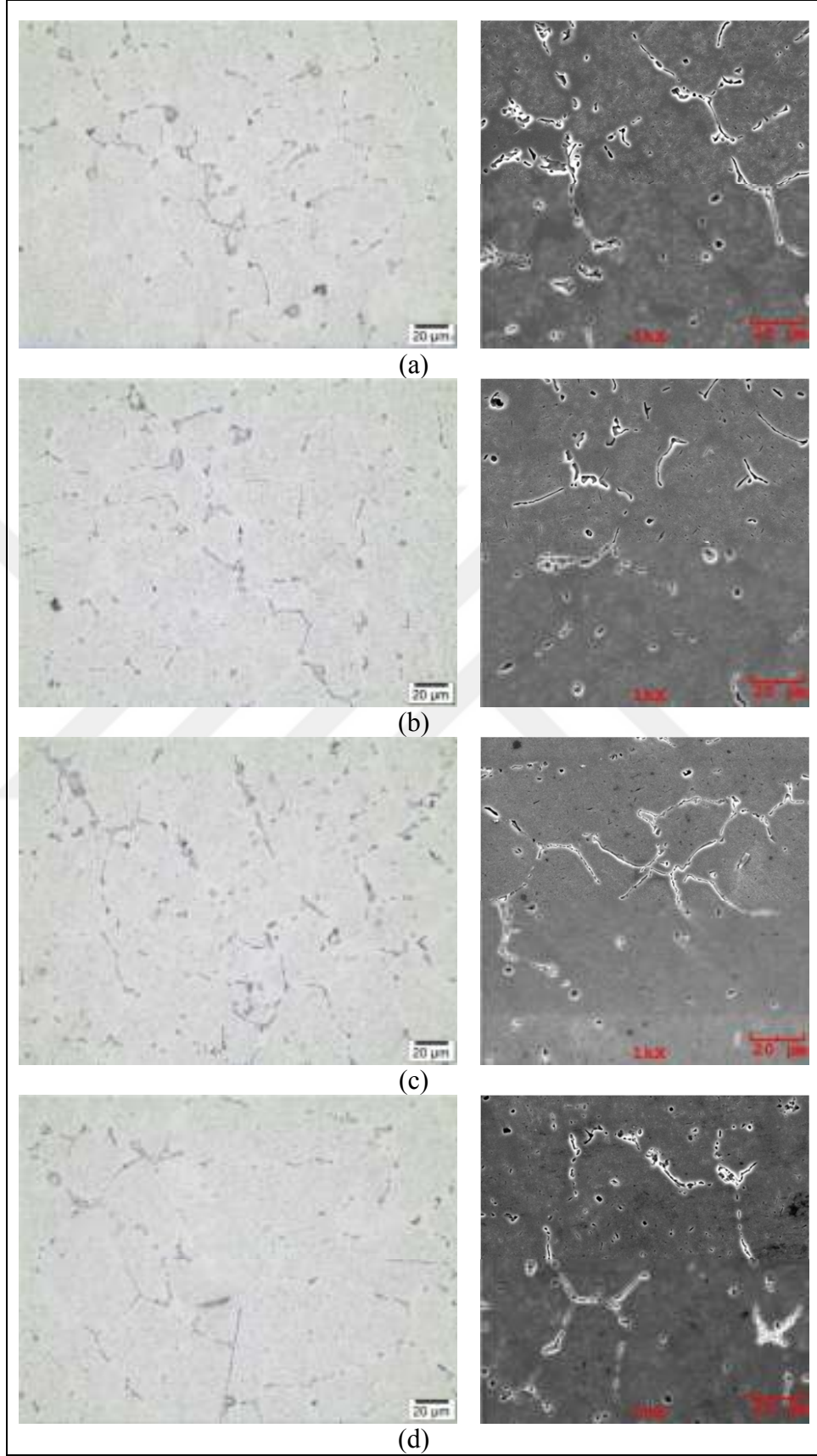
Şekil 7.2’de derin dağlanmış döküm konumundaki % ağı. 0,3 Zr içeren Alaşım 4’de birincil $(Al, Si)_3Zr$ partiküllerinin SEM görüntüsü verilmiştir. Birincil partiküllerin plaka şeklinde ve yer yer üst üste çekirdeklenmiş şekilde yapıya dağıldığı görülmektedir.



Şekil 7.2. Derin dağlanmış birincil $(Al, Si)_3Zr$ partiküllerinin SEM görüntüleri

Deneysel çalışmada kullanılan alaşımlar için homojenizasyon işlemi özellikle ekstrüzyon prosesinden önce yapılması gereken teknolojik bir süreçtir. Bu işlem ekstrüzyon ile üretilmiş profillerden beklenen mekanik özelliklerin elde edilmesini kolaylaştırmaktadır. Homojenizasyon işlemi ile deneysel çalışmada kullanılan alaşımların yapısında meydana gelen değişimler şöyledir; (i) Mg_2Si fazı ve kaba ötektik yapı matris içinde çözünür ve mikrosegregasyon elimine edilir, (ii) Mn, Cr, Zr gibi geçiş elementlerini içeren alaşımlarda çökelti oluşumu meydana gelir, (iii) Plakavari β - Al_5FeSi intermetalik fazı daha yuvarlak ve yapıda daha çok arzu edilen α - $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ fazına dönüşür [119, 120]. α - $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ fazı malzemenin sünekliliğini arttırdığı için bu dönüşüm çok önemlidir [57].

Şekil 7.3’de 580 °C’de 6 saat homojenize edilen alaşımların mikroyapılarının ışık mikroskobu ve tarama elektron mikroskobu görüntüleri verilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde, interdendritik bölgede bulunan kaba ötektik yapının parçalandığı ve ayrıca Mg_2Si ve β - $AlFeSi$ bileşiklerinin yapıya daha küresel şekilde dağıldığı görülmüştür.

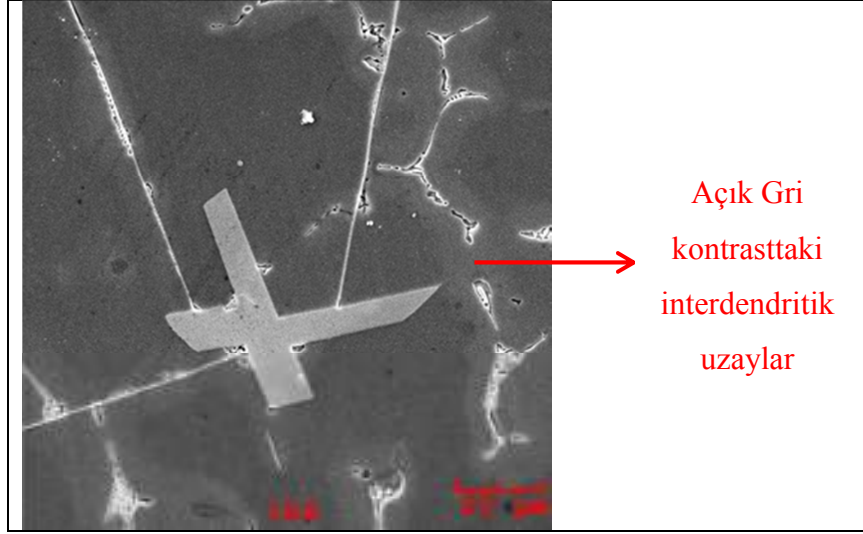


Şekil 7.3. Homojenize konumdaki alaşımların IM ve SEM mikroyapı görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4

7.1.1. Elektron prob mikroanaliz incelemeleri

Deneysel çalışmada kullanılan biyetlerin ilk dökümlerinde, portatif X-ışın floresans (XRF) cihazı ile yapılan kimyasal analiz ölçüm sonuçlarında biyet başı ve sonunda zirkonyum oranı biyet ortasındaki değerlere göre daha yüksek çıkmıştır. Bu sorunu elimine etmek için gerekli birkaç önlem alınarak yeniden dökümler yapılmıştır.

Deneysel çalışmadaki alaşımların döküm konumundaki mikroyapıları SEM ile incelendiğinde, tane sınırlarına yakın bölgelerde çökelti içermeyen bölgeler görülmüştür. Çökelti partiküllerin bu homojen olmayan dağılımı muhtemelen büyük bir öneme sahiptir, çünkü tane sınırlarına yakın bölgelerde yeniden kristallenmeye karşı daha düşük bir direnç göstereceğine işaret eder. Burada büyük birincil partiküllerin varlığının yeniden kristallenmeyi teşvik ettiği bilinmektedir. Çökelti için itici güçteki lokal değişikliklerin etkisi Şekil 7.4’de görülebilir. Burada önceden mevcut olan çözünen bileşenlerin süper doymunluğuna bağlı olarak farklı çökelti davranışı gözlemlenir. Şekil 7.4’de interdendritik bölgelerdeki intermetalik bileşiklerin etrafında farklı çökelti davranışını gösteren daha açık gri kontrasttaki interdendritik uzaylar tanımlanabilir. İnterdendritik bölgelerde, zirkonyum konsantrasyonu metastabil faz için çözünürlük sınırının altında kaldığı için hiçbir çökelti yoktur. Bu nedenle bu bölgelerde, intermetaliklerin etrafında çökeltilerin oluşmadığı bir band oluşur. Yani katılaşmada, sadece zenginleştirilmiş dendritik hücreler Al_3Zr 'nin çökeltmesine neden olacak şekilde yeterince aşırı doymun hale gelmiştir. Çökeltisiz interdendritik uzaylar, mekanik özellikler üzerinde olumsuz bir etkiye sahiptir. Zirkonyum segregasyonu, her bir tane içindeki çökelti partiküllerin nihai dağılımı üzerinde güçlü etkiye sahiptir. Özellikle ilgi çekici olan, alaşım bileşiminin ve homojenizasyon koşullarının çökelti oluşmayan band bölgelerin genişliği üzerindeki etkisidir, çünkü bu bölgelerin yeniden kristallenmeye karşı özellikle duyarlı olmaları muhtemeldir. Bu nedenle, bu bölgelerin genişliğinin azaltılmasının, yeniden kristallenme hacminde önemli bir azalmaya yol açması beklenmektedir.

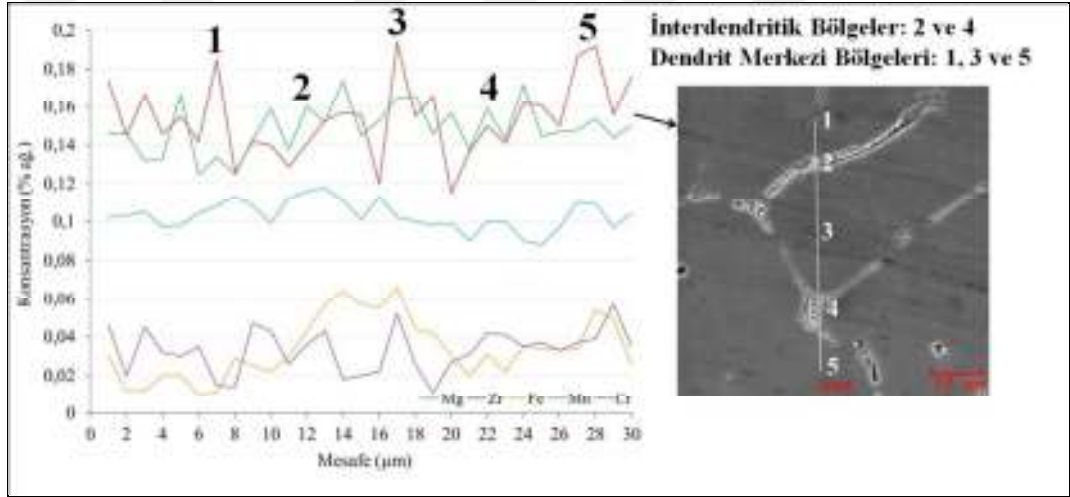


Şekil 7.4. Dendrit aralarında açık gri kontrasttaki interdendritik uzaylar

Homojenizasyon işleminden sonra bir tane içinde gözlemlenen çökelti oluşumu, zirkonyumun dağılımına kritik olarak bağlıdır. Düşük zirkonyum seviyesinin olduğu bölgelerde, çözünürlük sınırı aşılmamıştır ve hiçbir çökelti çökmez. Ara zirkonyum seviyelerinde, mevcut olan dislokasyonlar veya Mg_2Si partikülleri üzerinde heterojen bir şekilde çekirdek oluşturan düşük yoğunluklu büyük partiküller oluşur. Daha yüksek zirkonyum bölgelerinde homojen çekirdekli çökeltilerin ince bir dağılımı gözlenir.

Şekil 7.5’de Alaşım 4’ün döküm konumundaki numunesinde bazı elementlerin kantitatif EPMA analizi sonucu elde edilen konsantrasyon eğrileri gösterilmiştir. Zirkonyum elementine ait eğriye bakıldığında, özellikle üç noktada konsantrasyonun belirgin bir şekilde arttığı görülmüştür. Literatür bilgileri ile karşılaştırıldığında, analiz edilen bölge boyunca elementlerin konsantrasyonundaki dalgalanmaların her bir tane içindeki temel dendritik yapıyı yansıttığı söylenebilmektedir. Zirkonyumun, peritektik Al-Zr faz diyagramının dikkate alınmasıyla ana alaşım elementlerine zıt yönde segrege olduğu bulunur [98]. Buna göre zirkonyum konsantrasyonunun artış gösterdiği bölgelerin, α -Al dendrit merkezleri olduğu ve zirkonyum konsantrasyonunun düşük olduğu bölgelerin ise tane sınırları veya bir tane içindeki interdendritik bölgeler olduğu söylenebilmektedir [121]. Bu da, dendrit merkezinden kenarlara kadar Al_3Zr çökeltisinin çekirdeklenmesi ve büyümesi için farklı itici kuvvetlere neden olmaktadır [122]. Dendrit kollarının merkezine yakın yapılan

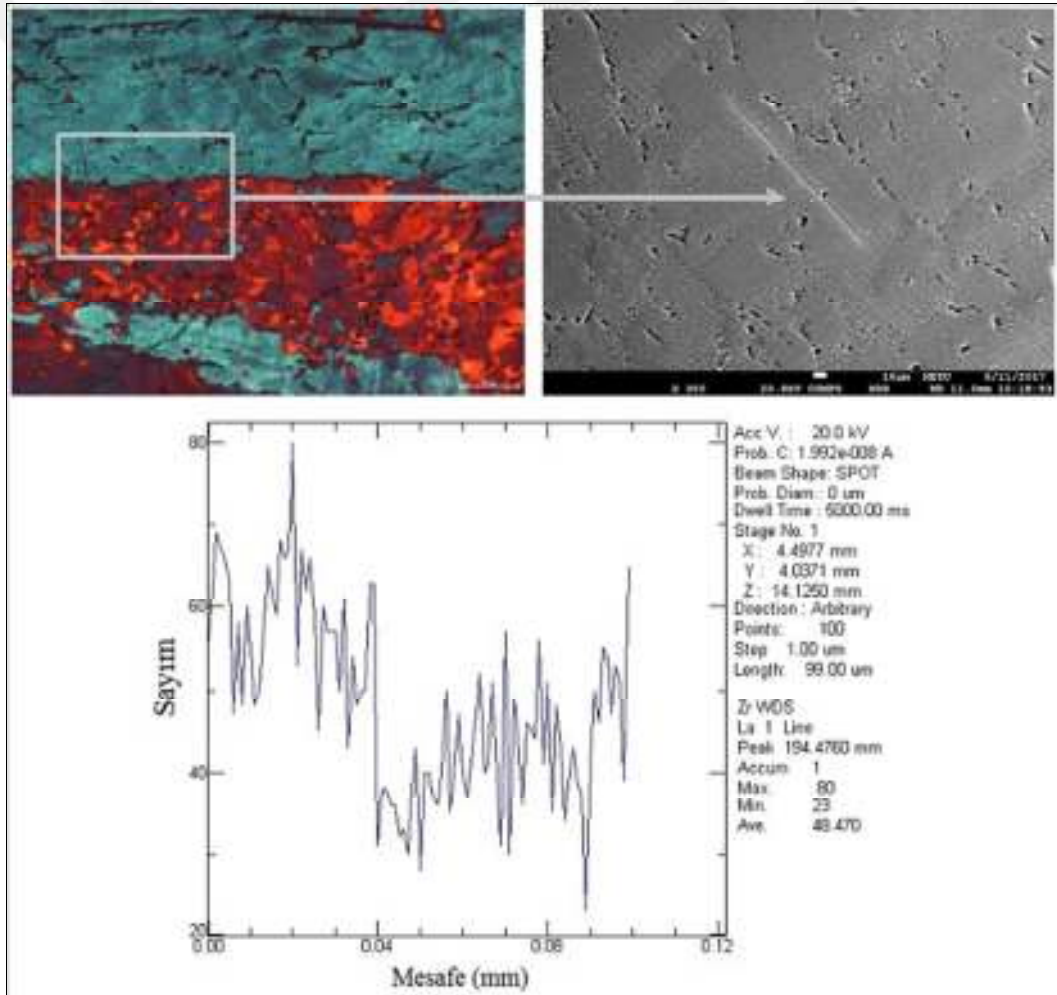
ölçümler, zirkonyum konsantrasyonunun nominal % ağı. 0,13 oranını aştığını göstermektedir. Bu bölgeler doğrudan soğutmalı yarı sürekli döküm sırasında ilk olarak katılmıştır ve zirkonyumca zengindir. Bununla birlikte, çok düşük zirkonyum seviyeleri tane sınırları ve interdendritik bölgelerde bulunmaktadır. Bu nedenle, tane sınır bölgelerinde az sayıda zirkonyum içerikli çökeltilerin bulunmasının nedeni döküm sırasında mikrosegregasyona bağlı olarak bu bölgelerdeki zirkonyum elementinin düşük konsantrasyonlarda olmasıdır. Ayrıca Şekil 7.5’de krom ve mangan elementlerinin konsantrasyon eğrilerine bakıldığında, krom eğrisinin zirkonyumun artış gösterdiği bölgelerde yani dendrit merkezlerinde artış gösterdiği, mangan eğrisinin ise zirkonyum eğrisine zıt şekilde zirkonyum konsantrasyonunun azaldığı interdendritik bölgelerde artış gösterdiği görülmüştür.



Şekil 7.5. Alaşım 4’de bulunan bazı elementlerin kantitatif EPMA analizi sonucu

Zirkonyum alüminyum içinde düşük çözünürlüğe sahiptir ve bu nedenle homojenizasyon ısıl işlemi sırasında metastabil L_{12} Al_3Zr partikülleri şeklinde çökelerler. Bu çökeltilerin konsantrasyon dağılımları proses şartlarındaki ısıl işlem sıcaklıkları ile tane sınırları bölgelerinde bir miktar artırılabilir. Bu partiküller yüksek sıcaklıklarda kararlı olduklarından, çözünmeye ve kabalaşmaya karşı stabildirler ve bu nedenle haddeleme, çözeltiye alma gibi sonraki prosesler sırasında tane veya alt tane yapılarının hareketlerini kontrol edebilirler. Bu çökeltilerin etkinliği, partikül boyutu ve hacim kesrinin yanında dağılımına da bağlıdır. Yarı sürekli döküm yöntemi gibi doğrudan soğutmalı dökümlerde, alaşım elementleri katılma sırasında yüksek oranda segregasyon gösterirler. Al_3Zr partikülleri bu segregasyon olmuş yapıdan, zirkonyum segregasyonu nedeniyle, ikincil dendrit kolları

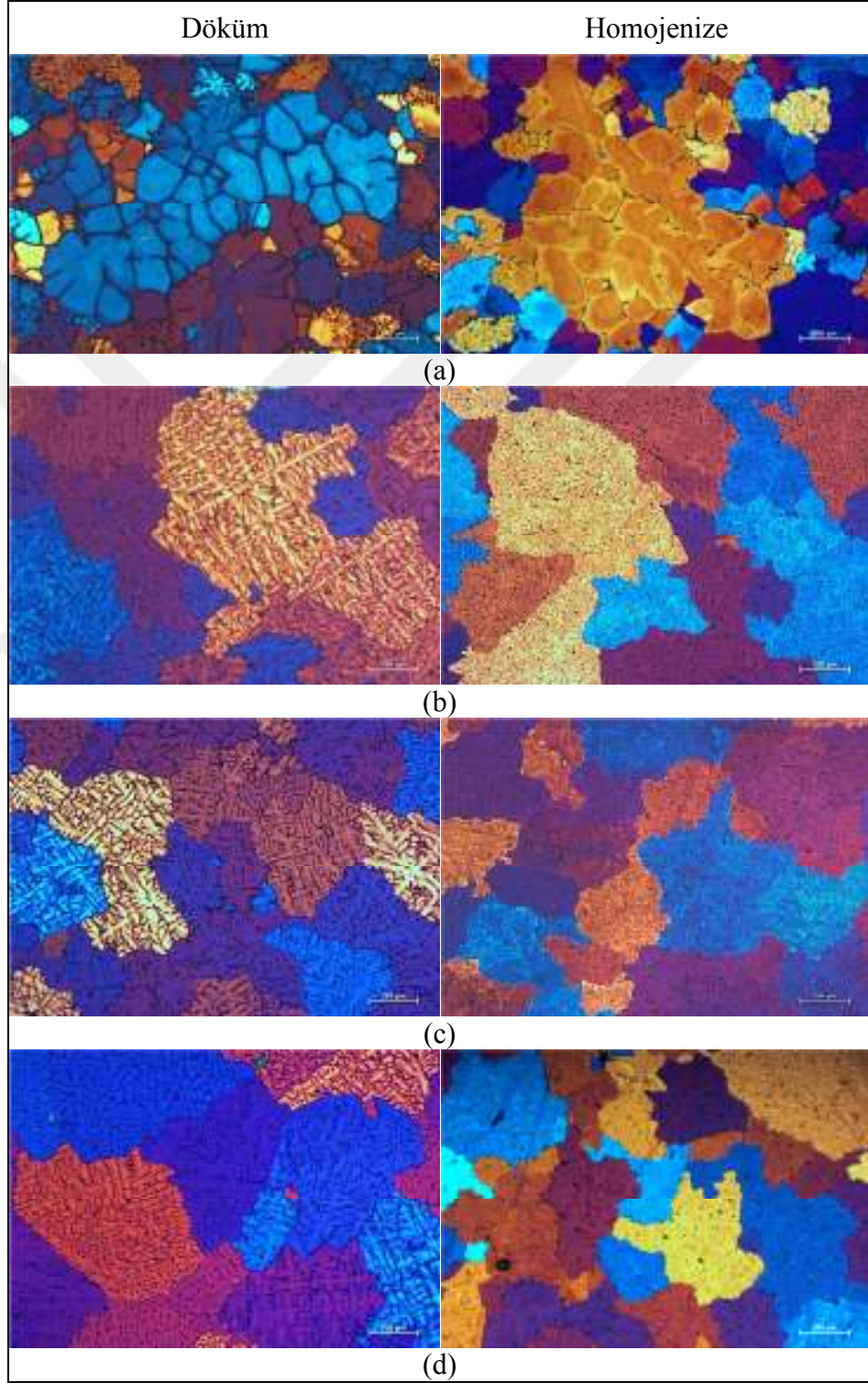
arasında periyodik olarak homojen olmayacak şekilde çökelirler ve homojen olmayan çökelti dağılımına neden olurlar. Bu durumda, düşük yoğunluklu çökeltilere sahip bölgeler yeniden kristallenme eğilimi gösterdikleri için alaşımın yeniden kristallenme direncinin optimum düzeyde olmamasına neden olurlar [123, 124]. Şekil 7.6'da homojen konumdaki Alaşım 4'ün çözeltiye alınıp su verildikten soğuk deforme edilmiş ve tavllanmış numunesinde zirkonyumun EPMA analizi sonucu elde edilen çizgi analizi gösterilmiştir. Görüldüğü üzere çizgi analizi, yeniden kristallenmemiş ve yeniden kristallenmiş komşu iki taneyi kapsayacak şekilde yapılmıştır ve yeniden kristallenme gösteren tane içinde zirkonyum düşük bulunmuştur.



Şekil 7.6. Alaşım 4'e ait numunedeki zirkonyumun EPMA analizi sonucu elde edilen çizgi analizi

7.1.2. Görüntü analiz incelemeleri

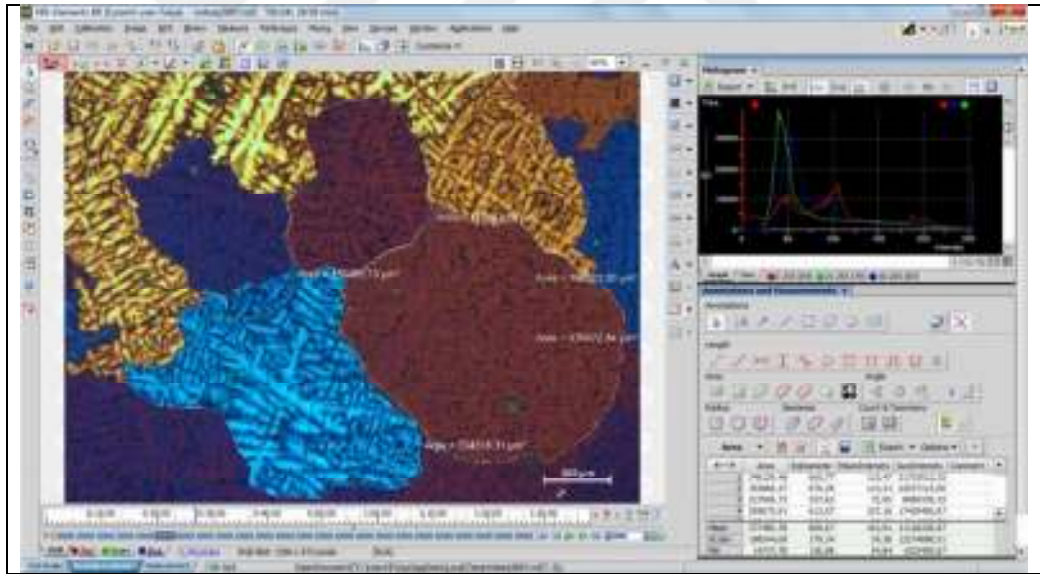
Şekil 7.7’de döküm ve homojenize konumdaki alaşımların IM polarize kontrast görüntüleri verilmiştir.



Şekil 7.7. Alaşımların tane yapılarının IM görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4

Alaşım 1'in döküm konumundaki dendritik yapının oldukça kaba ve ince dendritleri birlikte içerdiği görülmüştür. Alaşımlara Zr ilavesi ile birlikte döküm sırasında oluşan kaba ve uniform olmayan dendritik katılaşma yapısının daha küçük boyutlu ve eş eksenli yapıya dönüştüğü görülmüştür.

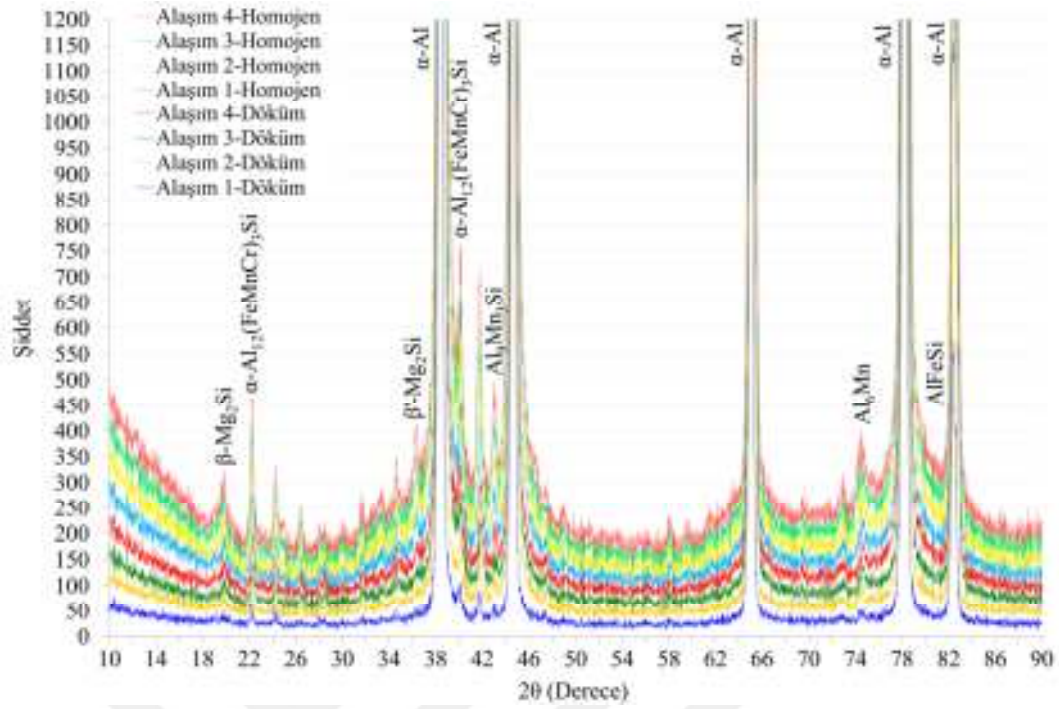
Ortalama tane boyutu (eşdeğer daire çapı) Alaşım 1 için $496,67 \mu\text{m} \pm 180$, Alaşım 2 için $472,93 \mu\text{m} \pm 175$, Alaşım 3 için $445,35 \mu\text{m} \pm 169$ ve Alaşım 4 için $432,52 \mu\text{m} \pm 167$ olarak bulunmuştur. İkincil dendrit kolları ara mesafesi ölçüm sonuçları Alaşım 1 için $87,06 \mu\text{m} \pm 31$, Alaşım 2 için $19,49 \mu\text{m} \pm 4$, Alaşım 3 için $18,39 \mu\text{m} \pm 4$ ve Alaşım 4 için $17,73 \mu\text{m} \pm 3$ olarak bulunmuştur. Görüntü analiz sonuçlarına göre Zr'un alaşımların tane boyutunu çok fazla etkilemediği fakat ikincil dendrit kolları ara mesafesini oldukça azalttığı bulunmuştur. Şekil 7.8'de döküm konumundaki alaşımlarda tane boyutunun belirlenebilmesi için uygulanan görüntü analizinden bir örnek görüntü verilmiştir.



Şekil 7.8. Döküm konumundaki alaşımlarda tane boyutunun belirlenebilmesi için görüntü analizinden bir uygulama örneği

7.2. X-Işın Difraksiyon Analizi İncelemeleri

Alaşımların XRD spektrumları Şekil 7.9'da verilmiştir. Homojenize konumdaki Zr içeren alaşımlarda en güçlü patern pikleri görülmüştür. Bu durum çökelti hacim oranlarında artış olduğunu açıkça göstermektedir.

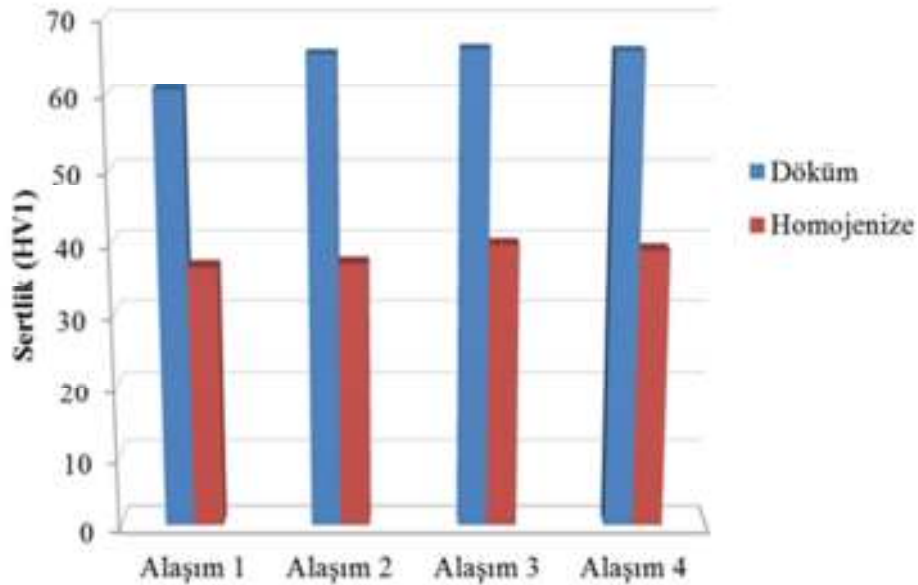


Şekil 7.9. Döküm ve homojenize konumda alaşımların X-ışın difraksiyon spektrumları

7.3. Sertlik İncelemeleri

Alaşımların döküm ve homojenize konumdaki sertlik değerleri Şekil 7.10'da verilmiştir. Döküm konumda, Alaşım 1'in Vickers sertliği $60,62 \pm 3$ HV1, Alaşım 2'nin $65,44 \pm 4$ HV1, Alaşım 3'ün $66,10 \pm 4$ HV1 ve Alaşım 4'ün ise $65,84 \pm 2$ HV1 olarak bulunmuştur. Zr içeriğinin artması ile birlikte alaşımların sertliğinde bir miktar artış olmuştur. Genellikle, döküm alaşımlarının soğuma hızının mikrosertlik üzerindeki etkisi, muhtemelen, soğuma hızıyla tane boyutunun azalmasına az sayıda çökelti eşlik ettiği gerekçesiyle çok güçlü değildir. Buna ek olarak, alaşımlara ısıl işlem uygulanması döküm konumuna kıyasla sertlikte artışa neden olur. Ana alaşım elementlerinin (Mg ve Si) α -Al katı ergiyiği içinde çözünmesi ve ardından oda sıcaklığında doğal yaşlanma (sertliğin artmasına etken faz Mg_2Si) ile sertlik artışı meydana gelir. Deneysel çalışmadaki tüm alaşımlarda aynı seviyedeki Mg ve Si içeriği nedeniyle Zr içeren alaşımların sertliklerindeki artış çökelti yoğunluğu az da olsa α -Al matriks kafesi ile uyumlu $L1_2$ Al_3Zr veya yarı uyumlu $(Al, Si)_3Zr$ çökelti partiküllerinin varlığından kaynaklanmaktadır.

Homojenize konumda ise Vickers sertlik değerleri Alaşım 1'den Alaşım 4'e sırasıyla $36,74 \pm 1$ HV1, $37,22 \pm 1$ HV1, $39,72 \pm 2$ HV1 ve $39,02 \pm 2$ HV1'dir. Homojenize konumda sertlik, döküm konumuna göre daha düşüktür. Bu durum yapıdaki sert fazların çözünmesine atfedilebilir. Alüminyum alaşımlarının dökümü sırasında, alaşım elementleri sıvı faza segregasyon olarak birikirler ve sonuçta mikroyapıda inhomojen alaşım elementi dağılımı meydana gelir. Bu nedenle mikro ölçekte alaşım elementlerinin homojen olmayan dağılımı homojenizasyon işlemleri ile giderilir. Ayrıca katılaşma sırasında oluşan düşük ergime dereceli ötektik bileşenlerin tane sınırlarında varlığı da segregasyona neden olabilir. Homojenizasyon işlemi bu partiküllerin ve ayrıca döküm sırasında oluşan keskin köşeli sert fazların çözünmesini sağlar. Örneğin Fe elementi, Mn, Si gibi belirli alaşım elementleri ile alüminyum alaşımlarının yapısında en çok görülen bileşiklerdir. Bu bileşikler de alaşımın sıcak işlenebilirliğini ve bu nedenle ekstrüzyon sırasında proses parametrelerinin uygulanma aralığını olumsuz etkilerler. Bu nedenle bu partiküllerde homojenizasyon işlemi ile daha küresel hale getirilirler [125].

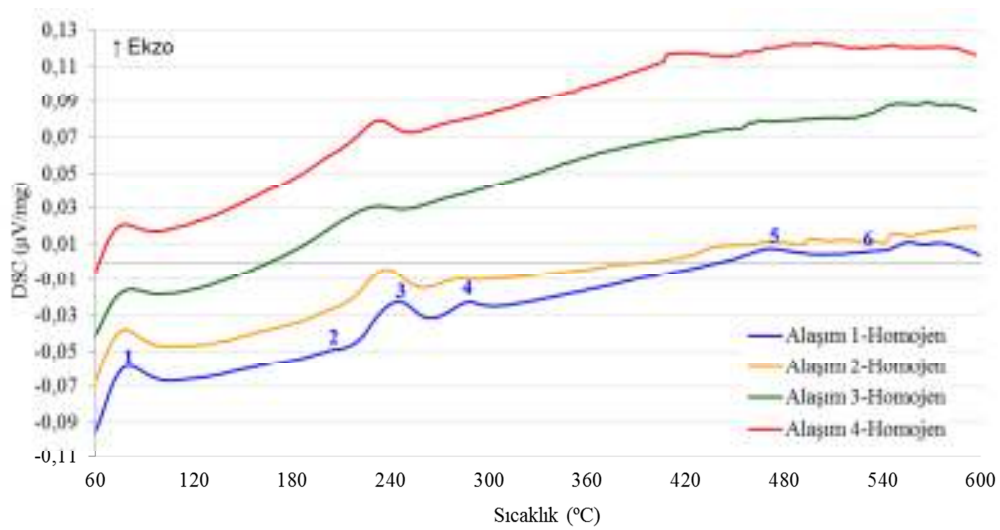


Şekil 7.10. Alaşımların döküm ve homojenize konumda Vickers (HV1) sertlik değerleri

7.4. Termal Analiz İncelemeleri

Şekil 7.11'de alaşımların DSC eğrileri verilmiştir. Alaşım 1'in DSC eğrisinde 5 ekzotermik ve 1 endotermik reaksiyon görülmüştür. İlk pik ekzotermik reaksiyondur

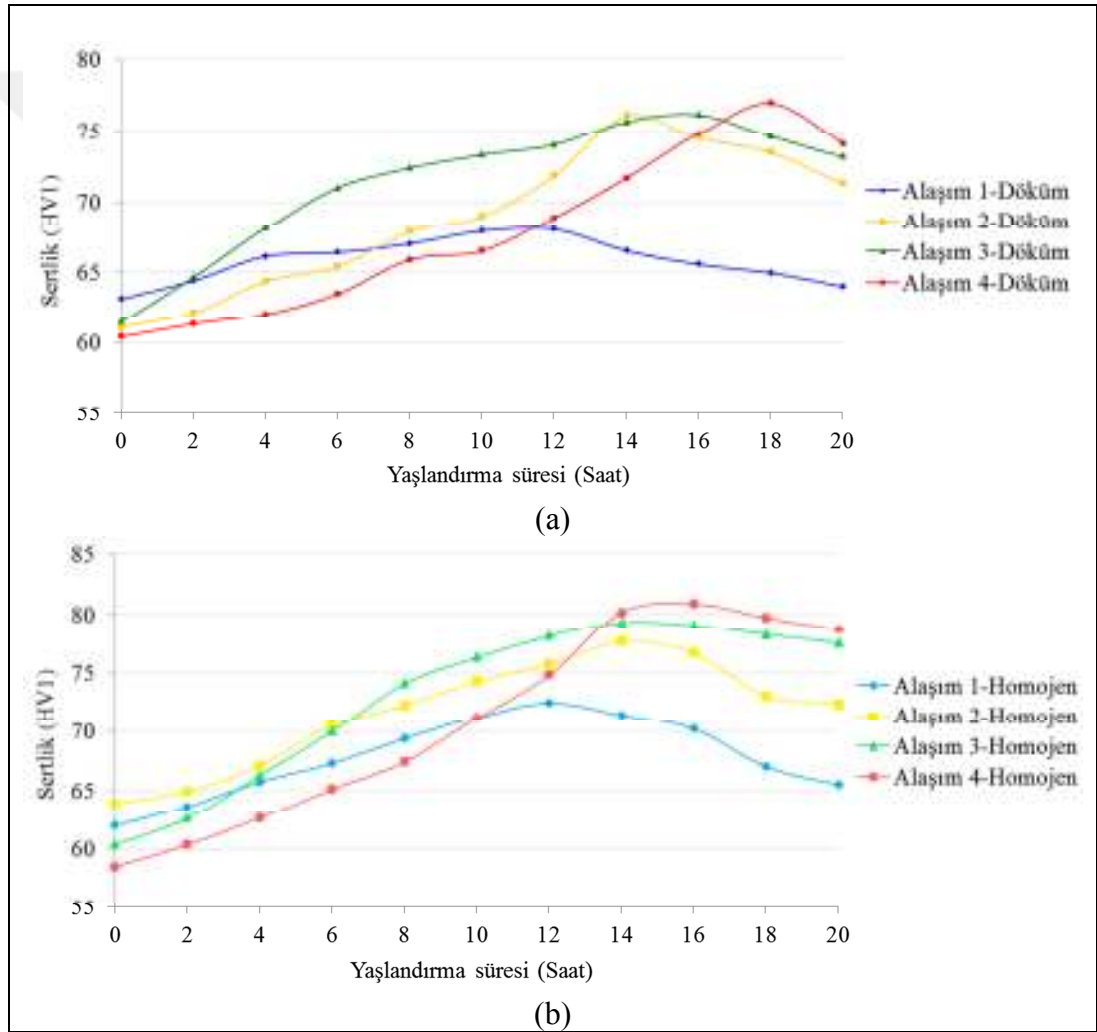
ve 100 °C'nin altında meydana gelmiştir. Bunun nedeni, su verme sonrası oluşan boşluklara Si atomlarının yerleşmesi ve oluşan Si atom kümelerine Mg'un yayılabilmesi ile birlikte Si/Mg ortak atom kümelerinin oluşabilmesidir. Sıcaklık arttıkça, eğride 2 numara ile gösterildiği gibi GP zonlarının oluşumunu gösteren geniş spektrumlu ve zayıf bir pik oluşur. Bunlar 200 °C'nin hemen üstünde çözünür ve eğride 3 numara ile gösterildiği gibi β'' fazı oluşur. 4 numaralı ekzotermik pik β'' fazının β' fazına dönüşümünü göstermektedir. Eğrideki son ekzotermik reaksiyon olan 5 numaralı pik β denge fazının çökmesini göstermektedir [63]. Eğrinin sonundaki endotermik pik (6 numara) ise alüminyum matrisi içinde çözünürlüğünden dolayı β fazının çözünmesini ifade etmektedir. Zirkonyum içeren alaşımlarda DSC eğrileri bir takım değişiklikler göstermektedir. 3 numaralı ekzotermik pik sola doğru 15 °C daha düşük sıcaklıklara kaymıştır. Bu da β'' fazının çökme olayının daha düşük sıcaklıklarda başladığını göstermektedir. DSC eğrilerindeki diğer bir değişim 4 numaralı ekzotermik pikin kaybolmasıdır. Bu durum çökme/çözünme reaksiyonlarının farklı kinetiğe sahip olması ile ilgili olabilmektedir. Zirkonyumun varlığının, bir şekilde β'' fazını stabilize ettiği ve böylece yarı uyumlu β' fazına geçişini bastırıldığı görülmüştür. Ayrıca zirkonyum içeren alaşımlarda, Alaşım 2 için 489 °C'de, Alaşım 3 için 453 °C'de, Alaşım 4 için 403 °C'de Al_3Zr çökelti oluşumu ile ilgili ekzotermik reaksiyonun meydana geldiği görülmüştür.



Şekil 7.11. Deneysel çalışmada kullanılan alaşımların DSC eğrileri

7.5. Isıl İşlem Süreçlerinin İncelenmesi

Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak döküm ve homojenize konumdaki alaşımların sertliğindeki değişim Şekil 7.12'de verilmiştir. Döküm konumdaki alaşımlar için, Alaşım 1 en yüksek sertliğe (68,00 HV1) 12 saatte, Alaşım 2 (75,69 HV1) 14 saatte, Alaşım 3 (76,17 HV1) 16 saatte ve Alaşım 4 (76,98 HV1) 18 saatte ulaşmıştır. Homojenize konumdaki alaşımlar için ise, Alaşım 1 en yüksek sertliğe (72,50 HV1) 12 saatte, Alaşım 2 (77,64 HV1) 14 saatte, Alaşım 3 (79,33 HV1) 14 saatte ve Alaşım 4 (80,90 HV1) 16 saatte ulaşmıştır.



Şekil 7.12. Yaşlandırma süresinin fonksiyonu olarak a) döküm ve b) homojenize konumdaki alaşımların sertlik değişimi

Yaşlandırma sırasında oluşan çökeltilerin bir fonksiyonu olarak alaşımların sertlik değerleri artırılabilir. Zirkonyumun çökelti sertleşmesindeki pozitif katkısı, aşırı doymuş katı çözeltinin dekompozisyonu sırasında matris ile uyumlu şekilde oluşan

metastabil Al_3Zr çökeltilerine atfedilir [83]. Literatürdeki birkaç çalışma, alüminyum alaşımlarına % ağı. 15 zirkonyum ilavesinin, çökeltme reaksiyonunun başlangıç aşamasını sınırlı oranda etkilediği, dönüşümün sonraki aşamalarını ise daha uzun sürelerle doğru önemli oranda itelediğini göstermiştir.

Ayrıca, zirkonyum içeren çökeltilerde partikül kabalaşmasının zirkonyum içermeyen çökeltilerden çok daha yavaş olduğu bulunmuştur [126, 127]. Alüminyum içinde zirkonyumun difüzyonu, Al_3Zr çökeltilerinin termal kararlılığını doğrudan etkiler. Örneğin, 400 °C’de alüminyum içinde zirkonyumun difüzyon katsayısı ($1,20 \times 10^{-20} \text{ m}^2/\text{s}$) bakırın ($2,27 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$) veya magnezyumun ($6,14 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$) difüzyon katsayısından daha küçüktür. Bu nedenle Al_3Zr çökeltileri, θ' - Al_2Cu ve β' - Mg_2Si gibi çökelti sertleşmesi sağlayan geleneksel fazlardan daha karardır [128].

7.6. Çökelti Kinetiğinin İncelenmesi

Avrami eşitliği kullanılarak alaşımların iletkenlik değerleri hesaplanmış olup, ölçülen ve hesaplanan iletkenlik değerleri karşılaştırılmıştır. Alaşımların çökelti hacim oranları ve elektriksel iletkenliklerine bağlı olarak faz dönüşüm kinetik eğrileri grafiksel olarak çizilmiştir. Alaşımların elektriksel iletkenlikleri 60 kHz’de Autosigma 3000 Girdap akımları (Eddy Current) yöntemi ile ölçülmüştür.

7.6.1. Çökelti hacim oranlarının hesaplanması

Yaşlandırma sırasında, aşırı doymuş katı çözeltilinin dekompozisyonu ile birlikte ince ikincil faz çökeltileri matris içinde dağılmaktadır. Çökelti hacim oranı yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak Eşitlik (7.1)’de verilen gibi hesaplanabilir [129-131];

$$f = \frac{V^P}{V_B^P} \quad (7.1)$$

Burada, V^P : belirli bir zamanda birim hacim içerisinde oluşan çökelti hacmi, V_B^P : faz dönüşümü tamamlanmaya kadar yeteri uzun bir zaman boyunca birim hacimde oluşan çökelti hacmidir. Yaşlandırma prosesi öncesinde hem V^P hem de f değerinin sıfır olarak kabul edilir ve alaşımların elektriksel iletkenliği σ_0 olarak ifade edilir. Yaşlandırmada belirli bir zaman sonrasında veri 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, alaşımın en yüksek bir elektriksel iletkenlik değerine (σ_{\max}) ulaşır. σ ve f arasındaki lineer ilişki Eşitlik (7.2) ve (7.3)’de verilmiştir [129-131];

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_{\max} - \sigma_0) \quad (7.2)$$

$$f = \frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_{\max} - \sigma_0} \quad (7.3)$$

Çökelti hacim kesri, herhangi bir zamanda elektriksel iletkenlik değerinin bilinmesi ile Eşitlik (7.3)’e göre hesaplanabilir. 180 °C’de 0-20 saat yaşlandırılan döküm ve homojenize konumdaki alaşımların ölçülmüş elektriksel iletkenlik ve Eşitlik (7.3)’e göre hesaplanmış çökelti hacim kesir değerleri Tablo 7.1’de verilmiştir.

Tablo 7.1. 180 °C’de 0-20 saat yaşlandırılan döküm ve homojenize konumdaki alaşımların ölçülmüş elektriksel iletkenlik ve hesaplanmış çökelti hacim kesir değerleri

	t (saat)	Alaşım 1		Alaşım 2		Alaşım 3		Alaşım 4	
		σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)
Döküm	0	22,43	0,11	22,63	0,00	23,03	0,00	23,27	0,00
	2	22,87	15,06	22,98	14,77	23,43	15,28	23,53	11,66
	4	23,15	24,83	23,40	32,49	23,50	17,80	23,62	15,70
	6	23,63	41,49	23,70	45,15	23,90	32,95	23,97	31,39
	8	24,00	54,14	23,80	49,37	24,00	36,74	24,33	47,53
	10	24,53	72,53	23,95	55,70	24,20	44,32	24,70	64,13
	12	24,83	82,87	24,03	59,21	24,50	55,68	25,07	80,72
	14	25,05	90,34	24,27	69,06	24,80	67,05	25,13	83,41
	16	25,27	97,82	24,50	78,90	25,07	77,12	25,33	92,38
	18	25,30	98,97	24,77	90,15	25,33	87,25	25,37	94,17
	20	25,33	100,00	25,00	100,00	25,67	100,00	25,50	100,00

Tablo 7.1 (Devam). 180 °C’de 0-20 saat yaşlandırılan döküm ve homojenize konumdaki alaşımların ölçülmüş elektriksel iletkenlik ve hesaplanmış çökelti hacim kesir değerleri

	t (saat)	Alaşım 1		Alaşım 2		Alaşım 3		Alaşım 4	
		σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)	σ (MS/m)	f (%)
Homojenize	0	22,70	0,00	23,65	0,00	23,68	0,00	23,47	0,00
	2	23,17	11,03	23,83	8,53	23,85	6,25	23,57	2,69
	4	23,40	16,55	23,90	11,63	24,17	17,89	24,00	14,72
	6	23,90	28,37	24,50	39,53	24,70	37,50	24,70	34,17
	8	24,53	43,34	24,60	44,19	24,80	41,18	25,00	42,50
	10	25,13	57,53	24,70	48,84	24,95	46,69	25,73	62,87
	12	25,43	64,62	24,80	53,49	25,50	66,91	25,95	68,89
	14	25,97	77,23	25,20	72,09	25,63	71,81	26,20	75,83
	16	26,28	84,63	25,60	90,70	25,90	81,62	26,57	86,02
	18	26,67	93,77	25,65	93,02	26,10	88,97	26,83	93,43
	20	26,93	100,08	25,80	100,00	26,40	100,00	27,07	99,91

7.6.2. Avrami eşitliklerinin belirlenmesi

Avrami eşitlikleri, zaman bağımlı birçok faz dönüşüm kinetiğinin hesaplanmasında yaygın olarak kullanılır. Dönüşen hacim aşağıdaki Eşitlik (7.4) ile hesaplanabilir [129-132];

$$f = 1 - \exp(-bt^n) \quad (7.4)$$

Burada, f dönüşen hacim oranı (örneğin, çökelti hacmi), b reaksiyon sabiti, n Avrami üsteli, t yaşlandırma süresidir.

Faz dönüşümünün türü ve çekirdekleşme yöreleri de n sabitini etkiler. b ve n sabitleri aşağıdaki Eşitlikler (7.5) ve (7.6) kullanılarak hesaplanabilir [129-132];

$$1-f = \exp(-bt^n) \quad (7.5)$$

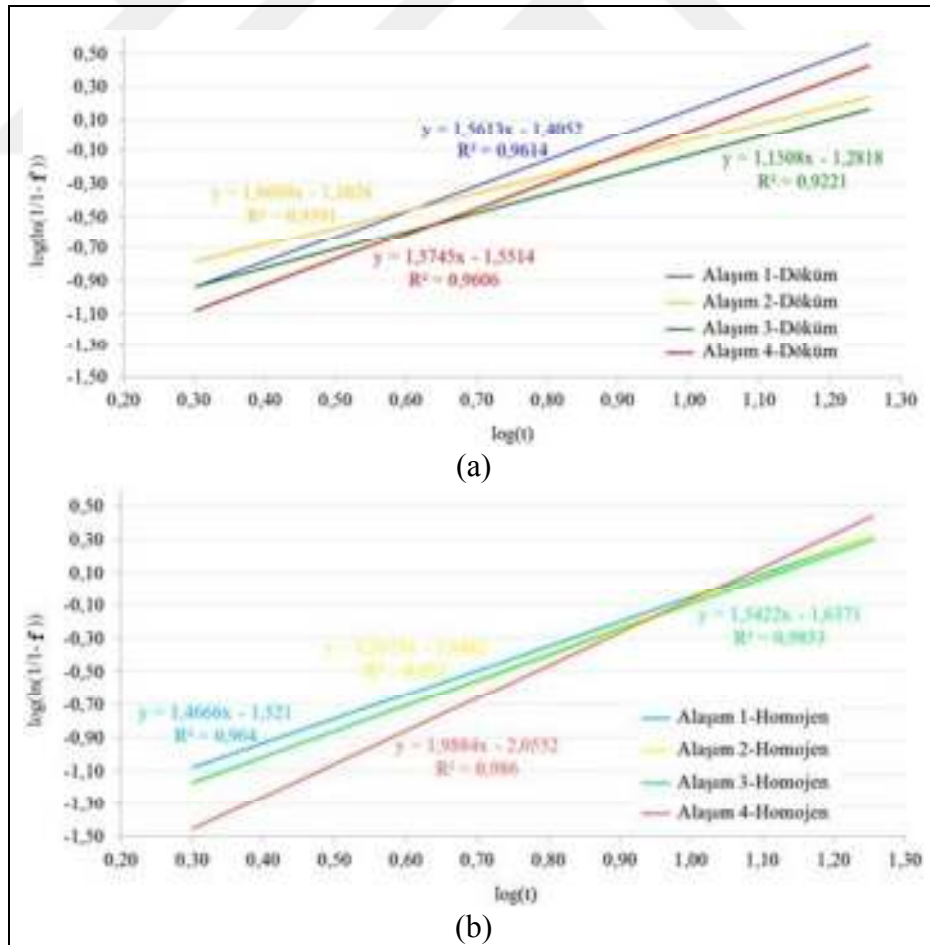
$$\lg \left(\ln \frac{1}{1-f} \right) = \lg b + n \lg t \quad (7.6)$$

Tablo 7.2’de 180 °C’de 0-20 saat aralığında yaşlandırılan döküm ve homojen alaşımlar için Avrami eşitliklerinde kullanılan sabitler listelenmiştir.

Tablo 7.2. 180 °C’de yaşlandırılan alaşımlar için $\sigma_{\max}-\sigma_0$, n ve b değerleri

	Alaşım	$\sigma_{\max}-\sigma_0$	n	b
Döküm	1	2,90	1,5613	0,0501
	2	2,37	1,0669	0,1062
	3	2,64	1,1508	0,0741
	4	2,23	1,5745	0,0302
Homojenize	1	4,23	1,4666	0,0398
	2	2,15	1,5673	0,0287
	3	2,72	1,5422	0,0257
	4	3,60	1,9884	0,0087

Tablo 7.2’deki veriler kullanılarak döküm ve homojenize konumdaki alaşımlar için Şekil 7.13’de gösterildiği gibi $\lg[\ln(1/1-f)]$ -lg t diyagramı çizilebilir. Şekil 7.13’deki eğrilerin eğiminden ve interseptinden sırası ile n ve b değerleri bulunabilir.



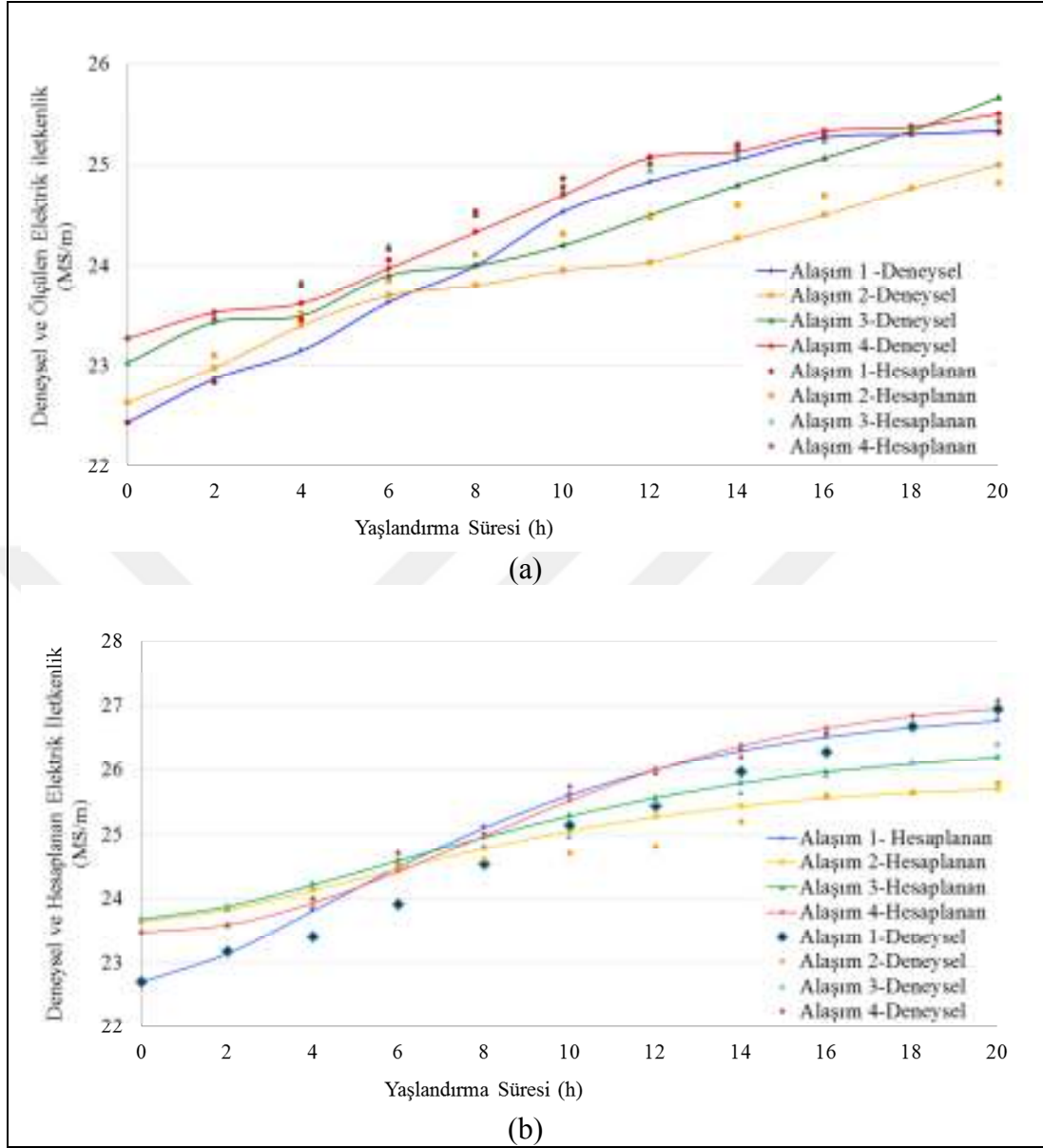
Şekil 7.13. 180 °C’de yaşlandırılan (a) döküm, (b) homojenize konumdaki alaşımlar için $\lg[\ln(1/1-f)]$ - lg t ilişkisi

Tablo 7.3 ise alaşımlar için hesaplanan Avrami faz dönüşüm eşitliklerini ve hesaplanan elektriksel iletkenlikleri göstermektedir.

Tablo 7.3. 180 °C’de yaşlandırılan döküm ve homojenize konumdaki alaşımlar için Avrami faz dönüşümü ve elektriksel iletkenlik kinetik eşitlikleri

	Alaşım	Eşitlik
Döküm	1	$\sigma = 22,43 + 2,90 f$ $f = 1 - \exp(-0,0501 t^{1,5613})$
	2	$\sigma = 22,63 + 2,37 f$ $f = 1 - \exp(-1,1062 t^{1,0669})$
	3	$\sigma = 23,03 + 2,64 f$ $f = 1 - \exp(-0,0741 t^{1,1508})$
	4	$\sigma = 23,27 + 2,23 f$ $f = 1 - \exp(-0,0302 t^{1,5745})$
Homojenize	1	$\sigma = 22,70 + 4,23 f$ $f = 1 - \exp(-0,0398 t^{1,4666})$
	2	$\sigma = 22,65 + 2,15 f$ $f = 1 - \exp(-0,0287 t^{1,5673})$
	3	$\sigma = 23,68 + 2,72 f$ $f = 1 - \exp(-0,0257 t^{1,5422})$
	4	$\sigma = 23,47 + 3,60 f$ $f = 1 - \exp(-0,0087 t^{1,9884})$

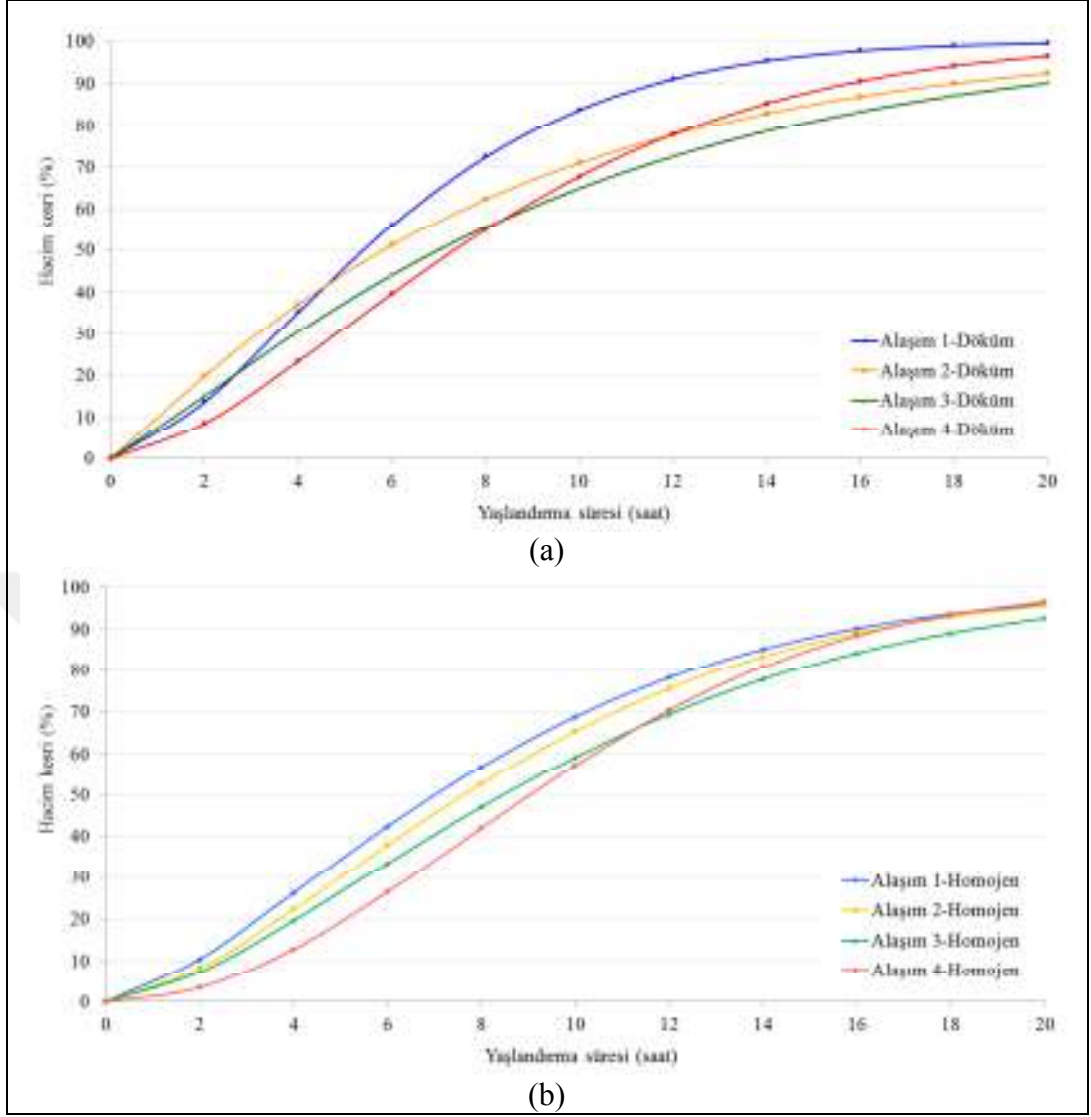
Alaşımların hesaplanmış elektriksel iletkenlik değerleri ile ölçülmüş elektriksel iletkenlik değerleri benzerlik göstermektedir (Şekil 7.14). Zirkonyum içeren alaşımlar tüm yaşlandırma boyunca daha yüksek elektriksel iletkenlik değerlerine sahiptirler.



Şekil 7.14. 180 °C’de yaşlandırılan a) döküm ve b) homojenize konumdaki alaşımların deneysel ve hesaplanmış elektriksel iletkenlik değerleri

7.6.3. Faz dönüşüm kinetik eğrileri

Tablo 7.3’deki eşitlikler kullanılarak Şekil 7.15’de gösterildiği gibi dönüşüm dinamiğini gösteren tipik S-eğrileri çizilebilir. Eğriler, zirkonyum içeren alaşımlarda % 50 dönüşümün gerçekleşmesinin daha uzun sürelere ihtiyaç duyduğunu göstermiştir.



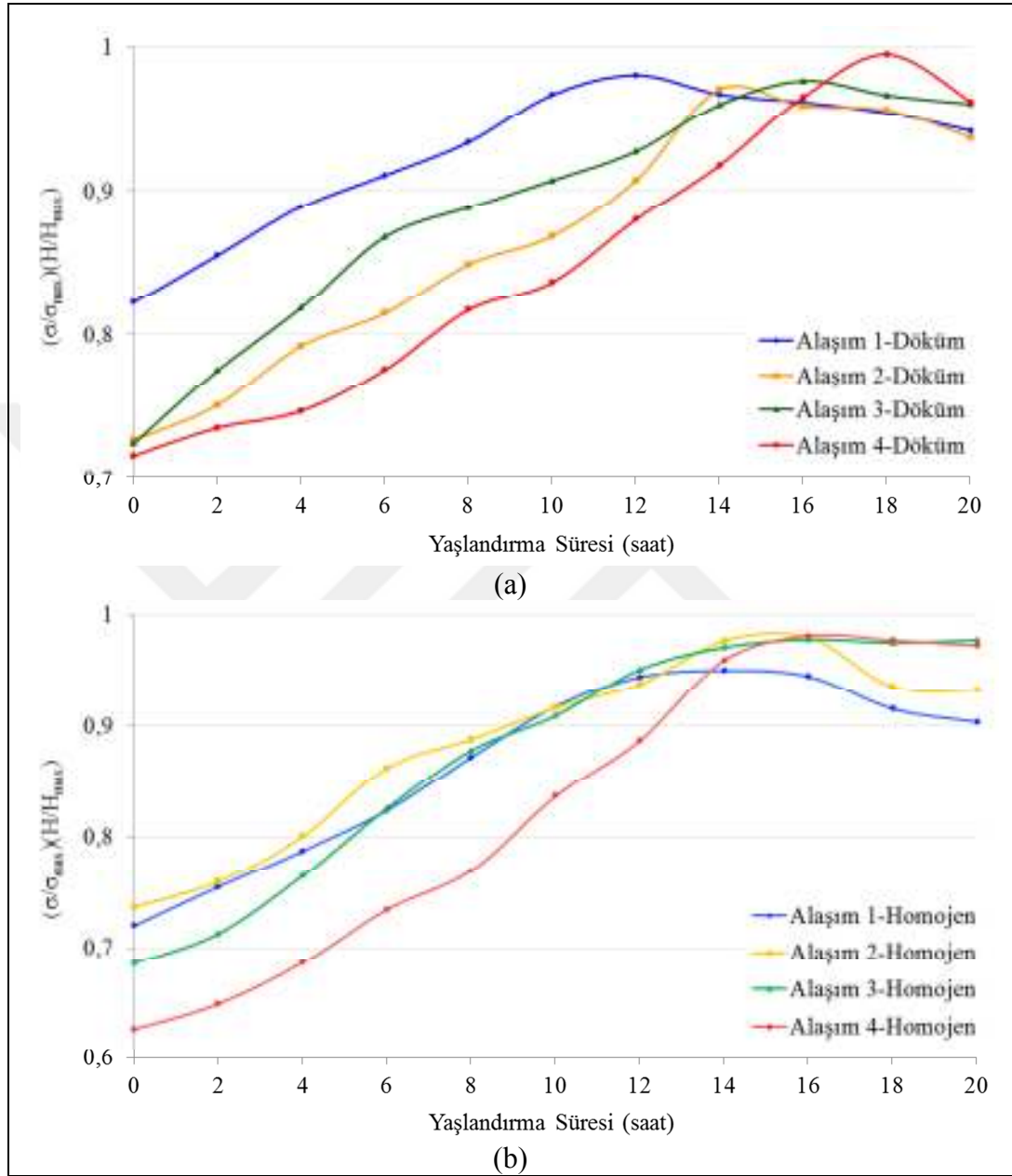
Şekil 7.15. 180 °C’de yaşlandırılan alaşımların faz dönüşümünü gösteren kinetik eğriler

Tez çalışmasının bu bölümünde, literatürde diğer alaşımlar için yapılmış çalışmalara benzer olarak, matris içinde çökelen çökeltilerin etkisi dönüşüm kinetiği açısından incelenmiştir [129, 130, 133]. Alaşımların döküm yapısında blokvari Al_3Zr çökeltilerinin yanında çeşitli Mg/Fe/Al-Si esaslı çökeltiler bulunmaktadır. Çözeltiye alma işlemi 550 °C’de 3 saat gerçekleştirilmesine rağmen, bu çökeltilerin birçoğu su verilmiş matrisde ve yaşlandırılmış mikroyapıda kısmen kalırlar.

7.6.4. Özelliklerin değerlendirilmesi

Alaşımların mukavemet ve elektriksel iletkenlik kombinasyonunu optimize etmek

için, $[(H/H_{\max})(\sigma/\sigma_{\max})]$ değerleri hesaplanabilir. Şekil 7.16 yaşlandırma süresinin fonksiyonu olarak $[(H/H_{\max})(\sigma/\sigma_{\max})]$ grafiğini göstermektedir.



Şekil 7.16. Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak $[(H/H_{\max})(\sigma/\sigma_{\max})]$ değişimi; H: sertlik , σ : iletkenlik

Çözeltiye alma ve su verme işlemi ile aşırı doymuş bir matris elde edilir. Bu durumda alaşımların elektriksel iletkenlikleri en düşük değerdedir. Elektriksel iletkenlik, yaşlandırma sırasında α -Al kafesten empürite atomlarının uzaklaştırılması ve su verme sırasında oluşan kafes distorsiyonunun giderilmesi ile arttırılabilir. α -Al

matriks içinde empürite atomlarının çökmesi elektriksel iletkenlik değerlerinin artışına katkı sağlayabilir.

Yaşlandırma öncesinde döküm alaşımların elektriksel iletkenlikleri Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 3, Alaşım 4 için sırasıyla 22,43 MS/m, 22,63 MS/m, 23,03 MS/m ve 23,27 MS/m ölçülmüştür. Yaşlandırma öncesinde homojenize alaşımların elektriksel iletkenlikleri Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 3, Alaşım 4 için sırasıyla 22,70 MS/m, 23,10 MS/m, 23,80 MS/m ve 23,47 MS/m ölçülmüştür.

7.7. Yeniden Kristallenme Davranışlarının İncelenmesi

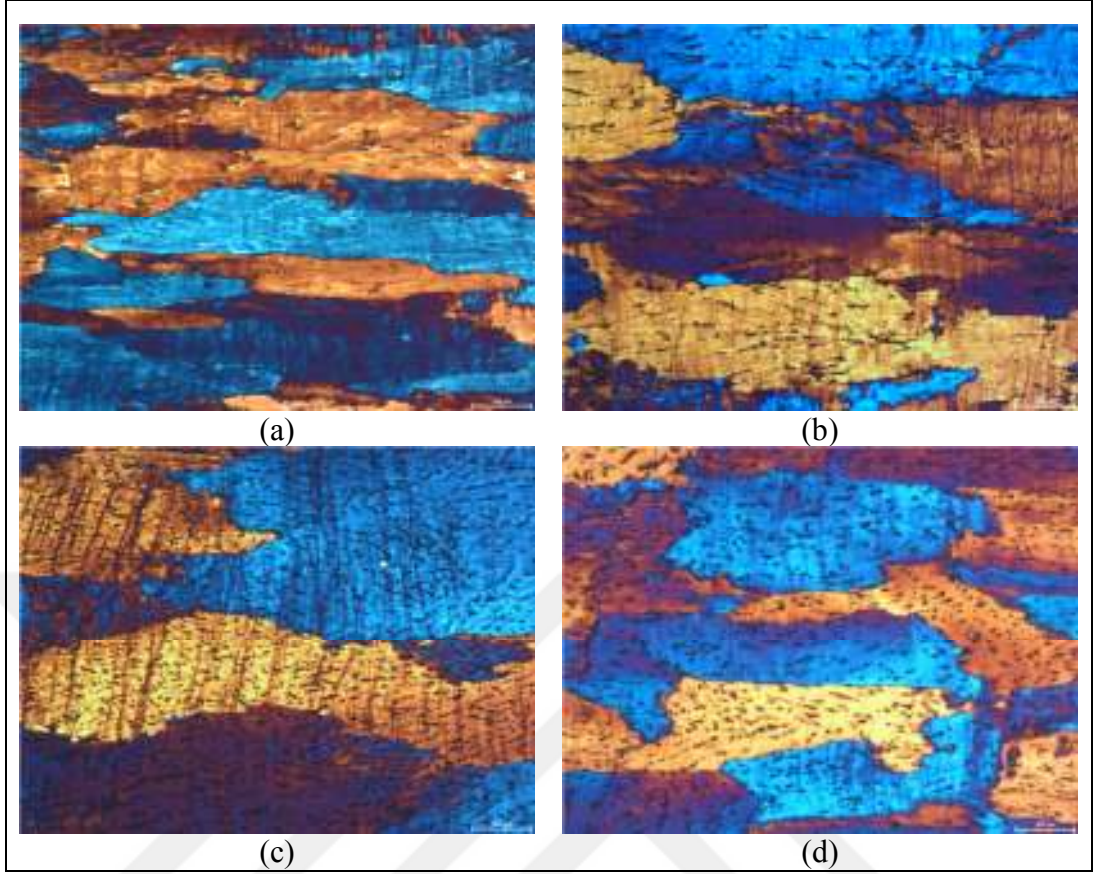
Alaşımların zirkonyum oranlarına bağlı olarak yeniden kristallenme davranışlarının incelenmesi için deneysel olarak statik ve dinamik yeniden kristallenme çalışmaları yapılmıştır.

Statik yeniden kristallenme davranışlarının incelenmesi için, haddelenerek soğuk deforme edilmiş ve iki farklı sıcaklıkta farklı sürelerde tavllanmış alaşımlarda mikroskopik inceleme ve görüntü analizi ile %-yeniden kristallenme oranları belirlenmiştir. Daha sonra alaşımların yeniden kristallenme kinetiklerinin araştırılmasında, deneysel olarak bulunan ve hesaplanan aktivasyon enerjileri karşılaştırılmıştır.

Dinamik yeniden kristallenme davranışlarının incelenmesi için, alaşımlar endüstriyel uygulamalarda kullanıldığı şekliyle içi boş ve dairesel kesitli profil formuna ekstrüde edilmiştir. IM incelemeleri yapılarak alaşım içeriğine bağlı olarak ekstrüzyon prosesi sırasında meydana gelen dinamik yeniden kristallenme davranışları mikroskopik olarak incelenmiştir.

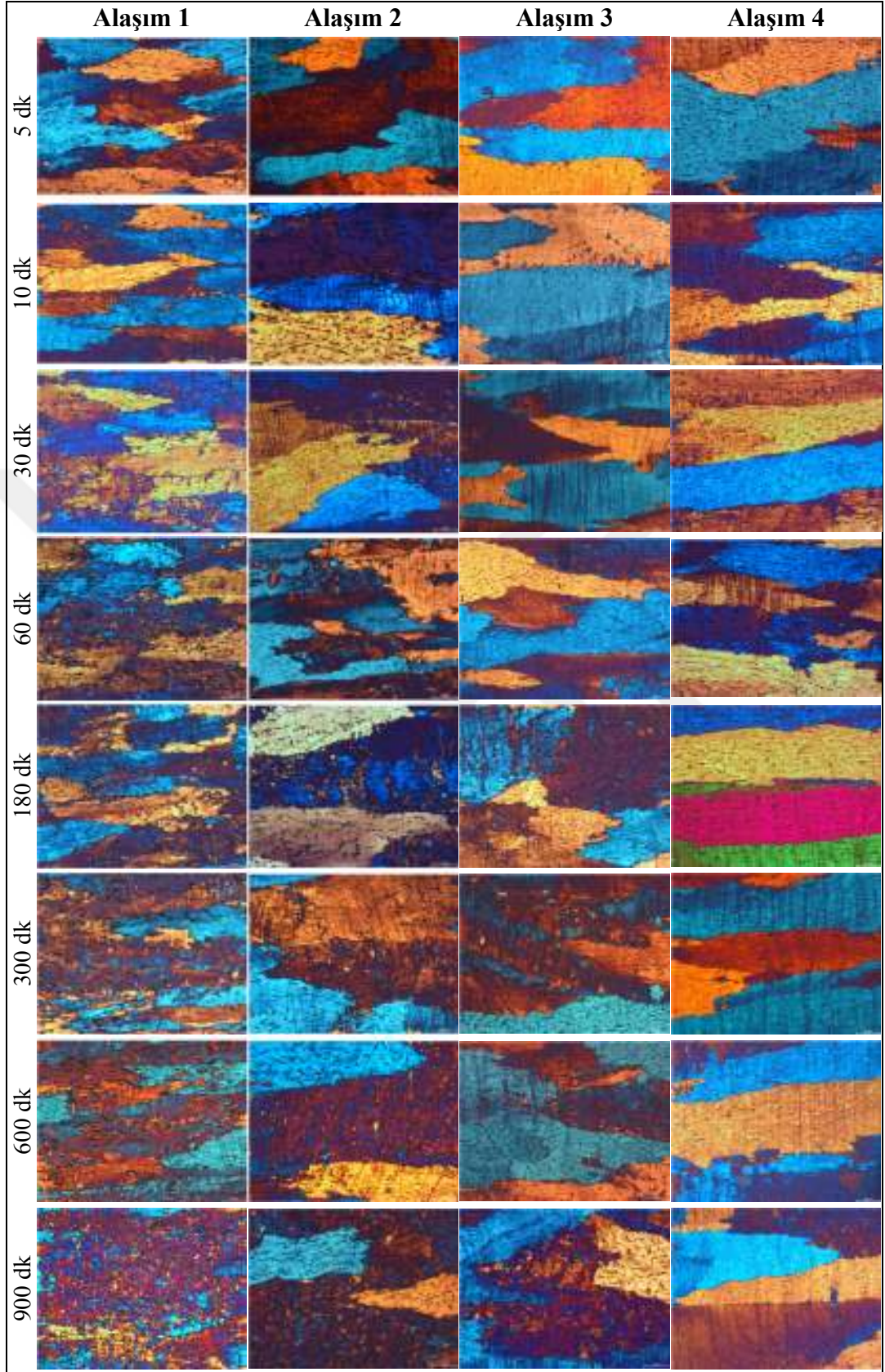
7.7.1. Statik yeniden kristallenme davranışlarının incelenmesi

Alaşımların soğuk deformasyondan sonraki tane yapılarını gösteren IM polarize kontrast görüntüleri Şekil 7.17'de verilmiştir.



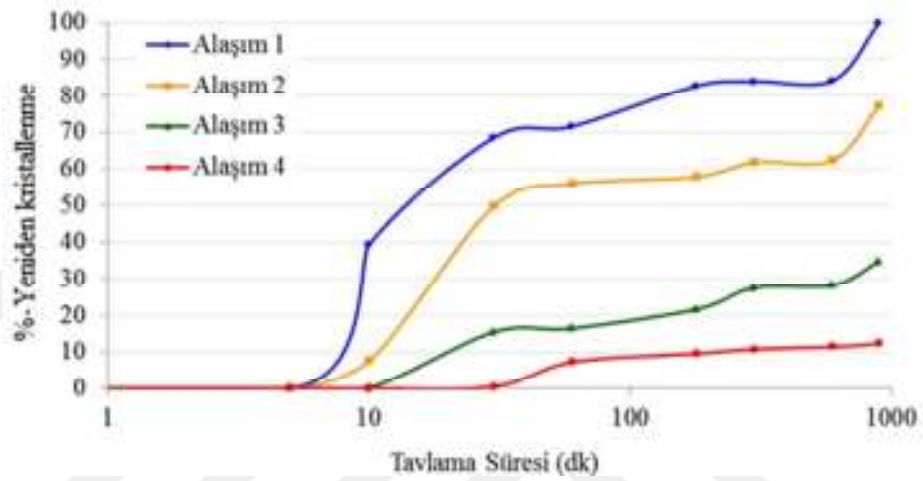
Şekil 7.17. Soğuk deformasyon sonrası alaşımların tane yapıları, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4

Deforme edilmiş ve 375 °C’de farklı sürelerde tavllanmış alaşımların tane yapılarını gösteren IM görüntüleri Şekil 7.18’de verilmiştir. Tavllanmış alaşımlarda IM görüntü analizi ile tavlama süresine bağlı olarak yeniden kristallenme oranları bulunmuştur. Alaşım 1, 375 °C’de 900 dk tavlama sonucunda tamamen yeniden kristallenmiş yapı gösterirken, Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4’de zirkonyum oranının artmasıyla birlikte yeniden kristallenmiş tanelerin oranı azalmıştır.



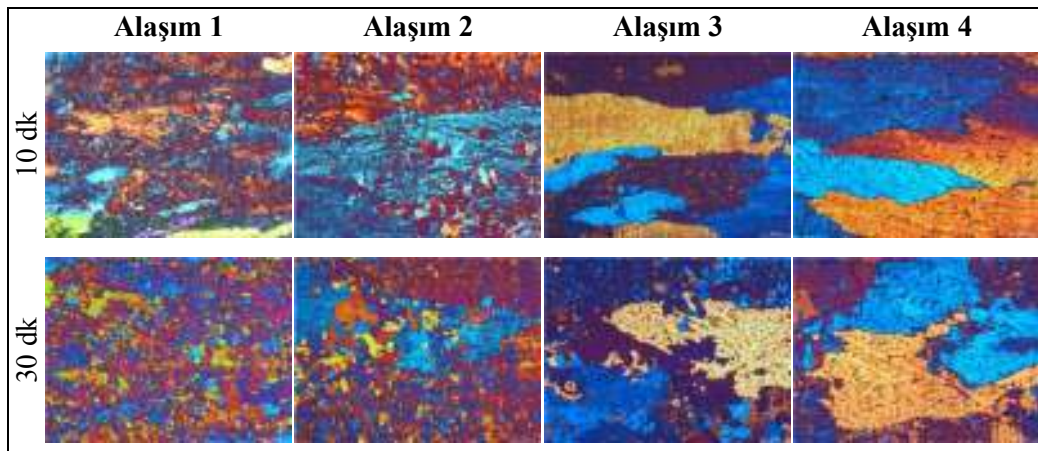
Şekil 7.18. Deforme edilmiş alaşımların 375 °C’de farklı sürelerde tavlama sonrasında tane yapıları

Alaşım 1, 2, 3 ve 4'ün 375 °C'de tavlama süresine bağlı olarak yeniden kristallenme oranları Şekil 7.19'da verilmiştir. 375 °C'de 900 dk tavlama sonrasında Alaşım 1 % 99,99, Alaşım 2 % 77,20 ve Alaşım 3 % 34,81 ve Alaşım 4 % 12,32 oranlarında yeniden kristallenmiştir. Ayrıca Şekil 7.18'deki eğrilerin eğiminden görüldüğü gibi yeniden kristallenme öncesinde kuluçka süresi de Zr oranının artmasıyla birlikte daha uzun sürelere ötelenmiştir.



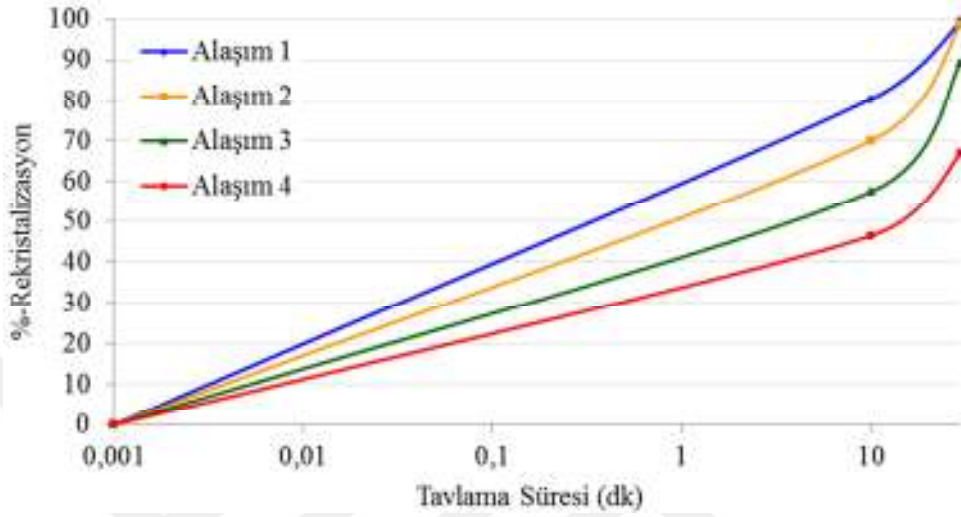
Şekil 7.19. 375 °C'de tavlanan alaşımların tavlama süresine bağlı olarak %-yeniden kristallenme oranları

Deforme edilmiş alaşımların 500 °C'de 10 dk ve 30 dk tavllanmış tane yapılarını gösteren ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 7.20'de verilmiştir. Alaşım 4 için 500 °C gibi yüksek bir tavlama sıcaklığında bile yeniden kristallenmenin 30 dk tavlama süresinde bazı taneler içinde meydana geldiği görülmüştür.



Şekil 7.20. 500 °C'de 10 dk ve 30 dk tavlandıktan sonra alaşımların tane yapıları

Alaşımın 500 °C’de tavlama süresine bağlı olarak yeniden kristallenme oranları Şekil 7.21’de verilmiştir. 500 °C’de 30 dk tavlama sonrasında Alaşım 1 % 99,42, Alaşım 2 % 98,73 ve Alaşım 3 % 89,41 ve Alaşım 4 % 66,93 oranlarında yeniden kristallenmiştir.



Şekil 7.21. 500 °C’de tavlanan alaşımların tavlama süresine bağlı olarak %- yeniden kristallenme oranları

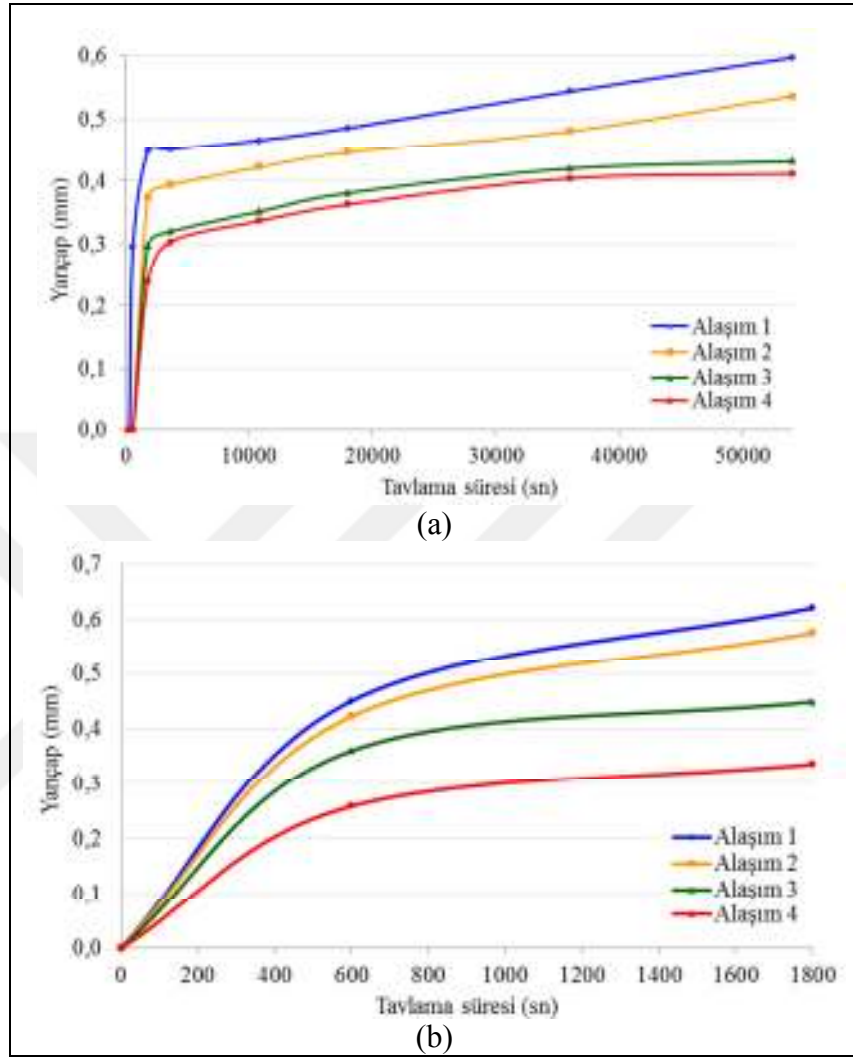
7.7.2. Statik yeniden kristallenme kinetiğinin incelenmesi

Şekil 5.2’de gösterildiği gibi yeniden kristallenme yeni gerinmesiz tanelerin çekirdeklenmesi ve büyümesi ile soğuk şekil değiştirmiş matriksi tüketmesi olarak Bölüm 5’de belirtilmiştir. Toplam hacmin yeniden kristallenmiş tanelere dönüşmesi, yeni tanelerin çekirdeklenme hızına (\dot{N}) ve büyüme hızına (G) bağlıdır.

7.7.2.1. G ve \dot{N} ’in deneysel bulunması

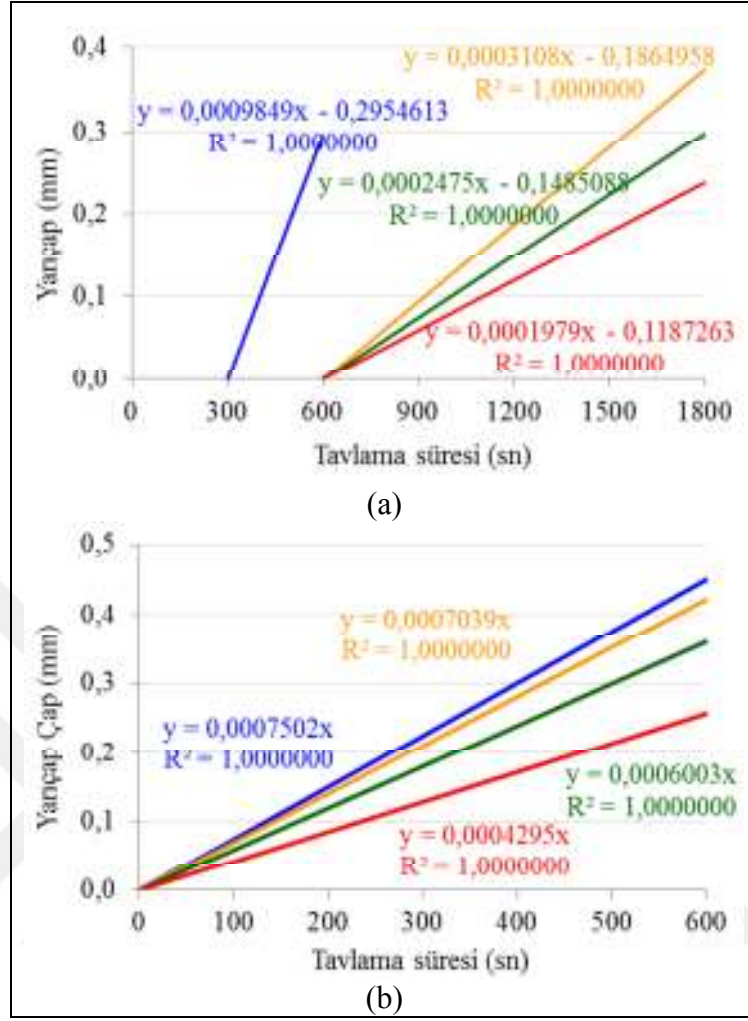
Tez çalışmasında, yeniden kristallenmiş tanelerin G ve \dot{N} değerleri deneysel olarak bulunmuştur. Bunun için statik yeniden kristallenmenin incelendiği, soğuk deforme edilmiş ve 375 °C ve 500 °C’de farklı sürede tavllanmış alaşımlardan alınan numuneler kullanılmıştır. Metalografik olarak hazırlanan numunelerde görüntü analizi ile yeniden kristallenmiş tanelerin en büyük yarıçapı belirlenmiştir. En büyük yeniden kristallenmiş tanelerin ilk çekirdeklenenler olduğu farz edilir. 375 °C ve 500 °C’de tavlanan alaşımlar için tavlama süresine bağlı olarak yarıçap grafiği Şekil

7.22'de çizilmiştir. Şekildeki eğrilerin lineer kısımlarının eğimi büyüme hızını vermektedir. Ayrıca x eksenini kestiği nokta da kuluçka zamanını göstermektedir.



Şekil 7.22. Soğuk haddelendikten sonra a) 375 °C ve b) 500 °C'de tavlanan alaşımlarda tavlama süresine bağlı olarak yeniden kristallenmiş en büyük tane boyutu

Alaşımların, Şekil 7.23'den bulunan büyüme hızı değerleri (mm/sn) Tablo 7.4'de verilmiştir.



Şekil 7.23. Tavlama süresi-yeniden kristallenmiş en büyük tane boyutu eğrilerinde lineer kısımlarının eğim grafikleri

Tablo 7.4. Alaşımın büyüme hızı değerleri

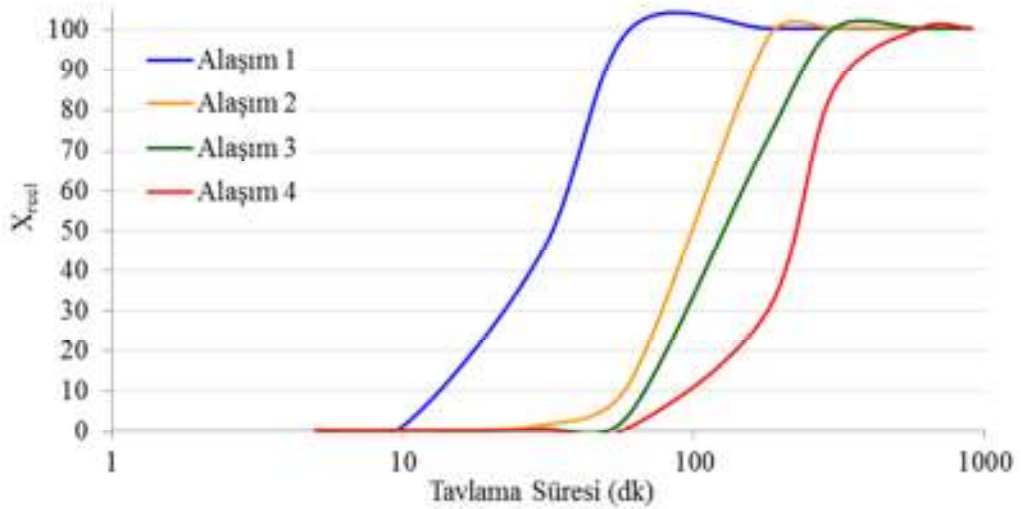
Sıcaklık (°C)	Alaşım 1	Alaşım 2	Alaşım 3	Alaşım 4
375	0,0009849	0,0003108	0,0002475	0,0001979
500	0,0007502	0,0007039	0,0006003	0,0004295

Metalografik olarak hazırlanmış numunelerde ayrıca görüntü analizi ile yeniden kristallenmiş tane sayısı da (N) tavlama süresinin bir fonksiyonu olarak bulunmuştur. Çekirdeklenme hızı (\dot{N}) bulunurken, tüm tanelerin küresel olduğu ve tanelerin aynı boyutta olduğu varsayılmıştır. Tablo 7.5’de aşımın deneysel olarak bulunan çekirdeklenme hızı (tane/(alan*dk)) değerleri verilmiştir.

Tablo 7.5. Alaşımın çekirdeklenme hızı değerleri

375 °C								
Süre (dk)	5	10	30	60	180	300	600	900
Alaşım 1	0	$86,94 \times 10^{-6}$	$55,55 \times 10^{-6}$	$35,02 \times 10^{-6}$	$14,09 \times 10^{-6}$	$8,94 \times 10^{-6}$	$4,83 \times 10^{-6}$	$3,54 \times 10^{-6}$
Alaşım 2	0	$21,74 \times 10^{-6}$	$43,47 \times 10^{-6}$	$24,15 \times 10^{-6}$	$9,26 \times 10^{-6}$	$6,76 \times 10^{-6}$	$4,35 \times 10^{-6}$	$3,30 \times 10^{-6}$
Alaşım 3	0	0	$21,74 \times 10^{-6}$	$15,70 \times 10^{-6}$	$6,04 \times 10^{-6}$	$3,86 \times 10^{-6}$	$2,42 \times 10^{-6}$	$1,93 \times 10^{-6}$
Alaşım 4	0	0	$7,25 \times 10^{-6}$	$6,04 \times 10^{-6}$	$3,22 \times 10^{-6}$	$2,17 \times 10^{-6}$	$1,21 \times 10^{-6}$	$0,89 \times 10^{-6}$
500 °C								
Süre (dk)	10				30			
Alaşım 1	$311,55 \times 10^{-6}$				$111,10 \times 10^{-6}$			
Alaşım 2	$282,57 \times 10^{-6}$				$103,85 \times 10^{-6}$			
Alaşım 3	$152,15 \times 10^{-6}$				$65,21 \times 10^{-6}$			
Alaşım 4	$86,94 \times 10^{-6}$				$36,23 \times 10^{-6}$			

Bulunan G ve N değerleri Eşitlik (5.18)'de yerine konulduğunda alایشımların hesaplama ile bulunan % dönüşüm (X_{reel}) değerleri bulunur. Şekil 7.24'de 375 °C'de tavlanan alایشımların % dönüşüm (X_{reel}) grafiği verilmiştir.



Şekil 7.24. 375 °C'de tavlanan alایشımlar için Johnson-Mehl bağıntısı ile bulunan % dönüşüm (X_{reel}) grafiği

7.7.2.2. Aktivasyon enerjilerinin belirlenmesi

Tez çalışmasının bu bölümünde, soğuk deforme edilen ve tavlanan alایشımlarda deneysel olarak elde edilen verilere dayanarak, alایشımların statik yeniden kristallenme için gerekli aktivasyon enerjileri hem deneysel olarak hem de bir seri matematiksel eşitlikler kullanılarak hesaplama ile bulunarak karşılaştırılmıştır.

Aktivasyon enerjilerinin deneysel olarak bulunabilmesi için, deforme edilerek 375 °C ve 500 °C’de tavlanan alaşımlarda metalografik hazırlama aşamasından sonra ışık mikroskopunda yapılan görüntü analizi verileri kullanılmıştır. Tavlama süresinin fonksiyonu olarak elde edilen %- yeniden kristallenme eğrilerinden alaşımların % 50 yeniden kristallenme için gerekli süreler bulunmuştur. Tablo 7.6’da alaşımların $t_{\%50}$ yeniden kristallenme süreleri verilmiştir.

Tablo 7.6. Alaşımların $t_{\%50}$ yeniden kristallenme süreleri

Alaşım	375 °C (648,15 °K)	500 °C (773,15 °K)
1	17,30 dk	5,00 dk
2	31,55 dk	5,98 dk
3	3765 dk	7,92 dk
4	5780 dk	11,90 dk

% 50 yeniden kristallenme süresi ($t_{\%50}$), Eşitlik (5.7)’deki Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK) eşitliğinden elde edilebilir [133, 134];

$$f = 1 - e(-kt^n) \quad (5.7)$$

Burada, k sıcaklık bağımlı sabit ve n tane geometrisi ve tavlama sıcaklığına bağlı Avrami sabitidir. Reaksiyon hız sabiti $k = 1/t_{\%50}$ ve $k_0 = 1/\tau_0$ yazılarak, $t_{\%50}$ süresi ile $k = k_0 \exp(-Q/RT)$ eşitliğinin Arrhenius ilişkisi ile tavlama sıcaklığı ve aktivasyon enerjisine bağlanabilir [134, 135];

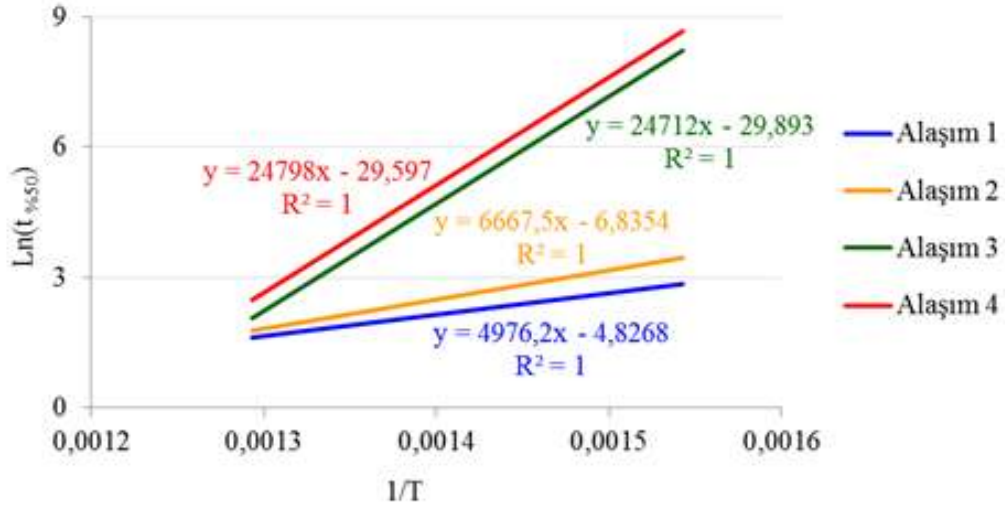
$$t_{\%50} = \tau_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5.8)$$

Burada k_0 ve τ_0 sıcaklık bağımlı sabitler ve R gaz sabitidir. Her iki tarafın da logaritması alındığında, Eşitlik (5.9) elde edilir [134];

$$\ln t_{\%50} = \ln \tau_0 - \frac{Q}{R} \frac{1}{T} \quad (5.9)$$

Eşitlik (5.9) doğrusal bir eğri denklemi ($y = ax + b$) ile ilişkilendirildiğinde, $y = \ln t_{\%50}$, $x = 1/T$ ve $a = -Q/R$ olur. Yani $1/T$ ’nin fonksiyonu olarak $\ln t_{\%50}$ grafiği çizildiğinde, doğrusal eğrinin eğimi $-Q/R$ değerini vermekte ve buradan yeniden kristallenme için gerekli aktivasyon enerji değerleri deneysel olarak bulunabilmektedir [135].

Şekil 7.25’de alaşımların $\ln t_{\%50}-1/T$ grafikleri verilmiştir. Şekil 7.25’den alaşımların deneysel olarak bulunan yeniden kristallenme için gerekli aktivasyon enerji değerleri Tablo 7.7’de verilmiştir.



Şekil 7.25. Alaşımların $\ln t_{\%50}-1/T$ grafikleri

Tablo 7.7. Alaşımların deneysel olarak bulunan aktivasyon enerji değerleri

Alaşım	Eğim (-Q/R)	Q (J/mol)	Q (KJ/mol)
1	4976,2	414,61	41,4
2	6667,5	55436,93	55,4
3	24712	205467,9	205,5
4	24798	206183	206,2

Yeniden kristallenme kinetiği, alaşım kompozisyonu, başlangıç mikroyapısı, deformasyon koşulları, tavlama parametreleri gibi birçok faktöre bağlıdır. Yeniden kristallenme prosesi için itici güce neden olan en önemli faktör, dislokasyon yoğunluğu ve toparlanma prosesinden kaynaklanan dislokasyon alt yapısının düzenlenmesi ile ilgili olarak depolanmış enerjidir.

Çekirdeklenme süresi ve birincil yeniden kristallenme süresi, soğuk deforme olmuş ve tavllanmış metaller için yaygın olarak görülen statik yeniden kristallenme için tipik zaman periyotlarıdır.

Birincil yeniden kristallenme, çekirdeklenme yoğunluğu ve yeniden kristallenme öncesinde meydana gelen hız kontrollü difüzyon tarafından kontrol edilir. Tavlama süresine bağlı olarak yeniden kristallenmiş hacim izotermal Johnson-Mehl-Avrami eşitliği ile tanımlanabilir;

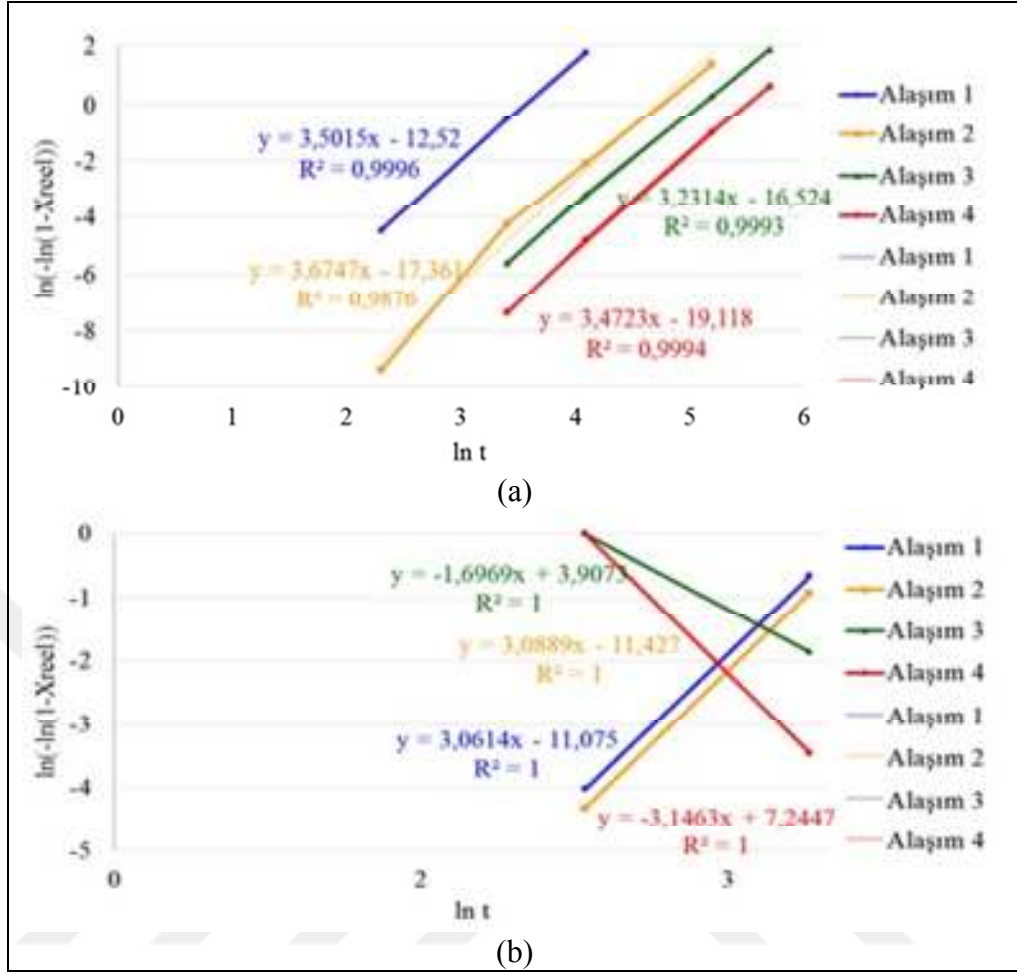
$$X = 1 - \exp(-k.t^n) \quad (5.10)$$

Burada, X belirli bir t zamanda yeniden kristallenmiş hacimdir. n, Avrami üssü sabitidir, büyüyen fazın geometrik şekli ve farklı kristallenme mekanizmalarına ilişkin bir sabittir; n= 4 ise üç boyutlu büyüme ile bir hacimsel çekirdeklenme, n= 3 ise iki boyutlu büyüme ile bir hacimsel çekirdeklenme, n= 2 ise bir boyutlu büyüme ile bir hacimsel çekirdeklenme ve n= 1 ise yüzeyden merkeze doğru tek boyutlu bir büyüme ile yüzey çekirdeklenmesine tekabül eder. k çekirdeklenme oranını ve kristal büyümesi için hız sabitini içeren sıcaklığa bağlı bir hız sabitidir (Arrhenius bağımlılığı) [136].

Avrami eşitliği, k ve n sabitlerinin istatistiksel olarak belirlenebilmesi için aşağıdaki gibi logaritmik şekilde yazılabilir;

$$\ln(-\ln(1-X_{reel})) = n \cdot \ln t + \ln k \quad (5.11)$$

Eşitlik (5.11), doğrusal bir denklem ($y = ax + b$) olarak ifade edilebilir. Burada, $y = \ln(-\ln(1-X_{reel}))$ ve $x = \ln t$ olur. $\ln t$ 'nin fonksiyonu olarak $\ln(-\ln(1-X_{reel}))$ grafiği çizildiğinde elde edilen eğrilerin eğiminden n ve interseptinden $\ln k$ değerleri bulunabilir. Şekil 7.26'da alaşımların 375 ve 500 °C'de tavlama sonucu elde edilen $\ln(-\ln(1-X_{reel})) - \ln t$ grafikleri verilmiştir.



Şekil 7.26. Alaşımın a) 375 °C ve b) 500 °C tavlama sonrasında $\ln(-\ln(1-X_{reel}))-\ln t$ grafikleri

Alaşımın Şekil 7.26'dan bulunan $\ln k$ değerleri Tablo 7.8'de verilmiştir.

Tablo 7.8. Alaşımın $\ln k$ değerleri

Sıcaklık (°C)	Alaşım 1	Alaşım 2	Alaşım 3	Alaşım 4
375	-12,520	-17,361	-16,524	-19,118
500	-11,075	-11,427	3,907	7,245

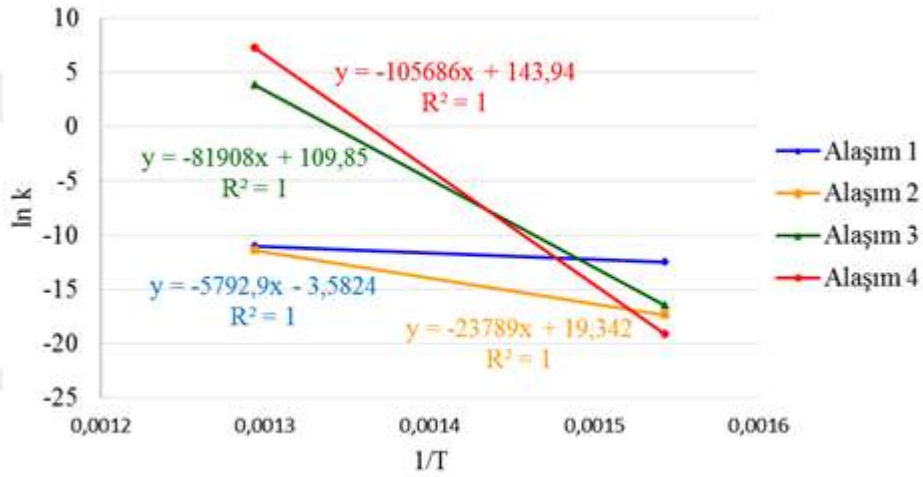
Avrami eşitliği;

$$k = k_0 e^{\frac{Q}{RT}} \quad (5.12)$$

Burada, Q yeniden kristallenme için aktivasyon enerjisidir, k_0 ön-üstel sabiti (Debye frekansı ile ilişkilidir) ve R gaz sabitidir. Arrhenius eşitliğinin her iki tarafının logaritması alındığında;

$$\ln k = -\frac{Q}{R} \frac{1}{T} + \ln k_0 \quad (5.13)$$

Eşitlik (5.13), doğrusal denklem ($y= ax+b$) olarak ifade edildiğinde aktivasyon enerjisini belirleyebiliriz. Bu durumda, $\ln k$ 'ye karşı $1/T$ grafiği çizildiğinde, burada eğim $-Q/R$ 'dir. Alaşımaların $\ln k-1/T$ grafikleri Şekil 7.27'de verilmiştir. Alaşımaların Şekil 7.27'den bulunan aktivasyon enerji değerleri Tablo 7.9'da verilmiştir.



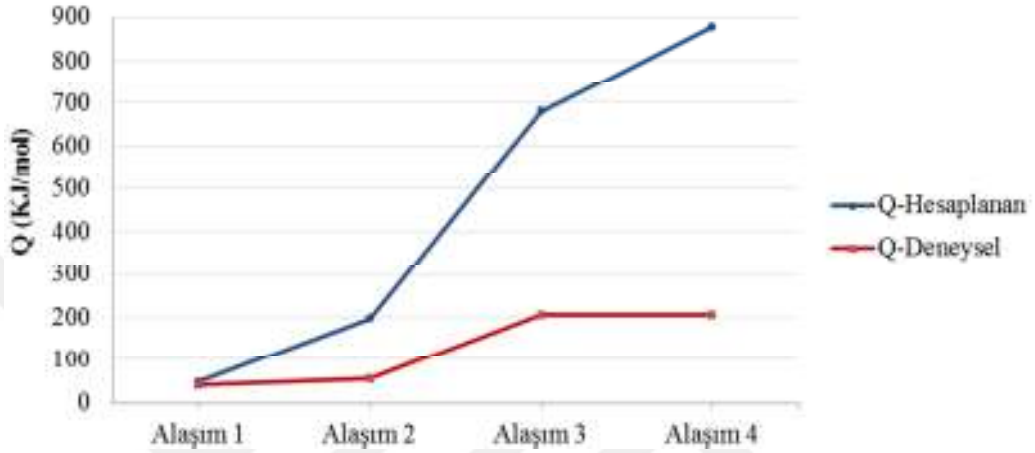
Şekil 7.27. Alaşımaların $\ln k-1/T$ grafikleri

Tablo 7.9. Alaşımaların hesaplama ile bulunan aktivasyon enerji değerleri

Alaşım	Eğim ($-Q/R$)	Q (J/mol)	Q (KJ/mol)
1	5793	48165	48,2
2	23789	197794	197,8
3	81908	681024	681,0
4	105686	878726	878,7

Alaşımaların deneysel olarak ve hesaplama ile bulunan yeniden kristallenme için gerekli aktivasyon enerjileri Şekil 7.28'de verilmiştir. Şekildeki iki eğri karşılaştırıldığında, hesaplama ile bulunan aktivasyon enerji değerlerinin daha yüksek olduğu bulunmuştur. Ayrıca aşımaların Zr oranına bağlı olarak deneysel ve hesaplanan aktivasyon enerjilerinde benzer ivmeler ile artış görülmüştür. Fakat

deneysel eğride görülmektedir ki, Alaşım 4'ün ihtiva ettiği % ağırlık Zr oranından (% ağırlık 0,316) daha fazla bir Zr içeriğinde aktivasyon enerjisini daha fazla arttırmayacağı görülmektedir. Yani alaşımın yeniden kristallenme direnci daha fazla artış göstermeyeceği için, yeniden kristallenmeyi önleme açısından da en yüksek Zr oranının % ağırlık 0,3 olduğu bulunmuştur.

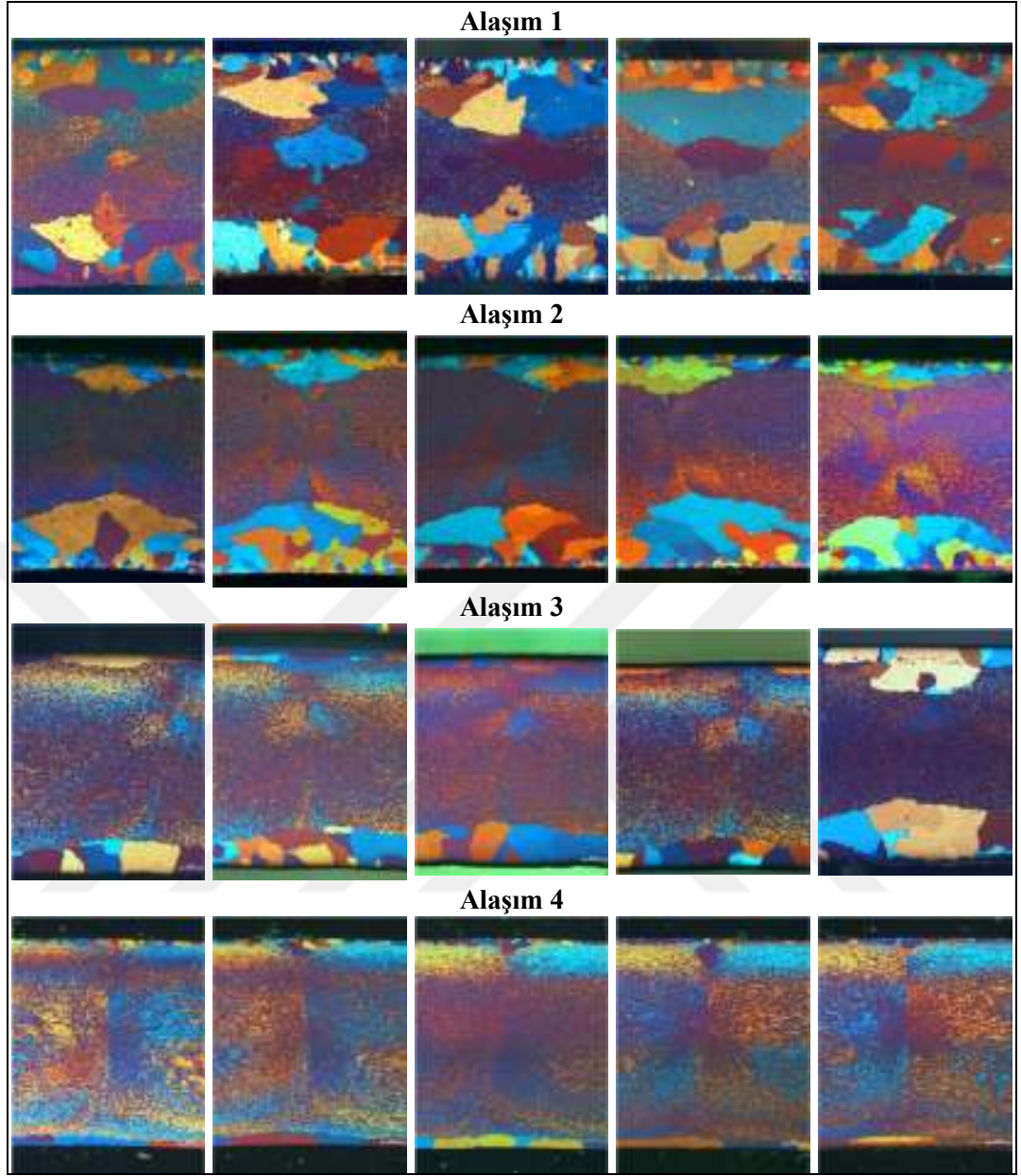


Şekil 7.28. Alaşımın deneysel olarak ve hesaplama ile bulunan yeniden kristallenme için gerekli aktivasyon enerjilerinin karşılaştırılması

7.7.3. Dinamik yeniden kristallenme davranışlarının incelenmesi

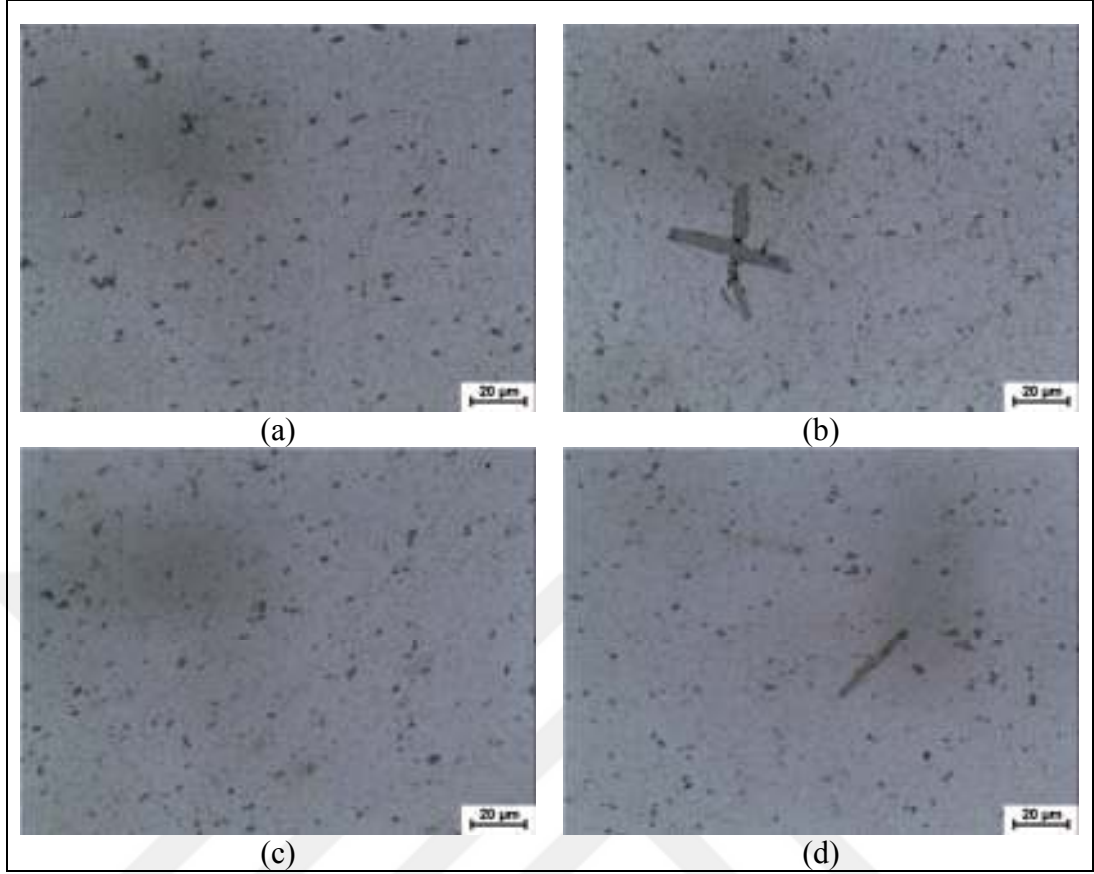
Şekil 7.29'da profillerde ekstrüzyon sırasında meydana gelen kaynama bölgeleri incelenmiştir. Profillerin enine kesitteki tane yapıları, kesitin merkezinde fibersi, kesit kenarlarında ve dikiş birleşme bölgelerinde yeniden kristallenmiş yapı içermektedir. Alaşım 1'de ekstrüzyon kaynak bölgelerinde yeniden kristallenme sonrası tane kabalaşması sonucunda kesit kenarlardaki yeniden kristallenme tabakalarının tamamen birleştiği ve merkezdeki fibersi yapının kaybolduğu görülürken, zirkonyum oranının artması ile birlikte bu bölgelerdeki yeniden kristallenmenin önemli derecede azaldığı görülmüştür.

İM'da yapılan görüntü analizi sonucunda kesitin kenarlarındaki ortalama yeniden kristallenme tabakası kalınlığı Alaşım 1 için 288,93 μm , Alaşım 2 için 131,28 μm , Alaşım 3 için 105,49 ve Alaşım 4 için 71,69 μm olarak bulunmuştur.



Şekil 7.29. Profillerde ekstrüzyon kaynak bölgelerinin IM görüntüleri

Enine kesitin kenarlarındaki bölgelerde ve ekstrüzyon kaynak bölgelerindeki yeniden kristallenme direnci artışı, Şekil 7.30'da ışık mikroskop görüntülerinden görüldüğü üzere çökelti partiküllerinin popülasyonundaki artışa bağlanmaktadır.



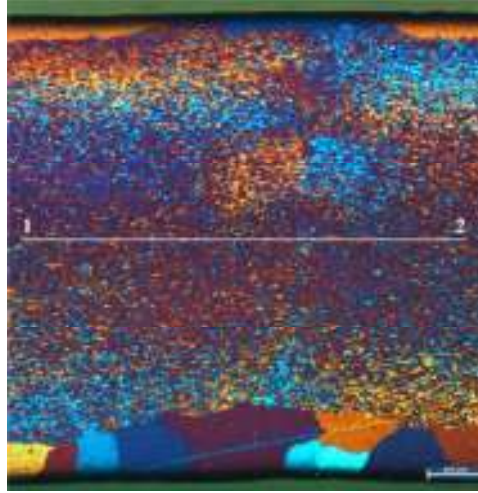
Şekil 7.30. Profillerin enine kesitinin IM görüntüleri

7.8. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

7.8.1. Sertlik incelemeleri

Profillerde ekstrüzyon kaynak bölgelerini ve bu bölgeler arasında kalan fibersi bölgeleri kapsayacak şekilde Şekil 7.31’de gösterildiği gibi enine kesitte merkez hat üzerinde on adet sertlik ölçümü yapılmış ve ortalama değerleri alınmıştır.

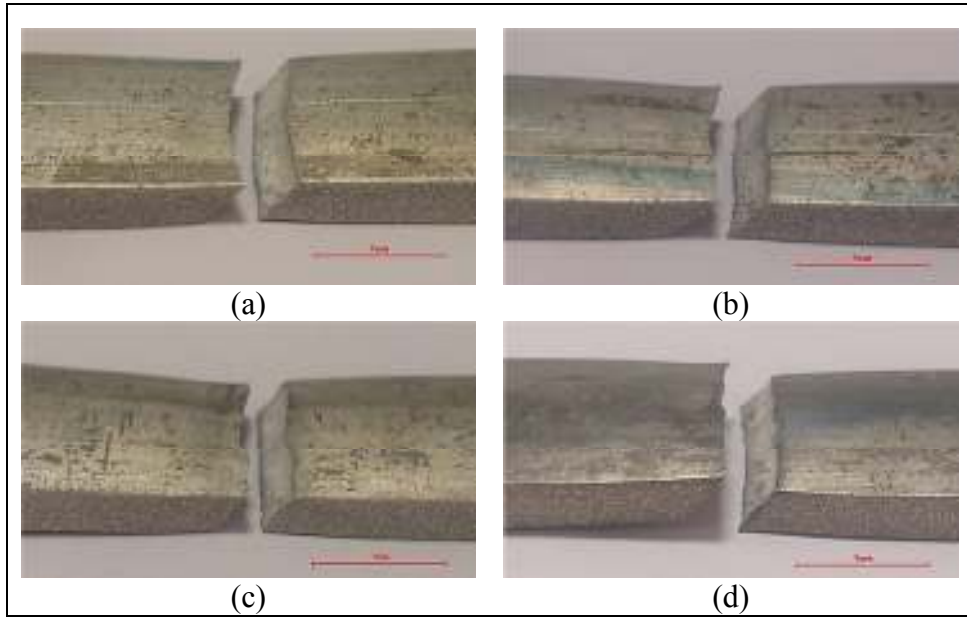
Ortalama sertlik değerleri Alaşım 1 için $78,6 \pm 1,3$ HV1, Alaşım 2 için $79,7 \pm 1,1$, Alaşım 3 için $82,4 \pm 1,8$ HV1 ve Alaşım 4 için $84,5 \pm 1,5$ HV1 olarak bulunmuştur.



Şekil 7.31. Profillerin enine kesitinde sertlik ölçümlerinin alındığı hattın IM görüntüsü

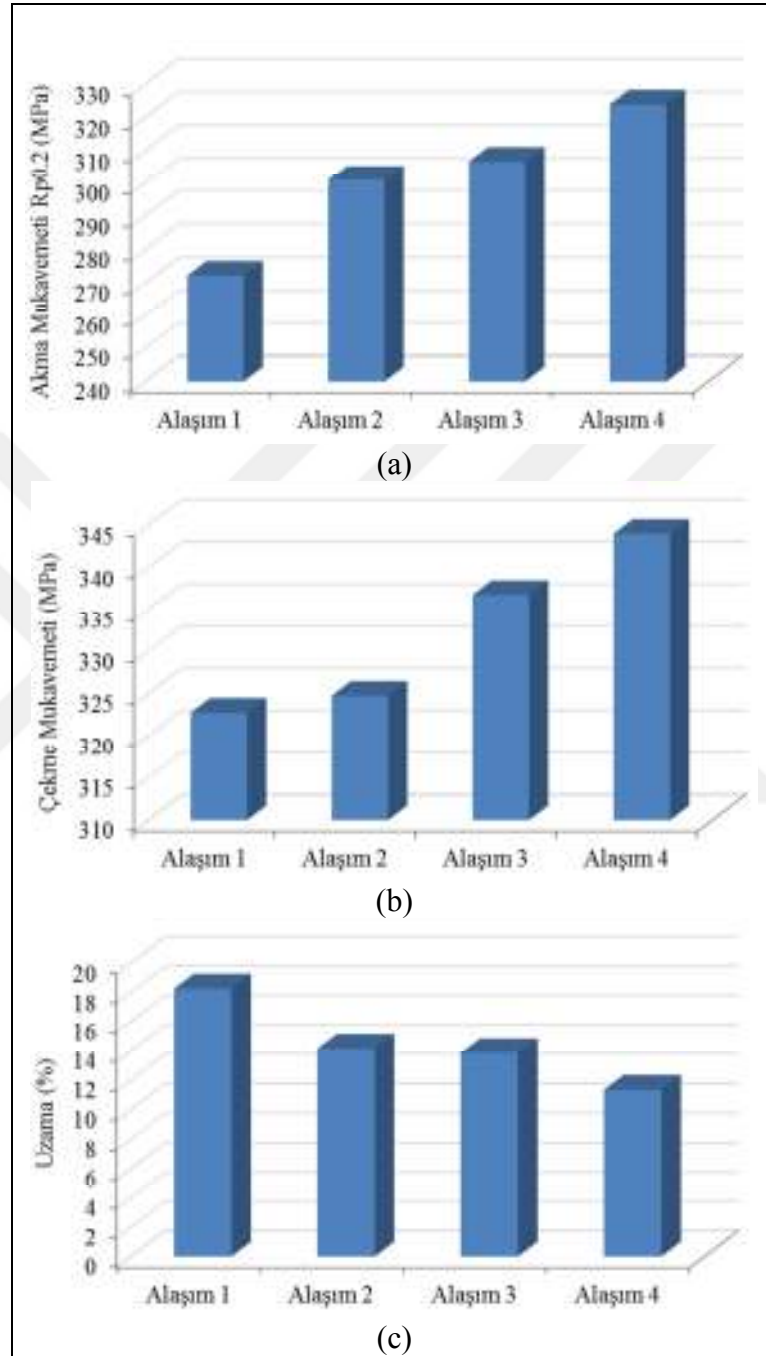
7.8.2. Çekme testi sonuçları

Alüminyum alaşımları tek eksenli çekme gerilmesi altında, yüklenme eksenine 45° lik açı yapacak şekilde en yüksek kayma gerilmesi yönünde kırılırlar [137]. Şekil 7.32'de alaşımların çekme numunelerinin makro görüntüleri verilmiştir. Makro görüntülerden görüldüğü üzere, alaşımlar tam kayma kırılması ile kopma göstermiştir.



Şekil 7.32. Çekme numuneleri kırık yüzeylerinin makro görüntüleri a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4

Şekil 7.33’de ekstrüde edilmiş alaşımların çekme testi sonucunda elde edilen mukavemet ve %-uzama değerleri gösterilmiştir.



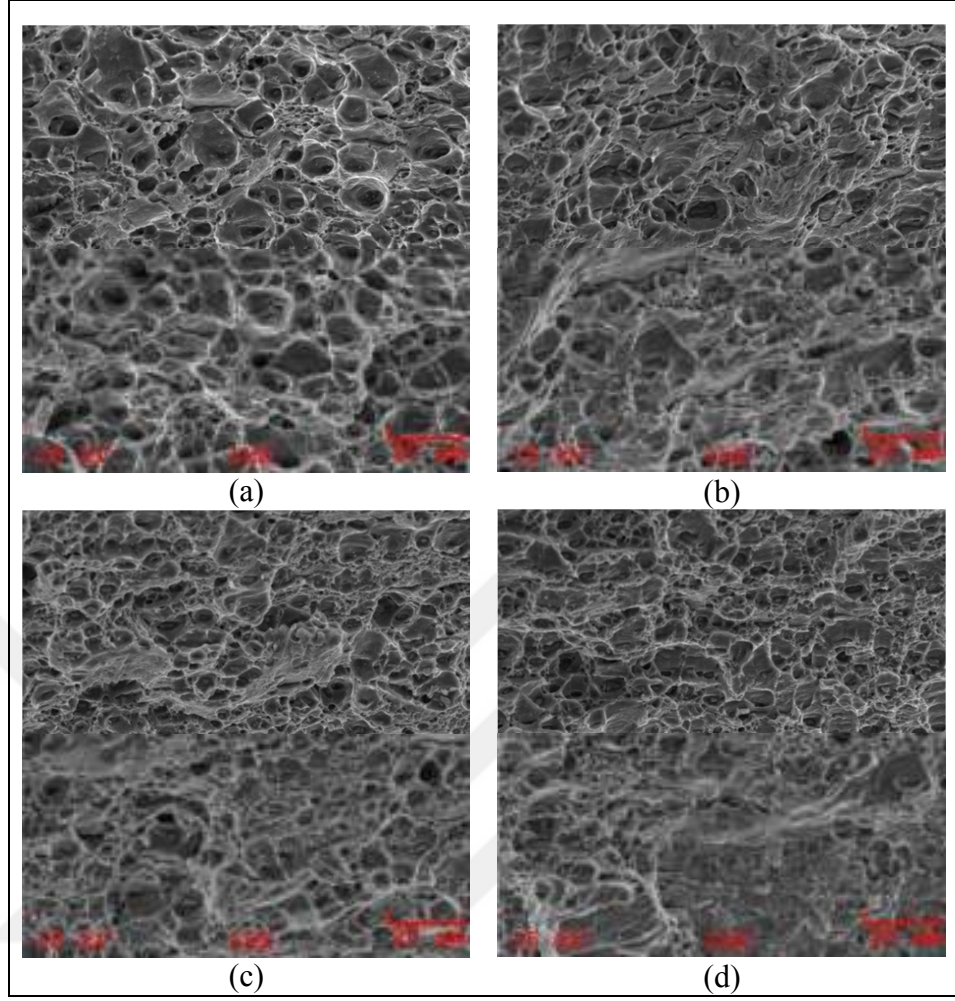
Şekil 7.33. Profillerden alınan numunelerin çekme test sonuçları, a) akma mukavemeti, b) çekme mukavemeti, c) %-uzama

7.8.3. Kırık yüzey karakterizasyonu

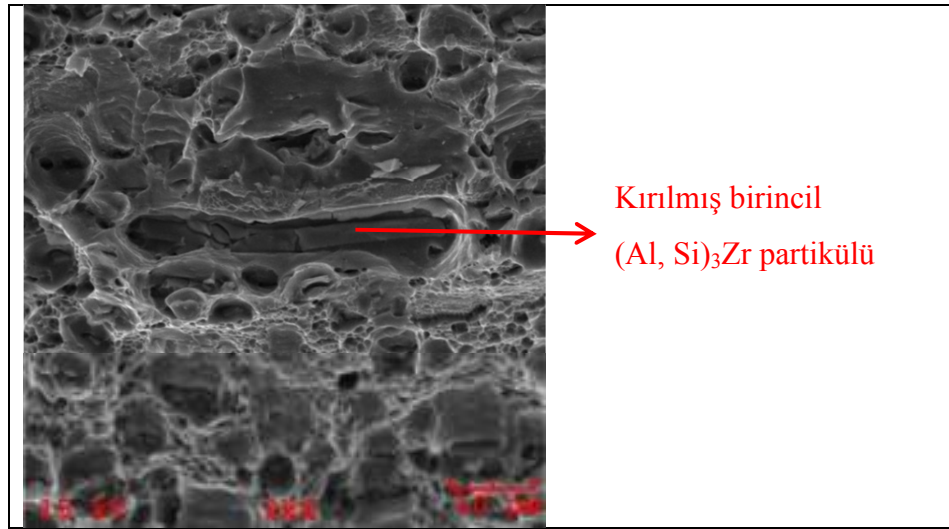
Her ne kadar alaşımlar makroskopik olarak kayma kırılması şeklinde kırılırsa da, mikroskopik seviyede kırılma yüzeyleri farklılık göstermektedir. Bir malzemeye tek eksenli gerilme durumunda aşırı yüklendiğinde, yapısal alaşımların çoğu mikro boşluk çekirdeklenmesi, birleşmesi ve bu boşlukların büyümesi sonucu meydana gelen bir proses ile hasara uğrarlar. Bu mikro boşluklar çökelti partikülleri, kalıntılar, tane sınırları ve dislokasyonlar gibi lokal gerilme yaratan süreksizliklerde çekirdeklenirler. Malzemede gerilme konsantrasyonu arttığında, mikro boşluklar birleşerek büyür ve kabalaşır sonuçta çukurcuklar içeren bir kırılma yüzeyi oluşur. Bu tip kırılma “sünek kırılma” olarak bilinir.

Şekil 7.34’de çekme numunelerinin kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 7.34’de Alaşım 1’in tamamen sünek kırılmış kırık yüzey SEM görüntüsünde kaba çukurcuklar bulunmaktadır. Bu çukurcukların diplerinde çökelti partikülleri bulunmaktadır. Bu çökelti partiküllerinin boyutunun kaba olması ve malzeme içinde yoğunluğunun az olması, kırık yüzeydeki çukurcukların da kaba şekilde ve az sayıda oluşmasına neden olmaktadır. Bununla birlikte alaşımlarda zirkonyum içeriğinin artması ile birlikte, kırık yüzeylerdeki çukurcukların daha sığ şekilde oluştuğu ve sayıca miktarının arttığı görülmüştür. Bu da alaşımların mikroyapısında daha küçük boyutlarda ve daha fazla miktarda çökelti bulunduğunu göstermektedir. Ayrıca zirkonyum içeriğinin artması ile birlikte, kırık yüzeylerde sünek kırılmayı gösteren çukurcuklar ile birlikte gevrek kırılmayı da işaret eden gevrek kırılma bölgeleri de görülmüştür.

Döküm sırasında oluşan özellikle birincil $(Al, Si)_3Zr$ partikülleri sert ve kırılğan özelliklerinden dolayı proses sırasında Şekil 7.35’de görüldüğü gibi deformasyona uğramadan kırılarak mikroyapıda kvasi-gevrek bölgelerin oluşmasına neden olabilmektedir.

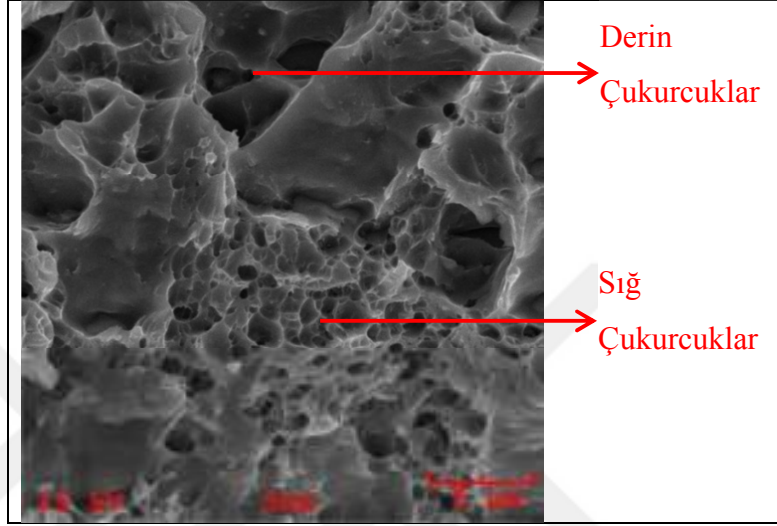


Şekil 7.34. Profillerin kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4



Şekil 7.35. Alaşım 4'e ait kırık yüzeyde kırılmış bir birincil $(Al, Si)_3Zr$ partikülünün SEM görüntüsü

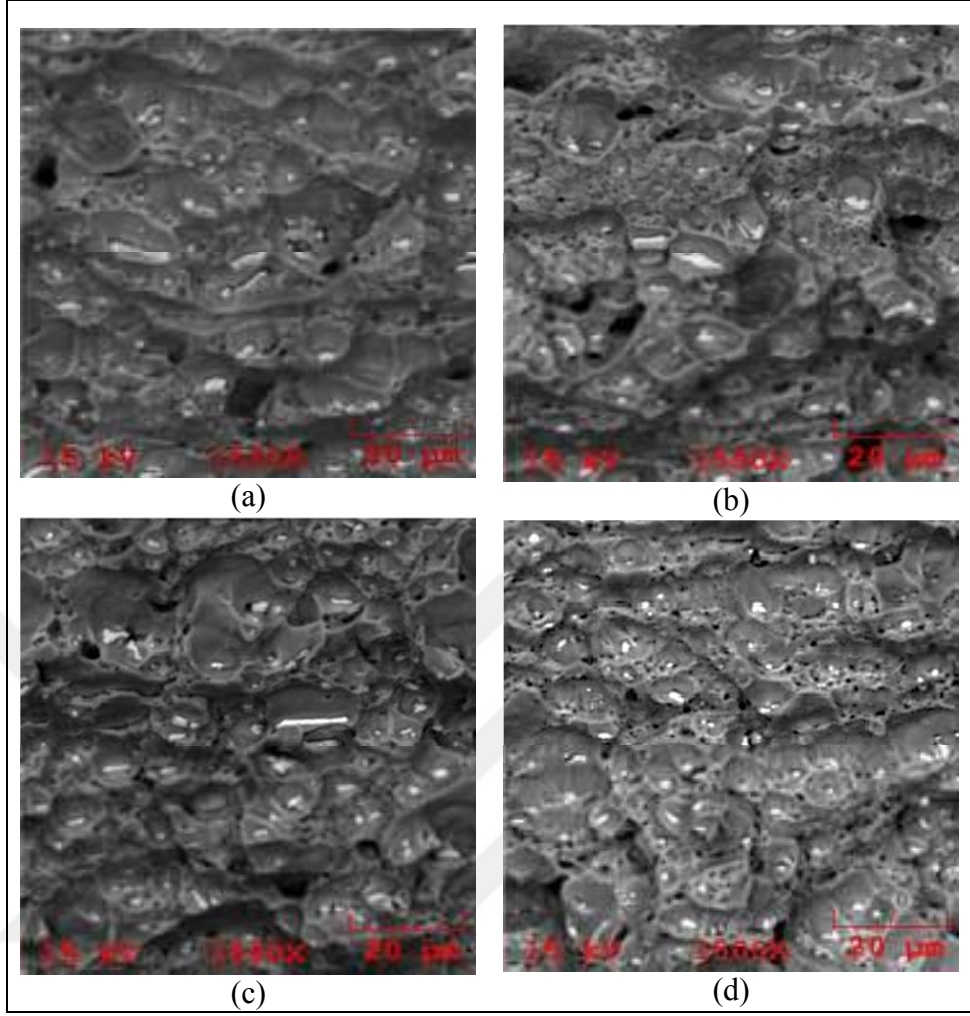
Ayrıca, özellikle Alaşım 4'ün kırılma yüzeyinde Şekil 7.36'da daha yüksek büyütmede gösterildiği gibi sığ ve nispeten büyük çukurcuklar bir arada bulunmaktadır. Bu durum, alaşım içeriğinin değişmesine bağlı olarak oluşan çökelti partiküllerinin boyutu ve mikroyapıdaki dağılımları hakkında yukarıda açıklandığı üzere bilgi vermektedir.



Şekil 7.36. Alaşım 4'e ait kırık yüzeyde sığ ve derin çukurcukların SEM görüntüsü

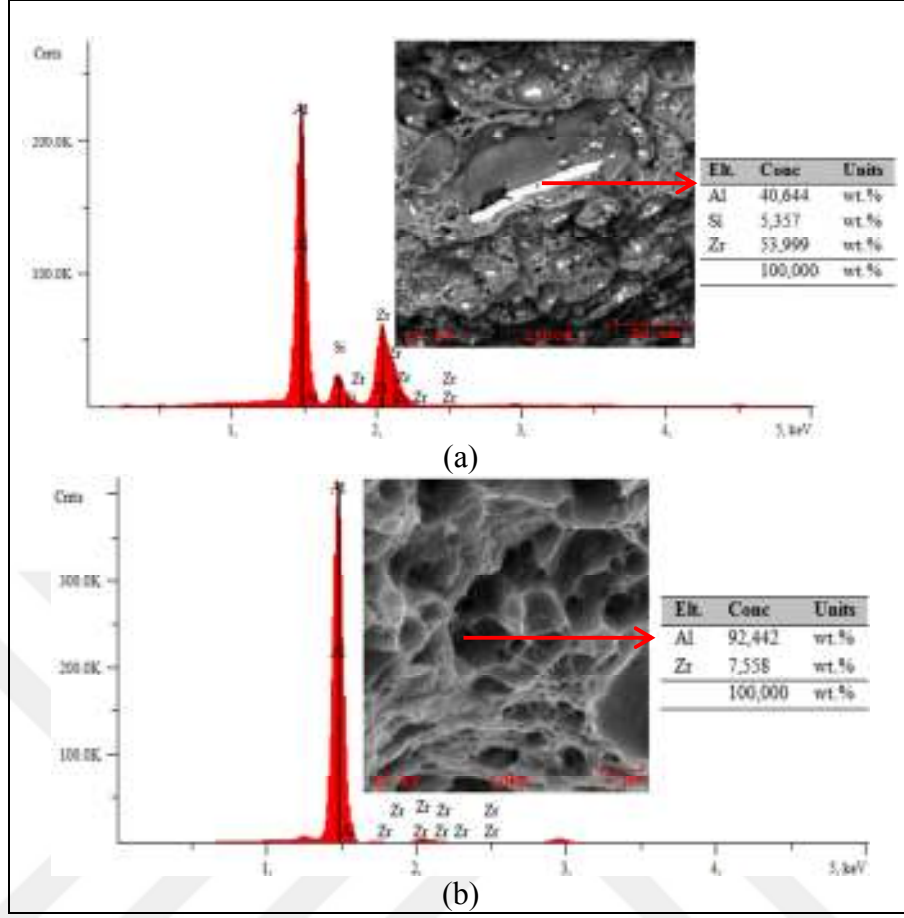
SEM'de materyal kontrast mekanizmasından yararlanılarak çukurcuk diplerindeki çökelti partikülleri daha belirgin görüntülenmiştir (Şekil 7.37). Burada geri saçılmış elektronlar kullanılarak, mikroyapı elemanlarının atom numaraları farkından kontrast artışı elde edilmiştir.

Çökelti partikülleri genellikle matriksden farklı bir atom numarasına sahip elementler içermektedir, bu da tanınabilir koyu ve beyaz alanlara yol açar ve böylece farklı fazları ayırt etmeyi mümkün kılar. Materyal kontrast ile atom numarası yüksek olan fazlar daha açık renkte gözüktüğünden, çukurcuk diplerinde bulunan çökelti beliren olarak görüntülenebilmektedir. Bu sayede kırık yüzeylerde, zirkonyum oranının artması ile birlikte çökelti boyutlarının küçüldüğü ve miktarının arttığı görülmüştür.



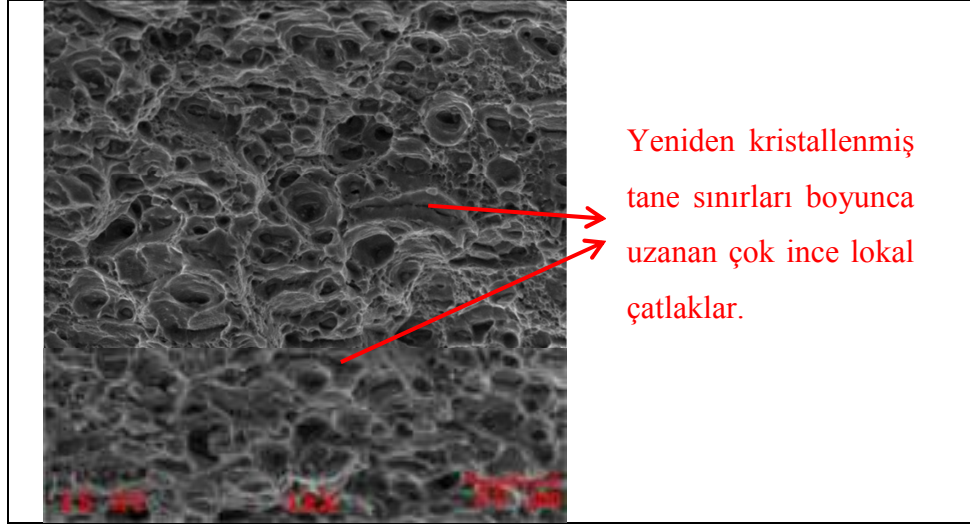
Şekil 7.37. Profillerin kırık yüzeylerinin SEM geri saçılmış elektron materyal kontrast görüntüleri, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4

Kırık yüzeylerde SEM materyal kontrast ile yapılan incelemelerde mikroyapı elemanları üzerinde EDS analizleri gerçekleştirilmiştir (Şekil 7.38). Bu analizler ile Zr içeren çökeltilerin iki tipi tespit edilmiştir. Şekil 7.38.a'da analizi yapılan çökelti $(Al, Si)_3Zr$, Şekil 7.38.b'de analizi yapılan çökelti Al_3Zr olarak bulunmuştur.



Şekil 7.38. Alaşımların kırık yüzeylerinde Zr içeren çökeltilerin SEM/EDS analizleri

Çekme testleri ekstrüde edilmiş profil şeklindeki alaşımlarda gerçekleştirilmiştir. Daha önceki bölümde bahsedildiği üzere ekstrüzyon sırasında proses koşullarına bağlı olarak alaşımların mikroyapılarında yeniden kristallenme meydana gelmektedir. Bu durum, alaşımların mikroyapısında yeniden kristallenmiş bölgeler ve deformasyon yapısını koruyan bölgeler arasında mukavemet farkı oluşmasına neden olmaktadır. Bu nedenle iki bölge arasındaki geçiş yöreleri çatlak çekirdeklenmesi ve ilerlemesi için müsait yerlerdir. Alaşım 1'in SEM incelemesinde Şekil 7.39'da gösterildiği gibi çok ince mikroskobik çatlakların dizilimi ile yeniden kristallenmiş tane sınırları boyunca küçük lokal gevrek kırılma yörelerini anımsatan yörelerin olduğu görülmüştür.



Şekil 7.39. Alaşım 1'de mikroskopik çok ince lokal çatlakların SEM görüntüsü

8. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Tez çalışmasında, sahip olduğu özellikler ve sağladığı avantajlar nedeniyle dünyada çok kullanılan ve ülkemizde özellikle ulaşım alanındaki taşıt araçlarında tercih edilen bir Al-Mg-Si alaşımı üzerinde çalışılmıştır. Bu alaşımların otomotiv endüstrisindeki kullanımları yaygın olarak ekstrüde edilmiş profiller şeklindedir. Bu nedenle, üretimdeki işlem koşullarından dolayı termomekanik prosesler sırasında alaşımlar yüksek sıcaklıklara maruz kalmaktadırlar. Bu esnada, üretilen parçaların mikroyapılarında servis koşullarında özelliklerini olumsuz etkileyebilecek veya hasara neden olabilecek değişimler meydana gelmektedir. Bu nedenle, yüksek sıcaklıklarda mikroyapısal değişimlerin önüne geçilmesi ile özelliklerin korunması açısından yapının kararlı durumda kalmasını sağlayacak önlemler alınabilir. Bunun için, tez çalışmasında alaşım modifikasyonu ile Al-Mg-Si alaşımının mikroyapısal, mekanik ve kinetik özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır.

Deneysel çalışmada, zirkonyumun mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi, başlangıç döküm yapısından itibaren homojenizasyon, ısıt işlemler ve ekstrüzyon proseslerinden sonra mikroskopik ve analiz yöntemlerinin yanında kinetik açıdan da incelenmiştir. Bu amaçla, deneysel çalışmada hem çökelti kinetiği hem de yeniden kristallenme kinetiği incelemeleri yapılmıştır.

Al-Mg-Si alaşımının döküm yapısının, kaba ve uniform olmayan dendritik yapıya sahip olduğu ve interdendritik bölgelerdeki intermetalik bileşiklerin de yapıda kaba ve heterojen şekilde dağıldığı görülmüştür. Üç farklı oranda zirkonyum modifikasyonu ile birlikte alaşımların döküm yapısında özellikle dendritik yapının sırasıyla % 77, % 79 ve % 80 oranında incelendiği bulunmuştur. Zirkonyum içeren alaşımların döküm yapısında, Al-Mg-Si alaşımlarının mikroyapısında bulunan bileşiklerin yanında katılaşma sırasında direkt olarak ergiyikten oluşmuş kaba birincil (Al, Si)₃Zr çökeltileri bulunmuştur. Döküm konumunda zirkonyum içeren alaşımlarda önemli bir sertlik artışı olmamıştır. Çünkü literatür araştırmaları ile de desteklendiği üzere, zirkonyumun alaşıma önemli etkisi yaşlandırma sırasında çökelti

sertleşmesi mekanizmasıyla görülmüştür. Alaşımların homojenizasyonu ile intermetlik bileşiklerin çözünerek mikroyapıda daha homojen şekilde dağılmaları sağlanmıştır.

Tez çalışmasında ticari bir ürünün üretimi için kullanılan bir Al-Mg-Si alaşımı üzerinde çalışıldığı için, döküm ve homojenize konumdaki alaşımlar endüstride kullanılan koşullara uygun ısı işlemlere tabi tutulmuştur. Isıl işlemler sonrasında, zirkonyumun alaşımların sertlik ve elektriksel iletkenlik özelliklerine etkisi ölçülerek çökelti kinetiği incelenmiştir. Alaşımların Avrami eşitliklerinin hesaplanması ile bulunan %-dönüşüm eğrilerinde zirkonyumun çökelti kinetiğini yavaşlattığı bulunmuştur. Bu durum yaşlandırma sırasında çökelti sertleşmesi ile sekonder olarak oluşan zirkonyum içeren çökeltilerden kaynaklanmaktadır.

Deneysel çalışmada yeniden kristallenme hem statik olarak hem de dinamik olarak incelenmiştir. Statik yeniden kristallenme incelemelerinde, yeniden kristallenmenin gerçekleşmesi için gerekli olan aktivasyon enerjileri hem deneysel olarak hem de hesaplama ile bulunmuştur. Deneysel ve hesaplama ile bulunan aktivasyon enerjilerinin birbiri ile uyum içinde ve zirkonyum oranına bağlı olarak farklı ivmeler ile arttığı görülmüştür. Aktivasyon enerjisinin artışı, en etkin zirkonyum oranının % ağı. 0,1-0,2 arasında olduğu bulunmuştur. Deneysel olarak bulunan aktivasyon enerjisinin hesaplama ile bulunan değere göre daha düşük çıkmasının nedeni, deneysel çalışmada meydana gelen koşullara bağlı olmaktadır. Örneğin sıcaklık aktivasyon enerjisini etkileyen bir faktördür. Bir reaksiyonun sıcaklığının artmasıyla reaksiyonun hızının arttığı literatürden bilinmektedir. Burada reaksiyon hızının artması moleküllerin aktivasyon enerjisinin artmasıyla orantılıdır. Deneysel çalışmada ısı işlem deneylerinde fırına numune koyma veya fırından numune alma sırasında fırın sıcaklığı yükselmektedir ve bu durum da deneysel olarak bulunan aktivasyon enerjisinin düşük olmasına neden olmaktadır.

Deneysel Al-Mg-Si alaşımları, kompozisyonun oluşturulması için endüstride olduğu gibi ara işlerden (ekstrüzyon artığı) başlayarak dökülmüştür. Kompozisyonu ticari ürün standardına yakın olan alaşımların nihai mekanik özelliklerinin karşılaştırılması için alaşımlar ekstrüzyon prosesine tabi tutulmuştur. Mikroskobik incelemelerde, Al-

Mg-Si alaşımında profil enine kesiti kenarlarında ve dikiş kaynak b6lgelerinde yeniden kristallenmiş yapı ve merkezde fibersi deformasyon yapısı g6r6l6rken, zirkonyum içeren alaşımlarda profil enine kesiti kenarlarında ve dikiş kaynak b6lgelerinde deformasyon yapısının korunduğu ve fibersi deformasyon yapısının stabil kaldığı g6r6lm6řt6r. Dinamik yeniden kristallenmenin 6nlenmesinin nedeni, zirkonyum içeren 6keltilerin geleneksel 6keltilere g6re y6ksek sıcaklıklarda kararlılığını koruması ve dislokasyonlarla etkileşimi sonucu y6ksek sıcaklıkta deformasyon tane yapısını korumasından kaynaklanmaktadır.

Zirkonyumun etkisi ayrıca profil şeklindeki alaşımların mekanik 6zellikleri açısından da değerlendirilmiştir. Zirkonyum içeren alaşımlarda çekme ve akma mukavemetlerindeki artış, parçanın servis koşullarında hasara uğramasına neden olabilen ve 6mr6n6 olumsuz etkileyen kaba yeniden kristallenme tabakalarının 6nlenmesine atfedilebilir.

Zirkonyumun alaşımlara sağlamış olduğu t6m bu faydaların yanında, ticari alaşımların 6retim aşamalarındaki proses şartları da g6z 6n6nde bulundurulmadır. 6rneğin, zirkonyumun alaşımlara sağlamış olduğu mukavemet açısından biyetlerin ekstr6zyonu sırasında bazı zorluklar yaşanabileceği unutulmamalıdır. Deneysel çalışmada, d6k6m, homojenizasyon ve ekstr6zyon sırasında standart bir EN AW 6082 al6minyum alaşımının proses koşulları kullanılmıştır. Alaşımların ekstr6zyonu sırasında, ciddi sorunlar yaşanmamış olsa da, biyet sertliğinin artmasına bağlı olarak bir kez kalıp hasarı meydana gelmiştir. Bu nedenle, alaşım modifikasyonun yanında ticari 6retim koşullarında proses şartlarında da belirli değişiklikler yapılması gerekebilmektedir.

KAYNAKLAR

- [1] Bru M., The Effect of Mn and Homogenisation Procedure on Mechanical Properties and Grain Structure in Extruded AA6082, Master thesis, Norwegian University of Science and Technology Department of Materials Science and Engineering, Trondheim, Norway, 2014.
- [2] Vissers R., Van Huis M. A., Jansen J., Zandbergen H. W., Marioara C. D., Andersen S. J., The Crystal Structure of The β' Phase in Al-Mg-Si Alloys, *Acta Materialia*, 2007, **55**, 3815-3823.
- [3] 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**, 84-91.
- [4] Rijkom J. V., Miller W. S., Improved Properties of Extruded Products by Heat Treatment of AA6082 Alloy Sections, *Proceedings of the Sixth International Aluminum Extrusion Technology Seminar*, Aluminum Association, Washington D.C., 14-17 May 1996.
- [5] Reiso O., Extrusion of AlMgSi Alloys, *Materials Forum*, 2004, **28**, 32-46.
- [6] Das S. K., Yin W., The Worldwide Aluminium Economy: The Current State of The Industry, *Journal of Metals*, 2007, **59**(11), 57-63.
- [7] Ocenasek V., Slamova M., Resistance to Recrystallization due to Sc and Zr Addition to AlMg Alloys, *Material Characterization*, 2001, **4**, 157-162.
- [8] Cobden R., Banbury A., Training in Aluminium Application Technologies Lecture 1501 Aluminium: Physical Properties, *Characteristics and Alloys*, European Aluminium Association, TALAT-1501, 1-60, 2009.
- [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] Drozdov A., *Aluminium: The Thirteenth Element*, RUSAL Library, Moscow, 2007.
- [11] Ghaswala S. K., Basic Concepts of Structural Theory of Aluminium Alloys, *The International Association for Bridge and Structural Engineering (IABSE) Congress*, Cambridge, London, 571-593, 25th August-5th September 1952.
- [12] Duparc O. H., Alfred Wilm and The Beginnings of Duralumin, *Zeitschrift für Metallkunde*, 2005, **96**(4), 398-404.

- [13] Simcoe C. R., The Discovery of Strong Aluminum, *Advanced Materials & Processes*, 2011, **169**, 35-36.
- [14] Wassermann G., Weerts J., On the Mechanism of CuAl₂-Precipitation in an Age-hardenable Aluminium-Alloy, *Metallwirtsch*, 1935, **14**, 605-609.
- [15] Desch C. H., Age-hardening Alloys, *Proceedings Of The Physical Society: The Conduction of Electricity in Solids*, 1937, **49(4)**, 103-108.
- [16] Gayler M. L. V., The Microscopic Analysis Of Intermediate Phases In Some Age-hardening Alloys, *Proceedings of the Royal Society A*, 1939, **173(952)**, 83-91.
- [17] Timaç G., Uçak Endüstrisinde Kullanılan Alüminyum Alaşımlarının TİG Kaynak Yöntemi ile Kaynaklanabilirliğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2006, 185281.
- [18] Günay D., Alüminyum Sektörü Hakkında Bir Değerlendirme, Türkiye Kalkınma Bankası A.Ş., *Ekonomik ve Sosyal Araştırmalar Müdürlüğü*, Ankara, 1-50, 2006.
- [19] <http://www.etialuminyum.com/tr-tr/Kurumsal/Sayfalar/Hakkimizda.aspx>, (Ziyaret tarihi: 09 Nisan 2018).
- [20] Car E., İkincil Alüminyum Üretimine Genel Bir Bakış, *Metallurji Dergisi*, 2011, **160**, 42-50.
- [21] Davis J.R., ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys, *ASM Handbook*, ASM International, Ohio, USA, 1993.
- [22] Mario C., Giancarlo D., Trippodo R., *Aluminium and Its Applications*, Edimet-Brescia, Italy, 1992.
- [23] Singh R. V., *Aluminium Rolling: Process, Principles and Application*, The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), Pennsylvania, 2000.
- [24] Yüksel M., *Malzeme Bilimleri Serisi 1*, Makina Mühendisleri Odası (TMMOB) Yayınları, Denizli, 2001.
- [25] Edgar A., Starke J. R., Heat-Treatable Aluminum Alloys, *Treatise on Materials Science & Technology*, 1989, **31**, 35-63.
- [26] 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.
- [27] Güven Ş. Y., Delikanlı Y. E., AA 2024 Alüminyum Alaşımında Çökeltme Sertleşmesinin Mekanik Özelliklere Etkisi, *Süleyman Demirel Üniversitesi, Teknik Bilimler Dergisi*, 2012, **2(4)**, 13-20.

- [28] 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.
- [29] Polmear I. J., *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*, Fourth ed., United Kingdom, 2006.
- [30] Kaufman J. G., *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*, ASM International, U.S.A., 2000.
- [31] http://nptel.ac.in/courses/112104122/lecture11/11_5.htm (Ziyaret tarihi: 05 Şubat 2018).
- [32] Ashby M. F., Jones D. R. H., *Engineering Materials: An Introduction to Microstructures, Processing and Design*, Second ed., Elsevier, United Kingdom, 1998.
- [33] Pepperhoff W., Acet M., Interstitial Alloys And Compounds, *Constitution and Magnetism of Iron and its Alloys*, Springer, Berlin, Heidelberg, 147-181, 2001.
- [34] Pepperhoff W., Acet M., Substitutional Alloys Of Iron, *Constitution and Magnetism of Iron and its Alloys*, Springer, Berlin, Heidelberg, 83-145, 2001.
- [35] Dronskowski R., Kikkawa S., Stein A., *Handbook of Solid State Chemistry, Materials and Structure of Solids*, 2nd ed., Wiley-VCH, Weinheim, Germany, 2017.
- [36] <http://practicalmaintenance.net/?p=1618>, (Ziyaret Tarihi: 10 Mart 2018).
- [37] Gedeon M., Solid Solution Hardening And Strength, Materion Technical Newsletter, 2010, **16**, 1-2.
- [38] Smith W. F. (Çeviri: Erdoğan M.), *Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri*, Cilt 1, İstanbul, 2002.
- [39] Awan I. Z., Khan A. Q., *Precipitation from Solid Solutions*, Journal of the Chemical Society of Pakistan, 2017, **39**(03), 319-336.
- [40] Epler M., Structures by Precipitation from Solid Solution, *ASM Handbook, Volume 9: Metallography and Microstructures*, ASM International, Ohio, USA, 134–139, 2004.
- [41] Guo Z., Sha W., Quantification of Precipitation Hardening and Evolution of Precipitates, *Materials Transactions*, 2002, **43**(6), 1273-1282.
- [42] Brooks C. R., Heat Treating of Aluminum Alloys, *ASM Handbook*, ASM International, Ohio, USA, 841-879, 1991.

- [43] Takeda M., Maeda Y., Yoshida A., Endo T., Yabuta K, Konuma S., Discontinuity of G.P.(I) Zone and θ' -phase in an Al-Cu Alloy, *Scripta Materialia*, 1999, **41**(6), 643-649.
- [44] Stulíková I., Faltus J., Smola B., Influence of Composition on Natural Ageing of Al-Mg-Si Alloys, *Kovove materialy - Metallic Materials*, 2007, **45**, 85–90.
- [45] Berg L. K., Gjønnnes J., Hansen V., Li X. Z., Knutson-Wedel M., Waterloo G., Schryvers D., Wallenberg L. R., GP-Zones in Al–Zn–Mg Alloys and Their Role in Artificial Aging, *Acta Materialia*, 2001, **49**, 3443–3451.
- [46] Hai-li Y., Xiao-hui D., Yong-jun M., Min Z., First Principles Study of Al-Li Intermetallic Compounds, *Chinese Journal of Chemical Physics*, 2012, **25**(6), 659-665.
- [47] Davis J. R., *Aluminum and Aluminum Alloys, Light Metals and Alloys*, ASM International, United Kingdom, 2001.
- [48] Kumar K. C. H., Chakraborti N., Lukas H. L., Bodak O., Rokhlin L., Ternary Alloy Systems: Al-Mg-Si (Aluminium-Magnesium-Silicon) Light Metal Ternary Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data, *Landolt-Börnstein-Group IV Physical Chemistry Book Series*, 11A3, Springer, Berlin, Heidelberg, Germany, 165-178, 2008.
- [49] Ahmad Z., Global Machinability of Al-Mg-Si Extrusions, Editors: Songmene V., Kouam J., Zaghbani I., Parson N., Maltais A., *Aluminium Alloys-New Trends in Fabrication and Applications*, InTech, 223-251, 2012.
- [50] Uluocak T., AA 6063 Alüminyum Ekstrüzyon Alaşımının Metalurjisi, *Yüzey İşlemler*, 2012, **82**.
- [51] Amado M. N., Daroqui F., Revision of The Solvus Limit of Al-Mg₂Si Pseudo Binary Phase Diagram, *Procedia Materials Science*, 2015, **8**, 1079-1088.
- [52] Zvinys J., Kandrotaitė J. R., Meskys J., Juzenas K., Investigation of Thermo Mechanical Effect on Structure and Properties of Aluminium Alloy 6082, *International Journal of Science*, 2012, **9**, 3–6.
- [53] Mrówka-Nowotnik G., Influence of Chemical Composition Variation and Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of 6XXX Alloys, *Archives of Materials Science and Engineering*, 2010, **46**(2), 98-107.
- [54] Rosefort M., Matthies C., Buck H., Koch H., Using SEM and EDX for a Simple Differentiation of and AlFeSi-Phases in Wrought Aluminum Billets, *TMS 2011 Annual Meeting & Exhibition Proceedings*, San Diego, California, USA, 27 February-03 March 2011.

- [55] Elsebaie O., Samuel A. M., Doty H. W., Valtierra S., Samuel F. H., On The Impact Properties and Fractography of Al–11%Si Casting Alloy, *International Journal of Metalcasting*, 2018, **12**(1), 36–54.
- [56] Wimmer A., Lee J., Schumacher P., Phase Selection in 6082 Al-Mg-Si Alloys, *Berg und Hüttenmännische Monatshefte (BHM)*, 2012, **157**(8–9), 301–305.
- [57] Remøea M. S., Marthinsena K., Westermanna I., Pedersenb K., Røyset J., Marioara C., The Effect Of Alloying Elements On The Ductility of Al-Mg-Si Alloys, *Materials Science&Engineering A*, 2017, **693**, 60–72.
- [58] Liu Y. L., The Solidification Process of Al–Mg–Si Alloys, *Journal of Materials Science*, 1997, **32**, 1443–1447.
- [59] Ryen Ø., Nijs O., Sjölander E., Holmedal B., Ekström H. E., Nes E., Strengthening Mechanisms in Solid Solution Aluminum Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, **37**, 1999–2006.
- [60] Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J., Influence of Heat Treatment on The Microstructure and Mechanical Properties of 6005 and 6082 Aluminium Alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, **162**(163), 367–372.
- [61] Zhang H., Wang Y., Shang S.L., Ravi C., Wolverton C., Chen L.Q., Liu Z.K., Solvus Boundaries of (Meta)stable Phases in The Al-Mg-Si System: First-Principles Phonon Calculations and Thermodynamic Modeling, *CALPHAD: Computer Coupling Phase Diagrams Thermochemistry*, 2010, **34**, 20–25.
- [62] Lityn'ska-Dobrzyn'ska L., Effect of Heat Treatment on the Sequence of Phases Formation in Al-Mg-Si Alloy with Sc and Zr Additions, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2006, **51**(4), 555–560.
- [63] Liu M., Wu Z., Yang R., Wei J., Yu Y., Skaret P.C., Roven H.J., DSC Analyses of Static and Dynamic Precipitation of an AlMgSiCu Aluminium Alloy, *Progress in Natural Science: Materials International*, 2015, **25**, 153–158.
- [64] Mukhopadhyay P., Alloy Designation, Processing and Use of AA6XXX Series Aluminum Alloys, *International Scholarly Research Network Metallurgy*, 2012, 1-15.
- [65] Røyset J., Rødland M. M., Tundal U., Reiso O., Effect of Alloy Chemistry and Process Parameters on the Extrudability and Recrystallization Resistance of 6082 Aluminum Alloy, *Proceedings of 9th International Aluminum Extrusion Technology Seminar & Exposition*, Orlando, Florida, 13-16 May 2008.

- [66] Gitter R., Design of Aluminium Structures: Selection of Structural Alloys, *EUROCODES Workshop, Background and Applications-Session EN 1999-Eurocode 9: Design of Aluminium structures*, Brussels, 20 February 2008.
- [67] TS EN 573-3, Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları- Kimyasal Bileşim ve Biçimlendirilebilir Ürünlerin Şekli- Bölüm 3: Kimyasal bileşim, 2014.
- [68] Hussey B., Wilson J., *Light Alloys: Directory and Databook*, Springer, London, 1998.
- [69] <https://www.nedal.com/wp-content/uploads/2016/11/Nedal-alloy-Datasheet-EN-AW-6082.pdf> (Ziyaret tarihi: 02 Şubat 2018)
- [70] El-Shennawy M., Abdel-Aziz Kh., Omar A. A., Metallurgical and Mechanical Properties of Heat Treatable Aluminum Alloy AA6082 Welds, *International Journal of Applied Engineering Research*, 2017, **12**(11), 2832-2839.
- [71] TS EN 755-2, Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları – Ekstrüzyonla İmal Edilmiş Tellik Çubuk/Çubuk, Boru ve Profiller– Bölüm 2: Mekanik Özellikler, 2010.
- [72] Fan Y., Alloying Aluminum with Transition Metals, Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, England, 2015.
- [73] Ghosh G., Vaynman S., Asta M., Fine M. E., Stability and Elastic Properties of $L1_2-(Al,Cu)_3(Ti,Zr)$ Phases: Ab Initio Calculations and Experiments, *Intermetallics*, 2007, **15**, 44-54.
- [74] Hallem H., Precipitation Behaviour and Recrystallisation Resistance in Aluminium Alloys with Additions of Hafnium, Scandium and Zirconium, Doctoral thesis, Department of Materials Technology, the Norwegian University of Science and Technology (NTNU), Trondheim, 2005.
- [75] Yan S., Strengthening Aluminum by Zirconium and Chromium, Degree of Master of Science, Worcester Polytechnic Institute, England, 2012.
- [76] Ling-Mei W., Wen-Hsiung W., Yung-Fu H., Shan T., Effects of Homogenization Treatment on Recrystallization Behavior and Dispersoid Distribution in an Al-Zn-Mg-Sc-Zr Alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, **456**, 163–169.
- [77] Nayak S. S., Pabi S. K., Murty B. S., High Strength Nanocrystalline $L1_2-Al_3(Ti,Zr)$ Intermetallic Synthesized by Mechanical Alloying, *Intermetallics*, 2007, **15**(1), 26-33.
- [78] Jing-zhi D., Yu-feng H., Jun C., Effect of Sc and Zr on Microstructures and Mechanical Properties of As-cast Al-Mg-Si-Mn Alloys, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2009, **19**, 540-544.

- [79] Wang F., Eskin D. G., Khvan A. V., Starodub K. F., Lim J. J. H., Burke M. G., Connolly T., Mi J., On the Occurrence of a Eutectic-type Structure in Solidification of Al-Zr Alloys, *Scripta Materialia*, 2017, **133**, 75–78.
- [80] Knipling K. E., Dunand D. C., Seidman D. N., Nucleation and Precipitation Strengthening in Dilute Al-Ti and Al-Zr Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, **38(A)**, 2552-2563.
- [81] Köhler M., Ratke L., Kaban I., Hoyer W., Heterogeneous Nucleation in Hypermonotectaluminum Alloys, *The 3rd International Conference on Advances in Solidification Processes, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, Netherlands, 7–10 June 2011.
- [82] Lityńska, L., Abou-ras, D., Kistorz, G. & Dutkiewicz, J., TEM and HREM Study of Al₃Zr Precipitates in an Al-Mg-Si-Zr Alloy, *Journal of Microscopy*, 2006, **223**, 182-184.
- [83] Qingchun, X., Jing, Z., Haicheng, P., Lina, H. & Rongde, L., Effect of Scandium and Zirconium Combination Alloying on As-cast Microstructure and Mechanical Properties of Al-4Cu-1.5Mg Alloy, *China Foundry*, 2011, **8(1)**, 137-140.
- [84] Ling-Mei W., Wen-Hsiung W., Yung-Fu H., Shan T., Effects of Homogenization Treatment on Recrystallization Behavior and Dispersoid Distribution in an Al-Zn-Mg-Sc-Zr Alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, **456**, 163–169.
- [85] Huang K., Marthinsen K., Zhao Q., Logé R. E., The Double-edge Effect of Second-phase Particles on The Recrystallization Behaviour and Associated Mechanical Properties of Metallic Materials, *Progress in Materials Science*, 2018, **92**, 284-359.
- [86] <https://muhendishane.org>, Plastik davranışı etkileyen faktörler: Sertleştirme mekanizmaları (Ziyaret tarihi:03 Mayıs 2018).
- [87] Humphreys F. J., Hatherly M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Second ed., Elsevier, 2004.
- [88] 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.
- [89] <https://www.slideshare.net/NamanDave/solidification-59517471> (Ziyaret tarihi: 10 Nisan 2018)
- [90] https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_6/illustr/s6_2_1b.html (Ziyaret tarihi: 05 Mayıs 2018)

- [91] Çetin A., Alüminyum Döküm Alaşımları, *Dökümhane Eğitim Projesi Özel Sayı Serisi El Kitabı*, Sayı: 4, İstanbul, Eylül 2017.
- [92] http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=continuous_casting (Ziyaret Tarihi: 10 Nisan 2018).
- [93] <http://www.eaa.net/education/TALAT/lectures/3210.pdf> (Ziyaret tarihi: 10 Nisan 2018)
- [94] http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=direct_chill_dc_casting (Son Ziyaret Tarihi: 10 Nisan 2018).
- [95] Cieslar M., Bajer J., Hájek M., Očenášek V., In-situ Electron Microscopy Observations of the Microstructure Changes in The 6082 Aluminium Alloy During Homogenization, *METAL 2012*, Brno, Czech Republic, 23-25 May 2012.
- [96] Keleşoğlu E., Erarslan Y., *Alüminyum Ekstrüzyon Teknolojisi*, Ege Yayınevi, İstanbul, 2005.
- [97] Karagöz Ş., Ünal H. İ., Kahrıman F., Demircan F. G., Çeliklerde Segregasyon ve Etkileri, *5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09)*, Karabük, Türkiye, 13-15 Mayıs 2009.
- [98] Robson J. D., Prangnell P. B., Dispersoid Precipitation and Process Modelling in Zirconium Containing Commercial Aluminium Alloys, *Acta Materialia*, 2001, **49**, 599–613.
- [99] Strobel K., Easton M. A., Sweet L., Couper M. J., Nie J. F., Relating Quench Sensitivity to Microstructure in 6000 Series Aluminium Alloys, *Materials Transactions*, 2011, **52**(5), 914-919.
- [100] Røyset J., Tundal U., Reiso O., Comparison of Properties of Extruded 6XXX Alloys in T5 Temper versus T6 Temper, *9th International Conference on Aluminium Alloys*, 2-5 August 2004.
- [101] Kalpakjian S., Schmid S. R., *Manufacturing Processes for Engineering Materials*, 4th ed., Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ, 2003.
- [102] <http://slideplayer.com/slide/6159932/> (Ziyaret tarihi: 10 Mayıs 2018).
- [103] <http://www.non-ferrous.com/website/extrusion-process/> (Ziyaret tarihi: 10 Mayıs 2018).
- [104] Bingöl S., Çeşitli Ekstrüzyon Şartlarında Üretilen Alüminyum Alaşımı Ürünlerin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Müh. Anabilim Dalı, Konstrüksiyon Prog., 2006, 182823 .

- [105] Kandis J., New Method for Quality Inspection of Extrusion Welding, The summary of PhD Thesis, Riga Technical University, Mechanical Engineering, Riga, 2013.
- [106] Bozzi S., Vedani M., Lotti D., Passoni G., Extrusion of Aluminium Hollow Pipes: Seam Weld Quality Assessment via Numerical Simulation, *Metallurgical Science and Technology*, 2009, **27**(2), 20-29.
- [107] Chen G., Chen L. , Zhao G., Zhang C., Microstructure Evolution During Solution Treatment of Extruded Al-Zn-Mg Profile Containing a Longitudinal Weld Seam, *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, **729**, 210-221.
- [108] Ren X., Zhang J. L., Li J. P., Microstructural Characterization of Extrusion Welds in 6XXX Aluminum Alloys, *3rd International Conference on Material, Mechanical and Manufacturing Engineering (IC3ME 2015)*, Guangzhou, China, 27-28 June 2015.
- [109] Nanninga N., White C., Dickson R., Charge Weld Effects on High Cycle Fatigue Behavior of a Hollow Extruded AA6082 Profile, *Journal of Materials Engineering and Performance JMEPEG*, 2011, **20**(7), 1235–1241.
- [110] Birol Y., Impact of Partial Recrystallization on The Performance of 6005A Tube Extrusions, *Engineering Failure Analysis*, 2010, **17**, 1110–1116.
- [111] Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J. J., Dynamic and Post-dynamic Recrystallization Under Hot, Cold and Severe Plastic Deformation Conditions, *Progress in Materials Science*, 2014, **60**, 130-207.
- [112] Morere B., Maurice C., Shahani R., Driver J., The Influence of Al₃Zr Dispersoids on The Recrystallization of Hot-Deformed AA 7010 Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, **32**(A), 625-632.
- [113] Rios P. R., Siciliano Jr. F., Sandim H. R. Z., Plaut R. L., Padilha A. F., Nucleation and Growth During Recrystallization, *Materials Research*, 2005, **8**(3), 225-238.
- [114] Raabe D., Recovery and Recrystallization: Phenomena, Physics, Models, Simulation, Editors: Laughlin D. E., Hono K., *Physical Metallurgy*, Elsevier, USA, 2291-2397, 2014.
- [115] Adam K., Zöllner D., Field D. P., 3D Microstructural Evolution of Primary Recrystallization and Grain Growth in Cold Rolled Single-phase Aluminum Alloys, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2018, **26**(3), 1-16.
- [116] Çolak M., Döküm Endüstrisinde Ergitme, Endüksiyon Ocakları ve Spektral Analiz Hesaplamaları, *Demir Çelik Store*, 2011.
- [117] beltan.com.tr/dinamik-sonumleyiciler.asp (Ziyaret Tarihi: 20 Aralık 2011)

- [118] Knipling K. E., Seidman D. N., Dunand D. C., Ambient and High Temperature Mechanical Properties of Isochronally Aged Al–0.06Sc, Al–0.06Zr and Al–0.06Sc–0.06Zr (at.%) Alloys, *Acta Materialia*, 2011, **59**, 943–954.
- [119] Woźnicki A., Leśniak D., Włoch G., Leszczyńska-Madej B., Wojtyna A., The Effect of Homogenization Conditions on The Structure and Properties of 6082 Alloy Billets, *Archives of metallurgy and materials*, 2015, **60**(3), 1763–1771.
- [120] Rometsch P.A., Wang S. C., Harriss A., Gregson P. J., Starink M. J., The Effect of Homogenizing on the Quench Sensitivity of 6082, *Materials Science Forum*, 2002, **396**(402), 655–60.
- [121] Eivani A. R., Ahmed H., Zhou J., Duszczuk J., Kwakernaak C., Characterisation of Different Types of Dispersoids Present in Homogenised Al–4.5Zn–1Mg Alloy Containing Zr, Cr and Mn, *Materials Science and Technology*, 2011, **27**(8), 1294–1298.
- [122] Zhi-hong J., Couzinié J. P., Cherdoudi N., Guillot I., Arnberg L., Åsholt P., Brusethaug S., Barlas B., Massinon D., Precipitation Behaviour of Al₃Zr Precipitate in Al–Cu–Zr and Al–Cu–Zr–Ti–V Alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, **22**, 1860–1865.
- [123] Robson J. D., Prangnell P. B., Modelling Al₃Zr Dispersoid Precipitation in Multicomponent Aluminium Alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2003, **352**, 240–250.
- [124] Jia, Z., Hu, G., Forbord, B., Solberg, J., Effect of Homogenization and Alloying Elements on Recrystallization Resistance of Al–Zr–Mn Alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2007, **444**, 284–290.
- [125] Kahrıman F., Zeren M., Microstructural and Mechanical Characterization of Al–0.80Mg–0.85Si–0.3Zr Alloy, *Archives of Foundry Engineering*, 2017, **17**(4), 73–78.
- [126] Riddle Y. W., Sanders Jr. T. H., A Study of Coarsening, Recrystallization, and Morphology of Microstructure in Al–Sc–(Zr)–(Mg) Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, **35**(1), 341–350.
- [127] Røyset J., Ryum N., Scandium In Aluminium Alloys, *International Materials Reviews*, 2005, **50**(1), 19–44.
- [128] Fan Y., Precipitation Strengthening of Aluminum by Transition Metal Aluminides, Master of Science Thesis, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, England, 2012.
- [129] 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.

- [130] Atapek Ş. H., Effect of Cobalt on The Aging Kinetics and The Properties of a CuCoNiBe Alloy, *Materials Testing*, 2015, **57**(1). 17-21.
- [131] 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.
- [132] Sinha I., Mandal R. K., Avrami Exponent Under Transient and Heterogeneous Nucleation Transformation Conditions, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2011, **357**(3), 919-925.
- [133] Lei Q., Li Z., Pan Z Y., Wang M P., Xiao Z., Chen C., Dynamics of Phase Transformation of Cu-Ni-Si Alloy With Super-high Strength and High Conductivity During Aging, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, **20**, 1006-1011.
- [134] Błaz L., Kwapisinski P., Simple Matematical Model for Prediction of Recrystallization in Copper, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2009, **54**(1), 161-170.
- [135] Ashtiani H. R. R., Karami P., Prediction of the Microstructural Variations of Cold-Worked Pure Aluminum During Annealing Process, *Modeling and Numerical Simulation of Material Science*, 2015, **5**, 1-14.
- [136] Djouadi Z., D'Hendecourt L., Leroux H., Jones A. P., Borg J., Deboffle D., Chauvin N., First Determination of The (Re)crystallization Activation Energy of an Irradiated Olivine-type Silicate, *Astronomy and Astrophysics, EDP Sciences*, 2005, **440**, 179-184.
- [137] Karagöz Ş., Fraktografi (Kırılma Analizi), Kocaeli Üniversitesi, *Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ders Notu*, 1. Baskı, İzmit, Kocaeli, 5-7, 2007.

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

- [1] **Kahırman F.**, Zeren M., Mechanical Characterization and Fractography of Extruded Al-Mg-Si-Zr Alloys, *5th International Conference of Engineering Against Failure (ICEAF V)*, Chios Island, Greece, 20-22 Haziran 2018.
- [2] **Kahırman F.**, Zeren M. , Microstructural and Mechanical Characterization of Al-0.80Mg-0.85Si-0.3Zr Alloy, *Archives of Foundry Engineering*, 2017, **17(4)**, 73-78.
- [3] **Kahırman 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.
- [4] **Kahırman F.**, Zeren M., Al-Mg-Si-Zr Alaşımında Çökelti Kinetiği ve Rekristalizasyon Davranışının İncelenmesi, *8. Alüminyum Sempozyumu (ALUS 08)*, İstanbul, 05-06 Ekim 2017.
- [5] **Kahırman F.**, Zeren M., The Effect of Zirconium on the Properties of Homogenized AA6082 Aluminium Alloy, *International Conference on Material Science and Technology (IMSTEC 2016)*, Kapadokya, Nevşehir, 06-08 Nisan 2016.
- [6] **Kahırman F.**, Zeren M. , An Microscopic Investigation of Zr Addition on The Recrystallization Behaviour of 6082 Aluminum Alloy, *VI.th International Metallurgical Congress, Metallurgy, Materials, Enviromental (MME)*, Ohrid, Macedonia, 29 Mayıs-01 Haziran 2014.
- [7] **Kahırman F.**, Zeren M., Duygulu Ö., Alüminyum 6082 Alaşımının Rekristalizasyon Davranışına Zr Etkisinin Mikroskobik İncelemesi, *21. Ulusal Elektron Mikroskopi Kongresi, Uluslararası Katılımlı*, 28-31 Mayıs 2013.

ÖZGEÇMİŞ

1981 yılında Van'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Kocaeli'de tamamladı. Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden 2004 yılında Metalurji ve Malzeme Mühendisi ünvanı alarak mezun oldu. 2005 yılında ise Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı'nda yüksek lisans eğitimine başladı. 2008 yılında Yüksek Lisans çalışmasını bitirerek Yüksek Mühendis ünvanını aldı. 2005 yılından itibaren Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak çalışmalarına devam etmektedir.