

**T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AA7075 ALÜMİNYUM ALAŞIMINDA YAŞLANDIRMA VE YENİDEN
ÇÖZELTİYE ALMA SONRASI YENİDEN YAŞLANDIRMA (RRA) İŞLEMLERİ İLE
ÖZELLİK DEĞİŞİMLERİNİN İNCELENMESİ**

GÖKHAN ÖZER

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
ÜRETİM PROGRAMI**

**DANIŞMAN
PROF. DR. AHMET KARAASLAN**

İSTANBUL, 2017

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**AA7075 ALÜMİNYUM ALAŞIMINDA YAŞLANDIRMA VE YENİDEN
ÇÖZELTİYE ALMA SONRASI YENİDEN YAŞLANDIRMA (RRA) İŞLEMLERİ İLE
ÖZELLİK DEĞİŞİMLERİNİN İNCELENMESİ**

Gökhan ÖZER tarafından hazırlanan tez çalışması 24.05.2017 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN
Yıldız Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN
Yıldız Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Kerem Altuğ GÜLER
Yıldız Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Derya DIŞPINAR
İstanbul Üniversitesi

Prof. Dr. Ahmet ÜNAL
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Sakin ZEYTİN
Sakarya Üniversitesi



Bu çalışma, Yıldız Teknik Üniversitesi BAPK 2016-07-02-DOP02 numaralı projesi ile desteklenmiştir.

ÖNSÖZ

Öncelikle şunu belirtmek isterim ki danışman hocamın benim için yeri çok farklıdır. Öğrenciyken kendisini tanıma fırsatım olmadı, asistan olduğumda da ilk yıllarda tanışamadık. Fakat enteresan bir şekilde başlayan tanışmamız bizi, birçok insanın arayıp da bulamayacağı ve kurmasının da kolay kolay mümkün olamayacağı derin bir dostluk bağına taşıdı ve yaklaşık 10 senedir hiç kopmadan bu gönül bağımız devam etmekte. Bu sıkı dostluk içinde ise kendisiyle akademik olarak maalesef çok geç çalışma fırsatım oldu. Artık her şeyi bırakmak üzereyken beni sıfır noktasından çekip çıkaran ve yukarılara hızla taşıyan abim, dostum ve çok değerli hocam Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN'a sayfalarca teşekkür etsem de yetmez. Bu tez umarım ona karşı bir teşekkür niteliği taşıyabilir.

Kendisinin başarılarıyla her zaman gurur duyduğumuz Doç. Dr. Kerem Altuğ GÜLER'e ve kendisini tanımaktan ve çalışmaktan büyük mutluluk duyduğum güzel insan Doç. Dr. Derya DIŞPINAR'a çok teşekkür ederim.

Tezimin deneysel çalışmalarında ve yazım aşamasında desteklerini esirgemeyen, bu tezin ortaya çıkmasında büyük emekleri olan değerli dostum, kardeşim Şaban CEYLAN'a, mekanik testlerin yapılmasında büyük emeği olan Arş. Gör. Zekeriya Yaşar CÖMERT'e, her zaman desteğini ve yardımlarını hissettiğim Arş. Gör. Dr. Alptekin KISASÖZ'e, Arş. Gör. Dr. Çağlar YÜKSEL'e, Arş. Gör. Rıdvan GECÜ'ye, Arş. Gör. Serhat ACAR'a, tez yazımında büyük desteği olan Yrd. Doç. Dr. Burak BİROL'a, karakterizasyonda yardımcı esirgemeyen Met. Müh. Yaşar AKÇA'ya, Arş. Gör. Dr. Nilüfer E. DUYGULU ve değerli eşi Dr. Özgür DUYGULU'ya, Uzman Yahya BAYRAK'a ve Mehmet ÇALIŞKAN'a teşekkür ederim.

Çalışmam sırasında maddi manevi bana çok katkısı olan dostum Kemal DÖNERTAŞ'a da ayrıca teşekkür ederim.

Beni her zaman destekleyen çok değerli hocam Prof. Dr. Zeki ÇİZMECİOĞLU'na da ayrıca teşekkür etmek istiyorum.

Son olarak, bu çalışmayı beni her zaman koşulsuz destekleyen sevgili aileme ithaf ediyorum.

Mayıs, 2017

Gökhan ÖZER

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	viii
KISALTMA LİSTESİ.....	ix
ŞEKİL LİSTESİ.....	x
ÇİZELGE LİSTESİ	xiv
ÖZET	xv
ABSTRACT.....	xvii
BÖLÜM 1	
GİRİŞ.....	1
1.1 Literatür Özeti	1
1.2 Tezin Amacı	3
1.3 Hipotez.....	3
BÖLÜM 2	
ALÜMİNYUM ve ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	5
2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	6
2.1.1 Alüminyum Döküm Alaşımları	7
2.1.2 Alüminyum Dövme Alaşımları	8
2.1.3 7xxx Serisi Alüminyum Alaşımları	11
2.1.3.1 AA7075 Alaşımı	12
BÖLÜM 3	
ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER	14
3.1 Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemlerinde Kullanılan Semboller	14
3.2 Çökelme Sertleşmesi.....	16
3.2.1 Çözeltiye Alma	17
3.2.2 Ani Soğutma	17
3.2.3 Yaşlandırma	18

3.3	7xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarının Fiziksel Metalurjisi	18
3.3.1	GP Bölgeleri	22
3.3.2	η Fazı	23
3.3.3	η Fazı	25
3.3.4	Çökelti İçermeyen Bölge (ÇİB)	27
3.4	Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma (RRA) Isıl İşlemi	28
3.4.1	Retrogresyon İle Oluşan Yapısal Dönüşümler	29
3.4.2	Yeniden Yaşlandırmada Gerçekleşen Yapısal Dönüşümler	32

BÖLÜM 4

AA7075 ALAŞIMININ MEKANİK VE FİZİKSEL ÖZELLİKLERİ ve RRA İŞLEMİNİN BU ÖZELLİKLERE ETKİSİ		35
4.1	AA7075 Alaşımının Mekanik Özellikleri ve RRA İşleminin Etkileri	35
4.2	AA7075 Alaşımının Fiziksel Özellikleri ve RRA İşleminin Etkileri	37
4.3	AA7075 Alaşımının Korozyon Özellikleri ve RRA İşleminin Etkileri	38
4.3.1	Tanelerarası Korozyon (TAK)	38
4.3.2	Tabakalaşma Korozyonu	39
4.3.3	Gerilmeli Korozyon Çatlama (GKÇ)	39

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR		41
5.1	Kullanılan Malzemeler	41
5.2	Uygulanan Isıl İşlemler	43
5.3	Numune Hazırlama ve Mikroyapı İncelemeleri	43
5.4	Elektrik İletkenliği Ölçümleri	45
5.5	Mekanik Deneyler	45
5.5.1	Sertlik Deneyi	45
5.5.2	Çekme Deneyi	45
5.5.3	Çentik Darbe Deneyi	46
5.6	Korozyon Deneyleri	47
5.6.1	Tanelerarası Korozyon (TAK) Deneyleri	47
5.6.2	Tabakalaşma Korozyonu	48

BÖLÜM 6

SONUÇLAR ve TARTIŞMA		50
6.1	Mikroyapı İncelemeleri	50
6.2	Elektrik İletkenliği-RRA ilişkisi	67
6.3	Mekanik Deney Sonuçları	71
6.3.1	Sertlik Sonuçları	71
6.3.2	Çekme Deneyi Sonuçları	72
6.3.3	Çentik Darbe Deneyi Sonuçları	76
6.3.3.1	Kırılma İncelemeleri (Fraktografi)	80
6.4	Fiziksel ve Mekanik Deney Sonuçları Arasındaki İlişki	86
6.5	Korozyon Deney Sonuçları	90

6.5.1	Tanelerarası Korozyon (TAK) Deney Sonuçları	90
6.5.2	Tabakalaşma Korozyonu Deney Sonuçları.....	98

BÖLÜM 7

GENEL SONUÇLAR.....	108
---------------------	-----

KAYNAKLAR.....	112
----------------	-----

EK-A

AA7075-T651 SERTİFİKA	121
-----------------------------	-----

EK-B

DENEYLERİN GENEL GÖSTERİM ÇİZELGESİ	122
---	-----

EK-C

YÜZEY PÜRÜZLÜLÜĞÜ ÖLÇÜMLERİ	129
-----------------------------------	-----

ÖZGEÇMİŞ.....	131
---------------	-----

SİMGE LİSTESİ

α	Katı çözelti
$\dot{\eta}$	Yarı kararlı çökelti
η	Kararlı denge çökeltisi
N_v	Malzemede bulunan atomsal boşluk sayısı (adet/cm ³)
Q_v	Bir boşluk oluşumu için gerekli enerji (Joule/mol)
K	Boltzmann sabiti (1,3806488x10 ⁻²³ Joule/K)
ΔG	Serbest enerji (kJ/mol)
X_v	Malzemede bulunan atomsal boşluk yoğunluğu (adet/cm ³)
X_v^e	Tane sınırlarındaki atomsal denge boşluk yoğunluğu(adet/cm ³)
$R_{kor.}$	Korozyon hızı (mm/yıl)
J	Kırma işi (Joule)
$\text{\AA}$	Ångström

KISALTMA LİSTESİ

AA7075	Alüminyum 7075 Alaşımı
BSD	Brinell Sertlik Değeri
ÇiB	Çökelti İçermeyen Bölge
GKÇ	Gerilmeli Korozyon Çatlaması
GP Bölgeleri	Guiner-Preston Bölgeleri
HMK	Hacim Merkezli Kübik
HSP	Hekzagonal Sıkı Paket
IACS	Uluslararası Tavlanmış Bakır Standardı
nm	Nanometre
RRA	Retrogresyon Ve Yeniden Yaşlandırma
SAXS	Küçük Açılı X-Işını Saçılması
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
T6	Yapay Yaşlandırma Durumu
T651	Kontrollü Miktarda Germe İle Gerilim Giderilmiş ve Yapay Yaşlandırılmış Durumu
T73	Aşırı Yaşlandırma Durumu
TAK	Tanelerarası Korozyon
TEM	Geçirimli Elektron Mikroskobu
XRD	X-Işını Kırınım Yöntemi
YMK	Yüzey Merkezli Kübik

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2. 1 Alüminyum dövme alaşımlarının sınıflandırılması [20]	8
Şekil 2. 2 7xxx serisinde kullanılan alaşım elementleri [23].....	11
Şekil 3. 1 Çökelme sertleşmesi işlem kademeleri (şematik) [36].....	17
Şekil 3. 2 GP bölgelerinin oluşum basamakları [43].....	20
Şekil 3. 3 Aşırı doymuş katı çözeltilinin yaşlanması sonucu oluşan bozunma ürünleri [38]	21
Şekil 3. 4 Geçiş fazları ve kararlı fazın oluşması için aktivasyon bariyerleri [47]	21
Şekil 3. 5 Uyumlu çökelti ve matris arasındaki uyum durumu, (a) küresel çökelti ve (b) plaka çökelti [47]	23
Şekil 3. 6 Yarı-uyumlu ara yüzey [52]	24
Şekil 3. 7 7xxx serisi alaşımların çökelme adımları [54], [55]	25
Şekil 3. 8 Uyumsuz çökelti [56]	25
Şekil 3. 9 7xxx serisi alaşımların çökelme aşamaları [20].....	26
Şekil 3. 10 Tane sınırı yöresindeki boşluk yoğunluğu [42]	27
Şekil 3. 11 Tane sınırı yöresindeki boşluk yoğunluğu profili [42].....	28
Şekil 3. 12 RRA ısıtma işlem basamakları	29
Şekil 3. 13 Retrogresyon süresinin çökelti boyutuna etkisi (a) TEM sonuçları, (b) SAXS sonuçları [63].....	30
Şekil 3. 14 AA7075 alaşımında RRA ile mikroyapıda oluşan olaylar (a) T6, (b) retrogresyon sonrası, (c) RRA sonrası [71]	33
Şekil 4. 1 AA7075 alaşımının retrogresyon süresine bağlı olarak karakteristik sertlik ve dayanım profili;T6 durumundan retrogresyon işlemi ile elde edilen özellik değişimi (1 eğrisi) ve retrogresyondan sonra yeniden yaşlandırma işlemi ile elde edilen özellik değişimi (2 eğrisi) [73]	36
Şekil 4. 2 AA7075-T6 alaşımının retrogresyon süresine bağlı olarak elektrik iletkenliği değişimi (180°C/1 saat retrogresyon ve retrogresyon sonrası yeniden yaşlandırılmış) [70]	37
Şekil 4. 3 AA7075-T6 alaşımından yapılmış uçak parçasında oluşan TAK [79]	38
Şekil 4. 4 Tabakalaşma korozyonu[84]	39
Şekil 4. 5 GKÇ [89]	40
Şekil 5. 1 Deneysel çalışmaların akış şeması	42
Şekil 5. 2 Deneylerde kullanılan AA7075-T651 levha ve bu levhadan numune çıkarılma yönleri (L = longitudinal, T = long transverse, S = short transverse).....	44

Şekil 5. 3 Çekme deneyi numunesi (şematik)	46
Şekil 6. 1 AA7075-T651 mikroyapısı a) genel görüntü, b) detaylı görüntü	51
Şekil 6. 2 180°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri	52
Şekil 6. 3 200°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri	53
Şekil 6. 4 240°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri	54
Şekil 6. 5 280°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri	55
Şekil 6. 6 320°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri	56
Şekil 6. 7 370°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri	57
Şekil 6. 8 AA7075-T651 tane sınırı yapısı SEM görüntüsü	58
Şekil 6. 9 AA7075-T651 alaşımının SEM/haritalama analiz görüntüsü	59
Şekil 6. 10 AA7075-T651 alaşımının EDS analizi, K serisi, element yüzleri (%ağırlıkça); Mg: 1,61, Zn: 2,94, Cu: 0,67, Cr: 0,08, Al: 94,7	60
Şekil 6. 11 AA7075-T651 alaşımının XRD analizi	60
Şekil 6. 12 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu mikroyapı SEM görüntüsü	61
Şekil 6. 13 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu SEM/haritalama analiz görüntüsü	62
Şekil 6. 14 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu tane sınırı EDS analizi, K serisi, element yüzleri (%ağırlıkça); Mg: 1,41, Zn: 3,20, Cu: 0,86, Al: 94,53	63
Şekil 6. 15 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu tane sınırı EDS analizi, K serisi, element yüzleri (%ağırlıkça); Mg: 1,60, Zn: 3,06, Cu: 0,91, Al: 94,43	63
Şekil 6. 16 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu XRD analizi	64
Şekil 6. 17 AA7075-T651 tane içi mikroyapısı TEM görüntüsü	64
Şekil 6. 18 240°C/90 dakika RRA sonrası mikroyapı TEM görüntüsü	65
Şekil 6. 19 AA7075-T651 tane sınırı mikroyapısı TEM görüntüsü	66
Şekil 6. 20 240°C/90 dakika RRA sonrası tane sınırı TEM görüntüsü	66
Şekil 6. 21 Retrogresyon süresi ile elektrik iletkenliği arasındaki ilişki	67
Şekil 6. 22 Elektrik iletkenliğinin matrise bağlı durumu (şematik)	70
Şekil 6. 23 AA7075 alaşımına uygulanan farklı RRA sıcaklık ve sürelerinin sertlik değişimine etkisi	71
Şekil 6. 24 RRA uygulanmış AA7075 alaşımının akma (a), çekme (b) ve % uzama (c) değerleri	73
Şekil 6. 25 Oda sıcaklığı, -20°C ve -60°C için farklı sıcaklık ve sürelerde RRA uygulanmış AA7075 alaşımının darbe direnci	77
Şekil 6. 26 AA7075 alaşımının T651 durumundaki mikroyapısı (a) ve RRA sonrası mikroyapısı (b)	80

Şekil 6. 27 AA7075 alaşımının farklı sıcaklık ve sürelerde RRA sonrası kırılma yüzeylerinin genel görüntüleri	81
Şekil 6. 28 AA7075 alaşımının farklı sıcaklık ve sürelerde RRA sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri	82
Şekil 6. 29 RRA parametrelerinin darbe geçiş davranışına etkisi.....	85
Şekil 6. 30 Sertlik-elektrik iletkenliği bağıntısının RRA koşullarına göre değişimi (retrogresyon süresi; 1, 5, 30, 90 ve 120 dakika)	86
Şekil 6. 31 Farklı RRA koşullarındaki sertlik-çekme dayanımı ilişkisi	88
Şekil 6. 32 Farklı RRA koşullarındaki sertlik-darbe dayanımı değişimindeki ilişki.....	88
Şekil 6. 33 Farklı RRA koşullarındaki elektrik iletkenliği-darbe dayanımı ilişkisi.....	89
Şekil 6. 34 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası TAK uygulanmış numunelerin makro görüntüleri.....	91
Şekil 6. 35 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası TAK uygulanmış numunelerin makro görüntüleri.....	92
Şekil 6. 36 180°C/30 dakika RRA sonrası TAK uygulanmış numune yüzeyindeki tanelerarası korozyon etkisi	94
Şekil 6. 37 RRA sıcaklık ve süresinin korozyon derinliği üzerine etkisi	95
Şekil 6. 38 RRA koşullarına bağlı olarak oluşan ağırlık kayıpları	96
Şekil 6. 39 Korozyon hızı (mm/yıl).....	96
Şekil 6. 40 TAK sonrası yüzey pürüzlülüğü	98
Şekil 6. 41 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası tabakalaşma korozyonu uygulanmış numunelerin makro görüntüleri	100
Şekil 6. 41 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası tabakalaşma korozyonu uygulanmış numunelerin makro görüntüleri (devamı)	101
Şekil 6. 42 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası tabakalaşma korozyonu uygulanmış numunelerin kesit görüntüleri	102

Şekil 6. 42 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90 dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası tabakalaşma korozyonu uygulanmış numunelerin kesit görüntüleri (devamı)	103
Şekil 6. 43 RRA sıcaklık ve retrogresyon sürelerinin korozyon derinliği üzerine etkisi. 104	
Şekil 6. 44 Farklı RRA sıcaklıkları ve retrogresyon süresine bağlı olarak oluşan ağırlık kayıpları	105
Şekil 6. 45 Farklı RRA koşullarına bağlı olarak çözelti pH değişimi	106
Şekil 6. 46 RRA parametrelerine bağlı olarak elektrik iletkenliği-korozyon derinlikleri arasındaki ilişki	107

ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 2. 1 Alüminyumun genel özellikleri	5
Çizelge 2. 2 Yaşlanabilen ve yaşlanamayan alüminyum alaşımları.....	7
Çizelge 2. 3 Bazı yaşlanabilir dövme alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşim aralığı. 10	
Çizelge 2. 4 AA7075 alaşımının kimyasal bileşimi.....	12
Çizelge 2. 5 AA7075 alaşımının karakteristik özellikleri	13
Çizelge 3. 1 Alüminyum alaşımlarının ısıt işlemlerinde kullanılan seri numaraları	15
Çizelge 3. 2 7xxx serisi alaşımların çökelti karakteristikleri	19
Çizelge 3. 3 Ara yüzey enerjisinin ara yüzey türüne göre değişimi.....	22
Çizelge 3. 4 Retrogresyon sırasında oluşan η ve η çökeltilerinin hacim oranları	30
Çizelge 4. 1 AA7075 alaşımının mekanik özellikleri	35
Çizelge 5. 1 7075-T651 kimyasal bileşimi	41
Çizelge 5. 2 Uygulanan RRA işlem koşulları.	43
Çizelge 6. 1 RRA koşullarına bağlı olarak ölçülen korozyon derinlikleri	90
Çizelge 6. 2 RRA koşullarına bağlı olarak oluşan korozyon derinlikleri.....	99

AA7075 ALÜMİNYUM ALAŞIMINDA YAŞLANDIRMA VE YENİDEN ÇÖZELTİYE ALMA SONRASI YENİDEN YAŞLANDIRMA (RRA) İŞLEMLERİ İLE ÖZELLİK DEĞİŞİMLERİNİN İNCELENMESİ

Gökhan ÖZER

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

Bu tez çalışmasında, AA7075-T651 alaşımına 180, 200, 240, 280, 320 ve 370°C sıcaklıklarında ve 1, 2, 3, 4, 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90, 100 ve 120 dakika sürelerinde retrogresyon işlemi uygulanmıştır. Retrogresyon sonrası yeniden yaşlandırma işlemi, T6 koşullarında (120°C'de 24 saat) yapılmıştır. Isıl işlem uygulanmış numunelerin mekanik özellikleri, çekme, V-Charpy (darbe) ve sertlik testleri, fiziksel özellikleri ise elektrik iletkenliği ve korozyon testleri (tabakalaşma korozyonu ve tanelerarası korozyon) ile belirlenmiştir. Numunelerin makro ve mikroyapı özellikleri ise, stereo mikroskop, ışık mikroskobu, enerji dağılımı X-ışını spektroskopisi (EDS), X-ışını kırınım yöntemi (XRD), taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve geçirimli elektron mikroskobu (TEM) ile tespit edilmiştir.

Elde edilen sonuçlar; alaşımın mekanik ve fiziksel özelliklerindeki değişimin, tane sınırlarındaki çökeltilerin boyut ve dağılımları ile ilişkili olduğunu ortaya koymuştur. Farklı koşullarda uygulanan ısıl işlemler sonrasında gerçekleştirilen karakterizasyon sonuçlarına göre, tane içi ve tane sınırındaki çökeltilerin boyut ve dağılımı, çökeltilerin bileşimi ve buna göre malzemenin mekanik özelliklerindeki değişimin tespit edilmesi, çalışmanın temelini oluşturmaktadır.

Bu çalışmada, ayrıca AA7075 alaşımına farklı süre ve sıcaklıklarda uygulanan RRA işlemlerinin alaşımın tane sınırı morfolojisi ve elektrik iletkenliği değişimlerine bağlı

olarak tabakalaşma korozyonu üzerine etkileri araştırılmıştır. AA7075 alaşımının tabakalaşma korozyonu hassasiyeti tane sınırındaki çökeltilerin dağılım, boyut, sürekli veya süreksiz ağ yapısı ve elektrokimyasal davranışı ile ilgilidir. Ayrıca elektrik iletkenliğindeki değişimler de korozyon dayanımını etkilemektedir. Tabakalaşma korozyonu çözeltisi ASTM G34-97 standardına uygun olarak hazırlanmış olup numuneler 48 saat aralıksız çözeltide tutularak alaşımın tabakalaşma korozyonuna karşı hassasiyeti, elektrik iletkenlik ölçümleri, çözelti pH ölçümleri ile stereo mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri ile tespit edilmiştir. Elde edilen bulgular neticesinde RRA işlemlerinin AA7075 alaşımında elektrik iletkenliği ile tane sınırı yapısını değiştirerek T651 durumuna göre tabakalaşma korozyonu dayanımını arttırdığı tespit edilmiştir.

Tanelerarası korozyon (TAK) deneyleri ise ASTM G110-92 standardına uygun olarak yapılmış olup, numuneler 24 saat süresince TAK çözeltisinde tutularak, alaşımın TAK' na karşı hassasiyeti ağırlık kaybı tespiti, makro ve mikroyapı incelemeleri ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizleri ile tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, RRA işlemlerinin AA7075 alaşımında tane sınırı morfolojisini değiştirerek, TAK dayanım değerinin arttığı belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: AA7075, RRA (yeniden çözeltiye alma sonrası yeniden yaşlandırma), mikroyapı, mekanik özellikler, fiziksel özellikler, tabakalaşma Korozyonu, tanelerarası Korozyon

ABSTRACT

INVESTIGATION OF PROPERTY CHANGES WITH AGING AND RETROGRESSION AND REAGING (RRA) TREATMENT IN AA7075 ALUMINIUM ALLOY

Gökhan ÖZER

Department of Metallurgical and Materials Engineering

PhD. Thesis

Advisor: Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

In this study a retrogression process has been applied to AA7075-T651 alloy at 180, 200, 240, 280, 320 and 320°C for 1, 2, 3, 4, 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90, 100 and 120 minutes. After the retrogression, aging treatment was reapplied with T6 conditions (120°C for 24 hours). The mechanical properties of aged samples were determined by tensile, V-Charpy and hardness tests and also, physical properties of samples were determined by electrical conductivity and corrosion (exfoliation and intergranular) tests. Moreover, macro and microstructural properties were characterized by light microscope, stereo microscope, energy dispersive spectroscopy (EDS), X-ray diffraction analysis (XRD), scanning electron microscope (SEM) and transmission electron microscope (TEM).

Obtained results; the change in the mechanical and physical properties of the alloy is related to the size and distribution of precipitates in the grain boundaries. According to the results of the characterization carried out after the thermal treatment applied in different conditions, the size and distribution of precipitates and grain boundary precipitates, the composition of precipitates and the determination of the changes in the mechanical properties of the precipitates constitute the basis of the study.

In this study, also the effect of RRA processes applied to AA7075 alloy at different time and temperature on the effect of grain boundary morphology and electrical conductivity changes on exfoliation corrosion were investigated. AA7075 alloys susceptibility to exfoliation corrosion is related to distribution and size of precipitate within grain boundary, continuity within grain boundary and electrochemical behaviour. Distribution and size of precipitate in the grain also effects the conductivity of the material. The effect of different temperatures and time periods of RRA temper on exfoliation corrosion of AA7075 alloy is examined in this study. Exfoliation corrosion (EXCO) solution was prepared in accordance with ASTM G34-97 standard and the samples were kept in the solution for 48 hours. After the samples were processed in the solution, the susceptibility of the alloy to exfoliation corrosion, its electrical conductivity and pH values of the solution were determined using microstructure scanning. It was determined that exfoliation corrosion resistance value and electrical conductivity changed in relation to chosen temperature and time of RRA temper.

The IGC solution was prepared according to ASTM G110-92 standard and the samples were kept in the solution for 24 hours. Susceptibility of the alloy to IGC was determined by weight loss detection, macro and microstructure studies and scanning electron microscope (SEM) analyzes. According to the results obtained, it was determined that the RRA processes in the AA7075 alloy change the grain boundary morphology and decrease the IGC corrosion susceptibility.

Keywords: AA7075, RRA (retogression and reaging), microstructure, mechanical properties, pyhsical properties, exfoliation corrosion, intergranular corrosion

BÖLÜM 1

GİRİŞ

1.1 Literatür Özeti

Alüminyum ve alaşımları, düşük yoğunluğu, yüksek dayanımı, iyi işlenebilirliği, korozyon direnci gibi üstün özelliklerinden dolayı günümüz dünyasında sık kullanılan en önemli malzemelerden biridir. Alüminyum alaşımları içinde 7xxx serisi ise olduğu yüksek dayanımı ile uçak, uzay endüstrisi ve askeri alanda en çok tercih edilen malzeme grubunu oluşturmaktadır [1], [2], [3], [4].

7xxx serisi alüminyum alaşımlarına uygulanan çökelme sertleşmesi işlemi pek çok araştırmacı tarafından çalışılan önemli bir malzeme konusudur. 7xxx serisi alaşımlarında çökelme sistemleri pek çok çalışmada incelenmiş olup çökelme sırası genellikle şu şekilde kabul edilmektedir [5], [6], [7], [8], [9], [10], [11], [12] ;

Aşırı doymuş katı çözelti → Guiner-Preston (GP) Bölgeleri → Yarı-Kararlı Faz (η) → Kararlı Denge Fazı [η ($MgZn_2$)]

AA7075 alaşımı, T6 durumunda en yüksek dayanıma sahip olmakla beraber, özellikle gerilmeli korozyon çatlaması ve tabakalaşma korozyonuna karşı oldukça hassastır.

Korozyon dayanımını arttırmak için uygulanan T73 ısıt işlemleri ise alaşımların dayanımını %10-15 düşürmektedir[13],[14]. Hem mekanik hem de korozyon dayanımını aynı anda kazandırmak için Cina 1974 yılında [15], yeniden çözeltiye alma (retrogresyon) ve yeniden yaşlandırma (Retrogression and Reaging, RRA) adı verilen özel bir ısıt işlem türü geliştirmiştir.

Bu işlem çok basamaklı bir ısıt işlem olup, başlangıçta T6 durumundaki malzemeye uygulanmaktadır. T6 durumundaki malzeme ilk olarak 180-280°C sıcaklıklar arasında kısa süreli (5-2400 sn.) ısıt işleme tabi tutulur ve daha sonra, malzemeye tekrar T6 koşullarıyla (120°C'de 24 saat) yaşlandırma işlemi uygulanır. Tüm işlemler sonunda malzeme suda soğutulmaktadır. RRA işlemi sonunda malzeme, T73 durumundaki korozyon dayanımı ve T6 durumundaki mekanik dayanımı birlikte kazanmaktadır [16]. Bunun nedeni, RRA işleminde yapıda oluşan çeşitli fazların kararlılığı ve mikroyapısal oluşumlardır. RRA sırasında oluşan mikroyapı değişimleri, AA7075-T6 durumundaki alaşımların özelliklerini iyileştirmektedir. Bu mikroyapı değişimleri;

- GP bölgelerinin kısmi çözünmesi,
- tane içinde çok ince η çökeltilerinin oluşumu ve büyümesi,
- birincil olarak η çökeltileri ve ardından tane sınırı çökeltilerinin kabalaşmasıdır.

GP bölgeleri, tamamen uyumlu olarak matriste çözünen Zn, Mg ve Cu atomlarının birlikte kümelenmesi ile oluşturulur. Yarı-kararlı olan η fazı, ayrık levhalar halinde tane içlerinde oluşmaktadır. Kararlı denge fazı olan η ise, uyumsuz bir faz olup, tane sınırlarına yerleşmektedir.

Sonuç olarak, RRA işlemi sonucunda AA7075 mikroyapısında, tane içinde çok ince ve homojen şekilde dağılmış η çökeltileriyle birlikte (T6 durumuna benzeyen), T73 durumundakine benzer şekilde tane sınırlarına dağılmış η ($MgZn_2$) çökeltileri bulunur. Böyle bir mikroyapı, RRA sonucunda AA7075 alaşımlarının hem korozyon dayanımının hem de mekanik dayanımın yüksek olmasına neden olmaktadır [17].

1.2 Tezin Amacı

Yüksek dayanımlı 7xxx serisi alüminyum alaşımları son 35 yıldır bilimsel ve endüstriyel çalışmalar için odak noktası konumundadır. Düşük yoğunluğunun yanında yüksek dayanımı ile özellikle havacılık ve otomobil endüstrisinde yaygın olarak kullanılan AA7075 alaşımı son yıllarda farklı sektörlerin de ihtiyaçlarına cevap vermektedir.

7xxx serisi alaşımlara uygulanan T6 ısıt işlemi ile yüksek dayanım elde edilirken korozyon dayanımı düşmektedir. Korozyon özelliklerinde iyileşme sağlayan T73 ısıt işlemi sonucunda ise malzemenin mekanik dayanım değerlerinde düşme meydana gelmektedir. Mekanik dayanım ve korozyon dayanım değerlerinin birlikte sağlanması için geliştirilen RRA işlemi, malzemeyi düşük sıcaklıkta kısa bir süre tutarak kısmen çözündürülmesi ve ardından T6 işlemine ait yaşlandırma koşullarında yeniden yaşlandırılması temeline dayanmaktadır.

AA7075 alaşımında sözü edilen konuda bugüne kadar pek çok çalışma yapılmıştır. Literatürde mekanik özelliklerle korozyon özelliklerinin en uygun şartlarına ait çalışma örnekleri verilmiş olsa da, bugüne kadar sertliğin ve çekme dayanımının artışına bağlı olarak darbe dayanımlarındaki değişimlerle ilgili detaylı bir araştırma henüz yayınlanmamıştır.

Bu çalışmada, literatürde yer alan ısıt işlem şartlarının yanında bu şartların dışında öngörülen farklı şartlarla RRA işlemleri gerçekleştirilmiştir. Yapılan ısıt işlemler sonrasında bir yandan malzemenin mikroyapı-mekanik özellik ilişkisi ortaya çıkarılmış, diğer yandan ise çalışmanın ağırlık merkezi olarak; literatürde henüz tam olarak açıklanmamış darbe dayanım değerlerindeki değişimler, nedenleriyle birlikte ortaya konulmuştur.

1.3 Hipotez

AA7075 alaşımı, ana alaşım elementi olan çinkoyla birlikte magnezyum ve bakır içermektedir. Bu elementler alaşımın dayanımını oldukça arttırmakta ve faz diyagramına olan etkileri ile alaşımın ısıt işlem uygulanabilir durumda olmasını sağlamaktadır. AA7075 alaşımında kararlı denge çökeltisi olan η ($MgZn_2$) oluşmadan önce, sırasıyla ilk olarak uyumlu bölgeler (GP bölgeleri) ve yarı- kararlı denge çökeltisi (η') oluşmaktadır. Bu

Çökeltilerin oluşması; atomların yayınması, kinetik ve termodinamik etkiler gibi karmaşık katı hal faz dönüşümleri sonucu ortaya çıkmaktadır. Çökeltilerin matris içinde ve tane sınırlarındaki dağılımı, alaşımanın mekanik ve korozyon özelliklerini belirlemektedir.

Tez kapsamında, AA7075 alaşımına farklı sıcaklık ve sürelerde RRA ısıt işlemi uygulanarak, retrogresyon sıcaklık ve sürelerinin alaşımanın içyapısında ne gibi değişimlere neden olduğu ve bu değişimlerin malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerini nasıl etkilediği detaylı olarak incelenmiştir. Retrogresyon sıcaklık ve süre aralığı geniş tutulup, AA7075 alaşımı için RRA ısıt işlem haritası oluşturulmuştur.

İşlem parametreleri çok geniş bir aralıkta tutularak yapılan ısıt işlemler sonucunda, çökeltilerin oluşum koşulları belirlenerek, matris içinde bu çökeltilerin dağılım oranları ve hangi bölgelerde çökeldikleri, ısıt işlem sıcaklık ve sürelerinin çökeltilerin davranışlarını nasıl değiştirdiği tespit edilmiştir. Literatürde malzemenin sertlik ve çekme dayanım değerlerindeki değişimlere bağlı olarak darbe dayanımı değerlerindeki değişim henüz tam olarak açık değildir. Bu durumu ortaya koyabilmek için ısıt işlem uygulanmış tüm numunelerde üç farklı sıcaklıkta çentik darbe deneyi yapılmış ve ısıt işlem-sonuç ilişkisi detaylı bir şekilde farklı karakterizasyon teknikleri kullanılarak belirlenmiştir. Her bir parametre için darbe geçiş sıcaklık haritası çıkarılarak, numunelerin mikroyapısı birçok karakterizasyon tekniği ile incelenmiştir. Böylece, darbe dayanım değerlerinin diğer mekanik özelliklere bağlı olarak neden ve nasıl değiştiği kesin olarak ortaya çıkarılmıştır.

BÖLÜM 2

ALÜMİNYUM ve ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Alüminyum dünya kabuğunda en çok bulunan elementler arasında (%7,5-8,1) 3. sırada yer alan, gümüş renkte sünek bir metaldir. Alüminyumun genel özellikleri Çizelge 2.1’ de verilmiştir.

Çizelge 2. 1 Alüminyumun genel özellikleri [18]

Temel Özellikleri	
Atom Numarası	13
Atom Ağırlığı	26,9815386 g/mol
Fiziksel Özellikleri	
Yoğunluk	2,70 g/cm ³
Ergime Noktası	660,32°C
Kaynama Noktası	2519°C
Atom Özellikleri	
Kristal Yapısı	Yüzey Merkezli Kübik
Atom Yarıçapı	0,143 nm

Alüminyum, günümüzde yaklaşık yıllık 24 milyon tonluk tüketimiyle, dünyada en çok tüketilen demir dışı metaldir. Alüminyum ve alaşımları, düşük yoğunluk, yüksek dayanım, korozyon dayanımı, geri dönüştürülebilirliği, iyi işlenme kabiliyeti gibi üstün özelliklerinden ötürü günümüzde en çok tercih edilen malzemelerin başında gelmektedir [18], [19].

2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Düşük dayanım özelliklerinin iyileştirilmesi için, saf alüminyuma Zn, Mg, Cu ve Si gibi alaşım elementleri katılmaktadır. Alüminyum alaşımlarının dayanımı sadece alaşım elementine bağlı olmayıp, aynı zamanda ısıtılma koşullarına ve üretim yöntemlerine de bağlıdır. Alüminyum alaşımları, üretim yöntemleri esas alındığında, döküm ve dövme olarak iki gruba ayrılmaktadır. Her iki grup alaşım, ısıtılma işlemi uygulanabilir ve ısıtılma işlemi uygulanamayan alaşımlar olarak iki alt gruba daha ayrılır [20]. Alüminyum alaşımları Çizelge 2.2’de görüldüğü gibi tanımlanmaktadır. İlk numara ana alaşım elementini, diğer numaralar ise alaşımların detaylı bileşimini gösterir.

Çizelge 2. 2 Yaşlanabilen ve yaşlanamayan alüminyum alaşımları [21]

Dövme Alaşımları		
1xxx	Ticari saflıkta Al (>%99 Al)	Yaşlandırılmaz
2xxx	Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3xxx	Al-Mn	Yaşlandırılmaz
4xxx	Al-Si veya Al-Mg-Si	Magnezyum varsa yaşlandırılabilir
5xxx	Al-Mg	Yaşlandırılmaz
6xxx	Al-Mg-Si	Yaşlandırılabilir
7xxx	Al-Zn-Mg	Yaşlandırılabilir
Döküm Alaşımları		
1xxx	Ticari saflıkta Al	Yaşlandırılmaz
2xxx	Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3xxx	Al-Si-Cu veya Al-Mg-Si	Kısmen yaşlandırılabilir
4xxx	Al-Si	Yaşlandırılmaz
5xxx	Al-Mg	Yaşlandırılmaz
6xxx	Al-Mg-Si	Yaşlandırılabilir
7xxx	Al-Zn-Mg	Yaşlandırılabilir
8xxx	Al-Sn	Yaşlandırılabilir

2.1.1 Alüminyum Döküm Alaşımları

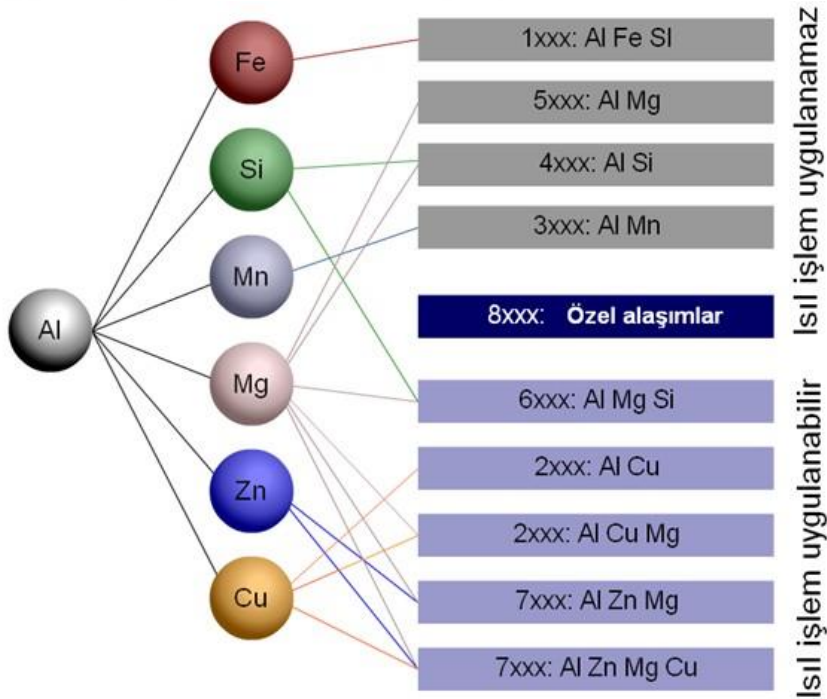
Alüminyum döküm alaşımları akıcılık, dökülebilirlik, korozyon dayanımı, mekanik dayanım gibi özellikler için geliştirilen alaşım grubudur. Bu alaşımlar, alaşım elementlerine göre değerlendirilir ve ortak genel özellikleri dökülebilme yeteneklerinin yüksek olmasıdır. En fazla bilinen alüminyum döküm alaşımlarının büyük çoğunluğu,

ötektik reaksiyona neden olarak alaşıma iyi akıcılık, düşük ergime noktası ve dökülebilirlik sağlayan silisyum içeren alaşımlardır. Bunun yansıra diğer önemli döküm alaşımları alüminyum-bakır, alüminyum-silisyum-magnezyum alaşımlarıdır.

2.1.2 Alüminyum Dövme Alaşımları

Dört basamaklı sayısal bir tasarım sistemi, dövme alüminyum alaşımlarını tanımlamak için kullanılmaktadır. İlk basamak ana alaşım elementini, ikinci basamak orijinal alaşımın modifikasyonunu veya safsızlık sınırlarını gösterir. Son iki basamak ise alaşımın saflığını göstermektedir.

Şekil 2.1’de alüminyum dövme alaşımlarının sınıflandırılması görülmektedir.



Şekil 2. 1 Alüminyum dövme alaşımlarının sınıflandırılması [20]

1xxx, 3xxx, 5xxx ve çoğu 4xxx alüminyum dövme alaşımları yaşlandırılmaz. 1xxx ve 3xxx alaşımları, küçük miktarlarda inklüzyonlar (kalıntı) ve metallerarası bileşiklerin varlığı dışında, tek fazlı alaşımlardır. Bu alaşımların özellikleri, pekleşme, katı çözelti sertleştirilmesi ve tane boyutu ile kontrol edilir.

5xxx alaşımları oda sıcaklığında iki faz içerir. Bu fazlardan biri, alüminyumda magnezyumun α katı çözeltisi ve diğeri sert, gevrek $MgAl_3$ bileşiğidir. $MgAl_3$ bileşiği uyumlu olmadığından yaşlandırma ısı işlemi mümkün değildir.

4xxx alaşım serileri α ve saf silisyum içeren β olmak gibi iki faz içerir. Silisyum ve magnezyum içeren alaşımlar Mg_2Si 'nin çökelmesini sağlayarak yaşlandırılabilir.

2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi alaşımlar yaşlandırabilir alüminyum alaşımlarıdır. Bu üç alaşımda kararlı denge fazı oluşmadan önce uyumlu çökeltir ve yarı uyumlu çökeltir oluşmaktadır.

2xxx: $\alpha_{ke} \rightarrow (\text{GP}) \text{ Bölgeleri} \rightarrow \text{Yarı-Kararlı Faz } (\theta') \rightarrow \text{Kararlı Denge Fazı } [\theta (\text{CuAl}_2)]$

6xxx: $\alpha_{ke} \rightarrow (\text{GP}) \text{ Bölgeleri} \rightarrow \text{Yarı-Kararlı Faz } (\beta') \rightarrow \text{Kararlı Denge Fazı } [\beta (\text{Mg}_2\text{Si})]$

7xxx: $\alpha_{ke} \rightarrow (\text{GP}) \text{ Bölgeleri} \rightarrow \text{Yarı-Kararlı Faz } (\eta) \rightarrow \text{Kararlı Denge Fazı } [\eta (\text{MgZn}_2)]$

Bazı yaşlanabilir alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşim aralığı izelge 2.3'te görülmektedir.

Çizelge 2. 3 Bazı yaşlanabilir alüminyum dövme alaşımlarının kimyasal bileşim aralığı [22]

Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Diğer
2011	0,4	0,7	5,0-6,0	-	0,2-0,8	0,3	-	-	0,06-0,2 Bi, 0,2-0,6 Pb
2014	0,50-1,2	0,70	3,9-5,0	0,40-1,2	0,20-0,8	0,25	0,10	0,15	0,2 Zr + Ti
2017	0,20-0,8	0,70	3,5-4,5	0,4-1,0	0,4-0,8	0,25	0,10	0,15	0,2 Zr + Ti
2618	0,10-0,25	0,9-1,3	1,9-2,7	-	1,3-1,8	0,10	-	0,04-0,10	0,9-1,2 Ni
2024	0,50	0,50	3,8-4,9	0,30-0,9	1,2-1,8	0,25	0,10	0,15	0,20 Zr + Ti
2025	0,50-1,2	1,0	3,9-5,0	0,40-1,2	0,05	0,25	0,10	0,15	-
2036	0,50	0,50	2,2-3,0	0,10-0,40	0,30-0,6	0,25	0,10	0,15	-
2048	0,15	0,20	2,8-3,8	0,20-0,6	1,2-1,8	0,25	-	0,10	-
6063	0,20-0,6	0,35	0,10	0,10	0,45-0,9	0,10	0,10	0,10	-
6061	0,40-0,8	0,70	0,15-0,4	0,15	0,8-1,2	0,25	0,04-0,35	0,15	-
6351	0,7-1,3	0,50	0,10	0,4-0,8	0,4-0,8	0,20	-	0,20	-
6009	0,6-1,6	0,50	0,15-0,6	0,2-0,8	0,4-0,8	0,25	0,10	0,10	-
6010	0,8-1,2	0,50	0,15-0,6	0,2-0,8	0,6-1,0	0,25	0,10	0,10	-
6082	0,70-1,3	0,50	0,10	0,4-1,0	0,6-1,0	0,20	0,25	0,10	-
7005	0,35	0,40	0,10	0,20-0,7	1,0-1,8	4,0-5,0	0,06-0,20	0,01-0,06	0,08-0,20 Zr
7049	0,25	0,35	1,2-1,9	0,20	2,0-2,9	7,5-8,2	0,10-0,22	0,10	-
7050	0,12	0,15	2,0-2,6	0,10	1,9-2,6	5,7-6,7	0,04	0,06	0,08-0,15 Zr
7075	0,40	0,50	1,2-2,0	0,30	2,1-2,9	5,1-6,1	0,18-0,28	0,20	0,25 Zr+Ti

2.1.3 7xxx Serisi Alüminyum Alaşımları

7xxx serisi, alüminyum alaşımları içinde en yüksek dayanıma sahip alaşım grubudur. 7xxx serisi alüminyum alaşımlarının bu özelliklerinden dolayı özellikle havacılık, uzay ve otomotiv endüstrisinde yapı malzemesi olarak tercih edilmektedir. Şekil 2.2’de 7xxx serisinde bulunan esas alaşım elementleri ve eser miktarda bulunan alaşım elementleri görülmektedir.

H																	He
Li	Be											B	C	N	O	F	Ar
Na	Mg											Al	Si	P	S	Cl	Ne
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I	Xe
Cs	Ba	**	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn

■ Majör elementler
■ Minör elementler

Şekil 2. 2 7xxx serisinde kullanılan alaşım elementleri [23]

Çinko ilavesi, alaşımın çözelti potansiyelini arttırmakla birlikte, ikili Al-Zn alaşımları, gerilmeli korozyon çatlaması (GKÇ) ve sıcak yırtılmaya karşı hassasiyeti arttırdığından yaygın olarak kullanılmamaktadır. Çinkoyla birlikte, magnezyum, $MgZn_2$ çökelti fazını oluşturduğu ve dolayısıyla alaşımın ısı işlem kapasitesini arttırdığı için daha yaygın olarak kullanılmaktadır [24].

Çinko ve magnezyumun varlığında %1’e kadar bakır ilavesi, katı çözelti sertleştirme yoluyla dayanımı arttırmaktadır. Bakır miktarı yaklaşık %1,5 civarlarında ise alaşımın GKÇ direnci artmaktadır. Bununla birlikte yüksek miktarda bakır miktarı, soğutma hassasiyetini ve kaynak edilebilirliği azaltmaktadır.

Krom, mangan ve zirkonyum 7xxx serisi alaşımlara, tane yapısını ve yeniden kristalleşmeyi önlemek için katılmaktadır. Bu alaşımlarda krom düşük yayınma hızı nedeniyle ince dağılmış fazlar oluşturabilir. Zirkonyum ayrıca alaşımın soğutma hassasiyetini azaltmak için de kullanılmaktadır [24].

Al-Zn-Mg alaşımları, alüminyum alaşımları içinde yaşlandırma sertleşmesine en büyük cevabı gösteren alaşım grubudur ve 7xxx serisi alaşımlar, Al-Cu esaslı alaşımlara göre daha düşük yoğunluk sergilemektedir [25], [26].

2.1.3.1 AA7075 Alaşımı

AA7075 alaşımı, 1943 yılında Sumitomo Metal (Japonya) firması tarafından havacılık ve uzay sektörünün ihtiyaşlarını karşılamak için geliştirilmiş bir malzemedir. AA7075 alaşımın kimyasal bileşimi Çizelge 2.4'te verilmiştir.

Çizelge 2. 4 AA7075 alaşımının kimyasal bileşimi [27]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
0,1	0,19	1,53	0,07	2,55	0,18	0,0058	5,89	0,024	Kalan

7xxx serisi içinde, özel ısıt ışlem uygulanması sonucu malzeme dayanımını korunurken aynı zamanda korozyona karşı da dayanım sağladığından, 7075 alüminyum alaşımı özel bir yere sahiptir. 7075 alaşımı genel olarak;

- askeri, uçak ve uzay sanayinde yüksek dayanım gerektiren parçalarda,
- kauçuk ve plastik kalıp malzemelerinde,
- yüksek dayanım gerektiren makine parçalarında,
- otomotiv sanayinde,
- perçinler ve
- nükleer uygulamalarda kullanılmaktadır [26], [28].

AA7075 alaşımının yoğunluğu 2,80 g/cm³ ve elastiklik modülü 71 GPa'dır. AA7075 alaşımı T6 durumunda yüksek dayanımla birlikte, düşük korozyon dayanımına sahiptir. Bununla birlikte, T73 gibi aşırı yaşlandırılmış durumunda ise yüksek korozyon dayanımı sağlanmakta ancak daha düşük dayanıma sahip olmaktadır. Çizelge 2.5'te AA7075 alaşımının T6 ve T73 durumundaki bazı karakteristik özellikleri verilmiştir.

Çizelge 2. 5 AA7075 alaşımının karakteristik özellikleri [26]

Özellik	T6 Değeri	T73 Değeri
Rockwell B Sertliği (HRB)	84	78
Akma Dayanımı (MPa)	503	434
Çekme Dayanımı (MPa)	572	503
Uzama (%)	11	13
Kırılma Tokluğu (MPa√m)	17,6	22
Elektrik iletkenliği (%IACS)	33	40

ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

3.1 Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemlerinde Kullanılan Semboller

Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıt işlemler değişik şekillerde gerçekleştirilmekte ve uygulanan işlem TX sembolleri ile alaşım numarasının yanına yazılmaktadır. Çizelge 3.1’ de alüminyum alaşımlarının ısıt işlemlerinde kullanılan seri numaralarının detaylı açıklaması görölmektedir.

Çizelge 3. 1 Alüminyum alaşımlarının ısıt işlemlerinde kullanılan seri numaraları [29], [30], [31], [32]

Kod	Uygulanan Isıl İşlem	Kod	Uygulanan Isıl İşlem
F	Fabrikasyon hali.	T6	Çözeltiye alınmış ve yapay yaşlandırılmış.
O	Tavlanmış. (En yüksek süneklik, en düşük dayanım)	T7	Çözeltiye alınmış ve aşırı yaşlanma ile kararlı hale getirilmiş.
H	Soğuk şekillendirilmiş.	T8	Çözeltiye alınmış, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış.
H1	Sadece soğuk şekillendirilmiş.	T9	Çözeltiye alınmış, yapay yaşlandırılmış ve soğuk şekillendirilmiş.
H2	Soğuk şekillendirilmiş ve kısmen tavlanmış.	T10	İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış.
H3	Soğuk şekillendirilmiş ve kararlı hale getirilmiş.	T351	Çözeltiye alınmış, kontrollü miktarda germe ile gerilim giderilmiş ve doğal yaşlandırılmış. Hadde ürünleri uygulamaları için geçerlidir.
T	Yaşlandırılmış.	T3510	T351 için uygulanan işlemler. Ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk vb. profilleri için.
T1	İmalat sıcaklığından soğutulmuş ve doğal yaşlandırılmış.	T352	Çözeltiye alınmış, sıkıştırma ile gerilim giderilmiş ve doğal yaşlandırılmış.
T2	İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış.	T651	Çözeltiye alınmış, kontrollü miktarda germe ile gerilim giderilmiş ve yapay olarak yaşlandırılmış. Levhalar için geçerlidir.
T3	Çözeltiye alınmış, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış	T73	Çözeltiye alma ve korozyon dayanımını arttırmak için aşırı yapay yaşlandırma uygulanmış
T4	Çözeltiye alınmış ve doğal yaşlandırılmış	T7651	Çözeltiye alınmış, kontrollü miktarda germe ile gerilim giderilmiş ve korozyon dayanımını arttırmak için yapay olarak yaşlandırılmış. Levhalar için geçerlidir.
T5	İmalat sıcaklığından soğutulmuş ve yapay yaşlandırılmış.	T76510	T7651 için uygulanan işlemler Ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk vb. profilleri için geçerlidir.

3.2 Çökelme Sertleşmesi

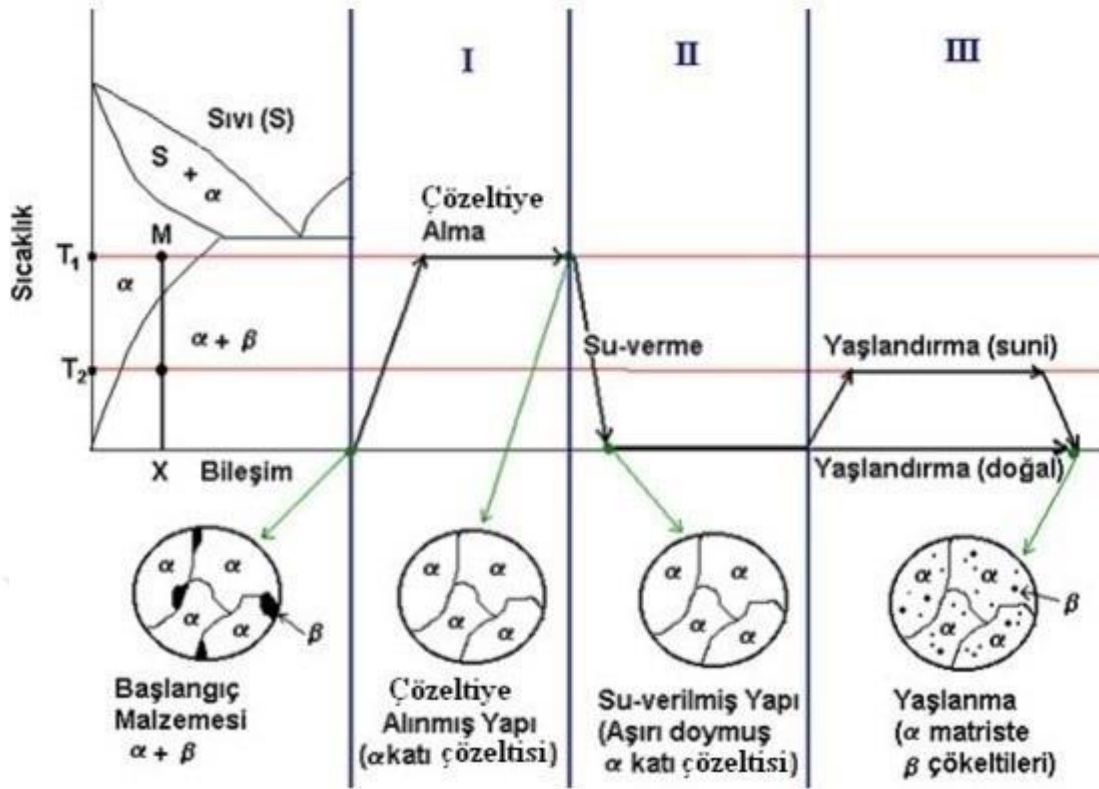
Çökelme sertleşmesi, sünek ve yumuşak bir matris içinde eş dağılımlı, ince ve sert çökeltilerin oluşturulması işlemidir [33]. Her alaşım çökelme sertleşmesi gösteremez. Çökelme sertleşmesi ısıl işlemi yapılabilmesi için alaşımın bazı özelliklere sahip olması gerekmektedir, bunlar;

- alaşım sisteminde, azalan sıcaklığa bağlı olarak katı çözünebilirlik azalmalıdır, alaşım, doyma eğrisinin üstünde tek bir faz oluşturmalı ve soğutma sonrası iki fazlı bölgeye girmelidir.
- alaşımın aşırı doymuş katı çözelti yapısından ayrıştırılacak ikincil fazların yüksek sertlikte ve dayanımda olması gerekmektedir. Birçok yaşlanabilir alaşımda bu çökelti, genellikle belirtilen özelliklere sahip metallerarası bileşiklerdir.
- alaşıma su verilmesi (hızlı soğutulması) zorunludur, ancak bazı alaşımlar hızlı soğutulsa bile çökelti oluşmamaktadır.
- uyumlu çökelti oluşmalıdır (matris ve oluşan çökelti, uyumlu olmalıdır) [34], [35].

Çökelti sertleşmesi ısıl işlemi 3 aşamada uygulanmaktadır;

- I. çözeltiye alma ısıl işlemi,
- II. su verme,
- III. yaşlandırma.

Şekil 3.1’te çökelti sertleştirilmesi ısıl işlem kademeleri ve bu kademelerde oluşan mikro yapılar şematik olarak verilmiştir.



Şekil 3. 1 Çökeltme sertleşmesi işlem kademeleri (şematik) [36].

3.2.1 Çözeltiye Alma

Çökeltme sertleşmesi sürecindeki ilk basamaktır. Çözme tavı veya çözme işlemi olarak da isimlendirilen bu adımda malzeme doyma eğrisinin üzerindeki bir sıcaklığa ısıtılarak, katı çözelti içinde, çözünen elementlerin tamamen çözünmesi ve tek fazlı bir katı çözelti yapı elde edilebilmesi için, bu sıcaklıkta yeterli sürede bekletilmektedir. Alaşım elementlerinin katı çözelti içindeki çözünürlüğü sıcaklıkla arttığından, bu işlemin mümkün olan en yüksek sıcaklıkta yapılması gerekmektedir, ancak, muhtemel bir ötektik ergimeden kaçınmak için bu sıcaklık, ötektik sıcaklığın altında seçilmelidir. AA7075 alaşımı için çözeltiye alma sıcaklığı 466-482°C olarak kabul edilmektedir [33], [37], [38] .

3.2.2 Ani Soğutma

Su verme olarak da isimlendirilen bu kademe çökeltme sertleştirme sürecindeki ikinci basamaktır. Malzeme çözme sıcaklığından hızla oda sıcaklığına soğutulur ve soğutma ortamı genellikle oda sıcaklığındaki sudur. Çözme tavı sonrası yapı tamamen α fazından oluşmaktadır. Bu yapı oda sıcaklığına ani soğutulduğunda, çözünen bileşen tane

sınırlarına tekrar yayınacak süreyi bulamayacağı için, α içinde çözünen bileşen, oda sıcaklığında da çözültide kalarak aşırı doymun bir α fazı elde edilir (Şekil 3.1, II numaralı şematik yapı).

3.2.3 Yaşlandırma

Çökelme sertleşmesi işlemindeki üçüncü basamaktır. İnce dağılmış çökeltilerin oluşabilmesi için çözelti ısı işlem uygulanmış ve ani soğutulmuş malzemeyi yaşlandırmak gerekmektedir. Aşırı doymun α , doyma eğrisinin altındaki bir sıcaklıkta ısıtılır ve belirli bir süre bu sıcaklıkta beklenir. Yapı içinde çözünen atomlar kararsız olduğundan kararlı duruma geçmek için ısıнын etkisiyle kendilerine en yakın aykırı yerleşim bölgelerine giderek yerleşir. Böylece aykırı yerleşim bölgeleri kilitlenir ve malzemenin sertliği artar (yapay yaşlanma).

Atomların matris içindeki hareketi oda sıcaklığında da olmaktadır, fakat yayınım hızı çok düşük olduğu için, çok uzun süreler beklemek gereklidir (doğal yaşlanma) [39].

3.3 7xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarının Fiziksel Metalurjisi

7xxx serisi alüminyum alaşımları ani soğutma sonrası oda sıcaklığında bile oldukça kararsız bir yapıdadır. Yaşlandırma sırasında çökelme reaksiyonu nedeniyle çökeltiler oluşmaktadır. 7xxx serisi alaşımlarda çökelme mekanizması aşağıda görülmektedir;

Aşırı doymun katı çözelti → Guiner-Preston (GP) Bölgeleri → Yarı-Kararlı Faz (η) → Kararlı Denge Fazı [η ($MgZn_2$)] ($190^\circ C$ 'den düşük yaşlandırma sıcaklıklarında)

Aşırı doymun katı çözelti → Guiner-Preston (GP) Bölgeleri → Yarı-Kararlı Faz (η) → Kararlı Denge Fazı [η ($MgZn_2$)], T [(Al, Zn) $_{49}Mg_{32}$] ($190^\circ C$ 'den yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında)

Bu fazlar arasında kararlılık sıralaması; $T > \eta > GP$ bölgeleri şeklindedir [24], [40].

7xxx serisi alaşımlarda görülen çökeltiler ve karakteristikleri Çizelge 3.2'te verilmiştir.

Çizelge 3. 2 7xxx serisi alaşımların çökelti karakteristikleri [22], [40]

	GP Bölgeleri	η	η	T
Stokiyometri	-	MgZn ₂	MgZn ₂	(Al, Zn) ₄₉ Mg ₃₂
Şekil	Küresel	Plaket	Çubuk, levha	Düzensiz
Yapı	(100) üzerinde Mg, Zn sıralı katmanlar	HSP a=4,996 Å c=8,68 Å	HSP a=5,21 Å c=8,60 Å	HMK a=14,16 Å
Uyumluluk	Uyumlu	Yarı-uyumlu	Uyumsuz	Uyumsuz
Kararlılık	Yarı-kararlı	Yarı kararlı	Kararlı	Denge
Boyut	35 Å	200 Å uzunluk 50 Å genişlik	200 Å	-
Geçiş sıcaklığı (°C)	120-150	120	200-250	190
Çözünme Sıcaklığı (°C)	150	250	370	190

Malzemedeki boşluk hataları tüm çökeltme işleminin temelini oluşturmaktadır. Boşluk bir noktasal hata türüdür ve bir veya daha fazla atomun, yüksek enerjili bir fonon ile etkileşime girerek veya atomik hareketi arttıran termal enerjinin neden olmasıyla kafesten çıkmasıyla oluşur. Bir malzemedeki boşlukların miktarı, artan sıcaklık ile üstel olarak artmaktadır (Denklem 3. 1).

$$Nv = N \exp\left(-\frac{Qv}{kT}\right) \quad (3.1)$$

Burada Nv ; Boşluk sayısı (adet/cm³),

N ; Atomik bölgelerin toplam sayısı (adet/cm³),

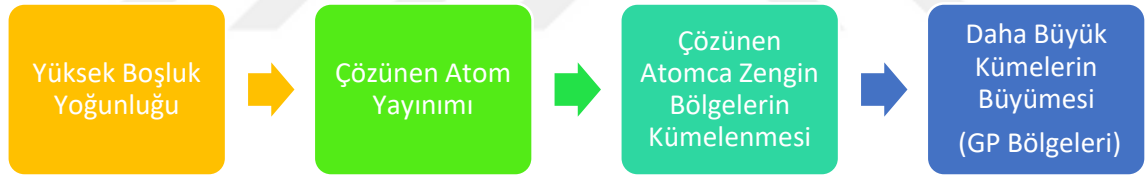
Qv ; Boşluk oluşumu için gerekli enerji (Joule/mol),

T ; Mutlak sıcaklık (K) ve

k ; Boltzmann sabitidir ($1,3806488 \times 10^{-23}$ Joule/K) [41].

Dolayısıyla alaşım çözünme sıcaklığına ısıtıldığı zaman, görece yüksek boşluk yoğunluğuna sahip olacaktır. Bu alaşım, daha sonra hızlı soğutulduğunda bu boşlukların çoğu yapıda kalarak, tıpkı çözünen atomların oluşturduğu aşırı doymuşluk gibi, aşırı doymuş boşluk yoğunluğu oluştururlar. Aşırı doymuş soğutma boşlukları ısıtılabilir ve uygulanabilen alüminyum alaşımlarında, çökeltilerin, yüksek oranda çekirdeklenmesine ve büyümesine neden olmaktadır. Aşırı boşlukların iki ana etkisi vardır; ilki, boşluklar birbirlerini çekme eğilimi göstererek kümelenme eğilimi gösterir ve bu kümeler de GP bölgeleri için çekirdeklenme merkezleri oluşturur, ikincisi, bu aşırı boşluklar, görece düşük sıcaklıklarda bile, alüminyum matristeki çözünen atomların yayınma oranını arttırmaya öncülük etmektedir.

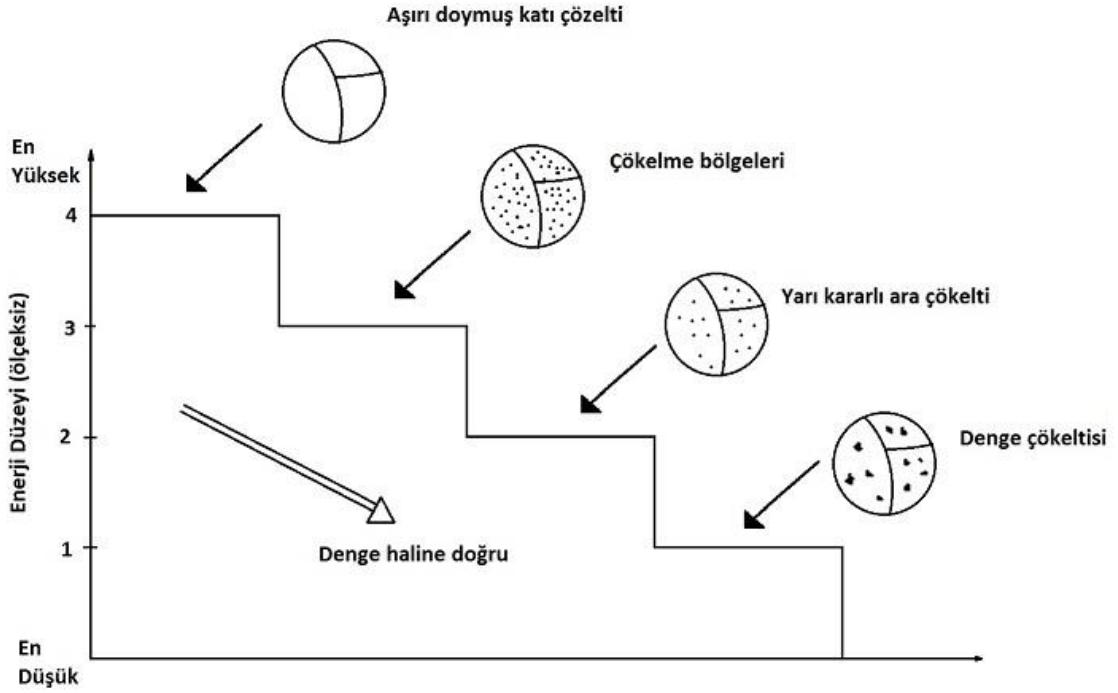
Araştırmacıların yaptığı çalışmalar, soğutma sırasında oluşan boşlukların, GP bölgelerinin çekirdeklenmesi için önemli rol oynadığını ortaya koymuştur. GP bölgelerinin oluşumda etkili olan mekanizma Şekil 3.2’de görülmektedir [42], [43], [44] [45].



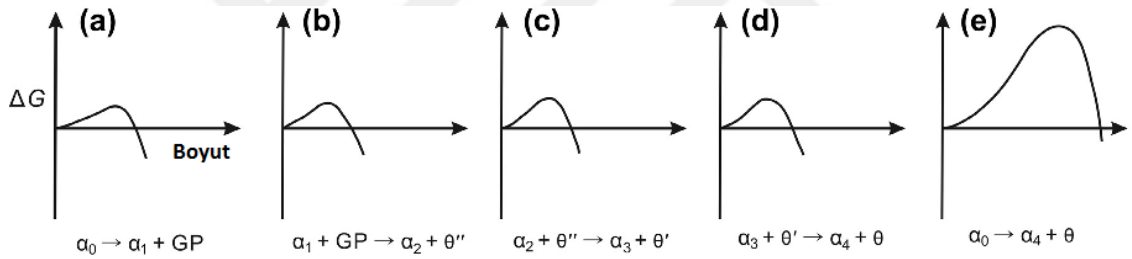
Şekil 3. 2 GP bölgelerinin oluşum basamakları [43]

Çözünen madde ve matris arasında farklı yapılar sahip alaşımların çoğunda (AA7075 gibi) ilk olarak, matris ile aynı yapıya sahip atom kümeleri (GP bölgeleri) daha sonra, yarı-kararlı geçiş fazları ve son olarak da, kararlı çökelti fazı oluşmaktadır [46].

Aşırı doymuş katı çözeltilerden önce geçiş fazları oluşarak, en son denge fazının oluşma nedeni katı hal faz dönüşümleri ile açıklanmaktadır. Aşırı doymuş katı çözelti durumundaki bir alaşım, Şekil 3.3’te görüldüğü gibi yüksek enerjili durumdadır.



Şekil 3. 3 Aşırı doymuş katı çözeltinin yaşlanması sonucu oluşan bozunma ürünleri [38]



Şekil 3. 4 Geçiş fazları ve kararlı fazın oluşması için aktivasyon bariyerleri [47]

Şekil 3.4'te görüldüğü gibi kararlı denge fazı oluşmadan önce geçiş fazlarının (yarı-kararlı) oluşma nedeni; bu fazların, denge fazının oluşması için gerekenden (e) çok daha düşük enerji bariyerini aşmalarını gerektirmesidir. Yani sistem çok daha büyük enerji bariyerini aşmak yerine, enerjisini adım adım azaltmak istemekte ve öncelikle geçiş fazlarını oluşturmaktadır.

Ayrıca, katı faz matrisinde çekirdeklenen başka bir katı faz, matristen farklı kristal yapıda olacağından, matrisle çekirdek arasında yapısal uyumsuzluk yaratır (yapı tamamen aynı olsa bile, çökeltilerin kafes parametresi matrisinkinden farklı olması durumunda). Bunun sonucunda bir gerinim oluşur. Ayrıca bu iki fazın yüzeyleri arasında bir uyumsuzluk söz konusu olacaktır. Yani, katı fazda yeni bir katı fazın oluşması, bu iki faz arasında yüzey

farklılıkları doğuracağından burada yüzey enerjisi kavramı da rol oynayacaktır. Sonuçta katı halde serbest enerji değişimi formülü aşağıdaki gibi kabul edilmektedir;

$$\Delta G = -\Delta G_{hacim} + \Delta G_{yüzey} + \Delta G_{elastik(gerinim)} \quad (3.2) [48]$$

Burada, hacim serbest enerjisi (ΔG_{hacim}) çekirdeklenme için itici gücü oluştururken, yüzey enerjisi ($\Delta G_{yüzey}$) ve gerinim enerjisi ($\Delta G_{elastik(gerinim)}$) çökeltme için engel (bariyer) teşkil etmektedir.

AA7075 alaşımında oluşan kararlı denge çökeltisi tamamen uyumsuz olup, matristen farklı kristal yapıdadır (HMK) ve ara yüzey enerjisi çok yüksektir (Çizelge 3.3). Dolayısıyla sistem daha kolay oluşturulabilecek (daha düşük ara yüzey enerjili) bir geçiş fazını oluşturmak istemektedir. Sonuçta, GP bölgeleri matrisle tamamen uyumlu ve aynı kristal yapıda olduğundan (YMK), ilk olarak uyumlu GP bölgeleri oluşmaktadır.

Çizelge 3. 3 Ara yüzey enerjisinin ara yüzey türüne göre değişimi [48]

Katı-Katı Ara Yüzey Enerjisi (J/m ²)	Ara Yüzey Tipi
0,01-0,05	Uyumlu
0,1-0,3	Yarı-uyumlu
0,4-1	Uyumsuz

Yukarıda anlatılan 7xxx serisi alaşımlarda çökeltme reaksiyonunda görülen fazlar aşağıda sırasıyla detaylı olarak açıklanmıştır.

3.3.1 GP Bölgeleri

GP bölgeleri¹ düşük sıcaklıklarda oluşan, oda sıcaklığında bile, alüminyum matrisle tamamen uyumlu bileşikler olup, Al-Zn-Mg alaşımlarında GP-I ve GP-II olmak gibi 2 tipi mevcuttur. GP bölgeleri homojen olarak çekirdeklenmektedir.

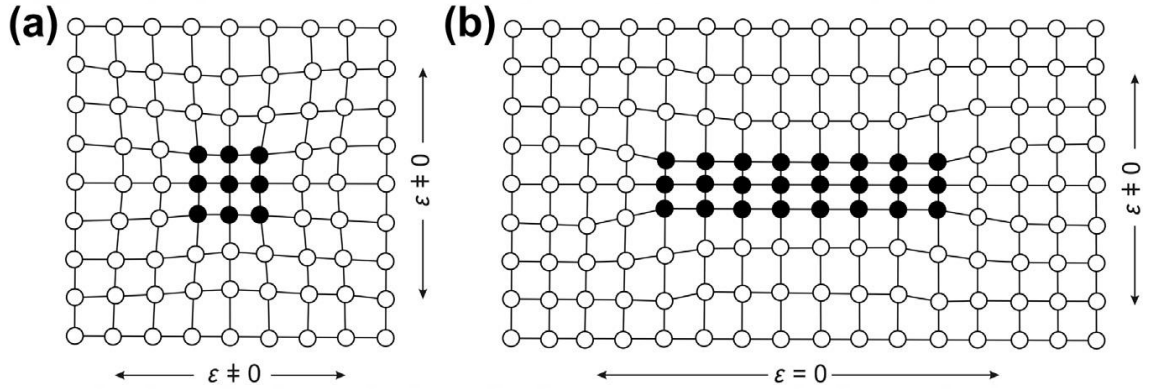
GP-I, iki alaşım elementinin karşıt boyut etkisinden dolayı, çinko ve magnezyumca zengin (100) matris düzlemlerine paralel katmanlar şeklinde, oda sıcaklığından 140-150°C' ye kadar geniş bir sıcaklık aralığında ve soğutma sıcaklığından bağımsız olarak oluşmaktadır.

¹GP bölgeleri adını, onların varlığını eşzamanlı olarak birbirinden bağımsız olarak keşfeden Fransız kristal bilimci André Guinier ve İngiliz fizikçi George Dawson Preston'dan almıştır [42].

AA7075 alaşımında GP bölgelerinin şekilleri HR-TEM araştırmaları sonucunda küresel olarak tespit edilmiştir. GP bölgelerinin bileşimleri Zn/Mg oranına bağlı olup, tam olarak tespit edilmesi hala oldukça güçtür.

GP-II bölgeleri ise, 450°C üzerindeki sıcaklıklardan su verme sonrası ve 70°C üzerindeki yaşlandırma sıcaklıklarında $\{111\}_{\alpha-Al}$ düzlem ailesi üzerinde çinkoca zengin katmanlar halinde oluşmaktadır [49], [50], [51].

GP bölgeleri matrisle tamamen uyumlu ve aynı kristal yapıdadır (YMK). Şekil 3.5 uyumlu çökeltinin matrisle arasındaki uyumu göstermektedir.

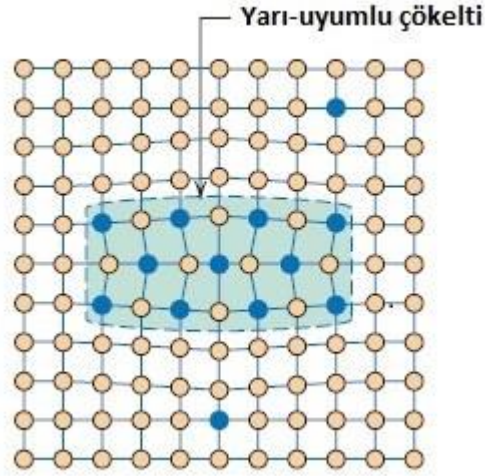


Şekil 3. 5 Uyumlu çökelti ve matris arasındaki uyum durumu, (a) küresel çökelti ve (b) plaka çökelti [47]

3.3.2 η Fazı

AA7075 alaşımının yüksek dayanımı ve ısıtılma gösterdiği belirgin sertleşme tepkisi genellikle yarı-kararlı η fazı ile ilişkilidir. Günümüzde, sıkça çalışılmasına rağmen kristal yapısı, yönelimi ve bileşimi hala tartışmalıdır. Bileşimi $MgZn_2$ veya $Mg(ZnCuAl)_2$ olarak verilmektedir.

Genel kabul, bu fazın alüminyum matriste $\{111\}_{\alpha}$ aile düzleminde ince plakalar şeklinde oluştuğu ve alüminyum matrisle yarı-uyumlu ara yüzeye sahip olduğudur. Bu faz, alaşımın bileşimine bağlı olarak Zn/Mg oranı 1,2-1,4 sınırları arasında, çinkoca zengin bir fazdır. Şekil 3. 6'da yarı-uyumlu ara yüzey görülmektedir.



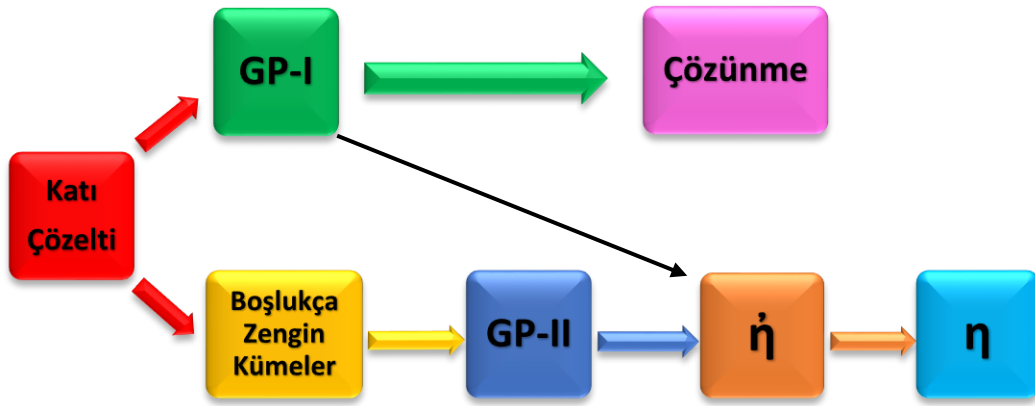
Şekil 3. 6 Yarı-uyumlu ara yüzey [52]

η fazı genellikle, 100-150°C sıcaklıklar arasında oluşup büyümektedir. Araştırmacılar, bu fazın ortorombik ve hekzagonal yapıda olduğunu öne sürmüşlerdir.

Bazı araştırmalar yarı-kararlı η fazının oluşumunda, GP-I bölgelerinin çekirdeklenme merkezi olarak rol oynadığını ortaya koymuştur. GP-I bölgeleri, η fazından daha kararsız olduğu için η fazının oluşmasında heterojen çekirdeklenme için merkez olarak rol oynamaktadır [9].

η fazının oluşmasında düşünülen başka bir mekanizma ise boşlukça zengin kümelerdir. Bu yaklaşıma göre, alaşımda gözlemlenen boşlukça zengin kümelerin, η fazının oluşmasında, GP-I bölgelerine göre daha etkili rol oynadığı söylenmektedir [53].

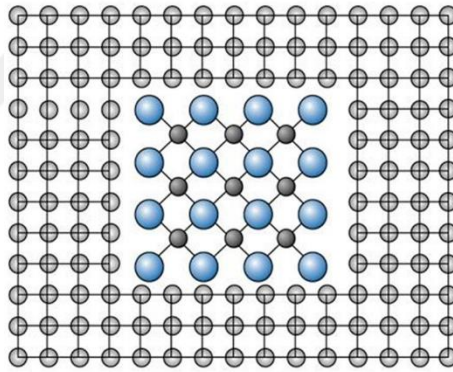
Diğer araştırmacılar ise η fazının oluşumunda GP-II fazının öncü olduğunu öne sürmektedir. Yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında, GP çözünme eğrisinin üzerinde, GP-II η fazına dönüşürken, GP-I fazı ya çözünmekte ya da belli bir kritik boyuta ulaşırsa η fazına dönüşmektedir (Şekil 3.7).



Şekil 3. 7xxx serisi alaşımların çökelme adımları [54], [55]

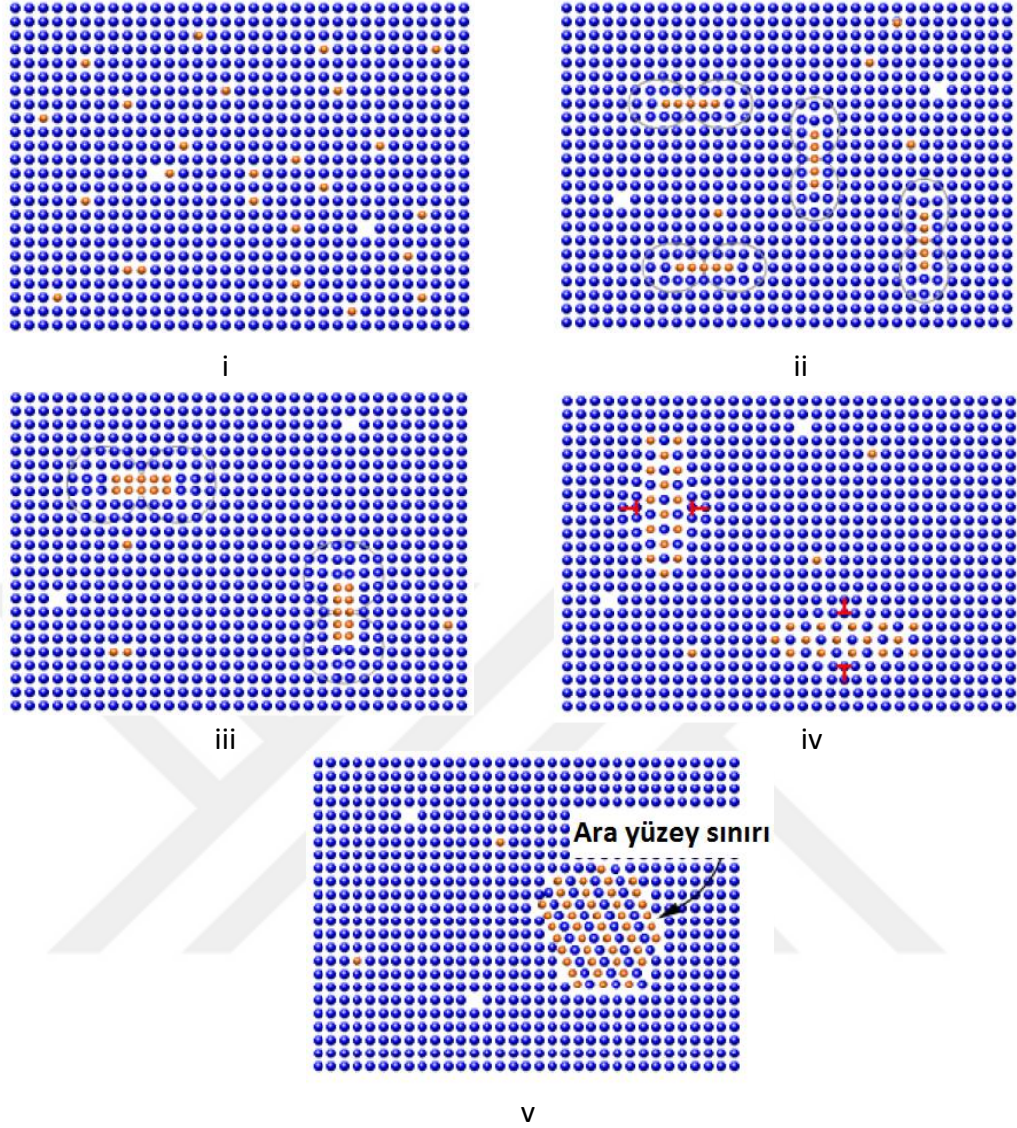
3.3.3 η Fazı

Kararlı denge fazı olan η fazı, $MgZn_2$ bileşiminde olup, hekzagonal yapıdadır. Alüminyum matris ve η fazı arasında bugüne kadar 11 değişik yönelim tespit edilmiştir. η fazı matrisle tamamen uyumsuzdur (Şekil 3.8) [47], [50].



Şekil 3. 8 Uyumsuz çökelti [56]

7xxx serisi alaşımlarında çökelti oluşumunun şematik görünümü Şekil 3.9'da verilmiştir.



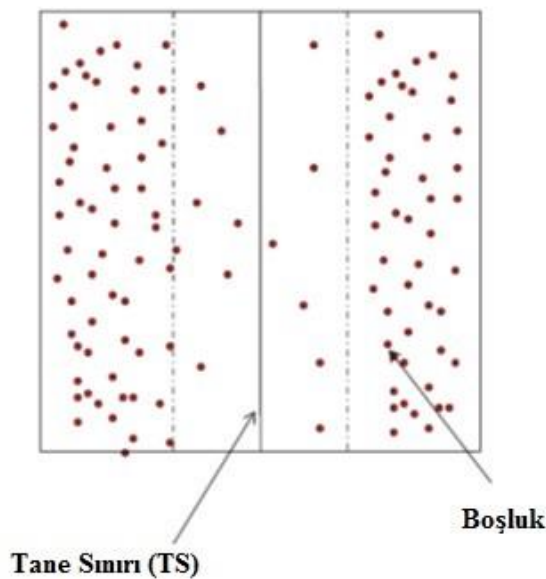
Şekil 3. 9 7xxx serisi alaşımların çökelme aşamaları [20]

- i. *Kararsız aşırı doymuş katı çözelti:* Su vermeden sonra oluşur ve kararlı yapıya dönme eğilimindedir. Su verme boşlukları, çözünen atomların yayınımlarını ve çökelti oluşumunu teşvik eder. Alaşım elementi olan B (sarı ile gösterilen) alüminyum matris A (mavi) içerisinde rastgele dağılmıştır. Ayrıca yapıda su verme sırasında aynen kalmış olan boşlukların varlığı da (beyaz) görülmektedir.
- ii. *Uyumlu GP-I bölgeleri:* Yaşlandırma başlayınca, çözünen atom olan B'nin A kafesindeki boşluklar ve diğer çekirdeklenme merkezleri üzerinde yerleşmesiyle oluşur. Kristal kafesin çarpılması (GP bölgeleri etrafındaki çevreler) bu uyumlu çökeltiler tarafından oluşturulur ve büyük miktarda dayanım artışına neden olur.

- iii. *Yarı-Uyumlu ara faz*: Bu bölgeler GP-II bölgeleri olarak da adlandırılır. Bu fazlar GP-I bölgelerinden daha büyüktür. Bu durumda uyum geriliminin artmasından dolayı alaşımın dayanımı en yüksek değere ulaşır. (daha büyük çarpılma dolayısıyla) GP bölgeleri ara fazlar için çekirdeklenme merkezleri sağlayabilir.
- iv. *Yarı-Uyumlu ara faz (η')*: Yaşlanma olayında, ara yüzeydeki dislokasyonların oluşumunun sonucunda uyumlu fazlar daha büyük boyutlu yarı-uyumlu fazlara dönüşür.
- v. *Uyumsuz denge fazı (η)*: Yeterli yaşlandırma sıcaklığı ve süresinde yeni bir ara yüzey sınırıyla alüminyum matristen ayrılan, farklı kristal yapıdaki uyumsuz denge fazı oluşur. Uyumun ortadan kalkması ile gerilimin azalması, dayanımın da azalmasına yol açar [20].

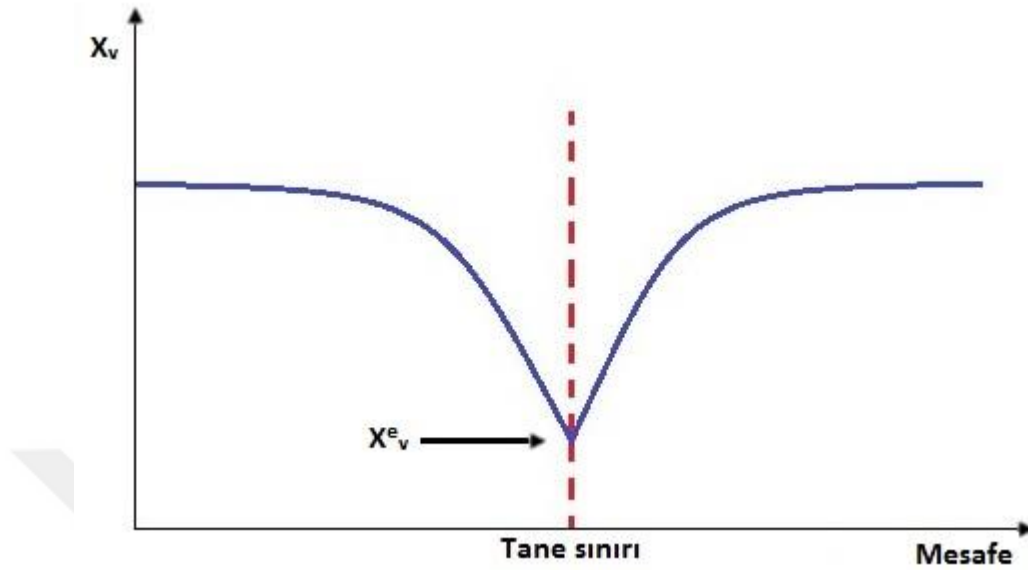
3.3.4 Çökelti İçermeyen Bölge (ÇİB)

Yaşlanma sırasında, matris içinde çökelti oluşurken bazı durumlarda tane sınırları boyunca çökelti oluşmaz. Bunun nedeni, aşırı boşlukların ve çözünen atomların tane sınırı yakınlarında fakirleşmesidir. Tane sınırı yöresinde çok düşük boşluk yoğunluğu vardır ve tane sınırları boşluklar için gömülme (batma, fakirleşme) yerleri olarak rol oynamaktadır. Tane sınırları yakınındaki alan boşluklardan yoksun olduğundan, bu bölgelerde oldukça düşük sayıda çekirdek görülür (Şekil 3. 10) .



Şekil 3. 10 Tane sınırı yöresindeki boşluk yoğunluğu [42]

Malzemedeki boşluk yoğunluğu, tane içlerinde tane sınırlarına göre daha yoğun olarak oluşur (Şekil 3.11).



Şekil 3. 11 Tane sınırı yöresindeki boşluk yoğunluğu profili [42]

X_v ; boşluk yoğunluğu (adet/cm³)

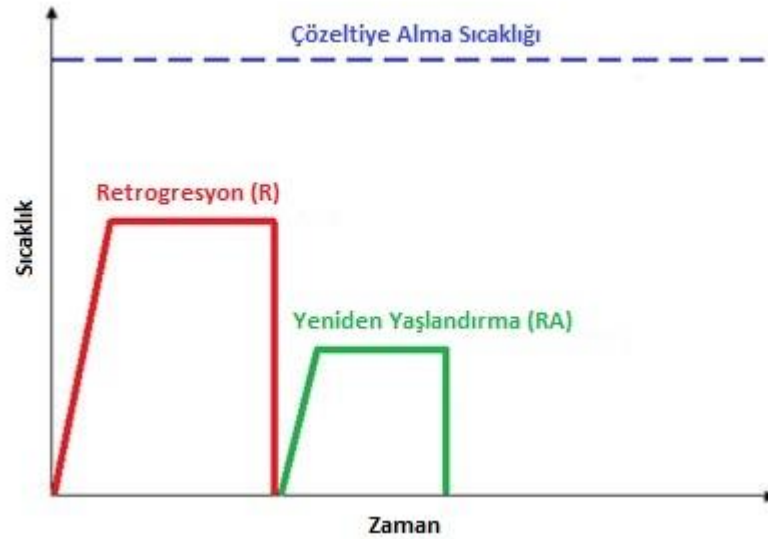
X_v^e ; tane sınırındaki denge boşluk yoğunluğu (adet/cm³)

Boşluklar, pek çok çökelti için (özellikle boşluk yoğunluğunun yüksek olma eğiliminde olduğu alüminyum alaşımlarında) en önemli çekirdeklenme merkezleridir. Bununla beraber Şekil 3.10 ve 3.11’de görüldüğü gibi, tane sınırlarının bitişiğinde boşlukça fakirleşmiş bölgeler vardır, dolayısıyla bu bölgelerde çekirdeklenme meydana gelmez ve çökelti oluşmaz, yani çökelti içermeyen bir bölge oluşur. Bu bölgelere İngilizce Precipitate Free Zone ‘nun kısaltmasından gelen PFZ yani ”çökelti içermeyen bölge” (ÇİB) adı verilmektedir. ÇİB genişliği, çözeltiye alma ısı işlem sıcaklığı ve soğuma hızına bağlı olarak değişmektedir [57], [58], [59], [60], [61].

3.4 Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma (RRA) Isıl İşlemi

AA7075 alaşımı, yapılan T6 ısı işlemi ile oldukça yüksek çekme dayanımına sahip olmaktadır (570 MPa). Fakat bu ısı işlem sonrası alaşım bölgesel korozyona (özellikle gerilmeli korozyon çatlaması, tabakalaşma korozyonu, tanelerarası korozyon gibi) karşı zayıflamaktadır. AA7075 alaşımının korozyon direncini arttırmak için T73 ısı işlemi

uygulanmakta, fakat bu ısıt işlem ile korozyon dayanımı artarken, mekanik dayanım yaklaşık %10-15 düşmektedir. Hem mekanik hem de korozyon dayanımını aynı anda kazandırmak için Cina 1974 yılında [15], yeniden çözeltiye alma (retrogresyon) ve yeniden yaşlandırma (RRA) adı verilen özel bir ısıt işlem türü geliştirmiştir.



Şekil 3.12 RRA ısıt işlem basamakları

RRA ısıt işlemi, basamaklı bir ısıt işlem olup (Şekil 3.12) ve T6 durumundaki malzemeye uygulanmaktadır. Retrogresyon kademesinde malzeme görece düşük sıcaklıklara (180-280°C) ısıtılmakta ve kısa sürelerde tutulmaktadır (5-2400 saniye). İşlem sıcaklığı ve bekleme süresi parçanın boyutlarına göre değişmektedir. Yeniden yaşlandırma kademesinde ise malzeme T6 koşullarıyla aynı (120°C/24 saat) yaşlandırılmaktadır. Bütün ısıt işlem kademelerinden sonra parça hızlı (suda) soğutulmaktadır [62].

RRA ısıt işlemi, malzemenin mikroyapısındaki değişimlere (tane sınırları, oluşan yeni çökeltiler ve dağılımı gibi) neden olarak alaşımın hem korozyon, hem de mekanik dayanımını birlikte iyileştirmektedir. RRA işlemiyle mikroyapıda meydana gelen değişimler aşağıda detaylı olarak incelenmiştir.

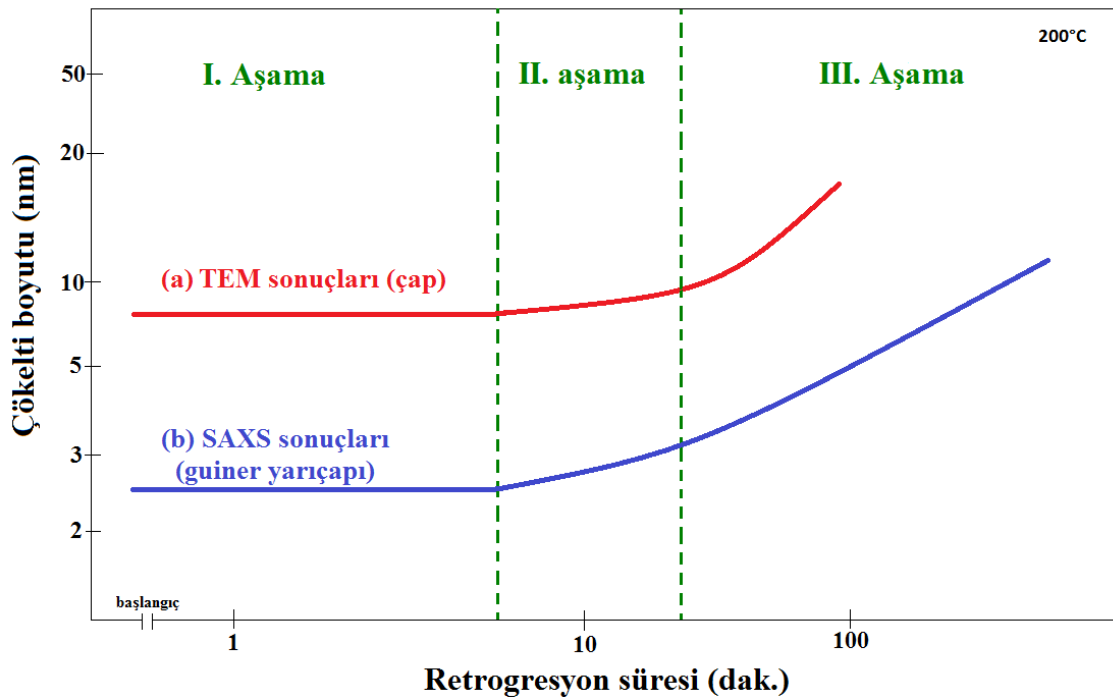
3.4.1 Retrogresyon ile Oluşan Yapısal Dönüşümler

Retrogresyon işleminden önce, AA7075-T6 durumunun tipik mikroyapısı, alüminyum matris içinde oldukça yoğun ve homojen bir biçimde dağılmış ince çökeltiler şeklindedir. Ayrıca tane sınırlarında kesintisiz bir ağ yapısı şeklinde denge çökeltileri mevcuttur.

Wallace ve arkadaşları yaptıkları çalışmada tane içindeki bu çökeltilerin $[111]_{Al}$ düzlemi üzerinde η plakaları ile GP bölgeleri olduğunu göstermişlerdir. Aynı çalışmada retrogresyonun süresinin η ve η çökeltilerinin hacim oranlarını ve boyutlarını nasıl değiştirdiği tespit edilmiştir (Çizelge 3.4 ve Şekil 3.13).

Çizelge 3. 4 Retrogresyon sırasında oluşan η ve η çökeltilerinin hacim oranları [63]

Isıl İşlem Koşulu	Hacim Oranı
T6	0,029
5 dakika retrogresyon	0,031
30 dakika retrogresyon	0,071
60 dakika retrogresyon	0,120



Şekil 3. 13 Retrogresyon süresinin çökelti boyutuna etkisi (a) TEM sonuçları, (b) SAXS sonuçları [63]

Şekil 3.13'te görüldüğü gibi retrogresyonun üç aşaması bulunmaktadır; ilk 5 dakikaya kadar çökelti boyutlarında ve hacim oranlarında önemli bir değişim görülmez (I. aşama). Fakat artan retrogresyon süresiyle birlikte (II. aşama) çökelti boyutuyla birlikte hacim

oranlarında dikkate değer artış görülür. III. aşamada ise retrogresyon eğrisi 30. dakikaya ulaşır ve çökelti boyutu ve hacim oranı oldukça artar.

Wallace ve arkadaşları retrogresyonun ilk aşamasını GP bölgelerinin çözünmesi ile açıklamışlardır. GP bölgelerinin çözünmesi sırasında, daha önceden var olan η fazının büyümesi ve çözünmemiş GP bölgelerinin üzerinde yeni η çökeltilerinin oluşması aynı anda gerçekleşebilmektedir. TEM araştırmaları, retrogresyonun ilk aşamasında, η çökeltilerinin büyüklüğü ve dağılımının T6 konumundan çok farklı olmadığını ortaya koymuştur. Dolayısıyla, retrogresyonun ilk aşamasında GP bölgelerinin çözünmesinin, η çökeltilerinin oluşmasında baskın rol oynadığını göstermektedir. Daha sonra yapıda kalan GP bölgeleri η çökeltilerinin çekirdeklenmesi için merkez rol oynamaktadır. Dahası, GP bölgelerinin çözünmesi ile matris çinko ve magnezyumca zenginleştiğinden, η fazının çekirdeklenmesi ve büyümesi teşvik edilmektedir. Bu çözünme miktarı retrogresyon sıcaklığı ayarlanarak kontrol edilebilir. 180°C'nin üzerindeki retrogresyon sıcaklıklarının, çökeltilerin çözünmesi için daha etkili olduğu ortaya konmuştur. Retrogresyon süresi arttıkça çökeltilerin hacim oranları ve boyutları da artmaktadır.

Sonuç olarak, retrogresyon sırasındaki ana mikroyapı değişimleri; GP bölgelerinin kısmi çözünmesi ve alüminyum matriste çok ince dağılmış η ve η çökeltilerinin oluşması ve bunların hacim oranlarının artmasıdır.

Ancak Park ve Ardell, AA7075-T651 alaşımının mikroyapısında η ve η çökeltilerinin bulunduğunu ve bununla birlikte, birinci aşama olarak, çözünen mikroyapı bileşenlerinin GP bölgelerinin olmadığını, bunun yerine η çökeltileri olduğunu söylemiştir. Bu çalışmaya göre, $\eta \rightarrow \eta$ faz dönüşümünün retrogresyonun ilk aşamalarında başladığı görülmüştür. T651 durumundaki alaşıma yapılan retrogresyon sonucu oluşan bu dönüşümü, TEM ile yaptıkları çalışma sonucu, η çökeltilerinin miktarının azalmasına karşılık, η çökeltilerinin yoğunluğunun artmasını gözlemleyerek ortaya koymuşlardır. Ayrıca bu çalışmaya göre η çökeltileri kabalaşmakta ve bu kabalaşma en çok retrogresyon işlemi sırasında olmaktadır. Hatta bazı büyük η çökeltileri sadece birkaç saniyelik retrogresyon işlemi sonucunda oluşmaktadır. Retrogresyon süresinin artmasıyla η çökeltilerinin tüm çeşitlerinde belirgin biçimde kabalaşma görülmektedir. AA7075-T651 durumundaki alaşımın yapısında, η çökeltilerinin boyutu kritik boyuttan

küçük olduğunda bu çökeltiler retrogresyon sıcaklığında kararsız olduklarından, retrogresyonun ilk aşamalarında yavaş yavaş çözünmeye başlayacaklardır. Retrogresyon sıcaklığında, bu çözünen η çökeltilerinin oranı çok fazla olursa ve bu çökeltilerin çözünmesi sonucu katı çözeltinin toplam yoğunluğu, kararlı fazın çözünürlük sınırını aşarsa, katı çözelti kararlı faza göre aşırı doymuş hale gelmektedir. Aşırı doymuşluk derecesi denge fazının çekirdeklenmesini yürütecek kadar yeterli olduğunda, bu aşırı doymuş katı çözeltiden kararlı denge fazı (η) oluşmaktadır. Yani retrogresyon sırasında bir yandan η çökeltileri çözünürken, diğer yandan η çökeltileri de kabalaşabilmektedir.

AA7075-T651 alaşımında retrogresyon aşamasında meydana gelen olaylar aşağıda özetlenmiştir;

- küçük boyutlu ve kararsız η ve GP bölgelerinin çözünmesi,
- daha büyük η çökeltilerinin η fazına dönüşmesi,
- η çökeltilerinin kabalaşması,
- η fazının çökmesi ve ayrıca, retrogresyon sırasında tane sınırındaki çökeltilerin büyümesi ve aralarının açılmasıdır [17], [37], [53], [63], [64], [65], [66], [67], [68], [69], [70].

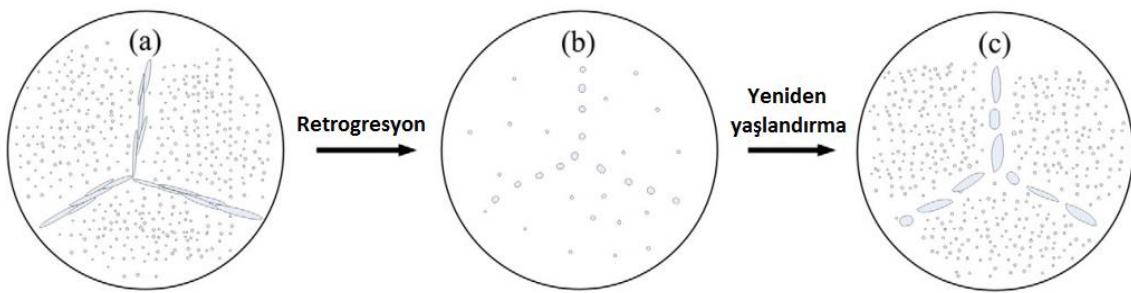
3.4.2 Yeniden Yaşlandırmada Gerçekleşen Yapısal Dönüşümler

Yeniden yaşlandırma işlemi sırasında oluşan süreç, kısmen çözülmüş η çökeltilerinin büyümesi ve yeniden çökmesi olarak tespit edilmiştir. Park ve Ardell, heterojen olarak çekirdeklenen çökeltilerin, daha kararlı olan η yerine, yarı-kararlı η olduğunu ve RRA yapısının T651 durumundan daha fazla çekirdeklenen çökelti içerdiğini söylemiştir. Dolayısıyla, RRA işlemi sonucu oluşan sertliğin, T651 durumuna göre yüksek olması bu yoğun ve ince η çökeltilerin varlığı ile açıklanmıştır. Yeniden yaşlanmada GP bölgelerinin de büyüebileceği, fakat yeniden yaşlandırmaya baskın olan mekanizmanın, η çökeltilerinin çekirdeklenerek büyümesiyle olduğunu ortaya koymuşlardır.

Bir başka çalışmaya göre yeniden yaşlandırma sırasında oluşan mikroyapı değişimleri η' nün yeniden çökmesi ve aynı zamanda önceden yapıda olan çökeltilerin büyümesi ve kararlı denge fazı olan η fazına dönüşmesi şeklindedir. Ayrıca RRA işlemi sırasında η

çökeltilerinin hacim oranı da artmaktadır. Wallace ve arkadaşları 200°C’de kısa süredeki (5 dakika) retrogresyon sonrası yapılan yeniden yaşlandırma sonucunda oluşan η' ve η hacim oranını 0,047 olarak bulmuşlardır. Bu değer T6 durumundan ve aynı sürede sadece retrogresyon yapılan durumdan daha yüksektir (Çizelge 3.4). Yani retrogresyon sonrası yapılan yeniden yaşlandırma işlemi, çökeltilerin hacim oranını arttırmaktadır. Ayrıca, yeniden yaşlandırma işlemi sırasında tane sınırındaki çökeltilerin büyümeye devam ederek aralarının biraz daha açıldığı tespit edilmiştir. RRA sonucunda oluşan tane sınırları çökeltilerinin boyutu T651 durumunda daha kaba ve hatta T73 durumuna yakın olduğu belirlenmiştir.

Sonuç olarak, RRA işlemi ile AA7075 alaşımının mikroyapısında meydana gelen olaylar Şekil 3.14’te şematik olarak tekrar verilmiştir.



Şekil 3. 14 AA7075 alaşımında RRA ile mikroyapıda oluşan olaylar (a) T6, (b) retrogresyon sonrası, (c) RRA sonrası [71]

- T6 durumunda tane içinde çok ince ve homojen bir biçimde dağılmış η çökeltileri ile GP bölgeleri, tane sınırlarında sürekli ağ yapısı durumunda kararlı denge çökeltileri (η) görülmektedir.
- retrogresyon sırasında GP bölgelerinin ve η çökeltilerin kısmi çözünmesi, tane sınırlarındaki çökeltilerin kabalaşması ve böylece çökeltilerin arasındaki mesafe artmaktadır.
- retrogresyon sırasında GP bölgeleri tamamen çözünmediğinden, bu çözünmeyen GP bölgeleri η çökeltilerinin çekirdeklenmesi için merkez oluşturmaktadır. Çözünen GP bölgeleri de, alüminyum matrisi çinko ve magnezyumca zenginleştirerek, η çökeltilerinin çekirdeklenmesi ve büyümesini teşvik etmektedir.

- Yeniden yaşlandırma ile GP bölgeleri ve η' çökeltileri çekirdeklenip büyüebilmektedir. Fakat esasında η' çökeltilerinin çekirdeklenip büyümesi baskın mekanizmadır. Bununla birlikte η' ile η çökeltilerinin hacim oranı artmaktadır. Tane sınırlarında ise kararlı denge çökeltileri kabalaşmaya devam etmektedir.
- AA7075 alaşımının sonuç RRA mikroyapısında, tane içinde çok ince ve homojen şekilde dağılmış η' çökeltileriyle birlikte (T6 durumuna benzeyen), T73 durumundakine benzer şekilde tane sınırlarına dağılmış η (MgZn_2) çökeltileri bulunmaktadır [37], [63], [64], [65].



BÖLÜM 4

AA7075 ALAŞIMININ MEKANİK VE FİZİKSEL ÖZELLİKLERİ ve RRA İŞLEMİNİN BU ÖZELLİKLERE ETKİSİ

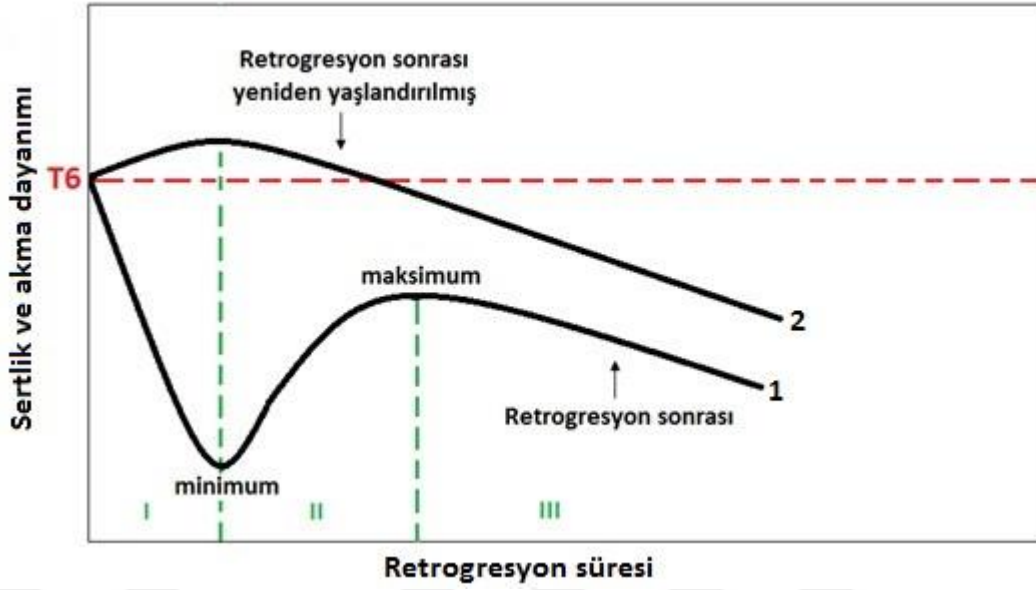
4.1 AA7075 Alaşımının Mekanik Özellikleri ve RRA İşleminin Etkileri

Çizelge 4.1’de AA7075 alaşımına uygulanan farklı ısıtım koşulları sonrasında elde edilen mekanik özellikler görülmektedir.

Çizelge 4. 1 AA7075 alaşımının mekanik özellikleri [72]

Isıl işlem Durumu	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (BSD)
0	105	225	17	60
T6, T651	503	572	11	150
T73	435	505	13	135

AA7075 alaşımına uygulanan RRA işleminin sertlik ve dayanım değerleri üzerindeki etkisi Şekil 4.1’de görülmektedir.



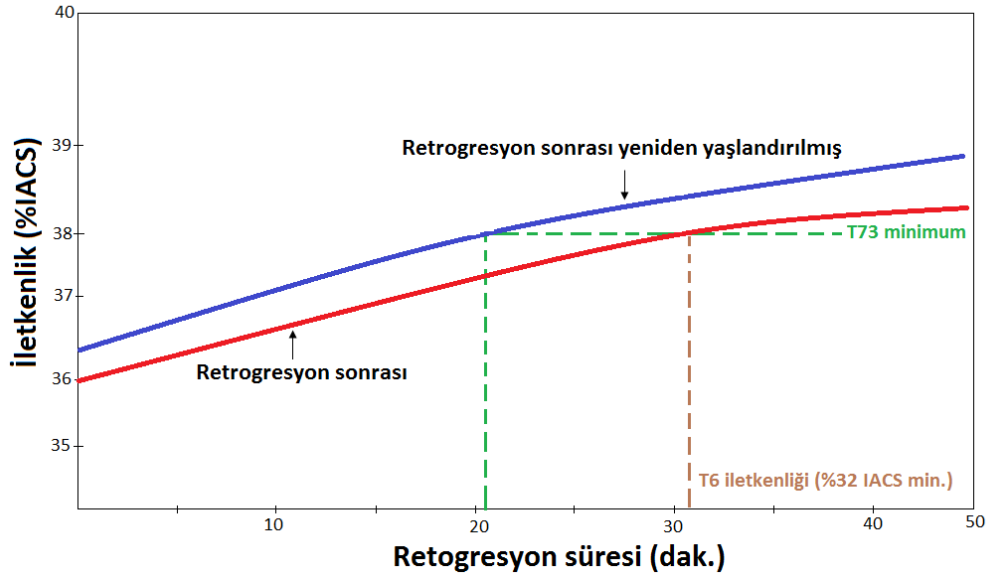
Şekil 4. 1 AA7075 alaşımının retrogresyon süresine bağlı olarak karakteristik sertlik ve dayanım profili; T6 durumundan retrogresyon işlemi ile elde edilen özellik değişimi (1 eğrisi) ve retrogresyondan sonra yeniden yaşlandırma işlemi ile elde edilen özellik değişimi (2 eğrisi) [73]

Şekil 4.1’de görüldüğü gibi, AA7075-T6 durumundaki alaşıma retrogresyon uygulandığında, başlangıçta GP bölgeleri çözündüğünden sertlik ve dayanım hızla azalmaktadır (I. aşama). Daha sonra yapıda η çökeltilerinin oluşup büyümesi ile sertlik ve dayanım da artmaktadır (II. aşama). III. aşamada ise çökeltilerin aşırı kabalaşması sonucu sertlik ve dayanım değerleri tekrar düşmektedir (aşırı yaşlanma). RRA işlemi sonucunda ise kısa sürelerde retrogresyon uygulanmış malzemede sertlik ve dayanım artışı (T6 değerinin bile üzerinde) görülmüş, retrogresyon süresi arttıkça sertlik ve dayanımın azaldığı tespit edilmiştir. Bunun nedeni yeniden yaşlandırma sırasında, yeni η çökeltilerinin oluşması ve hacim oranlarının artmasıdır. Fakat uzun retrogresyon sürelerinde bu çökeltiler kabalaşmakta ve kararlı denge fazına dönüşmeye başlamaktadır (η). Bunun sonucunda sertlik ve dayanım da azalmaktadır.

Daha önce yapılan çalışmalarda, retrogresyon süresinin artmasıyla malzemenin darbe dayanımının da arttığını görülmektedir [74], [75]. Çalışmalar, bu durumu aşırı yaşlandırmayla ilişkilendirmiş olmakla birlikte, literatürde bunun nedenleriyle ilgili kapsamlı bir bilgi bulunmamaktadır [37].

4.2 AA7075 Alaşımının Fiziksel Özellikleri ve RRA İşleminin Etkileri

Yapılan çalışmalar, retrogresyon işleminde retrogresyon süresinin artmasıyla elektrik iletkenliğinin de sürekli arttığını göstermiştir.



Şekil 4. 2 AA7075-T6 alaşımının retrogresyon süresine bağlı olarak elektrik iletkenliği değişimi (180°C/1 saat retrogresyon ve retrogresyon sonrası yeniden yaşlandırılmış) [70]

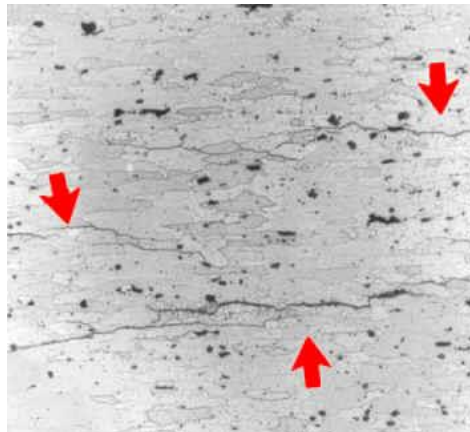
Şekil 4.2’de görüldüğü gibi retrogresyon ve yeniden yaşlandırma yapılmış alaşımın elektrik iletkenlik değerleri sadece retrogresyon yapılmış durumdaki değerlerden daha yüksektir ve retrogresyon süresinin artmasıyla elektrik iletkenliği de artmaktadır. Wallace ve arkadaşları yaptıkları çalışmada AA7075-T651 durumundaki levhaya RRA uygulamış ve elektrik iletkenliklerini ölçmüştür. Buna göre, kısa süreli RRA sürelerinin elektrik iletkenliğini bir miktar arttırdığını (T651 seviyesinin üzerine), fakat T73 durumuna göre daha düşük olduğunu saptamışlardır. Retrogresyon süresi arttıkça elektrik iletkenliğinin seviyesi de artmış, orta seviyedeki retrogresyon sürelerinde iletkenlik değeri, T73 seviyesinin de üstüne çıkmıştır. Buna göre, artan retrogresyon sıcaklığı ile malzemenin elektrik iletkenliğinin arttığını saptamışlardır. RRA işleminin elektrik iletkenliğini değiştirmesi, tamamen mikroyapıdaki değişimlerin sonucudur [76], [77].

4.3 AA7075 Alaşımının Korozyon zellikleri ve RRA İşleminin Etkileri

AA7075 alaşımı özellikle uçak ve havacılık sanayiinde kullanıldığından bu alaşımda bölgesel korozyona çok sık rastlanmaktadır. Bölgesel korozyon, parçanın bir bölümü daha yavaş korozyona uğrarken, parça üzerindeki diğer bölgelerde aşındırıcı bir evre tarafından hızlandırılmış bir saldırı şeklidir. Bölgesel korozyonlar, alüminyum ve alaşımları üzerindeki koruyucu oksit filmin bozulması veya çevrenin bölgesel koşullarına bağlı olarak meydana gelebilir. Değişik türlerde görülebilen bölgesel korozyonların arasında, AA7075 alaşımında en çok görülen bölgesel korozyon türleri; tanelerarası korozyon, tabakalaşma korozyonu ve gerilmeli korozyon atlamaşdır [78].

4.3.1 Tanelerarası Korozyon (TAK)

TAK, tane sınırları veya tane sınırına komşu bölgelerin, tercihli olarak saldırıya uğramasıyla oluşan bir korozyon türüdür. Birçok yaşlandırılabilir yüksek dayanımlı alüminyum alaşımı (2024, 7075 gibi), tane sınırlarında oluşan keltiller nedeniyle bu korozyona karşı hassastır. Bu korozyon sonucu taneler kararlı kalırken tane sınırları hasara uğradığından, özellikle bu bölgelerde mekanik dayanım oldukça azalmaktadır. TAK malzemenin içyapısında oluştuğundan çıplak gözle görülmesi mümkün değildir ve dolayısıyla son derece tehlikeli bir korozyon türüdür. RRA işlemi özellikle malzemenin tane sınırı yapısını değiştirdiğinden, TAK dayanımını da oldukça arttırmaktadır. şekil 4. 3'te AA7075 alaşımının T6 durumunda oluşan tanelerarası korozyon görülmektedir.



şekil 4. 3 AA7075-T6 alaşımından yapılmış uçak parçasında oluşan TAK [79]

4.3.2 Tabakalaşma Korozyonu

Tabakalaşma korozyonu, yüzeye paralel ilerleyen ve korozyon ürünlerinin metali malzemenin gövdesinden dışarı doğru kuvvet uygulayarak, özellikle tane sınırlarında, zorla yukarı doğru çıkartmasıyla meydana gelen ve tabakalı bir görüntü oluşturan tanelerarası korozyonun özel bir türüdür [80].

Tabakalaşma korozyonuna en çok özellikle 7075-T6 gibi yüksek dayanımlı alüminyum alaşımlarından yapılan kanat parçalarında rastlanmaktadır[81]. Tabakalaşma korozyonu hassasiyetini etkileyen pek çok neden olmakla birlikte bu nedenlerin başında tane yapısı ile tane sınırı morfolojisi ve bileşimi başlıca rol oynamaktadır [82], [83]. Şekil 4.4'te tabakalaşma korozyonuna uğramış alüminyum parça görülmektedir.



Şekil 4. 4 Tabakalaşma korozyonu[84]

4.3.3 Gerilmeli Korozyon Çatlaması (GKÇ)

Bu korozyon GKÇ'ye duyarlı malzemelerde ve yüksek dayanımlı alüminyum alaşımlarında (AA7075 gibi), oluşan bozunma veya çatlama olayıdır ve üç koşula bağlı olarak oluşmaktadır;

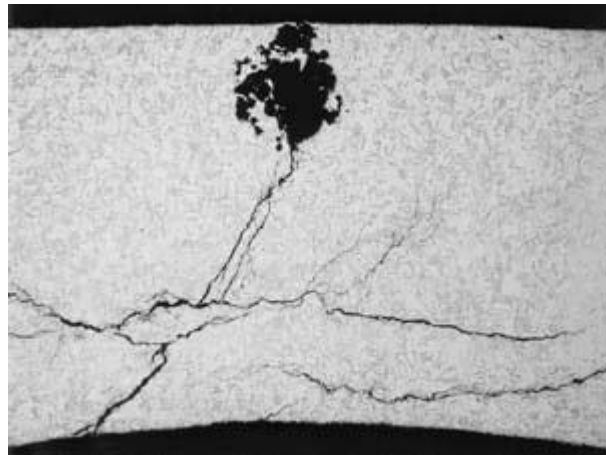
- malzeme GKÇ'ye karşı hassas olmalı,
- çekme gerilmeleri belirli bir eşik değerinin üzerinde olmalı ve
- çatlağı teşvik eden çevre bulunmalıdır.

Bu korozyon türü özellikle çalışma koşullarında ve herhangi bir belirti göstermeden meydana geldiğinden son derece tehlikelidir. GKÇ davranışı üzerinde hayati etkiye sahip olan ana faktör, alaşımın bileşimidir. Malzemenin bileşimi, alaşımın yüzeyindeki koruma

filminin oluşumunu ve kararlılığını etkiler. Ayrıca, alaşım elementleri; dayanım, tane sınırları, tane boyu ve yönlendirme, tane-sınır ayrımı ve malzeme içindeki artık gerilmeleri etkileyebilir.

Çatlamanın oluşması için çevresel parametreler belirli aralıklarda olmalıdır. Bu çevresel parametreler; sıcaklık, pH, elektrokimyasal potansiyel, çözünen türler, çözünen madde yoğunluğu ve oksijen yoğunluğudur. GKÇ' yi etkinleştirmek için kritik bir eşik geriliminin mevcut olması gerekir. Bu kritik eşik gerilimi, iç gerilimler, artık gerilimler ya da dış gerilimler olarak düşünülebilir. GKÇ süreci, çatlak başlaması ve çatlak yayılımı olmak gibi iki farklı şekilde oluşmaktadır. Çatlama hızı, çatlak yayılım aşamasında uygulanan gerilme yoğunluğuna bağlıdır.

Hidrojen kaynaklı çatlama ve anodik çözünme etkisiyle oluşan çatlama, 7xxx alüminyum alaşımlarında yaygın olarak bildirilen iki GKÇ mekanizmasıdır. GKÇ genellikle taneler arasında ilerlediği için, tane boyutu ve yönelimi, tane sınırı boyunca çökme ve aykırı yerleşimler alüminyum alaşımlarının GKÇ davranışını etkiler. 7xxx serisi alaşımların gerilme korozyon özelliklerini iyileştirmek için RRA gibi çeşitli ısı işlem teknikleri geliştirilmiştir. Dahası, RRA işlemi, 7xxx serisi alaşımların mekanik dayanımından ödün vermeden GKÇ direncini artırabilir [85], [86], [87], [88]. Şekil 4.5'te GKÇ' ye uğramış alüminyum parça görülmektedir.



Şekil 4. 5 GKÇ [89]

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu tez çalışmasında AA7075-T651 alaşımı kullanılmış olup, alaşım T651 durumunda olduğundan deneylere direkt retrogresyon kademesinden başlanmıştır. Retrogresyondan sonra yeniden yaşlandırma işlemi T6 ile aynı şartlarda (120°C/24 saat) uygulanmış ve RRA ısıtılmasının, alaşımın mekanik ve fiziksel özelliklerine etkileri araştırılmıştır.

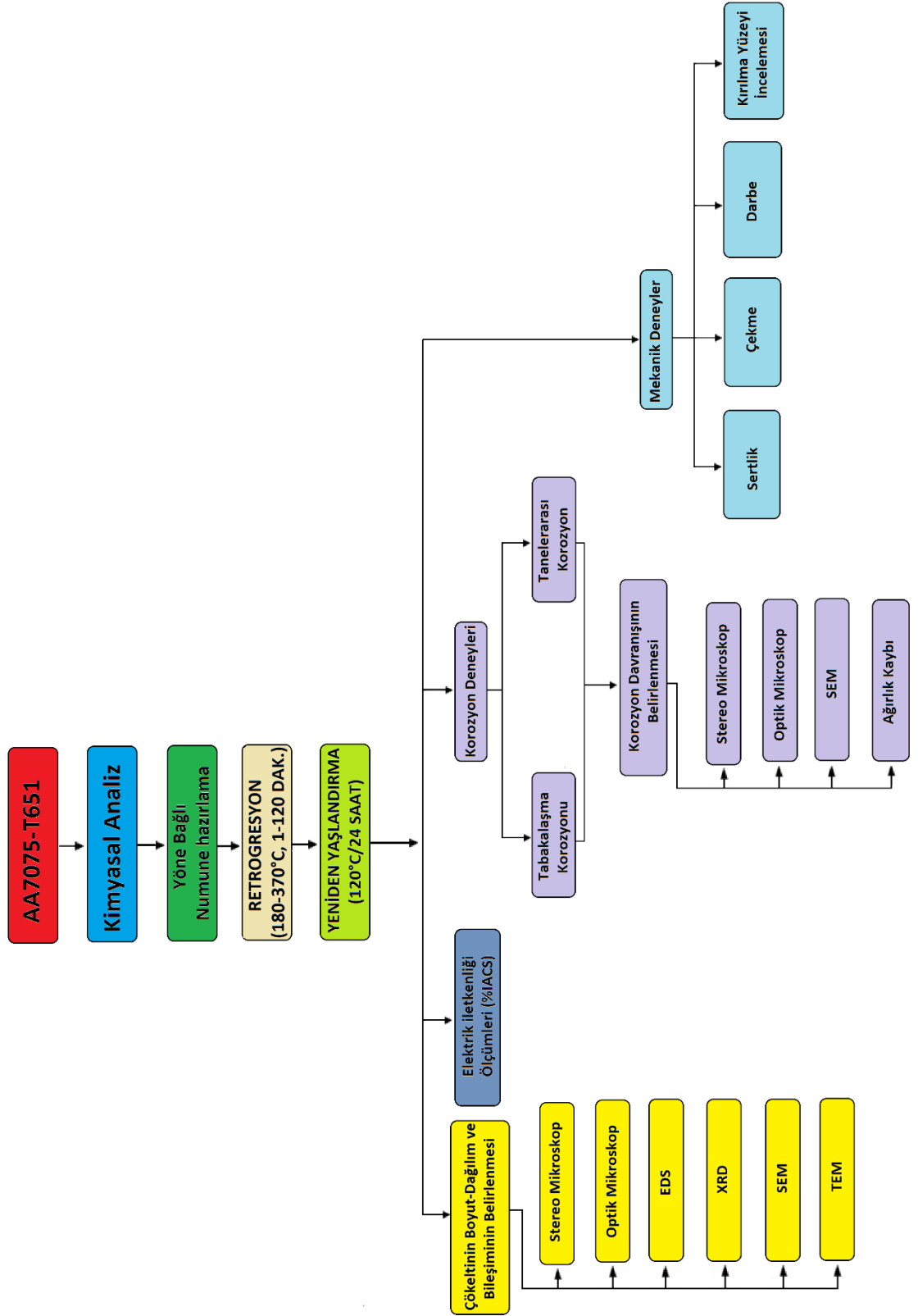
5.1 Kullanılan Malzemeler

Çalışmada, SEYKOÇ Alüminyum firmasından temin edilen sertifikalı, levha halinde ve 10 mm kalınlığında AA7075-T651 alaşımı kullanılmıştır. Alaşımın kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5. 1 7075-T651 kimyasal bileşimi

Alaşım Elementi (% ağı.)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
Min.	-	-	1,2	-	2,1	0,18	-	5,1	-	Kalan
Max.	0,40	0,50	2,0	0,30	2,9	0,28	0,05	6,1	0,20	

Tüm numuneler levhadan 50 mm x 10mm x 10mm olacak şekilde hazırlanmıştır. Tez kapsamında yapılan tüm deneyler Şekil 5.1’de verilmiştir.



Şekil 5. 1 Deneysel çalışmaların akış şeması

5.2 Uygulanan Isıl İşlemler

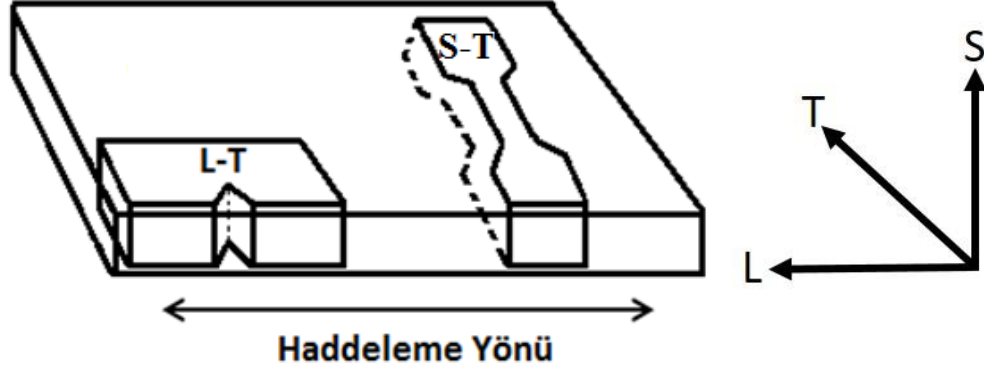
Retrogresyon ısıtma işlemi, *Protherm PLF 130/25* marka fırın ile gerçekleştirilmiştir. Yeniden yaşlandırma ısıtma işlemleri de *Binder* marka etüvde yapılmıştır. Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma ısıtma işlemleri sonrasında numuneler üç saniye içerisinde ani olarak (suda) oda sıcaklığına soğutulmuştur. Retrogresyon sıcaklık ve süreleri çok geniş bir band aralığında gerçekleştirilmiş olup, literatürde yer almayan RRA etkileri detaylı bir şekilde belirlenmiştir. Uygulanan tüm RRA ısıtma işlem koşulları Çizelge 5.2’de görülmektedir.

Çizelge 5. 2 Uygulanan RRA ısıtma işlem koşulları.

Başlangıç Durumu	RRA			
	Retrogresyon			Yeniden Yaşlandırma
	Sıcaklık (°C)	Zaman (dak.)	Soğutma Zamanı (sn.)	
T651	180, 200, 240, 280, 320, 370	1, 2, 3, 4, 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90, 100, 120	1-3	120°C 24 saat

5.3 Numune Hazırlama ve Mikroyapı İncelemeleri

Şekillendirilmiş malzemelerde (haddeme, dövme gibi) mekanik özellikler yöne bağlı olarak değişmektedir. Haddeme yönüne dik çıkarılan numunelerde mekanik dayanım daha düşük olurken, haddeme yönüne paralel çıkarılan numunelerde daha yüksek mekanik özellikler elde edilir. Bu nedenle V-charpy ve çekme deneyi numuneleri için sırasıyla yönlenmeye dik ve paralel doğrultularda numune çıkarılmıştır. Şekil 5.2’de deneylerde kullanılan AA7075-T651 levha ve numunelerin çıkarılma yönleri görülmektedir.



Şekil 5. 2 Deneylerde kullanılan AA7075-T651 levha ve bu levhadan numune çıkarılma yönleri (L = longitudinal, T = long transverse, S = short transverse)

Çentik darbe numuneleri L-T yönünde çıkarılmıştır. Burada ilk harf numunenin çıkarılma yönünü (L, haddeme yönüne paralel), ikinci harf ise darbe yönünü (T, darbe yönüne dik) göstermektedir. Çekme deney numuneleri ise haddeme yönüne dik olarak (S-T doğrultusunda) çıkarılmıştır.

Mikroyapı incelemeleri için, yüzeyler sırasıyla 320, 600, 800, 1000, 2000 ve 2500 mesh SiC zımparalar kullanılarak zımparalanmıştır. Her zımpara aşamasından sonra numuneler su ile yıkanıp, alkolle temizlenerek kurutulmuş ve bir sonraki zımpara aşamasına geçilmiştir. Zımparalama işleminden sonra numuneler önce kaba parlatmaya (6 μ m elmas pasta ile), daha sonra ince parlatmaya (1 μ m elmas pasta ile) tabi tutulmuştur. Parlatma sonrası dağlama işlemi, *Keller çözeltisi* (95 ml saf su, 2,5 ml HNO₃, 1 ml HF ve 1,5 ml HCl) ile, ısıtım işlem şartına bağlı olmak gibi 1-4 dakikalar arasında yapılmıştır.

Hazırlanan numuneler *NIKON Eclipse MA100* ışık metal mikroskopunda incelenerek, mikroyapılar *NIS Elements BR Analysis* programı kullanılarak görüntülenmiştir.

Ayrıca çökeltilerin boyut ve dağılımları ile çökelti bileşimleri, SEM ve EDS analizleri ile *Hitachi SU3500* marka taramalı elektron mikroskobu kullanılarak detaylı bir şekilde belirlenmiştir.

RRA işleminde çok önemli bir parametre olan tane sınırlarındaki çökeltilerin dağılımını belirlemek için *Tübitak* Bünyesinde bulunan *JEOL JEM 2100 HRTEM* marka geçirimli elektron mikroskobu (TEM) kullanılmıştır.

Çökeltilerin kimyasal bileşimi ayrıca, X-Işını kırınımı yöntemiyle (XRD) *Shimadzu XRD-7000* marka XRD cihazı ile belirlenmiştir.

5.4 Elektrik İletkenliği Ölçümleri

Elektrik iletkenlik ölçümleri *GE Inspection 401001* tipi Eddy akımları prensibine göre çalışan portatif iletkenlik ölçüm cihazıyla yapılmıştır. Her bir numune için üç ölçüm yapılarak ortalaması alınmış ve sonuçlar (%IACS-International Annealed Copper Standard) cinsinden verilmiştir.

5.5 Mekanik Deneyler

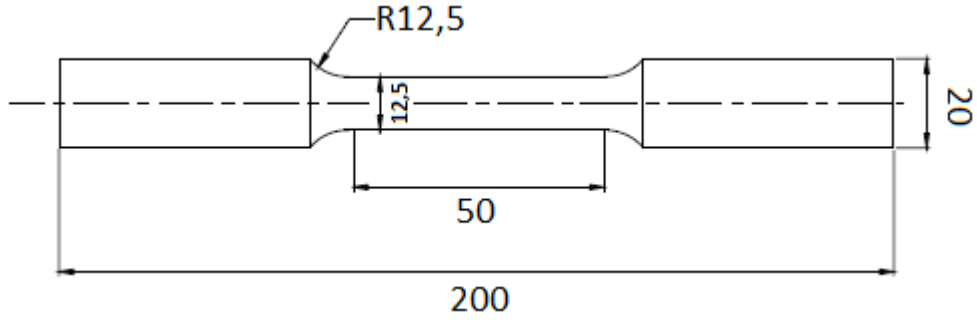
RRA ısıtıl işlemi uygulanan parçaların mekanik özellikleri sertlik, çekme ve çentik darbe testleriyle belirlenmiştir.

5.5.1 Sertlik Deneyi

Sertlik ölçümleri *BMS 200RB* sertlik ölçüm cihazı ile Brinell (BSD) sertlik ölçüm yöntemi kullanılarak yapılmıştır. Yük 62,5 kP, bilya çapı ise 2,5 mm seçilmiştir. Her bir numune için üç sertlik ölçümü yapılarak, bu ölçümlerin ortalamaları sertlik değeri olarak belirlenmiştir.

5.5.2 Çekme Deneyi

Çekme deneyi için numuneler Şekil 5.3'te görüldüğü gibi "*TS EN ISO 6892-1 Mart 2011*" standardına uygun olarak hazırlanmıştır. Deney öncesinde numunelerin kesit alanı hesaplanarak, kopma uzamasını belirlemek için L_0 boyları numune üzerine işaretlenmiştir.



Şekil 5. 3 Çekme deneyi numunesi (şematik)

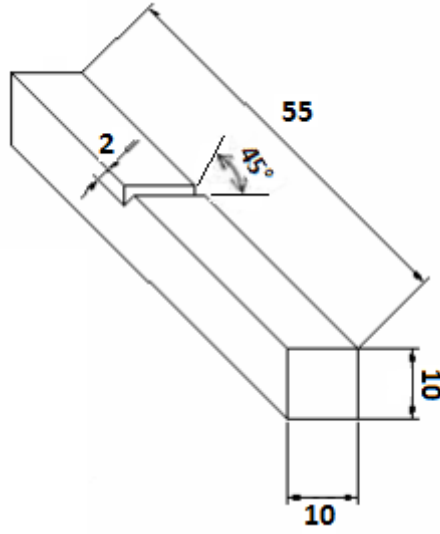
Çekme deneyleri, *BESMAK-600kN* marka cihaz ile belirlenen her bir RRA şartı için üç adet numune kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Numunelerin çekme dayanımları ile birlikte % 0,2 akma dayanımları da cihaza bağlı bilgisayar programı ile tespit edilmiştir.

5.5.3 Çentik Darbe Deneyi

Çentik darbe deneyleri, “*TS EN ISO 148-1: Nisan 2011, V-Çentik*” standardına göre, *Mohr-Federhaff PSW 30/15* marka 300 J kırma enerjisi kapasiteli çentik darbe cihazında yapılmıştır. Çentik darbe numuneleri levhadan L-T yönünde çıkarılmış olup, numunelere 45° V çentik açılmıştır. Tezin ana amacı mekanik değerler-darbe değerleri bağlantısını ortaya koymak olduğu için tez çalışmasında kapsamlı olarak darbe deneyleri yapılmıştır. AA7075 alaşımının darbe geçiş sıcaklıkları değerlerini belirlemek için, RRA ısıtma işlemi uygulanmış numuneler üç farklı sıcaklıkta (oda sıcaklığı, -20°C ve -60°C) kırılmıştır. Her RRA koşulu ve deney sıcaklığı için üç numune kırılarak darbe enerjisinin kesit alanına bölünmesi ile bulunan ortalama değer J/cm² cinsinden darbe dayanım değeri olarak verilmiştir. Numuneleri -20 ve -60°C sıcaklıklara soğutmak için *WiseCryo WUF-80* marka elektronik kontrollü -80°C’ye inebilen soğutucu kullanılmış ve numuneler 3 saniye içinde kırılmıştır.

Şekil 5.4’te deneylerde kullanılan standard çentik darbe numunesi şematik olarak verilmiştir.



Şekil 5. 4 Çentik darbe deneyi numunesi (şematik)

5.6 Korozyon Deneyleri

AA7075 alaşımında RRA işleminin korozyon davranışına etkilerini belirlemek için, bu alaşımın kullanımında sık görülen tanelerarası korozyon ve tabakalaşma korozyonu deneyleri uygulanmıştır.

5.6.1 Tanelerarası Korozyon (TAK) Deneyleri

Tanelerarası korozyon deneyi, *ASTM G110-92* standardına göre uygulanmıştır [90]. Korozyon çözeltisi, 57 g sodyum klorür (NaCl) ve 10 ml. (%30) hidrojen peroksit (H_2O_2)'in 1 litre saf suda çözündürülmesi şeklinde hazırlanmış olup, başlangıç pH' ı 5,65 ve sıcaklığı 35°C olarak *Hanna HI83141* model pH metre ile belirlenmiştir. Deney süresince çözelti sıcaklığı 35°C'de sabit tutulmuştur. Çözelti miktarı her bir numune yüzeyine 40 ml/cm² gelecek şekilde ayarlanmıştır.

Korozyon numuneleri 50 mm x 10mm x 10mm olacak şekilde hazırlanmıştır. Numuneler korozyon çözeltisine daldırılmadan önce 50 ml. HNO_3 (%60) ve 5 ml. HF (%48)'in 945 ml. saf suda çözünmesiyle elde edilen 93°C sıcaklığındaki çözeltide 1 dakika dağlanmış. Daha sonra numuneler saf suyla yıkandıktan sonra yoğunlaştırılmış nitrik asit (%60) içerisinde 1 dakika bekletilmiş ve tekrar saf suyla yıkanıp kurutulmuştur. Test süresi 24 saat olarak belirlenmiş olup, 24 saat korozyon çözeltisinde tutulan numuneler deney sonrası çözeltiden çıkarılıp saf suyla yıkanmış ve havada kurutulmuştur.

TAK deneyleri sonrası numunelerin yüzey pürüzlülüğü de *MAHR Perthometer S2* marka yüzey pürüzlülük ölçüm cihazı ile yapılmış ve her bir numuneden beş ölçüm yapılarak ortalama değeri verilmiştir.

Daha sonra, numune yüzeylerindeki korozyon ürünleri temizlenmiş ve numunelerin ağırlık kayıpları *Precisa 205 A SCS* marka hassas terazi ile tartılarak ölçülmüştür. Ağırlık kayıpları, numunelerin korozyon çözeltisine daldırılmadan önceki ve korozyon sonrası oluşan ürünlerin çıkarılmasından sonraki tartımı arasındaki fark olarak tespit edilmiş olup, korozyon hızı ($R_{kor.}$) formül 5. 1' e göre mm/yıl cinsinden hesaplanmıştır.

$$R_{kor.} = 8,76x \frac{W}{DAT} \quad (5.1)$$

Burada;

W = miligram cinsinden ağırlık kaybı,

D = malzeme yoğunluğu (g/cm^3),

A = numune yüzey alanı (cm^2),

T = numunenin korozyon çözeltisine batırılma süresi (saat) 'dir [91] .

Korozyon sonrası metalografik incelemeler için numuneler standard numune hazırlama prosedürüne göre hazırlanmış olup *Keller Çözeltisi* ile 1-4 dakika dağlanmış. Hazırlanan numuneler *NIKON Eclipse MA100* ışık metal mikroskobunda incelenerek, kesit mikroyapıları *NIS Elements BR Analysis* programı kullanılarak görüntülenmiş ve korozyon derinlikleri ölçülmüştür. Korozyon yüzeyleri makro olarak *NIKON SMZ645 Zoom Stereo Microscope* ile görüntülenmiştir. SEM analizleri *Hitachi SU3500* taramalı elektron mikroskobu ile yapılmıştır.

5.6.2 Tabakalaşma Korozyonu

Korozyon numuneleri 50 mm x 10mm x 10mm olacak şekilde hazırlanmıştır. Korozyona maruz kalacak yüzey hadde yönüne paralel olacak şekilde ayarlanmış olup, 320-1200 grade zımpara işlemine tabi tutulduktan sonra elmas pasta ile parlatılmış, saf su ve alkolle temizlendikten sonra havada kurutulmuştur. Numunelerin korozyona maruz kalmayacak yüzeyleri korozyondan etkilenmemesi için kaplanmıştır.

Tabakalaşma korozyonu testi (*EXCO*), *ASTM G34-79 (EXCO)* standardına göre uygulanmıştır [92]. *EXCO* çözeltisi 4.0M NaCl + 0.5M KNO₃ + 0.1M HNO₃ olarak hazırlanmış olup başlangıç pH' ı 0,4 ve sıcaklığı 25°C olarak Hanna *HI83141* model pH metre ile belirlenmiş ve daha sonra her 12 saatte bir çözeltinin pH'ı ölçülmüştür. Çözelti miktarı her bir numune yüzeyine 20 ml/cm² gelecek şekilde ayarlanmıştır.

Numuneler *EXCO* test çözeltisine daldırılarak 48 saat sürekli olarak tutulmuştur. 48 saat sonrası çözeltiden çıkarılan numuneler saf suyla yıkanıp havada kurutulduktan sonra korozyon yüzeyi makro olarak *NIKON SMZ645 Zoom Stereo Microscope* ile görüntülenmiş ve kesit mikroyapıları *NIS Elements BR Analysis* programı kullanılarak görüntülenmiş ve korozyon derinlikleri ölçülmüştür. Daha sonra numune yüzeylerindeki korozyon ürünleri temizlenip numunelerin ağırlık kayıpları *Precisa 205 A SCS* marka hassas terazi ile tartılarak ölçülmüştür. SEM analizleri *Hitachi SU3500* taramalı elektron mikroskobu ile yapılmıştır.

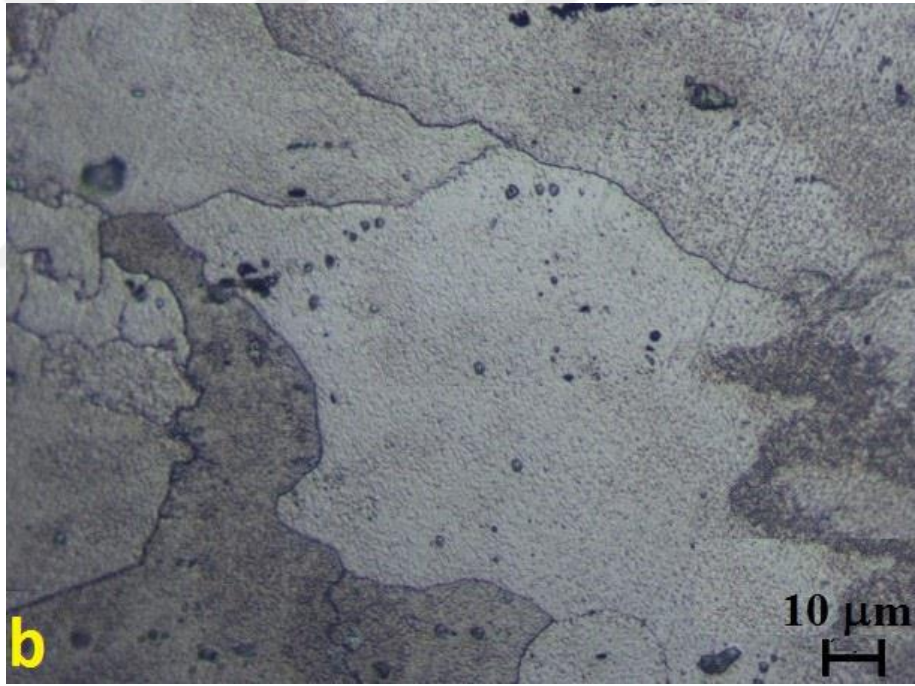
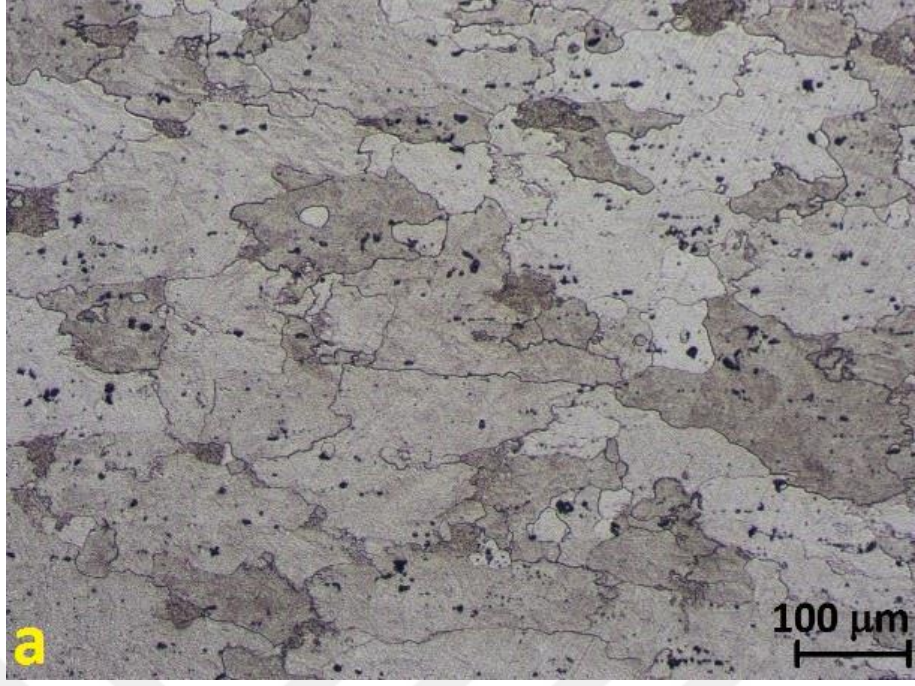
SONUÇLAR ve TARTIŞMA

AA7075-T651 durumundaki alaşıma çok geniş bir sıcaklık ve zaman aralığında uygulanan RRA ısıtıl işlemin sonucunda alaşımanın mikroyapısında oluşan değişimler ve bu değişimlerin alaşımanın fiziksel ve mekanik özelliklere etkileri bu bölümde detaylı olarak incelenmiştir.

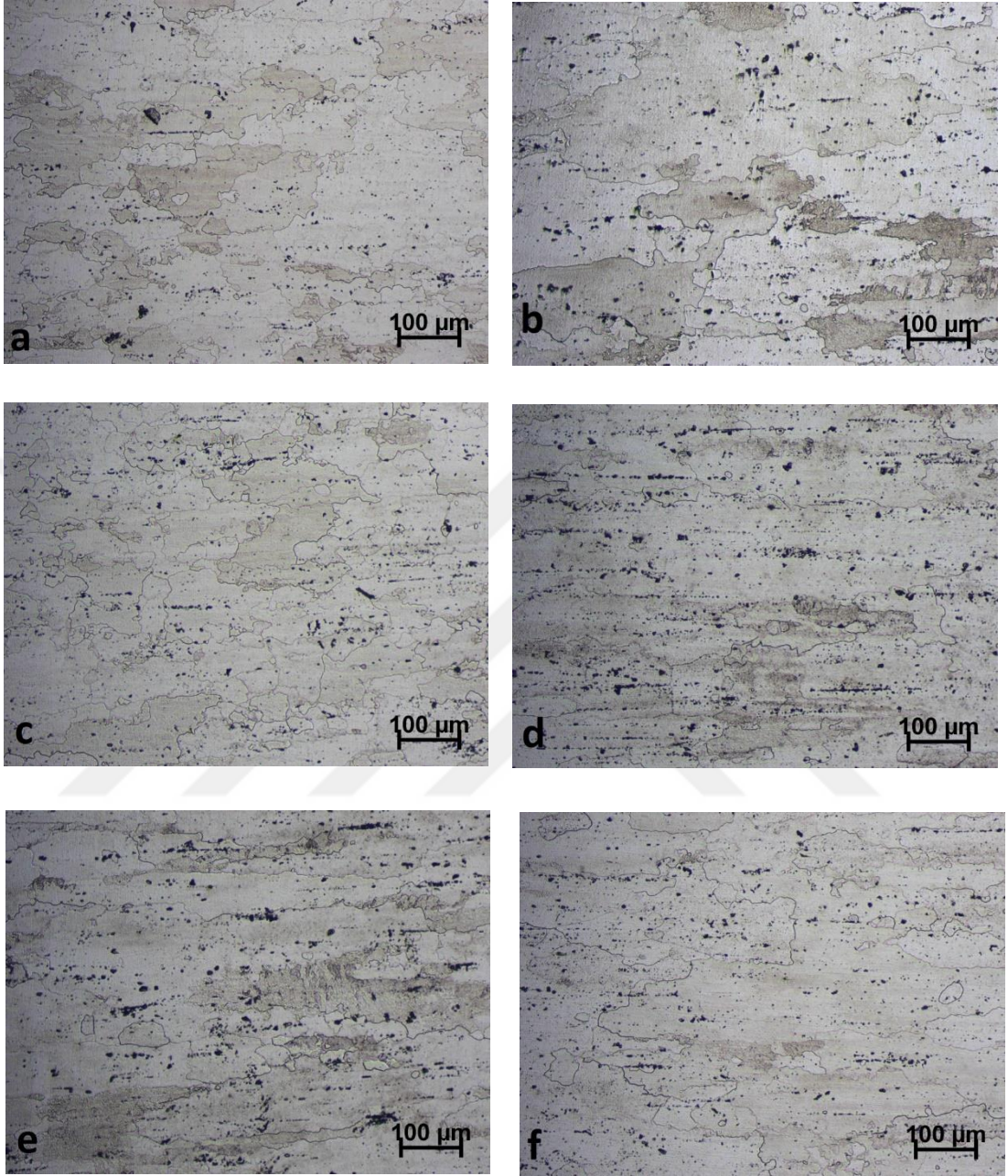
6.1 Mikroyapı İncelemeleri

7xxx serisi alaşımlarda ışık metal mikroskobu ile gözlemlenebilecek çökeltiler, dispersoidler (dağıntılar) ve intermetaliklerdir (metallerarası bileşikler). AA7075 alaşımında görülen dağıntılar, $Al_{18}Mg_3Cr_2$ gibi bileşiklerdir ve ısıtıl işlem şartlarına bağlı olarak bileşimleri değişebilir. 7xxx serisi alaşımlardaki metallerarası bileşikler ise genellikle 1-20 μm arasında değişmektedir. 7xxx serisi alüminyum alaşımları üzerinde yapılan çalışmalarda, optik mikroskopla Mg_2Si , Al_2CuMg ve Al_7Cu_2Fe , $Al_{12}Fe_3Si$, $(Fe,Cr)_3SiAl_{12}$, Al_2Cu , Al_3Fe gibi metallerarası bileşikler gözlemlenmiştir[93],[94],[95]. AA7075 alaşımında en çok rastlanılan metallerarası bileşikler ise, Al_7Cu_2Fe ve $(Al,Cu)_6(Fe,Cu)$ gibi bakır ve demirce zengin metallerarası bileşikleridir [96].

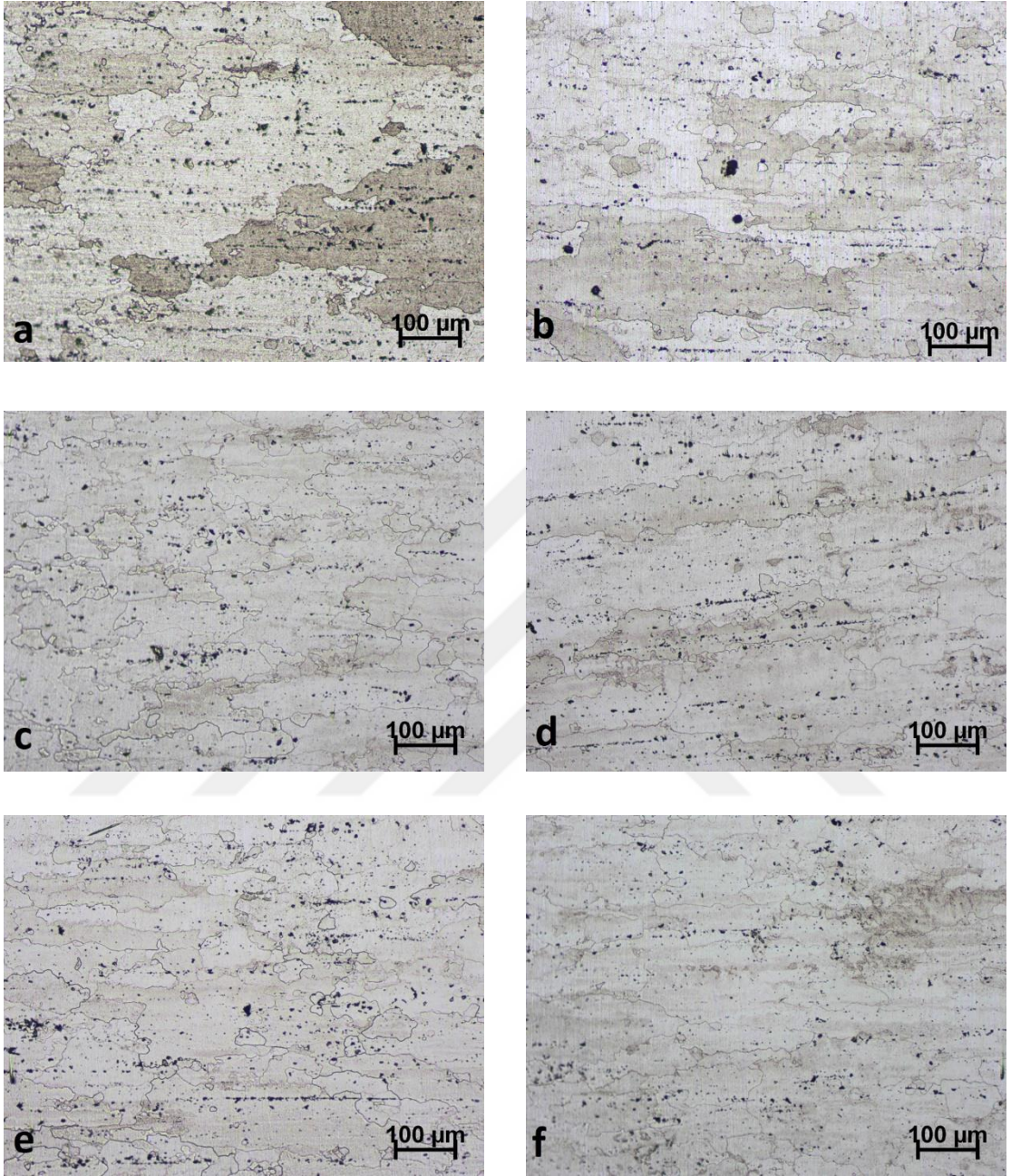
Metalografik olarak, hadde yönünde hazırlanmış AA7075-T651 ve RRA işlemleri sonucunda oluşan mikroyapılar Şekil 6.1-6.7 arasındaki şekillerde görülmektedir.



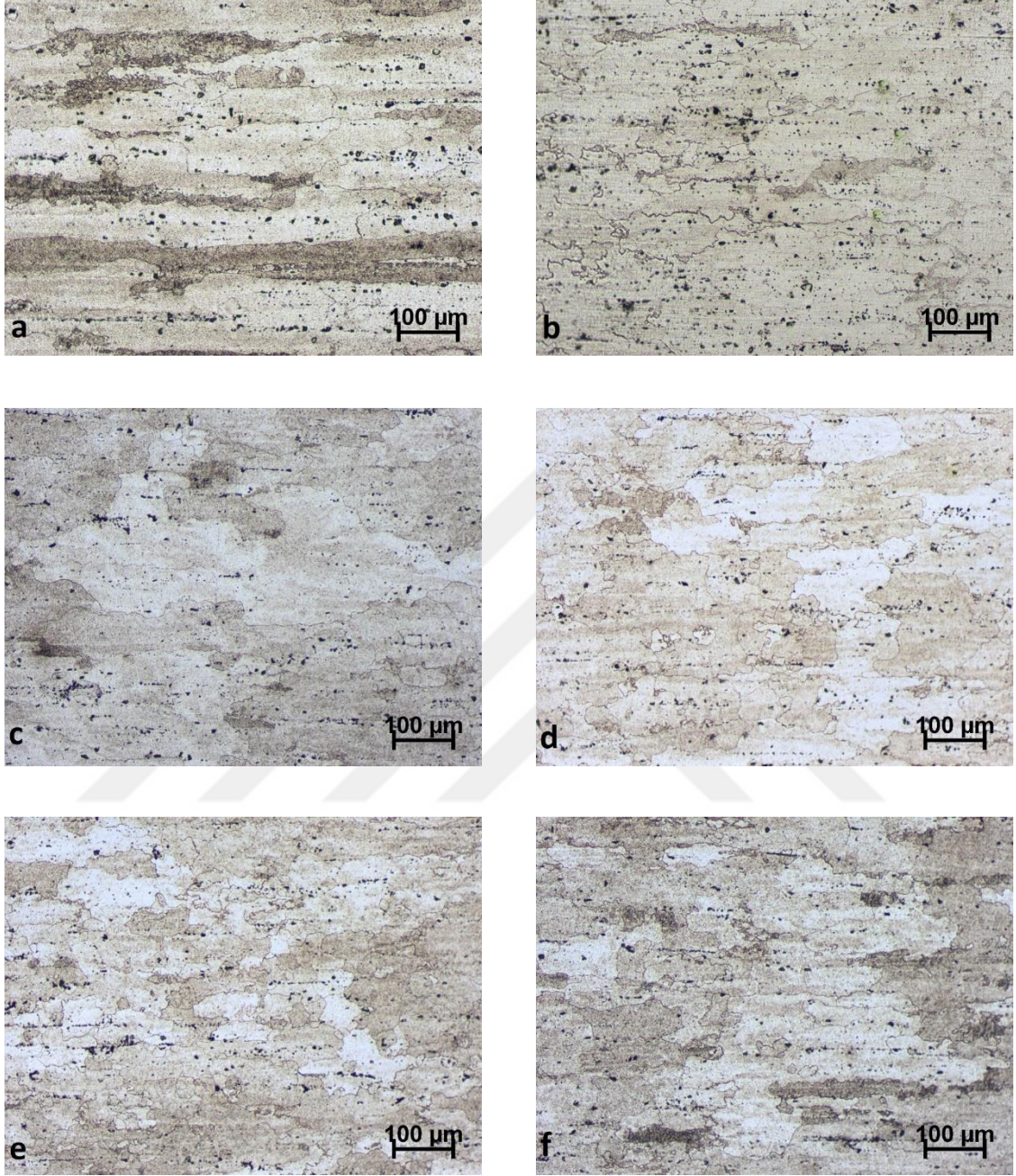
Şekil 6. 1 AA7075-T651 mikroyapısı a) genel görüntü, b) detaylı görüntü



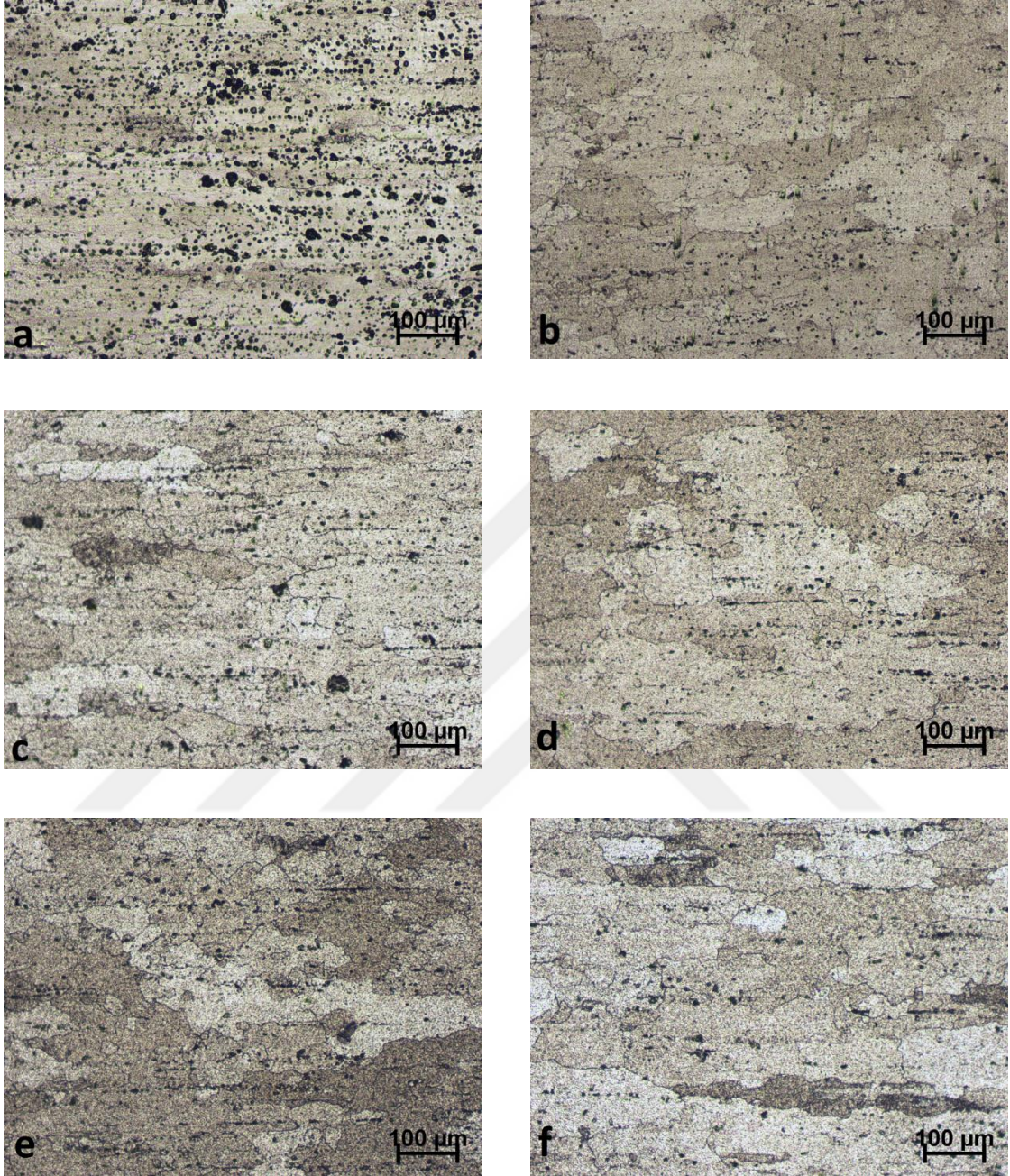
Şekil 6. 2 180°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri



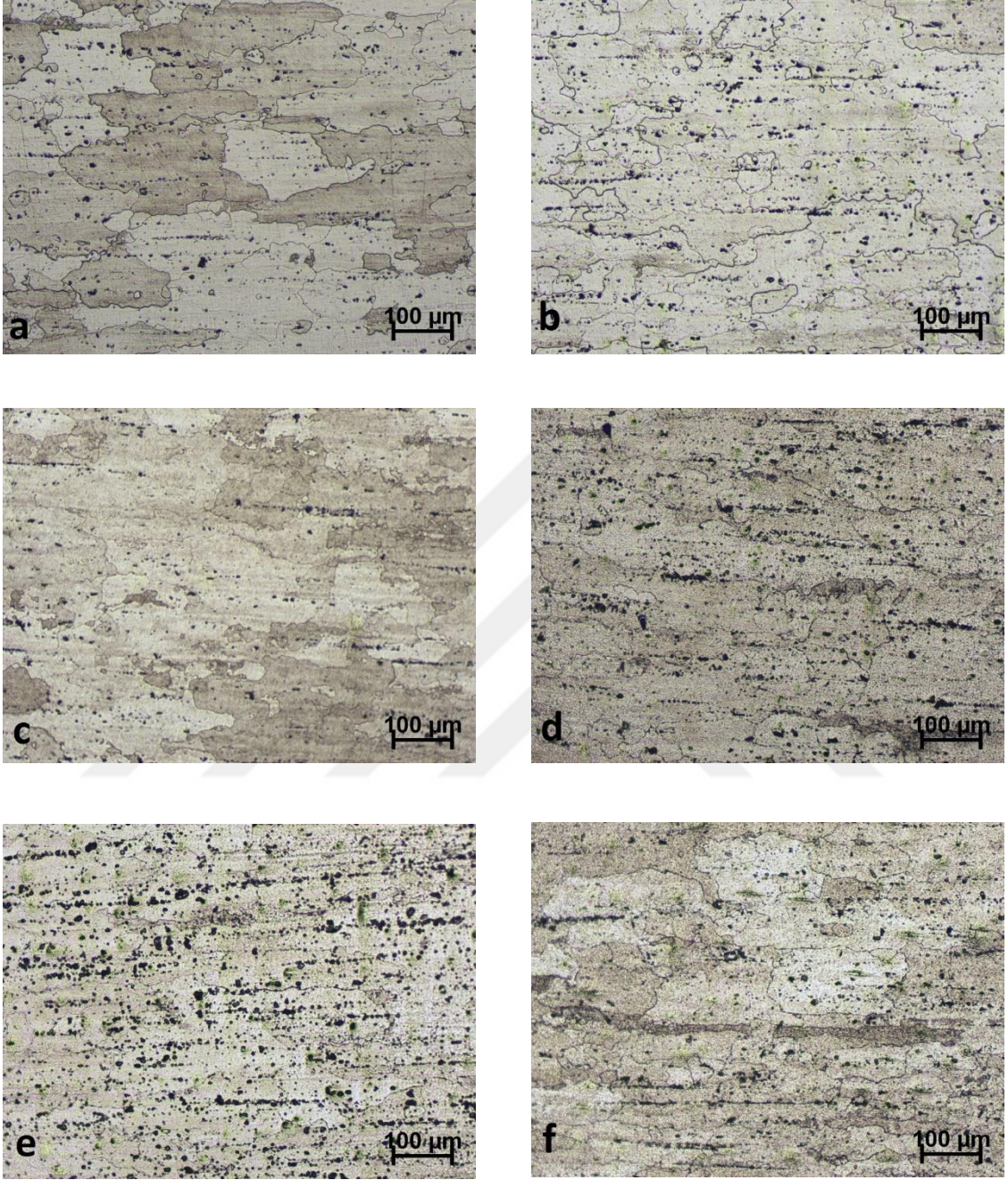
Şekil 6. 3 200°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri



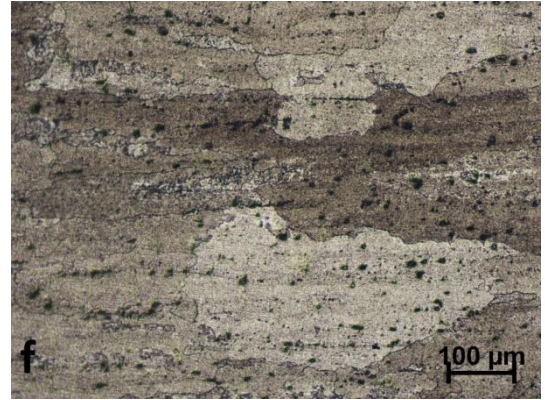
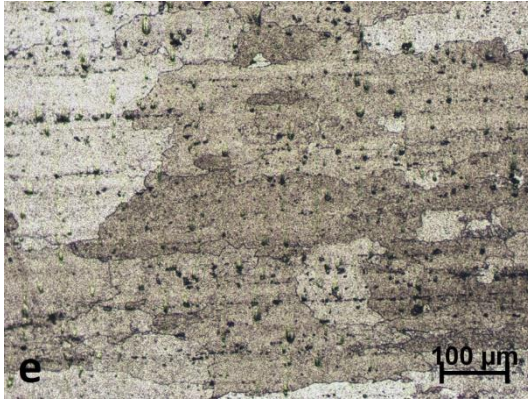
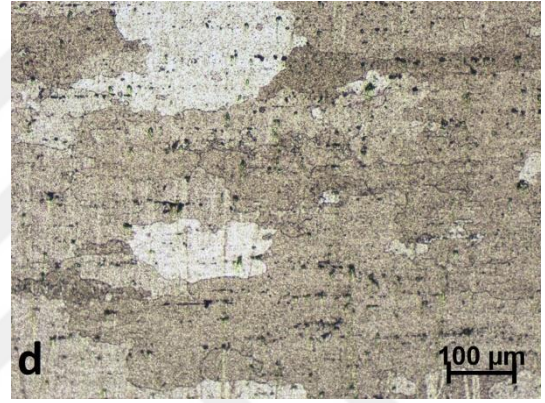
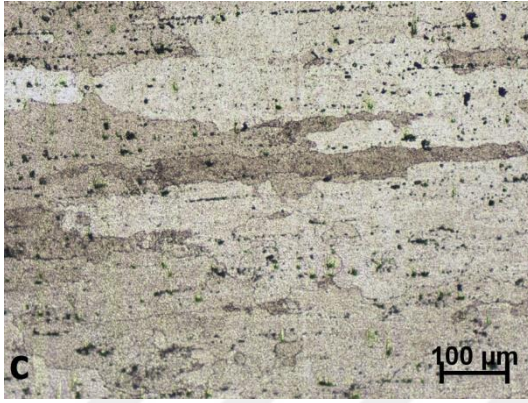
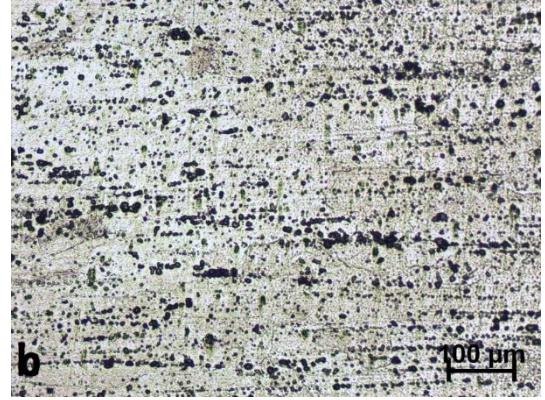
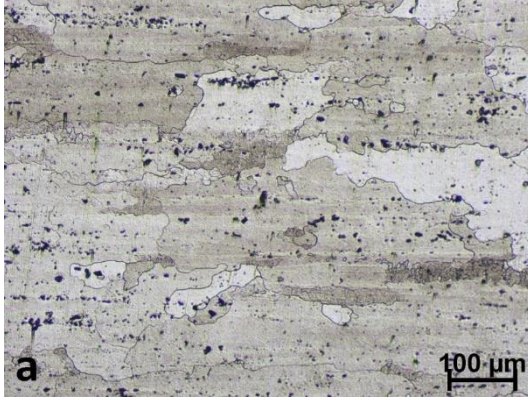
Şekil 6. 4 240°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri



Şekil 6. 5 280°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri



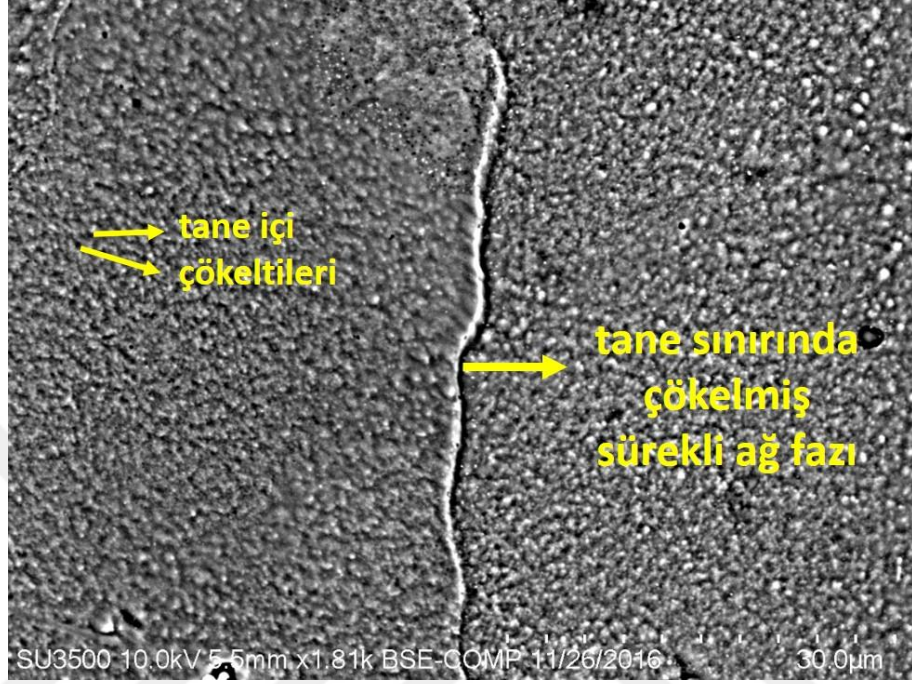
Şekil 6. 6 320°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri



Şekil 6. 7 370°C a) 1 dakika, b) 30 dakika, c) 50 dakika, d) 70 dakika, d) 90 dakika ve e) 120 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlanma (RRA) uygulanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri

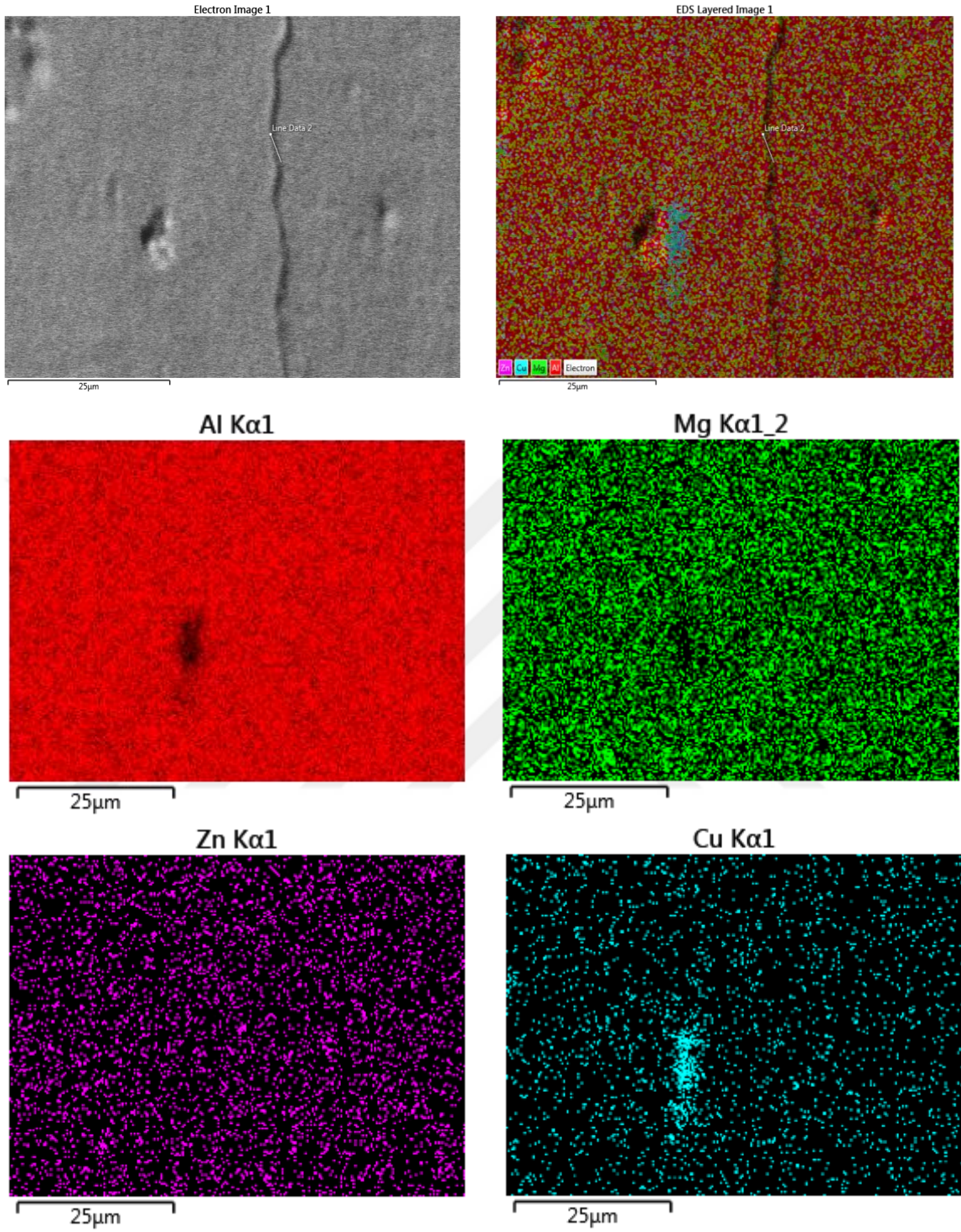
Optik mikroskopla inceleme sonuçlarına göre, yapıdaki metallerrarası çökeltiler görülebilmekte ve sıcaklık arttıkça çökeltilerin kabalaştığı söylenebilmektedir. Tane boyutları ve yönlenme şekilleri üzerine RRA işleminin belirgin bir etkisi yoktur.

Şekil 6.8’de AA7075-T651 alaşımının tane sınırı yapısının SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6. 8 AA7075-T651 tane sınırı yapısı SEM görüntüsü

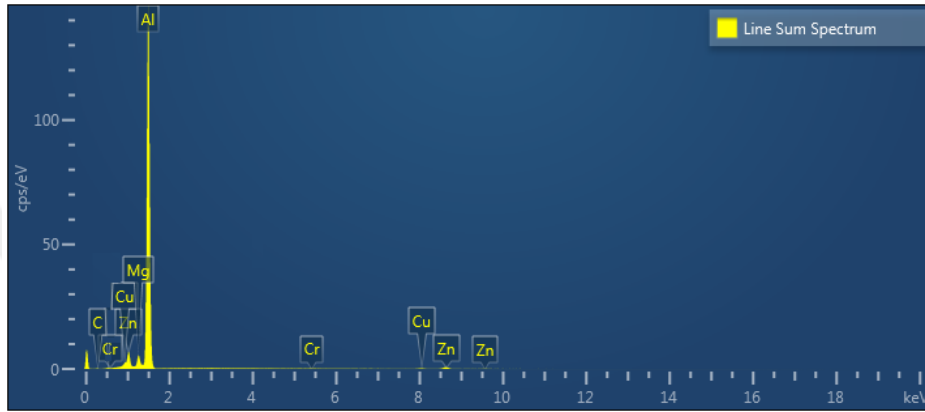
AA7075-T651 alaşımının tane sınırındaki çökelti bileşimini belirlemek için SEM/haritalama yöntemi kullanılmış ve elde edilen sonuçlar Şekil 6.9’da tekrar verilmiştir.



Şekil 6. 9 AA7075-T651 alaşımının SEM/haritalama analiz görüntüsü

SEM/haritalama analizinde görüldüğü gibi AA7075-T651 alaşımında başlıca Al, Mg, Zn ve az miktarda Cu elementleri bulunmaktadır. Bu elementlerin oranlarına bakıldığında (Şekil 6. 10) Sem/haritalama analizine uygun olarak görülmektedir.

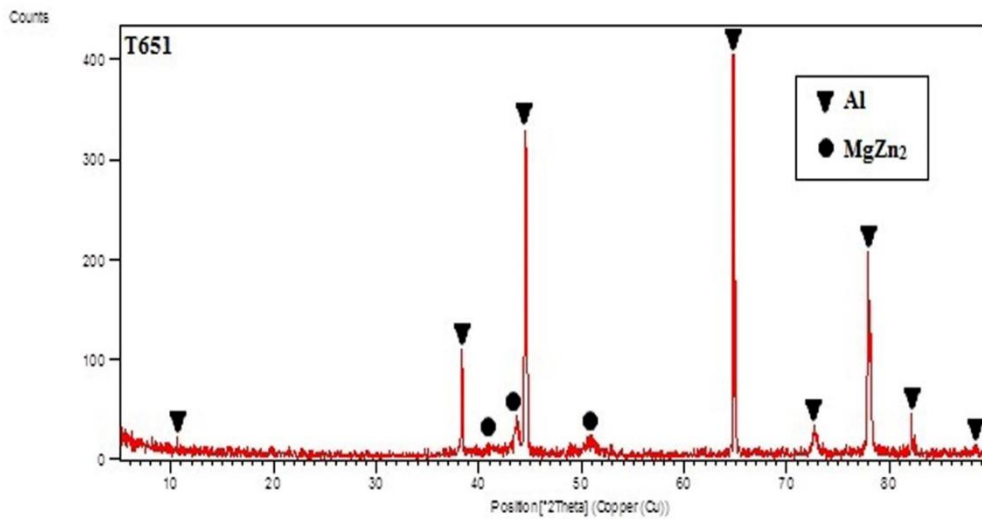
EDS yüzey taraması görüntülerinden anlaşılabacağı gibi, Mg oldukça yoğun ve homojen bir dağılım göstermiştir. Zn ise, daha düşük bir homojenlik dağılımı gösterirken, Cu diğer elementlere göre en az yoğunluğa sahiptir. Şekil 6.10'da EDS analizi ve sonuçları verilmiştir.



Şekil 6. 10 AA7075-T651 alaşımının EDS analizi, K serisi, element yüzleri (%ağırlıkça);
Mg: 1,61, Zn: 2,94, Cu: 0,67, Cr: 0,08, Al: 94,7

Analiz sonuçlarından tane sınırlarında Mg/Zn oranı 2:1 şeklinde bir faz olduğu anlaşılmaktadır.

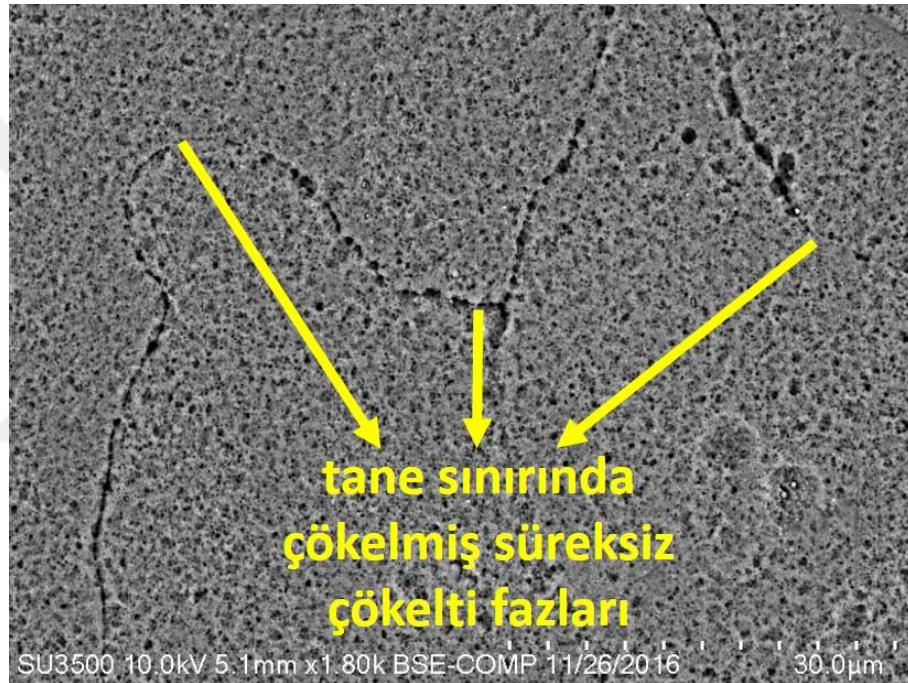
Şekil 6. 11'de AA7075-T651 alaşımına yapılan XRD sonucu verilmiştir.



Şekil 6. 11 AA7075-T651 alaşımının XRD analizi

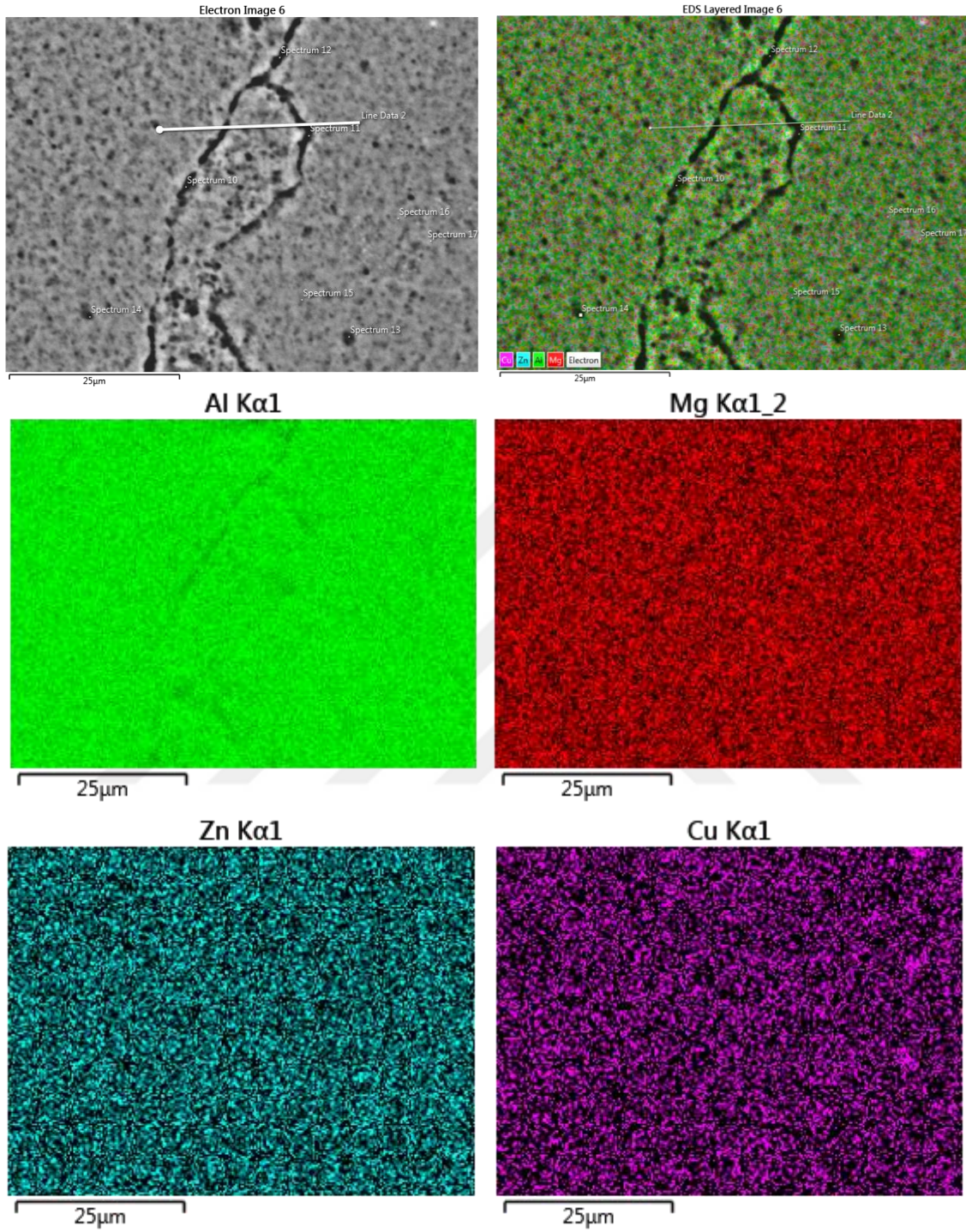
AA7075-T651 XRD analizi yapıda, ikinci bir faz çökeltisi ($MgZn_2$) olduğunu göstermektedir. Bu da SEM/haritalama ve EDS analizlerinde tespit edilen ikinci fazın kimyasal bileşimini doğrulamaktadır.

AA7075-T651 durumundaki mikroyapı ve diğer karakterizasyon sonuçları incelendiğinde, tane sınırlarında sürekli bir ağ yapısının olduğu ve yapının $MgZn_2$ şeklinde kararlı bir denge çökeltisi (η) olarak bulunduğu belirlenmiştir. Aynı bileşime sahip η fazının ise tane içinde homojen dağıldığı tespit edilmiştir. Şekil 6. 12'de AA7075-T651 alaşımına 280°C/120 dakika RRA işlemi yapılması sonucunda oluşan tane sınırı yapısının SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6. 12 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu mikroyapı SEM görüntüsü

Şekil.6.13'te RRA sonrası mikroyapı SEM/haritalama görüntüsü verilmiştir.

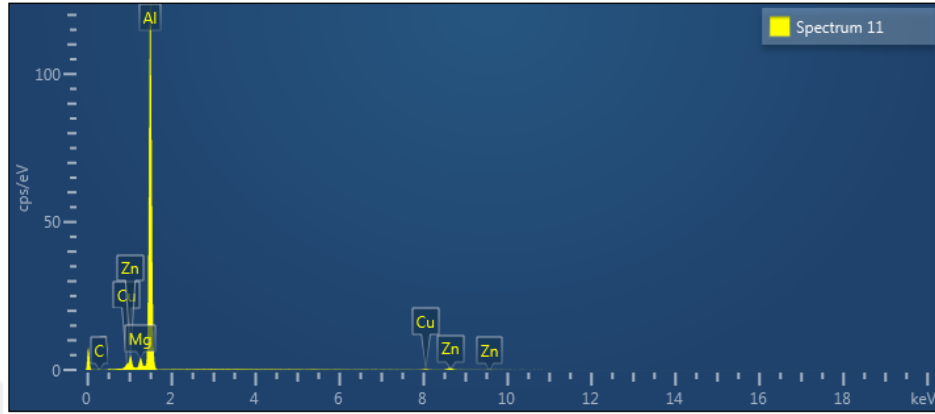


Şekil 6. 13 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu SEM/haritalama analiz görüntüsü

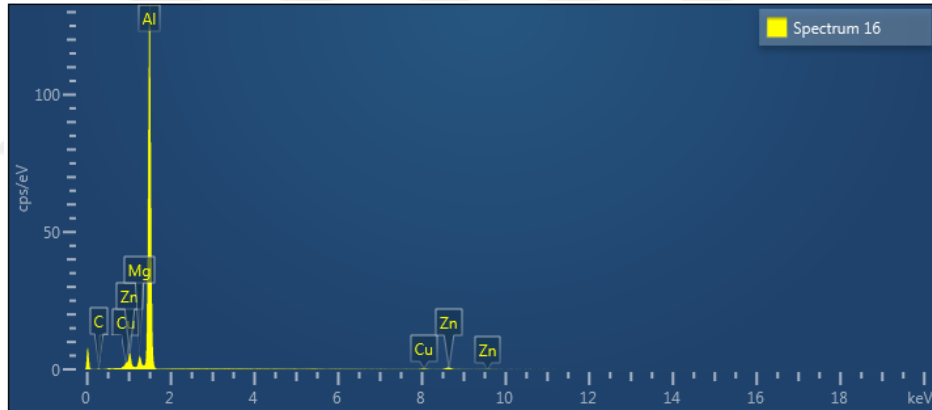
Şekil 6. 13'te görüldüğü gibi RRA sonucu yapıda, Mg ve Zn oldukça yoğun bir şekilde bulunmaktadır. Ayrıca RRA sonucu Cu miktarı, T651 durumuna göre daha yoğun görülmektedir. Bu durumun temel nedeni; uygulanan ısıl işlemin etkisiyle çözünen ve

tekrar çökelen fazların durumuna bağlı olarak, ana yapıdan söz konusu elementlerin yayınmasının gerçekleşmesidir.

280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu tane sınırında ve tane içinde yapılan EDS analiz sonuçları Şekil 6.14 ve 6.15'te verilmiştir.

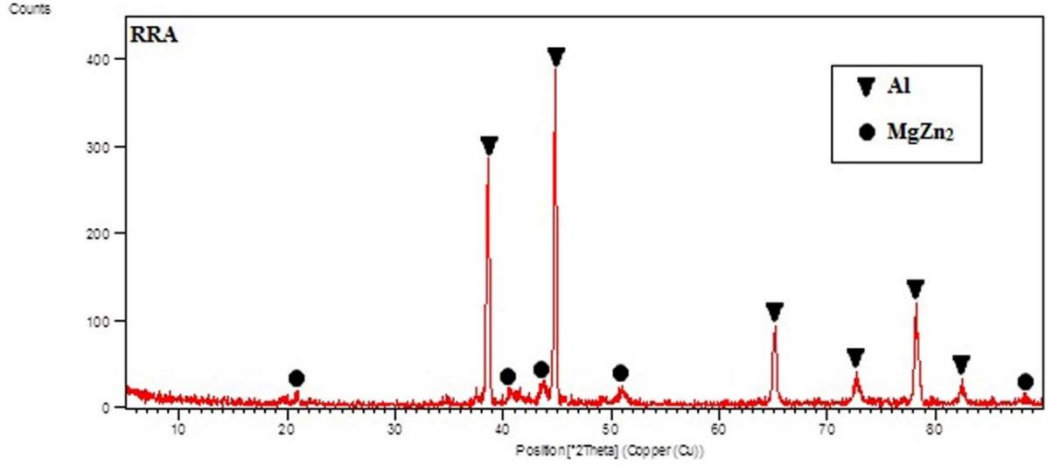


Şekil 6. 14 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu tane sınırı EDS analizi, K serisi, element yüzleri (%ağırlıkça); Mg: 1,41, Zn: 3,20, Cu: 0,86, Al: 94,53



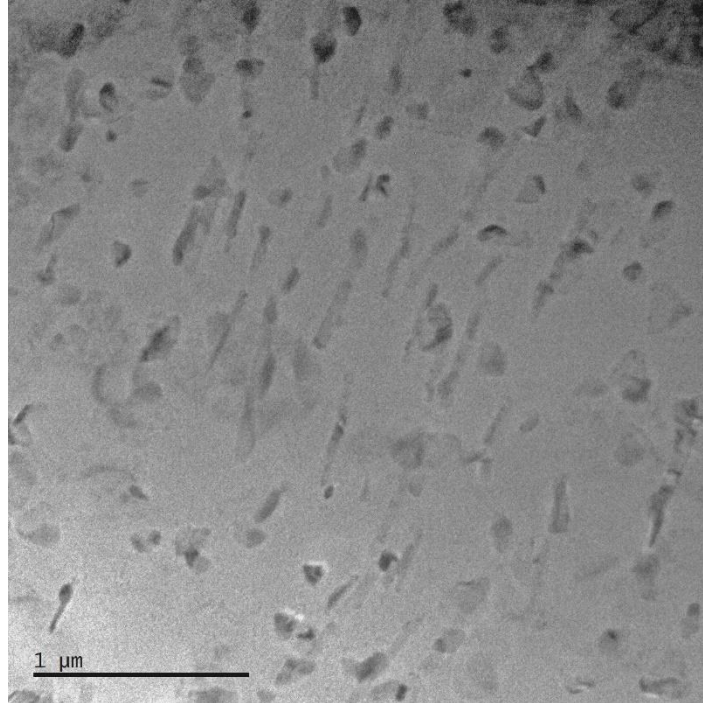
Şekil 6. 15 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu tane sınırı EDS analizi, K serisi, element yüzleri (%ağırlıkça); Mg: 1,60, Zn: 3,06, Cu: 0,91, Al: 94,43

280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu RRA sonrası numuneye yapılan XRD analizi sonucu Şekil 6.16'da verilmiştir.

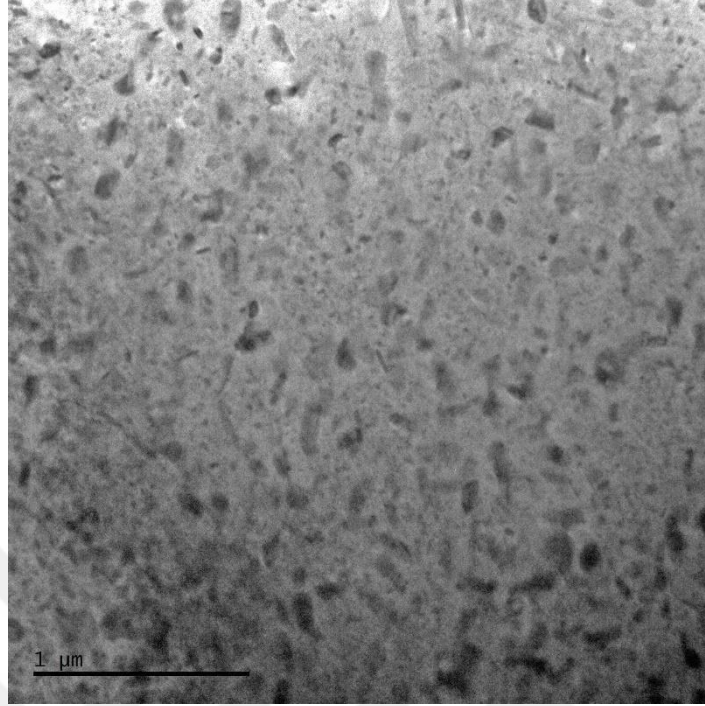


Şekil 6. 16 280°C/120 dakika RRA işlemi sonucu XRD analizi

RRA yapılmış numunelere yapılan analizler sonucunda mikroyapıda tane içlerinde ve tane sınırlarında η ve η çökeltilerinin bulunduğu tespit edilmiştir. Ayrıca RRA sonucu elde edilen XRD analizinde alüminyum piklerinin T651 durumuna göre kısaldığı görülmüştür. Yani RRA sonucunda mikroyapıda ikincil fazların daha fazla oluştuğu söylenebilir. Bu durum TEM mikroyapı görüntülemeye açık olarak ortaya çıkmaktadır (Şekil 6.17 ve 6.18).



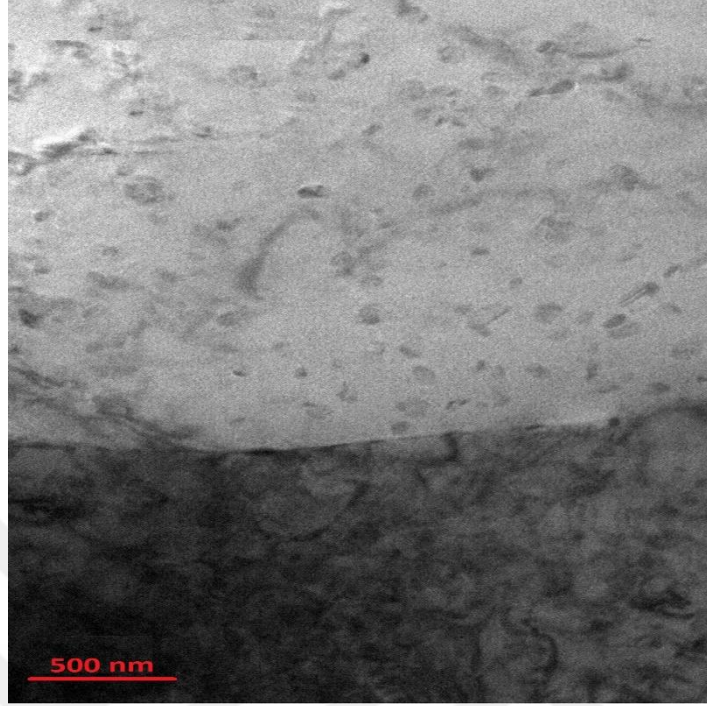
Şekil 6. 17 AA7075-T651 tane içi mikroyapısı TEM görüntüsü



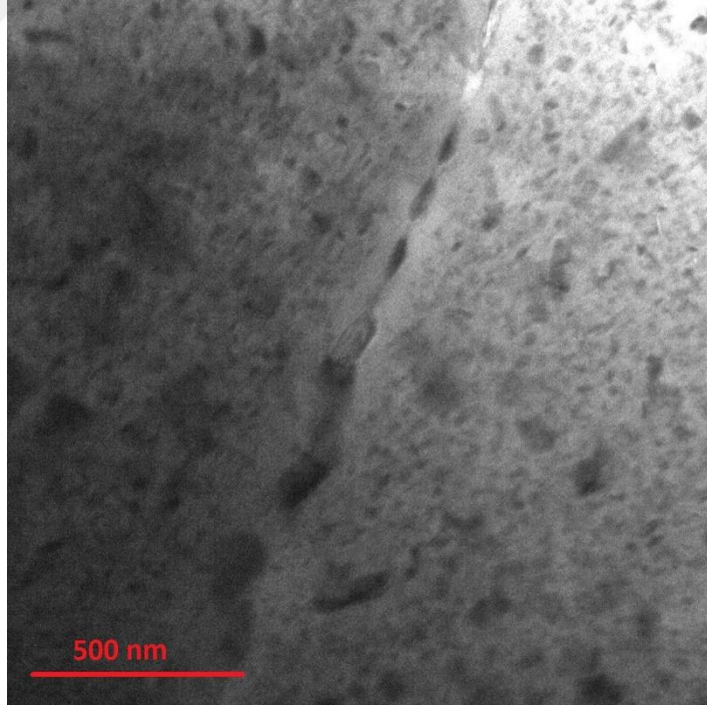
Şekil 6. 18 240°C/90 dakika RRA sonrası mikroyapı TEM görüntüsü

Daha önceki çalışmalarda $MgZn_2$ (η' ve η) çökeltilerinin 1-100 nm arasında olduğu ve şekillerinin plaka, iğnesel veya küresel olabilecekleri gösterilmiştir. Bununla beraber mikroyapıda 1-20 μm boyut aralığında metallerarası bileşikler de bulunduğu tespit edilmiştir [97], [98]. Şekil 6.17'de tane içi mikroyapısında homojen dağılmış çökeltiler görülmektedir. RRA sonrasında ise Şekil 6.18'den görülebileceği gibi tane içlerinde, T651 durumuna göre daha ince ve daha yoğun çökeltiler oluşmuştur.

T651 durumundaki TEM mikroyapı görüntüleme ile tane sınırlarında sürekli ağ fazı şeklinde çökelti bulunduğu (Şekil 6.19), buna karşın, RRA işlemi ile bu çökeltilerin sınır boyunca parçalanmasıyla sürekli ağ fazının bozulduğu ve sürekli ağ yapısının parçalanması sonrasında, tane sınırlarındaki çökeltilerin kabalaştığı tespit edilmiştir (Şekil 6.20)



Şekil 6. 19 AA7075-T651 tane sınırı mikroyapısı TEM görüntüsü

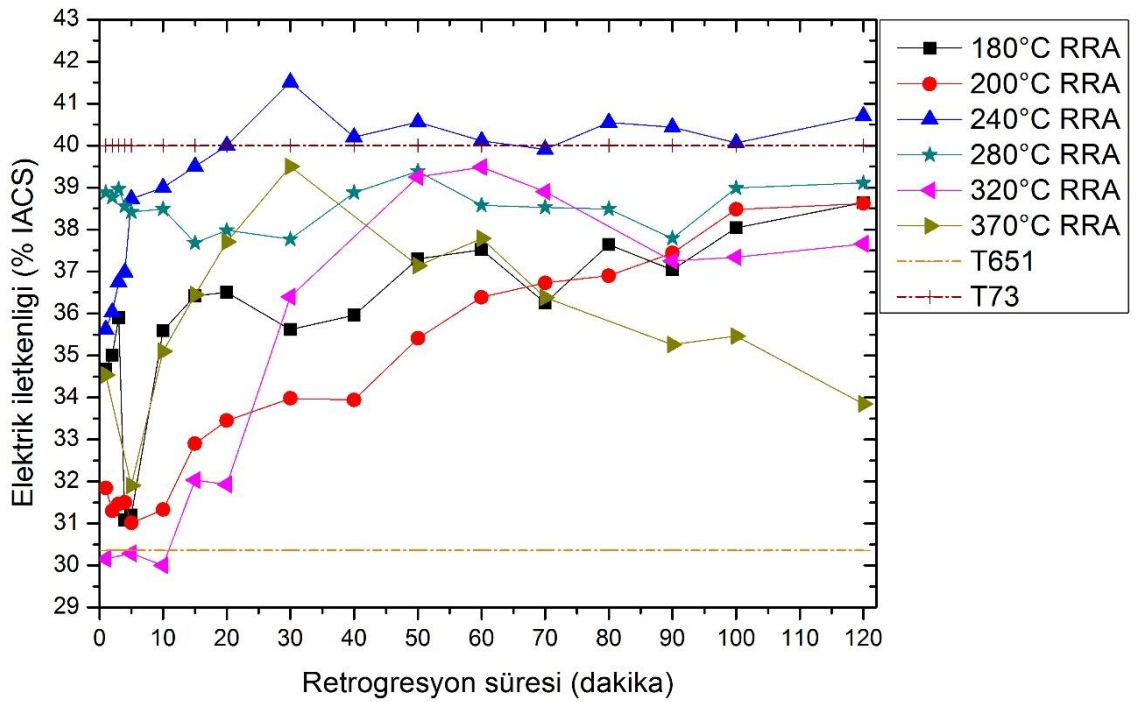


Şekil 6. 20 240°C/90 dakika RRA sonrası tane sınırı TEM görüntüsü

Sonuç olarak, AA7075-T651 durumundaki numunelere uygulanan RRA işlemi sonrasında tane sınırı ve tane içinde bulunan $MgZn_2$ fazlarının boyutunun ve dağılımının değiştiği gözlemlenmiştir. RRA işlem parametrelerinin değişmesi ile bu değişimin büyüklüğü de ayrıca ortaya konmuştur. Şekil 6.19'da AA7075-T651 tane sınırı mikroyapısı TEM görüntüsü verilmiştir. Şekil 6.19'da verilen mikroyapı, Şekil 6.20'de verilen 240°C/90 dakika RRA sonrası tane sınırı TEM görüntüsü ile karşılaştırıldığında, T651 durumunda tane sınırlarında var olan sürekli $MgZn_2$ fazının parçalandığı ve belli aralıklarla tane sınırı boyunca tekrar çökelmiş olduğu görülmektedir. Benzer şekilde tane içinde de çökeltilerin boyutlarının kabalaştığı açıkça görülmektedir.

6.2 Elektrik İletkenliği-RRA İlişkisi

Şekil 6.21'de farklı sıcaklıklarda retrogresyon uygulanan numunelerin retrogresyon süresine bağlı olarak elektrik iletkenliklerinin değişimi T651 ve T73 durumu ile karşılaştırmalı olarak verilmiştir.



Şekil 6. 21 Retrogresyon süresi ile elektrik iletkenliği arasındaki ilişki

Bütün retrogresyon sıcaklıklarında genel olarak, artan retrogresyon süreleri ile malzemenin elektrik iletkenliğinin arttığı gözlemlenmiştir.

Uygulanan RRA işlemleri içinde özellikle 370°C'deki 30 dakikalık işlemde, alaşımın iletkenliğinin belirgin bir şekilde yükseldiği ve daha uzun sürelerde uygulanan RRA işlemlerinde ise iletkenliğin dramatik olarak düştüğü tespit edilmiştir (Şekil 6.21)

En yüksek elektrik iletkenlik değerlerine 240°C'de uygulanan RRA işlemi ile ulaşılmıştır. 240°C'de ve farklı sürelerdeki iletkenlik değerleri karşılaştırıldığında ise, en yüksek değer 30 dakikada 41,51%ACS olarak bulunmuştur. Tespit edilen bu iletkenlik değeri, literatürde yer alan T73 durumundaki ortalama değerlerden daha yüksektir.

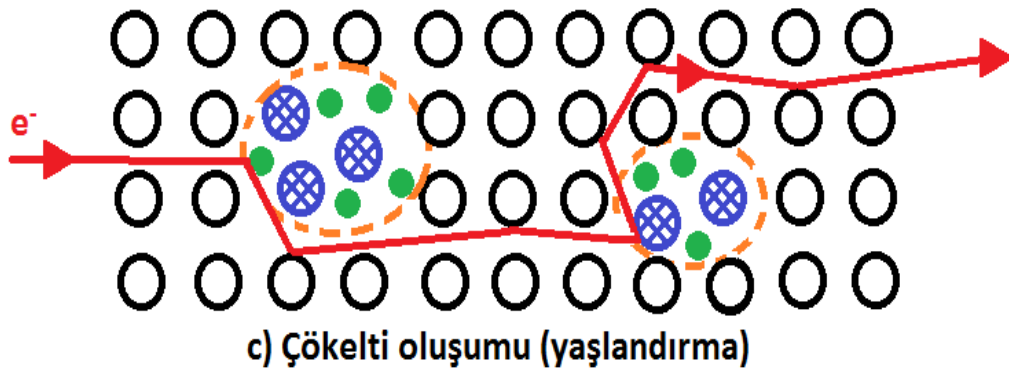
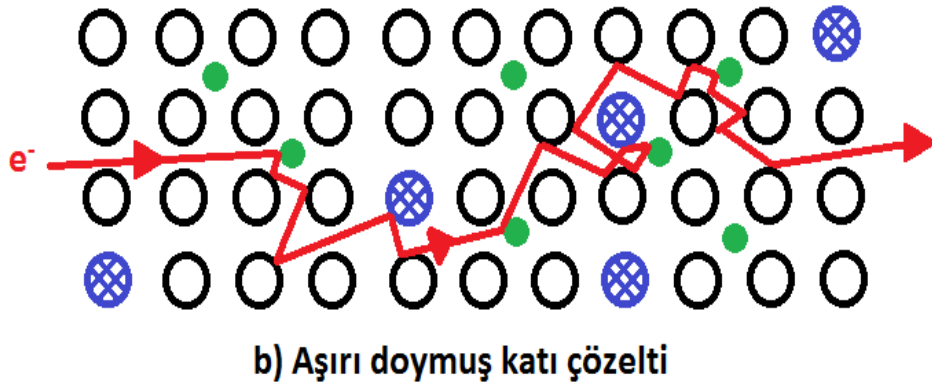
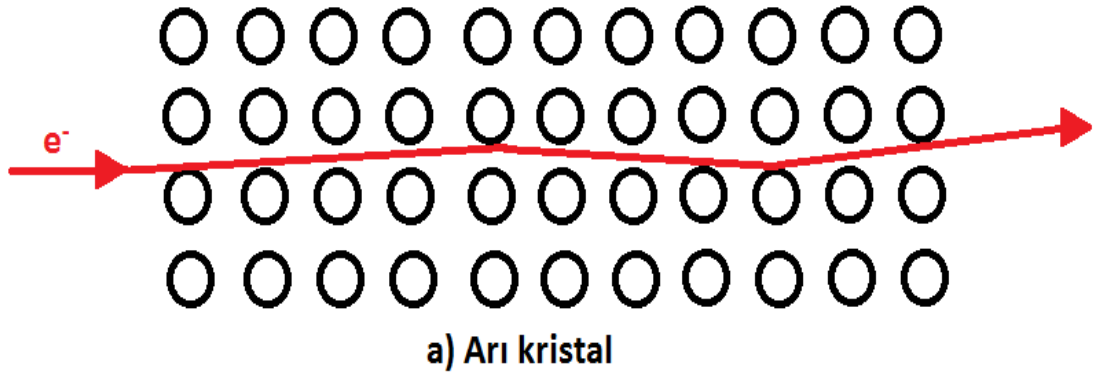
Elektrik iletkenlik değerleri yüksek dayanımlı alüminyum alaşımlarında mikroyapıdaki çöktillerin boyutları ve dağılımlarıyla doğrudan bağlantılıdır, dolayısıyla uygulanan ısı işlemlerin etkilerini kontrol etmekte yararlı bir veridir. Ayrıca elektrik iletkenliği malzemenin korozyona karşı hassasiyetini de belirlemekte önemli bir göstergedir. Wallace ve arkadaşları, T73 konumundaki elektrik iletkenliği değerine yakın iletkenliğe sahip RRA işlemlerinin gerilmeli korozyon çatlak ilerleme hızlarını düşürdüğünü ortaya koymuşlardır. İletkenlik değeri arttıkça gerilmeli korozyon direnci de artmaktadır.

Malzemenin iletkenliğinin artışı, aşırı yaşlanma ile açıklanabilmektedir. Temel olarak çökelti boyutu-serbest elektron yolu ilişkisi ile açıklanabilecek olan bu durum, çökelti boyutunun büyümesi ve böylece elektronların serbest yolunun artışı şeklinde ifade edilebilmektedir.

Malzemenin iletkenliğinin artışının bir başka açıklaması ise çöktillerin uyumları ile ilgilidir. Başlangıçta, çok kısa retrogresyon sürelerinde iletkenlik bir miktar azalmakta daha sonra artan retrogresyon süreleriyle paralel olarak iletkenlik de artmaktadır. İlk baştaki bu düşüşün nedeni GP bölgelerinin varlığıyla ilgilidir. Çözünen atomların çok küçük bölgeler halinde matrisle uyumlu olarak kümelenmesi (GP Bölgeleri), kafesi gerinime uğratar (çarpıtır). Çarpılan kafes ise, aykırı yerleşim hareketini zorlaştırarak, dayanımının artışına neden olur. Salazar ve arkadaşları, aykırı yerleşimlerin hareketinde olduğu gibi, GP bölgelerinin oluşturduğu çarpılma ile elektron akışının zorlaşmasıyla, elektronların saçılma etkisi gösterdiğini açıklamışlardır. Bunun sonucunda elektrik iletkenliği düşmektedir.

Artan retrogresyon süresiyle oluşan yarı-kararlı ve kararlı çökelti yapıda uyumu azaltmakta ve böylece kafes gerinimi de azalmaktadır. Bunun sonucunda ise malzemenin elektrik iletkenliği artış göstermektedir. Ayrıca, elektrik iletkenliğinin artması, matrisin saflaştığını göstermektedir. Yani, elektriksel iletkenliğin artmasının nedeni, çözünen atomların ayrılması ve çözünence zengin çökelti oluşması vasıtasıyla matrisin saflaşmasından kaynaklanmaktadır [17], [76], [99], [100], [101]. Şekil 6.22, yaşlandırma süresince çözünen atomların çökelti oluşturarak, matrisi fakirleştirme (saflaştırma) sonucu elektrik iletkenliğinin artışını şematik olarak göstermektedir.



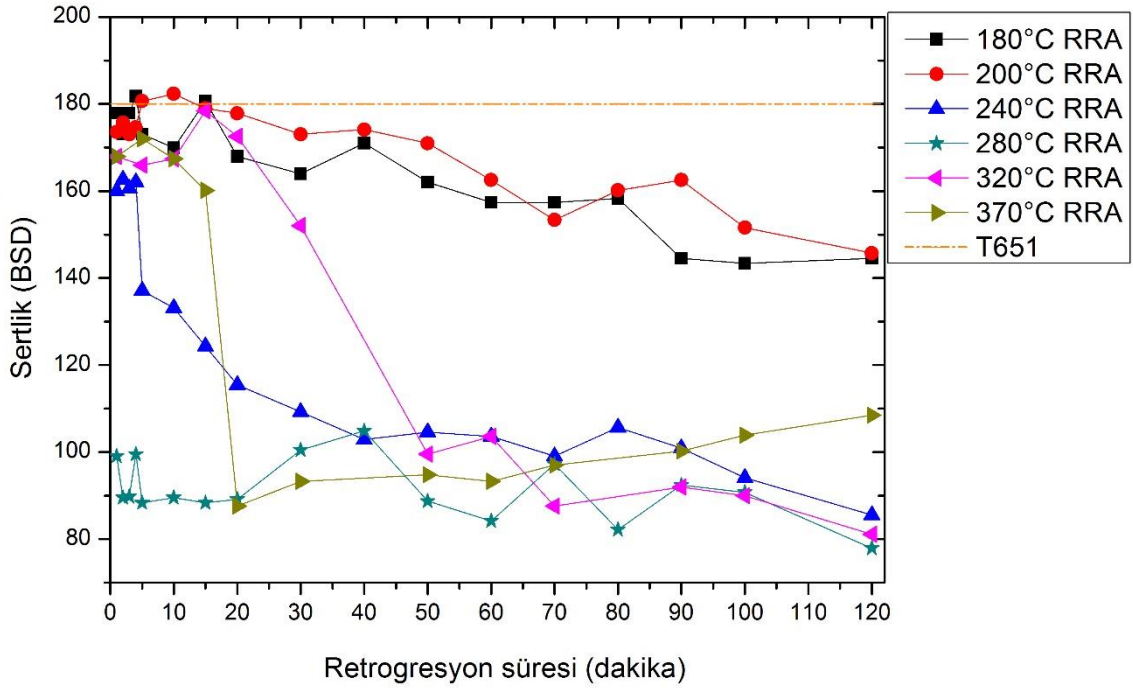


Şekil 6. 22 Elektrik iletkenliğinin matrise bağlı durumu (şematik)

6.3 Mekanik Deney Sonuçları

6.3.1 Sertlik Sonuçları

AA7075-T651 alaşımına yapılan farklı sıcaklık ve sürelerdeki RRA ısıt işleminin sertlik değerlerindeki değişimlere etkisi, T651 durumuyla karşılaştırmalı olarak Şekil 6.23'te verilmiştir.



Şekil 6. 23 AA7075 alaşımına uygulanan farklı RRA sıcaklık ve sürelerinin sertlik değişimine etkisi

Sertlik değerlerinin 180 ve 200°C'lerdeki RRA ısıt işlem koşullarındaki kısa retrogresyon sürelerinde T651 sertlik değerinin (180 BSD) üzerine çıktığı, ancak daha sonra, artan retrogresyon süresiyle birlikte sürekli düştüğü belirlenmiştir. Daha yüksek sıcaklıklardaki RRA işlemlerinde ise sertlik değerinin T651 durumundaki sertlik değerinin altında kaldığı ve yine artan retrogresyon süresi ile sertliklerin düştüğü tespit edilmiştir (Şekil 6.23).

En yüksek sertlik değerleri, 180°C'de yapılan RRA işleminde 4 dakikalık işlemle, 200°C'de ise 10 dakikalık işlemle bulunmuştur. Söz konusu sıcaklık ve sürelerde T651 sertlik değerinden daha yüksek sertlik değerlerine ulaşılmış, diğer sıcaklıklarda ve sürelerdeki RRA işlemlerinde ise sertlik değerleri T651 sertliğinin altında kalmıştır. Çalışmalarda en yüksek sertlik değeri, 182,33 BSD ile 200°C'de 10 dakikada tespit edilmişken, en düşük

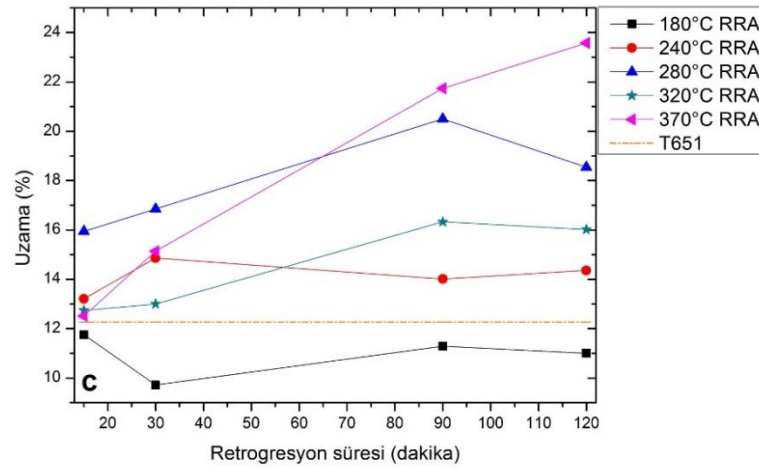
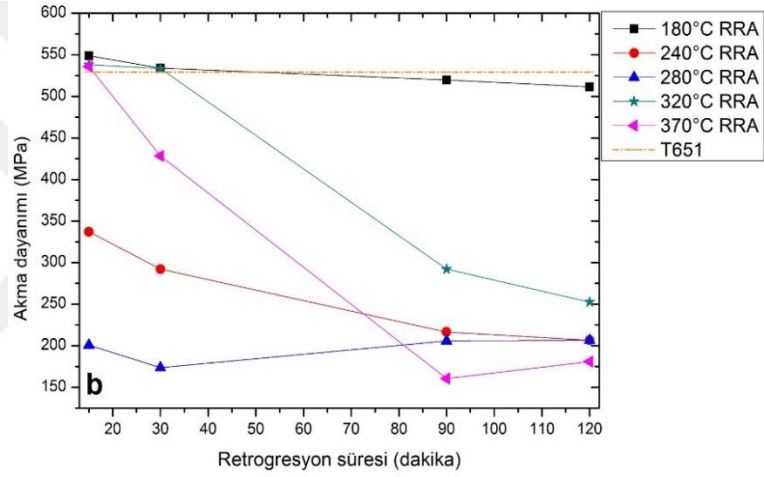
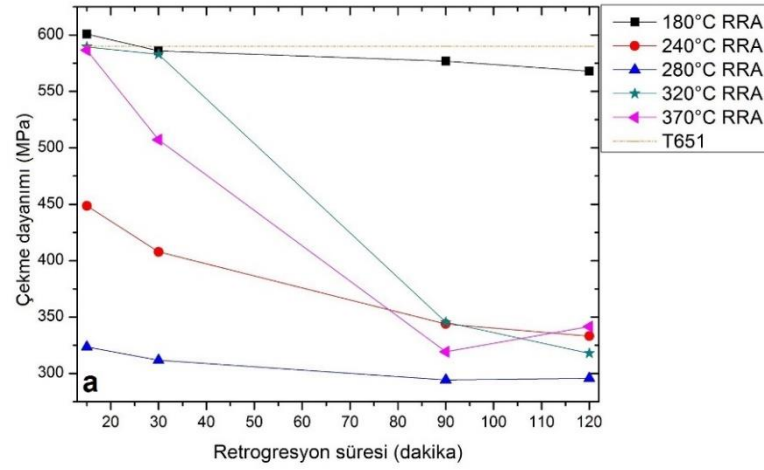
sertlik değeri ise 77,91 BSD ile 280°C'de 120 dakikada yapılan RRA işleminde bulunmuştur.

Sertliğin ilk olarak bir miktar düşmesi yapıdaki tam uyumlu (GP bölgeleri) ve yarı uyumlu η fazının çözünmeye başlamasıyla açıklanmaktadır. AA7075 alaşımında en yüksek dayanımı sağlayan fazlar uyumlu ve yarı uyumlu bileşenlerdir. Bu fazların çözünmesi ile sertlik düşmektedir. Bununla beraber artan süre ve sıcaklıkla beraber sertliğin yükselmeye başlaması çözünen GP bölgelerinin üzerinde çekirdeklenen yeni η fazlarının oluşması ve miktarının artmasıyla açıklanmıştır. RRA sonucunda η çökeltilerinin hacim oranındaki artış T651 durumundan daha fazla olmakta, bu da sertliğin T651 seviyesinden yüksek olmasını açıklamaktadır. Süre ve sıcaklık artışının devam etmesiyle η fazı kararlı denge fazı olan η fazına dönüşmekte, uyumsuz olan bu faz ise sertliğin düşüşüne neden olmaktadır. Sürenin ve sıcaklığın çok fazla artması ayrıca, yapıda aşırı yaşlanma etkisi oluşturmakta ve böylece, çökeltiler kabalaşarak malzemenin sertliği düşmektedir. [63], [64], [102], [103], [104], [105], [106], [107], [108].

GP bölgeleri ve η çökeltilerinin en yüksek sertliği sağlamasının nedeni, bu çökeltilerin alüminyum matrisle olan uyumundan kaynaklanmaktadır. Bölüm 3.3'te açıklandığı gibi GP bölgeleri matrisle tam uyumlu, η çökeltileri ise yarı-uyumlu durumdadır. Uyumlu ve yarı-uyumlu fazlar matrisi çarpıtarak gerilimin artışına yol açar. Kararlı denge fazı olan η ise matrisle tamamen uyumsuz olduğu için matriste gerilim yaratmaz ve aykırı yerleşim hareketini engellemede uyumlu ve yarı-uyumlu fazlar kadar etkili olmaz. Bunun sonucunda malzemede dayanım değeri daha düşük elde edilir [109], [110], [111].

6.3.2 Çekme Deneyi Sonuçları

Farklı sıcaklık ve sürelerde gerçekleştirilen RRA işlemleri sonrasında yapılan çekme deneylerinde elde edilen sonuçlara göre, tespit edilen çekme dayanımı, akma dayanımı ve %kopma değerleri Şekil 6.24'te verilmiştir.



Şekil 6. 24 RRA uygulanmış AA7075 alaışımının akma (a), çekme (b) ve % uzama (c) değerleri

AA7075 alaşımının RRA sonrasında akma dayanımları incelendiğinde, en yüksek değer 180°C/15 dakika RRA sonucunda 548,88 MPa olarak tespit edilmiştir. En dūřuk değer ise 370°C/90 dakika RRA sonucu 160,65 Mpa'dır. Genel olarak akma davranışı incelendiğinde g6rece dūřuk sıcaklıklardaki (180°C) dūřuk sūrelerde akma dayanımın T651 seviyesinin 5zerinde olduğu ve bu sıcaklıkta genel olarak t5m sūrelerde T651 seviyesinde seyrettiği g6r5lmektedir. Bununla beraber diğer sıcaklıklarda yapılan RRA işleminde artan sūreyle birlikte akma dayanımları azalma g6stermektedir. Ayrıca bu çalışmada 320 ve 370°C gibi y5ksek sıcaklıklarda yapılan RRA sonucunda dūřuk retrogresyon s5resinde (15 dakika) akma dayanımlarının T651 seviyesinde olduğu tespit edilmiştir. 320 ve 370°C sonuçlarında g6r5ld5ę5 gibi artan retrogresyon s5resiyle akma dayanımları hızla dūřmektedir, bu sıcaklıklarda 30. dakikadan sonra dayanım hızla azalmaktadır. T5m sıcaklıklarda genel olarak retrogresyon s5resinin artmasıyla akma dayanımı azalmaktadır (şekil 6.24a).

En y5ksek çekme dayanımı 600,87 MPa olup, 180°C/15 dakika RRA sonucunda tespit edilmiştir. En dūřuk çekme dayanımı ise 280°C/90 dakika RRA sonucunda g6r5len 294,35 MPa' dır. En dūřuk çekme dayanımı değerleri 280°C' de yapılan RRA sonrası elde edilmiştir. En y5ksek dayanım değerlerinin ise 180°C' de yapılan RRA sonrası olduğu g6r5lmektedir (şekil 6.24b).

G6rece dūřuk sıcaklılardaki RRA sonucunda (180, 240 ve 280°C) dayanım değerleri daha 6nce yapılan çalışmalarla uyumludur; retrogresyon sıcaklığı ve s5resi arttıkça genel olarak dayanım değerleri dūřmektedir. Ancak, elde edilen sonuçlara g6re 15 dakikaya kadar olan retrogresyon s5relerinde y5ksek sıcaklılarda (320 ve 370°C) yapılan RRA sonucunda dayanım değerinin T651 seviyesine yaklaştığı ve retrogresyon s5resinin artışına bağlı olarak aşırı yaşlanma etkisiyle dayanım değerinin tekrar dūřt5ę5 g6zlemlenmiştir.

RRA işlemi genellikle 180-280°C arasında yapılan bir işlemdir ve literat5rde genellikle bu sıcaklık aralığında yapılan çalışmalar mevcuttur. Bununla birlikte, y5ksek sıcaklılarda yapılan RRA işlemleriyle ilgili yayınlanmış çalışma son derece azdır. Nie ve arkadaşları AA7150 alaşımında 400°C ve 5zerinde retrogresyon ve yeniden yaşlandırma etkilerini araştırmışlardır ve 400-455°C aralığında yaptıkları RRA sonucunda retrogresyon

sıcaklığının artışıyla dayanımın arttığını tespit etmişlerdir. Nie ve arkadaşları 455°C RRA sonrası dayanımın T6 seviyenin üzerine çıktığını göstermişlerdir ve yüksek sıcaklarda yapılan RRA işlemi ile Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarının kalın kesit bileşenlerine uygulanabilmesi için yeterli mekanik özellikler gösteren alternatif bir işlem olabileceğini söylemişlerdir [112].

Retrogresyon sonrası yapılan yeniden yaşlandırma işleminde alaşımın dayanımın artmasını sağlayan ana etki matris çözünürlüğüdür. Dahası, yüksek retrogresyon sıcaklığı, çözülme derecesini arttıracığından yeniden yaşlandırma sonrası matris çözünürlüğünü ve dayanım artışı teşvik etmektedir. Ayrıca, matris çözünürlüğünün artması yapıda daha kararlı çökeltiler oluşması için yararlı bir durum olarak kabul edilmektedir. Daha önce yapılan çalışmalarda, yüksek sıcaklıklarda yapılan retrogresyon sonrası daha yüksek matris çözünürlüğünün olduğu gösterilmiştir [65], [112].

Bu çalışmada, 15 dakikaya kadar olan retrogresyon sürelerinde yüksek sıcaklıklardaki RRA (320°C üzerindeki retrogresyon ve yeniden yaşlandırma) sonucu dayanımın T651 seviyelerinde olduğu tespit edilmiştir. Dolayısıyla 320°C üzeri kısa sürelerde yapılan RRA işlemi sonucunda, yapıda çok hızlı matris çözünürlüğü olmasına bağlı olarak dayanımın arttığı, daha yüksek retrogresyon sürelerinde ise bu sıcaklıklarda etkili olan mekanizmanın aşırı yaşlanmayı tetiklediği ve böylece çökeltilerin aşırı kabalaşarak malzemenin dayanım değerlerinde düşmeye neden olduğu belirlenmiştir.

AA7075 alaşımın kopma uzaması incelendiğinde (Şekil 6.26c), genellikle retrogresyon süresiyle doğru orantılı olarak arttığı görülmektedir. Sadece 180°C RRA işlemi sonucu görülen uzama T651 değerinin altında kalmış diğer tüm sıcaklıklarda ise T651 seviyesinin üzerinde olduğu tespit edilmiştir. En yüksek kopma uzaması %23,58 değeriyle 370°C/90 dakika RRA ile en düşük kopma uzaması ise %9,72 değeriyle 180°C/30 dakika RRA ile bulunmuştur.

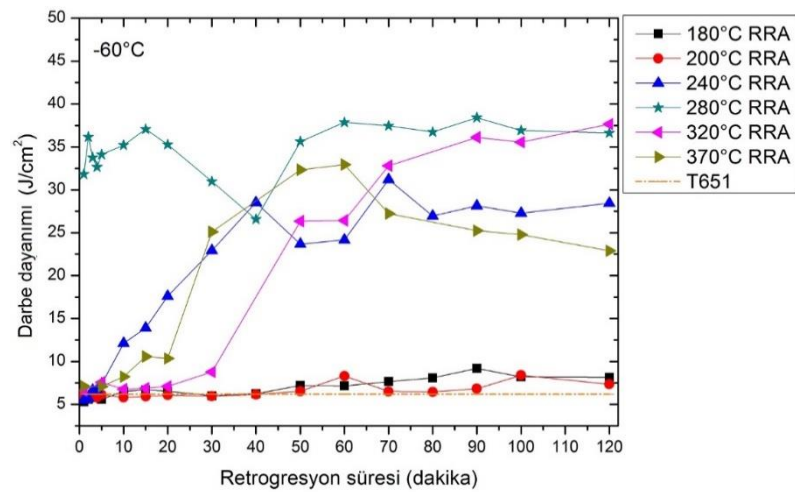
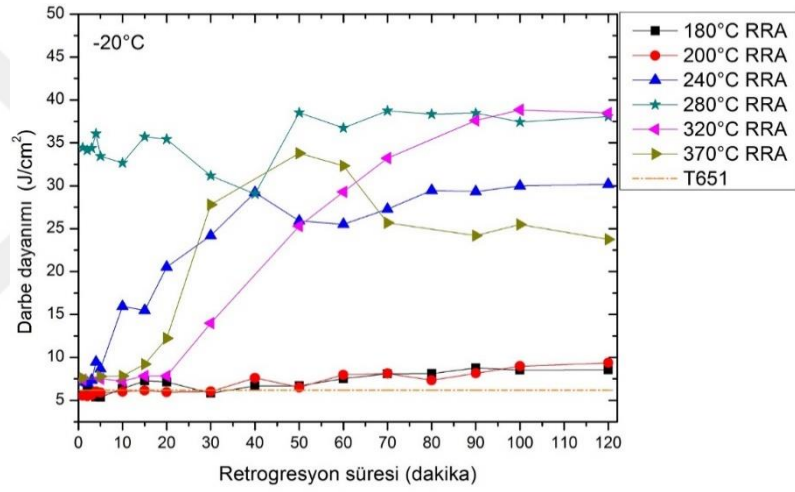
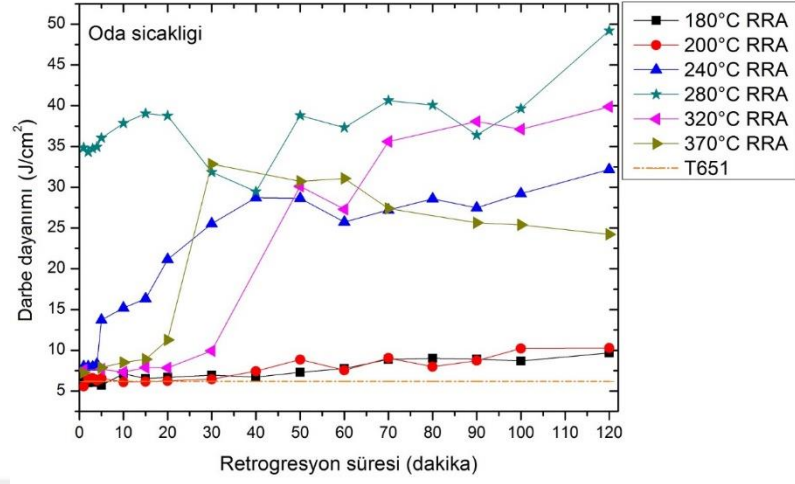
Şekil 6.26c'de görüldüğü gibi, artan retrogresyon süresiyle % uzama değerleri artmaktadır. En büyük artış 370°C RRA koşullarında tespit edilmiştir.

6.3.3 Çentik Darbe Deneyi Sonuçları

Darbe dayanımı, malzemedeki mikroyapı değişikliklerine oldukça bağlıdır ve akma dayanımı, çekme dayanımı, süneklik, sıcaklık, gerinim oranı, kırılma mekanizması ve çentik gibi birçok değişik parametreden etkilenir. Dolayısıyla darbe dayanım değerlerinin bilinmesi ısıtılma işlem koşullarının malzeme üzerine etkilerini görmek açısından son derece önemlidir.

Bu çalışmada üç farklı sıcaklık (oda sıcaklığı, -20°C ve -60°C) seçilerek çentik darbe deneyi gerçekleştirilmiştir. RRA sıcaklık ve sürelerine bağlı olarak belirlenmiş olan darbe dayanım değerleri Şekil 6.25'te oda sıcaklığı, -20°C ve -60°C için T651 durumuyla karşılaştırmalı olarak verilmiştir.





Şekil 6. 25 Oda sıcaklığı, -20°C ve -60°C için farklı sıcaklık ve sürelerde RRA uygulanmış AA7075 alaşımının darbe direnci

Üç farklı sıcaklıkta elde edilen darbe dayanım değerleri, tüm sıcaklık ve süreler için T651 durumundan yüksek çıkmıştır.

Şekil 6.25'te görüldüğü gibi oda sıcaklığında yapılan çentik darbe deneyleri sonucunda, retrogresyon süresinin artışıyla çentik darbe dayanımlarında genel bir artış gözlemlenmiştir. Görece düşük sıcaklıklarda (180 ve 200°C) yapılmış olan RRA işleminde bu artış daha düşük ve genelde darbe dayanım değerlerinin T651 seviyesine yakın seyrettiği belirlenmiştir. 240°C'den itibaren artan RRA sıcaklık değerleriyle birlikte darbe dayanımlarının değerinde daha belirgin bir artış olduğu görülmüştür. Çalışmada özellikle 280°C'de tüm sürelerdeki RRA işlemleri sonrasında oldukça yüksek çentik darbe dayanım değerleri bulunmuştur.

Artan retrogresyon süreleriyle beraber en yüksek artış, 320°C'deki RRA işleminden sonra tespit edilmiştir; bu sıcaklıktaki artış %424,83'dür. En düşük artış ise 280°C'deki RRA işleminden sonra tespit edilmiş olup, bu değer, %41,20'dir. Bunun dışında 180°C'de %46,81, 200°C'de %84,38, 240°C'de %300, 280°C'de 41,20%, ve 370°C'de %232,69 değerinde artışlar tespit edilmiştir.

Oda sıcaklığında en yüksek darbe dayanımı 49,21 J/cm² değeri ile 280°C'de 120 dakikada yapılan retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonrası bulunmuştur, en düşük değer ise 5,57 J/cm² değeri ile 200°C'de 1 dakikalık retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonrası ölçülmüştür.

-20°C'de yapılan RRA işlemleri sonucunda elde edilen çentik darbe değerlerinin artan RRA sıcaklık ve süreleriyle değişimleri oda sıcaklığında tespit edilen değerleri ile benzerlik göstermektedir. Fakat tüm -20°C'de tüm RRA koşullarındaki çentik darbe değerleri oda sıcaklığından daha düşük bulunmuştur (Şekil 6.25).

-20°C'de yapılan RRA işlemleri sonucunda en yüksek darbe dayanımı 38,85 J/cm² değeri ile 320°C'de 100 dakikada yapılan retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonrası bulunmuştur, en düşük değer ise 5,36 J/cm² değeri ile 180°C'de 5 dakikalık retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonrası ölçülmüştür.

-60°C'de gerçekleştirilen çentik darbe deneylerinin sonuçlarının artan RRA sıcaklık ve süreleriyle olan değişimi, yine oda sıcaklığı ve -20°C'deki sonuçlarla benzer bulunmakla

birlikte bu sıcaklıkta diğer iki sıcaklığa göre daha düşük çentik darbe dayanım sonuçları tespit edilmiştir.

-20°C'de yapılan RRA işlemleri sonucunda en yüksek darbe dayanımı 38,41 J/cm² değeri ile 280°C'de 90 dakikada yapılan retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonrası bulunmuştur, en düşük değer ise 5,31 J/cm² değeri ile 180°C'de 1 dakikalık retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonrası ölçülmüştür.

Görece düşük sıcaklıklardaki (180 ve 200°C) tüm RRA sürelerinde çentik darbe dayanım değerlerinin düşük çıkmasının nedeni, bu sıcaklıklarda tane sınırlarındaki kesintisiz ağ yapısının tam olarak parçalanmamasıdır.

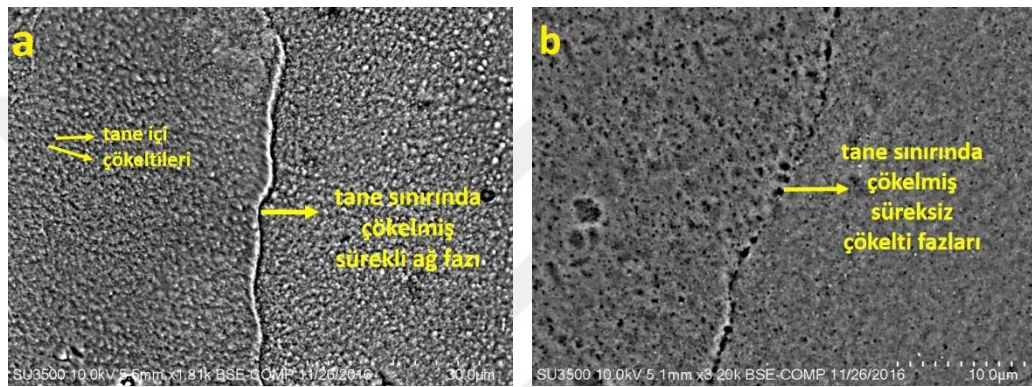
RRA işleminde, artan sıcaklık ve/veya süreyle beraber tokluğun yükselmesinin nedeni çökeltilerin mikroyapıdaki oluşum mekanizması ve dağılımıyla ilgilidir. Sıcaklığa ve süreye bağlı olarak çözünen ve GP bölgelerinde yeniden oluşan yeni η fazının, birim hacimde hem daha yoğun hem de daha ince dağılım gösterdiği belirlenmiştir. Bu durumda malzemenin sertlik değeri, T651 durumundaki sertlik değerine göre yükselmiştir. Böylesi bir sonuç doğal olarak darbe dayanım değerinde artmaya neden olmuştur (Şekil 6.25).

Buna karşın RRA işlemindeki sürenin daha da artmasıyla bu yarı uyumlu η fazı, kararlı denge ve uyumsuz denge fazı olan η fazına dönüşmekte ve bu durum, malzemenin sertliğinin düşüşüne neden olmaktadır. Retrogresyon süresinin artışıyla birlikte sertlik düşerken, malzemenin darbe değerlerinin artışının nedenleri aşağıda verilmiştir;

- RRA işleminin sonucunda tane sınırlarındaki sürekli ve görece daha ince ve kararlı denge çökeltilerinin (η) kabalaşarak süresiz (birbirinden bağımsız) hale gelmesinden kaynaklanır. Böylece, önceden bloke olmuş tane sınırı hattı, kaba ve süresiz η fazı oluşumuyla değişmiştir.
- sürekli ağ yapısı ortadan kalktığı için, bu bölgelerin enerji değerleri de değişmiştir. Ayrıca sert ve gevrek sürekli ağ fazının tane sınır bölgesinde oluşturduğu çentik etkisi azalmıştır. T651 durumunda tane sınırında sürekli ağ formunda bulunan çökeltiler, yüksek enerjili bu bölgelerde sertlik artışı sağlarken, çökeltinin sürekli olması çok yüksek çentik etkisi yaratmaktadır (Şekil 6.26 a). Bu da malzemenin

darbe dayanımını düşürmektedir. Ancak T651 sonrası yapılan RRA işleminde sıcaklık ve sürenin artmasıyla yukarıda açıklandığı gibi tane sınırında bulunan sürekli ağ fazı kırılmaktadır (Şekil 6.26 b).

- sürekli ağ fazının kırılması, bu çökeltilerin artan sıcaklık ve süreyle kabalaşmasına neden olmaktadır (Şekil 6.26 b).
- böylece bir yandan yüksek enerjili tane sınırlarının, sürekli ağ fazının ortadan kalkmasıyla serbest enerji değeri artmakta, diğer yandan küreselleşen çökeltilerin yapıdaki çentik etkisi azalmaktadır.



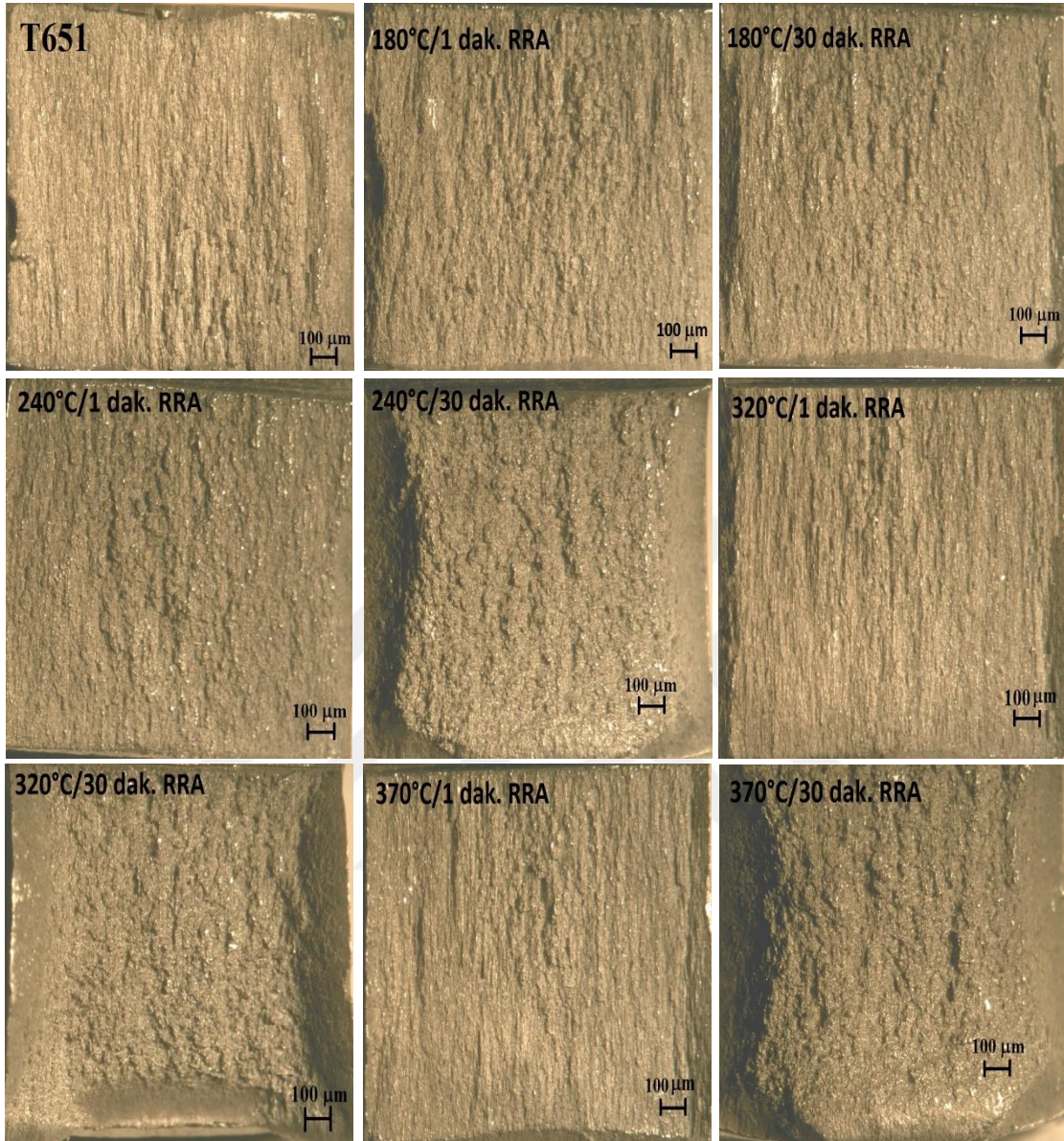
Şekil 6. 26 AA7075 alaşımının T651 durumundaki mikroyapısı (a) ve RRA sonrası mikroyapısı (b)

Yukarıda açıklanan nedenlere bağlı olarak; artan sıcaklık ve/veya süreyle birlikte sertlik düşerken, dayanım değeri buna karşın artmaktadır.

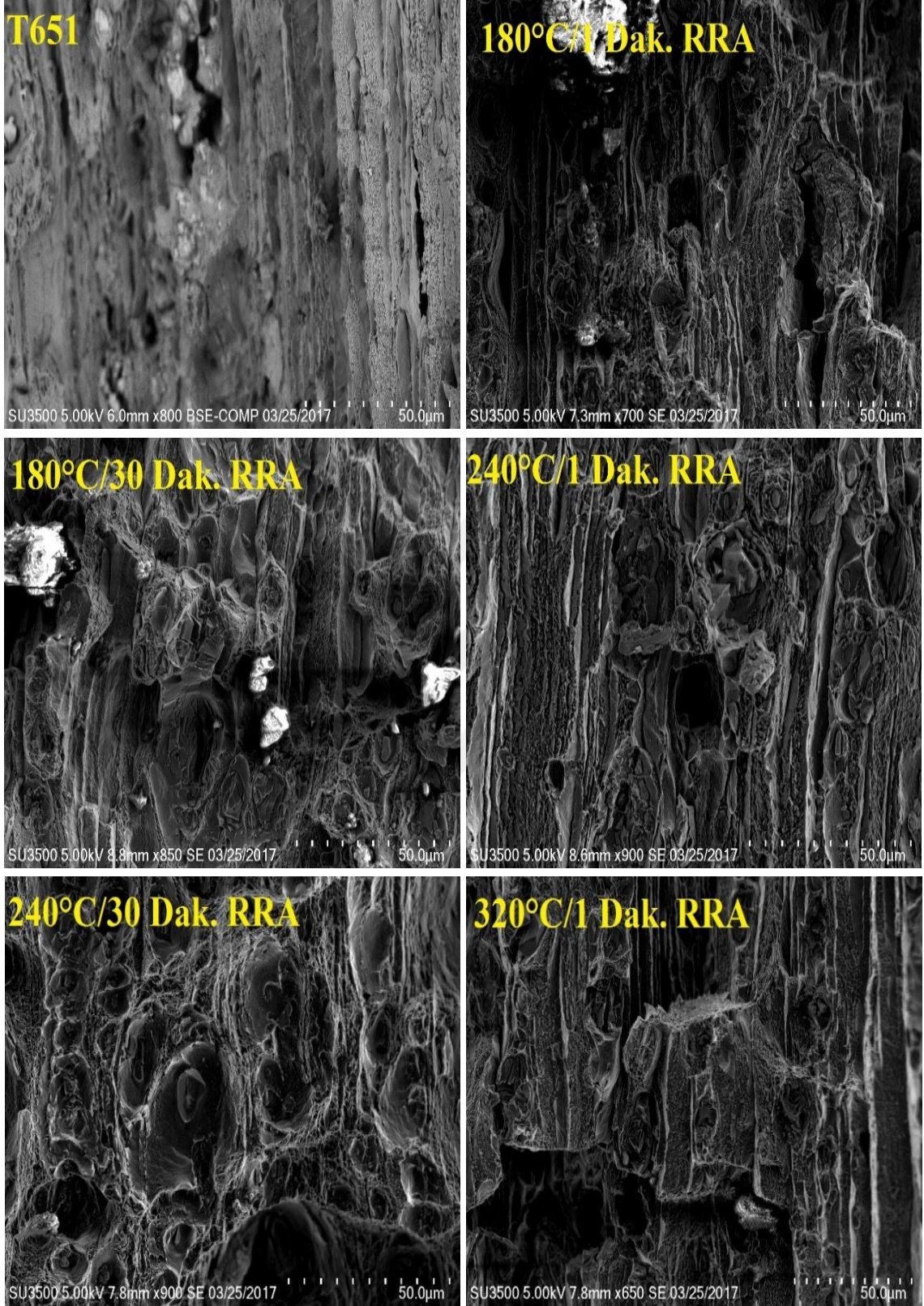
6.3.3.1 Kırılma İncelemeleri (Fraktografi)

Fraktografi, kırılma yüzeylerinin mikroskopik olarak (genellikle SEM ile) incelenmesi ile kırılmanın doğası hakkında bilgi veren bilim dalıdır. Kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri, kırılmanın ne türde olduğuyla ilişkin detaylı bilgi vermektedir.

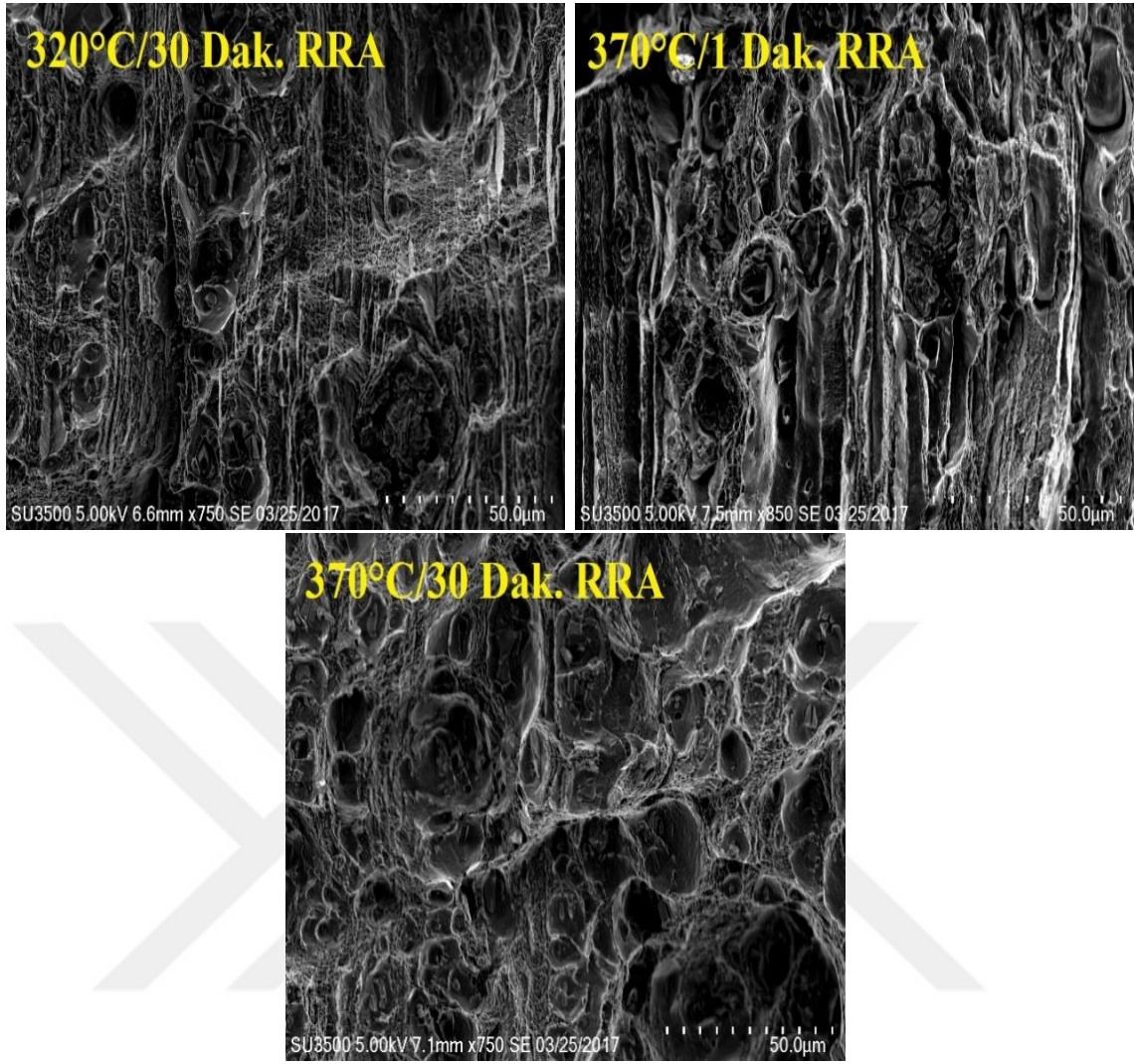
Farklı sıcaklık ve sürelerde RRA işlemi yapılmış numunelerin kırılma yüzeylerinin genel mikroyapı görüntüleri Şekil 6.27’de ve detaylı mikroyapı görüntüleri ise Şekil 6.28’te verilmiştir.



Şekil 6. 27 AA7075 alaşımının farklı sıcaklık ve sürelerde RRA sonrası kırılma yüzeylerinin genel görüntüleri



Şekil 6. 28 AA7075 alaşımasının farklı sıcaklık ve sürelerde RRA sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri



Şekil 6. 28 AA7075 alaşımının farklı sıcaklık ve sürelerde RRA sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri (devamı)

Kırılma yüzeylerinde, alaşımın termo-mekanik durumuna bağlı olarak dört temel sünek kırılma mekanizması görülmektedir;

- i. Kaba bileşen çökeltilerin ayrılması veya kırılması (genellikle Al_7Cu_2Fe ve Mg_2Si gibi metallerarası bileşikler),
- ii. Sünek tane içi kırılma; merkezinde çökeltiler içeren gamzelerle karakterize edilmektedir,
- iii. Sünek tane içi kesme kırılması; yoğun kayma çizgileriyle kesişen geniş düzlemsel alanlar görülmektedir ve
- iv. Sünek tanelerarası kırılma; görece pürüzsüz yüzeyler ile karakterize edilen ilk tane yapısını açığa çıkarmaktadır.

Sünek kırılma yüzeyleri, yapısında çok sayıda gamze (çukurcuk) bulundurduğundan gamzeli kırılma yüzeyi olarak adlandırılır.

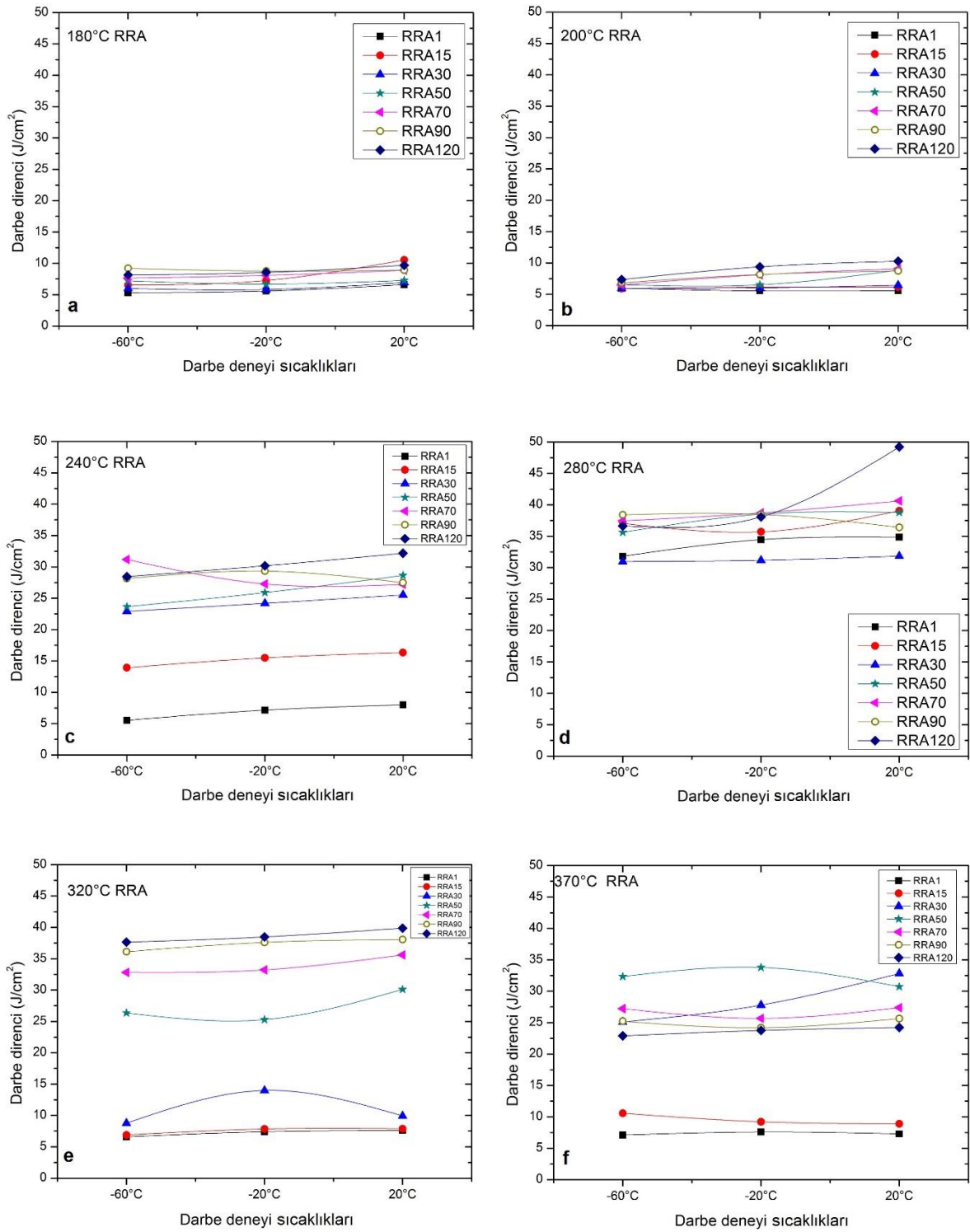
Gevrek kırılma yüzeyleri ise, sırt şeklinde düz bir yüzey gösterir [113], [114].

AA7075 alaşımının T651 durumunda gevrek kırılma yüzeyine sahip olduğu açıkça görülmektedir (Şekil 6.27 ve 6.28). Kırılma yüzeyi görece düz ve gamze oluşumu yoktur. Yüzeyde sırt şeklinde kırılma yüzeyleri görülebilir. Kırılma tipi incelendiğinde, tane içi kırılma tipine uyduğu görülmektedir.

RRA işlemi sonucunda ise kırılma yüzeyleri sünek kırılma tipi göstermektedir (Şekil 6.27 ve 6.28). Şekillerden anlaşılacağı gibi 1 dakikalık kısa retrogresyon sürelerinde, kırılma yüzeyleri gevrek-sünek karışımı kırılma yüzeyine sahipken, artan retrogresyon süresinde (30 dakika) tüm yüzeylerde sünek kırılma tipi görülmüştür. RRA/30 dakika kırılma yüzeylerinde sünek yapıyı gösteren gamzeli yapı açıkça görülmekle birlikte, kesme kırılması şeklinde yapı da mevcuttur; yani kırılma tipi sünek-kesme kırılması şeklindedir. Genel olarak Şekil 6.27 ve 6.28 incelendiğinde, RRA işleminin farklı sıcaklık ve sürelerine bağlı olarak, AA7075 alaşımının kırılma şekli sünek kırılma tipine dönüşmüş olduğu tespit edilmiştir.

Böylece, artan RRA sıcaklık ve süresine bağlı olarak, alaşımın sünek davranışında artış olduğu açıkça söylenebilir. Çalışmada gerçekleştirilen çekme deneylerinde elde edilen kopma uzaması değerleri, bu durumu desteklemektedir.

AA7075 alaşımında RRA parametrelerinin darbe geçiş sıcaklığına etkileri de araştırılmış olup sonuçlar Şekil 6.29'da verilmiştir.



Şekil 6. 29 RRA parametrelerinin darbe geçiş davranışına etkisi

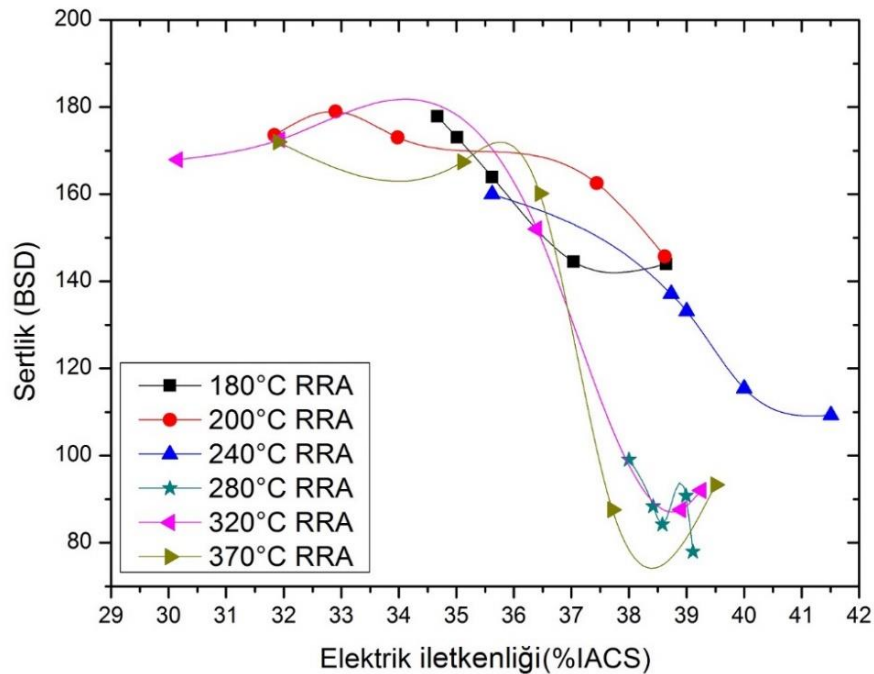
Malzemelerin darbe dayanımları sıcaklıkla değişebilmektedir. Genellikle sıcaklık düştükçe darbe dayanımı da düşmektedir. Bu düşüş aniden meydana gelebileceği gibi belirli bir sıcaklık aralığında da meydana gelebilir. Darbe dayanımının düştüğü bu sıcaklık

aralığına “gevrek-sünek geçiş aralığı” adı verilmiştir. Özellikle değişken sıcaklıklarda çalışan parçalarda bu aralığın bilinmesi malzeme tasarımında son derece önemlidir. Bu tez kapsamında da, havacılık ve uzay endüstrisinde sık tercih edilen AA7075 alaşımına yapılan RRA işlemlerinin darbe geçiş davranışına etkileri belirlenmiş ve sonuçlar Şekil 6.33’ de verilmiştir. Grafiklerden görüldüğü gibi özellikle 200°C RRA işleminde yüksek retrogresyon sürelerinde (50 dakika ve üstü) ile 180°C/15 dakika ve 280°C/120 dakika RRA işlemlerinde önemli darbe geçiş aralığı mevcuttur.

Diğer RRA koşullarında önemli darbe geçiş aralıkları olmamakla beraber, darbe geçiş sıcaklıklarının malzemenin çalışma koşullarına göre değerlendirilmesi gereklidir.

6.4 Fiziksel ve Mekanik Deney Sonuçları Arasındaki İlişki

Bu çalışmada, RRA işlem sıcaklık ve sürelerinin malzeme davranışına etkisi incelenirken aynı zamanda, belirlenen fiziksel özellik değişimleri ile mekanik özellik değişimleri arasındaki ilişkiler de ortaya konmuştur. Şekil 6.30, RRA sıcaklık ve sürelerine (1, 5, 30, 90 ve 120 dakika) göre malzemenin değişen sertlik-elektrik iletkenliği arasındaki ilişkiyi göstermektedir.



Şekil 6. 30 Sertlik-elektrik iletkenliği bağıntısının RRA koşullarına göre değişimi (retrogresyon süresi; 1, 5, 30, 90 ve 120 dakika)

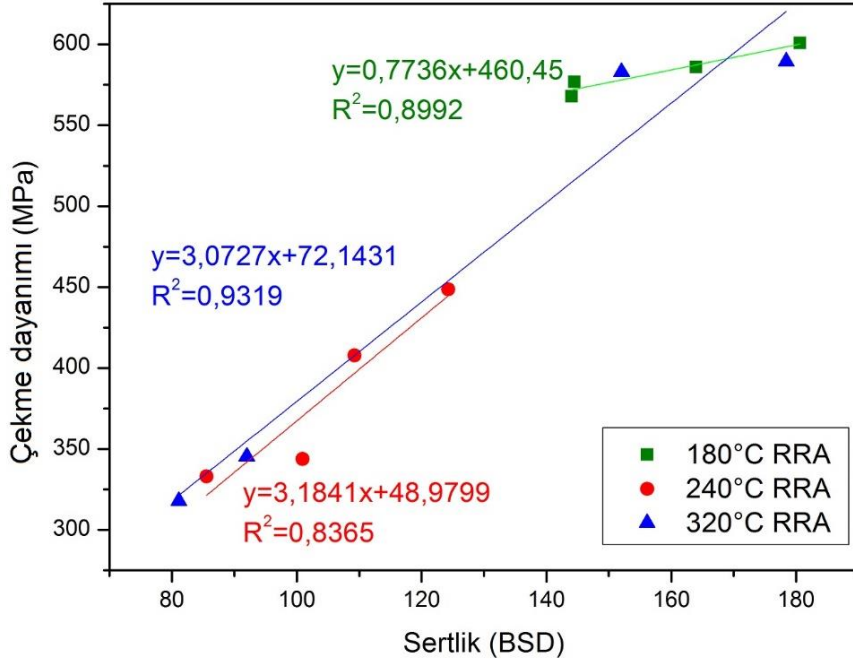
Şekil 6.30'da görüldüğü gibi, elektrik iletkenliği ile sertlik arasında genellikle ters orantılı doğrusal olmayan bir ilişki mevcuttur. Bölüm 6.2 ve 6.3.1'te açıklandığı gibi, sertlik değişimleri ve elektrik iletkenliğinde görülen değişimler, alaşımın mikroyapısıyla ilgilidir. Kısa retrogresyon sürelerindeki ilk başlarda sertlik bir miktar düşmekte, sürenin artışıyla tekrar artmaktadır. Bu durum, ilk olarak GP bölgelerinin çözünmesiyle sertlik düşüşü ve artan süreyle beraber GP bölgeleri ve η çökeltilerinin birlikte oluşumuyla sertliğin artması şeklinde açıklanmıştır. Süre ve sıcaklığın çok fazla artmasıyla aşırı yaşlanma etkisiyle sertlik tekrar düşmektedir.

GP bölgelerinin matrisle tam uyumlu olması nedeniyle, elektronların saçılması söz konusu olmakta ve böylece GP bölgelerinin varlığı doğal olarak malzemenin elektrik iletkenliği düşürmektedir. Dolayısıyla GP bölgelerinin matrisle uyumlu olmasıyla oluşan gerilim sertliği arttırırken, aynı zamanda elektronların saçılmasına neden olduğu için elektrik iletkenliğini düşürmektedir.

Artan süre ve sıcaklık etkisiyle çökelti büyür ve uyumsuz denge çökeltisi (η) oluşur. Bu çökeltinin uyumsuz olması sonucu kafes gerilimi azalır ve sertlik düşer. Çökeltilerin kabalaşması sonucu aralarındaki mesafenin büyümesi ile elektron akışı kolaylaşır ve böylece malzemenin elektrik iletkenliği artar.

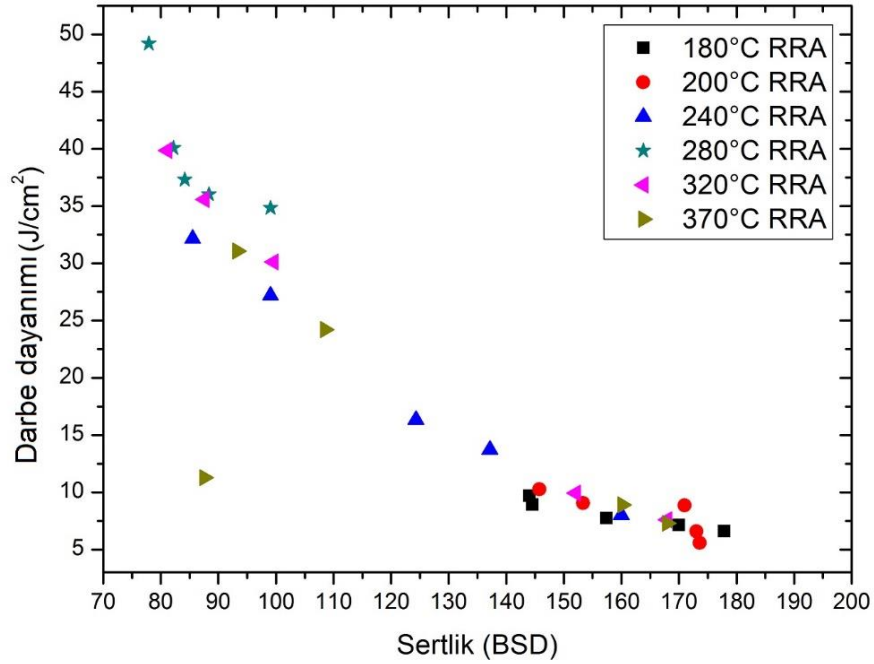
Gerçekleştirilen araştırmalara göre[115], oluşan çökeltilerin elektronların saçılımında, başta var olan GP bölgelerinin elektronları saçması kadar etkili olmadığı ayrıca bilinmektedir.

Şekil 6.31'te sertlik ve çekme dayanımlarının değişimiyle ilgili ilişki görülmektedir. Grafiklerin denklemleri ve doğruluk derecesi yaklaşımı R^2 olarak verilmiştir. Doğruluk derecelerine bakıldığında, değişen RRA sıcaklık ve sürelerine (15, 30, 90 ve 120 dakika) bağlı olarak, sertlikle çekme dayanımlarının değişimi arasında doğru orantılı bir ilişki olduğu görülmektedir.



Şekil 6. 31 Farklı RRA koşullarındaki sertlik-çekme dayanımı ilişkisi

Sertlik-darbe dayanım değişiminin ilişkisi Şekil 6.32’de verilmiştir.

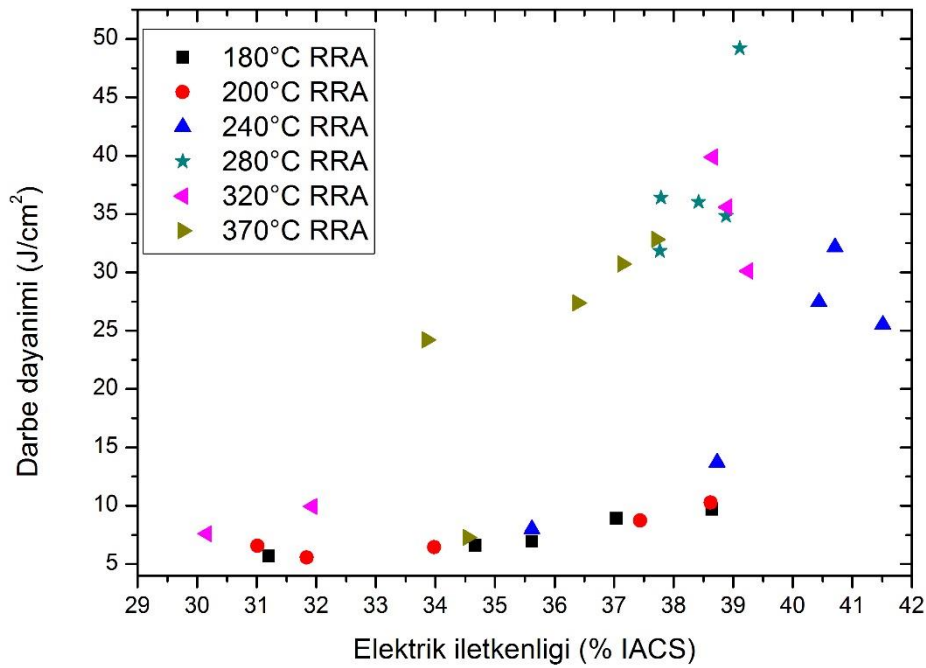


Şekil 6. 32 Farklı RRA koşullarındaki sertlik-darbe dayanımı değişimindeki ilişki

Şekil 6.32’de görüldüğü gibi sertlikle darbe dayanımı arasında genellikle ters orantılı bir bağlantı tespit edilmiştir, fakat bu bağlantı doğrusal değildir. Bölüm 6.3.3’te detaylı açıklandığı gibi, RRA işleminde sıcaklık ve/veya sürenin artışı ile GP bölgeleri çözünmekte

ve yarı uyumlu $\dot{\eta}$ çökeltileri kararlı denge çökeltilisine (η) dönüşmektedir. Ayrıca tane sınırlarındaki sürekli ağ yapısı şeklindeki kararlı denge çökeltileri kabalaşarak aralarındaki mesafe artmaktadır. Bunun sonucu olarak, sertlik düşerken darbe dayanımları artmaktadır.

Şekil 6.33'te darbe dayanımıyla elektrik iletkenliği arasındaki ilişki görülmektedir. Şekilden görüldüğü gibi darbe dayanımlarıyla elektrik iletkenliği arasında doğrusal olmayan ve genellikle doğru orantılı bir durum tespit edilmiştir, elektrik iletkenliği arttıkça darbe dayanım değerleri de artmaktadır (Şekil 6.33). Artan RRA sıcaklık ve/veya süresiyle GP bölgelerinin çözünmesi ve çökeltilerin kabalaşarak aralarındaki mesafenin artması ile elektronların da serbest yolu artmaktadır; böylece malzemenin iletkenliği yükselmektedir. Tane sınırındaki çökelti fazının sürekli ağ fazında, süresiz çökelti durumuna dönüşmesi ile aynı zamanda malzemenin darbe dayanımı da artmaktadır.



6.5 Korozyon Deney Sonuçları

6.5.1 Tanelerarası Korozyon (TAK) Deney Sonuçları

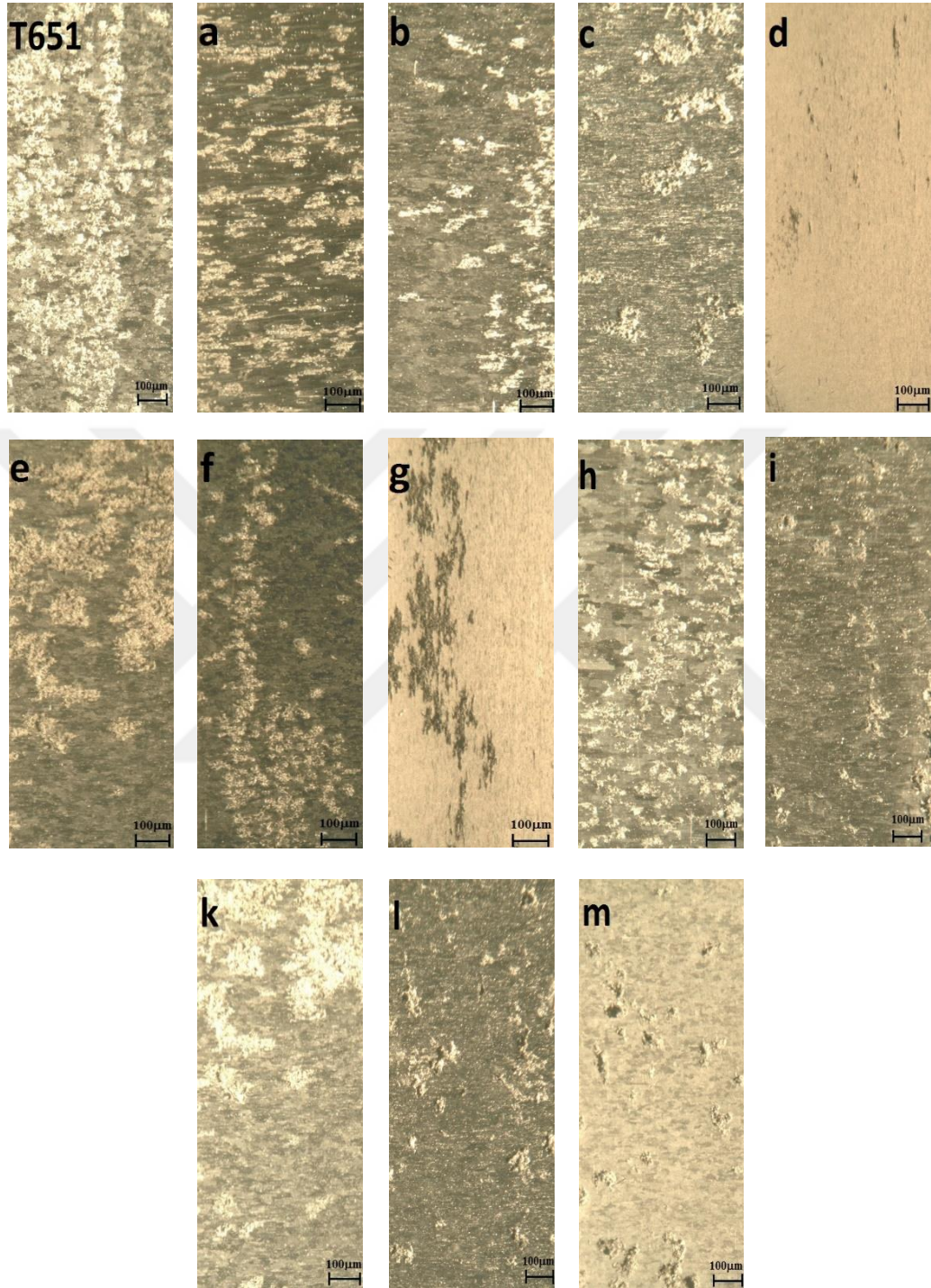
Tanelerarası korozyon (TAK) terimi, tane sınırlarında ve komşu bölgelerde oluşan korozyonu tanımlamak için kullanılır[116],[117]. TAK'ın ana mekanizması, tane sınırı ve matris çökeltileri arasında mikrogalvanik hücre oluşmasına dayanır. AA7075 alaşımında oluşan çökeltiler ($MgZn_2$) matrise göre anodik davranış göstererek, öncelikli çözünme eğilimindedir. Alaşımın mekanik ve korozyon özelliklerini belirleyen birçok metalurjik faktör olmakla beraber, TAK'ı etkileyen en etkili faktör, alaşımın mikroyapısıdır. Özellikle tane sınırlarının yapısı TAK'ın özelliklerini belirlemekte önemli rol oynamaktadır. RRA ısıtma işlemi ile tane sınırlarındaki ve tane içindeki çökeltilerin yapısı ve dağılımı değiştirilerek, alaşımın korozyon ve mekanik özellikleri geliştirilebilmektedir [118], [119], [120].

Tez çalışmasında, TAK çözeltisi ASTM G110-92 standardına uygun olarak hazırlanmış olup, numuneler 24 saat süresince çözeltide tutularak, alaşımın TAK'a karşı hassasiyeti ağırlık kaybı tespiti, makro ve mikroyapı incelemeleri ile belirlenmiştir. Çizelge 6.1'de, uygulanan RRA koşullarına bağlı olarak oluşan korozyon derinlikleri görülmektedir.

Çizelge 6. 1 RRA koşullarına bağlı olarak ölçülen korozyon derinlikleri

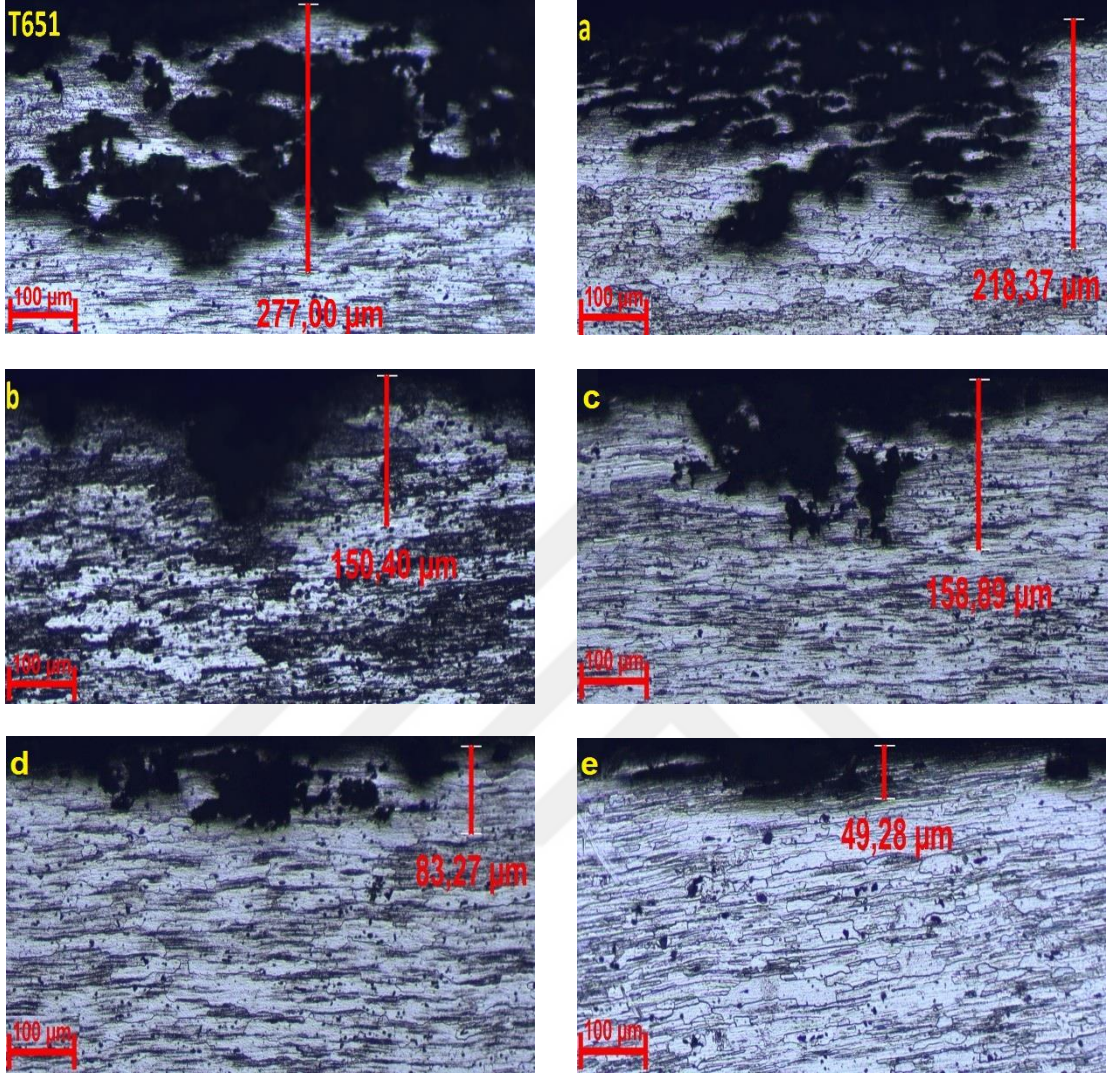
Retrogresyon Süresi (dakika)			
Retrogresyon Sıcaklığı (°C)	1	30	90
	Korozyon Derinliği (μm)		
180	218,37	150,40	158,89
240	83,27	49,28	75,62
320	127,45	78,17	95,17
370	174,19	237,06	82,42
T651	277		

Şekil 6.34'te farklı RRA süre ve sıcaklıklarının TAK'a etkisi, numunelerin dağlanmış makro görüntüleriyle T651 durumuna karşılaştırmalı olarak gösterilmiştir.

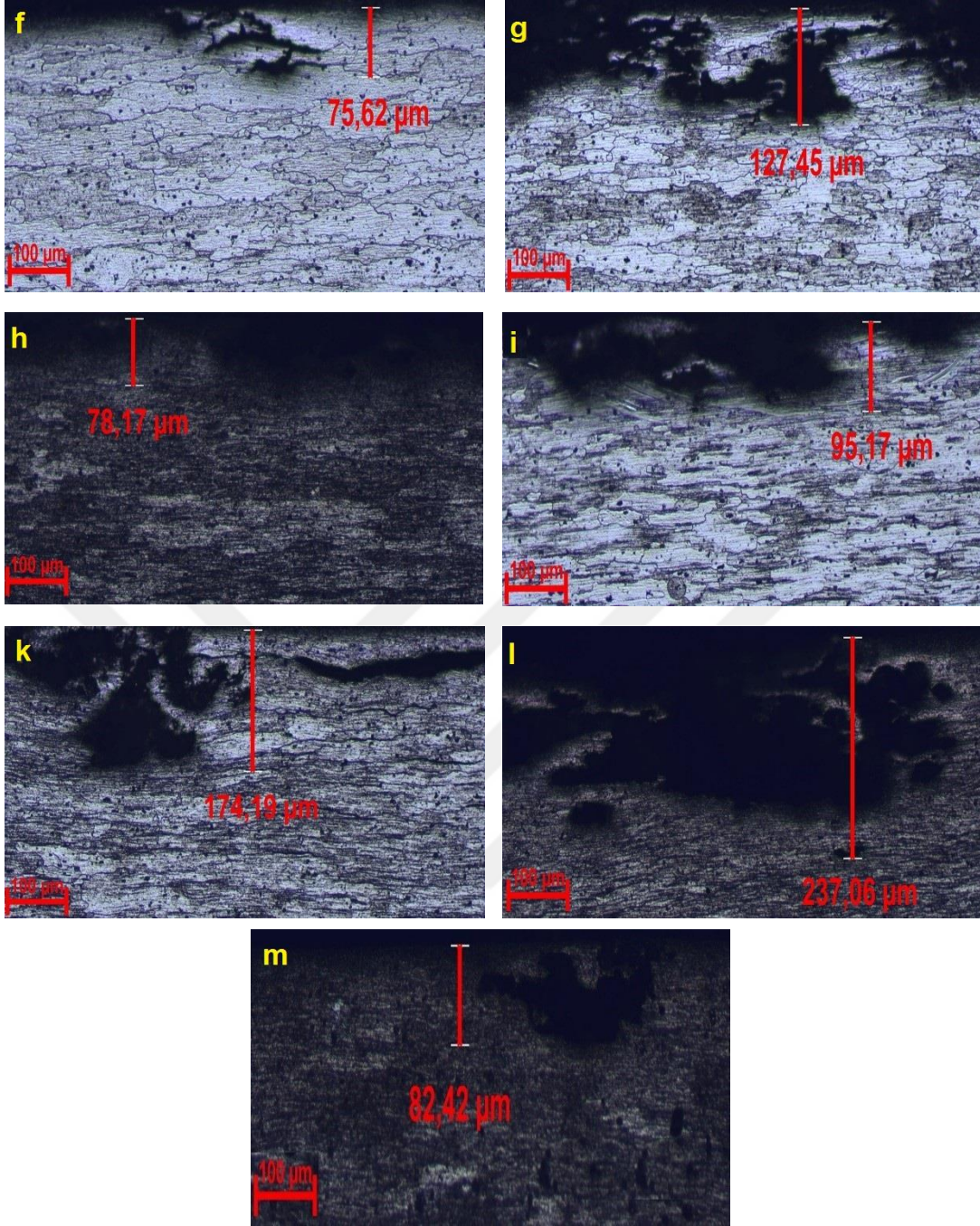


Şekil 6. 34 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası TAK uygulanmış numunelerin makro görüntüleri

Şekil 6.35'te farklı sıcaklık ve sürelerde RRA işleminden sonra TAK uygulanmış numunelerin dağlanmış kesit mikroyapıları verilmiştir.



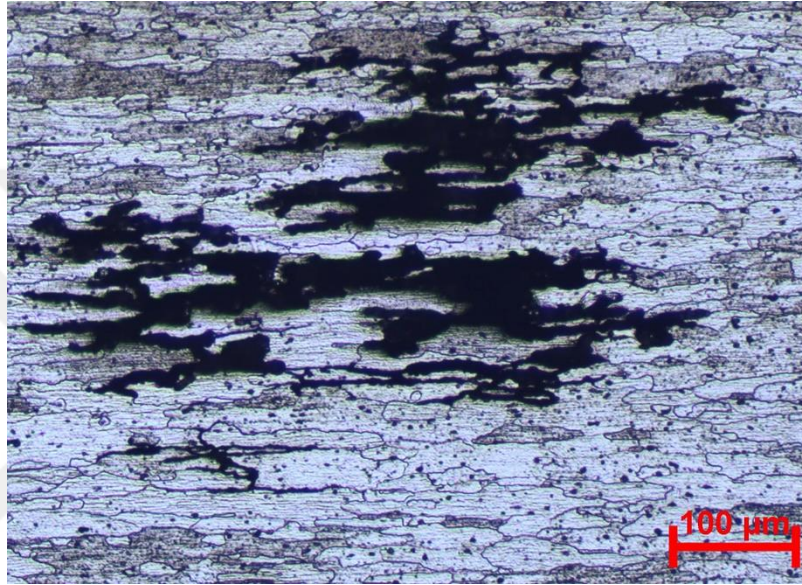
Şekil 6. 35 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası TAK uygulanmış numunelerin makro görüntüleri



Şekil 6.35 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90 dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası TAK uygulanmış numunelerin makro görüntüleri (devamı)

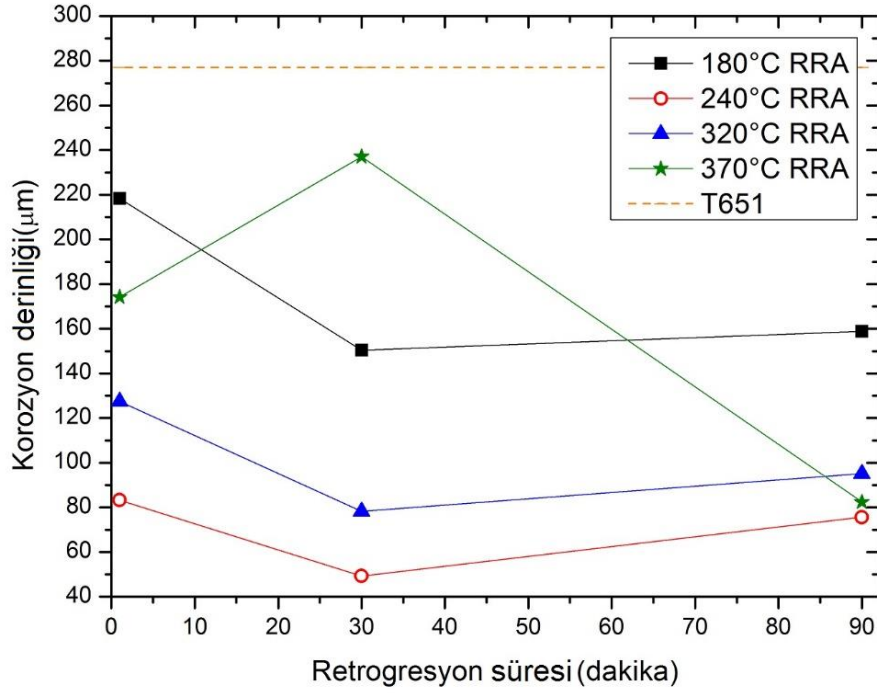
Şekil 6.34 ve 6.35'ten anlaşıldığı gibi en yüksek korozyon dayanımı 240°C/30 dakikalık RRA koşullarında elde edilmiştir. Korozyon hassasiyeti görece düşük retrogresyon sürelerinde (1 dakika) daha fazladır. Artan retrogresyon süreleriyle korozyon dayanımı da artmaktadır. Numunelere uygulanan tüm RRA koşullarındaki tanelerarası korozyon hassasiyetleri T651 durumundan daha düşük bulunmuştur.

Şekil 6.36'da 180°C/30 dakika RRA sonrası TAK uygulanmış numune yüzeyindeki tanelerarası korozyon etkisi görülmektedir.



Şekil 6. 36 180°C/30 dakika RRA sonrası TAK uygulanmış numune yüzeyindeki tanelerarası korozyon etkisi

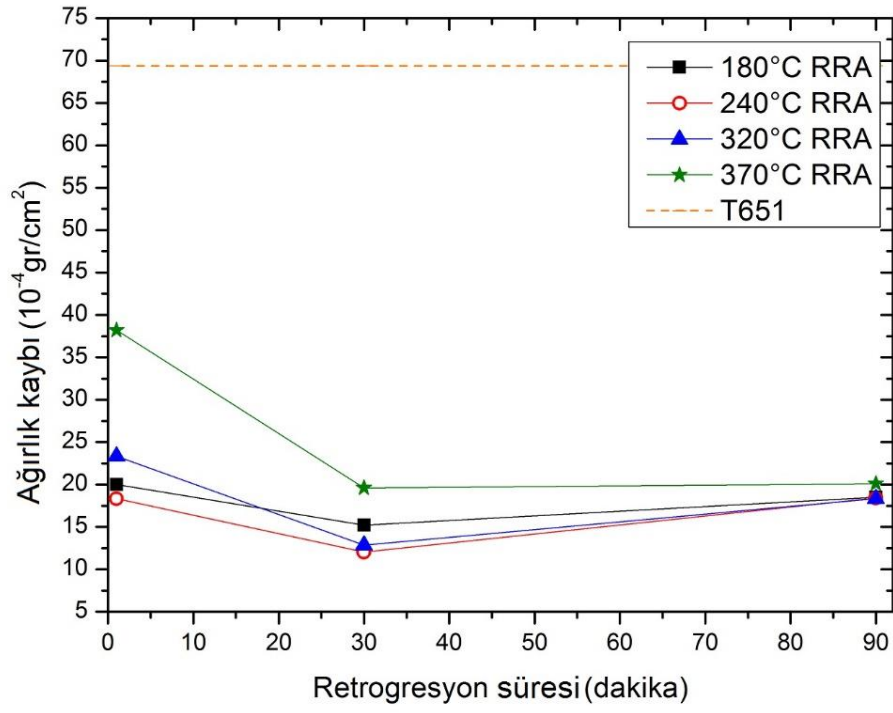
Şekil 6.37'de değişen RRA parametrelerinin alaşımın tanelerarası korozyon derinliklerine olan etkisi verilmiştir.



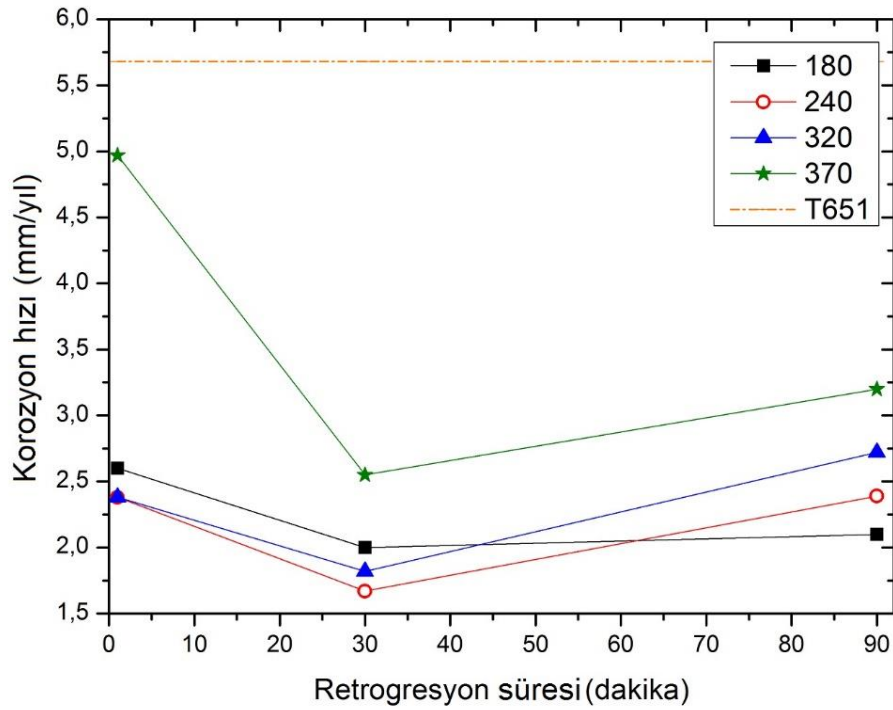
Şekil 6. 37 RRA sıcaklık ve süresinin korozyon derinliği üzerine etkisi

Bu çalışmada, en yüksek korozyon hassasiyeti 370°C/30 dakika RRA işleminde tespit edilmiş olup en düşük korozyon derinliği ise 240°C/30 dakika RRA işleminde ortaya çıkmıştır. Genel olarak, en yüksek korozyon dayanımı 240°C’de yapılan RRA işlemlerinde tespit edilmiştir. Ayrıca, en yüksek korozyon ilerleyişi T651 durumundadır (Şekil 6.37).

Şekil 6.38’te RRA parametrelerinin ağırlık kaybına etkisi (g/cm² cinsinden) ve korozyon hızına etkisi de Şekil 6.39’da (mm/yıl cinsinden) verilmektedir.



Şekil 6. 38 RRA koşullarına bağlı olarak oluşan ağırlık kayıpları



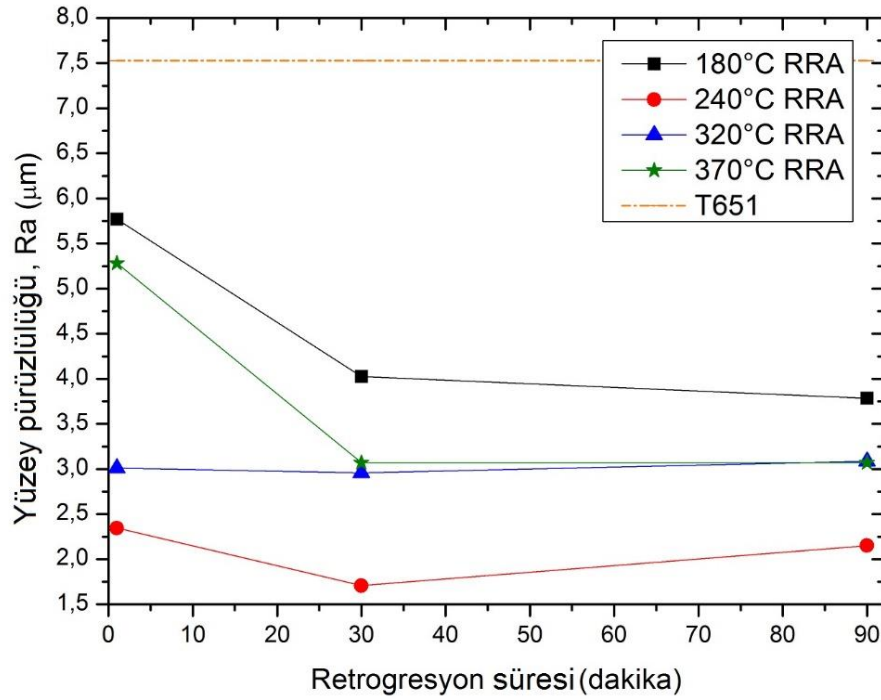
Şekil 6. 39 Korozyon hızı (mm/yıl)

RRA ısıtıl işlemi, AA7075 alaşımının korozyon dayanımını arttırmaktadır. Görece kısa retrogresyon sürelerinde korozyon hassasiyeti daha fazladır, artan retrogresyon süresiyle özellikle 30. dakikaya kadar korozyon dayanımı artmaktadır. 30. dakikaya kadar sürenin artışı, tane sınırlarındaki kararlı denge fazının (η) kabalaşarak, çökeltiler arasındaki mesafenin artmasına neden olduğu için, korozyon dayanımının artmasını sağlamaktadır. Genel olarak ağırlık kayıpları ve korozyon hızlarına bakıldığında 370°C RRA koşullarında en düşük korozyon dayanımı tespit edilmiştir (Şekil 6.38 ve Şekil 6.39).

Daha önce Bölüm 6.3.3'te tartışıldığı gibi, AA7075 alaşımının T651 durumunda denge çökelti fazı olan η fazı tane sınırlarında sürekli bir ağ yapısı şeklinde bulunmaktadır. Tane içlerinde ise homojen bir şekilde dağılmış η çökeltileri mevcuttur. RRA işlemleri sonucunda tane sınırı çökeltileri kabalaşır ve aralarındaki mesafe artarak süresiz bir ağ yapısı şekline dönüşür ve aynı zamanda tane içinde önceki durumuna göre daha yoğun η fazı oluşur.

Bununla birlikte, tane sınırlarında $MgZn_2$ formunda oluşan η fazı kendisine komşu olan matrise göre daha anodik davranış gösterdiğinden, $E_{corr,\eta}$ -0.86V (kararlı denge çökeltilerinin potansiyeli), $E_{corr,matris}$ -0.68V (matrisin potansiyeli), galvanik korozyon oluşumunda tercihi olarak ilk olarak çözünme eğilimindedir. Sürekli ağ şeklindeki bu yapı, korozyonun ilerlemesi için adeta bir yol gibi davranır ve tanelerarası korozyon hassasiyetini artırır. RRA ısıtıl işlemi sonucunda tane sınırlarındaki bu ağ yapısı kesintili hale geldiğinden korozyon ilerlemesi için oluşan bu yol da ortadan kalkmakta ve bunun sonucunda korozyon dayanımı artmaktadır [16], [121], [122], [123].

TAK deneyleri sonrasında, numunelerde yüzey pürüzlülüğü ve elde edilen sonuçlar Şekil 6.40'ta verilmiştir.



Şekil 6. 40 TAK sonrası yüzey pürüzlülüğü

TAK sonuçlarının değerlendirilmesinde kesin bir veri olmamakla beraber, yüzey pürüzlülüğü deneylerinden elde edilen sonuçlar, genellikle TAK sonuçlarıyla uyumludur; yani korozyon hasarı arttıkça yüzey pürüzlülükleri de artmıştır (Şekil 6.44).

6.5.2 Tabakalaşma Korozyonu Deney Sonuçları

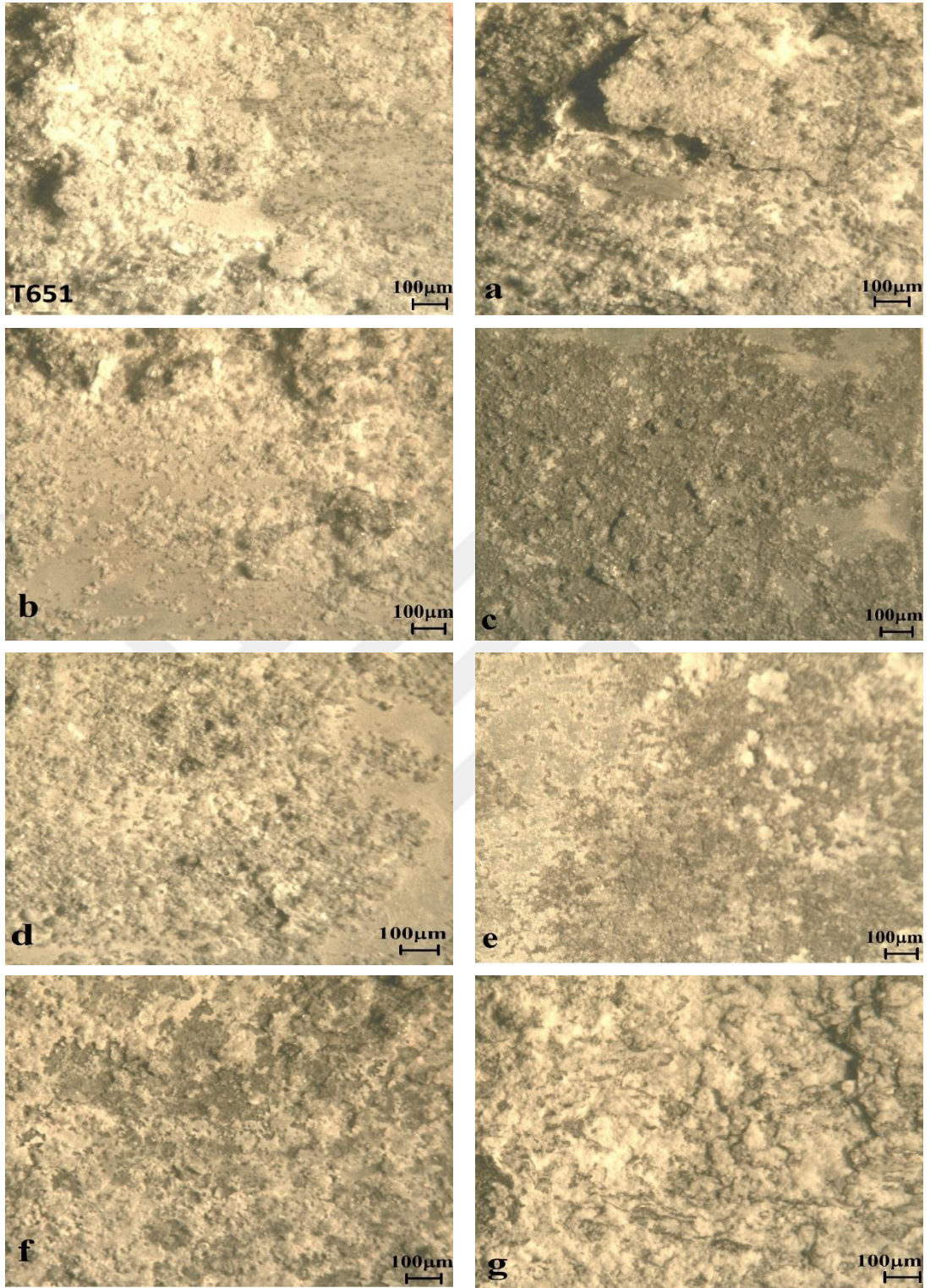
Tabakalaşma korozyonu alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri olumsuz etkileyerek, yapısal hasarlar oluşturabilen tehlikeli bir korozyon türüdür [124]. Dolayısıyla AA7075 alaşımlarının tabakalaşma korozyonuna gösterdiği hassasiyet ve bunu önleyecek koşulların bilinmesi son derece önemlidir. Bu çalışmada, değişen RRA sıcaklık ve sürelerinin AA7075 alaşımında elektrik iletkenliği ve tane sınırı çökeltilerinin morfolojisini nasıl etkilediği ve bu etkilerin alaşımın tabakalaşma korozyonu hassasiyetini nasıl değiştiği detaylı olarak araştırılmış, sonuçlar T651 ve T73 değerleriyle karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

Çizelge 6.2 uygulanan RRA koşullarına bağlı olarak oluşan korozyon derinliklerini vermektedir.

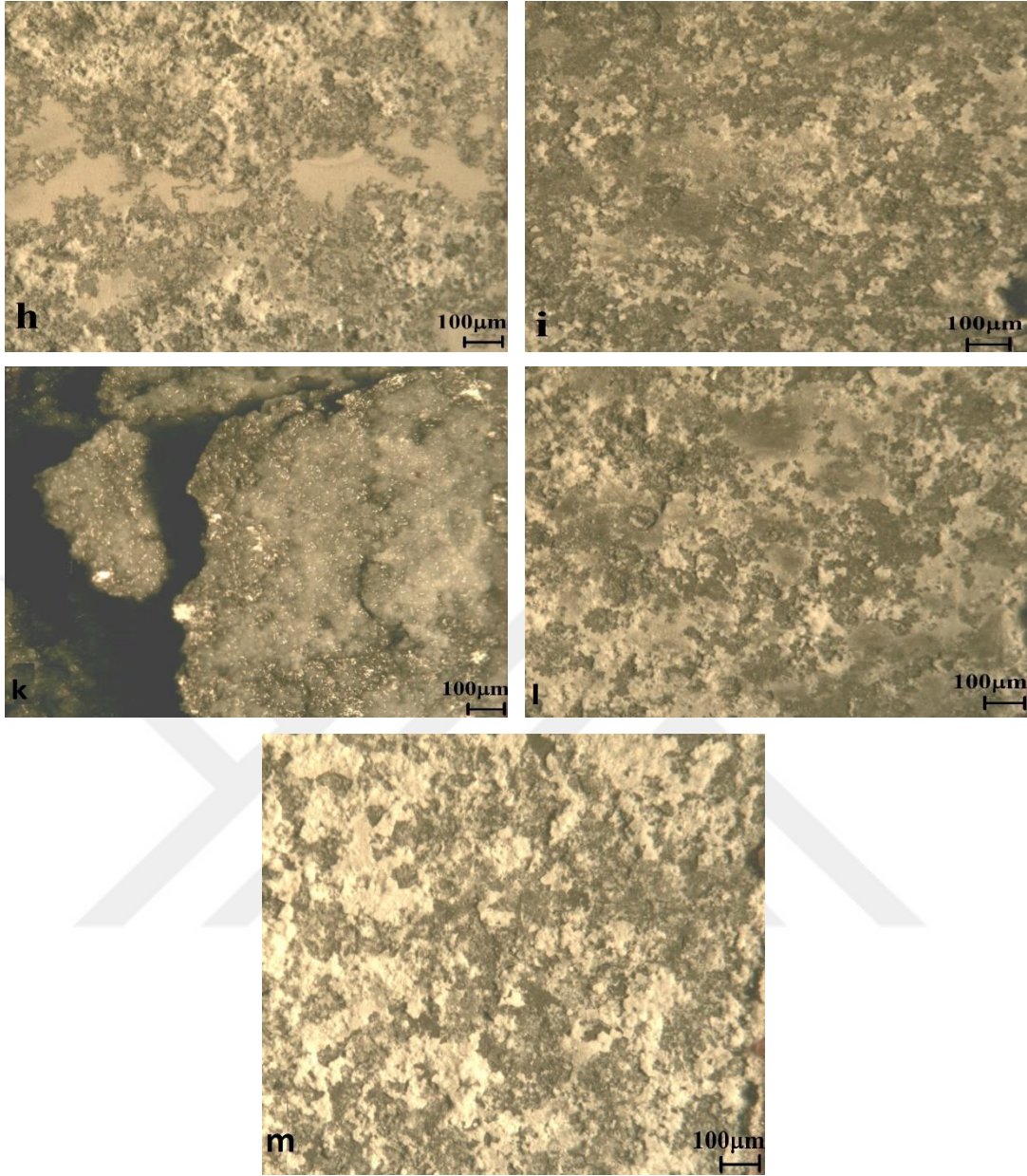
Çizelge 6. 2 RRA koşullarına bağlı olarak oluşan korozyon derinlikleri

Retrogresyon Süresi (dakika)			
Retrogresyon Sıcaklığı (°C)	1	30	90
	Korozyon Derinliği (µm)		
180	1030	412	246
240	726	79	144
320	539	263	292
370	462	263	406
T651	1043		

Şekil 6.41’de farklı RRA koşullarından sonra tabakalaşma korozyonu uygulanan numunelerin yüzeyleri makro olarak verilmiştir.

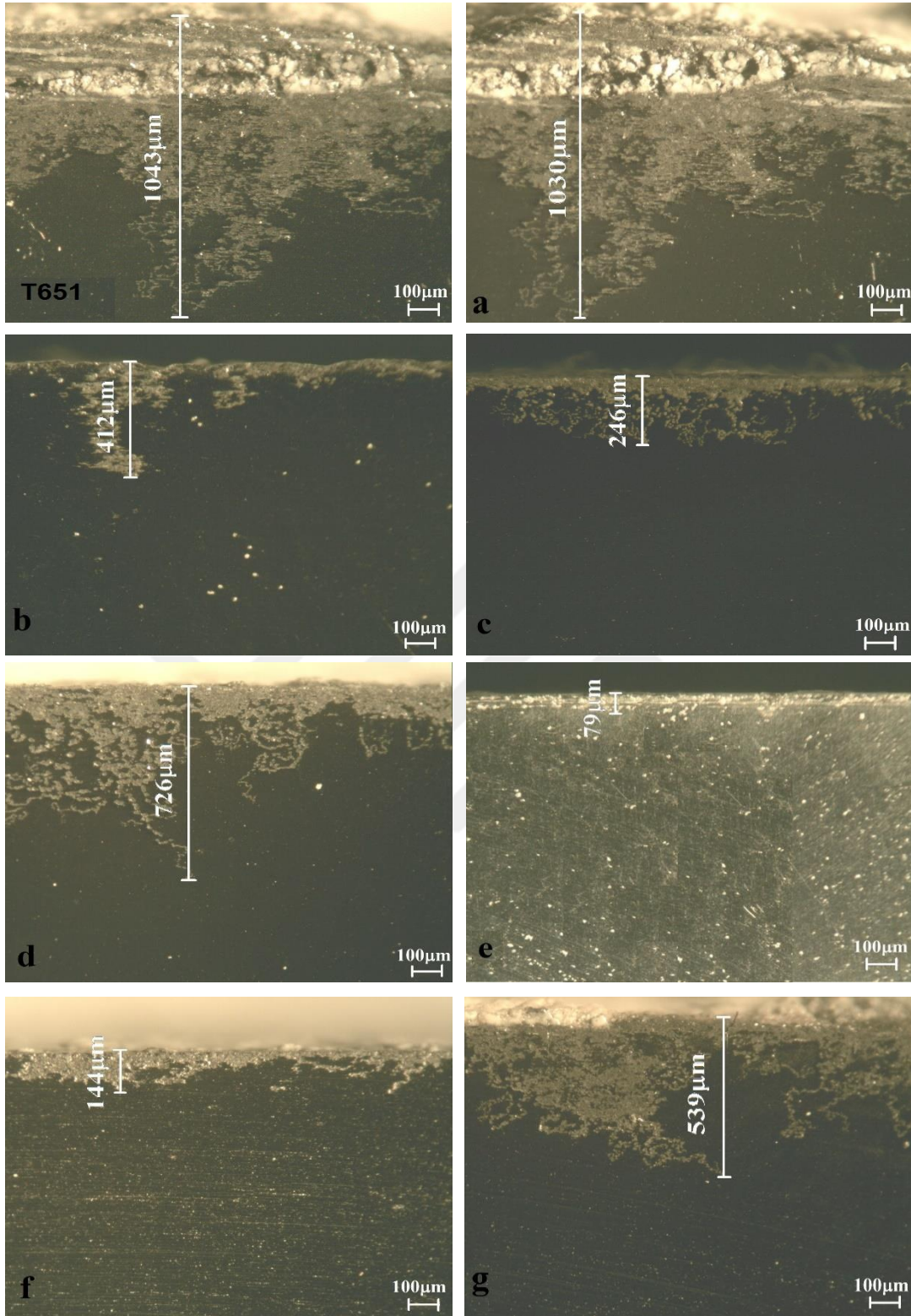


Şekil 6. 41 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90 dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası tabakalaşma korozyonu uygulanmış numunelerin makro görüntüleri

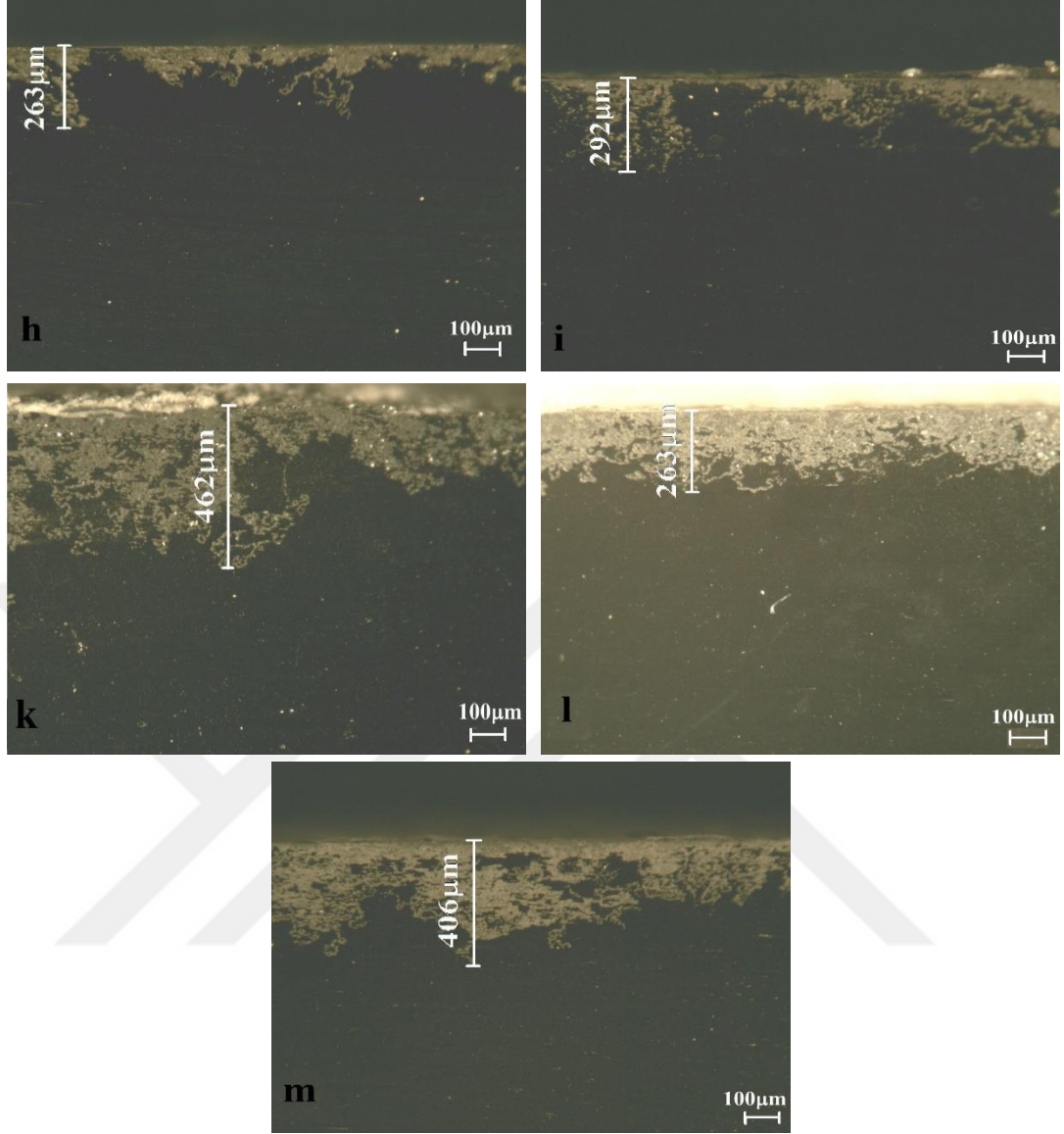


Şekil 6. 41 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası tabakalaşma korozyonu uygulanmış numunelerin makro görüntüleri (devamı)

Şekil 6.42’de farklı RRA koşullarından sonra tabakalaşma korozyonu uygulanan numunelerin kesit görüntüleri verilmiştir.

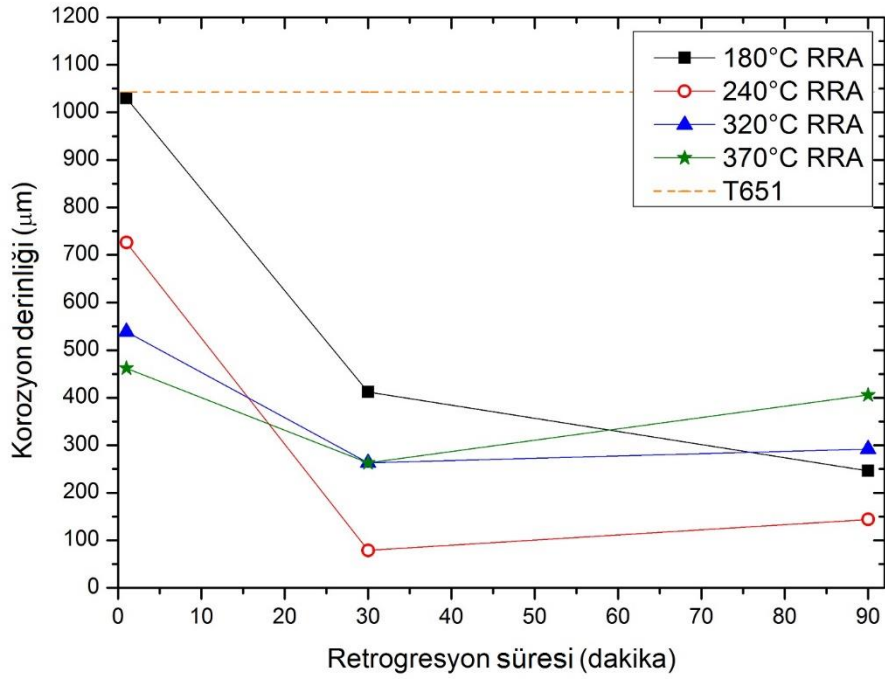


Şekil 6. 42 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90 dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası tabakalaşma korozyonu uygulanmış numunelerin kesit görüntüleri



Şekil 6. 42 AA7075-T651, (a) 180°C/1 dakika RRA, (b) 180°C/30 dakika RRA, (c) 180°C/90 dakika RRA, (d) 240°C/1 dakika RRA, (e) 240°C/30 dakika RRA, (f) 240°C/90 dakika RRA, (g) 320°C/1 dakika RRA, (h) 320°C/30 dakika RRA, (i) 320°C/90 dakika RRA, (k) 370°C/1 dakika RRA, (l) 370°C/30 dakika RRA ve (m) 320°C/90 dakika RRA sonrası tabakalaşma korozyonu uygulanmış numunelerin kesit görüntüleri (devamı)

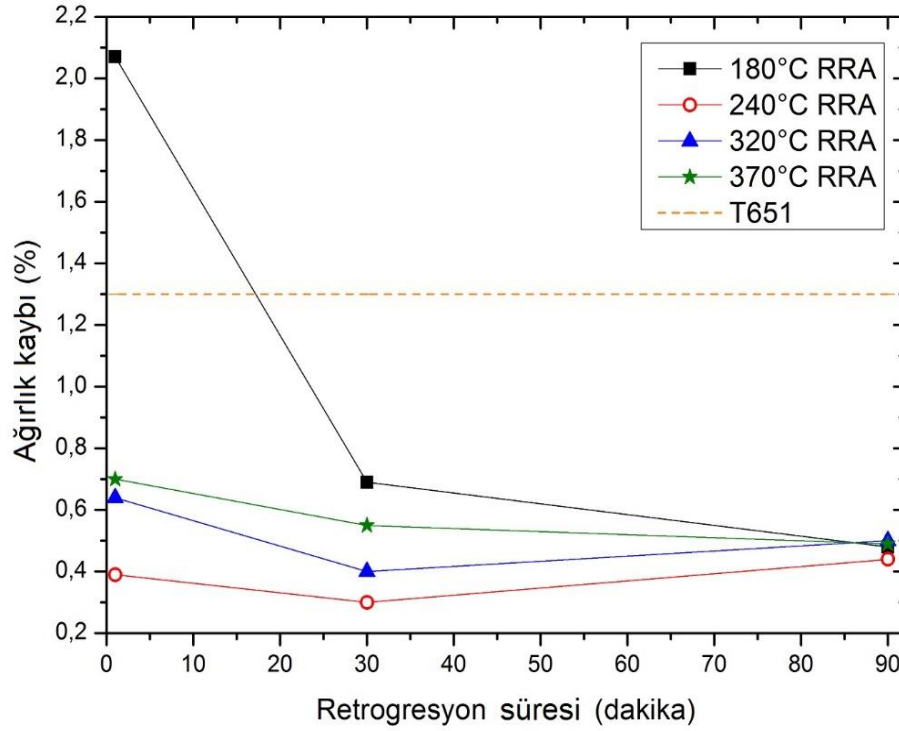
Şekil 6.43'te RRA işlemlerinin korozyon derinliği üzerine etkisi görülmektedir.



Şekil 6. 43 RRA sıcaklık ve retrogresyon sürelerinin korozyon derinliği üzerine etkisi

Şekil 6.41 ve 6.42'deki numunelerin makro ve kesit görüntüleri ile Şekil 6.43'te grafik olarak verilen RRA koşullarının korozyon derinliğine etkisinden görüldüğü gibi, en düşük korozyon dayanımı 180°C'deki RRA koşullarında tespit edilmiştir. En yüksek korozyon dayanımı ise 240°C'deki RRA koşullarına aittir. Tüm RRA koşulları içerisinde en yüksek korozyon dayanımı 240°C/30 dakikalık RRA işlemi sonrasında elde edilmiştir. Tüm sıcaklıklarda 1 dakikalık retrogresyon sürelerinde korozyon dayanımı görece düşük çıkmıştır, artan retrogresyon süresiyle korozyon dayanımları da artmaktadır. Tüm RRA uygulanmış numunelerin korozyon derinliği T651 durumundan daha düşük bulunmuştur. 370°C/90 dakika RRA sonrası bulunan korozyon derinliği değeri, diğer sıcaklıklardaki aynı sürede yapılan RRA değerinden daha yüksek çıkmıştır. Bunun nedeninin, artan sıcaklık ve süreye bağlı olarak tane içindeki çökeltilerin çözünüp, daha yüksek enerjiye sahip aykırı yerleşim bölgelerinde daha büyük η fazı olarak çöktüğü, bu sırada tane sınırında ise aynı şekilde kaba η çökeltilerinin kısmen çözünüp, yine tane sınırı boyunca daha küçük boyutta dağılmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu durumun sonucunda, tane sınırı boyunca tekrar sürekli ağ fazına yakın çökelti dağılımı

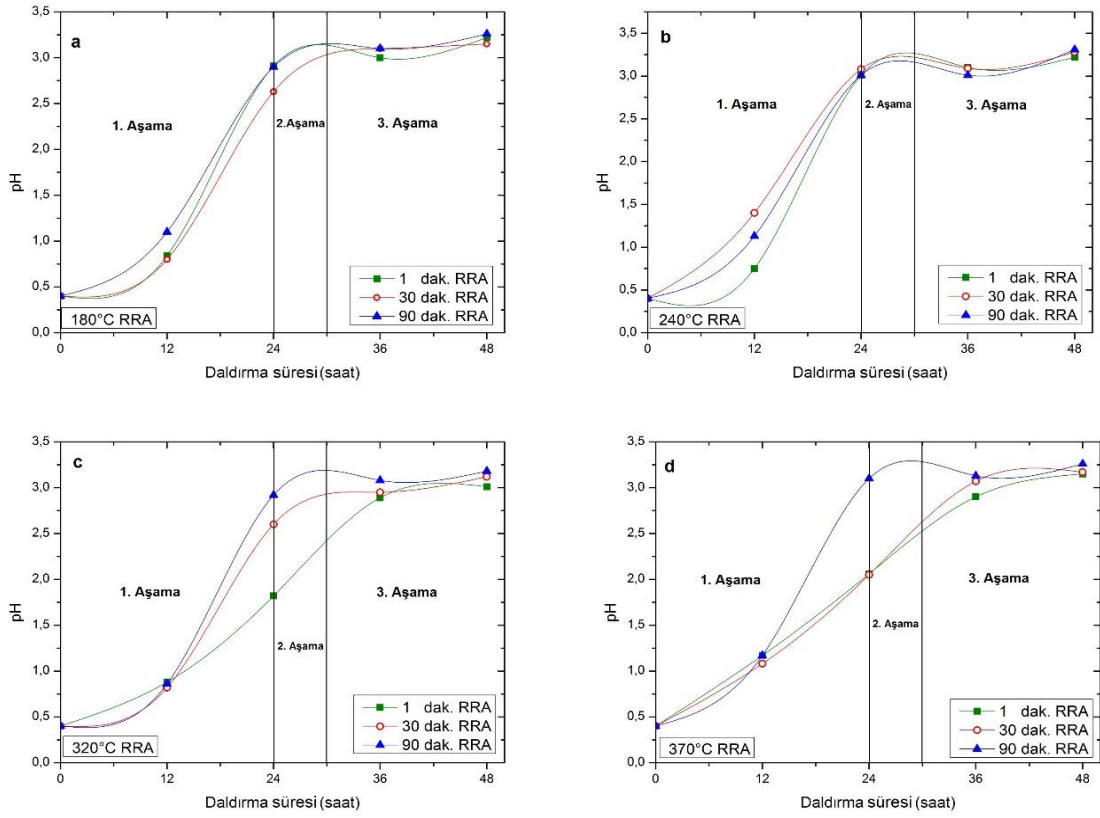
ortaya çıkacağından korozyon dayanımı da düşmektedir. Şekil 6.44'te RRA koşullarına bağlı olarak numunelerde oluşan ağırlık kayıpları görülmektedir.



Şekil 6. 44 Farklı RRA sıcaklıkları ve retrogresyon süresine bağlı olarak oluşan ağırlık kayıpları

Elde edilen sonuçlara göre, numunelerdeki ağırlık kayıpları korozyon derinlikleri ile uyumludur, korozyon derinliğinin artmasıyla ağırlık kaybının da doğru orantılı olarak arttığı tespit edilmiştir.

Tabakalaşma korozyonu incelemesinde numunelerin daldırıldığı çözeltinin pH değişimleri, korozyonun oluşumu ile ilgili bilgi vermektedir. Dolayısıyla korozyon süresince çözeltinin pH' ı ölçülmüş olup, sonuçlar Şekil 6.45'te verilmiştir.

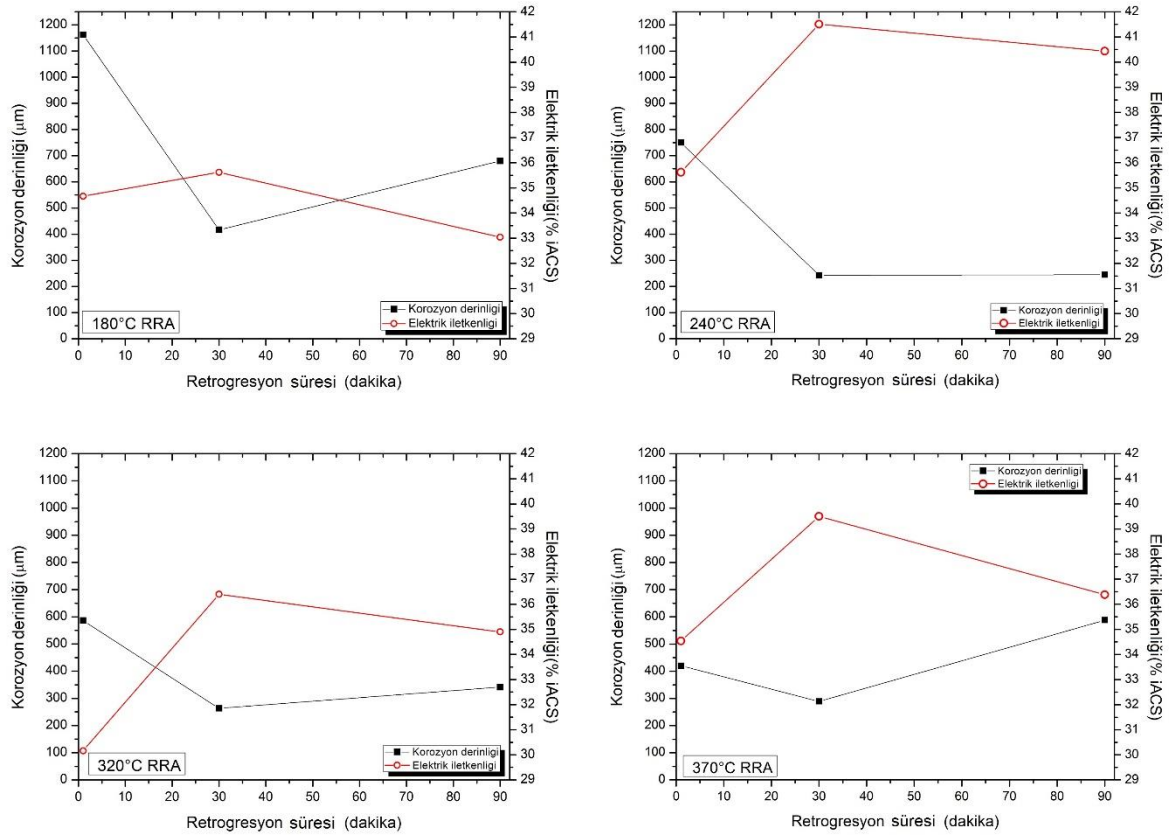


Şekil 6. 45 Farklı RRA koşullarına bağlı olarak çözelti pH değişimi

Şekil 6.45'te üç aşama tespit edilmiştir;

- 1. Aşama ($0,4 < pH < 3$);** temel anodik reaksiyon olan güçlü asidik ortamda alüminyumun elektrokimyasal çözünmesidir. Bu aşamada alüminyumun anodik çözünmesi yüzeyde meydana gelmektedir (0-24 saat).
- 2. Aşama ($3 < pH < 3,25$);** alüminyum alaşımının yüzeyindeki esas işlem, metal çözünmesi ve film oluşumudur (24-30 saat).
- 3. Aşama ($pH \geq 3,25$);** aşamada ise korozyon hızının yavaşlamasından ötürü pH zamanla büyük bir değişim göstermemektedir (30-48 saat).

Daha önce yapılan birçok çalışmada AA7075 alaşımının elektrik iletkenliği ile korozyon hassasiyetinin bağlantılı olduğu ortaya konulmuştur. Bu çalışma da elektrik iletkenliği ile korozyon arasında bir ilişki olduğu tespit edilmiştir. Şekil 6.46'da elektrik iletkenliği ile korozyon arasındaki ilişki görülmektedir.



Şekil 6. 46 RRA parametrelerine bağlı olarak elektrik iletkenliği-korozyon derinlikleri arasındaki ilişki

Şekil 6.46'da görüldüğü gibi, elektrik iletkenliği ile korozyon hassasiyeti ters orantılıdır; elektrik iletkenliğinin artışı, korozyon hassasiyetini azaltmaktadır. En düşük korozyon derinliğine (79µm), en yüksek elektrik iletkenlik değerinde (41,51 %IACS) 240°C/30 dakika RRA koşulunda ulaşılmıştır. Bu değer, T651 değerinden (30,36 %IACS) oldukça yüksektir.

BÖLÜM 7

GENEL SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, sertifikalı ve T651 durumunda olan AA7075'te farklı sıcaklık ve sürelerde RRA ısıt işlemleri yapılmıştır. RRA sıcaklık ve süreleri ile mikroyapısal farklılığı ve buna bağlı olarak, alaşımın mekanik ve fiziksel özelliklerindeki değişimi ortaya koymak, tez çalışmasının odak noktasını oluşturmuştur.

Çalışmanın başlangıcında, AA7075 levhadan şekillenme yönünde ve bu yöne dik doğrultuda numuneler çıkartılmış ve tasarlanan deneylere göre bu numuneler gruplandırılmıştır.

Tezin RRA ısıt işlem kademesinde; tavlama sıcaklıkları 180, 200, 240, 280, 320 ve 370°C ve bu sıcaklıklarda bekleme süreleri ise 1, 2, 3, 4, 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90, 100 ve 120 dakika olarak belirlenmiştir. RRA ile ilgili ısıt işlemlerin tümü, tavlama sonunda 1-3 saniye içinde suda oda sıcaklığına soğutma ile son bulmuştur. Daha sonra numuneler T6 koşulları ile (120°C/24 saat) yeniden yaşlandırılmıştır.

Her ısıt işlem sonrası numunelerde mikroyapı incelemesi yapılmış ve gözlemlenen mikroyapısal farklılıklar, gerçekleştirilen mekanik ve fiziksel deneylerin sonuçlarıyla ilişkilendirilmiştir.

Mekanik deneylerde, alaşımın sertliğinde, çekme ve akma dayanımında, % uzama ve çentik darbe dayanım değerlerindeki değişimler ortaya çıkartılırken, fiziksel özelliklerdeki değişimler, korozyon ve iletkenlik deneyleri ile belirlenmiş ve elde edilen bulgular aşağıda özetlenmiştir:

Mikroyapı

AA7075-T651 durumunda alaşımın mikroyapısında genel olarak; tane içinde η fazının homojen olarak dağıldığı, tane sınırında ise, sürekli bir ağ şeklinde ve kararlı denge çökeltisi olarak η fazının yer aldığı belirlenmiştir.

Tane içi ve tane sınırındaki bu dağılımın morfolojisinin, uygulanan RRA işlemlerine bağlı olarak sürekli değiştiği gözlemlenmiştir.

RRA sıcaklık ve süresi arttıkça, tane içinde T651 durumuna göre, daha ince ve ayrıca daha yoğun çökeltilerin oluştuğu, tane sınırında yer alan sürekli ağ fazının ise süresiz bir duruma dönüştüğü, ayrıca tane sınırında oluşan süresiz bu çökeltilerin, giderek kabalaştığı ve aralarındaki mesafenin de arttığı tespit edilmiştir.

Mekanik Özellikler

Alaşımın sertliğinde, çekme ve akma dayanım değerlerinde, özellikle 180 ve 200°C’de gerçekleştirilen RRA işlemlerinde, RRA bekleme süreleri arttırılmış olsa bile, elde edilen sonuçlarda T651 durumuna göre dramatik bir düşüş kaydedilmemiştir. Buna karşın, artan RRA sıcaklık ve sürelerine bağlı olarak bu üç mekanik özellikteki değişim, sürekli azalma eğilimi şeklinde belirlenmiştir.

Çalışmanın sonuçlarına göre, artan RRA sıcaklık ve süreleriyle birlikte sertlik, çekme ve akma dayanım değerlerinde hızlı bir düşüş belirlenirken, darbe dayanım değerlerinde sürekli bir artış olduğu tespit edilmiştir. Örneğin; 240°C’de 1 dakika süresince yapılan RRA işleminde sertlik değeri 160 BSD ve çentik darbe dayanımı (oda sıcaklığı) 8 J/cm² bulunmuşken, aynı sıcaklık ve 120 dakika bekleme süresinde sertlik değeri 85 BSD’ye düştüğü, çentik darbe dayanımının ise 32 J/cm² değerine yükseldiği saptanmıştır. Alaşımın % uzama değerinin ise, darbe dayanımı ile doğru, sertlik ve çekme dayanımı ile ters orantılı bir şekilde değiştiği belirlenmiştir; artan RRA sıcaklık ve süreleri ile alaşımın % uzama değerleri artmıştır. Bulunan bu sonuçlar, literatürde yer alan çalışmalarla örtüşmektedir.

Literatürde doyurucu olarak yer almayan RRA-darbe dayanım ilişkisi ise bu çalışmada daha belirgin olarak ortaya konmuştur.

Tez çalışmasından çıkarılan bu sonuçlar; RRA sıcaklığının 180-280°C aralığında uygulanması ile sertlik ve çekme dayanımının düştüğünü ve % uzama ile darbe dayanım değerlerinin arttığını, ancak 320 ve 370°C RRA işlemlerinde bu özelliklerin daha üst değerlerde belirgin şekilde değiştiğini göstermiştir. Örneğin; 320°C/120 dakika RRA işlemi sonucunda, sertlik 81 BSD'ye ve çekme dayanımı 318 MPa'ya düşerken (320°C/15; 178 BSD ve 590 MPa), alaşımın % uzaması 16'ya ve çentik darbe dayanım değeri de 39 J/cm²'ye dramatik olarak yükselmiştir (320°C/15; %13 ve 7 J/cm²).

Özellikle 320-370°C sıcaklıklarında yapılan RRA işlemlerinde tane sınırındaki çökelti kabalaşmış ve malzemenin en yüksek enerji bölgeleri olan tane sınırları serbest kalmıştır. Geleneksel aşırı yaşlanma mekanizmasından farklı olarak oluşan bu durum, AA7075'in tane sınırındaki sürekli ağ fazının parçalanması ve kabalaşması ile ilgilidir.

Fiziksel Özellikler

Tüm RRA koşullarında ölçülen elektrik iletkenlik değerleri, alaşımın başlangıç durumundaki (T651) iletkenlik değerinden yüksek çıkmıştır. En yüksek iletkenlik değerinin 240°C/30 dakika RRA işleminde olduğu saptanmıştır.

RRA işlemi öncesinde mevcut GP bölgeleri ve yarı uyumlu η' fazının, yapıdaki kafesleri gerinime uğrattığı bilinmektedir. RRA işlemi ile bir yandan GP bölgelerinin çözünmesi ve diğer yandan η' fazının, η fazına dönüşmesi, söz konusu kafes gerinimini ortadan kaldırmaktadır. Böylesi bir sonuç, elektron akışının kolaylaşmasına ve iletkenliğin artmasına yol açmaktadır. İletkenlikteki bu artış, artan RRA süresiyle beraber, çökeltilerin kabalaşmasına ve elektron serbest yolunun daha da artarak, iletkenliğin sürekli yükselmesine neden olmaktadır.

Tane sınırlarındaki çökeltilerin sürekli bir ağ şeklinde görüldüğü T651 durumunda, AA7075 alaşımının korozyon hassasiyeti yüksektir. Bu çalışmadan elde edilen sonuçlara göre en iyi tanelerarası ve tabakalaşma korozyon dayanım değeri 240°C/30 dakikalık RRA koşullarında belirlenmiştir.

Farklı RRA koşullarında gerçekleştirilen mikroyapısal görüntüleme – korozyon ilişkisi sonucunda; tane sınırındaki çökeltilerin kabalaştığı ve süreksiz hale geldiği, böylece korozyon için gerekli olan galvanik yolun engellenerek, korozyon dayanımının arttığı saptanmıştır.

Bu çalışmada elde edilen bulgulara göre; özellikle havacılık ve otomotiv endüstrisinde yaygın kullanıma sahip olan AA7075'in farklı sıcaklık ve sürelerde gerçekleştirilen RRA işlemleri sonucunda, alaşımın farklı mekanik ve fiziksel özellikler taşıdığı ortaya çıkarılmıştır. Alaşımın söz konusu kullanım yerlerinde özellikle yüksek mekanik ve fiziksel özellikler istendiğinde RRA sıcaklıklarının 300-370°C aralığında olması önerilebilir.



KAYNAKLAR

-
- [1] Su, R.-M., Qu, Y.-D., Li, R.-D. ve You, J.-H., (2015). "Influence of RRA Treatment on the Microstructure and Stress Corrosion Cracking Behavior of the Spray-Formed 7075 Alloy", *Materials Science*, 51(3): 372–380.
 - [2] Holt, R. T., Raizenne, M. D., Wallace, W. ve DuQuesnay, D. L., (1999). "RRA Heat Treatment of Large Al 7075-T6 Components", *RTO AVT Workshop on "New Metallic Materials for the Structure of Aging Aircraft"*, 7.1: 7.11.
 - [3] Goswami, R., Lynch, S., Holroyd, N. J. H., Knight, S. P. ve Holtz, R. L., (2013). "Evolution of Grain Boundary Precipitates in Al 7075 Upon Aging and Correlation With Stress Corrosion Cracking Behavior", *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 44(3): 1268–1278.
 - [4] Zaid, H. R., Hatab, A. M. ve Ibrahim, A. M. A., (2011). "Properties Enhancement of Al-Zn-Mg Alloy by Retrogression and Re-Aging Heat Treatment", *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 47(1): 31–35.
 - [5] Lin, Y. C., Zhang, J. L., Liu, G. ve Liang, Y. J., (2015). "Effects of Pre-Treatments on Aging Precipitates and Corrosion Resistance of A Creep-Aged Al-Zn-Mg-Cu Alloy", *Materials and Design*, 83: 866–875.
 - [6] Starink, M. J. ve Wang, S. C., (2003). "A Model for The Yield Strength of Overaged Al-Zn-Mg-Cu Alloys", *Acta Materialia*, 51(17): 5131–5150.
 - [7] Bartges, C. W., (1994). "Changes in Solid Solution Composition as a Function of Artificial Ageing Time For Aluminium Alloy 7075", *Journal of Materials Science Letters*, 13(11): 776–778.
 - [8] Tang, J. G., Chen, H., Zhang, X. M., Liu, S. D., Liu, W. J., Ouyang, H. ve Li, H. P., (2012). "Influence of Quench-Induced Precipitation on Aging Behavior of Al-Zn-Mg-Cu Alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 22(6): 1255–1263.
 - [9] Sha, G. ve Cerezo, A., (2004). "Early-Stage Precipitation in Al-Zn-Mg-Cu Alloy (7050)", *Acta Materialia*, 52(15): 4503–4516.
 - [10] Fallahi, A. ve Ghalehbandi, S. M., (2014). "Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties of ECAPed 7075 Aluminum Alloy", *Advanced Materials*

Research, 829(11): 62–66.

- [11] Deschamps, A. ve Bréchet, Y., (1998). "Influence of Quench and Heating Rates on the Ageing Response of An Al–Zn–Mg–(Zr) Alloy", Materials Science and Engineering: A, 251(1–2): 200–207.
- [12] Ma, K., Wen, H., Hu, T., Topping, T. D., Isheim, D., Seidman, D. N., Lavernia, E. J. ve Schoenung, J. M., (2014). "Mechanical Behavior and Strengthening Mechanisms in Ultrafine Grain Precipitation-Strengthened Aluminum Alloy", Acta Materialia, 62(1): 141–155.
- [13] Fooladfar, H., Hashemi, B. Ve Younesi, M., (2010). "The Effect of the Surface Treating and High-Temperature Aging on the Strength and SCC Susceptibility of 7075 Aluminum Alloy", Journal Of Materials Engineering And Performance, 19(6): 852–859.
- [14] Marlaud, T., Malki, B., Henon, C., Deschamps, A. Ve Baroux, B., (2011). "Relationship Between Alloy Composition, Microstructure and Exfoliation Corrosion in Al-Zn-Mg-Cu Alloys", Corrosion Science, 53(10): 3139–3149.
- [15] Baruch M. Cina, Ramat Gan, I., (1974). "Reducing the Susceptibility of Alloys Particularly Aluminum Alloys to Stress Corrosion Cracking", US Patent 3856584: 12–24.
- [16] Reda, Y., Abdel-Karim, R. Ve Elmahallawi, I., (2008). "Improvements in Mechanical and Stress Corrosion Cracking Properties in Al-Alloy 7075 Via Retrogression and Reaging", Materials Science and Engineering A, 485(1–2): 468–475.
- [17] Oliveira, A. F., De Barros, M. C., Cardoso, K. R. Ve Travessa, D. N., (2004). "The Effect of RRA on The Strength and SCC Resistance on AA7050 and AA7150 Aluminium Alloys", Materials Science and Engineering A, 379(1–2): 321–326.
- [18] AA7075 Alüminyum Alaşımı, <https://tr.wikipedia.org/wiki/Alüminyum>, 12.03.2015.
- [19] Totten, G. E. ve MacKenzie, D. S., (2003). Handbook of Aluminum; Volume 1: Physical Metallurgy and Processes, Marcel Dekker Inc., New York.
- [20] Liu, M., (2010). "Investigation of Quenched-in Vacancies in Pure Aluminium and the Precipitation in Al-Zn-Mg Alloys", MsC. Thesis, University of Bonn.
- [21] Askeland, D. R., (1998) The Science and Engineering of Materials, Çeviri: Erdoğan , M., Nobel Yayın Dağıtım, Ankara.
- [22] Polmear, I. P., (2006). "Light Alloys - From Traditional Alloys to Nanocrystals", Light Alloys, 2: 273–277.
- [23] 7xxx Serisinde Kullanılan Alaşım Elementleri, <http://archive.is/o1mxr>, 18.05.2016.
- [24] Tehinse, O., B., (2014). "Response of 7050and 7075 Alloys to High Temperature Pre-Precipitation Heat Treatment, MsC. Thesis, University of Manitoba, Winnipeg, Canada.

- [25] Davis, J. R., (1993). Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International, Materials Park, OH., USA.
- [26] Adler, P. N., Delasi, R. ve Geschwind, G., (1971). "Influence of Microstructure on the Mechanical Properties and Stress Corrosion Susceptibility of 7075 Aluminum Alloy", Metallurgical Transactions, 3: 3191-3200.
- [27] AA7075 Kimyasal Bileşimi, <http://aircraftmaterials.com>, 12.02.2016.
- [28] AA7075 Alüminyum Alaşımının Kullanım Alanları, <http://seykoc.com.tr/aluminyum-alasimlar/7075.aspx>, 15.04.2016.
- [29] ASM Handbook, Heat Treating, (1990). ASM international Materials Park, OH., USA
- [30] Benedyk, J. C., (2010). International Temper Designation System for Wrought Aluminium Alloys: Part II-Thermally Treated (T Temper) Aluminium Alloys.
- [31] Kaya, I., (2005). Al 7075 Alaşımının Şekillendirme ve Isıl İşleme Özelliklerinin İyileştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [32] Kaufman, J. G., (2000). Introduction to Aluminium Alloys and Tempers, ASM International.
- [33] Karaaslan, A., (2010). Mühendislik Alaşımları için Faz Diyagramları, Literatür Yayınları, İstanbul.
- [34] Askeland, D., Fulay, P. ve Wright, W., (2010). The Science and Engineering of Materials, Sixth Edition, Cengage Learning, Stamford, USA.
- [35] Demirci, A., H., (2004). Mühendislik Malzemeleri, Önemli Endüstriyel Malzemeler ve Isıl İşlemleri, Aktüel Yayınları, Bursa.
- [36] Çökelme, <http://muhendislik.istanbul.edu.tr/metalurji/wpcontent/uploads/2013/09/cos.pdf>, 14.03.2017.
- [37] Baydogan, M., (2003). Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma Uygulanmış 2014 ve 7075 Kalite Alüminyum Alaşımlarının Mekanik ve Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [38] Smith, F., W., Materials Science and Engineering, Çeviren ve Uyarlıyan: N. G. Kınikoğlu., (2001). Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, Literatür Yayınları, İstanbul.
- [39] Karaaslan A., (2017). Özel Görüşmeler.
- [40] Jiang H., (1994). Modeling of Grain Boundary Segregation, Precipitation and Precipitate-Free Zones of High Strength Aluminium Alloys, PhD. Thesis, Loughborough University of Technology, England.
- [41] Callister, W. ve Rethwisch, D., (2010). Materials Science and Engineering: An Introduction, Materials Science and Engineering, Eighth Edition, John Wiley&Sons Inc., USA
- [42] Porter, D. A. ve Easterling, K. E., (1992). Phase Transformations in Metals and Alloys, Second Edition, Springer-Science+Business Media, B. V., Hong Kong.
- [43] MacKenzie, D., S., (1996). "Heat Treating, Proceedings of the 16th

- Conference", Metallurgical Principles of Quenching Aluminium Alloys, ASM Heat Treating Society, Cincinnati, Ohio, 213–219.
- [44] Grard, G., (1920). Aluminium and Its Alloys, Constable&Company Ltd., England.
- [45] Marth, P. E., Aaronson, H. I., Lorimer, G. W., Bartel, T. L. ve Russell, K. C., (1976). "Application of Heterogeneous Nucleation Theory to Precipitate Nucleation at GP Zones", Metallurgical Transactions A, 7(9): 1519–1528.
- [46] Nishizawa, T., (2008). Thermodynamics of Microstructures, ASM International.
- [47] Kazuhiro H., ve Laughlin, D., E. (2014). Physical Metallurgy, 5th Edition, Elsevier, USA.
- [48] Noyikov, I., I., Çeviren: Prof. Dr. Said, G., (2016). Metallerin Isıl İşlem Teorisi, Nobel Yayınevi, İstanbul.
- [49] Lumley, R., (2011). Fundamentals of Aluminium Metallurgy, Fundamentals of Aluminium Metallurgy, Production, Processing and Applications, Wodhead Publishing Limited, UK.
- [50] Nicolas, M., (2009). Precipitation Evolution in An Al-Zn-Mg Alloy During Non-Isothermal Heat Treatments and in the Heat-Affected Zone of Welded Joints, PhD. Thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble.
- [51] Berg, L. K., Waterloo, G., Schryvers, D. ve Wallenberg, L. R., (2001). "Gp-Zones In Al-Zn-Mg Alloys And Their Role In Artificial Aging", 49: 3443–3451.
- [52] Callister, W. D., ve Rethwisch, D., G., (2014). "Materials Science And Engineering: an Introduction", Çeviri Editörü: Genel, K., Nobel Yayıncılık, Ankara.
- [53] Sha, G. ve Cerezo, A., (2005). "Kinetic Monte Carlo Simulation of Clustering in an Al-Zn-Mg-Cu Alloy (7050)", Acta Materialia, 53(4): 907–917.
- [54] Werenskiold, J. C., Deschamps, A. ve Bréchet, Y., (2000). "Characterization and Modeling of Precipitation Kinetics in an Al-Zn-Mg Alloy", Materials Science and Engineering A, 293(1): 267–274.
- [55] Liu, S. D., Zhang, X. M., Chen, M. A. ve You, J. H., (2008). "Influence of Aging on Quench Sensitivity Effect of 7055 Aluminum Alloy", Materials Characterization, 59(1): 53–60.
- [56] Uyumsuz Çökelti Yapısı, <http://i.imgur.com/N42HD.jpg>, 24.02.2017.
- [57] Martin, J., W., (1998). Precipitation Hardening, Second Edition, Butterworth-Heinemann, U. K.
- [58] Totten, G. E., Funatani, K., ve Xie, L., (2004). "Handbook of Metallurgical Process Design", Marcel Dekker Inc., U. S. A.
- [59] Uyumsuz Çökelti, http://oscar.iitb.ac.in/OSCARPP/Metallurgical%20Engineering/UploadedStoryboards/22_PFZ.pdf, 30.04.2017
- [60] ÇİB, <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/abstracts/pfz.html>, 12.03.2017.
- [61] Mondolfo, L., F., (1976). Aluminum Alloys: Structure and Properties,

Butterworth&Co Ltd., London.

- [62] Guo, H. M., Yang, X. J., Wang, J. X., Hu, B. ve Zhu, G. L., (2010). "Effects of Rheoforming on Microstructures and Mechanical Properties of 7075 Wrought Aluminum Alloy", Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), 20(3): 355–360.
- [63] Danh, N. C., Rajan, K. ve Wallace, W., (1983). "A TEM Study of Microstructural Changes During Retrogression and Reaging in 7075 Aluminum", Metallurgical Transactions A, 14(9): 1843–1850.
- [64] Park, J. K. ve Ardell, A. J., (1984). "Effect of Retrogression and Reaging Treatments on the Microstructure of Al-7075-T651", Metallurgical Transactions A, 15(8): 1531–1543.
- [65] Ranganatha, R., Anil Kumar, V., Nandi, V. S., Bhat, R. R. ve Muralidhara, B. K., (2013). "Multi-Stage Heat Treatment of Aluminum Alloy AA7049", Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), 23(6): 1570–1575.
- [66] Peng, G., Chen, K., Chen, S. ve Fang, H., (2011). "Influence of Repetitious-RRA Treatment on the Strength and SCC Resistance of Al-Zn-Mg-Cu Alloy", Materials Science and Engineering A, 528(12): 4014–4018.
- [67] Ohnishi, T., Ibaraki, Y., ve Ito T., (1989). "Improvement of Fracture Toughness 7475 by RRA Process, Materials Transactions, JIM, 30(8): 601-607.
- [68] Xiao, Y. P., Pan, Q. L., Li, W. Bin, Liu, X. Y. ve He, Y. Bin, (2011). "Influence of Retrogression and Re-Aging Treatment on Corrosion Behaviour of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy", Materials and Design, 32(4): 2149–2156.
- [69] Naeem, H. T., Ahmad, K. R., Mohammad, K. S. ve Rahmat, A., (2014). "Evolution of the Retrogression and Reaging Treatment on Microstructure and Properties of Aluminum Alloy (Al-Zn-Mg-Cu)", Advanced Materials Research, 925: 258–262.
- [70] Ay, N. Ü., (1989). 7075 Alüminyum Alaşımında RRA Isıl İşleminin Mikroyapıya Etkisi ve Kinetik Analiz, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [71] Xu, X., Zhao, Y., Ma, B. ve Zhang, M., (2015). "Electropulsing Induced Evolution of Grain-Boundary Precipitates Without Loss of Strength in the 7075 Al Alloy", Materials Characterization, 105: 90–94.
- [72] AA7075, <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA7075T6>, 28.03.2017
- [73] Ivanoff, Thomas Alexander, Taleff, E., M., Jr., Hector, L., G., (2015). "Warm Forming of AA7075-T6 With Direct Electrical Resistance Heating", Light Metals, TMS (The Minerals, Metals&Materials Society), Florida, USA.
- [74] Li, H., Geng, J., Dong, X., Wang, C. ve Zheng, F., (2007). "Effect of Aging on Fracture Toughness and Stress Corrosion Cracking Resistance of Forged 7475 Aluminum Alloy", Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., 22(2): 191–195.
- [75] Karaaslan, A., Kaya, I. ve Atapek, H., (2008). "Tensile Strength and Impact

- Toughness of an AA 7075-T6 Alloy", *Mp Materials Testing-Materials and Components Technology and Application*, 50(5): 256–258.
- [76] Wallace, W., Beddoes, J. C., De Malherbe, M. C., (1981). "A New Approach to the Problem of Stress Corrosion Cracking in 7075-T6 Aluminium", *Canadian Aeronautics And Space*, 37(3): 222–232.
 - [77] Meguid, S. A. (Ed.), (1990). "Techniques for Improved Surface Integrity of Aerospace Aluminium Alloys", *Surface Engineering*, Springer-Science+Business Media, B. V., Canada: 218–227.
 - [78] Bouffard, B., (2011). *Corrosion Characteristics and Mechanical Properties of Aluminum Coatings Applied by The Cold Spray Process*, MsC. Thesis, Bucknell University, U. S. A.
 - [79] Tanelerarası Korozyon, <http://www.corrosion-doctors.org/Forms-intergranular/intergranular.htm>, 03.03.2017.
 - [80] Baboian, R., Scully, J. R. ve Dean, S. W. J., (2005). *Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation*.
 - [81] A. Uebersax, C. Huber, G. Renaud, M. L., (2009). Structural Integrity of a Wing upper Skin with Exfoliation Corrossion, 25 th. ICAF Symposium, 245–261.
 - [82] Khoshnaw, F. M. ve Gardi, R. H., (2007). "Effect of Aging Time and Temperature on Exfoliation Corrosion of Aluminum Alloys 2024-T3 and 7075-T6", *Materials and Corrosion*, 58(5): 345–347.
 - [83] Zhao, X. ve Frankel, G. S., (2007). "Quantitative Study of Exfoliation Corrosion: Exfoliation of Slices in Humidity Technique", *Corrosion Science*, 49(2): 920–938.
 - [84] Chukwunonye U., (2014). *Sensitization Characterization of 5083 and 5456 Aluminum Alloys Using Ultrasound*, Msc. Thesis, University Of Louisiana, U.S.A.
 - [85] Rao, A. C. U., Vasu, V., Govindaraju, M. Ve Srinadh, K. V. S., (2016). "Stress Corrosion Cracking Behaviour of 7xxx Aluminum Alloys: A Literature Review", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 26(6): 1447–1471.
 - [86] Chen, J., Zhang, X., Zou, L., Yu, Y. Ve Li, Q., (2016). "Effect of Precipitate State on the Stress Corrosion Behavior of 7050 Aluminum Alloy", *Materials Characterization*, 114: 1–8.
 - [87] Chen, S., Chen, K., Dong, P., Ye, S. Ve Huang, L., (2014). "Effect of Heat Treatment on Stress Corrosion Cracking, Fracture Toughness and Strength of 7085 Aluminum Alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 24(7): 2320–2325.
 - [88] Knight, S. P., Birbilis, N., Muddle, B. C., Trueman, A. R. Ve Lynch, S. P., (2010). "Correlations Between Intergranular Stress Corrosion Cracking, Grain-Boundary Microchemistry, and Grain-Boundary Electrochemistry for Al-Zn-Mg-Cu Alloys", *Corrosion Science*, 52(12): 4073–4080.
 - [89] Gerilmeli Korozyon Çatlaması, <https://Corrosion.Ksc.Nasa.Gov/images/Met4.Jpg>, 15.02.2017.

- [90] Standard Practice For Evaluating Intergranular Corrosion Resistance Of Heat Treatable Aluminum Alloys By Immersion In Sodium Chloride + Hydrogen Peroxide Solution, (2009). , Annual Book Of ASTM Standards, 92(Reapproved): 92–94.
- [91] P. B, Madakson., I. A, Malik., S. K, Laminu. Ve I. G., Bashir., (2012). "Effect of Anodization on the Corrosion Behavior of Aluminium Alloy in HCl Acid and NaOH", International Journal of Materials Engineering, 2(4): 38–42.
- [92] ASTM-G34, (1974). "Standard Test Method For Exfoliation Corrosion Susceptibility In 2xxx And 7xxx Aluminium Alloys", (Reapproved 2013): 1–8.
- [93] Kamp, N., Sinclair, I. Ve Starink, M. J., (2002). "Toughness-Strength Relations in the Overaged 7449 Al-Based Alloy", Metallurgical and Materials Transactions A, 33(4), 1125–1136.
- [94] Ipekoğlu, G., Erim, S. Ve Çam, G., (2014). "Effects of Temper Condition and Post Weld Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Butt-Welded AA7075 Al Alloy Plates", International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 70(1–4): 201–213.
- [95] Abolhasani, A., Zarei-Hanzaki, A., Abedi, H. R. ve Rokni, M. R., (2012). "The Room Temperature Mechanical Properties of Hot Rolled 7075 Aluminum Alloy", Materials and Design, 34: 631–636.
- [96] Abachi, P., Shoushtari, P. ve Naseri, Z., (2016). Fracture Behavior Evaluation of High-Strength 7050 and 7075 Aluminum Alloys Using V-Notched Specimen, Chapter 7, Chapter From the Book Fracture Mechanics-Properties, Patterns and Behaviours.
- [97] Lukason, O. ve Vissak, T., (2016). "Metallurgy and Materials", Revista Escola de Minas, 69(1): 67–74.
- [98] Andreatta, F., (2004). Local Electrochemical Behaviour of 7xxx Aluminium Alloys, PhD. Thesis, Trento University, Italy.
- [99] Gür, C. H. ve Yildiz, I., (2004). "Non-Destructive Investigation on the Effect of Precipitation Hardening on Impact Toughness of 7020 Al-Zn-Mg Alloy", Materials Science and Engineering A, 382(1–2): 395–400.
- [100] Mueller, R. A., (1967). Relationships Among the Metallurgical Condition, Hardness, and the Electrical Conductivity of Aluminum Alloys, MsC. Thesis, The University Of Missouri at Rolla, U. S. A.
- [101] Osamura, K., Hiraoka, Y. ve Murakami, Y., (1973). "The Resistivity Maximum During Guinier-Preston Zone Formation in Al-Zn Alloys", Philosophical Magazine, 28(4): 809–825.
- [102] Marlaud, T., Deschamps, A., Bley, F., Lefebvre, W. ve Baroux, B., (2010). "Evolution of Precipitate Microstructures During the Retrogression and Re-Ageing Heat Treatment of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy", Acta Materialia, 58(14): 4814–4826.
- [103] Adler, P. N. ve Delasi, R., (1977). "Calorimetric Studies of 7000 Series Aluminum

- Alloys: II. Comparison of 7075, 7050 and RX720 Alloys", Metallurgical Transactions A, 8(7): 1185–1190.
- [104] Andreatta, F., Terry, H. ve de Wit, J. H. W., (2003). "Effect of solution heat treatment on galvanic coupling between intermetallics and matrix in AA7075-T6", Corrosion Science, 45(8): 1733–1746.
- [105] Baydoğan, M., Çimenoglu, H., ve Kayali, E. S., (2004). "RRA işleminin 7075 Alaşımının Mekanik Özelliklerine Etkisi", İtü Dergisi/d, 3(6): 108–116.
- [106] Özyürek D., Yılmaz, R., Kibar, E., (2012). "RRA İşleminde Yeniden Çözeltilmeye Alma Parametrelerinin 7075 Alüminyum Alaşımlarının Çekme Dayanımına Etkisi", Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der., 27(1): 193-203.
- [107] Meng, C. F., Long, H. W. ve Zheng, Y., (1997). "A Study of The Mechanism of Hardness Change of Al-Zn-Mg Alloy During Retrogression Reaging Treatments by Small Angle X-Ray Scattering (SAXS)", Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 28(10): 2067–2071.
- [108] M. F. Ibrahim, A. M. Samuel, ve S. A. Alkahtani, F. H. S., (2013). "A Novel Solution Heat Treatment of 7075-Type Alloy", B. Sadler (Ed.), Light Metals 2013, TMS(The Minerals, Metals&Materials Society), Kingwood, Texas, USA: 383–390.
- [109] Karagöz Ş., (2003).Fiziksel Metalurji Ders Notları, KOÜ yayın no: 114, Kocaeli Üniversitesi.
- [110] Clark, B. G., Robertson, I. M., Dougherty, L. M., Ahn, D. C. ve Sofronis, P., (2005). "High-Temperature Dislocation-Precipitate Interactions in Al Alloys: An in situ Transmission Electron Microscopy Deformation Study", Journal of Materials Research, 20(7): 1792–1801.
- [111] Haaks, M. ve Staab, T. E. M., (2008). "High-momentum analysis in Doppler spectroscopy", Applied Surface Science, 255(1): 84–88.
- [112] Nie, B., Liu, P., Zhou, T., ve Zhang, Z., (2010). Effects of High Temperature Retrogression and Re-aging Treatments on Microstructures and Properties of 7150 Alloy, Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan: 1538-1543.
- [113] Dumont, D., Deschamps, A. ve Brechet, Y., (2003). "On the Relationship Between Microstructure, Strength and Toughness in AA7050 Aluminum Alloy", Materials Science and Engineering A, 356(1–2): 326–336.
- [114] Li, Z., Xiong, B., Zhang, Y., Zhu, B., Wang, F. ve Liu, H., (2009). "Investigation on Strength, Toughness and Microstructure of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy Pre-Stretched Thick Plates in Various Ageing Tempers", Journal of Materials Processing Technology, 209(4): 2021–2027.
- [115] Guapuriche, M. S., Zhao, Y., Pitman, A. ve Greene, A., (2006). "Correlation of Strength with Hardness and Electrical Conductivity for Aluminium Alloy 7010", Materials Science Forum, 519–521: 853–858.
- [116] "BS EN ISO 8044:2015 Corrosion of metals and alloys. Basic Terms and Definitions"

- [117] Sinyavskii, V. S., Ulanova, V. V. ve Kalinin, V. D., (2004). "On the Mechanism of Intergranular Corrosion of Aluminum Alloys", *Protection of Metals*, 40(5): 481–490.
- [118] El-Amoush, A. S., (2011). "Intergranular corrosion behavior of the 7075-T6 aluminum alloy under different annealing conditions", *Materials Chemistry and Physics*, Elsevier B.V., 126(3): 607–613.
- [119] Robinson, M. ve Jackson, N., (1999). "The Influence of Grain Structure and Intergranular Corrosion Rate on Exfoliation and Stress Corrosion Cracking of High Strength Al–Cu–Mg alloys", *Corrosion Science*, 41: 1013–1028.
- [120] Özer, G. ve Karaaslan, A., (2017). "The Effect of RRA Heat Treatment on the Intergranular Corrosion (IGC) of the AA7075 Alloy", *Practical Metallography*, 54: 256–266.
- [121] Deng, Y., Yin, Z., Zhao, K., Duan, J., Hu, J. ve He, Z., (2012). "Effects of Sc and Zr Microalloying Additions and Aging Time at 120°C on the Corrosion Behaviour of an Al-Zn-Mg Alloy", *Corrosion Science*, Elsevier Ltd, 65: 288–298.
- [122] Huang, L. P., Chen, K. H., Li, S. ve Song, M., (2007). "Influence of High-Temperature Pre-Precipitation on Local Corrosion Behaviors of Al-Zn-Mg Alloy", *Scripta Materialia*, 56(4): 305–308.
- [123] Wang, Z. T. ve Tian, R. Z., (2000). *Handbook of Aluminum Alloy and Its Working*, Central South University Press, Changsha.
- [124] Liu, S. D., Liao, W. B., Tang, J. G., Zhang, X. M. ve Liu, X. Y., (2013). "Influence of Exfoliation Corrosion on Tensile Properties of A High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloy", *Journal of Central South University*, 20(1): 1–6.

EK-A

AA7075-T651 SERTİFİKA



Aerospace and Transportation
Constellium Valais SA
Route des Laminiers
CH-3960 Sierre

SEYKOC ALUMINYUM PAZARLAMA
VE SANAYİ TİC.LTD.ŞTİ
NAZIM HİKMET CADDESİ 538 SOKAK
TR 41420 KOCAELİ

INSPECTION CERTIFICATE	
According To	EN 10204-3.1
Disp. Advice / Cert	0080269849
Date	15/07/2015
Page	1
Your Order	1500669
Project	
Dated	11/05/2015
Our Confirmation No.	157322-11
Customer No.	807290
Sales Contact	Gérald Gaspoz
	++41 (27) 457 5438
Certificate Opt:	41 27 457 55 92

Aluminium Plates EN AW-7075-T651, mill finish, to EN 485-1:2010.

Your article :

Lot	Production No.	Weight	Quantity	Dimensions
U17547	8271153	1836 Kg	14	10 X 1520 X 3020

Mechanical and technological properties

The indicated values are in MPa for Rm and Rp and % for A

Sample	Temper	Rm	RP0.2	RP0.01	A50	A								
min-max	T651	≥540	≥460	≥38										
min-max														

Measured values

U17547	T651	590	527	12	180									
--------	------	-----	-----	----	-----	--	--	--	--	--	--	--	--	--

Chemical composition

The indicated values are in % by weight

Casting No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti		
Min	1.2		2.1	18				5.1			
Max	40	50	2.0	90	2.9	28	05	5.1	20		

Analysis results with test method based on EN14726, ASTM E1261 and ASTM E1821

51713291	0.1	0.19	1.53	0.07	2.55	0.18	0.0058	5.99	0.024		
----------	-----	------	------	------	------	------	--------	------	-------	--	--

Other elements are compliant to the requirement: Each ≤ 0.05% Total ≤ 0.15%

Remark

Definition of abbreviations on demand

A. Thurne

Quality Plates

Valid without signature

Management System certified

ISO 9001 / ISO 14001 / OHSAS 18001

DENEYLERİN GENEL GÖSTERİM ÇİZELGESİ

Tez kapsamında yapılan tüm deneylerin parametreleri ve elde edilen sonuçlar EK-B kapsamında aşağıda çizelgeler halinde verilmiştir.

Soğutma	Retrogresyon Sıcaklığı (°C)	Retrogresyon Süresi (dak.)	RA Sıcaklığı (°C)	RA Süresi (saat)	Sertlik (BSD)	Darbe Dayanımı (J/cm²)			İletkenlik (%IACS)	Akma Dayanımı (Mpa)	Çekme Dayanımı (Mpa)
						-60 (°C)	-20 (°C)	Oda Sıcaklığı			
T651	-	-	-	-	180	5,4	5,6	6,5	30,36	529,36	590,05
Su (Oda Sıc.)	180	1	120	24	177,88	5,31	5,59	6,6	34,67		
Su (Oda Sıc.)	180	2	120	24	173,06	5,57	6,11	6,02	35,01		
Su (Oda Sıc.)	180	3	120	24	177,88	6,15	6,09	6,48	35,9		
Su (Oda Sıc.)	180	4	120	24	181,77	6,13	5,39	6,09	31,08		
Su (Oda Sıc.)	180	5	120	24	173,06	5,59	5,36	5,7	31,2		
Su (Oda Sıc.)	180	10	120	24	169,95	6,53	6,38	7,13	35,59		
Su (Oda Sıc.)	180	15	120	24	180,64	10,54	7,27	6,55	36,42	548,88	600,87
Su (Oda Sıc.)	180	20	120	24	167,92	6,56	7,14	6,69	36,5		
Su (Oda Sıc.)	180	30	120	24	163,98	6	5,83	6,95	35,62	533,85	585,96
Su (Oda Sıc.)	180	40	120	24	170,98	6,24	6,69	6,71	35,96		
Su (Oda Sıc.)	180	50	120	24	162,05	7,22	6,69	7,29	37,3		
Su (Oda Sıc.)	180	60	120	24	157,39	7,14	7,53	7,76	37,52		
Su (Oda Sıc.)	180	70	120	24	157,39	7,65	8,09	8,9	36,25		
Su (Oda Sıc.)	180	80	120	24	158,31	8,1	8,13	9	37,64		
Su (Oda Sıc.)	180	90	120	24	144,52	9,2	8,77	8,92	37,04	519,72	576,92
Su (Oda Sıc.)	180	100	120	24	143,36	8,2	8,53	8,69	38,04		
Su (Oda Sıc.)	180	120	120	24	144,52	8,16	8,55	9,69	38,64	511,45	567,87

Soğutma	Retrogresyon Sıcaklığı (°C)	Retrogresyon Süresi (dak.)	RA Sıcaklığı (°C)	RA Süresi (saat)	Sertlik (BSD)	Darbe Dayanımı (J/cm²)				Akma Dayanımı (Mpa)	Çekme Dayanımı (Mpa)
						-60 (°C)	-20 (°C)	Oda Sıcaklığı	iletkenlik (%IACS)		
Su (Oda Sıc.)	200	1	120	24	173,58	5,96	5,54	5,57	31,84		
Su (Oda Sıc.)	200	2	120	24	175,71	5,68	5,49	6,5	31,3		
Su (Oda Sıc.)	200	3	120	24	173,06	5,85	5,59	6,58	31,46		
Su (Oda Sıc.)	200	4	120	24	174,64	5,8	6,05	6,3	31,5		
Su (Oda Sıc.)	200	5	120	24	180,64	6,13	5,89	6,56	31,01		
Su (Oda Sıc.)	200	10	120	24	182,33	5,81	6,01	6,1	31,33		
Su (Oda Sıc.)	200	15	120	24	178,98	5,92	6,14	6,15	32,9		
Su (Oda Sıc.)	200	20	120	24	177,88	6,08	5,96	6,24	33,45		
Su (Oda Sıc.)	200	30	120	24	173,06	5,96	6,03	6,45	33,98		
Su (Oda Sıc.)	200	40	120	24	174,11	6,15	7,61	7,44	33,94		
Su (Oda Sıc.)	200	50	120	24	170,98	6,54	6,51	8,86	35,41		
Su (Oda Sıc.)	200	60	120	24	162,53	8,31	7,98	7,55	36,39		
Su (Oda Sıc.)	200	70	120	24	153,36	6,51	8,12	9,05	36,73		
Su (Oda Sıc.)	200	80	120	24	160,16	6,46	7,34	7,99	36,9		
Su (Oda Sıc.)	200	90	120	24	162,53	6,83	8,16	8,73	37,44		
Su (Oda Sıc.)	200	100	120	24	151,61	8,4	8,98	10,22	38,48		
Su (Oda Sıc.)	200	120	120	24	145,74	7,35	9,37	10,27	38,62		

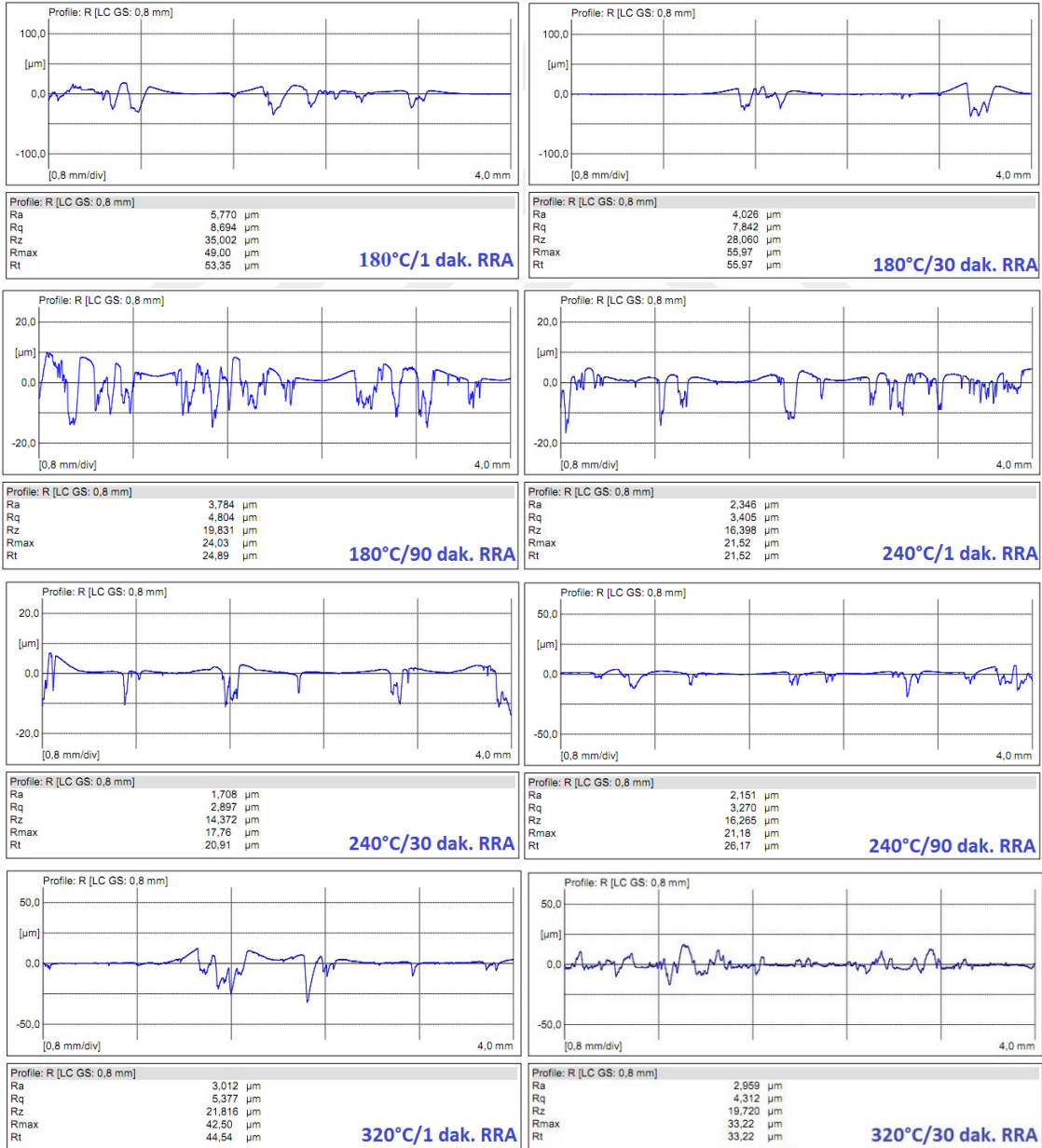
Soğutma	Retrogresyon Sıcaklığı (°C)	Retrogresyon Süresi (dak.)	RA Sıcaklığı (°C)	RA Süresi (saat)	Sertlik (BSD)	Darbe Dayanımı (J/cm²)			iletkenlik (%IACS)	Akma Dayanımı (Mpa)	Çekme Dayanımı (Mpa)
						-60 (°C)	-20 (°C)	Oda Sıcaklığı			
Su (Oda Sıc.)	240	1	120	24	160	5,53	7,16	8	35,62		
Su (Oda Sıc.)	240	2	120	24	162,63	5,69	7,08	8	36,03		
Su (Oda Sıc.)	240	3	120	24	160,63	6,66	7,36	7,97	36,75		
Su (Oda Sıc.)	240	4	120	24	162,05	6,67	9,46	8,28	36,98		
Su (Oda Sıc.)	240	5	120	24	137,15	7,37	8,69	13,71	38,73		
Su (Oda Sıc.)	240	10	120	24	133,14	12,13	15,94	15,18	39		
Su (Oda Sıc.)	240	15	120	24	124,3	13,92	15,49	16,33	39,5	337,27	448,66
Su (Oda Sıc.)	240	20	120	24	115,42	17,61	20,52	21,13	40		
Su (Oda Sıc.)	240	30	120	24	109,28	22,92	24,2	25,53	41,51	292,02	407,8
Su (Oda Sıc.)	240	40	120	24	102,87	28,52	29,21	28,73	40,2		
Su (Oda Sıc.)	240	50	120	24	104,61	23,66	25,9	28,63	40,56		
Su (Oda Sıc.)	240	60	120	24	103,61	24,17	25,53	25,74	40,11		
Su (Oda Sıc.)	240	70	120	24	99,05	31,19	27,28	27,2	39,91		
Su (Oda Sıc.)	240	80	120	24	105,62	26,95	29,47	28,58	40,55		
Su (Oda Sıc.)	240	90	120	24	100,94	28,14	29,33	27,47	40,44	205,87	343,87
Su (Oda Sıc.)	240	100	120	24	94,12	27,29	29,99	29,2	40,06		
Su (Oda Sıc.)	240	120	120	24	85,54	28,45	30,18	32,17	40,71	206,77	333,13

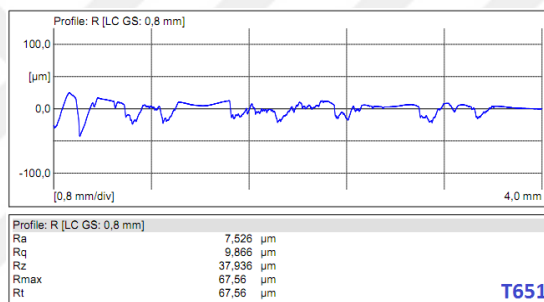
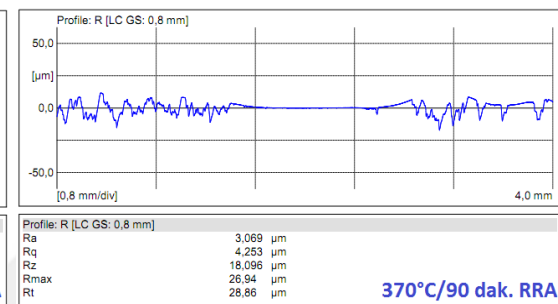
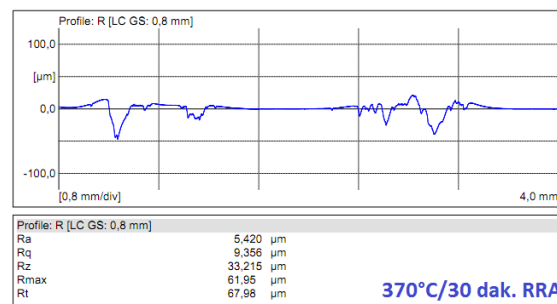
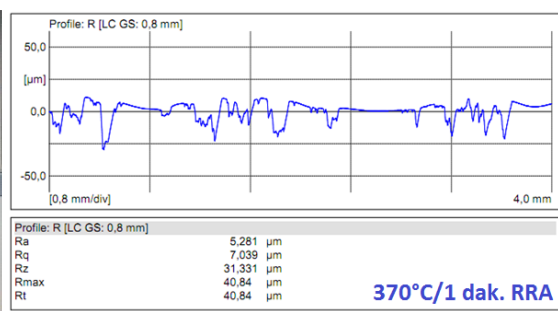
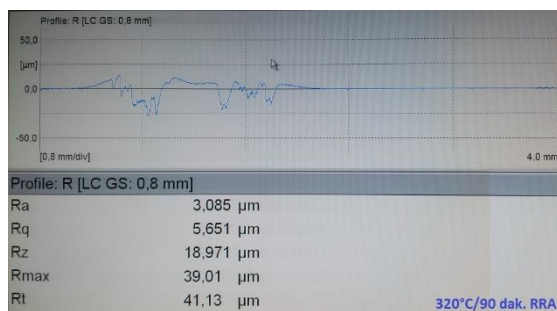
Soğutma	Retrogresyon Sıcaklığı (°C)	Retrogresyon Süresi (dak.)	RA Sıcaklığı (°C)	RA Süresi (saat)	Sertlik (BSD)	Darbe Dayanımı (J/cm²)			iletkenlik (%IACS)	Akma Dayanımı (Mpa)	Çekme Dayanımı (Mpa)
						-60 (°C)	-20 (°C)	Oda Sıcaklığı			
Su (Oda Sıc.)	280	1	120	24	99,05	31,82	34,45	34,85	38,88		
Su (Oda Sıc.)	280	2	120	24	89,54	36,16	34,14	34,31	38,77		
Su (Oda Sıc.)	280	3	120	24	89,75	33,75	34,38	34,75	38,96		
Su (Oda Sıc.)	280	4	120	24	99,52	32,65	36,06	34,94	38,56		
Su (Oda Sıc.)	280	5	120	24	88,35	34,11	33,45	36,04	38,42		
Su (Oda Sıc.)	280	10	120	24	89,54	35,21	32,67	37,84	38,49		
Su (Oda Sıc.)	280	15	120	24	88,35	37,06	35,71	39,05	37,68	200,77	323,45
Su (Oda Sıc.)	280	20	120	24	89,14	35,28	35,42	38,75	37,98		
Su (Oda Sıc.)	280	30	120	24	100,46	30,97	31,18	31,84	37,77	173,79	311,82
Su (Oda Sıc.)	280	40	120	24	104,86	26,58	29,06	29,47	38,88		
Su (Oda Sıc.)	280	50	120	24	88,75	35,62	38,52	38,8	39,39		
Su (Oda Sıc.)	280	60	120	24	84,17	37,86	36,74	37,32	38,58		
Su (Oda Sıc.)	280	70	120	24	97,22	37,45	38,73	40,63	38,53		
Su (Oda Sıc.)	280	80	120	24	82,18	37,74	38,33	40,08	38,49		
Su (Oda Sıc.)	280	90	120	24	92,42	38,41	38,48	36,41	37,79	205,87	294,35
Su (Oda Sıc.)	280	100	120	24	90,76	36,91	37,42	39,65	38,99		
Su (Oda Sıc.)	280	120	120	24	77,91	36,63	38,08	49,21	39,11	206,77	295,64

						Darbe Dayanımı (J/cm²)						
							-60 (°C)	-20 (°C)	Oda Sıcaklığı	iletkenlik (%IACS)	Akma Dayanımı (Mpa)	Çekme Dayanımı (Mpa)
Soğutma	Retrogresyon Sıcaklığı (°C)	Retrogresyon Süresi (dak.)	RA Sıcaklığı (°C)	RA Süresi (saat)	Sertlik (BSD)							
Su (Oda Sıc.)	320	1	120	24	167,92		6,59	7,4	7,6	30,16		
Su (Oda Sıc.)	320	5	120	24	165,93		7,57	7,52	7,68	30,29		
Su (Oda Sıc.)	320	10	120	24	167,42		6,77	7,27	7,33	30		
Su (Oda Sıc.)	320	15	120	24	178,43		6,89	7,84	7,88	32,03	538,16	589,58
Su (Oda Sıc.)	320	20	120	24	172,53		7,09	7,831	7,84	31,93		
Su (Oda Sıc.)	320	30	120	24	152,05		8,77	13,99	9,93	36,4	533,35	583,07
Su (Oda Sıc.)	320	50	120	24	99,52		26,35	25,29	30,12	39,25		
Su (Oda Sıc.)	320	60	120	24	103,61		26,44	29,29	27,29	39,49		
Su (Oda Sıc.)	320	70	120	24	87,57		32,81	33,22	35,6	38,9		
Su (Oda Sıc.)	320	90	120	24	92		36,11	37,6	38,06	39,25	292,02	345,41
Su (Oda Sıc.)	320	100	120	24	89,95		35,55	38,85	37,11	37,34		
Su (Oda Sıc.)	320	120	120	24	81,12		37,64	38,47	39,88	38,66	252,62	317,91

Soğutma	Retrogresyon Sıcaklığı (°C)	Retrogresyon Süresi (dak.)	RA Sıcaklığı (°C)	RA Süresi (saat)	Sertlik (BSD)	Darbe Dayanımı (J/cm²)			iletkenlik (%IACS)	Akma Dayanımı (Mpa)	Çekme Dayanımı (Mpa)
						-60 (°C)	-20 (°C)	Oda Sıcaklığı			
Su (Oda Sıc.)	370	1	120	24	167,92	7,1	7,59	7,28	34,54		
Su (Oda Sıc.)	370	5	120	24	172,01	7,09	7,78	7,88	31,9		
Su (Oda Sıc.)	370	10	120	24	167,42	8,22	7,84	8,51	35,1		
Su (Oda Sıc.)	370	15	120	24	160,16	10,58	9,22	8,9	36,45	535,89	586,6
Su (Oda Sıc.)	370	20	120	24	87,57	10,34	12,23	11,27	37,71		
Su (Oda Sıc.)	370	30	120	24	93,27	25,11	27,8	32,83	39,5	428,38	507,2
Su (Oda Sıc.)	370	50	120	24	94,78	32,34	33,79	30,73	37,14		
Su (Oda Sıc.)	370	60	120	24	93,27	32,95	32,32	31,08	37,79		
Su (Oda Sıc.)	370	70	120	24	96,99	27,23	25,68	27,39	36,38		
Su (Oda Sıc.)	370	90	120	24	100,22	25,23	24,19	25,64	35,26	160,65	319,18
Su (Oda Sıc.)	370	100	120	24	103,86	24,78	25,49	25,39	35,46		
Su (Oda Sıc.)	370	120	120	24	108,48	22,89	23,76	24,22	33,85	180,92	341,54

YÜZEY PÜRÜZLÜLÜĞÜ ÖLÇÜMLERİ





ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı :Gökhan ÖZER
Doğum Tarihi ve Yeri :22.01.1978/Zonguldak
Yabancı Dili :İngilizce
E-posta :ozergokhan@gmail.com

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Alan	Okul/Üniversite	Mezuniyet Yılı
Y. Lisans	Malzeme Bil. ve Müh.	Yıldız Teknik Üniversitesi	2005
Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Yıldız Teknik Üniversitesi	2002
Lise	Elektronik	Kdz. Ereğli EML	1995

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	Firma/Kurum	Görevi
2014-2015	Sahra Metals Ind&Co. (Suudi Arabistan)	Ar-Ge Müh.
2002-2014	Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü	Araştırma Görevlisi

YAYINLARI

Makale

Uluslararası Makale

1. Ozer G., Karaaslan A. (2017). "Relationship of RRA Heat Treatment with Exfoliation Corrosion, Electrical Conductivity and Microstructure of AA7075 Alloy", Materials and Corrosion, Kabul Edildi, Basım Aşamasında.
2. Ozer G., Karaaslan A. (2017). "Variation of AA7075 Aluminum Alloy Properties by the Precipitate Behavior in Aging and RRA Process", Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), Kabul Edildi, Basım Aşamasında.
3. Ozer, G., Karaaslan A. (2017). "The Effect of RRA Heat Treatment on the Intergranular Corrosion (IGC) of the AA7075 Alloy", Practical Metallography, 54 (4): 256–266.
4. Lus, H. M., Ozer, G., Guler, K. A., Terzi, E., Dispınar, D. (2015). "Wear Properties of Squeeze Cast in situ Mg₂Si–A380 alloy". International Journal Of Cast Metals Research, 28(1): 59-64.
5. Ozer, G., Yuksel, C., Comert, Z. Y., Guler, K. A. (2013). "The Effects of Process Parameters on the Recycling Efficiency of Used Aluminium Beverage Cans (UBCs)". Materials Testing, 55(5): 396-400.
6. Ozer G., Guler K. A., Lus H. M., (2012). "Effects of Squeeze Pressure on Microstructure, Porosity and Hardness of in situ Mg₂Si–Al–Si–Cu Composite". Materials Testing-Materials and Components Technology And Application, 54(1): 26-29.
7. Ozer G., Burgucu S., Marsoglu M., (2012). "A Study on the Recycling Aluminium Alloy 7075 Scrap". Materials Testing-Materials and Components Technology And Application, 54(3): 175-178.
8. Guler K. A., Taslıcukur Z., Ozer G., (2011). "Production of Open Cell Aluminium Metal Foam with Lost Foam Technique". MP Materials Testing-Materials and Components Technology and Application, 53(5): 295-297.
9. Ozer G., Guler K. A., Taslıcukur Z., (2010). "Cellular Aluminium Foam Metal Production with Space Holder Particles" , (2010). Materials Testing-Materials and Componenets Technology and Application, 52(6): 379-382.
10. Kelesoglu E., Eraslan Y., Ozer G., (2009). "Deformation Character of the Aluminum Alloy AA 6063 Depending on the Homogenization State", (2009). MP Materials Testing, 51(6): 390-393.

Bildiri

Uluslararası Bildiri

1. Lus, H. M., Ozer, G., Guler, K. A., (2012, Mart). In Situ Composite of (Mg₂Si)/Al Fabricated by Squeeze Casting, Orlando, FL, USA. TMS 2012, 141st Annual Meeting & Exhibition.
2. Ozer G., Kisasoz A., Guler K.A., Karaaslan A., (2011, Haziran). Aluminum Matrix Composite Fabrication by Infiltration of SiC Preforms Using Squeeze Casting Technique. 8th International PhD Foundry Conference, Brno, CZECH REPUBLIC.
3. Ozer G., Lus H. M., (2010, Ekim). Effect of Predeformation and Holding Time on Microstructure in A319 Alloy Prepared by SIMA Process. 13th International Materials Symposium (IMSP'2010), Denizli, TURKEY.
4. Guler K.A., Ozer G., Taslicukur Z, (2010, Ekim). A Novel Pattern Material for Investment Casting: Foam Wax. 69th World Foundry Congress, Hangzhou, CHINA.
5. Guler K. A., Taslicukur Z., Ozer G., (2009, Haziran). Expanded Polystyrene (EPS) Pattern Application in Investment Casting and Chemical Removing. 11th Conference and Exhibition of the European Ceramic Society, ECERS, Crakow, POLAND.
6. Ozer G., Ekerim A., (2009, Mayıs). Kapalı Hücre Alüminyum Köpük Metal Üretiminde Sıcaklığın Köpük Oluşumuna Etkisinin Araştırılması. 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (İATS'09), Karabük, TURKEY.
7. Ozer G., Evcimen N., Ekerim A., (2009, Mayıs). High Purity Pig Iron Production by Using Steel Scrap and Comparison with Sorelmetal. 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (İATS'09), Karabük, TURKEY.
8. Balaban C., Sen O., Guler K. A., Ozer G., (2006, Kasım). 380 Alaşımının Soğuma Eğrisinde ve Akışkanlığında Tane İnceltmenin Etkisi. 13. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, TURKEY.
9. Taslicukur Z., Balaban C., Ozer G., Guler K. A., Kuskonmaz N., Cigdem M., (2005, Ekim). Seramik ve Kum Kalıp Prosesleriyle Üretilen Ayakkabı Çekicinin Özelliklerinin Karşılaştırılması. 12. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, TURKEY.

PROJELERİ

1. AA7075 Alüminyum Alaşımında Yaşlandırma ve RRA İşlemleri ile Özelliklerin Değişimlerinin İncelenmesi, YTÜ BAPK Projesi, Projedeki Görevi: Araştırmacı, Başlangıç/Bitiş: (2016-2018)
2. Termal Yöntemlerle Magnezyum Üretim Teknolojisinin Geliştirilmesi, YTÜ BAPK Projesi, Projedeki Görevi: Araştırmacı, Başlangıç/Bitiş: (2010-2012)

3. Bakır Alaşımlarından Sıma Yöntemi ile Küresel Mikroyapılı Malzeme Üretimi ve Karakterizasyonu, YTÜ BAPK Projesi, Projedeki Görevi: Araştırmacı, Başlangıç/Bitiş: (2010-2012)
4. Sinterlenmiş NdFeB mıknatıslarının toz metalurjik yöntem ile üretilmesi, YTÜ BAPK Projesi, Projedeki Görevi: Araştırmacı, Başlangıç/Bitiş: (2008-2010)

EĞİTİM VE SERTİFİKALARI

1. “TS EN ISO/IEC 17043:2010” Uygunluk Değerlendirmesi-Yeterlilik Deneyi İçin Genel Şartlar Standart Eğitimi, UAC Mühendislik ve Eğitim Sistemleri - 25.07.2013-26.07.2013 (16 Saat)
2. “ISO 9001:2008” Training Course, No:A17086, Certifated by IRCA, Naviga Uluslararası Belgelendirme ve Eğitim Hizmetleri Ltd.Şti. - 15.04.2013-19.04.2013 (24 Saat)
3. “TS EN ISO/IEC 17025:2010” Deney ve Kalibrasyon Laboratuvarlarının Yeterliliği İçin Genel Şartlar, UAC Mühendislik&İntersistemteknik - 18.04.2012-19.04.2012 (16 Saat)
4. “MATLAB” Fundamentals and Programming Techniques, Figes, Computer Simulation in Physics and Geometry A.S.-20.01.2008-22.01.2008 (16 Saat)
5. “İndüksiyon Ergitme Eğitim Semineri”, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası İstanbul Şubesi - 14.05.2004-14.05.2004 (10 Saat)
6. “Dökümlerde Aşılama Teknikleri”, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası İstanbul Şubesi - 21.03.2003-22.03.2003 (16 Saat)

ÖDÜLLERİ

1. Yıldız Teknik Üniversitesi Bilim Teşvik Ödülü, 2014.
2. Yıldız Teknik Üniversitesi Bilim Teşvik Ödülü, 2013.