



**AL 7075 ALAŞIMINA RRA ISIL İŞLEM VE ÖN DEFORMASYON  
ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

**Gözde ALTUNTAŞ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ  
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**HAZİRAN 2020**

Gözde ALTUNTAŞ tarafından hazırlanan “Al 7075 ALAŞIMINA RRA ISIL İŞLEM VE ÖN DEFORMASYON ETKİLERİNİN İNCELENMESİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Metalurji Ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

**Danışman:** Prof. Dr. Bülent BOSTAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi .....

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

**Başkan:** Prof. Dr. Ahmet GÜRAL

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi .....

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

**Üye:** Doç. Dr. Hakan GÖKMEŞE

Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Necmettin Erbakan Üniversitesi .....

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Tez Savunma Tarihi: 22/06/2020

Jüri tarafından kabul edilen bu çalışmanın Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum

.....

Prof. Dr. Sena YAŞYERLİ  
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

## ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
  - Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
  - Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
  - Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
  - Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,
- bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

.....  
Gözde ALTUNTAŞ  
22/06/2020

# Al 7075 ALAŞIMINA RRA ISIL İŞLEM VE ÖN DEFORMASYON ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Gözde ALTUNTAŞ

GAZİ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Haziran 2020

## ÖZET

Al ve alaşımları yer kabuğunda bulunurluk düzeylerini hak edencesine bir ticari ürün yelpazesine sahiptir. Bu konumunu korumada belki en önemli faktör mukavemetlendirme yöntemleri ile yeni ve üstün performansa sahip ürün geliştirilebilmesine imkan sağlamasıdır. Devam eden pek çok çalışma hafifliğinden aldığı temel özelliğini tüm alanlara yaygınlaştırmak amaçlıdır. Bu çalışmada ticari olarak satın alınan T651 ısıl işlemi uygulanmış Al 7075 alaşımı lazer kesim yöntemi ile kesilerek ASTM-E8 standartlarında çekme test numuneleri elde edilmiştir. Çekme test numunesi olarak elde edilen numunelere T651 ısıl işlemi sonrası RRA ısıl işlemi geleneksel zamana bağlı olarak ve farklı ön deformasyon miktar ve uygulama sıcaklığı etkisinde üç farklı şekilde uygulanmıştır. Geleneksel yöntemde T651 ısıl işlemi sonrası 200°C sıcaklıkta 10 dakika yeniden çözündürülüp, su verildikten sonra 120 °C’ de sırasıyla 2-32 saat sürelerde yeniden yaşlandırılarak RRA ısıl işlemi uygulanmıştır. Ön deformasyon etkisiyle uygulanan RRA ısıl işlemi ise iki farklı yöntemle ve farklı oranlarda deformasyonla gerçekleştirilmiştir. Birinci yöntemde; RRA ısıl işleminin ilk basamağı olan retrogression işlemi (yeniden çözeltiye alma) 200 °C sıcaklıkta 10 dk sürelerde bekletilerek bu sıcaklıkta %5-%10 deforme edilerek ani soğutulması ve 120°C sıcaklıkta 24 saat re-aging (yeniden yaşlandırma) işlemi uygulanarak, ikinci yöntemdeki ise RRA ısıl işlemi; numunelerin 200 °C sıcaklıkta 10 dk sürelerde bekletilerek retrogression işlemi (yeniden çözeltiye alma) uygulanıp hemen oda sıcaklığındaki suda soğutulup %5-%10 oranında deforme edilmesi ve 120 °C sıcaklıkta 24 saat re-aging (yeniden yaşlandırma) işlemi uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Böylece T651 ısıl işlemi uygulanmış Al 7075 alaşımına RRA ısıl işlemi sırasında ön deformasyon miktarının mikroyapı ve çekme özelliklerine etkileri incelenmiştir. Numunelerin mikroyapısal karakterizasyonu ve kırık yüzey analizleri SEM cihazı kullanılarak, çökelen fazların incelemesi X-Rd cihazıyla, sertlik ölçümleri ise Vickers yöntemi kullanılarak belirlenmiştir. RRA ısıl işlemi sırasında uygulanan %5’lik ön deformasyon miktarının alaşımın kopma uzama değerini %20’ye kadar geliştirmiştir. En yüksek çekme dayanımı ise klasik yöntemle 24 saat yeniden yaşlandırılan numunede 568 MPa olarak ölçülmüştür.

Bilim Kodu : 91515

Anahtar Kelimeler : Al7075 , Mikroyapı , Ön deformasyon , RRA ısıl işlemi

Sayfa Adedi : 66

Danışman : Prof.Dr. Bülent BOSTAN

INVESTIGATION OF RRA HEAT TREATMENT AND PRE-DEFORMATION  
EFFECTS ON Al 7075 ALLOY

(M. Sc. Thesis)

Gözde ALTUNTAŞ

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

June 2020

ABSTRACT

Aluminum and its alloys have a range of commercial products that deserve their level of availability in the earth's crust. Perhaps the most important factor in maintaining this position is the possibility of developing a new and superior performance product with strengthening methods. It aims to spread the basic feature of many ongoing working lightness to all areas. In this study, commercially purchased T651 heat treatment applied Al 7075 alloy was cut by laser cutting method and tensile test samples were obtained in ASTM-E8 standards. After the T651 heat treatment, RRA heat treatment was applied to the samples obtained as tensile test samples in three different ways depending on the traditional time and under the effect of different pre-deformation amount and application temperature. In the traditional method, after T651 heat treatment, it is re-dissolved at 200 ° C for 10 minutes, after quenched, it is re-aged at 120 ° C for 2-32 hours respectively and RRA heat treatment is applied. RRA heat treatment, which was applied with the effect of pre-deformation, was carried out with two different methods and different rates of deformation. In the first method; The first step of RRA heat treatment, the retrogression process is kept at 200 ° C for 10 minutes, deformed by 5% -10% at this temperature and sudden cooling and re-aging at 120 ° C for 24 hours. In the second method, RRA heat treatment; The samples were kept at 200 ° C for 10 minutes and retrogression was applied, cooled at room temperature immediately and deformed by 5%-10% and re-aging at 120 ° C for 24 hours. Thus, the effects of pre-deformation amount on microstructure and tensile properties were investigated during the RRA heat treatment of Al 7075 alloy with T651 heat treatment. Microstructural characterization and fracture surface analysis of samples were determined using the SEM device, the examination of the precipitated phases was determined with the X-Rd device, and the hardness measurements were determined using the Vickers method. RRA has improved the breaking elongation value of the alloy up to 20% of the 5% pre-deformation amount applied during the heat treatment. The highest tensile strength was measured as 568 MPa in the sample which was aged 24 hours by classical method

Science Code : 91515

Key Words : Al7075 , Microstructure, Pre deformation, RRA heat treatment

Page Number : 66

Supervisor : Prof. Bülent BOSTAN (Ph.D.)

## TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanmasında engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım ve her daim desteğini gördüğüm değerli danışman hocam Prof. Dr. Bülent BOSTAN'a teşekkür eder saygılarımı sunarım.

Akademik gelişimime katkılarından dolayı Prof. Dr. Ahmet GÜRAL'a teşekkürü borç bilirim.

Deneysel çalışmalarına katkılarından dolayı Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Öğr. Gör. Dr. Meryem POLAT'a, Öğr. Gör. Ömer ŞAHİN'e, Arş.Gör. İrem Burcu ALGAN'a ve Kırıkkale Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Arş.Gör. N.Arda TANIŞ'a teşekkür ederim.

Tez çalışmam boyunca göstermiş oldukları anlayıştan dolayı Pi Makine 'deki müdürlerime ayrı ayrı teşekkür ederim.

Hayatımın her aşamasında bana güç veren ve hep yanımda olup akademik bilgileriyle destek olan sevgili eşim Öğr. Gör. Dr. Onur ALTUNTAŞ'a ve bana şans getiren canım kızım Asel ALTUNTAŞ'a teşekkürüm sonsuzdur.

Yüksek Lisans çalışmamız 07/2019-15 nolu BAP Bilimsel Araştırma Projesi kapsamında gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle bu çalışmayı destekleyen Gazi Üniversitesi BAP Birimine teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET .....	iii
ABSTRACT.....	iv
TEŞEKKÜR.....	v
İÇİNDEKİLER .....	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	x
RESİMLERİN LİSTESİ .....	xi
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xii
1. GİRİŞ.....	1
2. ALÜMİNYUM .....	3
2.1. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması.....	4
2.2. Alüminyum Alaşımlarının Kullanım Alanları .....	7
2.3. Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi .....	9
2.4. 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımları .....	10
2.5. Al 7075 Alaşımlarının Özellikleri.....	11
3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ISIL İŞLEMİ.....	13
3.1. Çökelme Sertleşmesi Isıl İşleminin Basamakları.....	14
3.1.1. Çözeltiye alma işlemi .....	14
3.1.2. Ani soğutma .....	16
3.1.3. Çökelme işlemi .....	17
3.2. Al-Zn-Mg Alaşımlarında Meydana Gelen Dönüşümler .....	20
3.2.1. GP zonları .....	22



	<b>Sayfa</b>
3.2.2. $\eta'$ fazı.....	23
3.2.3. $\eta$ ve T kararlı fazları.....	23
3.2.4. Çökelti içermeyen zon (PFZ).....	24
3.3. Yeniden Çözeltiyeye Alma (Retrogression) ve Yeniden Yaşlandırma (Reaging) (RRA) İşlemi.....	24
3.3.1. Retrogresyon sırasında oluşan dönüşümler.....	25
3.3.2. Yeniden yaşlandırma sırasında oluşan yapısal dönüşümler.....	26
4. TEZ ÇALIŞMASININ LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	29
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	35
5.1. Malzeme.....	35
5.2. Lazer Kesim.....	35
5.3. Isıl İşlem.....	36
5.4. Termomekanik İşlem.....	38
5.5. Mikroyapı Analizleri.....	40
5.5.1. Taramalı elektron mikroskopu (SEM).....	40
5.5.2. Optik mikroskop.....	41
5.6. Çekme Testi.....	42
5.7. Sertlik Ölçümleri.....	42
5.8. XRD Analizleri.....	43
5.9. Vakum Desikatör.....	44
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	45
6.1. SEM Mikroyapı Sonuçları.....	45
6.2. Sertlik Test Sonuçları.....	48
6.3. Çekme Test Sonuçları.....	51

**Sayfa**

6.4. SEM Kırık Yüzey İncelemeleri.....	52
6.5. XRD Sonuçları.....	55
<b>7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....</b>	<b>57</b>
7.1. Sonuçlar.....	57
7.2. Öneriler.....	58
<b>KAYNAKLAR.....</b>	<b>59</b>
<b>ÖZGEÇMİŞ.....</b>	<b>65</b>



## ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması .....	4
Çizelge 2.2. Döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması .....	4
Çizelge 2.3. Alüminyum alaşımlarının ısı işlem kod gösterimleri .....	6
Çizelge 2.4. Alaşım elementlerinin alüminyuma etkisi .....	10
Çizelge 2.5. 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonu .....	10
Çizelge 3.1. Al-Zn-Mg alaşımında yaşlandırma sırasında mikroyapı bileşenlerinin oluşum sırası ve yapısal özellikleri .....	20
Çizelge 5.1. Al 7075 kalite alüminyumun kimyasal bileşimi (% ağırlık) .....	35
Çizelge 6.1. Numunelerin makrosertlik (HV1) değerleri .....	48
Çizelge 6.2. Numunelerin çekme dayanımı (N/mm <sup>2</sup> ) ve % uzama sonuçları .....	51

## ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Saf alüminyum kristal kafesi .....	3
Şekil 2.2. Al-Zn ikili faz diyagramı .....	11
Şekil 3.1. Yaşlandırma ısı işlemi çevrimi .....	13
Şekil 3.2. Çökelme sertleşmesi sırasında oluşan fazların şematik gösterimi.....	15
Şekil 3.3. Kendisini çevreleyen matris ile uyumlu çökelti (ideal çökelti).....	18
Şekil 3.4. Kendisini çevreleyen matris ile uyumsuz çökelti (aşırı yaşlanmış çökelti).....	18
Şekil 3.5. Çökeltiler arasında oluşan halka şeklindeki dislokasyonların oluşum süreçleri..	19
Şekil 3.7. Al 7000 alaşımlarının yaşlandırma koşullarında mikroyapısal oluşum sırası .....	22
Şekil 3.8. RRA işlemi esnasında akma dayanımı değişimi .....	25
Şekil 3.9. Al-7075 alaşımının; (a) T6 işlemi (b) retrogresyon (c) RRA sonrası şematik mikroyapısı.....	26
Şekil 4.1. RRA işleminden sonra AA 7075 alaşımının mikro yapısı X1000. ....	30
Şekil 4.2. AA 7B04 alaşımına uygulanan farklı ısı işlemler sonucu; a) elektrik iletkenliği- çekme dayanımı, b) kırılma tokluğu-çekme dayanımı grafikleri.....	31
Şekil 5.1. Standartlara uygun çekme deney numunesi boyutları .....	35
Şekil 5.2. Al 7075/T651 alaşımına uygulanan RRA ısı işlem çevrimi.....	37
Şekil 5.3. Deformasyon ile uygulanan ; (a) yüksek sıcaklıkta , (b) su verme sonrası RRA ısı işlemlerinin şematik gösterimi .....	39
Şekil 6.1. Klasik yöntemle RRA ısı işlemi uygulanmış numunelerin sertlik grafiği.....	50
Şekil 6.2. Ön deformasyon etkisiyle RRA ısı işlemi uygulanmış numunelerin sertlik grafiği.....	51
Şekil 6.3. Numunelerin XRD test sonuçları ; (a) C2R ve (b) C32R.....	55

## RESİMLERİN LİSTESİ

<b>Resim</b>	<b>Sayfa</b>
Resim 2.1. a) Apple'ın iPhone 6s modeli, b) Airbus A380 jet uçağı.....	7
Resim 2.2. a) Heathrow çatısı, b) Commerzbank'ın alüminyum cephe kaplaması.....	8
Resim 2.3. Farklı sektörlerde kullanılan alüminyum alaşımları .....	9
Resim 5.1. Lazer kesim sonrası Al 7075 malzemenin görüntüleri .....	36
Resim 5.2. (a);RRA ısıtma işlemlerinde kullanılan yüksek sıcaklık fırını, (b) lazer termometre .....	37
Resim 5.3. RRA ısıtma işlemi sırasında ön deformasyon için kullanılan çekme test cihazı ....	38
Resim 5.4. Metalografik çalışmalarda kullanılan Zımparalama- Parlatma cihazı.....	40
Resim 5.5. JOEL JSM-6060LV model taramalı elektron mikroskobu .....	41
Resim 5.6. Leica DMI5000 optik mikroskobu .....	41
Resim 5.7. Bilgisayar kontrollü ve 50 kN (5 ton) kapasiteli çekme test cihazı.....	42
Resim 5.8. HMV2 SHIMADZU marka mikrosertlik cihazı .....	43
Resim 5.9. Bruker Marka D8 Advanced XRD cihazı.....	43
Resim 5.10. Kübik vakum desikatör .....	44
Resim 6.1. Al 7075 alaşımının T651 sonrası SEM mikroyapısı.....	45
Resim 6.2. Farklı sürelerde uygulanan geleneksel RRA ısıtma işlemi optik mikroyapı görüntüleri; (a) C2R, (b) C4R, (c) C8R, (d) C16R, (e) C24R, (f) C32R .....	46
Resim 6.3. 200°C sıcaklıkta 10dk yeniden çözeltiye alınıp su verilen Q numunesine ait SEM mikroyapısı.....	46
Resim 6.4. RRA ısıtma işlemi sırasında ön deformasyon uygulanmış;(a) 5QR, (b)10QR, (c)Q5R ve (d) Q10R numunelerine ait SEM mikroyapı görüntüleri .....	47
Resim 6.5. Numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri; (a) S, (b) Q, (c) C24R .....	53
Resim 6.6. Numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri; (a) 5QR, (b) 10QR, (c) Q5R, (d)Q10R.....	54

## SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

<b>Simgeler</b>	<b>Açıklamalar</b>
$\eta$	MgZn <sub>2</sub> ara çökelti
<b>T</b>	Kübik (AlZn) <sub>49</sub> Mg <sub>32</sub>
<b>T'</b>	Hekzagonal (AlZn) <sub>49</sub> Mg <sub>32</sub>
<b>T6</b>	Yapay Yaşlandırma Isıl işlemi
<b>T651</b>	Gerilim Giderilme ve Yapay Yaşlandırma Isıl İşlemi
<b>°C</b>	Santigrat derece

<b>Kısaltmalar</b>	<b>Açıklamalar</b>
<b>dk</b>	Dakika
<b>GP</b>	Guinier and Preston
<b>HV</b>	Vickers sertlik değeri
<b>mm</b>	Milimetre
<b>MPa</b>	Megapaskal
<b>N</b>	Newton
<b>nm</b>	Nanometre
<b>R</b>	Retgression
<b>RRA</b>	Retgression and Re-aging
<b>SEM</b>	Taramalı elektron mikroskobu
<b>XRD</b>	X ışını kırınımı

**Kısaltmalar****Açıklamalar**

<b>S</b>	T651 ısıı işlemler uygulanmış Al 7075 alaşımlı
<b>Q</b>	200°C’de 10 dk bekletilip su verilen numune
<b>5QR</b>	200°C’de 10 dk bekletilip %5 deforme edilen numune
<b>10QR</b>	200°C’de 10 dk bekletilip % 10 deforme edilen numune
<b>Q5R</b>	200°C’de 10 dk bekletilip su verme sonrası %5 deforme edilen numune
<b>Q10R</b>	200°C’de 10 dk bekletilip su verme sonrası %10 deforme edilen numune

## 1. GİRİŞ

Alüminyum çelikten sonra en çok üretimi yapılan ve uygulama alanı her geçen gün artan mühendislik malzemesidir. Alüminyum alaşımları diğer mühendislik malzemeleri ile kıyaslandığında düşük yoğunluk, iyi korozyon direnci, işlenebilme, elektrik iletimi gibi birçok mükemmel özelliklere sahiptir. Bu nedenle bu malzemeler başta uçak ve otomotiv endüstrisi olmak üzere gıda, ulaşım, yapı sektörlerinde de yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Alüminyumun farklı birçok sektörde edilmesinde bilinen tüm imalat yöntemi ile şekillendirilebilmesi ayrı bir cazibe oluşturmaktadır. Alüminyum alaşımlarında sağlanan mekanik, elektriksel ve korozyon dayanım artışları, çökme mukavemetlenmesi olarak bilinen ısıtılma işlemleri ile sağlanabilmektedir. Bu yüzden yapılan çalışmalarda, bu alaşımların hem deneysel olarak hem de teorik olarak sertleşebilirlikleri ve yaşlanma ile yapıda oluşturulan çökeltiler üzerine yoğunlaşmaktadır. İsraili bir uçak firmasında çalışan Cına ve Gan tarafından 1974 yılında alüminyum alaşımlarında T6 ısıtılma işlem koşullarında mekanik dayanım ve T73 koşullarında korozyon dayanım birlikte sağlayan RRA (retrogresyon, re-aging) ısıtılma işlemi patentlenerek geliştirilmiştir. 7XXX serisi alüminyum alaşımları, diğer alüminyum alaşımlarına göre en yüksek dayanıma sahip alüminyum alaşımlarıdır. Bu yüzden, özellikle havacılık sektöründe uçakların gövde ve kanat yapılarında kullanılmaktadır. Ana alaşım elementi çinko olan alüminyum 7075 alaşımları yüksek mekanik performanslarının yanı sıra çok iyi işlenebilirlik özelliklerine sahip olmalarından dolayı da farklı birçok sektörde geniş kullanım alanlarına sahiptir.

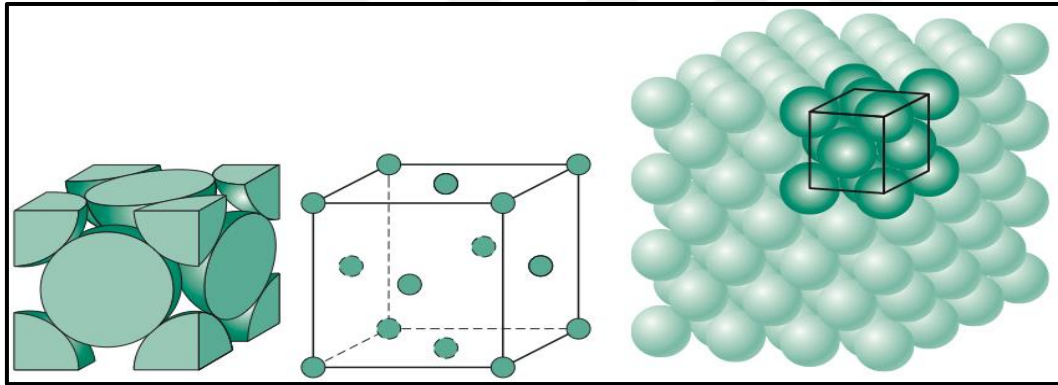
Bu çalışmada, özellikle havacılık sektöründe yaygın olarak kullanılan Al7075 alaşımına farklı sıcaklıklarda uygulanan ön deformasyon sonrası RRA ısıtılma işleminin mikroyapı ve bazı mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Yüksek sıcaklıklarda uygulanan ön deformasyon sonrası RRA ısıtılma işlem prosesi literatürde ilk defa uygulanmıştır.





## 2. ALÜMİNYUM

İngiliz mucit Sir Humphrey Davy'nin 1807 yılında alümina bileşiminde ( $Al_2O_3$ ) bir metalin varlığını tahmin etmesi ile elektrotermik ve elektrokimyasal yöntemler kullanarak küçük miktarda alüminyum metalini ayırması ile bunu alüminyum olarak adlandırarak ilk defa bu isimle anılmaya başlanmıştır, Alüminyum elementi, 1825 yılında 1. Paris Dünya Sergisi'nde Fransız araştırmacı Henry Sainte-Clarie Deville tarafından ilk olarak kullanılabilir bir metal olarak sunulmuştur. 1825 yılında Danimarkalı fizikçi Christian Oersted, alüminyum susuz alüminyum kalsiyum amalgamı ile redükleyerek ilk metalik alüminyumunu üretmiştir. Periyodik tablonun toprak metalleri olarak bilinen 3A grubu elementlerinden, atom numarası 13 ve yoğunluğu  $2.7 \text{ g/cm}^3$  olan Alüminyum (Al), oksijen ve silisyumdan sonra doğada en yaygın 3. element olmasına karşın hayatımıza ancak 19.yüzyılda girmiş olan ve buna rağmen demir-çelikten sonra en yaygın kullanıma sahip olan metaldir [1].



Şekil 2.1. Saf alüminyum kristal kafesi [2]

Alüminyumun oksijen elemetine karşı ilgisinin yüksek oluşu sebebiyle doğada elementel (saf) halde bulunmaz. Bu nedenle alüminyum eldesi alüminyum silikat, demir oksit ve alüminyum silikat ve oksitten oluşan boksit (bauxite) cevherinden gerçekleştirilir [3]. Düşük yoğunluğa (kütle/hacim) sahip olduğu için hafif metallere oranla alüminyum metalinin önemi; düşük yoğunluğundan dolayı demirden üç kat daha hafif olması, mukavemetin ağırlığına oranının yüksek olması, yüksek elektrik ve termal iletkenliğine sahip olması, kolay işlenebilirlik ve oda sıcaklığında bile plastik şekillendirilebilme gibi özelliklere sahip olmasındandır [4].

Alüminyumun yüzeyi oksit tabakası ile kaplanarak, korozyona dayanıklı hale gelmektedir. Birçok alüminyum alaşımı korozif ortamlar içinde uygunluk göstermektedir. Alüminyumun YMK kafes yapısı (Şekil 2.1.) sayesinde sıcak ve soğuk şekillendirilebilme kabiliyeti yüksektir [2].

## 2.1. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Endüstride yaygın olarak kullanılan alüminyum alaşımları, üretim metotlarına bağlı olarak dövme ve döküm yöntemleri kullanılarak üretilen alaşımlar olarak iki temel başlıkta sınıflandırılabilirler. Plastik deformasyon yöntemleri ile (haddeleme, ekstrüzyon vb.) şekillendirilen dövme alüminyum alaşımları (Çizelge 2.1.), döküm alaşımlarından (Çizelge 2.2.) oldukça farklı mikroyapı ve kimyasal kompozisyona sahiptir. Her ana grup kendi içerisinde, ısıl işlem uygulanabilen ve uygulanamayan alaşımlar olmak üzere de iki gruba ayrılır [5].

Çizelge 2.1. Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması [5]

DÖVME ALAŞIMLAR		ISIL İŞLEM DURUMU
1***	Ticari Saflıkta Al	Yaşlandırılmayan
2***	Al-Cu Alaşımları	Yaşlandırılabilen
3***	Al-Mn Alaşımları	Yaşlandırılmayan
4***	Al-Mg-Si veya Al-Si Alaşımları	Magnezyum içeriyorsa yaşlandırılabilen
5***	Al-Mg Alaşımları	Yaşlandırılmayan
6***	Al-Mg-Si Alaşımları	Yaşlandırılabilen
7***	Al-Zn-Mg Alaşımları	Yaşlandırılabilen

Çizelge 2.2. Döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması [5]

DÖKÜM ALAŞIMLAR		ISIL İŞLEM DURUMU
1***	Ticari Saflıkta Al	Yaşlandırılmayan
2***	Al-Cu Alaşımları	Yaşlandırılabilen
3***	Al-Si-Cu veya Al-Mg-Si Alaşımları	Kısmi yaşlandırılabilen
4***	Al-Si Alaşımları	Yaşlandırılmayan
5***	Al-Mg Alaşımları	Yaşlandırılmayan
6***	Al-Mg-Si Alaşımları	Yaşlandırılabilen
7***	Al-Zn-Mg Alaşımları	Yaşlandırılabilen
8***	Al-Sn Alaşımları	Yaşlandırılabilen

1XXX: Saf olarak kullanılan alüminyum. Elektrik alanında ve kimya alanında kullanılır.

2XXX: Alüminyum ve bakır alaşımları. Ana alaşım elementi bakırdır. Dayanım gerektiren uzay ve hava endüstrisinde yer almaktadır.

3XXX: Alüminyum ve mangan alaşımlarıdır. Ana alaşım elementi mangandır. Borularda, sıvı tanklarında yer almaktadır.

4XXX: Alüminyum ve silisyum alaşımlarıdır. Ana element silisyumdur. Isıl genleşme katsayısı düşük, aşınma direnci ve korozyona olan dayanımı yüksektir. Kaynaklı imalat, levha bloklarda, otomotiv ürünlerinde kullanılır.

5XXX: Alüminyum ve magnezyum alaşımları. Ana element magnezyumdur. Magnezyum miktarının artması sertlik ve dayanım artar, süneklikte düşüş görülür. Deniz ortamlarında paslanmaya karşı iyi olmasından ötürü, deniz vasıtalarının imalatında tercih edilen alaşımlardandır.

6XXX: Alüminyum-magnezyum-silisyum alaşımları olarak ifade edilir. Temel elementleri magnezyum ve silisyum oluşturur. Şekil verme yetenekleri iyi olan bu seriler özellikle ekstrüzyon ile üretimi yapılan ürünlerde sık görülmektedir.

7XXX: Alüminyum ve çinko alaşımlarıdır. Çinko ana elementi olması ile beraber, magnezyum, krom ve zirkonyum da beraberindeki elementlerdendir. 7XXX serisi, diğer serilere nazaran yüksek dayanıma sahiptir. Genelde savunma sanayiinde tercih edilen serilerdir.

Mukavemetlenme derecesi, alaşımın pekleştirilebilir olması veya ısıl işlem uygulanabilirliğine bağlı olarak T ve H (Çizelge 2.3.) kodları ile tanımlanır. Diğer sembol gösterimleri tavlanan alaşımı (O), çözündürme işlemi uygulandığını (W) veya üretildiği fabrikasyon şekliyle (F) kullanılmış olduğunu belirtir. T ve H' ın ardından gelen rakamlar ısıl işlem uygulanış şekliyle beraber pekleşme miktarını,ve alaşımın farklı spesifik imalat bilgilerini içermektedir [5].

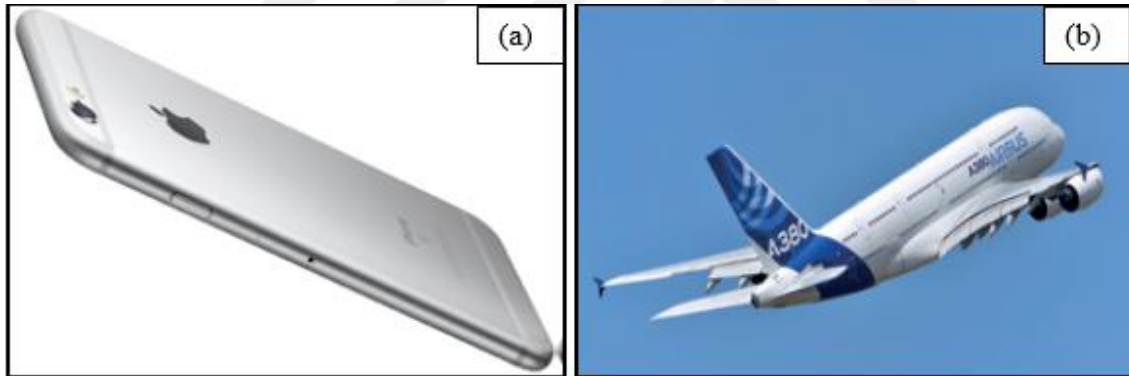
Çizelge 2.3. Alüminyum alaşımlarının ısı işlem kod gösterimleri [6]

KOD	UYGULANAN TERMAL/TERMOMEKANİK İŞLEM ROTASI
✓ F	➤ Fabrikasyon hali (üretildiği gibi)
✓ O	➤ Tavlanmış
✓ H	➤ Soğuk imal edilmiş
✓ H3	➤ Soğuk imal edilmiş ve kararlı hale getirilmiş
✓ H2	➤ Soğuk imal edilmiş ve bölgesel tavlanmış
✓ T	➤ Yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış
✓ H1	➤ Sadece soğuk imal edilmiş
✓ T2	➤ İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış
✓ T1	➤ İmalat sıcaklığından soğutulmuş ve doğal yaşlandırılmış
✓ T4	➤ Çözeltiye alınmış ve doğal yaşlandırılmış
✓ T3	➤ Çözeltiye alınarak, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış
✓ T7	➤ Çözeltiye alınarak aşırı yaşlandırma ile kararlı hale getirilmiş
✓ T9	➤ Çözeltiye alınarak, suni yaşlandırılmış ve soğuk şekillendirilmiş
✓ T6	➤ Çözeltiye alınarak ve oda sıcaklığının üzerinde yapay yaşlandırılma işlemi
✓ T5	➤ Üretim sıcaklığından soğutularak hemen yapay yaşlandırılmış
✓ T8	➤ Çözeltiye alma sonrası soğuk şekillendirilerek ve yapay yaşlandırılmış ısı işlem rotası
✓ T73	➤ Çözeltiye alma ve korozyon dayanımını arttırmak için aşırı yapay yaşlandırma uygulanmış
✓ T10	➤ İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış
✓ T651	➤ Çözeltiye alınmış, kontrollü miktarda germe ile gerilim giderilmiş ve yapay olarak yaşlandırılmış. Levhalar için geçerlidir.
✓ T351	➤ İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış
✓ T6510	➤ T651 için uygulanan işlemler. Ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk vb. profilleri için geçerlidir.
✓ T352	➤ Çözeltiye alınmış, sıkıştırma ile gerilim giderilmiş ve doğal yaşlandırılmış.
✓ T3510	➤ Ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk vb. profillere T351 sonrası uygulanır
✓ T76510	➤ Ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk malzemelere uygulanır
✓ T7651	➤ Çözeltiye alınarak belirli oranda germe ile gerilim giderilmiş ve korozyon dayanımını arttırmak için yapay olarak yaşlandırılmış. Levhalar için uygulanır.

## 2.2. Alüminyum Alaşımlarının Kullanım Alanları

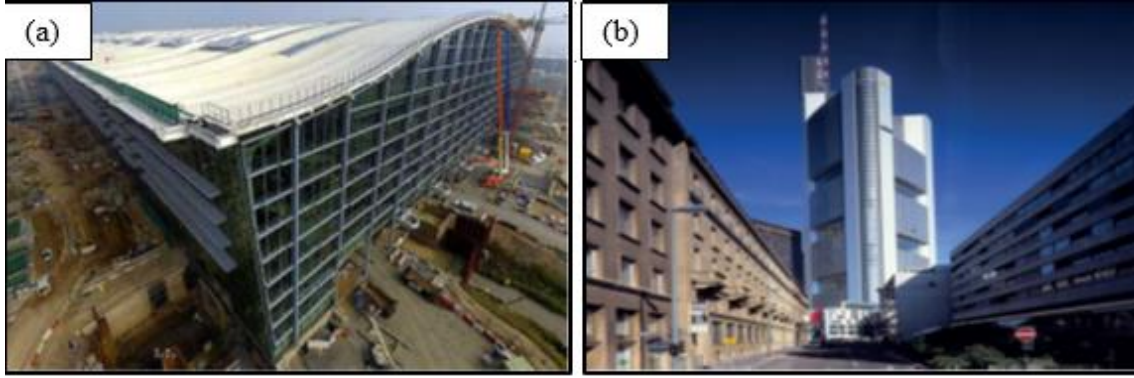
Alüminyum ve alaşımları endüstride birçok alanda özellikle, ziraat, enerji, ulaşım, inşaat ve savunma sektörlerinde kendini ispat etmiştir. Özellikle demir-çelik ve bakırın yerine alüminyum; endüstride, değişik yapı malzemelerinde, elektrik teçhizatlarında, iletkenliğe sahip malzemelerde ve vasıtaların imalatında tercih edilmeleri sonucunda ağırlık miktarlarında ciddi düşüşün olduğu görülmüştür. Bununla birlikte alüminyum alaşımları otomotivden, savunma ve havacılıktan, inşa yapılarına ve elektrik türevli malzemelerde yerini almıştır [5-7].

Resim 2.1. (a) 'da Apple'ın iPhone 6s modeli 7000 serisindeki yeni bir alüminyum alaşımdan üretilen kasası, Resim 2.1. (b)'de ise 2015 yılında Paris Air Show'da sergilenen Airbus A380 jet astarının montajında % 80'e yakın 7000 serisi alüminyum alaşımları kullanılan resim görülmektedir [12].



Resim 2.1. a) Apple'ın iPhone 6s modeli, b) Airbus A380 jet uçağı

Alüminyum alaşımlarının görsel açıdan estetik amaçlı uygulamalarının yapı-inşaat sektöründeki mazisi diğer stratejik öneme sahip sektörlerle mukayese edildiğinde daha uzun kronolojik bir geçmişe sahiptir. Bu alanda çok yüksek teknolojik beklentiler aranmaksızın temel ihtiyaçlara karşılık verilirken, alüminyumun mekanik ve/veya korozyon dayanımları hatta birçok uygulamalarda her ikisini bir arada bulundurulmasının elzem olduğu koşullarda, alüminyum üretim teknolojilerinin alışılmış ve alışılmamış tüm üretim yöntemlerinin gelişimiyle sonuçlanmıştır [11]. Resim 2.2.(a)'da Mimar Rogers Stirk Harbour tarafından tasarlanan Heathrow Beşinci Terminal'in sürekli ve tek parça sac alüminyum dikme çatısı, Resim 2.2.(b)'de ise Frankfurt'ta Commerzbank'ın Eloksallı alüminyum dış cephe kaplaması görülmektedir [12].



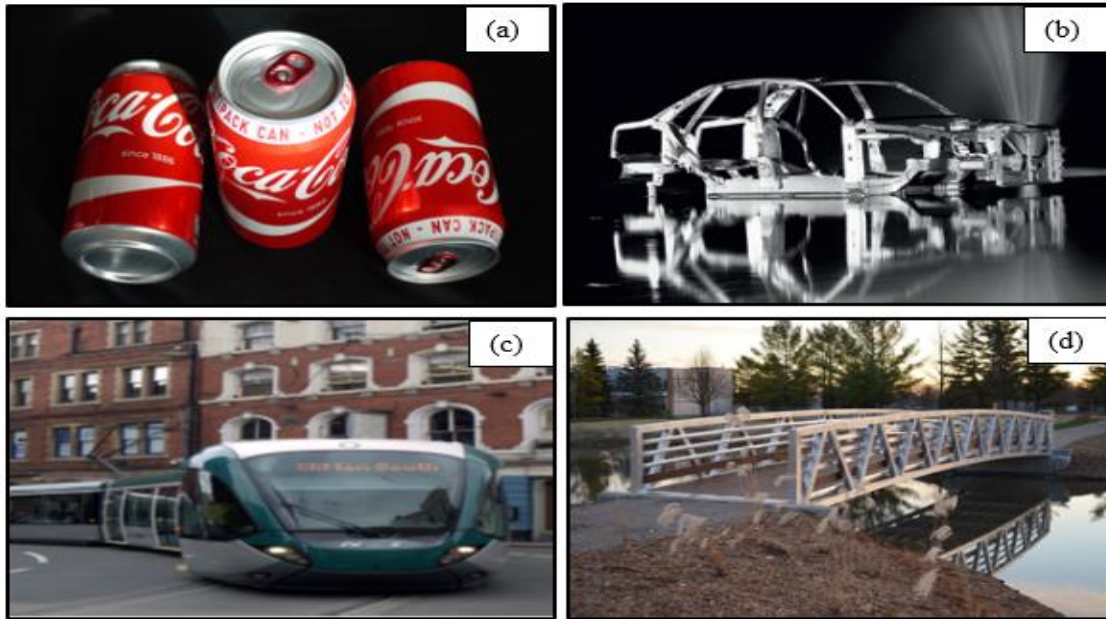
Resim 2.2. a) Heathrow Terminal çatısı, b) Commerzbank'ın alüminyum cephe kaplaması

Gıda-yiyecek sektörlerinde nispeten düşük asitlik derecesine sahip sıvıların muhafaza edildiği tank ve iletimlerinin sağlandığı borular yüksek korozif ortama dayanımlı alüminyum alaşımlarından üretilerek, bu sıvıların taşımıcılığı yakın kimyasal alaşımlardan imal edilen tanklar vasıtasıyla yapılmaktadır. Yakıt tankları ile petro-kimya rafinerilerinde tercih edilen tankların ve boruların termal yalıtım elemanları genellikle alüminyum alaşımlarından üretilmektedir [10].

Uzay Sanayinde kullanılan alüminyum alaşımları ve ısıl işlemlerin seçimi; alaşımların çekme dayanımı, yorulma dayanımı ve ısıl iletkenliği gibi özellikleri göz önünde bulundurularak yapılır. Alüminyum alaşımlarından 7XXX serisi, havacılık sanayinde düşük yoğunluk, yüksek mekanik dayanım, tokluk ve yorulma hasarına karşı direncinden dolayı sıklıkla kullanılan metalik malzemelerdir [8].

Alüminyum ve alüminyum alaşımları, Avrupa Uzay Ajansı (ESA) tarafından yayımlanmış "Beyan Edilmiş Malzeme Listesi" listesinde bulunan yani uzay çalışmalarında kullanımında herhangi bir engel olmayan malzemelerdir [9].

Resim 2.3.(a)'da alüminyum 3004 alaşımlı derin çekilmiş gövde ve 5182 alaşımlı kapaklı bir alüminyum kola kutusu, Resim 2.3.(b)'de Audi A8 kaynaklı birleştirilmiş gövdesi, Resim 2.3. (c)'de İngiltere'de Alstom tarafından 2014 yılında tamamen alüminyum gövdeli bir Nottingham NET Citadis 302 tramvayı, Resim 2.3. (d)'de MAADI Group tarafından üretilen kaynaklı alüminyum yaya köprüsü görülmektedir [12].



Resim 2.3. Farklı sektörlerde kullanılan alüminyum alaşımları

### 2.3. Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi

Alüminyum alaşımlarına ilave edilen kimyasal elementlerin alaşımın başta mekanik, elektriksel, korozyon ve optik özellikleri üzerine ciddi etkileri bulunmaktadır.

Alüminyum alaşımlarının alaşımlandırma sonucu elde edilen yüksek mekanik özellikleri;

1-Katı eriyik mukavemetlenmesi,

2-Çökelme mukavemetlenmesi,

3-Soğuk işlem ile pekleşme sertliği elde edilerek sağlanır.

Alüminyum alaşımlarında bakır en önemli elementlerden biri olup, şekillendirilmiş alaşımlarda % 4'e, dökme alaşımlarda da % 8'e kadar kullanılmıştır. Zn, genel itibari ile diğer elementler ile maksimum % 10 oranında,  $MgZn_2$  bileşiği oluşturarak mekanik özelliklerin iyileşmesini sağlar. Si olması halinde, Fe katı eriyikten Cu götürmek suretiyle Al-Cu mukavemetlenme kabiliyetini düşürür (Çizelge 2.4.). Titanyum ise alaşımlarda tane inceltici görevi yapar [2,5].



Çizelge 2.4. Alaşım elementlerinin alüminyuma etkisi

Alaşım Elementleri	Etkileri
ÇİNKO	Dökülebilirliği düşürür, yüksek çinko içeren alaşımlar sıcak çatlama ve soğuma sırasında çekme görülür, %10'a kadar çinkoda yüksek gerilmeli korozyon çatlama oluşur, öteki alaşım elementleriyle birlikte dayanımı çok artırır.
MANGAN	Demir ile kullanımı sonucunda döküm kabiliyetini iyileştirir. Çekinti hatası azalır, süneklik ve tokluk değerleri yükselir.
BAKIR	%12 bakıra kadar dayancı artırır. Gevreklik oluşumuna sebep olarak; yüksek sıcaklıklarda işlenme özelliği kolaylaşır.
DEMİR	Alaşımlarda sertlik ve mukavemet artışı, dökümde ise sıcak yırtılma riskini düşürür.
SİLİSYUM	Akışkanlığa olumlu etki eder, dökülebilirlik ve aşınma direncinde artış; sıcak yırtılma ve termal genişleme katsayısını düşüş sağlar. %13'den çok silisyum ihtiva eden alaşımların talaş işlemi kolay değildir.

#### 2.4. 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımları

7XXX serisi alüminyum alaşımları, diğer alüminyum alaşımlarına göre en yüksek dayanıma sahip alüminyum alaşımlarıdır. Bu yüzden, özellikle havacılık sektöründe uçakların gövde ve kanat yapılarında kullanılmaktadır. 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşiminde % 4-8 Zn, % 1-3 Mg ve % 2 Cu bulunmaktadır (Çizelge 2.5.). Zn ve Mg alüminyumda yüksek oranda katı çözünebilirliğe sahip olmasından dolayı, bu alaşımların üstün mekanik dayanımı çökelti sertleştirilmesi ile sağlanmaktadır [13].

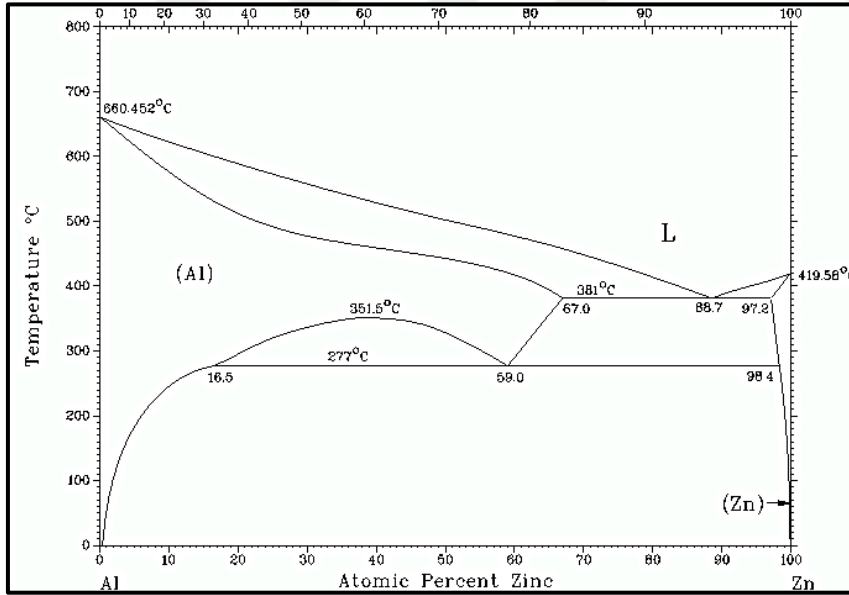
Çizelge 2.5. 7XXX serisi alüminyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonu [13]

7XXX SERİSİ	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si	Al
7039	3,5-4,5	2,3-3,3	0,1	0,1-0,4	0,4	0,3	Kalan
7050	6,2	2,25	2,3	2,3	≤15	≤12	Kalan
7055	7,6-8,4	1,8-2,3	2-2,6	0,005	0,15	0,1	Kalan
7075	5,1-6,1	2,1-2,9	1,2-2	0,3	0,5	0,4	Kalan
7150	5,9-6,9	2-2,7	1,9-2,5	0,1	0,15	0,12	Kalan
7475	5,2-6,2	1,9-2,6	1,2-1,9	0,06	0,12	0,1	Kalan

Havacılık sektöründe, uçak gövde ve kanat yapımında kullanılan bu alaşımların dayanımları, yaşlandırma (çökelti sertleştirilmesi) ısı işlemleri ile arttırılmaktadır [14] .

## 2.5. Al 7075 Alaşımlarının Özellikleri

Ana alaşım elementi çinko olan alüminyum alaşımıdır. Genel amaçlı üretilen alüminyum alaşımları içinde en yüksek dayanıma sahip olanlardan bir tanesidir. Mükemmel dayanım-ağırlık oranına sahip oluşu dolayısı ile yüksek gerinim altında çalışan parçalar için ideal malzemedir. Tavlama ile de şekillendirilebilme özelliğine sahiptir. Ark ve gaz kaynakları yapılması tavsiye edilmemekle birlikte nokta kaynağı uygulamalarına uygundur. Alüminyum alaşımları içinde en iyi işlenebilirliğe sahip olan ve çok kaliteli sonlandırma elde edilebilen alaşımdır. Korozyon dayanımı diğer alüminyum alaşımları ile kıyaslandığında nispeten düşüktür. Korozyon dayanımının artırma amaçlı ince yüksek saflıkta alüminyum ile kaplama yapılması mümkün olsa da bunun ancak yüksek dayanıma ikincil seviye etkisi vardır. Uygulama alanları ise çok yüksek mekanik dayanıma ihtiyaç duyulan her alan şeklinde ifade edilebilir. Endüstriyel uygulamalarda birçok ısıl işlem uygulanabilir, bunlardan en yaygın olanları 7075-T6, 7075-T73, 7075-T651'dir [2]. YMK kafes yapısındaki alüminyumun HSP kristal kafese sahip çinko elementi ile oluşturduğu Al-Zn ikili faz diyagramı Şekil 2.2.'de görülmektedir.

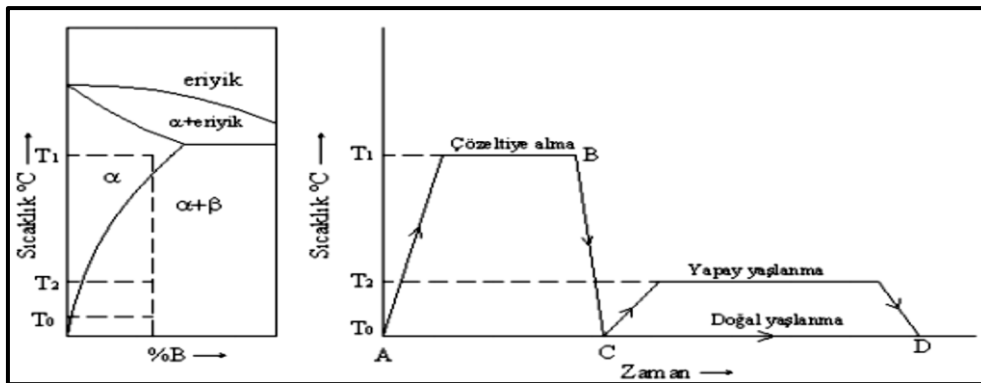


Şekil 2.2. Al-Zn ikili faz diyagramı



### 3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ISIL İŞLEMİ

Isıl işlem, saf metal ve/veya alaşımların mekanik, korozif ve elektriksel bazı özelliklerini geliştirmek amacıyla uygulanan kontrollü ısıtma, bekletme ve soğutma işlem basamaklarının bütünüyle uygulanması prosesidir. Alüminyum alaşımlarının çözünme ve belirli alaşım elementlerinin yapıda çökmesi neticesinde uygulanan ısıtma işlem süreçlerinde üstün performans gelişimleri meydana gelir. Yaşlanma ısıl işlemi polimorf dönüşümsüz bir ısıl işlem olup su verilen alaşımda sıcaklık ve/veya zaman etkisiyle aşırı doymuş katı eriyiğin çökmesidir. 1906 yılında Alman mühendis Alfred Wilm doğal yaşlanma olayını keşfetmiştir. Su verilmiş alüminyumun bakır ve magnezyumlu alaşımı olan duralüminyumun oda sıcaklığında bekletilmesinin sertliğin artmasına neden olduğu belirtilmiştir. Alfred Wilm “duralüminyumu asilleştirmek” yöntemi üzerine bir patent alarak yaşlandırma ısıl işlem rotasını tescillemiştir. Yüksek sıcaklıklardan ani su verilerek elde edilen aşırı doymuş katı fazdan zaman ve sıcaklık değişkenleriyle yeni bir fazın çökerek alaşımın sertlik ve dayanımının birlikte artması Çökme sertleşmesi (yaşlandırma) ısıl işlemi olarak adlandırılır. Çökme sertleşmesi, ısıl işlem uygulanacak alaşımlara ait faz diyagramlarının doyma eğrisi içermesi ve sadece doyma eğrisinin sınırladığı katı eriyik kimyasal kompozisyonlarında oluşabilmektedir (Şekil 3.1.). Yani sıcaklık artışıyla birlikte alaşım elementinin çözünme miktarının da arttığı sistemlerde görülür. Yaşlanabilir alüminyum alaşımlarından 2xxx, 7xxx serisi alaşımları başta havacılık ihtisas alanında tercih edildiklerinden dolayı uygulanacak ısıl işlem rotaları teknolojik açıdan oldukça önemlidir. Isıl işlem sonrası bu alaşımların mekanik birçok özelliğinin yanı sıra gerilmeli korozyon direnci gibi özelliklerin gelişimi tercih edilebilirliklerine katkı sunmaktadır [5,7,15-17].



Şekil 3.1. Yaşlandırma ısıl işlemi çevrimi [29]

Alüminyum ile ısıtılma işlemi neticesinde sertleşen alüminyum alaşımları arasında şu fark vardır. Alüminyum tavlandıktan sonra mukavemetini bir miktar kaybeder ve yalnız soğuk şekil değiştirme neticesinde sertleşir. Buna karşılık sertleşen alüminyum alaşımları, belirli sıcaklıklarda belli zaman bekletilerek mukavemeti ve sertliği yükseltilebilir. Bu bekletmeye yaşlandırma ve bu olaya da ayrışma sertleşmesi denir. Yaşlandırma belirli sıcaklıkta yapılırsa suni (yapay) yaşlandırma, oda sıcaklığında yapılırsa tabii (doğal) yaşlandırma adını alır.

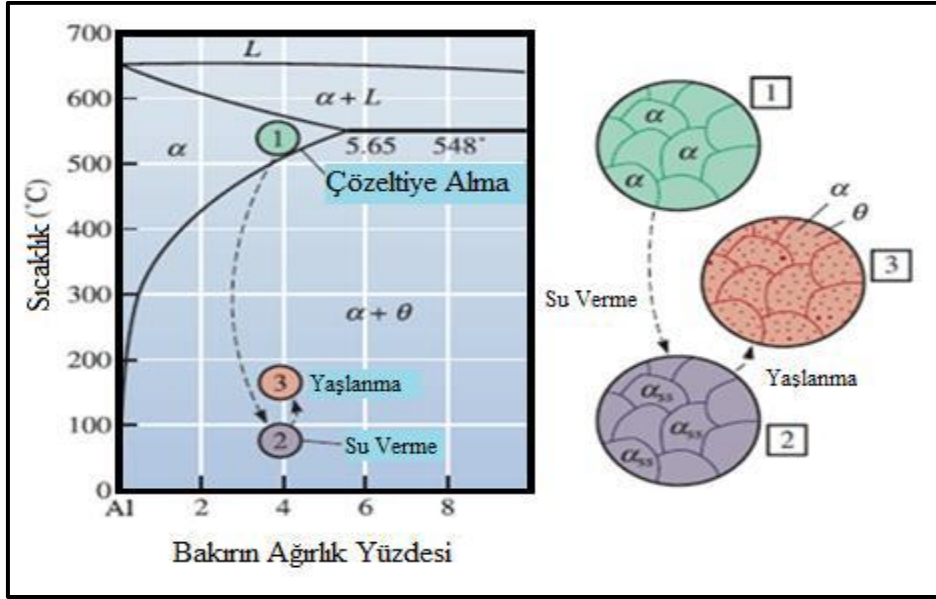
Bir alüminyum alaşımının ısıtılma işlemi neticesinde sertleştirilmesi 4 kademeyle incelenir:

- Önceden belirlenen bir sıcaklığa kadar ısıtma,
- Bu sıcaklıkta dönüşümün gerçekleşmesi için bekletme,
- Düşük bir sıcaklıkta su vererek soğutma,
- Su verme sonrası, yaşlandırma veya çökelme sertleşmesi işlem basamaklarını içerir [9,55-56]

### **3.1. Çökelme Sertleşmesi Isıl İşleminin Basamakları**

#### **3.1.1. Çözeltiye alma işlemi**

Çözeltiye alma işleminin temel amacı alaşımın yüksek sıcaklığa ısıtılarak çözünürlüğünün artırılıp yapıdaki çökeltileri tek bir faz içinde çözündürmek ve aşırı doymuş tek fazlı bir katı eriyik elde etmektir. Pratikte bu işlemin uygulanması alaşımın ısıtılarak, erime eğrisi üzerindeki sıcaklıkta bulunan ikinci fazın ( $\beta$  vb.)  $\alpha$ -katı fazı içinde çözünmesinin tamamlanana kadar bekletilmesi sürecidir. Alüminyum alaşımlarında çözeltiye alma sıcaklığı kimyasal bileşimine bağlı olmakla beraber yaklaşık 450-560 °C'dir [18].



Şekil 3.2. Çökelme sertleşmesi sırasında oluşan fazların şematik gösterimi [32]

Üçlü ve dördü sistemlerde çözelti sıcaklığı diğer elementler baz alınarak belirlenir. Alüminyum-lityum alaşımlarında magnezyum, lityumun alüminyum içerisindeki çözünürlük değerini düşürür. Alüminyum-bakır sisteminde magnezyum, ötektik sıcaklığın düşüşüne sebep olur. Çözeltiliye alma sıcaklığının, çökeltilerin sayılarına, boyutlarına, morfolojik yapısına ve tane sınırlarına etkisi gözlemlenmiştir. Araştırmalar neticesinde çözeltiye sıcaklığı artarken, akma ve çekme dayanımının arttığı, gerilmeli korozyon direncinin azaldığı görülmüştür [16-18].

Çözelti sırasında ısıtmanın yavaş veya hızlı olması da önemli bir etkidir.  $\text{CuAl}_2$  fazının oluştuğu %4 bakır içeren alüminyum alaşımı, yavaşça ısıtılırsa 500 °C’de tamamen çözünür. Fakat ısıtma hızlı olursa faz içerisinde çözünme gerçekleşmeyebilir. Çözeltiliye alma işlem sıcaklığı düşük değerlerde olursa ikinci fazın kısmi çözünmesi gerçekleştiğinden dolayı buna bağlı olarak sertlik değerleri düşer. Alaşımın üretim yöntemi ve et kalınlığına bağlı olarak çözeltiye alma süresi değişkenlik gösterebilir. Kalın kesitli döküm parçalarda bu süre 20 saate kadar çıkabilmekteyken, ince kesitli levhalar ile saclarda süre bir dakikanın altında uygulanmaktadır. Isıl işlem uygulamalarında ortalama her 25 mm kalınlığın 1 saatlik tavlanamaya ihtiyacı vardır. Isıl işlem fırınındaki sıcak hava sirkülasyonu ile ağırlık miktarları da süreye etki eden diğer parametrelerdir. Fırın içerisindeki parçalar arasındaki mesafe en az 50 mm olmalıdır hatta karmaşık geometrik şekle sahip ve büyük hacimli parçalar için aralarındaki mesafenin artırılması gerekir [16-18].

### 3.1.2. Ani soğutma

Çözeltiyeye alma işlemi ardından alaşım yavaş ya da kontrollü soğumaya bırakılırsa mekanik açıdan olumsuz özellikler sergileyen iri çökeltiler oluşur. Ani soğutma neticesinde,  $\alpha$  katısı içerisinde ikinci fazın çökmesine fırsat vermeyerek aşırı doymuş  $\alpha$ -fazı çökeltisi elde edilir. Ani soğutmanın etkisi ile  $\alpha$ - fazı kararsızdır. Alaşım içerisinde denge durumunda bulunan atom boşluklarının sayısı sıcaklık artışıyla logaritmik olarak artar. Çözeltiyeye alma işlemi sırasında atom boşluklarının hacim oranı, düşük sıcaklıktaki oranlarına kıyasla oldukça yüksek seviyededir. Bu durumda malzemenin yüksek sıcaklıklardan aniden soğutulması sonucunda denge koşulları sağlanamadığından, atom boşluklarının fazlası yapı içerisinde kalır. Yapıda çok miktarda bulunan atom boşlukları ani soğuma sonucu oluşarak zaman içerisinde yapıdan uzaklaşır. Noktasal kusur teşkil eden atom boşlukları bir araya gelerek birleşme eğilimi gösterir ve bunların bir kısmı atom boşluğu absorbe ederek dislokasyon halkalarının oluşmasına zemin oluştururlar [16]. Su verme sırasında katı eriyik kararsız hale gelir ve çökme eğilimindedir. Üç farklı su verme metodu mevcuttur. Bu üç metot, istenen özelliklere ve gösterdikleri kolaylıklara göre kullanılır. Bu yöntemler; soğuk suda su verme, sıcak suda su verme ve püskürterek su verme şeklinde sıralanabilir. Su vererek ani soğutma işleminde alaşım genellikle oda sıcaklığındaki soğuk suya daldırılır. Bu durumda soğutma işlemi bittikten sonra suyun sıcaklığının ortalama 38 °C' nin üzerine çıkmaması için bazı tedbirler alınması gerekir. Suda soğutma işleminde malzemenin kesitinde oluşacak soğuma hızının, 25 mm kalınlığındaki alüminyum alaşımı plaka için aşağı yukarı 200 °C /saniyedir. Soğutmanın ilk zamanlarında parça yüzeyinde oluşan bölgesel ısınmalara karşı, soğutma ortamı karıştırılmalı veya parçalar hareket ettirilmelidir.

Soğuk su ile ani soğutma sonrasında, farklı kesite sahip parçalarda deformasyon görülebilir. Alüminyum alaşımlarının ısı iletim katsayıları yüksek olduğu için parçaların ince kısımlarındaki ısı kaybı kalın kesitlerine oranla fazladır ve bu nedenle parçaların ince ve kalın kısımlarında oluşan sıcaklık gradyanı parçanın deformasyonuna sebep olur. Bu nedenle, büyük ve karmaşık geometriye sahip parçalar, 65-80 °C sıcaklıktaki suda yavaş soğutulurlar. Uygulamalarda çeşitli polimerler ile gliserin-su karışımı banyolardan da ani soğutma ortamı olarak tercih edilirler. Bakır içermeyen 7\*\*\* serisi alaşımların yavaş soğutulmaları gerilmeli korozyon direncini geliştirmektedir.

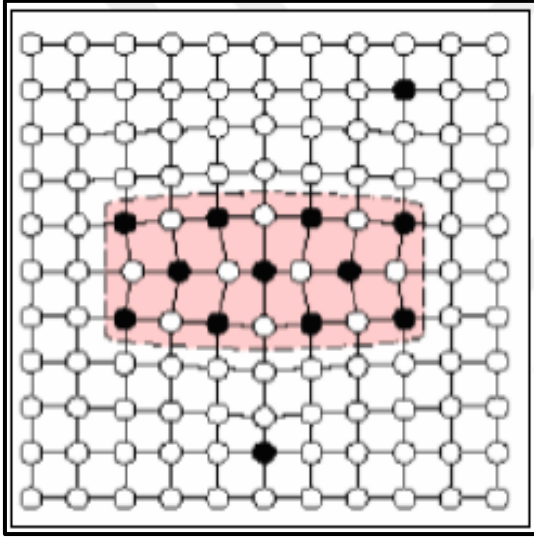
Çökelti fazları çeşitli alaşımlarda ani soğutma sırasında da meydana gelebilir. Şayet fırından çıkartılan malzemelerin soğutma ortamına ulaşma süresi uzun olması durumunda, parça hızlı çökeltmenin meydana gelebileceği sıcaklığa ulaşır.[16-18].

### 3.1.3. Çökeltme işlemi

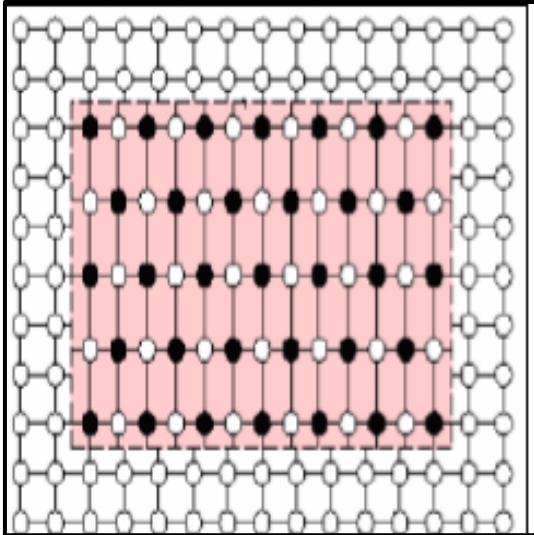
Aşırı doymuş katı eriyik içerisinde çözülmüş halde bulunan ikinci faz, sıcaklık ve zamanın etkisiyle kararlı bir faz olarak çökeltir ve bu tepkime ;  $\alpha$  aşırı doymuş  $\rightarrow \alpha + \beta$  çökeltisi şeklinde oluşur. İlk olarak  $\beta$  fazının çekirdeklenerek ardından atomik yayınma (difüzyon) ile birlikte büyümesi sonucu bu dönüşüm gerçekleşir. Eğer alaşım ani soğutulma sürecinden sonra oda sıcaklığında tutulursa difüzyon hızının oldukça yavaşlamasından dolayı  $\beta$  fazı çoğunlukla oluşmaz ya da oluşması oldukça uzun zaman gerektirir (doğal yaşlanma). Ani soğutulan alaşım, oda sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklıkta tutularak artan difüzyon hızından dolayı çökeltme daha kısa bir sürede gerçekleşir (yapay yaşlanma) [30-32].

Çökeltme sertleşmesinin oluşumu, matris içinde, çözünen atomların meydana getirdiği uyumlu çökeltelerin oluşmasına bağlıdır (Şekil 3.3). Uyumlu bir çökelti oluştuğunda, çökelti kafesinin atom düzlemleri ile matris kafesinin düzlemleri arasında süreklilik oluşur. Süreklilik oluşumu, çökelti etrafında geniş bir gerilme alanı oluşturur ve bu alan içerisinde geçen dislokasyonların hareketleri zorlaşır. Alaşımın matris yapısı ile uyumlu çökelteler, dislokasyon hareketlerine engel olarak, alaşımın sertliğini ve mukavemetini önemli ölçüde artırırlar. Ancak, aşırı yaşlandırma durumunda, çökelteler daha da büyüyerek, matristen bağımsız olarak kendi kristal yapılarını oluşturur ve kendisini çevreleyen matris ile uyumsuz bir yapı meydana getirirler (Şekil 3.4). Bu durumda malzemenin mukavemet değerlerinde düşüş görülür [32].





Şekil 3.3. Kendisini çevreleyen matris ile uyumlu çökelti (ideal çökelti)



Şekil 3.4. Kendisini çevreleyen matris ile uyumsuz çökelti (aşırı yaşlanmış çökelti)

Buna ilave olarak, çökeltme sertleşmesinde, alaşımın sertliğini ve dayanımı arttıran bir diğer etken ise, çökelti boyutlarıdır. Yaşlandırma zamanı arttırıldığında, çökelti boyutları büyüyerek aralarındaki mesafe azalmakta ve bu ise dislokasyon hareketlerini engelleyerek mukavemet artışına neden olmaktadır. Ancak çökelti boyutunun aşırı büyümesi dislokasyon hareketlerini kolaylaştırmaktadır. Buna bağlı olarak dayanımı düşürmektedir. Çökeltinin dislokasyon hareketini engelleme olayı şematik olarak Şekil 3.5’de gösterilmektedir [32].



### 3.2. Al-Zn-Mg Alaşımlarında Meydana Gelen Dönüşümler

Yaşlandırma ısıl işlemi sırasında Al-Zn-Mg içeren 7XXX serisi alüminyum alaşımlarında oluşan çökelti fazlarının oluşum sırası ve türü; alaşımın kimyasal bileşimine, soğutma koşullarına ve yaşlandırma sıcaklıklarıyla doğrudan ilişkilidir.. Çizelge 3.1' de Al-Zn-Mg alaşımında genel olarak meydana gelen mikroyapısal dönüşüm sırası görülmektedir.

Çizelge 3.1. Al-Zn-Mg alaşımında yaşlandırma sırasında mikroyapı bileşenlerinin oluşum sırası ve yapısal özellikleri [18]

Alaşım Sistemi	Mikroyapı Bileşenleri	Yapısal Özellik
Al-Zn-Mg	Küre şeklinde GP zonları	İki tip GP zonu bulunmaktadır.
	$\eta'$ (ya da M') (hekzagonal $MgZn_2$ ) a=0.496 nm c=0.868 nm	Zn/Mg = 3/1 olan alaşımlarda Gp zonları oluşmaktadır.
	$\eta$ (y ada M) (hekzagonal $MgZn_2$ ) a=0.521 nm c=0.860 nm	$\eta'$ üzerinde ya da $\eta$ fazının dönüşmesiyle oluşmaktadır.
	T' (hekzagonal $Mg_{32}(AlZn)_{49}$ ) a=1.388 nm c=2.752 nm	Yarı kararlıdır. Yüksek Mg/Zn oranlarında $\eta$ fazı yerine oluşmaktadır.

Çökeltmenin ilk kısımlarında oluşan GP-1 ve GP-2 olmak üzere iki tür fazların çekirdeği mevcuttur. GP-1 zonları, düşük Mg oranlarında meydana gelmekte ve çözünen atomca zengin zonlar olarak bilinmektedir. GP-2 zonları ise boşluk ve çözünen atomca zengindir. GP zonlarının oluşumu için üst sıcaklık sınırı, alaşımın bileşimine bağlı olarak 10-180 °C arasında değişmektedir. GP-1 zonları, alüminyum matriks ile tamamen uyumludur ve soğutma sıcaklığından bağımsız olarak, oda sıcaklığından 140-150 °C' e kadar olan sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma sonrası Zn, Al ve Mg atomlarının matriks kafesinde alt birimler şeklinde periyodik dizilmesiyle meydana gelmektedir. Oda sıcaklığından 60 °C sıcaklığa kadar sadece GP-1 zonları oluşmakta, dolayısıyla doğal yaşlandırma sırasında oluşan GP zonları, GP-1 tipinde olmaktadır.

GP-2 zonları ise 450 °C nin üzerindeki çözeltiye alma sıcaklıklarından su verme sonrası ve 60 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma sonrası oluşmaktadır.

Düşük sıcaklıklarda ise GP-2 zonlar, uzun süre (birkaç hafta ya da daha fazla) yaşlandırılan numunelerde seyrek olarak gözlenmiştir. GP-2 zonu,  $\eta'$  fazının oluşması için bir tür başlangıç fazı olarak değerlendirilmekte ve ani soğutma sırasında meydana gelen boşlukca zengin kümelerden kaynaklandığı bilinmektedir. Yarı kararlı  $\eta'$  fazının, sertleştirici etkisine bakıldığında, çökelme işleminin en mühim kademesinin GP-2 zonundan  $\eta'$  fazının meydana gelmesidir.

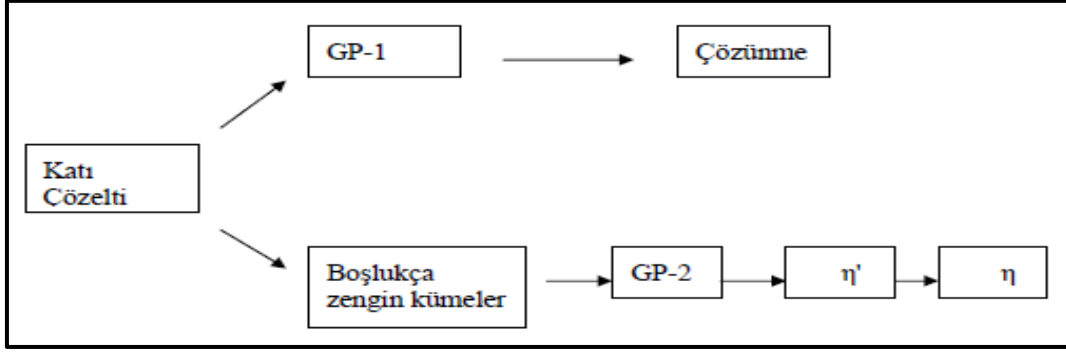
Hekzagonal kafes yapısında olan  $MgZn_2$  kimyasal bileşimine sahip ve yarı kararlı  $\eta'$  fazının detaylı kristalografik analizi sonucu elde edilen kafes parametreleri  $a=0.496$  nm ve  $c=1.402$  nm hesaplanan bir fazdır.  $MgZn_2$  bileşimindeki  $\eta$  ise,  $a=0.521$  nm,  $c=0.860$  nm kafes parametrelerine sahip ve hekzagonal kristal kafes yapısındaki kararlı denge fazıdır [32,42].

Yarı kararlı  $\eta'$  fazının oluşması için istenilen çekirdeklenme merkezleri;

- Ağırlıkça %2,5 dan daha düşük oranlarda Zn içeren alaşımlarda, GP zonlarının çözünmesi sonucu, yoğunluk farklılıklarının olduğu bölgeler,
  - Kalıntı atom kümeleri
  - GP zonları,
  - Su verme sonucu meydana gelen boşluklu kümeler
- Şeklinde sıralanmaktadır.

Ani Su verme neticesinde kafeste hapsolan boşlukların, oda sıcaklığında doğal yaşlandırma koşullarında kritik öneme sahip olması gerektiği düşünülmüş, ancak yapılan deneysel çalışmalarda oda sıcaklığında kararlı olan bu boşlukların GP-1 zonlarının oluşumuna minimum seviyede etki ettiği tespit edilmiştir.

Bu nedenle bahsi geçen boşlukların yüksek ısı işlem sıcaklıklarında ara faz olarak GP-2 zonlarının oluşumuna destek olduğuna ve GP-2 zon eğrisinin üzerinde  $\eta'$  fazının meydana gelmesiyle devam ettiği kabul görülmektedir. Bu aşamada GP-1 zonları, çözünmekte ya da kritik bir büyüklük değerine ulaşmaları durumunda  $\eta'$  fazına dönüşmektedir. Nispeten yüksek sıcaklıklarda Al-Zn-Mg alaşımlarında fazların çökelme sırası Şekil 3.7' de gösterildiği gibi iki farklı şekilde gerçekleşmektedir [18-32,34].



Şekil 3.7. Al 7000 alaşımlarının yaşlandırma koşullarında mikroyapısal oluşum sırası

### 3.2.1. GP zonları

GP zonları, yaşlandırmanın ilk aşamasında oluşan çok küçük (<3 nm), çözünen elementçe zengin kümeciklerdir. GP zonlarının bileşimi, alaşımın bileşiminden bağımsız olmakla birlikte GP zonları yarı kararlı olarak oluşmaktadırlar. Bu durum herhangi bir denge diyagramında gösterilen fazlardan çok daha az kararlı olmalarına rağmen Al-Zn ikili denge diyagramında noktali çizgiler GP zonlarının oluşum alanının sınırlarını gösterir. 7075 alüminyum alaşımında, GP zonları düşük sıcaklıklarda ( $T \leq 70$  °C) aşırı yaşlandırma sonucunda ilk ayrışma ürünüdür. GP zonları 70-150 °C aralığında X ışınları çalışmalarının sonuçlarına göre (100) düzlemlerine paralel ve Zn-Mg ile zenginleşmiş tabakalardan oluşmuştur. GP zonlarının Zn ve Mg içeriği Zn/Mg oranına bağlı olarak değişmektedir.  $0,5 \leq \text{Zn/Mg} \leq 12$  aralığında zonun Zn konsantrasyonu yaklaşık %40 Zn oranına ulaşırken, Mg konsantrasyonu %20 Mg - %60 Mg aralığında değişmektedir. Zn/Mg oranı  $> 2$  ise GP zonunun Zn içeriği oda sıcaklığında %40 Zn yi aşabilmektedir, Zn/Mg oranının değerleri için Al-Zn ikili alaşımlarda ulaşılan değer %70 Zn değerine ulaşılmaktadır [29-32,34].

Al-Zn-Mg alaşımlarında GP zonunun meydana gelmesi alaşımın kimyasal bileşimine bağlıdır. Alaşımların özellikleri Mg konsantrasyonundan çok fazla etkilenmediği için yarı kararlı faz diyagramlarında Zn konsantrasyonu daha yaygın kullanılmaktadır. GP zonları homojen çekirdeklenme teorisiyle çekirdeklenme ve büyüme safhalarından sonra meydana gelmektedir. Su vermeden hemen sonra aşırı doymuş katı çözelti durumundaki matriste Zn ve Mg atomlarının toplanmalarının ardından GP zonlarının çekirdeklenmesi, oluşmaktadır. Zonların büyümesi, küçük zonların çözünmesi ve çözünen zonlara ait atomların daha büyük boyutlu zonlar ile birleşmesiyle oluşmaktadır. Aşırı doymuşluğun azalmasıyla ve uyumlu deformasyonlar ile işlem yavaşlamaktadır [29-32,34].

### 3.2.2. $\eta'$ fazı

GP zonlarını barındıran alaşım, uzun süre yaşlandırma sıcaklığında tutulursa yeni bir çökelti çekirdeklenerek büyür. Matrisle en az bir yüzeyi uyumlu olan (yarı uyumlu) bu çökelti Al-Zn-Mg alaşımlarında  $\eta'$  olarak adlandırılırlar. Alaşımın serbest enerjisinin zamanla azalabildiği için yeni çökelti yavaş çekirdeklense bile GP zonlarından daha karardır. Bu yeni çökelti geçiş fazlarıdır. Bu çökelti kristal yapıları matrisin kristal yapısından farklıdır. GP zonlarından büyük olsalar bile alaşımı, aynı alaşımdaki GP zonlarından daha çok sertleştirirler. Al-Zn-Mg alaşımlarında Al-MgZn<sub>2</sub> faz alanı içinde bulunan  $\eta'$  geçiş fazının hekzagonal kristal kafes yapıda ve  $a=4,96 \text{ \AA}$  ve  $c=8,55 \text{ \AA}$  kafes parametresine sahip olduğu belirlenmiştir [23-24].

### 3.2.3. $\eta$ ve T kararlı fazları

Al-Zn-Mg alaşımlarında kararlı faz olarak MgZn<sub>2</sub> formülü ile gösterilen  $\eta$  fazı, hekzagonal kristal yapısında, kafes parametresi  $a= 5,16-5,21 \text{ \AA}$ ,  $c=8,49-8,55 \text{ \AA}$  dır.  $\eta$  fazı uyumsuzdur ve genellikle uyumsuz veya yarı uyumlu bir ara yüzeyde çekirdeklenmektedir ayrıca  $\eta$  fazı alüminyum matris ile uyumsuz sınırlar oluşturmaktadır. [23-25].

Kararlı faz olan T fazı, yüksek sıcaklıklarda oluşarak kimyasal bileşiminde yüksek miktarda çinko ve magnezyum elementleri bulundurmaktadır. (AlZn)<sub>49</sub>Mg<sub>32</sub> veya Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>Al<sub>2</sub> formülü ile karakterize edilen T fazının %20-34 Mg ve %20-65 Zn ile geniş bir bileşim aralığı bulunmaktadır. Bu yapı yaklaşık 190 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda oluşmakta ve kübik sistemde bulunmaktadır. Çinkonun artmasıyla kafes parametresi değişime uğrayarak 12,29 Å dan 14,71 Å a farklılaştırmaktadır. Al-Zn-Mg alaşımlarında düşük sıcaklıklarda T fazının oluşum aralığı daralarak ancak 200 °C' den yüksek sıcaklıklardaki yaşlandırma esnasında meydana gelmektedir. Bu sebepten dolayı yapılan bazı çalışmalarda düşük sıcaklıklarda meydana gelen  $\eta$  fazı, ara faz olarak adlandırılmaktadır. T fazının çekirdeklenmesi için büyük boyutlara ulaşması gerekmekte olup, daha çok büyük çökelti barındıran aşırı yaşlanmış alaşımlarda görülmektedir. Alaşımların dayanımlarının artışı üzerine T fazının hiçbir etkisi yoktur [23-26].

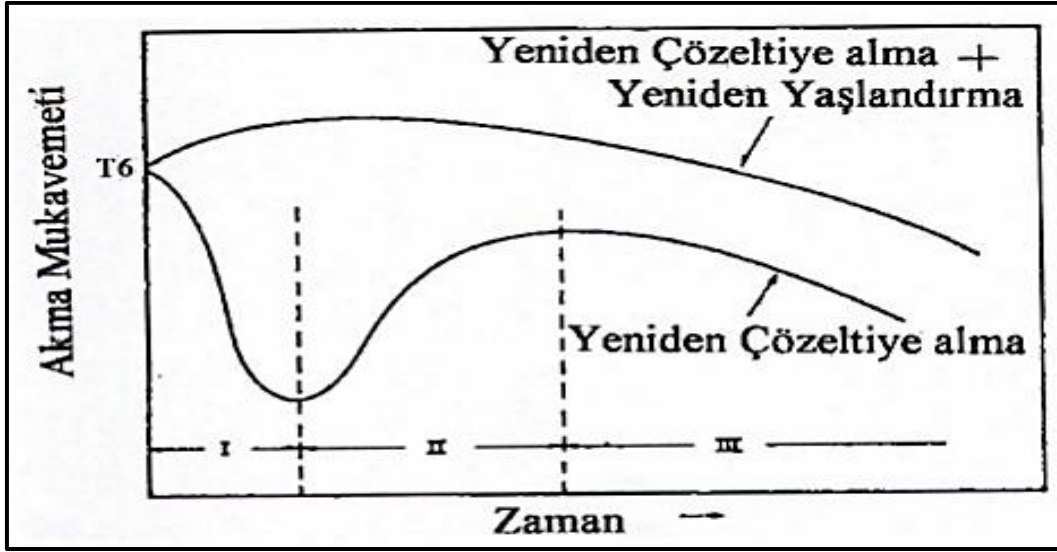
### 3.2.4 Çökelti içermeyen zon (PFZ)

Çökeltisi olmayan zon (Precipitate Free Zone), yaşlandırma uygulanan alaşımlarda öncelikle tane sınırı olmak üzere, alt tane sınırları ve dispersoidler etrafında bulunur. Çökeltisi olmayan zonun oluşumu, su verme sonrası ani soğuma sırasında yüksek enerjili tane sınırlarında atom boşluklarının bir araya gelmesiyle, çökeltilerin çekirdekleneceği bölgelerin ve çözünen atomların miktarının azalmasıyla meydana gelir. PFZ, Al-Zn-Mg alaşımlarında mekanik ve korozyon özelliklerinde etkili rol oynamaktadır. Tane sınırı etrafında oluşan atom boşluklarının yok olması PFZ nin oluşumu için önemli bir etkidir.

PFZ nin alanı ısıtma işlemi sırasında çözeltiye alma sıcaklığına, zamanına, su verme ortamı ile hızına ve yaşlandırma sıcaklığına doğrudan bağlıdır. Deneysel olarak 120 - 180 °C' lerde uygulanan yaşlandırma ısıtma işlemi sonucunda artan yaşlandırma sıcaklığının daha geniş PFZ alanını oluşturduğu gözlemlenmiştir [27-28].

### 3.3. Yeniden Çözeltiye Alma (Retrogression) ve Yeniden Yaşlandırma (Reaging) (RRA) İşlemi

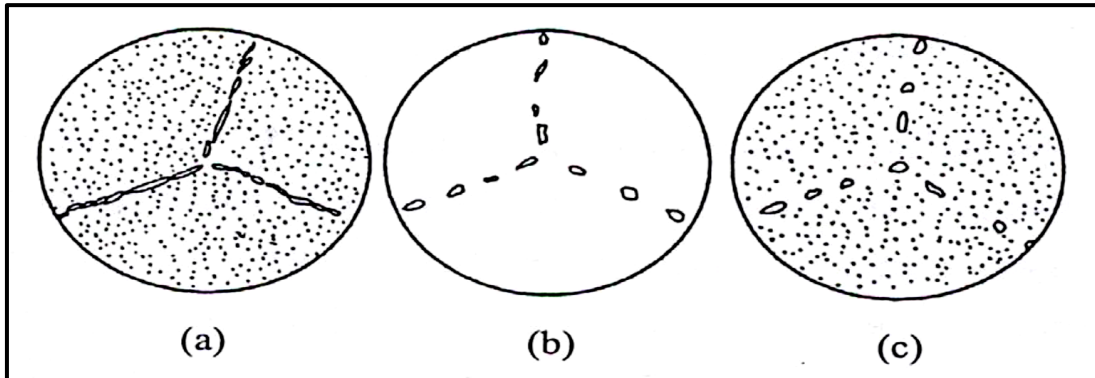
1970'lerin başında Cina [33] tarafından keşfedilen Retrogresyon ve Re-Aging (RRA) olarak bilinen 7XXX alüminyum alaşımlarında hem mukavemet hem de gerilme korozyonu çatlak direncini arttıran için bir teknik önerildi. RRA işlemi, T6 veya T651 ısıtma işlemi uygulanan alaşıma, 160-280 °C sıcaklık aralıklarında kısa süreli olarak yeniden çözeltiye alma ve daha sonra geleneksel T6/T651 işleminde uygulanan sıcaklık ve sürelerde yeniden yaşlandırma işlemidir. RRA işlemi sonunda, malzemenin dayanımında T6 koşullarındaki gibi artış sağlanmasının yanında, T73 ısıtma işlemindeki değerindeki gerilmeli korozyon çatlak direnci oluşmaktadır. Böylece uygulanan RRA ısıtma işlemi sonucunda, T6 ve T73 özellikleri bir arada sağlanmış olur. RRA işleminde oluşan çökeltilerin boyutsal değişimlerinin alaşıma akma dayanımı üzerine önemli etkileri olmaktadır. RRA işleminin ilk aşamalarında GP zonlarının kısmi çözünmesinden dolayı akma dayanımında azalma meydana gelirken (I. Bölge),  $\eta'$  çökeltilerinin oluşarak kararlı boyuta gelmesi ile zamanla akma mukavemetinde görülen yükselmenin (II. Bölge) ve çökeltilerin irileşmesinden kaynaklanan tekrar bir azalış III. bölgede meydana geldiği ileri sürülmüştür. Buna göre; RRA işleminde en iyi özellikler yeniden çözeltiye alma eğrisindeki minimum değere karşılık gelmektedir [28-32].



Şekil 3.8. RRA işlemi esnasında akma dayanımı değişimi

### 3.3.1 Retrogresyon sırasında oluşan dönüşümler

Yeniden çözeltiye alma sırasında oluşan yapısal dönüşümlerin boyut/morfoloji ve dağılım gibi birçok özelliği, başta retrogresyon işlemi uygulama sıcaklığı ve süresi olmak üzere, alaşımın kimyasal bileşimi ile ısıl işlem öncesi durumu (yüzey kaplama, ısıl işlem, termomekanik işlem vb.) çeşitli parametreden etkilenmektedir. Şekil 3.9' da verilen şematik gösterimde 7075 alüminyum alaşımının T6 ısıl işlemi sonrası durumu ile RRA ısıl işleminden sonraki mikroyapılarında çökeltiler ve oluşması muhtemel tane sınırları görülmektedir. Alaşımın Retrogresyon işlemi öncesi T6 temper durumundaki mikroyapısını 3-4 nm boyutlarında ve tane içlerinde homojen olarak dağılmış yarı uyumlu  $\eta'$  çökeltileri ile daha iri boyutlardaki ve ağ şeklinde uzamış uyumsuz  $\eta$  fazı oluşturmaktadır [28-32].



Şekil 3.9. Al-7075 alaşımının; (a) T6 işlemi (b) retrogresyon (c) RRA sonrası şematik mikroyapısı



Retrogresyon sırasında oluşan yapısal dönüşümler genel olarak 3 evrede incelenerek açıklığa kavuşmaktadır. Retrogresyon işlemi sırasında alaşım, yaşlandırma sıcaklığından daha yüksek işlem sıcaklıklarında bekletildiğinden dolayı retrogresyon sürecinin ilk evresinde GP zonları ya da  $\eta'$  partikülleri kısmen ya da tamamen çözünürler (Şekil 3.9b). Bu sebepten dolayı bir bütün olarak RRA ısıtma işlemi uygulama süreci özellikle uyumlu mikroyapı bileşenleri barındıran alaşım sitemleri için tavsiye edilmektedir. Kısa retrogresyon bekletme sürelerinde az miktarda GP zonlarının çözündüğünü savunan çalışmalarda, bu durumun mukavemet arttırdığı bilinen toparlanma mekanizmasıyla izah etmişlerdir. Bu durumda GP zonlarının bölgesel çözündüğü alanlar,  $\eta'$  fazı için potansiyel çekirdeklenme bölgeleri oluşturmasıyla beraber GP zonlarının çözünmesi ile, matriksin magnezyum ve çinko zenginleşmesi sonucunda,  $\eta'$  fazlarının çekirdeklenmesine itici güç oluşturmaktadır. Bu şekilde retrogresyon sürecinin ilk aşamasında, yapıda halihazırda bulunan  $\eta'$  fazının büyümesi ve çözünen GP zonları üzerinde yeni  $\eta'$  fazlarının oluşumu aynı anda oluşmaktadır.. Ancak TEM incelemeleri, retrogresyonun İlk evresinde  $\eta'$  fazının boyut ve dağılımının T6 ısıtma işlemi mikroyapısal durumundan farklı olmadığını göstermiştir. Bu nedenle kısa retrogresyon sürelerinde bahsi geçen tepkimelerin oluşum hızlarının farklı olduğu, ana mekanizmanın GP zonlarının çözünmesi olduğu öne sürülmüştür. Ayrıca 260 °C' e kadar olan sıcaklıklarda  $\eta'$  fazının çözünmediği ve ilk evrede GP zonlarının çözündüğünü gösteren bir sonuç olduğu belirtilmiştir. Ayrıca 7\*\*\* serisi alaşımların GP zonları ile birlikte  $\eta'$  partiküllerinin de bir kısmının retrogresyon sürecinde çözündüğü, çözünmeyen  $\eta'$  partiküllerinin de büyüme eğiliminde oldukları da belirtilmiştir [18,28-32].

### 3.3.2. Yeniden yaşlandırma sırasında oluşan yapısal dönüşümler

Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma (RRA) ısıtma işlemi ile retrogresyon sırasında çözünen tane içlerinde bulunan uyumlu bileşenler tekrar meydana gelmekteyken, mikroyapısal olarak tane sınırlarında ciddi değişim gözlenmemektedir (Şekil3.9.c). Yeniden yaşlandırma sırasında tane içlerinde sayıca çok miktarda çökelmeler oluşturarak,  $\eta'$  ve  $\eta$  fazlarının hacim oranlarını, hem T6 ısıtma işlemi uygulanmış durumundan hem de yalnız retrogresyon (yeniden çözülmeye alma) işlemi uygulanan alaşımdan daha yüksek değerlere arttırmaktadır. Halihazırda tane içlerinde bulunan çökeltilerin boyutu ise retrogresyon işlemi uygulanmış duruma göre az miktarda da olsa artmaktadır. Bundan dolayı yeniden yaşlandırma işlemi tane içinde mevcut bulunan  $\eta'$  çökeltilerini fazla irileştirmeden hacim oranını arttırmaktadır.

Tane sınırına çökelen çökeltileri ise retrogresyon sırasında başlayan irileşip büyümelerine devam etmektedir. Tane sınırında oluşan çökelti partiküllerinin boyutu retrogresyon işlemi uygulanma süresi ve sıcaklığına bağlıdır. Yeniden yaşlandırma ısıl işlemi sonrası elektrik iletkenliği retrogresyon süresine bağlı olarak artmaktadır[29]. Bu durum yeniden yaşlandırma sonucu oluşan çökeltilerin matriksin kimyasal yapısını çözünen atomca daha da fakirleştirmesinden meydana gelmektedir. Retrogresyon uygulama sıcaklığının artması ile stabil halde çözünen ve alaşımın iletkenlik değerlerindeki büyük farkın da konsantrasyonlarının artmasından kaynaklı olduğu bildirilmektedir [28-32].





#### 4. TEZ ÇALIŞMASININ LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

7000 serisi Al alaşımlarının yaşlandırma ısıl işlemine bağlı oluşan faz dizisi sırasıyla şu şekilde özetlenebilir: katı çözelti - GP bölgesi – metastabil  $\eta'$  - stabil  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) [34]. Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında denge durumundaki stokiometrik kompozisyon normal olarak  $MgZn_2$  olarak bilinen  $\eta$  fazı hegzagonal kafes yapısına sahip olup C14 Laves P63 / mmc uzay grubuna sahiptir [34-38].

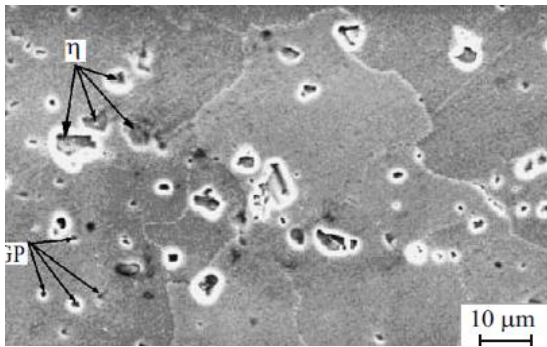
Alüminyum alaşımlarında gerilme korozyonu çatlak duyarlılığını geliştirmek için ısıl işlemler yaygın olarak kullanılır. Endüstriyel uygulamalarda, aşırı yaşlanma uygulamak, T7xxx için genel bir yöntemdir. Her ne kadar 7000 serisi alaşımlar mükemmel gerilme korozyonu çatlak direncine sahip olsalar da, T6-temperli alaşımlarinkine kıyasla dayanımları % 10-15 oranında düşüktür. Sonuç olarak, Al 7075'in yapısındaki RRA işleminden sonra, mikroyapıda (T6 durumuna benzer) çok ince ve homojen olarak dağılmış  $\eta'$  partikülleri ile birlikte  $\eta$  partikülleri ( $MgZn_2$ ) T73 koşulunda tane sınırlarında çökeltilir. Bunun gibi bir mikroyapı, RRA işleminden sonra AA7075 alaşımının hem korozyon direnci hem de mekanik dayanım kazandığını gösterir [39-40].

Al-Zn-Mg alaşımlarında GP bölgeleri, dengesiz  $\eta'$  ve dengeli  $\eta$  fazlarının çökelme kinetikleri incelenmiştir. Buna göre DSC tekniği ile GP,  $\eta'$  ve  $\eta$  fazları için hesaplanan görünür aktivasyon enerjileri ilk olarak JMAK izotermal hesaplama metodu kullanılarak sırasıyla 56, 79 ve 96 kJ/mol ve izotermal olmayan Kissinger hesaplama metodu ile sırasıyla 57, 82 ve 99 kJ/mol belirlenmiştir [41].

Al 7050 ve Al 7150 alaşımlarına T6 sonrası uygulanan 200°C'de 5-40dk yeniden çözeltiye alma ve 120°C'de 24sa yeniden yaşlandırma işlemi (RRA) sonrasında Al 7050 alaşımının akma dayanımında % 30'luk bir artış gözlenirken, Al 7150 alaşımında mekanik özellikleri başlangıç durumuna benzer sonuçlar vermiştir. Her iki alaşım, 40 dakikalık yeniden çözeltiye alınarak RRA uygulandığında, orijinal durumlarına benzer bir gerilmeli korozyonu çatlak performansına sahipken, 20 dakika yeniden çözeltiye alınıp RRA uygulanması sonucunda gerilme korozyonu çatlak performansını önemli ölçüde azaltmıştır [40].

Al 7050 alaşımında yaşlandırma işlemi sonrası oluşan çökeltiler yüksek açılı dairesel karanlık alan (HAADF) taramalı-geçirimli elektron mikroskobu (STEM) kullanılarak atom ölçeğinde incelenmiş ve iki yeni  $\eta$  çökelti türü, Al matrisi ile ilgili oryantasyon ilişkileri ile tanınmıştır. Bunlardan biri, [110] Al kristalografik doğrultusu boyunca alınan (0001) $\eta_4$  görüntüsünde  $\eta_4$  ten ayırt edilebilen ve [0001]  $\eta_4'$  doğrultusu boyunca MgZn<sub>2</sub>'nin atomik konfigürasyonunu (yani altıgen istifleme yapısı) sergileyen  $\eta_4'$  dür. Bir diğeri, [110] Al kristalografik doğrultusu boyunca alınan [1120]  $\eta_{12}$  görüntüsündeki (113) Al düzlemine paralel (0001)  $\eta_{12}$  habit düzlemi ile gözlemlenebilen  $\eta_{12}$ 'dir [42]. Sonuç olarak, tüm  $\eta$  tipi çökeltiler yaklaşık MgZn<sub>2</sub> kristalinin yapısına sahiptir ve bugüne kadar bildirilen 13 çeşidi arasındaki kristalografik farklar, Al matrisi ile ilgili oryantasyon ilişkilerine bağlanmıştır [35,42].

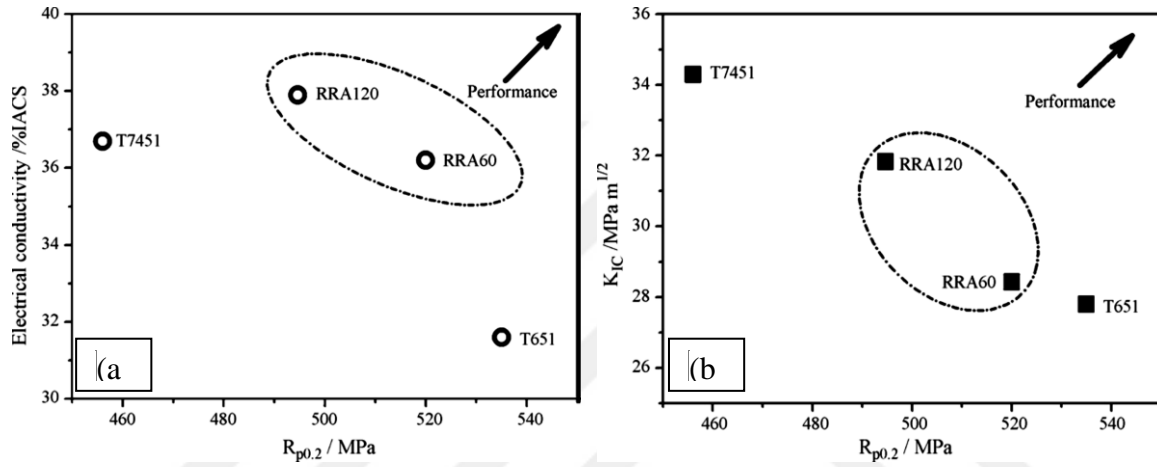
Al 7075 alaşımına T6 ısıl işlemi ardından farklı süre ve sıcaklıklarda (180-200-220°C) yeniden çözeltiye alınarak 130°C'de 12sa RRA ısıl işlemi uygulanmıştır. Artan yeniden çözeltiye alma sıcaklığı ile malzemenin sertlik ve nihai kopma uzaması değerleri azalırken çentikli darbe tokluk değerlerinde artış görülmüştür. RRA ısıl işlemi sonucunda Guinier - Preston bölgelerinin (GP), çözünmüş elemanlarla zenginleştirilmiş kümeler gibi görüldükleri ve ilk yaşlanma aşamasında olağanüstü küçük boyutlara (<3 nm) sahip oldukları bildirilmiştir [43]. (Şekil 4.1).



Şekil 4.1. RRA işleminden sonra AA 7075 alaşımının mikro yapısı X1000.

AA7075-T651 alaşımının korozyon dayanımının matematiksel modelleme ile beraber incelenmesi üzerine yapılan bir çalışmada 0,419 M klorür konsantrasyonu tuz sisi koşulları altında 7,33 pH değeri ve 91,23 saat püskürtme süresi ile minimum korozyon oranı 0,07 mm / yıl oranına ulaşılmıştır. Deneysel olarak 0,065 mm / yıl belirlenen korozyon oranı deneysel çalışmanın modelleme ile tutarlılığını göstermektedir [44].

Al–Zn–Mg–Cu içeren ve Çin’li bir marka olan AA 7B04 alaşımının 180 °C’de 1 saat boyunca yeniden çözültüye alınması ve daha sonra 120 ° C’de 22 sa yeniden yaşlandırılması (RRA) ile mükemmel bir iletkenliğin yanı sıra bir T6 koşulu ile karşılaştırılabilir gerilme özelliklerini sergilediği belirtilmiştir. Ayrıca RRA parametrelerinin optimize edilmesiyle artan mukavemeti ve göreceli düşük kırılma tokluk değerleri yine de T651 koşullu işlem görmüş malzemeden biraz daha yüksek olduğu belirtilmiş ve grafik olarak sunulmuştur. [45].



Şekil 4.2. AA 7B04 alaşımına uygulanan farklı ısıl işlemler sonucu;  
a) elektrik iletkenliği - çekme dayanımı, b) kırılma tokluğu-çekme dayanımı grafikleri

Toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiş AA 7075 tozlarının sıcak dövülmesi sırasında elde edilen mikroyapısal değişim süreçlerinin incelendiği çalışmada numuneler 350 MPa’da tek eksenli sıkıştırılıp ardından 610 °C’de 40 dakika boyunca azot atmosferinde sinterlenerek üretilmişlerdir. Sinterlenmiş numuneler daha sonra çeşitli sıcaklıklarda (0.6, 0.7, 0.8 ve 0.9 Tm) ve çeşitli deformasyon oranlarında (0.51, 0.92 ve 1.14) sıcak dövülmüştür. Çeşitli dövme sıcaklıklarında gerininin parçacık morfolojisi, parçacıklar arası gözeneklilik, önceki parçacık sınırı (oksit tabakası) ve sertlik üzerine etkisi araştırılmıştır. AA 7075 Toz metal numunelerin sıcak dövülmesi sırasında oksit tabakasının bozulması için 0,8 Tm’lik bir sıcaklığın ve 0,92’lik gerçek bir deformasyon miktarının gerekli olduğu gözlenmiştir. Sertlik değerleri 0,92’lik gerilimin, 0,6 Tm’lik düşük dövme sıcaklıklarında bile partiküllerin optimum deformasyonu ve konsolidasyonu için yeterli olduğunu ortaya koymaktadır [46].

Yapılan bir çalışmada AA 7075 –T651 alaşımı 180,240 ve 320 °C sıcaklıklarda 1, 30, 50, 70, 90 ve 120 dakika bekletilerek yeniden çözeltilmeye alınıp 120° C sıcaklıkta 24 saat süre ile yeniden yaşlandırılarak RRA işlemi uygulanmıştır. RRA işlemi sonrası numunelerin mekanik özellikleri V-Charpy ve sertlik testleri ile ayrıca fiziksel özellikleri elektriksel iletkenlik testleri ile belirlenmiştir. Buna göre Yeniden çözeltilmeye alma nispeten düşük sıcaklıklarda (180 °C) gerçekleştirildiğinde, darbe tokluğu T651 durumuna yakındır. RRA işlem sıcaklığı ve süresi arttığında, darbe dayanıklılığı da artmaktadır. Darbe tokluğundaki artış gözlemlendiğinde sertliğin azaldığı belirlenmiştir. En yüksek darbe dayanıklılığı 120 dakika boyunca 320 °C'de RRA da elde edilirken, en düşük sertlik değeri aynı durumda bulunmuştur. RRA ısıtma işlemi uygulanmış tüm numunelerin T651 başlangıç durumuna göre daha yüksek elektriksel iletkenlik değerlerine sahip oldukları belirlenmiştir. En yüksek iletkenlik değerinin 240 °C sıcaklıkta 30 dakika bekletilerek RRA uygulanan numunede gözlemlenmiştir. Isıtma işlem sıcaklıklarında uzun süreli bekletmenin neden olduğu çökelti kabalaşmasının, matristeki elektron akışını kolaylaştırarak elektrik iletkenliğini arttırdığı düşünülmüştür [47].

AA7075 alaşımına uygulanan ön deformasyonun T6 ısıtma işlemine etkisinin incelendiği bir çalışmada 480 °C'de 30 dakika süre ile çözündürme işlemi sırasında %5,%10,%15 oranlarında çekme yükü ile deforme edilip su verilen ve 480 °C'de 30 dakika süre ile çözündürülüp su verildikten sonra %5,%10 oranlarında çekme yükü altında deforme edilen numunelerin sertlik mikroyapı ilişkileri incelenmiştir. Buna göre, artan ön-gerilim miktarlarının, T6 koşulundaki alaşım ile tutarlı olan tepe sertliğine ulaşmak için yaşlanma süresini % 50'ye kadar azaltma eğiliminde olduğunu göstermiştir [48].

Viana ve arkadaşları [49] AA7075 alaşımının RRA ısıtma işlemi sonrası tane içindeki çökeltinin T6 ısıtma işlemiyle benzer morfolojide olduğunu tane sınırı özelliklerinin ise T7 temper yapısı ile benzediğini bildirmişlerdir.

AA7085 alaşımının mekanik ve korozyon özelliklerinin araştırıldığı bir çalışmada RRA ısıtma işlemi sonucu T6 koşullarındaki mekanik özelliklerden ödün vermeden korozyon direncini arttırdıkları belirtilmiştir [50].

Danh ve diğeri [51] AA7075+T6 alaşımına uygulanan RRA ısıı işlemi sonucunda G.P. bđlgeleri ve ızellikle  $\eta'$  okeltilerinin hacim oranlarında artışla sonuçlandığını gđsterdiler. Bu nedenle alaşımın mukavemetini ıznelmi ۆlde artırdığı belirtilmiştir.

Hornborn yaptığı çalışmada [52] 7075 alüminyum alaşımında GP zonlarının sertliği arttırdığını ve bu fazların oznmeleri durumunda ise sertlik değerlerini düşürdüğünü belirtip, okelme sertleşmesi yoluyla sertlik ya da dayanım artışı okelti fazları ile dislokasyonlar arasındaki etkileşimden kaynaklandığını, ayrıca alaşımın sertlik ve dayanımı genel olarak, okeltinin boyutu, deformasyona karşı direnci, yapı içindeki oranı ve okeltiler arasındaki mesafeye bağlı olduğunu belirtmiştir.

Alüminyum alaşımları içerisinde çeşitli üstün ۆzelliklerinden dolayı geniş kullanım alanına sahip 7XXX serisi alaşımları bilinen tüm üretim yđntemleriyle retilenmekte olup hlihazırda farklı ısıı işlem rotaları kullanılarak geliştirilmeye çalışılmaktadırlar. Bu bağlamda yapılan literatür araştırmasında da gđrleceđi üzere bu alaşımlara ait mekanik, korozi ve elektriksel ۆzellikleri başlıca araştırma konusu olmaktadır.





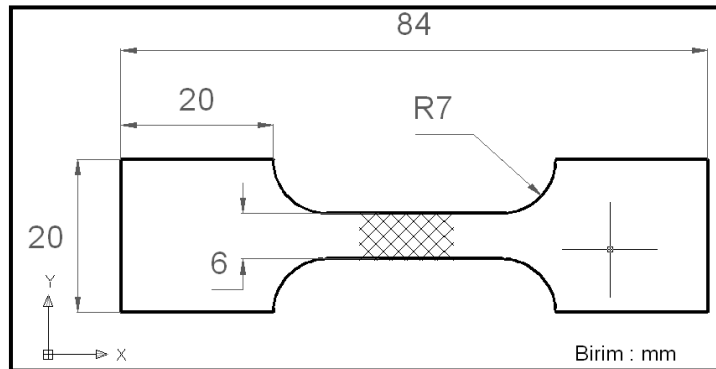
## 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 5.1. Malzeme

Deneysel çalışmada; Seykoç Alüminyum firmasından ticari olarak temin edilen T651 ısıtılma işlemi uygulanmış ve levha olarak üretilen 7075 alüminyum malzeme kullanılmıştır. Malzemenin element dağılım oranlarının gösterildiği kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilmiştir. Al 7075 kalite 6 mm kalınlığa sahip levha malzemedan lazer kesim yöntemiyle ASTM-E8 standardına uygun Şekil 5.1’de verilen ölçülere uygun çekme numuneleri işlenerek ısıtılma işlemi ve uygulanacak testler için hazır hale getirilmiştir. Başlangıç numunesi olarak kullanılan Al7075-T651 alaşımı S olarak kodlanmıştır.

Çizelge 5.1. Al 7075 kalite alüminyumun kimyasal bileşimi (% ağırlık)

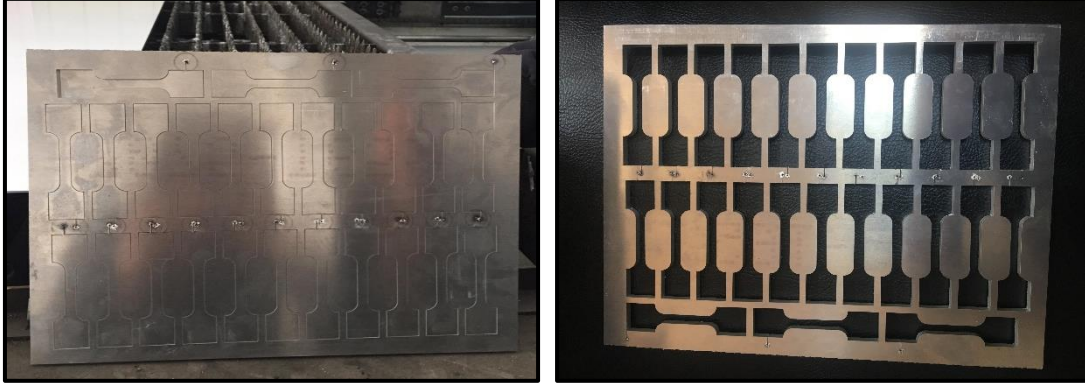
Standart (TS-EN 573-3)	ELEMENTLER (%)								
	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Cu	Mg	Zn	Al
	0,12	0,07	0,03	0,19	0,05	1,6	2,7	5,8	Kalan



Şekil 5.1. Standartlara uygun çekme deney numunesi boyutları

### 5.2. Lazer Kesim

Plaka halindeki Al 7075 malzeme TK Lazer firmasından hizmet alımı şeklinde HD-F 6020 Fiber Lazer kesim cihazı yardımıyla kesilmiştir. Operasyon sonrası numuneler Resim 5.1’de görüldüğü şekliyle kullanılmışlardır.

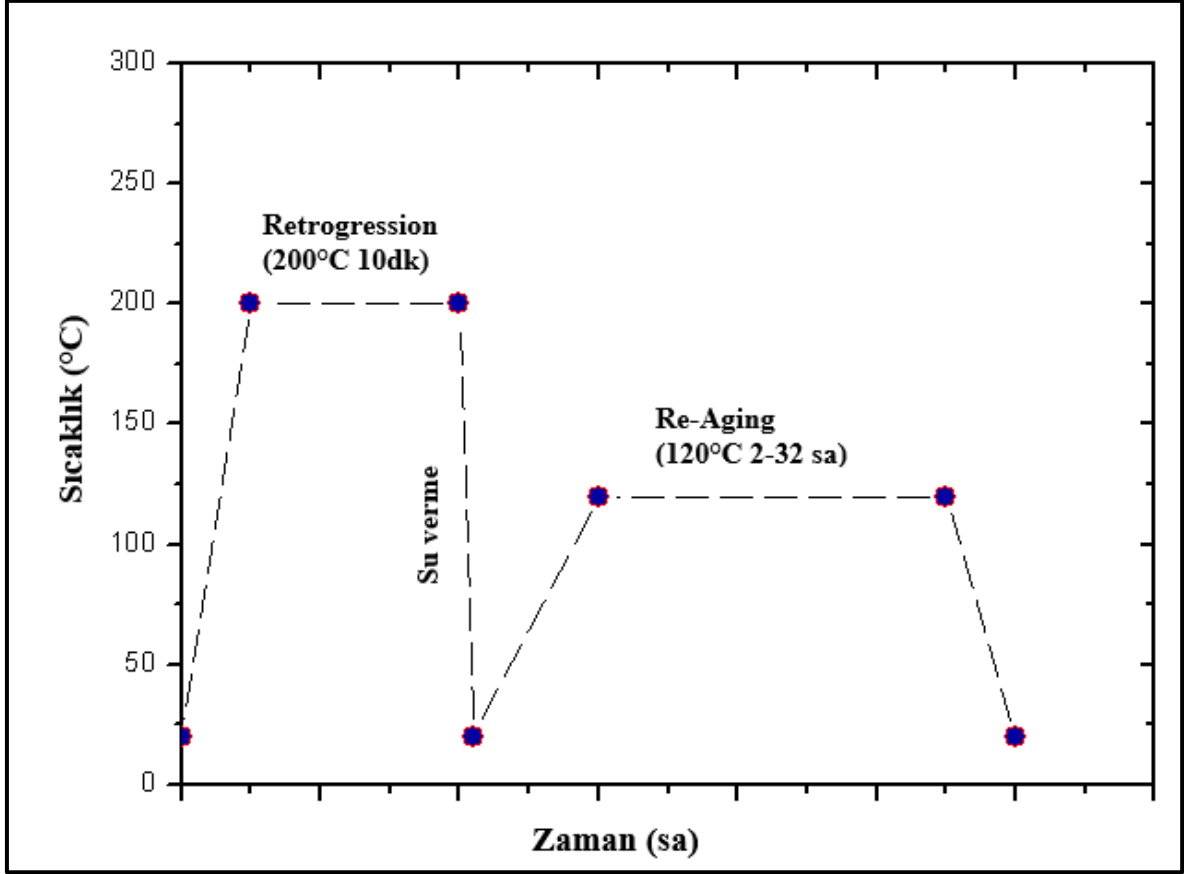


Resim 5.1. Lazer kesim sonrası Al 7075 malzemenin görüntüleri

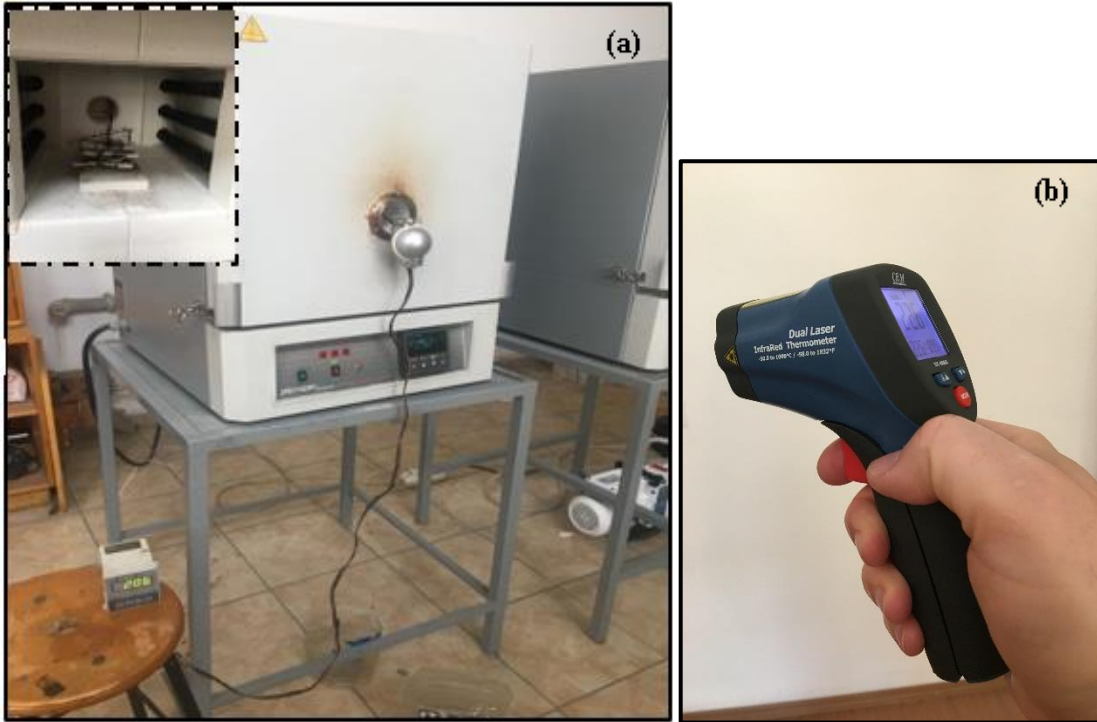
### 5.3. Isıl İşlem

Standartlara uygun boyutlara getirilen numunelerin RRA ısıl işlemleri, Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Resim 5.2 (a)' de görülen SFL (sc 1206 model) marka kamara tip yatay yüksek sıcaklık fırınında gerçekleştirilmiştir. RRA ısıl işlemi fırının homojen sıcaklık bölgesinde, 200°C'de 10 dk bekletilerek Retrogresyon (yeniden çözeltiye alma) ve su verme sonrası 120 °C sıcaklıkta 2-32 saat bekletilerek Re-Aging (yeniden yaşlandırma) gerçekleştirilmiştir. Geleneksel RRA ısıl işlemini teşkil ettiklerinden dolayı yeniden yaşlandırma süresine bağlı olarak numuneler C2R - C32R aralığında kodlanmışlardır. Uygulanan RRA ısıl işlemine ait ısıl çevrim Şekil 5.2'de gösterilmiştir. 200°C'de 10 dk bekletilerek Retrogresyon (yeniden çözeltiye alma) ve su verme işlemi uygulanan numune Q olarak kodlanmıştır.

Isıl işlem programı olarak 200 °C'ye kadar 10 °C.dk<sup>-1</sup> ısıtma hızı sonrası 10 dk bekletme ve oda sıcaklığındaki suda su verilen numunenin tekrar 120°C sıcaklığa 10 °C.dk<sup>-1</sup> lik ısıtma hızı seçilmiştir ve tüm RRA ısıl işlemleri her numune için aynı şartlarda gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem sırasında fırın içinin ve numunelerin sıcaklık ölçümleri Resim 5.2. (b)' de gösterilen lazer termometre ile belirlenmiştir.



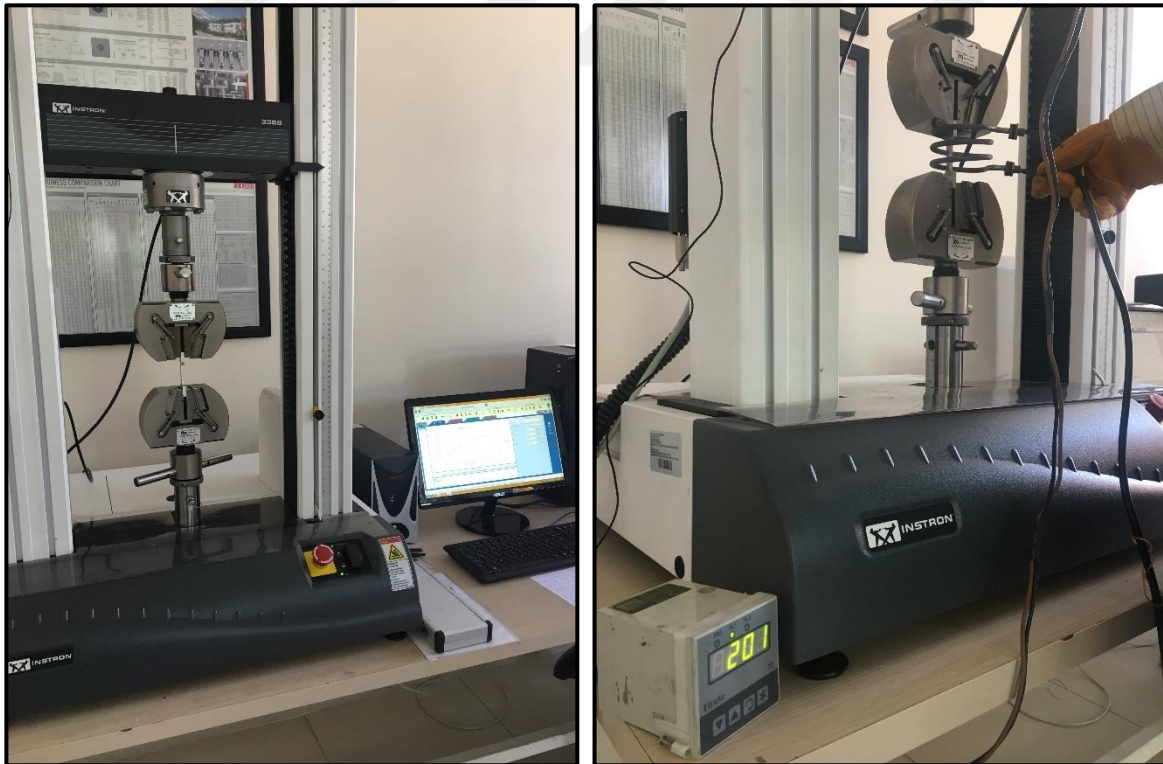
Şekil 5.2. Al 7075/T651 alaşımına uygulanan RRA ısıtım işlemi çevrimi



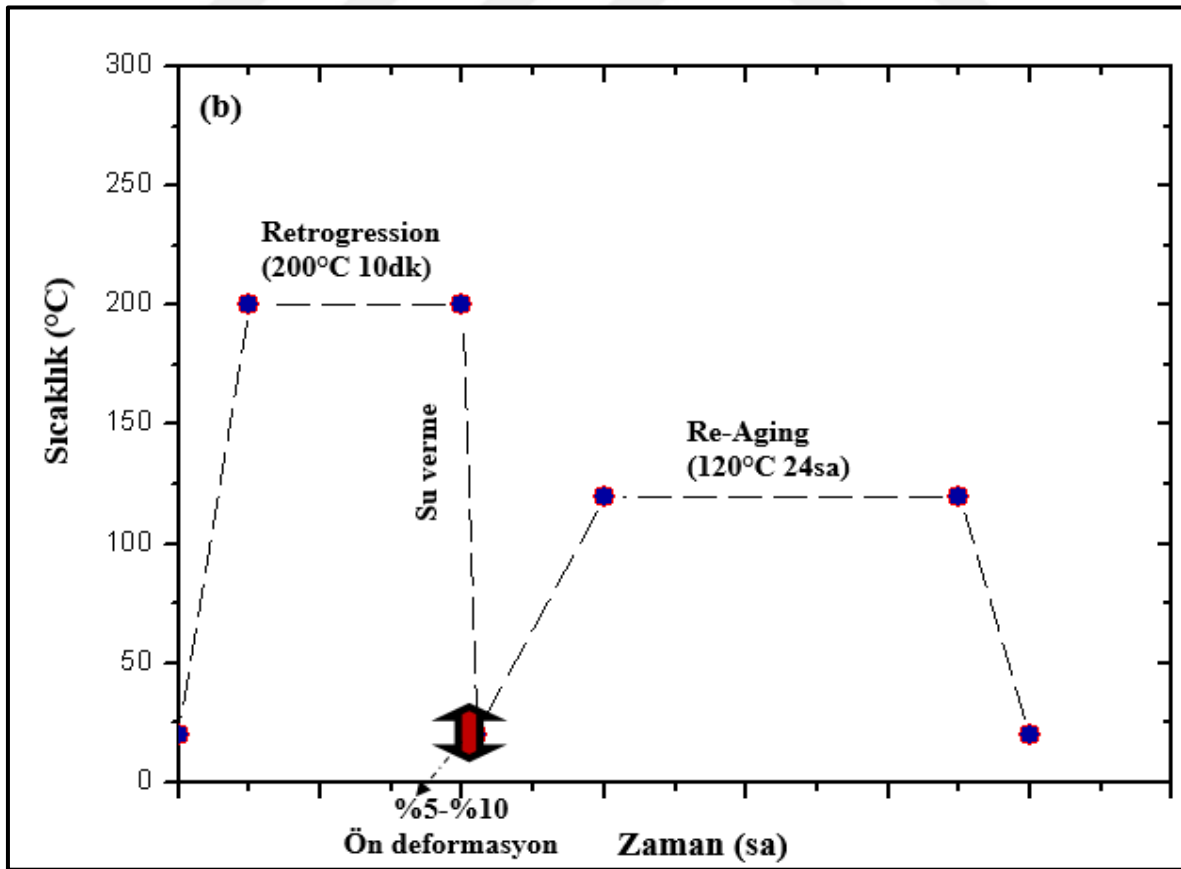
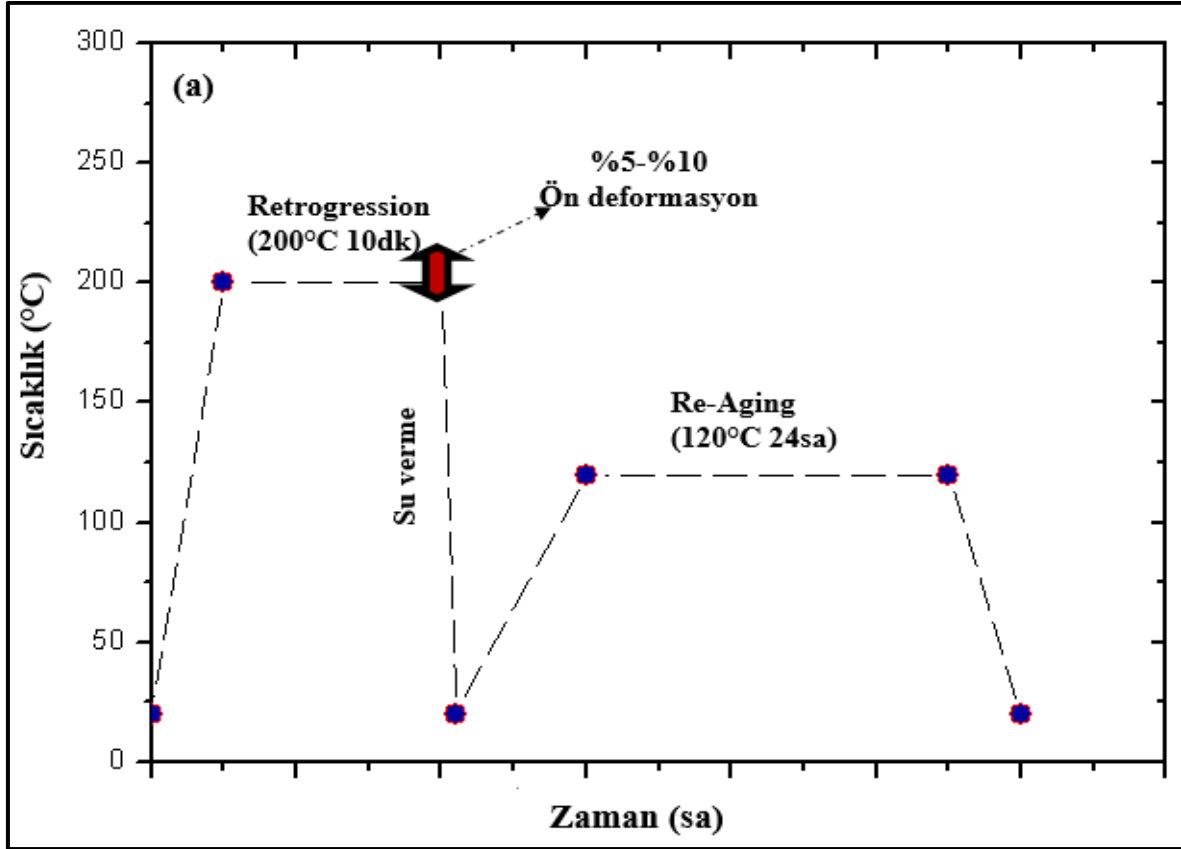
Resim 5.2. (a);RRA ısıtım işlemlerinde kullanılan yüksek sıcaklık fırını, (b) lazer termometre

#### 5.4. Termomekanik İşlem

Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Resim 5.3' de görülen Instron 3369 Bilgisayar kontrollü ve 50 kN (5 ton) çekme-basma kapasitesine sahip üniversal test cihazında ön deformasyon işlemleri gerçekleştirilmiştir. RRA ısıtma işlemi sırasında uygulanacak ön deformasyon işlemleri iki farklı şekilde uygulanmıştır. İlk olarak; Retrogresyon (yeniden çözeltiye alma) sıcaklığında (200 °C) rezistans yardımıyla 10 dk süre bekletilerek %5-%10 oranlarında ön gerinim altında deforme edilen numunelere su verilip 120°C sıcaklıkta 24 saat Re-Aging (yeniden yaşlandırma) uygulanmış ve bu numuneler sırasıyla 5QR ve 10QR olarak kodlanmışlardır. Diğer yöntemde ise 200 °C sıcaklıkta 10 dk süre bekletilerek Retrogresyon (yeniden çözeltiye alma) işlemi uygulanıp oda sıcaklığındaki suda su verilen numuneler %5-%10 oranlarında ön gerinim altında deforme edilip 120°C sıcaklıkta 24 saat Re-Aging (yeniden yaşlandırma) uygulanmış ve sırasıyla Q5R ve Q10R olarak kodlanmışlardır. Ön deformasyon işlemlerine ait şematik diyagramlar Şekil 5.3'de gösterilmiştir.



Resim 5.3. RRA ısıtma işlemi sırasında ön deformasyon için kullanılan çekme test cihazı



Şekil 5.3. Deformasyon ile uygulanan ; (a) yüksek sıcaklıkta , (b) su verme sonrası RRA ısıtıl işlemlerinin şematik gösterimi

## 5.5. Mikroyapı Analizleri

Isıl işlemler sonrası mikroyapı çalışmaları çekme test numunelerinin metalografik süreçlere göre hazırlanmaları ile gerçekleştirilmiştir. Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Resim 5.4'de gösterilen cihazlarda zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Zımparalama işlemi en kaba zımparadan en ince zımparaya doğru 120-2000'gridlik SiC zımparalarda yapılmıştır. Nihai polisaj işlemi ile tamamen çiziksiz, net bir mikroyapı elde etmek amacıyla zımparalama işleminden sonra 3-1 $\mu$ m'lik elmas pasta ile parlatılarak tamamlanmıştır.



Resim 5.4. Metalografik çalışmalarda kullanılan Zımparalama- Parlatma cihazı

### 5.5.1. Taramalı elektron mikroskopu (SEM)

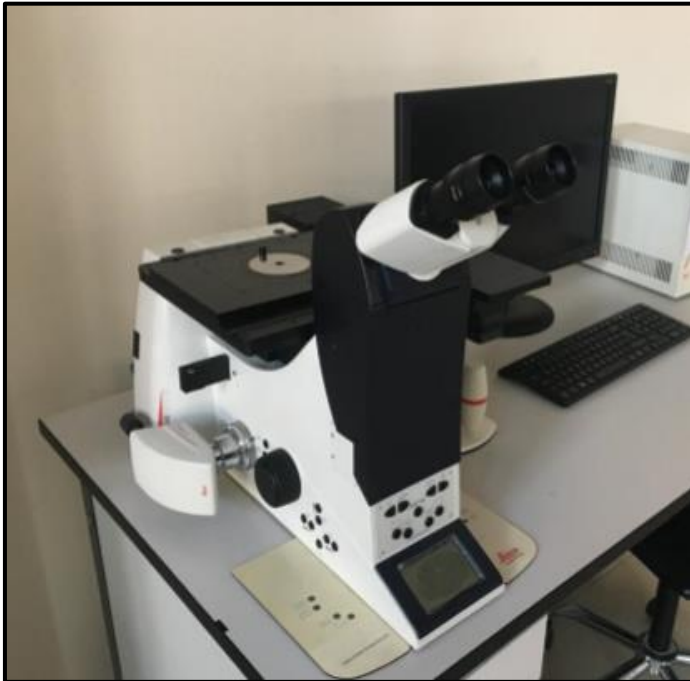
Mikroyapı incelemelerinde Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Resim 5.5'de JEOL JSM-6060LV marka Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) kullanılmıştır (Resim 5.5). SEM incelemeleri için tüm numuneler zımparalama ve parlatma işlemleri sonrası Keller çözeltisi ile (% 95 H<sub>2</sub>O, % 1.5 HCl, % 1 HF ve % 2,5 HNO<sub>3</sub>) dağlanmıştır. Dağlama süresi bütün numunelerde yaklaşık 10 sn olarak belirlenmiş ve bu süreler sonunda numuneler dağlayıcının yüzeyden uzaklaştırılması için su ile yıkanmış ardından etil alkolle kurutulmuştur.



Resim 5.5. JOEL JSM-6060LV model taramalı elektron mikroskobu

### 5.5.2. Optik mikroskop

Numunelerin optik mikroyapı incelemeleri Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Resim 5.6'da gösterilen Leica DMI5000 M, Leica LAS yazılımı ile ters çevrilmiş araştırma mikroskobunda gerçekleştirilmiştir.



Resim 5.6. Leica DMI5000 optik mikroskobu



## 5.6. Çekme Testi

RRA ısıtma işlemi uygulanan numunelerin çekme testleri Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Resim 5.7' de görülen Instron 3369 Bilgisayar kontrollü ve 50 kN (5 ton) çekme-basma kapasitesine sahip üniversal test cihazında 3mm/dk çekme hızında koparılarak gerçekleştirilmiştir.



Resim 5.7. Bilgisayar kontrollü ve 50 kN (5 ton) kapasiteli çekme test cihazı

## 5.7. Sertlik Ölçümleri

Isıl işlem uygulanmış numunelere metalografi işlemi uygulanarak sertlik ölçümleri yapılmıştır. Bu çalışmada RRA sürecinde oluşan fazların alaşımın üzerinde oluşturduğu sertlik değişimleri incelenmiştir. Numunelerin sertlik ölçümlerinde makrosertlik ölçüm metodu kullanılmıştır. Bu ölçümler, Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan HMV2 SHIMADZU Sertlik cihazında; 1 kg yük kullanılarak ve her numunenin 5 farklı bölgesinden makro sertlik (HV1) ölçümleri gerçekleştirilerek aritmetik ortalamaları hesaplanmıştır.



Resim 5.8. HMV2 SHIMADZU marka mikrosertlik cihazı

### 5.8. XRD Analizleri

Isıl işlem sonrası numunelerde  $MgZn_2$  ve diğer olası çökeltileri tespit etmek amacıyla numunelere X-ışınları kırınımı analizi yapılmıştır. Bu analizler, Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Resim 5.9'da gösterilen Bruker Marka D8 Advanced marka cihazda  $CuK\alpha$  Prob kullanılarak  $\lambda=1.5406$  ve tarama hızı da  $1^\circ/\text{dak}$  koşullarında gerçekleştirilmiştir.. Kütle halindeki numuneler metalografik olarak hazırlandıktan sonra X ışınları analizi uygulanmıştır.



Resim 5.9. Bruker Marka D8 Advanced XRD cihazı

### 5.9. Vakum Desikatör

Numunelerin ısıtılma işlemi sonrası açık atmosfer ile bağlantısını en aza indirmek için Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Resim 5.10'da gösterilen JEIOTECH VDC-21U marka polikarbonat gövdeden yapılmış maksimum  $1.13 \times 10^{-4}$  Mpa vakum yapabilen kübik vakum desikatör içerisinde muhafaza edilmişlerdir.

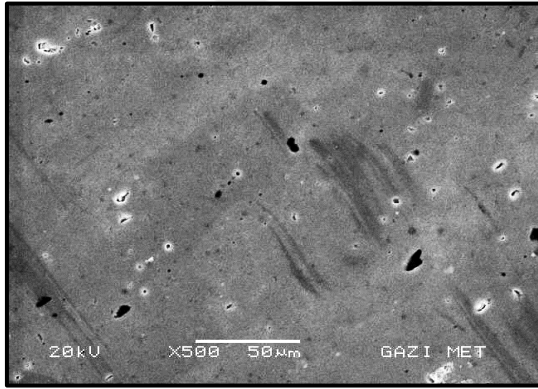


Resim 5.10. Kübik vakum desikatör

## 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

### 6.1. SEM Mikroyapı Sonuçları

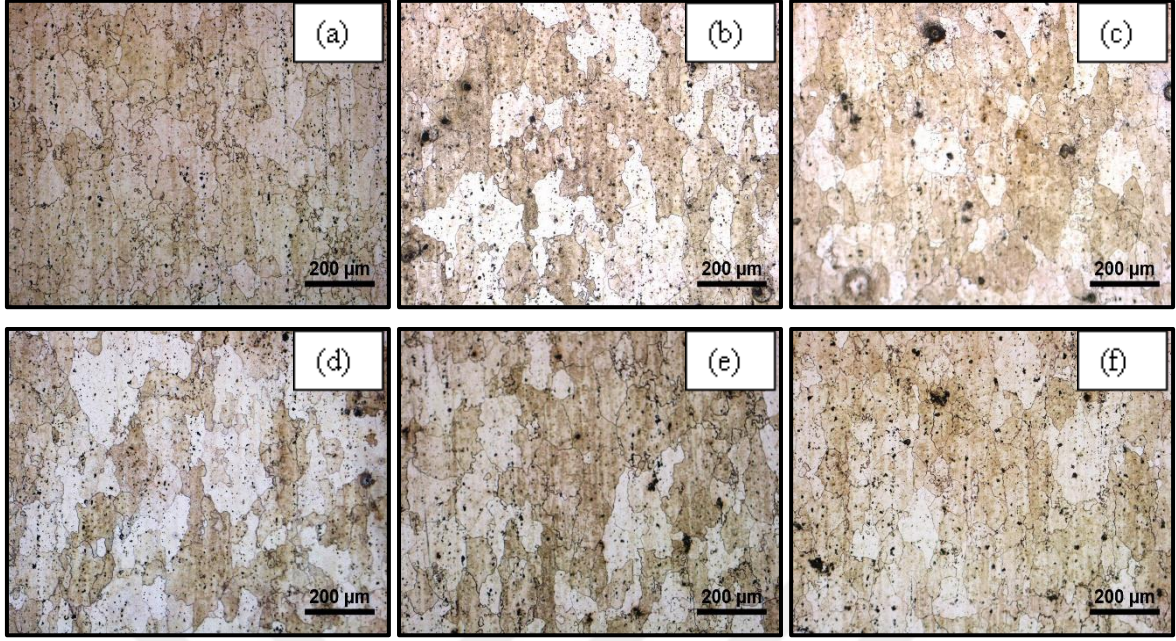
Deneysel çalışmalar için ASTM E8 standartlarına göre hazırlanan Al 7075 numunelerine uygulanan ısıtma işlemi ve yaşlandırma işlemleri sonrasında sırasıyla mikroyapısal karakterizasyon, sertlik, çekme ve XRD testleri yapılarak tüm sonuçlar ele alınmıştır. Aynı şartlarda ısıtma işlemi uygulanan tüm numunelere, mikroyapı karakterizasyonunu sağlayabilmek amacıyla deneysel çalışmalar bölümünde açıklandığı gibi metalografik işlem basamakları uygulanmıştır. T651 ısıtma işleminden sonra farklı ön deformasyon oranı ve sürelerde RRA ısıtma işlemi uygulanan alüminyum 7075 alaşımının optik ve SEM görüntüleri Resim 6.1-6.4 arasında verilmiştir.



Resim 6.1. Al 7075 alaşımının T651 sonrası SEM mikroyapısı

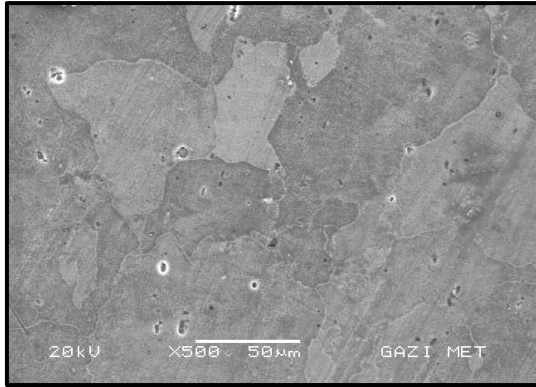
Resim 6.1’de T651 ısıtma işlemi uygulanmış Al7075 alaşımının (S numunesi) SEM mikroyapı görüntüsü verilmiştir. S numunesinin mikroyapısı haddelemeye bağlı olarak oluşan kısmi alfa ve beta tanelerinden meydana gelmektedir.

Resim 6.2’de T651 ısıtma işlemi sonrası 200°C sıcaklıkta yeniden çözültüye alma (R) ve 120°C sıcaklıkta 2-32 saat süre yeniden yaşlandırma (RA) uygulanarak geleneksel RRA ısıtma işlemi uygulanan numunelere ait optik mikroyapı görüntüleri verilmektedir. RRA sonucu mikroyapısal farklılıklar çökelen fazların çok küçük boyutta olmalarından kaynaklı net olarak belirlenmemektedir. Ancak artan yeniden yaşlandırma (RA) süresine bağlı olarak hem tane sınırı hem de tane içlerinde çökelen ikinci fazların miktarının artarak hacim oranlarının arttığı görülmektedir.



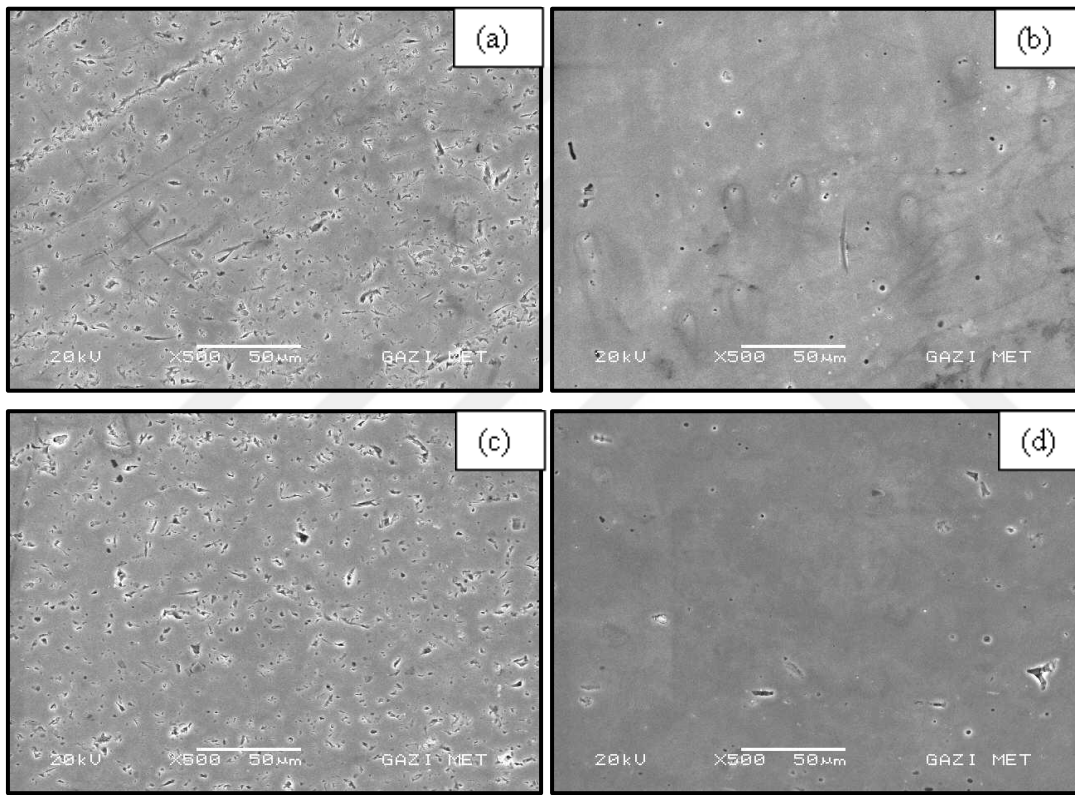
Resim 6.2. Farklı sürelerde uygulanan geleneksel RRA ısıl işlem optik mikroyapı görüntüleri; (a) C2R, (b) C4R, (c) C8R, (d) C16R, (e) C24R, (f) C32R

Resim 6.3'de T651 ısıl işlemi sonrası  $200^{\circ}\text{C}$  sıcaklıkta 10dk yeniden çözeltiye alma (R) sonrası oda sıcaklığındaki suda su verilen aşırı doymuş katı çözeltiye ait SEM mikroyapısı görülmektedir. Dağlanmış yüzeyin kaba tane sınırları ve heterojen biçimde dağılım çökeltilerden meydana geldiği söylenebilir.



Resim 6.3.  $200^{\circ}\text{C}$  sıcaklıkta 10dk yeniden çözeltiye alınıp su verilen Q numunesine ait SEM mikroyapısı

Resim 6.4'te Al7075/T651 alaşımına RRA ısıl işlemi sırasında ön deformasyon uygulanmış numunelerin (5QR,10QR, Q5R ve Q10R) SEM mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Uygulanan ısıl işlem rotalarının nihai mikroyapıda oluşan faz ve çökeltilerin; boyut, morfoloji ve hacim oranlarının malzemenin mekanik özellikleri üzerine çok ciddi etkileri olmaktadır. Nispeten küçük boyutlu ve homojen dağılımlı çökeltilerin alaşımın mekanik özelliklerini geliştirdiği ancak büyük boyutlu ve daha heterojen dağılımlı olan çökeltilerin ise daha düşük mekanik özellikler sergilediği bilinmektedir. Resim 6.4'te verilen mikroyapı fotoğrafları karşılaştırıldığında, çökelti boyutunun ve dağılımının, malzemenin mekanik özelliklerine olan etkileri açıklanabilmektedir.



Resim 6.4. RRA ısıl işlemi sırasında ön deformasyon uygulanmış;(a) 5QR, (b)10QR,(c)Q5R ve (d) Q10R numunelerine ait SEM mikroyapı görüntüleri

Resim 6.4a'da 5QR numunesinin Retrogresyon (yeniden çözeltiye alma) sıcaklığında (200 °C) rezistans yardımıyla 10 dk süre bekletilerek %5 oranında çekme yükü altında deforme edilen ve su verilip 120°C sıcaklıkta 24 saat Re-Aging (yeniden yaşlandırma) uygulanmış numunede RRA ısıl işlemi sonrası kısmen numunenin haddeleme yönünde çökelmiş stabil  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) partikülleri görülmektedir. Aynı parametrelere sahip Retrogresyon (yeniden çözeltiye alma) sıcaklığında %10 oranında deforme edilen 10QR numunesinde 5QR numunesine kıyasla çökeltilerin mikroyapıdaki hacim oranının çok az olduğu görülmektedir.

5QR numunesinde çok daha fazla sayıda çökelen çökeltilerin yüksek sıcaklıkta yapılan ön deformasyonun, alaşımda dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasının varlığı ile açıklanabilir [53-54]. RRA ısı işleminin sonrası çökelti hacim oranının azalması 200 °C sıcaklıkta 10 dk süre bekletilerek Retrogresyon (yeniden çözeltiye alma) işlemi uygulanıp oda sıcaklığındaki suda su verilen ve %5-%10 ön deforme edilip 120°C sıcaklıkta 24 saat Re-Aging (yeniden yaşlandırma) uygulanmış Q5R ve Q10R numunelerinde de görülmektedir. Bu durum belirli orana kadar ön deformasyonun matrikste potansiyel çekirdeklenme bölgelerinin oluşumu için itici güç olduğu şeklinde yorumlanabilir. Ayrıca yapılan deneysel çalışmalar matrikste potansiyel çekirdeklenme bölgelerinin artan ön deformasyon miktarıyla artmadığını göstermektedir. Resim 6.4'te ön deformasyon ile birlikte uygulanan RRA ısı işleminin sonucu tüm numunelerde matrikste çökelen partiküllerin karmaşık şekilli, küresel ve keskin köşeli geometriye sahip gelişigüzel olarak dağıldığını göstermektedir. Q5R ve Q10R numunelerinde su verme sonrası %5-10 ön deformasyondan sonra yaşlanmalarına bağlı olarak düşük yaşlanma zamanlarında boşluk kümelenmeleri üzerinde oluşan GP zonlarında oluşan ana matriks kafes yapısıyla bağdaşık yarı kararlı  $\eta'$  fazının çekirdeklenerek büyüdüğü bilinmektedir [55-56].

## 6.2. Sertlik Test Sonuçları

Al 7075 alaşımına T651 ısı işleminin sonrası geleneksel zamana bağlı olarak ve farklı ön deformasyon oranları uygulanarak RRA ısı işleminin uygulanan numunelerin HV1 makrosertlik sonuçları Çizelge 6.1 ve Şekil 6.1- 6.2.'de karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

Çizelge 6.1. Numunelerin makrosertlik (HV1) değerleri

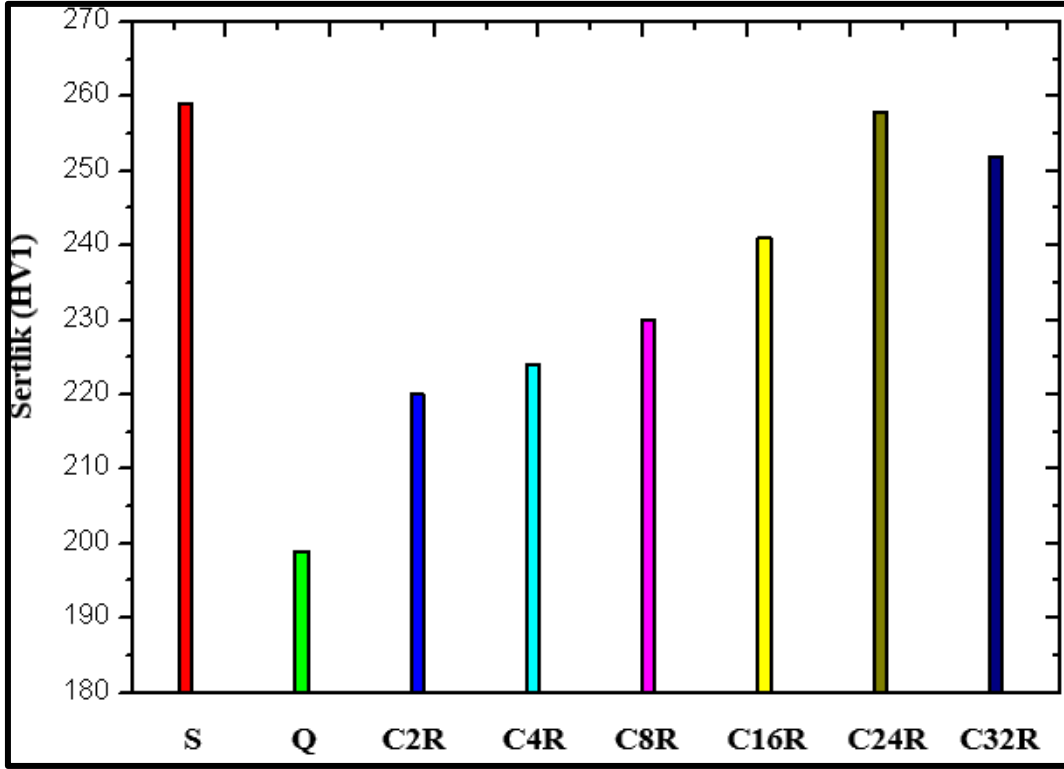
Numune	S	Q	C2R	C4R	C8R	C16R	C24R	C32R	5QR	10QR	Q5R	Q10R
Makrosertlik (HV1)	255	199	220	224	230	241	258	252	242	252	253	264

Başlangıç malzemesi olan S numunesinin sertliği T651 ısı işleminin gördüğünden dolayı 255 HV1 olarak ölçülmüştür. Yeniden çözeltiye alındıktan sonra (R), suda soğutulan (Q) numunenin sertliği 199 HV1 olarak ölçülmüştür. Sertliğin düşme nedeninin ısı işlemi ile oluşturulan faz yapısının çözünerek bozunması olarak düşünülmektedir.

Ayrıca solüsyona alma ısıl işleminden sonra hızlı soğutmanın çökeltiden arınmış bölge miktarını arttırdığı ve heterojen çökelti oluşumunu bastırdığı da yapılan çalışmalarla açıklanmıştır [56-57].

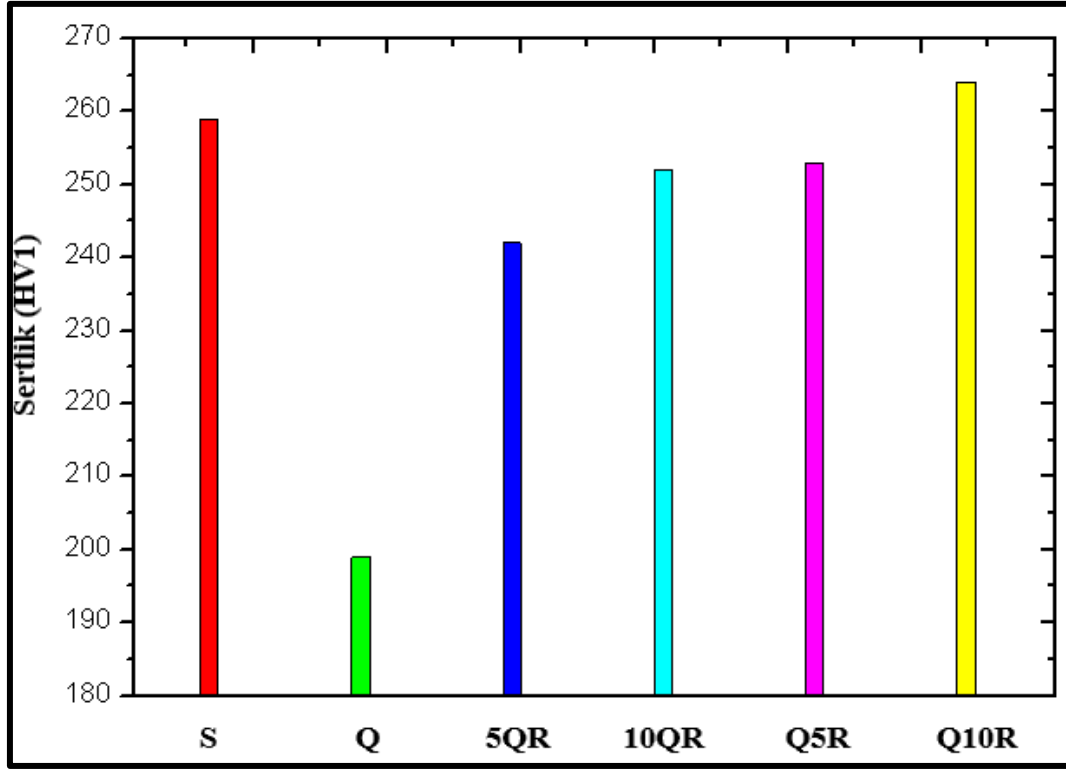
Yeniden çözeltilmeye alınıp (R) suda soğutulan ve 120°C sıcaklıkta yeniden yaşlandırılan (RA) numunelerin sertliği 24 saate kadar artmakta ve sonra azalmaktadır. 24 saatlik yeniden yaşlandırma işlemi sonucu numunenin sertliği maksimum değere ulaşarak 258 HV1 olarak ölçülmüştür. Yeniden yaşlandırma süresi 32 saate çıkarıldığında malzemenin sertliği 252 HV1 olarak ölçülmüştür. 24 saatten sonra artan yeniden yaşlandırma süresi ile sertliğin azalmasını nedenin aşırı yaşlanmadan dolayı malzemenin kafes yapısındaki çarpılmanın azalmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Artan yaşlandırma zamanı ile sertliğin belli bir noktaya kadar artmasının nedeninin ise ısıl işlem etkisiyle oluşan GP zonları, yarı kararlı ve kararlı ikincil fazlardan kaynaklanmaktadır (Şekil 6.1). Yeniden Solüsyona alınıp suda soğutulan 120 °C'de yaşlandırma sıcaklığında bekletilen numunelerin 24 saate kadar yeniden yaşlandırma zamanında numunelerin sertliği artmaktadır. Sonuçlar yeniden yaşlanma zamanına bağlı olarak düşük yaşlandırma zamanında beta atomlarınca zengin alfa katı eriyiğinde boşluklar kümelenerek (vacancy rich cluster) GP zonlarını oluşturduğunu bunlarında kafes yapısını çarpıtarak dislokasyon hareketini engellediği böylece sertlik ve mukavemet artışı meydana getirdiğini göstermektedir. Chen ve arkadaşları yaptığı bir çalışmada GP zonlarının farklı yapıda GP1 ve GP2 olmak üzere iki çeşit olduğunu genellikle oda sıcaklığında veya yapay yaşlandırmanın ilk safhalarında oluştuğunu ve alaşımların dayanımının artmasına sebep olduğunu ifade etmişlerdir [55]. GP1 zonlarının oda sıcaklığından 140-150°C sıcaklık aralığında oluşurken, GP2 zonunun 70°C sıcaklığının üzerinde meydana geldiğini belirtmişlerdir. Artan yaşlanma zamanı ile birlikte GP1 ve GP2 zonları yarı kararlı 1 fazını oluşturarak sertlik artışına ve dislokasyon hareketine engel çıkararak mukavemet artışına neden olduğu düşünülmektedir.





Şekil 6.1. Klasik yöntemle RRA ısıl işlemi uygulanmış numunelerin sertlik grafiği

200 °C sıcaklıkta yeniden çözeltilmiş ve bu sıcaklıkta %5 ve %10 oranlarında ön deformasyon uygulandıktan sonra suda soğutulup 120 °C sıcaklıkta 24 saat yeniden yaşlandırılan 5QR ve 10QR numunelerinin sertlikleri sırasıyla 242 ve 252 HV1 olarak ölçülmüştür. 200 °C sıcaklıkta yeniden çözeltilmiş ve suda soğutulup %5 ve %10 oranlarında ön deformasyon uygulandıktan 120 °C sıcaklıkta 24 saat yeniden yaşlandırılan Q5R ve Q10R numunelerinin sertlikleri sırasıyla 253 ve 264 HV1 olarak ölçülmüştür. Ön deformasyon ile birlikte RRA ısıl işlemi uygulanan her iki seri numunede de artan ön deformasyon miktarı ile sertlik artışı görülmektedir (Şekil 6.2). Su verildikten sonra deforme edilerek ve yeniden yaşlandırılan ve termomekanik işlem neticesinde yeniden çözeltilmiş alma sıcaklıklarında deforme edilen numunelerin sertlik artışları uygulanan deformasyon sonucu matrikste potansiyel çekirdeklenme noktalarının artmasından kaynaklı olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.2. Ön deformasyon etkisiyle RRA ısıl işlemi uygulanmış numunelerin sertlik grafiği

### 6.3. Çekme Test Sonuçları

Al 7075 alaşımına T651 ısıl işlemi sonrası geleneksel zamana bağlı olarak ve farklı ön deformasyon oranları uygulanarak RRA ısıl işlemi uygulanan numunelerin çekme testleri deneysel çalışmalar bölümünde anlatıldığı gibi gerçekleştirilmiş olup test sonuçları Çizelge 6.2’ de verilmiştir.

Çizelge 6.2. Numunelerin çekme dayanımı ( $N/mm^2$ ) ve % uzama sonuçları

Numune	S	Q	C24R	5QR	10QR	Q5R	Q10R
Çekme Dayanımı ( $N/mm^2$ )	560	480	568	555	545	550	544
% Uzama	%14	%19,8	%16	%18	%15	%20	%14

Çekme test verileri irdelendiğinde başlangıç malzemesi olan S numunesinin beklenildiği gibi %14 kopma uzaması ve  $560 N/mm^2$  çekme dayanımına sahip olduğu görülmektedir.  $200^\circ C$  sıcaklıkta 10dk süre ile yeniden çözültüye alınıp su verilen numunenin ısıl işlem durumunun ortadan kalkması neticesinde sertliğindeki azalmanın da göstergesi olarak azalan çekme

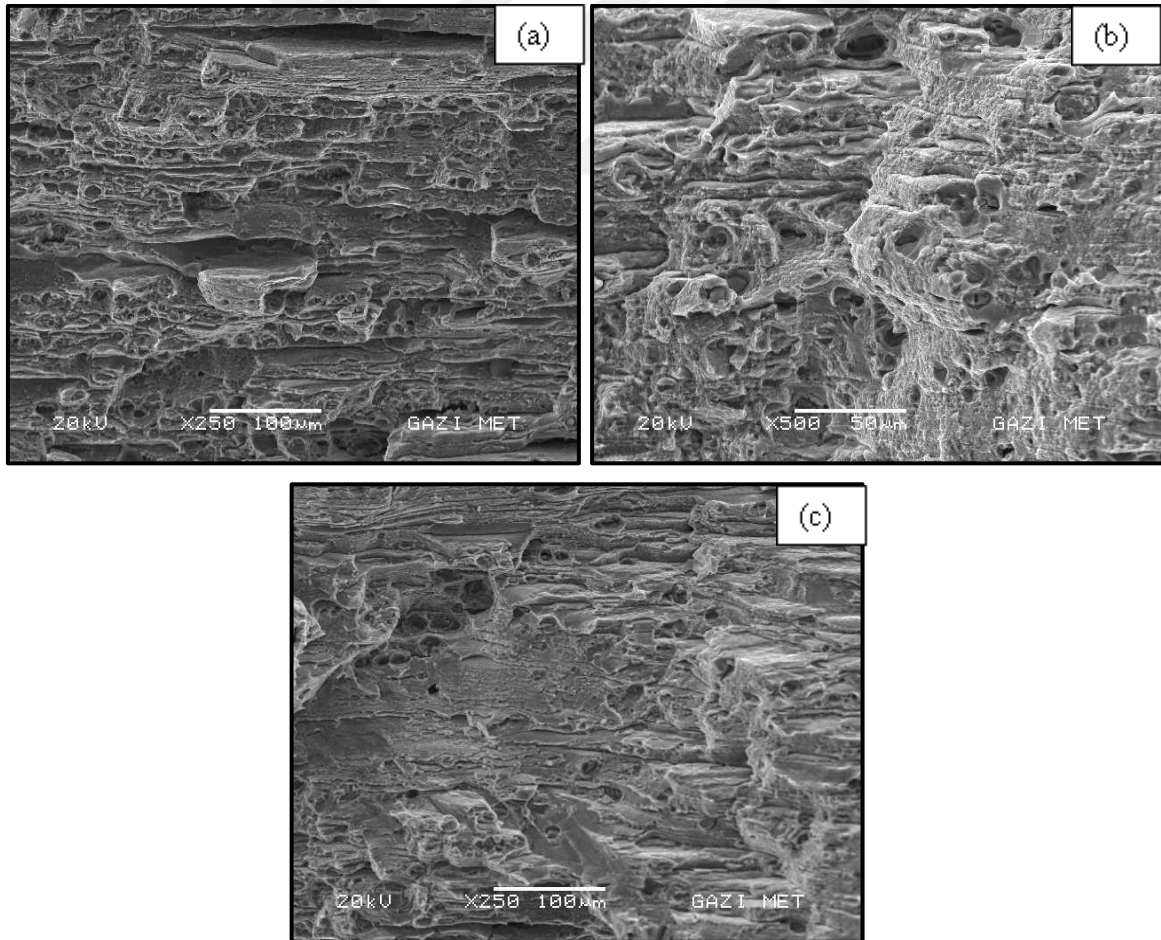
dayanımı sonucunda % uzama miktarı artarak %19,8 olarak belirlenmiştir. Klasik RRA ısıtım işlemi prosesi uygulanan C24R numunesinin çekme test sonuçları T651 ısıtım işlemi uygulanmış S numunesindeki sonuçları geliştirdiğini göstermektedir. RRA ısıtım işlemi sonucu  $568 \text{ N/mm}^2$  çekme dayanımının yanı sıra %16 kopma uzamasının mikroyapıda çökmesi beklenen ikincil fazların sayıca artışlarından kaynaklı olduğu düşünülmektedir. Hem yüksek sıcaklıkta kısmi çözündürülmüş hem de su verilmiş aşırı doymuş katı çözeltilerin ön deformasyon ile birlikte RRA ısıtım işlemlerinin tamamlandıkları yöntemde %5'lik ön deformasyon oranının % uzama değerlerini artırırken çekme dayanımlarını da bir miktar düşürdüğü görülmektedir. 5QR numunesi %18 kopma uzaması ve  $555 \text{ N/mm}^2$  çekme dayanımına sahipken Q5R numunesi %20 kopma uzaması ve  $550 \text{ N/mm}^2$  çekme dayanımı değerleri elde edilmiştir. Artan % kopma uzaması değerleri ile çekme dayanımı azalmış ve bu değerler sertlik değerlerinin azalmasına da çekme özellikleri üzerine beklenen bir sonuçtur. 5QR ve Q5R numunelerinin yukarıda bahsi geçen mekanik test sonuçları aşırı yaşlandırılmış numune özelliklerine benzemektedir. %10 ön deformasyonun uygulandığı 10QR ve Q10R numuneleri ise S numunesine yakın mekanik özellikler sergilemişlerdir. Bu durum artan ön deformasyon oranıyla mekanik özelliklerin belirli bir değerden sonra azalmaya başladığını göstermektedir. Hem C24R hem de %5 ön deformasyon uygulanmış Q5R,5QR numunelerinin çekme dayanımlarındaki artışın temel nedeninin aşırı doymuş katı çözeltilerin içerisinde çözünmüş halde bulunan ikincil fazların sıcaklık ve zamanın etkisiyle yarı kararlı bir faz olarak çökmesinden kaynaklanmaktadır. Uygulanan ısıtım işlemi bağli olarak dayanımdaki artış  $\eta$  çökelti fazının kısmi olarak çökmesi sonucu oluşur. Çökelen partiküllerin irileşmesi malzemenin dayanımını düşürmektedir. Yeniden çözeltilmeye alma işlemi aynı nedenle yapılmaktadır. Dayanımdaki artış  $\eta'$  fazının çekirdeklenmesi ve büyümesi nedeniyle olmaktadır [58].

#### 6.4. SEM Kırık Yüzey İncelemeleri

T651 ısıtım işlemi uygulanmış Al 7075 alaşımına klasik zamana bağli ve ön deformasyon etkisiyle uygulanan RRA ısıtım işlemi sonrası çekme testi kopma yüzey görüntüleri Resim 6.5-6.6'da verilmiştir. Çekme testine tabi tutulan tüm numunelerin % uzaması değerinin çekme dayanım değerlerine ters orantılı olarak çekme dayanımı arttıkça kopma uzaması değerlerinde azalma olduğu görülmüştür. Aşırı yaşlanmış numunelerin mekanik özelliklerine benzer şekilde sertlik değerlerinin azalmasına karşın, büyük oranda % uzama göstermedikleri görülmektedir. Malzemenin bu tavrının kristal kafes içlerinde çökeltilerin

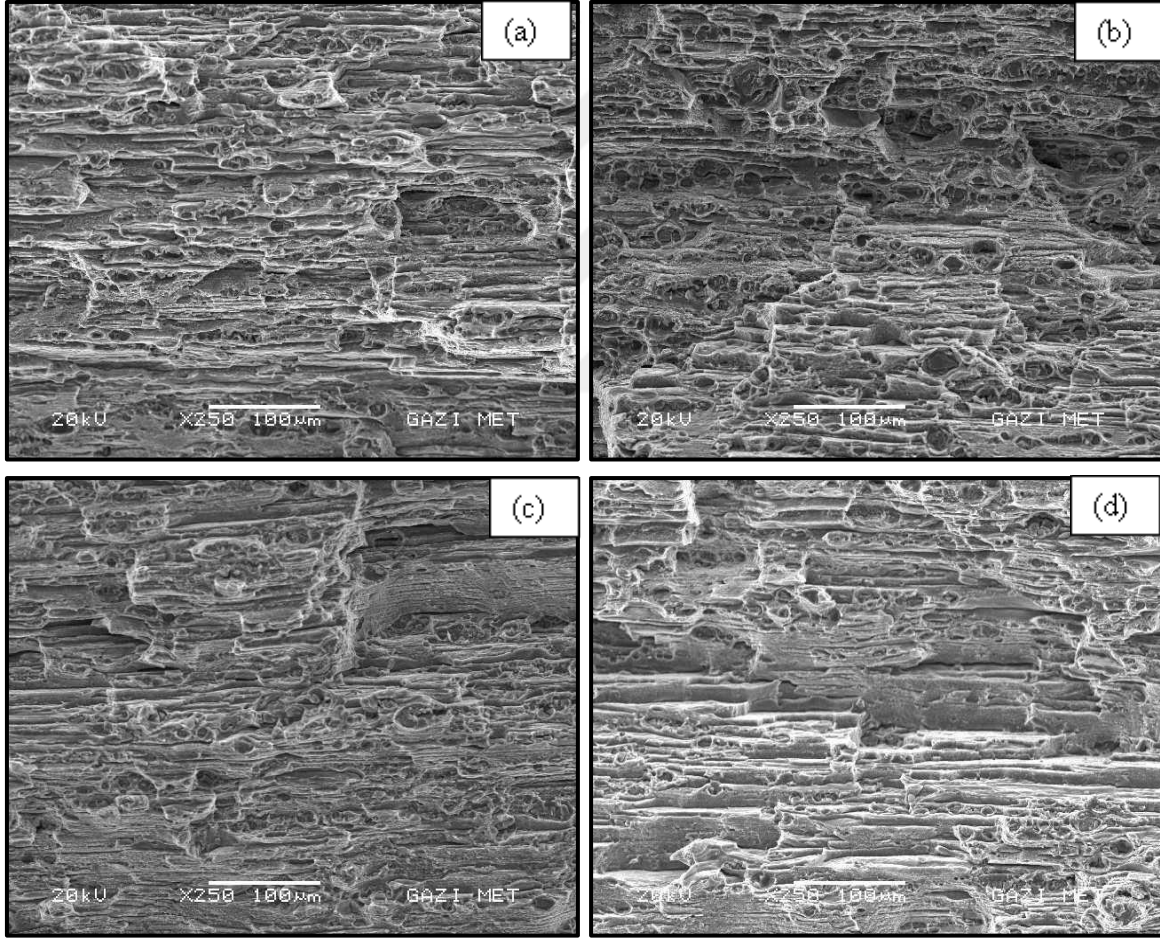
boyutunun artması sonucu  $\eta$  kararlı fazının ikinci bir faz olarak yer almaları nedeniyle malzemenin daha düşük değerlerde kopmasına neden olmaktadır.

Resim 6.5'de sırasıyla S, Q, C24R numunelerine ait çekme testi sonrası kırık yüzey fotoğrafları verilmiştir. Ticari olarak temin edildiği şekliyle AA7075 alaşımının yüksek mekanik özelliklerinin sebebi T651 yaşlandırma sürecinde meydana gelen çökeltiler olduğu düşünülmektedir. Higgins kırılma yüzeyleri girinti çukurları içerisinde oluşan impurity ve ikincil faz parçacıkları arttıkça şekillendirilebilirliğin azaldığını dolayısı ile akma ve çekme dayanımının arttığını ifade etmiştir [59]. Genel olarak yeniden bu seri numunelerin kırılma yüzeylerinde dimple görüntüleri bulunmaktadır. Ancak S numunesinin kopma yüzey görüntüsünün daha düzlemsel olduğu söylenebilir. Bu yapılar özellikle yüksek % uzama gösteren Q ve C24R numunelerinde daha belirgin bir hal almaktadır. Bu durum malzemenin sünek kırıldığını göstermektedir. Bu delikli görüntülerin boyutu 5-6  $\mu\text{m}$  boyutlarında olduğu görülmektedir.



Resim 6.5. Numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri; (a) S, (b) Q, (c) C24R

Resim 6.6’da ön deformasyon etkisiyle RRA ısıtılması uygulanan sırasıyla 5QR, 10QR, Q5R ve Q10R numunelerine ait çekme testi sonrası kırık yüzey fotoğrafları verilmiştir. Bu numunelerde numunelerde hem gevrek hem de sünek kırılma mekanizmalarının beraber gerçekleştiği görülmektedir. %5 ön deformasyon etkisiyle RRA ısıtılması uygulanan 5QR ve Q5R numunelerinin çekme deneyi sonrasında kırılma yüzeylerinde oluşan dimple (çukurcuk) görüntülerinin bölgesel olarak irileştiği ve kırılma yüzeyinde sünek kırılma meydana geldiği görülmektedir. Bu deformasyon oranı sonrası RRA ısıtılması sırasında ana matriste zengin boşluk kümelenmelerinin üzerinde GP zonlarının oluştuğu ve yarı kararlı  $\eta$  fazı çökeltilerinin çekirdeklendiği düşünülmektedir [60].

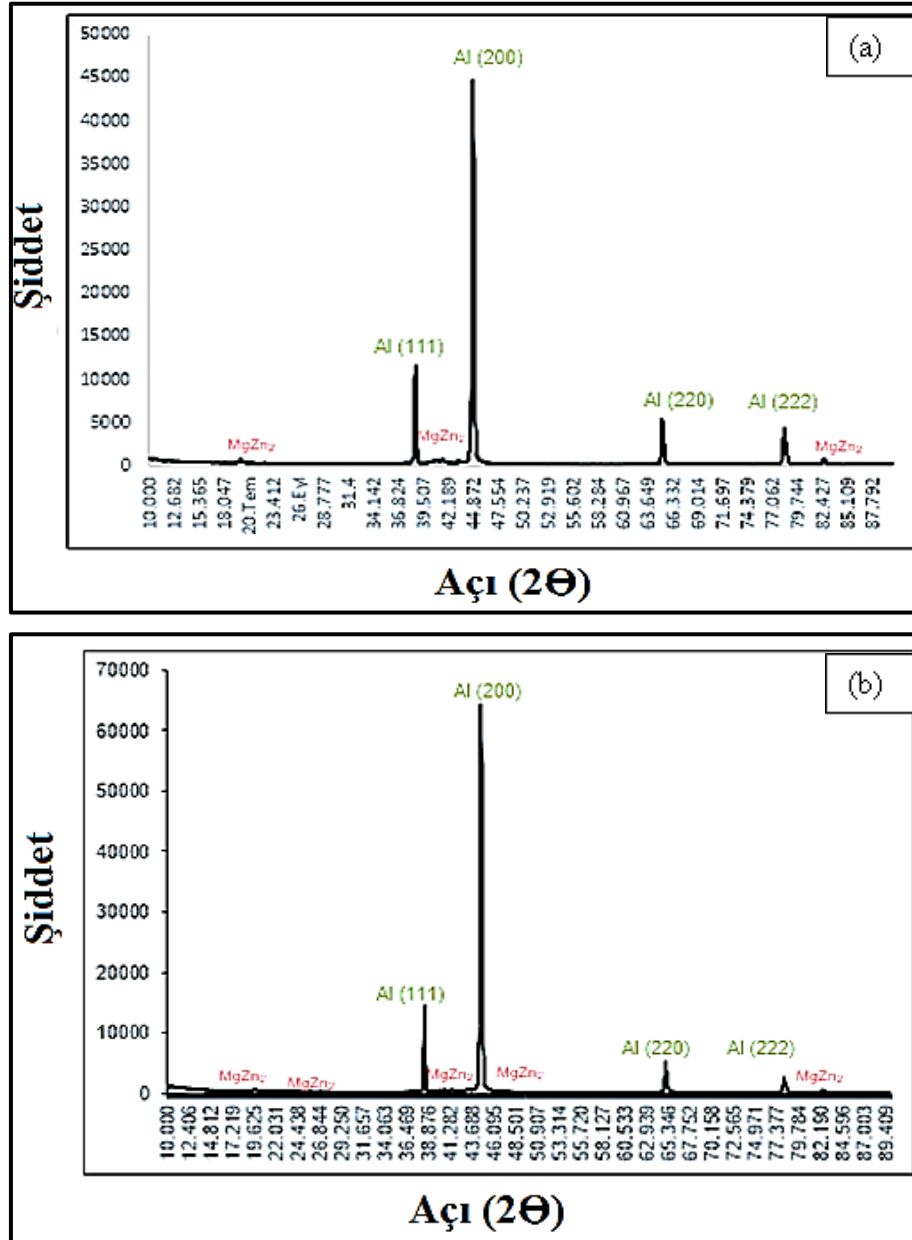


Resim 6.6. Numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri; (a) 5QR, (b) 10QR, (c) Q5R, (d) Q10R

## 6.5. XRD Sonuçları

Şekil 6.3'te sırasıyla C2R ve C32R numunelerinin RRA ısıtılması sonrası çökelen fazların tespit edilmesi amacıyla XRD grafikleri verilmiştir. Uygulanan RRA ısıtılması süresinin artmasıyla Al ana pik şiddetinde artış meydana geldiği gözlemlenmektedir.

Ayrıca ısıtılması sonrası çökelen ikincil fazlardan  $MgZn_2$ 'lerin gürültü formunda bulunduğu ve artan ısıtılması süresine bağlı olarak daha yoğun olarak çöktükleri görülmektedir.



Şekil 6.3. Numunelerin XRD test sonuçları ; (a) C2R ve (b) C32R



## 7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

### 7.1. Sonuçlar

Bu çalışmada T651 ısıtıl işlemi uygulanmış durumdaki 7075 alüminyum alaşımlarına uygulanan RRA ısıtıl işlemi; 200°C sıcaklıkta yeniden çözeltiye alma, su verme ve 120°C sıcaklıkta 2-32 saat yeniden yaşlandırma ile RRA ısıtıl işlemi sırasında %5-10 ön deformasyon miktarı ve uygulama şekli olmak üzere üç farklı teknik uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Uygulanan ısıtıl işlem rotaları ile 7075 alüminyum alaşımının mikroyapı ve bazı mekanik özelliklere etkileri araştırılmıştır. Yapılan deneysel çalışmalardan aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

1. Başlangıç malzemesi olarak temin edilen T651 ısıtıl işlemi uygulanmış deney numunelerinin sertliği yeniden çözeltiye alınıp su verilen aşırı doymuş katı çözeltinin sertliğinden daha yüksek olduğu ve buna bağlı olarak su verme sonrası % kopma uzama değerinin artarak %14'den %19,8'e çıktığı belirlenmiştir.
2. Yeniden çözeltiye alınıp su verilen ve klasik zamana bağlı yeniden yaşlandırılan numunelerin sertlikleri 2 saatten 24 saate kadar yeniden yaşlandırma zamanlarında sürekli artarak sırasıyla 220 HV1 ve 258 HV1 olarak belirlenmiştir. 32 saatlik yeniden yaşlandırma sonucunda ise sertliğin azalarak 252 HV1'e düştüğü belirlenmiştir.
3. En yüksek çekme dayanımı değeri klasik yöntemle RRA ısıtıl işlemi uygulanan C24R numunesinde 568 MPa olarak belirlenmiştir.
4. 200°C sıcaklıkta %5 ön deforme edilip su verilen ve 120°C'de 24 saat yeniden yaşlandırılan 5QR numunesinin çekme testi sonucunda 555 MPa çekme dayanımı ve %18 kopma uzaması değerleri tespit edilmiştir.
5. 200°C sıcaklıkta yeniden çözeltiye alınıp su verilen ve %5 ön deforme edildikten sonra 120°C'de 24 saat yeniden yaşlandırılan Q5R numunesi %20 kopma uzaması değeri ile en yüksek sünekliği göstermiştir.



6. Kırılma yüzey görüntüleri optimum ön deformasyon ile yeniden yaşlandırma zamanında yarı sünek yarı gevrek kırılma moduyla kopmanın gerçekleştiği aşırı yaşlanan numunelerin kırılma yüzeylerinin daha fazla girinti ve çıkıntılarla dolu olduğu görülmektedir.

## 7.2. Öneriler

1. Bu çalışmanın devamı olarak korozyon testleri yapılarak T651 ısıtma işlemine farklı şekillerde uygulanan RRA ısıtma işleminin etkileri incelenebilir.
2. Bu malzemelerin nihai kullanım yerlerindeki yorulma ömürleri önemlidir. Bu çalışmada kullanılan ısıtma işlem parametrelerinin yorulma davranışlarına etkileri araştırılabilir.
3. TEM ve EBSD gibi ileri metalürjik karakterizasyonlar yapılarak çökelen fazların morfolojisi ve kristalografik analizleri yapılabilir.
4. Al 7075 alaşımının levha malzemedeki kesilme yönünün mekanik dayanımlara etkisini inceleyebilmek amacıyla anizotropi katsayısı ve ısıtma işlemler sonrası çekme deformasyon üssü ( $n$ ) gibi matematiksel hesaplamalar yapılabilir.

## KAYNAKLAR

1. Eruslu, N., Altmışoğlu, A., ve Taptık, Y. (1990). *Alaşımlar Ders Notu*. İTÜ, İstanbul.
2. Callister, W. D., and Rethwisch, D. G. (2011). *Materials science and engineering* (Vol. 5). NY: John Wiley and Sons.
3. Wang, D., Ni, D. R., and Ma, Z. Y. (2008). Effect of pre-strain and two-step aging on microstructure and stress corrosion cracking of 7050 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 494(1-2), 360-366.
4. Akdoğan Eker A. (2008), *Alüminyum ve Alaşımları Ders Notu*, Y.T.Ü., İstanbul.
5. Askeland, D. R. (1998). *Malzeme bilimi ve mühendislik malzemeleri*, (Çev: Erdoğan, M.), Nobel Yayın Dağıtım, 1: 1-348.
6. Brook, G. B. (1998). *Smithells light metals handbook*. Elsevier.
7. Novikov, İ.İ. *Metallerin Isıl İşlem Teorisi* (çev. Prof.Dr. Galip, S.). Nobel Yayınları No 349. ( Eserin orijinali 2012’de yayımlandı), 24, 266-270.
8. Maeno, T., Mori, K. I., & Yachi, R. (2017). Hot stamping of high-strength aluminium alloy aircraft parts using quick heating. *CIRP Annals*, 66(1), 269-272.
9. Guleryuz K, Kacak R, (2011). *Deformasyon Yaşlanmasının AA7075 Alüminyum Alaşımının Mekanik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi*, 6th International Advanced Technologies Symposium, Elazığ, Turkey.
10. Yılmaz, M., (2003). *Alüminyum Sektöründe Yeni Kullanım Sahaları*, II. Alüminyum Sempozyumu ve Sergisi, Seydişehir, Konya, Türkiye.
11. Dünder, M., (2003). *Alüminyumun Yaygın Kullanımı İçin Potansiyel Uygulamalar*, II. Alüminyum Sempozyumu ve Sergisi, Seydişehir, Konya, Türkiye.
12. International Aluminium Institute.(2016). *Aluminium: Flexible and Light Towards Sustainable Cities*. Nottingham / London, 2016. 46-56.
13. Oğuz, B. (1990). *Demir dışı metallerin kaynağı*, İstanbul: Oerlikon Yayınevi.
14. Özyürek, D., Yılmaz, R. and Kibar, E. (2012). The effect of retrogression parameters in RRA treatment on tensile of 7075 aluminium alloys. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 27(1), 193-203.
15. Wilm, F. G. A. (1907). U.S. Patent No. 868,383. Washington, DC: U.S. Patent and Trademark Office.
16. Geçkinli, E., (2002), *Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemi*, 2. Isıl İşlem Sempozyumu, İTÜ, İstanbul.

17. Özer, H.H., (2004). *7075 Alaşımında Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma Isıl İşlemi Sonucu Mekanik Özelliklerin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
18. Baydoğan, M., (2003). *Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma Uygulanmış 2014 ve 7075 Kalite Alüminyum Alaşımının Mekanik ve Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
19. Clark Jr, R., Coughran, B., Traina, I., Hernandez, A., Scheck, T., Etuk, C., ... & Es-Said, O. S. (2005). On the correlation of mechanical and physical properties of 7075-T6 Al alloy. *Engineering Failure Analysis*, 12(4), 520-526.
20. Demirci, A. H. (2004). *Malzeme bilgisi ve muayenesi:-seçilmiş temel kavramlar ve endüstriyel uygulamalar*. Bursa, Alfa.
21. Löffler, H., Kovacs, I., & Lendvai, J. (1983). Decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 18(8), 2215-2240.
22. Inoue, H., Sato, T., Kojima, Y., & Takahashi, T. (1981). The temperature limit for GP zone formation in an Al-Zn-Mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 12(8), 1429-1434.
23. Gjønnes, J., & Simensen, C. J. (1970). An electron microscope investigation of the microstructure in an aluminium-zinc-magnesium alloy. *Acta Metallurgica*, 18(8), 881-890.
24. Lorimer, G. W., & Nicholson, R. B. (1966). Further results on the nucleation of precipitates in the Al- Zn- Mg system. *Acta Metallurgica*, 14(8), 1009-1013.
25. Park, J. K., & Ardell, A. J. (1983). Microstructures of the commercial 7075 Al alloy in the T651 and T7 tempers. *Metallurgical Transactions A*, 14(10), 1957-1965.
26. Yang, J. G., & Ou, B. L. (2001). Influence of microstructure on the mechanical properties and stress corrosion susceptibility of 7050 Al-alloy. *Scandinavian journal of metallurgy*, 30(3), 158-167.
27. Ringer, S. P., & Hono, K. (2000). Microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys: atom probe field-ion microscopy and transmission electron microscopy studies. *Materials characterization*, 44(1-2), 101-131.
28. Raghavan, M. (1980). Microanalysis of precipitate free zones (PFZ) in Al-Zn-Mg and Cu-Ni-Nb alloys. *Metallurgical Transactions A*, 11(6), 993-999.
29. Kaya, I. (2005). *Al 7075 Alaşımının Şekillenme ve Isıl İşlem Özelliklerinin İşlem Özelliklerinin İyileştirilmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

30. Kibar, E. (2010). *7075 Alüminyum Alaşımına Uygulanan RRA Isıl İşlemlerinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi*. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya.
31. Rashidi, A. (2015). *Retrogresyon Ve Yeniden Yaşlandırma (rra) Uygulanmış 7075 Alaşımının Şekillendirilebilirlik Parametrelerine Ara Deformasyon İşleminin Etkisi* (Doctoral dissertation, Fen Bilimleri Enstitüsü). İstanbul
32. Askeland, D. R., Phulé, P. P., Wright, W. J., & Bhattacharya, D. K. (2003). *The science and engineering of materials*.
33. Cina, B. M., and Gan, R. (1974). *Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking*. US patent, 3856584.
34. Sha, G., and Cerezo, A. (2004). Early-stage precipitation in Al–Zn–Mg–Cu alloy (7050). *Acta Materialia*, 52(15), 4503-4516.
35. Chung, T. F., Yang, Y. L., Huang, B. M., Shi, Z., Lin, J., Ohmura, T., and Yang, J. R. (2018). Transmission electron microscopy investigation of separated nucleation and in-situ nucleation in AA7050 aluminium alloy. *Acta Materialia*, 149, 377-387.
36. Bendo, A., Matsuda, K., Lee, S., Nishimura, K., Nunomura, N., Toda, H., and Gao, H. (2018). Atomic scale HAADF-STEM study of  $\eta'$  and  $\eta$  1 phases in peak-aged Al–Zn–Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 53(6), 4598-4611.
37. Degischer H., Lacom W., Zahra A., Zahra C., Decomposition processes in an Al- 5%Zn- 1%Mg alloy, PartII: Electromicroscopic Invest. *Z. Metallk.* 71 (1980) 231-238.
38. Sha, G., Wang, Y. B., Liao, X. Z., Duan, Z. C., Ringer, S. P., and Langdon, T. G. (2009). Influence of equal-channel angular pressing on precipitation in an Al–Zn–Mg–Cu alloy. *Acta Materialia*, 57(10), 3123-3132.
39. Dixit, M., Mishra, R. S., and Sankaran, K. K. (2008). Structure–property correlations in Al 7050 and Al 7055 high-strength aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 478(1-2), 163-172.
40. Oliveira Jr, A. F., De Barros, M. C., Cardoso, K. R., and 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.
41. Khalfallah, A., Raho, A. A., Amzert, S., and Djemli, A. (2019). Precipitation kinetics of GP zones, metastable  $\eta'$  phase and equilibrium  $\eta$  phase in Al– 5.46 wt.% Zn– 1.67 wt.% Mg alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 29(2), 233-241.
42. Chung, T. F., Yang, Y. L., Shiojiri, M., Hsiao, C. N., Li, W. C., Tsao, C. S., ... and Yang, J. R. (2019). An atomic scale structural investigation of nanometre-sized  $\eta$  precipitates in the 7050 aluminium alloy. *Acta Materialia*, 174, 351-368.

43. Karaaslan, A., Kaya, I., ve Atapek, H. (2007). Effect of aging temperature and of retrogression treatment time on the microstructure and mechanical properties of alloy AA 7075. *Metal Science and Heat Treatment*, 49(9-10), 443-447.
44. Prabhuraj, P., Rajakumar, S., and Balasubramanian, V. (2018). Optimising salt fog corrosion parameters to minimising the corrosion rate of AA7075-T651 alloy. *Materials Today: Proceedings*, 5(6), 14573-14582.
45. Li, Z., Xiong, B., Zhang, Y., Zhu, B., Wang, F., and 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.
46. Joshi, T. C., Prakash, U., and Dabhade, V. V. (2015). Microstructural development during hot forging of Al 7075 powder. *Journal of Alloys and Compounds*, 639, 123-130.
47. Gokhan, O., ve Karaaslan, A. (2017). Properties of AA7075 aluminum alloy in aging and retrogression and reaging process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 27(11), 2357-2362.
48. Jung, S. H., Lee, J., and Kawasaki, M. (2018). Effects of Pre-Strain on the aging behavior of Al 7075 alloy for hot-stamping capability. *Metals*, 8(2), 137.
49. Viana F, Pinto A, Santos H, Lopes A. (1999). Retrogression and re-ageing of 7075 aluminium alloy: microstructural characterization. *J Mater Process Technol*;92:54–9.
50. Chen, S., Chen, K., Peng, G., Jia, L., and Dong, P. (2012). Effect of heat treatment on strength, exfoliation corrosion and electrochemical behavior of 7085 aluminum alloy. *Materials & Design*, 35, 93-98.
51. Danh, N. C., Rajan, K., and Wallace, W. (1983). A TEM study of microstructural changes during retrogression and reaging in 7075 aluminum. *Metallurgical Transactions A*, 14(9), 1843-1850.
52. Hornbogen, E. (2001). Hundred years of precipitation hardening. *Journal of Light Metals*, 1(2), 127-132.
53. Quan, G. Z., Mao, Y. P., Li, G. S., Lv, W. Q., Wang, Y., and Zhou, J. (2012). A characterization for the dynamic recrystallization kinetics of as-extruded 7075 aluminum alloy based on true stress–strain curves. *Computational Materials Science*, 55, 65-72.
54. Jenab, A., and Taheri, A. K. (2014). Experimental investigation of the hot deformation behavior of AA7075: Development and comparison of flow localization parameter and dynamic material model processing maps. *International Journal of Mechanical Sciences*, 78, 97-105.

55. Junzhou C., Liang Z. and Shoujie “Investigation of precipitation behavior and related hardening in AA 7055 aluminum alloy”, *Materials Science and Engineering*, 1 34-32 (2009).
56. Gündüz, S., and Kaçar, R. (2008). Strengthening of 6063 aluminium alloy by strain ageing. *Kovove Mater*, 46, 345-350.
57. Tanner, D. A., and Robinson, J. S. (2004). Effect of precipitation during quenching on the mechanical properties of the aluminium alloy 7010 in the W-temper. *Journal of Materials Processing Technology*, 153, 998-1004.
58. Ferrer, C. P. (2001). *Optimizing the Strength and SCC Resistance of Aluminum Alloys used for Refurbishing Aging Aircraft*. Naval Academy Annapolis Md.
59. Higgins, R. A. (1994). *The properties of engineering materials*. Industrial Press Inc..
60. Nowill C. (2007)., “*Investigation Of The Quench And Heating Rate Sensitivities Of Selected 7000 Series Aluminum Alloys*”, A Thesis Submitted to Master of Science, Worcester Polytechnic Institute, 1-65



## ÖZGEÇMİŞ

### Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ALTUNTAŞ, Gözde  
 Uyuğu : T.C.  
 Doğum tarihi ve yeri : 11.04.1993, Kdz. Ereğli  
 Medeni hali : Evli  
 e-mail : gozdeaksoy1@outlook.com



### Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Yüksek Lisans	Gazi Üniversitesi/ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Devam ediyor
Lisans	Gazi Üniversitesi/ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	2015
Lise	Kdz. Ereğli Anadolu Lisesi	2011

### İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2017-Halen	Pi Makine	Satın Alma Uzmanı
2015-2017	Font Döküm	Metalurji ve Malzeme Mühendisi

### Yabancı Dil

İngilizce

### Yayımlar

#### Bilimsel Toplantı Kongre- Konferans, Sempozyum, Kongre, Panel vb. Görev

1. Gözde Altuntaş, Onur Altuntaş, Bülent Bostan (Kasım 2019) *Al7075 - T651 Alaşımına Uygulanan RRA Isıl İşlemine Ön Deformasyon Miktarı Etkilerinin İncelenmesi* 2. Uluslararası Türk Dünyası Mühendislik ve Fen Bilimleri Kongresi, Antalya *Sözlü Sunum*

2. Gözde Altuntaş, Onur Altuntaş, Ahmet Güral, B.Bostan (Nisan 2018) *Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen AA2014-Al4C3 Metal Matriksli Kompozitlerin Mikroyapı-Sertlik İlişkisine Yaşlandırma Isıl İşleminin Etkilerinin Araştırılması* IV. International Symposium on Multidisciplinary Studies, Paris *Sözlü Sunum*



**Patent**

1.TPE 2019/18007 Başvuru Numaralı Ulusal Patent Başvurusu

**Proje**

1. Gazi Üniversitesi 07/2019-05 kodlu Bilimsel Araştırma Projesi “Al 7075 Alaşımına RRA Isıl İşlem ve Ön Deformasyon Etkilerinin İncelenmesi” Yürütücü: Prof Dr. Bülent BOSTAN, Araştırmacı: Gözde ALTUNTAŞ

**Hobiler**

Yüzme, Fotoğraf çekme





*GAZİ GELECEKTİR..*