

**T.C.  
SAKARYA UYGULAMALI BİLİMLER ÜNİVERSİTESİ  
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

**ALÜMİNYUM-7075 DÖVME ALAŞIMLARININ  
DÖKÜLEBİLMESİ VE T6 YAŞLANDIRMA ISIL İŞLEMİ İLE  
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Mehmet DEMİR**

**Enstitü Anabilim Dalı : İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı : Prof. Dr. Adem DEMİR**

**Temmuz 2020**

**T.C.**  
**SAKARYA UYGULAMALI BİLİMLER ÜNİVERSİTESİ**  
**LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

**AL-7075 DÖVME ALAŞIMLARININ DÖKÜLEBİLMESİ VE T6**  
**YAŞLANDIRMA ISIL İŞLEMİ İLE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN**  
**İYİLEŞTİRİLMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Mehmet DEMİR**

**Enstitü Anabilim Dalı : İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

**Bu tez 16/07/2020 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği ile kabul edilmiştir.**

<b>JÜRİ</b>	<b>BAŞARI DURUMU</b>
Jüri Başkanı: Prof. Dr. Adem DEMİR	BAŞARILI
Üye: Doç. Dr. Faruk VAROL	BAŞARILI
Üye: Doç. Dr. Ömer SAVAŞ	BAŞARILI

## **BEYAN**

Tez içindeki tüm verilerin akademik kurallar çerçevesinde tarafımdan elde edildiğini, görsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uygun şekilde sunulduğunu, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunduğunu, tezde yer alan verilerin bu üniversite veya başka bir üniversitede herhangi bir tez çalışmasında kullanılmadığını beyan ederim.

Mehmet Demir

16/07/2020

## TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim boyunca değerli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, aynı titizlikte beni yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. Adem DEMİR'e teşekkürlerimi sunarım.

Her zaman yanımda olan maddi ve manevi desteğini hiçbir zaman esirgemeyen, canım annem, canım babam ve sevgili kardeşlerime teşekkür eder, sonsuz sevgi ve saygı ile tüm hürmetlerimi sunarım.

Tez çalışması boyunca teknik desteğini esirgemeyen doktora öğrencisi Yunus Emre ANTİKA'ya en içten duygularıyla teşekkür ederim.

Atölye olanakları konusunda yardımlarını esirgemeyen TÜVASAŞ A.Ő ve mekanik testler laboratuvarı çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca tez çalışmalarım sırasında destek ve yardımlarını esirgemeyen Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi ve Sakarya Üniversitesi laboratuvar çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

# İÇİNDEKİLER

BEYAN.....	iii
TEŞEKKÜR .....	i
İÇİNDEKİLER .....	ii
KISALTMALAR .....	iv
SİMGELER .....	v
TABLOLAR LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	vii
ÖZET.....	ix
SUMMARY .....	x

<b>BÖLÜM 1.</b>	
<b>GİRİŞ .....</b>	<b>1</b>

<b>BÖLÜM 2.</b>	
<b>LİTERATÜR İNCELEMESİ .....</b>	<b>4</b>
2.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları.....	4
2.2 Alüminyum Alaşımlarının Özellikleri .....	7
2.2. 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımları .....	10
2.2.1. Çinko-magnezyum .....	10
2.2.2. Çinko-magnezyum-bakır .....	11
2.2.3. 7075 serisi alüminyum .....	12
2.3. Alüminyum Alaşımlarında Isıl İşlem .....	14
2.3.1. Isıl İşlem Prosesi .....	17
2.3.2. Çözelti ısıl işlem.....	19
2.3.3. Su verme .....	20
2.3.4. Yaşlandırma .....	20
2.4. Alüminyum Alaşımlarında Sıcak Yırtılma .....	21
2.4.1. Sıcak yırtılma değişkenleri.....	25
2.4.1.1. Alaşım kimyasının etkileri .....	25
2.4.1.2. Tane boyutunun ve morfolojisinin sıcak yırtılmaya etkileri .....	26
2.4.1.3. Kalıp sıcaklığı .....	28

<b>BÖLÜM 3.</b>	
<b>DENEYSEL METODLAR.....</b>	<b>30</b>
3.1. Deneysel Malzeme .....	30
3.2. Hurdaların Ergitilme İşlemi .....	30
3.3. Tane İnceltme İşlemi .....	31

3.4. Gaz Giderme İşlemi .....	31
3.5. Arşimed Prensibi İle Yoğunluk Ölçümü .....	32
3.6. Kalıp Tasarımı ve İmalatı .....	32
3.7. Isıl İşlem .....	33
3.8. Metalografik İnceleme .....	34
3.8.1. Optik mikroskop .....	34
3.8.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) .....	35
3.8.3. X ışını kırınımı (XRD) .....	35
3.8.4. Spektral analiz yöntemi .....	36
3.9. Mekanik Testler .....	37
3.9.1. Çekme testi .....	37
3.9.2. Sertlik testi .....	38

#### **BÖLÜM 4.**

<b>SONUÇLAR VE İRDELEME .....</b>	<b>40</b>
4.1. Alaşım Seçimi .....	40
4.2. Ergitme ve Döküm Şartlarının Optimizasyonu .....	41
4.2.1. Sıvı alüminyumda gaz giderme ve düşürülmüş basınç test sonuçları .....	42
4.3. Metalografik İnceleme .....	44
4.3.1. Döküm numunelerin optik mikroskop ile incelemesi .....	44
4.3.2. Döküm numunelerin SEM ve EDS analizi .....	49
4.4. XRD Analizi .....	52
4.5. AA7075 Döküm Alaşımının Bileşim Yoğunluk ve Isıl İşlem Davranışları ...	53
4.6. Çekme Testi Kalıbı .....	60
4.7. AA7075 Ekstrude Dövme Alaşımın Isıl İşlem Davranışları .....	65
4.8. Döküm AA7075 Alaşımının Isıl İşlem Davranışları .....	68

#### **BÖLÜM 5.**

<b>GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER .....</b>	<b>77</b>
---	-----------

<b>KAYNAKLAR .....</b>	<b>79</b>
<b>ÖZGEÇMİŞ .....</b>	<b>83</b>

## KISALTMALAR

BCC	: Hacim Merkezli Kübik
CNC	: Bilgisayar Sayımlı Yönetim
CSC	: Çatlak Duyarlılık Kriteri
EC	: Elektrik İletkeni
EDS	: Elektro Dağılım Spektrometresi
GISS	: Gaz Kaynaklı Yarı-Katı
GP	: Gunnier Preston
NDT	: Tahribatsız Muayene Teknikleri
RPT	: Düşürülmüş Basınç Testi
SCC	: Gerinim Korozyon atlamaşı
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
XRD	: X-Ray Difraktometresi

## SİMGELER

°C	: Santigrat Derece
AA	: Alüminyum Alaşım
Al	: Alüminyum
B	: Bor
Cr	: Krom
cm	: Santimetre
Cu	: Bakır
Fe	: Demir
g	: Gram
HV	: Vickers Sertlik
ksi	: Kir Per Square İnc
Mg	: Magnezyum
MPa	: Megapascal
µm	: Mikrometre
nm	: Nanometre
Ti	: Titanyum
Si	: Silisyum
Zn	: Çinko



## TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1 : 7075 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi [1]. .....	13
Tablo 2.2 : Çeşitli ısı işlemlere göre 7075 alüminyum alaşımının mekanik özellikleri [1]. .....	14
Tablo 2.3 : Temel temper gösterimleri [25]. .....	15
Tablo 2.4 : Alüminyum alaşımlarının ısı işlem yanıtlarına göre sınıflandırılması [26]. .....	18
Tablo 3.1 : Deneysel çalışmalarda ergitilerek kullanılan hurda parçaların spektral analiz sonucu .....	30
Tablo 4.1 : RPT döküm numunelerinde yoğunluk değişimi .....	43
Tablo 4.2 : Döküm numunelerin ısı işlem kodlaması. ....	54
Tablo 4.3 : Döküm numunelerin spektral-analiz sonuçları. ....	55
Tablo 4.4 : Döküm yoğunlukları ve yaşlandırma ısı işlemi sonucu sertlik artışı. ....	57

## ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1 : Alaşım ilavelerinin, sıcaklığın bir fonksiyonu olarak (ağırlıkça %) çözünürlüğü. ....	5
Şekil 2.2 : Esas alüminyum alaşımları. ....	6
Şekil 2.3 : Fazla magnezyumlu $MgZn_2$ ve $MgZn_2$ 'nin işlenmiş % 95 Al'un çekme mukavemeti üzerindeki etkisi; 470 ° C'den soğuk suda söndürüldü. ....	10
Şekil 2.4 : Çinkonun % 1.5 Cu ve % 1 ve % 3 Mg içeren alüminyum alaşımı üzerindeki etkisi; 460 ° C'de çözeltiye alınmış. Tüm örnekler soğuk suda soğutulmuş, 135 ° C'de 12 saat bekletildi. ....	11
Şekil 2.5 : Alüminyum alaşımlarının yaşlandırma süreçleri. ....	19
Şekil 2.6 : Bir interdendritik sıvı film konseptine dayanan sıcak yırtılma oluşumu. .	22
Şekil 2.7 : Al – Zn – Mg– (Cu) alaşımlarının (a) Cu içermeyen ve (b) % 0.5 Cu ile sıcak yırtılma diyagramları. ....	23
Şekil 2.8 : 6061 alaşımı için döküm çubukların sıcak nokta alanındaki mikroyapısal özellikleri gösteren optik mikrograflar; (a)% 0.001 Ti, (b)% 0.005 Ti, (c)% 0.01 Ti ve (d)% 0.05 Ti. ....	27
Şekil 3.1 : Elektrik rezistanslı ergitme fırını. ....	31
Şekil 3.2 : Azot veya argon gazı ile sıvı alüminyumda hidrojen giderme. ....	32
Şekil 3.3 : Çözelti ve yapay yaşlandırma için ısıl işlem fırını. ....	34
Şekil 3.4 : Carl Zeiss Axio Lab A1 optik mikroskop. ....	35
Şekil 3.5 : Rigaku XRD-6000 cihazı. ....	36
Şekil 3.6 : S7 METAL LAB Plus metal analiz spektrometre cihazı. ....	37
Şekil 3.7 : DIN 50125 Type A standartı çekme testi numunesi. ....	37
Şekil 3.8 : DIN 50125 Type B standartı çekme testi numunesi. ....	38
Şekil 3.9 : QNESS 750M sertlik testi cihazı. ....	39
Şekil 4.1 : Gaz giderilmiş AA 7075 döküm numunelerin farklı büyütme optik görüntüleri a) Isıl işlem öncesi döküm b) Isıl işlem sonrası döküm. ....	46
Şekil 4.2 : Döküm ve döküm sonrası ısıl işlem görmüş numunelerde segregasyon değişiminin dağlamaya etkisinin şematik gösterimi. ....	47
Şekil 4.3 : Gaz giderilmiş AA 7075 döküm numunelerin dağlanmış farklı büyütme optik görüntüleri a) Isıl işlem öncesi döküm b) Isıl işlem sonrası döküm. ....	48
Şekil 4.4 : Döküm numunenin ısıl işlem öncesi SEM/EDS analizi. ....	50
Şekil 4.5 : Döküm numunenin ısıl işlem sonrası SEM/EDS analizi. ....	51
Şekil 4.6 : Isıl işlem görmüş döküm numunenin AA7075 malzemenin XRD sonuçları. ....	53
Şekil 4.7 : Isıl işlem sonrası sertlik değerleri (HV10). ....	58
Şekil 4.8 : Ekstrüzyon numunelerinin 125°C de farklı sürelerde yaşlandırma sertlik değerleri. ....	60
Şekil 4.9 : Kalıp sıcaklığı 200°C olan kalıp tasarımını başarısız döküm simülasyonu. ....	62

Şekil 4.10 : Kalıp sıcaklığı 200 °C döküm sıcaklığı 700 °C olan kalıp sisteminin döküm sonrası simülatif olarak sıcaklık sonucu. ....	63
Şekil 4.11 : Döküm sonrası çekinti boşlukları. ....	63
Şekil 4.12 : 125°C yapay yaşlandırma ısıl işlem görmüş ekstrude AA7075 alaşımının çekme testi sonuçları. ....	65
Şekil 4.13 : 138 °C yapay yaşlandırma ısıl işlemi görmüş ekstrude AA7075 alaşımının çekme testi sonuçları. ....	67
Şekil 4.14 : Döküm numunenin ısıl işlem öncesi çekme testi sonuçları.....	69
Şekil 4.15 : 470 °C’de çözeltilme alma 125 °C’de yaşlandırma ısıl işlemi sonucu numune 625’in çekme gerilmesi sonuçları.....	71
Şekil 4.16 : Homojenleştirilmiş ve 625 ısıl işlemi uygulanmış çekme numunelerinin sonuçları. ....	73
Şekil 4.17 : 750 °C’de dökülmüş 625 prosesinde 470 °C çözeltilme alma 125 °C yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış çekme numunelerinin sonuçları.....	74
Şekil 4.18 : 610 prosesinde 470 °C çözeltilme alma 138 °C yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış çekme numunelerinin sonuçları.....	75
Şekil 4.19 : 620 prosesinde 470 °C çözeltilme alma 138 °C yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış çekme numunelerinin sonuçları.....	75

# ALÜMİNYUM-7075 DÖVME ALAŞIMLARININ DÖKÜLEBİLMESİ VE T6 YAŞLANDIRMA ISIL İŞLEMİ İLE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ

## ÖZET

AA7075 dövme alüminyum alaşımları havacılıkta ve otomotiv sanayisinde kullanılan düşük yoğunlukları, yüksek mukavemeti, iyi korozyon direnci özellikleri nedeniyle önemli bir hafif alaşımdır. Bu alaşımın endüstriyel kullanımı ve havacılık parçaları, sıcak haddelenmiş veya ekstrude blok parçalarından talaşlı imalat ile üretilmektedir. Bu şekilde bir imalat yöntemimi çok yüksek oranda alaşımın (% 80-85'i ) hurdaya ayrılmasına yol açmaktadır. Bu nedenle, bu çalışmada, doğrudan döküm yöntemiyle dövme alaşımın mekanik özelliklerine yakın parça üretimi hedeflemiş ve bunun için işleme sonucu hurdaya ayrılan 7075 parçalar ergitilerek yeniden kazanılmıştır. Kontrollü bir döküm için, uygun bir besleyici ve yolluk tasarlandı ve kalıcı yerçekimi döküm kalıbı (kokil kalıp) bu tasarıma göre imal edildi. Alaşımın ergitilmesinden sonra tane küçültme ve gaz giderme uygulandı ve önceden ısıtılmış küresel grafitli döküm kalıbı içine döküldü. Döküm sonrası kimyasal kompozisyonu incelemek için spektro analiz, numunelerin mekanik özelliklerini incelemek için çekme ve sertlik testleri yapıldı. Ayrıca, optik mikroskopi tekniği ile tane büyüklüğü ve morfolojisi incelendi. Isıl işlem den sonra numunelerin içindeki intermetaliklerin belirlenmesi için X-Işını Kırınım analizi (XRD), tane morfolojisini incelemek için Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) analizi ve segregasyon için EDS analizi yapıldı.

T6 yaşlandırma ısıl işlem şartları, RPT döküm numuneleri ile optimize edildi ve çekme çubuğu döküm numuneleri en iyi şartlarda uygulandı. Isıl işlem sonucunda, tane sınırında biriken alaşım elementleri, taneye alındı ve  $MgZn_2$  olarak çöktürüldü, böylece mukavemet arttırıldı. Isıl işlem görmüş numunelerde, döküm numunelere kıyasla sertlikte iki kat artış ve çekme mukavemetinde 3 kat artış gözlemlendi. AA7075 alaşımı ile yapılan döküm ve ısıl işlem çalışmaları sonucunda, dövme alaşım mukavemetinin yaklaşık % 90'ına ulaşılmıştır.

Döküm yoluyla parça üreterek, haddeleme, ekstrüzyon gibi dövme işlemleri ve talaşlı imalat işlemleri ortadan kalkmış ve işlemeden kaynaklı malzeme israfı önlenmiştir. Dahası, bu değerli AA 7075 alaşım hurdaları ergitme ve döküm yoluyla geri kazanılarak az bir işleme ile parça imalatı sağlanmıştır.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum, 7075, mikroyapı, T6 ısıl işlem, çökeltme sertleşmesi

# **CASTABILITY OF WROUGHT 7075 ALUMINUM ALLOYS AND IMPROVEMENT IN MECHANICAL PROPERTIES WITH T6 AGE HARDENING**

## **SUMMARY**

AA7075 forged aluminum alloys are an important light alloy due to their low density, high strength and good corrosion resistance properties used in aviation and automotive industry. Industrial and aviation parts of this alloy are produced by machining from hot rolled or extruded block pieces. Such manufacturing method leads to the scrapping of high rate alloy (80-85%). Therefore, in this study, it aimed to produce parts close to the mechanical properties of the forged alloy by direct casting method. In order to produce cast parts, scrapped 7075 pieces obtained from machining waste were melted and recycled. To obtain controlled casting, a suitable riser and runner were designed and the gravity die casting mold (permanent mold) was manufactured according to this design. After melting the alloy, grain refining and degassing was applied and poured into the preheated nodular cast iron mold. Spectral element analysis, tensile and hardness tests were carried out to examine the chemical and mechanical properties of the cast samples. In addition, average grain size of samples and etching effect on grain boundaries was observed by optical microscopy technique. After heat treatment, X-Ray Diffraction analysis (XRD) was carried out to determine intermetallics, Scanning Electron Microscope (SEM) analysis was performed to examine grain morphology and EDS analysis was carried out for segregation.

T6 aging heat treatments were optimized with RPT casting samples and the optimum conditions were applied to cast tensile test samples. As a result of heat treatment, the alloy elements accumulated in the grain boundary were taken into the grain and precipitated as  $MgZn_2$ , thereby increasing the strength. In heat treated samples, a two-fold increase in hardness and a 3-fold increase in tensile strength were observed compared to cast samples. As a result of the casting and heat treatment studies made with the AA7075 alloy, about 90% of the forged alloy strength has been reached.

By producing parts by direct casting, forging processes such as rolling, extrusion and machining processes have been eliminated and waste of material due to machining has been prevented. Moreover, these valuable AA 7075 alloy scraps were recycled through smelting and casting to produce parts with little machining.

**Key Words:** Aluminum, 7075, microstructure, T6 heat treatment, precipitation hardening

## BÖLÜM 1. GİRİŞ

Alüminyum ve alaşımları çeşitli döküm ve dövme şekillerde ve ısı işlem koşullarında kullanılır. 70 yılı aşkın bir süredir metal piyasasında demir ve çeliğin yanında yer almaktadır. Alüminyuma olan talep, onu çok yönlü mühendislik ve yapı malzemelerinden biri haline getiren eşsiz özellikleri sayesinde hızla büyümektedir [1,2].

Alüminyumun benzersiz özellikleri, hafifliği, yüksek mukavemeti ve korozyona karşı direnci geleneksel ve yeni uygulamalarda kullanım için ideal bir malzeme haline getirmiştir. Alüminyum, otomobil ve kamyon üretimi, yiyecek ve içeceklerin ambalajlanması, binaların inşası, elektrik iletimi, ulaşım altyapılarının geliştirilmesi, savunma ve havacılık ekipmanları üretimi, makine ve araçların üretiminde giderek daha önemli hale gelmiştir. Teknolojik olarak daha karmaşık ve ekolojik olarak sürdürülebilir ürünlere olan talep arttıkça, alüminyum için fırsatlar genişlemeye devam edecektir [3].

Alüminyumun özellikleri bir dereceye kadar saflığa bağlıdır. Bu, ticari saflıkta sıradan alüminyumdan süper saflıkta alüminyuma değişebilir. Özel amaçlar için alüminyum, yaklaşık % 99.99995'lik bir saflık değerine kadar saflaştırılabilir. Alüminyum, düşük yoğunluğu, 2,7 g / cm<sup>3</sup>, yüksek elektriksel ve termal iletkenliği ile bilinir. Metaller içerisinde atmosferik korozyona karşı çok dayanıklı olan elementlerdendir, oksit film tabakasının oluşumuna izin vermez. [4]. Alüminyum, Dünya'nın kabuğunda en bol bulunan üçüncü elementtir. Alüminyum, elementlerin periyodik tablosundaki 3. grubun kimyasal elementidir. Alüminyumun atom numarası 13'tür, atom ağırlığı değerleri <sup>12</sup>C'ye göre 26.9815 ve <sup>16</sup>O'a göre 26.98974'tür [5]. Alüminyum gümüş-beyaz bir renge sahiptir. Doğal izotopları yoktur. Yapay izotopları radyoaktif izotoplardır.

Saf alüminyum korozyona ticari olandan daha iyi dayanır. Bu yüzden alaşımları kaplamak için kullanılır. Alüminyum, ortam atmosferi de dahil olmak üzere bazı yaygın ortamlarda korozyona karşı dirençlidir. Yüzeyinde sürekli bir oksit filminin varlığı ile ilişkilendirilmiştir [6]. Alüminyumun standart elektrot potansiyeli, alüminyum

alaşımlarının çoğundan daha azdır. Bu nedenle bir koruyucu katodik tabaka oluşturarak metalin korunmasını sağlar. Bu film metalin daha fazla bozulmasını önler. Olağan koşullarda kalınlığı 5-20 nm'dir. Oksitin molekül hacmi, hacimce yaklaşık 1.3 kat daha fazladır [7].

Saf alüminyum ısı işlem görmeyen bir alaşımdır. Mukavemeti büyük ölçüde temel tavllanmış tavdan zorlanma ile geliştirdiği çeşitli saf alüminyum kaliteleri vardır. Bu yüzyılın başlarında piyasaya sürülen yüksek dereceli saf alüminyum, elektrik iletkenleri için kullanılmıştır. Bu işlenmiş malzeme EC (elektrik iletkeni) metal olarak bilinir, minimum % 99.45 alüminyum içeriğine sahiptir. Bu sınıftaki saf alüminyum da folyo için kullanılır ve 1145 alaşım olarak adlandırılır. Ticari olarak kullanılan çeşitli saf alüminyum kaliteleri tavllanmış durumda belirgin şekilde daha yüksek mukavemete sahiptir ve çeşitli gerinim sertleştirilmiş sıcaklıklarda kararlı özellikler geliştirilir [8].

Tüm saf metaller gibi alüminyum düşük bir mukavemete sahiptir ve deformasyona ve kırılmaya karşı direncin gerekli olduğu uygulamalarda kolayca kullanılamaz. Bu nedenle, öncelikle mukavemeti artırmak için alüminyuma başka elementler eklenir. Tipik çekme mukavemetleri 1199-0 folyo için 45 MPa (6,5 ksi) ile 7055-T77 ekstrüde ürünler için yaklaşık 600 MPa (85 ksi) arasında değişir. Düşük mukavemet ile birlikte yüksek mukavemet, özel mukavemetin (mukavemet / yoğunluk oranı) önemli bir tasarım düşüncesi olduğu uygulamalarda alüminyum alaşımlarını cazip hale getirmiştir. Yapısal kullanım için, korozyon direnci, süneklik, tokluk vb. özellikler için minimum gereksinimleri karşılayan en yüksek mukavemetli alaşım genellikle seçilir. Bu nedenle, en öncelikli alaşım özelliği mukavemet değeridir [9].

Alüminyum alaşımlarının özellikleri, katılaştırma, ısı işlemler ve (dövme ürünler için) deformasyon işleme sırasında geliştirilen kimyasal bileşimin karmaşık mikro etkileşime ve mikroyapısal özelliklere bağlıdır. Her ne kadar saf alüminyum, bir alüminyum oksit filminin varlığı nedeniyle korozyona karşı çok dirençli olmasına rağmen, artan alaşım içeriği ile birlikte korozyon direnci genellikle azalır, bu nedenle yüksek alaşımlı malzemelerin korozyon direncini iyileştirmek için temperler geliştirilmiştir [9].

Alaşım elementleri alüminyum alaşımlarının özelliklerini çeşitli şekillerde etkiler. İkinci fazın sert, sünek olmayan partikülleri oluşursa, güçlü bariyerler üretilir. Kenar

dislokasyonları bu tür parçacıklar tarafından itilir ve sarmal dislokasyonlar onları atlamakta zorlanır. Katı çözeltilerinde bile, sarmal dislokasyonların çapraz kayma kolaylığı önemli ölçüde etkilenir ve katı çözeltiler mukavetlendirmesine katkıda bulunur. Dislokasyon hareketinin önünde güçlü engeller oluşturan parçacıkların varlığı deformasyon sertleştirme oranlarını da etkiler. İkinci bir fazın parçacıkları mevcut olduğunda, gerilim-gerinim eğrilerinin eğimleri belirgin şekilde artar [9].

Alüminyum alaşımlarını iki ana kategoriye ayırmak uygundur: Dövme kompozisyonlar ve döküm kompozisyonlar. Her kategori için başka bir farklılaşma, temel özellik geliştirme mekanizmasına dayanmaktadır. Pek çok alaşım, faz çözünürlüklerine dayalı olarak ısı işleme cevap verirler. Bu işlemler arasında, çözeltiler ısı işleme, suda soğutma ve çökeltme veya yaşlandırma, sertleşme sayılabilir. Döküm veya dövme alaşımları için, bu alaşımlar ısı işleme yapılabilir olarak tanımlanmaktadır. Çok sayıda başka işlenmiş bileşim, mekanik indirgeme yoluyla yapılan sertleştirme işlemine, genellikle nitelik geliştirme için çeşitli tavlama prosedürleriyle birlikte kullanılır. Bazı döküm alaşımları esasen ısı işleme görmezler ve sadece çözeltiler veya çökeltme etkileri ile ilgili olmayan döküm halinde veya ısı olarak değiştirilmiş koşullarda kullanılırlar [10].

Alüminyumun optimum özellikleri alaşım ilaveleri ve ısı işleme elde edilir. Bu, kayma hareketine müdahale eden ve mekanik özelliklerini geliştiren küçük sert çökeltmelerin oluşumunu teşvik eder [11,12]. Yapısal uygulamalar için en yaygın kullanılan alüminyum alaşımlarından biri, düşük yoğunluklu, yüksek mukavemetli, süneklik, tokluk ve yorulmaya karşı dayanıklılık gibi ilgi çekici kapsamlı özellikleri nedeniyle 7075 Al alaşımıdır. Hava taşıtı yapısal parçalarında ve diğer yüksek stresli yapısal uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır [13,14].

Endüstriyel uygulamalarda alüminyum kullanımı gün geçtikçe artmaktadır. Alüminyum, düşük yoğunluk değerleri ve birçok endüstriyel uygulama için yeterli mekanik özellikleri nedeniyle dikkat çekmektedir. 7075, diğer alüminyum alaşımlarından nispeten daha yüksek mekanik özelliklere sahip alüminyum alaşımlarından biridir. Ekstrüde 7075-T6, 7075 alüminyum alaşımı için döküm veya dövme gibi diğer alternatif üretim yöntemlerinden daha yüksek mekanik özellikler verir [9,15].



## BÖLÜM 2. LİTERATÜR İNCELEMESİ

### 2.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

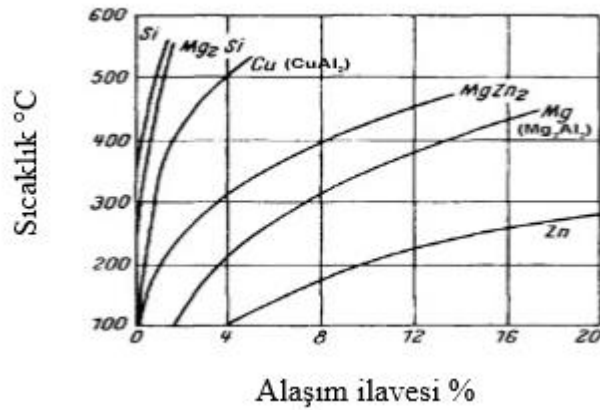
Alüminyum ve alaşımları tarafından sağlanan benzersiz özellik kombinasyonları, alüminyumu, yumuşak, son derece sarımlı sarma folyosundan en zorlu mühendislik uygulamalarına kadar geniş bir kullanım yelpazesi için en çok yönlü, ekonomik ve talebi yüksek metalik malzemelerden biri haline getirir. Alüminyum alaşımları sadece yapısal metal olarak kullanılan çeliklerden sonra ikincidir.

Alüminyumun yaygın bir şekilde kullanılmasını sağlayan özellikleri şöyle özetlenebilir:

- Alüminyum hafif; yoğunluğu çeliğin üçte biri kadardır.
- Alüminyum havaya, genel atmosferik gazlara ve çok çeşitli sıvılara karşı dayanıklıdır.
- Alüminyum, çok çeşitli gıda maddeleriyle temas halinde kullanılabilir.
- Alüminyum yüksek yansıtıcılığa sahiptir ve bu nedenle birçok dekoratif kullanım alanı bulur.
- Alüminyum alaşımları normal çelik konstrüksiyonun kuvvetine eşit veya hatta onu aşabilir.
- Alüminyum, şok yükleri altındaki yapılarda bir avantaj olan yüksek esnekliğe sahiptir.
- Alüminyum, karbon çelikler gibi kırılma eğiliminde olmadan tokluğunu çok düşük sıcaklıklara kadar tutar.
- Alüminyum kolayca işlenir ve formu oluşturulur; çok ince folyoya sarılabilir.
- Alüminyum, bakır gibi elektriği hemen hemen aynı derecede iletir [16].

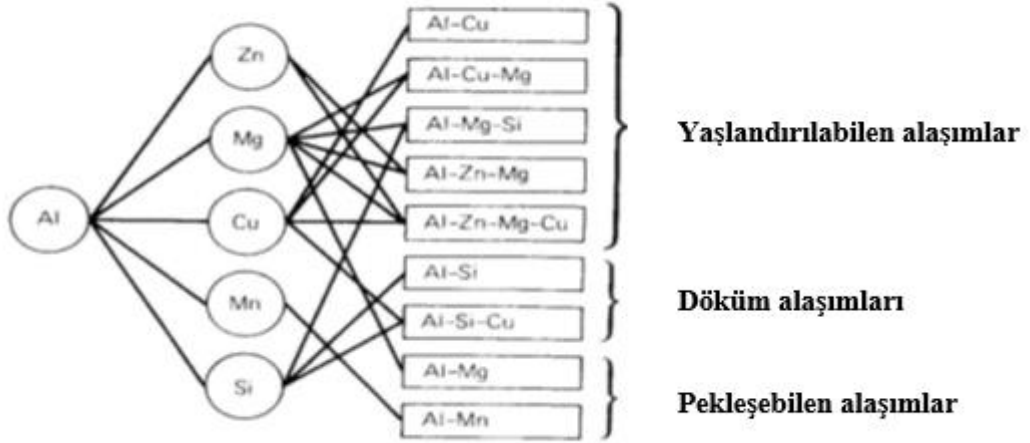
Katı halde alüminyuma % 100 oranda katı çözelti yapabilen hiçbir element bilinmemektedir. Tüm elementler arasında, çinko alüminyumda en yüksek katı çözünürlüğe sahiptir: maksimum % 66.4'tür. Çinkoya ek olarak, üç element gümüş, magnezyum ve lityum % 10'dan büyük katı çözünürlüğüne sahiptir. Galyum, germanyum, bakır ve silisyum, % 10'dan az, ancak % 1'den büyük maksimum çözünürlüğe sahiptir. Diğer tüm elementler daha az çözünürdür [17].

Alüminyum alaşımlarında maksimum katı çözünürlük ötektik, peritektik veya monotektik sıcaklıkta meydana gelir. Sıcaklığın azalmasıyla çözünürlük sınırları düşer. (Şekil 2.1). Yüksek sıcaklıklardaki değerli konsantrasyonlarından düşük sıcaklıklarda nispeten düşük konsantrasyonlara kadar olan bu azalma, çözelti ısıl işlemi ve müteakip çökeltme yaşlandırma işlemleri ile alüminyum alaşımlarının sertliğini ve mukavemetini önemli ölçüde arttırmanın temelini oluşturan temel özelliktir [17].



Şekil 2.1 : Alaşım ilavelerinin, sıcaklığın bir fonksiyonu olarak (ağırlıkça %) çözünürlüğü.

Ticari alüminyum alaşımlarında en yaygın olarak bulunan elementler, özellikle soğuk işlemden geçirme veya ısıl işlemle ısıl işlemle sertleşme ile birleştiğinde veya her ikisinde de artan mukavemet sağlamak için - bakır, magnezyum, manganez, silisyum ve çinkodur. Şekil 2.2, çeşitli kombinasyonlarda kullanılan bu elementlere dayanan ilke alüminyum alaşımlarını göstermektedir.



Şekil 2.2 : Esas alüminyum alaşımları.

Bir alaşım elementinin içeriği çözünürlük sınırını aştığında, alaşım elementi saf alaşım bileşeninden veya intermetalik bileşik fazdan oluşabilen ikinci faz mikroyapısal bileşenleri üretir. Birinci grupta silisyum, kalay ve berilyum bulunur. Diğer gruplara manganez ve krom dahildir [18].

Yarı mamul ürünlerin üretiminde, süper saflık, ticari saflık ve alaşımlar olmak üzere üç farklı tipte alüminyum kullanılır. Alaşımlar döküm veya dövme ürünleri imal etmek için kullanılır. Döküm için kullanılan alaşımlar, işlenmiş ürünler için kullanılanlardan daha fazla miktarda alaşım ilavesi içerir. Alaşım elementlerinin eklenmesi, işlenmiş alaşımların güçlendirilmesi ve döküm alaşımlarının dökülebilirliğinin artırılması etkisine sahiptir [16].

Bu nedenle, alüminyum alaşımlarını iki ana kategoriye ayırmak uygundur: döküm bileşimleri ve dövme bileşimleri. Her kategori için başka bir farklılaşma, özellik geliştirmenin temel mekanizmasına dayanmaktadır. Döküm ve dövme alaşımlı isimlendirmeler, en yaygın olarak tanınan Alüminyum Birliği tarafından geliştirilmiştir [18].

Dövme alüminyum ve dövme alüminyum alaşımlarını tanımlamak için dört basamaklı sayısal bir sistem kullanılır. İlk hane alaşım grubunu gösterir. Son iki hane alüminyum alaşımı tanımlar veya alüminyum saflığını gösterir. İkinci hane, orijinal alaşımdaki değişiklikleri veya katışıklık limitlerini gösterir [16].

- 1xxx: Öncelikle elektrik ve kimya endüstrisinde kullanılan kontrollü alaşımsız (saf) bileşim.
- 2xxx: Diğer elementler, özellikle de magnezyum belirtilse de, bakırın esas alaşım elementi olduğu alaşımlar. 2xxx serisi alaşımlar yüksek dayanımlarının (akma dayanımları 455 MPa veya 66 ksi) yüksek olduğu uçaklarda yaygın olarak kullanılır.
- 3xxx: Manganezin temel alaşım elementi olduğu alaşımlar, mimari uygulamalar ve çeşitli ürünler için genel amaçlı alaşımlar olarak kullanılır.
- 4xxx: Kaynak çubuklarında ve lehimleme sacında kullanılan, esas alaşım elementi olan silisyum alaşımları.
- 5xxx: Tekne gövdelerinde, gemi planlarında ve deniz ortamlarına maruz kalan diğer ürünlerde kullanılan magnezyumun temel alaşım elementi olduğu alaşımlar.
- 6xxx: Magnezyum ve silisyum genellikle mimari ekstrüzyon ve otomotiv parçaları için kullanılan temel alaşım elementleri olduğu alaşımlar.
- 7xxx: Uçağın yapısal bileşenlerinde ve diğer yüksek mukavemetli uygulamalarda kullanılan, çinkonun temel alaşım elementi olduğu bakır alaşımları (bakır, magnezyum, krom ve zirkonyum gibi diğer elementler de belirtilebilir). 7xxx serisi,  $\geq 500$  MPa ( $\geq 73$  ksi) akma dayanımına sahip en güçlü alüminyum alaşımlardır.
- 8xxx: Çeşitli kompozisyonları karakterize eden alaşımlar. 8xxx serisi alaşımları kayda değer miktarda kalay, lityum ve / veya demir içerebilir.
- 9xxx: Gelecekte kullanım için ayrılmıştır [16].

## 2.2 Alüminyum Alaşımlarının Özellikleri

1xxx serisi. % 99.00 veya daha yüksek saflıktaki alüminyum, özellikle elektrik ve kimyasal alanlarda birçok uygulamaya sahiptir. Bu alüminyum sınıfları mükemmel korozyon direnci, yüksek ısı ve elektrik iletkenliği, düşük mekanik özellikler ve mükemmel işlenebilirlik ile karakterize edilir. Gerilme sertliğinde orta dereceli artışlar, sertleşme sertleşmesi ile elde edilebilir [19].

2xxx Serisi. Bakır, 2xxx serisi alaşımlarda ana alaşım elementidir ve genellikle ikincil ilave olarak magnezyum içerir. Bu alaşımlar optimum özellikleri elde etmek için çözelti ısıı işlem gerektirir; çözelti ısıı işlem görmüş durumda, mekanik özellikler düşük karbonlu eliklerinkine benzer durumdadır. Bazı durumlarda, mekanik özellikleri daha da artırmak için çökeltme ısıı işlem (yaşlanma) kullanılır. Bu işlem akma dayanımını arttırsa da çekme dayanımı üzerindeki etkisi o kadar büyük değildir [19].

2xxx serisindeki alaşımlar diğer alüminyum alaşımların çoğunda olduğu gibi iyi korozyon direncine sahip değildir ve belirli koşullar altında tanecikler arasında korozyona maruz kalabilirler. Bu nedenle, tabaka formundaki bu alaşımlar genellikle yüksek saflıkta alüminyum, 6xxx serisinin magnezyum silisyum alaşımı veya % 1 Zn içeren bir alaşımla kaplanır. Her iki taraftaki toplam kalınlığın genellikle % 2 ila 5'i kadar olan kaplama, çekirdek malzemenin galvanik korunmasını sağlar ve böylece korozyona karşı direnci büyük ölçüde arttırır [19].

3xxx Serisi. Manganez, 3xxx serisi alaşımların ana alaşım elementidir. Bu alaşımlar genellikle ısıı işlem görmezler, ancak 1xxx serisi alaşımlardan % 20 daha fazla dayanıma sahiptirler. Alüminyuma yalnızca sınırlı bir oranda manganez (yaklaşık % 1.5'e kadar) etkili bir şekilde eklenebildiğinden, manganez, yalnızca birkaç alaşımda ana bir element olarak kullanılır. Bununla birlikte, bunlardan biri olan popüler 3003 alaşımı, iyi işlenebilirlik gerektiren orta sertlikteki uygulamalar için genel amaçlı bir alaşım olarak yaygın şekilde kullanılmaktadır [19].

4xxx Serisi. 4xxx serisi alaşımlardaki ana alaşım elemanı, kırılganlık yaratmadan ergime aralığının önemli ölçüde düşmesine neden olmak için yeterli miktarda (% 12'ye kadar) eklenebilen silisyumdur. Bu nedenle, alüminyum-silisyum alaşımları kaynak telinde ve alüminyum birleştirmek için lehim alaşımları olarak kullanılır, burada metalinkinden daha düşük bir ergime aralığı gerekir. Bu serideki alaşımların çoğu ısıı işlem görmez, ancak ısıı işlem görebilen alaşımların kaynak uygulamalarında kullanıldığında, ikincisinin alaşım bileşenlerinin bir kısmını alırlar ve bu nedenle ısıı işleme sınırlı bir şekilde cevap verirler. Kayda değer miktarda silisyum içeren alaşımlar, anodik oksit yüzeyleri uygulandığında ve dolayısıyla mimari uygulamalar için talep edildiğinde koyu griye dönmesine neden olur. Alaşım 4032, düşük bir termal genleşme katsayısına ve

yüksek aşınma direncine sahiptir; bu nedenle dövme motor pistonlarının üretimi için çok uygundur [19].

5xxx Serisi. 5xxx serisi alaşımlardaki ana alaşım elementi magnezyumdur. Ana alaşım elementi olarak veya manganez ile birlikte kullanıldığında, sonuç orta ila yüksek mukavemetli işlenebilir bir alaşımdır. Magnezyum, sertleştirici olarak manganezden önemli ölçüde daha etkilidir, yaklaşık % 0.8 Mg, % 1.25 Mn'ye eşittir ve oldukça yüksek miktarlarda ilave edilebilir. Bu serideki alaşımlar, iyi kaynak özelliklerine ve deniz ortamlarındaki korozyona karşı iyi dirence sahiptir [19].

6xxx Serisi. 6xxx serisindeki alaşımlar, yaklaşık olarak magnezyum silisitini ( $Mg_2Si$ ) oluşması için gereken oranlarda silisyum ve magnezyum içerir, böylece ısı işlem yapılabilir hale getirir. Çoğu 2xxx ve 7xxx alaşımları kadar güçlü olmasa da, 6xxx serisi alaşımlar iyi bir şekillendirilebilirlik, kaynaklanabilirlik, işlenebilirlik ve korozyon direncine sahiptir, orta güçtedir. Bu ısı işlem görmüş gruptaki alaşımlar T4 temperinde (çözelti ısı işlem görmüş, ancak çökeltme ısı işlem görmemiş) oluşturulabilir ve çökeltme ısı işlemiyle tam T6 özelliklerine şekillendirildikten sonra güçlendirilebilir [19].

7xxx Serisi. Çinko, % 1 ila 8 miktarında, 7xxx serisi alaşımlarda ana alaşım elementidir ve daha küçük bir magnezyum yüzdesiyle birleştirildiğinde, orta ila çok yüksek mukavemetli, ısı işlem görebilen alaşımlarla sonuçlanır. Genellikle bakır ve krom gibi diğer elementler küçük miktarlarda eklenir. Sodyum ilaveleri de özelliklerini geliştirir. 7xxx serisi alaşımlar, uçak gövdesi yapılarında, mobil ekipmanlarda ve diğer yüksek gerilmeli kısımlarda kullanılır [19].

Daha yüksek mukavemetli 7xxx alaşımları, gerilmeli korozyon çatlağına karşı daha düşük direnç gösterir ve daha iyi mukavemet, korozyon direnci ve kırılma tokluğu kombinasyonları sağlamak için genellikle kısa bir temperleme yapılır.

8xxx serisi alaşımlar çok çeşitli kimyasal bileşimler oluşturur. Örneğin, arttırılmış yüksek sıcaklık performansı, dispersiyon kuvvetlendirilmiş Al-Fe-Ce alaşımlarının (örneğin 8019) veya toz metalürjisi işlemesiyle yapılan Al-Fe-V-Si alaşımlarının (örneğin 8009) kullanılmasıyla elde edilir. Lityum içeren alaşımlarda daha düşük yoğunluk ve daha yüksek sertlik elde edilebilir (örn. 8090). Yağda sertleşebilen son alaşım, bazı uçak /

havacılık uygulamalarında (örneğin, helikopter bileşenleri) orta ila yüksek mukavemetli 2xxx ve 7xxx alaşımlarının yerini almıştır [19].

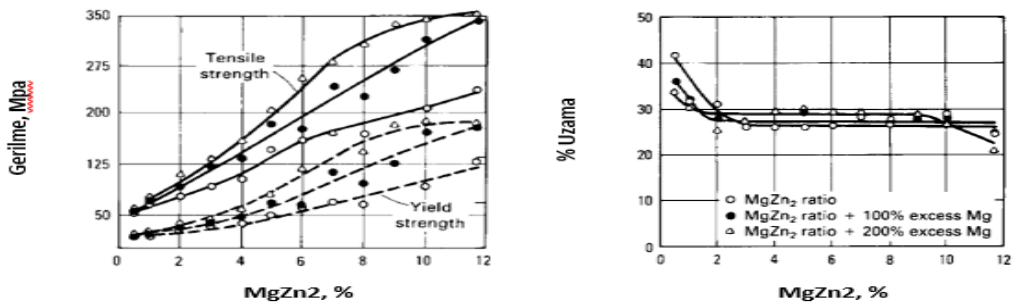
## 2.2. 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımları

Alüminyum-Çinko alaşımları uzun yıllardır bilinmektedir, ancak döküm alaşımlarının sıcak çatlaması ve dövme alaşımlarının korozyon çatlamasının baskılanması, kullanımlarını kısıtlamıştır. Başka elementler içeren alüminyum-çinko alaşımları, dövme alüminyum alaşımlarında en yüksek çekme özellikleri kombinasyonunu sunar. Yukarıda belirtilen sınırlamaların üstesinden gelme çabaları başarılı olmuştur ve bu alüminyum-çinko alaşımları ticari olarak artan oranda kullanılmaktadır. Alüminyumda çinko bulunması çözelti potansiyelini artırır, bu nedenle koruyucu giydirme (7072) ve harcanan anotlarda kullanılmasını sağlar.

### 2.2.1. Çinko-magnezyum

Alüminyum-çinko alaşımlarına magnezyumun eklenmesi, bu alaşım sisteminin, % 3 ila 7.5 Zn aralığında, mukavemet potansiyelini geliştirir. Magnezyum ve çinko, ikili alüminyum-çinko sisteminde meydana gelenden daha büyük bir ısıl işlem yanıtı üreten  $MgZn_2$ 'yi oluşturur (Şekil 2.3) [18].

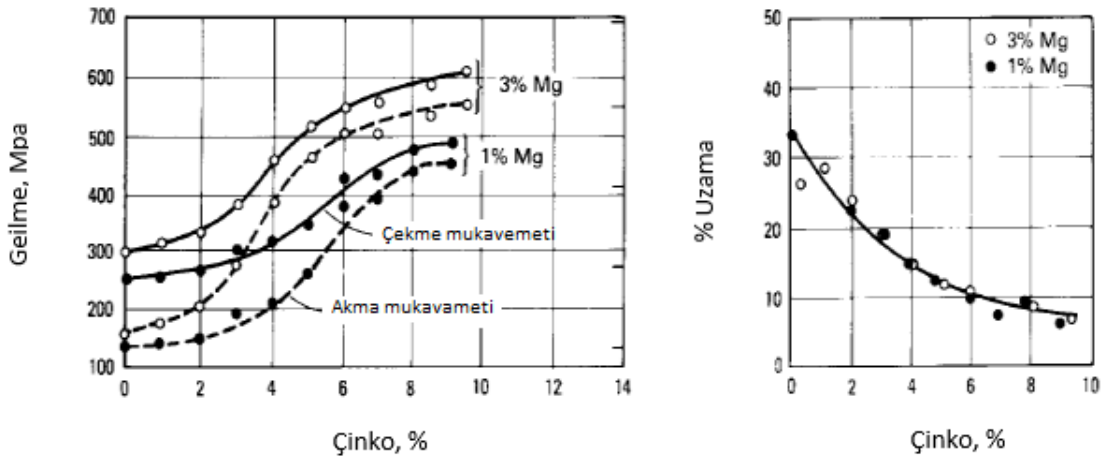
Negatif tarafta, hem çinko hem de magnezyum ilavesinin artması, alüminyumun genel korozyon direncini gerekli olduğu ölçüde azaltır. Bunu önlemek için mikroyapı, ısıl işlem ve bileşim üzerinde sıkı kontrolün sağlanması, gerilme korozyonuna ve ekfoliyasyon saldırılarına karşı yeterli direnç oluşturmalıdır.



Şekil 2.3 : Fazla magnezyumlu  $MgZn_2$  ve  $MgZn_2$ 'nin işlenmiş % 95 Al'un çekme mukavemeti üzerindeki etkisi; 470 ° C'den soğuk suda söndürüldü.

## 2.2.2. Çinko-magnezyum-bakır

Alüminyum çinko magnezyum sistemine bakırın eklenmesi, küçük ancak önemli miktarlarda krom ve manganez ile birlikte piyasada bulunan en yüksek dayanımlı alüminyum alaşımları ile sonuçlanır. Şekil 2.4'de gösterilmiştir [18]. Bu alaşım sisteminde çinko ve magnezyum yaşlanma sürecini kontrol eder. Bakırın etkisi, aşırı doyma derecesini artırarak ve belki de  $\text{CuMgAl}_2$  fazının çekirdeklenmesiyle yaşlanma oranını arttırmaktır. Bakır ayrıca ısıl işleme su verme hassasiyetini artırır. Genel olarak, bakır, alüminyum-çinko-magnezyum alaşımlarının genel korozyona karşı direncini azaltır, ancak gerilmeli korozyona karşı direnci de artırır. Krom ve zirkonyum gibi küçük alaşım ilavelerinin mekanik özellikler ve korozyon direnci üzerinde belirgin bir etkisi vardır [19].



Şekil 2.4 : Çinkonun % 1.5 Cu ve % 1 ve % 3 Mg içeren alüminyum alaşımı üzerindeki etkisi; 460 ° C'de çözültüye alınmış. Tüm örnekler soğuk suda soğutulmuş, 135 ° C'de 12 saat bekletildi.

Çinko. Bu element az katı çözültü güçlendirmesi veya alüminyuma soğuk işlem sertleştirilmesi sağlar. Ancak Al-Zn-Mg çöktürmeleri, 7xxx dövme alaşımları ve 7xx.x döküm alaşımları için temel sağlar. Ticari Al-Zn-Mg alaşımlarında ötektik ayrışma ile iki faz oluşabilir: altıgen  $\text{MgZn}_2$  ve hacim merkezli kübik (bcc)  $\text{Al}_2\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ . Çinko / magnezyum oranına bağlı olarak, bakır içermeyen alaşımlar, öncü metastabil fazlar  $\text{MgZn}_2$  veya  $\text{Al}_2\text{Mg}_2\text{Zn}_3$  ile güçlendirilir. Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında, Mg (Zn, Cu, Al)<sub>2</sub> oluşturmak üzere  $\text{MgZn}_2$ 'deki çinkonun bakır ve alüminyum ikamesi.  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  parçacıkları da bu alaşımlarda ötektik ayrışma ve katı-hal çöktürme ile oluşabilir.



7xxx dövme alaşımlar ve 7xx.x döküm alaşımları, çeşitli mukavemet seviyeleri geliştiren kombinasyonlarda magnezyum veya magnezyum artı bakır ile birlikte ana çinko ilavelerini içerir. Bakır içerenler en yüksek dayanıma sahiptir ve temel olarak 50 yıldan uzun bir süredir uçak uygulamalarında inşa malzemesi olarak kullanılmaktadır. Serinin bakır içermeyen alaşımları birçok istenen özelliğe sahiptir. Orta ile yüksek mukavemet, mükemmel tokluk ve iyi işlenebilirlik, ayrıca biçimlenebilirlik ve kaynaklanabilirliktir. Bu bakır içermeyen alaşımların kullanımı son yıllarda artmıştır ve şimdi otomotiv uygulamaları (tamponlar gibi), askeri araçlar için yapı elemanları ve zırh plakası ve diğer nakliye ekipmanlarının bileşenlerini içermektedir [18, 19].

7xxx dövme ve 7xx.x döküm alaşımları, çinko içerikleri nedeniyle, 1xxx dövme alüminyumlara ve diğer alüminyum alaşımlarına anodiktir. SCC (gerilmeli korozyon çatlama) na en duyarlı alüminyum alaşımları arasındadırlar. Ancak, uygun alaşımlı ve temper seçimi ve uygun tasarım, montaj ve uygulama önlemleri gözetilerek SCC'den kaçınılabılır.

Bakır içermeyen işlenmiş 7xxx alaşımlarının genel korozyon direnci, işlenmiş 3xxx, 5xxx ve 6xxx alaşımlarının korozyon direncine yaklaşmaktadır. 7xx.x serisinin, 7049, 7050, 7075 ve 7178 gibi bakır içeren alaşımları, aynı korozyona sahip bakır içermeyenlere göre genel korozyona karşı daha düşük direnç gösterir. Tüm 7xxx alaşımları, genel korozyona karşı 2xxx alaşımlarından daha dayanıklıdır, ancak diğer grupların dövme alaşımlarından daha az dayanıklıdır [19].

### **2.2.3. 7075 serisi alüminyum**

Yüksek yoğunluk / mukavemet özellikleri nedeniyle, alüminyum alaşımları havacılık ve uzay endüstrisinde oldukça geniş uygulama alanlarına sahiptir [20]. Son yıllarda yapılan çalışmalarda, yaşlanma ısıl işlemiyle AA7075 Al alaşımının mukavemetinin önemli ölçüde arttırılabileceği belirtilmektedir [21]. Ayrıca, bu alaşımın bir başka önemli özelliği, mekanik özelliklerinin önceden tahmin edilebilmesidir. Bu nedenle, hava çerçevelerinde ve havacılık endüstrisindeki uygulamalarda tercih sebebidir [22]. AA7075 alaşımı yaklaşık % 5.6 çinko (Zn) ve % 2.5 magnezyum (Mg) içerir. Bu iki alaşım elementi, yaşlanan ısıl işlem sonucunda yapı içinde  $MgZn_2$  intermetalik fazın oluşumu ile bu alaşımın mukavemetinde artışa neden olmaktadır. Öte yandan, alaşımın yapısı

içinde daha düşük oranlarda bulunan bakır (Cu), silisyum (Si) ve demir (Fe) gibi elementler, diğer bazı metaller arası yapıların oluşumuyla da gücünü artırır [23]. T6 temper sıcaklığı AA7075 alaşımları için optimum sıcaklık davranışı olarak kabul edilir. AA7075 alaşımı için ideal yaşlanma işlemi, 1 saat boyunca 480 ° C'de çözeltiye alınır. Çözeltinin uygulanmasından sonra, hızla suda soğutulur ve son olarak çeşitli zaman aralıklarında yaşlanma sertleştirme yapılır [24]. Genellikle şekillendirme ve diğer çeşitli şekillendirme işlemleri, ürünün kullanıma hazır hale getirilmesinde çalışan işlenebilirlik gerektirir. Bu anlamda işlenebilirlik nihai ürünün elde edilmesine yardımcı olur.

7075 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi Tablo 2.1'de verilmektedir. Diğer alüminyum alaşımlarına göre nispeten daha yüksek çekme mukavemet değerlerine sahiptir. 7075 alüminyum alaşımı, T6 ısıl işleminden sonra 570 MPa çekme dayanım değerleri ve 505 MPa akma dayanımına sahip olabilir [1]. Farklı ısıl işlemler, 7075 alüminyum alaşımına çeşitli mekanik ve kimyasal özellikler sağlar. 7075 alüminyum alaşımının çeşitli ısıl işlemlere göre mekanik özellikleri Tablo 2.2'de verilmiştir [1].

Tablo 2.1 : 7075 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi [1].

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Diğer Elementler	Al Minimum
0.40	0.50	1.2-	0.30	2.1-	0.18-	5.1-	0.20	0.15	Kalan
max	max	2.0	max	2.9	0.28	6.1	max	max	

Liquidus sıcaklığı ve solidus sıcaklığı, Al-Mg-Zn üçlü faz diyagramı kullanılarak sırasıyla 7075 alüminyum alaşımı için 635°C ve 477°C olarak belirlenebilir. Bu aynı zamanda literatür tarafından da doğrulanmıştır.

Tablo 2.2 : Çeşitli ısı işlemlere göre 7075 alüminyum alaşımının mekanik özellikleri [1].

Temper	Akma Mukavemeti	Çekme Mukavemeti	Uzama	Sertlik
-	(MPa)	(MPa)	(%50)	(brinel)
-	min-max	min-max	min-max	min-max
0	105	225	17	60
T6	460-505	530-570	10	150
T7	435	505	12	140

### 2.3. Alüminyum Alaşımında Isıl İşlem

Isıl işlem, bir metal ürüne, malzemenin ısıtılması ve soğutulması ile gerçekleştirilen bir işlemdir, böylece mekanik özellikleri, artık gerilme durumu ve metalurjik yapısı değiştirilebilir ve geliştirilebilir. Isıl işlem operasyonları çeşitlidir ve bu işlemler malzeme arıtma anlamında çok geniştir. Bununla birlikte, alüminyum ısı işlem işlemleri genellikle sertleşebilir dövme ve döküm alaşımları için sertleşme ve artan mukavemet ile sınırlıdır. Bu tip alüminyum alaşımları ısıyla işlenebilir alaşımlar olarak adlandırılır. Diğer tip alüminyum alaşımları, ısıtma ve soğutma ile mekanik özelliklerde ilerleyememeleri nedeniyle ısı işlem görmeyen alaşımlar olarak adlandırılır. Isıl işlem görmeyen alüminyum alaşımları, “ısı işleme” tabii tutulduğunda çok az fark yaratır. Bu alaşımlar mekanik özelliklerini soğuk işleme gibi diğer yöntemlerle geliştirebilir [10, 25].

Alüminyum alaşımlarının özellikleri iki temel sınıf benimseyerek tanımlanabilir: ısı işlem görmeyen alaşımlar ve ısı işlem görebilen alaşımlar. Isıl işlem görmeyen alaşımlar, yüksek saflıkta çeşitli alüminyumlar ve mukavemet büyük ölçüde temel tavlanmış tavadan gelen gerilim sertleşmesi ile geliştirilir. 1xxx, 3xxx, 4xxx ve 5xxx serileridir. Isıl işlem görebilen alaşımlar, katı alüminyumda çözünür olan elementlerin kayda değer miktarlarını içerenlerdir. Alüminyumlarda alaşım elementleri yüksek sıcaklıklarda önemli miktarlarda, oda sıcaklığında ise çok daha küçük miktarlarda çözünürler. Bu özellik, bu alaşımları ısı işleme duyarlı hale getirir. 2xxx, 6xxx ve 7xxx serilerinde belirlenmiştir [9, 25].

Temper gösterimi ısıyla işlenebilen alüminyum alaşımları için kullanılan bir sistemdir. Ferforje ve döküm ürünler için kullanılır. Tablo 2.3’de temel temper sistemleri gösterilmiştir. Bu sistem, aynı zamanda mekanik işlem, termal işlem veya her ikisi de olabilen işlem sırasını belirlemek için kullanılır. Bu temper tanımlama sistemi, alaşım üzerine uygulanan zaman, sıcaklık ve söndürme oranı gibi ısıl işlem parametreleri hakkında bilgi sahibi olmamızı sağlar. Bazı temel temper gösterimleri aşağıdaki gibidir[10, 25].

Tablo 2.3 : Temel temper gösterimleri [25].

Temper	Açıklama
F	Fabrikasyon hali, termal koşullar veya gerinim sertleştirilmesi üzerinde özel bir kontrolün kullanılmadığı şekillendirme prosesleri ürünleri için geçerlidir.
O	Tavlama, süneklik ve boyutsal stabiliteyi geliştirmek için tavlanan dökme ürünler için geçerlidir.
H	Gerinimle sertleştirilmiş (sadece ferforje ürünler), gerilmeyi sertleştirerek mukavemetini arttıran ürünler için geçerlidir.
H1	Gerinimle sertleştirilmiş, yalnızca ilave termal işlem olmaksızın istenen mukavemeti elde etmek için gerinimle sertleştirilmiş ürünler için geçerlidir.
H2	Gerinimle sertleştirilmiş ve kısmen tavllanmış, istenen nihai miktardan daha fazla gerinim sertleştirilmiş ve daha sonra kısmi tavlama ile mukavemeti istenen seviyeye düşürülmüş ürünler için geçerlidir.
H3	Gerinimle sertleştirilmiş ve stabilize, gerinim ile sertleştirilmiş ve mekanik özellikleri düşük sıcaklıkta ısıl işlemle veya imalat sırasında stabilize edilen ürünler için geçerlidir.
H4	Gerinimle sertleştirilmiş ve verniklenmiş veya boyanmış ürünler, gerinimle sertleşen ve sonraki boyama veya cilalama işlemi sırasında bir miktar termal işleme tabi tutulan ürünler için geçerlidir.
W	İşlemden geçirilen çözeltili ısı, sadece çözeltili ısıl işleminden sonra oda sıcaklığında kendiliğinden yaşanan alaşımlar için geçerli olan kararsız bir tavlama için geçerlidir.

Tablo 2.3 (Devam) : Temel temper gösterimleri [25].

Temper	Açıklama
T	İlave gerinim sertleştirilmesi ile ya da bu olmadan termal olarak muamele edilen ürünler için F, O ya da H dışında kararlı sıcaklıklar üretmek üzere termal olarak muamele edilmektedir.
T1	Yüksek bir sıcaklık şekillendirme işleminden soğutulmuş ve doğal olarak büyük ölçüde stabil bir duruma getirilmiş, döküm veya ekstrüzyon gibi yüksek bir sıcaklık şekillendirme işleminden sonra soğuk işlenmemiş ve mekanik sıcaklıkların oda sıcaklığı eskimesi ile stabilize edildiği ürünler için geçerlidir.
T2	Yüksek sıcaklık şekillendirme işleminden soğutulmuş, soğuk işlenmiş ve doğal olarak büyük ölçüde stabil bir duruma getirilmiş, haddeleme veya ekstrüzyon gibi sıcak bir çalışma işleminden soğuduktan sonra özel olarak gücü arttırmak için soğuk işlenmiş ve mekanik özelliklerin stabilize edildiği ürünler için geçerlidir. Oda sıcaklığında yaşlanma.
T3	Çözelti ısı işlem görmüş, soğuk işlenmiş ve doğal olarak büyük ölçüde stabil bir duruma getirilmiş, çözelti ısı işleminden sonra mukavemeti arttırmak için özellikle soğuk işlenmiş ürünler ve oda sıcaklığında yaşlanma ile mekanik özellikleri stabilize edilen ürünler için geçerlidir.
T4	Çözelti ısı işleminden geçirilmiş ve doğal olarak büyük ölçüde stabil bir duruma getirilmiş çözelti ısı işleminden sonra soğuk işlenmemiş ve mekanik özellikleri oda sıcaklığı eskimesi ile stabilize edilen ürünler için geçerlidir.
T5	Yüksek sıcaklıkta şekillendirme işleminden soğutulmuş ve yapay olarak yaşlandırılmış, döküm veya ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklık şekillendirme işleminden sonra soğuk işlenmemiş ve mekanik özellikleri veya boyutsal kararlılığı veya her ikisi de çökelme ısı işlemiyle önemli ölçüde geliştirilmiş ürünler için geçerlidir.
T6	Çözelti ısı işleme tabi tutulmuş ve yapay olarak yaşlandırılmış, çözelti ısı işleminden sonra soğuk işlenmemiş ve çökelme ısı işlemiyle mekanik özellikleri veya boyutsal stabilite veya her ikisi de önemli ölçüde iyileştirilmiş ürünler için geçerlidir.

Tablo 2.3 (Devam) : Temel temper gösterimleri [25].

Temper	Açıklama
T7	Isıl işlem görmüş ve stabilize edilmiş / yükseltilmiş çözelti, stres-korozyon çatlağına karşı arttırılmış direnç gibi özel özellikler sağlamak üzere fazla miktarda çökeltilmiş ısıtılmış işlem görmüş ürünler için geçerlidir.
T8	Isıl işlem görmüş, soğuk işlenmiş ve suni yaşlandırılmış, çözelti ısıtılmış işleminden sonra mukavemeti arttırmak için özel olarak soğuk işlenmiş ve çökeltme ısıtılmış işlemiyle mekanik özellikleri veya boyutsal stabilite veya her ikisi de önemli ölçüde iyileştirilmiş ürünler için geçerlidir.
T9	Çözelti ısıtılmış işlem görmüş, suni yaşlanmış ve soğuk işlenmiş, çökeltilmiş ısıtılmış işleminden sonra mukavemeti arttırmak için özellikle soğuk işlenmiş ürünler için geçerlidir.

### 2.3.1. Isıl İşlem Prosesi

Alaşımlama, çok düşük mekanik özelliklere sahip olduğu için alüminyumun güçlendirilmesi için bir ihtiyaçtır. Alüminyum alaşımlarının çoğu, istenen mekanik özelliklere sahip bir alaşım geliştirilmesi nedeniyle oluşturulur. Bunu yaparken, buluşların çoğu, sünek alüminyum matrisinde dağılmış dislokasyon hareketini engelleyen parçacıklı alaşımları düşünmüştür. Eğer dağılım daha inceyse, alaşım daha güçlüdür. Tablo 2.4’de alaşımların ısıtılmış işlem yanıtlarına göre sınıflandırılmıştır[9, 25].

Bu tür bir dispersiyon, yüksek sıcaklıklarda tek fazlı bir alaşım seçilerek elde edilebilir, ancak soğutulması matristeki başka bir fazı çökeltir. Bu çökeltmede sertleşme meydana gelirse buna çökeltme sertleşmesi veya yaşlandırma sertleşmesi denir.

Ana çökelti sertleştirici alüminyum alaşımları:

Al-Cu sistemleri  $CuAl_2$ 'den güçleniyor.

Al-Cu-Mg sistemleri (çökeltme magnezyum ile yoğunlaşır).

Al-Mg-Si sistemleri  $Mg_2Si$ 'den güçlenmektedir.

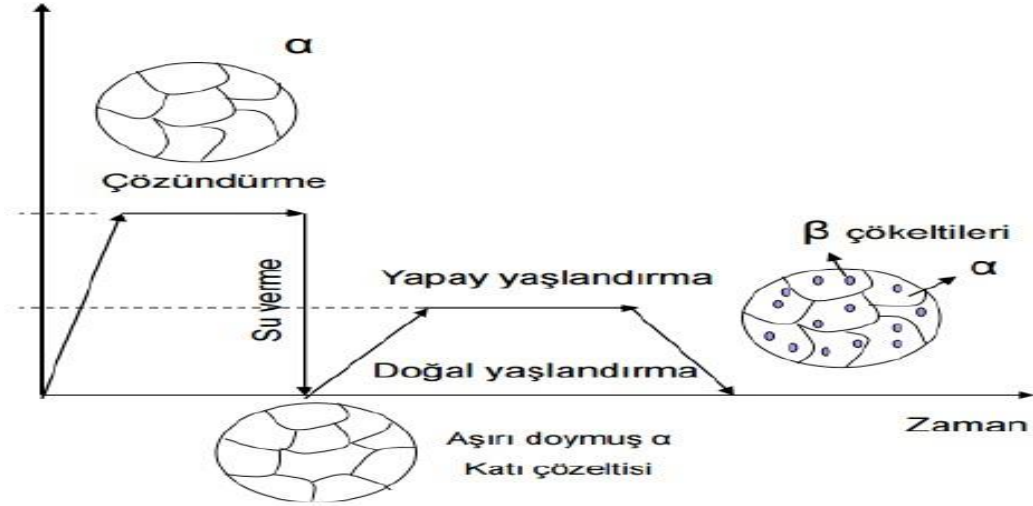
Al-Zn-Mg sistemleri  $MgZn_2$ 'den güçlenmektedir [25].

Tablo 2.4 : Alüminyum alaşımlarının ısıtılma yanıtına göre sınıflandırılması [26].

	Dövme Alaşımlar	Isıl İşlem
1XXX	Ticari Saflıkta Al	Yaşlandırılmaz
2XXX	Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3XXX	Al-Mn	Yaşlandırılmaz
4XXX	Al-Si veya Al-Mg-Si	Mg varsa yaşlandırılabilir
5XXX	Al-Mg	Yaşlandırılmaz
6XXX	Al-Mg-Si	Yaşlandırılabilir
7XXX	Al-Zn-Mg	Yaşlandırılabilir
<b>Döküm Alaşımları</b>		
1XXX	Ticari Saflıkta Al	Yaşlandırılmaz
2XXX	Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3XXX	Al-Si-Cu veya Al-Mg-Si	Kısmen yaşlandırılabilir
4XXX	Al-Si	Yaşlandırılmaz
5XXX	Al-Mg	Yaşlandırılmaz
6XXX	Al-Mg-Si	Yaşlandırılabilir
7XXX	Al-Zn-Mg	Yaşlandırılabilir
8XXX	Al-Sn	Yaşlandırılabilir

Bir çökeltme sertleşme alaşımı sisteminin temel bir özelliği, artan sıcaklıkla çözünürlüğün artırılması ile karakterize edilen, sıcaklığa bağlı bir denge katı çözünürlüğüdür. Alüminyum alaşımının mukavemetini artırmak için ısıtılma ardışık üç adımda gerçekleştirilir:

- Çözelti ısıtılma işlem: çözünür fazların çözünmesi.
- Su verme: aşırı doymuş çözeltinin oluşumu.
- Yaşlandırma: çözünen atomların oda sıcaklığında (doğal yaşlanma) veya 200 °C'ye kadar yükselen sıcaklıklarda (yapay yaşlanma) çökeltmesi (Şekil 2.4) [25].



Şekil 2.5 : Alüminyum alaşımlarının yaşlandırma süreçleri

Su verilmiş malzemenin 95-205°C aralığında ısıtılması, ısı işlem yapılabilir alaşımlarda çökelmeyi hızlandırır. Bu hızlanma, reaksiyon hızındaki değişikliklerden dolayı tamamen etkili değildir. Yukarıda gösterildiği gibi, zamana ve sıcaklığa bağlı yapısal değişiklikler meydana gelir. Genel olarak, yapay yaşlanma sırasında meydana gelen akma dayanımı artışı, nihai çekme dayanımından daha hızlı artar. Bu, alaşımların sünekliği ve tokluğu kaybettiği anlamına gelir. T6 özellikleri T4 özelliklerinden daha yüksektir, ancak süneklik azalır. Aşırı çekme, gerilme direncini azaltır ve Gerilme-Korozyon-Çatlama karşı direnci artırır. Aynı zamanda, yorgunluk çatlak büyümesine karşı direnci artırır. Buna dahil olarak parçanın boyutsal stabilitesini sağlar [9].

Çeşitli alaşımlar için yaşlanma eğrileri değişkendir; ancak, genellikle yaşlanma sıcaklığı ne kadar yüksek olursa, maksimum özelliklere ulaşmak için gereken süre o kadar kısa olur. Yüksek yaşlanma sıcaklıkları kullanıldığında, özelliklere zaman içinde çok hızlı bir şekilde ulaşılmaktadır. Ancak bu durum aşırı yaşlanma riskini doğurur ve dolayısıyla mekanik özelliklerinde azalmaya sebep olur. Bu nedenle bu riski ortadan kaldırmak için daha düşük sıcaklıklarda ve uzun sürelerde yaşlandırma ısı işlemi yapılması tercih edilir [9].

### 2.3.2. Çözelti ısı işlem

Çökeltme sertleşmesi reaksiyonundan yararlanmak için, önce çözelti ısı işlemiyle katı bir çözelti üretmek gerekir. Amacı, katı çözelti içinde alaşımdaki çözüneni sertleştirme



elementlerinin azami miktarlarını almaktır. İşlem, alaşımın yeterince yüksek bir sıcaklıkta ve neredeyse homojen bir katı çözelti elde etmek için yeterince uzun bir süre boyunca ısıtılmasından oluşur. Hava normal ısıtma aracıdır ancak erimiş tuz banyoları veya akışkan yataklar daha hızlı ısıtma sağlamada avantajlıdır [17, 18].

Çözünen faz miktarının maksimum ve difüzyon hızlarının yüksek olması için, çözelti sıcaklığı mümkün olduğu kadar yüksek olmalıdır. Fakat ilk ötektik erime sıcaklığının aşılması için özen gösterilmelidir. Kayda değer ötektik erime aşırı ısınmanın bir sonucu olarak ortaya çıkarsa, çekme dayanımı, süneklik ve kırılma tokluğu gibi özellikler bozulabilir. Erimeyi önlemek için maksimum sıcaklık sınırlandırılrsa da, alt sınır, tam çözeltinin gerçekleştiği sıcaklığın (solvus) üstünde olmalıdır. Bu durumda; çözüm eksik ve sağlamlık beklenenden biraz daha düşüktür. Sıcaklıkların yanı sıra; Bekleme süresi, çözünmemiş veya çökelmiş çözünebilir faz bileşenlerinin istenen düzeyde çözelti derecesi ve katı çözeltinin homojenliğini elde etmek için önemlidir [17, 18].

Çözelti ısıtma işlemi için gereken süre, ürün tipine, alaşıma ve kesit kalınlığına bağlıdır. Kesit kalınlığı ısıtma süresini kontrol eder. Ürün bekleme sıcaklığında iken, çözelti ısıtma işleminin uzunluğu temel olarak mikro yapının kaba olmasına ve yeterli homojenizasyon sağlamak için gerekli olan difüzyon mesafesine bağlıdır [27].

### **2.3.3. Su verme**

Su verme birçok açıdan ısıtma işlemi operasyonları arasındaki en kritik adımdır. Su vermenin amacı, genellikle çözeltiye alma ısıtma işlemi sıcaklığında oluşturulan katı çözeltiyi oda sıcaklığında olabildiğince sağlam tutmaktır. Yani kararsız bir aşırı doymuş katı çözelti oluşturmaktır.

Geniş bir genelleme olarak, elde edilebilecek maksimum gerilme, en hızlı su verme hızlarıyla ilişkilidir. Soğutma sırasında meydana gelen çarpıklık derecesi ve ürünlerde ortaya çıkan kalıntı stresin büyüklüğü, soğutma hızı ile artma eğilimindedir [17].

### **2.3.4. Yaşlandırma**

Solüsyon işleminden ve ani soğutmadan sonra, oda sıcaklığında (doğal yaşlanma) veya bir çökeltme ısıtma işlemiyle (yapay yaşlanma) sertlik elde edilir. Bazı alaşımlarda, birkaç

uygulamada birkaç gün içinde oda sıcaklığında, birçok uygulama için yeterli özelliklere sahip kararlı ürünler elde etmek için yeterli çökelti meydana gelir. Oda sıcaklığında yavaş çökeltme reaksiyonu olan diğer alaşımlar, kullanılmadan önce her zaman çökeltme ısıyla muamele edilir [18].

Çökeltme ısı işlemler genellikle düşük sıcaklıkta, uzun süreli süreçlerdir. Sıcaklıklar 115 ila 190 ° C arasında, zamanlar 5 ila 50 saat arasında değişmektedir. Çökeltme ısı işlem için zaman sıcaklık devirlerinin seçimi, çok dikkatli değerlendirilerek yapılmalıdır. Daha büyük çökelti parçacıkları daha uzun zamanlardan ve daha yüksek sıcaklıklardan kaynaklanır; bununla birlikte, daha büyük parçacıkların, zorunlu olarak, aralarında daha büyük mesafelerle sayıları daha az olması gerekir. Amaç, en iyi özellik kombinasyonunu sağlayan optimum çökelti boyutunu ve dağılım şeklini üreten ısı çevrimi seçmektir [18].

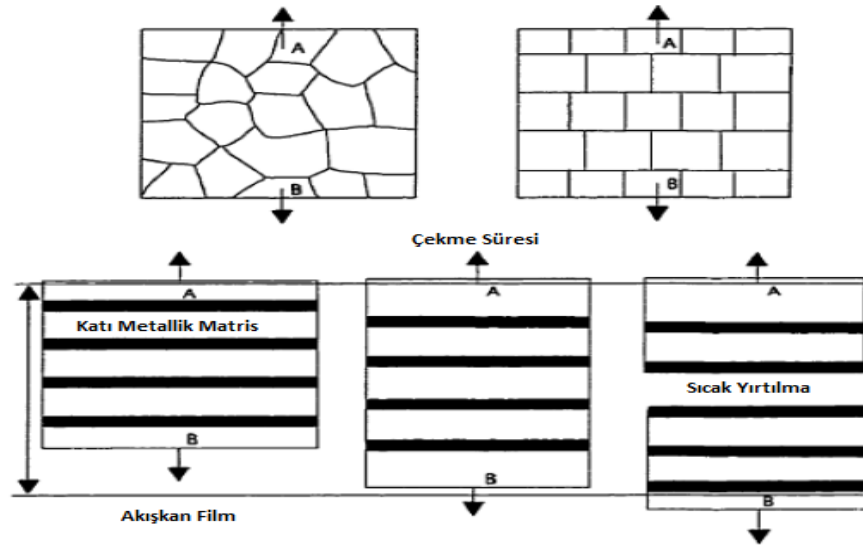
Sıcaklık etkisiyle  $\theta$  fazı kararlı hale geçebilmek için çoğunluğu B metali olan atomlar difüzyon yoluyla kümelenmeye başlarlar. Bu küçük kümelerin ilk aşamasına GP (Guinier-Preston) zonları denir ve bu aşamada alfa fazının kristal yapısıyla bağdaşık  $\theta''$  fazları meydana gelir. İkinci aşamada kümelenen atomların sayısı artar  $\theta'$  fazı oluşur ve matris metalle yine bağdaşık olur. Oluşan çökeleklerin bağdaşık olması mukavemeti maksimuma çıkarır. Bağdaşık metastabil fazlarının oluşumu dislokasyon hareketinin etkili engellemesi ile çekme mukavemeti ve sertliği artırır. Uzun yaşlanma süreleri veya daha yüksek sıcaklıklarda olduğu gibi, bu fazlar ilk önce yarı-uyumlu hale gelir (bir kristalografik doğrultuda yanlış eşleşme dislokasyonu) ve daha sonra ana yapı ile uyumsuz hale gelen çökelekler  $\theta$  fazları dislokasyon hareketini eskisi kadar etkili bir şekilde engellemezler. Böylece, malzeme aşırı yaşlanma nedeniyle yeniden yumuşamaya başlayacaktır [28].

#### **2.4. Alüminyum Alaşımlarında Sıcak Yırtılma**

Sıcak yırtılma, dökümlerin katılaşması sırasında karşılaşılan yaygın ve ciddi bir kusurdur. Sıcak çatlama, sıcak kısalık veya sıcak kırılabilirlik olarak da adlandırılır. Adından bağımsız olarak, yüzeyde veya dökümün içinde çatlaklar şeklinde görünen geri dönüşü olmayan bir kusurdur. Sıcak yırtılmalar genellikle büyüktür ve çıplak gözle görülebilir. Bazen küçük olabilirler ve sadece manyetik partikül muayenesi ve nüfuz eden boyalar

sayesinde tespit edilebilir [29]. Sıcak yırtılma konusu kapsamlı bir şekilde incelenmiş ve birçok test tekniği ve hesaplama modeli geliştirilmiştir. Çeşitli çalışmalar sıcak yırtılmanın karmaşık bir olgu olduğunu göstermektedir. Isı akışı, sıvı akışı ve kütle akışının kesiştiği yerde bulunur ve oluşumunu çeşitli faktörler etkiler. Değişkenler arasında alaşım bileşimi, kalıp özellikleri, döküm tasarımı ve işlem parametreleri ciddi şekilde etkilidir. İnce taneli bir yapı ve kontrollü bir döküm işlemi, sıcak yırtılmayı azaltır ve sınırlar. Yıllar geçtikçe sıcak yırtılma mekanizmasını anlamak için çok çaba harcanmıştır. Genel olarak, katılaşma sırasında oluşan büzülme ve termal deformasyon nedeniyle sıcak yırtılmanın meydana geldiği kabul edilmektedir. Bununla birlikte, termal stresin veya termal gerilimin veya gerilim oranının kontrol edici faktör olup olmadığı hala net değildir. Dahası, sıcak yırtılmanın nasıl ölçüldüğü (veya kontrol edildiği) standart değildir ve güvenilir bir öngörme modeline ihtiyaç vardır [30].

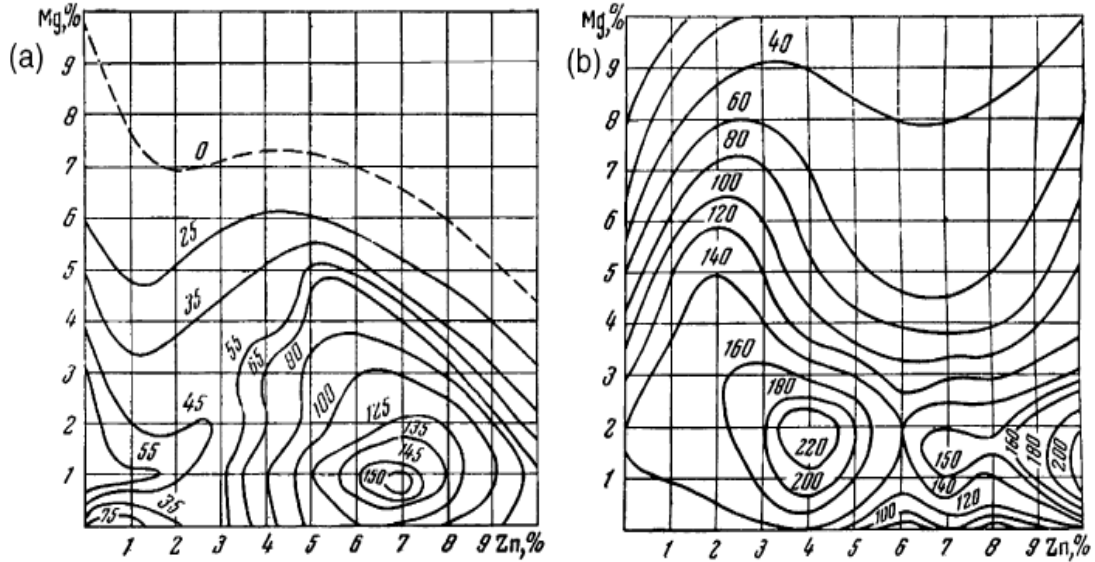
Sıvı filmin yüzey gerilimi sıcak yırtılmada kritiktir. Şekil 2.6'da görüldüğü gibi, taneler basitleştirildi ve kübik şekle sahip olduğu varsayıldı. Büzülme ilerledikçe, A ve B konumlarındaki taneler zıt yönlerde hareket eder ve aralarındaki uzama artar. Hareket belirli bir değere ulaşırsa, sıvı filmlerden biri boyunca bir yırtılma oluşabilir. Sıvı filmi iki yeni yüzey oluşturmak üzere ayırmak için, moleküler yapışma kuvvetinin üstesinden gelmek için çalışmalar yapılmalıdır [31].



Şekil 2.6 : Bir interdendritik sıvı film konseptine dayanan sıcak yırtılma oluşumu.

Çoğu ikili alaşım için, sıcak yırtılma eğilimi ve alaşım bileşimi arasındaki ilişki, lambda eğrisi ile temsil edilebilir. Genel olarak, katılaşma aralığı ne kadar büyük olursa, savunmasız aşamadaki kalma süresi alaşımın daha dar bir katılaşma aralığına sahip olduğundan alaşım sıcak yırtılmaya daha fazla eğilimlidir.

Alaşım etkileşimlerinin sıcak yırtılmayı da etkilediğini gösterdi. Al-Zn-Mg sisteminde sıcak yırtılma özelliklerinde önemli farklılıklar görülmektedir ve Mg ve Zn içeriğine ve bunların etkileşimlerine bağlıdır. Şekil 2.7’de Al-Zn-Mg-(Cu) sistemini sıcak yırtılma diyagramları verilmiştir [32]. Sıcak yırtılma eğilimi, artan Mg: Zn oranı ile azalmaktadır. Spesifik olarak, Mg: Zn oranı 1.4: 1’den yüksek olduğunda sıcak yırtılma gözlenmemektedir.



Şekil 2.7 : Al – Zn – Mg– (Cu) alaşımlarının (a) Cu içermeyen ve (b) % 0.5 Cu ile sıcak yırtılma diyagramları

Metal sıcaklığı solidusun üzerinde olduğunda (katılaşmış dendritler arasında ince bir sürekli sıvı film olduğunda) bir yırtılma başlamaktadır. Sıcak yırtılma mekanizmasının katılaşma sırasında ve çok az sıvı kalırken katıya yaklaşıldığında filmin ayrılmasından ibarettir. Sıcak yırtılma gerinim kontrollü bir fenomendir: gerinim sıcak bir noktada biriktiğinde ve kritik bir değere ulaştığında ortaya çıkar. Film aşamasının başlangıcında, film boyunca nispeten kalın ve süreklidir. Bu noktada, sıcak noktayı (sıvı film) deforme etmek için gereken yük sıfıra yakın olmalıdır. Ancak sıvı filmi açmak ve sıcak bir yırtılma başlatmak için gereken deformasyon veya uzantı nispeten yüksek olmalıdır. Katılaşmanın

sonraki aşamalarında, film daha incedir ve deformasyon, geri kalan birkaç sıcak bölgede lokalize olur ve yüksek gerilmelere yol açar. Film ömrü boyunca geliştirilen toplam gerinim iki faktöre bağlıdır: gerinim hızı ve film ömrü. Sıvı film, sıcak yırtılmaya izin veren koşulu sağlamaktadır ve sıcak yırtılmanın gerçek oluşumu, deformasyon hızının doğasında bulunan mekanik faktörlerle belirlenmektedir. Gerilme oranı yeterince yüksek olmadıkça, yarı katı metalin sıcak yırtılması mümkün olmamıştır. Sıcak yırtılma sıcaklığının alaşımın solidus sıcaklığının üzerinde olduğunu doğrulanmıştır [31].

Film kalınlığının, tane boyutunun değişmesi ile yüzey geriliminden daha büyük ölçüde değiştiğinden, yüzey geriliminden çok daha önemli olduğu düşünülmektedir. Bu, ince taneli alaşımların neden sıcak yırtılmaya karşı daha dirençli olduğunu açıklar. Deforme olmuş malzemede depolanan gerinim enerjisi, çatlaklar büyüdüğünde yeni bir yüzey oluşturmaya katkıda bulunur. Sünek malzemelerde, kırılma enerjisinin çoğu plastik deformasyon sırasında büyüyen çatlak ucunun kökünde tüketilir. Bununla birlikte, bazı sıvı metaller mevcut olduğunda, süneklik neredeyse kaybolur, kırılma gerilimi önemli ölçüde azalır ve hesaplanan klevaj enerjileri ölçülen yüzey serbest enerjisine çok yakındır [30].

Katılma sırasında yeterli besleme olduğu sürece sıcak yırtılmalar oluşmaz. Katılmanın niceliksel bir çalışmasında ve alüminyum-magnezyum alaşımlarındaki çatlakların değerlendirilmesinde, hamur durumdaki katılma süresine odaklandı ve sıcak yırtılmanın tek eksenli gerginliğin sonucu düşünülmektedir. Son katılma aşamasının sıcak yırtılma için kritik olduğunu doğrulanmıştır. Bu aşamada taneler artık serbestçe hareket edemez ve uygulanan gerginlik sıcak yırtılmaya neden olur. Bu teoriye dayanarak, bir CSC (çatlak duyarlılık kriteri) sıcak yırtılma kriteri oluşturulmuştur [33,34].

Sıcak yırtılma konusu basit olmasa da, genellikle teorileri iki gruba ayırabiliriz:

- Bir grup teori stres, gerinim ve gerinim hızına dayanır ve bunlar alaşımın termomekanik özellikleri ile ilgilidir.
- Diğer teoriler grubu, sıvı film ve metalurjik faktörlerle ilişkili beslenme eksikliğine dayanmaktadır.

## 2.4.1. Sıcak yırtılma değişkenleri

### 2.4.1.1. Alaşım kimyasının etkileri

Tüm sistemlerde, alaşım elementinin süper saflıkta Al'a ilk ilavesinden sonra bir çatlama ilk artış gözlenmektedir, ardından daha yüksek bir element seviyesinde sıfır çatlama daha sonra bir düşüş olmaktadır. Alaşım bileşimi ve aşırı ısınma, alaşım tane yapısını ve dolayısıyla sıcak yırtılma duyarlılığını belirlemektedir. Al-Si, Al-Cu, Al-Mg ve Al-Zn sistemlerinde, belirli veya sabit bir aşırı ısıda, tane yapısı kolondan geçişe ve daha sonra uzunluğu azalan çatlama karşılık gelen artan miktarda alaşım elementiyle eşitlenmiştir [35].

Sıcak yırtılma direnci, uzunluk ne kadar büyük olursa, yırtılma direnci o kadar büyük olur. Çözünen maddenin saf metallere küçük bir katkısı ile sıcak yırtılma direnci azalmaktadır. Çeşitli alaşım elementleri sıcak yırtılmayı farklı şekillerde etkilemekte, bazıları diğerlerinden daha ciddi şekilde etki göstermektedir. Örneğin, sıcak yırtılmaya karşı direnç (maksimum uzunluk), Al içine % 0.5 Sn ilave edildiğinde 3 kat azaltılırken, benzer Cu ilaveleri nispeten küçük etkiye sahiptir. Tüm alaşımlarda, bir veya daha fazla bileşimde % 0.25 ila % 10 alaşım ilavesi aralığında minimum yırtılma direnci elde edilebilmektedir [34].

Süper saflıkta alüminyum kullanıldığında, çatlak ortadan kaldırılabilmektedir. Çok düşük çözünen içerikte çatlama başlangıcının hızlı olduğu bulunmuştur. Maksimum çatlama duyarlılığının hem bileşime hem de dökme sıcaklığına bağlı olduğunu görülmektedir. Dökme sıcaklığı arttıkça ve Mg içeriği düştükçe, çatlama duyarlılık eğrilerindeki maksimum değer artar. Katılaşma aralığı ile ötektik kesir ile sıcak yırtılma eğilimi arasında bir eğilim olduğunu bilinmektedir. Katılaşma aralığı 100 °C olan alaşımlar yüksek sıcak yırtılma hassasiyetine sahipken bu aralığın üstündeki ve altındaki alaşımlar sıcak yırtılmaya daha düşük eğilimler göstermektedir. Sıcak yırtılma duyarlılığı, artan ötektik fraksiyon ile azalmıştır. Nadir topraklar ve Mg içeren Si alaşımları sıcak yırtılma eğilimi gösterir; bununla birlikte, akışkanlık ve oksitlerin varlığı gibi diğer faktörler muhtemelen sıcak yırtılma eğilimini etkilemektedir [36].

#### 2.4.1.2. Tane boyutunun ve morfolojisinin sıcak yırtılmaya etkileri

Tane inceltme yöntemlerinin doğru kullanımı, tüm alüminyum alaşımlarında ince taneli bir yapı sağlar. Tane inceltme için en yaygın yöntemler, titanyumun ana alaşımları veya alüminyum alaşımlarında ana titanyum bor ilavesi alaşımlarıdır. Al-Ti bazlı katkı maddeleri genellikle % 3-10 Ti, Al-Ti-B bazlı katkı maddeleri % 0.2-1 B'ye sahiptir. Optimum sonuçlar elde etmek için tane incelticileri etkili miktarlarında eklenmelidir. Özel kullanım için tane inceltici formları vardır. Çubuk formulu dövme rafineriler sürekli döküm sistemleri için kullanılır. Ayrıca, dökümhane kullanımı için kısa uzunluklarda bulunabilir [37].

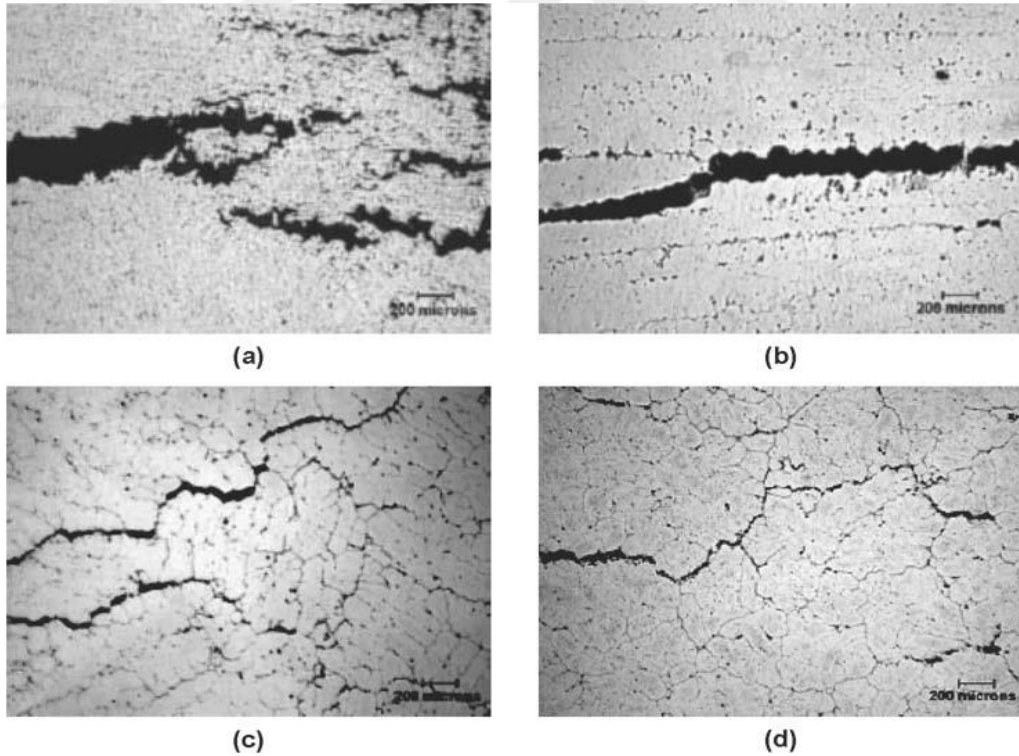
Aslında yaygın olarak kabul edilen bir mekanizma teorisi yoktur. Bazı teoriler var, ancak hiçbiri tüm araştırmacıları ikna etmemektedir.  $TiAl_3$ , alüminyum kristallerinin çekirdeklenmesini etkiler. Bunun nedeni  $TiAl_3$  ve alüminyum arasındaki kristalografik kafes boşluk benzerlikleridir. Tane inceltme, içinde çokça intermetalik fazlar içeren master alaşımların ergiyik alüminyumun içine ilavesi ile yapılır. Sıvı alüminyum katılaştıkça bu nano boyuttaki suni çekirdekler üzerinde katılmasında, daha düşük bir enerji bariyerini aşması gerektiğinden daha kolaydır. Dolayısıyla büyüme bu yapay çekirdek merkezlerinin etrafında gerçekleşir ve büyüyen tanelerin kavuşma mesafesi kısa olacağından oluşan tanelerin sayısı artar. Çekirdeklenme  $TiAl_3$  substratlarında gerçekleşir. Bu substratlar çözünmemiş olabilir veya peritektik reaksiyonla daha yüksek Ti konsantrasyonlarında çökeltilir. Öte yandan, Al-Ti peritektik noktası olan % 0.15'ten daha düşük Ti konsantrasyonlarında, taneciklerin inceltmesi sağlanabilir. Bu nedenle, alüminidin  $TiB_2$  veya karbürler ile birlikte çekirdeklenmesi ve peritektik reaksiyonlar üzerindeki doğal etkiler gibi teorilerin etkili olduğu varsayılmaktadır. Ayrıca, Al-Ti-B'nin kompleks borürlerinin tane çekirdeklenmesini etkilediği iddia edilmektedir. Normalde, Ti daha ince tane büyüklüğünde döküm sonuçlarına eklenir. Ayrıca, alaşımdaki  $TiB_2$  varlığı daha uzun tane inceltme etkinliği sağlar [37].

Ayrıca testlerde, fazla Ti ilavesi olmadan sadece alüminyum borür ve titanyum borür katkı maddesinin önemli tane inceltmesi sağladığı görülmektedir. Ancak,  $TiB_2$  ile dengelenmiş fazla Ti kullanımı ile optimum sonuçların elde edildiği kabul edilmektedir. Borürün tane inceltme üzerindeki etkisi hem döküm hem de dövme alaşımlarda görülür. Bununla birlikte, büyük miktarlarda borür kullanımı topaklaşmaya neden olur ve döküm

kalitesini kapanım olarak kötü etkiler. Ayrıca, borür kullanımından sonra fırınların içerme olasılığı nedeniyle temizlenmesi önerilir [37].

Tane inceltmenin amacı, döküm için ince, düzgün ve eşitlenmiş taneli yapı sağlamaktır. Tane inceltici seçiminin önemli olmasının nedeni budur. Uygun tane inceltici seçimi çoğunlukla dökümhanenin deneyimi ile ilgilidir. Dökümhanelerin çoğu, ürünün gereksinimlerini karşılamak için tane inceltici seçer. Bu bir vaka çalışması olmasına rağmen, çoğu durumda optimum sonuçlar için 5Ti-1B ve 5Ti-0.6B tip tane incelticiler tavsiye edilir. Ayrıca % 0.01-0.03 Ti katkılı bu tane incelticileri, temizliği ve alüminat ve borür fazlarının düzgün dağılımı ile karakterize edilir [37].

Dökümhaneler genellikle benzer kalıplara tane inceltili ve tane inceltili olmayan bir alaşım döker. Daha sonra, tane boyutu karşılaştırması, dağlama ve parlatma gibi metalografik yöntemlerle yapılır. Ayrıca, tane yapısı tahmini için termoanalitik ve elektriksel iletkenlik yöntemleri gibi NDT (tahribatsız muayene) teknikleri gelişmektedir [37].



Şekil 2.8 : 6061 alaşımı için döküm çubukların sıcak nokta alanındaki mikroyapısal özellikleri gösteren optik mikrograflar; (a)% 0.001 Ti, (b)% 0.005 Ti, (c)% 0.01 Ti ve (d)% 0.05 Ti.



Artan tane inceltici ilaveleri ile çatlamanın şiddeti de azalmaktadır. Bunun nedeni şu şekilde ifade edilebilir [38]:

1. Tane inceltme, tane morfolojisini sütunludan eş eksenli yapıya değiştirir ve sonuç olarak geçirgenlik uzunluk ölçeği sekonder dendrit kolon boşluğundan (sütunlu tane için) tane boyutuna (eş eksenli taneler için) değiştirilir.
2. Beslenmenin gerçekleştiği bölgenin üst ve alt sınırlarının değişir.
3. Taneler arasındaki sıvı film kalınlığını değiştirerek kılcal basıncı değiştirmektedir.

Ti + B, Ti ve Zr ve zararlı elementin Cu olduğu bilinmektedir. Optimal miktarların Ti-B için % 0.05'den, Ti için % 0.14 ve Zr için % 0.24'ten daha fazla olması gerektiği bulunmuştur. Birkaç element birlikte eklendiğinde, elementlerin birbirleriyle beklenmedik sonuçlarla reaksiyona girdiği gözlenmiştir. Örneğin, küçük Ti ilavesi Ti-B ilavesi için elverişliydi, fakat küçük Zr ilavesi Ti-B'nin faydalı etkisini kaybetmiştir. Bu elementlerin etkileri, alaşım sistemi üzerindeki tane inceltici katkısı ile ilgilidir. Büyük sütunlu taneler baskın olduğunda, çatlak uzunluğunun doymuş değere ulaşması muhtemeldir. Taneler ekstrüze edildiğinde ve dolayısıyla daha küçük boyutta olduğunda, çatlak uzunluğu (sıcak yırtılma duyarlılığı) azalmaktadır [39].

#### **2.4.1.3. Kalıp sıcaklığı**

Kalıcı kalıp döküm olarak da adlandırılan yerçekimi döküm yöntemi (kokil döküm yöntemi) seri imalat döküm yöntemidir. Aynı şekli üretmek için iki veya daha fazla metal kalıbı tekrar tekrar kullanılır. Bir döküm yapmak için metal kalıplar monte edildikten veya yerleştirildikten sonra, yerçekimi yardımıyla kalıplara erimiş metal dökülür. Bu işlem, kum veya alçı maçalar kullanıldığında yarı kalıcı kalıp dökümü olarak adlandırılabilir [37].

Kokil döküm yüksek hacimli üretimler için daha fazla tercih edilir. Ayrıca, ürünün eşit kalınlığa sahip olması ve karmaşık olmayan bir çekirdeğe ihtiyacı olması gerektiği düşünülmelidir. Öte yandan, kalıp maliyetini telafi edecek yüksek üretim miktarıyla karmaşık döküm elde edilebilir.

Daha küçük ebatlı toleranslara sahip daha düzgün döküm, kum döküm ile karşılaştırıldığında kokil döküm ile gerçekleştirilir. Ayrıca, iyi yüzey kalitesi ve daha yüksek mekanik özellikler elde edilir.

Ne yazık ki, kokil kalıp dökümünde bazı sınırlamalar vardır. Bu sınırlamalar:

Yerçekimi basınçlı döküm, dökülebilen alaşımların sayısını sınırlar.

Yüksek kalıp maliyeti nedeniyle düşük miktarda üretim mümkün değildir.

Kesim çizgisi, alttan kesme ve kalıpların çıkarılması gibi bazı problemler nedeniyle bazı şekiller bu teknik için uygun değildir.

Kalıp ömrünü uzatmak için kaplamalar gereklidir [37].

Kalıp sıcaklığının sıcak yırtılma üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu bulunmuştur. Sıcak yırtılma şiddeti, artan kalıp sıcaklığı ile giderek azalır. 220 °C (428F) kalıp sıcaklığının kritik olduğu düşünülmektedir ve bunun 18-20 °C / sn soğutma hızına karşılık geldiğini gösteriyor. 220 °C'nin (428F) altındaki kalıp sıcaklıklarında, tüm yüzeylerden başlatılan, merkeze doğru yayılan ve tüm enine kesit boyunca bağlanan çatlaklar gözlemlenmiştir. 220 °C'den (428F) yüksek kalıp sıcaklıklarında, çatlaklar saç çizgisine benzemektedir ve bir biri arasında bağlantı gözlenmemektedir. Daha yüksek kalıp sıcaklıklarında dökümün toplu beslenmesini ve ayrıca taneler arası ve faz bölgelerinin beslenmesi (mikroskopik besleme) düşünülmektedir [40].

Kalıp sıcaklığının artmasının sıcak yırtılma duyarlılığını azaltmaktadır ve daha yüksek kalıp sıcaklıklarının daha yüksek bir çatlak başlangıç sıcaklığına ve daha uzun olmasına yol açtığını bulunmuştur. Tüm kalıp sıcaklıklarında çatlaklar baş göstermiştir, ancak daha yüksek kalıp sıcaklıklarında, çatlaklar kalan sıvı tarafından yeniden doldurulabilmekte ve böylece iyileşmektedir. Daha yüksek kalıp sıcaklıklarında daha düşük bir soğutma oranı ve dolayısıyla daha kaba mikro yapılar görülür. Daha kaba bir yapı, daha kalın ve daha sürekli bir kalan sıvıya yol açacaktır. Bu daha yüksek başlangıç sıcaklıkları ile birleştiğinde doldurmayı kolaylaştırır [41].

Genel olarak, kalıp sıcaklığının sıcak yırtılma üzerindeki etkisi hakkındaki literatür, daha yüksek kalıp sıcaklıklarının sıcak yırtılma duyarlılığını azalttığını göstermektedir. Dökme sıcaklığının (aşırı ısınmanın) sıcak yırtılma üzerindeki etkisi ile ilgili olarak, literatürde var olan sınırlı veriler çelişkilidir.

## BÖLÜM 3. DENEYSEL METODLAR

### 3.1. Deneysel Malzeme

Deneysel çalışmalarda AA 7075 serisi Al-Zn-Mg-Cu içeriğine sahip, hadde yöntemiyle imal edilmiş malzeme kullanılmıştır. Malzemeler talaşlı imalat yöntemiyle ürün alınmış levhaların arta kalan hurda parçalardan temin edilmiştir. Kimyasal kompozisyonu Tablo 3.1’ de gösterilmiştir.

Tablo 3.1 : Deneysel çalışmalarda ergitilerek kullanılan hurda parçaların spektral analiz sonucu

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Diğer Elementler	Al Minimum
0.3	0.3	1.5	0.1	2.3	0.24	5.8	0.2 max	Kalan

### 3.2. Hurdaların Ergitilme İşlemi

Ergitilme işlemi Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi Teknoloji Fakültesi döküm laboratuvarında yapılmıştır. Deneysel Şekil 3.1’de gösterilmiş asansörlü elektrik rezistanslı ergitme fırını kullanılmıştır. Hurdalar grafit pota içerisinde ergitilmiştir. Fırın sıcaklığı 700°C ve 750°C ayarlanmış her iki sıcaklıkta da döküm işlemleri yapılmıştır.



Şekil 3.1 : Elektrik rezistanslı ertitme fırını.

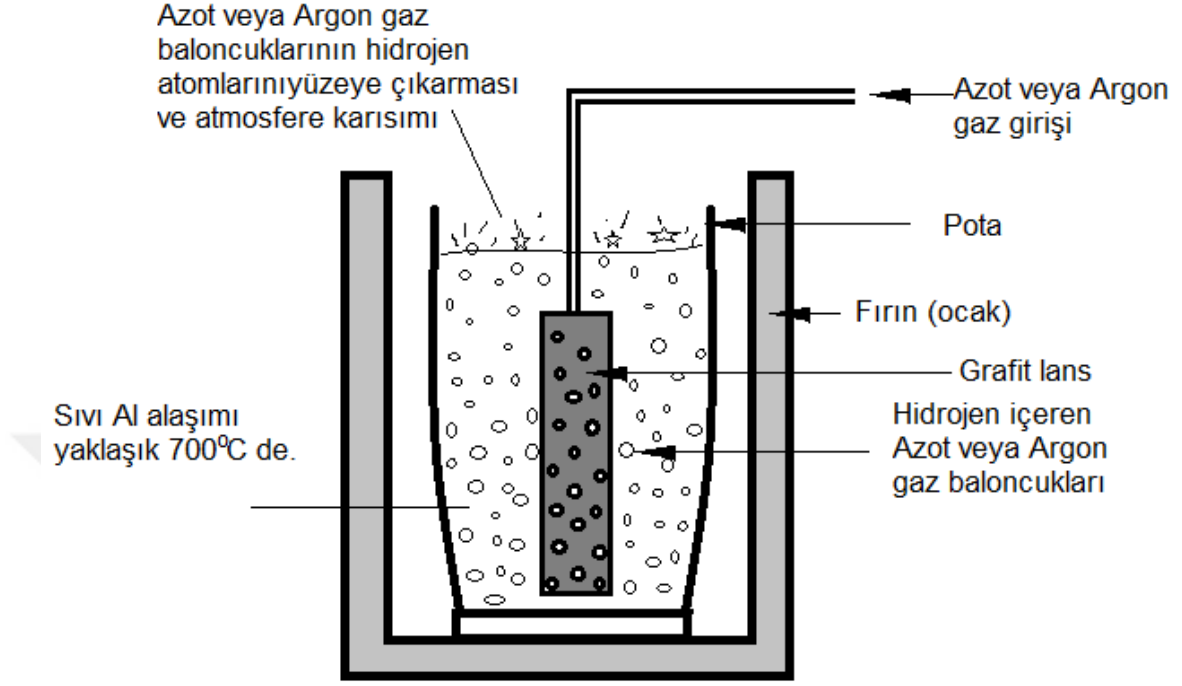
### 3.3. Tane İnceltme İşlemi

Malzeme ergidikten sonra pota içerisine döküm işlemine başlamadan yaklaşık 15 dakika öncesinde tanelerin daha ince, eşitlenmiş ve düzgün bir düzlemde olması için % 0,05 Ti oranını sağlayacak şekilde Al5TiB tane inceltici olarak eklenmiştir. Tane inceltici potaya atıldıktan sonra pota içerisinde ki malzeme yavaş bir şekilde karıştırılmıştır.

### 3.4. Gaz Giderme İşlemi

Fırın içerisinde sıvı halde bulunan malzemenin içinde barındırması muhtemel, dökümden sonra boşluk oluşturacak çözülmüş hidrojen gazının, azot (inert) gaz uygulaması yöntemiyle ergiyik içinden dışarı atılması ile gerçekleştirildi. Grafit bir lans yardımı ile azot gazı sıvı alüminyumun içerisine verildi. Azot gazı baloncukları çözülmüş hidrojen atomlarını ergiyik içinden difüzyon yoluyla yakalayarak sıvının dışına taşıdı. Bu sayede sıvı alüminyum hidrojen gazından önemli ölçüde arındı. Gaz giderme işleminin şematik gösterimi Şekil 3.2'de gösterilmiştir. İşlem süresi olarak dakika baz alınmış her dakika

sonrası düşürülmüş basınç testi (RPT) numuneleri alınarak uygulamanın optimize süresi tespit edilmiştir.



Şekil 3.2 : Azot veya argon gazı ile sıvı alüminyumda hidrojen giderme.

### 3.5. Arşimed Prensibi İle Yoğunluk Ölçümü

Döküm testleri aşamasında elde edilen RPT numuneleri 24x18 mm ebatlarında Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi Makine Bölümü Atölyesinde tornalandı. Elde edilen bu numunelerin Arşimed prensibine bağlı kalarak yoğunlukları ölçüldü. Tornada işlenmiş RPT numunelerine çözelti süresi ve yaşlandırma süresini belirtmek için numarator vasıtasıyla 200, 400, 600 sayılarıyla kodlama yapıldı. Örnek olarak 210 kodlanmış numunede 2 rakamı çözelti süresini (saat) 10 sayısı ise yapılacak olan yaşlandırma süresini (saat) ifade edecektir.

### 3.6. Kalıp Tasarımı ve İmalatı

Kalıp tasarımı SolidWORKS 3D tasarım programında gerçekleştirildi. SolidCAST döküm simülasyon programı kullanılarak yolluk ve besleyicinin boyutları, yeri ve şekli belirlendi.

Kalıp kütüğü sfero dökme demirden imal edildi. Kum kalıptan çıkarılan kalıp parçaları ilk önce üniversal freze tezgâhında kaba talaş verilerek yüzey düzlemleri gönyeye getirildi. Hem boyutsal hassasiyet oluşturmak hem de yüzey pürüzlüğünü gidermek için kalıp parçalarının tüm yüzeylerine yüzey taşlama tezgâhında taşlama işlemi yapıldı.

SolidCAM programı kullanılarak kalıp parçalarına CNC dik işlem tezgâhında otomatik işleme yapabilmek için kod dizilimi yazıldı. Tezmeksan First V43 4 eksen dik işleme tezgâhıyla işlenmiştir. İşleme yaparken Ø20 R4 kaba takma uç Ø8 küre ana kaba takım olarak, finish için önce Ø6 sonra Ø3 küre finish takımları kullanılarak işlem gerçekleştirilmiştir.

### **3.7. Isıl İşlem**

Isıl işlem operasyonu Şekil 3.3 de gösterilen Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde Protherm marka ısıl işlem fırınında yapıldı. T6 ısıl işlem prosesi uygulanan numuneler çözelti sıcaklığı 470 °C'dır. 2-4-6 saat çözelti işlemi uygulanmıştır. Yapay yaşlandırma hem döküm numunelere hem de ASAŞ Alüminyumdan temin edilen ekstrüzyon parçalarına aynı şartlarda yapılmıştır. Yapay yaşlandırma süresinin etkisini araştırmak için 5'er saat aralıklar 5, 10, 15, 20, 25 saat fırında tutulmuştur. Yapay yaşlandırma sıcaklıkları 125°C ve 138°C'dir.

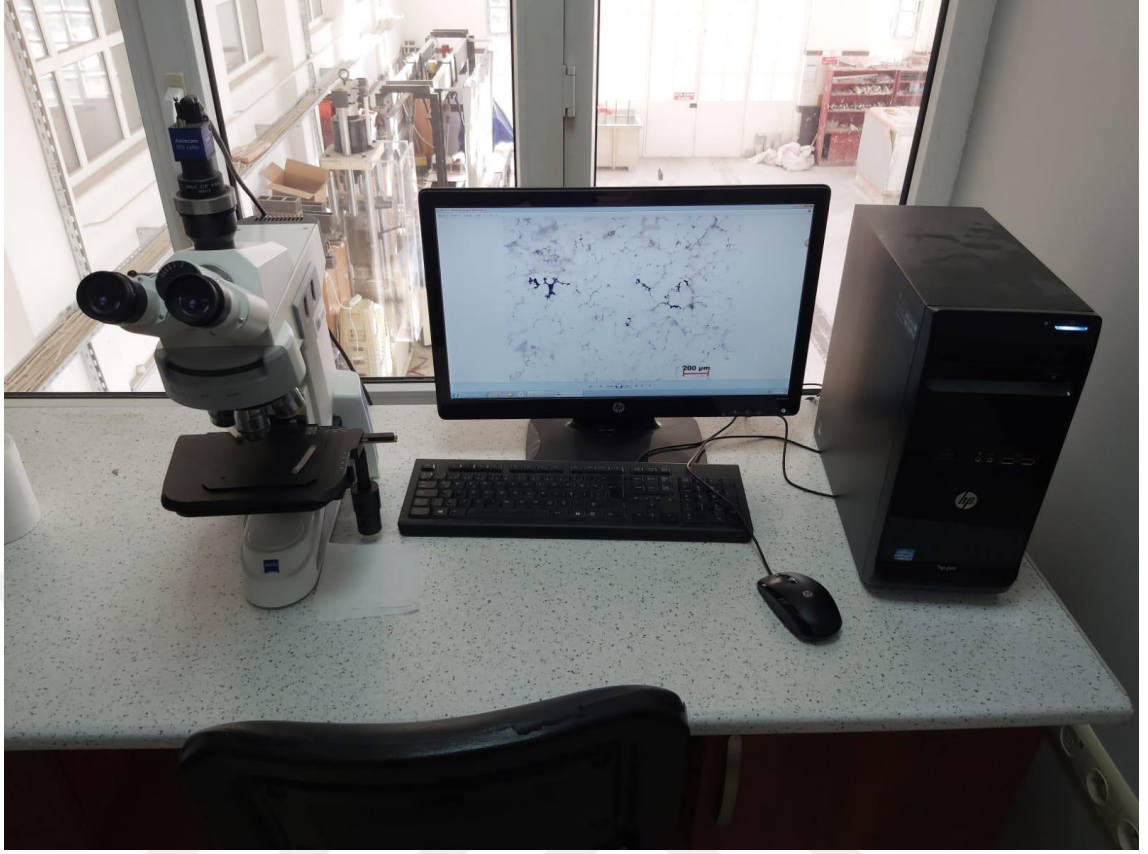


Şekil 3.3 : Çözelti ve yapay yaşlandırma için ısıtma fırını.

### 3.8. Metalografik İnceleme

#### 3.8.1. Optik mikroskop

Direk döküm numuneleri ve ısıtma işlem görmüş numuneler öncelikle 120, 200, 400, 600, 1000, 1200, 2000 grit numara boyutuna sahip SiC zımparalar ile su altında zımparalanmış 3 mikron parlatma solüsyonu kullanılarak parlatma çuhasında parlatılmıştır. Ayrıca numunelere KELLER dağlayıcıyla dağlama işlemi yapılmıştır. Numuneleri görüntülemek için AxioCam yazılımı ve Şekil 3.4’de verilen Carl Zeiss Axio Lab A1 dik laboratuvar mikroskobu kullanılmıştır.



Şekil 3.4 : Carl Zeiss Axio Lab A1 optik mikroskop.

### **3.8.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM)**

SEM görüntüleri için JEOL JSM-6060LV Elektron Mikroskobu ve TESCAN VEGA SEM kullanıldı. JEOL JSM-6060LV Elektron Mikroskobu ikincil ve geri saçılmış elektron dedektörleri ile donatılmıştır. Ayrıca, TESCAN VEGA SEM EDX analizi de yapılmıştır.

### **3.8.3. X ışını kırınımı (XRD)**

XRD analizleri, Sakarya Üniversitesi Metalurji Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Şekil 3.5'te gösterilen Rigaku XRD-6000 cihazı gerçekleştirilmiştir. Cu X-ışını tüpü kullanılarak numunelerin yapısı belirlenmiştir. Yüksek hızlı elektronlar numunelere gönderilerek kırınım desenine göre mikro yapıda hangi bileşiklerin varlığı tespit edilmiştir.





Şekil 3.5 : Rigaku XRD-6000 cihazı.

#### **3.8.4. Spektral analiz yöntemi**

Kimyasal analiz Düzce Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırmalar Uygulama ve Araştırma Merkezinde bulunan S7 METAL LAB Plus Metal Analiz Spektrometre Cihazı kullanıldı. Metal analiz spektrometresi Şekil 3.6'da verilmiştir.

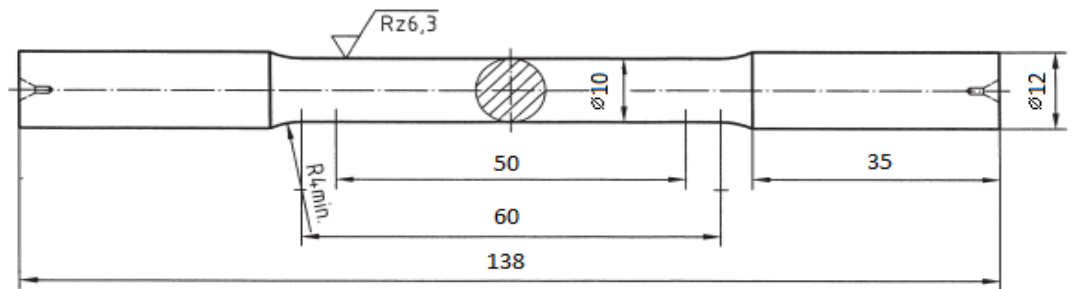


Şekil 3.6 : S7 METAL LAB Plus metal analiz spektrometre cihazı.

### 3.9. Mekanik Testler

#### 3.9.1. Çekme testi

Tüm test numuneleri için her iki makinede 10 mm / dk uzama oranı kullanılmıştır. Ayrıca, tüm çekme testi numuneleri, dövme ve dökme alüminyum alaşımlı ürünlerin çekme testi için standart test yöntemleri olan Şekil 3.7’de gösterilmiş DIN 50125 TYPE A’ya göre hazırlanmıştır.



Şekil 3.7 : DIN 50125 Type A standartı çekme testi numunesi.

Deneme çekme testleri 100 kN kapasiteli ZWICK Z050’lik üniversal test makinesinde, deney numunleri 300 kN’luk INSTRON 300DX cihazında yapıldı ayrıca veri toplama için bir bilgisayarla ara yüz oluşturuldu. Elde edilen gerilim-gerinim çizgilerinden % 0.2

gerilme ofseti olarak belirlenen akma mukavemeti ve gerilme mukavemeti elde edilmiştir.

Dövme alaşımlar ile mukayese edebilmek için ASAŞ Alüminyum fabrikası ile iş birliği yapılmış ve fabrikadan ekstrüzyondan 50 mm çapında çekilmiş silindir şeklinde AA 7075 alaşımından parçalar alınmıştır. Döküm alaşımlarına uygulanan yaşlandırma işlemleri dövme numunelerine de uygulanmış ve aşağıdaki şekilde uçlarına diş açılarak yine DIN normunda belirtilen ölçülerde Şekil 3.8’de görüldüğü gibi çekme çubukları işlenmiştir. Bu numunelerin ısıl işlemleri Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Isıl İşlem Laboratuvarında, çekme testleri ASAŞ Ar-Ge Merkezi laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir.

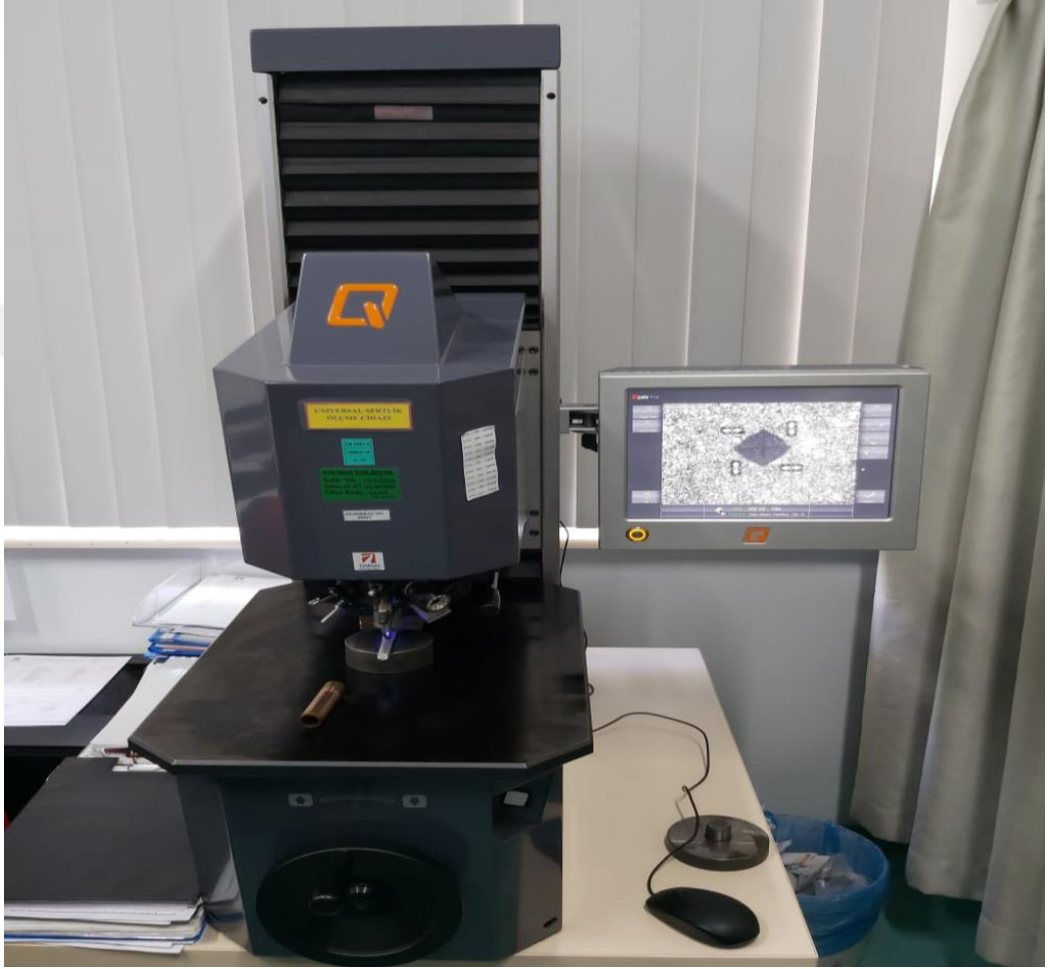


Şekil 3.8 : DIN 50125 Type B standartı çekme testi numunesi.

### 3.9.2. Sertlik testi

Tüm sertlik testlerinde TÜVASAŞ firmasının Mekanik Testler Laboratuvarında bulunan dijital QNESS 750M sertlik test cihazı kullanılmıştır (Şekil 3.9). Vickers sertlik yöntemi ile testler gerçekleştirilmiştir. Sertlik testleri sırasında, yüzeye HV10 standardında yük uygulanmış çıkan baklava dilimi şeklindeki figürün uç noktaları tespit edilerek vickers değerinde sonuçlar alınmıştır.

Zımparalanmış yüzeylerden sertlik alınmıştır. İdeal yaşlanma tespiti sırasında; her bir muamele için bir numunenin kullanıldığı her numune üzerinde dört girinti yapılmıştır. Ortalama sertlik ve standart sapma bu veriler kullanılarak hesaplandı. Sertlik testinde elde edilen bu sonuçlar diğer deney aşamalarında nasıl bir yol izlenebileceğini göstermiş ve uygulamaya konulmuştur.



Şekil 3.9 : QNESS 750M sertlik testi cihazı.

## BÖLÜM 4. SONUÇLAR VE İRDELEME

### 4.1. Alaşım Seçimi

AA 7075 Alüminyum dövme alaşımları başta havacılık olmak üzere günümüzde yüksek mukavemet ve akma değerlerinden dolayı tercih edilmektedir. Bu alaşımlar hadde ürünler şeklinde levha olarak yurt dışından ithal edilmekte ve CNC işleme teknolojileri ile şekline getirilmelidir. Bu oldukça pahalı bir yöntemdir. Çünkü Al kütük parçadan % 90'lara varan fire verilerek parça üretimi sağlanmaktadır. Bu da verilen dövizin % 90'nın talaş ve fire olarak hurdaya gitmesi demektir. Bu nedenle bu çalışmada AA 7075 alüminyum alaşımlarının hurdaları diğer Al hurdalardan ayrı ergitilerek döküm parça üretilmesi hedeflenmiştir. Ancak en önemli sorun bu alaşım döküm alaşımı değildir. Standartlarda dövme alaşım olarak sınıflandırılmıştır. Dökülerek standartlara uygun sağlam parça üretilebilmesi ancak onlarca döküm parametrelerinin optimizasyonuna ve kontrolüne bağlıdır. Bu alaşım mevcut durumda haddelenerek ve T6 yaşlandırma ısıl işlemiyle bu üstün mekanik özelliklerine kavuşmaktadır. Bu alaşımın sağlam parça olarak dökülebilmesi ve ısıl işlem yoluyla mukavetlendirilmesi bu çalışmanın araştırma konusudur.

Bu tez çalışmasında, AA 7075 alaşımı dökülerek parça üretimi başarılı olduğu zaman iki türlü kazanç sağlanmış olacak. Birincisi dolu kütükten işleme ortadan kalkacak ve birincil alüminyum israfı önlenecek. İkincisi dolu kütükten 7075 alaşımı işleyenlerin hurdaya çıkardıkları atık parçalar ve talaşlar geri dönüştürülerek ekonomiye kazandırılacaktır. Dolayısıyla bu çalışmada hem dövme olan 7075 alaşım hürdası döküm yoluyla 7075 olarak geri kazanılacak, hem de işlemeden kaynaklı fire israfı önlenecektir. Döküm yoluyla parça üretimi başarılı olması halinde işleme maliyetinden ve atık firenden tasarruf edilecek, aynı zamanda 7075 alaşımın hurdalarının katma değeri yüksek olarak geri kazanımı sağlanacaktır. Tez çalışmasının hedeflenen çıktılarının elde edilmesi halinde bir

parça üretimi için kullanılan alüminyumdan 10 kata kadar tasarruf edilecek ve kütükten işlenerek üretim yönteminden birçok sektörde vaz geçilecektir.

AA 7075 işleyen firmadan temin edilen atık parçalardan alınan alaşımların kimyasal kompozisyonu Tablo 3.1 de verilmiştir. Bu hurda Al parçaların spektral-analiz cihazında ölçülmüş ve elde edilen analiz sonuçları ile standart AA 7075 değerleri örtüşmektedir.

7075 dövme alüminyum alaşımının ana katkı maddesi olan çinko % 5.6 civarında kullanılır ve alaşımlara çok yüksek çekme mukavemeti verir. Bu standartta, ana alaşım elementi olan çinko az miktarda magnezyumla kullanıldığında ısıl işlem tatbik edilebilen çok yüksek mukavemetli alaşımlar meydana gelmektedir. Çinkonun % 8 den yüksek olması halinde, Al alaşımının dökülebilirliğini düşürmekte ve sıcak çatlamaya sebep olmaktadır. % 5.6 Zn içeren 7075 % 1.6 Cu ve % 2.5 Mg ilavesi dayanımı çok yüksek bir alaşım yapmaktadır [42].

#### **4.2. Ergitme ve Döküm Şartlarının Optimizasyonu**

Bu bölümde doğrudan parça üretimi amaçlanmamıştır. Onun yerine döküm şartlarını doğrulayan numuneler üretilmiştir. Bu çalışmada asansörlü elektrik rezistans fırın ve silisyum karbür pota kullanılmıştır. AA 7075 hurda Al parçalar pota içine 1 kg civarı konularak ergitme gerçekleştirilmiştir. Yaklaşık bir saat süre içinde ergitme noktasına gelmiş ve 20 dakika ilave süre sonunda döküm sıcaklığına ulaşılmıştır. Ergitme çalışmalarında amaç başlangıç kompozisyonu korumak, tane yapısını kontrol etmek, gaz ve çekinti boşluklarını minimize etmektedir. Ayrıca cüruf ve inklüzyonların döküm kalıbı içine girmesini önlemektir.

Tablo 3.1' de görüldüğü gibi bu alaşım çinko esaslı bir Al alaşımıdır ve içinde ayrıca ciddi oranda magnezyum ve bakır bulunmaktadır. Döküm deneyleri sırasında bu kompozisyonu koruyup korumadığı spektral analiz yapılarak kontrol edilecektir. Eğer bu alaşım elementlerden eksilme oluyorsa alaşım ilavesi dökümden önce uygulanmalıdır. Literatürde Mg alaşımlarının buhar basıncı yüksek olduğundan döküm sırasında uçarak standart değerden azaldığı gözlenmiştir [37]. Böyle bir durum çıkması halinde bu kayıp miktarını tazmin etmek için döküm şartları yeniden gözden geçirilecek gerekli görülmesi durumunda magnezyum ilave edilerek döküm alaşımının bileşimi standart değerlere getirilecektir.

Döküm sırasında bileşimin yanı sıra gaz boşlukları ve çekinti boşluklarından kaynaklı gözeneklilik ve tane iriliği farklı döküm problemleridir. Bunları da çözmek için argon veya azot ile sıvı metalin çözünmüş hidrojen gazı alınır ve rafine edilir. Uygun ve besleyici ve soğutucu yardımıyla katılaşma yönlendirilir. Bu sayede oluşabilecek çekinti boşluklarının parçada değil besleyicide kalması sağlanır ve çekinti boşlukları önlenmiş olur. Tane inceltme ilaveleri kullanılarak ince taneli dökümler yapılarak mekanik özellikleri de iyileştirilebilir.

#### 4.2.1. Sıvı alüminyumda gaz giderme ve düşürülmüş basınç test sonuçları

Alüminyum alaşımları sıvı halde oldukça fazla hidrojen absorbe eder. Buna karşın katı halde hidrojen çözünürlüğü çok düşüktür. Hidrojen sıvı alüminyum içerisinde en çok çözünen gazdır. Metalin oksijene karşı afinitesinden dolayı hidrojenin absorbe kaynağı atmosferdeki su buharının ergiyik içine teması sırasında Denklem 4.1'deki şekilde indirgenmesiyle meydana gelir.



Hidrojen çözünürlüğü sıcaklık arttıkça sıvı alüminyum içerisinde katlanarak artar. Bu nedenle ergitme sırasında yüksek sıcaklıklardan kaçınılmalıdır. Sıvının hidrojen çözmesi katının çözmesinden yaklaşık 20 kat daha fazladır. Bu durum katılaşma sırasında çözünen hidrojenin % 95' nin açığa çıkması demektir. Eğer bu absorbe edilen hidrojen katılaşmadan önce sistemden alınmazsa katılaşma sırasında çözünmüş hidrojen sıvı içinden ayrışır ve H<sub>2</sub> baloncuklar oluşturur ve katılaşma tamamlandığında poroziteye sebep olur.

Döküm alaşımının sıvı metal temizliği, gaz kaynaklı gözenek oluşumunu önlemede ve döküm kalitesinde en önemli etkiye sahip unsurlardan biridir. Bunların içerisinde en yaygın olanları ticari olarak bulunan gaz giderme tabletleri kullanımı ile sıvı azot veya argon ile temizleme işlemi (yıkama) işlemleridir.

Bu çalışmada azot ile yıkama işlemi, dış yüzeyleri bor nitrür (BN) ile kaplanmış sabit veya döner bir grafit lans yardımı ile yapıldı. Yaklaşık 700°C'de ince delikleri bulunan bir grafit lans yardımı ile azot gazı sıvı alüminyum içerisine verildi. Bu sayede çok sayıda

küçük gaz baloncuğu sıvı içerisinde geçirildi. Azot gazının sıvı içerisinde geçmesi esnasında metal içerisinde çözülmüş bulunan hidrojen atomları bu baloncuklar içerisinde Sievert kuralı gereğince azot baloncukları içine yayılarak birlikte pota dışındaki atmosfere taşınarak gaz giderme işlemi gerçekleşti.

Gaz giderme işlemi sonucunda kalan hidrojen oranı düşürülmüş basınç testi (RPT) olarak isimlendirilen bir test yardımıyla kontrol edilebilmektedir. RPT testi sıvı metal gaz seviyesinin belirlenmesi için yaygınca kullanılan basit, kullanışlı bir yöntemdir. Bu yöntemde yaklaşık 70-90 gr sıvı metal bir metal kalıp içerisinde alınarak vakum altında ve açık atmosferde katılaştırıldı. Yöntemin etkinliğini tespit etmek için azot gazı 2, 3, 4, 5, 6 dakika süreyle tutularak farklı dökümler alındı. Her numune çiftinin yoğunlukları Arşimet prensibine göre ölçülerek ve Tablo 4.1 de verilmiştir.

Tablo 4.1 : RPT döküm numunelerinde yoğunluk değişimi

		0 dak	1 dak	2 dak	3 dak	4 dak	5 dak	6 dak
Atmosfer	altında	2,74	2,74	2,75	2,76	2,77	2,78	2,78
katılaşma yoğunluk								
Vakum	altında	2,55	2,59	2,66	2,71	2,75	2,76	2,76
katılaşma yoğunluk								
(RPT)								

Vakum altında katılaşan ve gazı alınmamış veya yeterince alınmamış numuneler içindeki hidrojen kabarcıkları basıncın düşürülmesiyle genişleyerek büyürler. Dolayısıyla hacmi genişleyen numunelerin yoğunlukları düşük çıkmaktadır. Tablo 4.1’de görüldüğü gibi vakum altında katılaşan RPT numunelerinin yoğunlukları gaz giderme süreleri arttıkça artmaktadır. Gazı alınmamış vakum ve atmosfer altında katılaşan numunelerin yoğunluklarında önemli fark görülürken ( $2.55-2.74 \text{ gr/cm}^3$ ), 5 dakikalık gaz giderme sonunda elde edilen RPT yoğunluk değeri  $2.76 \text{ gr/cm}^3$  ve atmosferde katılaşan numunenin yoğunluk değeri  $2,78 \text{ gr/cm}^3$  yaklaşmıştır. Gaz giderme süresi bir dakika daha artırılmış ancak yoğunluk sonuçlarında önemli bir değişim olmamıştır. Aradaki yoğunluk farkının azalması kalıntı hidrojen gazın minimize olduğu anlamına gelmektedir. RPT



deneyleri sonucunda gaz giderme için ideal süre 5 dakika olarak tayin edilmiş ve sonraki tüm döküm deneylerinde uygulanmıştır.

### **4.3. Metalografik İnceleme**

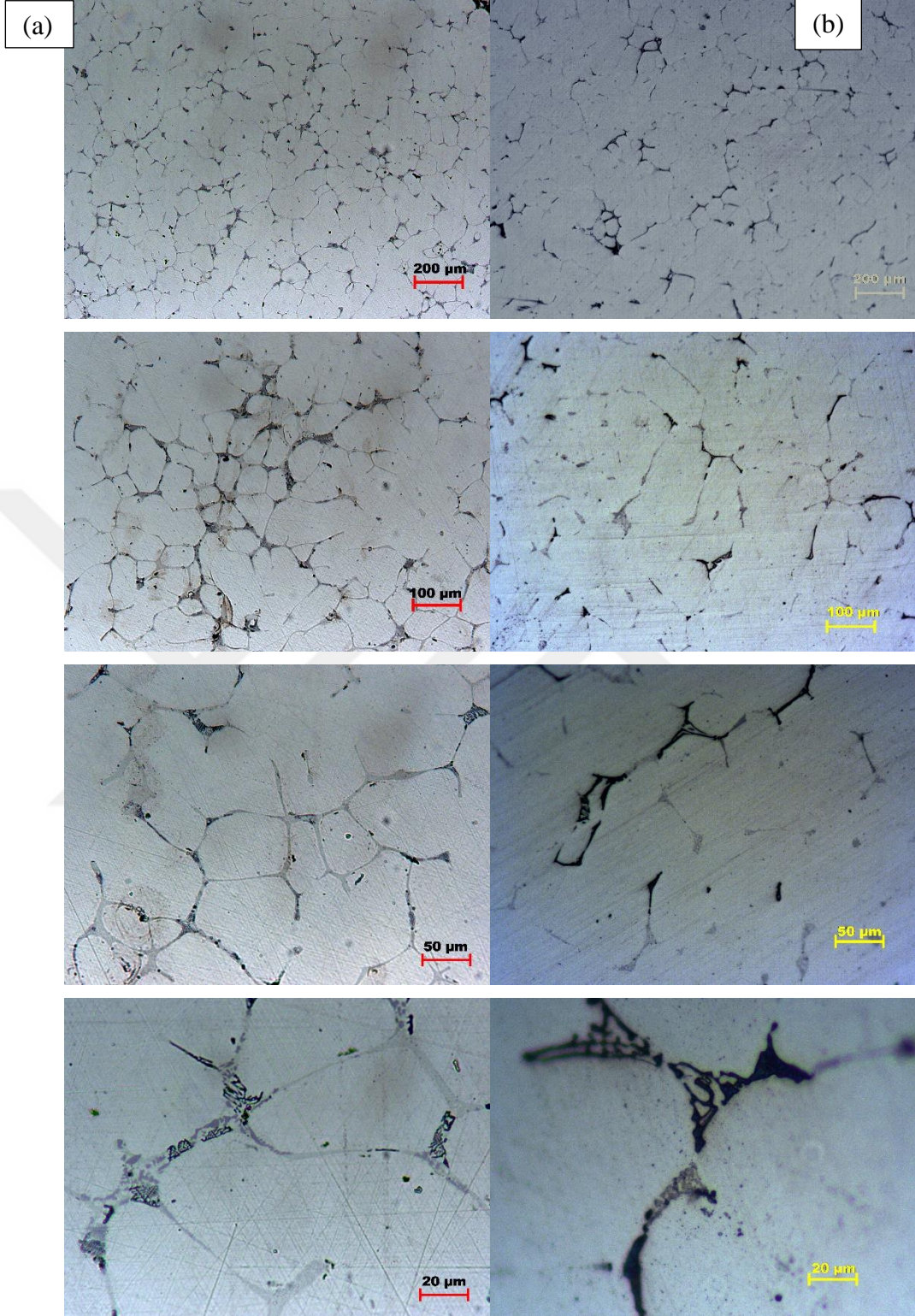
#### **4.3.1. Döküm numunelerin optik mikroskop ile incelemesi**

Gaz giderme optimize edildikten sonra, 7075 hurdalar ergitilmiş 5 dakika süreyle azot gazı ile hidrojen gazı gidererek 700-750°C ilk dökümler yapılmış, elde edilen numuneler metalografik süreçlerle parlatılmış ve dağlanmış. Dağlama solüsyonu olarak Keller's solüsyonu kullanılmıştır. Döküm numuneler ayrıca yaşlandırma (T6) ısıl işleme tabi tutulmuş parlatılmış ve dağlanmış. T6 ısıl işleminde döküm numuneler 6 saat süreyle 470°C de çözeltilmiş, hızlı soğutulmuş ve 125°C de 20 saat süreyle yaşlandırılmıştır. Parlatılmış ve dağlanmış numunelerin optik mikroskopta fotoğrafları ayrı ayrı çekilmiş ve Şekil 4.1 ve 4.3'de ki mikro yapı görüntüleri elde edilmiştir. Şekil 4.1 de döküm ve ısıl işlem görmüş numunelerin parlatılmış yüzeylerinin 5x, 10x, 20x, 50x büyütme mikro yapı görüntülerinin fotoğrafları çekilmiş ve yukarıdan aşağı doğru sıralanmıştır.

Mikro yapı görüntüleri incelendiğinde tanelerin dendritik katılaşma sonucu oluşan eş-eksenel taneler olduğu ve homojen dağıldığı görülmektedir. Mikroskopta büyütme oranı arttıkça tane sınırı fazı ortaya çıkmaktadır. Tane sınırı fazının ilerde yapacağımız SEM ve EDS analizlerini eklediğimizde tam olarak tanımlayabilmekteyiz. Ancak bu bölümde katılaşma sırasında segregasyondan bahsedebiliriz. AA 7075 alaşımları liküdüs ile solidus arası uzak olan ve dolayısıyla katılaşma aralığı geniş olan alaşımlardır. Kullandığımız % 5,5 - 6 Al-Zn alaşımın bileşimi de ötektik noktaya uzaktır. Bu nedenle yapı tam bir dendritik katılaşma göstermektedir. Dendritik katılaşma da iki sorun ortaya çıkmaktadır. Birincisi, katılaşma sırasında katının bileşimi ile sıvının bileşimi çok farklı seyreder ve katılaşma cephesi sürekli çözünen atomları (Zn, Mg, Cu) sürükler. Tane sınırında son kalan sıvı çözünen atomlarca zenginleşir ve böylece katılaşır. Bu durum tane içi ile tane sınırı arasında bileşim dağılımı farklılığı meydana getirir. Bu homojensizliğe mikro-segregasyon denir. Şekil 4.1 20x büyütmede görülen tane sınırı fazı mikro-segregasyon sonucu oluşan çözünen atomlarla zengin tane sınırı fazıdır. Bu faz içinde intermeteliklerin de bulunduğu düşük oranda bir ötektik fazı olduğu

düşünülmektedir. Şekil 4.1 b' de T6 ısıtma işlemi sonucu oluşan mikro yapıları görülmektedir. Temelde tane yapısı ve boyutu aynı olmasına karşın tane sınırı fazında azalma olduğu görülmektedir. Dağlanmış görüntüler de bu durum tam olarak belirgin olmasa da ileride ki dağlanmış görüntülerde açıkça görülecektir. Isıl işlemle tane sınırı fazının azalması, çözeltiye alma sırasında tane sınırı fazının  $\alpha$ -Al dendritleri içerisinde çözünerek suda soğutma sırasında aşırı doymuş çözelti olarak alfa fazı içinde kalmasından kaynaklanmaktadır.

Katılma aralığının geniş olması ve katılmanın dendritik olmasının doğurduğu ikinci sorun akıcılığı düşmesi ve katılma tamamlanmadan beslemenin kesilmesidir. Bu sorun ileri ki bölümlerde genişçe incelenecektir. Bu sorunlar, bu alaşımın neden döküm alaşımı olmadığını göstermektedir. Ancak dökümü imkânsız bir alaşım değildir. Ergitme ve katılmanın kontrolü ile dökülebileceği düşünülmektedir.



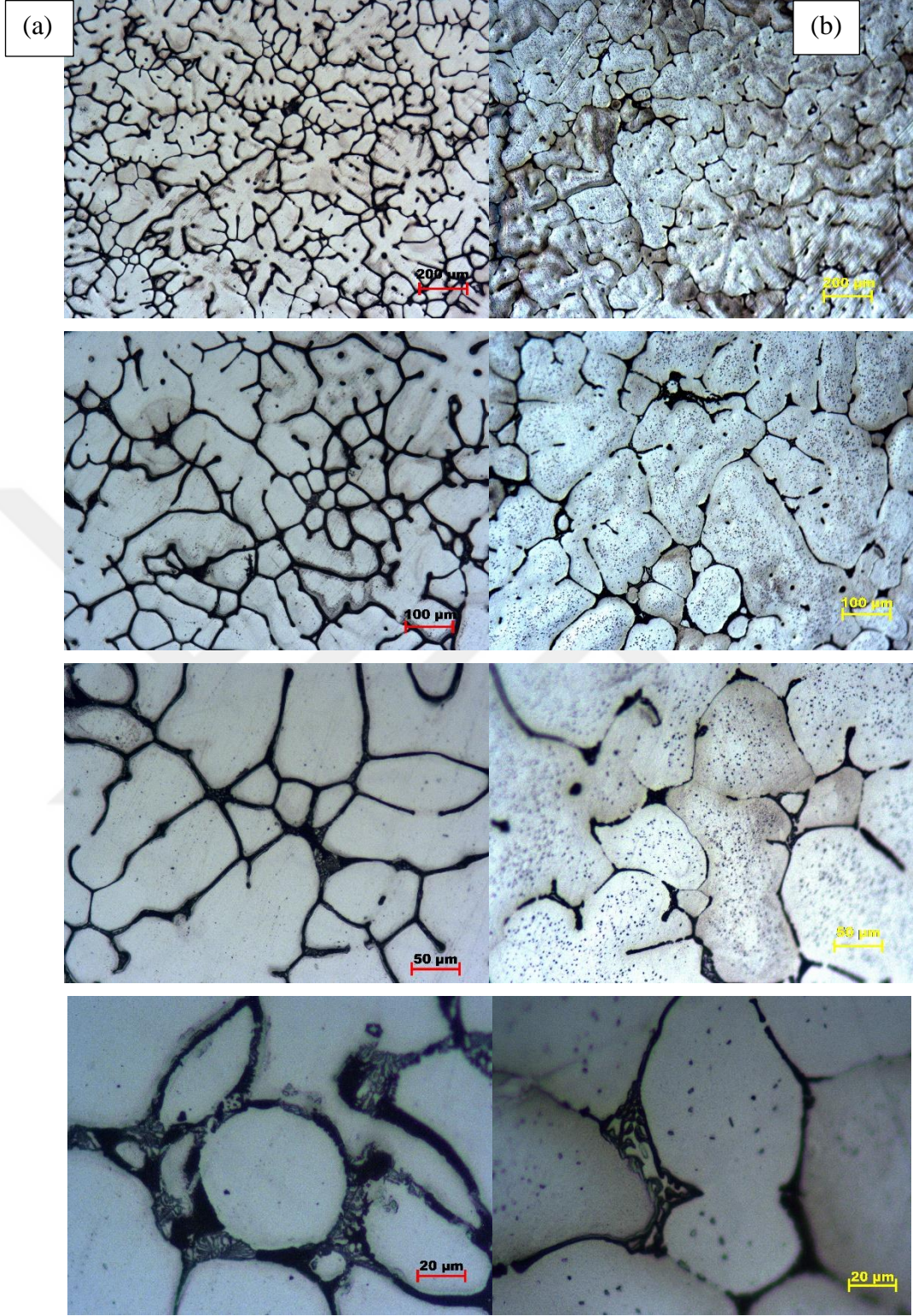
Şekil 4.1 : Gaz giderilmiş AA 7075 döküm numunelerin farklı büyütmelerde optik görüntüleri a) Isıl işlem öncesi döküm b) Isıl işlem sonrası döküm.

Şekil 4.3 a-b' de dağlanmış döküm ve ısıl işlem görmüş numunelerin mikro-yapı görüntüleri verilmiştir. Parlatılmış yüzeyler 40 saniye süreyle Keller's solüsyonunda dağlanmışır. Şekil 4.2 a' da görüldüğü gibi asitik çözeltili döküm numunelerinin tane sınırı daha geniş dağlarken ısıl işlem görmüş olanları daha dar dağlamıştır. Ayrıca ısıl işlem görmüş numunelerde dağlama tane yüzeyinin ortasından tane sınırına doğru derinleşerek gerçekleşmiştir (Şekil 4.2). Bu durum çözeltili alma sırasında tane sınırı fazının tane içine bir bileşim gradyanı oluşturarak yayınmasıyla meydana gelmektedir. Şekil 4.2'de görüldüğü gibi çözeltili alma sonucu tane sınırı fazı azalır tane içinde çözünmüş olarak çoğalır. Yine de tane sınırına yakın bölgelerde çözünen atomca zengin olduğundan ve bu atomlar dağlamayı kolaylaştırdığından bu şekilde bir dağlama morfolojisi ortaya çıkmaktadır.



Şekil 4.2 : Döküm ve döküm sonrası ısıl işlem görmüş numunelerde segregasyon değişiminin dağlamaya etkisinin şematik gösterimi.





Şekil 4.3 : Gaz giderilmiş AA 7075 döküm numunelerin dağlanmış farklı büyütmelerde optik görüntüleri  
a) Isıl işlem öncesi döküm b) Isıl işlem sonrası döküm.

#### 4.3.2. Döküm numunelerin SEM ve EDS analizi

Tane boyutlarındaki değişiklikler sertlik ve mukavemette gözlemlenebilen değişikliklere sebep olur. Katı çözelti ve tane inceltme işleminin Al-Mg alaşımlarının sertleşmesine katkıda bulunduğunu bilinmektedir. Ayrıca, ince taneli malzemelerin daha fazla tane sınırı olduğu; ve tane sınırları daha az olan kaba taneli malzemelerden daha sert ve daha güçlüdür.

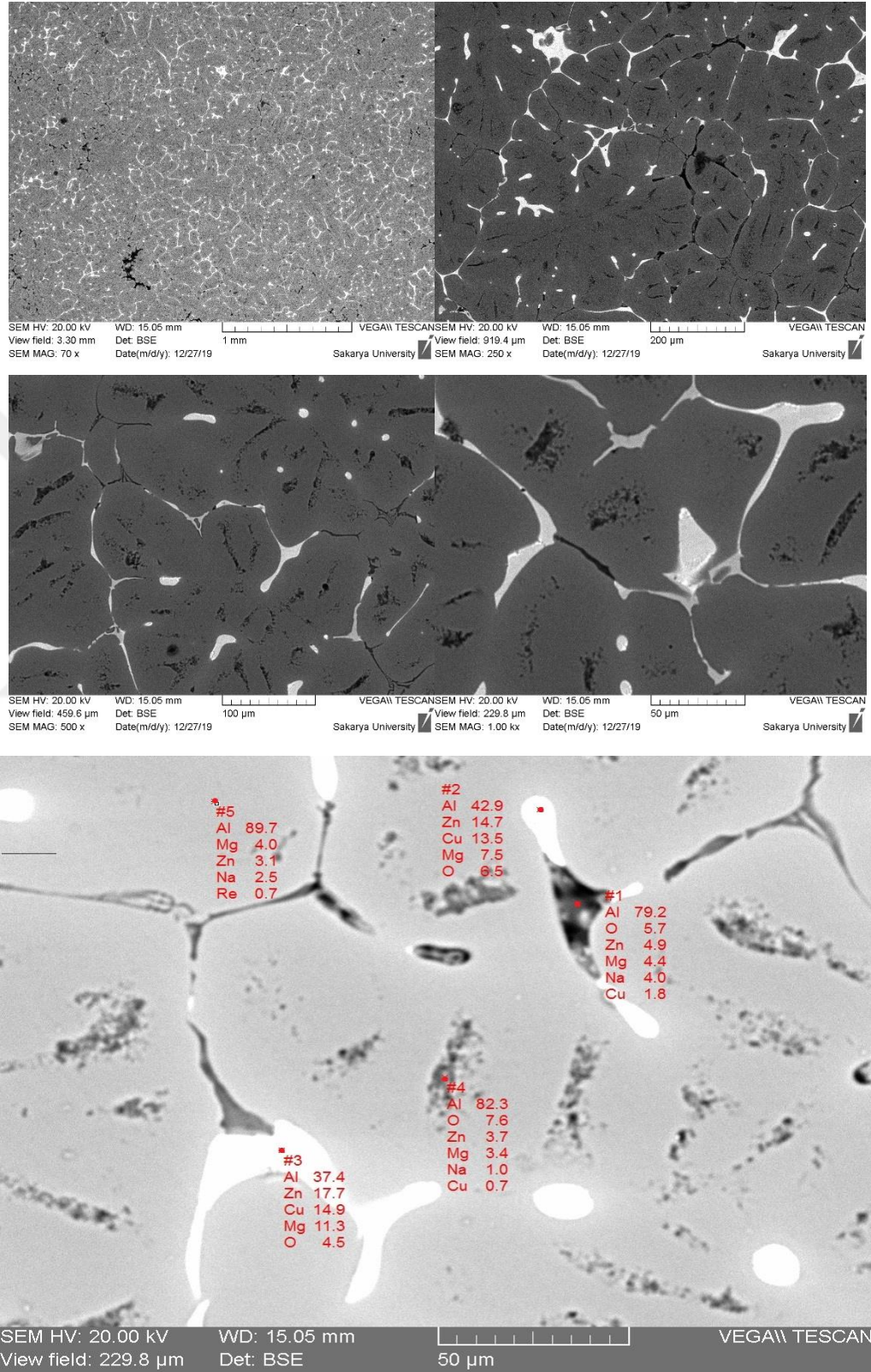
Yaşlandırma ile sertleştirilmiş numune, dökümden daha fazla tane sınırına sahip olduğundan, deformasyon sırasında yer değiştirme hareketine daha fazla engel vardır ve bu nedenle sertleşir ve mukavemeti artar. Şekil 4.4'te ısıtılma işlem öncesi döküm numunenin SEM/EDS analizi gösterilmiştir. Isıtılma işlem öncesi tane yapısında çinko ve magnezyumun tane sınırında biriktiği görülmüş genel yapı baz alındığında çinkonun dağılımı homojen bir yapı göstermediği saptanmıştır. Görüntülemeye parlaklığı apaçık gözlemlenebilen tane sınırlarında bakır elementinin yüzdece zengin olduğu tespit edilmiştir. Genel yapıda ise az miktarda rastlanılmıştır.

Isıtılma işlem sonrası SEM/EDS analizi görüntüleri Şekil 4.5'te verilmiştir. EDS görüntüsüne baktığımızda 1. ve 2. test bölgesi parlak olan yer seçilmiştir. Yüzdece bakır miktarının yine yüksek çıkması SEM görüntüsünde parlak tane sınırlarının bakırca zengin olduğunu doğrulamıştır. Böylece ısıtılma işleminin bakıra etki etmediği, bakırın yapay yaşlanma öncesi ve sonrasında yapısını koruduğu tane içerisine difüze olmadığı söylenebilir. Tane içinde ölçülen Mg ve Zn miktarları çözeltiye alma işlemi sırasında bu alaşım elementlerinin tane sınırından tane içine difüze olduğunu göstermektedir. Tane sınırlarında bulunan ağsı yapıda ise hem Zn hem de Mg ciddi oranda görülmüştür.

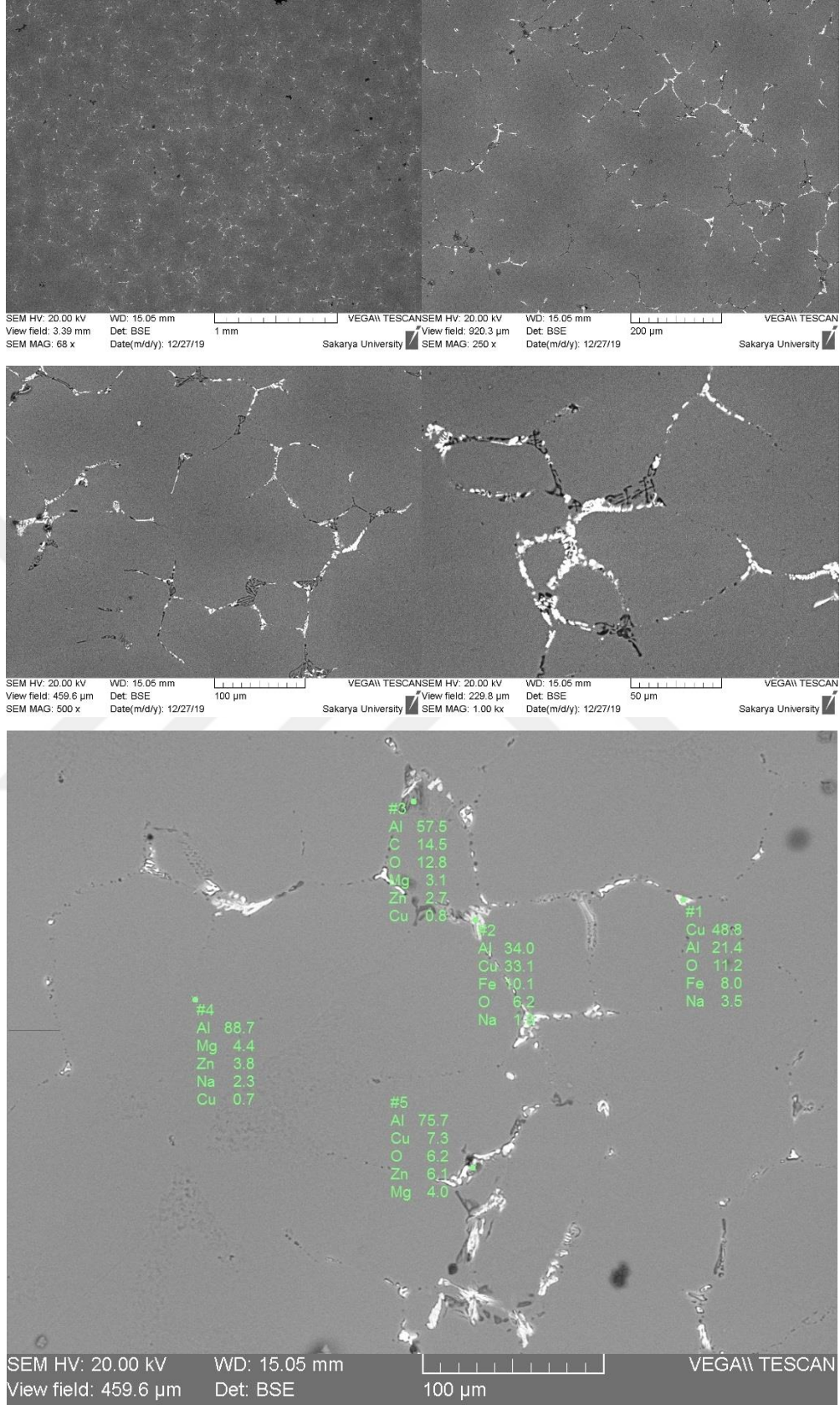
Döküm numunesi taneleri incelendiğinde tanelerin ortalama büyüklükleri 60 µm ile 110 µm arasında olduğu görülmektedir. Burada optik mikroskop görüntüleri dikkate alınarak ısıtılma işleminin tane boyutuna etkisi irdelenmiştir. Isıtılma işlem süresince uygulanan, belli aralıklar şeklinde artan çözelti süreleri ve yapay yaşlandırma sürelerinde aynı tane büyüklüklerine rastlanılmıştır. Tüm bu görüntüler, tane boyutlarının ısıtılma işleminin aşamalarıyla veya artan sıcaklıkla değişmediğini göstermektedir. Döküm ve ısıtılma işlem görmüş numuneler arasındaki en önemli fark ısıtılma işlem sonucu tane sınırı fazındaki azalmadır. Yaşlandırma ısıtılma işleminin çözeltiye alma aşamasında segregasyon sonucu



tane sınırında biriken alaşım elementlerinin bir kısmı tane içine alınarak segregasyon ve dolayısıyla tane sınırı fazlarını azaltılır (Şekil 4.2).



Şekil 4.4 : Döküm numunenin ısııl işlem öncesi SEM/EDS analizi.



Şekil 4.5 : Döküm numunenin ısııl işlem sonrası SEM/EDS analizi.

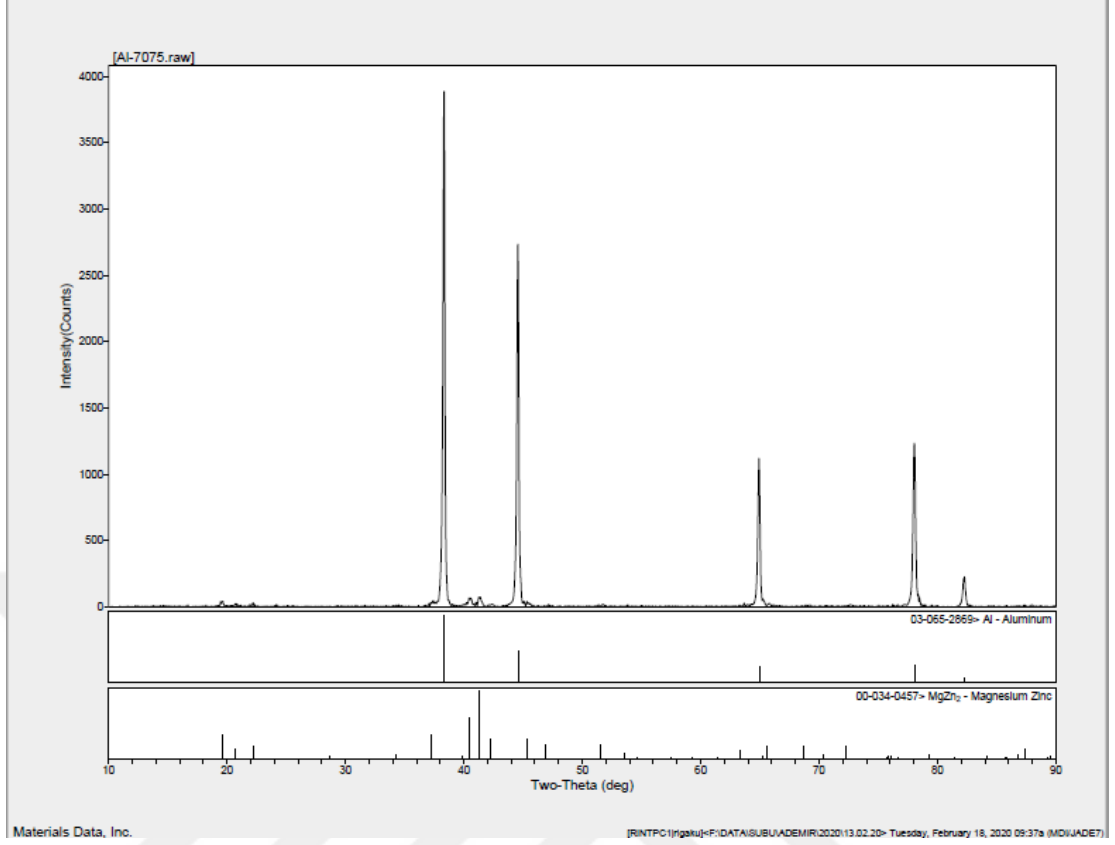


Yaşlandırma ısıl işlemi sonucu, tane içinde oluşan ve x-ışınları analizi ile belirlenebilen  $MgZn_2$  çökelti fazları, mikroyapı görüntüleri incelendiğinde nano boyutta olduklarından SEM ve optik görüntüleme ile tespit edilemezler. Ancak dökülen alaşımın tane boyutu ortalama 100 mikron civarında ölçülmüştür. Şekil 4.2 de genişçe açıklandığı gibi döküm numunelerin, döküm sonrası ısıl işlem gören numunelere göre daha derin ve belirgin dağıldığı söylenebilir. Baydoğan [43] ve bir başka çalışma Kaya [44] tarafından yapılan 7075 malzemeleri yeniden çözültü ve yeniden yaşlandırma işlemi sonrasında incelenmiş mikroyapı görüntüleride benzer sonuçlar göstermiştir.

Tane büyüklüğünün bir sonucu olarak akma dayanımı ve nihai gerilme dayanımındaki gelişme, mikro yapılar açısından da açıklanabilir. Bu taneler ne kadar ince olursa o kadar fazla sınır olur. Plastik deformasyon sırasında, bu tane sınırları boyunca kayma veya yer değiştirme hareketi gerçekleşmelidir. Polikristal taneler, tane sınırlarında farklı kristalografik yönelimler içerdiğinden, bir taneden diğerine geçen bir yer değiştirme, hareket yönünü değiştirmek zorunda kalacaktır. Bu tür yön değişiklikleri, yer değiştirme hareketinin engellenmesine neden olur ve hem akma dayanımını hem de nihai çekme dayanımını artırır. Yaşlandırılmış numuneler en fazla tane sınırına sahip olduğundan, yer değiştirme hareketi plastik deformasyon sırasında gittikçe zorlaşır. Bu, yaşlandırma numunelerinde gözlenen en yüksek akma dayanımı ve nihai çekme dayanımından sorumludur.

#### **4.4. XRD Analizi**

Şekil 4.6'da AA 7075 alaşımını döküm numunesinin ısıl işlem görmüş x-ışınları kırınım analiz (XRD) sonucu verilmiştir. Numune  $10-90^\circ$  tarama açılarıyla taranmış grafikteki piklerinin Al ve  $MgZn_2$  faz pikleri ile eşleştiği çözümlenmiş yaşlandırma ısıl işlemi sonucu  $MgZn_2$  intermetaliklerinin çökeldiği kanıtlanmıştır. Bu çalışma için kullanılan 7075 Al alaşımını yaklaşık % 5.6 çinko (Zn) ve % 2.5 magnezyum (Mg) içerir. Bu iki alaşım elementi, yaşlanma ısıl işleminin bir sonucu olarak yapı içerisinde  $MgZn_2$  çökeltisinin oluşmasıyla bu alaşımın mukavemetinde artışa yol açmaktadır.



Şekil 4.6 : Isıl işlem görmüş döküm numunenin AA7075 malzemenin XRD sonuçları.

#### 4.5. AA7075 Döküm Alaşımının Bileşim Yoğunluk ve Isıl İşlem Davranışları

Önceki bölümlerde 7075 alaşımının ergitme şartları optimize edilmiş ve bu şartlar sabit tutularak metal numune kalıplarına gaz ve cüruf alınarak standart dökümler yapılmıştır. Bu döküm numuneler Tablo 4.2 de görüldüğü gibi çözelti süresi ve ısıl işlem süresine göre numune kodları verilmiştir. Dökülen numuneleri sertlik ölçümleri doğru, parlatma ve spektral analiz işlemleri kolay olsun diye tornada 24 mm çap ve 18 mm boyda silindirik olarak işlenmiştir. Bu kodlar ısıl işlem fırınlarında ve sonraki deneylerde karıştırılmaması için verilen kodlar numaratorler ile iz yapılmıştır.

Tablo 4.2 : Döküm numunelerin ısıtılma işlem kodlaması.

Numune Kodu	Çözelti Süresi (saat)	Yaşlandırma Süresi (saat)
205	2	5
210	2	10
215	2	15
220	2	20
225	2	25
405	4	5
410	4	10
415	4	15
420	4	20
425	4	25
605	6	5
610	6	10
615	6	15
620	6	20
625	6	25

Kodlanmış tüm döküm numunelerin alaşım elementleri spektral-analiz cihazında ölçülmüş ve Tablo 4.3 de verilmiştir. Spektral-analiz deneyleri, döküm sonrası alaşım elementlerinde bir kayıp ve değişim olup olmadığını gözlemlemek için yapılmıştır. Ergitme ve döküm işlemleri sonucunda alaşım elementlerindeki değişimin standart alaşımın limitleri içinde kaldığı tespit edilmiştir. 7075 alaşımının ana alaşım elementi çinkodur ve % Zn 5,1- 6,1 arası oranlar AA standardı olarak verilmiştir. Elde edilen sonuçlarda % Zn 5,145 - 6,103 arasında değişkenlik göstermiş ancak standart limitler içinde kalmıştır. Aynı şekilde ikinci önemli alaşım elementi magnezyum % Mg 2,090-2,267 aralığında ölçülmüş ve standart limitler ( % Mg 2,1-2,9) içinde kaldığı gözlenmiştir. Üçüncü önemli alaşım elementi bakır % Cu 1,2-2,0 standartta verilmiş, deneysel olarak % Cu 1,381-1,624 aralığında ölçülmüş ve standart değer aralığında olduğu tespit edilmiştir. Ergitme ve döküm prosesi sonucu alaşım elementlerinin standart limitler içinde kaldığı yapılan spektral-analizler ile tespit edildiği için sonraki ergitme döküm deneyleri sırasında herhangi bir alaşım elementi ilavesine ihtiyaç duyulmamıştır.

Tablo 4.3 : Döküm numunelerin spektral-analiz sonuçları.

Numune Kodu	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
205	0,279	0,162	1,408	0,062	2,090	0,191	5,848	89,894
210	0,142	0,244	1,555	0,065	2,210	0,162	5,374	90,157
215	0,101	0,184	1,452	0,04	2,195	0,199	5,497	90,248
220	0,077	0,171	1,467	0,034	2,202	0,197	5,857	89,893
225	0,137	0,207	1,404	0,068	2,096	0,166	6,103	90,647
405	0,078	0,119	1,502	0,032	2,255	0,192	5,225	90,509
410	0,081	0,148	1,502	0,031	2,179	0,181	5,896	89,905
415	0,073	0,084	1,447	0,032	2,203	0,181	5,219	90,673
420	0,281	0,164	1,508	0,062	2,153	0,18	5,331	90,335
425	0,141	0,188	1,381	0,059	2,197	0,16	5,872	90,067
605	0,14	0,265	1,624	0,062	2,248	0,173	5,156	90,571
610	0,081	0,15	1,537	0,033	2,235	0,195	5,432	90,311
615	0,083	0,119	1,527	0,032	2,267	0,193	5,145	90,545
620	0,116	0,167	1,623	0,038	2,199	0,193	5,393	90,189
625	0,151	0,275	1,588	0,06	2,333	0,172	5,634	89,705
Standart 7075	0.40 max	0.50 max	1.2- 2.0	0.30 max	2.1-2.9	0.18- 0.28	5.1- 6.1	Kalan

Alaşımın ötektik oranı ısıtma sırasında kademeli olarak azalır ve iki alaşım arasındaki alan ötektik oran farkı gözlenir. Ötektik yapıların karakterizasyonu ısıtma işlemiyle kademeli olarak kaybolur ve fazların sürekli karışımı izole partiküllere dönüşür. Direk döküm numunenin katılaştırılması sırasında, 7075 alüminyum alaşımının alaşım elementi içeriğinin yüksek olması ve direk döküm işleminin dengesiz katlaşması nedeniyle tane sınırında düşük erime noktalı ötektikler oluşacaktır. Orijinal mikro yapının iyileştirilmesi ısıtma işlemi üzerinden etkili olmaktadır. Tablo 4.4'te ısıtma işlemi öncesi döküm numunelerinin yoğunluk ve sertlik değerleri ile ısıtma işlemi sonrası elde edilen sertlik değerleri Vickers sertlik değeri cinsinde verilmiştir. Numunenin yüzeyinin farklı noktalarından yapılmış testlerin ortalama değeri ifade edilmektedir. Döküm haliyle numunelerden ortalama sertlik değeri olarak 104 HV den 128 HV değerine kadar sonuç alınmıştır.

AA 7075 alaşımının teorik yoğunluğu literatürde  $2.81 \text{ gr/cm}^3$  olarak bildirilmiştir. Bu yoğunluğa ancak ekstrüzyon ve haddeleme gibi gözenekliliği sıfıra düşüren işlemlerle ulaşabilmektedir. Burada doğrudan döküm söz konusudur. Gaz giderme ve tane inceltme doğru besleme ve katlaşmanın yönlendirilmesiyle Tablo 4.4 de verilen yoğunluklara ulaşmak önemli bir başarıdır. Elde edilen döküm numunelerinde alınan yoğunluk

değerleri 2.75-2.79 gr/cm<sup>3</sup> arasında değişmektedir. Aynı şartlarda dökülmesine rağmen dökümhane pratiğine bağlı olarak çok az farkta yoğunluk değerleri elde edilebilmektedir. Döküm numunelerini ortalama yoğunluk değeri 2,77 gr/cm<sup>3</sup> dür. Bu da teorik yoğunluğun % 98,5 değerine kokil kalıba kontrollü dökerek ulaşıldığını göstermektedir. Kalıntı gözenekliliğin ise % 1,5' in altında olduğuna işaret etmektedir. Kalıntı gözeneklilik sertlik ve çekme değerlerini önemli ölçüde azaltması beklenirken bu çalışmada Tablo 4.4' de ki numune yoğunluk değişiminin sertlik değerlerinin değişimine bir doğrusal değişim gösterdiği doğrulanmamıştır.

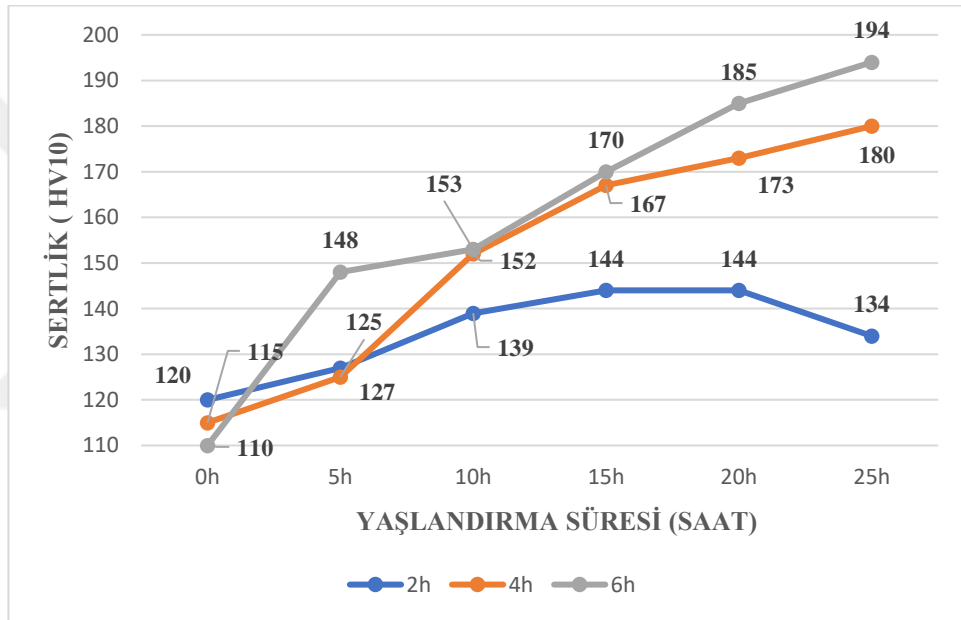
Katı çözelti muamelesinden sonra, çeşitli tane incelticilere sahip alaşımların tanelerinin tamamı, eşitlenmiş tek biçimli taneler haline gelir. İlginç bir şekilde, bunlar arasında, TiN ile alaşımların tane boyutu, tane inceltici içermeyen veya Ti takviyeli daha küçüktür. Bilindiği gibi, Al-Zn-Mg-Cu alaşımı yüksek miktarda alaşım elementi, Zn, Mg ve Cu içerir. Bu elementlerin katılaştırma işlemi sırasında tane sınırları üzerinde yırtılması kolaydır ve bu nedenle T, S, h, q vb. Gibi kaba ikinci fazlar üretir. Bununla birlikte, alaşımların mekanik özellikleri ikinci fazlar nedeniyle önemli ölçüde azalır. Çözelti işlemi, bu fazları Al matrisine çözebilir. Yayımlanan çalışmaya göre [45], büyük boyutlu parçacıklarla karşılaştırıldığında, küçük boyutlu ikinci faz parçacıkları ile Al taneleri arasındaki arayüz enerjisi daha yüksektir, bu nedenle küçük boyutlu ikinci faz parçacıkları tercihen Çözelti süresinin uzaması ile birlikte Al matrisine dahil olur. Bu nedenle, TiN nano parçacıklarının eklenmesi, katı çözelti işlemi sırasında alaşım elementlerinin çözeltisini teşvik ettiği söylenmiştir. Li ve diğ. ark. TiN/Ti takviyeli 120 °C'de 20 saat yaşlandırma yapılmış Al-Zn-Mg-Cu alaşımından 194 HV sertlik sonucu almışlardır[46]. Deneysel çalışmalarımızda tane inceltici olarak Al<sub>5</sub>TiB tane inceltici kullanılmıştır Şekil 4.7 incelendiğinde benzer şekilde sonuçlar elde edildiği görülmektedir.

Tablo 4.4 : Döküm yoğunlukları ve yaşlandırma ısıl işlemi sonucu sertlik artışı.

Numune Kodu	Döküm Yoğunluğu (gr/cm <sup>3</sup> )	Isıl İşlem Öncesi Sertlik Değeri (HV)	Isıl İşlem Sonrası Sertlik Değeri (HV)
205	2.764	124	127
210	2.767	122	139
215	2.768	120	144
220	2.780	123	144
225	2.748	115	134
405	2.760	113	125
410	2.767	124	152
415	2.767	106	167
420	2.788	106	173
425	2.760	128	180
605	2.754	113	148
610	2.768	111	153
615	2.776	115	170
620	2.786	104	185
625	2.768	106	191

Çözelti ve yaşlandırma süreleri kodlanmış numunelere planlanan T6 ısıl işlem prosesi uygulanmıştır. Çözelti süresi olarak 2, 4 ve 6 saat, yaşlandırma süresi olarak 5, 10, 15, 20 ve 25 saat uygulanmıştır. Numuneler öncelikle 470 °C çözeltiye alınmış suda soğutulmuş daha sonrada 125 °C’de yapay yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Çözelti süresi sona eren her numune fırından çıkartılıp aniden soğuk suda soğutulmuştur. Su verme işlemi mümkün olduğunca hızlı bir şekilde yapılmalıdır. Hızlı katılaşma işleminin ve ısıl işlemin, mikro-ayırışma oluşumunu ortadan kaldırdığı ve bazı mekanik özelliklerin önemli ölçüde iyileştirildiği bulunmuştur. Yaşlandırma ısıl işleminin akma dayanımını, nihai gerilme dayanımını ve sertlik değerlerini arttırdığı, ancak süneklik azalttığı bulunmuştur. Yapay yaşlandırma işlemi, yüksek nihai çekme dayanımı, akma dayanımı ve sertlik değerleri gerektiren uygulamalar için uygun olacaktır. Şekil 4.7’de görüldüğü üzere gevrek yapısı nedeniyle ısıl işlem görmüş numuneler oldukça yüksek sertliğe sahiptir. Yaşlanma sertleşmesi uygulanmış numuneler tarafından geliştirilen en yüksek

sertlik değerleri, yabancı atom olarak işlev gören veya katı çözeltide konakçı kristalin kafesine dahil edilen bağdaşık ve ince dağılmış  $MgZn_2$  fazlarının çökeltilmesine bağlıdır; bu, alaşımı zorlaştıran daha fazla kafes çarpıklığına neden olur. Bu nedenle, bu alaşımlardaki ana mukavetlendirme mekanizması, yapay yaşlanma sırasında bağdaşık  $MgZn_2$  yapısal çökeltilerinin tane sınırında değilde tane içinde oluşması ile meydana gelmektedir. Çökelti parçacıkları alaşımda gerilim oluşturarak ve dislokasyon hareketini önleyerek deformasyona karşı direnci artırır ve böylece ısıl işlem görmüş alaşımları mukavemetlendirir.



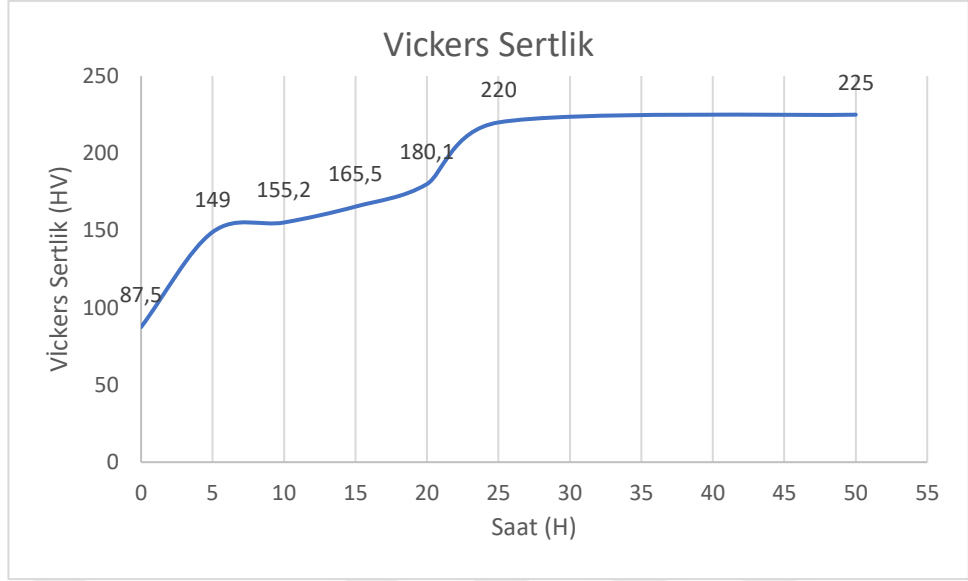
Şekil 4.7 : Isıl işlem sonrası sertlik değerleri (HV10).

Isıl işlem sonuçlarına bakıldığında 6 saatlik çözelti süresi ve 25 saatlik yapay yaşlandırma süresinin en iyi sonucu verdiği gözlenmiştir. 2 saatlik çözelti uygulanmış numunelerin grafiğine bakıldığında 20 saat 125 °C yapay yaşlanmadan sonra sertlik değerinin iniş geçtiği gözlenmiştir. Buda yaşlandırma ısıl işlemi için 2 saat çözeltiye alma süresinin çok yetersiz olduğunu göstermiştir. Çözelti süresi 4 ve 6 saat olan numunelerin sertlik artışı devam etmiştir. 6 saat çözeltiye alınmış numunelerdeki sertlik değerleri çarpıcı şekilde yüksek değerlerde çıkmıştır. Daha sonra yapılan çekme testi numunelerin ısıl işlem esnasında 6 saat çözelti ve 50 saat yaşlandırma uygulanmış ve sertlik değeri çok fazla

değişmemiştir. Bu nedenle 125°C de yapay yaşlandırma şartlarında 25 saat yaşlandırma süresi yeterli görülmüştür.

Tablo 4.4 ve Şekil 4.7 'de döküm numunelerin yaşlandırma sertleşmesi ile davranışları verilmiştir. Burada çözeltiye alma süresi ve yapay yaşlandırma süresi olmak üzere iki parametrenin sertlik artışına etkisi incelenmiştir. Numuneler tek tek incelendiğinde hem çözeltiye alma süresindeki artışın hem de yapay yaşlandırma süresindeki artışın sertlik artışını olumlu etki ettiği görülmektedir. İki saat çözeltiye aldıktan sonra ne kadar yaşlandırırsak yaşlandırılma sertleştirilmenin çok başarılmadığı görülmektedir. Çözeltiye alma işlemi hem intermetalik fazın çözünmesi hem de tane içine atomik difüzyon gerektirdiğinden bunun tamamen gerçekleşmesi için uzun zamana ihtiyaç olduğu anlaşılmaktadır. 4 saatlik çözelti süresini takip eden yaşlandırma ısıl işleminde yaşlandırma süresine bağlı bir sertlik artışı gözlenmiştir. Demek ki 4 saatlik çözelti süresinde önemli bir çözünen atom difüzyonu gerçekleşmiştir. Ancak yine de 4 saatte yeter miktarda çözünme gerçekleşmediğini 6 saatlik çözeltiye almayı takip eden yaşlandırma ısıl işlem sonucuna bakıldığında anlaşılmaktadır. En belirgin sertlik artışı 6 saatlik çözeltiye alma ve hızlı soğutma sonunda 125 °C de 25 saatlik yaşlandırma ısıl işlem ile elde edilmiştir. 6 saat çözeltiye alınan numunenin sertleşme grafiğine bakıldığında 25 saatlik ısıl işlem süresi ile 110 HV den 191 HV sertlik değerine ulaşıldığı gözlemlenmektedir. Buradan da anlaşıldığı üzere yüksek bir sertlik elde etmek için en az 6 saatlik bir çözelti süresi ve 25 saatlik yaşlandırma süresi gerekmektedir. Ancak yaşlandırma sıcaklığı artırılırsa yaşlandırma sıcaklığında bekleme süresi azalacaktır. Bu durumda aşırı yaşlanma riski olacağından pek tercih edilmemektedir. Tane sınırı fazının çözünerek tane içine difüzyonu için atomların alacağı mesafe önemli olduğundan tane inceltme bu mesafeyi kısaltacaktır. İlerdeki çekme çubuğu döküm çalışmalarımızda tane inceltmeye önem vererek daha etkili difüzyon ve daha yüksek sertlikler elde edilmiştir.





Şekil 4.8 : Ekstrüzyon numunelerinin 125°C de farklı sürelerde yaşlandırma sertlik değerleri.

Ekstrüde edilmiş 7075'in sertlik değerleri 150 HV ila 182 HV arasındaki sertlik değeri dağılımını gösterir. Ayrıca, T6 ısıl işleme, daha yüksek sertlik değerleri veren MgZn<sub>2</sub> intermetalik faz çökeltisi vererek daha fazla çökmeye neden olabilir [47].

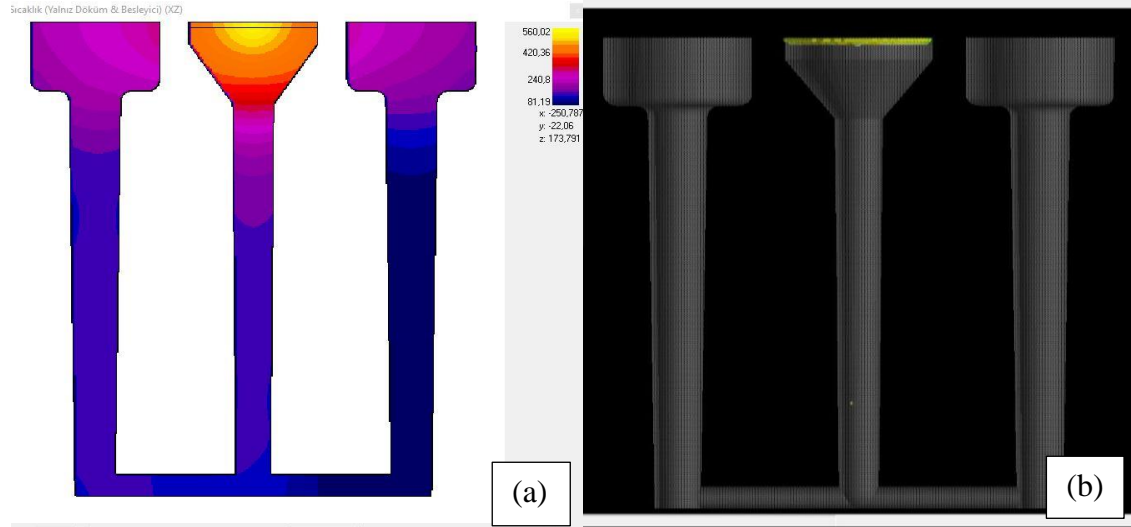
#### 4.6. Çekme Testi Kalıbı

Kalıp tasarımı, döküm yöntemi ile oluşturulan bir ürünün şeklini, konfigürasyonunu, kalitesini ve bütünlüğünü etkiler. Yanlış teknik özellikler, takım veya malzeme korozyonunun yanı sıra düşük ürün kalitesiyle sonuçlanabilirken, etkili bir tasarım döküm hatalarını en aza indirir verimliliği ve üretim süresini artırır.

İmalat atölyeleri ve dökümhaneler, tasarım özelliklerine mümkün olduğunca az sapma meydana gelen metal dökümler yapmaya çalışırlar. Bununla birlikte, bir ürün çalışmasında kusurlardan kaçınmak zor olabilir, çünkü çoğu metal soğurken bir dereceye kadar büzülür. Bir bileşen büzülmeyle maruz kaldığında, tüm parçanın bütünlüğünü ciddi şekilde zayıflatabilir ve sonunda stres altında kırılabilir. Piyasaya giren hatalı parçaların kusurunu azaltmaya veya ortadan kaldırmaya yardımcı olmak için, birçok tesis hem yüzeysel hem de iç kusurları tespit etmek için denetim ekipmanı kullanır.

Bu çalışmamızda çekme testi için nihai çekme kalıbını imal etmeden önce değişik kalıp figürlerinde sıvı akışkanlığı, çekme bölgeleri, besleme etkisi ve uygun besleme konumunu, yolluk girişleri, muhtemel kalıp sıcaklıkları SOLIDCast simülasyon programı

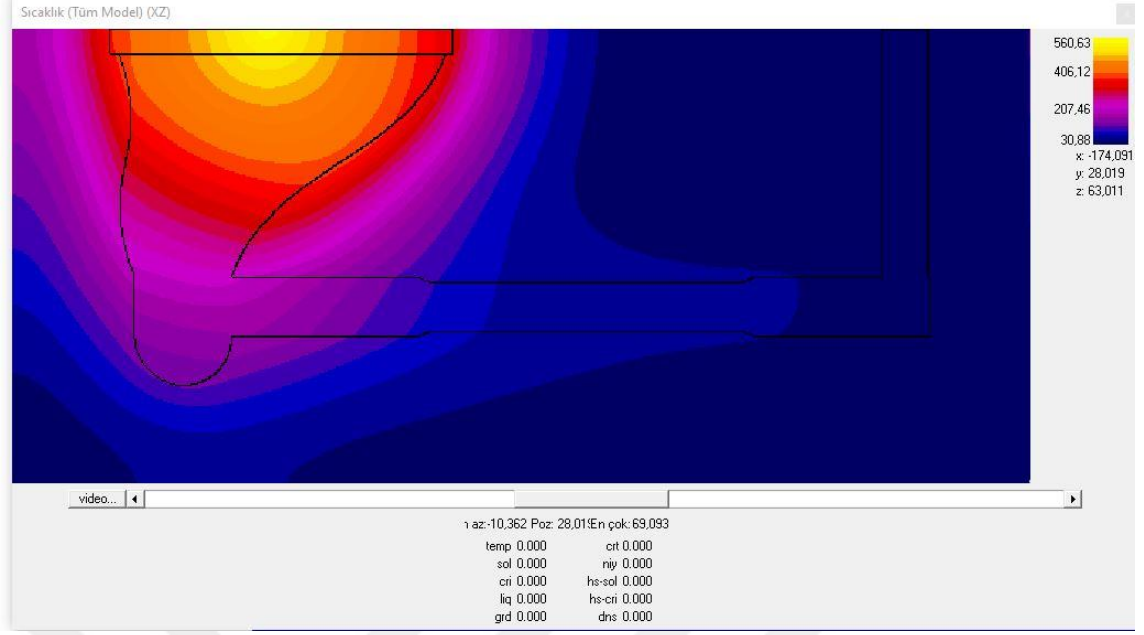
ile simüle edilmiştir. Şekil 4.9'da ilk tasarımlar yer almaktadır. Bu tasarımda ortada bir yolluk ve kenarlarda iki adet çekme çubuğu numunesi elde edilecek şekilde döküm deneyleri düşünülmüştür. Besleyiciler kum dökümlerde olduğu gibi çubukların üzerine yerleştirilmiş ve 200°C kalıp sıcaklığında simülasyon programı çalıştırılmıştır. Ayrıca besleyiciden tabana doğru yönlendirilmiş katılma olması için çubuklar besleyiciye doğru genişleyen bir şekilde konik tasarlanmıştır. Besleyici etkin çalışabilmesi için katılmanın besleyiciye uzak noktadan başlayıp besleyicide tamamlanması sağlanmalıdır. Buda kesit kalınlığını dereceli besleyiciye doğru kalınlaştırarak ve besleyiciyi gereğinden büyük yaparak sağlanabilir. Bu tasarımda da buna dikkat edildi ve Şekil 4.9 (a)' da görüldüğü gibi planlandığı gibi besleyicilerde parçadan daha sıcak bir ısı dağılım meydana gelmiştir. Ancak Şekil 4.9 (b) döküm simülasyon çıktıları beslemenin besleyiciden değil yolluktan meydana geldiğini göstermiştir. Bunun sebebi yolluktan besleyiciye gidinceye kadar sıvı metal akış süresince kalıbın yolluk bölümünü ısıtmakta ve kendi sıcaklığını da düşürmektedir. Dolayısıyla yolluk bölümünde hem kalıp sıcak hemde son kalan sıvı metal besleyicide ki sıvı metalden sıcak kalmaktadır. Bu sıcaklık farklarından düşünüldüğünün tersine bir katılma yönlenmesi oluşmakta ve yolluktan beslenme gerçekleşmektedir. Şekil 4.9 (b)' de görüldüğü gibi besleyiciler çalışmamış numuneler döküm sonrası yolluktan beslenmeye devam etmiştir. Bu sorunu çözmek için tasarım değişikliğine gidilme ihtiyacı duyulmuştur. Madem metal kalıptan yolluktan besleniyor o halde yolluk tasarımı değiştirmeli ve besleyiciyi ile yolluk birleştirilerek etkin bir besleme sağlanmalıdır.



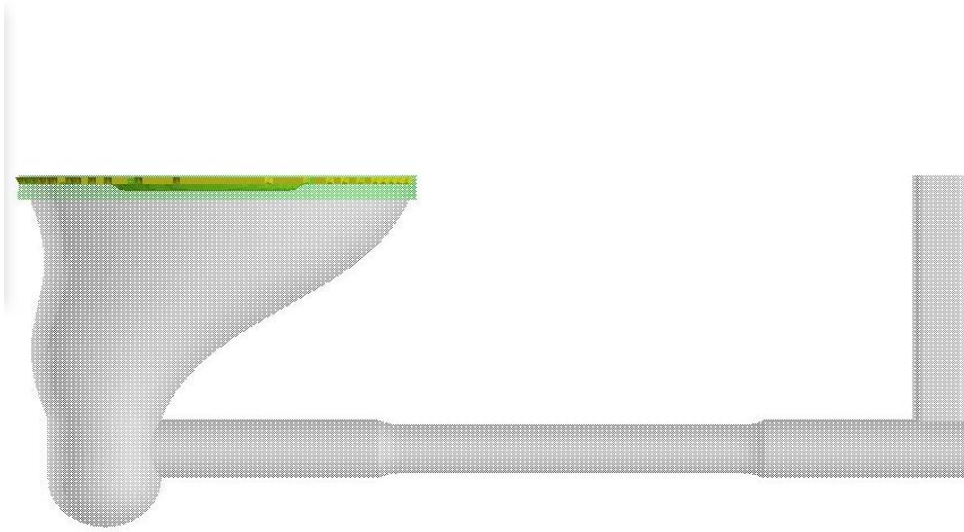
Şekil 4.9 : Kalıp sıcaklığı 200°C olan kalıp tasarımının başarısız döküm simülasyonu.

Dar veya konik bir yolluk kullanmak, erimiş metalin boşluğu sakın doldurması yerine kalıp boşluğuna fişkirmasına neden olabilir. Bu olduğunda, iş parçasının belirli bölümleri tüm kalıp doldurulmadan katılaşmaya başlar. Boşluğa erimiş akış mümkün olduğunca eşit bir şekilde akmalıdır ve daha büyük bir merkezi yolluk veya çoklu yolluk düzenlemesi, sıvı metalin düzenli şekilde doldurulmasına yardımcı olabilir. Ayrıca yolluk uygun bir hacimde ve şekilde tasarlandığında döküm sonrası besleme görevi de görerek malzemede çekinti boşluğu olmadan en sağlıklı şekilde numunelerin alınması sağlanabilir. Bu tezdten yola çıkarak tasarım değiştirilmiş hacimce çekme testi numunesinin yaklaşık 3 katı bir yolluk sistemi dizayn edilmiştir (Şekil 4.10). Bir dökümde alınacak test numunesi sayısı da bire indirilmiştir ve yatay şekilde tasarlanmıştır. Simülasyon esnasında AA7075 malzeme sıcaklığı 700°C olarak ayarlanmış toplam döküm süresi 3 saniye kabul edilmiştir.

Simülasyon sonuçlarına bakıldığında katılaşma yönlendirmesinin bütünleşik yolluk ve besleyiciye doğru istenildiği şekilde ilerlediği ve yolluk sistemin besleyici görevini en iyi şekilde yerine getirdiği analiz edilmiştir. Katılaşma Şekil 4.11’de görüldüğü üzere numune üzerinde herhangi bir çekinti boşluğu oluşturmamıştır. Sistem döküm esnasında çalışmış döküm esnasında olası gaz sıkışmalarının tahliyesi için hava kanalı tasarlanmıştır.



Şekil 4.10 : Kalıp sıcaklığı 200 °C döküm sıcaklığı 700 °C olan kalıp sisteminin döküm sonrası simülatif olarak sıcaklık sonucu.



Şekil 4.11 : Döküm sonrası çekinti boşlukları.

Çekmenin ve sıcak yırtılmanın en yaygın nedenleri, erimiş metalin bir kalıba döküldükten sonra figürde bulunan çap daralmaları, keskin köşeli geçişler ve ani katılma ile ilgili olabilir. Kalıbın tasarımını bu prensiplere göre yapılmış ve sonuç alınmıştır. Kalıp sıcaklığı

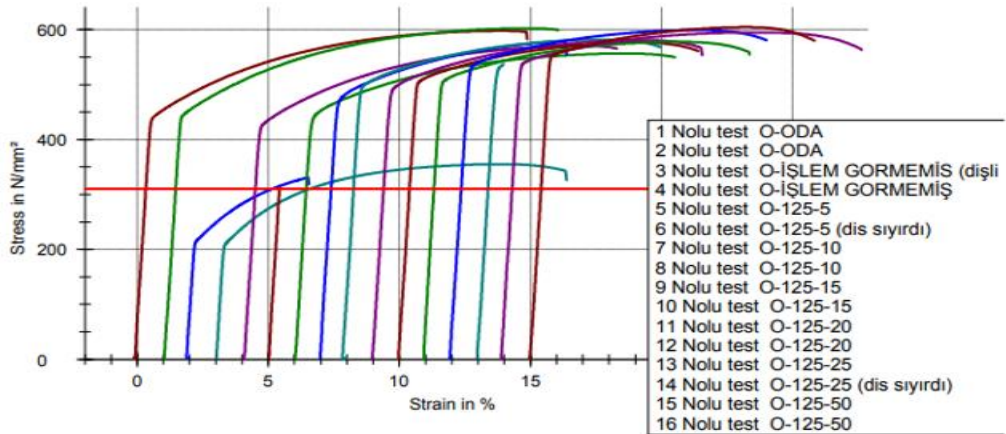
200 °C olarak belirlenmiştir. Ortam sıcaklığında yapılan döküm sonuçları irdelendiğinde en başta yüzeyden çekinti problemi ile karşılaşmıştır. Sıcak yırtılmalar gerçekleşmiş sağlam numune elde edilememiştir. Kalıp sıcaklığı artırılıp dökümler devam edilmiş yine de istenildiği gibi numune elde edilememiştir. Yüzey kalitesi pürüzlü ve çekinti problemleri devam etmiştir. Çekme çubuğunun dökümü sırasında simülasyonda olduğu gibi ideal bir katılma yönlendirmesi sağlanamamış ve lokal çekinti boşlukları oluşmuştur. Bunu sebebi sıvı metal kalıba temas ettiğinde çok hızlı katılaşmakta uzak noktaların besleyiciyle olan besleme yolu erken kapanmakta ve beslenmeyen bölgelerde çekinti meydana gelmektedir.

Döküm işlemlerine yüzey çekintilerini ortadan kaldırmak ve ısı transferini aza indirerek daha yavaş soğuma sağlayarak katılmanın gerçekleşmesi için kalıp boyası kullanılmıştır. Kalıp dökümden önce 100-150°C'a kadar ısıtılıp püskürtme yöntemiyle boyanmıştır. Su bazlı kalıp boyası kullanılmıştır. Refrakter özellikte olan kalıp boyası kalıp malzemesine göre oldukça ısı yalıtkan olduğu için sıvı metalin ani katılaşmasını önlemiştir. Bu sayede besleme yolu hemen kapanmamış katılma yönlendirilmiş ve besleyici katılma tamamlanmaya kadar görev yapmış ve çekinti boşlukları sorunu giderilmiştir. Dahası katılma hızı azalınca dendritler arasında segregasyon olan sıvının bileşimi tane içine difüzyonla nisbeten dengelenir ve daha erken katılarak sıcak yırtılma önüne geçilmiştir. Boyama işlemi hassasiyetle yapılmalı aynı incelikte kalıp yüzeyine püskürtülmelidir. Bir noktaya az boya teması o noktada soğumayı kalıbın diğer noktalarına göre hızlandırdığından o kısımda çekme gerçekleşir ve sıcak yırtılmalar meydana gelir. Kalıbın ısıtıldıktan sonra boyanması esastır. Refrakter boya bir döküm bitinceye kadar kullanılmakta ancak ikinci dökümden boyama işleminin tekrar etmesi gerekmektedir. Ortam sıcaklığına kadar düşen kalıp sıcaklığı kalıp içerisinde nem oluşturduğundan boya etkisini kaybetmektedir. Bu yüzden kalıp her döküm operasyonuna başlamadan boyadan arındırılmış ve tekrardan kalıp döküme hazır hale gelmesi için ısıtılıp boyanmıştır.

#### 4.7. AA7075 Ekstrude Dövme Alaşımının Isıl İşlem Davranışları

Bu çalışmada AA7075 dövme alaşımının dökülebilirliğini inceleyen bu tezde, ekstrude dövme alaşımının ısıl işlem davranışları da benzer şartlarda incelenmiştir. ASAŞ Alüminyumdan temin edilen ekstrude AA7075 alüminyum parçalar, yaşlandırma süresi sabit 6 saat olmak üzere 5 er saatlik yapay yaşlandırma süresi ile 25 saate kadar 125 °C ve 138 °C bekleme sıcaklıklarında yaşlandırılmıştır. Ayrıca 50 saat yaşlandırılan bir numune ile oda sıcaklığında yaşlandırılan iki numune ve yaşlandırılmamış iki numune de seriye eklenmiştir. Yaşlandırma ısıl işlemi sonrası alüminyum parçalar CNC tornada işlenmiş ve çekme testine hazır hale getirilmiştir. Yaşlandırma ısıl işlemi sonucu çökeltme sertleşmesi gösteren çekme numuneleri çekme testine tabi tutulmuş ve Şekil 4.12-13'deki sonuçlar elde edilmiştir.

Legends	Nr	d0 mm	EMod kN/mm <sup>2</sup>	Fm N	Rp 0,2 N/mm <sup>2</sup>	Rm N/mm <sup>2</sup>	A %
	1	8,02	73,19	30217	444,39	598,16	14,19
	2	7,98	65,45	30141	450,62	602,64	14,14
	3	8	67,59	16612	222,08	330,48	4,20
	4	8,02	72,80	17953	216,83	355,38	12,92
	5	8,02	71,88	28858	430,90	571,25	13,43
	6	8,03	75,10	15868	-	313,32	0,01
	7	8,01	77,83	28068	445,00	556,99	13,76
	8	8,02	76,83	29288	476,13	579,77	8,67
	9	8,04	68,31	29555	502,14	582,15	11,32
	10	8,01	73,53	29285	495,99	581,15	11,83
	11	8,02	68,56	29134	509,79	576,71	10,63
	12	8,01	81,46	29120	508,21	577,88	11,77
	13	8,03	65,87	30362	538,03	599,52	11,21
	14	8,03	69,38	27184	536,06	536,77	0,23
	15	8,02	78,84	30068	540,07	595,21	13,04
	16	8,03	72,70	30624	555,06	604,70	10,05

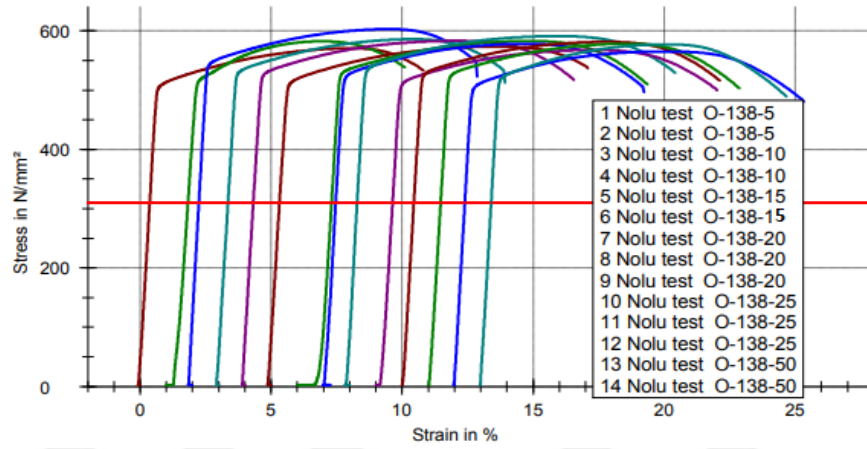


Şekil 4.12 : 125°C yapay yaşlandırma ısıl işlem görmüş ekstrude AA7075 alaşımının çekme testi sonuçları.

Şekil 4.12' de 125 °C ekstrude malzemeden yapay yaşlandırılmış çekme çubuklarının ısıtılma işlemi sonrası akma ve çekme gerilmesinde artış gözlenmiştir. Tüm ısıtılma işlemi görmüş numuneler için akma gerilmesinin 430 ile 555 MPa arasında değiştiği ve çekme gerilmesinin ise 536 ile 604 MPa arasında değiştiği görülmektedir. Alüminyum alaşımı standartlarında T6 ısıtılma işlemi gören dövme alaşımların çekme mukavemeti 570 MPa olarak bildirilmiştir. Burada elde edilen değerlerin ortalamasına bakıldığında standart değerin üzerinde bir başarı elde edildiği görülmektedir. Oda sıcaklığında yaşlandırılan numunelere bakıldığında oldukça yüksek bir çekme mukavemeti ölçüldüğü görülmektedir. Ancak akma mukavemeti 444-450 MPa arasında kalarak yeterince yüksek gerçekleşmemiştir. Şekil 4.12'de görüldüğü gibi yaşlandırma ısıtılma işlemi süresi arttıkça akma mukavemetinde ciddi bir artış gözlenmekte ve 555 MPa değere ulaşmaktadır. Doğal yaşlanmayla oluşan çökelekler yapay yaşlanmayla oluşan çökeleklere kıyasla plastik deformasyonu önlemekte bir şekilde yetersiz kalmaktadır. Ya sayısı az oluşmuştur ya da çökelek çapı farklı oluşmuştur. Bir şekilde yapay yaşlandırma sonucu oluşan çökelekler dislokasyon hareketini engelleyerek kayma düzlemlerinin kilitlemekte ve deformasyonun daha geç başlamasına yol açmaktadır. Isıtılma işlemi uygulanmayan numuneler de akma mukavemeti yaklaşık 220 MPa ve çekme mukavemeti yaklaşık 340 MPa elde edilmiştir. Isıtılma işlemi görmeyen bu numunelerin mukavemetleri kendi içinde oldukça yüksektir. Sonuç olarak ekstrude parçaların 125°C yaşlandırma ısıtılma işlemi sonucu yaklaşık çekme mukavemetinde iki kat akma mukavemetinde 2.5 kat mukavemet artışı gözlenmiştir.

Legends	Nr	d0 mm	EMod kN/mm <sup>2</sup>	Fm N	Rp 0,2 N/mm <sup>2</sup>	Rm N/mm <sup>2</sup>	A %
	1	7,92	71,41	28121	510,09	570,82	10,13
	2	7,84	48,49	28128	525,40	582,67	7,71
	3	7,84	80,06	29119	546,70	603,19	10,35
	4	7,74	75,64	27583	532,26	586,22	10,31
	5	7,75	70,69	27518	530,33	583,34	11,94
	6	7,94	69,37	28406	514,94	573,69	11,43
	7	7,89	56,00	28505	535,46	583,01	11,63
	8	7,89	64,50	28284	528,94	578,49	11,42
	9	7,9	73,34	28982	539,42	591,28	11,82
	10	8	64,01	28543	516,74	567,84	12,06
	11	7,87	74,28	28294	529,94	581,64	11,40
	12	7,89	69,33	28282	529,11	578,45	11,11
	13	7,95	77,23	28062	508,06	565,33	12,72
	14	7,92	71,40	28451	524,25	577,51	10,99

### Series graph:



Şekil 4.13 : 138 °C yapay yaşlandırma ısıl işlemi görmüş ekstrude AA7075 alaşımının çekme testi sonuçları.

Şekil 4.13 de ekstrude AA7075 alüminyum alaşımı 6 saatlik çözeltiye alma işleminin ardından 138 °C farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerin çekme testi sonuçları görülmektedir. Burada yukarıdaki numunelerden farklı olarak yaşlandırma sıcaklığı 13 derece yükseltilmiş ve çekme sonuçlarına etkisi incelenmiştir. En azından sıcaklık artıca daha kısa sürede çökeleklerin oluşacağı ve sertlik ve mukavemet artışının daha kısa sürede olacağı bilinmektedir. Ancak benzer değerlere ulaşip ulaşılmayacağını görebilmek için aynı ısıl işlem 138 °C’de de yapılmıştır. Sonuçlar incelendiğinde maksimum çekme mukavemeti 603 MPa değerine 3. Numune olan 10 saat yaşlandırılmış numunede ulaşılmıştır. 125 °C yaşlandırılan numunede maksimum mukavemet 604 MPa değere 50 saat yaşlandırma sonucunda ulaşılmıştı. Dolayısıyla yaşlandırma sıcaklığının az miktarda artışı yaşlandırma süresini oldukça fazla kısaltmaktadır. Akma mukavemeti incelendiğinde 510-546 MPa arasında değişmektedir. Akma mukavemeti değerinde de 10 saatlik yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda maksimum akma mukavemeti 546 MPa



değerine ulaşılmıştır. 125 °C yaşlandırma sıcaklığında 50 saatlik süre artışına kadar akma mukavemetinde genel artış gözlenirken, 138 °C 10 saat yaşlandırmada 546 MPa ile maksimize olmuş sürenin 50 saate kadar artırılması akma mukavemetini az da olsa düşürmüştür. Bu durum yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında uzun sürelerde aşırı yaşlanmanın başlayabileceğini göstermektedir.

Bundan sonraki bölümde, döküm parametreleri hassas bir şekilde kontrol edilerek tasarımı optimize edilmiş bir kokil kalıp kullanılarak çekme çubukları doğrudan dökülerek elde edilmiştir. Bu döküm çekme çubuklarına ekstrude çekme çubuklarına uygulanan yaşlandırma ısı işlemi uygulanarak akma ve çekme mukavemetlerinin dövme alaşımları bulunan değerler ile mukayese edilecektir. Bu değerlere çok yaklaşıması ve de tekrar edebilen çekme ve sertlik değerlerine ulaşılması, önerilen tezin başarıya ulaştığını gösterecektir.

#### **4.8. Döküm AA7075 Alaşımının Isıl İşlem Davranışları**

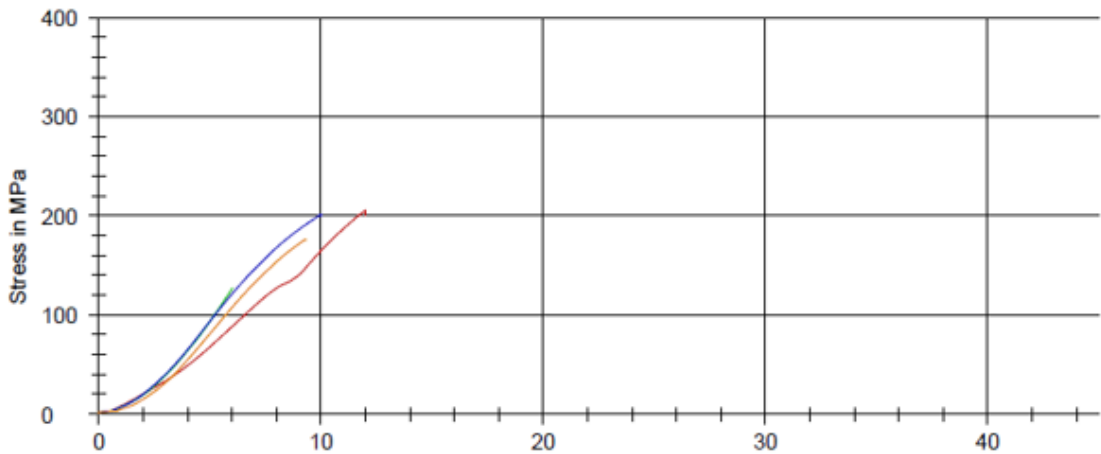
Önceki bölümlerde RPT numuneleri ile döküm şartları ve ısıl işlem şartları optimize edilmiştir. Daha sonra çekme çubuğu dökümünde etkin bir besleme sağlamak için yolluk ve besleyici tasarımı SolidCAST programında modellenmiştir. Elde edilen modele uygun kalıp tasarımı SolidWORKS programıyla yapılmış ve küresel grafitli dökme demir kalıp parçalarını işlemek için takım yolları SolidCAM programında tanımlanmış ve bu modellemeye göre bir dik işleme merkezinde işletirilmiştir. Kalıp 200 °C'ye ısıtılmış ve refrakter boya ile pistole ile boyanarak döküme hazır hale getirilmiştir. Bu kokil arıtma ve tane inceltme işleminden geçirilen 7075 hurdalar 700 ve 750 °C de üretilen kalıba modellemeye uygun olarak doğrudan dökülerek DIN normuna uygun boyutlarda çekme çubukları üretilmiştir. Üretilen çekme testi numuneleri her hangi bir talaşlı imalat prosedüründen geçirilmeden sonraki adımlarda kullanılmıştır. Kalıp boyutları ve yüzeyleri CNC tezgâhlarında hassas olarak işlenmiş ve döküm sonrası tornada işlemeye ihtiyaç duyulmayacak yüzey kalitesi elde edilmiştir. Hatta yüzeyde işleme çizgileri olmadığından çentik etkisi yapacak bir yüzey pürüzlülüğü de oluşmamıştır. Bilindiği gibi kalıpla temas eden ilk katılaştıran yüzey çil etkisiyle daha ince taneli olur. Bu çekme

sırasında deformasyonu geciktirerek daha yüksek mukavemet elde edileceği düşünülmüştür.

Döküm sonrası çıkan çekme testi numuneleri şerit testere yardımıyla yolluk ve hava tahliye kısımlarından kesilerek döküm çekme çubukları elde edilmiştir. Şartları RPT numunelerinde ve ekstrude çekme çubuğu numunelerinde belirlenen ısıl işlem şartlarında döküm çekme çubuklarına yaşlandırma ısıl işlemi uygulanarak çekme testine hazır hale getirilmiştir.

Isıl işlem öncesi döküm numunelerin çekme testi sonuçları Şekil 4.14' de verilmiştir. 127 MPa ila 205 MPa arası sonuçlar elde edilmiş ve ortalama 177 MPa gerilme mukavemetine ulaşıldığı tespit edilmiştir. Bu değerler ısıl işlem görmeden bile diğer döküm alaşımlarından yüksektir. Dolayısıyla sıcak yırtılma problemi aşılarak yapılabilecek dökümlerde bu dövme alaşımı ısıl işlem uygulanmadan bile döküm parça üretimi için kullanılabilir. Bir de yaşlandırmaya uygun bir alüminyum alaşımı olduğu için yüksek mukavemetli döküm parça uygulamaları için tercih sebebi olacaktır.

Nr	Specimen identifier	E MPa	R <sub>p0.1</sub> MPa	R <sub>p0.2</sub> MPa	R <sub>p0.5</sub> MPa	R <sub>t0.5</sub> MPa	R <sub>p0.2</sub> /R <sub>m</sub> %	R <sub>eH</sub> MPa	R <sub>eH</sub> /R <sub>m</sub> %	R <sub>eL</sub> MPa	A <sub>e</sub> %	R <sub>m</sub> MPa
1	Numune 1	603	3	3	-	3	1,41	-	-	-	-	205
2	Numune 2	2599	-	-	-	3	-	-	-	-	-	127
3	Numune 3	1230	-	-	-	3	-	-	-	-	-	201
4	Numune 4	915	-	-	-	3	-	-	-	-	-	176



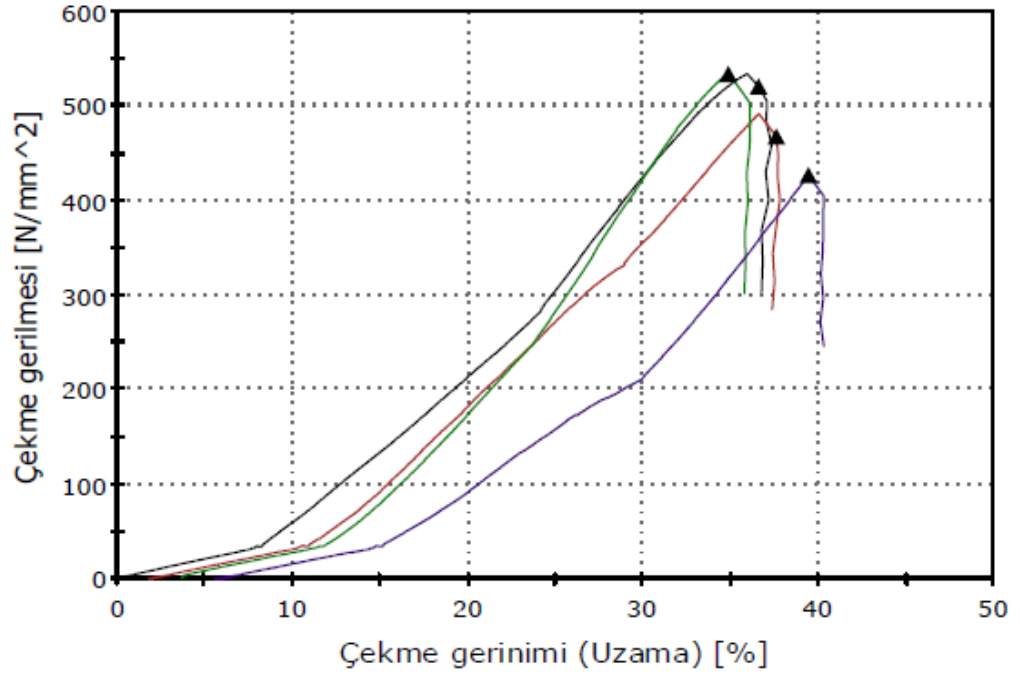
Şekil 4.14 : Döküm numunenin ısıl işlem öncesi çekme testi sonuçları.

Kim ve diğ. ark. 7075 alaşımını sıkıştırma dökümle 25 MPa, 50 MPa ve 75 MPa basınçlarla dökmüşler ve T6 ısıl işlemi sonucu 470 MPa çekme mukavemeti elde etmişlerdir. Ayrıca araştırmalarında 152 HB sertlik değerinin bulunduğu iddia edilmektedir [48].

Basınçlı kalıp döküm deneyi 7075'in likidus sıcaklığının hemen üzerinde, 630 °C civarında yapılmış ve daha sonra erimiş alaşım 250 °C'nin altında olan kalıba dökülmüştür. Kalıbı kapatmak ve alaşımı sıkmak yaklaşık 10-15 saniye sürmektedir. 10 ila 15 saniye soğutmanın alaşımların sıcaklığında büyük farklar yarattığı deneyimlenir. Modifiye edilmiş 7075 deneyiminden, 0.38 °C / s'lik bir soğutma hızı ile, işlem sırasında % 4-8 katı faz veren 1 veya 2 °C soğutmanın meydana geldiği tahmin edilebilir. Bu az miktarda katı, sıcak yırtılma veya sıvı segregasyon gibi bazı sorunlara neden olur[48]. Bu literatürde sıkıştırma döküm yöntemi olmasına rağmen sıcak yırtılma sorunuyla karşılaşmıştır. Bu sorunlar bu çalışmada döküm kalıbını 200 °C sıcaklıkta tutarak, katılaşmayı yönlendirerek, tane incelterek ve kalıp boyası kullanarak aşılmıştır.

RPT numunelerin uyguladığımız ısıl işlem optimizasyon çalışmaları sonunda en ideal şartların 625 numunesi olduğu kararlaştırılmıştır. Bu numunede T6 ısıl işlemi ile döküm AA7075 malzemenin mekanik özelliklerini maksimum düzeye çıkartabilmiştik. Dolayısıyla döküm çekme çubuklarına optimum çözeltiliye alma, yaşlandırma sürelerine göre yaşlandırma ısıl işlemleri yapılmıştır.

Sertlik ve çekme mukavemetinin bir paralellik göstereceğini düşünerek ortalama 194 HV sertlik aldığımız 625 ısıl işlem prosesi baz alınarak T6 yaşlandırma ısıl işlemi yapılmıştır. Şekil 4.15'de 6 saat çözeltiliye alma ve 125 °C'de 25 saat yapay yaşlandırma uygulanmış çekme numunelerinin çekme testi sonuçları yer almaktadır.



Şekil 4.15 : 470 °C’de çözültüye alma 125 °C’de yaşlandırma ısıl işleminin sonucu numune 625’in çekme gerilmesi sonuçları.

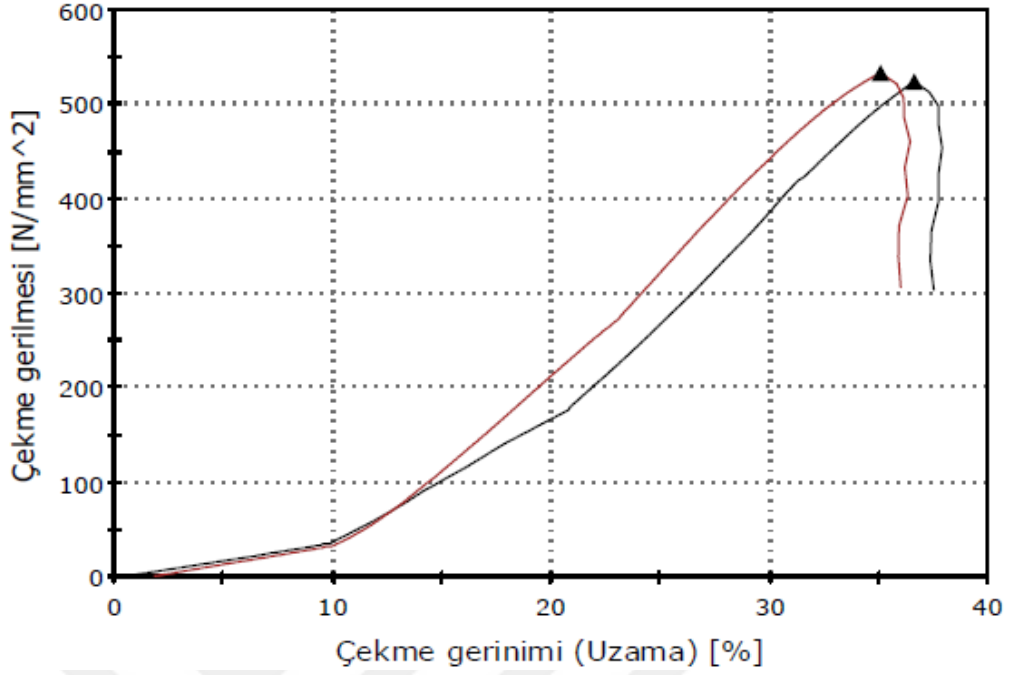
Aynı şartlarda ısıl işlem gören numunelerin çekme sonuçları 430 ile 533 MPa arasında değişmektedir. Yöntemin döküm olmasına karşın, dövme T6 numunelerin 570 MPa olan mukavemetlerine yaklaşılmıştır. Çekme gerilmesi 500 MPa’ın üzerine çıkan iki numunede 500 MPa civarında akma görülmüş ancak diğer numunelerde akma görülmeden kopma gerçekleşmiştir. Akma göstermeyen bu numunelerde bazı minör döküm kusurlarının olabileceğini ve dolayısıyla akma göstermeden kopmanın gerçekleşmesine yol açabileceği söylenebilir.

Çekme sonuçlarında bu kadar değişken sonuç almamak için ekstrüzyon parçaların bilet dökümünde uygulanan homojenleştirme tavlama sürecinin döküm numunelere de faydası olacağı düşünülerek bazı döküm numunelere ısıl işlem öncesi homojenleştirme tavlama yapılmıştır. Katılaşma aralığı geniş olan ve dendritik katılaşma gösteren alaşımlarda ilk oluşan katı ile son katılaşan katı arasında çok büyük bileşim farklılığı olur. Buna mikro segregasyon denir. 7075 alaşımında döküm sonrası özellikle dendritler arasında oluşan tane sınırlarında alaşım elementlerince zengin bölgeler oluşur. İşte bu bileşim farklılığını gidermek için bu tane sınırı fazlarını çözerek difüzyon yoluyla tane içine almak ve yavaş soğutma işlemiyle denge şartlarında tane içinde kalmasını sağlamaya homojenleştirme tavlama denir. Şekil 4.3 de görüldüğü gibi bu çalışmada yapılan dökümlerde de mikro

segregasyon meydana gelmiştir. Dolayısıyla ısıtma işlemi öncesi homojenleştirme tavlama yapmak çökme sertleşmesi için faydası olacağı düşünülerek yapılmıştır. İşlem esnasında ilk önce 200 °C'de 2 saat, 460 °C'de 6 saat ve 480 °C'de ise 12 saat süre boyunca homojenleştirme yapılmıştır. Homojenleştirme tavlama ile çözeltiye alma sıcaklığı aynı olduğundan maksimum çözünme sağlandığı düşünüldüğünden ikincil bir ısıtma işlemi yapılmadan hızlı soğutulmuş ve yaşlandırma ısıtma işleminin üçüncü aşamasına geçilmiştir.

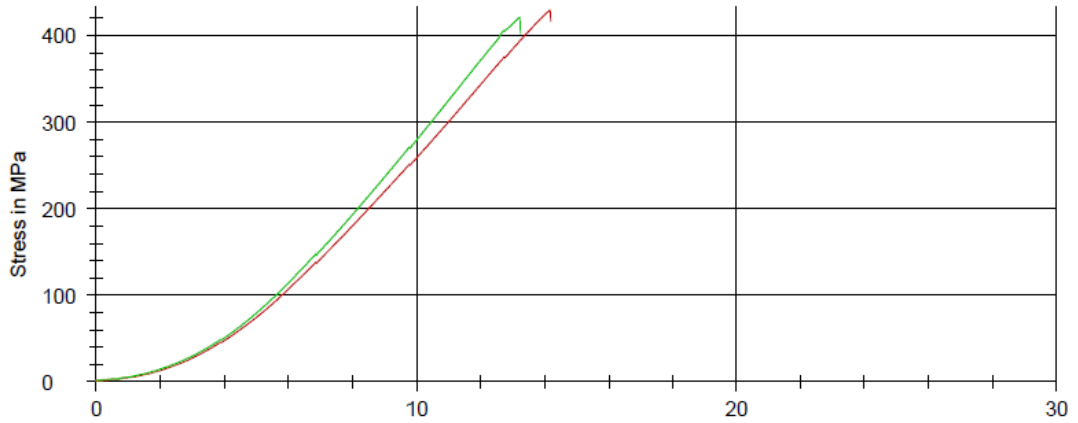
Şekil 4.16'de homojenleştirme tavlama sonrası takip eden yaşlandırma ısıtma işlemi sonucu elde edilen çekme testi sonuçları görülmektedir. Bu grafikte birkaç önemli özellik göze çarpmaktadır. Birincisi, homojenleştirilmiş bu numunelerde 533 MPa çekme mukavemeti ile en yüksek mukavemet elde edilmiştir. İkincisi, her iki numune de akma gösterdikten sonra kopmuştur. Bu döküm değil dövme ürünlere benzer bir davranıştır. Yani numune her hangi bir döküm kusuru sebebiyle kopmamış uygulanan yük tüm kesite yansıtılmış plastik deformasyona uğradıktan sonra kopma gerçekleşmiştir. Üçüncüsü, iki numunenin kopma değerlerinde önemli bir değişim yoktur. Dolayısıyla homojenleştirme tavlama ile mukavemet değerlerinde de bir homojenlik meydana gelmiş ve döküm numuneleri çalışma şartlarında dövme alaşımlar gibi güvenilir hale gelmiştir. Çekme çubuğu numunelerine de sertlik ölçümü yapılmış şaşırtıcı bir şekilde RPT numunelerinden daha yüksek 200-220 HV sertlik değeri elde edilmiştir. Çekme çubuklarının daha ince taneli ve daha boşluksuz olduklarını doğrulanmaktadır.

Döküm numuneleri ile ekstrüde numunelerin çekme mukavemetleri farklılık gösterirken akma mukavemetleri çok benzerlik göstermiştir. İlginçtir döküm numuneler kopma noktasına yaklaşık 30 MPa kala akma göstermeye başlarken ekstrüde numuneler 70 MPa kala akma göstermişlerdir. Dolayısıyla her iki numunenin akma mukavemetleri yaklaşık eşit bulunmuştur. Ekstrüzyon sırasında kayma düzlemlerinin hareket etmesi ve tanelerin yönlenmesinden dolayı yaşlandırma yapılsa da bu hareket eden düzlemlerde plastik deformasyon döküm numunelere göre daha kolay başlamış ve akma mukavemeti çekme gerilmesinde çok düşük gerçekleşmiştir. Dolayısıyla ekstrüde numuneler döküm numunelerin akma mukavemetine benzer noktada akmaya başlamıştır.



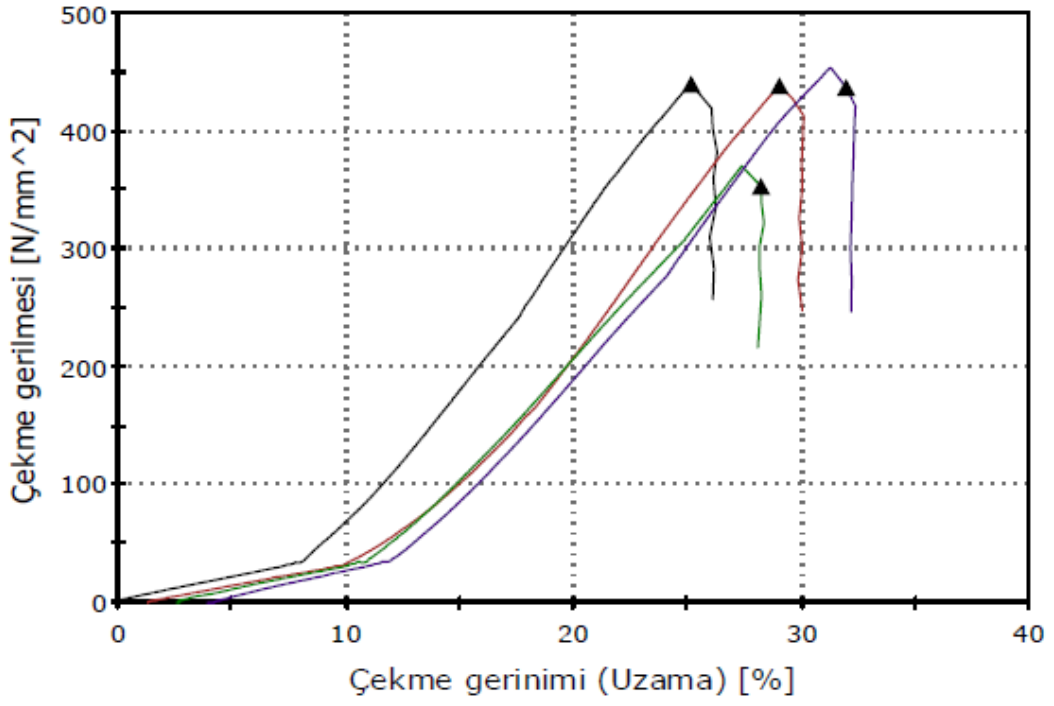
Şekil 4.16 : Homojenleştirilmiş ve 625 ısıtılmış çekme numunelerinin sonuçları.

Kalıp sıcaklığı aynı tane inceltmiş ve gaz giderme işlemi yapılmış, fakat 750 °C’de dökülmüş AA7075 alaşımının yaşlandırma ısıtılması sonrası çekme testi sonuçları Şekil 4.17’ de verilmiştir. Çekme gerilmesi sonuçlarının 700°C de dökülen numunelere göre daha düşük olması 7075 alaşımı için 750 °C de döküm sıcaklığının yüksek olduğu düşünülmüştür. Bilindiği gibi alüminyum alaşımlarının döküm sıcaklığı yükseldikçe gaz çözünürlüğü artmaktadır. Her ne kadar gaz giderme yapılsa da kalıntı gazın bir miktar artırır ve döküm sonrası bünyede gaz boşlukların oluşma olasılığını da artırabilir Ayrıca yüksek döküm sıcaklığı katılaşmayı geciktireceğinden tane irileşmesine de sebep olur. Bu durum yaşlandırma ısıtılması yapılsa da mukavemetin ortalama yaklaşık 70 MPa kadar düşük gerçekleşmesine yol açmıştır.

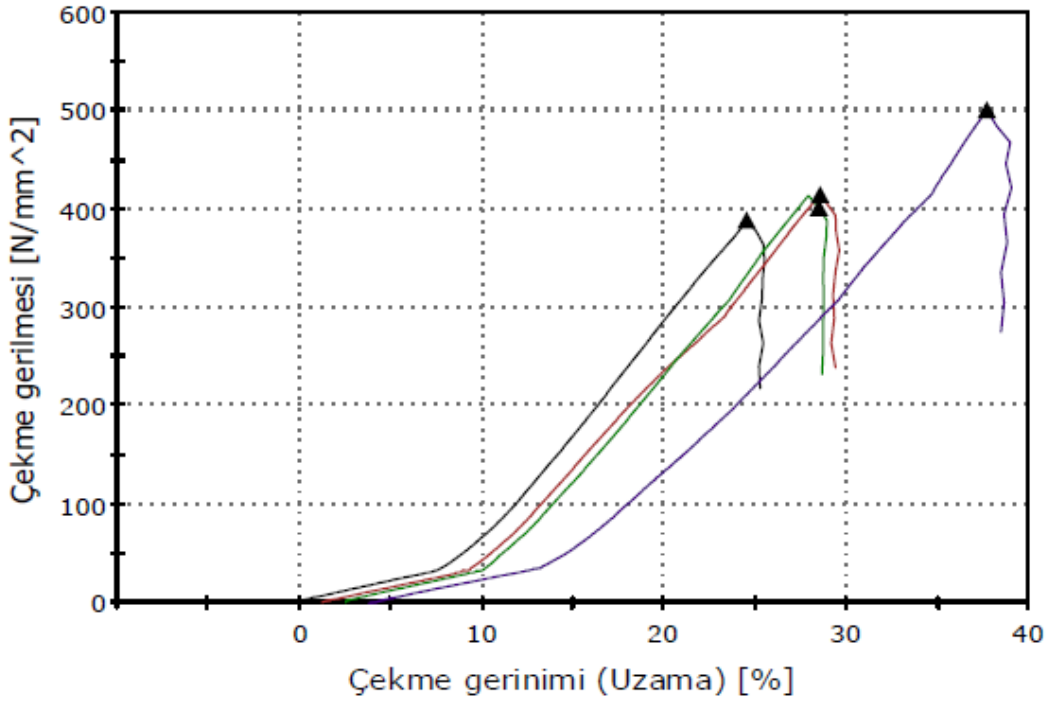


Şekil 4.17 : 750 °C’de dökülmüş 625 prosesinde 470 °C çözeltiye alma 125 °C yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış çekme numunelerinin sonuçları.

Malzemenin kopma davranışı artan yaşlanma sıcaklığıyla zıt bir özellik gösterir. T6 sistemindeki yapay yaşlanma sıcaklığı artırılır ve süre kısaltılmazsa alaşımın gerilme mukavemetinin de azaldığı görülmüştür. Bunun ana nedeni mikro yapıda oluşmaya başlayan  $MgZn_2$  çökeltilerinin bağdaşıklıkta çıkıp kendi kristal sistemini oluşturmasının sebep olduğu düşünülmektedir. Yani aşırı yaşlanma meydana gelerek mukavemet değerleri düşüşe geçmektedir. 138 °C 10 ve 20 saat yaşlandırılmış numunelerin sonuçları Şekil 4.18 ve 4.19’de verilmiştir. Genel ortalamaya bakıldığında 10 saatlik yaşlandırmanın aynı ekstrude numune de olduğu gibi yeterli olduğu görülmektedir. Ortalama çekme gerilmesinin 420 MPa civarında olduğu yaşlandırma süresinin 138°C de 10 saatten 20 saate artırılmasının çok fazla çekme mukavemetinde bir değişiklik yapmadığı gözlemlenmektedir. 125 °C yaşlandırılmış numunelere göre ortalama çekme mukavemeti her iki sıcaklık için yaklaşık ortalama 50 MPa daha düşük gerçekleşmiştir. Dolayısıyla yaşlandırma sıcaklığını artırma yaşlandırma süresini kısaltsa da maksimum mukavemete 125 °C de uzun yaşlandırma sürelerinde ulaşılmaktadır. Bu da düşük sıcaklıkta  $MgZn_2$  çökeltilerinin alüminyum kristal sistemiyle daha bağdaşık fazlar olduğunu göstermektedir.



Şekil 4.18 : 610 prosesinde 470 °C çözeltilmeye 138 °C yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış çekme numunelerinin sonuçları.



Şekil 4.19 : 620 prosesinde 470 °C çözeltilmeye 138 °C yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış çekme numunelerinin sonuçları.



Çözelti ısıtılmasının ve yaşlandırma sertleşmesinin Gaz Kaynaklı Yarı-Katı (GISS) tekniği ile üretilen reocasting 7075 Al alaşımının mikroyapıları ve mekanik özellikleri üzerine etkileri araştırılan bir çalışmada, dendritik olmayan yapılandırılmış 7075 alüminyum alaşımı için optimum çözelti ısıtılma koşulunun 4 saat boyunca 450 °C olduğunu ortaya koymaktadır. Yaşlandırma işlemini çeşitli zaman süreleri altında 120 °C, 145 °C, 165 °C ve 185 °C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiş, pik yaşlanma koşulu, 72 saatte 120 °C'de yapay yaşlanma olduğu söylenmiş bu sıcaklıkta, % 2 uzama ile 486 MPa'lık en yüksek gerilme mukavemeti elde edildiği görülmüştür [49]. Bu tez çalışmasında mukavemet değerleri 500 MPa'nın üzerinde ölçülerek doğrudan döküm tekniği ile bu literatürdeki reocasting tekniğinden daha yüksek mukavemet elde edilmiştir.

Diğer literatür araştırmalarına da bakıldığında ideal yaşlandırma sıcaklığının 120 °C - 130 °C arasında olduğu görülmektedir. Şekil 4.15'de de görüldüğü üzere 125 °C'de 25 saatlik yapay yaşlandırma sonucunda elde edilen 534 MPa'lık gerilme mukavemeti doğrultusunda en ideal yaşlandırma sıcaklığının 125 °C olduğu söylenebilmektedir.

## BÖLÜM 5. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Tezin yola çıkış amacı üretim aşamalarından talaşlı imalat, ekstrüzyon veya dövme imal usüllerini çıkararak ve de işlemeden kaynaklı yüksek malzeme firesini de ortadan kaldırarak nihai ürüne direk döküm yöntemiyle ulaşılabileceği araştırılmak istenmiştir. Piyasada diğer ucuz alüminyum hurdalara karıştırılmadan geri dönüştürülecek yeterince 7075 atık hurda bulunmaktadır. Bu çalışma ayrıca AA 7075 alüminyum hurdaların ergitme ve katılaşma kontrol edilerek dökülebileceği ortaya koymuştur. Düşürülmüş basınç testi (RPT) ile yapılan dökümlerde hem alaşım elementlerinde önemli bir değişiklik olmadığı spektral- analiz ve EDS analizleri ile ispat edilmiş hem de  $2.78 \text{ gr/cm}^3$  yoğunluk eldesiyle  $2.81 \text{ gr/cm}^3$  teorik yoğunluğa oldukça yaklaşılmıştır. Çekme çubuğu kalıbı tasarımında katılaşmanın yönlendirilmesi başarılı ve uygun kalıp sıcaklığı ile etkin besleme sağlanmıştır. Gaz giderme, tane inceltme ve yönlendirilmiş katılaşma ile mikro yapı kontrol edilmiştir. Uygun refrakter kalıp boyama ile kalıp duvarlarının ısı iletim katsayıları değiştirilmiş, parçanın tamamen besleyiciden beslenmesi sağlanmış, lokal çekme çöküntüleri ve sıcak yırtılmalar önlenmiştir. Bu alaşımın döküm alaşımı olmasının önündeki en önemli engel sıcak yırtılma olduğu tespit edilmiştir. Sıcak yırtılmanın uygun parça tasarımı, etkin besleme ve katılaşma hızı kontrolü ile çözülebilecek bir konu olduğu araştırmalar sonucu anlaşılmıştır. Kalıp boyasının ve kalıp ısısının etkisiyle katılaşma hızı düşürülmüş ve dendrit kolları arasında kalan son sıvının bileşimi az da olsa değiştirilerek sıcak yırtılma önlenmiştir. Bu alaşımın dökümünde ikinci sorun tane sınırından tane içine olan bileşim farklılığı mikro-segregasyondur. Mikro segregasyon sonucu tane sınırında biriken alaşım elementleri, homojenleştirme tavlama ile tane içine alınması başarılıdır. RPT numuneleri kullanılarak yaşlandırma ısıl işleminin şartları optimize edilmiş ve  $470 \text{ }^\circ\text{C}$  de 6 saatlik çözeltiye alma süresi ve  $125 \text{ }^\circ\text{C}$  de 25 saatlik yapay yaşlandırma süresinin maksimum sertlik verdiği bulunmuştur. Bu numunelerde yaşlandırma süresine bağlı düzenli bir sertlik artışı gözlenmiş ve 194 HV sertlik değerine ulaşılmıştır. Ancak 2 saatlik çözeltiye

alma süresi yetersiz kalmış ve bu numunelerde yaşlandırma başarısız olmuş ve az bir sertlik artışı gözlenmiştir. Ekstrude numunelere benzer ısıtma adımları uygulanmış ve bu numunelerde de 6 saatlik çözeltiye alma ve 25 saatlik yaşlandırma süresinde maksimum çekme gerilmesi elde edilmiştir. Doğrudan döküm yoluyla üretilen çekme çubuğu numunelerine RPT numunelerinde belirlenen numune 625 in şartlarında yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmış ve 440- 534 MPa arasında değişen çekme mukavemeti değerlerine ulaşılmıştır. Döküm numunelerde maksimum 534 MPa ekstrude numunelerde ise maksimum 604 MPa çekme mukavemeti elde edilmiştir. Döküm numunelerinde akmanın 500 MPa civarında olduğu tespit edilmiş akma göstermeyen numuneler 440-500 MPa arasında kopmuştur. Döküm numuneler ile ekstrude numunelerin çekme mukavemetleri farklılık gösterirken akma mukavemetleri çok benzerlik göstermiştir. Elde edilen 194 HV sertlik değeri ile 534 MPa gerilme mukavemeti değeri literatür ile karşılaştırıldığında sertlik değeri olarak literatürü yakaladığı gerilme mukavemeti olarakta bir dövme 7075 alaşımının gerilme mukavemet değerine % 90 oranında ulaşıldığı görülmektedir. Hatta çekme numunelerine uygulanan sertlik testi sonuçları RPT numunelerinden yüksek çıkmış ve 220 HV sertlik değeri elde edilmiştir. Elde edilen sonuçlar bu alaşımın doğrudan dökülerek parça üretimine uygun olduğunu ve bu sayede CNC işlemeden kaynaklı büyük fire israfını önleyeceğini göstermektedir.

Bu çalışmanın devamında sıcak yırtılma problemini daha rahat aşmak için yeni bir kalıp tasarımı yapılmalıdır. Bu tasarımda çekme çubuğu formunda değil en büyük çapında bir miktar büyük silindirik bir numune elde edecek kalıp tasarlanmalı hatta iyi bir katılma yönlenmesi için besleyiciye doğru konik tasarlanmalıdır. Bu durumda numuneler hassas bir şekilde işlenerek çekme çubuğu formu oluşturulmalı ve ısıtma işlemi tabii tutulmalıdır.

Yaşlandırma ısıtma işleminde çözeltiye alma süreleri daha geniş bir bantta çalışılmalı veya uzun homojenleştirme tavlama yapılarak mikro segregasyon minimize edilmelidir.

Gaz giderme daha da geliştirilerek sıfır gaz boşluğuna sahip numuneler üretilerek döküm yöntemi daha da güvenli hale getirilmelidir.

## KAYNAKLAR

- [1] American Society for Metals - ASM. Handbook. (1999) "*Properties and selection nonferrous alloys and special-purpose materials ASM international handbook committee*", (Vol. 2), s. 137-38.
- [2] Chee, F.T. and Mohamad, R.S. (2009). "Effect of hardness test on precipitation hardening aluminium alloy 6061-T6", *Chiang Mai Journal of Science*; 36(3):276-86.
- [3] *International Bulletin 14b*. (1961). "International Union of Pure and Applied Chemistry".
- [4] Varley, P.C. (1970). "*The technology of aluminum and its alloys, CRC press, international scientific series*", London.
- [5] Lewis, J.E. (1961). "National academy of sciences", *Nuclear Science Series 3032*, s. 3.
- [6] Ailor J.R, William, H. (1969). "A review of aluminum corrosion in tap waters", *J. Hydronautics*, 3: s. 105.
- [7] Sinyavski, V.S. Valkov, V.D. ve Kalinin, V.D. (1986). "Corrosion and metal protection of aluminum alloys", Moscow, *Metallurgia*, s. 368.
- [8] Brandt, J.L. (1967). "Properties of pure aluminum, aluminum", (Vol. 1), *Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams*, ASM, s. 2.
- [9] Totten, G., MacKenzie, D. (2003). "*Handbook of aluminum: physical metallurgy and processes*", (Vol. 1). Marcel Dekker.
- [10] Davis, J. R. (1993). "*Aluminum and aluminum alloys handbook*". Prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee, Materials Park, OH.: ASM International.
- [11] Smallman, R.E. (1985). "*Modern physical metallurgy*", London: Butterworths & Co.
- [12] White, J. Mingard, K. Hughes, I.R. ve Palmer, I.G. (1994). "Aluminium alloys with unique property combinations by spray casting", *Powder Metallurgy*; 37(2):129-32.
- [13] Woei-Shyan, L.S. Wu-Chung, S. (2000). "The strain rate and temperature dependence of the dynamic impact properties of 7075 aluminum alloy", *Journal of Materials Process and Technology*; 100:116-22.
- [14] Mohammed, T. Esmail, E. (2010). "Mechanical and anisotropic behaviors of 7075 aluminum alloy sheet", *Material and Design*. 32(2):1594-9.

- [15] Ashby, M.F. (2005). "Material selection in mechanical design", 3rd. *Edition Elsevier Butterworth-Heinemann*.
- [16] Altenpohl, D.G. (1999). "Aluminum: technology, applications and environment", Aluminum Association.
- [17] Van Horn, K.R. (1968). "Aluminum, Vol I. Properties, physical metallurgy and phase diagrams", American Society for Metals.
- [18] ASM Specialty Handbook. (1996). "Aluminum and aluminum alloys", Material Information Society.
- [19] Davis, J.R. (2001). "Aluminum and aluminum alloys" American Society for Metals, s. 351-416.
- [20] Zhao, T. Jiang, Y. (2008). "Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy", *Int. J. Fatigue.*, 30: 834-849.
- [21] Demir, H. Gündüz, S. (2009). "The effect of aging on machinability of 6061 aluminum alloy", *Mater. Design.*, 30: 1480-1483.
- [22] Clark, R. Coughran, B. Traina, I. Hernandez, A. Scheck, T. Etuk, C. Peters, J. Lee, E.W. Ogren, J. Es-Said, O.S. (2005). "On the correlation of mechanical and physical properties of 7075-T6 Al alloy", *Eng. Fail. Anal.*, 12: 520 - 526.
- [23] Du, Z.W. Sun, Z.M. Shao, B.L. Zhou, T.T. Chen, C.Q. (2006). "Quantitative evaluation of precipitates in an Al-Zn-Mg-Cu alloy after isothermal aging", *Mater. Charact.*, 56: 121-128.
- [24] Enbury, J.D., Deschamps, A. (2003). "The interaction of plasticity and diffusioncontrolled precipitation reactions", *Scripta Mater.*, 49: 927-932.
- [25] Handbook A. S. M. (1991). "Heat treating Vol. 4. ASM International", Materials Park, OH, 860.
- [26] Askeland, D.R. (1998). "Malzeme bilimi ve mühendislik malzemeleri", Nobel Yayın Dağıtım, Ankara.
- [27] Starke Jr, E.A. (2001). "Encyclopedia of materials: science and technology; aluminum alloys: thermal treatments", *Elsevier Science*: 116-118.
- [28] Staab, T. E. M. Krause-Rehberg, R. Hornauer, U. Zschech, E. (2006). "Study of artificial aging in AlMgSi (6061) and AlMgSiCu (6013) alloys by positron annihilation", *Journal of Material Science*; 41:1059-1066.
- [29] Monroe, C. Beckermann, C. (2005) "Development of a hot tear indicator for steel casting", *Materials Science and Engineering A*", Vol. 413-414, s. 30-36.
- [30] Sigworth, G.K. (1996). "Hot tearing of metals", AFS Transactions, Vol. 14, s.1053-1062.
- [31] Li, S. ve Apelian, D. (2011). "hot tearing of aluminum alloys a critical literature review", *American Foundry Society Metal Processing Institute*, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, MA, USA.
- [32] Novikov, II. (1966). "Goryachelomkost tsyetynykh metallov i splavov ( Hot shortness of non-ferrous metals and alloys)", Moscow: Nauka; s. 299.

- [33] Saveiko, V. N. (1961). “*Theory of hot tearing*”, Russian Casting Production, Vol. 11, s. 453-456.
- [34] Rosenberg, R. A. Flemings, M. C. Taylor, H. F. (1960). “Nonferrous binary alloys hot tearing”, *AFS Transactions*, Vol. 69, s. 518-528.
- [35] Pumphrey, W. I. Lyons, J. V. (1948). “Cracking during the casting and welding of the more common binary aluminum alloys”, *J. Inst. Met.* Vol. 118, s. 439-455.
- [36] Pekgülyüz, M. O. Vermette, P. (2006). “A study on hot-tear resistance of magnesium diecasting alloys”, *AFS Transactions*, Vol. 114, s. 729-736.
- [37] Handbook, A. S. M. (2008) “*Volume 15 casting*”, Materials Park: ASM International.
- [38] Grandfield, J. F. Davidson, C.J. Taylor, J. A. (2001). “The columnar to equiaxed transition in horizontal direct chill cast magnesium alloy AZ91”, *Light Metals*, 911-917.
- [39] Matsuda, F. Nakata, K. Shimokusu, Y. (1983). “Effect of additional element on weld solidification crack susceptibility of Al-Zn-Mg”, *Transactions of Japanese Welding Research Institute*, Vol. 12, s. 81-87.
- [40] Bichler, L. Elsayed, A. Lee, K. Rayindran, C. (2008). “Influence of mold and pouring temperatures on hot tearing susceptibility of AZ91D magnesium alloy”, *International Journal of Metalcasting*, Vol. 2, s. 43-54.
- [41] Zhen, Z. Hort, N. Utke, O. Huang, Y. Petri, N. Kainer, K.U. (2009). “Investigations on hot tearing of Mg-Al binary alloys by using a new quantitative method”, *Magnesium Technology*.
- [42] Deschams, A. Dumont, D. Brechet, Y. Siğli, C. Dubost, B. (2001), “Process modeling of age-hardening aluminum alloys : from microstructure evolution to mechanical and fracture properties”, *ASM International*, Materials Park, OH, s. 298-305.
- [43] Baydoğan, M. (2003). “*Retrograsyon ve yeniden yaşlandırma uygulanmış 2014 ve 7075 kalite alüminyum alaşımlarının mekanik ve korozyon özelliklerinin incelenmesi*”, İstanbul Teknik Üniversitesi F.B.E., Doktora Tezi.
- [44] Kaya, I. (2005). “*Al 7075 alaşımının şekillendirme ve ısıl işlem ile özelliklerinin iyileştirilmesi*”, Yıldız Teknik Üniversitesi F.B.E., Yüksek Lisans Tezi.
- [45] Peng, G. Chen, K. Chen, S. Fang, H. (2015). “Evolution of the second phase particles during the heating-up process of solution treatment of Al-Zn-Mg-Cu alloy”, *Materials Science and Engineering*, A 641, s. 237-241.
- [46] Li, X. Cai, Q. Zhao, B. Liu, B. Li, W. (2018). “Precipitation behaviors and properties of solution-aged Al-Zn-Mg-Cu alloy refined with TiN nanoparticles”, *Journal of Alloys and Compounds*, s. 462-470.
- [47] Isadere, A. D. Aremo, B. Adeoye, M. O. Olawale, O. J. Shittu, M. D. (2013). “Effect of heat treatment on some mechanical properties of 7075 aluminum alloy”, *Materials Research*; 16: 190-194.

- [48] Kim, S. W. Kim, D. Y. Kim, W. G. Woo, K. D. (2001). “The study on characteristics of heat treatment of the direct squeeze cast 7075 wrought Al alloy”, *Materials Science and Engineering*; 304: 721-726.
- [49] Mahathaninwonga, T. Plookphola, J. Wannasina, J. Wisutmethangoonb, S. (2012). “ T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy”, *Materials Science and Engineering A*, s. 91-99.



## ÖZGEÇMİŞ

**Ad-Soyad** : Mehmet DEMİR  
**Doğum Tarihi ve Yeri** : 07.04.1994 İZMİR  
**E-posta** : mehmet\_dmr@outlook.com

### ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2018, Süleyman Demirel Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü
- **Lise** : 2012, Buca Anadolu Teknik Lisesi, Makine Bölümü