

**PAMUKKALE ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA BLİSTER OLUŞUMU**

**DOKTORA TEZİ**  
**Engin TAN**

**Anabilim Dalı : Makine Mühendisliği**


**Programı : Konstrüksiyon ve İmalat**

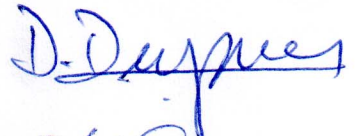
**Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Ali Rıza TARAKCILAR**  
**Eş Danışman : Yrd. Doç. Dr. Derya DIŞPINAR**


**TEMMUZ, 2011**


## DOKTORA TEZ ONAY FORMU


Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü 051601003 nolu öğrencisi Engin TAN tarafından hazırlanan “ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA BLİSTER OLUŞUMU” başlıklı tez tarafımızdan okunmuş, kapsamı ve niteliği açısından bir Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Ali Rıza TARAKCILAR (PAÜ)   
(Jüri Başkanı)

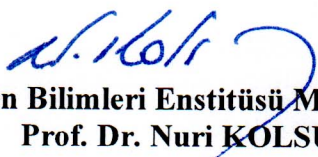
Eş Danışman : Yrd. Doç. Dr. Derya DIŞPINAR (İÜ) 

Jüri Üyesi : Prof. Dr. Muzaffer TOPÇU (PAÜ) 

Jüri Üyesi : Prof. Dr. Remzi VAROL (SDÜ) 

Jüri Üyesi: Prof. Dr. Cevdet MERİÇ (FÜ) 

Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 25/08/2011 tarih ve 24/15..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

  
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü  
Prof. Dr. Nuri KOLSUZ

Bu tezin tasarımı, hazırlanması, yürütülmesi, araştırmalarının yapılması ve bulgularının analizlerinde bilimsel etiğe ve akademik kurallara özenle riayet edildiğini; bu çalışmanın doğrudan birincil ürünü olmayan bulguların, verilerin ve materyallerin bilimsel etiğe uygun olarak kaynak gösterildiğini ve alıntı yapılan çalışmalara atfedildiğini beyan ederim.

İmza

:

Öğrenci Adı Soyadı : Engin TAN

## ÖNSÖZ

Bu çalışmada, alüminyum alaşımlarının metal kalitesini önemli ölçüde etkileyen blisterlerin oluşum mekanizmalarına farklı bir bakış açısı sunulmuştur. Bifilm olarak adlandırılan oksit filmlerinin oluşturduğu hataların blister oluşumları ile ilişkisi metalografik, mikroskobik incelemelerle ve çeşitli analiz yöntemleri ile irdelenmiştir. Bifilm – blister ilişkisinin alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerine etkisini içeren teorik yaklaşımlar, deneysel çalışmalarla kanıtlanmıştır.

Sonuçlarının oldukça özgün olduğunu düşündüğüm ve konu ile ilgili bilimsel çalışmalara ve sanayi uygulamalarına katkılar sağlamasını ümit ettiğim bu çalışmada emeği geçen ve her türlü yol göstericiliğinden faydalandığım; sadece tez çalışması kapsamında değil, her türlü akademik çalışmamda her daim hoşgörüsü ve anlayışı ile desteklerini gördüğüm; değerli danışman hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Ali Rıza TARAKCILAR'a teşekkür ederim.

Bu bölümde çok özel bir teşekkür sunmak istiyorum:

Eş (İkinci) danışmanım, saygıdeğer hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Derya DIŞPINAR,

Bir mail ile tanışma onuruna eriştiğim ve bana bu çalışmayı öneren, tanıştığım günden bu yana gece – gündüz, yaz – kış, tatil – bayram, hastalık – yolculuk, yurtiçi – yurtdışı demeden bir hocadan çok öte, belki bir dost, belki bir ağabey gibi sadece çalışmamı değil, her türlü sıkıntımı özveri ile sahiplenen, bu çalışmanın virgülünden noktasına kadar her parçasında varlığı bulunan ve katkısını aldığım, çalışmadan üretilen bildirilerle katıldığımız her kongrede, sempozyumda ve etkinlikte yolculuktan sunuma kadar stresli ve heyecanlı olduğum her an ve Denizli'den Elazığ'a, Isparta'dan İstanbul'a kadar her yerde yanımda olan, çoğu zaman beni ve çalışmamı benden daha fazla düşündüğünü hissettiren, vaktinden, emeğinden, herşeyinden benim için fedakarlık ettiğini defalarca gördüğüm güzel insana; bu satırların yetmeyeceğini bildirerek sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez İzleme Komitesi'nde yer alan ve birikimlerini özveri ile paylaşan, bununla birlikte deneysel çalışmalarda bölümümün laboratuvar imkanlarını her daim kullanmama olanak sağlayan; bölüm başkanım, saygıdeğer hocam Sayın Prof. Dr. Muzaffer TOPÇU'ya teşekkür ederim.

Tez İzleme Komitesi'nde yer alan ve konu ile ilgili her toplantı sonrası çok değerli yorum ve katkılarını aldığım; saygıdeğer hocam Sayın Prof. Dr. Remzi VAROL'a teşekkür ederim.

Tez Savunma Sınavı Jürisi'nde yer alarak beni onurlandıran ve konu ile ilgili çok değerli katkılarını aldığım; saygıdeğer hocam Sayın Prof. Dr. Cevdet MERİÇ'e teşekkür ederim.

Çalışmanın mekanik deneyleri esnasında deney cihazının ve yazılımının kullanımı hakkında teorik ve pratik bilgilerini benimle paylaşan ve değerli katkılarını aldığım kıymetli dostum Sayın Yrd. Doç. Dr. Emin ERGUN'a ve ilgili laboratuvarın yoğun çalıştığı dönemlerde, çalışmamıza verdiği önemi hissettiren ve laboratuvarın kullanımı konusunda desteklerini gördüğüm Sayın Yrd. Doç. Dr. Gürkan ALTAN'a teşekkür ederim.

Çalışmanın metalografik ve mikroskopik çalışmaları esnasında, dönem projesi hazırlamak suretiyle laboratuvar çalışmalarında katkılarını aldığım tüm lisans öğrencisi arkadaşlarıma ve tamamen bilgi öğrenme ve pratik yönünü geliştirme adına gönüllü olarak laboratuvar çalışmalarında bana yardımcı olan, kimi zaman laboratuvarında sabahlayan lisans öğrencisi Sayın Emre ÇAKIRLAR'a teşekkür ederim.

Çalışmanın mekanik deneyler sonrası kırık yüzeylerinin SEM analizlerinin gerçekleştirilmesinde, laboratuvar imkanlarını sunan ve mesai saati kavramı olmadan destek veren İstanbul Üniversitesi'nden saygıdeğer hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Cem KAHRUMAN'a ve değerli arkadaşım Sayın Araş. Gör. Dr. Eray ERZİ'ye teşekkür ederim.

Çalışmanın SIMA sonrası SEM analizlerinde desteklerini gördüğüm; Isparta Süleyman Demirel Üniversitesi'nden yüksek lisans öğrencisi Sayın Taner AKTAN'a teşekkür ederim.

Çalışmanın VAKT uygulamalarında laboratuvar imkanlarını sonuna kadar bizlere sunan Sakarya Üniversitesi'nden saygıdeğer hocam Sayın Doç. Dr. Ramazan KAYIKCI ve deneyler esnasında özveri ile yardımcı olan Sakarya Üniversitesi'nden değerli arkadaşım Sayın Araş. Gör. Murat ÇOLAK'a teşekkür ederim.

Uzun soluklu çalışmamın başlangıcından sonuna kadar manevi destekleri ile yanımda olan değerli arkadaşım Sayın Araş. Gör. Dr. Öner ATALAY'a teşekkür ederim.

Çalışmalar esnasında aynı laboratuvarı paylaştığım ve desteklerini gördüğüm; Sayın Araş. Gör. Arzum ULUKÖY'e teşekkür ederim.

Çalışmanın tez çıktısı haline getirilmesinde ve şablon hazırlamada yardımlarını aldığım Sayın Araş. Gör. Erkin AKDOĞAN'a teşekkür ederim.

Çalışmanın deneysel materyallerini sağlayan ve firmaya yaptığım her ziyarette samimi yaklaşımıyla üretim prosesleri hakkında bilgiler aldığım; Konya Seydişehir'de bulunan Almetal Alüminyum San. Tic. A. Ş. yöneticisi Sayın Hüseyin BEZCİ'ye teşekkür ederim.

Çalışmanın 2008FBE004 nolu proje ile finansal anlamda desteklenmesini sağlayan Pamukkale Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi'ne ve çalışanlarına teşekkür ederim.

Uzun soluklu çalışmama her ne şekilde olursa olsun katkı sağlayan tüm kişi ve kurumlara ayrıca teşekkür ederim.

Kalbi bir teşekkür anneme, babama ve ağabeyim Metin TAN'a... Varlığınızla bugünlere gelmemde çok büyük emekleriniz var, size herşey için çok teşekkür ederim.

Son olarak, sevgili aileme; eşim Ebru TAN'a ve biricik kızım Naz TAN'a, zor günlerimde verdikleri her türlü destek ve hayatıma kattıkları renkler için çok teşekkür ederim.

Temmuz 2011

Engin TAN

Makina Yüksek Mühendisi

*Sevgili eşime ve biricik kızıma...*

## İÇİNDEKİLER

### Sayfa

<b>DOKTORA TEZ ONAY FORMU.....</b>	<b>i</b>
<b>ETİK BEYAN SAYFASI.....</b>	<b>ii</b>
<b>ÖNSÖZ.....</b>	<b>iii</b>
<b>İÇİNDEKİLER.....</b>	<b>vi</b>
<b>KISALTMALAR.....</b>	<b>viii</b>
<b>TABLO LİSTESİ.....</b>	<b>ix</b>
<b>ŞEKİL LİSTESİ.....</b>	<b>x</b>
<b>SEMBOL LİSTESİ.....</b>	<b>xvi</b>
<b>ÖZET.....</b>	<b>xvii</b>
<b>SUMMARY.....</b>	<b>xviii</b>
<b>1. GİRİŞ.....</b>	<b>1</b>
<b>2. LİTERATÜR İNCELEMESİ.....</b>	<b>3</b>
2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması.....	4
2.1.1 Dövme alüminyum alaşımları.....	4
2.1.2 Döküm alüminyum alaşımları.....	5
2.2 Alüminyum Alaşımlarının Üretim Yöntemleri.....	5
2.2.1 Sıvı durumda şekil verme: DÖKÜM.....	6
2.2.2 Katı durumda şekil verme: DÖVME.....	7
2.2.3 Yarı-katı durumda şekil verme: TİKSO – REO – SIMA.....	8
2.3 Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemleri.....	15
2.3.1 T6 ısıl işlemi.....	17
2.3.1.1 Çözeltiyeye alma işlemi.....	17
2.3.1.2 Su verme işlemi.....	18
2.3.1.3 Yaşlandırma işlemi.....	19
2.4 Alüminyum Alaşımlarında Metal Kalitesini Etkileyen Faktörler.....	21
2.4.1 Oksit oluşumu ve bifilmeler.....	22
2.4.2 Hidrojen çözünürlüğü.....	24
2.4.3 Porozite oluşumu.....	25
2.4.4 Blister oluşumu.....	28
2.4.5 Bifilm - Blister ilişkisi.....	30
2.5 Alüminyum Alaşımlarında Metal Kalitesinin Belirlenmesi.....	32
<b>3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....</b>	<b>37</b>
3.1 Kullanılan Alaşımlar.....	37
3.2 Isıl İşlemler.....	39
3.2.1 SIMA işlemi için süre – sıcaklık optimizasyonu.....	40
3.2.2 T6 ısıl işlemi için süre optimizasyonu.....	41
3.3 Metalografi ve Mikroskopi.....	42
3.3.1 Tane boyutu analizi.....	45

3.3.2 İkincil faz oranı (SPR) analizi.....	46
3.3.3 SEM (Tarama Elektron Mikroskobu) analizi.....	46
3.3.3.1 SIMA analizi.....	46
3.3.3.2 Kırık yüzey analizi.....	47
3.4 Vakum Altında Katılma Testi (VAKT) .....	47
3.5 Mekanik Deneyler .....	49
3.5.1 Sertlik ölçümleri.....	49
3.5.2 Çekme deneyleri.....	49
3.5.2.1 Çekme deney sonuçlarının Weibull analizi.....	51
3.5.3 Yorulma deneyleri.....	52
3.5.3.1 Yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi.....	54
<b>4. BULGULAR.....</b>	<b>56</b>
4.1 SIMA İşlemi İçin Optimizasyon Sonuçları .....	56
4.1.1 Mikroyapı analizi sonuçları .....	65
4.1.2 İkincil faz oranı (SPR) analizi sonuçları.....	75
4.1.3 Tane boyutu analizi sonuçları .....	84
4.1.4 SEM (Tarama Elektron Mikroskobu) analizi sonuçları.....	84
4.2 Çözeltiyeye Alma İşlemi İçin Optimizasyon Sonuçları.....	88
4.2.1 Mikroyapı analizi sonuçları .....	88
4.2.2 İkincil faz oranı (SPR) analizi sonuçları.....	91
4.3 Yaşlandırma İşlemi İçin Optimizasyon Sonuçları .....	95
4.4 Mekanik Deneylerin Sonuçları .....	96
4.4.1 Çekme deneylerinin sonuçları.....	96
4.4.1.1 Çekme deneylerinin Weibull analizi sonuçları.....	102
4.4.2 Yorulma deneylerinin sonuçları.....	107
4.4.2.1 Yorulma deneylerinin Weibull analizi sonuçları.....	110
4.5 Kırık Yüzey Analizi Sonuçları.....	114
4.6 Vakum Altında Katılma Testi (VAKT) Sonuçları.....	124
4.6.1 Bifilm indeks sonuçları.....	127
<b>5. TARTIŞMA.....</b>	<b>130</b>
5.1 SIMA İşlemi Sonuçlarının Değerlendirilmesi .....	134
5.2 Çözeltiyeye Alma İşlemi Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	136
5.3 Yaşlandırma İşlemi Sonuçlarının Değerlendirilmesi .....	137
5.4 Mekanik Deneylerin Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	138
5.5 Vakum Altında Katılma Testi (VAKT) Sonuçlarının Değerlendirilmesi .....	140
<b>6. SONUÇLAR.....</b>	<b>142</b>
<b>KAYNAKLAR.....</b>	<b>145</b>



## KISALTMALAR

<b>HTO</b>	: High Temperature Oxidation
<b>VAKT</b>	: Vakum Altında Katılaşma Testi
<b>RPT</b>	: Reduced Pressure Test
<b>ANSI</b>	: Amerikan Ulusal Standartlar Enstitüsü
<b>AA</b>	: (Amerikan) Alüminyum Birliği
<b>SIMA</b>	: Strain Induced Melt Activation
<b>LIMCA</b>	: Liquid Metal Cleanliness Analyser
<b>PoDFA</b>	: Porous Disc Filtration Analysis
<b>TSE</b>	: Türk Standartları Enstitüsü
<b>ASTM</b>	: American Society for Testing and Materials
<b>BS</b>	: British Standards
<b>DIN</b>	: Deutsches Institut für Normung
<b>ISO</b>	: International Organization for Standardization
<b>JIS</b>	: Japanese Industrial Standards
<b>NF</b>	: Association Française de Normalisation (AFNOR)
<b>SEM</b>	: Scanning Electron Microscope
<b>EDS</b>	: Energy Dispersive Spectrometry
<b>SPR</b>	: Secondary Phase Ratio

## TABLO LİSTESİ

### Tablolar

2.1	: Dövme alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi.....	5
2.2	: Döküm alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi .....	5
2.3	: H temper türü için kodlama sistemi .....	16
2.4	: T temper türü için kodlama sistemi.....	16
2.4	: (devam) T temper türü için kodlama sistemi .....	17
3.1	: Çalışmada kullanılan alaşımların kısa gösterim standart karşılıkları.....	37
3.2	: Çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal bileşimleri (%).....	37
3.3	: Çalışmada kullanılan alaşımların standart kimyasal bileşimleri (%).....	37
3.4	: Çalışmada kullanılan alaşımların özellikleri ve kullanım alanları.....	38
3.5	: Çalışmada kullanılan alaşımların literatür mekanik özellikleri .....	38
3.6	: Çalışmada kullanılan alaşımlara uygulanan ticari üretim prosesleri .....	38
3.7	: T6 ısıtma işlemi için süre-sıcaklık parametreleri .....	42
3.8	: Kellers 3A Agent dağıtım çözeltisinin bileşimi .....	45
3.9	: $\sigma_{max} / R_m$ oranına göre hesaplanan, alaşımlara ait ortalama gerilme ( $F_m$ ) ve gerilme genliği ( $F_a$ ) değerleri .....	54
4.1	: 610°C’de 5 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları.....	83
4.2	: 610°C’de 10 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları.....	83
4.3	: 610°C’de 15 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları.....	83
4.4	: 610°C’de 20 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları.....	83
4.5	: 620°C’de 5 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları.....	83
4.6	: 620°C’de 10 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları.....	83
4.7	: 620°C’de 20 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları.....	84
4.8	: Tane boyutu analiz sonuçları .....	84
4.9	: 2024 alaşımının çözeltiye alma ve oda sıcaklığında su verme sonrası mikroyapılardaki ikincil fazların oranları.....	91
4.10	: 7075 alaşımının çözeltiye alma ve oda sıcaklığında su verme sonrası mikroyapılardaki ikincil fazların oranları.....	92
4.11	: 2024 alaşımının çözeltiye alma ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası mikroyapılardaki ikincil fazların oranları.....	93
4.12	: 7075 alaşımının çözeltiye alma ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası mikroyapılardaki ikincil fazların oranları.....	94
4.13	: SIMA ve sonrasında T6 ısıtma işlemi için belirlenen optimum parametreler	96
4.14	: Çekme deneyi sonuçlarının Weibull modülleri (m) kıyaslaması.....	113
4.15	: Çekme deneyi sonuçlarının Weibull analizi karakteristik değerler kıyaslaması.....	113

## ŞEKİL LİSTESİ

### Şekiller

2.1	: Döküm alüminyum alaşımlarının örnek kullanım alanları.....	7
2.2	: Dövme alüminyum alaşımlarının örnek kullanım alanları.....	8
2.3	: Yarı-katı durumda bıçak ile kesilen bir alüminyum alaşımı .....	9
2.4	: Tikso-şekil verme yönteminin şematik uygulaması.....	10
2.5	: Reo-şekil verme yönteminin şematik uygulaması .....	11
2.6	: Nondendritik tane oluşum mekanizması .....	11
2.7	: Tane sınırı açılarının artışı ile küresel tane oluşumu .....	13
2.8	: SIMA prosesi aşamalarının şematik gösterimi .....	14
2.9	: 2024 alüminyum alaşımının SIMA işleminde artan deformasyon oranının etkisi .....	15
2.10	: Çözeltiye alma işlemi için örnek bir alaşım diyagramı.....	17
2.11	: Tek fazlı $\alpha$ bölgesinden oda sıcaklığına yavaş soğutma sonucu $\beta$ fazlarının ayrışarak çökelti oluşturması.....	18
2.12	: Su verme işlemi ile aşırı doymuş $\alpha$ yapısının elde edilmesi.....	19
2.13	: Yaşlanma işlemi sonrası aşırı doymuş $\alpha$ fazından $\beta$ fazının çökmesi ...	20
2.14	: Kısmi çözünlük gösteren alaşımların faz diyagramlarına göre atom hareketlerinin şematik gösterimi.....	20
2.15	: $Al_2O_3$ oluşum mekanizmasının şematik görüntüsü.....	23
2.16	: En sık görülen bifilm oluşum mekanizması: yüzey türbülansı.....	23
2.17	: Hidrojenin alüminyum içindeki çözünlüğü.....	25
2.18	: Bifilm ve porozite oluşumu .....	28
2.19	: Bifilm varlığı ile porozite oluşumunda hidrojenin etkisi .....	28
2.20	: Metal ve alaşımların yüzeyinde blister oluşumu .....	29
2.21	: Döküm esnasında sıvı metalin türbülansı ile bifilm oluşumu .....	30
2.22	: Sıvı alüminyum alaşımının bekletme fırınlarına transferi sırasında oluşan bifilmeler .....	31
2.23	: Gaz gidermede kullanılan difüzörler ve kabarcıkların dağılımı .....	33
2.24	: Rotari gaz giderici ile elde edilen optimum gaz kabarcıkları.....	33
2.25	: VAKT'nin şematik gösterimi .....	35
2.26	: Bifilm indeks hesaplama yöntemi.....	35
3.1	: Çalışmada kullanılan alüminyum alaşımları .....	39
3.2	: Çalışmada kullanılan alüminyum alaşımlarının boyutları.....	39
3.3	: 2024 alaşımının ısıl işlem deney numunesi ölçüleri .....	40
3.4	: 6063 alaşımının ısıl işlem deney numunesi ölçüleri .....	40
3.5	: 7075 alaşımının ısıl işlem deney numunesi ölçüleri .....	40
3.6	: Isıl işlemler için kullanılan fırın.....	41
3.7	: Su verme işlemlerinde kullanılan su banyosu.....	41
3.8	: Metalografi için kullanılan zımparalama-parlatma cihazı.....	43
3.9	: Metalografi için kullanılan hassas kesme cihazı.....	43
3.10	: Metalografi için kullanılan bakalite alma cihazı.....	44
3.11	: Bakalite alınan numuneler .....	44

3.12	: Mikroskopi çalışmalarında kullanılan optik mikroskop.....	45
3.13	: SIMA sonrası analizlerinde kullanılan SEM cihazı.....	46
3.14	: Kırık yüzey analizlerinde kullanılan SEM cihazı .....	47
3.15	: RPT cihazının şematik görüntüsü .....	47
3.16	: Çalışmalarda kullanılan RPT deney cihazı.....	48
3.17	: RPT çalışmalarında kullanılan rezistanslı fırın.....	48
3.18	: RPT çalışmalarında kullanılan kalıbın görüntüsü.....	49
3.19	: Kullanılan sertlik ölçüm cihazı .....	49
3.20	: Çekme deney numunesi ölçüleri.....	50
3.21	: Çekme deney numunelerinin görüntüsü.....	50
3.22	: Deneylerde kullanılan çekme cihazı .....	50
3.23	: Yorulma deney numunesi ölçüleri .....	52
3.24	: Yorulma deney numunelerinin görüntüsü .....	52
4.1	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de a) 5 dakika b) 10 dakika SIMA .....	56
4.2	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de a) 15 dakika b) 20 dakika SIMA .....	57
4.3	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 550°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA .....	58
4.4	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 550°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA .....	58
4.5	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 550°C'de 45 dakika SIMA .....	58
4.6	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 575°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA .....	59
4.7	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 575°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA .....	59
4.8	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 575°C'de 45 dakika SIMA .....	59
4.9	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA .....	60
4.10	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA .....	60
4.11	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de 45 dakika SIMA .....	60
4.12	: 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 550°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA .....	61
4.13	: 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 550°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA .....	61
4.14	: 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 550°C'de 45 dakika SIMA .....	61
4.15	: 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 575°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA .....	62
4.16	: 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 575°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA .....	62
4.17	: 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 575°C'de 45 dakika SIMA .....	62
4.18	: 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA .....	63

4.19	: 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yzney g3r3nt3s3 600°C’de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA .....	63
4.20	: 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yzney g3r3nt3s3 600°C’de 45 dakika SIMA .....	63
4.21	: 6063 alaşımının SIMA sonrası makro yzney g3r3nt3s3 600°C’de a) 30 dakika b) 35 dakika SIMA .....	64
4.22	: 6063 alaşımının SIMA sonrası makro yzney g3r3nt3s3 600°C’de a) 40 dakika b) 45 dakika SIMA .....	64
4.23	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yzney g3r3nt3s3 610°C’de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA .....	65
4.24	: 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yzney g3r3nt3s3 620°C’de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA .....	65
4.25	: 2024 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı 575°C’de 25 dakika SIMA, a)3st yzney, b) yan yzney .....	66
4.26	: 2024 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı 575°C’de 35 dakika SIMA, a)3st yzney, b) yan yzney .....	66
4.27	: 2024 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı 600°C’de 25 dakika SIMA, a)3st yzney, b) yan yzney .....	66
4.28	: 2024 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı 600°C’de 30 dakika SIMA, a)3st yzney, b) yan yzney .....	67
4.29	: 7075 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı 575°C’de 25 dakika SIMA, a)3st yzney, b) yan yzney .....	67
4.30	: 7075 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı 575°C’de 35 dakika SIMA, a)3st yzney, b) yan yzney .....	67
4.31	: 7075 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı 600°C’de 25 dakika SIMA, a)3st yzney, b) yan yzney .....	68
4.32	: 7075 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı 600°C’de 30 dakika SIMA, a)3st yzney, b) yan yzney .....	68
4.33	: 610°C’de 5 dakika SIMA sonrası mikroyapılar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	69
4.34	: 610°C’de 10 dakika SIMA sonrası mikroyapılar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	70
4.35	: 610°C’de 15 dakika SIMA sonrası mikroyapılar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	71
4.36	: 610°C’de 20 dakika SIMA sonrası mikroyapılar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	72
4.37	: 620°C’de 5 dakika SIMA sonrası mikroyapılar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	73
4.38	: 620°C’de 10 dakika SIMA sonrası mikroyapılar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	74
4.39	: 620°C’de 15 dakika SIMA sonrası mikroyapılar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	75
4.40	: 610°C’de 5 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	76
4.41	: 610°C’de 10 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	77
4.42	: 610°C’de 15 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	78
4.43	: 610°C’de 20 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	79

4.44	: 620°C’de 5 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	80
4.45	: 620°C’de 10 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	81
4.46	: 620°C’de 15 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı.....	82
4.47	: 2024 alaşımının 600°C’de 30 dakika SIMA sonrası SEM görüntüsü.....	85
4.48	: 2024 alaşımının 600°C’de 30 dakika SIMA sonrası EDS analizi .....	85
4.49	: 2024 alaşımının 600°C’de 40 dakika SIMA sonrası SEM görüntüsü.....	86
4.50	: 2024 alaşımının 600°C’de 40 dakika SIMA sonrası EDS görüntüsü .....	86
4.51	: 2024 alaşımının 600°C’de 45 dakika SIMA sonrası SEM görüntüsü.....	87
4.52	: 7075 alaşımının 600°C’de 45 dakika SIMA sonrası SEM görüntüsü.....	87
4.53	: 2024 alaşımı için çözeltili alma sonrası mikroyapılar a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası oda sıcaklığında su verme).88	
4.54	: 7075 alaşımı için çözeltili alma sonrası mikroyapılar a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası oda sıcaklığında su verme).89	
4.55	: 2024 alaşımı için çözeltili alma sonrası mikroyapılar a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verme).....	90
4.56	: 7075 alaşımı için çözeltili alma sonrası mikroyapılar a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verme).....	90
4.57	: 2024 alaşımı için çözeltili alma sonrası ikincil fazlar a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası oda sıcaklığında su verme).91	
4.58	: 7075 alaşımı için çözeltili alma sonrası ikincil fazlar a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası oda sıcaklığında su verme).92	
4.59	: 2024 alaşımı için çözeltili alma sonrası ikincil fazlar a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verme).....	93
4.60	: 7075 alaşımı için çözeltili alma sonrası ikincil fazlar a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verme).....	94
4.61	: 2024 alaşımına uygulanan işlemler sonrası sertlik değişimleri .....	95
4.62	: 6063 alaşımına uygulanan işlemler sonrası sertlik değişimleri .....	95
4.63	: 7075 alaşımına uygulanan işlemler sonrası sertlik değişimleri .....	96
4.64	: 2024 alaşımının çekme dayanımı değerleri .....	97
4.65	: 2024 alaşımının akma dayanımı değerleri.....	97
4.66	: 2024 alaşımının kopma uzaması değerleri .....	98
4.67	: 6063 alaşımının çekme dayanımı değerleri .....	98
4.68	: 6063 alaşımının akma dayanımı değerleri.....	99
4.69	: 6063 alaşımının kopma uzaması değerleri .....	99
4.70	: 7075 alaşımının çekme dayanımı değerleri .....	100
4.71	: 7075 alaşımının akma dayanımı değerleri.....	100
4.72	: 7075 alaşımının kopma uzaması değerleri .....	101
4.73	: Üç alaşımın çekme dayanımlarının karşılaştırılması .....	101
4.74	: Üç alaşımın akma dayanımlarının karşılaştırılması .....	102
4.75	: Üç alaşımın kopma uzamalarının karşılaştırılması .....	102
4.76	: 2024 alaşımının çekme dayanımı sonuçlarının Weibull analizi .....	103
4.77	: 2024 alaşımının kopma uzaması sonuçlarının Weibull analizi .....	103
4.78	: 6063 alaşımının çekme dayanımı sonuçlarının Weibull analizi .....	104

4.79	: 6063 alaşımının kopma uzaması sonuçlarının Weibull analizi .....	104
4.80	: 7075 alaşımının çekme dayanımı sonuçlarının Weibull analizi .....	105
4.81	: 7075 alaşımının kopma uzaması sonuçlarının Weibull analizi .....	105
4.82	: 20°C su verme sıcaklığı için üç alaşımın çekme dayanımı değerlerinin Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırılması .....	106
4.83	: 80°C su verme sıcaklığı için üç alaşımın çekme dayanımı değerlerinin Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırılması .....	106
4.84	: 20°C su verme sıcaklığı için üç alaşımın kopma uzaması değerlerinin Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırılması .....	107
4.85	: 80°C su verme sıcaklığı için üç alaşımın kopma uzaması değerlerinin Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırılması .....	107
4.86	: 2024 alaşımını için elde edilen çevrim sayısı değerleri .....	108
4.87	: 6063 alaşımını için elde edilen çevrim sayısı değerleri .....	108
4.88	: 7075 alaşımını için elde edilen çevrim sayısı değerleri .....	109
4.89	: Çevrim sayısı değerlerinin üç alaşım için karşılaştırılması .....	109
4.90	: 20°C su verme sıcaklığı için 2024 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi .....	110
4.91	: 80°C su verme sıcaklığı için 2024 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi .....	110
4.92	: 20°C su verme sıcaklığı için 6063 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi .....	111
4.93	: 80°C su verme sıcaklığı için 6063 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi .....	111
4.94	: 20°C su verme sıcaklığı için 7075 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi .....	112
4.95	: 80°C su verme sıcaklığı için 7075 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi .....	112
4.96	: 2024 alaşımından çekme numunesinin mikroyapısındaki ikincil fazların ve kırılmanın başlangıcı olan bölgenin SEM görüntüsü ve EDS analizi ...	114
4.97	: 2024 alaşımından çekme numunesinin mikroyapısındaki ikincil fazların ve kırılmanın başlangıcı olan bölgenin SEM görüntüsü .....	115
4.98	: 2024 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü ve EDS analizi .....	115
4.99	: 2024 alaşımından iki farklı çekme numunesinin SEM görüntüsü .....	116
4.100	: 2024 alaşımından iki farklı yorulma numunesinin ( $\sigma_{max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü .....	117
4.101	: 6063 alaşımından iki farklı çekme numunesinin SEM görüntüsü .....	118
4.102	: 80°C suda su verilmiş 6063 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü .....	119
4.103	: 20°C suda su verilmiş 6063 alaşımından çekme numunesinin SEM görüntüsü ve EDS analizi .....	120
4.104	: 80°C suda su verilmiş 6063 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü ve EDS analizi .....	121
4.105	: 20°C suda su verilmiş 7075 alaşımından çekme numunesinin SEM görüntüsü .....	122
4.106	: 80°C suda su verilmiş 7075 alaşımından çekme numunesinin SEM görüntüsü .....	123
4.107	: 80°C suda su verilmiş 7075 alaşımından bir başka çekme numunesinin SEM görüntüsü .....	123

<b>4.108</b> : 20°C suda su verilmiş 7075 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{\max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü .....	124
<b>4.109</b> : 2024 için kalıba a) ilk, b) son dökülen VAKT numunesinin yüzey görüntüsü .....	125
<b>4.110</b> : 6063 için kalıba a) ilk, b) son dökülen VAKT numunesinin yüzey görüntüsü .....	125
<b>4.111</b> : 7075 için kalıba a) ilk, b) son dökülen VAKT numunesinin yüzey görüntüsü .....	125
<b>4.112</b> : 2024 için kalıba dökülen a) ilk iki, b) son iki VAKT numunesinin kesit görüntüsü .....	126
<b>4.113</b> : 6063 için kalıba dökülen a) ilk iki, b) son iki VAKT numunesinin kesit görüntüsü .....	126
<b>4.114</b> : 7075 için kalıba dökülen a) ilk iki, b) son iki VAKT numunesinin kesit görüntüsü .....	127
<b>4.115</b> : 2024 alaşımının bifilm indeks değişimi .....	128
<b>4.116</b> : 7075 alaşımının bifilm indeks değişimi .....	128
<b>4.117</b> : Üç farklı alaşımın ortalama bifilm indekslerinin karşılaştırması.....	129
<b>5.1</b> : Katı yüzeye yakın durumda bulunan bifilm (şematik).....	134
<b>5.2</b> : Yüzeye yakın durumdaki bifilmelerin ısı işlem sonrası blister oluşması (şematik) .....	134



## SEMBOL LİSTESİ

$\alpha$	İki fazlı alaşımda bulunan primer faz
$\beta$	İki fazlı alaşımda bulunan sekonder faz
$\alpha$ aşırı doymuş	Aşırı doymuş $\alpha$ primer fazı
$\beta$ çökelti	İki fazlı alaşımda bulunan $\beta$ sekonder çökelti fazı
$\Delta G$	Serbest enerji değişimi
$\gamma$	Sıvı alüminyum yüzey gerilimi
A	Ara yüzey alanı
$p_d$	Dış basınç
V	Porozitenin hacmi
$p_i$	İç basınç
r	Oluşan porozitenin küresel olduğu kabulü ile, bu kürenin yarıçapı
F(S)	Weibull analizinde gerilmenin bir fonksiyonu olarak hasar olasılığı
e	Exponential (üstel)
m	Weibull modülü
P	Weibull analizinde malzemenin kırılma ihtimali
$\sigma_{max}$	Yorulma deneyinde malzemeye uygulanan maksimum gerilme değeri
$R_m$	Çekme dayanımı
$F_{max}$	Yorulma deneyinde maksimum kuvvet değeri
$F_{min}$	Yorulma deneyinde minimum kuvvet değeri
R	Yorulma deneyinde gerilme oranı
f	Yorulma deneyinde frekans
$S_0$	Yorulma deneyinde malzeme kesit alanı
$F_m$	Yorulma deneyinde ortalama gerilme
$F_a$	Yorulma deneyinde gerilme genliği

## ÖZET

### ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA BLİSTER OLUŞUMU

Alüminyum alaşımlarının yüksek sıcaklık oksidasyonu (High Temperature Oxidation-HTO), ısıtım proseslerinde önemli bir yer tutar. Teori; bozunmanın, yüksek sıcaklıklarda uzun bir süre su buharına maruz kalmanın bir sonucu olarak ve ayrıca metalin içine difüze olmak suretiyle hidrojen porlarını oluşturan ve böylece yüzeyin hemen altında porozite ve blisterlere yol açan hidrojeni serbest hale getiren oksidasyon prosesi ile sonuçlandığını ileri sürmektedir. Bu hataların bazıları, işleme (talaş kaldırma) sırasında ortadan kalksa da, bu alt yüzey porozitelerinin fazlaca bulunması yüksek miktarda döküntülere (pullanma) neden olabilir. Bu nedenle, bu çalışmada alüminyum alaşımlarının ısıtım işlemleri boyunca oluşan blisterlerin tam bir incelemesi yapılmıştır. Çalışmada, *literatürde ilk kez olarak*, bifilmelerin (double film-çift film) varlığının ve metal kalitesinin blisterlerin boyutu ve morfolojisine etkileri incelenmiştir.

## **SUMMARY**

### **BLISTER FORMATION IN ALUMINIUM ALLOYS**

High temperature oxidation (HTO) of aluminium alloys has been a major problem feature of heat treatment processes. The theory suggests that degradation as a result of long time exposure to high temperatures in the presence of water vapour results in oxidation process which releases hydrogen that diffuses into metal to form hydrogen pores; thus leading to subsurface porosity or blisters. Although some of these defects could be removed during machining, higher population of these subsurface pores may lead to high number of scraps. Therefore, in this study, a thorough examination of the blister formation during heat treatment of aluminium alloys was investigated. *For the first time*, the effect of metal quality and presence of bifilms on the size and morphology of blisters were examined.

## 1. GİRİŞ

Alüminyum ve alaşımlarının otomotiv endüstrisi, havacılık ve uzay sanayi, çeşitli deniz yapıları gibi birçok endüstriyel uygulamada kullanımı gün geçtikçe artış göstermektedir. Endüstriyel uygulamalardaki malzeme seçiminde, “ağırlıktan tasarruf” ve “performans artışı” talebi alüminyum alaşımlarını stratejik açıdan önemli bir malzeme konumuna getirmektedir. Bununla birlikte kaliteli ve güvenilir ürün elde etme ihtiyacı, alüminyum alaşımlarına hafiflikten öte, dayanım anlamında da önemli sorumluluklar yüklemektedir. Alüminyum alaşımlarının mekanik özellikler yönünden beklentileri karşılaması da ancak ısı işlemler ile mümkün olmaktadır.

Metallerin ve alaşımların mekanik özelliklerini geliştirmek için uygulanan bir dizi ısıtma-soğutma işlemleri “ısı işlem” olarak bilinmektedir. Bu işlem alüminyum alaşımlarına uygulandığında, sertlik ve mukavemetin arttığı çökeltme sertleşmesini kapsamaktadır. Bu proses, alaşımın faz diyagramında tek faz bölgesine ısıtılmasını ve ikincil fazların çözünmesini, akabinde su verme ile aşırı doymuş matrisin oluşmasını ifade eder. Son kısımda oda sıcaklığında veya yükseltilmiş sıcaklıklarda matris içerisinde homojen çökelmiş fazlar elde edilir.

Bu işlemler boyunca, yaygın olarak bilinen yüksek sıcaklık oksidasyonu (High Temperature Oxidation - HTO) görülür. HTO, özelliklerin kötüleşmesine yol açar ve parçanın kullanım dışı olmasına neden olur. Bununla birlikte, bu yanlış adlandırılan HTO durumu, sadece oksitlenme problemi olmayıp, aslında esas olarak fırın atmosferinden etkilenen yüzey tabakalarının içine hidrojenin difüze olması ve poroziteye sebep vermesidir. Ve bu durum *blisterleşme* olarak bilinmektedir. Blisterler, ultrasonik ve metalografik teknikler gibi optik muayeneler ile kolaylıkla tespit edilebilmektedir.

Bu tez çalışmasının amacı, alüminyum alaşımlarının kullanım ömrünü olumsuz yönde etkileyen blisterlerin oluşum mekanizmalarının tüm detayları ile belirlenerek; blisterlerin, alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerine etkilerini incelemektir.

Alüminyum alaşımlarının dökümünde mikroyapıdaki birçok hatalar (porozite, segregasyon gibi.) alüminyum alaşımlarının kalitesini önemli ölçüde etkilemektedir. Bu hatalar potansiyel olarak alaşımın hasar mekanizmalarından sorumlu tutulmakla beraber, en belirgin hatalar çözünmüş hidrojen ve yüzeyden ergiyiğe karışan ve “*bifilm (double film-çift film)*” olarak bilinen alüminyum oksit kaynaklı hatalardır.

Bu tez çalışması kapsamında, mevcut literatür çalışmalarından farklı ve *ilk kez olarak* döküm işlemleri sırasında poroziteye neden olan bifilmelerin varlığının blister oluşumuna, blisterlerin boyutuna ve morfolojisine etkileri incelenmiştir.

Tez çalışması kapsamında yapılan araştırmalar, alüminyum alaşımlarının metal kalitesini etkileyen faktörler ile metal kalitesinin belirlenmesinde kullanılan “*Vakum Altında Katılaşma Testi – VAKT (Reduced Pressure Test – RPT)*” uygulamalarını da içermektedir. Bölüm 2’de alüminyum alaşımlarının üretim yöntemleri ile alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler incelenerek, alüminyum alaşımlarının metal kalitesini etkileyen faktörler ile metal kalitesini belirleme yöntemlerinden olan VAKT irdelenmiştir.

Bölüm 3’te, tez kapsamında gerçekleştirilen deneysel çalışmalara yer verilmiştir. Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler sonrası gerçekleştirilen metalografi ve mikroskopi çalışmalarında tane boyutu ve ikincil faz oranı analizleri yapılmıştır. Ayrıca alaşımlar ergitilip tekrar dökülerek VAKT uygulanmıştır. Isıl işlemler sonrası mekanik özelliklerin değişimini incelemek üzere sertlik, çekme ve yorulma deneyleri yapılmıştır.

Bölüm 4’te gerçekleştirilen deneysel çalışmaların bulguları sunulmuştur. Isıl işlemler sonrası gerçekleştirilen metalografi ve mikroskopi çalışmaları ile elde edilen tane boyutu ve ikincil faz oranı analizlerinin sonuçları verilmiştir. Ayrıca VAKT ile elde edilen bifilm indeks değerleri belirlenmiştir. Mekanik deneylerin sonuçları sunulmuş, sonuçların güvenilirliği Weibull istatistiksel analiz yöntemi ile irdelenmiştir.

Bölüm 5’te deneysel çalışmaların bulguları mevcut literatür çalışmaları ile kıyaslanarak bulguların literatüre sağlayacağı katkılardan bahsedilmiştir.

Son bölümde tez çalışmasının genel sonuçları verilerek, tez çalışması sonrasında yapılabilecek çalışmalar hakkında öneriler sunulmuştur.

## 2. LİTERATÜR İNCELEMESİ

Hafiflik, dayanım, geri dönüşüm, korozyon direnci, süneklik, şekillendirilebilirlik ve iletkenlik gibi dikkat çekici özellikleri, alüminyum değerli bir malzeme haline getirmiştir. Bu kadar özelliğin bir arada kullanılabilmesi alüminyum ve alaşımlarını diğer demir olmayan metallere önemli ölçüde ayırmaktadır [1]. Bu gelişmiş özelliklerin sağladığı daha düşük üretim maliyeti ve daha fazla dayanım / hafiflik oranı, birçok endüstriyel uygulamada döküm veya dövme demir esaslı metaller yerine alüminyum alaşımlarının kullanımını teşvik etmektedir [1, 2].

Bu üstün özellikleri sayesinde özellikle otomotiv ve uçak sanayisinde gibi ulaşım sektöründe tercihli olarak kullanılmaktadırlar. Dolayısıyla bu kritik uygulamalarda seçilecek alaşımın yüksek kalitede olması istenmektedir.

Alüminyum alaşımlarının kaliteli üretiminde en temel iki husus, içsel ve dışsal hatalar olarak adlandırılacak hataların ortadan kaldırılmasıdır. İçsel hatalar mikroyapıdan kaynaklanan tane boyutu, segregasyon, sıcak yırtılma ve benzeri hatalar iken, dışsal hatalar ise üretim sırasında potadan karışan inklüzyon veya hava ile reaksiyon sonucu yüzeyde oluşan oksitlerin sıvıya karışması olarak değerlendirilebilir. Bu hatalardan en önemlileri bifilmelerdir (double film – çift film) [3].

Alüminyum alaşımlarındaki bifilmelerin varlığı yaygın olarak kabul görmemekle beraber, aslında bifilmeler boyutsal olarak küçük ancak, potansiyel tehlike olarak oldukça büyük hatalardır [4]. Bifilmeler, porozite gibi hataların temeli olmuştur ve dolayısıyla düşük mekanik özelliklerin sorumlusudur [1, 3, 5].

Bu bölümde, alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması, üretim yöntemleri, dayanım arttırmak için uygulanan ısıl işlemler ile alüminyum alaşımlarının metal kalitesini etkileyen faktörler (özellikle bifilmeler) incelenmiştir.

## **2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması**

Saf alüminyum yüksek süneklik, yüksek korozyon direnci, iyi elektriksel iletkenlik gibi özelliklere sahiptir, fakat dayanım gerektiren uygulamalarda saf olarak kullanılamazlar. Bu nedenle, bakır, çinko, magnezyum, silisyum, mangan ve lityum gibi elementlerle alaşımlandırılarak kullanılırlar [6].

Bakır, alüminyum alaşımlarına sertlik ve dayanım kazandırırken, silisyum ilavesi sıvı alüminyumun akışkanlığını artırır ve sıcak çatlama eğilimini azaltır. Bununla beraber korozyon direnci, aşınma direnci ve kaynak kabiliyetinde de iyileşme gözlenir. Magnezyum ilavesi ise, alaşımın haddelenebilme ve işlenebilme kabiliyetlerini arttırırken, mükemmel korozyon direnci ve yüksek süneklik sağlar. Alüminyumun özelliklerini etkileyen bir diğer alaşım elementi çinkodur. Çinko, alüminyum alaşımlarına yüksek dayanım kazandırmak için ilave edilir. Havacılık - uzay sanayinde kullanılan ve yüksek dayanıma sahip 7xxx serisi alüminyum alaşımlarının temel alaşım elementidir. Çinko, sıcak yırtılma eğilimini arttırıcı olumsuz bir özelliğe sahip olmasına karşın, çinkonun yanında bakır ilavesi bu durumu minimize etmektedir [7-9].

Amerikan Ulusal Standartlar Enstitüsü (ANSI) tarafından organize edilip, Amerikan Alüminyum Birliği (AA)'nce uyarlanan ve uluslararası standartlarda yaygın olarak kabul gören alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması, temel üretim yöntemlerine göre dövme ve döküm alüminyum alaşımları için olmak üzere iki grupta yapılmaktadır.

### **2.1.1 Dövme alüminyum alaşımları**

Dövme alüminyum ve alüminyum alaşımları dört basamaklı bir numaralandırma sistemine göre tanımlanmaktadır [10]. Tablo 2.1'de verilen sınıflandırmada dört basamaklı numaralandırmanın ilk rakamı alaşımın sahip olduğu temel alaşım elementini vermektedir.

2xxx ile 8xxx arasındaki alaşımlarda ikinci sıradaki rakam, alaşım modifikasyonunu belirtmektedir. İkinci rakam sıfır ise alaşımın orijinal olduğunu verir. 1 ile 9 arasında ardışık olarak değişen rakamlar ise orijinal alaşımdaki değişiklikleri ifade eder. Son iki rakamın ise herhangi bir özelliği yoktur, sadece grupta yer alan farklı alüminyum alaşımlarını belirtmektedir [10-11].

Tablo 2.1: Dövme alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi [10].

Temel Alaşım Elementi	Sınıflandırma Gösterimi
Saf (0,99-1) Alüminyum	1xxx
Bakır	2xxx
Mangan	3xxx
Silisyum	4xxx
Magnezyum	5xxx
Magnezyum ve Silisyum	6xxx
Çinko	7xxx
Diğer elementler	8xxx
Kullanılmayan seriler	9xxx

### 2.1.2 Döküm alüminyum alaşımları

Üçüncü basamaktan sonra ondalık bir noktalama içeren dört basamaklı bir numaralandırma sistemi döküm ve döküm ingot alüminyum alaşımları için kullanılmaktadır. İkinci ve üçüncü basamaktaki iki rakam özel alüminyum alaşımını, saf alüminyum (1xx.x) için ise saflık derecesini tanımlamaktadır. Ondalık noktadan sonraki son rakam ürünün döküm veya ingot formunda olduğunu belirtmektedir [10]. Örnek olarak; 150.0 alaşımında en az %99,50 oranında, 120.1 alaşımında ise en az %99,20 oranında alüminyum bulunmaktadır [12]. Tablo 2.2’de döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması verilmiştir [10].

Tablo 2.2: Döküm alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi [10].

Temel Alaşım Elementi	Sınıflandırma Gösterimi
Saf (0,99-1) Alüminyum	1xx.x
Bakır	2xx.x
Silisyum (Bakır ve/veya Magnezyum ilaveli)	3xx.x
Silisyum	4xx.x
Magnezyum	5xx.x
Çinko	7xx.x
Kalay	8xx.x
Diğer elementler	9xx.x
Kullanılmayan seriler	6xx.x

### 2.2 Alüminyum Alaşımlarının Üretim Yöntemleri

Alüminyum, serbest halde çok nadir bulunur. Doğada genellikle boksit cevheri halindedir. Alüminyum ayrıştırılması en zor metallere biridir. Yüzeyde oluşan oksit tabakasının çok kararlı olması ve nanosaniyede yeni bir oksit tabakasının oluşması bunun temel nedenlerindedir. Bununla birlikte, yüzeyde oluşan oksit tabakası, demirdekenden farklı olarak yüzeyden kolaylıkla ayrılmaz [3].



Alüminyumun cevherinden ayrılmasına ilişkin ilk çalışmalar, birbirlerinden habersiz olarak; Amerikalı Charles Martin Hall ve Fransız Paul Héroult tarafından 1886'da gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle iki bilim adamının adı verilen Hall-Héroult prosesi, günümüzde alüminyumun cevherinden eldesinde bütün dünyada kullanılan temel yöntemdir [10].

Hall-Héroult prosesi, alümina adı verilen saf yakın alüminyum oksitinin alüminyum, sodyum ve floridan oluşan ergimiş elektrolit (kriyolit) içerisinde 950°C'de çözündürülmesidir. Elektroliz hücresinde alüminyum katodu, oksijen gazı ise anodu oluşturur ve sistemden akım geçirilmesiyle katotta oluşan ergimiş alüminyum dipten boşaltılır [10, 13].

Alüminyum alaşımları ise; yukarıdaki sınıflandırmalarda esas alındığı üzere, temel üretim yöntemlerine göre; *sıvı halde şekil vermenin* uygulandığı döküm ve *katı halde şekil vermenin* uygulandığı *dövme* alüminyum alaşımları olmak üzere iki temel gruba ayrılmaktadır. Bununla birlikte, son yıllarda alaşımın ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda *yarı-katı halde şekil vermenin* uygulandığı üretim yöntemleri de geliştirilmiştir.

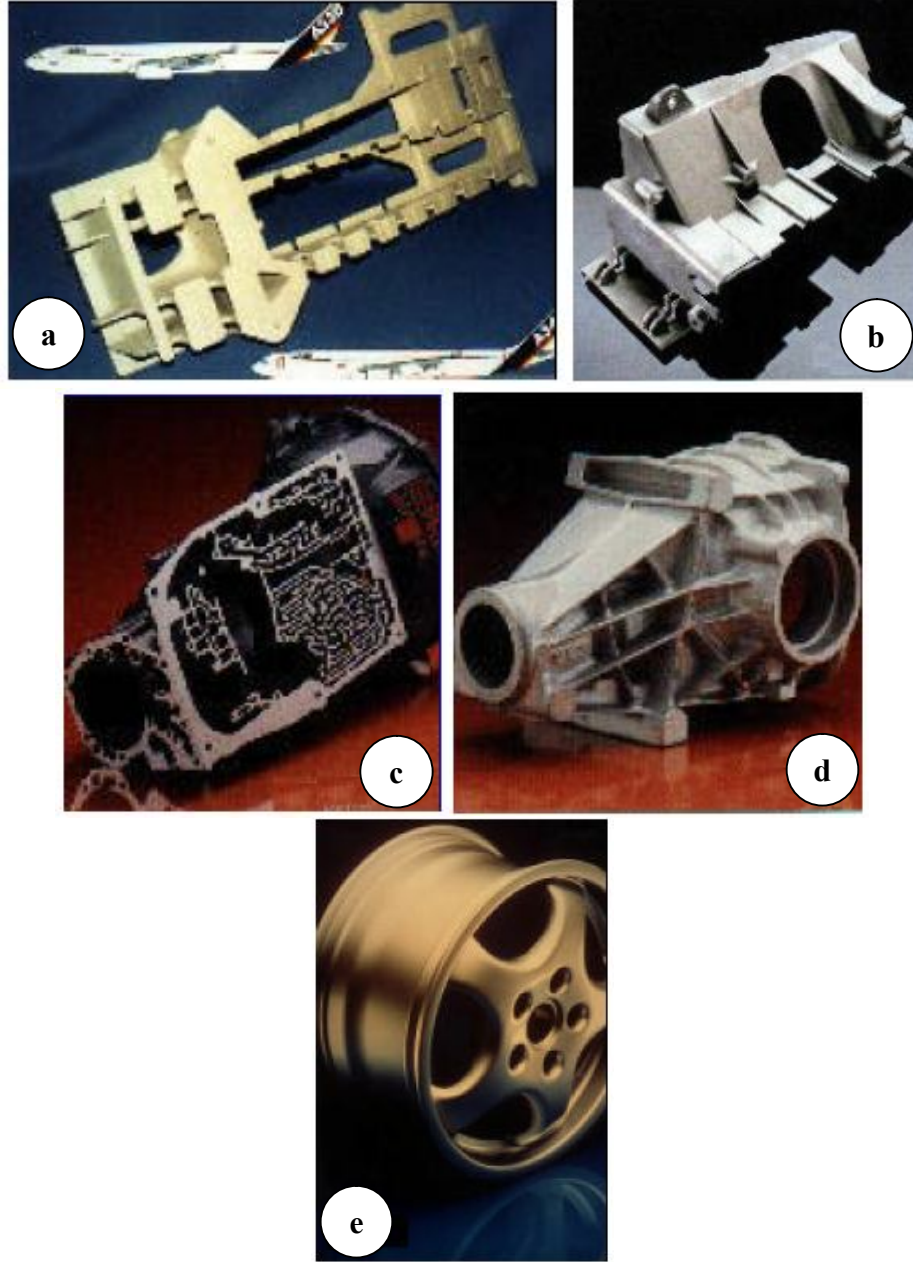
### **2.2.1 Sıvı durumda şekil verme: DÖKÜM**

Günümüzde alüminyum alaşımları yüzlerce farklı kompozisyonda ve basınçlı döküm, kum kalıba döküm, kokil kalıba döküm, kompozit kalıba döküm, alçı kalıba döküm, hassas döküm, savurma döküm gibi tüm ticari döküm prosesleri ile üretilebilmektedir. Bununla birlikte, döküm yöntemi; üretilecek parçanın özelliklerine ve her tasarıma ait dökülebilme kapasitesine bağlı olarak belirlenmelidir.

Alüminyum alaşımlarının döküm proseslerinde dendritik hücre boyutu, dendrit kolları arası mesafe, mikroyapıda farklı fazların oluşumu ve dağılımı ile tane boyutu gibi faktörler döküm parçasının metalurjik yapısını önemli ölçüde etkilemektedir [14].

Döküm alüminyum alaşımları; otomobil silindir başları (319), vites kutusu karteri (380), helikopter rotor göbeği (357), pompa pervaneleri (224), kamyon ve otobüslerin şasileri (520), denizcilikte kullanılan bazı parçalar (518), elektrik lambası çerçeveleri (413), boru bağlantıları (443), madencilik ekipmanları (713) gibi çok farklı ve karmaşık parçaların üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır [13, 15].

Şekil 2.1’de döküm alüminyum alaşımlarının kullanım yerlerine örnekler verilmiştir [16].

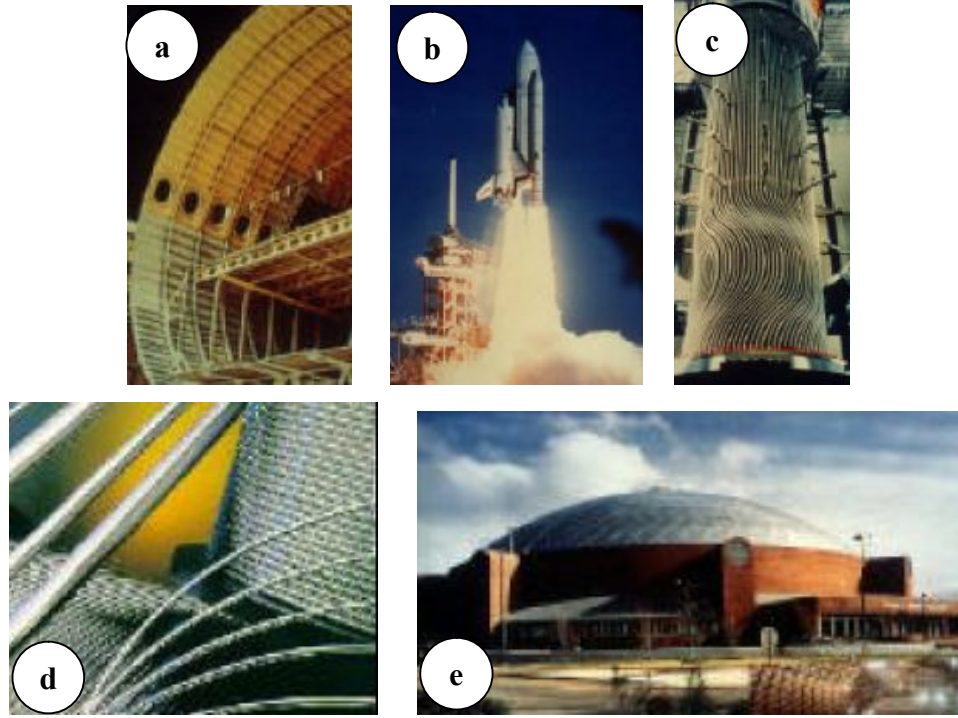


Şekil 2.1 : Döküm alüminyum alaşımlarının örnek kullanım alanları; a) 201 ve 356 alaşımlarından uçak parçaları, b) bir kamyonun dahili turbo motor gövdesi, c) bir yolcu aracının 380 alaşımından basınçlı döküm ile üretilmiş vites kutusu gövdesi, d) 380 alaşımından kum kalıba döküm ile üretilmiş arka-aks karteri, e) 356 alaşımından üretilmiş yaygın olarak kullanılan bir döküm jant [16].

### 2.2.2 Katı durumda şekil verme: DÖVME

Ekstrüzyon, haddeleme, pres (dövme) gibi plastik deformasyonla şekillendirilen dövme alüminyum alaşımları, döküm alüminyum alaşımlarından oldukça farklı

mikroyapı ve kompozisyona sahiptir [17]. Yüksek miktarda şekillendirilebilirlik, korozyon direnci, elektriksel iletkenlik gibi özellikler bakımından oldukça kullanışlı olan dövme alüminyum alaşımları elektrik, kimya, otomotiv, inşaat endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır [17-18]. Şekil 2.2’de dövme alüminyum alaşımlarının örnek kullanım alanları verilmiştir [16].



Şekil 2.2 : Dövme alüminyum alaşımlarının örnek kullanım alanları; a) 2024, 2124, 2618 gibi ekstrüze ve levha dövme alaşımlarından üretilen uçak iç gövdesi, b) bir uzay mekiğinin 2219 ve 2419 dövme alaşımlarından üretilen itici roketi, c) bir elektrik santralinin ısı değiştiricilerinin 3003 dövme alaşımından yapılmış tüp boruları, d) 4043 dövme alaşımından üretilen ve yaygın olarak kullanılan kaynak telleri, e) stadyum, spor salonu gibi yapıların çatılarında kullanılan ekstrüze edilmiş 6061 ve 6063 dövme alaşımından tüpler ve 5xxx serisi kaplamalar [16].

### 2.2.3 Yarı-katı durumda şekil verme: TİKSO – REO - SIMA

Yarı katı durumda şekil verme prosesi, son zamanlarda kullanımı giderek yaygınlaşan ve sıvı durumda (döküm) ve katı durumda (dövme) şekil verme proseslerine alternatif olarak geliştirilen bir üretim prosesidir. Ticari olarak kullanılmakta olan döküm ve dövme alüminyum alaşımlarına yarı-katı durumda şekil vererek yapılan bir procestir. Yarı-katı durumda şekil verme işlemleri ile katı durumda şekil verme yöntemlerine (dövme) göre daha düşük kuvvet ve geleneksel döküm yöntemlerine göre daha az enerji kullanılması sağlanmaktadır [19]. Şekil

2.3'te yarı-katı durumda bıçak ile kolaylıkla kesilebilen bir alüminyum alaşımının resmi verilmektedir.



Şekil 2.3 : Yarı-katı durumda bıçak ile kesilen bir alüminyum alaşımı [20].

Yarı-katı durumda şekil verme prosesleri ile parçanın yaklaşık kesin şekli (near-net shape) tek bir üretim kademesinde üretilebilmektedir [21]. Otomotiv endüstrisinde, konvansiyonel alüminyum döküm alaşımlarından (356, 357 gibi) her yıl milyonlarca parça yarı-katı durumda şekil verme yöntemleri ile üretilmektedir [22]. Günümüzde yarı-katı durumda şekil verme yöntemleri, bilimsel geçerliliği ve ticari olarak sürdürülebilir üretim teknolojisi ile yüksek güvenilirlik, gelişmiş mekanik özellikler, karmaşık şekil ve iyi boyut kontrolü istenen parça üretiminde önemli bir yer edinmiştir [23].

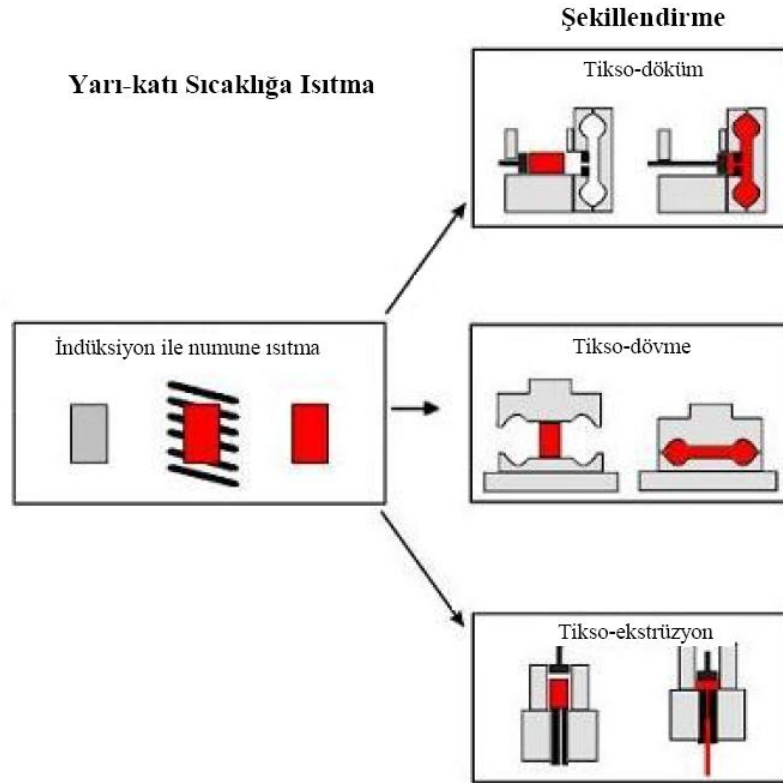
Yarı-katı durumda şekil verme prosesleri, döküm yoluyla üretilen alüminyum alaşımlarında görülen porozite, shrinkage (büzülme, çekme), segregasyon ve sıcak yırtılma gibi hataları minimize etmektedir. Kesin şekle yakın parça üretimi yapılabildiğinden dolayı üretim sonrası talaşlı işlem payları azaltılmaktadır. Döküm yoluyla üretimde karşılaşılan hatalar azaldığından mekanik özelliklerde iyileşmeler görülmektedir [19]. Bütün bu avantajlarının yanında; sıvı+katı bölgede çalışıldığından oldukça iyi sıcaklık kontrolü yapılma gerekliliği, bunun için de eğitilmiş teknik personel kullanma zorunluluğu ve kalıp masrafları yöntemin temel dezavantajları olarak değerlendirilebilir [19, 24-25].

Yarı-katı durumda şekil verme proseslerinin temel metalurjik prensibi; nondendritik (dendritik olmayan) malzeme üretimidir. Nondendritik malzemelerdeki tane yapısı küresel ve homojen formdadır [26]. Tane yapısının küresel olması, alaşıma uygulanan gerilme miktarı ve şekil verme hızına bağlı olarak, alaşımın elasto-plastik davranış göstermesini sağlamaktadır [19, 27].

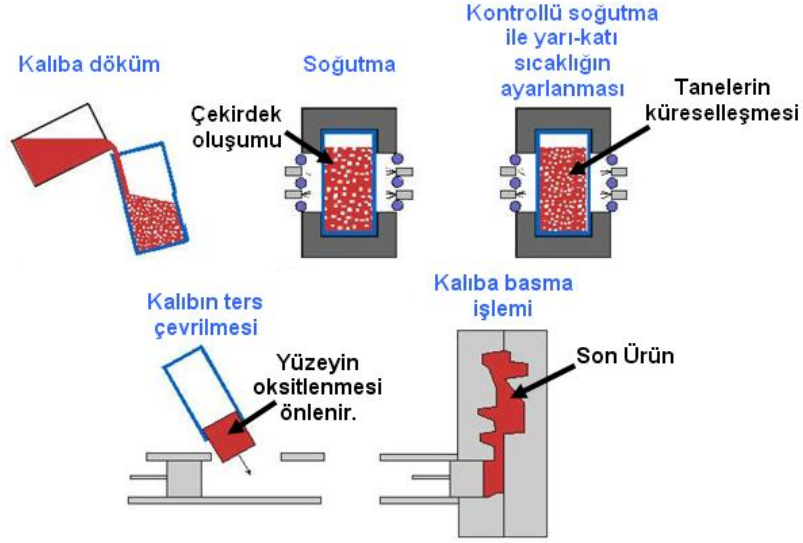
Yarı-katı durumda şekil verme yöntemleri; temel olarak tikso-şekil verme, reo-şekil verme ve SIMA prosesi ile şekil verme olarak üç gruba ayrılabilir [28]. Tikso-şekil verme yönteminin tikso-döküm, tikso-dövme, tikso-ekstrüzyon, tikso-kalıplama gibi farklı uygulama şekilleri bulunmaktadır. Benzer şekilde reo-şekil verme yönteminin de reo-döküm, reo-ekstrüzyon, reo-kalıplama ve yeni reo-döküm gibi farklı uygulama biçimleri vardır [19, 23-25].

Tikso-şekil vermede temel olarak, *malzeme katı haldeyken* yarı-katı sıcaklığa ısıtılarak yarı katı halde döküm, dövme, ekstrüzyon kalıpları ile şekil verme işlemi gerçekleştirilmektedir. Reo-şekil vermede ise; *malzeme sıvı haldeyken*, soğuturken karıştırılarak, yarı-katı hale getirilerek ve yarı-katı halde döküm, ekstrüzyon kalıpları ile şekil verme işlemi gerçekleştirilmektedir.

Şekil 2.4'te tikso-şekil verme yönteminin, Şekil 2.5'te ise yeni reo-şekil verme yönteminin uygulanması şematik olarak verilmiştir.

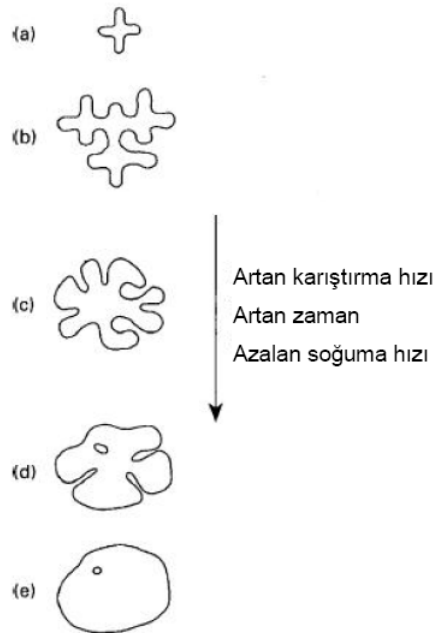


Şekil 2.4 : Tikso-şekil verme yönteminin şematik uygulaması [19, 29-30].



Şekil 2.5 : Reo-şekil verme yönteminin şematik uygulaması [31].

Hem tikso-şekil vermede hem de reo-şekil vermede yarı-katı halde küresel tane eldesi, dendritlerin kırılarak rozet şeklini alması ve sonrasında küreselleşmesi esasına dayanmaktadır [27]. Nondendritik tane oluşum mekanizması Şekil 2.6’da şematik olarak verilmiştir.



Şekil 2.6 : Nondendritik tane oluşum mekanizması, a) ilk dendrit oluşumu, b) dendritlerin irileşmesi, c) dendritlerin rozet şekline dönüşmesi, d) rozetlerin irileşmesi, e) rozetlerin küreselleşmesi [19, 21, 27].

Tikso-şekil verme ve reo-şekil verme yöntemlerinin uygulama şekilleri hakkında Flemings’in [27, 32-38] öncülüğünde çeşitli çalışmalar yapılmıştır [19, 25, 39-58].

Flemings ve arkadaşlarının yaptığı çalışmalarda; dendrit kollarının küreselleştirilmesi ve homojen küresel yapı elde etmek amaçlanmıştır. Ve çalışmaların temelinde; tikso-şekil verme ve reo-şekil verme ile küresel yapı elde etmenin mekanik ve metalurjik özellikler bakımından ciddi iyileşmeler görüldüğü rapor edilmiştir.

Haga ve diğ. [42], yaptıkları çalışmada; bir soğutma rampası kullanılarak dökülen alüminyum alaşımının tikso-şekil verme sonrası özelliklerini incelemişlerdir. Çalışma sonucunda, yarı-katı sıcaklıkta gerçekleştirilen ısıtma işlemi sonrası, birincil kristallerin küresel formda oluştuğunu ve kalıptaki ingotun soğuma oranının, tikso-şekil vermede birincil kristallerin küresel formda oluşması için en önemli faktör olduğunu belirlemişlerdir.

Yang ve arkadaşları [47], yaptıkları çalışmada; A356 alaşımının reo-şekil verme yapısını tane yönelmesi açısından incelemişlerdir. Sonuçlar göstermiştir ki; reo-döküm yapısı temel olarak şekli bozulmuş dendritlerden oluşmaktadır. Bu şekli bozulmuş dendritlerin çeşitli parçalar şeklinde olduğu ve karıştırma süresi arttıkça, bu parçalar halindeki dendritlerin azaldığı görülmüştür. Ayrıca dendrit kırılmalarının reo-döküm prosesinde tane inceltmede önemli bir rol oynadığı belirlenmiştir. Dendrit kırılmalarının katılaştırmanın ilk safhalarında ve tane büyümesi öncesi olduğu gözlemlenmiştir.

Liu ve arkadaşları [49], yaptıkları çalışmada; tikso-şekil verilmiş 201 döküm alaşımı ile modifiye edilmiş 2014, 6082, 7010 ve 7075 dövme alaşımlarının mikroyapılarını ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Çalışma sonucunda; tikso-şekil verme ile ince küresel tanelerin elde edilebildiğini rapor etmişlerdir. Tüm alaşımlar için tikso-şekil vermede seramik/grafit kalıp başarılı bir şekilde doldurulabilmiştir. Tikso-şekil verilmiş 201 alaşımının çekme dayanımında sürekli kalıba döküme göre ciddi artış sağlanmıştır. Modifiye edilmiş 2014 alaşımında kopma uzamasında belirgin bir artış gözlemlenmiştir.

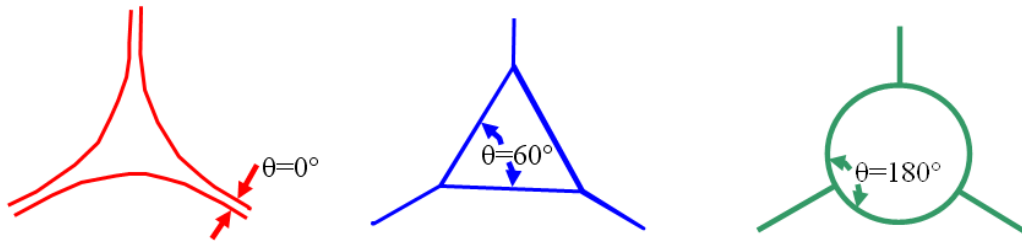
Kapranos ve arkadaşları [53], yaptıkları çalışmada; standart alüminyum döküm alaşımından üretilen bir elektrik motoru uç plakasına tikso-şekil verme işlemi uygulamışlardır. Radyografi sonuçları göstermiştir ki; tikso-şekil verme prosesi ile basınçlı kalıba döküme göre beklenenin üzerinde bir kalite elde edilmiştir. Tikso-şekil verilmiş parçada, boyut toleranslarının döküm alaşımının kritik ölçüleri içerisinde olduğu belirlenmiştir. Bu sonuç göstermiştir ki, tikso-şekil verme, komponentlerin

yaklaşık kesin şeklinin (near-net shape) elde edilmesinde kesinlikle başarılı bir yöntemdir.

Chayong ve arkadaşları ise [58], yaptıkları çalışmada; ekstrüze edilmiş ticari 7075 alaşımına tikso-şekil verme prosesi uygulamışlardır. Çalışmada, yarı katı durumdaki mikroyapının ergiyik tarafından çevrilmiş ince küresel taneler içerdiği tespit edilmiştir. Düşük tikso-şekil verme sıcaklıklarında, yapıda akışı engelleyen yeniden kristalleşmemiş taneler, ergiyik segregasyonu, orta kısımda poroziteler ve türbülans gibi hatalar görülmüştür. Yükseltilmiş (616-618°C) tikso-şekil verme sıcaklıklarında malzemenin kalıbı başarılı bir şekilde doldurduğu ve mekanik özelliklerin iyileştiği gözlenmiştir.

Yarı-katı şekil verme yöntemleri arasında en yaygın olarak kullanılanı SIMA prosesidir [19, 21, 59]. SIMA prosesi, alüminyum alaşımlarına 1983 yılından beri uygulanmaktadır. SIMA prosesi maliyetinin düşük olması ve uygulama kolaylığı sebebiyle diğer yöntemlere göre tercih edilmektedir. SIMA prosesi ile küçük ve büyük çaplı parça üretimi yapılabilmektedir.

SIMA prosesini tikso-şekil verme ve reo-şekil verme yöntemlerinden ayıran metalurjik tane oluşum mekanizması, en yaygın olarak Doherty yaklaşımı ile açıklanabilmektedir. Doherty ve arkadaşlarının [60] rekristalizasyon teorisine göre, deformasyona uğramış malzeme ısıtıldığında mikrosegregasyondan dolayı oluşan düşük ergime sıcaklığındaki faz veya bölgeler ergiyerek, geniş açılı tane sınırlarını ıslatır. Böylece oluşan yüksek enerjiden dolayı taneler küreselleşme eğilimi gösterir. Dar açılı tane sınırları ise sıvı faz tarafından ergitilerek kaynaşırlar ve yok olurlar [21]. Şekil 2.7’de tane sınırı açılarının artışı ile küresel tanelerin oluşumu şematik olarak gösterilmiştir [15].



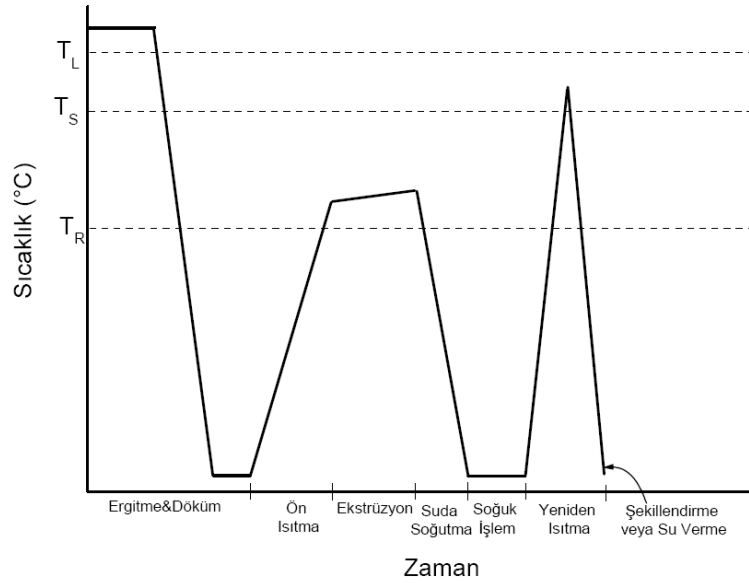
Şekil 2.7 : Tane sınırı açılarının artışı ile küresel tane oluşumu [15]



Teoriye benzer bir yaklaşım Figueredo tarafından sunulmuştur [61]. Yeterince deforme edilmiş malzemede soğuk deformasyondan sonra yeniden kristalleşme meydana gelir ve yeniden kristalleşmiş, ince ve eşeksenli mikroyapı elde edilir. Yarı-katı bölgeye ısıtma esnasında tane sınırlarındaki tercihli ergimenin ardından iri taneli yapının parçalanması ile katı ince küresel tanelerden oluşan mikroyapı elde edilir [19, 61].

Kırtay [21], yaptığı çalışmada, Robert ve Kirkwood'un yüksek deformasyon oranlarında düşük deformasyon oranlarına göre daha fazla yüksek açılı tane oluştuğunu gözlemlediklerini bildirmiştir [62].

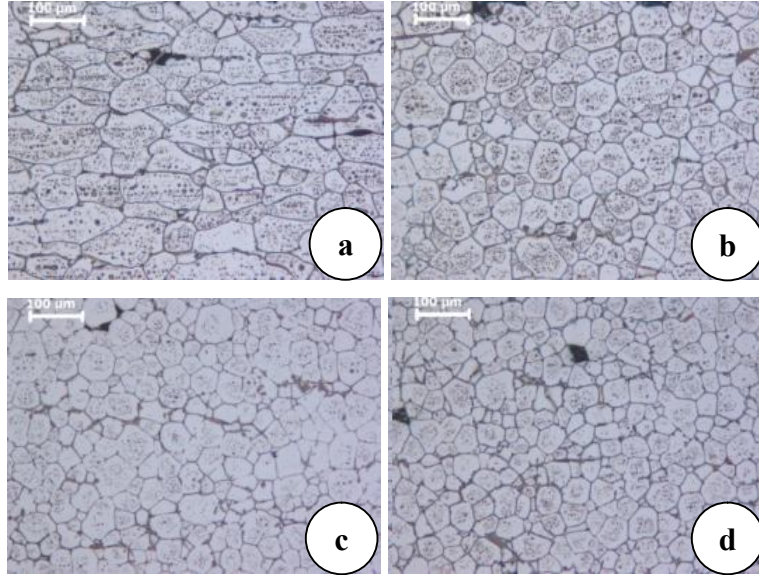
SIMA prosesi; ergitme ve döküm sonrasında, rekristalizasyon sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda sıcak şekil vermenin gerçekleştirildiği ve akabinde soğuk deformasyonla yeniden ısıtmanın uygulandığı bir yarı-katı şekil verme işlemidir. Son aşamada yeniden ısıtma sonrası malzemeye ya nihai şekil verme ya da su verme işlemi ile proses sonlandırılır. Şekil 2.8'de SIMA prosesinin aşamaları şematik olarak verilmiştir [19, 21, 63].



Şekil 2.8 : SIMA prosesi aşamalarının şematik gösterimi [19, 21, 63].

SIMA prosesinde, oluşan nondendritik tane boyutu, ilk dökümde oluşan tane boyutuna, uygulanan deformasyon oranına, sıcaklığa, bu sıcaklıkta bekleme zamanına ve yarı-katı şekil verme sıcaklığına getirme hızına bağlı olarak değişmektedir [21]. Uygulanan deformasyon miktarına göre dislokasyon yoğunluğu artış göstermektedir. Yarı-katı şekil verme sıcaklığına ısıtılırken primer  $\alpha$ -fazlarının

küreselleşmesinin temel nedeninin dislokasyon yoğunluğu olduğu rapor edilmektedir [64]. Dolayısıyla dislokasyon yoğunluğundaki artış, yeniden kristalleşecek tane sayısını arttırarak yapının ince taneli olmasını sağlayacaktır. Şekil 2.9’da, uygulanan deformasyon oranına göre tane boyutundaki değişim, mikroskopik olarak verilmiştir.



Şekil 2.9 : 2024 alüminyum alaşımının SIMA işleminde artan deformasyon oranının etkisi; a) %10, b) %20, c) %30, d)%40 deformasyon oranı [65].

### 2.3 Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemleri

Alüminyum alaşımlarına şekil vermek üzere mekanik işlemler ile ısıt işlemlerin birlikte uygulanması alaşımın temper durumunu belirtmektedir [66]. Alüminyum alaşımları için temel olarak dört temper grubu mevcuttur [67]:

“*F*”; üretildiği gibi kullanılan alaşım: Bu temper türünde, alaşım sıcak işleme, soğuk işleme veya döküm yoluyla üretildikten sonra herhangi bir özel ısıt proses veya deformasyon sertleşmesi işlemleri görmez.

“*O*”, tavllanmış ve rekristalizasyon işlemleri görmüş alaşım: Bu temper türünde, döküm alaşımları için süneklik ve boyutsal kararlılık elde etmek üzere alaşımlar tavllanır. Dövme alaşımlarında ise temperin amacı düşük dayanım sağlamaktır.

“*T*”, yaşlandırma (çökeltme sertleşmesi) ısıt işlemleri uygulanmış alaşım: Isıt işlem yapılabilen alüminyum alaşımlarına (2xxx, 6xxx, 7xxx) uygulanan yaşlandırma ısıt işlem prosesini tanımlar. Yaşlandırma ısıt işlemleri, deformasyon sertleşmesi işlemleri ile birlikte de uygulanabilir. Bu temper türünde T harfinden sonra temper çeşidini tanımlayan rakamlar gelir.

“H”, deformasyon sertleşmesi işlemi uygulanmış alaşım: Yaşlandırma ısıl işlemi yapılamayan ve dayanımı deformasyon sertleşmesi işlemi ile arttırılabilen dövme alaşımlarına uygulanan temper prosesidir. Bu temper türünde H harfinden sonra temper çeşidini tanımlayan rakamlar gelir. Tablo 2.3.’te H temper türü için farklı kodlamalara göre uygulanan işlemler verilmiştir.

Tablo 2.3: H temper türü için kodlama sistemi [67]

Kod	Uygulanan İşlem
H1	Sadece soğuk şekillendirilmiş
H2	Soğuk şekillendirilmiş ve kısmen tavllanmış
H3	Soğuk şekillendirilmiş ve kararlı hale getirilmiş
H4	Soğuk şekillendirilmiş ve kararlı hale getirilmiş

Tablo 2.4’te T temper türü için farklı kodlamalara göre uygulanan işlemler verilmiştir.

Tablo 2.4: T temper türü için kodlama sistemi [68]

Kod	Uygulanan İşlem
T1	Sıcak işlenmiş, fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş ve doğal olarak yaşlandırılmış
T2	Fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş, soğuk işlenmiş ve doğal yaşlandırılmış
T3	Çözeltiyeye alma ısıl işlemi uygulanmış soğuk işlenmiş ve doğal olarak yaşlandırılmış (dövme alaşımları için)
T4	Çözeltiyeye alma ısıl işlemi uygulanmış ve doğal olarak yaşlandırılmış
T5	Fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş ve yapay olarak yaşlandırılmış
T6	Çözeltiyeye alma ısıl işlemi uygulanmış ve yapay yaşlandırma uygulanmış

Tablo 2.4: (devam) T temper türü için kodlama sistemi [68]

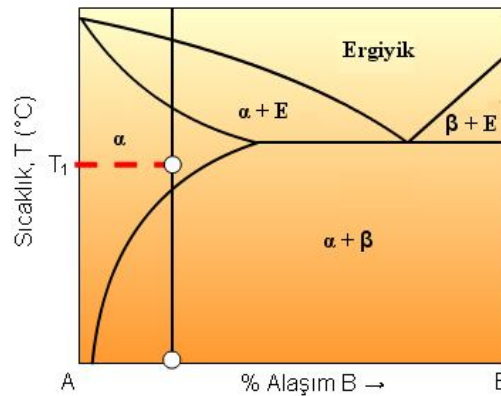
T7	Çözeltiyeye alma ısıl işlemi uygulanmış ve dengeli duruma getirilmiş (döküm alaşımları için)
T8	Çözeltiyeye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk işlenmiş ve yapay yaşlandırma uygulanmış (dövme alaşımları için).
T9	Çözeltiyeye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk işlem uygulanmış yapay yaşlandırma uygulanmış
T10	Yapay olarak yaşlandırılmış ve soğuk işlenmiş (işlem alaşımları için) alaşımları tanımlar

### 2.3.1 T6 ısıl işlemi

Metallerin ve alaşımların mekanik özelliklerini geliştirmek için uygulanan bir dizi ısıtma-soğutma işlemleri “ısıl işlem” olarak bilinmektedir. Bu işlem alüminyum alaşımlarına uygulandığında, sertlik ve mukavemetin arttığı çökelme sertleşmesini (T6 ısıl işlemi) kapsamaktadır. T6 ısıl işlemi üç aşamada gerçekleştirilmektedir:

#### 2.3.1.1 Çözeltiyeye alma işlemi

Çözeltiyeye alma işlemi; alaşımın faz diyagramında tek faz ( $\alpha$ ) bölgesine ısıtılmasını ve ikincil fazların çözünmesini ifade eder. Şekil 2.10.'da çözeltiyeye alma işlemi için örnek bir alaşım diyagramı uygulaması verilmiştir.



Şekil 2.10 : Çözeltiyeye alma işlemi için örnek bir alaşım diyagramı [67].

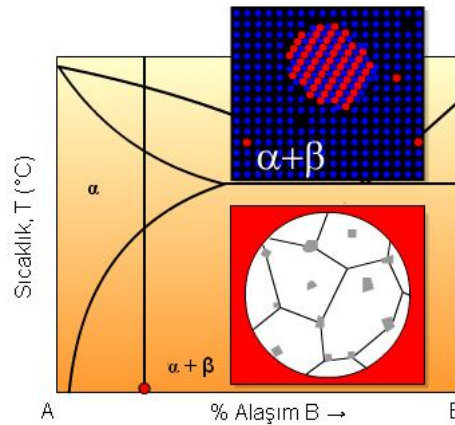
Çözeltiye alma işleminin temel prensibi, Şekil 2.10’da verilen diyagramda görüldüğü üzere, oda sıcaklığında  $\alpha + \beta$  şeklinde iki faz halinde bulunan yapıya solvüs sıcaklığının üzerinde tek fazlı  $\alpha$  bölgesine çıkarmaktır. Böylece alaşımda bulunan dayanım arttırıcı alaşım elementlerinden maksimum miktarı katı eriyik içine alınmaktadır. Burada önemli olan ayrıntı, çözeltiye alma işleminin ötektik sıcaklıktan daha düşük sıcaklıklarda yapılmasıdır. Çünkü, ötektik sıcaklık değeri aşılsa, tane sınırlarında ergime meydana gelir ve mekanik özelliklerde düşüş gözlemlenir [66].

Artan alaşım elementi miktarıyla, solvüs sıcaklığı yükselmektedir. Bu nedenle çözeltiye alma işlemi yapılacak olan alaşımın alaşım elementi miktarına göre uygun çözeltiye alma sıcaklığı seçilmelidir.

Çözeltiye alma işleminde bir diğer önemli parametre, çözeltiye alma süresidir. Maksimum alaşım elementi miktarının katı eriyik içine alındığı, yani yapıda çözünmemiş fazın kalmadığı süre optimum süre olarak belirlenmelidir.

### 2.3.1.2 Su verme işlemi

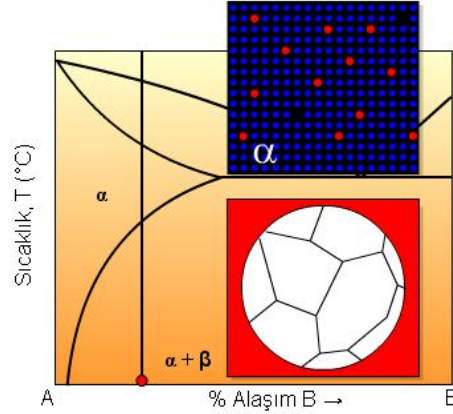
Tek fazlı  $\alpha$  bölgesine ısıtılan alaşım yavaş soğutulursa, solvüs sıcaklığının altında  $\beta$  fazları ayrılarak çökelti oluşturur. Oluşan çökelti sıcaklık düştükçe irileşir ve özelliklerin kötüleşmesine neden olur. Şekil 2.11’de tek fazlı  $\alpha$  bölgesine ısıtılıp oda sıcaklığına yavaş olarak soğutulan alaşımda  $\beta$  fazlarının ayrılarak çökelti oluşturması gösterilmiştir.



Şekil 2.11 : Tek fazlı  $\alpha$  bölgesinden oda sıcaklığına yavaş soğutma sonucu  $\beta$  fazlarının ayrılarak çökelti oluşturması [67].

Su verme işleminde amaç, tek fazlı  $\alpha$  bölgesine ısıtılan alaşımı  $\beta$  fazları ayrılmayacak şekilde hızlı soğutarak aşırı doymuş  $\alpha$  yapısını elde etmektir. Çözeltiye

alma işleminden sonra su verme işlemi uygulanmazsa, katı eriyikler tane sınırlarında ve kayma düzlemlerinde çökeltiler oluşturarak alaşımın şekli alma kabiliyetini azaltır, bununla birlikte tanelerarası korozyon dayanımı düşer [66]. Şekil 2.12’de çözeltiliye alma işlemi sonrası gerçekleştirilen su verme işlemi ile aşırı doymuş  $\alpha$  yapısının elde edilmesi gösterilmiştir.



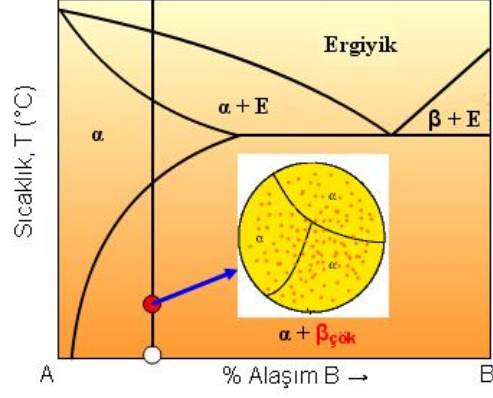
Şekil 2.12 : Su verme işlemi ile aşırı doymuş  $\alpha$  yapısının elde edilmesi [67].

### 2.3.1.3 Yaşlandırma işlemi

Aşırı doymuş katı çözeltili içerisinde çözünmüş halde bulunan ikinci faz, sıcaklık ve zamanın etkisiyle kararlı bir faz olarak çökeler;



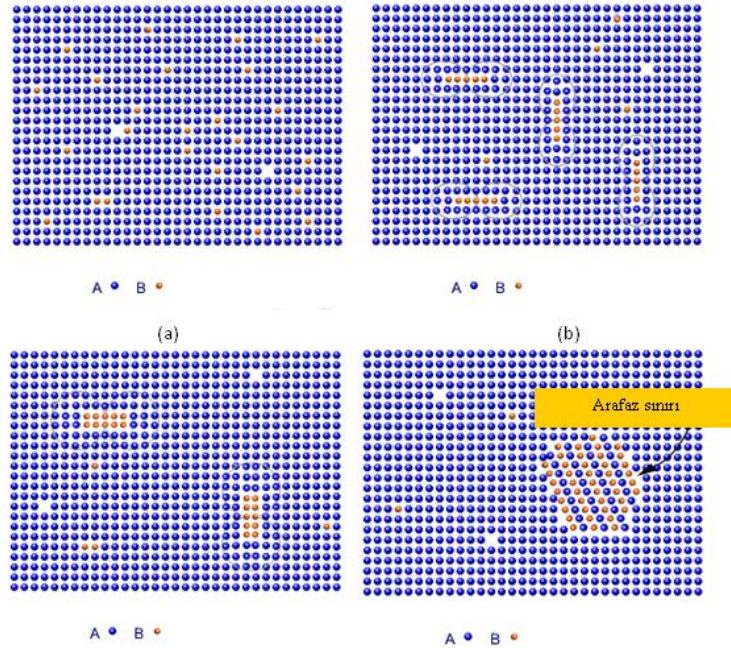
Bu dönüşüm için önce  $\beta$  fazının çekirdeklenmesi ve sonra yayınma (difüzyon) ile büyümesi gerekir. Eğer alaşım ani soğutmadan sonra oda sıcaklığında tutulursa yayınma hızı çok yavaş olduğundan  $\beta$  fazı genellikle oluşmaz veya oluşması uzun zaman alır (doğal yaşlanma). Difüzyon hızını arttırmak amacıyla ani soğutulmuş alaşım, yüksek bir sıcaklıkta tutulursa çökeltme daha kısa bir zamanda oluşur (yapay yaşlanma) [68]. Şekil 2.13’te yaşlanma işlemi sonrası aşırı doymuş  $\alpha$  fazından  $\beta$  fazının çökmesi gösterilmiştir.



Şekil 2.13 : Yaşlanma işlemi sonrası aşırı doymuş  $\alpha$  fazından  $\beta$  fazının çökmesi[67].

Çökelmenin başlangıcında çökelti boyutları çok küçük olduğundan deformasyon sırasında dislokasyon hareketine engel teşkil etmezler ve bu sebeple malzemenin sertliğinde önemli bir değişiklik olmaz. Fakat çökeltinin boyutları arttıkça; çökelti dislokasyon hareketi için engel teşkil ederler ve malzemenin mukavemeti artar [66, 69].

Şekil 2.14'teki A-B şematik gösteriminde görüldüğü gibi, bölgesel olarak  $\beta$  fazının çökebilmesi için B atomları gittikçe yoğunlaşmakta ve en sonunda  $\beta$  fazı çökmektedir. Dolayısıyla o bölgede  $\alpha$  fazı azalmaktadır. Ve sıcaklık azaldıkça yapıdaki  $\beta$  fazı oranı artacaktır. Bu faz diyagramından beklenen bir durumdur [28].



Şekil 2.14 : Kısmi çözünürlük gösteren alaşımların faz diyagramlarına göre atom hareketlerinin şematik gösterimi [67].

- a) B atomları homojen olarak bütün yapı içerisine yayılmaktadır.
- b) B atomları azalan sıcaklık ile (faz diyagramına uygun olarak) biraraya gelmeye çalışmaktadır.
- c) B atomları iyice difüze olarak daha kararlı (stable) olan yapısını oluşturmaya çalışmaktadır.
- d) B atomları, A atomları ile birlikte kararlı olan  $\beta$  fazını oluşturmaktadır.

Çökelen partiküller dislokasyon hareketine engel oldukları zaman malzemenin sertliği artar. Çökelti partikülleri genellikle matristen daha serttir ve deformasyon esnasında dislokasyon hareketini engeller. Bu durumda çökelti arasında kalan dislokasyon parçası çökelti partiküllerini aşmak için uygulanan gerilime bağlı olarak hareket eder ve partiküllerin çevresini sarar. Dislokasyonlar her yönde hareket ettiği için çökelti etrafındaki halka sayısı artar ve malzemede dislokasyon yoğunluğunun artışına sebep olur [66]. Buna bağlı olarak da malzemenin dayanımı artar.

Yaşlanma süresinin uzaması ile çökelen partiküllerin birbirleriyle birleşmeleri ve büyümeleri (kabalaşmaları) sonucu, partiküller dislokasyon hareketine engel olmazlar. Bu nedenle mekanik özelliklerde düşme görülür. Buna *aşırı yaşlanma* denir [66, 69-70].

#### **2.4 Alüminyum Alaşımlarında Metal Kalitesini Etkileyen Faktörler**

Alüminyum alaşımlarının uzay ve havacılık sanayi, otomotiv endüstrisi gibi üstün üretim teknolojileri gerektiren kritik noktalarda kullanımı artarak devam etmektedir. Bu nedenle yüksek kaliteli metal üretimi çok büyük önem kazanmıştır [1, 4, 71]. Alüminyum alaşımlarının üretiminde karşılaşılan problemlerin başında tutarlı ve sürdürülebilir bir metal kalitesi elde edebilmek gelmektedir. Bu nedenle, farklı alaşım sistemleri kullanarak, mekanik özellikleri iyileştirilmiş kaliteli ürünler elde etmek büyük bir çaba gerektirmektedir [1]. Alaşımın ergitilip dökülmesinden, çeşitli şekil verme yöntemleri ile nihai ürünün elde edilmesine geçen üretim safhalarında metal kalitesinin kararlı bir şekilde sağlanabilmesi ciddi bir uzmanlık gerektirmektedir.

Temel olarak, metal kalitesini belirleyen üç önemli özellik vardır: kalıntı elementlerinin kontrolü, çözülmüş gazların azaltılması ve metalik olmayan



inklüzyonların uzaklaştırılması [1]. İnküzyonlar, alüminyum alaşımlarında iç gerilmeler oluşturarak, parçaların erken hasara uğramasına neden olurlar [72-73].

Oksit parçaları ve filmleri, alüminyum alaşımlarının ergiyiklerinde en sık görülen inklüzyonlardır [1]. Oksitler, ergitme işlemi başlar başlamaz hemen oluşur ve yüzeyde bir kabuk halinde kalır. Ergitme potasına her katı şarj ilave edildiğinde oksitler türbülans etkisiyle ergiyiğin içine karışır ve asılı kalırlar. Bu şekilde bu oksit filmleri nihai döküm içerisinde cüruf benzeri inklüzyonlar olarak bulunurlar [1, 4].

Katılma esnasında gaz boşluğu (porozitesi) veya çekilme (shrinkage) boşluğu (porozitesi) şeklinde oluşan bu tür hataların varlığı, beklenmedik ve önemli bir etki ile alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerinin (özellikle süneklik ve yorulma özelliklerinin) kötüleşmesine yol açar [1, 74-78].

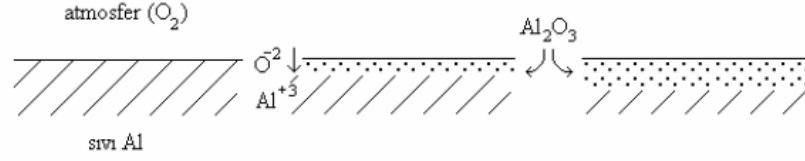
Alüminyum alaşımlarının döküm yolu ile üretiminde, ergitme esnasında, ergiyik ile ortam arasında ergiyiğin hidrojeni çözündürmesi ve oksit filmi oluşumu gibi önemli etkileşimler meydana gelir. Hidrojen sıvı alüminyum içinde kolaylıkla çözünmektedir, ancak katı durumda hidrojen çözünürlüğü oldukça azdır. Bu nedenle katılma esnasında çözelti içinde çözünemeyen hidrojen, alaşım içerisinde porozite oluşturabilir. Sıvı alüminyumun yüzeyinde oluşan oksit filminin serbest enerjisi bu durumu önleyecek kadar yüksek değildir [1].

#### 2.4.1 Oksit oluşumu ve bifilmler

Alüminyum ve alaşımlarının dökümü esnasında ergimiş metal ile havadaki rutubet arasındaki reaksiyon sonucu yüzeyde katı oksit tabakası oluşurken, hidrojen ise sıvı metal içerisinde çözünmektedir [26, 71-79]. Denklem 2.2'de verilen reaksiyon esasen, alüminyum alaşımlarının ergitme prosesinin önemli bir parçasıdır [1, 71]. Çünkü yüzeyde oluşan katı alüminyum oksit tabakası amorf yapıda olduğu için koruyucu bir görev görür ve sıvı alaşımı daha ileri seviyede oksidasyondan korur.

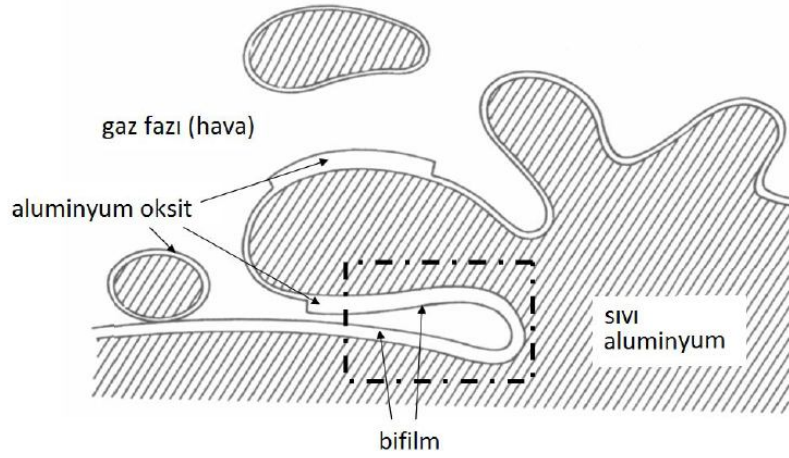


Bu oksit tabakası filmleri, yüzeyden alt tarafa doğru atomlar şeklinde bağlanarak büyürler. Bu nedenle, filmlerin alt kısmı ile sıvı arasında mükemmel atomik temas bulunur. Bununla birlikte, üst yüzey ise kuru ve kristal halindedir (süt-kaymak örneği.) [4, 26, 71]. Şekil 2.15'de  $Al_2O_3$  oluşum mekanizmasının şematik görüntüsü verilmiştir.



Şekil 2.15 : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oluşum mekanizmasının şematik görüntüsü [26, 71].

Bu film tabakasının, yüzeyde kaldığı sürece alaşıma olumsuz bir etkisi yoktur. Ancak problem, bu yüzeydeki ince oksit film tabakasının parçalanıp, çeşitli sebeplerden (başta türbülans olmak üzere) dolayı döküm sırasında katlanarak, birbirlerini ıslatmayacak ve kuru oksit yüzeyleri temas edecek şekilde sıvı metal içerisine dağılmaları ile başlar [4, 26, 71]. Bu filmler, sıvı içerisine karışırken, aralarında bir miktar hava (boşluk) da bulduran hatalara dönüşür. *Bifilm (double film, çift film)* olarak adlandırılan bu hatalar katılma işlemi sonrasında yapı içerisinde kalarak çatlak görevi görürler ve mekanik özelliklerin düşmesine neden olurlar. Şekil 2.16'da en sık görülen bifilm oluşum mekanizmalarından olan yüzey türbülansı ile bifilm oluşumu şematik olarak gösterilmiştir [1, 3-4, 26, 71, 80].



Şekil 2.16 : En sık görülen bifilm oluşum mekanizması: yüzey türbülansı [1, 3-4, 26, 71, 80].

Bifilmeler yaygın olarak kabul görmemekle birlikte, porozite gibi hataların temeli olmuştur ve mekanik özelliklerdeki düşüşün sorumlusudur [1, 3]. Bununla birlikte, yapılan çalışmalarla bifilmelerin alüminyum alaşımların döküm kalitesini düşürdüğüne yönelik kanıtlar artmaktadır [1, 74-76, 81-86].

Dışpınar ve Campbell [2], yaptıkları çalışmada; porozite oluşum prosesinde bifilmelerin prosesi başlatıcı ve hidrojenin sadece yardımcı olduğunu bulmuşlardır.

İlave gaz olarak havanın katkısı (belki de büyük ölçüde havadaki azot) ve döküm Al alaşımlarındaki porozitelerde hidrojenin kanıtı ilk kez olarak sunulmuştur.

Runyoro ve diğ. [81], yaptıkları çalışmada; çeşitli deneysel tekniklerle, sıvı döküm alüminyum alaşımlarının kalıba doldurulmasında kritik döküm hızının belirlenmesini incelemişlerdir. Çalışmada, dolum hatalarının; ergiyiğin içerisine rastgele karışan katlanmış oksit filmlerini (bifilmleri) içerdiği ve bu oksit filmlerinin güvenilir döküm kalitesini etkileyen en önemli unsur olduğu tespit edilmiştir.

Tiryakioğlu ve diğ. [83], yaptıkları çalışmada; Al7SiMg döküm alüminyum alaşımının çekme dayanımına Mg ilavesinin etkisini analiz etmişlerdir. Çalışmada, kırık yüzeylerine uygulanan SEM analizinde, kırık yüzeylerinin porozite ve spinel inklüzyonlar içerdiği, ayrıca yapıdaki çatlak görüntülerinde katlanmış oksit filmlerinin (bifilmlerin) varlığı gözlemlenmiştir.

Tiryakioğlu ve diğ. [84], yaptıkları bir diğer çalışmada; Al7SiMg döküm alüminyum alaşımının tokluğuna Mg ilavesinin etkisini analiz etmişlerdir. Çalışmada; tüm alaşımlara uygulanabilecek yeni bir kalite indeksi geliştirilmiştir. Çalışmada; havacılık ve otomobil sanayinde kullanılan alüminyum döküm alaşımlarının yapısal hatalarının belirgin bir kısmının, temel olarak bifilm ve porozite içeren ve mekanik özellikleri düşüren hatalar olduğu belirtilmektedir.

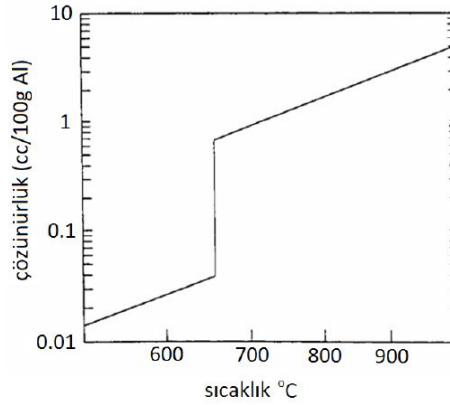
Bifilmlerin varlığının alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilediğinin kanıtı olan diğer çalışmalar, Cao ve Campbell [85-86] tarafından yapılmıştır. Çalışmalarda, Al11,5Si0,4Mg döküm alüminyum alaşımının çekme dayanımına çökelme sertleşmesi işlemindeki birincil intermetaliklerin etkisi [85] ve Fe fazlarının oksit filmler üzerinde çekirdeklenmesi [86] incelenmiştir. Çalışma sonucunda; oksit filmlerinin (bifilmlerin) ve Fe fazlarının varlığının azaltılması ile çekme dayanımında iyileşmeler gözlemlendiği, Fe fazlarının bifilmler üzerinde çekirdeklenmesi ve bifilmlerin çatlakları başlatıcı rol oynadığı belirlenmiştir.

#### **2.4.2 Hidrojen çözünürlüğü**

Hafif metal ve alaşımların birçoğu ergiyik durumda gazları absorbe etme eğilimindedir. Metal yüzeyinden absorbe olan gazlar, atomik durumda metalin içine difüze olabilirler. Oksijen, azot gibi gazlar sıvı metal yüzeyinde kimyasal bileşik oluştururlar, bununla birlikte sıvı hacmin içine çözelti olarak alınabilecek temel gaz *hidrojen* gazıdır. Hidrojen küçük atom çapından dolayı, sıvı metal içine diğer

gazlardan daha hızlı yayılır [1]. Hidrojenin temel kaynağı su buharının ayrışmasıdır. Su buharı, özellikle sıcak ve nemli günlerde atmosferde bulunmaktadır.

Hidrojen, sıvı içerisinde yüksek çözünürlüğe sahip iken, katıdaki çözünürlüğü ise daha düşüktür (Şekil 2.17). Bu nedenle, birçok araştırmacı hidrojenin katılaştırma sırasında büyüyen katı kristallerinden itilerek katı/sıvı ara yüzeyinde yoğunlaştığını ve sonrasında poroziteye sebep olduğunu ileri sürmüşlerdir [71].



Şekil 2.17 : Hidrojenin alüminyum içindeki çözünürlüğü [1, 14, 87]

### 2.4.3 Porozite oluşumu

Gaz porozitesinin oluşumu, tıpkı katının sıvıdan oluşumu gibi *çekirdeklenme* ve *büyüme* kanununa uyarak gerçekleşir [1, 26, 88-90].

Fisher [90]'in sıvı fazlar içinde porozite oluşum mekanizması yaklaşımı ele alınacak olursa [1];

$$\begin{aligned}\Delta G &= \gamma A + p_d V - p_i V \\ \Delta G &= \gamma A + \Delta p V\end{aligned}\quad (2.3)$$

$$\begin{aligned}\Delta G &= (4\pi r^2)\gamma + \left(\frac{4}{3}\pi r^3\right)\Delta p \\ r^* &= -\frac{2\gamma}{\Delta p}\end{aligned}\quad (2.4)$$

Burada  $\Delta G$ , serbest enerji değişimi;  $\gamma$ , sıvı alüminyum yüzey gerilimi,  $A$ , ara yüzey alanı,  $p_d$  dış basınç,  $V$  porozitenin hacmi,  $p_i$  iç basınç ve  $r$ ; oluşan porozitenin küresel olduğu kabul edilirse, bu kürenin yarıçapıdır [26, 71].

Bu durumda, homojen olarak çekirdekleşmek için gerekli kritik çap, yüzey gerilimi ve iç-dış basınç arası farka bağlıdır (Denklem 2.4). Alüminyum için; örneğin  $10\text{\AA}$  çapında homojen bir porozite çökmesi için gerekli basınç farklı hesaplanacak

olursa, gereken değerin 18.000 atm mertebesinde olduğu görülecektir. Heterojen çekirdekleşme için ise bu değer 900 atm'e düşer. Bu rakamlar, bir döküm prosesinde pratikte ulaşılamayacak kadar yüksek değerlerdir. Nitekim, bu konularda birçok araştırmalar yapılmıştır. Çeşitli, nümerik, analitik ve termodinamik yaklaşımlarda bulunulmuştur. Alüminyum alaşımlarının döküm prosesi ile porozite oluşunu arasında simülasyon çalışmaları ile ilişkilendirmeler yapılmıştır. Ancak deneysel veriler ile simülasyon çalışmaları uyumsuzluk göstermiştir [71].

Dışpınar [1] yaptığı çalışmada; porozite oluşumuna etki eden faktörleri analiz eden literatür çalışmalarının bir karşılaştırmasını vermiştir. Bazı araştırmacılar [91-94], katılaşma hızı ve başlangıçtaki hidrojen içeriğinin porozite oluşumunu etkilediğini belirlerken, bir kısım araştırmacı da [95-99], besleme kaynaklı shrinkage (ekilme) boşluklarının porozite oluşumunda önemli olduğunu belirtmişlerdir. Yine bir kısım araştırmacı, oksitlerin porozite çekirdekleşmesini tetiklediğini iddia etmektedirler [100-102]. Bir anlamda, porozite oluşumunun aslında çekirdekleşme kademesi ile meydana geldiği ifade edilmektedir. Yapılan farklı çalışmalarda; modifikasyon (Sr, Ba, Ca, Y, Yb ilavesi gibi) , porozite oluşumunda bir diğer önemli faktör olarak ifade edilmektedir [97, 103-106].

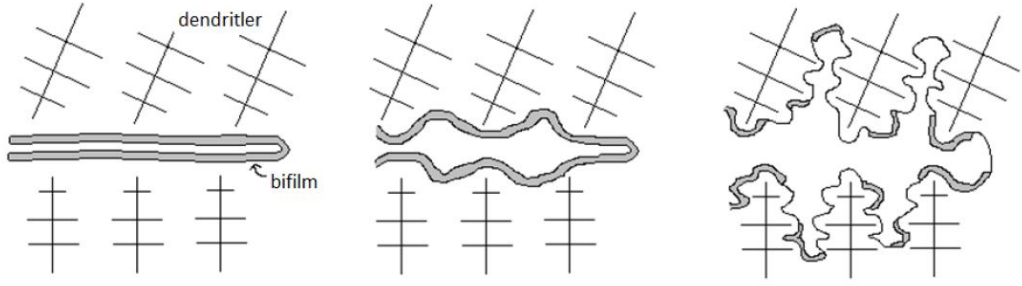
Lee ve diğ. [91]'nin, yaptıkları çalışmada; bir sıcaklık eğim basamağı kullanımı ve gerçek zaman mikro-odaklı porozite oluşumu, alüminyum-bakır alaşımlarının katılaşması esnasında in situ olarak incelenmiştir. Hem büyüme kinetikleri ve hem de porozitenin nihai yapısında katılaşma hızı, termal gradyan ve alaşım bileşiminin etkisi ölçülmüştür. Hem difüzyon kontrollü hem de shrinkage etkenli porozite büyümesine, bu sonuçlarda eğilimleri karşılaştırmak üzere istatistiksel analiz uygulanmıştır. Tüm etkenler içinde *katılaşma hızının* porozite oluşumunda en güçlü etken olduğu bulunmuştur.

Atwood ve diğ. [107]'nin yaptıkları çalışmada; bir alüminyum-silisyum alaşımının katılaşması boyunca porozitenin karmaşık üç boyutlu morfolojisindeki değişimin simülasyonu ile mikroyapı modellemesi sunulmaktadır. Model, ortalama ve aşırı boyutlarla tanımlanan porozite morfolojisi üzerine malzeme özelliklerinin (ekirdeklenme davranışı, alaşım bileşimi) ve uygulama koşullarının çeşitliliğinin (termal geçmişi, basınç, hidrojen içeriği) etkisini belirlemek üzere kullanılmıştır. Porozite zerindeki parametreler arasındaki etkileşim ve her bir parametrenin etkisinin bağlı büyüklüğü istatistiksel olarak analiz edilmiştir. Simüle edilmiş

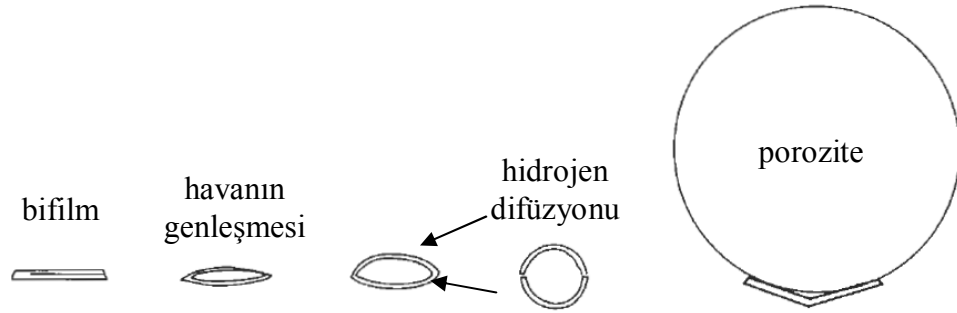
porozite boyutu en büyük hassasiyeti uygulanan basınca, *hidrojen içeriğine* ve *katılaşma zamanına*, bununla beraber katılaşma zamanı ve basınç arasındaki etkileşime göstermiştir.

Talbot ve diğ. [108], yaptıkları çalışmada, döküm alüminyumdaki hidrojen katı çözültisi ve ikincil poroziteleri incelemişlerdir. Yoğunluk ölçümleri ve metalografik incelemeler, döküm metalinde porozite oluşum derecesini ve ısıl işlem esnasında tekrar ortaya çıkmasını belirlemede kullanılmış ve hem ticari saflıkta ve hem de yüksek saflıkta alüminyumda ısıl işlem boyunca poroziteler genişlemiştir. Fakat yüksek saflıkta alüminyumda tercihli olarak tane sınırlarında gelişmişlerdir. Porozite çekirdekleri sıcak ve soğuk işlem boyunca kalmış ve işlenmiş metalde ısıl işlem boyunca porozite yeniden oluşabilmiştir. Isıl işlem boyunca hidrojen kaybolursa, porozite sisteminin de azaldığı ve neticede yok olduğu görülmüştür.

Yapılan çalışmalardaki, deneysel veriler ile hesaplanan verilerin uyumsuzluk göstermesinde ana sebep, bifilmli etkisinin ihmal edilmesidir. Denklem 2.3 ve 2.4'teki eşitlikler gereği, katıdaki düşük çözünürlüğünden (Şekil 2.17) ve herhangi bir şekilde (ne homojen ne de heterojen olarak) çekirdeklemeyeceğinden dolayı, hidrojen, katılaşma prosesi boyunca, çözültiden ayrılıp poroziteyi oluşturma çabasında olacaktır [1]. Bununla birlikte sıvı faz içerisinde bifilmli bulunmadığı sürece hidrojen, aşırı doymuş olarak yapıda kalacaktır ve porozite oluşturmaz. Ancak döküm kalitesi düşük ise ve başta türbülans olmak üzere çeşitli sebeplerle bifilmli oluşmuşsa; hidrojen, zaten bir miktar boşluk içeren bifilm ile karşılaştığında bu boşluk içerisine difüze olarak poroziteyi oluşturacaktır. Yani porozite oluşumu aslında çekirdeklenme kademesi ile değil büyüme kademesi ile oluşmaktadır [26, 71]. Bu nedenle, porozite oluşumu aslında "*hidrojen kaynaklı*" değil "*hidrojen destekli*" olarak gerçekleşmektedir. Şekil 2.18'de bifilmli etkisiyle porozite oluşumunun, Şekil 2.19'da ise porozite oluşumunda hidrojenin etkisinin şematik görüntüsü verilmiştir. Son durumda bifilm, porozitenin bir parçası olarak kalabilir veya oldukça büyük porozite de oluşabilir [28].



Şekil 2.18 : Bifilm ve porozite oluşumu [1, 2, 4, 26, 71, 80].



Şekil 2.19 : Bifilm varlığı ile porozite oluşumunda hidrojenin etkisi [4]

#### 2.4.4 Blister oluşumu

Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler boyunca, yaygın olarak bilinen “yüksek sıcaklık oksidasyonu – (High Temperature Oxidation – HTO)” görülür. HTO, özelliklerin kötüleşmesine yol açar ve parçanın kullanım dışı olmasına neden olur [109]. Bununla birlikte, HTO durumu, sadece oksitlenme problemi olmayıp, aslında esas olarak, fırın atmosferinden etkilenen yüzey tabakalarının içine hidrojenin difüze olması ve poroziteye sebep vermesidir. Ve bu durum “*blisterleşme*” olarak bilinmektedir. Bir başka ifade ile; metallerin ve alaşımların iç yapısında gözlemlenen porozitelerin, yüzeyde kabarma şeklinde oluşturduğu hatalara “*blister*” adı verilmektedir. Şekil 2.20’de metal ve alaşımların yüzeylerinde oluşan çeşitli blister örnekleri verilmiştir.



Şekil 2.20 : Metal ve alaşımların yüzeyinde blister oluşumu [28]

Blisterlerin oluşumu ve sebep olduğu hasarlar ile hidrojen kaynaklı blisterler ve çatlak oluşumları üzerine çeşitli çalışmalar yapılmıştır [110-128]. Yapılan çalışmalarda, genel kabul gören mekanizma; hidrojenin yapıdaki boşluklarda yoğunlaşarak boşluğun büyümesi ve metal kafesindeki atomik bağlarda zayıflama oluşmasıdır. Böylece mikro çatlaklar oluşur ve malzeme hasara uğrar [80, 112]. Bu mekanizma, soğuk şekil verilen metaller için gerçekçi bir yaklaşımdır, çünkü plastik deformasyon esnasında metal ve alaşımlarda mikro boşluklar oluşur. Ancak, iç çatlakların oluşması ve ilerlemesini içeren hidrojen gevrekliğinin genel mekanizması hala tam olarak açıklanamamaktadır.

Zapffe ve diğ. [110] ile Tetelman [113-114] tarafından ileri sürülen “iç basınç teorisi”, hidrojen gevrekliğinin sebebinin hidrojenin boşluktaki kendi basıncı olduğunu varsaymaktadır. Kırılabilirlik veya gevreklik, metal içine difüze olan atomik hidrojenin moleküler hidrojeni oluşturması ve böylece yüksek basınç, kararlı mikro boşluklar ve mikro çatlaklar yaratması ve bunların sayılarının artması ile artan, boşluktaki hidrojen yoğunluğuna bağlanmaktadır. Sonraki sebep olarak, gerilmenin



üç eksenli olduğu ve bunun akışı engellediği ve sadece yırtılmanın ilave gerilmeleri azaltabildiği varsayılmaktadır.

Garofalo ve diğ. [112], plastik deformasyon sırasında oluşması muhtemel mikro çatlak ve boşluklardaki hidrojen gazının demir ve çelikte iç çatlakların yayılmasını ve hidrojen gevrekliğini ilerlettiğini ileri sürmektedir.

Bir diğer çalışma göstermektedir ki [115]; alüminyum hidrojen ortamına maruz kaldığında, taneler arası kırılma ve blister oluşumuna karşı hassaslaşmaktadır.

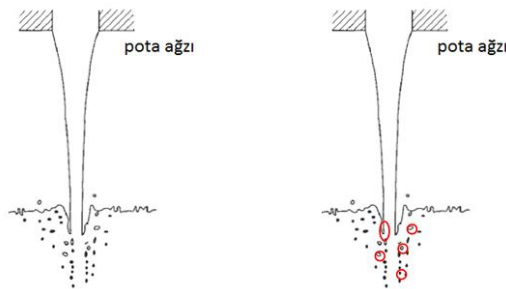
Diğer taraftan; Dışınar tarafından önerilmektedir ki [2, 5, 129]; hidrojen alüminyum alaşımlarının sıvı durumunda moleküler olarak çekirdekleşmez, bu nedenle katı durumda blisterleşme problemine yol açması çok daha zordur.

Blister oluşumu ile ilgili yazılan bu kadar şeyden sonra, bununla birlikte bu çalışmanın amacı, alüminyum ve alaşımlarındaki blister problemlerine farklı bir yaklaşım ve yeni bir perspektif kazandırmaktır.

Bu tez çalışmasında, ilk kez olarak, “hidrojen-kaynaklı” yerine “hidrojen-teşvikli (destekli)” terimi sunulmaktadır, çünkü basitçe, burada bir matriste bir hava boşluğu ile bifilm çıkmakta ve hidrojen bunu ihmal edilebilir bir kuvvetle tamamen açarak blister hatası oluşumuna teşvik etmektedir (Şekil 2.19).

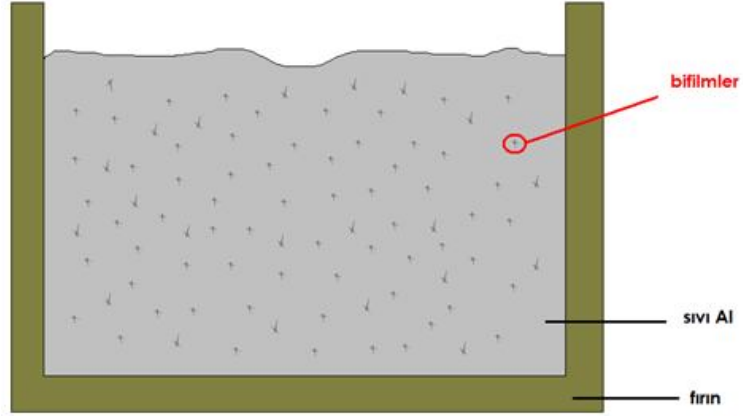
#### 2.4.5 Bifilm - Blister ilişkisi

Bifilm döküm sırasında sıvı fazın yüzeyinde bulunan oksit tabakasından kaynaklanırlar. Döküm prosesinde, sıvı metalin potaya transferi esnasında meydana gelen türbülansın dolayısıyla sıvıda oluşacak, her hava kabarcığı yeni bir bifilm oluşturacaktır. Bu durumda sıvı içerisinde mikron mertebesinde milimetre seviyesine kadar binlerce bifilm meydana gelecektir [71]. Şekil 2.21’de bu oluşum mekanizmasının şematik gösterimi sunulmuştur.



Şekil 2.21 : Döküm esnasında sıvı metalin türbülansı ile bifilm oluşumu [1, 4].

Sıvı alüminyum alaşımının kalıplara veya Şekil 2.22’de gösterildiği gibi bekletme fırınlarına transferi sırasında da binlerce bifilm oluşacak ve bunlar sıvı metalin içinde kalacaktır.



Şekil 2.22 : Sıvı alüminyum alaşımının bekletme fırınlarına transferi sırasında oluşan bifilm yapıları

Sıvı metalde bu kadar yoğun bifilm olduğundan dolayı; katılaşma esnasında hem çekilme boşluğunun (shrinkage) etkisi ile hem de düşük hidrojen çözünürlüğü nedeniyle bifilm yapıları açılarak (Şekil 2.18, 2.19) poroziteyi oluşturmaktadır [1, 4].

Böyle bir durumda, döküm içerisindeki binlerce bifilm neden çökmekte veya sıvının yüzeyinde toplanmamaktadır? Elbette bir kısım bifilm yapıları çökmekte, bazıları da yüzeyde toplanmaktadır. Ergiyik haldeki (sıvı) alüminyumun yoğunluğu yaklaşık  $2500 \text{ kg/m}^3$ ; oksitlerin yoğunluğu ise  $2500\text{-}2800 \text{ kg/m}^3$  arası değerlerdedir. Dolayısıyla; sıvı alüminyumun yoğunluğu ile oksitlerin yoğunluğu yaklaşık olarak eşittir. Bu nedenle oksitler, sıvı alüminyumun içerisinde toplanıp yüzebilirler. Bununla birlikte, bifilm oluşum mekanizması itibariyle katlanmış oksit filmleri (süt-kaymak örneği) arasında bulunan hava nedeniyle bu bifilm yapıları asılı olarak kalırlar (süspansiyon) [28].

Aynı durum demir metali için değerlendirilirse; ergiyik haldeki demirin yoğunluğu yaklaşık  $7800 \text{ kg/m}^3$ 'tür. Oksitlerin yoğunluğu  $2500\text{-}2800 \text{ kg/m}^3$  arasında değiştiği için, bütün oksitler hemen yüzeye çıkarlar. Bu nedenle demir, oksit bifilmi içermez ve temizlenmesi daha kolaydır.

Şekil 2.21’de görüldüğü üzere, bifilm yapıları itibariyle hava boşluğu içermektedirler. Dolayısıyla burada “batmazlık-buoyancy” olayı vardır. Yani, bifilm yapıları içerdikleri havanın etkisiyle sıvı alüminyumun yüzeyinde yüzmeye

çalışırlar. Her ne kadar yoğunluğu yüksek oksitler çökmeye çalışsa da; bu etki nedeniyle yine ortada kalabilmektedirler [28].

Sonuç olarak; bifilmeler sıvı metalde daima bulunmaktadırlar ve bunlar (bekleyerek) uzaklaştılamamaktadır (gaz giderme işlemi ile kısmen uzaklaştırılabilirler). Bu nedenle yapılması gereken, bifilmeleri uzaklaştırmaya çalışmak yerine, sıvı metali uygun şekilde transfer ederek, bifilmelerin oluşmasını engellemeye çalışmaktır.

Blisterler, alüminyum alaşımlarının ısıl işlemleri esnasında yüzeyde oluşan porozitelerdir. Bu poroziteler sıcaklık ve zamana bağlı olarak yüzeyde bozulmalara ve özelliklerin kötüleşmesine yol açar.

Bu çalışmada, alüminyum alaşımlarında blister oluşumu araştırıldığından ve ısıl işlemler esnasında katı hacimde çalışıldığından dolayı, bulk (döküm) hacminin içerisindeki bifilmeler araştırma konusu değildir. Bu nedenle, katı durumda iken yüksek sıcaklıklara çıkararak sadece yüzeydeki kabarcıklar yani blisterler incelenmektedir.

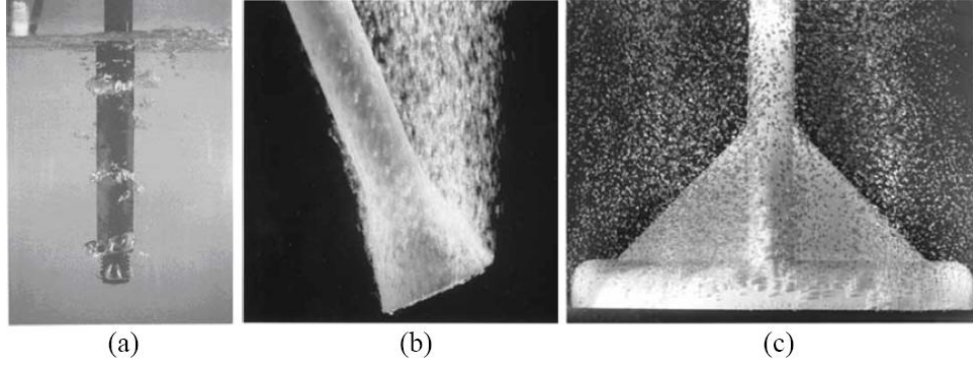
Bu durumda, yüzeydeki bifilmeler neden ve nasıl bu kadar kolay açılabilen ve blister oluşturabilmektedir? Tez çalışmasının 5. bölümünde bu husus detaylı olarak tartışılmıştır.

## **2.5 Alüminyum Alaşımlarında Metal Kalitesinin Belirlenmesi**

Alüminyum alaşımlarında metal kalitesini belirleyen iki önemli husus, gaz giderme (hidrojen varlığı-çözünürlüğü) ve bifilm-porozite gibi döküm hatalarının kontrolüdür [1].

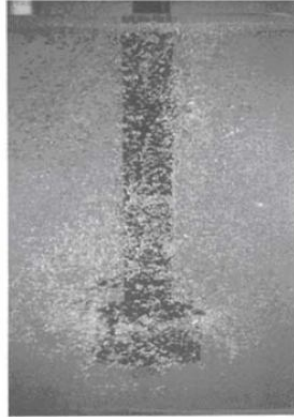
Alüminyum ve alaşımlarının dökümünde porozitenin kaynağı olarak hidrojen gösterilmektedir. Hidrojenin sıvı alüminyumdaki çözünürlüğü yüksek olup azalan sıcaklık ile çözünürlükte belirgin bir düşme görölmektedir. Bu amaçla katılaşma sırasında hidrojenin “çökelerek” gaz porozitesini oluşturduğuna inanılmaktadır. Porozite, mekanik özellikler açısından olumsuz etkilere sebep verdiğinden bu amaçla döküm öncesinde sıvı alüminyuma çeşitli yöntemler ile gaz giderme işlemi yapılır. Bu gaz giderme işlemlerinin temeli, sıvı alüminyumdan argon veya azot gibi inert gazlar geçirerek, hidrojenin sıvı metaldeki yüksek basınçlı konumundan düşük basınçlı bu kabarcıklar içerisine difüzyonunu sağlamak ve dolayısıyla sıvı metalin hidrojen içeriğini azaltmak prensibine dayanmaktadır [1, 129, 130].

Bu doğrultuda çok çeşitli donanımlar geliştirilmiştir. Dışınar ve diğ. [129], yaptıkları çalışmada, bu yöntemler arasında çelik boruların daldırılmasının yanı sıra seramik difüzörler yardımı ile (T-tipi veya disk-tipi) kabarcıkların daha ince ve yoğun bir şekilde sıvıya temasının sağlanması üzerine de çalışmalar [131] yapıldığını bildirmişlerdir. Oluşan kabarcık profilleri Şekil 2.23'te gösterilmiştir.



Şekil 2.23 : Gaz gidermede kullanılan difüzörler ve kabarcıkların dağılımı; a) lans tipi, b)disk tipi seramik, c)T-tipi seramik [1, 129, 131].

En önemli gelişme olarak ise rotari gaz gidericiler gösterilmektedir. Şekil 2.24'te görülebileceği gibi rotari gaz gidericiler sayesinde hem ince boyutlu kabarcıklar oluşturulup hem de dönme hareketi sayesinde kabarcıkların bütün sıvı metal içerisinde temasını sağlayarak maksimum verim elde edilebilmektedir.



Şekil 2.24 : Rotari gaz giderici ile elde edilen optimum gaz kabarcıkları [1, 129, 131].

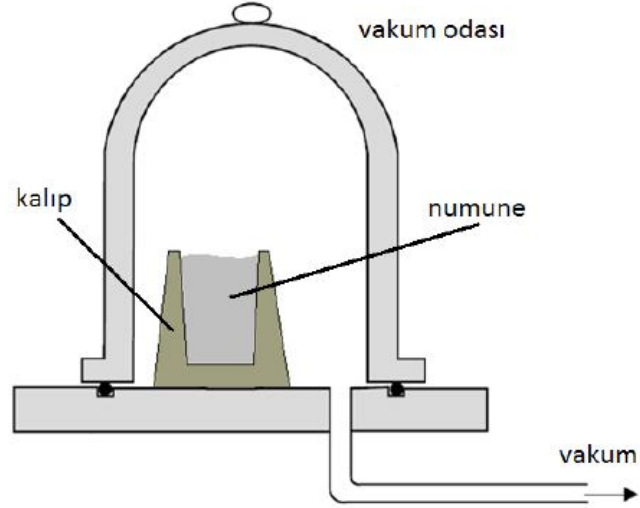
Bu çalışmalara alternatif olarak ultrasonik gaz giderme cihazları da geliştirilmiştir. Ultrasonik sistemlerin temel avantajı ise, diğer yöntemlerde karşılaşılan cüruf oluşumu problemini minimuma indirmek olmuştur.

Porozite oluşumunda bahsedildiği üzere, hidrojenin homojen veya heterojen olarak çekirdekleşip poroziteyi oluşturması mümkün değildir. Yani hidrojen ile porozite arasında direk bir ilişki bulunmamaktadır. Gaz giderme işleminde porozitenin azalmasının sebebi, yükselen kabarcıkların bifilmlemlere takılarak, onları da yüzeye doğru sürüklemesi ve böylece sıvı metal içindeki bifilm miktarının azaltılmasıdır. Böylece döküm kalitesi arttırılmaktadır [4, 129].

Bununla birlikte, Dışınar ve diğ. [129-130], 356 (Al7SiMg) döküm alüminyum alaşımı ile yaptıkları çalışmalarda, gaz giderme işlemi uygulamışlardır. İlk olarak sıvı metalin gaz içeriği azaltılmış ve göreceli olarak arttırılmıştır. Daha sonra tersi işlem ile gaz içeriği arttırılmış ve göreceli olarak azaltılmıştır. Sonuç olarak; rotari gaz giderme ile yapılan çalışmalarda kontrolsüz yapılan gaz giderme işlemlerinde yüzeyden daha çok bifilmin sıvıya karıştığı ve mekanik özellikleri olumsuz etkilediği gösterilmiştir. Rotari gaz gidermenin optimize edilmesi sonrasında ise özelliklerde iyileşme görülmüştür. Dolayısıyla sıvı metal kalitesi, bifilm içeriği ilişkisi bifilm indeks ve mekanik testler ile kanıtlanmıştır.

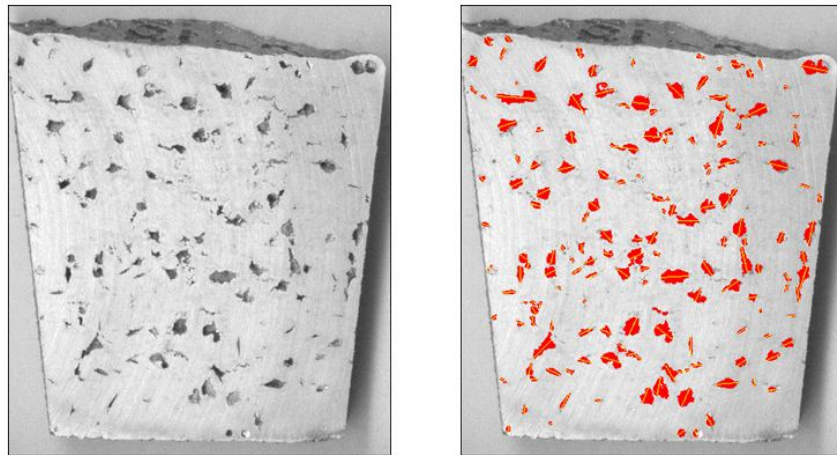
Bifilm-porozite ilişkisini açıklayabilecek deneysel yöntem Vakum Altında Katılaşma Testi – VAKT (Yaygın literatür ifadesi: RPT – Reduced Pressure Test)'dir. 1950'li yıllardan bugüne kadar sıvı metal içerisindeki hidrojen içeriğini belirlemek üzere kullanılan [132-136] bu yöntem, ilk kez olarak Dışınar ve Campbell'in öncülüğünde [1-2, 5, 129, 137-138] yapılan çalışmalarda bifilm içeriğini tespit etmek için kullanılmıştır. Ve bu çalışmalarda VAKT'nin bifilm içeriğini tespit etmede başarılı bir şekilde kullanılabildiğini ispatlamışlardır.

VAKT yönteminin temel prensibi; basit olarak 100 g ağırlığındaki sıvının vakum odası içindeki bir kalıba dökülerek, seçilmiş uygun vakum değeri altında katılaşmasıdır [71, 129, 137]. Şekil 2.25'te VAKT'nin şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 2.25 : VAKT'nin şematik gösterimi [71]

Dışpınar ve Campbell [5]; yaptıkları çalışmada, metal kalitesini belirlemede hidrojen ve bifilm içeriğine dayanarak VAKT'nin etkinliğini ölçmüş ve nicel bir teknik olarak geliştirilip geliştirilemeyeceğini tayin etmişlerdir. Bu etkileri incelemek için, önceki çalışmalarında [2] yer alan LM4 (Al-5Si-3Cu) ve LM24 (Al-8Si-3Cu-Fe) alaşımları kullanılmıştır. VAKT'nin sonuçlarını ölçmek için çeşitli kalite indeks (gösterge) kavramları incelenmiştir. 100mbar'da katılaştırılan VAKT numunesinin kesiti alınmış yüzeyindeki bifilmelerin toplam uzunluğu (Şekil 2.26), kaliteyi ölçmede temel parametre olarak "Bifilm İndeks"i vermiştir. Kaliteli alaşımlar, tipik olarak toplam bifilm uzunluğunun 1mm'ye kadar olduğu durumlar için görülmüştür, bununla beraber 30mm'ye kadar bifilm uzunluğuna sahip ürünler de tolere edilebilmektedir. Hatalı alaşımlardaki toplam bifilm uzunluğu yaklaşık 300mm olarak bulunmuştur.



Şekil 2.26 : Bifilm indeks hesaplama yöntemi [1]

Dışpınar ve Campbell [137], yaptıkları bir diğer çalışmada, parlatılmış bir VAKT kesitinde bifilmelerin toplam uzunluğunu tahmini tanımlayan “*Bifilm İndeks*”in yeni bir temel parametre olarak ergiyik kalitesini ölçmede kullanılabildiğini önermişlerdir. Tipik olarak, toplam bifilm uzunlukları 3mm’den 300mm’ye kadar değişmektedir. “*Bifilm İndeks*”in mekanik özelliklere etkisi, farklı koşullarda çeşitli yaygın Al-Si alaşımlarının dökümü ile incelenmiştir. Toplam bifilm uzunluğuna ilave olarak muhtemel toplam bifilm sayısı da sıvı Al alaşımlarının kalitesini belirlemede makul bir kaide olarak görölmüştür. İlk kez olarak, yüksek oksit içeriğinin sadece sünekliği azaltmadığı, bir kompozit malzemede olduğu gibi aynı zamanda dayanımı arttırdığı kanıtlanmıştır.

Fox ve Campbell [139-141]; yaptıkları çalışmalarda; sıvı alüminyum alaşımında bifilmelerin çatlak yapıcı rol aldığını ilk kez olarak gözlemlemişlerdir. Çalışmalarda, VAKT yöntemi kullanılarak, katılaşma süresince şartlar ayarlanmıştır ve atlağın X-Ray radyografide kaydedilmesine yetecek kadar açıldığı görölmüştür. Bu alışmalar, herhangi bir şekilde sıvı alüminyum alaşımına karışan katlanmış oksit filmlerinin porozite ile ilişkilendirilebileceğini ispatlamıştır.

Alüminyum alaşımlarının metal kalitesinin belirlenmesinde “Sıvı Metal Temizlik Analizörü (LIMCA – Liquid Metal Cleanliness Analyser)” ve Gözenekli Disk Filtrasyon Analizi (PoDFA – PREFIL – Porous Disc Filtration Analysis)” gibi sofistike teknikler de mevcuttur [1]. Bu teknikler genellikle alüminyum alaşımının içindeki hidrojenin tespiti ve miktarını ölçme eğilimindedir. Bununla birlikte bu teknikler, pahalı donanım ve yazılım desteği içermektedirler. Daha önce belirtildiği üzere, alüminyum alaşımlarında sadece hidrojen içeriğini belirlemek, alaşımın kalitesini belirlemede yeterli değildir. Esas olan, hidrojen ve bifilmelerin birlikte yaptığı etkinin irdelenmesidir. Bu nedenle, Vakum Altında Katılaşma Testi (VAKT), uygulama kolaylığı, maliyetinin düşüklüğü ve bifilm indeks ölçümü yapılabilmesi gibi avantajları nedeniyle alüminyum alaşımlarının metal kalitesinin belirlenmesinde ön plana çıkmaktadır.

### 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 3.1 Kullanılan Alaşımlar

Bu çalışmada; ticari olarak temin edilen 2024, 6063 ve 7075 dövme alüminyum alaşımlarında blister oluşumu incelenmiştir. Çalışmada kullanılan alaşımların, uluslararası kabul gören bazı standart karşılıkları Tablo 3.1’de sunulmuştur.

Tablo 3.1: Çalışmada kullanılan alaşımların kısa gösterim standart karşılıkları [67]

Standart →	TSE	AA	ASTM	BS	DIN	ISO	JIS	NF
Alaşım ↓	Türkiye	Amerikan Alüminyum Birliği	Amerika	İngiltere	Almanya	Uluslararası Standartlar Birliği	Japonya	Fransa
2024	AlCuMg2	2024	2024	2024	AlCuMg2	Al Cu4Mg1	A2024	2024
6063	AlMgSi0,5	6063	6063	6063	(AlMgSi0,5)	Al Mg0,7Si	A6063	--
7075	AlZnMgCu1,5	7075	7075	7075	AlZnMgCu1,5	Al Zn5,5MgCu	A7075	7075

İlgili alaşımlar, Konya Seydişehir’de bulunan Almetal Alüminyum A.Ş.’den ekstrüze edilmiş belli çaplarda biyet şeklinde temin edilmiştir. Temin edilen alaşımların kimyasal bileşimleri ile standart kimyasal bileşimleri Tablo 3.2 ve Tablo 3.3’te verilmiştir.

Tablo 3.2: Çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal bileşimleri (%)

Alaşım	Cu	Fe	Si	Zn	Mn	Mg	Ni	Ti	Cr	Al
2024	4,23	0,562	0,307	0,0375	0,571	1,48	0,0552	0,017	0,152	Kalan
6063	0,0036	0,199	0,485	< 0,0010	0,0402	0,558	0,0292	0,0178	0,0057	Kalan
7075	1,41	0,503	0,308	4,68	0,254	2,19	0,0485	0,0401	0,183	Kalan

Tablo 3.3: Çalışmada kullanılan alaşımların standart kimyasal bileşimleri (%) [67]

Alaşım	Cu	Fe	Si	Zn	Mn	Mg	Ti	Cr	Al
2024	3,8-4,9	≤ 0,50	≤ 0,50	≤ 0,25	0,3-0,9	1,2-1,8	≤ 0,15	≤ 0,10	Kalan
6063	≤ 0,10	≤ 0,35	0,2-0,6	≤ 0,10	≤ 0,10	0,45-0,9	≤ 0,10	≤ 0,10	Kalan
7075	1,2-2,0	≤ 0,50	≤ 0,40	5,1-6,1	≤ 0,30	2,1-2,9	≤ 0,20	0,18-0,28	Kalan

Çalışmada kullanılan alaşımların ana alaşım elementleri, önemli özellikleri ve başlıca kullanım alanları Tablo 3.4’te, mekanik özellikleri ise Tablo 3.5’te verilmiştir.



Tablo 3.4: Çalışmada kullanılan alaşımların özellikleri ve kullanım alanları [67, 142]

Alaşım	Ana Alaşım Elementi	Önemli Özellikleri	Başlıca Kullanım Alanları
2024	Cu	Yüksek çekme dayanımı, uzama, sertlik, düşük korozyon direnci	Vida, civata, uçak konstrüksiyonu, perçin, yüksek sıcaklıklarda çalışan dövme silindir kafa ve pistonları, uçak pervaneleri, ayrıca gerilmeye maruz kalan kritik uçak ve diğer yapı parçalarında
6063	Mg ve Si	Yüksek kopma uzaması, kaynaklanabilme özelliği ve aşınma direnci	Basınç tankları, kılcal borular, yüksek dayanım/ağırlık oranı gerektiren uygulamalar, deniz taşıtları ve otomobil endüstrisinde; uçak yakıt ve yağ hatları, yakıt tankları, mimari uygulamalar
7075	Zn	Çok yüksek dayanım ve mekanik özellik	Tavan vinçleri, damperli kamyon kasaları, vagonlar ve kritik uçak konstrüksiyonları ve otomobil motor parçaları

Tablo 3.5: Çalışmada kullanılan alaşımların literatür mekanik özellikleri [67, 142]

Alaşım	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)	Sertlik (HB-10/500)	Sertlik (HV)
2024	185	13 - 17	45	60
6063	90 - 100	27	25	25
7075	225 - 230	16 - 17	60	65

Firmadan biyetlerin ergitme-döküm ve ekstrüzyon işlemleri ile ilgili Tablo 3.6'da verilen proseslerin uygulandığı bilgisi verilmiştir. Firmadan tabloda belirtilen işlemlerle gelmiş olan malzemeye Pamukkale Üniversitesi Tahribatlı Malzeme Muayene Laboratuvarı'nda bulunan ısıtma fırını ile yeniden ısıtma ve su verme işlemleri uygulanarak, T6 ısıtma işlemi sırasında, çökeltme sertleşmesi öncesi SIMA prosesinin aşamaları tamamlanmıştır.

Tablo 3.6: Çalışmada kullanılan alaşımlara uygulanan ticari üretim prosesleri

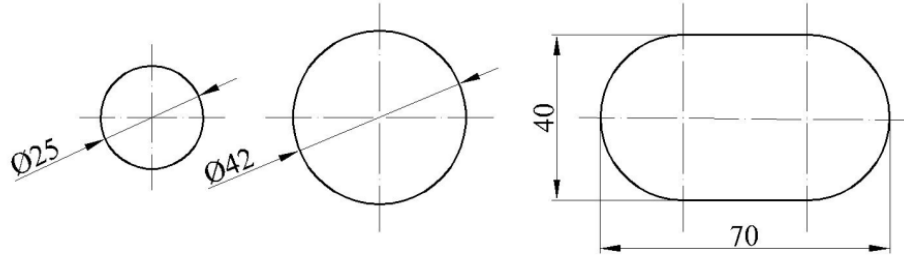
Alaşım	Döküm	Homojenleştirme	Ekstrüzyon	
	Sıcaklık (°C)	Sıcaklık (°C)	Süre (h)	Sıcaklık (°C)
2024	730	510	14	490
6063	720	560	4	460
7075	720	475	10	460

Çalışmada kullanılan alaşımların fotoğrafları Şekil 3.1’de verilmiştir.



Şekil 3.1 : Çalışmada kullanılan alüminyum alaşımları

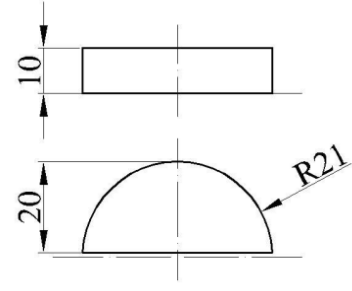
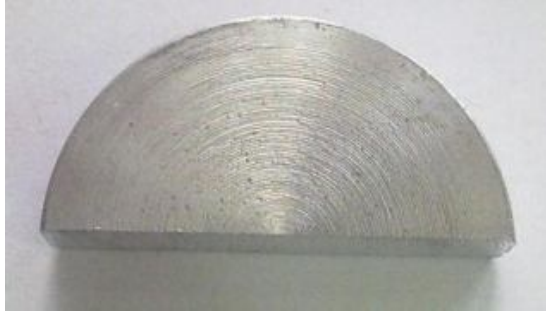
2024 alaşımı çap 42mm ve 6063 alaşımı çap 25mm yuvarlak çubuk profil olmak üzere temin edilmiştir. 7075 alaşımı ise tüfek kasası imalatında kullanılan 40x70mm boyutlarında bir parça şeklinde temin edilmiştir. Belirtilen alaşımların boyutları Şekil 3.2’de verilmiştir.



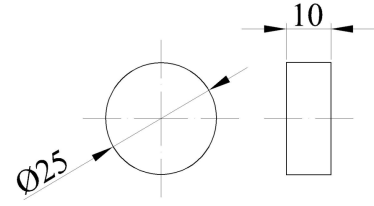
Şekil 3.2 : Çalışmada kullanılan alüminyum alaşımlarının boyutları

### 3.2 Isıl İşlemler

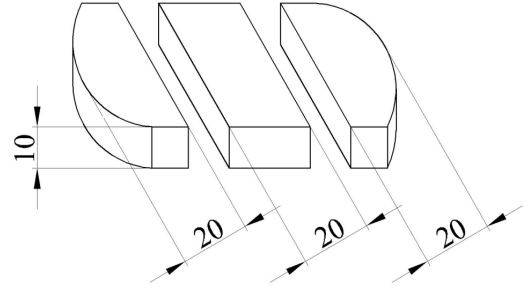
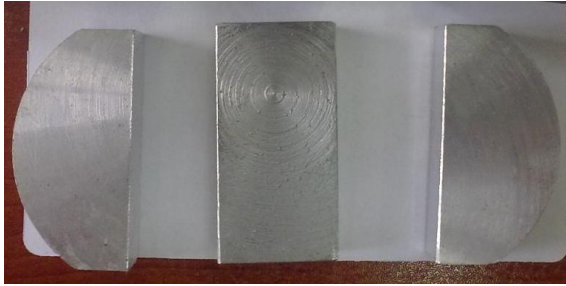
İlgili alaşımlar, Denizli’de bulunan Hadid Makina San. Tic. Ltd. Şti.’de, Şekil 3.3, 3.4 ve 3.5’te verilen ölçülere talaşlı işlemler suretiyle işlenerek, ısıl işlemleri gerçekleştirilecek deney numunesi boyutlarına getirilmiştir.



Şekil 3.3 : 2024 alaşımının ısıl işlem deney numunesi ölçüleri



Şekil 3.4 : 6063 alaşımının ısıl işlem deney numunesi ölçüleri



Şekil 3.5 : 7075 alaşımının ısıl işlem deney numunesi ölçüleri

### 3.2.1 SIMA işlemi için süre-sıcaklık optimizasyonu

Belirlenen döküm alüminyum alaşımları temin edildikten ve deney numunesi boyutlarına işlendikten sonra, üç farklı alaşımın laboratuarda ısıl işlemlerini gerçekleştirmek ve blister oluşumlarının görüldüğü sıcaklık ve süreleri tespit etmek üzere, belirlenen farklı sıcaklıklarda 45 dakika süre ile 9'ar adet deney numunesi, PAÜ Müh. Fak. Mak. Müh. Bölümü'ne ait Tahribatlı Malzeme Muayene Laboratuvarı'nda bulunan Nabertherm marka ısıl işlem fırınında ısıl işleme tabi tutulmuşlardır. Şekil 3.6'da ısıl işlemlerde kullanılan fırının fotoğrafı verilmiştir. Isıl işlem sıcaklıkları 525°C, 550°C, 575°C, 600°C, 610°C ve 620°C olarak belirlenmiştir. Sıcaklıkların belirlenmesinde her alaşım için literatürde belirtilen SIMA prosesi sıcaklık aralıkları dikkate alınmıştır. Proses atmosfere açık fırında gerçekleştirilmiştir

ve her 5 dakikada bir numune fırından alınarak oda sıcaklığında (20°C) su vermek suretiyle hızlı soğutulmuştur. Su verme işlemleri, Şekil 3.7’de gösterilen Nüve marka su banyosunda gerçekleştirilmiştir.

Numunelerde öncelikle makro ölçekte, daha sonra metalografik ve SEM incelemeleri ile blister oluşumları gözlemlenmiştir. Makro inceleme için fotoğrafları çekilecek yüzeyler, talaşlı işlemlerden kalan torna, freze vb. izleri yok etmek üzere 100 mesh’lik zımpara ile zımparalama işleminden geçirilmiştir.



Şekil 3.6 : Isıl işlemler için kullanılan fırın



Şekil 3.7 : Su verme işlemlerinde kullanılan su banyosu

### 3.2.2 T6 ısıl işlemi için süre optimizasyonu

SIMA prosesi için optimum sıcaklık ve süresi belirlenen numuneler, çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma ısıl işlemlerinden oluşan üç aşamalık T6 ısıl işlemlerine tabi tutulmuştur. Çözeltiye alma işleminde optimum küresel tane yapısı elde etmek, yaşlandırma işlemlerinde de maksimum sertlik elde etmek üzere, alışımlara

belirlenen sıcaklık ve sürelerde optimizasyon uygulanmıştır. Tablo 3.7’de T6 ısıtma işlemi için uygulanan süre-sıcaklık parametreleri verilmiştir.

Tablo 3.7: T6 ısıtma işlemi için süre-sıcaklık parametreleri

Alaşım	Çözeltiyeye Alma		Su Verme		Yaşlandırma	
2024	490°C	2 h	Oda sıcaklığı 20°C	80°C	190°C	10 h
6063	520°C	2 h			177°C	10 h
7075	480°C	2 h			120°C	10 h

Tablo 3.7’de verilen parametrelere göre; her üç alaşım belirlenen sıcaklıklarda 2 saat süre ile çözeltiyeye alma işlemine tabi tutulmuş ve her 30 dakikada bir numune fırından alınarak su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Böylece her üç alaşım için optimum küresel tane boyutunun elde edildiği süre (30-60-90-120 dakikalardan biri olarak) belirlenmiştir. Su verme sıcaklığı olarak oda sıcaklığı (20°C) ve 80°C su sıcaklıkları seçilmiştir.

Su verme işlemlerinden sonra metalografik incelemeler gerçekleştirilerek, hem tane boyutu analizleri hem de ikincil faz oranı analizleri ile optimum çözeltiyeye alma süreleri belirlenmiştir.

Optimum çözeltiyeye alma süreleri belirlendikten sonra, belirlenen sürelerde çözeltiyeye alınan numuneler yine Tablo 3.7’de verilen sıcaklıklarda 10 saat süre ile yaşlandırma işlemine tabi tutulmuşlardır. Yaşlandırma süresinin optimizasyonu için de her 1 saatte fırından bir numune alınarak havada soğumaya bırakılmıştır. Yaşlandırma işlemleri sonrası yapılan sertlik ölçümleri ile maksimum sertliğin elde edildiği süre optimum yaşlandırma süresi olarak belirlenmiştir.

Çözeltiyeye alma ve yaşlandırma işlemleri için süre optimizasyonu belirlenen numunelere mekanik deneyler (sertlik ölçümü, çekme ve yorulma deneyleri) uygulanmıştır.

### 3.3 Metalografi ve Mikroskopi

Üç farklı alüminyum alaşımının ısıtma işlemler sonrasında metalografik çalışmaları için, zımparalama ve parlatma işlemleri PAÜ Müh. Fak. Mak. Müh. Böl. Metalografi Laboratuvarı’nda bulunan Presi marka zımparalama-parlatma cihazı kullanılarak

gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.8’de kullanılan zımparalama-parlatma cihazı gösterilmiştir.



Şekil 3.8 : Metalografi için kullanılan zımparalama-parlatma cihazı

Metalografik incelemeler numunelerin üst (ekstrüzyon yönüne dik) ve yan (ekstrüzyon yönünde) yüzeylerinden yapıldığı için alaşımlar PAÜ Müh. Fak. Mak. Müh. Böl. Metalografi Laboratuvarı’nda bulunan Presi marka hassas kesme cihazı kullanılarak kesilmiştir. Şekil 3.9’da kullanılan hassas kesme cihazı gösterilmiştir.



Şekil 3.9 : Metalografi için kullanılan hassas kesme cihazı

Numunelerden kesilen üst (ekstrüzyon yöne dik) ve yan (ekstrüzyon yönünde) yüzeyler, metalografik incelemeler için, PAÜ Müh. Fak. Mak. Müh. Böl. Metalografi Laboratuvarı’nda bulunan Presi marka bakelite alma cihazı kullanılarak

tek bakalitte iki yüzey olacak şekilde bakalite alınmıştır. Şekil 3.10’da kullanılan bakalite alma cihazı, Şekil 3.11’de bakalite alınan numuneler gösterilmiştir.



Şekil 3.10 : Metalografi için kullanılan bakalite alma cihazı



Şekil 3.11 : Bakalite alınan numuneler

Metalografik incelemeye tabi tutulacak numuneler sırasıyla 100, 240, 400, 800, 1000, 1200 ve 2400 mesh’lik zımparalar ile zımparalandıktan sonra 3µm elmas pasta ile yağlayıcı da kullanılarak parlatılmıştır. Zımparalama ve parlatma işlemleri tamamlanan numuneler, optik mikroskopta incelemeler için “Kellers 3A Agent” dağlama çözeltisi ile optimum görüntü alınabilecek deneme sürelerinde (20-100 saniye aralığında) dağlanmıştır. Tablo 3.8’de kullanılan dağlama çözeltisinin bileşimi verilmiştir.

Tablo 3.8: Kellers 3A Agent dağlama çöztisinin bileşimi

Kimyasalın adı	Miktarı
HF (%48'lik)	2 ml
HCl	3 ml
HNO <sub>3</sub>	5 ml
Saf su	190 ml

Metalografik incelemeler PAÜ Müh. Fak. Mak. Müh. Böl. Laboratuvarlarında bulunan Nikon marka optik mikroskop ile 50x, 100x ve 200x büyütmelele gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.12'de kullanılan optik mikroskobun görüntüsü verilmiştir.



Şekil 3.12 : Mikroskopi çalışmalarında kullanılan optik mikroskop

### 3.3.1 Tane boyutu analizi

Zımparalama-parlatma-dağlama sonrası tane yapısı incelenen numunelere Şekil 3.12'de verilen optik mikroskopa ait Clemex Vision Lite marka analiz programı yardımıyla tane boyutu analizi gerçekleştirilmiştir. Çizgi analizi yöntemi yardımı ile belirli uzunlukta çizilen çizgi üzerindeki tane sınırları sayısı sayılarak, çizgi uzunluğunu tane sayılarına bölmek suretiyle ortalama tane boyutları hesaplanmıştır. 50x büyütmede çeşitli yerlerde en az 5 çizgi çizilmek suretiyle analizlerin ortalamaları kullanılmıştır.

Tane boyutu analizinde amaç; SIMA ve çözeltiliye alma prosesleri sonrası optimum küreselleşmiş tane boyutunu belirleyebilmektir.



### 3.3.2 İkincil faz oranı (SPR) analizi

SPR (Secondary Phase Ratio) analizi olarak da isimlendirilen ikincil faz oranı analizi de yine aynı mikroskoba ait aynı analiz programı ile gerçekleştirilmiştir. Tane üzerindeki ikincil fazların kontrast farkından kaynaklanan farklı renkte boyanması suretiyle ve boyanan alanın, tanenin toplam alanına bölünmesiyle ikincil faz oranı (%) hesaplanmıştır. İkincil faz oranı analizinde de amaç; çözeltiye alma ısıl işlemi sonrası yapıdaki ikincil fazların çözünerek tane yapısına karışan (çözeltiye alınan) miktarını belirlemektir.

Tane boyutu ve ikincil faz oranı analiz sonuçlarına göre optimum çözeltiye alma süreleri belirlenmiştir.

### 3.3.3 SEM (Tarama Elektron Mikroskobu) analizi

#### 3.3.3.1 SIMA analizi

SIMA işlemleri sonrasında, küreselleştirme optimizasyonu çalışmaları kapsamında SEM incelemeleri, Isparta Süleyman Demirel Üniversitesi Teknokent'te bulunan Plus Plazma firmasına ait Tescan marka Vega II model SEM cihazı ile EDS analizleri de aynı cihaza bağlı Oxford Instruments marka EDS analiz cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.13'te kullanılan SEM cihazının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 3.13 : SIMA sonrası analizlerinde kullanılan SEM cihazı

### 3.3.3.2 Kırık yüzey analizi

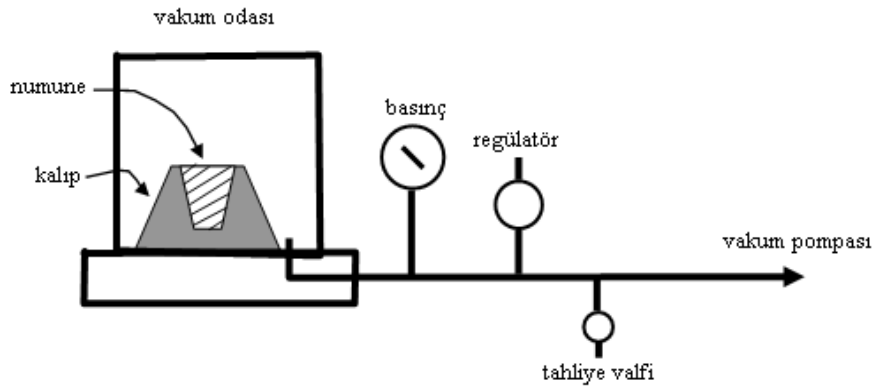
Mekanik deneyler (çekme – yorulma deneyleri) sonrası numunelerin kırık yüzeylerinin SEM ve EDS analizleri, İstanbul Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Jeol marka JSM 5600 model SEM cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.14'te kullanılan SEM cihazının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 3.14 : Kırık yüzey analizlerinde kullanılan SEM cihazı

### 3.4 Vakum Altında Katılma Testi (VAKT)

Vakum Altında Katılma Testi (VAKT) çalışmaları, Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Döküm Laboratuvarı'nda bulunan RPT (Reduced Pressure Test) deney cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.15'te RPT cihazının şematik görüntüsü, Şekil 3.16'da kullanılan RPT deney cihazının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 3.15 : RPT cihazının şematik görüntüsü [1]



Şekil 3.16 : Çalışmalarda kullanılan RPT deney cihazı

Çalışma kapsamında her üç alaşımdan yaklaşık 3'er kg, ayrı olarak rezistanslı fırında 750°C'de ergitilmiştir. Ergime süresi yaklaşık 2-3 saattir. Ergitme işleminde kullanılan rezistanslı fırının görüntüsü Şekil 3.17'de verilmiştir.



Şekil 3.17 : RPT çalışmalarında kullanılan rezistanslı fırın

Tüm şarj malzemesi ergidikten sonra K tipi termokapl ile sıvı metalin sıcaklığı ölçülmüştür. VAKT için numune toplama işlemine eriyik sıcaklığı 730°C olduğunda başlanmıştır. Her alaşım için 14 adet VAKT numunesi hazırlanmıştır. Vakum basıncı olarak, 100 mbar sabit basınç seçilmiştir. Numuneler hazırlandıktan sonra hassas kesme cihazı ile kesilerek kesit görüntüleri alınmıştır. Kesit görüntülerinden bifilm uzunlukları hesaplanarak, sonuçları karşılaştırmak üzere bifilm indeks ölçümleri yapılmıştır. Çalışmada kullanılan çelik kalıbın görüntüsü Şekil 3.18'de verilmiştir.



Şekil 3.18 : RPT çalışmalarında kullanılan kalıbın görüntüsü

### 3.5 Mekanik Deneyler

#### 3.5.1 Sertlik ölçümleri

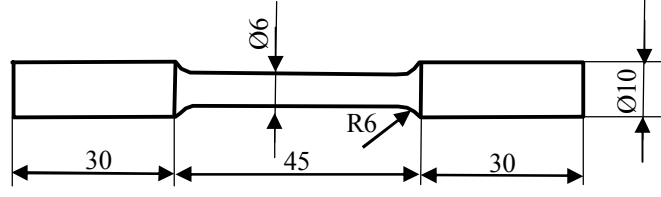
Sertlik ölçümleri, SIMA prosesi öncesi (ekstrüze edilmiş halde), SIMA prosesi sonrası ve çözeltiye alma işlemi sonrası Karl Frank 38500 sertlik ölçüm cihazında HV20 (6063 için HV10) Vickers sertlik ölçme yöntemi ile ölçülmüştür. Sertlik ölçümlerinde kullanılan cihazın görüntüsü Şekil 3.19'da verilmiştir.



Şekil 3.19 : Kullanılan sertlik ölçüm cihazı

#### 3.5.2 Çekme deneyleri

Yaşlandırma ısı işlemi sonrası numuneler ASTM E8/E8M-09 standardına göre silindirik çekme numunesi olarak işletilmiştir. Deneylerde kullanılan çekme numunelerinin ölçüleri Şekil 3.20'de, numunelerin görüntüleri Şekil 3.21'de verilmiştir.



Şekil 3.20 : Çekme deney numunesi ölçüleri



Şekil 3.21 : Çekme deney numunelerinin görüntüsü

Çekme deneyleri Instron 8801 marka çekme deney cihazında 1mm/min çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Uzama ölçümleri 50mm ölçüm aralığına sahip video ekstansometre ile yapılmıştır. Tüm numuneler oda sıcaklığında (20°C) deneye tabi tutulmuşlardır. Deney sonuçları Bluehill paket programı kullanılarak kaydedilmiştir. Programa deney numunesi boyutları, çekme hızı, ekstansometre ölçü aralığı girilerek, programın yaptığı hesaplar ve çizdiği gerilme-birim şekil değiştirme grafiği ile sonuçlar elde edilmektedir. Şekil 3.22'de çekme deney cihazının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 3.22 : Deneylerde kullanılan çekme cihazı

### 3.5.2.1 Çekme deney sonuçlarının Weibull analizi

Malzemelerin mekanik özellikleri birçok değişkene bağlıdır ve mekanik deneyler esnasında bu değişkenlerin belirlenip, deney parametresi olarak tanımlandırılması gerekmektedir. Deney parametrelerinin değişkenliğine göre mekanik deneylerde güvenilir sonuçlar almak için, tekrarlı ve çok sayıda deney yapılması gerekliliği vardır. Bölüm 2.4'te de bahsedildiği gibi, tutarlı ve sürdürülebilir bir metal kalitesi elde edebilmek için gerekli olan testlerden birisi de Weibull dağılımlarıdır [1]. Bu nedenle, mekanik deney sonuçları, sıklıkla logaritmik veya Weibull dağılımı ile tanımlanmaktadır [6].

Bu çalışmada, çekme deneylerinde iki farklı su verme sıcaklık parametresi (oda sıcaklığı ve 80°C) için, üç farklı alaşımdan 30'ar adet olmak üzere *toplam 180 adet numune kullanılmış* ve sonuçlar Weibull istatistiksel analiz yöntemiyle [143] değerlendirilmiştir.

Weibull analizi çalışmasında, değerler ln – ln grafiğinde çizdirilerek hasar olasılığı belirlenmeye çalışılmıştır. Grafiğin eğimi; m, “Weibull modülü”nü vermektedir. Weibull modülü, hesaplanan sonuçların değişkenliğinin bir ölçüsüdür [1]. Hasar olasılığı F, gerilmenin bir fonksiyonu (S) olarak Denklem 3.1'de gösterildiği gibi verilmektedir:

$$F(S) = 1 - e^{-\left[\frac{S}{S_0}\right]^m} \quad (3.1)$$

Burada;  $S_0$ , karakteristik dayanım (örneğin, numunelerin %63'ünün hasara uğradığı gerilme seviyesi) olarak adlandırılmaktadır ve m (Weibull modülü), S eksenine göre hasar verilerinin dağılımını karakterize eden bir sabittir. Weibull modülünün yüksek olması istenilen bir durumdur, çünkü bu, homojenliğin arttığını ve hata dağılımlarının yoğunluğunun azaldığını göstermektedir. Dolayısıyla malzeme, daha tahmin edilebilir bir hasar davranışı gösterecektir [1].

Lineer regresyon, model parametrelerini belirlemek üzere kullanılır [1]:

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-F(S)}\right)\right) = m \cdot \ln(S) - m \cdot \ln(S_0) \quad (3.2)$$

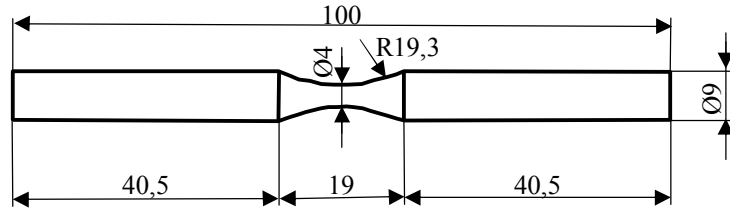
Denklem 3.2’de  $F(S) = P$  yazılarak her bir değerin kırılma ihtimali hesaplanır [144] ve P değeri Denklem 3.3’te verilen bağıntı ile belirlenir [145].

$$P = \frac{i - 0,5}{n} \quad (3.3)$$

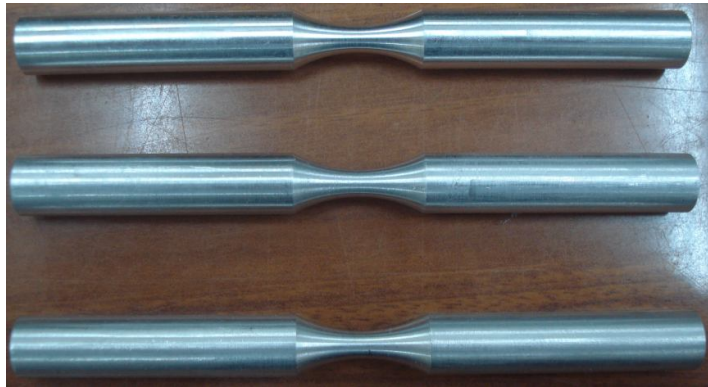
P değerinin hesaplanması hakkında, literatürde altı farklı ihtimal hesaplama yöntemi vardır: Hazen [144], Benard [146], Mean [147], Filliben [148], Blom [149] ve Gringorten [150]. Dışınar yaptığı çalışmalarında [145]; bu altı yöntem arasında çok büyük farklılık olmamasına rağmen, tercihen Hazen yönteminde daha istikrarlı sonuçlar elde ettiğini ileri sürmüştür. Bu nedenle, bu çalışmada yapılan Weibull analizlerinde de Hazen yöntemi kullanılmıştır.

### 3.5.3 Yorulma deneyleri

Yaşlandırma ısıl işlemi sonrası alaşımlar çekme deneyi ile birlikte ASTM E466-07 standardına göre aksenal çekme-çekme yorulma deneylerine de tabi tutulmuşlardır. Silindirik yorulma numunelerinin ölçüleri Şekil 3.23’te ve numunelerin görüntüleri Şekil 3.24’te verilmiştir.



Şekil 3.23 : Yorulma deney numunesi ölçüleri



Şekil 3.24 : Yorulma deney numunelerinin görüntüsü

Yorulma deneyleri de çekme deneyi ile aynı cihazda SAX paket programı kullanılarak yapılmıştır. Programa ortalama gerilme ( $F_m$ ), gerilme genliği ( $F_a$ ) ve frekans ( $f$ ) değerleri girilerek, deneyler sonucunda her bir parametre için numunelerin kırıldığı *çevrim sayıları* elde edilmiştir. Frekans, deneyler boyunca sabit olup,  $f = 20\text{Hz}$  olarak seçilmiştir. Tüm numunelere oda sıcaklığında ( $20^\circ\text{C}$ ) üç farklı maksimum gerilme değerinde ( $\sigma_{\max} = 0,9 - 0,8 - 0,7R_m$ ) ve sabit gerilme oranında ( $R = 0,1$ ) deneyler uygulanmıştır. Her bir alaşım için belirlenen su verme sıcaklığına (oda sıcaklığı ve  $80^\circ\text{C}$ ) ve maksimum gerilme değerlerine ( $\sigma_{\max} = 0,9 - 0,8 - 0,7R_m$ ) göre toplam 6 adet parametre belirlenmiştir.

Yorulma deneylerinde cihazın programına girilen ortalama gerilme ( $F_m$ ) ve gerilme genliği ( $F_a$ ) değerleri aşağıdaki şekilde hesaplanmıştır:

- Öncelikle her alaşım için su verme sıcaklığına göre değişen, 30 adet çekme deney numunesinin ortalama çekme dayanımı ( $R_m$ ) değerleri hesaplanmıştır.
- Belirlenen üç farklı maksimum gerilme değeri ( $\sigma_{\max} = 0,9 - 0,8 - 0,7R_m$ ), ortalama çekme dayanımına ( $R_m$ ) göre hesaplanmıştır.
- Denklem 3.3'e göre, sabit gerilme oranı ( $R = 0,1$ ) değeri için minimum gerilme değeri ( $\sigma_{\min}$ ) hesaplanmıştır.
- Denklem 3.4 ve Denklem 3.5'e göre, maksimum ve minimum kuvvetler ( $F_{\max}$  ve  $F_{\min}$ ) hesaplanmıştır.
- Denklem 3.6'ya göre ortalama gerilme ( $F_m$ ), Denklem 3.7'ye göre gerilme genliği ( $F_a$ ) hesaplanmıştır.
- Hesaplanan bu iki değer ve sabit frekans değeri ( $f = 20\text{Hz}$ ) cihaza girilerek yorulma deneyleri başlatılmıştır.

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \Rightarrow \sigma_{\min} = R \cdot \sigma_{\max} \quad (3.3)$$

$$F_{\max} = \sigma_{\max} \cdot S_0 \quad (3.4)$$

$$F_{\min} = \sigma_{\min} \cdot S_0 \quad (3.5)$$



$$F_m = \frac{F_{\max} + F_{\min}}{2} \quad (3.6)$$

$$F_a = \frac{F_{\max} - F_{\min}}{2} \quad (3.7)$$

Yukarıda verilen denklemlere göre her bir parametre için hesaplanan ve cihazın programına girilen ortalama gerilme ( $F_m$ ) ve gerilme genliği ( $F_a$ ) değerleri Tablo 3.9'da verilmiştir.

Tablo 3.9:  $\sigma_{\max} / R_m$  oranına göre hesaplanan, alaşımlara ait ortalama gerilme ( $F_m$ ) ve gerilme genliği ( $F_a$ ) değerleri

Alaşım Adı – Su Verme Sıcaklığı	$\sigma_{\max} / R_m$	Ortalama Gerilme ( $F_m$ ) (kN)	Gerilme Genliği ( $F_a$ ) (kN)
2024 – 20 (°C)	0,9	2,883	2,359
	0,8	2,563	2,097
	0,7	2,242	1,835
2024 – 80 (°C)	0,9	2,7895	2,2825
	0,8	2,479	2,029
	0,7	2,169	1,775
6063 - 20 (°C)	0,9	1,5165	1,2415
	0,8	1,3485	1,1035
	0,7	1,1795	0,9655
6063 - 80 (°C)	0,9	1,528	1,251
	0,8	1,3585	1,1115
	0,7	1,1885	0,9725
7075 - 20 (°C)	0,9	2,555	2,091
	0,8	2,2715	1,8585
	0,7	1,987	1,626
7075 - 80 (°C)	0,9	2,651	2,169
	0,8	2,356	1,928
	0,7	2,0615	1,6875

### 3.5.3.1 Yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi

Çoklu yorulma deneyleri, belirli bir gerilme değeri seviyesinde yapılırsa, yorulma ömrü sonuçlarında daima önemli miktarda saçılma görülür. Hasara neden olan tekrar sayılarındaki istatistiksel saçılma dikkate alındığında dağılım genellikle eğrisel olarak elde edilir. Bu nedenle yorulma deney sonuçları da sıklıkla logaritmik veya Weibull dağılımı ile tanımlanmaktadır [6].

Bu çalışmada, su verme sıcaklığına (oda sıcaklığı ve 80°C) ve maksimum gerilme değerlerine ( $\sigma_{\max} = 0,9 - 0,8 - 0,7R_m$ ) gore toplam 6 adet parametre belirlenmiştir. Üç alaşım için her bir parametreden 28-30 adet olmak üzere *toplamda yaklaşık 175 adet* numuneye yorulma deneyleri gerçekleştirilmiş ve sonuçlar Weibull analizi ile tanımlanmiştir.

## 4. BULGULAR

### 4.1 SIMA İşlemi İçin Optimizasyon Sonuçları

SIMA çalışmaları kapsamında, her üç alaşım için, 525 – 550 – 575 – 600°C sıcaklıklarda 5 – 10 – 15 – 20 – 25 – 30 – 35 – 40 – 45 dakika sürelerinde, 610 – 620°C sıcaklıklarda ise 5 – 10 – 15 – 20 dakika sürelerinde ısıtılma tutulan numunelerin yüzey fotoğrafları çekilerek makro görüntüsü alınmıştır. 610 – 620°C sıcaklıklarda sürenin 20 dakika ile sınırlandırılmasının sebebi; yapılan mikroyapı incelemeleri ve tane boyutu analizi sonuçlarına göre SIMA işlemi sonunda tanelerde istenilen optimum küreselleşmelere erişilmesidir. Bununla birlikte, 610°C ve üzeri sıcaklıklarda, ergime sıcaklığına yaklaşıldığından, özellikle 20 dakika sonrasında numunelerde şekil bozuklukları (çarpılmalar) gözlemlenmiştir.

Belirtilen sıcaklık – süre kombinasyonları için *toplamda 132 adet* numunenin makro görüntüsü alınmıştır. Burada; blister oluşumlarının gözlemlenmediği görüntülere örnek olarak, blisterlerin gözlemlendiği görüntülere ise yoğun olarak yer verilmiştir.

Şekil 4.1. ve Şekil 4.2’de, 2024 alaşımı için 600°C sıcaklıklarda ve 5-10-15-20 dakika sürelerinde elde edilen yüzeylerin örnek makro görüntüleri sunulmuştur. Daha düşük sıcaklıklarda aynı sürelerde her üç alaşım için benzer görüntüler elde edilmiştir.



Şekil 4.1 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C’de a) 5 dakika b) 10 dakika SIMA



Şekil 4.2 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
600°C’de a) 15 dakika b) 20 dakika SIMA

Görüntülerde görüldüğü üzere 5-10 dakika sürelerinde belirtilen sıcaklıklarda henüz blister oluşumu makro ölçekte tespit edilmemiştir. Bununla birlikte 15 dakikadan itibaren yüzeyde kararma şeklinde blister oluşumları görülmeye başlanmıştır.

Burada görülen kararma şeklindeki blisterler, henüz yüzeyde tam anlamıyla deformasyona yol açmamakla birlikte, görünümde bozulmalara neden olmaktadır. 20 dakikadan itibaren ise kararma şeklinde blister daha belirgin ortaya çıkmış ve yüzeyde pürüzlülükler şeklinde deformasyonlar görülmüştür.

Sıcaklık ve süreye bağlı olarak gerçekleştirilen SIMA işlemlerinde, 2024 ve 7075’ten farklı olarak; *6063 alaşımında hiçbir koşulda blister oluşumu gözlemlenmemiştir*. Bu durum Bölüm 5’te detaylı olarak tartışılmıştır. 6063 alaşımında blister oluşumunun görülmemesinin metalurjik özelliklerle ilişkisi ve mekanik özelliklere etkisi irdelenmiştir. Bu nedenle bu bölümde 6063 alaşımına ait makro görüntülerden sadece en yüksek sıcaklık ve süre parametrelerine ait görüntüler örnek olarak sunulmuştur.

Şekil 4.3’ten 4.11’e kadar, 2024 alaşımı için 550 – 575 - 600°C sıcaklıklarda ve 25 – 30 – 35 – 40 – 45 dakika sürelerinde elde edilen yüzeylerin makro görüntüleri sunulmuştur.



Şekil 4.3 : 2024 alaşımlının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
550°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA



Şekil 4.4 : 2024 alaşımlının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
550°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA



Şekil 4.5 : 2024 alaşımlının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
550°C'de 45 dakika SIMA



Şekil 4.6 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
575°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA



Şekil 4.7 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
575°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA



Şekil 4.8 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
575°C'de 45 dakika SIMA



Şekil 4.9 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
600°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA

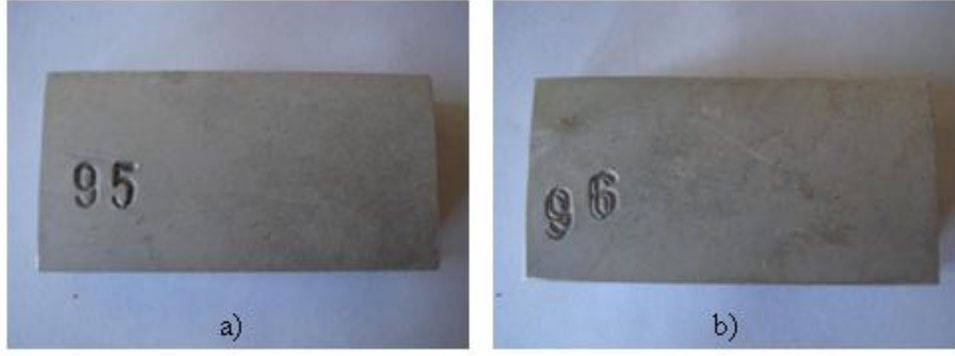


Şekil 4.10 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
600°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA

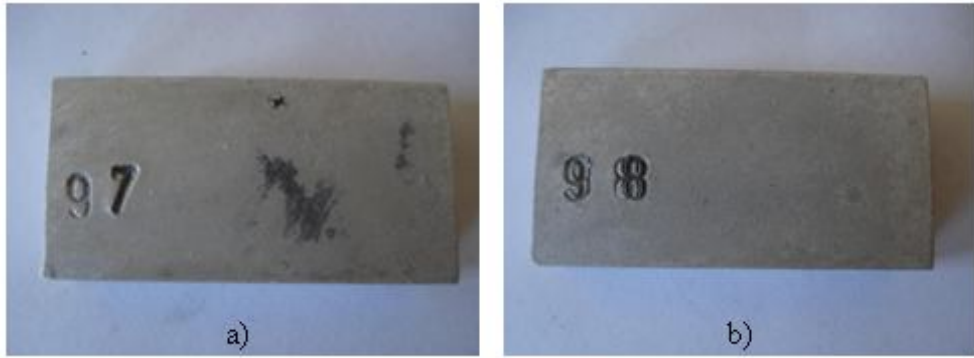


Şekil 4.11 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
600°C'de 45 dakika SIMA

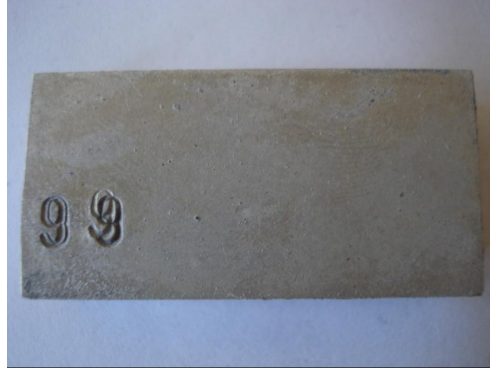
Şekil 4.12'den 4.20'ye kadar, 7075 alaşımı için 550 – 575 - 600°C sıcaklıklarda ve 25 – 30 – 35 – 40 – 45 dakika sürelerinde elde edilen yüzeylerin makro görüntüleri sunulmuştur.



Şekil 4.12 : 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 550°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA



Şekil 4.13 : 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 550°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA



Şekil 4.14 : 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 550°C'de 45 dakika SIMA





Şekil 4.15 : 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
575°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA



Şekil 4.16 : 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
575°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA



Şekil 4.17 : 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü  
575°C'de 45 dakika SIMA



Şekil 4.18 : 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA



Şekil 4.19 : 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de a) 35 dakika b) 40 dakika SIMA



Şekil 4.20 : 7075 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de 45 dakika SIMA

Şekil 4.21 ve Şekil 4.22'de, 6063 alaşımı için 600°C sıcaklıkta ve 30 – 35 – 40 – 45 dakika sürelerinde elde edilen yüzeylerin makro görüntüleri sunulmuştur.



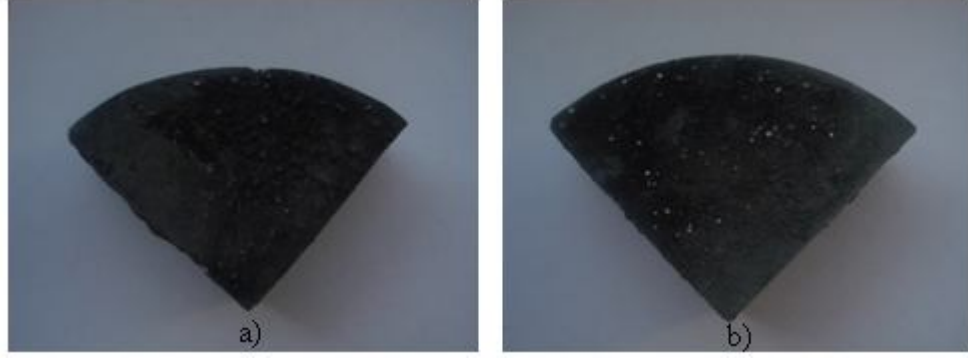
Şekil 4.21 : 6063 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de a) 30 dakika b) 35 dakika SIMA



Şekil 4.22 : 6063 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 600°C'de a) 40 dakika b) 45 dakika SIMA

6063 alaşımına ait şekillerde görüldüğü üzere, en yüksek sıcaklık ve süre parametrelerinde dahi yüzeylerde herhangi bir bozulma ve blister oluşumu gözlemlenmemiştir. Sadece buğulanma benzeri renk değişimleri oluşmuştur.

Şekil 4.23'te 610°C'de Şekil 4.24'te ise 620°C'de SIMA işlemi uygulanmış 2024 alaşımından numunelerin örnek makro görüntüleri verilmiştir. Şekillerde görüldüğü üzere bazı numunelerde 610°C ve üzeri sıcaklıklarda uzun süreli ısıtılarda (özellikle 20 dakika sonrası denemelerinde) yüzeylerde kararma miktarı oldukça artmış ve yüzey siyah renk almıştır. Bununla birlikte numunelerde boyutsal değişimler gözlemlenmiştir. Bu nedenle SIMA işleminde seçilecek sıcaklık ve sürenin optimum olması önem arz etmektedir.



Şekil 4.23 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 610°C’de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA

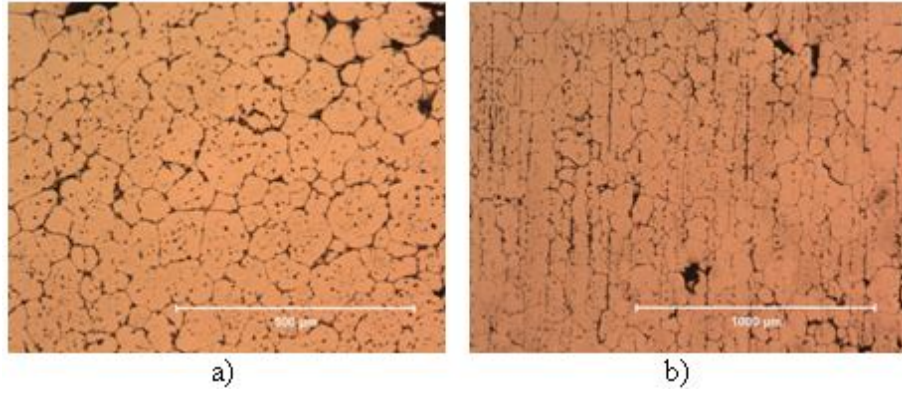


Şekil 4.24 : 2024 alaşımının SIMA sonrası makro yüzey görüntüsü 620°C’de a) 25 dakika b) 30 dakika SIMA

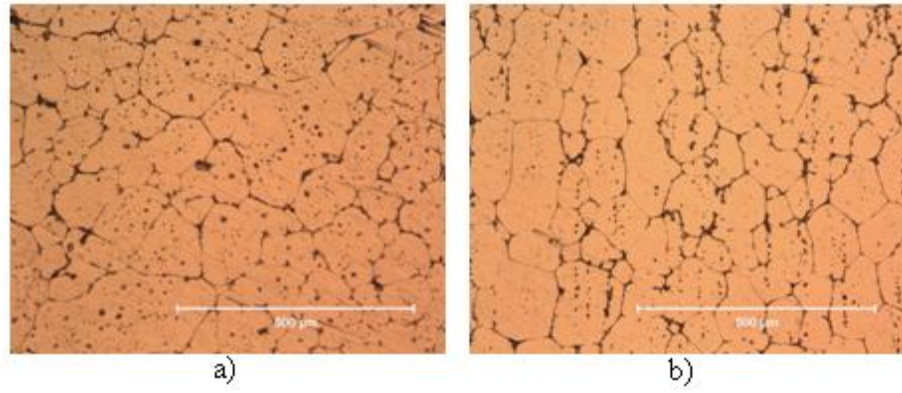
#### 4.1.1 Mikroyapı analizi sonuçları

SIMA işlemine tabi tutulan numunelerin yüzey incelemelerinden sonra mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde SIMA işlemi sonunda tanelerin küreselleştiği belirlenmiştir. Bununla birlikte optimum küreselleşmenin elde edildiği sıcaklık ve süreyi belirlemek için ikincil faz oranı analizi ve tane boyutu analizi de gerçekleştirilmiştir.

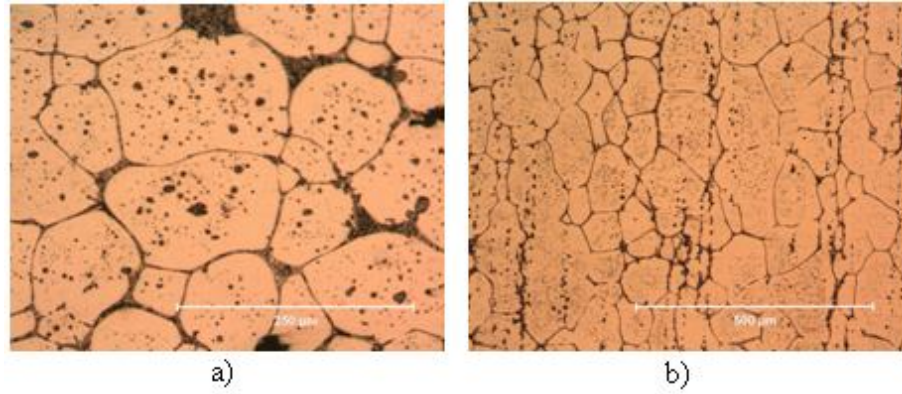
Şekil 4.25’ten 4.32’ye kadar 575 ve 600°C’de 25 – 30 ve 35 dakika sürelerinde SIMA işlemi uygulanmış 2024 ve 7075 alaşımının mikroyapıları verilmiştir. SIMA sonucunda elde edilen mikroyapı, ikincil faz oranı, tane boyutu ve SEM analizi değerlendirmeleri Bölüm 5’te tartışılmıştır.



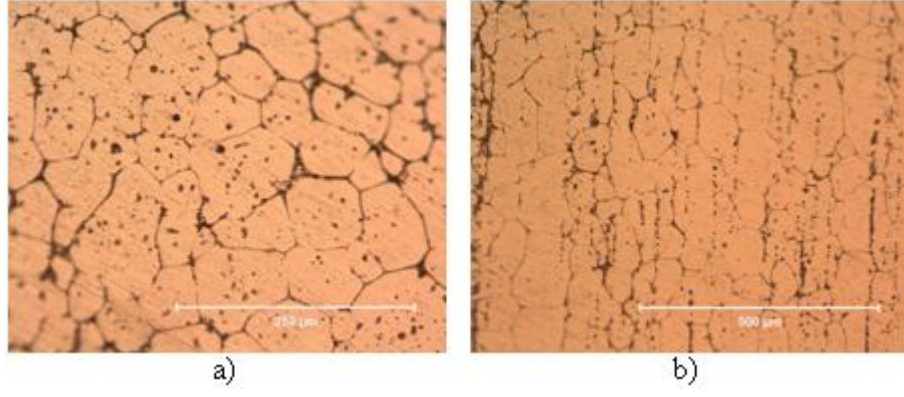
Şekil 4.25 : 2024 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı  
575°C’de 25 dakika SIMA, a)üst yüzey, b) yan yüzey



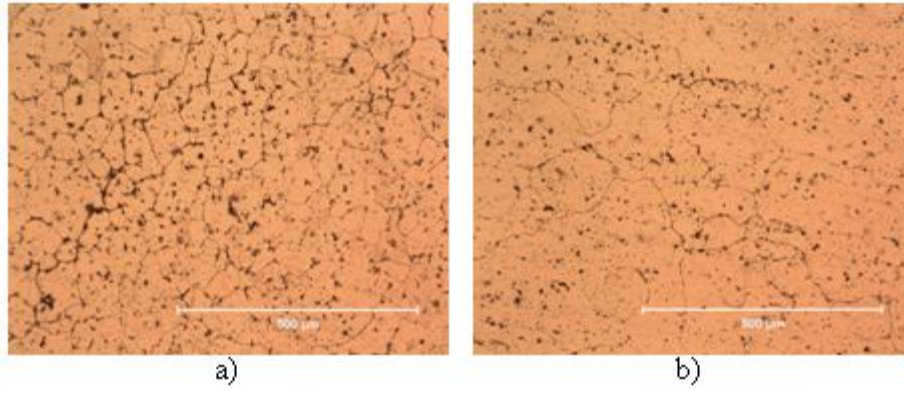
Şekil 4.26 : 2024 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı  
575°C’de 35 dakika SIMA, a)üst yüzey, b) yan yüzey



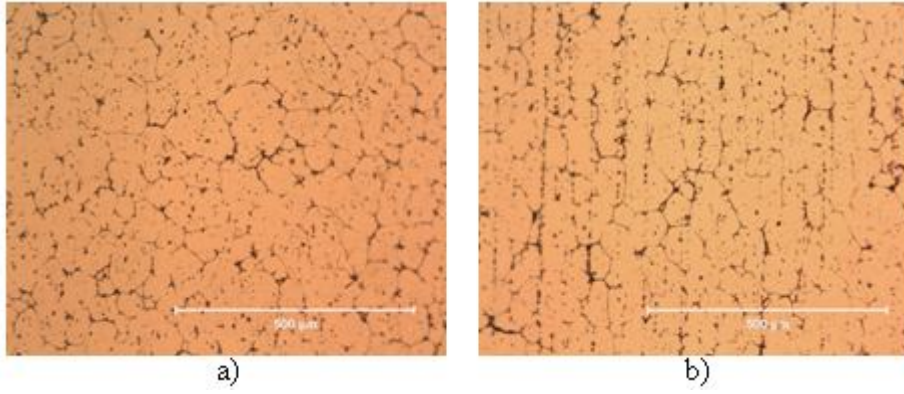
Şekil 4.27 : 2024 alaşımının SIMA sonrası mikroyapısı  
600°C’de 25 dakika SIMA, a)üst yüzey, b) yan yüzey



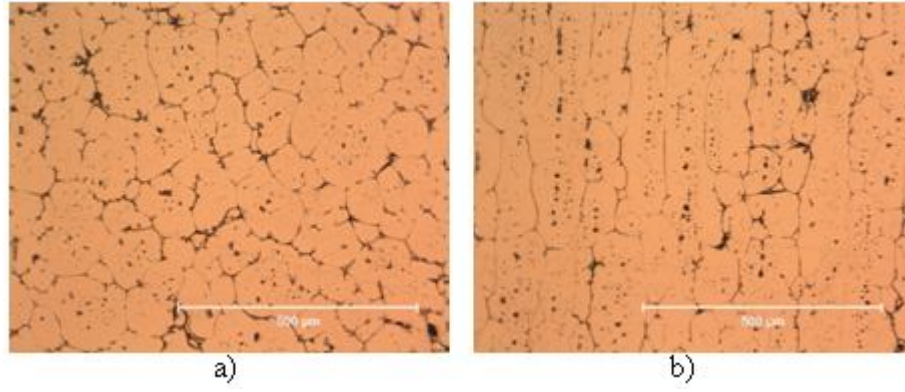
Şekil 4.28 : 2024 alaşımlının SIMA sonrası mikroyapısı  
600°C’de 30 dakika SIMA, a)üst yüzey, b) yan yüzey



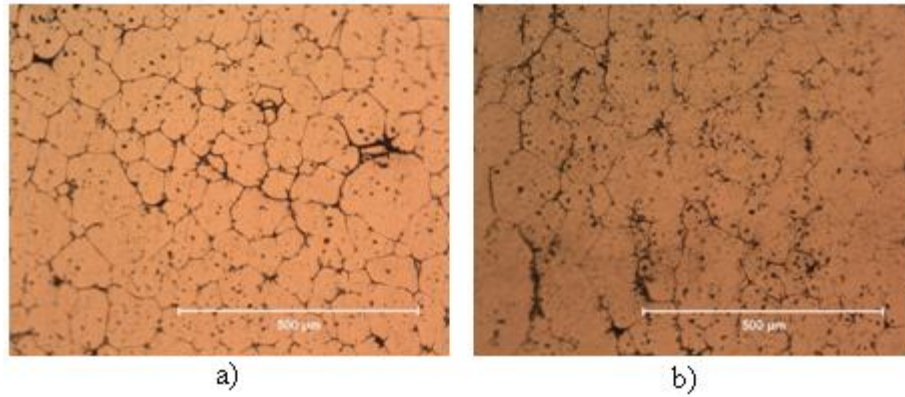
Şekil 4.29 : 7075 alaşımlının SIMA sonrası mikroyapısı  
575°C’de 25 dakika SIMA, a)üst yüzey, b) yan yüzey



Şekil 4.30 : 7075 alaşımlının SIMA sonrası mikroyapısı  
575°C’de 35 dakika SIMA, a)üst yüzey, b) yan yüzey



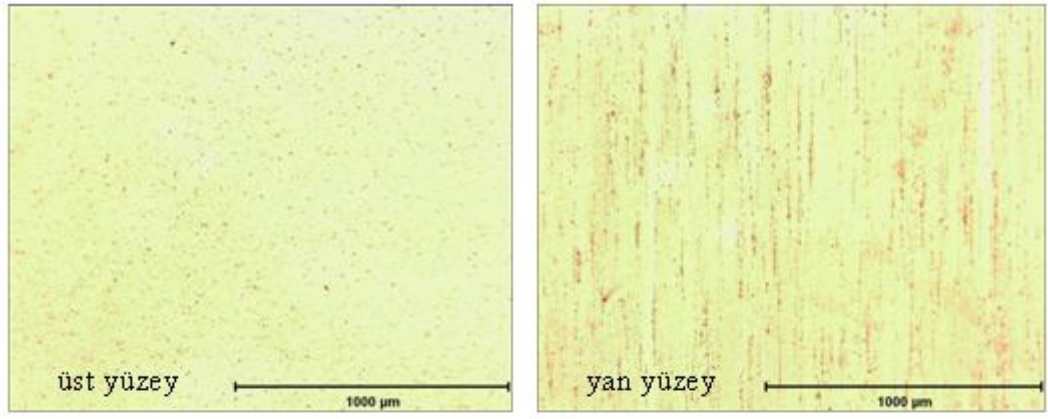
Şekil 4.31 : 7075 alaşımlının SIMA sonrası mikroyapısı  
600°C’de 25 dakika SIMA, a)üst yüzey, b) yan yüzey



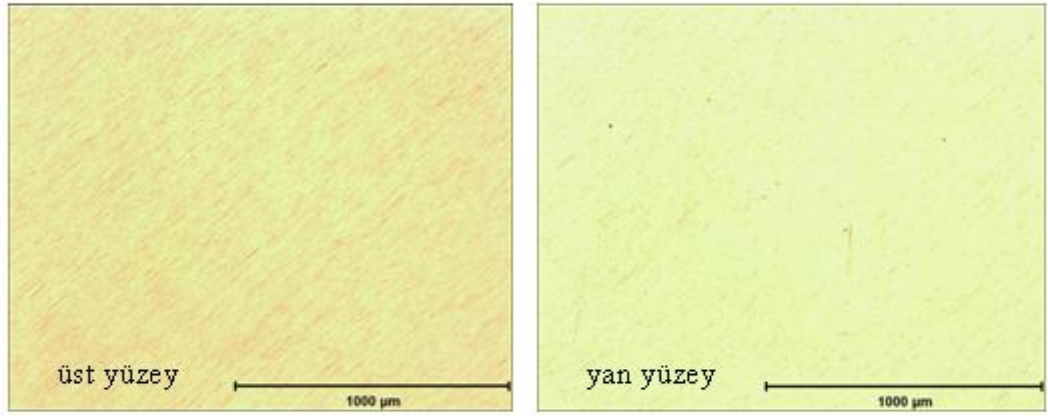
Şekil 4.32 : 7075 alaşımlının SIMA sonrası mikroyapısı  
600°C’de 30 dakika SIMA, a)üst yüzey, b) yan yüzey

6063 alaşımı için farklı dağlama çözeltileri ile gerçekleştirilen incelemelerde mikroyapı görüntülerinde küresel tane yapısı gözlenmemiştir.

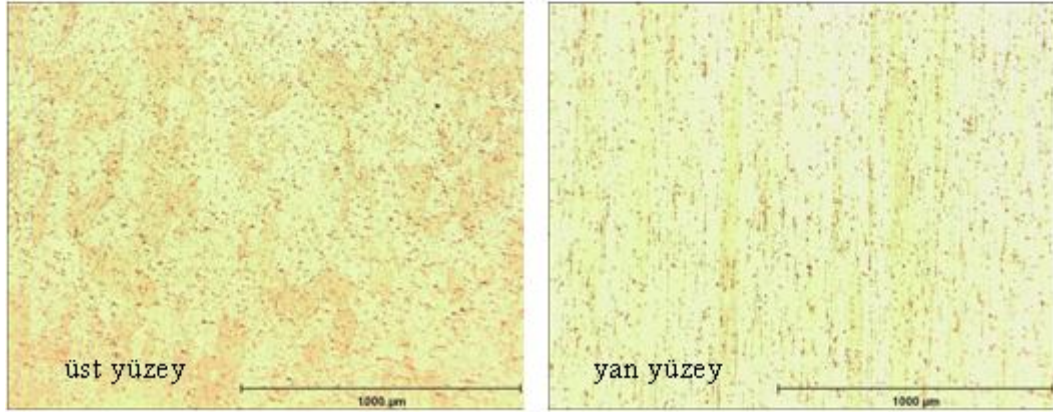
Şekil 4.33’ten 4.39’a kadar 610 ve 620°C’de 5 – 10 – 15 – 20 dakika sürelerinde SIMA işlemi uygulanmış 2024, 6063 ve 7075 alaşımlarının mikroyapıları verilmiştir.



a)



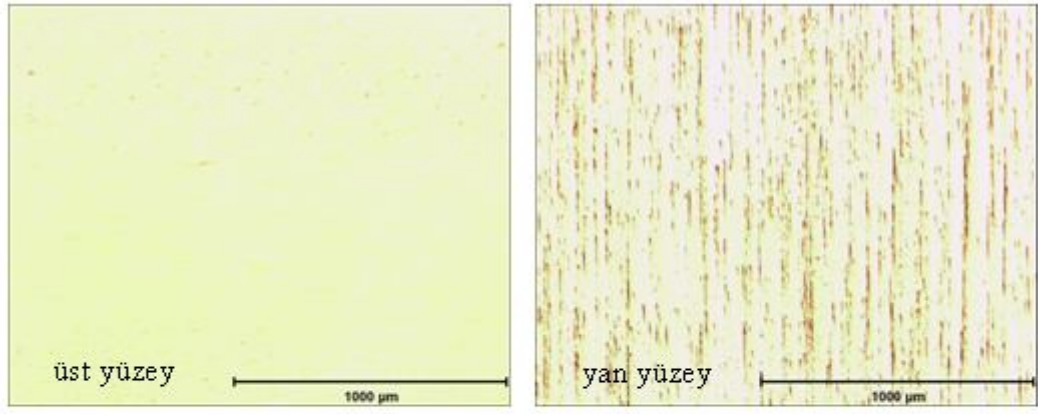
b)



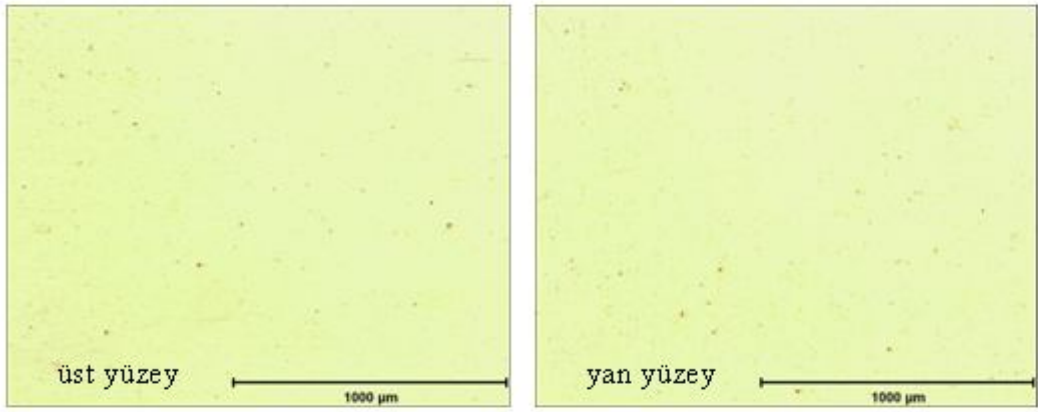
c)

Şekil 4.33 : 610°C'de 5 dakika SIMA sonrası mikroyapılar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı

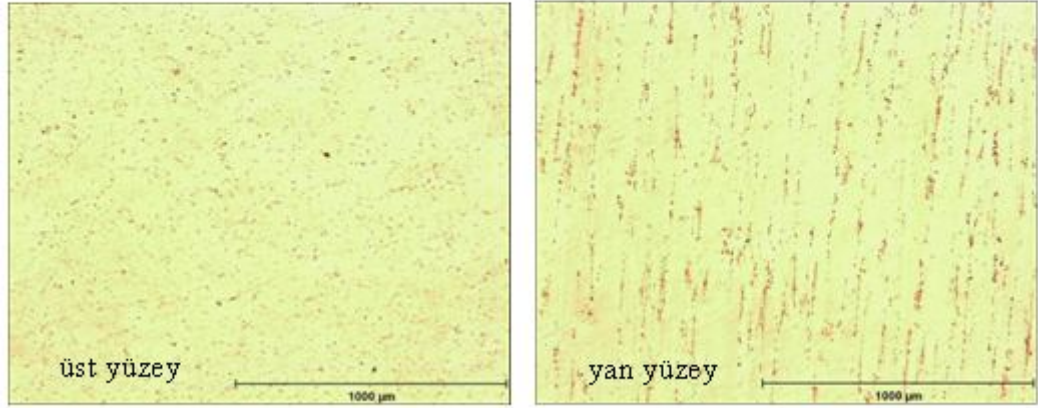




a)

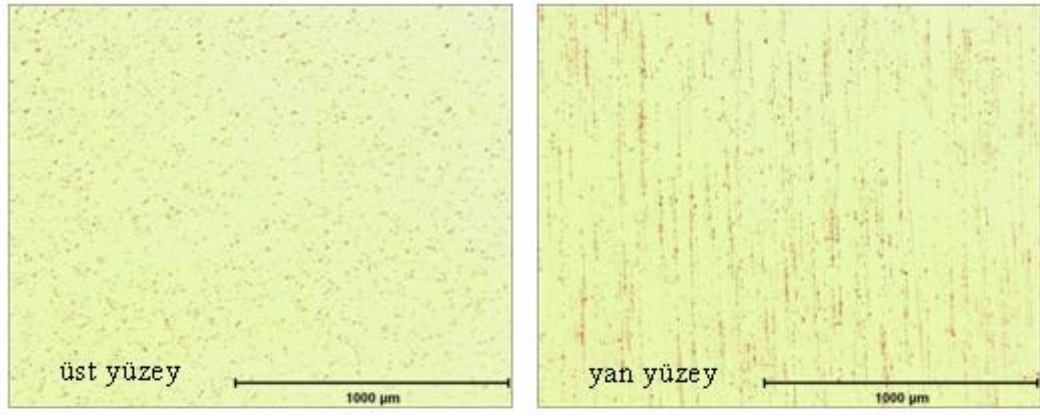


b)

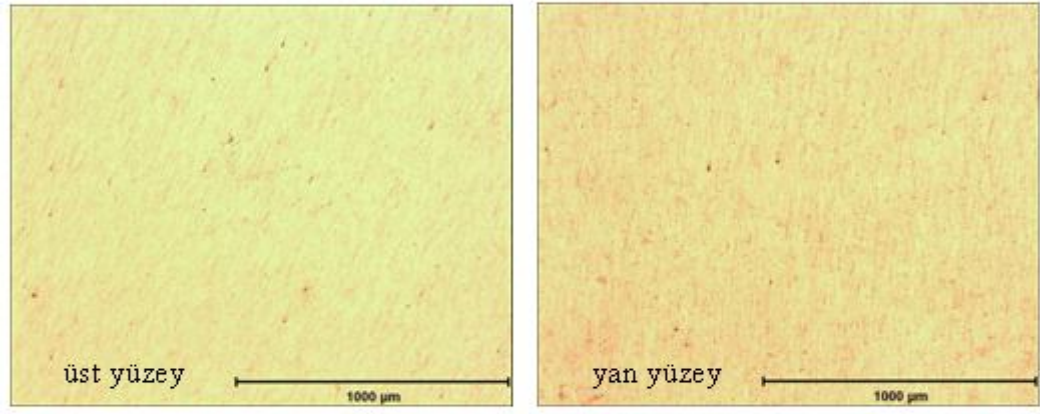


c)

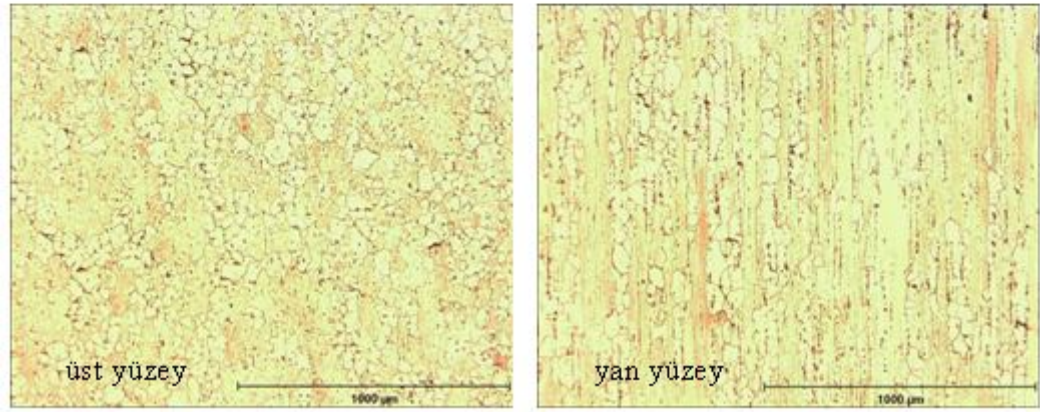
Şekil 4.34 : 610°C’de 10 dakika SIMA sonrası mikroyapılar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)

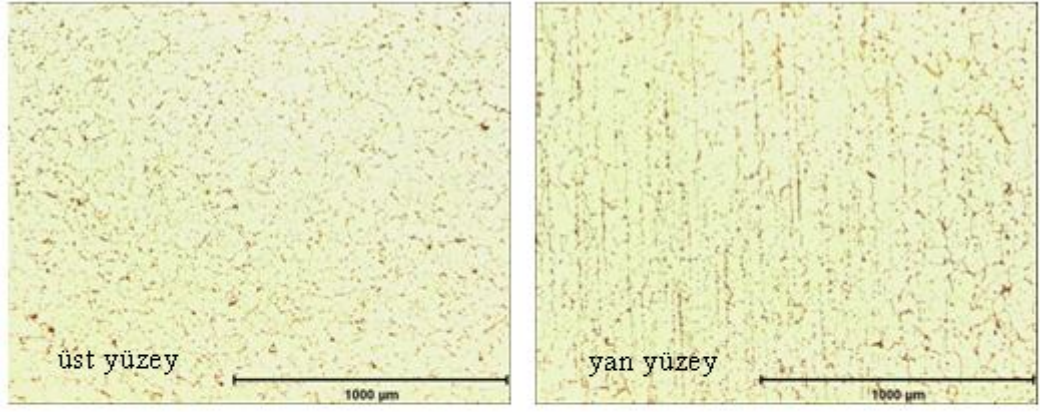


b)

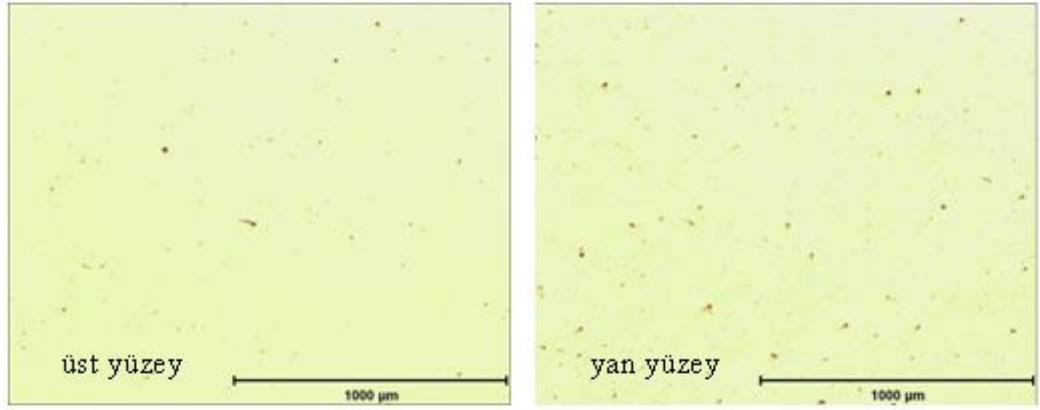


c)

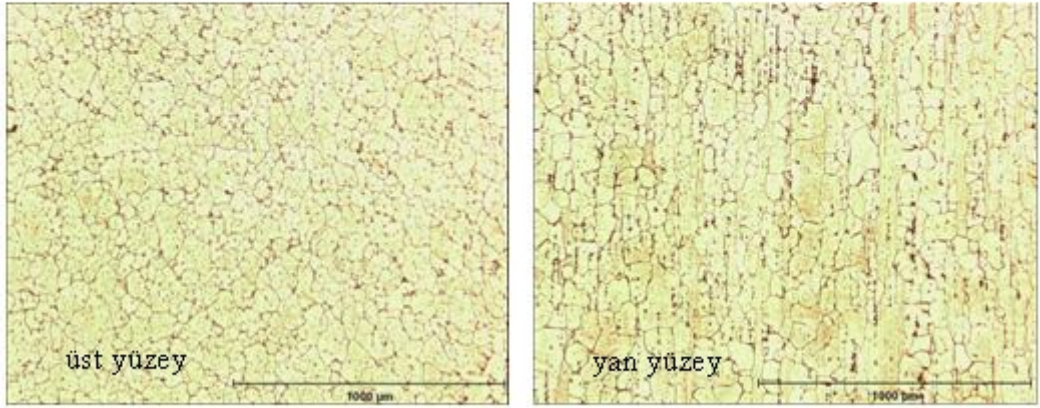
Şekil 4.35 : 610°C’de 15 dakika SIMA sonrası mikroyapılar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)

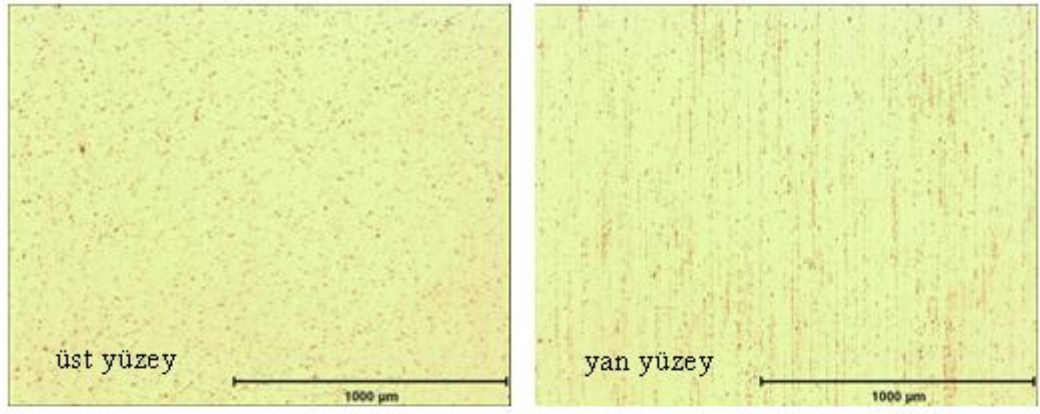


b)

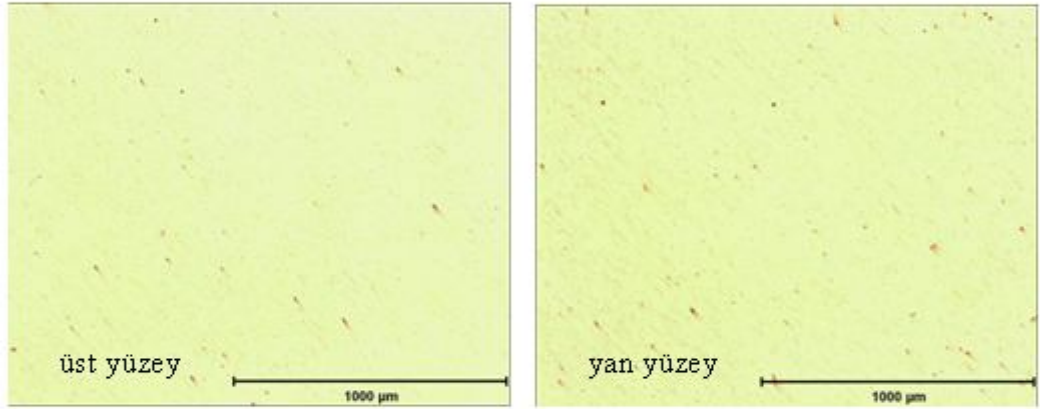


c)

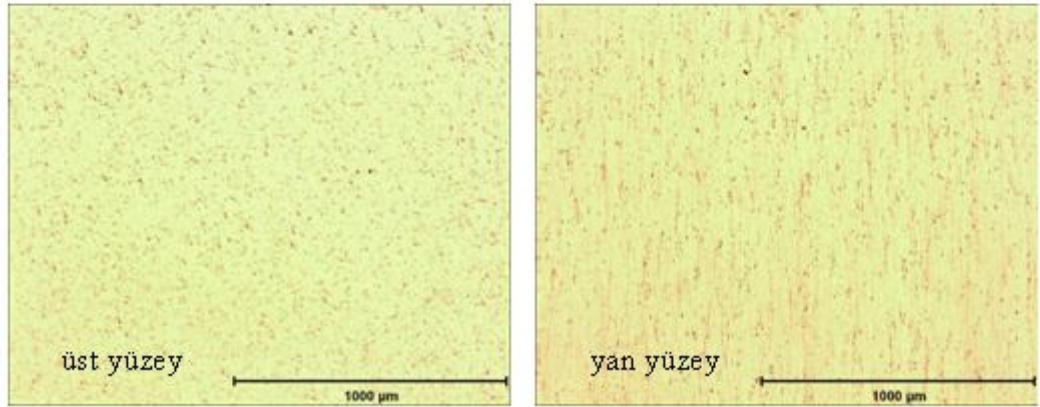
Şekil 4.36 : 610°C’de 20 dakika SIMA sonrası mikroyapılar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)

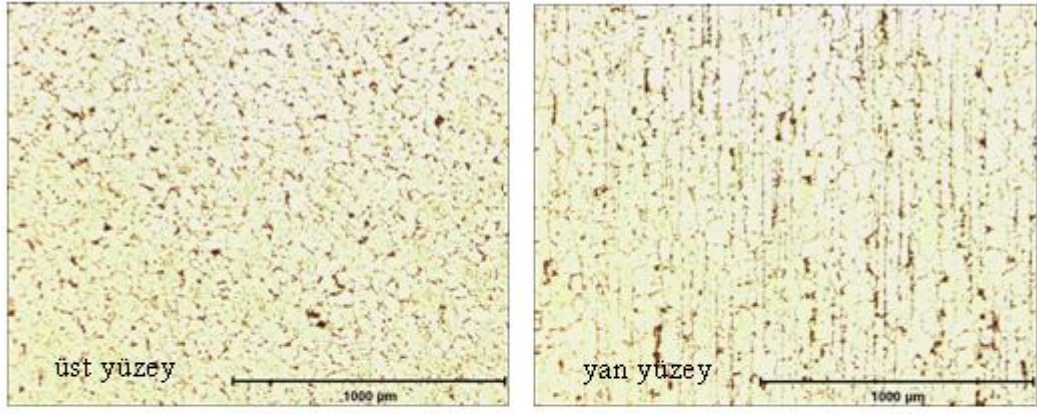


b)

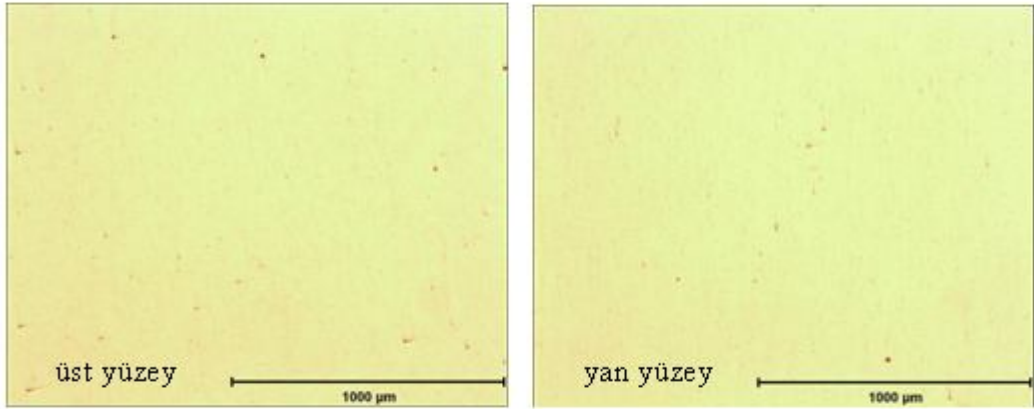


c)

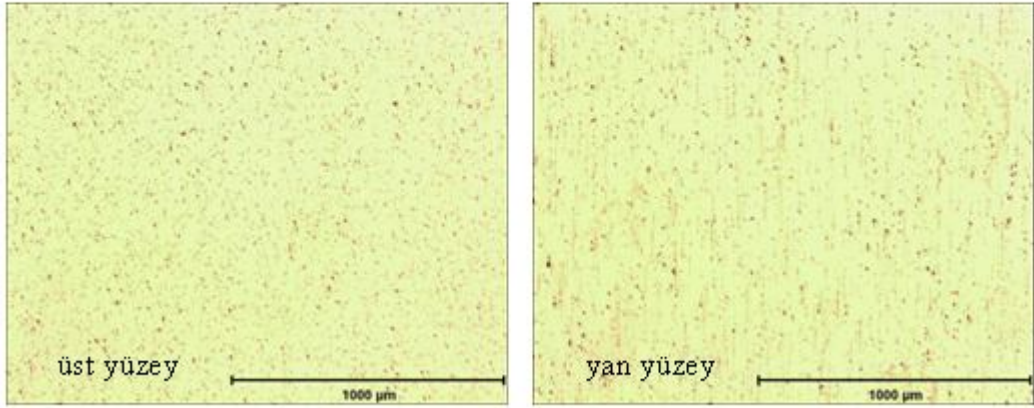
Şekil 4.37 : 620°C’de 5 dakika SIMA sonrası mikroyapılar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)

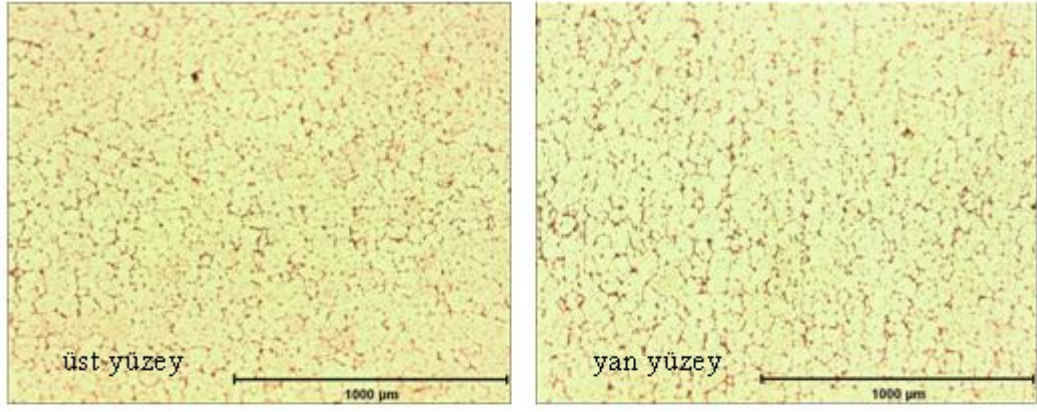


b)

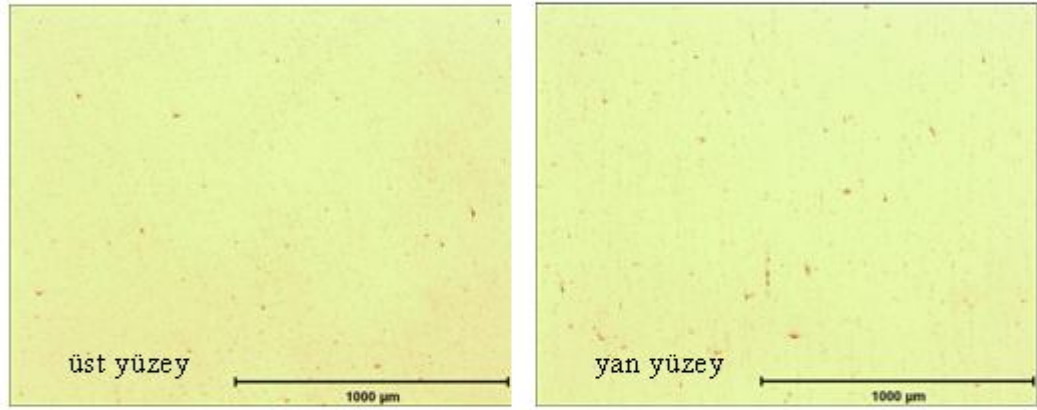


c)

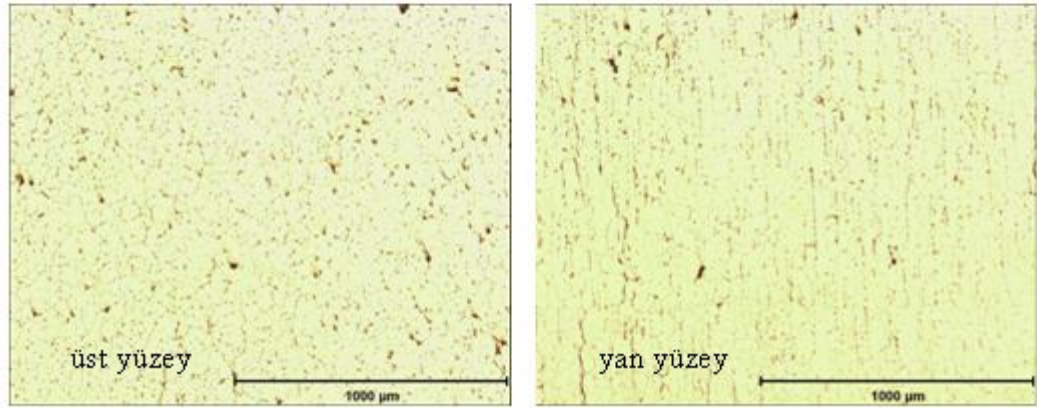
Şekil 4.38 : 620°C’de 10 dakika SIMA sonrası mikroyapılar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)



b)



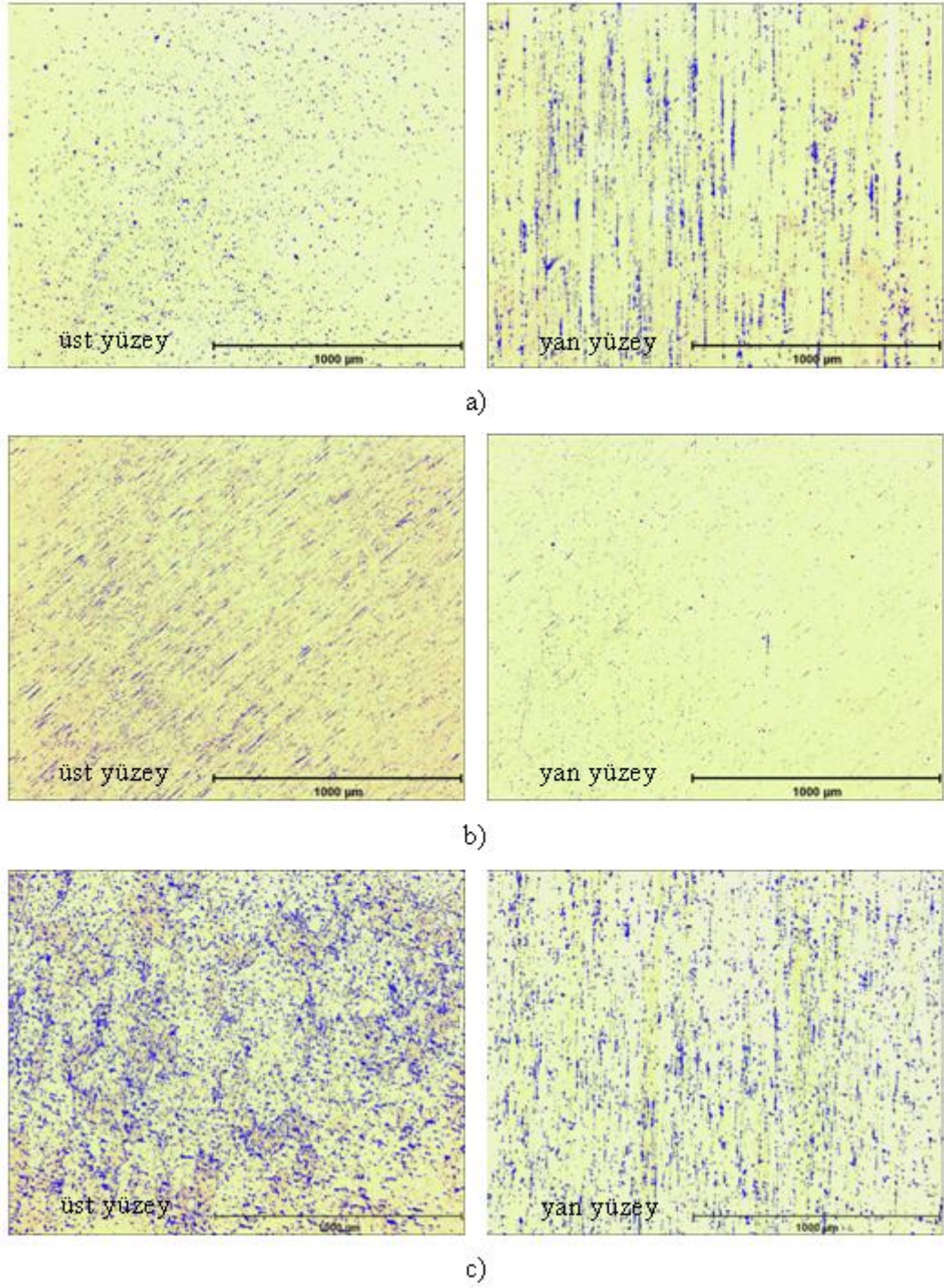
c)

Şekil 4.39 : 620°C’de 15 dakika SIMA sonrası mikroyapılar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı

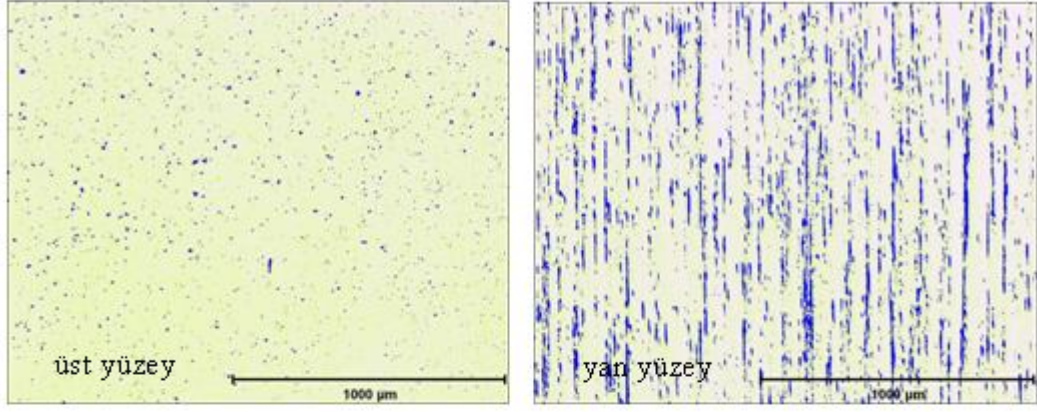
#### 4.1.2 İkincil faz oranı (SPR) analizi sonuçları

SIMA işlemi sonrası mikroyapı analizinden sonra, alaşımlara ikincil faz oranı (Secondary Phase Ratio – SPR) analizi uygulanarak mikroyapıda varolan ikincil fazların miktarları belirlenmeye çalışılmıştır. Şekil 4.40’den 4.46’ya kadar 610 ve 620°C’de 5 – 10 – 15 – 20 dakika sürelerinde SIMA işlemi uygulanmış 2024, 6063

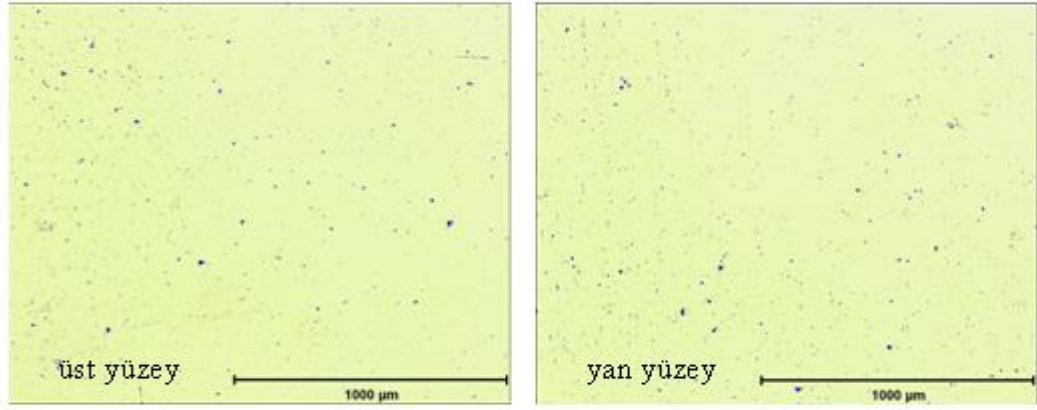
ve 7075 alaşımlarının mikroyapılarının ikincil faz oranı analizi görüntüleri verilmiştir. Mavi renk ile boyanan bölgeler, ikincil fazları göstermektedir.



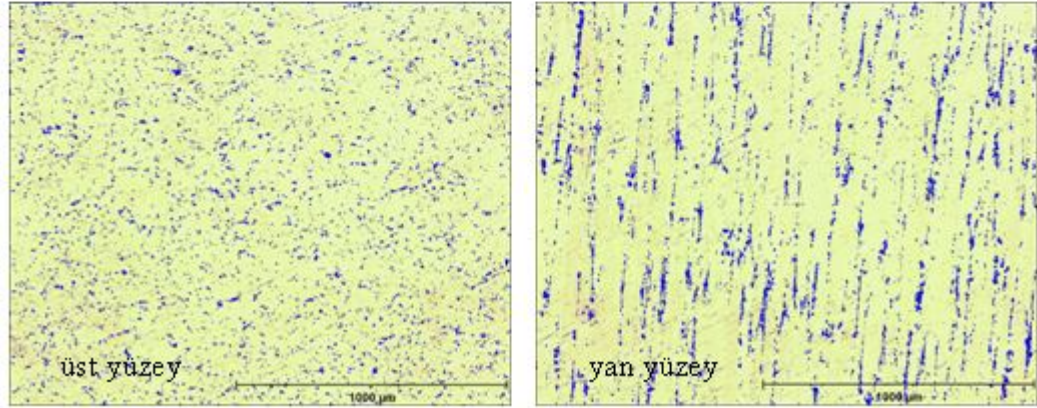
Şekil 4.40 : 610°C'de 5 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)



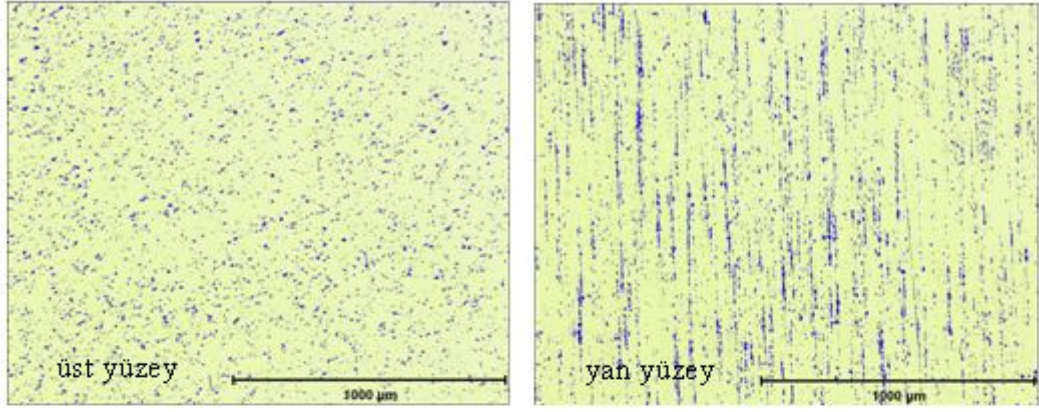
b)



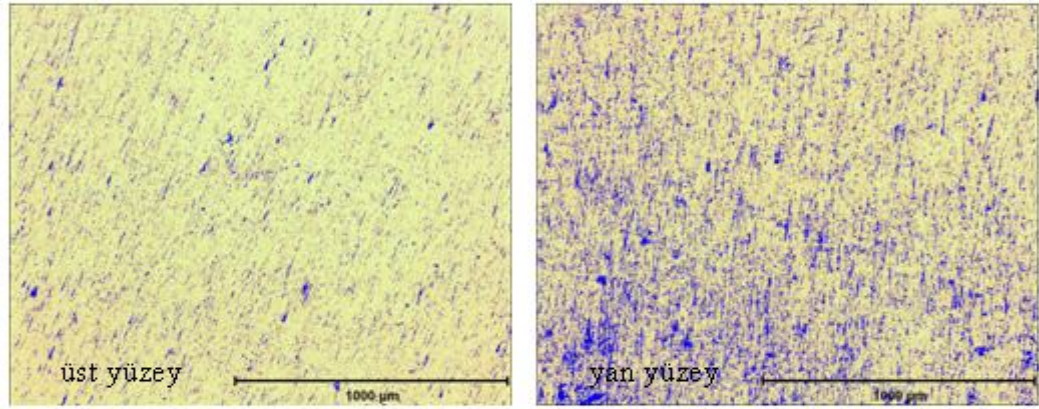
c)

Şekil 4.41 : 610°C’de 10 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı

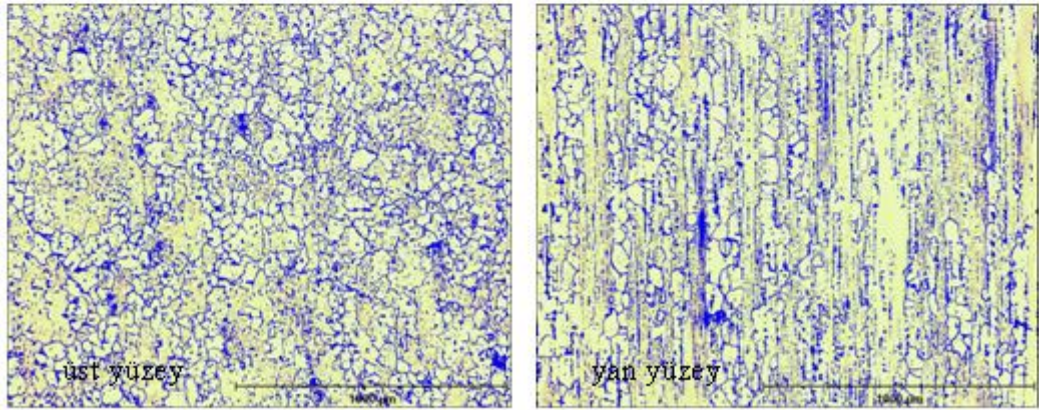




a)

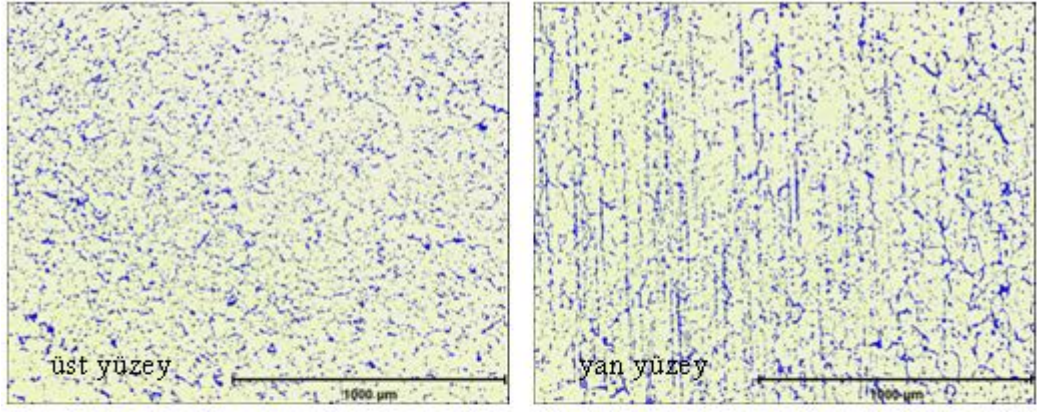


b)

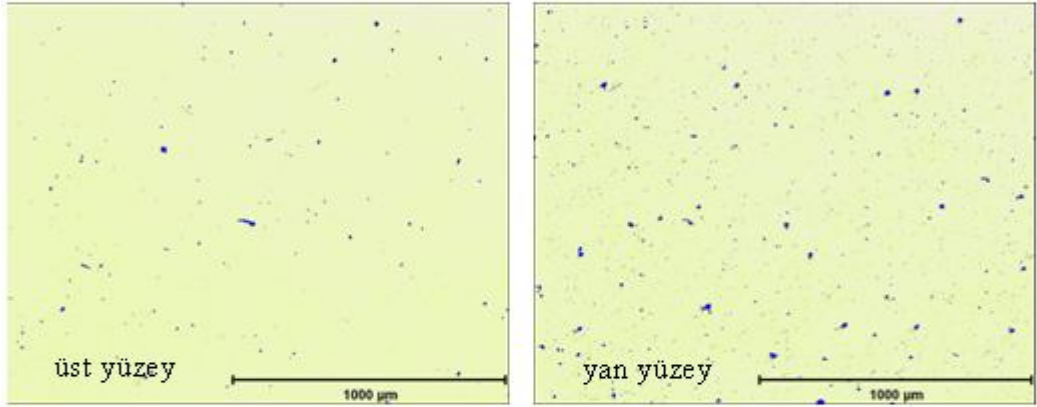


c)

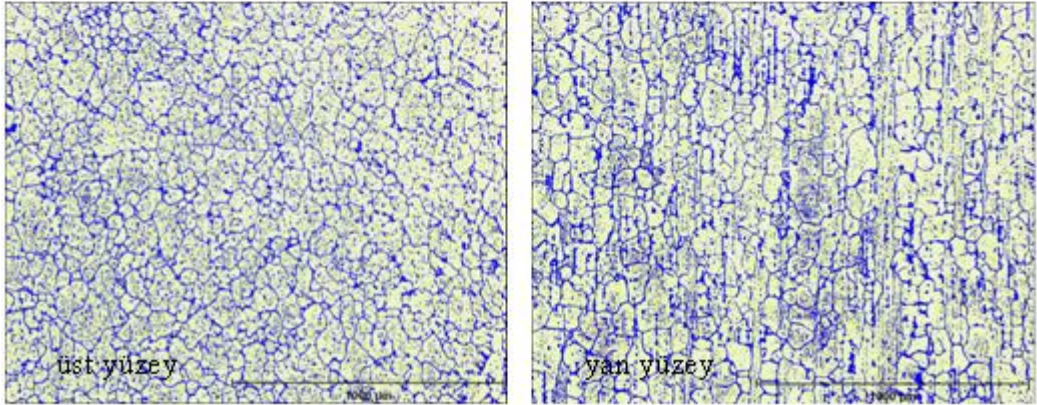
Şekil 4.42 : 610°C’de 15 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)

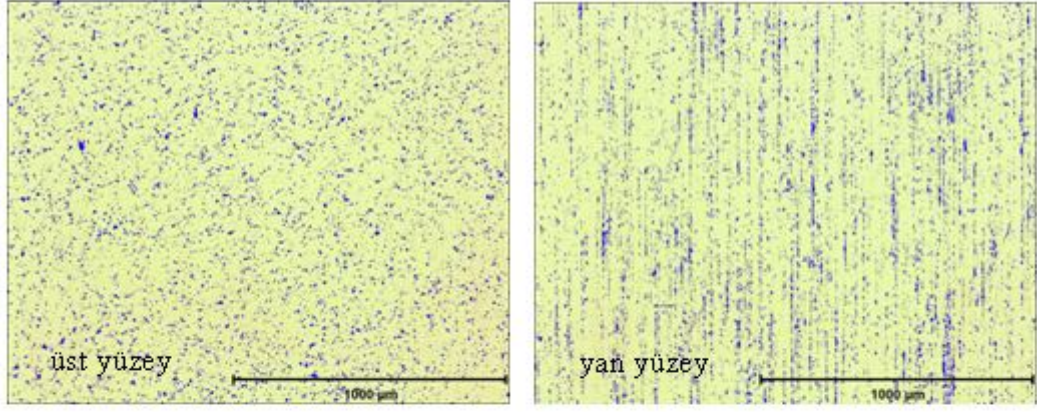


b)

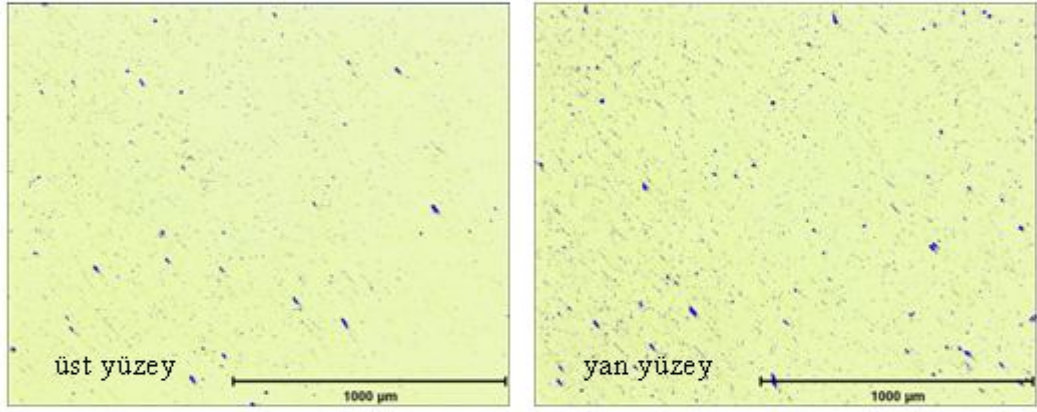


c)

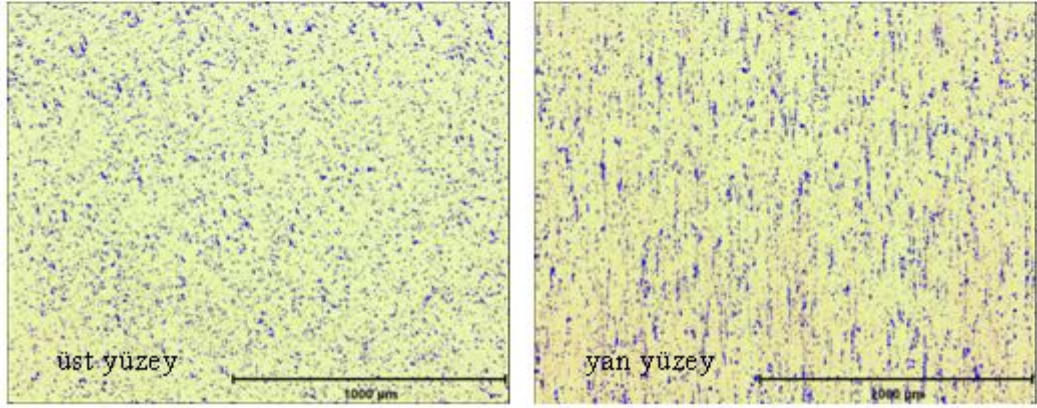
Şekil 4.43 : 610°C’de 20 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)

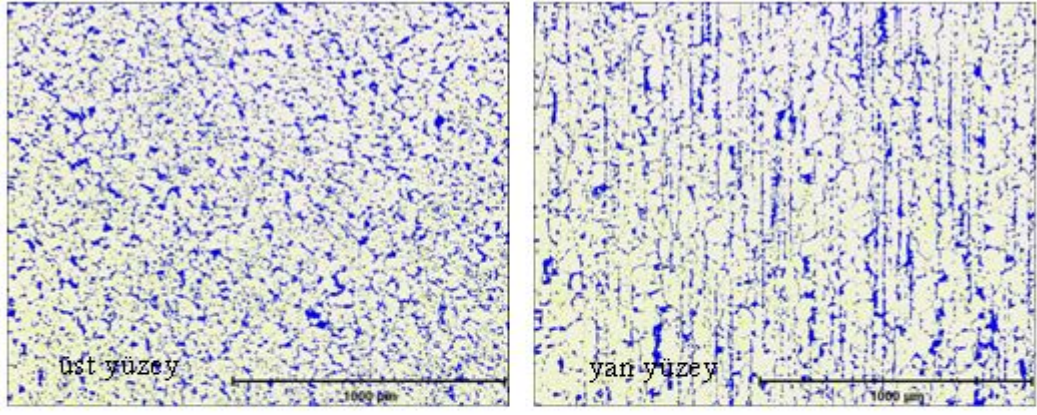


b)

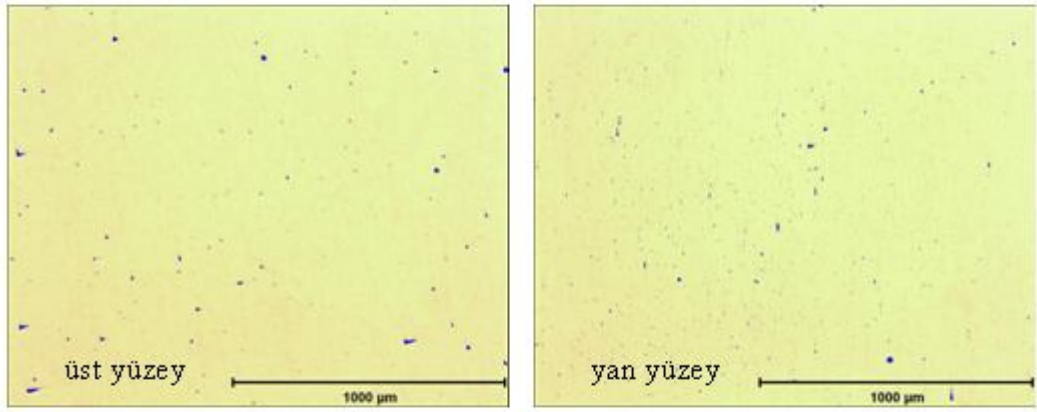


c)

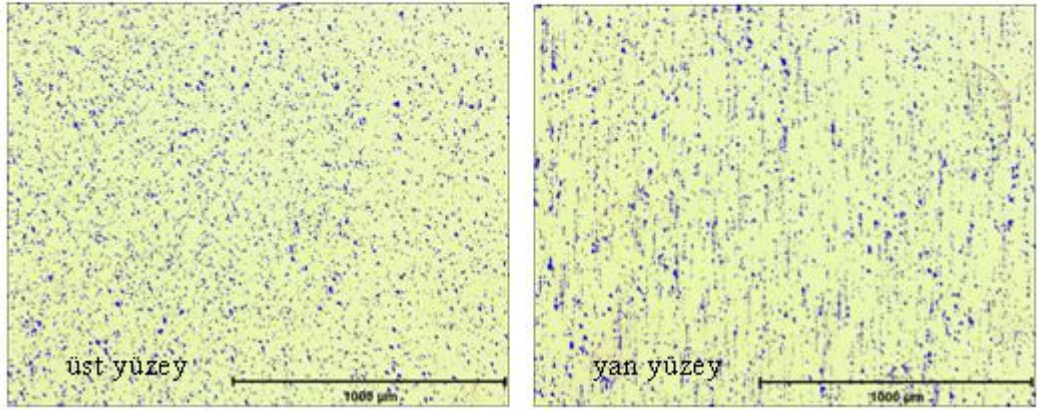
Şekil 4.44 : 620°C'de 5 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)

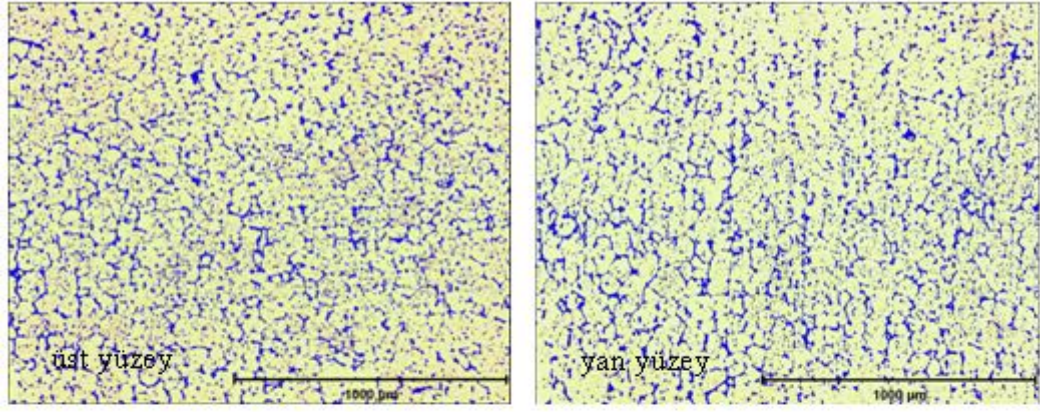


b)

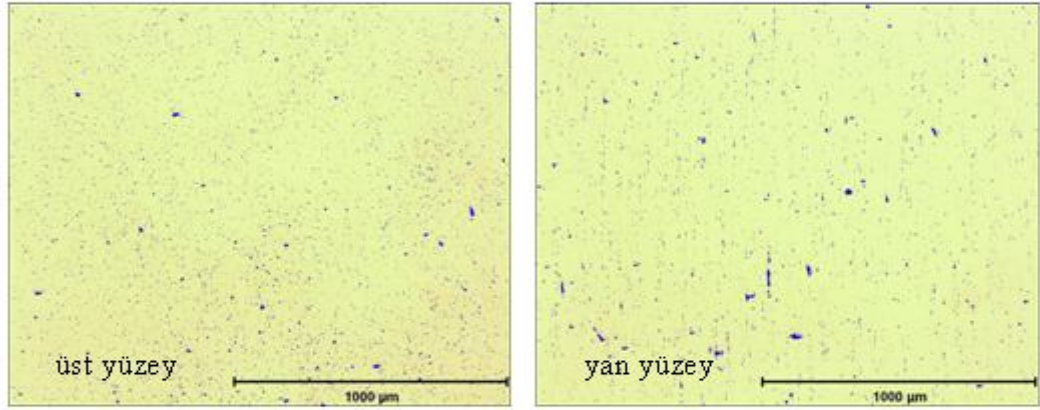


c)

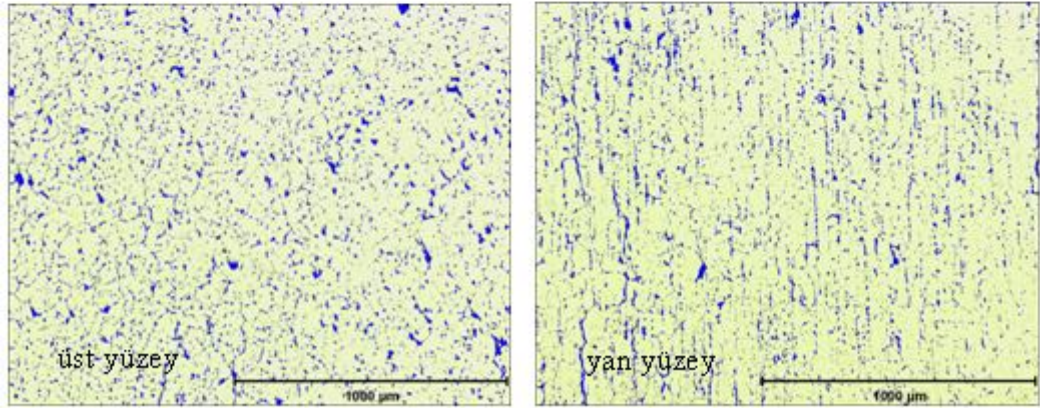
Şekil 4.45 : 620°C’de 10 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı



a)



b)



c)

Şekil 4.46 : 620°C’de 15 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazlar  
a)2024, b) 6063, c) 7075 alaşımı

Mikroyapı görüntülerinden ikincil fazların varlığı belirlendikten sonra, ikincil fazların mikroyapıdaki oranları hesaplanmıştır. Tablo 4.1’den 4.7’ye kadar 610 ve 620°C’de 5 – 10 – 15 – 20 dakika sürelerinde SIMA işlemi uygulanmış 2024, 6063 ve 7075 alaşımlarının mikroyapılarının ikincil faz oranı analizi sonuçları verilmiştir.

Tablo 4.1: 610°C’de 5 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları

Alaşım	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)	
	Üst Yüzey	Yan Yüzey
	2024	2,4
6063	4,9	0,79
7075	15,3	7,3

Tablo 4.2: 610°C’de 10 dakika SIMA sonrası mikroyapılardaki ikincil fazların oranları

Alaşım	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)	
	Üst Yüzey	Yan Yüzey
	2024	1,1
6063	0,46	0,48
7075	5,0	6,4

Tablo 4.3: 610°C’de 15 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları

Alaşım	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)	
	Üst Yüzey	Yan Yüzey
	2024	3,6
6063	5,1	15,3
7075	19,9	18,0

Tablo 4.4: 610°C’de 20 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları

Alaşım	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)	
	Üst Yüzey	Yan Yüzey
	2024	7,8
6063	0,21	0,75
7075	19,4	20,7

Tablo 4.5: 620°C’de 5 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları

Alaşım	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)	
	Üst Yüzey	Yan Yüzey
	2024	5,5
6063	0,65	1,3
7075	7,0	7,8

Tablo 4.6: 620°C’de 10 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları

Alaşım	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)	
	Üst Yüzey	Yan Yüzey
	2024	14,3
6063	0,21	0,25
7075	5,7	5,9

Tablo 4.7: 620°C’de 20 dakika SIMA sonrası ikincil fazların oranları

Alaşım	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)	
	Üst Yüzey	Yan Yüzey
	2024	13,9
6063	1,5	1,0
7075	7,4	6,7

#### 4.1.3 Tane boyutu analizi sonuçları

Bölüm 3’te açıklanan çizgi analiz yöntemiyle SIMA işlemi sonrası tane boyutu analizi gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı analizleri ve ikincil faz oranı analizlerine göre optimum küreselleşmiş tane yapısının 610°C veya 620°C’de elde edilebileceği öngörülmüş, bu nedenle tane boyutu analizi de bu sıcaklıklarda SIMA işlemi gören numunelere uygulanmıştır. Bununla birlikte, tane boyutu analiz çalışmalarında bazı numunelerde tane sınırları oldukça silik görüldüğü için tane boyutu analizi gerçekleştirilememiştir. Ayrıca, 6063 alaşımında tane oluşumu gözlemlenemediğinden tane boyutu analizine dahil edilmemiştir. Tablo 4.8’de tane boyutu ölçülen numunelere ait tane boyutu analiz sonuçları verilmiştir.

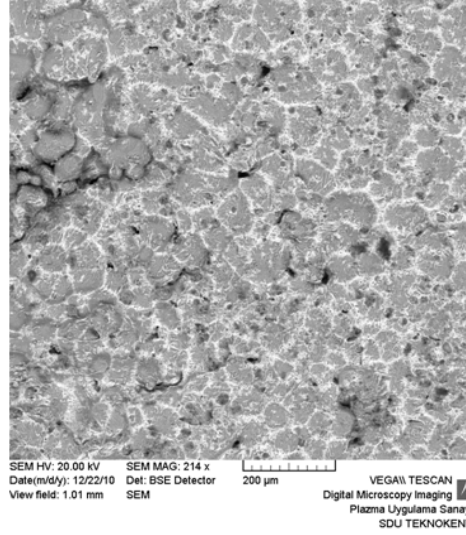
Tablo 4.8: Tane boyutu analiz sonuçları

Alaşım	SIMA Sıcaklığı (°C)	SIMA Süresi (min)	Yüzey Yönü	Tane Boyutu (µm) (50x Büyütme ile)
2024	610	20	Yan	1000 / 11 = 90,90
2024	610	20	Üst	1000 / 12 = 83,33
7075	610	20	Yan	1000 / 10 = 100
7075	610	20	Üst	1000 / 11 = 90,90
2024	620	15	Yan	1000 / 10 = 100
2024	620	15	Üst	1000 / 12 = 83,33
2024	620	20	Yan	1000 / 9 = 111,11
2024	620	20	Üst	1000 / 11 = 90,90
7075	620	20	Yan	1000 / 11 = 90,90
7075	620	20	Üst	1000 / 11 = 90,90

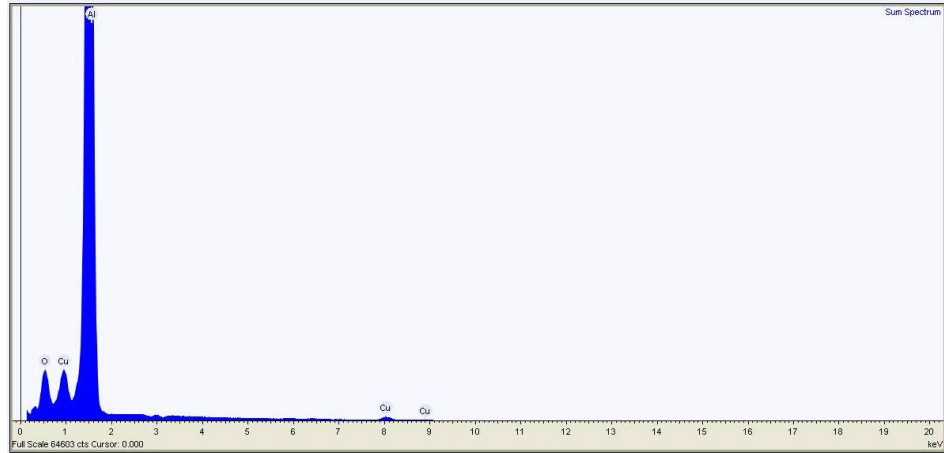
#### 4.1.4 SEM (Tarama Elektron Mikroskobu) analizi sonuçları

Küreselleştirme çalışmaları kapsamında, blisterleşmenin en çok görüldüğü numunelerden dilimler kesilerek, yüzeyinde porozite görülen numunelere SEM ve EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. İncelemeler sonunda *alaşımlardaki bifilmelerin ve buna bağlı olarak oluşan blisterlerin varlığının ispatı* sayılabilecek önemli veriler elde edilmiştir. SEM analizlerinin irdelemesi Bölüm 5’te detaylı şekilde yapılmıştır.

Şekil 4.47’de 600°C sıcaklıkta 30 dakika süre ile SIMA işlemi uygulanmış ve küresel tanelere sahip 2024 alaşımının SEM fotoğrafı verilmiştir. Tane sınırlarında yer alan farklı kontrasttaki (beyaz renkli) bölgeler bakırca zengin ikincil fazları göstermektedir. Nitekim Şekil 4.48’de verilen EDS analiz sonuçları da yapıdaki bakır varlığını göstermektedir.



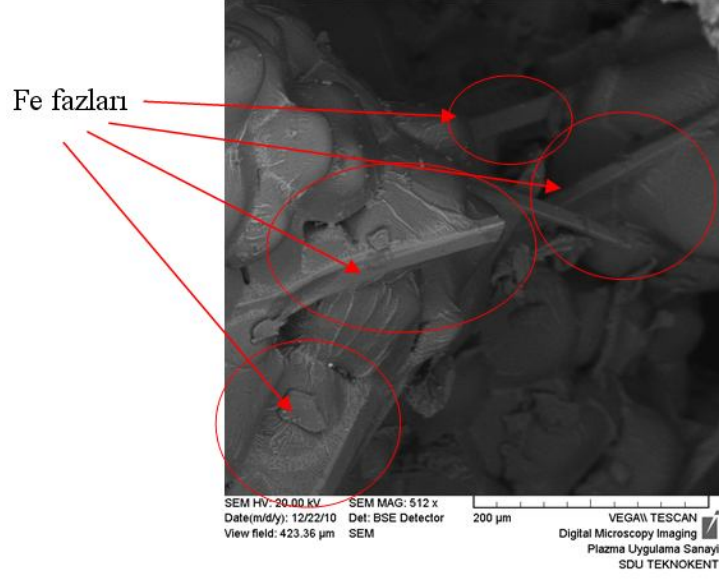
Şekil 4.47 : 2024 alaşımının 600°C’de 30 dakika SIMA sonrası SEM görüntüsü



Şekil 4.48 : 2024 alaşımının 600°C’de 30 dakika SIMA sonrası EDS analizi

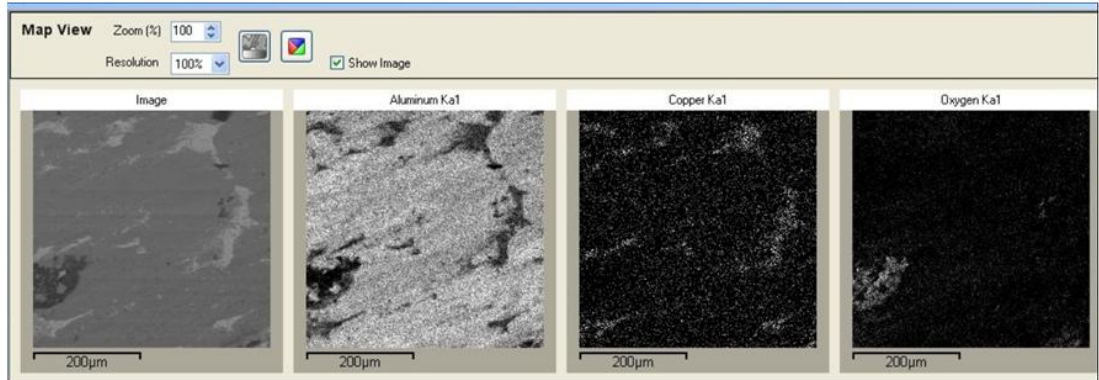
Şekil 4.49’da 600°C sıcaklıkta 40 dakika süre ile SIMA işlemi uygulanmış ve küresel tanelere sahip 2024 alaşımının SEM fotoğrafı verilmiştir. Görüntüde yer alan düzlemsel çubuk şeklindeki ikincil fazlar Fe fazlarıdır. Fe fazlarının alüminyum alaşımlarına etkisi de Bölüm 5’te tartışılmıştır.





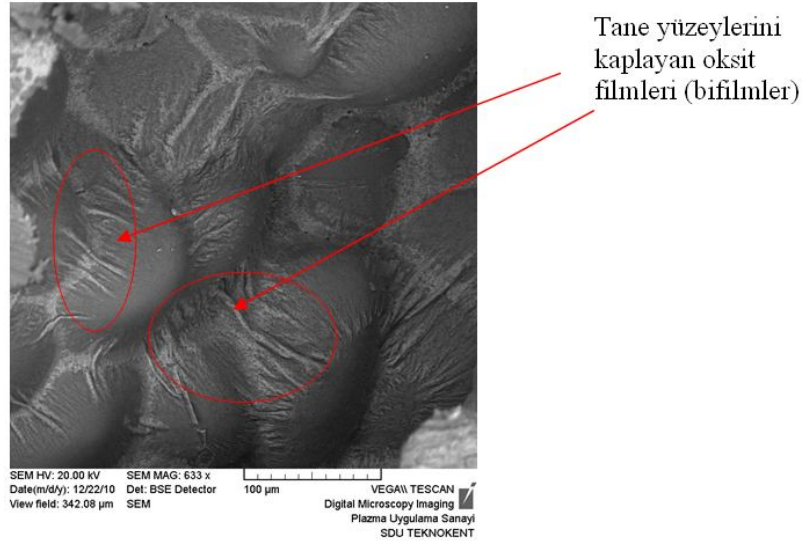
Şekil 4.49 : 2024 alaşımının 600°C’de 40 dakika SIMA sonrası SEM görüntüsü

Şekil 4.50’de, 600°C sıcaklıkta 40 dakika süre ile SIMA işlemi uygulanmış 2024 alaşımının EDS analiz görüntüsü verilmiştir. İlk resimde yüzeyden alınan SEM görüntüsü yer almaktadır. İkinci, üçüncü ve dördüncü resimlerde de sırasıyla görünen yüzeydeki alüminyum, bakır ve oksijen (oksit) bölgeleri gösterilmiştir. Bilindiği gibi 2024 alaşımı 2xxx serisi alüminyum alaşımlarındandır ve ana alaşım elementi bakırdır. Yapılan EDS analizinde bakır ile birlikte yüzeyde yer alan oksit tabakalarının varlığı da görülmektedir.



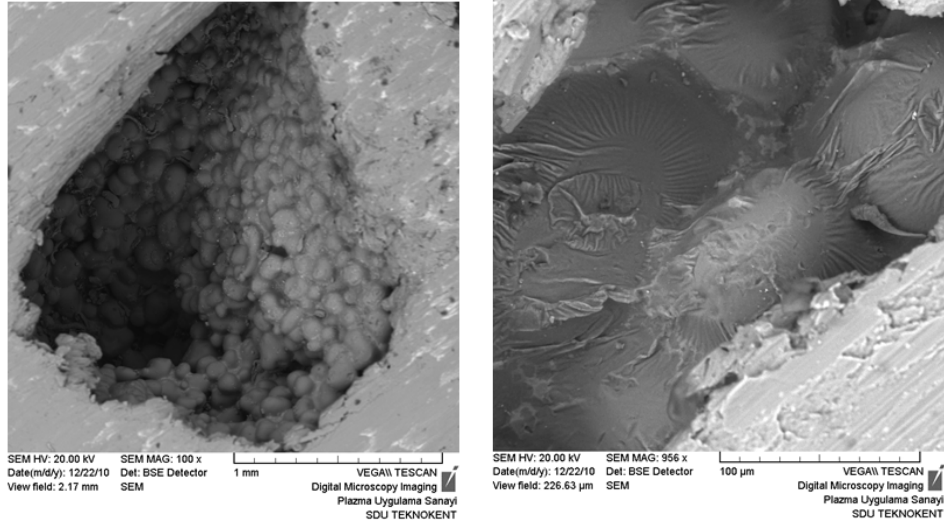
Şekil 4.50 : 2024 alaşımının 600°C’de 40 dakika SIMA sonrası EDS görüntüsü

Şekil 4.51’de 600°C sıcaklıkta 45 dakika süre ile SIMA işlemi uygulanmış 2024 alaşımının SEM görüntüsü verilmiştir. Fotoğrafta, oksit film tabakasının (bifilmelerin) tane yüzeylerini büzülmüş bir şekilde kapladığı görülmektedir.



Şekil 4.51 : 2024 alaşımının 600°C’de 45 dakika SIMA sonrası SEM görüntüsü

Şekil 4.52’de 600°C sıcaklıkta 45 dakika süre ile SIMA işlemi uygulanmış 7075 alaşımının SEM görüntüsü verilmiştir. Fotoğrafta porozite içindeki tanelerin üç boyutlu görüntüsü ve tane yüzeyini kaplamış olan bifilmlerin varlığı görülmektedir.



Şekil 4.52 : 7075 alaşımının 600°C’de 45 dakika SIMA sonrası SEM görüntüsü

SIMA işlemleri için optimizasyon çalışmaları sonucunda, optimum küreselleşmenin ve tane boyutunun elde edildiği parametrelerin 620°C sıcaklık ve 15 dakika süre parametreleri olduğu belirlenmiştir.

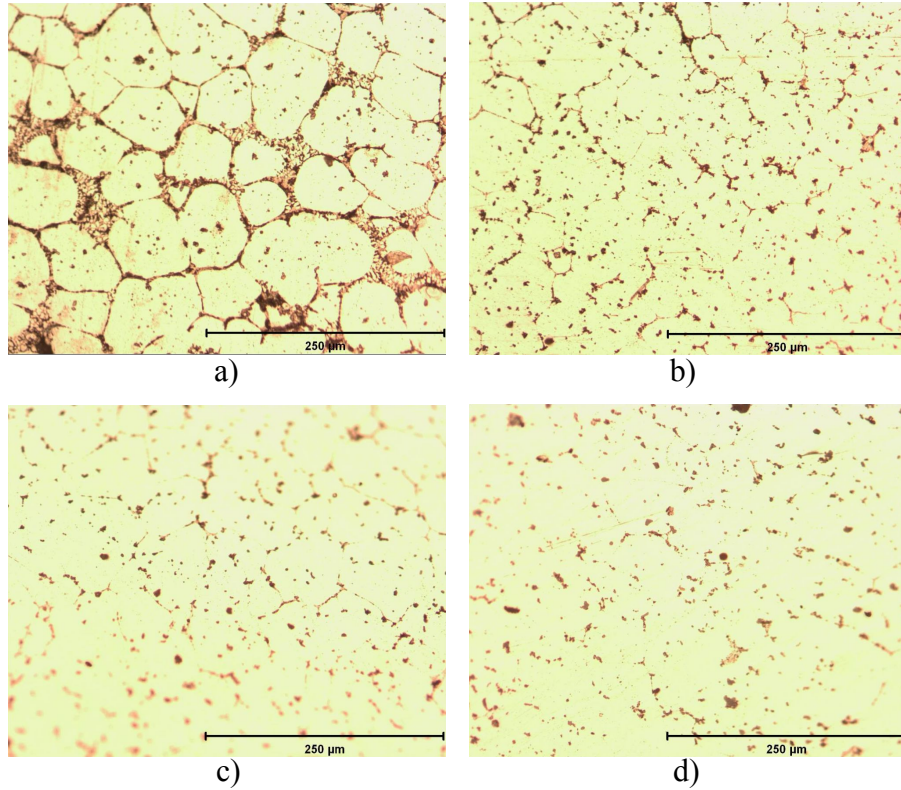
## 4.2 Çözeltiye Alma İşlemi İçin Optimizasyon Sonuçları

Her üç alaşım için  $620^{\circ}\text{C}$  sıcaklık ve 15 dakika süre ile SIMA işlemi optimizasyonundan sonra, çözeltiye alma ısıl işlemine geçilmiştir. Bölüm 2’de belirtildiği gibi; çözeltiye alma işleminde amaç, mukavemet arttırıcı alaşım elementlerinden maksimum miktarını katı ergiyik içine almaktır. Bu nedenle alaşım, artan alaşım elementi miktarıyla yükselen tek fazlı bölgeye girme sıcaklığına ulaşıldığına emin olunan sıcaklığın yani solidüs sıcaklığının birkaç derece üzerine kadar ısıtılmaktadır.

Bölüm 3’te detayları verilen çözeltiye alma deneylerinin sonunda SIMA işleminde olduğu gibi, hem tane boyutu analizleri hem de ikincil faz oranı analizleri ile optimum çözeltiye alma süreleri belirlenmiştir.

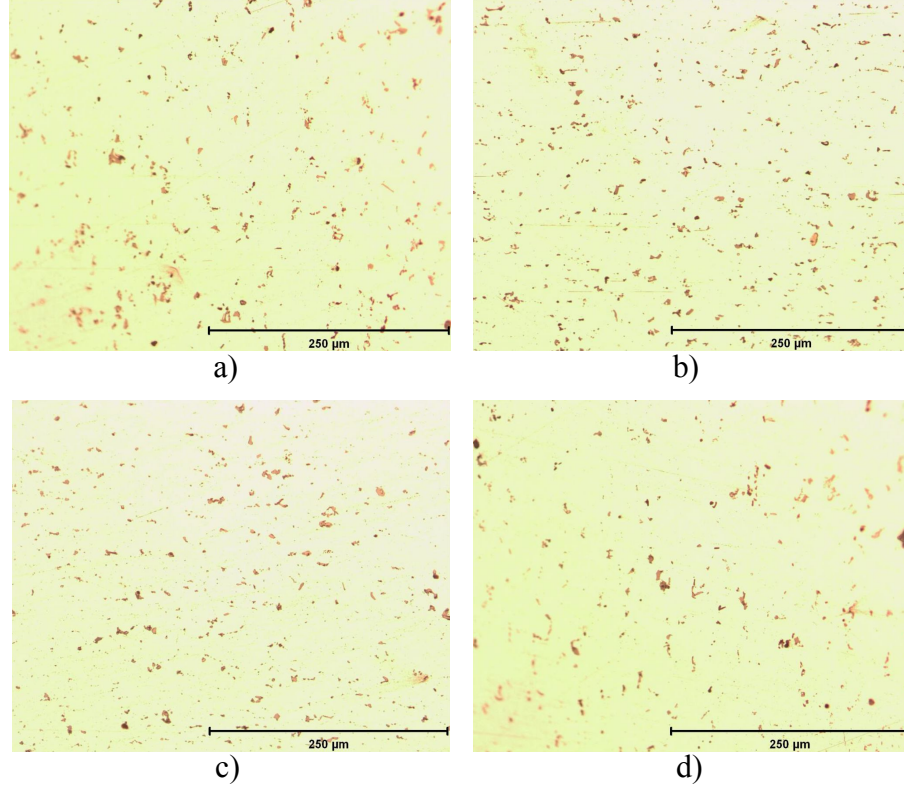
### 4.2.1 Mikroyapı analizi sonuçları

Şekil 4.53’te 2024 alaşımı için  $490^{\circ}\text{C}$  sıcaklıkta ve 30 – 60 – 90 – 120 dakika sürelerde gerçekleştirilen çözeltiye alma işlemleri ve oda sıcaklığında ( $20^{\circ}\text{C}$ ) su verme sonrası elde edilen mikroyapılar verilmiştir.



Şekil 4.53 : 2024 alaşımı için çözeltiye alma sonrası mikroyapılar  
a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası oda sıcaklığında su verme)

Şekil 4.54'te 7075 alaşımı için 480°C sıcaklıkta ve 30 – 60 – 90 – 120 dakika sürelerde gerçekleştirilen çözeltiye alma işlemleri ve oda sıcaklığında (20 °C) su verme sonrası elde edilen mikroyapılar verilmiştir.

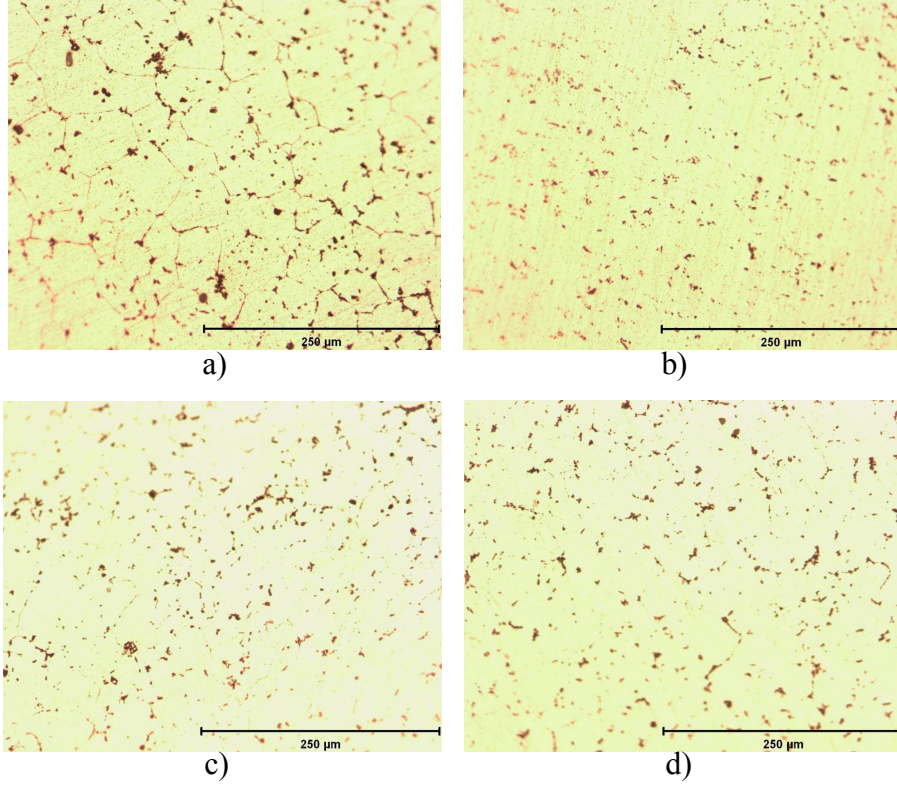


Şekil 4.54 : 7075 alaşımı için çözeltiye alma sonrası mikroyapılar  
a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası oda sıcaklığında su verme)

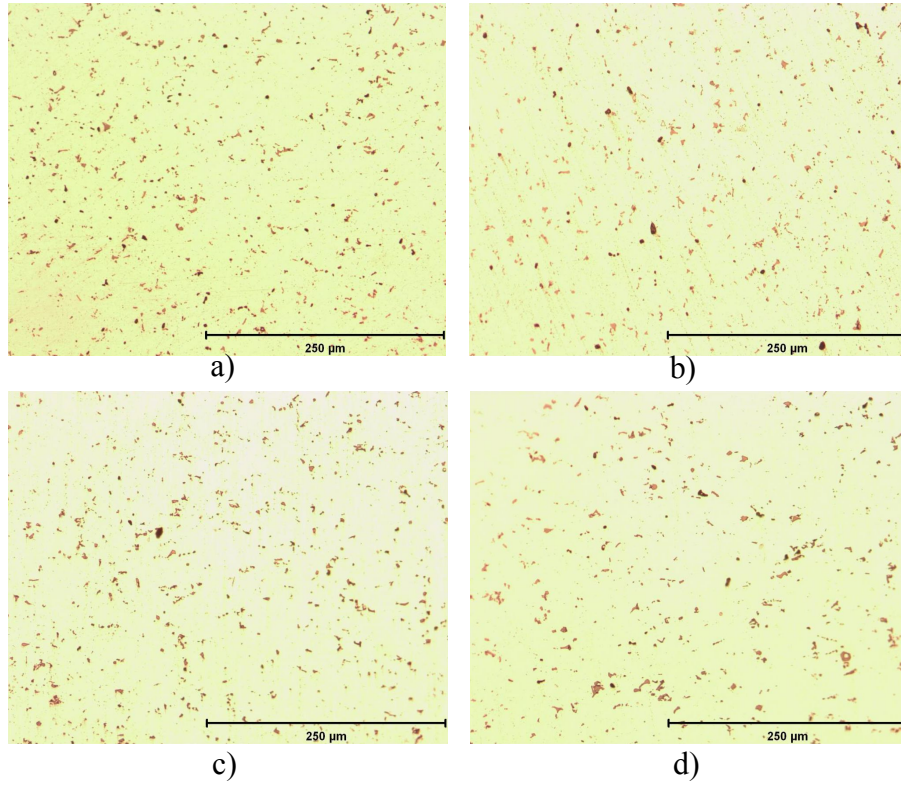
Şekil 4.55'te 2024 alaşımı için 490°C sıcaklıkta ve 30 – 60 – 90 – 120 dakika sürelerde gerçekleştirilen çözeltiye alma işlemleri ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası elde edilen mikroyapılar verilmiştir.

Şekil 4.56'da da 7075 alaşımı için 480°C sıcaklıkta ve 30 – 60 – 90 – 120 dakika sürelerde gerçekleştirilen çözeltiye alma işlemleri ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası elde edilen mikroyapılar verilmiştir.

6063 alaşımında SIMA işleminde tane yapısı gözlemlenemediğinden, çözeltiye alma işleminde ikincil fazlardan ne kadarının çözeltiye alındığı da mikroskopik olarak incelenememiştir. Dolayısıyla ikincil faz oranı analizi de gerçekleştirilememiştir.



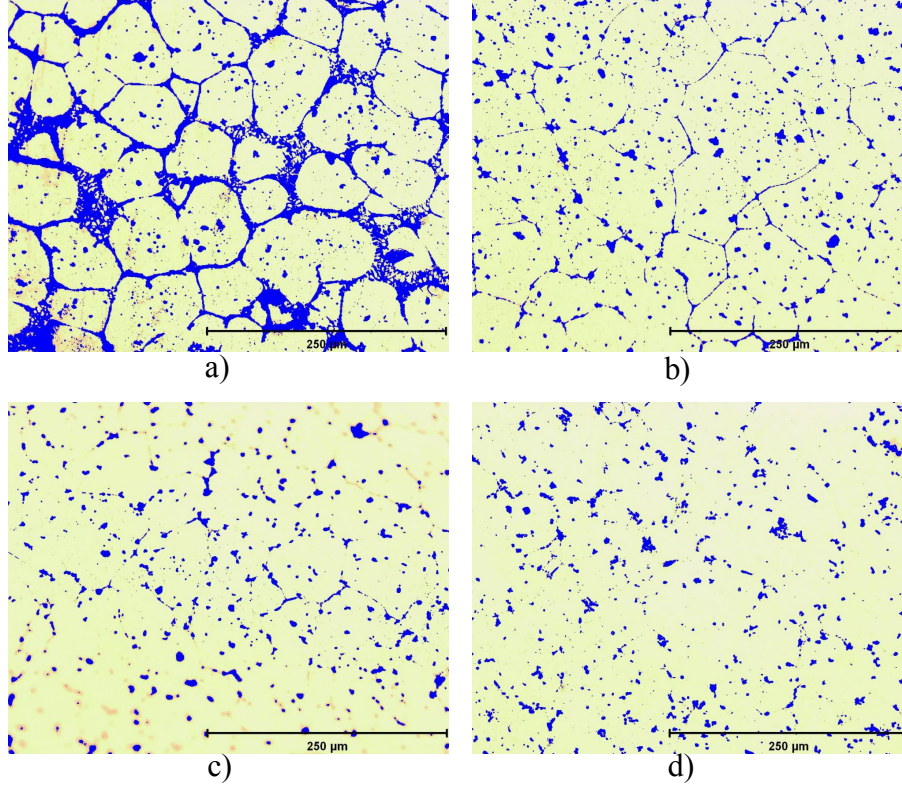
Şekil 4.55 : 2024 alaşımı için çözeltiye alma sonrası mikroyapılar  
a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verme)



Şekil 4.56 : 7075 alaşımı için çözeltiye alma sonrası mikroyapılar  
a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verme)

#### 4.2.2 İkincil faz oranı (SPR) analizi sonuçları

Şekil 4.57’de 2024 alaşımı için 490°C sıcaklıkta ve 30 – 60 – 90 – 120 dakika sürelerde gerçekleştirilen çözeltiye alma işlemleri ve oda sıcaklığında (20°C) su verme sonrası elde edilen mikroyapıların ikincil faz analizi görüntüleri verilmiştir.



Şekil 4.57 : 2024 alaşımı için çözeltiye alma sonrası ikincil fazlar  
a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası oda sıcaklığında su verme)

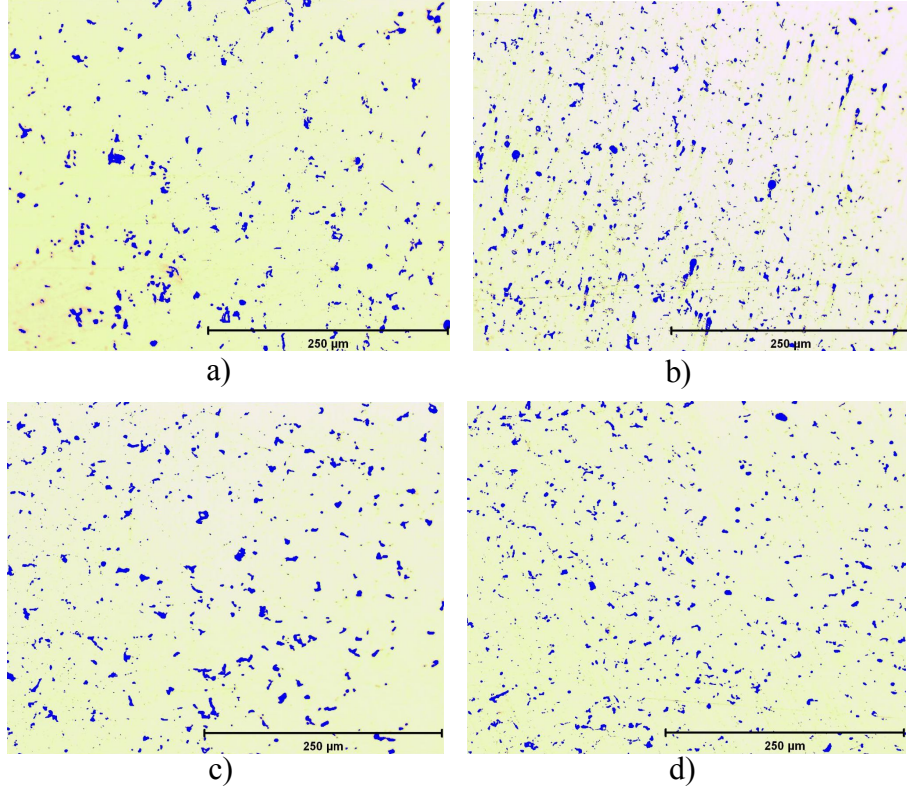
Tablo 4.9’da 2024 alaşımının çözeltiye alma ve oda sıcaklığında su verme sonrası mikroyapılarının ikincil faz oranı analizi sonuçları verilmiştir.

Tablo 4.9: 2024 alaşımının çözeltiye alma ve oda sıcaklığında su verme sonrası mikroyapılardaki ikincil fazların oranları

Çözeltiye Alma Süresi (min)	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)
30	18,4
60	6,1
90	4,5
120	4,9

Çözeltiye alma sonrası ikincil faz oranı analizleri numunelerin üst yüzeylerinden (ekstrüzyon yönüne dik) alınmıştır.

Şekil 4.58'de 7075 alaşımı için 480°C sıcaklıkta ve 30 – 60 – 90 – 120 dakika sürelerde gerçekleştirilen çözeltiye alma işlemleri ve oda sıcaklığında (20°C) su verme sonrası elde edilen mikroyapıların ikincil faz analizi görüntüleri verilmiştir.



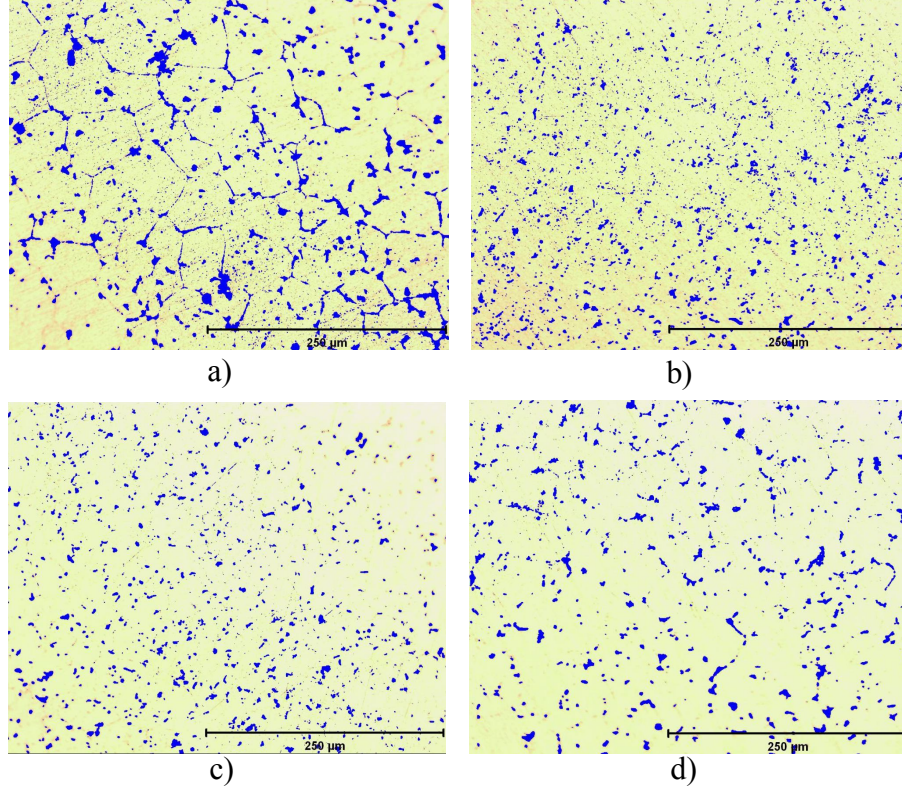
Şekil 4.58 : 7075 alaşımı için çözeltiye alma sonrası ikincil fazlar  
a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası oda sıcaklığında su verme)

Tablo 4.10'da 7075 alaşımının çözeltiye alma ve oda sıcaklığında su verme sonrası mikroyapılarının ikincil faz oranı analizi sonuçları verilmiştir.

Tablo 4.10: 7075 alaşımının çözeltiye alma ve oda sıcaklığında su verme sonrası mikroyapılardaki ikincil fazların oranları

Çözeltiye Alma Süresi (min)	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)
30	3,0
60	3,6
90	3,6
120	3,3

Şekil 4.59'da 2024 alaşımı için 490°C sıcaklıkta ve 30 – 60 – 90 – 120 dakika sürelerde gerçekleştirilen çözeltiye alma işlemleri ve oda 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası elde edilen mikroyapıların ikincil faz analizi görüntüleri verilmiştir.



Şekil 4.59 : 2024 alaşımı için çözeltilmeye alma sonrası ikincil fazlar  
a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verme)

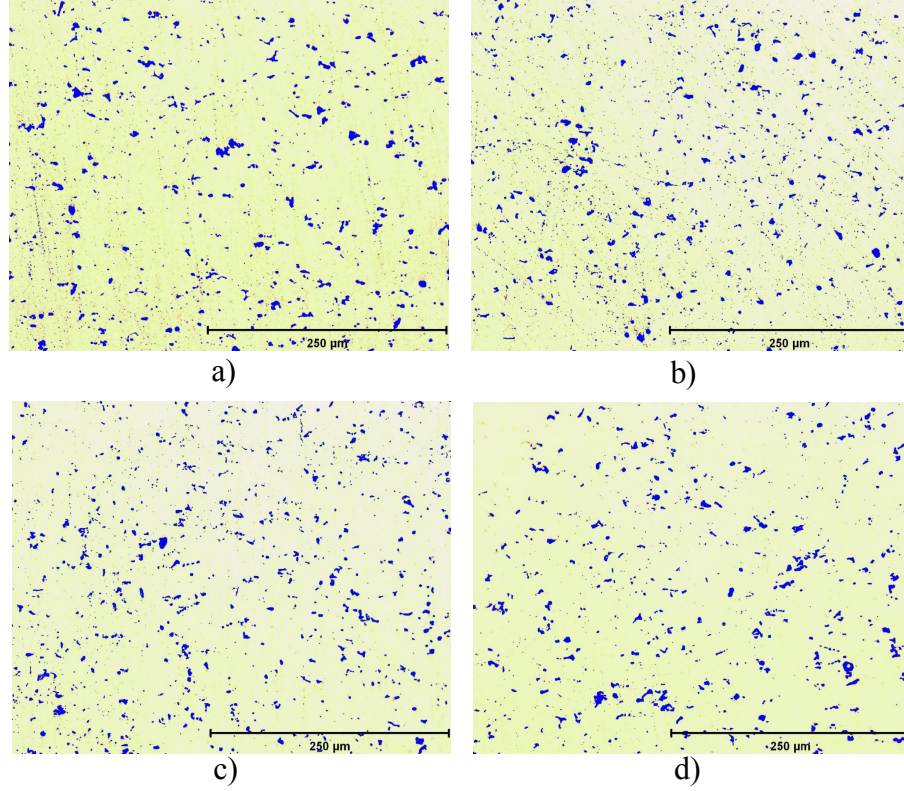
Tablo 4.11’de 2024 alaşımının çözeltilmeye alma ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası mikroyapılarının ikincil faz oranı analizi sonuçları verilmiştir.

Tablo 4.11: 2024 alaşımının çözeltilmeye alma ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası mikroyapılardaki ikincil fazların oranları

Çözeltilmeye Alma Süresi (min)	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)
30	8,8
60	5,7
90	4,2
120	4,7

Şekil 4.60’ta 7075 alaşımı için 480°C sıcaklıkta ve 30 – 60 – 90 – 120 dakika sürelerde gerçekleştirilen çözeltilmeye alma işlemleri ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası elde edilen mikroyapıların ikincil faz analizi görüntüleri verilmiştir.





Şekil 4.60 : 7075 alaşımı için çözeltiye alma sonrası ikincil fazlar  
a) 30, b) 60, c) 90, d) 120 dakika süre (sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verme)

Tablo 4.12’de 7075 alaşımının çözeltiye alma ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası mikroyapılarının ikincil faz oranı analizi sonuçları verilmiştir.

Tablo 4.12: 7075 alaşımının çözeltiye alma ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme sonrası mikroyapılardaki ikincil fazların oranları

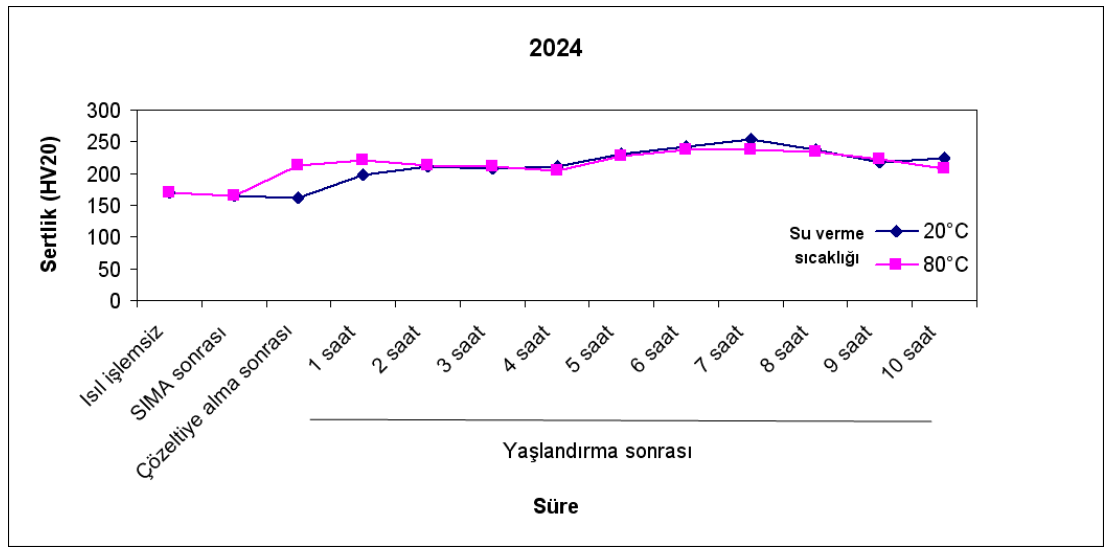
Çözeltiye Alma Süresi (min)	İkincil Faz Oranı (SPR) (%)
30	3,7
60	3,7
90	3,7
120	3,3

Tablo 4.12’de verilen sonuçlara göre en düşük ikincil faz oranı 120 dakikalık çözeltiye alma süresinde görülmüştür, ancak 30 dakikalık çözeltiye alma süresi ile belirgin bir fark görünmemektedir. Bu nedenle hem zamandan hem de enerjiden tasarruf olarak 30 dakikalık çözeltiye alma süresinin daha uygun olduğu belirlenmiştir.

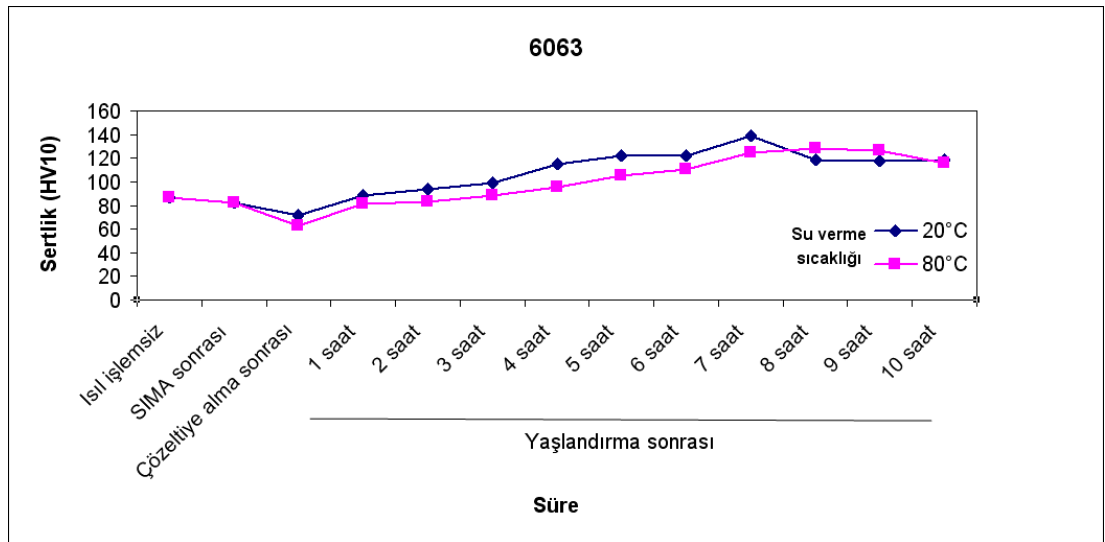
Çözeltiye alma işlemi sonrası, 2024 alaşımı için 90 dakika, 7075 alaşımı için 30 dakika, 6063 alaşımı için 30 dakika süreleri optimum çözeltiye alma süresi olarak belirlenmiştir.

### 4.3 Yaşlandırma İşlemi İçin Optimizasyon Sonuçları

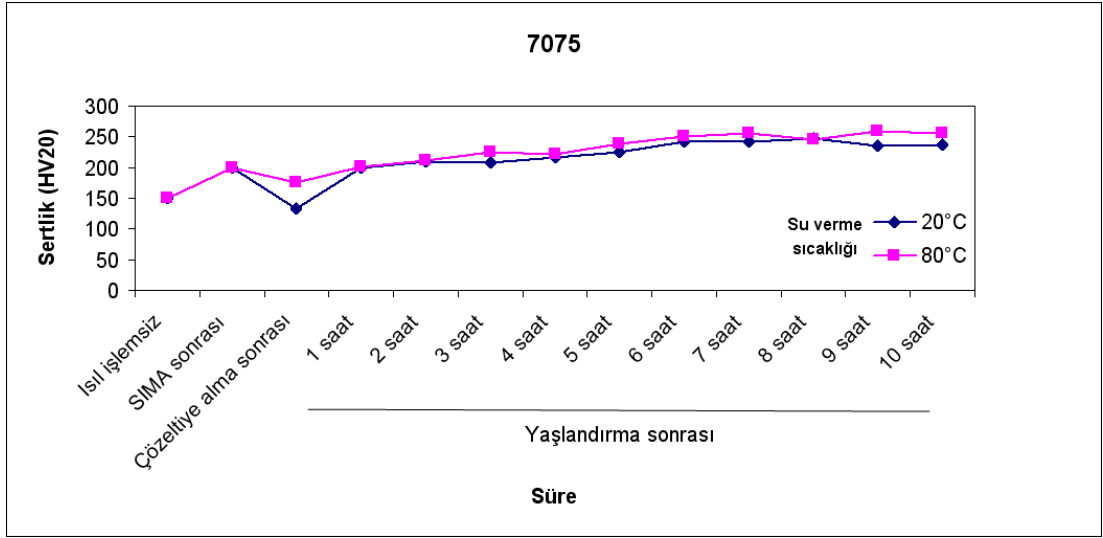
Optimum SIMA sıcaklık ve süresi ile optimum çözeltiye alma süreleri belirlendikten sonra numuneler yaşlandırma işlemine tabi tutulmuşlardır. Detayları Bölüm 3'te verilen yaşlandırma deneyleri sonrası, 2024 ve 7075 alaşımlarının sertliği HV20, 6063 alaşımının sertliği ise HV10 Vickers sertlik ölçme yöntemi ile ölçülmüştür. Maksimum sertliğin elde edildiği süreler yaşlandırma süreleri olarak optimize edilmiştir. Şekil 4.61'de 2024, 4.62'de 6063 ve 4.63'te 7075 alaşımlarının ısılsız, SIMA sonrası, çözeltiye alma sonrası ve yaşlandırma sonrası sertlik değişimlerini gösteren grafikler verilmiştir.



Şekil 4.61 : 2024 alaşımına uygulanan işlemler sonrası sertlik değişimleri



Şekil 4.62 : 6063 alaşımına uygulanan işlemler sonrası sertlik değişimleri



Şekil 4.63 : 7075 alaşımına uygulanan işlemler sonrası sertlik değişimleri

Şekillerden görüldüğü üzere, her üç alaşım için de yaşlandırma sonrası maksimum sertliğe 7 saat civarında ulaşılmıştır. Bu nedenle her üç alaşım için de yaşlandırma süresi 7 saat olarak belirlenmiştir.

SIMA ve sonrasında T6 ısıl işlemi için gerçekleştirilen optimizasyon çalışmaları sonucunda elde edilen optimum parametreler Tablo 4.13'te verilmiştir.

Tablo 4.13: SIMA ve sonrasında T6 ısıl işlemi için belirlenen optimum parametreler

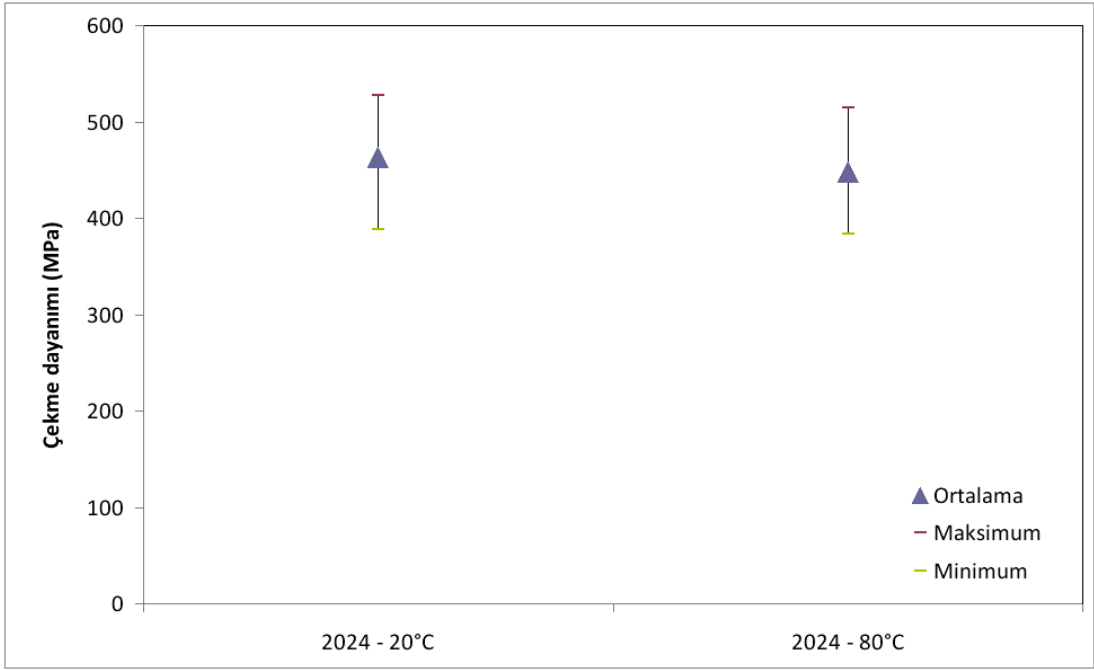
Alaşım	SIMA	Çözeltiliye alma	Su verme	Yaşlandırma
2024	620°C 15 dakika	490°C 90 dakika	Oda sıcaklığındaki su	190°C 7 saat
6063	620°C 15 dakika	520°C 30 dakika	80°C sıcaklıktaki su	177°C 7 saat
7075	620°C 15 dakika	480°C 30 dakika	120°C	7 saat

Mekanik deneyler (çekme ve yorulma deneyleri) Tablo 4.13'te verilen parametreler ile işlem gören numunelere uygulanmıştır.

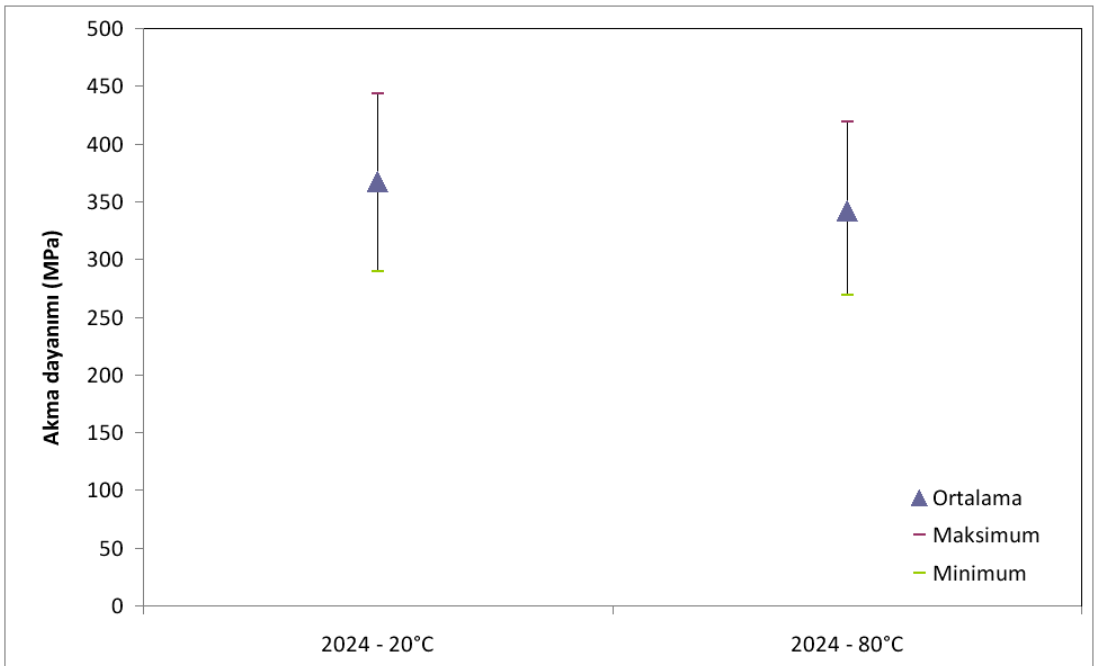
#### 4.4 Mekanik Deneylerin Sonuçları

##### 4.4.1 Çekme deneylerinin sonuçları

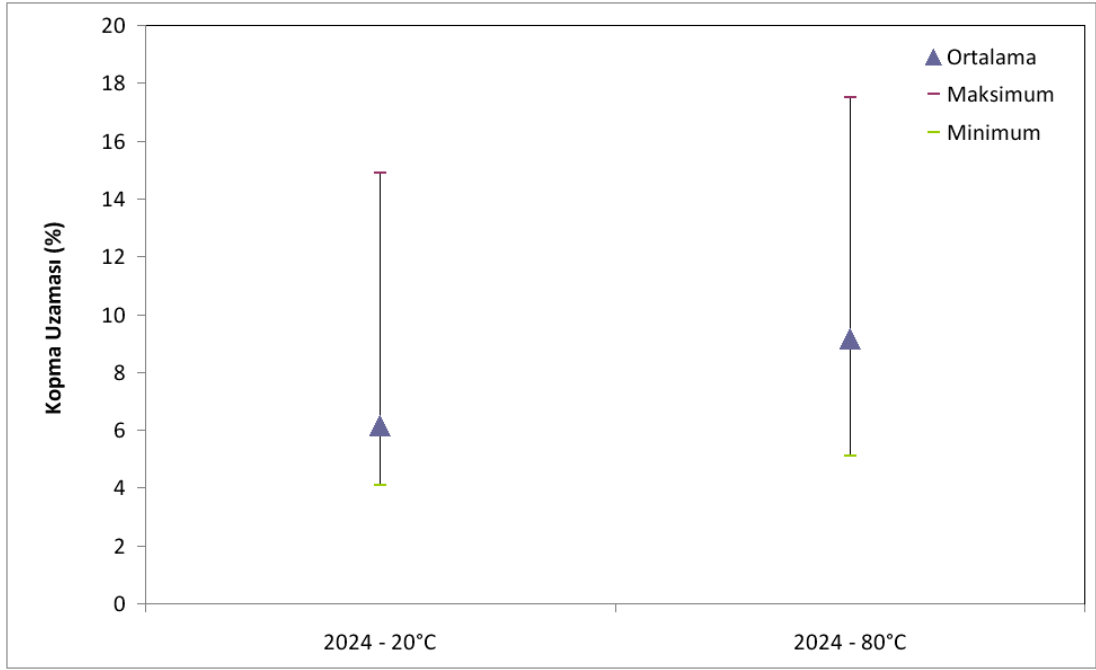
Çekme deneyleri sonucunda, 2024 alaşımı için farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen çekme dayanımı değerleri Şekil 4.64'te, akma dayanımı değerleri Şekil 4.65'te ve kopma uzaması değerleri Şekil 4.66'da verilmiştir.



Şekil 4.64 : 2024 alaşımının çekme dayanımı değerleri

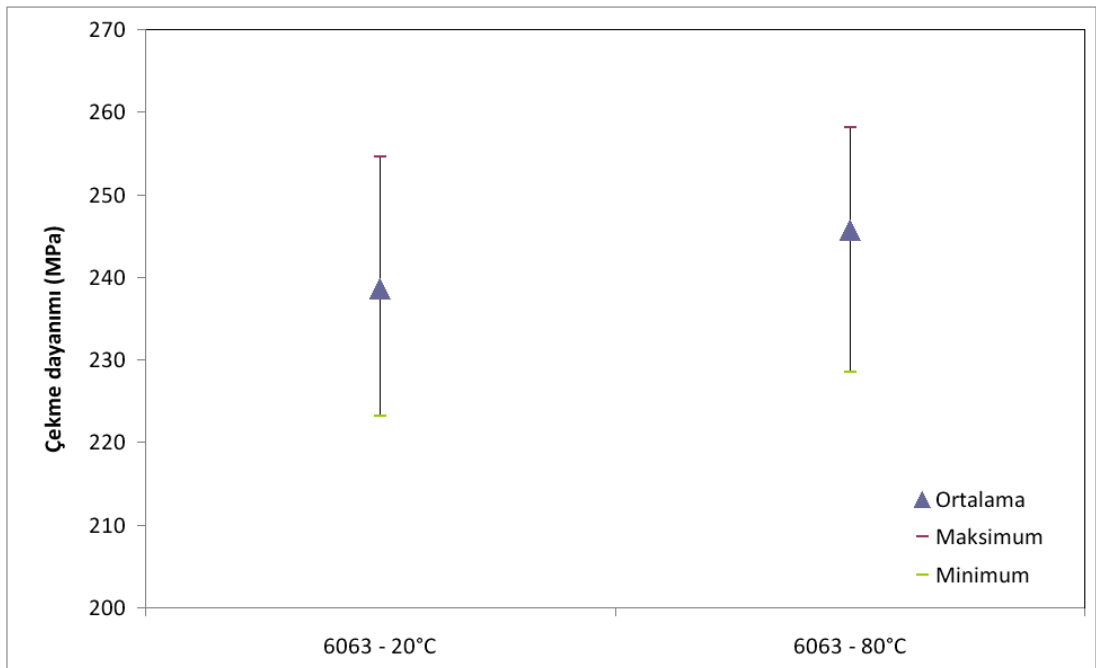


Şekil 4.65 : 2024 alaşımının akma dayanımı değerleri

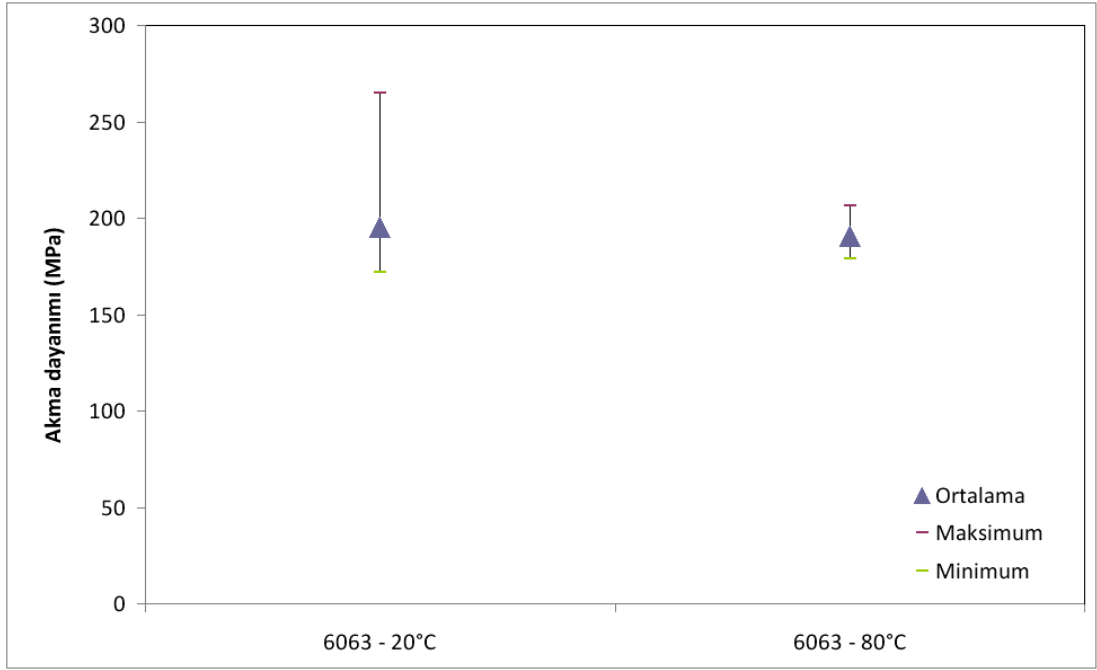


Şekil 4.66 : 2024 alaşımının kopma uzaması değerleri

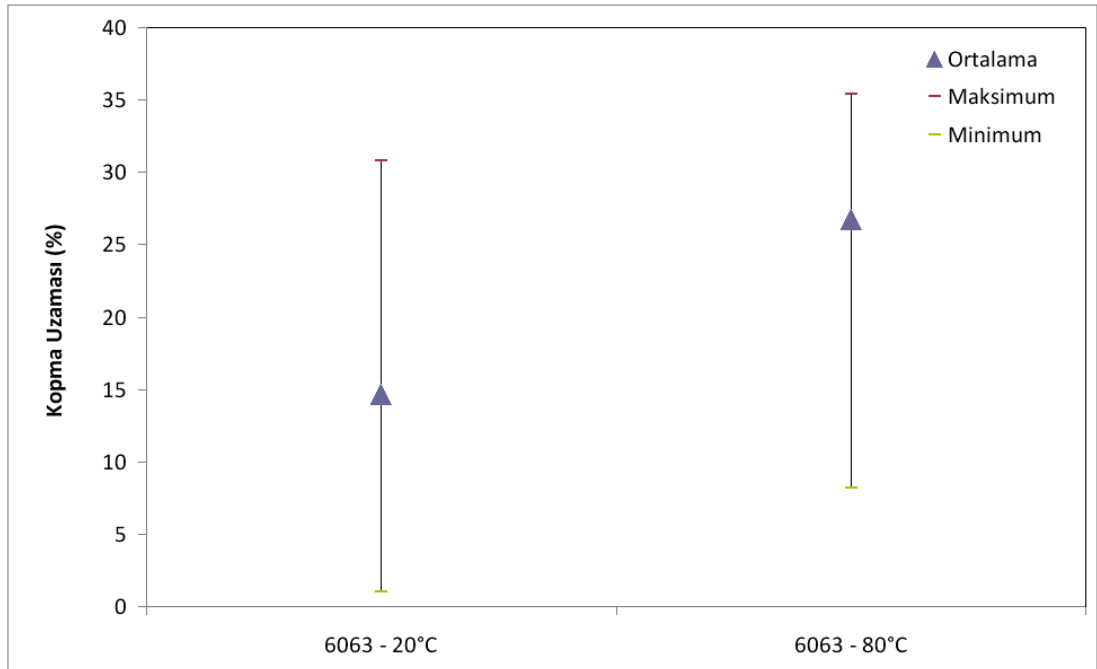
Çekme deneyleri sonucunda, 6063 alaşımı için farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen çekme dayanımı değerleri Şekil 4.67’de, akma dayanımı değerleri Şekil 4.68’de ve kopma uzaması değerleri Şekil 4.69’da verilmiştir.



Şekil 4.67 : 6063 alaşımının çekme dayanımı değerleri

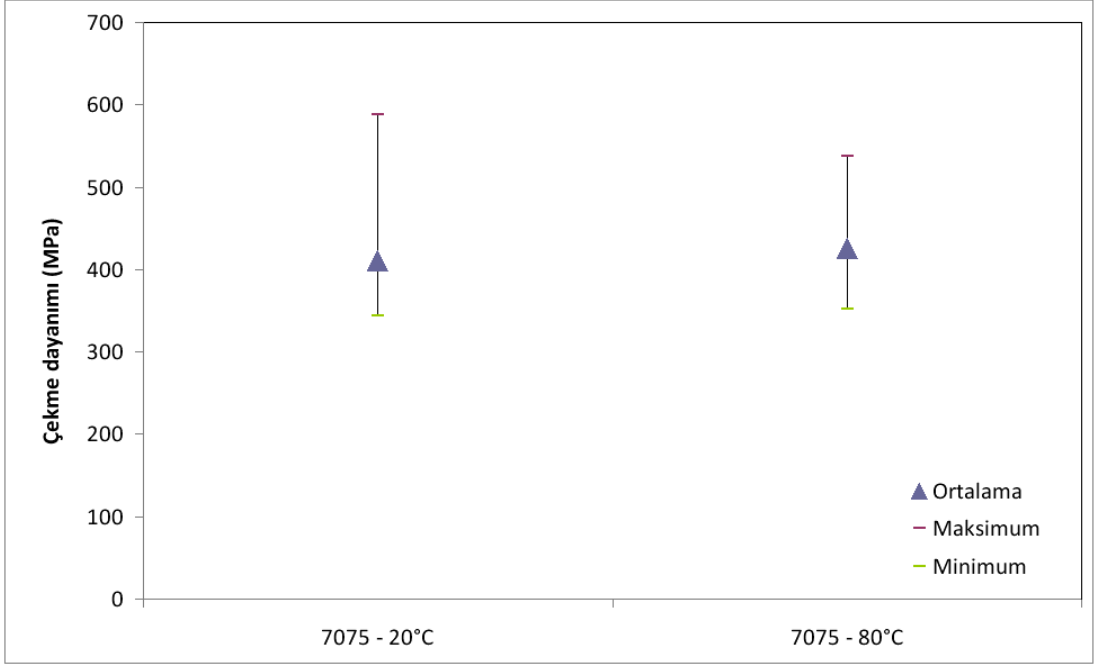


Şekil 4.68 : 6063 alaşımının akma dayanımı değerleri

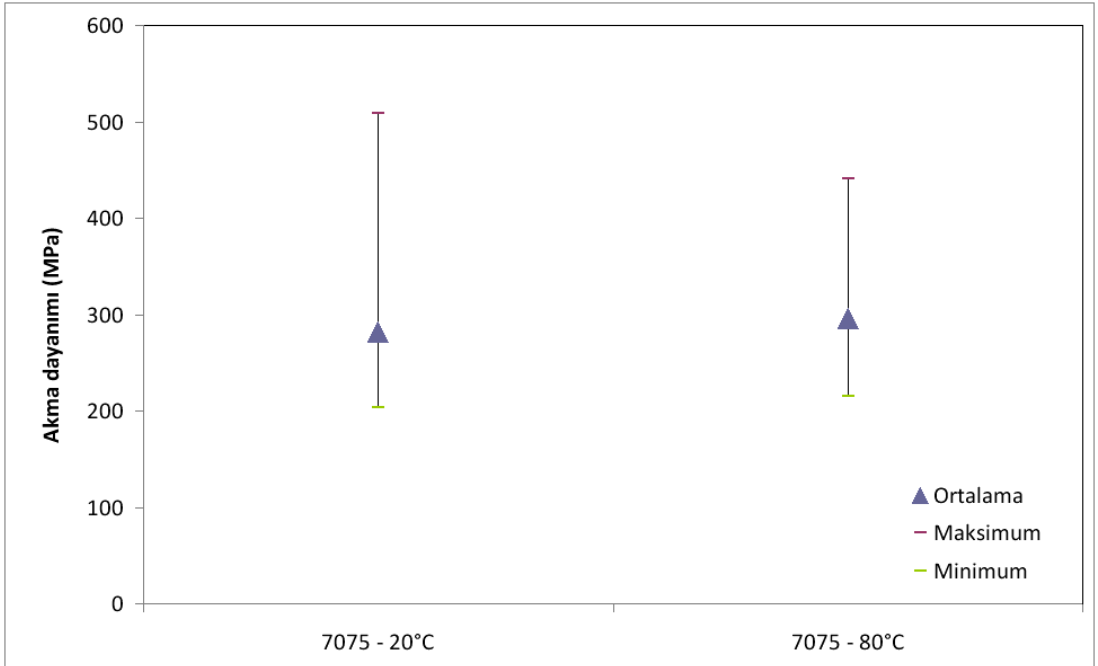


Şekil 4.69 : 6063 alaşımının kopma uzaması değerleri

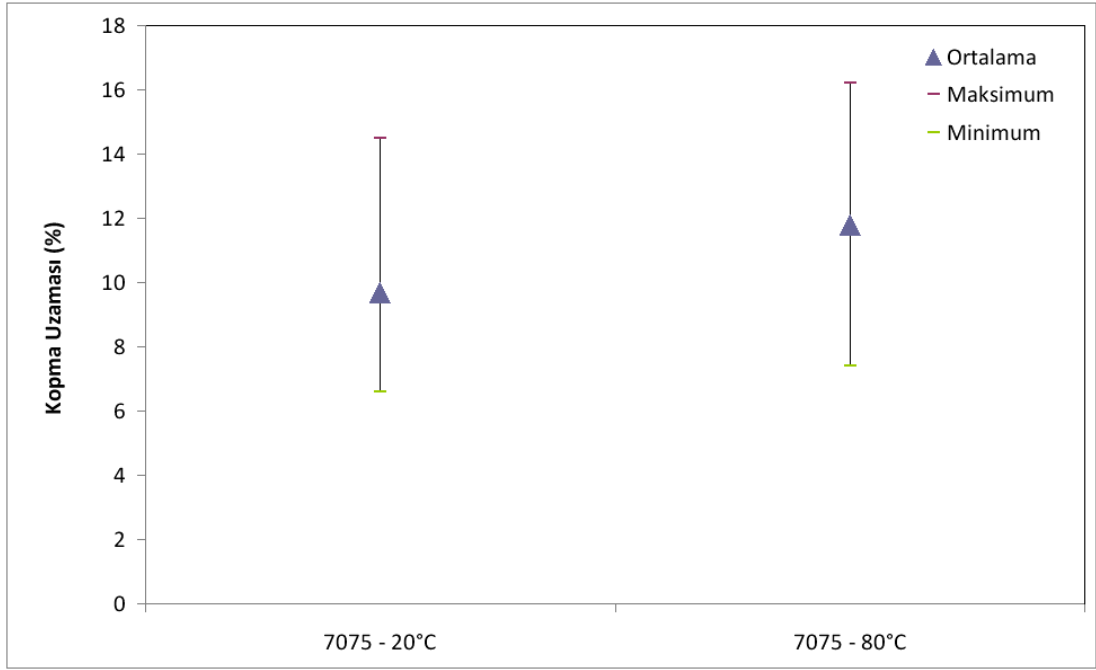
Çekme deneyleri sonucunda, 7075 alaşımı için farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen çekme dayanımı değerleri Şekil 4.70'te, akma dayanımı değerleri Şekil 4.71'de ve kopma uzaması değerleri Şekil 4.72'de verilmiştir.



Şekil 4.70 : 7075 alaşımının çekme dayanımı değerleri

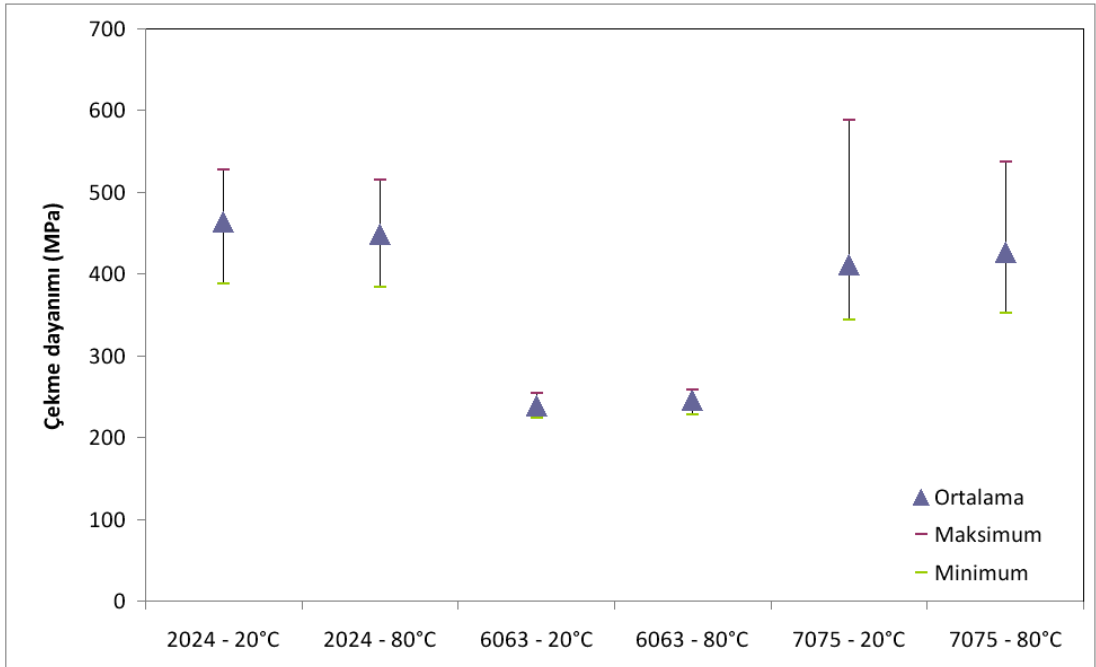


Şekil 4.71 : 7075 alaşımının akma dayanımı değerleri



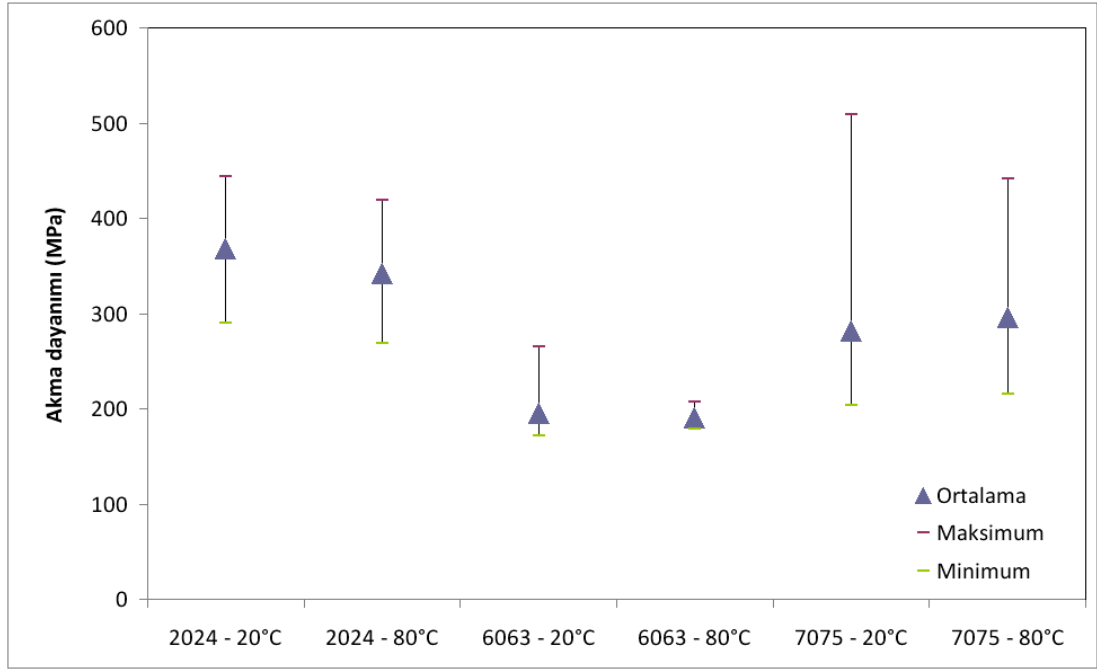
Şekil 4.72 : 7075 alaşımının kopma uzaması değerleri

Üç alaşım için çekme deneyleri sonucunda elde edilen çekme dayanımları Şekil 4.73'te, akma dayanımları Şekil 4.74'te ve kopma uzamaları Şekil 4.75'te karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

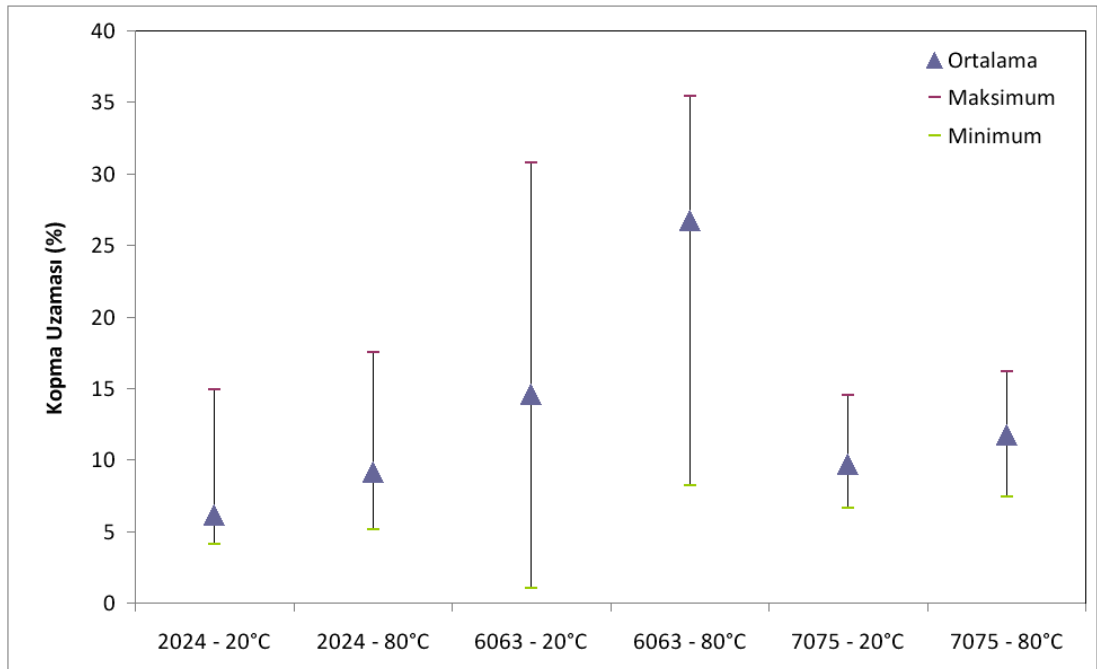


Şekil 4.73 : Üç alaşımın çekme dayanımlarının karşılaştırılması





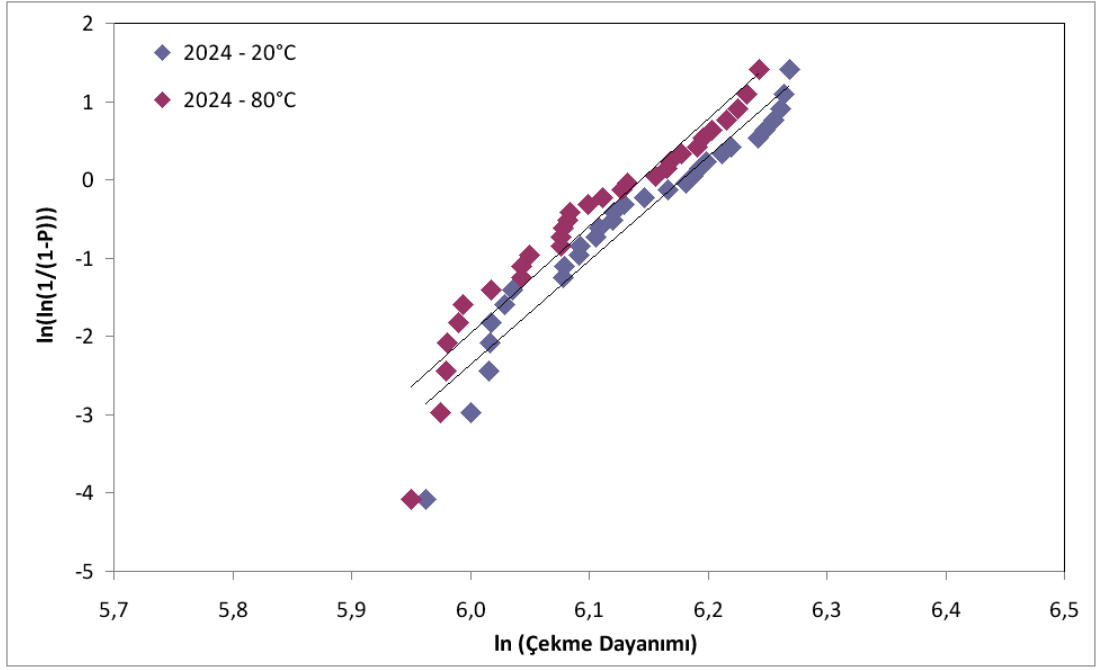
Şekil 4.74 : Üç alaşımın akma dayanımlarının karşılaştırılması



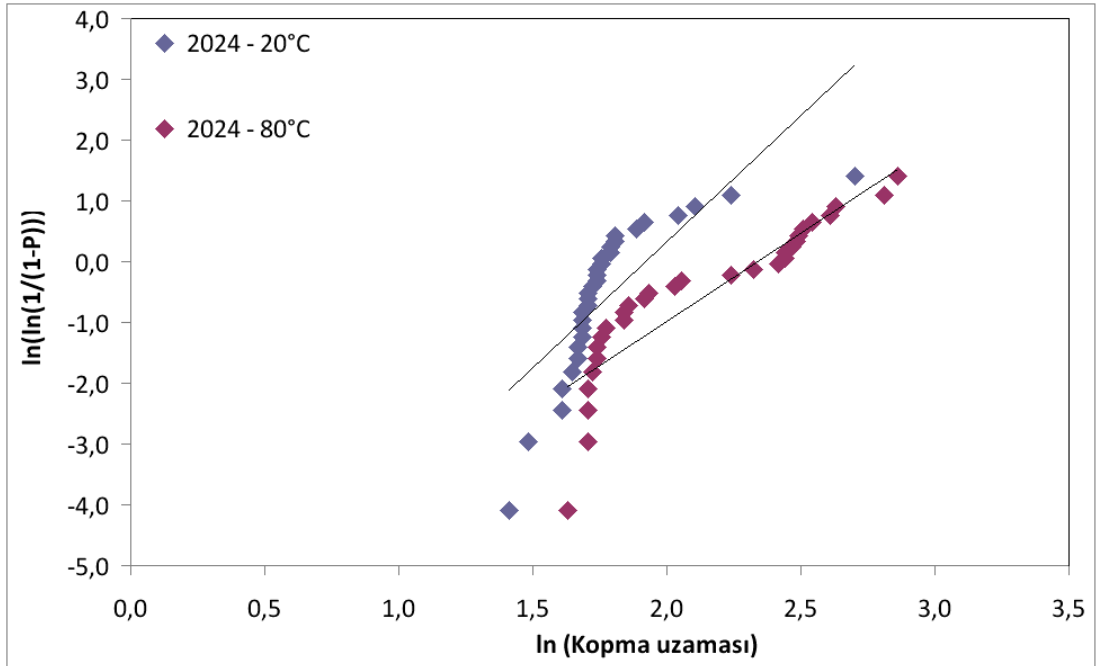
Şekil 4.75 : Üç alaşımın kopma uzamalarının karşılaştırılması

#### 4.4.1.1 Çekme deneylerinin Weibull analizi sonuçları

2024 alaşımı için, çekme deneyleri sonunda farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen çekme dayanımı değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analizlerinin sonuçları Şekil 4.76'da ve kopma uzaması değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analizlerinin sonuçları Şekil 4.77'de verilmiştir.

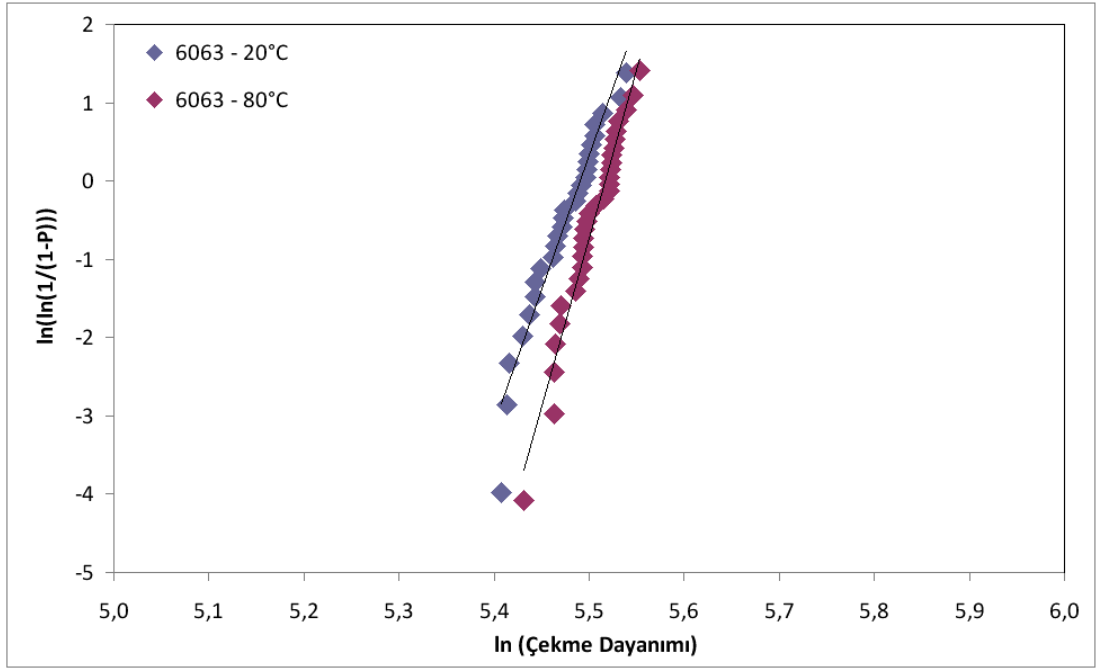


Şekil 4.76 : 2024 alaşımının çekme dayanımı sonuçlarının Weibull analizi

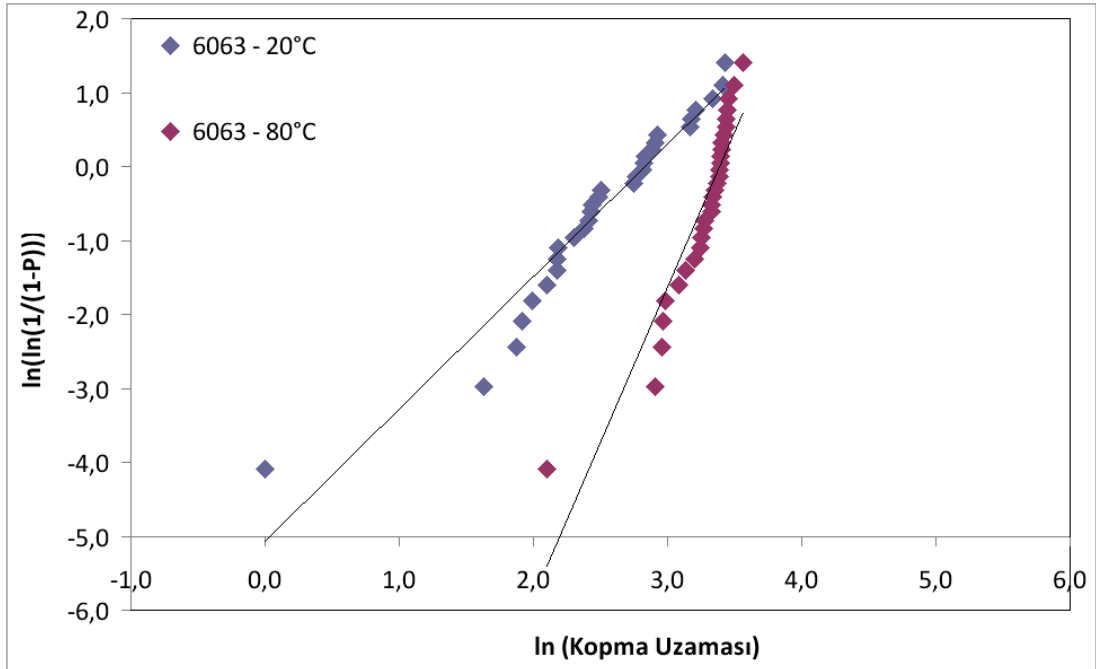


Şekil 4.77 : 2024 alaşımının kopma uzaması sonuçlarının Weibull analizi

6063 alaşımı için, çekme deneyleri sonunda farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen çekme dayanımı değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analizlerinin sonuçları Şekil 4.78’de ve kopma uzaması değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analizlerinin sonuçları Şekil 4.79’da verilmiştir.

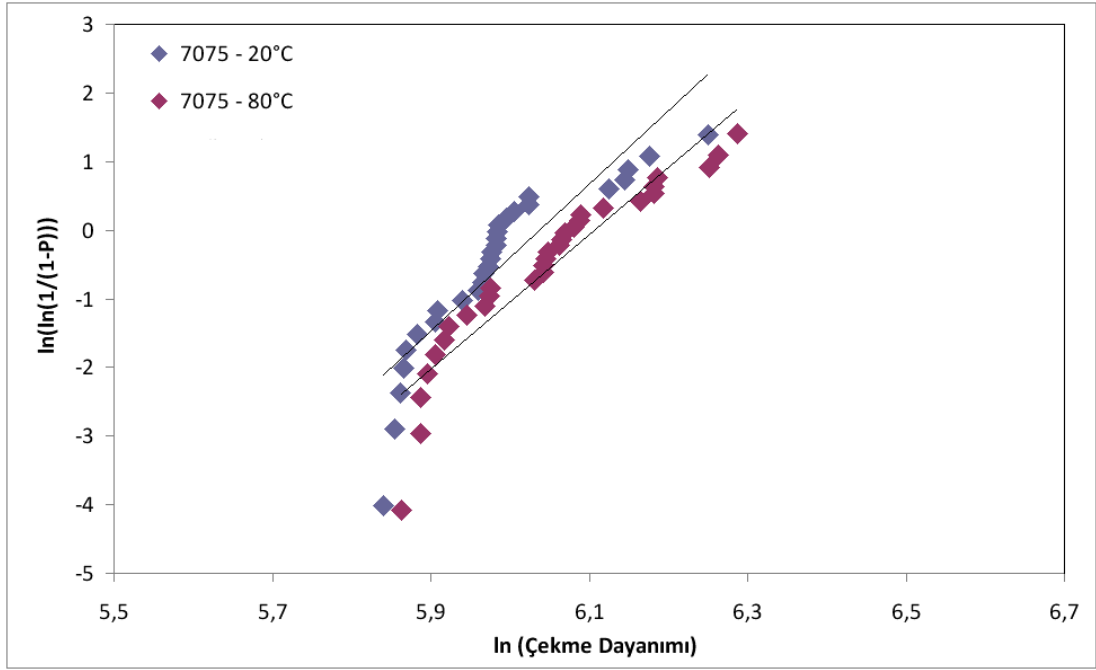


Şekil 4.78 : 6063 alaşımının çekme dayanımı sonuçlarının Weibull analizi

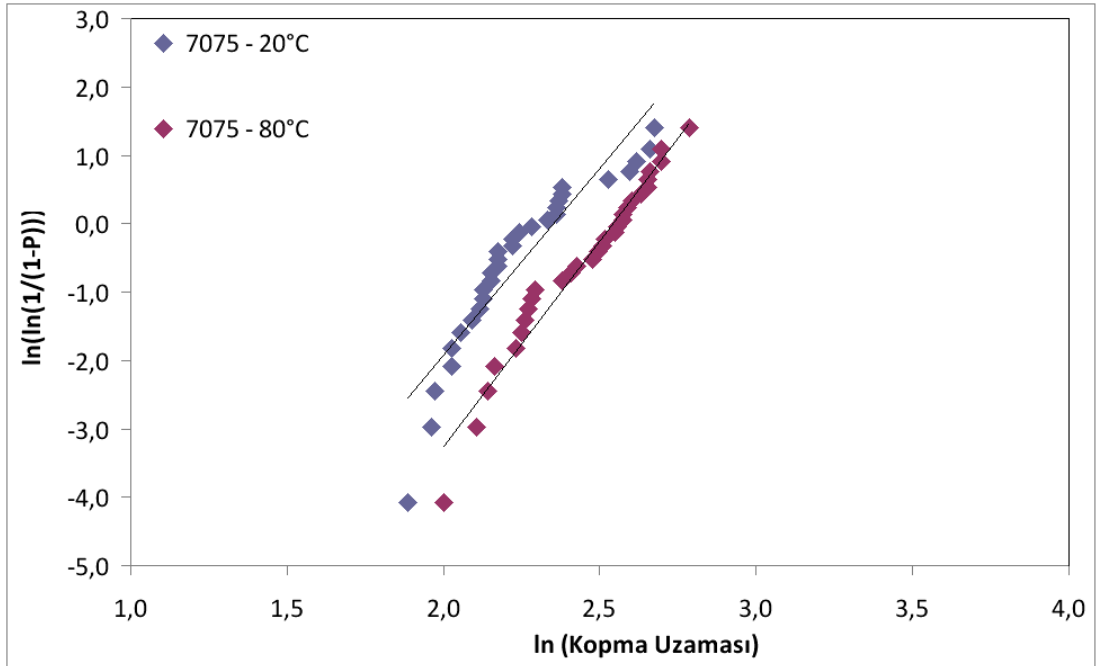


Şekil 4.79 : 6063 alaşımının kopma uzaması sonuçlarının Weibull analizi

7075 alaşımı için, çekme deneyleri sonunda farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen çekme dayanımı değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analizlerinin sonuçları Şekil 4.80'de ve kopma uzaması değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analizlerinin sonuçları Şekil 4.81'de verilmiştir.

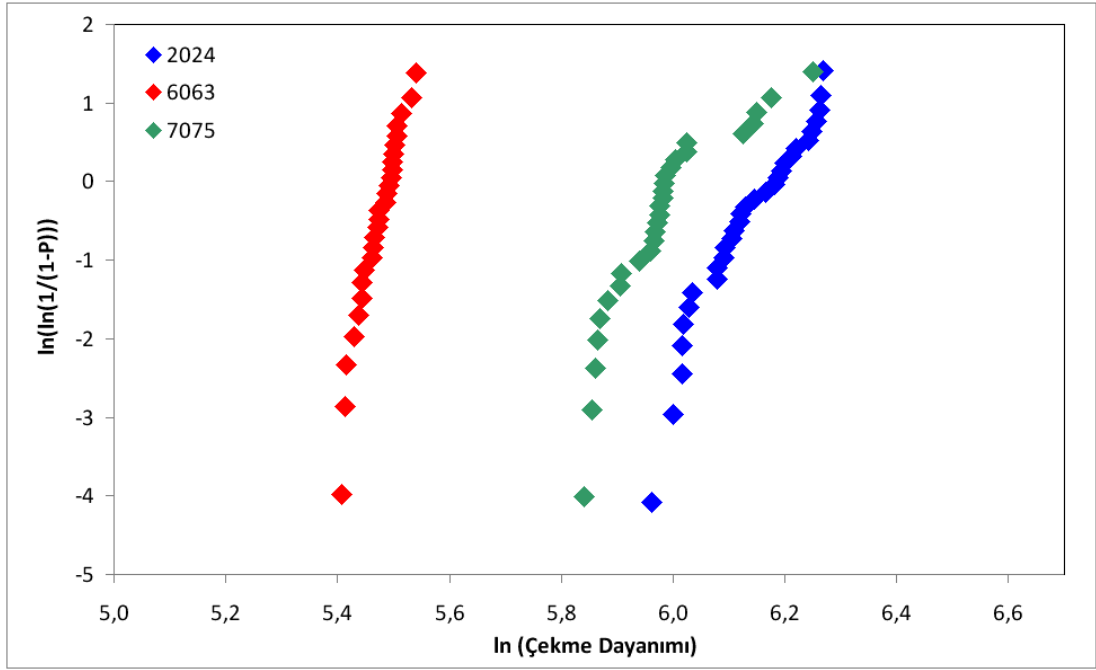


Şekil 4.80 : 7075 alaşımının çekme dayanımı sonuçlarının Weibull analizi

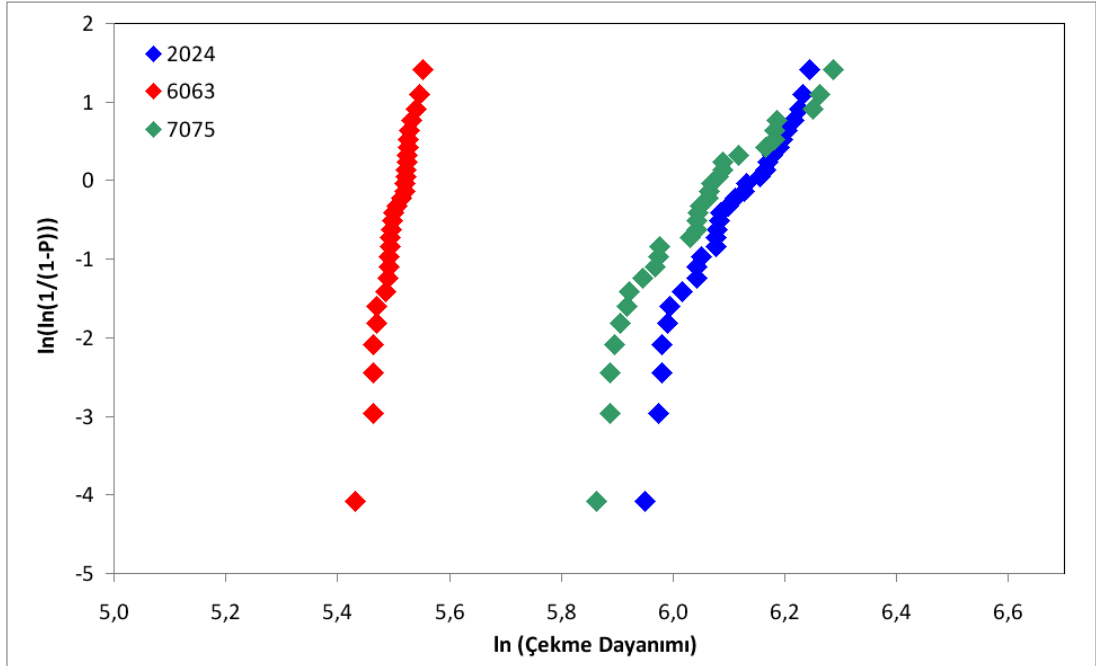


Şekil 4.81 : 7075 alaşımının kopma uzaması sonuçlarının Weibull analizi

Şekil 4.82’de 20°C su verme sıcaklığı için, Şekil 4.83’de de 80°C su verme sıcaklığı için, üç alaşımın çekme deneyleri sonunda elde edilen çekme dayanımı değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırması verilmiştir.

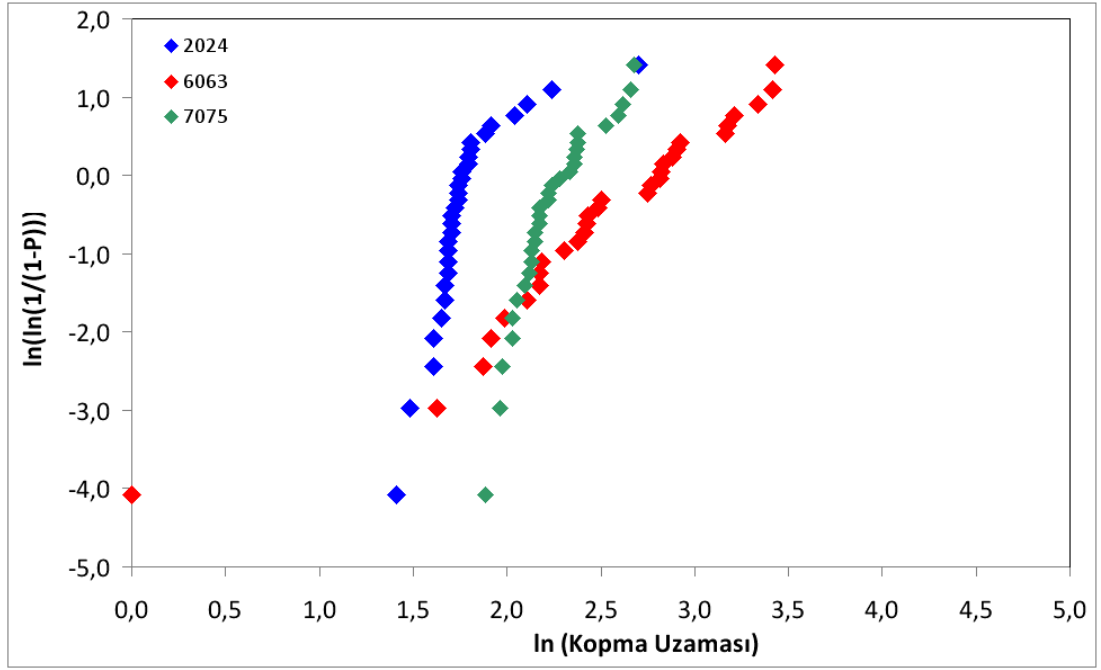


Şekil 4.82 : 20°C su verme sıcaklığı için üç alaşımın çekme dayanımı değerlerinin Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırılması

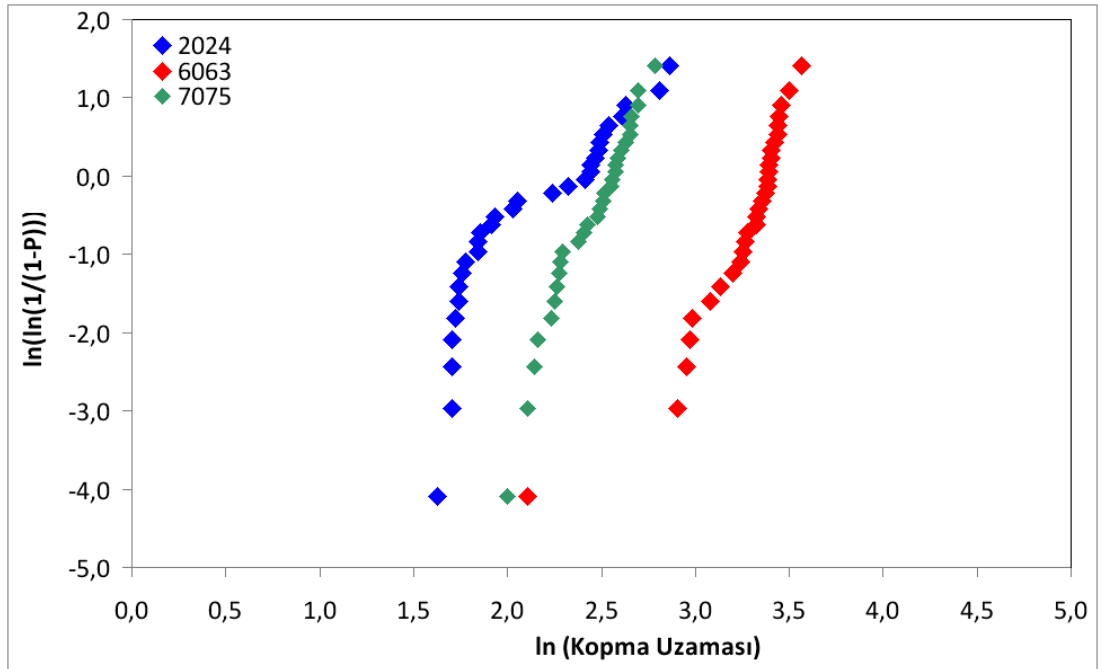


Şekil 4.83 : 80°C su verme sıcaklığı için üç alaşımın çekme dayanımı değerlerinin Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırılması

Şekil 4.84'te 20°C su verme sıcaklığı için, Şekil 4.85'te de 80°C su verme sıcaklığı için, üç alaşımın çekme deneyleri sonunda elde edilen kopma uzaması değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırması verilmiştir.



Şekil 4.84 : 20°C su verme sıcaklığı için üç alaşımın kopma uzaması değerlerinin Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırılması

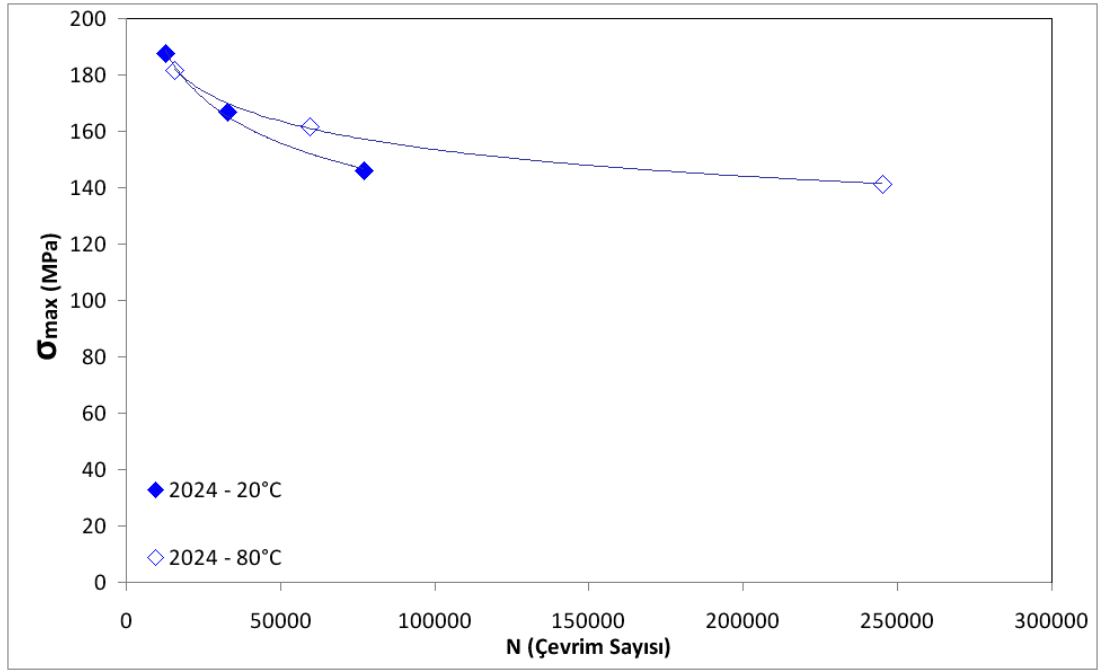


Şekil 4.85 : 80°C su verme sıcaklığı için üç alaşımın kopma uzaması değerlerinin Weibull analiz sonuçlarının karşılaştırılması

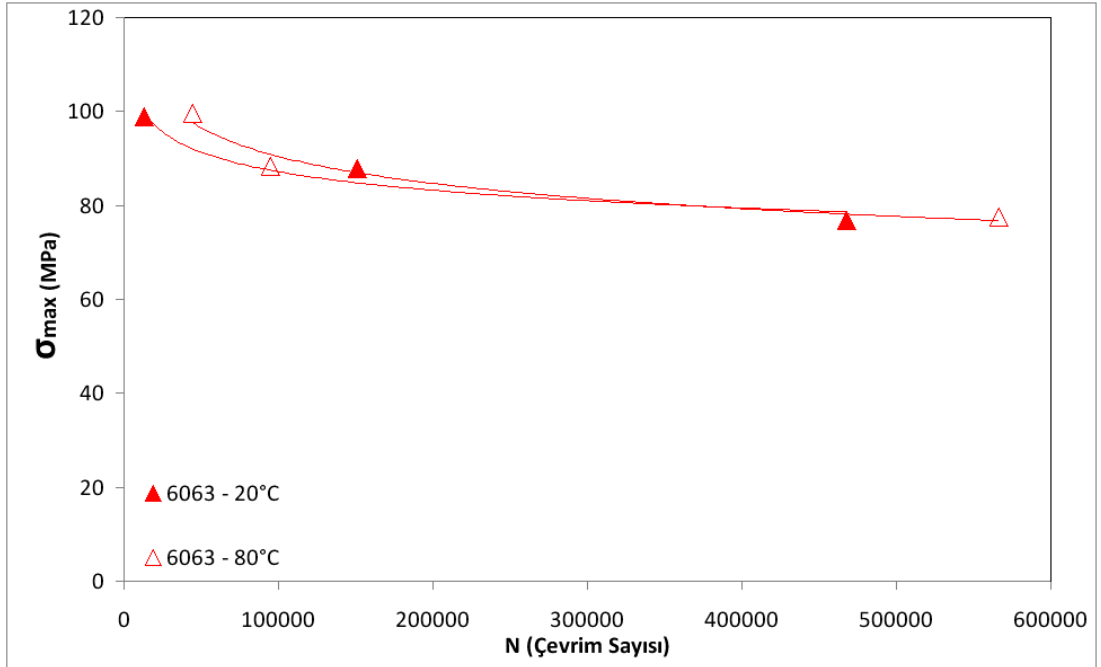
#### 4.4.2 Yorulma deneylerinin sonuçları

Yorulma deneyleri sonucunda, farklı su verme sıcaklıkları ve farklı maksimum gerilme değerleri ( $\sigma_{\max} = 0,9 - 0,8 - 0,7R_m$ ) için elde edilen çevrim sayısı değerleri

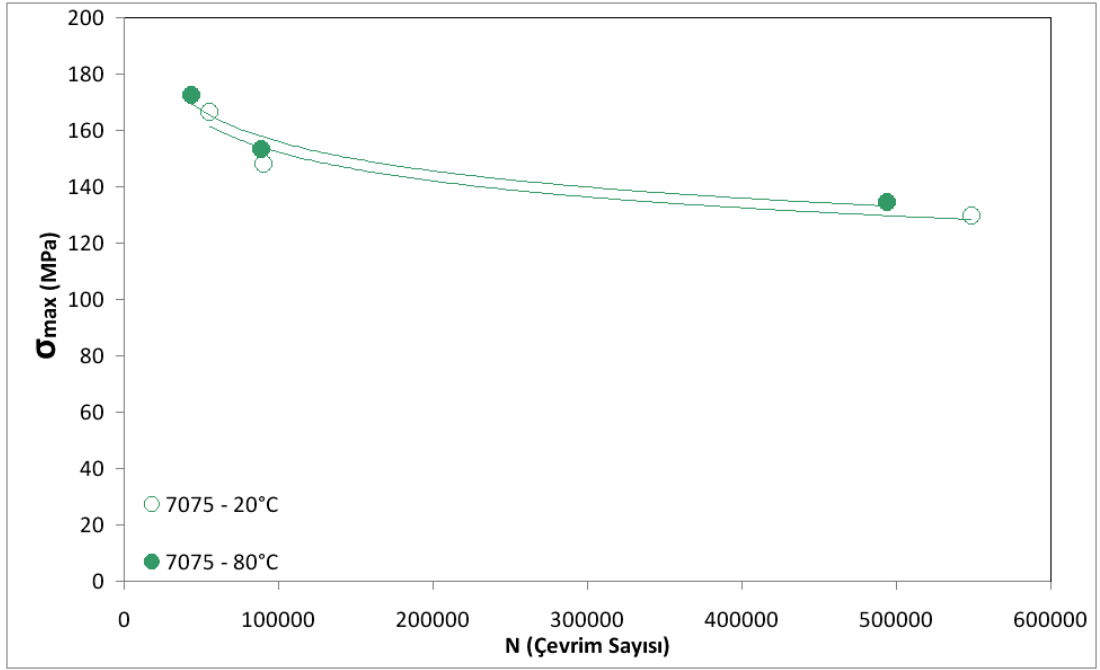
2024 alaşımı için Şekil 4.86'da, 6063 alaşımı için Şekil 4.87'de ve 7075 alaşımı için Şekil 4.88'de verilmiştir.



Şekil 4.86 : 2024 alaşımı için elde edilen çevrim sayısı değerleri

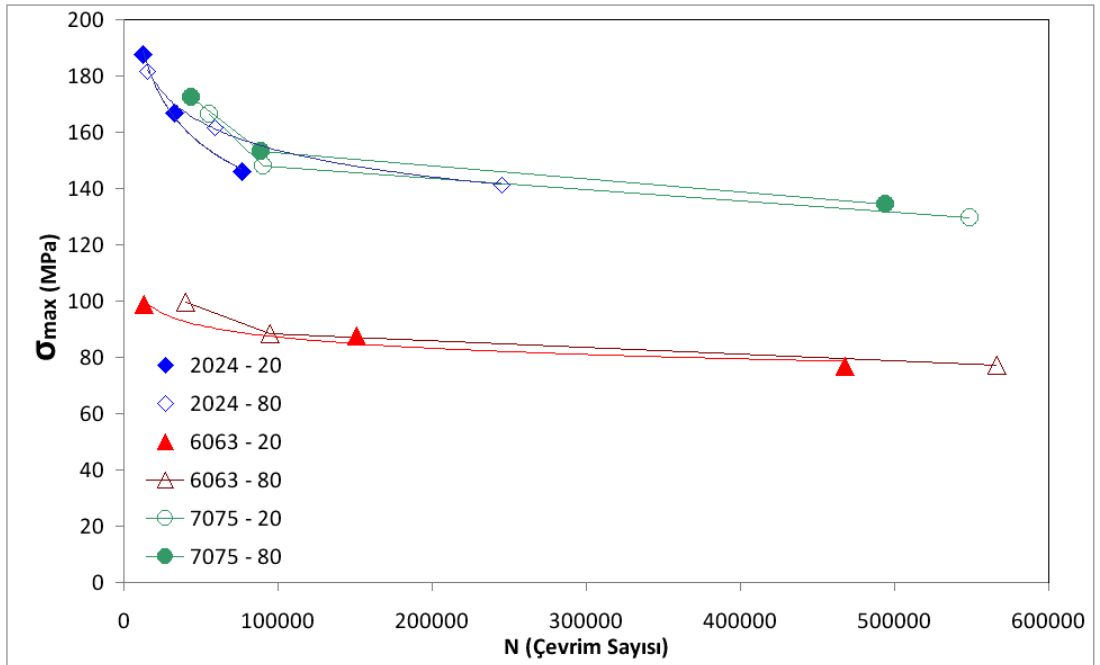


Şekil 4.87 : 6063 alaşımı için elde edilen çevrim sayısı değerleri



Şekil 4.88 : 7075 alaşımı için elde edilen çevrim sayısı değerleri

Yorulma deneyleri sonucunda, farklı su verme sıcaklıkları ve farklı maksimum gerilme değerleri ( $\sigma_{\max} = 0,9 - 0,8 - 0,7R_m$ ) için elde edilen çevrim sayısı değerlerinin üç alaşım için karşılaştırması Şekil 4.89'da verilmiştir.

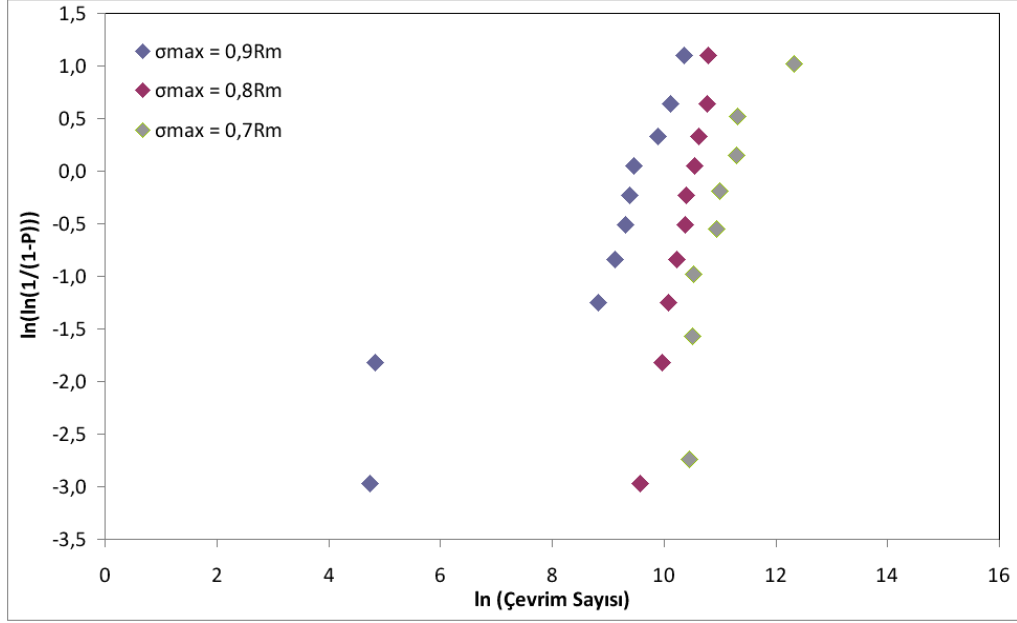


Şekil 4.89 : Çevrim sayısı değerlerinin üç alaşım için karşılaştırılması

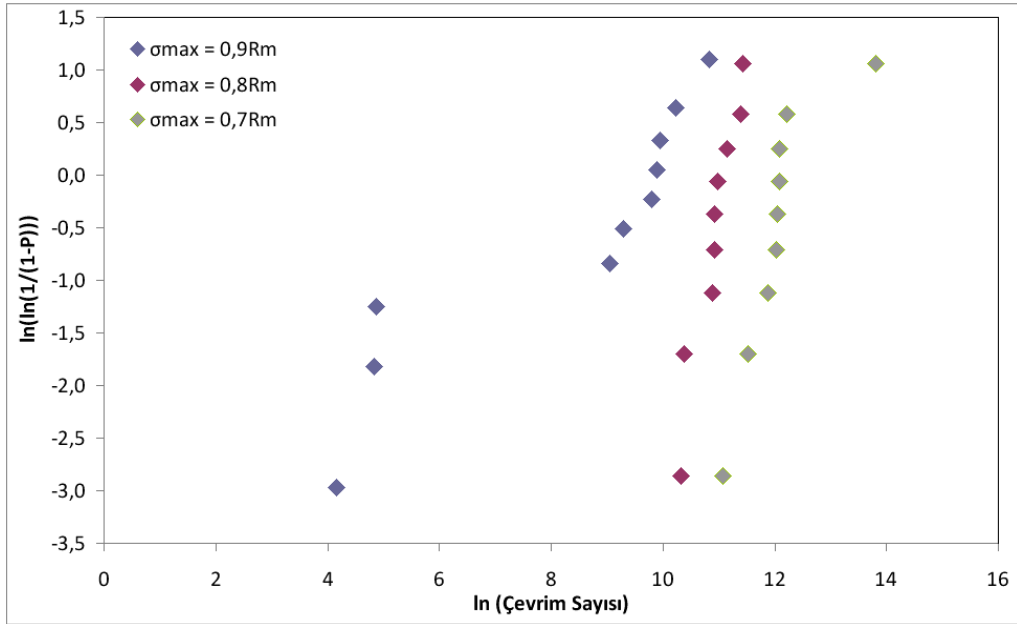


#### 4.4.2.1 Yorulma deneylerinin Weibull analizi sonuçları

2024 alaşımı için, yorulma deneyleri sonucunda, farklı maksimum gerilme değerleri ( $\sigma_{max} = 0,9 - 0,8 - 0,7R_m$ ) parametreleri için, elde edilen çevrim sayısı değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analizlerinin sonuçları 20°C su verme sıcaklığı için Şekil 4.90'da 80°C su verme sıcaklığı için Şekil 4.91'de verilmiştir.

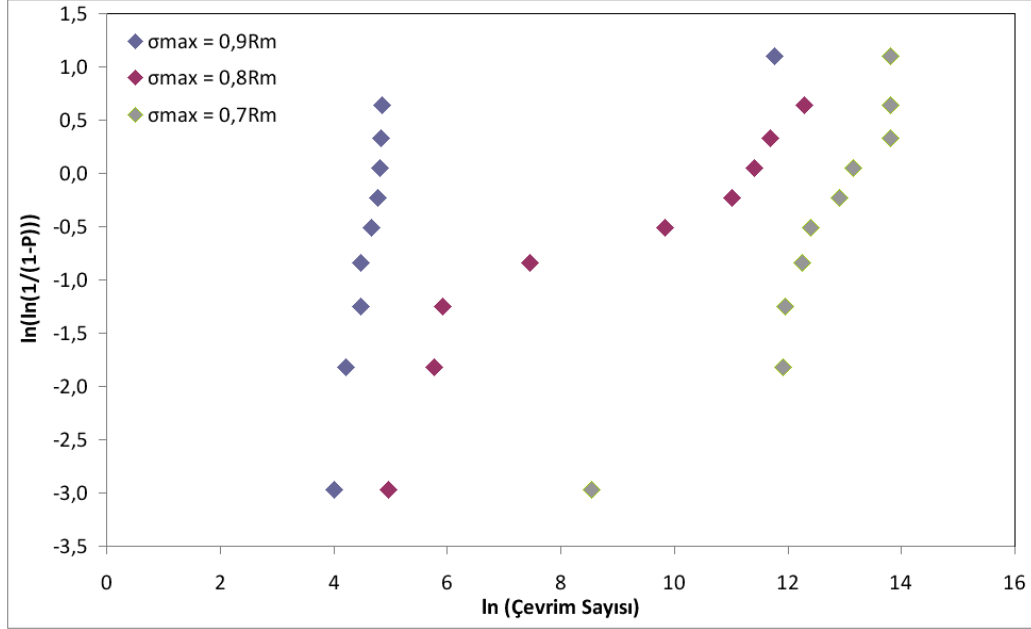


Şekil 4.90 : 20°C su verme sıcaklığı için 2024 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi

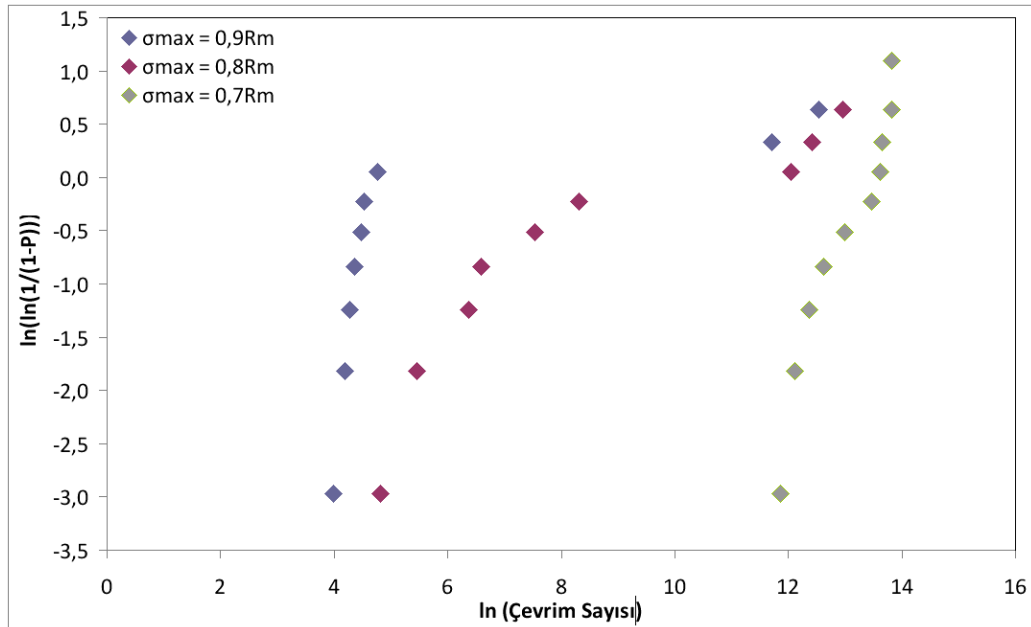


Şekil 4.91 : 80°C su verme sıcaklığı için 2024 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi

6063 alaşımı için, yorulma deneyleri sonucunda, farklı maksimum gerilme değerleri ( $\sigma_{max} = 0,9 - 0,8 - 0,7R_m$ ) parametreleri için, elde edilen çevrim sayısı değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analizlerinin sonuçları 20°C su verme sıcaklığı için Şekil 4.92’de 80°C su verme sıcaklığı için Şekil 4.93’te verilmiştir.

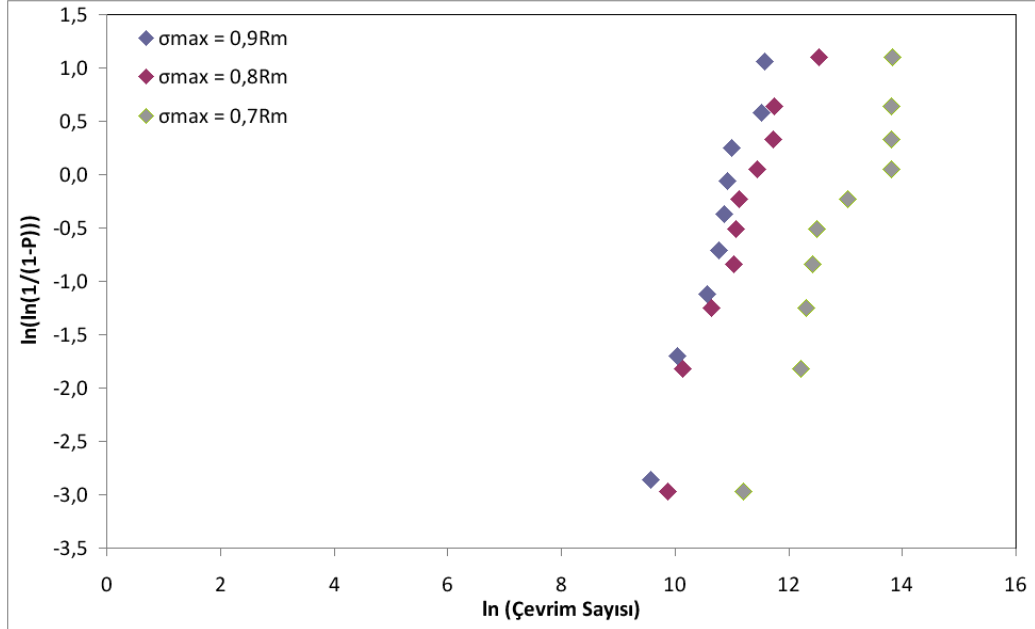


Şekil 4.92 : 20°C su verme sıcaklığı için 6063 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi

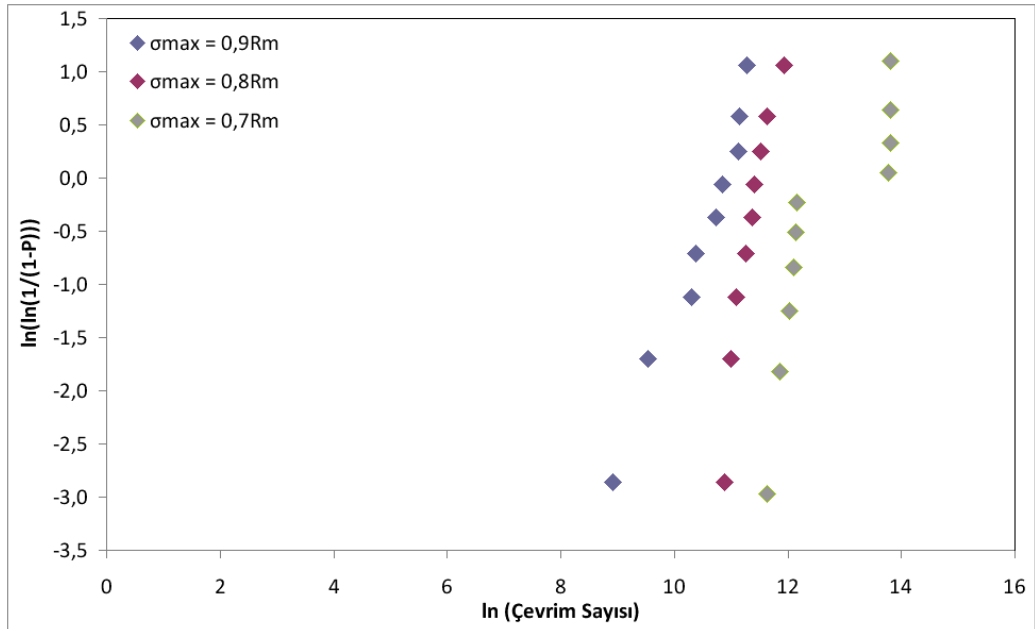


Şekil 4.93 : 80°C su verme sıcaklığı için 6063 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi

7075 alaşımı için, yorulma deneyleri sonucunda, farklı maksimum gerilme değerleri ( $\sigma_{max} = 0,9 - 0,8 - 0,7R_m$ ) parametreleri için, elde edilen çevrim sayısı değerlerine göre gerçekleştirilen Weibull analizlerinin sonuçları 20°C su verme sıcaklığı için Şekil 4.94'te 80°C su verme sıcaklığı için Şekil 4.95'te verilmiştir.



Şekil 4.94 : 20°C su verme sıcaklığı için 7075 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi



Şekil 4.95 : 80°C su verme sıcaklığı için 7075 alaşımının yorulma deney sonuçlarının Weibull analizi

Tablo 4.14'te çekme deneyi sonuçlarının lineer regresyon (Denklem 3.2) kullanılarak hesaplanan Weibull modülleri verilmiştir.

Tablo 4.14: Çekme deneyi sonuçlarının Weibull modülleri (m) kıyaslaması

	m (Çekme dayanımı için)		m (Kopma uzaması için)	
	20 °C	80 °C	20 °C	80 °C
2024	13,6	13,2	4,1	2,9
6063	34,3	43,2	1,8	4,2
7075	10,7	9,8	5,5	6,0

Tablo 4.15'te ise, çekme deneyi sonuçlarının Weibull analizi karakteristik değerler kıyaslaması verilmiştir.

Tablo 4.15: Çekme deneyi sonuçlarının Weibull analizi karakteristik değerler kıyaslaması

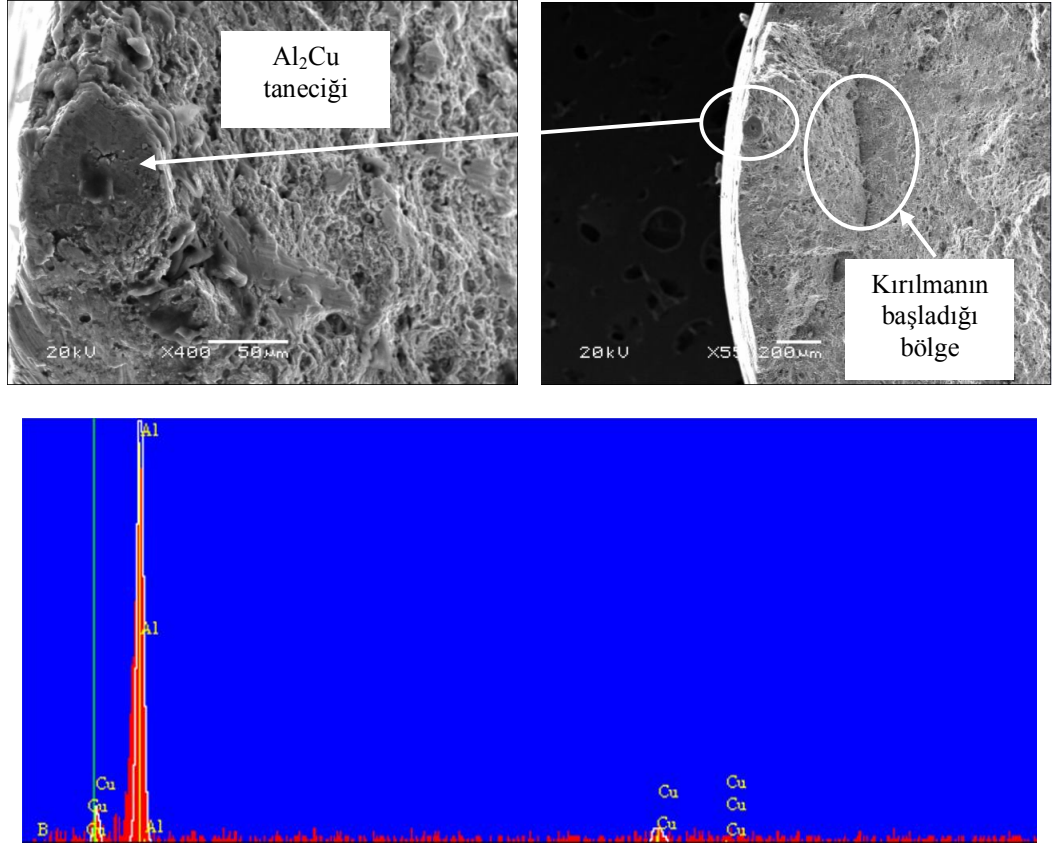
	Çekme Dayanımı (MPa)		Kopma Uzaması (%)	
	20 °C	80 °C	20 °C	80 °C
2024	481,8	465,8	6,82	10,3
6063	242,5	248,8	16,9	29,7
7075	418,8	448,4	10,5	12,7

Tablo 4.14 ve 4.15'e ait sonuçların değerlendirmesi, Bölüm 5'te detaylı verilerle birlikte bifilm indeks ve su verme sıcaklığındaki farklılıktan kaynaklanan farklı soğuma hızlarının etkileri açısından yapılmıştır.

#### 4.5 Kırık Yüzey Analizi Sonuçları

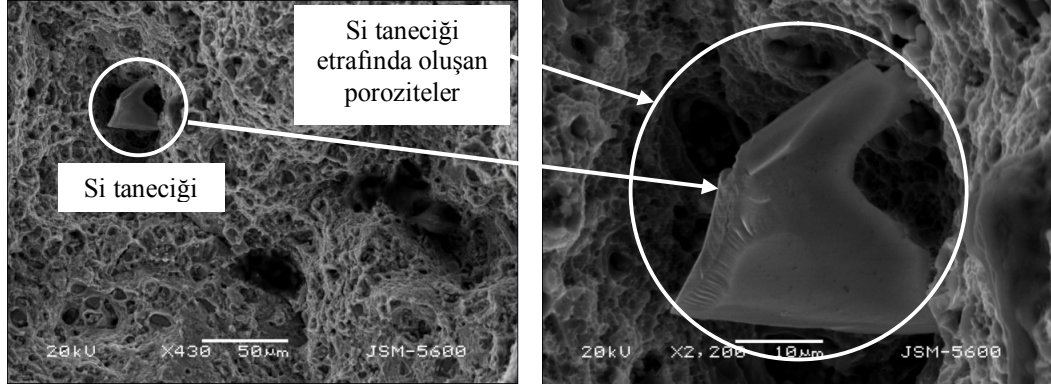
Mekanik deneyler sonrası, numunelerin kırık yüzeylerine SEM ve EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. Kırık yüzey analizlerinin irdelemesi Bölüm 5’te detaylı şekilde yapılmıştır.

Şekil 4.96’da çözeltiye alma sonrası oda sıcaklığındaki (20°C) suda su verilmiş 2024 alaşımının çekme numunesinin kırık yüzeyinin SEM görüntüsü ve EDS analizi verilmiştir. Kırılmanın başladığı bölgede  $Al_2Cu$  taneciğinin varlığı belirlenmiştir. Tanecik yapısında varolan ikincil fazın oluşturduğu çentik etkisi ile malzeme kırılmıştır.



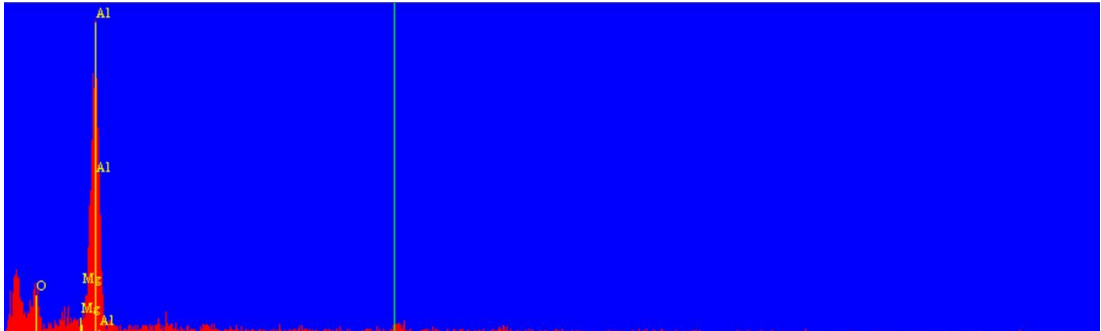
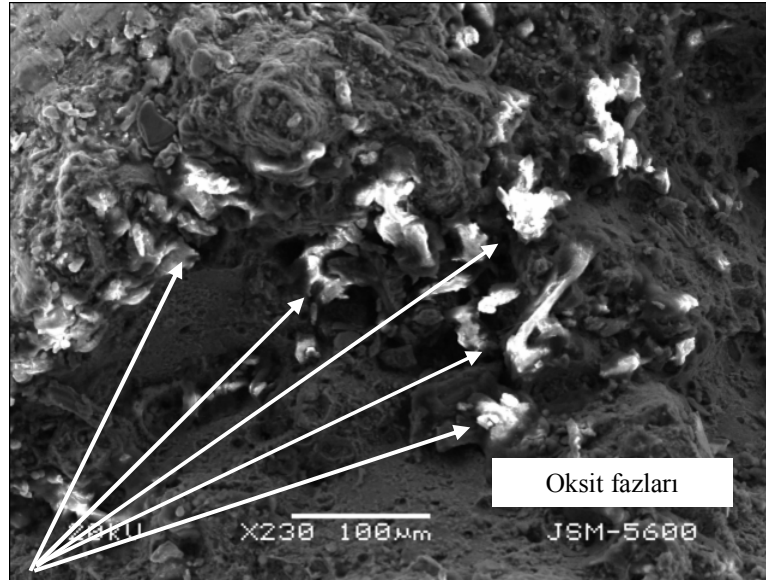
Şekil 4.96 : 2024 alaşımından çekme numunesinin mikroyapısındaki taneciklerde bulunan ikincil fazların ve kırılmanın başlangıcı olan bölgenin SEM görüntüsü ve EDS analizi

Şekil 4.97’de çözeltiye alma sonrası oda sıcaklığındaki (20°C) suda su verilmiş 2024 alaşımının çekme numunesinin kırık yüzeyinin SEM görüntüsü verilmiştir. Kırılmanın başladığı bölgede Si taneciğinin varlığı belirlenmiştir. Si taneciğinin etkisiyle etrafında oluşan poroziteler net bir şekilde görülmektedir ve bu porozitelerin oluşturduğu çentik etkisi ile malzeme kırılmıştır.



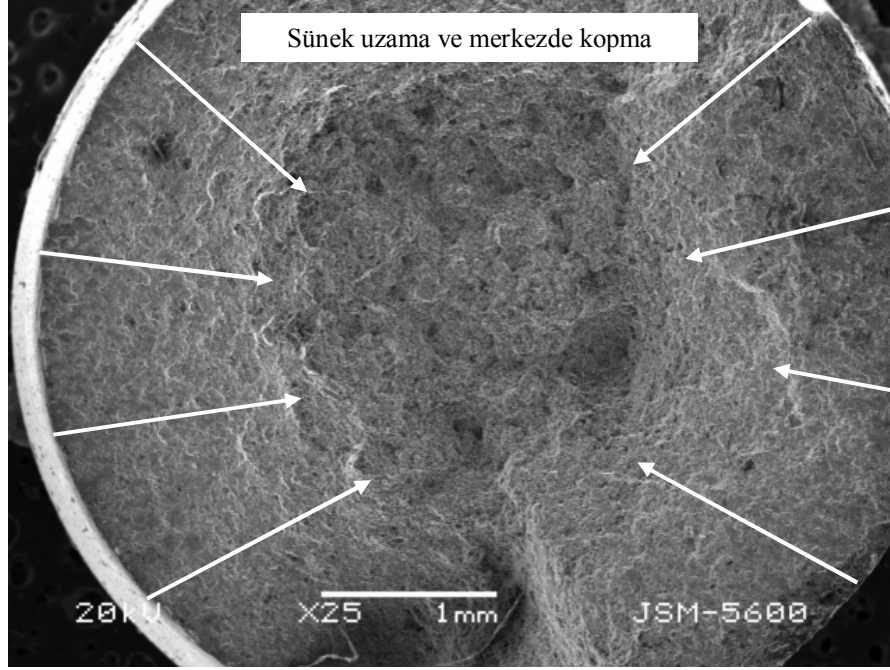
Şekil 4.97 : 2024 alaşımından çekme numunesinin mikroyapısındaki ikincil fazların ve kırılmanın başlangıcı olan bölgenin SEM görüntüsü

Şekil 4.98’de çözeltiye alma sonrası oda sıcaklığındaki (20°C) suda su verilmiş 2024 alaşımından bir yorulma numunesinin kırık yüzeyinin SEM görüntüsü ve EDS analizi verilmiştir. Kırılan numunenin maruz kaldığı maksimum gerilme  $0,9R_m$ ’dir. SEM görüntüsünde yer alan parlak bölgeler “*spinel oksit*” adı verilen  $MgO.Al_2O_3$  oksit filmleridir. EDS analizi bu içeriği doğrulamaktadır.

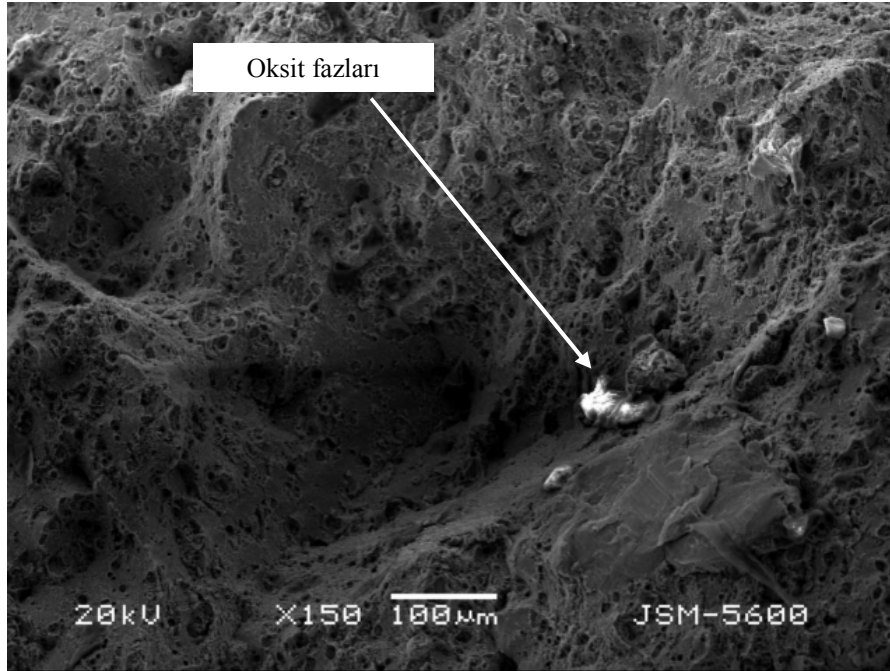


Şekil 4.98 : 2024 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü ve EDS analizi

Şekil 4.99'da çözeltiye alma sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verilmiş 2024 alaşımından iki farklı çekme numunesinin kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü verilmiştir. Şekil 4.99 a.'da numunenin kenarlarından merkeze doğru sünek uzama ve çatlağın ilerlemesi, merkezde ise kopma izleri görülmektedir. Şekil 4.99 b.'de ise parlak olan kısım yine bir oksit fazıdır ve bu oksit fazının etrafında çatlak başlangıcı meydana gelerek çatlağın ilerlemesiyle malzeme kırılmıştır.



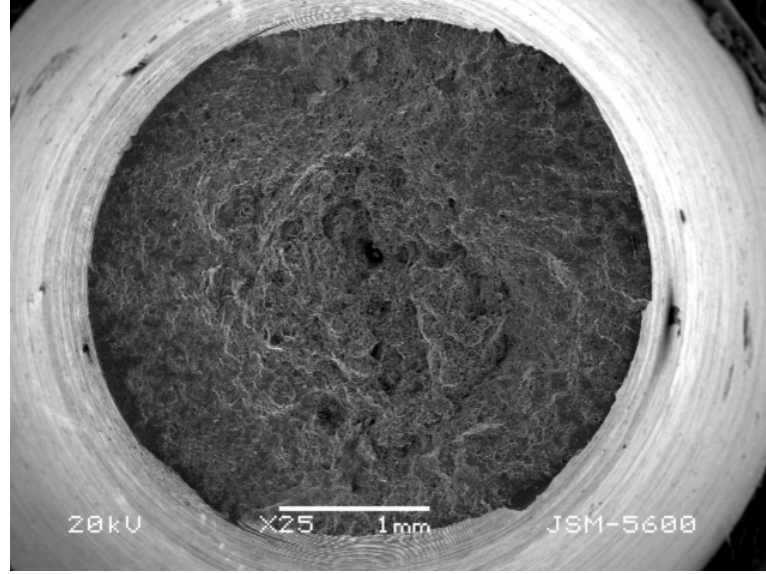
a)



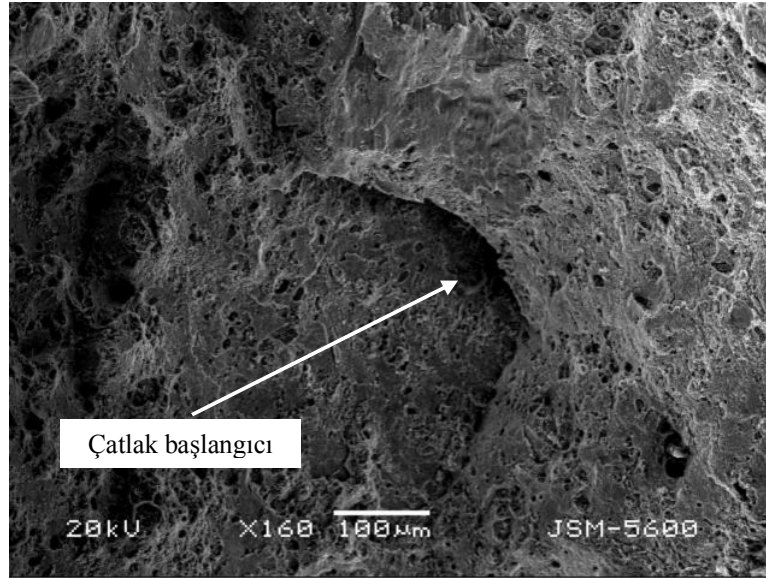
b)

Şekil 4.99 : 2024 alaşımından iki farklı çekme numunesinin SEM görüntüsü

Şekil 4.100'de çözeltiye alma sonrası 80°C sıcaklıktaki suda su verilmiş 2024 alaşımından iki farklı yorulma numunesinin kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü verilmiştir. Kırılan numunenin maruz kaldığı maksimum gerilme  $0,9R_m$ 'dir. Şekil 4.100 a.'da, Şekil 4.99 a.'da olduğu gibi, numunenin kenarlarından merkeze doğru sünek uzama ve çatlakların ilerlemesi, merkezde ise kopma izleri görülmektedir. Şekil 4.100 b.'de ise çatlak başlatan ve kırılmaya sebep olan bir porozite hatası görülmektedir.



a)



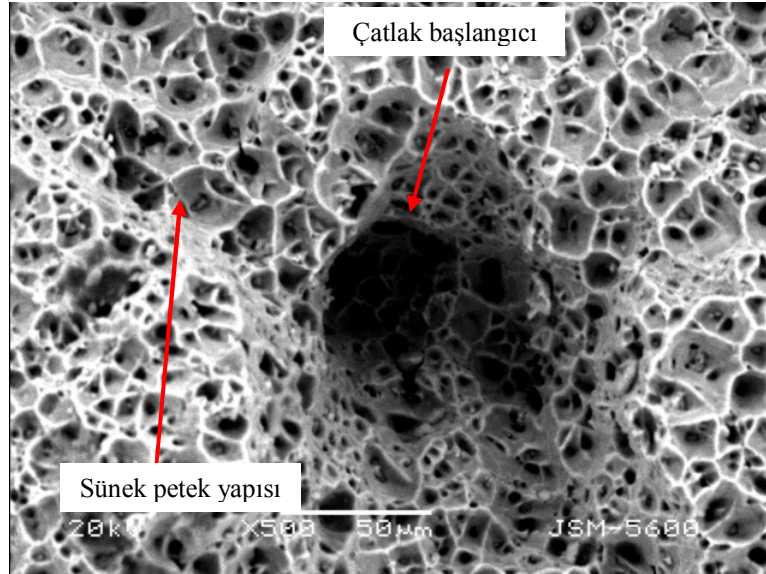
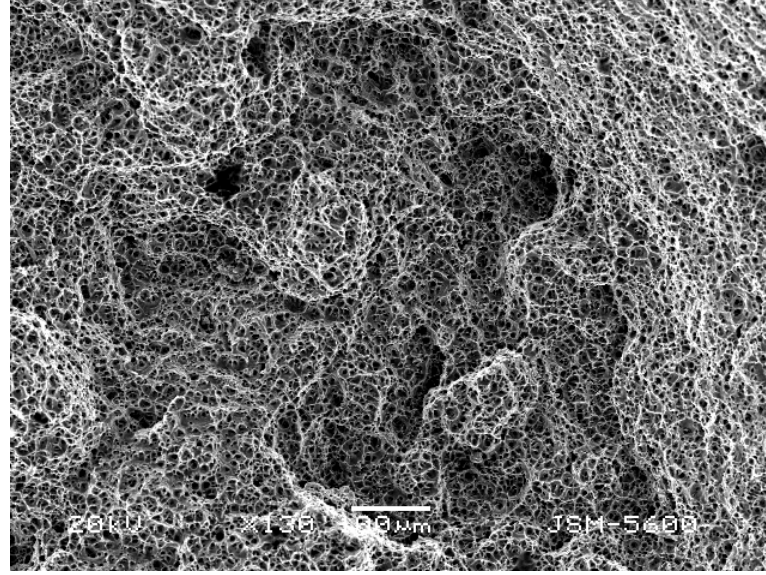
b)

Şekil 4.100 : 2024 alaşımından iki farklı yorulma numunesinin ( $\sigma_{max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü

6063 alaşımının çekme ve yorulma deney numunelerinin kırık yüzey analizlerinde genellikle *petek yapı* olarak adlandırılan süngerimsi ve her yerde homojen düzgün

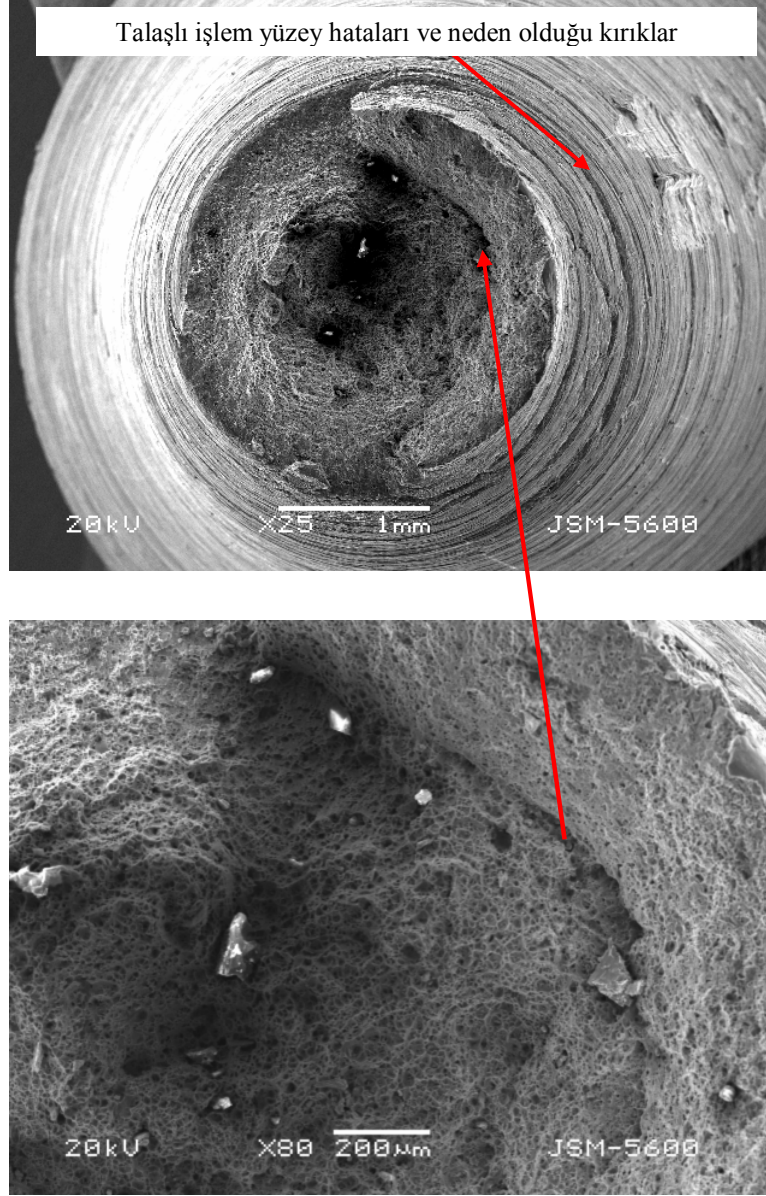


kırılma yüzeylerinin elde edildiği kırılma yüzeyleri görülmüştür. Şekil 4.101'de bu kırılma yüzeylerine örnekler verilmiştir. Şekil 4.101'de çözeltiye alma sonrası 20°C sıcaklıktaki suda su verilmiş, 6063 alaşımından iki farklı çekme numunesinin kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü verilmiştir.



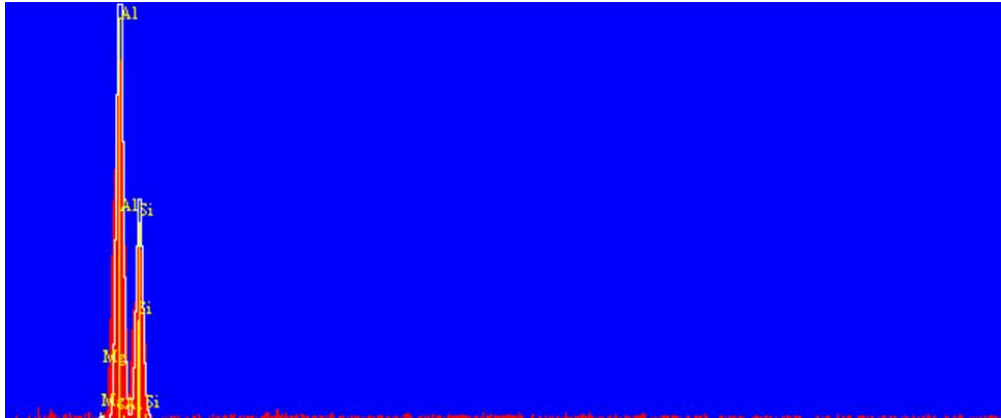
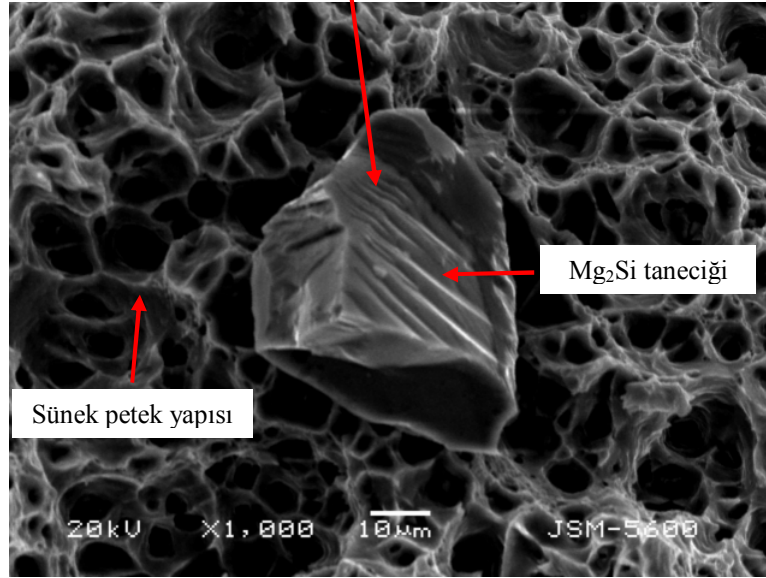
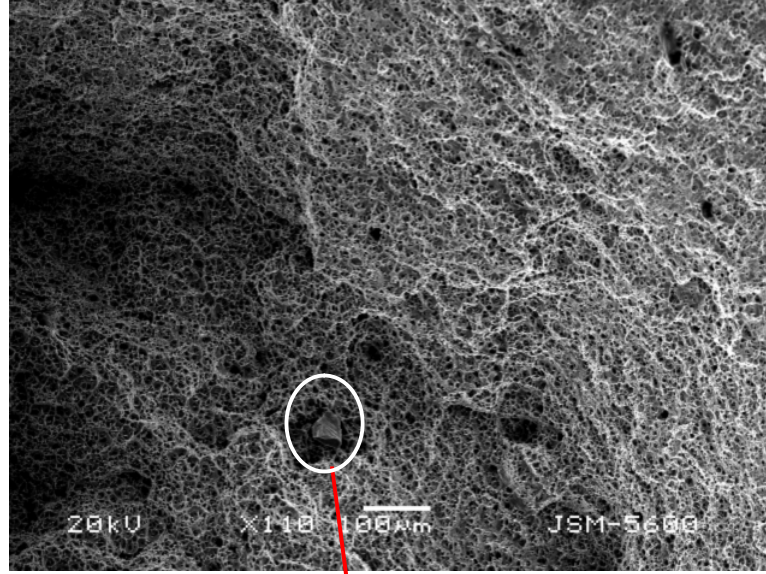
Şekil 4.101 : 6063 alaşımından iki farklı çekme numunesinin SEM görüntüsü

6063 alaşımı oldukça sünek ve yumuşak bir alaşım olduğundan dolayı, numunelerin talaşlı işlemlerinde yüzey hataları görülmüştür. SEM analizlerinde de bu talaşlı işlem hatalarının çentik etkisi oluşturarak, çatlak başlangıcı olarak rol aldığı gözlemlenmiştir. Şekil 4.102'de bu duruma örnek verilmiştir.

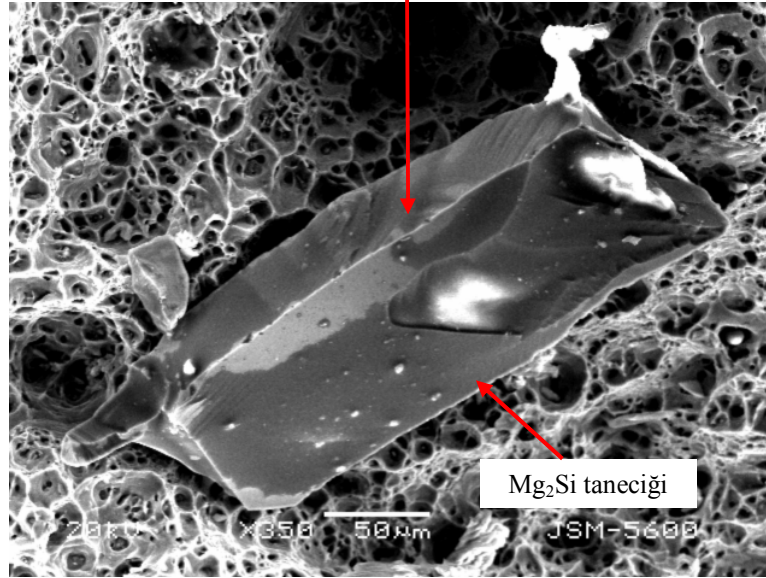
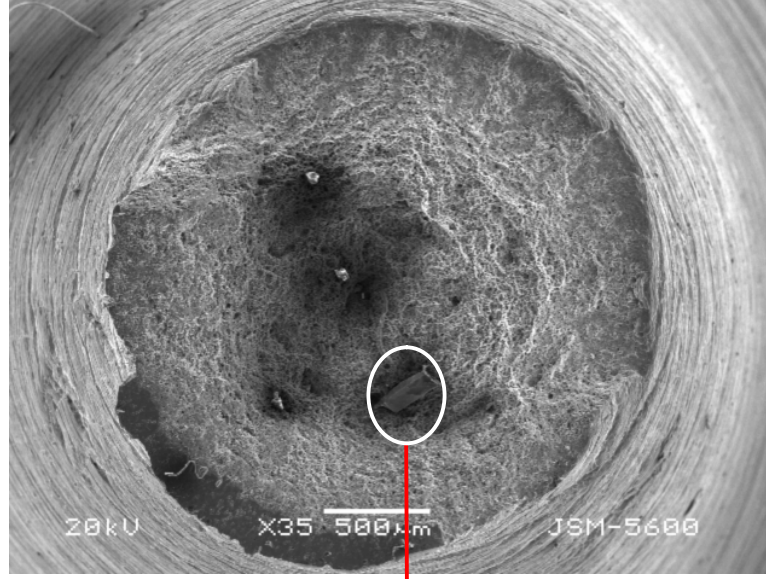


Şekil 4.102 : 80°C suda su verilmiş 6063 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{\max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü

6063 alaşımında da 2024'te olduğu gibi, mikroyapıdaki ikincil fazlar çentik etkisi oluşturarak, malzemede çatlak başlangıcı olarak rol almış ve kırılmaya sebebiyet vermiştir. Şekil 4.103'te 20°C suda su verilmiş 6063 alaşımından çekme numunesinin, Şekil 4.104'te ise 80°C suda su verilmiş 6063 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{\max} = 0,9R_m$ ), kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analizleri verilmiştir. Şekil 4.103 ve 4.104'te görülen tanecikler  $Mg_2Si$  tanecikleridir. EDS analizleri bu sonucu doğrulamaktadır.

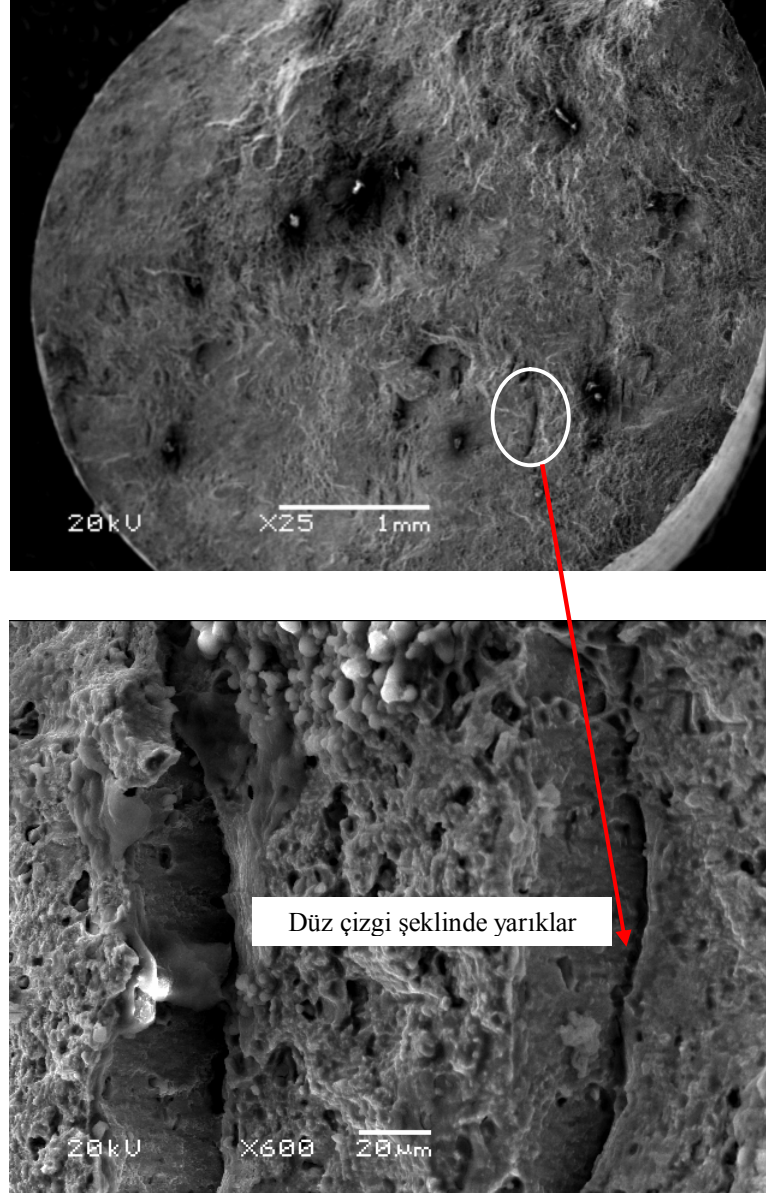


Şekil 4.103 : 20°C suda su verilmiş 6063 alaşımından çekme numunesinin SEM görüntüsü ve EDS analizi



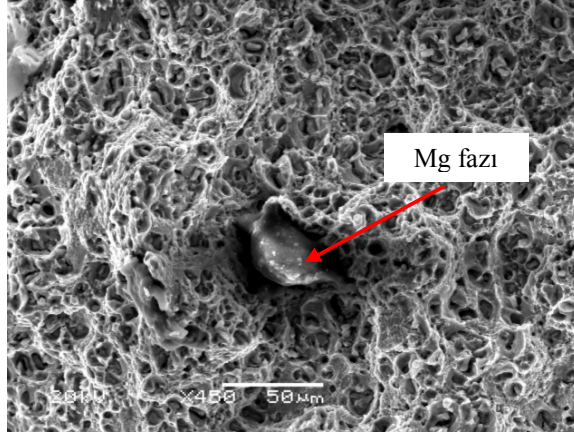
Şekil 4.104 : 80°C suda su verilmiş 6063 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{\max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü ve EDS analizi

7075 alaşımında da 2024 alaşımına benzer kırık yzeyleri gözlemlenmiştir. Şekil 4.105'te 20°C suda su verilmiş 7075 alaşımından çekme numunesinin kırık yzeyinin SEM görüntüsü verilmiştir. Kırılmaya neden olan çatlak bölgelerinde düz çizgi şeklinde yarıklar gözlemlenmiştir.



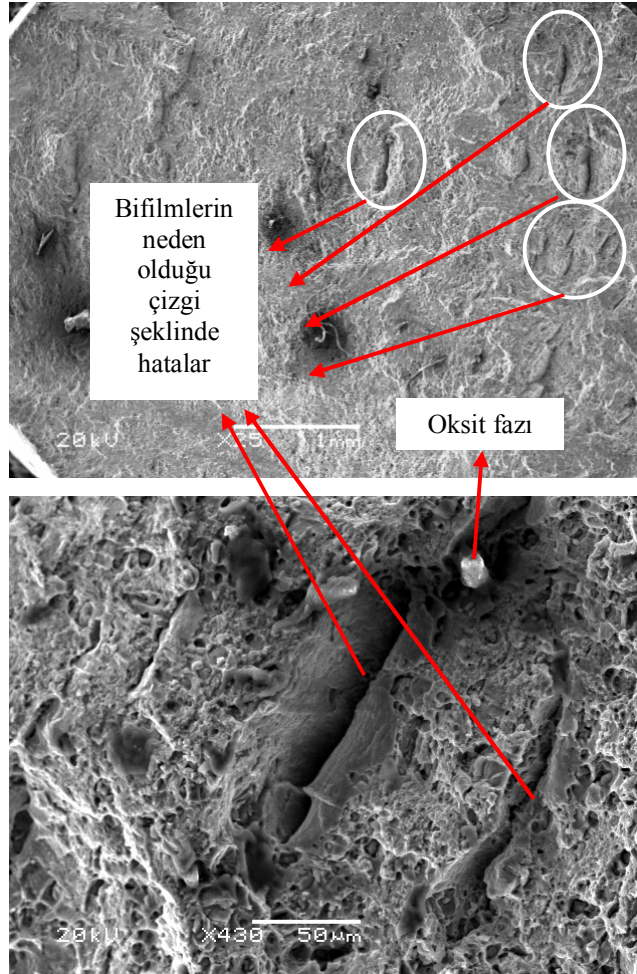
Şekil 4.105 : 20°C suda su verilmiş 7075 alaşımından çekme numunesinin SEM görüntüsü

Şekil 4.106'da 80°C suda su verilmiş 7075 alaşımından bir başka çekme numunesinin SEM görüntüsü verilmiştir. Görüntüde yer alan ikincil faz, Mg fazıdır. Görüldüğü üzere Mg fazı yapıda tek başına yer almış ve etrafında oluşturduğu poroziteden alüminyum alaşımı sünek olarak kırılmıştır.



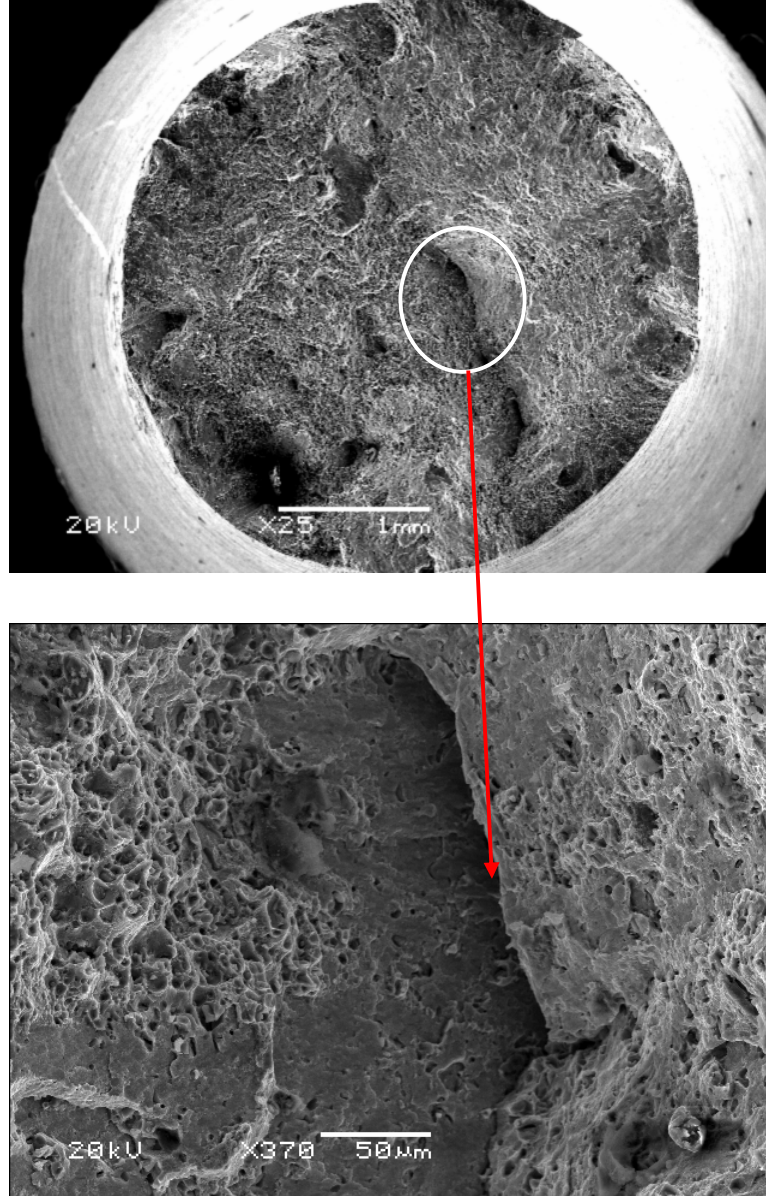
Şekil 4.106 : 80°C suda su verilmiş 7075 alaşımından çekme numunesinin SEM görüntüsü

Şekil 4.107'de 80°C suda su verilmiş 7075 alaşımından bir başka çekme numunesinin SEM görüntüsü verilmiştir. Çizgi şeklinde oluşan çatlakların sebebinin oksit filmleri (bifilmler) olduğu düşünülmektedir.



Şekil 4.107 : 80°C suda su verilmiş 7075 alaşımından bir başka çekme numunesinin SEM görüntüsü

Şekil 4.108’de 20°C suda su verilmiş 7075 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{\max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü verilmiştir. Şekilde numunenin yorulma etkisi altında parçalı kırıldığı görülmektedir. Farklı bölgelerde yer alan çatlaklar birden fazla çentik etkisi altında malzemenin parçalı olarak kırıldığını göstermektedir.



Şekil 4.108 : 20°C suda su verilmiş 7075 alaşımından yorulma numunesinin ( $\sigma_{\max} = 0,9R_m$ ) SEM görüntüsü

#### 4.6 Vakum Altında Katılma Testi (VAKT) Sonuçları

Şekil 4.109’den 4.11’e kadar VAKT numunelerinin yüzey görüntüleri verilmiştir. Burada kalıba ilk dökülen numune ile son dökülen numunelerin görüntüleri kullanılmıştır.



Şekil 4.109 : 2024 için kalıba a) ilk, b) son dökülen VAKT numunesinin yüzey görüntüsü



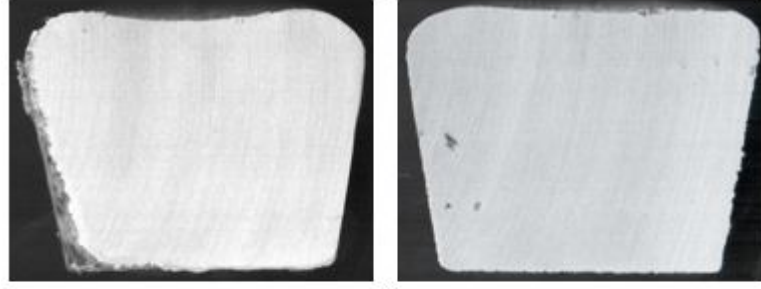
Şekil 4.110 : 6063 için kalıba a) ilk, b) son dökülen VAKT numunesinin yüzey görüntüsü



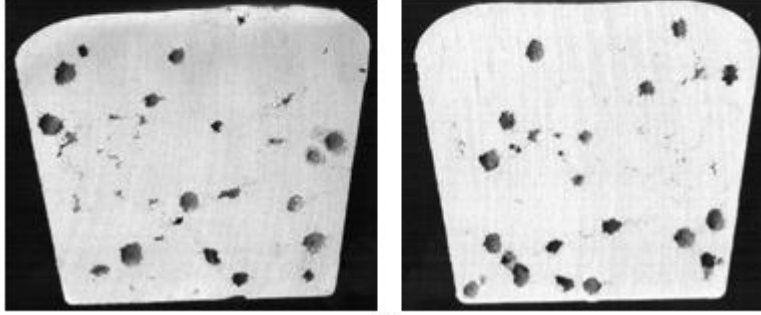
Şekil 4.111 : 7075 için kalıba a) ilk, b) son dökülen VAKT numunesinin yüzey görüntüsü

Yüzey görüntülerinde ilk göze çarpan husus, fırında ergitildikten sonra kalıba ilk dökülen numune ile son dökülen numunelerin yüzeyleri arasındaki kalite farkıdır. Bu husus, Bölüm 5’te tartışılmıştır. Şekil 4.112’den 4.114’e kadar da VAKT numunelerinin kesit görüntüleri verilmiştir. Burada kalıba ilk dökülen iki numune ile son dökülen iki numunelerin görüntüleri kullanılmıştır.



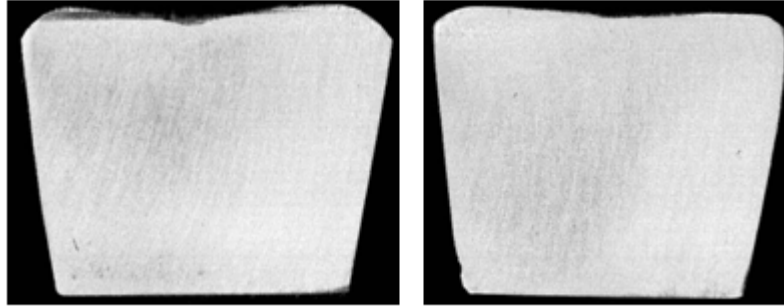


a)

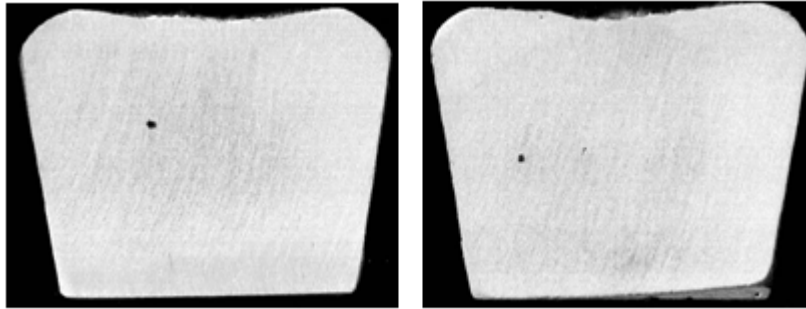


b)

Şekil 4.112 : 2024 için kalıba dökülen a) ilk iki, b) son iki VAKT numunesinin kesit görüntüsü

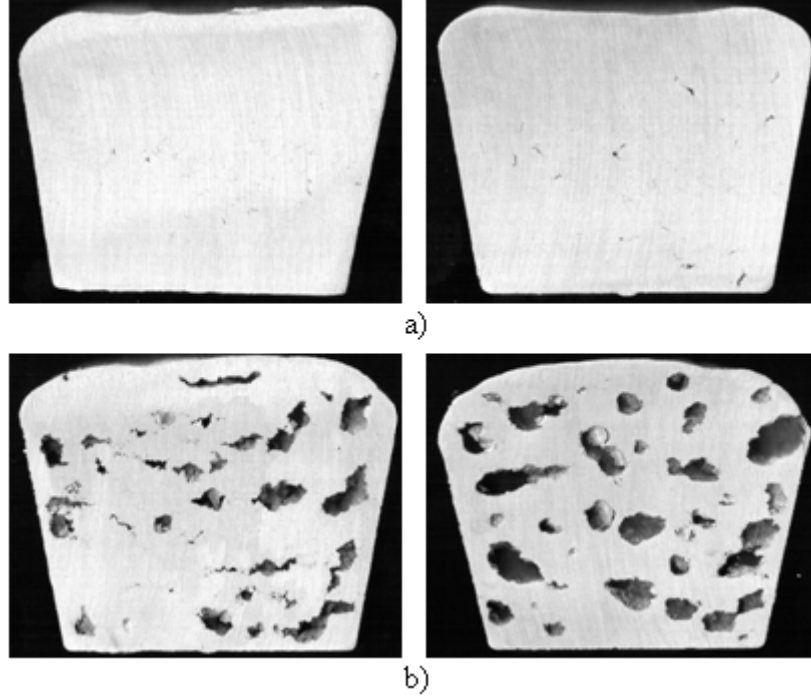


a)



b)

Şekil 4.113 : 6063 için kalıba dökülen a) ilk iki, b) son iki VAKT numunesinin kesit görüntüsü

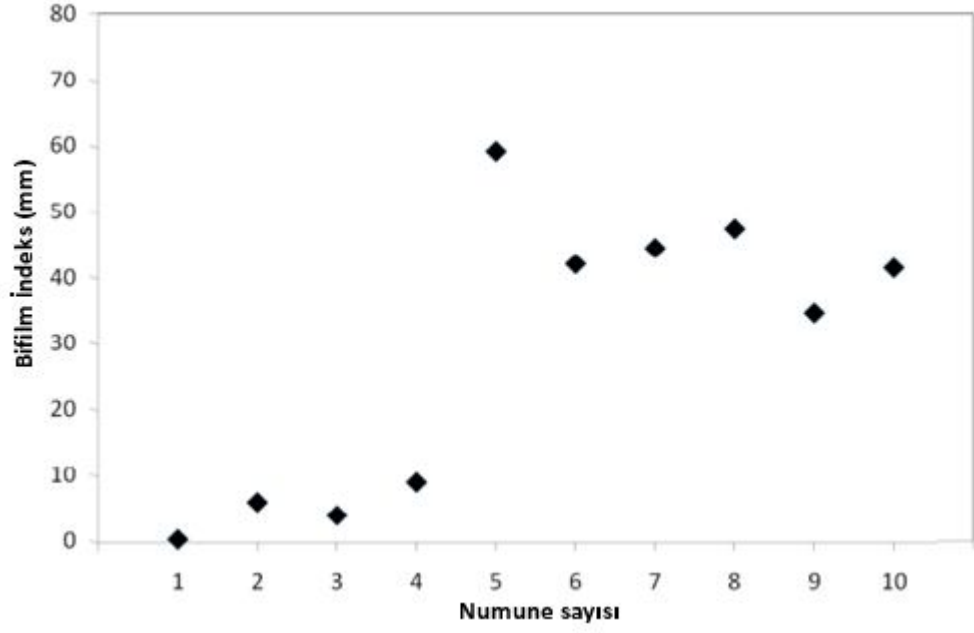


Şekil 4.114 : 7075 için kalıba dökülen a) ilk iki, b) son iki VAKT numunesinin kesit görüntüsü

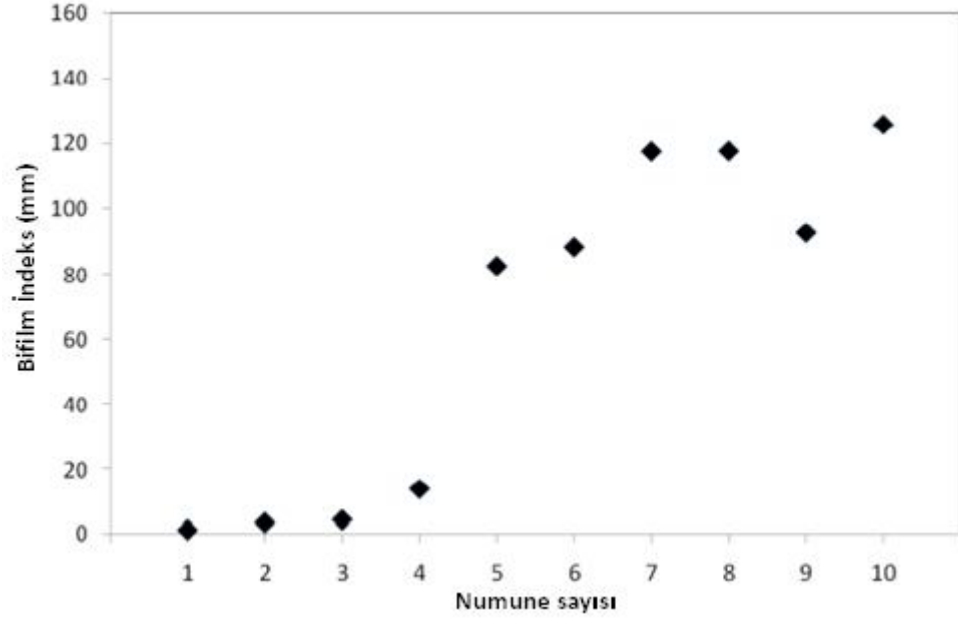
2024 ve 7075 alaşımlarının son dökülen VAKT numunelerinde ilk dökülen numunelere göre bifilm indeksinin ve buna bağlı olarak porozite miktarının oldukça arttığı görülmüştür. Ancak 6063 alaşımında bu husus gerçekleşmemiştir. Oldukça özgün ve ilgi çekici olduğu düşünülen bu durum ile değerlendirme de Bölüm 5'te detaylıca tartışılmıştır.

#### 4.6.1 Bifilm indeks sonuçları

İkinci bölümde Şekil 2.28'de bir örneği gösterilen bifilm indeks hesaplamalarının sonuçlarına göre, 2024 ve 7075 alaşımlarının ilk 10 adet VAKT numunelerinin bifilm indeks değerleri Şekil 4.115 ve 4.116'da verilmiştir. 6063 alaşımının VAKT numunelerinin bifilm indeks değerleri sıfıra yakın olduğu için burada bu değerlere yer verilmemiştir.

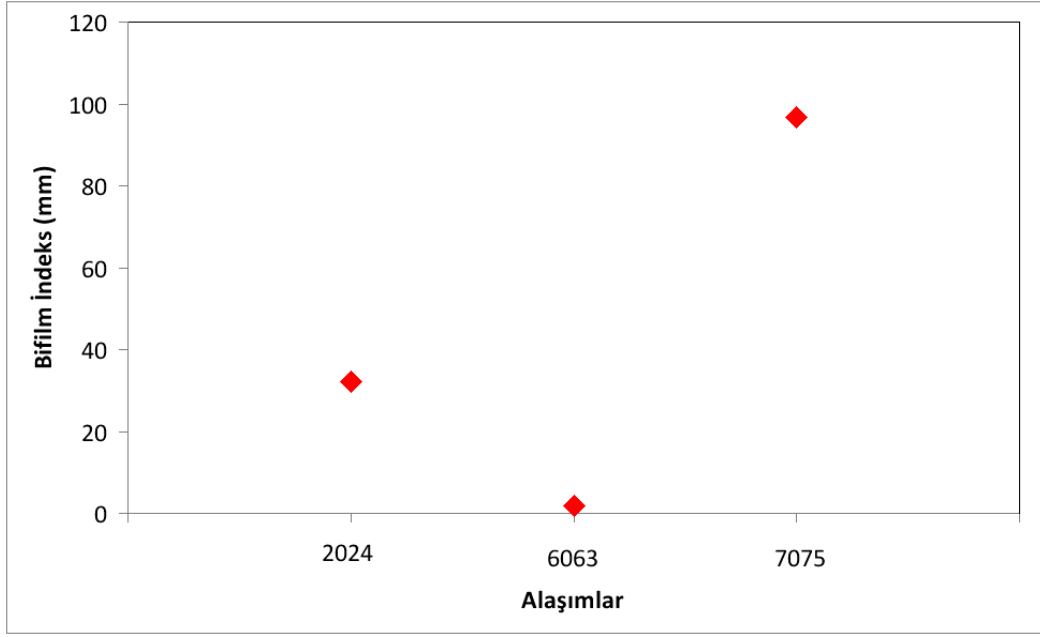


Şekil 4.115 : 2024 alaşımının bifilm indeks değişimi



Şekil 4.116 : 7075 alaşımının bifilm indeks değişimi

Üç alaşım için elde edilen ortalama bifilm indeks değerlerinin karşılaştırması Şekil 4.117’de verilmiştir.



Şekil 4.117 : Üç farklı alaşımın ortalama bifilm indekslerinin karşılaştırması

## 5. TARTIŞMA

Alüminyum alaşımları uzay, uçak ve havacılık sanayinde, otomotiv sektöründe kritik parçalarda yaygın kullanım alanı bulmaktadır. Bu yönüyle özellikle ülkemizde gelişen sanayi ve teknoloji ile birlikte alüminyum alaşımlarının kullanımının artması kaçınılmazdır.

Alüminyum alaşımları tipik olarak iki ayrı sınıfta incelenirler: döküm ve dövme alaşımları. Döküm işlemi, alaşımın ergitme sıcaklığının üzerinde sıvı hale getirilerek uygun olarak tasarlanmış kalıp içerisine dökülmesi sonrası arzu edilen şeklin üretilmesidir. Döküm yöntemlerinin en temel avantajı, parça geometrisinde herhangi bir kısıtlama olmaması, her türlü karmaşık şekillerin üretilebilmesi ve seri üretime uygunluğu nedeniyle ekonomik olmasıdır. Fakat sıvı-katı arası yoğunluk farkından kaynaklanan çekilme boşluğu (shrinkage), besleme, sıcak yırtılma, segregasyon ve benzeri hataların oluşumu, döküm prosesindeki kaçınılmaz hatalardan bazılarıdır. Dolayısıyla döküm işlemi, kontrollü ve konusunda uzman kişilerce yapılması gereken hassas bir yöntem olarak değerlendirilebilir [1, 3-4, 26].

Dövme işlemi ise alüminyum alaşımlarının katı halde şekil verilmesi ile üretilmesini sağlayan yöntemlerden birisidir. Dövme işlemlerinde, katı malzemeye şekli verebilmek için yüksek kapasiteli cihazlara ihtiyaç vardır. Kullanılan yüklerin yüksek olmasından dolayı da kalıp ömürlerinde yüksek performans beklenmektedir. Ayrıca dövme işleminde, döküm yöntemlerinde olduğu gibi, her türlü şekli verebilmek ve özellikle karmaşık şekilli parçalar üretmek zordur.

Bütün bu yöntemlerin kendi içerisindeki avantaj ve dezavantajlarına rağmen, alternatif olarak yarı-katı durumda şekil verme yöntemleri geliştirilmiştir. Bu yöntemlerin geliştirilmesinin temel amaçları; döküm sırasındaki sıvı-katı faz değişiminden kaynaklanan hataların minimuma indirilmesi ve dövme yönteminin dezavantajları olan karmaşık şekillerin verilememesi ve düşük kalıp ömürlerinin olmasına çözüm getirmektir [3, 28].

Yarı-katı şekil verme yöntemleri, esasen ilk olarak; Flemings [27, 32-38] tarafından yapılan çalışmalarda; döküm sırasında uygulanan mekanik karıştırma sonucunda, dendritlerin kırılarak küresel taneler elde edilmesi sonrası büyük önem kazanmış yöntemlerdir. Dolayısıyla, yöntemin en önemli özelliklerinden birisi olarak homojen küresel yapıların elde edilmesi göze çarpmaktadır. Yarı-katı şekil verme yöntemleri, dendritik yapının heterojenliğinden kaynaklanan bazı problemlerin giderilmesi ve mekanik özellikler açısından geliştirilmiş-üstün özellikler sağlamasından dolayı 1970'lerden beri çok sık olarak araştırılmaya ve çalışılmaya başlanmış bir konudur. Günümüzde yarı-katı şekil verme yöntemlerinden birçoğu patentli olarak türlü üretim firmalarında kullanım alanı bulmaktadır.

Her ne tipte üretim yöntemi seçilecek olursa olsun, sonuçta üretilecek olan parçanın arzu edilen yüksek kalitede olması ve hata içermemesi istenir. Bu amaçla üretilen parçalar çeşitli testlere tabi tutularak istatistiksel olarak güvenilirlik testleri yapılır.

Bu çalışmada da, yarı-katı üretim yöntemlerinden biri olan SIMA yöntemi kullanılarak üretilen 2024, 6063 ve 7075 alaşımlarının T6 ısıl işlemi sonrası mekanik özellikleri Weibull dağılımı ile inceleme altına alınmıştır. Ayrıca metal kalitesi VAKT testi yardımı ile değerlendirilip, bifilm indeksi ile mekanik özellikler ve blister oluşumu arasındaki ilişki ortaya çıkartılmaya çalışılmıştır.

Blisterler, yüksek sıcaklıklarda yapılan ısıl işlemler sırasında parçanın yüzeylerinde oluşan kabarcıklardır (Şekil 2.20). Bu blisterlerin oluşumu işleme sırasında problemlere yol açtığı gibi parçaların kullanım dışı kalmasına sebep verebilecek derecede önemli hatalardır.

Blister oluşumu ve neden olduğu hasarlar konusunda çeşitli çalışmalar yapılmıştır [110-128]. Bu çalışmaların genel sonucu, "hidrojen gevrekliği" olarak da bilinen sebebe dayandırılmıştır. Teori şunu ileri sürmektedir: Hidrojen, sıvı alüminyumda yüksek çözünürlüğe sahiptir ve azalan sıcaklık ile birlikte çözünürlüğünde ciddi bir düşme gözlenir (Şekil 2.17). Katıdaki bu denli düşük çözünürlüğünden dolayı hidrojenin, döküm sırasında çözüldüğü ayrılarak poroziteye sebep olduğu ileri sürülür. Bununla birlikte alüminyum kristal kafesinde distorsiyona sebep olarak çatlak oluşturduğu ileri sürülmektedir [110-111, 113-114]. Alüminyum ve alaşımlarına uygulanan ısıl işlemler sırasında fırın atmosferinde bulunan rutubet, hidrojen kaynağı olduğu için (Denklem 2.2), belirtilen çatlak oluşturma

mekanizmasını tetikleyerek yüzeyde blisterlerin oluşumuna neden olduğu ileri sürülmektedir. Bu mekanizma, soğuk şekil verilen metaller için gerçekçi bir yaklaşımdır, çünkü plastik deformasyon esnasında metal ve alaşımlarda mikro boşluklar oluşur [154]. Ancak, iç çatlakların oluşması ve ilerlemesini içeren hidrojen gevrekliğinin genel mekanizması hala tam olarak açıklanamamaktadır.

Dışpınar [1-2, 5, 71, 129-130, 137-138] yaptığı çalışmalarda; hidrojenin çözüldüğü ortamdan ayrılarak poroziteyi oluşturmasının homojen veya heterojen olarak imkansız olduğunu ileri sürmüştür ve yaptığı deneysel çalışmalar ile bunu göstermiştir. Periyodik tabloda sol en üstte yer alan ve en küçük atom çapına sahip olan hidrojen atomunun yüksek difüzyon kabiliyeti göz önünde bulundurulacak olursa, herhangi bir şekilde bir araya gelerek kritik çekirdek çapını oluşturması ve daha sonra gaz fazına geçebilmesi için gerekli olan enerji yaklaşık olarak 18.000 atm basınç gerektirmektedir. Eğer heterojen olarak çekirdeklenme olacak ise, prensip olarak hidrojen atomlarının yapıda var olan bir çekirdekleştiriciyi ıslatarak çökmesi gerekmektedir. Homojen çekirdeklenme ile heterojen çekirdeklenme arasındaki ilişki tipik olarak ıslatma açısı ile verilir ve eğer hidrojen, bahsi geçen heterojen kaynağı maksimum açı ile ıslatacak olursa, bu durumda homojen çekirdeklenme için gerekli enerjinin maksimum %5'i kadar enerji gerektirecektir. Bu durumda, homojen çekirdeklenme için 18.000 atm basınca ihtiyacı olan hidrojen 900 atm'e gereksinim duyacaktır. Açık hava basıncının 1 atm olduğu düşünülecek olursa, hidrojenin homojen veya heterojen olarak çekirdeklenmesi hemen hemen imkansızdır [26].

Fakat, tüm bu yaklaşımlara rağmen yapıda halen porozite ve blister benzeri hatalar gözlemleniyorsa, bunların oluşum mekanizması ne olmalıdır?

Bu durumu izah etmek için alüminyum üretim safhalarını detaylı olarak incelemek gerekmektedir. İster primer üretim yöntemi olsun, ister sekonder üretim olsun, sonuçta daima bir sıvı durumda olma durumu söz konusudur. Alüminyumun oksijene afinitesi oldukça yüksektir ve nanosaniyelerde oksitlenerek yüzeyinde bir oksit tabakası oluşturur. Vakum altında çalışılsa bile bu oksitin oluşumunu engellemek imkansızdır. Aslında alüminyumda oluşan bu oksit tabakası alüminyum ve alaşımlarına çok önemli bir özellik kazandırmaktadır. Çünkü bu oksit tabakası koruyucu bir görev görmektedir ve alüminyumun daha ileri oksitlenmesini engellemektedir. Alüminyum, korozyon direncinin bu denli yüksek olmasından dolayı çok çeşitli uygulamalarda kullanım alanı bulmaktadır.

Bu oksit, yüzeyde olduğu sürece herhangi bir problem teşkil etmez. Ancak, özellikle sıvı durumda üretim sırasında çeşitli türbülans ve benzeri yüzey bozulmalarında bu katı oksit tabakası katlanma suretiyle sıvı içerisine karışabilmektedir (Şekil 2.16). Oksit tabakası bir zımparaya benzetilecek olursa, bu katlanma sonrasında iki oksit yüzeyi arasında herhangi bir bağ olmayacaktır ve normal olarak bir boşluk içerecektir. İşte bu hatalara *bifilm* [4] adı verilir ve bifilm, özellikle poroziteye neden olmasının yanısıra mekanik özelliklerin de kötüleşmesine neden olacak çatlak benzeri hataları oluştururlar.

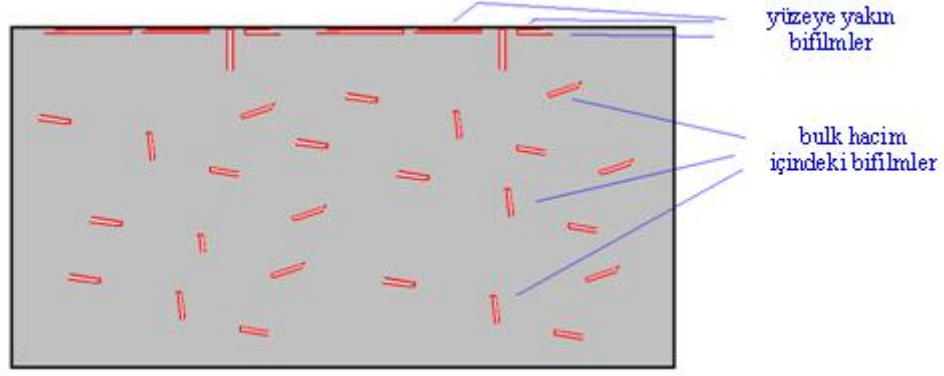
Daha önce bahsedildiği gibi, sıvıda yüksek, katıda düşük çözünürlüğe sahip olan hidrojen, bu durumda yani bifilm varlığında, bu bifilmelerin arasında var olan boşluğa difüze olarak ve bifilmeleri de açarak (Şekil 2.19) poroziteye sebep verecektir. Bu durumda, porozite oluşumu herhangi bir çekirdekleşme bariyerine ihtiyaç duymayacaktır. Sonuç olarak Fisher'in [90] yaklaşımında olduğu gibi homojen veya heterojen olarak çekirdekleşmeyecektir. Gerekli olan adım “büyüme” adımı olacaktır. İster hidrojen etkisiyle, isterse de katılaşma sırasında oluşan çekilme boşluğunun yarattığı negatif basınç ile bu bifilmeler açılabilirdiği sürece porozite oluşacaktır (Şekil 2.18). Bu nedenle, bu çalışmada ilk kez olarak “*hidrojen kaynaklı*” ifadesi yerine “*hidrojen teşvikli (destekli)*” ifadesi kullanılmaktadır. Yani, porozite oluşumu hidrojen kaynaklı olarak değil, hidrojen teşvikli olarak gerçekleşmektedir.

Isıl işlemler esnasında açılan bifilmeler katıyı deforme edemediğinden yüzeyden kabarcıklar şeklinde kendini göstermekte ve alaşımın yüzeyinin bozulmasına neden olmaktadır.

Bulk (Döküm) hacim içerisindeki bifilmelerin yoğun olan katı faz içerisinde açılabilmeleri için katıyı deforme edebilmeleri gerekmektedir. Bu da teorik ve pratik olarak imkansızdır. Yüzeye yakın şekilde duran bifilmeler Şekil 5.1’de şematik olarak gösterilmiştir. Bu bifilmelerin içerisinde zaten hava boşluğu bulunmaktadır. Isıl işlem esnasında, ortamdaki rutubet ile birlikte kendi içerisinde çözülmüş olarak bulunabilecek hidrojen, bu bifilmelerin içerisinde yoğunlaşmaya başlamaktadır [28].

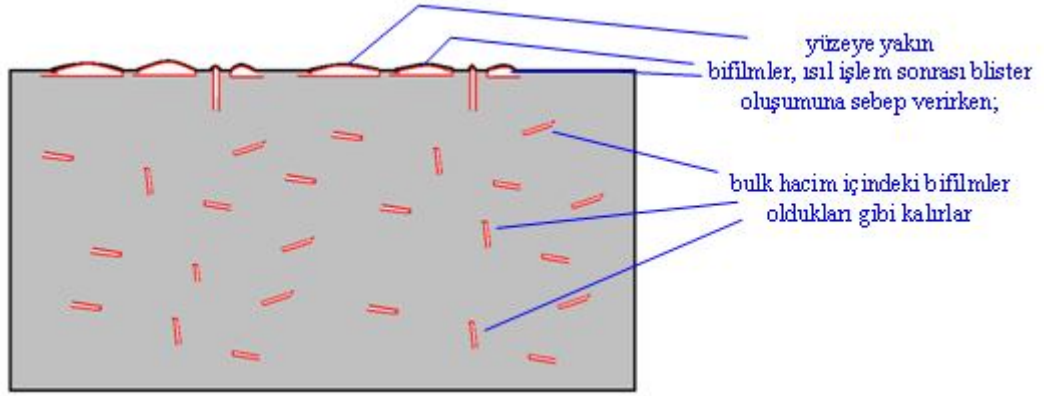
Bu yoğunlaşma sırasında bifilmeler açılmaya çalışılmaktadırlar, fakat alt tarafa doğru açılmazlar, çünkü yukarıda ifade edildiği gibi, katı fazı deforme edecek kadar güce sahip değildirler. Bu nedenle bifilmeler üst tarafa, diğer bir deyişle yüzeye doğru açılmaktadırlar: *Yani, blisterler...*





Şekil 5.1 : Katı yüzeye yakın durumda bulunan bifilmli (şematik)

Şekil 5.2’de bifilmli varlığına bağlı olarak blister oluşumu şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 5.2 : Yüzeye yakın durumdaki bifilmliğin ısı işlem sonrası blister oluşumunu (şematik)

Tüm bu nedenlerden dolayı, çalışmada yüzeyde görülen blisterlerin morfolojisi, boyutları ve bifilmliğin varlığının blister oluşumuna etkileri incelenmiştir. Ayrıca, blister oluşumunun alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerine etkileri de çalışma kapsamında değerlendirilmiştir.

### 5.1 SIMA İşlemi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

2024, 6063 ve 7075 alaşımlarına SIMA işlemi 550 - 620°C sıcaklık aralıklarında ve 5 – 45 dakika süre aralıklarında uygulanmıştır. Makro yüzey fotoğraflarından görüldüğü üzere (Şekil 4.1 – 4.11), 550°C’nin üzerindeki sıcaklıklarda ortalama olarak 15 dakikadan itibaren ve yüzeyde kabarmalar şeklinde blister oluşumları gözlemlenmiştir. Sıcaklık arttıkça ise blister oluşum süresi kısalmıştır. 575°C sıcaklıkta 25 dakika sonrasında ise küresel tane oluşumu tamamlanmıştır. Aynı

zamanda, düşük sıcaklık – uzun süre parametreleri ile yüksek sıcaklık – kısa süre parametreleri arası blister oluşumlarında benzer yüzey yapıları görülmekle birlikte, fırında tutma süresi arttıkça, yüzeydeki blisterlerin yoğunluğunun arttığı ve yüzeyde distorsiyon ve şekil bozukluklarının olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 4.23 – 4.24). Bununla birlikte, artan sıcaklıkla beraber yarı-katı bölgede, ısı işlem esnasında tane sınırında ergimiş ikincil fazların arttığı görülmüştür (Şekil 4.25 – 4.27). 2024 alaşımının kimyasal bileşimi incelendiğinde, Mg miktarının %1,5 dolaylarında olduğu görülmektedir. Mg, alüminyum oksit ile birleşerek “*spinel oksit*” adı verilen  $MgO.Al_2O_3$  oksitlerini oluşturmaktadır [4]. Bu oksitler, döküm esnasında bifilmelerin artışına neden olmakta ve bu bifilmeler de blisterleri oluşturmaktadır. 2024 alaşımının SEM analiz görüntülerinde yer alan taneler üzerindeki büzülmüş şeklindeki bifilmelerin varlığı bu durumu açıkça ortaya koymuştur (Şekil 4.51).

2024 alaşımlarına uygulanan SIMA işlemleri sonunda  $575^{\circ}C$  sıcaklıkta 25 dakika sonrasında küresel tane oluşumunun tamamlandığı belirlenmiştir. Bununla birlikte, optimum küresel tane yapısını belirlemek üzere ikincil faz oranı (SPR) ve tane boyutu analizleri gerçekleştirilmiştir. SPR ve tane boyutu analizi sonuçlarına göre (Şekil 4.46 ve Tablo 4.6 – 4.8), optimum küresel tanelerin,  $620^{\circ}C$  sıcaklık – 15 dakika süre parametrelerinde ve ortalama tane boyutunun  $83,33 \mu m$  olduğu durumda elde edildiği sonucuna varılmıştır.

Literatür bilgilerine göre, teoride tane sınırlarında ikincil fazların olması beklenmektedir. Mikroyapı fotoğraflarında görülen tane sınırlarındaki ikincil fazlar, SEM analizleri sonucunda da gözlemlenmiştir (Şekil 4.47). Cu atomunun ağırlığı, Al atomunun ağırlığından fazladır. Bu nedenle SEM cihazında Backscatter işlemi uygulandığında, farklı kontrasttan dolayı, Cu atomlarının beyaz renkte görünmesi beklenmektedir. Nitekim Şekil 4.47’de tane sınırlarında görülen Cu fazları beyaz renkte göze çarpmaktadır. EDS analiz sonuçları da bu durumu desteklemektedir (Şekil 4.48).

7075 alaşımının SIMA işlemi sonucunda da 2024 ile benzer sonuçlar elde edilmiştir. SPR ve tane boyutu analizi sonuçlarına göre (Şekil 4.46 ve Tablo 4.6 – 4.8), optimum küresel tanelerin,  $620^{\circ}C$  sıcaklık – 15 dakika süre parametrelerinde ve ortalama tane boyutunun  $83,33 \mu m$  olduğu durumda elde edildiği sonucuna varılmıştır. 7075 alaşımında da, 2024 alaşımına benzer olarak, SIMA işlem sıcaklığı ve süresi arttıkça blisterlerin oluşum yoğunluğunun arttığı gözlemlenmiştir. Bunun

sebebi de irdelenecek olursa; 2024 alaşımında olduğu gibi 7075 alaşımında da karmaşık oksit yapıları oluşmaktadır. Bununla birlikte *Zn miktarının yuıksek olması* bu oksitlerin yapısını daha da karmaşık hale getirmektedir. Bu karmaşık oksitler oluştuğu sũrece de, dũkũm işlemi zorlaşmakta ve dolayısıyla bifilmelerin dũkũme karışması da kolaylaşmaktadır. SEM analiz sonuçları da yapıdaki bifilmelerin varlığını aęıkęa ortaya koymuştur (şekil 4.52).

6063 alaşımında; 2024 ve 7075 alaşımlarından farklı olarak; SIMA işlemleri esnasında yũzeyde blister oluşumu gũzlemlenmemiřtir (şekil 4.21 – 4.22). Bu ilginę sonucun sebebi irdelenecek olursa; 6063 alaşımının kimyasal bileşimi incelendiğinde, bũtũn alaşım elementlerinin miktarının %1'in altında olduğu gũrũlmektedir. Dolayısıyla 6063 alaşımı saf alũminyuma yakın bir bileşime sahiptir! Bu yũzden buradaki *oksit tabakası* da saf alũminyumdan oluşan tabakadır! Geręekleřtirilen mikroyapı, SPR ve tane boyutu analiz sonuçları da bu durumu desteklemektedir. Ayrıca 6063 alaşımında bifilm indeks değerlerinin sıfıra yakın olarak elde edilmesi de blister oluşmamasına bir sebep olarak değerlendirilmektedir. Bununla birlikte bu durumu ağıklayan en ȃnemli kanıt, mekanik deneyler sonucunda elde edilmiştir.

## 5.2 ȃzeltiye Alma İşlemi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Alũminyum alaşımlarına uygulanan ȃzeltiye alma ısıl işlemi, denge diyagramına gȃre tek faz bȃlgesine çıkararak, ȃtektik sıcaklığı geğmeyecek bir sıcaklık aralığında tũm ikinci fazların katı ȃzeltiye alınması işlemidir. Buradaki amaç, homojen olarak  $\alpha$  tek fazı elde edebilmektir (Bȃlũm 2.3.1.1).

Daha sonra aniden su verme işlemi ile aşırı doymuş katı faz elde edilir ve yaşlanma işlemi ile ikinci fazların yapı içerisinde homojen olarak dağılması sağlanır. Bu durumda mekanik ȃzelliklerde bir artış elde edilir. Alũminyum alaşımlarında tipik olarak Cu, Mg ve Zn ilavesi yapılarak mukavemet artışına gidilir. SIMA sonrası elde edilen kũresel yapıları çevreleyen ikincil fazlar şekil 4.27'de mikroyapıda koyu olarak gȃrũlen bȃlgelerdir. ȃzeltiye alma sırasında bu fazlar, tane sınırlarından itibaren  $\alpha$  matriksi içerisinde ȃzũnmeye başlayacaktır. ȃzũnme hızını etkileyen en ȃnemli faktȃrler seçilen sıcaklık ve o sıcaklıkta bekleme sũresidir. Dolayısıyla çalışmada tercih edilen sıcaklıklarda 120 dakikaya kadar bekleme yapılmıştır ve her 30 dakikada bir numune alımı yapılarak sũreye bağlı olarak ȃzũnme hızı tespit

edilmiştir. Sıcaklık ve bekleme süresini etkileyen diğer önemli faktör ise alaşım elementlerinin difüzyonu ve konsantrasyonudur. Konsantrasyonun artması, itici gücü arttıracığı gibi difüzyon katsayısının artması da difüzyonu hızlandıracaktır [151]. Nitekim,  $D_{Cu/Al}$  0,63 cm<sup>2</sup>/s iken  $D_{Mg/Al}$  1,20 cm<sup>2</sup>/s difüzyon katsayısına sahiptir [152]. Dolayısıyla Mg'un Al içinde difüzyonu Cu'ya göre yaklaşık 2 kat fazla olacaktır.

Bu çalışmada yapılan denemelerde de yüksek Mg içeren 7075 alaşımlarında 30 dakikada çözeltiye alma işlemi tamamlanırken, Cu oranı yüksek olan 2024 alaşımında bu süre 90 dakikaya çıkmaktadır. Dışpınar'ın çalışmalarında gösterdiği sonuçlara benzer bulgular bu çalışmada da gözlemlenmiştir. Dışpınar [64], SIMA uyguladığı çalışmasında ikincil faz oranı yüksek olan durumlarda, çözeltiye geçmenin daha hızlı olduğunu tespit etmiştir.

Bu çalışmada da SPR analiz sonuçlarında (Bölüm 4.1.2), ikincil faz oranı yaklaşık %5,7 (Tablo 4.6) olan 7075 alaşımı, ikincil faz oranı yaklaşık %14,3 (Tablo 4.6) olan 2024 alaşımına göre daha kısa sürede çözeltiye geçmiştir.

### 5.3 Yaşlandırma İşlemi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Detayları Bölüm 3'te ve bulguları Bölüm 4.3'te verilen yaşlandırma deneyleri sonrası elde edilen sertlik sonuçlarına göre, 2024 alaşımının ekstrüze edilmiş hali ile SIMA sonrası hali arasında belirgin bir sertlik değişimi gözlemlenmemiştir (Şekil 4.61). Çözeltiye alma sonrası, oda sıcaklığında (20°C) su verme işleminde ise sertlikte az miktarda da olsa bir düşüş gözlemlenmiştir. Fakat yaşlandırma işlemi sonrası sertlikte maksimum değere ulaşılmıştır. 80°C suda su verme işleminde ise sadece farklı olarak, sertlik artışı yaşlandırma işleminden sonra değil, su verme işleminden sonra görülmüştür.

80°C suda su verme işlemi sonrası sertliğin artmasının sebeplerinin; i) iç gerilmeler, ii) boşluk konsantrasyonu ve iii) çökelti fazlarının oluşum mekanizmalarının olduğu düşünülmektedir. Su verme işleminde, su verme hızı arttıkça (atomsal) boşluk konsantrasyonu da artmaktadır [153-154].

6063 alaşımında hem SIMA hem de çözeltiye alma sonrasında sertlikte az miktarlarda düşüş gözlemlenmiştir (Şekil 4.62). Bununla birlikte yaşlandırma sonrası maksimum sertlik değerlerine ulaşılmıştır.

7075 alaşımında ise SIMA sonrası az miktarda artış gözlemlenmiştir (şekil 4.63). Oda sıcaklığında (20°C) ve 80°C suda su verme işlemi sonrasında ise sertlikte az miktarda düşüş görülmüştür. Bu düşüş oda sıcaklığında su vermede biraz daha fazla olmuştur. Bununla birlikte, yaşlandırma işlemi sonrası, her iki durumda da aynı maksimum değerlere ulaşılmıştır.

#### **5.4 Mekanik Deneylerin Sonuçlarının Değerlendirilmesi**

Farklı su verme sıcaklık parametreleri için 30'ar adet numuneler ile geręekleřtirilen çekme deneylerinin sonuçları şekil 4.64 – 4.75 arasında verilmiştir. Deney sonuçları Weibull dağılımı kullanılarak analiz edilmiştir. şekil 4.76'dan görüldüğü üzere, 2024 alaşımında 20°C ile 80°C su verme parametreleri arasındaki çekme dayanımı sonuçları tam bir paralellik göstermiştir. Tablo 4.14'ten de görülebileceği gibi lineer regresyon (Denklemler 3.2) kullanılarak Weibull modülleri 13,6 ve 13,2 olarak tespit edilmiştir. Bifilm indeksi yaklaşık 40 mm olan bu alaşımdaki tek farkın su verme sıcaklığı olması ve sonuçların bu denli paralel olması döküm kalitesinin sonuçlara etkisinin bir göstergesidir.

Weibull dağılımlarındaki tek fark, karakteristik değerlerin farklı olmasıdır. Tablo 4.15'ten görüldüğü üzere, 20°C'de su verme sonrası karakteristik çekme dayanımı değeri 481,8 MPa iken 80°C'de su verme sonrası bu değer 465,8 MPa'a düşmüştür. Her ne kadar 20 MPa çok büyük bir fark olmamasına rağmen sonuçta 80°C'de su verme sonrası daha düşük mukavemet elde edilmiştir. Fakat Tablo 4.15'teki kopma uzaması değerleri irdelenecek olursa, 80°C'de su verme sonrası karakteristik kopma uzaması değeri % 10,3 iken 20°C'de su verme sonrası bu değer % 6,8 olarak ortaya çıkmıştır. Dolayısıyla hızlı soğumada daha yüksek mukavemet elde edilirken, toklukta düşme olmuştur. 80°C su vermede ise iç gerilmelerin daha az olması beklenmekteydi ve sonuç olarak % 10'lara varan uzama değerleri gözlemlenmiştir, yani toklukta artış tespit edilmiştir.

Tablo 4.15'ten görülebileceği gibi, diğer alaşımlar için de aynı durum söz konusudur. 6063 ve 7075 alaşımlarında da hızlı soğumada karakteristik kopma uzamasında düşme olmuştur. Bununla birlikte 2024 alaşımından farklı olarak, bu iki alaşımda su verme hızı arttıka karakteristik çekme dayanımlarında düşüş gözlemlenmiştir.

2024 alaşımının çekme deney numunelerinin kırık yüzeylelerinde gerçekteştirilen SEM analiz çalışmalarından da görüleceği üzere, mikroyapıdaki ikincil fazlar literatür çalışmalarında belirtildiği gibi [1, 85, 155] genelde çentik etkisi oluşturarak malzemede çatlak başlatıcı rol oynamışlardır (Şekil 4.96 – 4.97, 4.99). Bununla birlikte, oksit fazlarının etkisi de kırık yüzeylelerinde açıkça görülmüştür (Şekil 4.98 – 4.99). Ayrıca SIMA işlemleri sonrası mikroyapıda gözlemlenen düzlemsel Fe fazlarının (Şekil 4.49), sünekliliği azaltarak [156] ve bifilmeler üzerinde çekirdekleyerek bifilmelerin çatlak başlangıcı olarak rol alması sonucu [85-86] mekanik özellikleri düşürdüğünün belirlendiği çalışmalar mevcuttur.

6063 alaşımının çekme deney numunelerinin kırık yüzeylelerinde gerçekteştirilen SEM analiz çalışmalarında da ikincil fazların varlığı ve bu fazların etrafında oluşan porozitelerin etkisi gözlemlenmiştir (Şekil 103 – 104). Bununla birlikte mikroyapının petek yapı olarak adlandırılan süngerimsi görünümlü mükemmel sünek davranışlı bir yapı olduğu görülmüştür (Şekil 4.101).

7075 alaşımının çekme deney numunelerinin kırık yüzeylelerinde gerçekteştirilen SEM analiz çalışmalarında da düz çizgi şeklinde yarıklar gözlemlenmiştir (Şekil 4.105 – 4.107) Bu çizgi şeklindeki yarıkların bifilmelerden dolayı oluştuğu irdelenmektedir. Çünkü yarık bölgelerin yakınılarında oksit fazları tespit edilmiştir. 7075 alaşımında da ikincil fazların varlığının ve bu fazların etrafında oluşan porozitelerin çatlak başlangıcı olarak rol aldığı tespit edilmiştir (Şekil 4.106).

Çekme deneylerinde elde edilen en ilginç ve özgün sonuçlardan birisi de, hemen hemen çok az miktarlarda alaşım elementi içeren 6063 alaşımının çekme deneyi sonuçlarının paralellik göstermeyip (Şekil 4.78 ve Tablo 4.14), maksimum bir noktada buluşacakmış gibi bir dağılım göstermeleridir. Eğer Weibull dağılımlarının eğimi alınarak, iki lineer çizginin keşiştiği noktalar bulunacak olursa, bu eğrilerin birleştiği nokta 264 MPa olarak hesaplanır ve dolayısıyla hiçbir hata içermeyen bir 6063 alaşımının T6 ısıl işlemi sonrası ulaşabileceği maksimum mukavemet değeri olarak belirlenebilir. Benzer şekilde, kopma uzaması değerleri için bir hesaplama yapılacak olursa, bu değer % 45 olarak tespit edilir ve yine benzer şekilde, hiç hata içermeyen 6063 alaşımının T6 ısıl işlemi sonrası gösterebileceği maksimum kopma uzaması değerini belirler.

Yorulma deneylerinden elde edilen verilen Weibull dağılımları analizi ise Şekil 4.90-4.95 arasında verilmiştir.

Yorulma sonuçlarında tipik olarak artan maksimum gerilme değeri ile yorulma ömründe azalma gözlemlenmiştir (Şekil 4.86 – 4.89). Ancak, farklı su verme sıcaklıkları incelendiğinde, 2024 alaşımında 80°C’de su verilmiş numunelerin daha yüksek yorulma direnci gösterdiği göze çarparken (Şekil 4.86); 7075 alaşımında bunun tersi bir durum söz konusudur ve 20°C’de su verilen numuneler daha yüksek yorulma ömrü göstermiştir (Şekil 4.88). 6063 alaşımının ise su verme sıcaklığından etkilenmediği tespit edilmiştir (Şekil 4.87).

Yorulma numuneleri kırık yüzeylerinde yapılan SEM çalışmalarında tipik olarak sünek davranış gösteren malzemelerin yorulma davranışı gözlemlenmiştir. Özellikle 6063 alaşımında petek yapı olarak adlandırılan süngerimsi görümlü mükemmel sünek davranışlı bir kırık yüzeyi gözlemlenmiştir. İlginç gözlemlerden birisi de SEM çalışmalarında görülen işleme izlerinden çatlak başlangıcının ve kırılmanın meydana geldiğinin tespit edilmesi olmuştur (Şekil 4.102). 6063 alaşımı, çekme ve sertlik deney sonuçlarından da görülebileceği gibi oldukça sünek bir malzemedir. Dolayısıyla torna ve benzeri işlemler sırasında sıvama özelliği ile birlikte işlenmesi oldukça zor bir malzemedir. Bu sonucun, muhtelemen, 6063 alaşımı yorulma sonuçlarının Weibull dağılımlarındaki karmaşık dataların temel sebebi olduğu düşünülmektedir (Şekil 4.92 – 4.93).

### **5.5 Vakum Altında Katılaşma Testi (VAKT) Sonuçlarının Değerlendirilmesi**

2024 ve 7075 alaşımlarının son dökülen VAKT numunelerinde ilk dökülen numunelere göre bifilm indeksinin (Şekil 4.115 – 4.116) ve buna bağlı olarak porozite miktarının oldukça arttığı görülmüştür. Ancak 6063 alaşımında bu husus gerçekleşmemiştir. Oldukça özgün ve ilgi çekici olduğu düşünülen bu durum bifilm – blister ilişkisini ispatlayan en önemli verilerden birisidir. Şekil 4.117’den görüldüğü üzere, 6063 alaşımının bifilm indeksi sifıra yakındır ve dolayısıyla SIMA ve diğer ısıtma işlemleri sonrası yüzeyde blister oluşumu gözlemlenmemiştir (Şekil 4.21 – 4.22).

VAKT çalışmaları sonucunda, çok çeşitli faktörlerin porozite oluşumunu etkilediği belirlenmiştir (numune döküm süresi, vakum odasının basıncı, ergimiş gaz içeriği,

kalıp tipi gibi). Bu faktörler, Dışınar'ın çeşitli çalışmalarında bildirilmiştir [1-2, 5, 71, 137-138]. Bu faktörlerden olan vakum odasının 100 mbar basınçta sabit tutulmasının optimum sonuçlar verdiği, literatür çalışmaları [2, 5] ile uyumlu olarak; belirlenmiştir.

VAKT çalışmalarında, çelik kalıbın sıcaklığının belli bir değere ulaşmasından sonra güvenilir ve tekrarlanabilir bifilm indeks ölçümleri alınabildiği belirlenmiştir. Çelik kalıp soğuk iken yapılan dökümlerde oldukça düşük bifilm indeks değerleri elde edilmiştir (Şekil 4.115 – 4.116). Bifilmelerin poroziteyi oluşturabilmesi için gerekli olan en temel ihtiyaç; bifilmelerin açılabilmesidir (literatürde *unfold* veya *unfurl* olarak geçer). Dolayısıyla, döküm soğuk metal kalıplara gerçekleştirildiğinde, katılma oldukça hızlı olarak gerçekleştiği için, bifilmelerin açılması ve dolayısıyla porozite oluşumu gözlenmez. Ancak, kalıp ısındıkça katılma yavaşlayacağı için bifilm de rahatça açılarak porozite oluşturmaktadır. Bu yüzden, ilk 4-5 numunede porozite gözlemlenmezken, daha sonraki numunelerde sabit olarak eş değerler gözlemlenmiştir. Bu değerlerin ortalamaları alınarak o alaşıma ait bifilm indeks değerleri hesaplanmıştır.

Çalışma sonucunda VAKT uygulamalarının bifilm indeks içeriğini belirlemede etkin bir şekilde kullanılabildiği ve bifilm indeks değerlerinin alüminyum alaşımlarının metal kalitesini belirlemede ayırt edici bir parametre olduğu görülmüştür.

Geleneksel olarak alüminyum alaşımlarının hidrojen gazı içeriğini belirlemede kullanılan VAKT uygulamaları hem hidrojen içeriği hem de bifilm indeks değerlerini birlikte tespit etmede başarılı bir şekilde kullanılabilir. Uygulaması çabuk ve kolay olan bu yöntem, ucuz olması ile de diğer metal kalitesi ölçme yöntemleri arasında ön plana çıkmaktadır.



## 6. SONUÇLAR

- Ekstrüze edilmiş 2024, 6063 ve 7075 alaşımlarında fırında  $620^{\circ}\text{C}$ 'de 15 dakika bekleme süresi ile ortalaması  $80\ \mu\text{m}$  olan optimum küresel taneler SIMA prosesi ile elde edilebilir.
- SIMA sonrası 2024, 6063 ve 7075 alaşımında ikincil faz oranları, ortalama % 14, % 1,5 ve % 7,5 olarak elde edilebilir.
- 2024 alaşımı için;  $490^{\circ}\text{C}$ 'de 90 dakikada bütün fazlar çözeltiye alınır ve su verme sonrası  $190^{\circ}\text{C}$ 'de yaşlandırma yapılarak 7 saat sonra maksimum mukavemet elde edilebilir.
- 2024 alaşımı için;  $20^{\circ}\text{C}$ 'de su verme sonrası çekme mukavemeti ortalama 463 MPa, kopma uzaması ortalama % 6,15 ve sertlik değeri 253,6 HV20 olarak elde edilir.
- 2024 alaşımı için;  $80^{\circ}\text{C}$ 'de su verme sonrası çekme mukavemeti ortalama 448 MPa, kopma uzaması ortalama % 9,15 ve sertlik değeri 237 HV20 olarak elde edilir.
- 6063 alaşımı için;  $520^{\circ}\text{C}$ 'de 30 dakikada bütün fazlar çözeltiye alınır ve su verme sonrası  $177^{\circ}\text{C}$ 'de yaşlandırma yapılarak 7 saat sonra maksimum mukavemet elde edilebilir.
- 6063 alaşımı için;  $20^{\circ}\text{C}$ 'de su verme sonrası çekme mukavemeti ortalama 243 MPa, kopma uzaması ortalama % 14,6 ve sertlik değeri 138,6 HV10 olarak elde edilir.
- 6063 alaşımı için;  $80^{\circ}\text{C}$ 'de su verme sonrası çekme mukavemeti ortalama 245 MPa, kopma uzaması ortalama % 26,7 ve sertlik değeri 124,8 HV10 olarak elde edilir.
- 7075 alaşımı için;  $480^{\circ}\text{C}$ 'de 90 dakikada bütün fazlar çözeltiye alınır ve su verme sonrası  $120^{\circ}\text{C}$ 'de yaşlandırma yapılarak 7 saat sonra maksimum mukavemet elde edilebilir.

- 7075 alaşımı için; 20°C’de su verme sonrası çekme mukavemeti ortalama 410 MPa, kopma uzaması ortalama % 9,7 ve sertlik değeri 242,4 HV20 olarak elde edilir.
- 7075 alaşımı için; 80°C’de su verme sonrası çekme mukavemeti ortalama 426 MPa, kopma uzaması ortalama % 11,8 ve sertlik değeri 255 HV20 olarak elde edilir.
- Bifilmelerin varlığı VAKT ile tespit edilebilir ve bifilmlemler ile blister arası lineer bir ilişki vardır. Bifilm var ise blister oluşur, yoksa oluşmayacaktır.
- Bifilm indeks ile mekanik zelliklerin Weibull dağılımları arası lineer bir ilişki vardır. Bifilm indeks azaldıkça, Weibull modülü artar ve deney sonuçlarının tekrarlanabilirliği ve güvenilirliği artar.

## Öneriler

Bu çalışmanın literatür araştırmasından deneysel çalışmalara ve bulguların elde edilmesinden sonuçların değerlendirilmesine kadar her safhasında, gelecekte yapılacak çalışmalar hakkında çeşitli fikirler doğmuştur. Bu çalışmadan sonra gerçekleştirilecek olan çalışmalarla ilgili aşağıdaki hususlar önerilmektedir:

1. Benzer çalışmalar farklı alüminyum alaşımlarına uygulanabilir. Dolayısıyla farklı SIMA ve ısıl işlem parametrelerinde çalışılabilir.
2. Blisterlerin oluşumuna bifilmelerin etkisi farklı parametrelerle irdelenebilir (porozite yoğunluğu, deformasyon oranı gibi). Bunun için ticari olarak temin edilebilen döküm alaşımlarına farklı deformasyon oranlarında dövme işlemi uygulanarak her safhada gerçekleştirilecek olan incelemelerle bifilmelerin mikroyapıdaki değişik formları değerlendirilebilir.
3. Benzer çalışmalar farklı su verme sıcaklıklarında (40 - 60°C gibi) gerçekleştirilerek, su verme sıcaklıklarının mekanik özelliklere etkisi değerlendirilebilir.
4. Alüminyum alaşımlarının içerisine farklı modifiye ediciler (Sr ve Mg gibi) ilave edilerek, VAKT uygulamaları ile modifiye edicilerin oksit yapısı ve porozite morfolojisine etkileri irdelenebilir.
5. Gerçekleştirilen ikincil faz oranı (SPR) ve tane boyutu analizleri için matematiksel modeller gerçekleştirilerek, deneysel çalışmalarla karşılaştırması gerçekleştirilebilir.
6. SEM incelemeleri, in situ SEM cihazları ile gerçekleştirilerek, ısıl işlem esnasında sıcaklık değişimlerinin mikroyapıya etkileri işlem anında gözlemlerle değerlendirilebilir.
7. Blister oluşumlarına korozyon ortamlarının etkisi korozyon deneyleri ile irdelenebilir.

Bu çalışma sonucunda, alüminyum alaşımlarının dayanım artırma ve şekil verme yöntemlerinin metalurjik özelliklerle birebir ilişkili olduğu ve konunun uzman kişiler tarafından değerlendirilmesinin, özellikle ülkemizin havacılık ve savunma sanayine yönelik çalışmalarına ciddi katkılar sağlayacağı önerilmektedir.

## KAYNAKLAR

- [1] **Dispınar, D.**, 2005. Determination of Metal Quality of Aluminium and Its Alloys, *Doktora Tezi*, The University of Birmingham, School of Metallurgy and Materials, İngiltere.
- [2] **Dispınar, D. and Campbell, J.**, 2004. Critical assessment of reduced pressure test. Part 1: Porosity phenomena, *International Journal Of Cast Metals Research*, vol. 17, p. 280-286.
- [3] **Dispınar, D.**, 2011. Kişisel görüşme.
- [4] **Campbell, J.**, 2003. *Casting*, Butterworth, 2nd Edition, UK.
- [5] **Dispınar, D. and Campbell, J.**, 2004. Critical assessment of reduced pressure test. Part 2: Quantification, *International Journal Of Cast Metals Research*, vol. 17, p. 287-294.
- [6] **Kumru, N.**, 2007. Etial-141, 145 ve 160 tipi döküm alüminyum ile plaka tipi alüminyum malzemeler için yorulma makinası tasarımı ve eğilmeli yorulma davranışlarının incelenmesi, *Doktora Tezi*, Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa.
- [7] **Doğan, M.**, 1989. Alüminyumların ısıt işlemleri, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [8] **Aydın, B.**, 2002. AA2014 alaşımında yaşlandırma ısıt işleminin işlenebilirlik üzerindeki etkilerinin incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [9] **Sun, Y.**, 1998. Yaşlanabilir alüminyum alaşımlarının aşınma davranışları. Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [10] **Polmear, I. J.**, 1995. *Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals*, John Wiley & Sons, 3rd edition, 362 pages.
- [11] **Url-1** <<http://www.keytometals.com>> 13.08.2010.
- [12] **Url-2** <[www.substech.com](http://www.substech.com)> 11.04.2011.
- [13] **Url-3** <[www.britannica.com/EBchecked/topic/252707](http://www.britannica.com/EBchecked/topic/252707)> 11.04.2011
- [14] **ASM International**, 1998. *ASM Handbook*, Vol. 15: Casting, ASM International, 4. Baskı.
- [15] **Askeland, D. R.**, 1998. *Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri*, Cilt 1, Nobel Yayın Dağıtım.
- [16] **The Aluminum Association, Inc**, 1998. *Aluminum Alloy: Selection and Application*.
- [17] **Kaufmann, J.G. and E.L. Rooy**, 2004. *Aluminium Alloy Castings: Properties, Processes and Applications*, ASM International, 1. Baskı, Amerika Birleşik Devletleri.
- [18] **Kaufmann, J.G.**, 2002. *Handbook of Materials Selection*, Chapter 4: Aluminium Alloys, John Wiley & Sons, Inc.
- [19] **Kılıçlı, V.**, 2010. Yarı katı döküm tekniği ile üretilen Al-Zn alaşımlarında yapı-özellik ilişkisinin incelenmesi, *Doktora Tezi*, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [20] **Url-4** <[www.metalbot.com](http://www.metalbot.com)> 20.02.2011.

- [21] **Kırtay, S.**, 1997. Etial-24 ve Etial-44 alüminyum alaşımlarına yarı-katı halde şekil verilmesi, mikroyapı ile mekanik özelliklerin incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, İstanbul Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [22] **Liu, D, Atkinson, H. V., Kapranos, P., and Jones, H.**, 2004. Effect of heat treatment on properties of thixoformed high performance 2014 and 201 aluminium alloys, *Journal Of Materials Science*, 2004, p. 99-105.
- [23] **Fan, Z.**, 2002. Semisolidmetal processing, *International Materials Reviews*, Vol. 47,No:2, IoM Communications Ltd and ASM International, p. 49-85.
- [24] **Kirkwood, D.H.**, 1994. Semisolid metal processing, *International Materials Reviews*, Vol. 39 (5), p. 173-189.
- [25] **Atkinson, H.V.**, 2005. Modelling the semisolid processing of metallic alloys, *Progress in Materials Science*, Vol. 50, p. 341-412.
- [26] **Dışpınar, D.**, 2008. Döküm Prensipleri, *Ders Notları*, İstanbul Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, İstanbul, s. 5-6.
- [27] **Flemings, M.C., Riek, R. G., and Young, K. P.**, 1976. Rheocasting, *Materials Science and Engineering*, Vol. 25, p. 103-117.
- [28] **Dışpınar, D.**, 2010. Kişisel görüşme.
- [29] **Hirt, G., Cremer, R., Winkelmann, A., Witulski, T. and Zillgen M.**, 1994. Semi solid forming of aluminium alloys by direct forging and lateral extrusion, *Journal of Materials Processing Technology*, p. 359-364.
- [30] **Kopp, R., Winning, G. and Möller, T.**, 1999. Thixoforging of aluminium alloys, *METEC*, Duesseldorf, , p. 1-6.
- [31] **Url-5** <[www.cct-bw.de](http://www.cct-bw.de)>, 20.05.2010.
- [32] **Flemings, M. C.**, 1991. Behavior of metal alloys in the semisolid state, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 22 (5), p. 957-981.
- [33] **Matsumiya, T. and Flemings, M. C.**, 1981. Modeling of continuous strip production by rheocasting, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 12 (1), p. 17-31.
- [34] **Moon, H.K., Ito, Y., Cornie, J.A. and Flemings, M. C.**, 1993. An investigation on the rheological behavior of metallic semisolid slurries of Al-6.5-percent-Si and semisolid composite slurries of Sic particulates in an Al-6.5-percent-Si alloy matrix, *Advances in Metal Matrix Composites*, 79, p. 105-115.
- [35] **Brown, S. B. and Flemings, M. C.**, 1993. Net-shape forming via semisolid processing, *Advanced Materials & Processes*, 143 (1), p. 36-40.
- [36] **Diewwanit, I. and Flemings, M. C.**, 1996. Semi-solid forming of hypereutectic Al-Si alloys, *Light Metals*, p. 787-793.
- [37] **Sannes, S., Arnberg, L. and Flemings, M. C.**, 1996. Orientational relationships in semi-solid Al-6.5wt% Si, *Light Metals*, p. 795-798.
- [38] **Sumartha, Y., De Figueredo, A.M. and Flemings, M. C.**, 1998. Flow behavior of semi-solid aluminium alloys A356 and A357, *5th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Proceedings*, USA, p. 57-67.
- [39] **Niroumand, B. and Xia, K.**, 1999. 3D study of the structure of primary crystals in a rheocast Al-Cu alloy, *Materials Science and Engineering A*, 283, p. 70-75.

- [40] **Gokhale, A. M. and Patel, G. R.**, 2005. Analysis of variability in tensile ductility of a semi-solid metal cast A356 Al-alloy, *Materials Science and Engineering A*, 392, p. 184-190.
- [41] **McLelland, A. R. A., Henderson, N. G., Atkinson, H. V. and Kirkwood, D. H.**, 1997. Anomalous rheological behaviour of semi-solid alloy slurries at low shear rates, *Materials Science and Engineering A*, 232, p. 110-118.
- [42] **Haga, T. and Suzuki, S.**, 2001. Casting of aluminum alloy ingots for Thixoforming using a cooling slope, *Journal of Materials Processing Technology*, 118, p. 169-172.
- [43] **Sang-Yong, L., Jung-Hwan, L. and Young-Seon, L.**, 2001. Characterization of Al 7075 alloys after cold working and heating in the semi-solid temperature range, *Journal of Materials Processing Technology*, 111, p. 42-47.
- [44] **Kopp, R., Neudenberger, D. and Winning, G.**, 2001. Different concepts of thixoforging and experiments for rheological data, *Journal of Materials Processing Technology*, 111, p. 48-52.
- [45] **Liu, D., Atkinson, H. V. and Higginson, R. L.**, 2005. Disagglomeration in thixofomed wrought aluminium alloy 2014, *Materials Science and Engineering A*, 392, p. 73-80.
- [46] **Nafisi, S. and Ghomashchi, R.**, 2006. Effects of modification during conventional and semi-solid metal processing of A356 Al-Si alloy, *Materials Science and Engineering A*, 415, p. 273-285.
- [47] **Yang, Z., Kang, C. G. and Seo, P. K.**, 2005. Evolution of the rheocasting structure of A356 alloy investigated by large-scale crystal orientation observation, *Scripta Materialia*, 52, p. 283-288.
- [48] **Cho, W. G. and Kang, C. G.**, 2000. Mechanical properties and their microstructure evaluation in the thixoforming process of semi-solid aluminum alloys, , *Journal of Materials Processing Technology*, 105, p. 269-277.
- [49] **Liu, D., Atkinson, H. V., Kapranos, P., Jirattiticharoean, W. and Jones, H.**, 2003. Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixofomed high performance aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, 361, p. 213-224.
- [50] **Nafisi, S., Lashkari, O., Ghomashchi, R. Ajersch, F. and Charette, A.**, 2006. Microstructure and rheological behavior of grain refined and modified semi-solid A356 Al-Si slurries, *Acta Materialia*, 54, p. 3503-3511.
- [51] **De Freitas, E. R., Ferracini Jr., E. and Ferrante, M.**, 2004. Microstructure and rheology of an AA2024 aluminium alloy in the semi-solid state, and mechanical properties of a back-extruded part, *Journal of Materials Processing Technology*, 146, p. 241-249.
- [52] **Zoqui, E. J.**, 2003. Morphological analysis of SSM Al-4.5 wt.% Cu measured by the rheocast quality index, *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144, p. 195-201.
- [53] **Kapranos, P., Ward, P. J., Atkinson, H. V. and Kirkwood, D. H.**, 2000. Near net shaping by semi-solid metal processing, *Materials and Design*, 21, p. 387-394.

- [54] **Yang, X., Jing, Y. and Liu, J.**, 2002. The rheological behavior for thixocasting of semi-solid aluminum alloy (A356), *Journal of Materials Processing Technology*, 130-131, p. 569-573.
- [55] **Ferrante, M. and De Freitas, E.**, 1999. Rheology and microstructural development of a Al-4wt%Cu alloy in the semi-solid state, *Materials Science and Engineering A*, 271, p. 172-180.
- [56] **Zoqui, E. J., Paes, M. and Es-Sadiqi, E.**, 2002. Macro- and microstructure analysis of SSM A356 produced by electromagnetic stirring, *Journal of Materials Processing Technology*, 120, p. 365-373.
- [57] **Van Haafden, W. M., Kool, W. H. and Katgerman, L.**, 2002. Tensile behaviour of semi-solid industrial aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, 336, p. 1-6.
- [58] **Chayong, S., Atkinson, H. V. and Kapranos, P.**, 2005. Thixoforming 7075 aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, 390, p. 3-12.
- [59] **Türkeli, A.**, 1993. 7001 dövme alüminyum alaşımından SIMA yöntemiyle tiksotropik malzeme üretimi, 5. *Denizli Malzeme Sempozyumu*, Denizli:, s. 52-62.
- [60] **Doherty, R.D., Ho-In, L. and Feest, E.A.**, 1984. Microstructure of stir cast metals, *Materials Science and Engineering*, 181.
- [61] **Figueredo, A.**, 2001. Science and technology of semi-solid metal processing, *North America Die Casting Association*, 2.1-2.17, USA.
- [62] **Robert, M. H. and Kirkwood, D. H.**, 1988. Alloy slurry formation by partial melting, *Proc. Int. Conference on Solidification Processing*, Sheffield, The Institute of Metals, U. K. p. 405-408.
- [63] **Young, K.P., Curtis, P.K. and James .C.**, 1983. Fine grained metal composition, *U.S. Patent*, No: 4415374.
- [64] **Dışınar, D. ve Türkeli, A.**, 2006. SIMA ile üretilmiş yarı katı 2024 ve 7075 alaşımlarının çözeltiye alma işlemi, 11. *Uluslararası Malzeme Sempozyumu*, Pamukkale Üniversitesi, Denizli, , s. 792-798.
- [65] **Akar, N. ve Mutlu, İ.**, 2010. AA2024 alüminyum alaşımının tiksotropik yapısı üzerine SIMA yöntemindeki deformasyon oranının etkisi, *J. Fac. Eng. Arch. Gazi Univ.*, Vol 25, No:4, p. 663-670.
- [66] **Meyveci, A.**, 2007. Yaşlandırılmış 2XXX ve 6XXX serisi alüminyum alaşımlarının aşınma davranışlarının incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük.
- [67] **Url-6** <[www.aluminium.matter.org.uk](http://www.aluminium.matter.org.uk)>, 17.05.2009.
- [68] **Kaya, I.**, 2005. Al 7075 alaşımının şekillenme ve ısıl işlemle özelliklerinin iyileştirilmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [69] **Doğan, M.**, 1989. Alüminyumların ısıl işlemi, *Yüksek Lisans Tezi*, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [70] **Kayalı, E. S.**, 1990. *Metallere plastik şekil verme ilke ve uygulamaları*, İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi, İstanbul.
- [71] **Dispinar, D. ve Campbell, J.**, 2009. Alüminyum ve alaşımlarının döküm kalitesinin belirlenmesi, , 4. *Alüminyum Sempozyumu*, İstanbul, s. 394-404.
- [72] **Makarov, S., Apelian, D. and Ludwig, R.**, 1999. Inclusion removal and detection in molten aluminum: mechanical, electromagnetic, and acoustic techniques, *AFS Transactions*, 107.

- [73] **Seniw, M. E., Conley, J. G. and Fine, M. E.**, 2000. The effect of microscopic inclusion locations and silicon segregation on fatigue lifetimes of aluminum alloy A356 castings, *Materials Science and Engineering A*, 285(1-2): p. 43-48.
- [74] **Nyahumwa, C., Green, N.R. and Campbell, J.**, 1998. Effect of mold filling turbulence on fatigue properties of cast aluminum alloys, *AFS Transactions*, **106**: p. 215-224.
- [75] **Nyahumwa, C., Green, N.R. and Campbell, J.**, 1998. The concept of the fatigue potential of cast alloys. *Journal of Mechanical Behaviour of Metals*, 9(2): p. 227-235.
- [76] **Green, N.R. and Campbell, J.**, 1994. Influence of oxide film filling defects on the strength of Al-7Si-Mg alloy castings, *AFS Transactions*, 102: p. 341-347.
- [77] **Caceres, C.H.**, 1998. A rationale for the quality index of Al-Si-Mg casting alloys, *International Journal of Cast Metals Research*, 10: p. 293-299.
- [78] **Kobayashi, T.**, 2000. Strength and fracture of aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A*, 280(1): p. 8-16.
- [79] **Tan, E., Tarakcilar, A. R., Dispınar, D., Syvertsen, F. and İsci Kılıç, D.**, 2010. Optimisation of tensile test pattern for aluminium alloys, 13. International Materials Symposium, Pamukkale University, Denizli, p. 1068-1075.
- [80] **Tan, E., Tarakcilar, A. R., Dispınar, D.**, 2011. Blistering problems of strain induced melt activated aluminium alloys, *6<sup>th</sup> International Advanced Technologies Symposium*, Fırat University, Elazığ, Turkey, p. 325-328.
- [81] **Runyoro, J., Boutorabi, S.M.A. and Campbell, J.**, 1992. Critical gate velocities for film-forming casting alloys: a basis for process specification. *AFS Transactions*, 100: p. 225-234.
- [82] **Tiryakioglu, M., Campbell, J. and Green, N.R.**, 1996. Review of reliable processes for aluminum aerospace castings, *AFS Transactions*, 104: p. 1069-1078.
- [83] **Tiryakioglu, M., Campbell, J. and Staley, J. T.**, 2004. Evaluating structural integrity of cast Al-7% Si-Mg alloys via work hardening characteristics: I. Concept of target properties. *Materials Science and Engineering A*, 368(1-2), p. 205-211.
- [84] **Tiryakioglu, M., Staley, J. T., and Campbell, J.**, 2004. Evaluating structural integrity of cast Al-7%Si-Mg alloys via work hardening characteristics: II. A new quality index, *Materials Science and Engineering A*, 368(1-2), p. 231-238.
- [85] **Cao, X., and Campbell, J.**, 2000. Effect of precipitation of primary intermetallic compounds on tensile properties of cast Al-11.5Si-0.4Mg alloy. *AFS Transactions*, 108, p. 391-400.
- [86] **Cao, X., and Campbell, J.**, 2003. The nucleation of Fe-rich phases on oxide films in Al-11.5Si-0.4-Mg cast alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A, p. 1409-1420.
- [87] **Ransley, C.E. and Neufeld, H.**, 1947-48. The solubility of hydrogen in liquid and solid aluminium, *Journal of Institute of Metals*, Vol. 74, p. 599-620.
- [88] **Campbell, J.**, 1968. Pore nucleation in solidifying metals. *Iron and Steel Institute*, 1968: p. 19-26



- [89] **Rooy, E.L.**, 1992. Mechanisms of porosity formation in aluminum. *Modern Casting*, p. 34-36
- [90] **Fisher, J.C.**, 1948. The fracture of liquids, *Journal of Applied Physics*, 19, p. 1062-1067.
- [91] **Lee, P. D. and Hunt J. D.**, 1997. Hydrogen porosity in directional solidified aluminium-copper alloys: in situ observation, *Acta Materialia*, 45 (10) p. 4155-4169.
- [92] **Lee, P. D., Atwood, R. C., Dashwood, R. J. and Nagaumi, H.**, 2002. Modeling of porosity formation in direct chill cast aluminum-magnesium alloys, *Materials Science and Engineering A*, 328, p. 213–222.
- [93] **Lee, P. D., Chirazi, A., Atwood, R. C. and Wang, W.**, 2004. Multiscale modelling of solidification microstructures, including microsegregation and microporosity, in an Al-Si-Cu alloy, *Materials Science and Engineering A*, 365, p. 57–65.
- [94] **Lee, P. D. and Hunt J. D.**, 1997. Measuring the nucleation of hydrogen porosity during the solidification of aluminium-copper alloys, *Scripta Materialia*, 36 (4), p. 399-404.
- [95] **Sigworth, G.K. and Wang, C.**, 1993. Mechanisms of Porosity Formation during Solidification: A Theoretical Analysis, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 24B, p. 349-364.
- [96] **Poirier, D.R., Sung,P.K. and Felicelli, S.D.**, 2001. A continuum model of microporosity in an aluminum casting alloy, *AFS Transactions*, 109, p. 379-395.
- [97] **Taylor, J.A., Graham,. D.A. and Easton, M.A.**, 1999. Redistribution of shrinkage porosity in eutectic Al-Si alloy by addition of Ti-B grain refiner, *AFS Transactions*, 107, p. 189-195.
- [98] **Mohanty, P.S., Samuel, F.H. and Gruzleski, J.E.**, 1995. Experimental study on pore nucleation by inclusions in aluminum castings, *AFS Transactions*, 103, p. 555-564.
- [99] **Kubo, K. and Pehlke, R.D.**, 1985. Mathematical Modeling of Porosity Formation in Solidification, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 16B, p. 359-366.
- [100] **Tiwari, S.N. and Beech, J.**, 1978. Origin of gas bubbles in aluminum, *Metal Science*, p. 356-362.
- [101] **Chen, X.G. and Engler, S.**, 1994. Formation of gas porosity in aluminum alloys. *AFS Transactions*, 102, p. 673-682.
- [102] **Laslaz, G. and Laty, P.** 1991. Gas porosity and metal cleanliness in aluminum casting alloys. *AFS Transactions*, 99, p. 83-90.
- [103] **Knuutinen, A., Nogita, K., McDonald, S. D. and Dahle, A. K.**, 2001. Porosity formation in aluminium alloy A356 modified with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal of Light Metals*, 1 (4), p. 241-249.
- [104] **McDonald, S. D., Nogita, K., Dahle, A. K., Taylor, J.A. and StJohn, D.H.**, 2000. Eutectic solidification and porosity formation in Al-Si alloys: Role of strontium, *AFS Transactions*, 108, p. 463-470.
- [105] **Emadi, D., Gruzleski, J.E. and Toguri, J.M.** 1993. The effect of Na and Sr modification on surface tension and volume shrinkage of A356 alloy and their influence on porosity formation, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 24B, p. 1055-1063.

- [106] **Argo, D. and Gruzleski, J.E.** 1988. Porosity in modified aluminum alloy castings. *AFS Transactions*, 96, p. 65-74.
- [107] **Atwood, R. C., Lee, P. D.,** 2003. "Simulation of Three-Dimensional Morphology of Solidification Porosity in an Aluminium-Silicon Alloy" *Acta Materialia*, 51, p.5447-5466.
- [108] **Talbot, D. E. J., Granger, D. A.,** 1963-64. "Secondary Hydrogen Porosity in Aluminium", *Journal of the Institute of Metals*, Vol.92.
- [109] **ASM International,**1991. *ASM Handbook*, Vol. 4: Heat treatment, ASM International, 4. Baskı.
- [110] **Zapffe, C. A. and Sims, C. E.,** 1941. Hydrogen embrittlement, internal Stress and defects in steel, *J. Metals, Trans. AIME*, Vol: 145, p. 225-259.
- [111] **Zapffe, C.,** 1947. *Trans. ASM*, 39: p. 190.
- [112] **Garofalo, F., Chou, Y. T. and Ambegaokar, V.,** 1960. Effect of hydrogen on stability of micro cracks in iron and steel, *Acta Metall*, 8, p. 504-512.
- [113] **Tetelman, A. S., and Robertson, W. D.,** 1962. The mechanism of hydrogen embrittlement observed in iron-silicon single crystals, *Trans. TMS-AIME*. 224: p. 775-783.
- [114] **Tetelman, A. S., and Robertson, W. D.,** 1963. Direct observation analysis of crack propagation in iron-3 pct silicon single crystals, *Acta Metall*, 11: p. 415-426.
- [115] **Watson, J. W., Shen, Y. Z. Meshi, M.,** 1988. *Metall. Trans. A* 19, p. 2299.
- [116] **Krom, A. H. M., Bakker. A. and Koers. R. W.** 1997. Modelling hydrogen – induced cracking in steel using a coupled diffusion stress finite element analysis, *Int J Pres Pip*, 72: p. 139-147.
- [117] **Iino, M.,** 1978. The extension of hydrogen blister-crack array in linepipe steels. *Metall Trans A*, 9A: p.1581-1590.
- [118] **Ren, X. C., Shan, G. B., Chu, W.Y., Su, Y.J., Gao, K.W., Qiao, L. J., Jiang, B., Chen, G. and Cui, Y.H.,** 2005. Initiating, growing and cracking of hydrogen blisters. *Chinese Science Bulletin*, 50: p. 1689-1692.
- [119] **Ren, X. C., Zhou, Q. J., Shan, G. B., Chu, W.Y., Li, J. X., Su, Y.J., and Qiao, L. J.,** 2008. A Nucleation Mechanism of Hydrogen Blister in Metals and Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(1): p. 87-97.
- [120] **Ren, X. C., Zhou, Q. J., Chu, W.Y., Li, J. X., Su, Y.J., and Qiao, L. J.,** 2007. The mechanism of nucleation of hydrogen blister in metals, *Chinese Science Bulletin*, 52 (14): p. 2000-2005.
- [121] **Ren, X. C., Chu, W.Y., Li, J. X., Su, Y.J., and Qiao, L. J.,** 2008. The effects of inclusions and second phase particles on hydrogen-induced blistering in iron, *Mater. Chem. Phys.*, 107, p. 231–235.
- [122] **Domizzi, G., Anteri, G. and Ovejero-García, J.,** 2001. Influence of sulphur content and inclusion distribution on the hydrogen induced blister cracking in pressure vessel and pipeline steels, *Corrosion. Science*, 43, p. 325–339.
- [123] **Panagopoulos, C. N., El-Amoush, A. S. and Agathocleous P. E.,** 1998. Hydrogen-induced cracking and blistering in a-brass, *Corrosion Science*, 40 (11) p. 1837–1844.
- [124] **Rozenak, P.,** 2007. Hemispherical bubbles growth on electrochemically charged aluminum with hydrogen, *International Journal of Hydrogen Energy*, 32, p. 2816 – 2823.

- [125] **Zhou, Q. J., Qiao, L. J., Qi, H.B., Li, J. X., He, J.Y. and Chu, W.Y.**, 2007. Hydrogen blistering and hydrogen-induced cracking in amorphous nickel phosphorus coating, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 353, p.4011–4014
- [126] **Hirth J.P.**, 1980. *Metall. Trans.*, 11A, 861.
- [127] **Chu, W.Y., Gao, K.W., Huang, Y.Z., Wang, Y. B. and Qiao L. J.**, 2000. Initiation of Fissure from Hydrogen Blister in Rail Steel, *Corrosion*, 56, p.1046.
- [128] **Yen, S. K, Huang, I. B.**, 2003. Critical hydrogen concentration for hydrogen-induced blistering on AISI 430 stainless steel, *Materials Chemistry and Physics*, 80 (3), p. 662-666.
- [129] **Dispınar, D., Nordmark, A., Di Sabatino, M., Arnberg, L.**, 2009. Alüminyum ve alaşımlarının dökümü sırasında gaz giderme işlemi ve döküm kalitesi üzerine etkileri, 4. *Alüminyum Sempozyumu*, İstanbul, p. 405-410.
- [130] **Dispınar, D., Akhtar, S., Nordmark, A., Di Sabatino, M. and Arnberg, L.**, 2010. Degassing, hydrogen and porosity phenomena in A356, *Materials Science and Engineering A*, 527 (16-17), p. 3719–3725.
- [131] **Gruzleski, J.E. and Closset, B.**, 1990. Treatment of liquid aluminum-silicon alloys, *American Foundry Society*.
- [132] **Rosenthal, H. and Lipson, S.**, 1955. Measurement of gas in molten aluminum. *AFS Transactions*, 63, p. 301-305.
- [133] **LaOrchan, W., Mulazimoglu M.H. and Gruzleski, J.E.**, 1991. Quantification of the reduced pressure test, *AFS Transactions*, 99, p. 653-659.
- [134] **LaOrchan, W., Mulazimoglu M.H. and Gruzleski, J.E.**, 1993. Constant volume risered mold for reduced pressure test, *AFS Transactions*, 101, p. 253-259.
- [135] **Dasgupta, S., Parmenter, L. and Apelian. D.**, 1998. Relationship between the reduced pressure test and hydrogen content of the melt, *Proceedings of 5th International AFS Conference Molten Aluminum*, p. 285-300.
- [136] **Samuel, A.M. and Samuel, F.H.**, 1993. The reduced pressure test as a measuring tool in the evaluation of porosity/hydrogen content in Al-7 wt pct Si-10 vol pct SiC(p) metal matrix composite, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 24A, p. 1857-1868.
- [137] **Dispınar, D. and Campbell, J.**, 2006. Use of bifilm index as an assessment of liquid metal quality, *International Journal of Cast Metals Research*, 19(1): p. 5-17.
- [138] **Dispınar, D. and Campbell, J.**, 2007. Effect of casting conditions on aluminium metal quality, *Journal of Materials Processing Technology*, p. 405-410.
- [139] **Fox, S. and Campbell, J.**, 2000. Visualisation of oxide film defects during solidification of aluminum alloys, *Scripta Materialia*, 43: p. 881-886.
- [140] **Fox, S. and Campbell, J.**, 2001. Liquid metal quality, *Proceedings of Filling and Feeding of Castings*, Birmingham, UK.
- [141] **Fox, S. and Campbell, J.**, 2002. Liquid metal quality, *International Journal of Cast Metals Research*, 2002. 14(6): p. 335-340.
- [142] **Totten, E. G. and MacKenzie, D. S.**, 2003. *Handbook of Aluminium, Vol:1 Physical Metallurgy and Processes*, Marcel Decker Inc., USA, p. 815 - 816.

- [143] **Weibull, W.**, 1951. A statistical distribution function of wide applicability, *Journal of Applied Mechanics*, p. 293-297.
- [144] **Hazen, A.**, 1930. Flood flows, New York, John Wiley.
- [145] **Kirtay, S. and Dispınar, D.**, 2008. Effect of estimation on Weibull distribution, 14. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul.
- [146] **Benard, A. and Bos-Levenbach, E., C.**, 1953. The plotting of observations on probability paper, *Statistica*, 7, p.163-173.
- [147] **Weibull, W.**, 1939. A statistical study of the strength of materials, *Ing. Vetenskaps Akad. Handl.*, 151, p.1-45.
- [148] **Filliben, J. J.**, 1975. The probability plot correlation coefficient test for normality, *Technometrics*, 17(1), p. 111-117.
- [149] **Blom, G. J.**, 1958. Statistical estimates and transformed beta-variables, John Wiley.
- [150] **Gringorten, I. I.**, 1963. A plotting rule for extreme probability paper, *J. Geophys. Res.*, 68, p. 813-814.
- [151] **Dışpınar, D.**, 1999. Küremsi taneli dövme alaşımlarında çözeltiliye alma ışıl işlemi, *Yüksek Lisans Tezi*, İstanbul Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [152] **Brandes, E. A. and Brook, G. B.**, 1992. *Smithells Metals Reference Book*, Butterworth, 7th Edition, UK.
- [153] **Porter, D.**, 1981. *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Van Nostrand Reinhold Publish.
- [154] **Dieter, G.**, 1986. *Mechanical Metallurgy*, Mc Graw – Hill Science / Engineering / Math, 3<sup>rd</sup> Edition, 800 pages.
- [155] **Caceres, C. H. and Selling, B. I.** 1996. Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy, *Materials Science and Engineering A*, 220 (1-2): p. 109-116.
- [156] **Nagel, G.E., Mouret, J.P. and Dubruelh, J.**, 1983. A357 type alloy with improved properties, *Trans. Amer. Foundrymen Soc*, 91: p. 157-160.

## ÖZGEÇMİŞ



**Ad Soyad:** ENGİN TAN

**Doğum Yeri ve Tarihi:** Aydın, 1979

**Adres:** PAÜ Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü Kınıklı Kampüsü  
20070 DENİZLİ

**Lisans Üniversitesi:** PAÜ Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü

**Yayın Listesi:**

### **Uluslararası Hakemli Dergide Yayımlanan Makaleler**

- **Tan, E.**, Tarakçılar, A. R. and Dispınar, D., 2011: Blistering Problems Observed in Strain Induced Melt Activated Aluminium Alloys. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Springer. (Kabul edildi).
- **Tan, E.**, Tarakçılar, A. R. and Dispınar, D., 2011: Effect of Melt Quality and Quenching Temperature on the Mechanical Properties of SIMA 2024 and 7075. *14<sup>th</sup> International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies*, July 13 – 16, 2011 İstanbul, Turkey (Aynı zamanda uluslararası hakemli dergide basılacak).

### **Uluslararası Bilimsel Toplantılarda Sunulan ve Bildiri Kitabında (Proceedings) Basılan Bildiriler**

- **Tan, E.**, Tarakçılar, A. R. and Dispınar, D., 2011: Effect of Melt Quality and Quenching Temperature on the Mechanical Properties of SIMA 2024 and 7075. *14<sup>th</sup> International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies (AMPT 2011)*, July 13 – 16, 2011 İstanbul, Turkey (Aynı zamanda uluslararası hakemli dergide basılacak).
- **Tan, E.**, Tarakçılar, A. R., Dispınar, D., Colak, M. and Kayıkci, R., 2011: Reproducibility of Reduced Pressure Test Results in Testing of Liquid Aluminum Gas Levels, *6<sup>th</sup> International Advanced Technologies Symposium (IATS'11)*, May 16-18, 2011 Elazığ, Turkey, p. 321-324.
- **Tan, E.**, Tarakçılar, A. R. and Dispınar, D., 2011: Blistering Problems of Strain Induced Melt Activated Aluminium Alloys, *6<sup>th</sup> International Advanced Technologies Symposium (IATS'11)*, May 16-18, 2011 Fırat University, Elazığ, Turkey, p. 325-328.

- Dispınar, D., **Tan, E.** and Tarakcılar, A. R., 2010: Bifilms – ‘The Black Swans’, *13<sup>th</sup> International Materials Symposium (IMSP’2010)*, October 13-15, 2010, Pamukkale University, Denizli, Turkey, p. 228-236.
- **Tan, E.**, Tarakcılar, A. R., Dispınar, D., Syvertsen, F. and İsci Kilic, D., 2010: Optimisation of Tensile Test Pattern For Aluminium Alloys, *13<sup>th</sup> International Materials Symposium (IMSP’2010)*, October 13-15, 2010, Pamukkale University, Denizli, Turkey, p. 1068-1075.
- Yurtseven, R., Tarakcılar, A.R. ve **Tan, E.**, 2008: Tel Çekme Kalıbı Malzemesi Olarak Seçilen Üç Farklı Çeliğın Borlama İşlemi Sonrası Performanslarının Karşılaştırılması, *12<sup>th</sup> International Materials Symposium*, October 15-17, 2008, Pamukkale University, Denizli, Turkey, p. 1173-1180.

#### **Ulusal Hakemli Dergilerde Yayımlanan Makaleler**

- **Tan, E.**, Tarakcılar, A. R., ve Yurtseven, R., 2008: Katı Borlama Prosesinde Dört Farklı Çelikte Oluşan Borür Tabakalarının Karşılaştırılması, *Metal Dünyası*, Şubat 2008.
- **Tan, E.**, Tarakcılar, A. R., ve Topçu, M., 2007: Bor Fiber ve Üretim Yöntemleri, *Metal Makina*, Ocak 2007.
- Gülsöz, A., Doruk, İ. ve **Tan, E.**, 2006: Paslanmaz Çeliklerin Gıda Sanayi Açısından Önemi ve Kullanım Nedenleri, *Metal Dünyası*, Mart 2006.
- Doruk, İ. **Tan, E.** ve Tarakcılar, A. R., 2006: Gıda Sanayi İçin Paslanmaz Çelik Seçimi ve Kullanımı, *Metal Makina*, Eylül 2006.
- **Tan, E.** ve Tarakcılar, A. R., 2006: Kompozit Malzemelerin Üretim Teknolojilerinde Yeni Gelişmeler, *Metal Dünyası*, Eylül 2006.
- **Tan, E.** ve Doruk, İ., 2005: Hadde Merdanesi Metalurjisi ve Hadde Merdanesi Malzemesi Seçim Kriterleri, *Metal Dünyası*, Temmuz 2005.
- **Tan, E.**, 2005: Hadde Merdanelerinin Üretiminde Kullanılan Çift Döküm Teknolojileri ve Merdanelerin Çalışma Koşullarının İyileştirilmesinde Önemli Hususlar, *Metal Dünyası*, Nisan 2005.

#### **Ulusal Bilimsel Toplantılarda Sunulan ve Bildiri Kitabında Basılan Bildiriler**

- **Tan, E.**, Meran, C. ve Yüksel, M., 2004: Küresel Grafitli Dökme Demir Malzemelerden İmal Edilen Haddehane Merdanelerindeki Hasar Analizleri, *10. Denizli Malzeme Sempozyumu ve Sergisi*, Nisan 14-16, 2004, Pamukkale Üniversitesi, Denizli.
- Erbil, İ., Meran, C., ve **Tan, E.**, 2003: Bakımda İnsan Faktörü, *Bakım Teknolojileri Kongre ve Sergisi*, Ekim 16-19, 2003, Denizli, s. 283-293.