



**T.C.  
İSTANBUL ÜNİVERSİTESİ-CERRAHPAŞA  
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**



**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**A360 ALAŞIMINDA İNTERMETALİKLERİN VE BEKLEME  
SÜRESİNİN SIVI METAL KALİTESİNE ETKİSİ**

**Erdem Nuri BAŞ**

**DANIŞMAN  
Doç. Dr. Sebahattin KIRTAY**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı**

**İSTANBUL-2019**

Bu çalışma 22.07.2019 Tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir.

TEZ JÜRİSİ



Doç. Dr. Sebahattin KIRTAY (Danışman)  
İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa  
Mühendislik Fakültesi



Doç. Dr. Kerem Altuđ GÜLER  
Yıldız Teknik Üniversitesi  
Kimya Metalurji Fakültesi



Doç. Dr. İlven MUTLU  
İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa  
Mühendislik Fakülte



20.04.2016 tarihli Resmi Gazete’de yayımlanan Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliğinin 9/2 ve 22/2 maddeleri gereğince; Bu Lisansüstü teze, İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa’nın aboneliği olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Lisansüstü Eğitim Enstitüsü’nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun rapor alınmıştır.

## ÖNSÖZ

Lisans ve Yüksek Lisans eğitimim boyunca fikirleriyle ufkumu açan katkılarını tariflere sığdıramayacağım, bilgi ve tecrübesiyle olduğu kadar güveni ve sevgisiyle yanımda olan değerli danışmanım Doç. Dr. Sebahattin KIRTAY'a

Desteklerinden dolayı Doç. Dr. Derya DIŞPINAR, Prof. Dr. Gökhan ORHAN, Doç. Dr. Cem KAHRUMAN'a,

Yüksek Lisans tez çalışmalarım sırasında laboratuvarında desteklerini esirgemeyen arkadaşlarım Metalurji ve Malzeme Mühendisi Sefa ALPER ve Araştırma Görevlisi Yüksek Mühendis İbrahim Göksel HIZLI'ya,

Her zaman yanımda olan, desteklerini eksik etmeyen ve haklarını hiçbir zaman ödeyemeyeceğim aileme,

Her anımda bana destek olan sevgili eşim Merve Kiriş Bas'a sonsuz teşekkür ediyorum.

Tarih girmek için burayı tıklatın.

Erdem Nuri BAŞ

# İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ .....	iv
İÇİNDEKİLER.....	v
ŞEKİL LİSTESİ .....	vii
TABLO LİSTESİ.....	x
SİMGE VE KISALTMA LİSTESİ .....	xi
ÖZET .....	xii
SUMMARY .....	xiii
<b>1. GİRİŞ .....</b>	<b>1</b>
<b>2. GENEL KISIMLAR.....</b>	<b>3</b>
2.1 ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMLARI.....	3
2.1.1 ALÜMİNYUM SİLİSYUM FAZ DİYAGRAMI VE MİKROYAPISI .....	4
2.1.2 ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMLI PARÇA ÜRETİMİ .....	5
2.2 SIVI METAL KALİTESİ .....	7
2.2.1 Bifilm İndeks .....	7
2.2.2 Sıvı Metal Kalitesinin Hesaplanması .....	10
2.3 ALÜMİNYUM İNTERMETALİKLERİ.....	11
2.3.1 Al-Fe Faz Diyagramı ve İntermetalik Özellikleri .....	11
2.3.2 İntermetaliklerin Modifikasyonu .....	14
2.3.3 Demir İçeriğine Bağlı Döküm Hataları .....	14
<b>3. MALZEME VE YÖNTEM.....</b>	<b>16</b>
3.1 KULLANILAN MALZEMELER .....	16
3.2. ANALİZ YÖNTEMLERİ.....	18
<b>4. BULGULAR.....</b>	<b>20</b>
4.1 SPEKTRAL ANALİZ SONUÇLARI VE SF TESPİTİ.....	20
4.2 SIVI METAL KALİTESİ İNCELEME SONUÇLARI .....	21
4.3 OPTİK MİKROSKOP İLE MİKROYAPI VE İNTERMETALİK İNCELEME SONUÇLARI .....	26
4.4 TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBU İLE İNTERMETALİK İNCELEME SONUÇLARI .....	31
4.5 SERTLİK ANALİZİ SONUÇLARI .....	39

<b>5. TARTIŞMA VE SONUÇ .....</b>	<b>42</b>
<b>KAYNAKLAR.....</b>	<b>45</b>
<b>ÖZGEÇMİŞ .....</b>	<b>48</b>



## ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa No
<b>Şekil 2.1:</b> Al-Si alaşımlarıyla elde edilmiş gündelik hayatta kullanılan parçalar a) uçak kuyruk şasesi b) Golf sopası c) motor bloğu d) gövde parçası e) cep telefonu iskeleti [8].....	4
<b>Şekil 2.2:</b> Al-Si faz diyagramı, a) ötektik altı b) ötektik c) ötektik üstü mikroyapı görüntüleri [10].....	5
<b>Şekil 2.3:</b> Kokil kalıp ile döküm şematik gösterimi.....	6
<b>Şekil 2.4:</b> Sıvı metal yüzeylerinin türbülansla katlanması [6]. ....	8
<b>Şekil 2.5:</b> Kalıp dolumunda a,b) sıvı metalin türbülansı ve c-f)bifilm oluşumunun zamana bağlı X-Ray görüntüleri [7].....	9
<b>Şekil 2.6:</b> a) basit b) kompleks c) küresel poroziteli d) dendritler arasında oluşan bifilmliğin şematik gösterimi [7].....	10
<b>Şekil 2.7:</b> Fe-Al faz diyagramı ve intermetalikler [11]. ....	12
<b>Şekil 3.1:</b> Tozların peletlenmesinde kullanılan dikey tip 30 ton kapasiteli pres.....	16
<b>Şekil 3.2:</b> Deneylerde kullanılan rezistanslı ergitme fırını.....	17
<b>Şekil 3.3:</b> Döküm yapılan kokil kalıp modeli ve kesit ölçüleri.....	17
<b>Şekil 3.4:</b> Vakum altında katılaştırmak için kullanılan RPT cihazı. ....	18
<b>Şekil 4.1:</b> Çamur faktörünün bekleme süresine göre değişimi. ....	21
<b>Şekil 4.2:</b> 1 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü. ....	22
<b>Şekil 4.3:</b> 2 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü .....	23
<b>Şekil 4.4:</b> 3 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü. ....	23
<b>Şekil 4.5:</b> 4 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü. ....	24
<b>Şekil 4.6:</b> 5 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü. ....	24

<b>Şekil 4.7:</b> Bifilm İndeksin bekleme süresiyle değişimi.....	25
<b>Şekil 4.8:</b> Bifilm İndeks – ağ %Fe içeriğinin bekleme süresine bağlı ilişkisi.....	26
<b>Şekil 4.9:</b> 1 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.....	27
<b>Şekil 4.10:</b> 2 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.....	28
<b>Şekil 4.11:</b> 3 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.....	28
<b>Şekil 4.12:</b> 4 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.....	29
<b>Şekil 4.13:</b> 5 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.....	29
<b>Şekil 4.14:</b> SDAS uzunluğunun her bir katılma hızında bekleme sürelerine göre değişimi.....	30
<b>Şekil 4.15:</b> 1 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.....	32
<b>Şekil 4.16:</b> 1 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.....	32
<b>Şekil 4.17:</b> 2 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.....	33
<b>Şekil 4.18:</b> 2 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.....	34
<b>Şekil 4.19:</b> 3 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.....	35
<b>Şekil 4.20:</b> 3 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.....	35
<b>Şekil 4.21:</b> 4 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.....	36
<b>Şekil 4.22:</b> 4 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.....	37
<b>Şekil 4.23:</b> 5 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.....	38
<b>Şekil 4.24:</b> 5 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.....	38
<b>Şekil 4.25:</b> Katılma hızına göre farklı bekleme süresindeki numunelerin sertlik değeri.....	40
<b>Şekil 4.26:</b> Dökümler sonrası pota dibinde kalan çözünmemiş peletler.....	41



Şekil 4.27: Yüzey gerilimi davranışlarının şematik gösterimi.....41



## TABLO LİSTESİ

### Sayfa No

<b>Tablo 2.1:</b> Demirce zengin intermetalikler ve kristal yapıları.....	13
<b>Tablo 3.1:</b> Deneylerde kullanılan A360 alaşımının % ağı. bileşimi.....	18
<b>Tablo 4.1:</b> Kokil kalıba dökülen numunelerin bekleme sürelerine bağlı kimyasal bileşimi.....	20
<b>Tablo 4.2:</b> Bekleme süresine bağlı olarak kokil ve kum kalıpta katılan numunelerin “çamur faktörü” sonuçları.....	20
<b>Tablo 4.3:</b> 1 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.....	33
<b>Tablo 4.4:</b> 2 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.....	34
<b>Tablo 4.5:</b> 3 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.....	36
<b>Tablo 4.6:</b> 4 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.....	37
<b>Tablo 4.7:</b> 5 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.....	39

## SİMGE VE KISALTMA LİSTESİ

<b>Kısaltmalar</b>	<b>Açıklama</b>
<b>Al</b>	: Alüminyum
<b>Fe</b>	: Demir
<b>SEM</b>	: Scanning Electron Microscope
<b>EDX</b>	: Energy-dispersive X-ray spectroscopy
<b>BI</b>	: Bifilm İndeks
<b>HV5</b>	: Vickers sertlik skalası
<b>SDAS</b>	:Secondary Dendrite Arm Space

## ÖZET

### A360 ALAŞIMINDA İNTERMETALİKLERİN VE BEKLEME SÜRESİNİN SIVI METAL KALİTESİNE ETKİSİ

#### YÜKSEK LİSANS TEZİ

Erdem Nuri BAŞ

İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman : Doç. Dr. Sebahattin KIRTAY

Yüksek basınçlı ve yer çekimi dökümü başta olmak üzere pek çok yöntemle parça üretilebilen Al-Si alaşımları, standartların belirlediği ölçülerde ağ. % Fe içermektedir. Alüminyum içerisindeki çözünürlüğü düşük olan demir, yapıda intermetalik bileşikler oluşturur. Demir intermetaliklerinin oluşumu alüminyum alaşımları için geri dönüşü olmayan bir problemdir. Alüminyum-Demir intermetalikleri, sıvı metal kalitesi, akışkanlık ve kalıbı yeterince dolduramama gibi olumsuzlukların yanında üretilen parçanın mekanik özelliklerini de olumsuz etkilemektedir. Bu çalışmada % 10 Si içeren alüminyum alaşımının mekanik özellikleri, mikroyapısı ve sıvı metal kalitesi; demir içeriği, soğuma süresi ve bekleme süresi parametreleriyle incelenmiştir.

Temmuz 2019, 61 sayfa.

**Anahtar kelimeler:** Fe-intermetalik, bifilm indeks, bekleme süresi

## **SUMMARY**

### **THE EFFECT OF INTERMETALLICS AND HOLDING TIME ON LIQUID METAL QUALITY IN A360 ALLOY**

#### **M.Sc. THESIS**

**Erdem Nuri BAŞ**

**Istanbul University-Cerrahpasa**

**Institute of Graduate Studies**

**Department of Metallurgical and Materials Engineering**

**Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Sebahattin KIRTAY**

Al-Si alloys, which can be produced by many methods including high pressure and gravity casting, contain wt. % Fe as determined by the standards. Due to its low solubility in aluminum, it forms intermetallic in iron structure. The formation of iron intermetallics is an irreversible problem for aluminum alloys. The presence of iron intermetallics adversely affects the quality of liquid metal, fluidity and mold filling. It also affects the mechanical properties of the produced part. In this study, the effect of holding time, temperature and cooling time parameters on the solubility and mechanical properties of powder Fe in aluminum was investigated in the alloy containing 10% Si.

July 2019, 61 pages.

**Keywords:** Fe-intermetallics, bifilm index, holding time

## 1. GİRİŞ

Alüminyum, metalik olarak üretimi hidrometalurjik yöntemlerle gerçekleşmektedir. Elde edilen saf alüminyum ihtiyaca ve son ürüne bağlı olarak direkt veya alaşımlandırılarak kullanılabilir. Üretim aşaması sonrası metalik alüminyumun şekillendirilme prosesleri pirometalurjik olarak gerçekleşir. Gerek döküm gerekse dövme alaşımlarına şekil verilirken alaşımın belli sıcaklıklara ısıtılması gerekmektedir. Üretim şekline bağlı olarak bu işlemde metal ergitilir veya yarı-katı hâle getirilebilir. Ergitme işlemi gerçekleştiğinde sıvı metalden parça dökümü bilinen en hızlı yöntemlerdendir. Fakat ekonomik sebeplerden ötürü, mesai bittiğinde veya vardiya değiştiğinde, sıvı metalin tekrar tekrar katılaştırılması ve ergitilmesi mümkün değildir. Bu sebepten dolayı daima eriyik halde bulunmaya devam eder. Bu sürede ise metalin ilk eridiğinde sahip olduğu bileşenler ve özellikler bekleme süresince yapılan müdahalelere ve döküm şekline göre farklılıklar gösterebilir. Alüminyum ergitme potalarının bileşenleri arasında bulunmasa da demir, günümüzdeki yaygın kullanım alanlarından birisi de dökümhanelerdeki el aletleri, kepçeler, hurdaların içerisindeki ayırt edilemeyen vidalar, burçlar, saplamalar vb. şekilde karşımıza çıkmaktadır. Alüminyum alaşımlarından parça imalatında demir, standartlar dahilinde belli oranda istenmektedir. Fakat demirin alüminyum içindeki çözünürlüğü düşük seviyede olduğu için genellikle intermetalik formda bulunmaktadır. Mikroyapıda karşılaşılan alfa-beta intermetalikleri en yaygın olanlarıdır. Beta intermetalikleri, alaşımın kullanım alanına göre makro boyutta negatif etkiler yaratmaktadır. Oluştugu andan itibaren geri dönüşü olmayan intermetaliklerin yapıdaki negatif etkilerini minimuma indirmek için diğer alaşım elementlerinin ilavesiyle alfa intermetalik oluşumu sağlanmaya çalışılmaktadır. Literatürde çamur faktörü-Sludge Factor(SF) olarak bilinen hesaplamaya göre Fe-Cr-Mn oranları intermetalik karakteristiği için kritiktir. İstenilen süneklik ve tokluk değerleri için alaşımın demir içeriğine göre başka alaşım elementi ilave etmek gerekebilir [1,2]. Tüm bu uygun alaşımı ayarlama işlemleri gerçekleşirken sıvı metalin kalitesi de göz önünde bulundurulmalıdır. Sıvı metal kalitesi Bifilm İndeks ile ölçülebilen kantitatif bir değerdir. İndeks ile sıvı metal kalitesi ters orantılıdır [3-7]. Literatürdeki çalışmalarda döküm parçalarındaki ağırlık % Fe içeriği ile sıvı metal kalitesi arasında da bir ilişki gözlemlenmiştir. Bileşimdeki ağırlık % Fe içeriğinin sıvı metal kalitesini etkileme mekanizması her yönüyle araştırılmaktadır. Demir kaynağı, bekleme süresi, döküm kalıbı, alaşım çeşidi

araştırılan parametreler arasındadır. Bu alışmalar sonucunda uluslararası standartlarda aralıkları bulunan alüminyum alaşımlarının ađ. % Fe içeriklerine yeni sınırlar nerilebilecektir. Bu alışmada, Fe metal tozları preslenerek elde edilen demir kaynağı peletlerden, farklı sürelerde yapıya katılan demir miktarı ve sıvı metal kalitesine etkisi ile farklı soğuma karakteristiğindeki numunelerdeki mikroyapıya ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir.



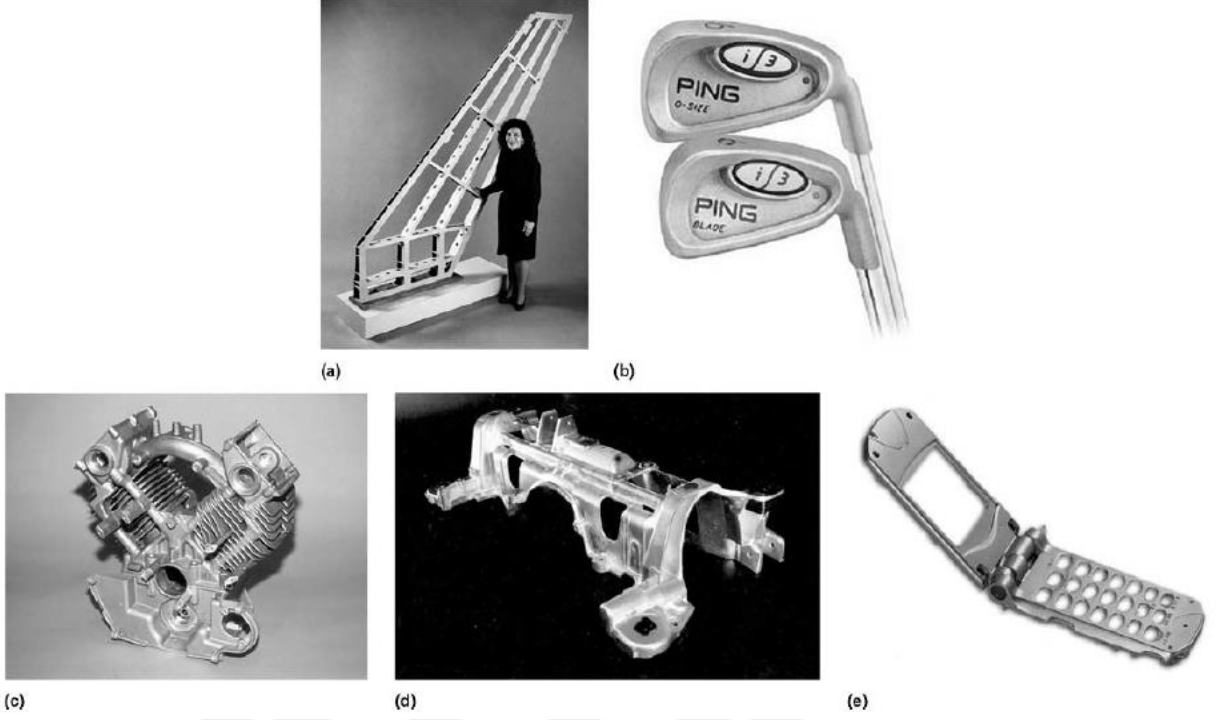
## 2. GENEL KISIMLAR

### 2.1 ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMLARI

660 °C ergime sıcaklığı ve 2,7 g/cm<sup>3</sup> yoğunluğu ile alüminyum pek çok endüstriyel metale göre çok daha düşük sıcaklıkta ergiyebilir ve birim hacimde çelikten daha hafif parça üretimi sağlanabilir. Burada kıyaslanması gereken en önemli sorun ise mukavemettir. Parçanın daha düşük sıcaklıkta ergitilmesi veya daha hafif olması malzeme seçimi ve tasarımında karar verilmesinde öncelik değildir. Öncelikli olarak parçanın dayanımının değerlendirilmesi gerekir. Dayanım, parçanın kullanılacağı yere, maruz kalacağı yük çeşidine, ortam atmosferine vb. bağlı olarak değişmektedir. Gemide kullanılacak parçada akma mukavemetinin yüksek olmasının yanında tuzlu su ortamında kullanılacağı için korozyon dayanımının da yüksek olması beklenir [8,9].

Alüminyum alaşımından parça üretileceğinde şekil verilmesi için kullanılacak yöntemlerin çeşitliliği fazladır. Döküm, dövme, soğuk çekme, tel çekme, talaşlı imalat bunların başında gelmektedir. Bu yöntemler, alaşım elementi ve kullanılacakları yere göre kendi içinde dökme ve dövme olarak ikiye ayrılır.





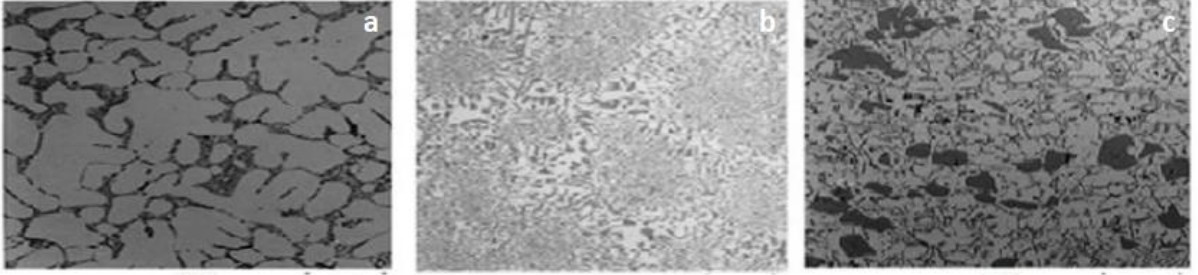
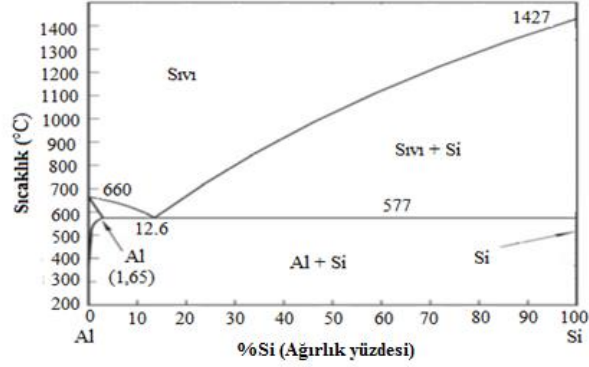
**Şekil 2.1:** Al-Si alaşımlarıyla elde edilmiş gündelik hayatta kullanılan parçalar a) uçak kuyruk şasesi b) Golf sopası c) motor bloğu d) gövde parçası e) cep telefonu iskeleti [8].

Alüminyumun alaşımlandırılmasında başlıca silisyum, magnezyum, bakır, mangan ve çinko metalleri kullanılır. Alaşımlama işlemleri sıvı Al içerisine eklenen metalik Si, Cu ve Mg ile yapılabileceği gibi Al-X (% ağırlık bileşimi arttırılmak istenen metal) master alaşımıyla da gerçekleştirilebilir. Silisyum tercih edilmesinin sebebi alüminyum parçaların imalatında sıvı metalin kalıbı tamamıyla doldurmasını sağlamak için akışkanlığını arttırmasıdır. Al içerisinde Si ilavesi hafiflik avantajını ortadan kaldırmaz çünkü yoğunluğu ( $2,3 \text{ g/cm}^3$ ) alüminyumun yoğunluğuna yakındır. Şekil 2.1’de Al-Si alaşımlarından üretilmiş ve gündelik hayatta kullanılan parçalar görülmektedir.

### 2.1.1 ALÜMİNYUM SİLİSYUM FAZ DİYAGRAMI VE MİKROYAPISI

Al-Si alaşımları, % Si içerikleri bakımından 3 ana grupta kullanılmaktadır. % 12,6 Si içeren alaşımlar ötektik, % 12,6 altı Si içeren alaşımlar ötektik altı ve % 12,6’dan fazla Si içeren alaşımlar ötektik üstü olarak adlandırılırlar. Si, ötektik altı alaşımların mikroyapısında iğnemi olarak görülürken, ötektik üstü alaşımlarda plaka benzeri bir yapıdadır. Şekil 2.2’de Al-Si alaşımına ait faz diyagramı, ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü mikroyapısı

gösterilmektedir. Plaka benzeri Si taneleri, Al alaşımıyla kompozit benzeri bir davranış sergiler ve yüzey özelliklerinin değişmesine sebep olur. Aşınma direnci yüksek olan ötektik üstü alaşımlarda, Si miktarı daha fazla olduğundan süneklik düşer. Al içerisinde Si metali maksimum % 1,65 çözünürlüğe sahiptir [8,9].

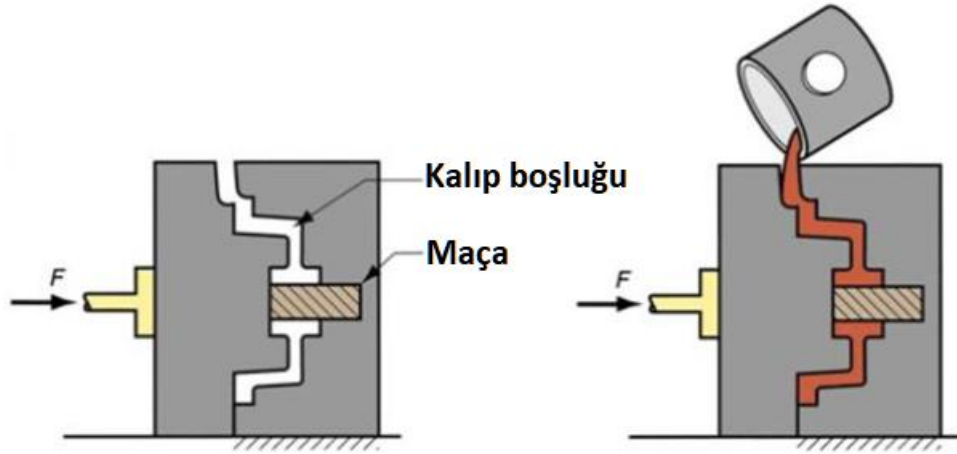


Şekil 2.2: Al-Si faz diyagramı, a) ötektik altı b) ötektik c) ötektik üstü mikroyapı görüntüleri [10].

## 2.1.2 ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMLI PARÇA ÜRETİMİ

Alüminyum parça dökümünde tarih boyunca pek çok kalıp kullanılmıştır. Bir kalıptan beklenen en temel özellik içerisine dökülen ergimiş metalin katılaşma süresi boyunca onu kendi şeklinde tutmasıdır. Katılaşma sonrasında döküm parçası, kalıp malzemesinin cinsine bağlı olarak, kalıbın kendisi bozularak veya parçalarına ayrılarak alınmaktadır. Kalıp malzemesine bağlı olarak kalıbın yeniden kullanımı mümkün olabilir. Bir metalin dökümünde başka bir metali kalıp olarak kullanabilmek için; döküm sıcaklığında kalıp malzemesinin stabil olması gerekmektedir. Kalıptan ergimiş döküm alaşımına geçecek her bir metal yüzdesi ppm seviyesinde olsa dahi alaşımın kimyasal bileşimini değiştirmektedir. Ergimiş metale karışan bu metallerin yerinde ise boşluk oluşmakta ve kalıp termal-fiziksel deformasyona maruz kalmaktadır.

Alüminyumun parça imalatında tercih edilmesinde avantajlarının yanı sıra üretim tekniklerinin göreceli olarak sürdürülebilirliğinin olmasının da payı büyüktür. Primer alüminyumdan veya alaşımından dökülen parçaların servis ömürleri bittikten sonra veya parça imalatındaki fireleriyle elde edilen hurdaların yeniden ergitilip dökülebilir olması önemli bir etkidir. Yeniden ergitme işlemi çok sayıda yapılabilir. Burada önemli olan husus ise yeniden kazanım esnasında elde edilen sıvı metalin temizliğinin ölçülebilmesi ve gerekli işlemler ile sıvı metal kalitesinin yükseltilmesidir. İhtiyaç duyulan parçanın kullanılacağı yere ve istenilen özelliklere göre döküm yöntemi değişiklik gösterebilir. Yorulma dayanımı yüksek parça istenildiğinde yüzey özellikleri de en az mukavemet kadar önemli olmaktadır. Döküm yöntemine göre mikroyapı, yüzey özelliği ve tane boyutu değişmekte ve dolayısıyla mekanik özellikler de değişmektedir [8,9].



Şekil 2.3: Kokil kalıp ile döküm şematik gösterimi.

Şekil 2.3’de kokil kalıp ile parça dökümü temel hatlarıyla gösterilmiştir. Bu yöntemde, iki parça halinde olan kalıp bir yüzeyinden kuvvet uygulanarak sıkıştırılmaktadır. Tercihe bağlı olarak farklı tekniklerle de kalıbı kapatıp sıkıştırmak mümkündür. Dökümü hedeflenen parçada boşluk isteniyorsa aynı geometriye sahip ve dökümü yapılan metalin sıcaklığına dayanabilecek bir malzeme ilgili bölgeye yerleştirilir. Sıvı metalin dökümü boşluk içine yapıldıktan sonra et kalınlığına ve döküm sıcaklığına göre belirlenen bir zamanlamayla kalıp açılarak parça alınır. Yüzey pürüzlülüğünün önemli ve döküm sayısının fazla olduğu

durumlarda kokil kalıp tercih edilebilmektedir. Tercihteki öncelikli sebep ise tek kullanımlık olmayıp tekrar tekrar kullanılabilmesidir. Bu özelliği sayesinde ekonomik yöntem olarak değerlendirilir. İşletmenin iş gücüne ve çalıştığı alana bağlı olarak klasik metal kalıba döküm tekniği yerini yüksek basınçlı kalıba döküme bırakabilmektedir. Yüksek basınç şartlarında katılaşma hızı yüksek olduğu için genellikle mikroyapı ince tanelerden oluşmaktadır. Yüzey ise metal kalıp ile şekillendiğinden pürüzsüzdür. Özel parça imalatında ve yüzey pürüzlülüğünün önemli olmadığı durumlarda kum kalıba döküm yöntemi kullanılabilir.

Otomotiv, inşaat ve dekorasyon sektöründe büyük oranda kokil parça dökümü kullanılmaktadır. Sıvı metal ve kalıbın şeklini alması dışında ayırt edici özellikler prosese uygun alaşımların farklı olmasıdır.

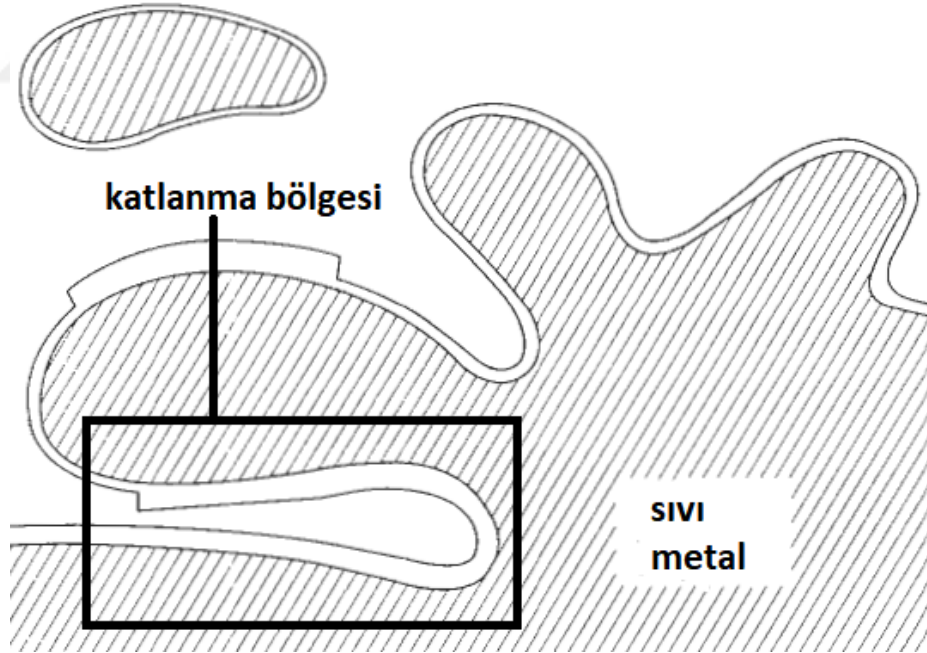
## **2.2 SIVI METAL KALİTESİ**

Primer veya sekonder alüminyum kaynağından başlayarak istenilen alaşımın hazırlanması ve döküme hazır hale getirilmesi işlemleri kolay gözükse de deneyimli birisi tarafından yapılmalıdır. Fakat sektörde çok da eski olmayan “sıvı metal kalitesi” kavramının pratikte uygulanması gün geçtikçe yaygınlaşmaktadır. Dökümhanelerde firenin büyük oranda düşmesi bu kavramın yaygınlaşmasıyla gerçekleşmiştir. Sıvı metal kalitesinin nihai üründe birçok negatif etki bıraktığı yapılan çalışmalarda ispatlanmıştır. Porozite oluşumu, yorulma ömrünün kısılması, tokluğun düşmesi, blister oluşumu, takım çeliklerinin az sayıda işlemeden sonra parçalanması ve birçok etkinin araştırılması günümüzde devam etmektedir. Güncel araştırmalarda hidrojenin sebep olduğu durumlar bifilm teorisiyle açıklanmaya çalışılmaktadır [3-7].

### **2.2.1 Bifilm İndeks**

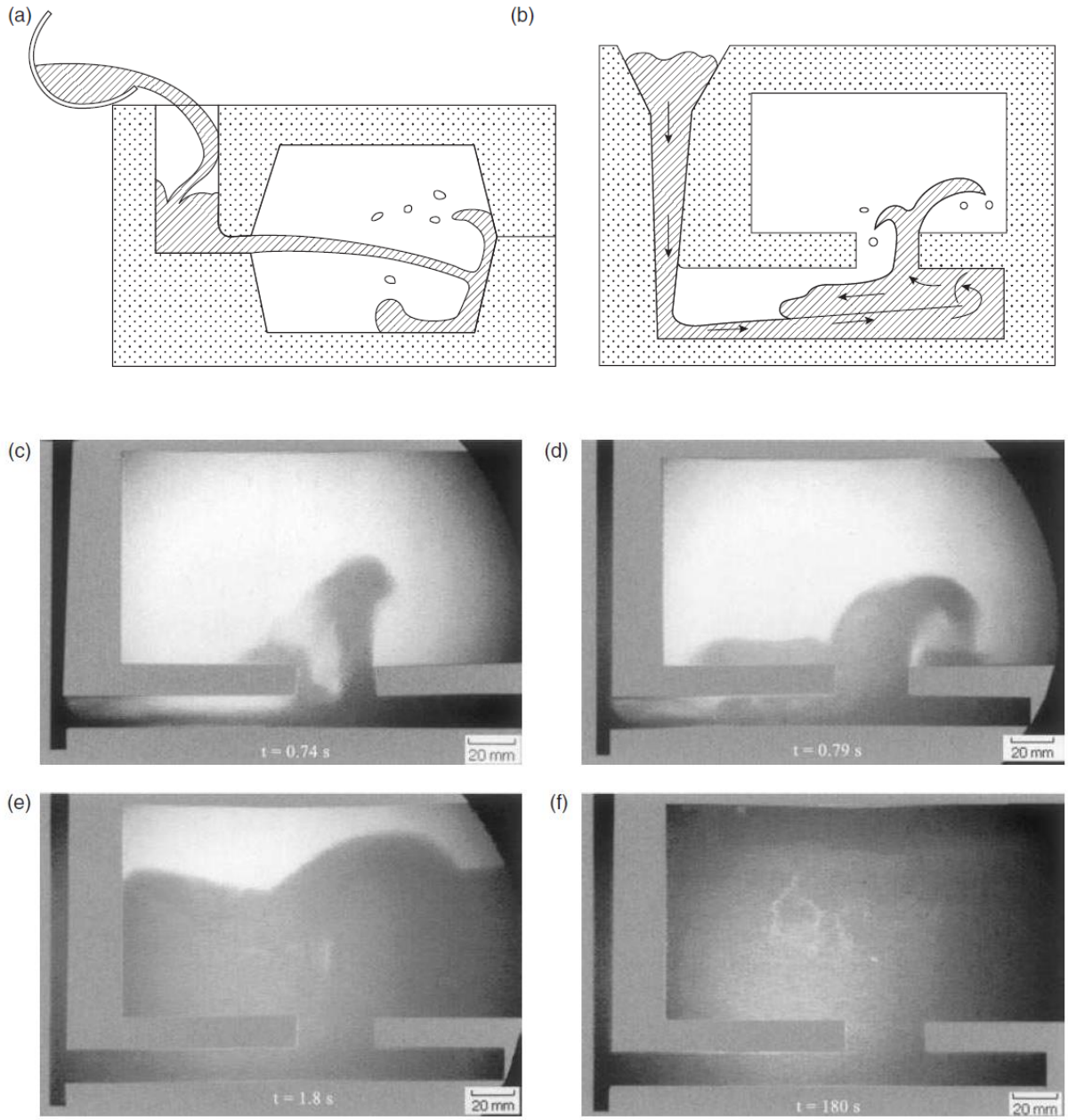
Sıvı metal, oksijen afinitesi sebebiyle yüzeyde cüruf tabakası oluşturur. Oluşan bu tabaka birkaç nm kalınlığındadır ve sıvının geri kalanının daha fazla oksitlenmesini engeller. Bir nevi koruyucu tabakadır. Sıvı metal yüzeyindeki bu tabakanın bir tarafı havayla temas ettiğinden oksit tabakasıdır diğer tarafı ise sıvı metalle temas halindedir. Döküm işlemi veya sıvı haldeki metale yapılan müdahaleler ile yapı içerisine bu oksitler dahil olur. Sıvı metal kalitesi, eriyiğin içerisindeki metal oksitlerin miktarı ile ters orantılı olarak değişmektedir. Metal oksit içeriği düşük olan sıvı metal ve bu sıvı metalden dökülerek üretilen parçanın kalitesi yüksek olacaktır. Şekil 2.4’de gösterildiği gibi hareket esnasında oksitlerin birbiri üzerine

katlanmasıyla oluşan çift oksitli tabaka “Bifilm” olarak adlandırılır. Sıvı metalin hazırlanması ve dökümü esnasında yapılan müdahalelerin türbülansa sebep olması, ergitilen hurdanın daha önceki dökümünde oksit oluşturmuş olması, yolluk tasarımı sebebiyle kalıba dolan parçanın kritik hızdan yüksek hızlardaki hareketi gibi sebeplerden dolayı sıvı metal içerisinde oluşan oksitler katılma esnasında da yapıdaki varlıklarını sürdürmeye devam ederler. Yapı içerisindeki bifilm, katılma sonrasında çatlak başlangıç noktaları olarak davranabilirler. Milimetreden daha küçük boyutlardaki bifilm bile katılma esnasında farklı boyuttaki parçalarında katıldığı bölgelerde bulunmaları halinde, çekilme boşlukları farklı olacağından, santimetre boyutlarında çatlakları oluşmasına neden olabilirler. Farklı boyutlarda olabilen bu bifilm, katılma sonrasında olumsuz etkilerinin tam olarak anlaşılabilmesi ve gerekli bifilm giderme işlemlerinin yapılamaması sonucunda üretimdeki fireler artmakta dolayısıyla verimlilik düşmektedir. Kimi endüstriyel kuruluşlarda bu yeniden ergitme işlemi fire olarak kayıtlara geçerse de, harcanan doğalgaz, iş gücü ve en önemlisi süre faktörü aynı hammadde için harcandığı sürece işletme gerçek potansiyeline ulaşamayacaktır [3-7].



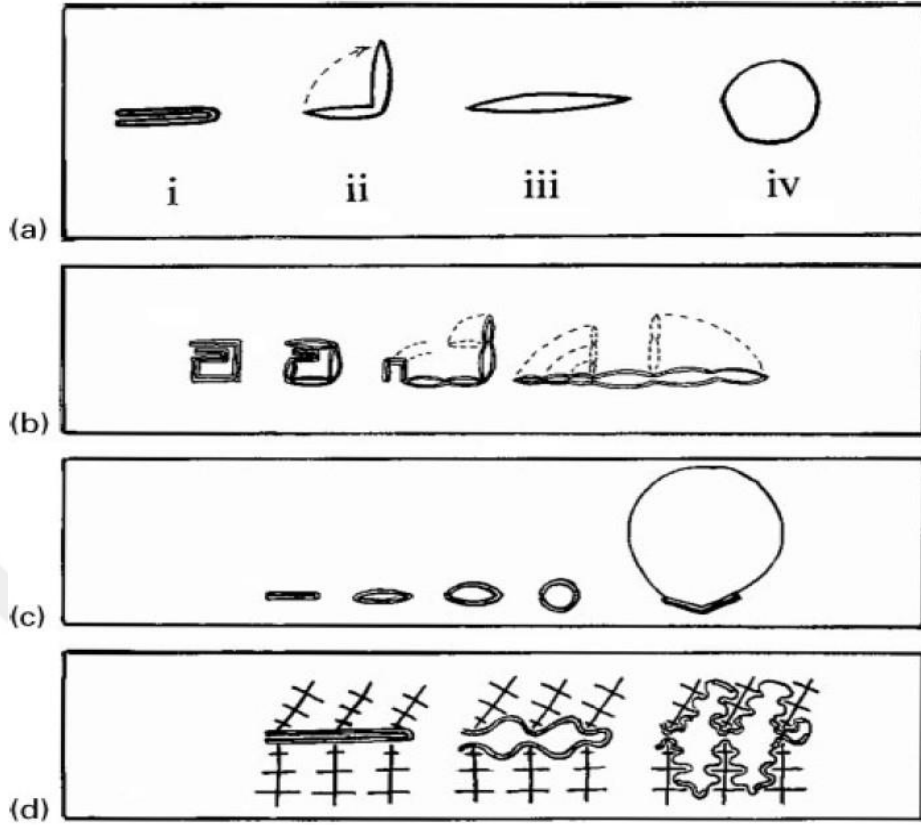
Şekil 2.4: Sıvı metal yüzeylerinin türbülansla katlanması [6].

Bifilm, sıvı metal kalitesine etkisini sayısal olarak değerlendirebilmek amacıyla bifilm, ölçülmesi gerekmektedir. [3-7].



**Şekil 2.5:** Kalıp dolusunda a,b) sıvı metalin türbülansı ve c-f) bifilm oluşumunun zamana bağlı X-Ray görüntüleri [7].

Şekil 2.5’de bir kokil kalıbın dolumu esnasında sıvı metalin dolum hızına bağlı olarak kalıp içerisindeki hareketi gösterilmektedir. C-F görüntülerinde X-Ray teknolojisiyle dolum, anlık olarak gözlemlenmiştir. A ve B görüntülerinde şematik olarak gösterildiği gibi kritik hızın üstünde hareket eden sıvı metal kalıp içerisinde kontrolsüz hareketi sonucu birbirine katlanmakta ve porozite oluşturmaktadır.



**Şekil 2.6:** a) basit b) kompleks c) küresel poroziteli d) dendritler arasında oluşan bifilm türlerinin şematik gösterimi [7].

Bifilm türleri sıvı metalin maruz kaldığı durumlara göre farklı geometrilerde ve bölgelerde oluşabilirler. Şekil 2.6'da şematik olarak klasik bifilm teorisinin en basit ve kompleks durumları gösterilmiştir.

### 2.2.2 Sıvı Metal Kalitesinin Hesaplanması

Sıvı Metal Kalitesinin belirlenmesi amacıyla yapılan araştırmalarda sıvı metalin vakumlu ortamda katılaştırılarak, katılaşma esnasında bifilm türlerinin açılması sağlanır. Açılan bifilm türlerinin içine çizilebilecek en uzun doğrunun boyları toplanarak "Bifilm İndeksi" hesaplanır [5]. Bifilm İndeksi hesaplaması sırasında kullanılan görüntü analiz programlarının ve hazırlanan numune yüzeyinin yarattığı gürültü olarak nitelendirilebilecek partiküllerin (<0.4 mm) ölçüme dahil olarak hesabı yapılmaması adına veri seçiminde filtreleme yapmak gerekir. Ölçümlerde hesaplanan en büyük değer numunenin tamamına ait olduğundan hesaplama dahil edilmez.

$$\text{Bifilm İndeksi} = \sum (\text{gözenek uzunluğu}) = L_b$$

Verilerin filtrelenmesi sonrası yapılan değerlendirmede elde edilen toplam uzunluk bifilm indeks olarak adlandırılır ve sıvı metal kalitesini negatif olarak etkiler [3-7].

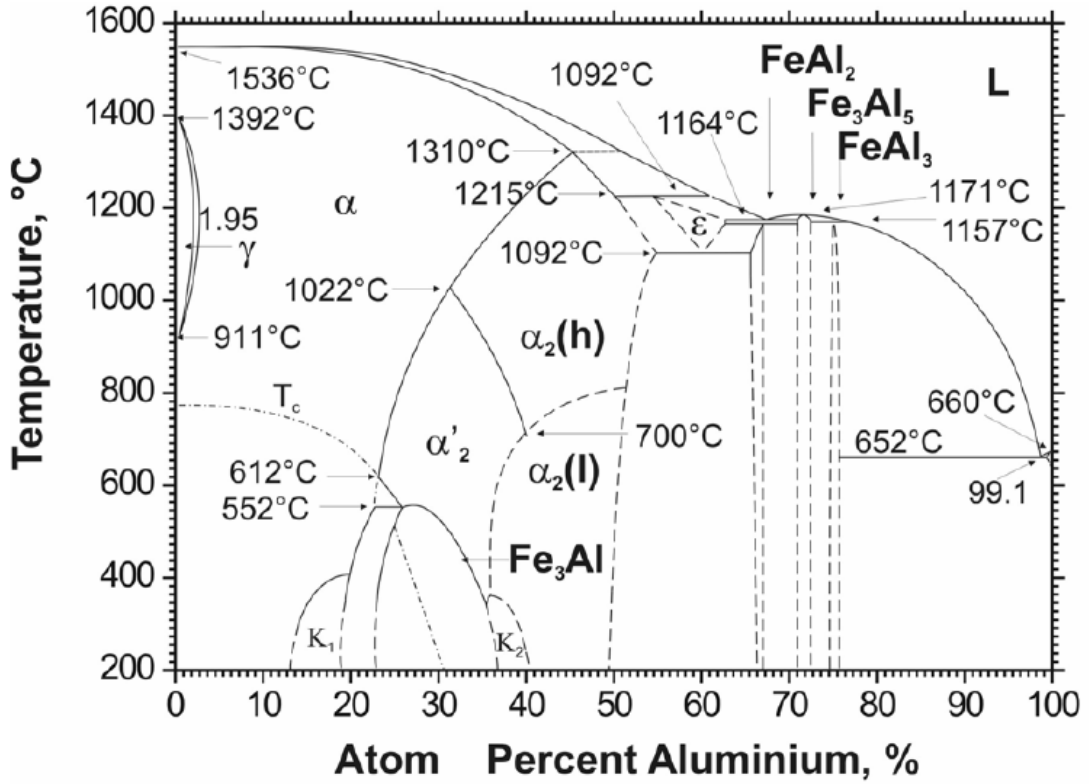
### 2.3 ALÜMİNYUM İNTERMETALİKLERİ

Kimyasal açıdan farklı olan iki veya ikiden fazla metalin çok dar bir kimyasal bileşim aralığında oluşturduğu kristal yapıdaki bileşik ve katı çözeltilere intermetalik adı verilir. İki metalin intermetalik bileşiklerinin olup olmadığı faz diyagramlarından anlaşılabilir. İntermetaliklerin üretimi stokiometrinin sağlanmasıyla gerçekleştiği için bileşime bağlı olarak kontrolsüz olarak oluşabilmektedir. İntermetalik bileşikler bir kez oluştuğlarında ergime sıcaklıklarına ısıtılmadıkça çözünme davranışı göstermezler. Çok gevrek olduklarından dolayı sıvı metal içerisinde kolayca kırılıp potaya dağılılabirler [1-3].

#### 2.3.1 Al-Fe Faz Diyagramı ve İntermetalik Özellikleri

Alüminyumun cevherinin eldesi aşamalarının tamamında azaltılması en zor olan element Fe olmuştur. Ticari kalitede elde edilen saf alüminyum metalinde % 0,07 – 0,15 arasında Fe bulunmaktadır [8,9]. Alüminyum içerisindeki % Fe bileşiminin düşürülmesi yaygın ve ucuz bir yöntem değildir.





Şekil 2.7: Fe-Al faz diyagramı ve intermetalikler [11].

Alüminyum-silisyum alaşımında demir varlığı ile birlikte bölgesel olarak alfa ve beta intermetalikleri oluşur. Birbiri içerisindeki çözünürlükleri göz önüne alındığında intermetalikler demir yüzeyinde oluşup, gevrekleşerek, kopup sıvı metale dahil oldukları söylenebilir. Bu durumda gevrek-levhasal  $\text{FeSiAl}_5$  fazı oluşur. Levhasal yapısının bir kenarı diğerlerine göre ince olmasından dolayı gerilme başlangıç noktaları olarak davranırlar. Beta fazı olarak bilinen bu intermetalik bileşim malzemenin servis şartlarındaki dayanımını azaltması en büyük dezavantajdır. Aynı zamanda beta intermetaliklerinin porozitelerin çekirdeklenmelerinde zemin görevi yaptığı öne sürülmüştür bu sebeplerden dolayı yapı içerisinde istenmez [12].

Soğuma hızına ve ağırlıkça yüzde demir içeriğine bağlı olarak beta intermetaliklerinin boyutları farklılıklar gösterebilir. Parça veya numune dökümü esnasında sıvı akışının engelleyip engellemediklerine dair araştırmalar devam etmektedir. Besleme yetersizliğine sebep olabilecek kadar büyük olan intermetaliklerin oluşmaması için gereken tüm önlemler alınmalıdır [13].

Şekil 2.7’de verilen Al-Fe faz diyagramı incelendiğinde; Al, yaklaşık % 1,6 Fe içermesi durumunda 660 °C’de ötektik reaksiyon göstermektedir. Katılma durumunda Al içerisindeki Fe çözünürlüğü ihmal edilecek kadar düşük olduğu için intermetaliklerin oluşması kaçınılmazdır. Oluşan intermetaliklerin kimyasal bileşimi, Al alaşımının içerdiği elementlere ve yüzdelere göre değişiklik gösterebilir. Sırasıyla “alfa” ve “beta” tip olarak adlandırılan  $Al_3Fe$  ve  $Al_6Fe$  oluşan başlıca intermetaliklerdir. Yapı içerisinde Si bulunması durumunda  $Al_8Fe_2Si$  ve  $Al_5FeSi$  intermetalikleri oluşur. Silisyumla birlikte Mg bulunması durumunda ise  $Al_8FeMg_3Si_6$  intermetalliği oluşur ve “pi tipi” olarak adlandırılır. Mn içeren alaşımlarda  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  intermetalliği, Cu içeren alaşımlarda  $Al_7FeCu_2$  ve  $AlCu_2$  intermetalikleri oluşur. Parantez içerisinde Fe ve Mn gösterilme sebebi her iki metale ait intermetalliğin de oluşabilme ihtimalidir [14-21].

**Tablo 2.1:** Demirce zengin intermetalikler ve kristal yapıları [12].

Demirce Zengin İntermetalikler	Kristal Yapı
Al	HMT
$Al_6Fe$	Ortorombik C-Merkezli Ortorombik
$Al_xFe$	
$Al_pFe$	HMK
$\theta-Al_3Fe$ or $\theta-Al_{13}Fe_4$	Monoklinik C-Merkezli Monoklinik
$\alpha-Al_8Fe_2Si$ or $\alpha-Al_{12}Fe_3Si_2$ $\alpha-Al_{15}Fe_3Si_2$	Hegzagonal HMK
$\beta-Al_5FeSi$ $Al_9Fe_2Si_2$	Monoklinik B-Yüzey Merkezli Ortorombik Ortorombik Tetragonal
$\delta-Al_4FeSi_2$ $\delta-Al_3FeSi_2$	Tetragonal
$q_1-AlFeSi$	C-Merkezli Ortorombik
$q_2-AlFeSi$	Monoklinik
$\gamma-Al_8FeSi$	C-Merkezli Monoklinik
$\rho-Al_8Mg_3FeSi_6$ $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$	

### 2.3.2 İntermetaliklerin Modifikasyonu

Demir miktarı ve soğuma süresine bağlı olarak meydana gelen alüminyum demir intermetalikleri beta tip olarak adlandırılır. Diğer bir intermetalik tipi olan alfa ise yapıda bulunması itibariyle mekanik özelliklere olan negatif etkisi beta kadar değildir. Çince yazı simgelerine benzediği için “chinese script” olarak da adlandırılabilir. Demir içeren sıvı metal içerisindeki intermetalik oluşumunu engellemek tam anlamıyla mümkün olmayacağı için oluşacak intermetaliklerin karakteristiği üzerine değişiklik yapmaya çalışılmaktadır. Bu amaçla % ağı. Fe/Mn en fazla 2 olacak şekilde bir Mn ilavesi söz konusudur. Mn modifikasyonu olarak da bilinen bu yöntem ile levhasal beta intermetalikleri tam anlamıyla engellenemez fakat alfa intermetaliklerinin oluşumu desteklenmiş olur [21-23].

Kimyasal bileşimdeki demir mangan ve silisyumun % ağı toplamları 18’den düşük olursa  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si fazı oluşur. Bu fazın oluşumuyla birlikte malzemenin yüksek sıcaklık mukavemeti, sürünme direnci artacaktır ve gevreklik düşecektir. Aynı kimyasal etkinin krom elementiyle sağlanması güncel olarak araştırılmaktadır [23-25].

### 2.3.3 Demir İçeriğine Bağlı Döküm Hataları

Modifikasyon tekniği, oluşan intermetaliklerin yapısının değiştirilmesinde etkin olarak kullanılmaktadır. Modifiye edilmiş intermetalikler sıvı alüminyumdan daha yüksek yoğunlukta olduklarından dolayı zamanla potanın dibine çökelirler. Bu sırada intermetaliklerin bifilmli de beraberinde sürükledikleri düşünülmektedir. Potanın dibinde oluşan bu çökelti çamur olarak adlandırılır ve bunun matematiksel olarak ifadesinde “sludge factor” terimi kullanılır. Oluşan bu çamur döküm esnasında yollukta daralma yapma ve parçaya dahil olma problemlerini yaratabilir. Bu çamurun ergime sıcaklığı yüksektir kolaylıkla giderilemez. Çamur olarak kastedilen durumun alüminyum alaşım parçasının matriksinin özelliklerini olumsuz olarak etkileyen bir etken olarak bahsedilmesi gerekmektedir. Bu sebeple bu durum sayısal olarak;

$$SF=(\% \text{ ağı. Fe})+(2x \% \text{ ağı. Mn})+(3x \% \text{ ağı. Cr}) \quad (1)$$

bağıntısı ile belirlenmektedir. Yüzde ağırlıkça demire, manganın iki katı ve kromun 3 katı eklenerek bulunur. Bulunan SF değerinin 1.4’den düşük olması istenmektedir. Daha fazla

olması durumunda mikroyapıda sludge partikülleri görülmekte, ayrıca intermetaliklerin yüzdesi artmaktadır [24].

Yapıda bulunan intermetalikler, döküm ve katılma esnasında buldukları-tercihli olarak çökdikleri yere bağı olarak sıvı metal akışını yavaşlatacak ve kalıbın tamamen dolmasını engelleyeceklerdir. Katılma esnasında ise kaba intermetaliklerin engellediğı sıvı metalden dolayı dolmamış boşluklar porozite olarak yapıda bulunacaktır [12].



### 3. MALZEME VE YÖNTEM

#### 3.1 KULLANILAN MALZEMELER

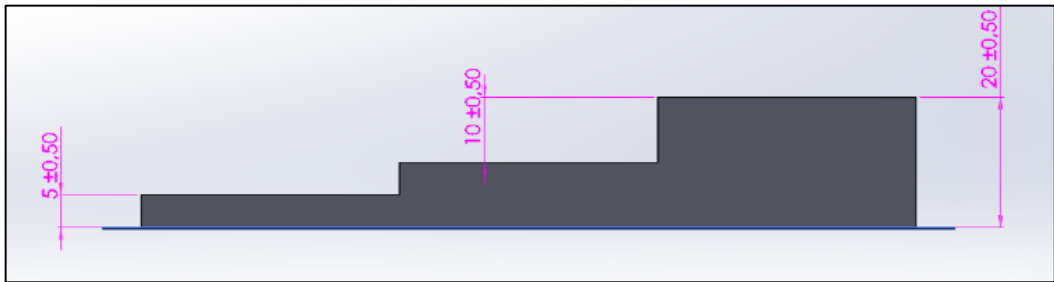
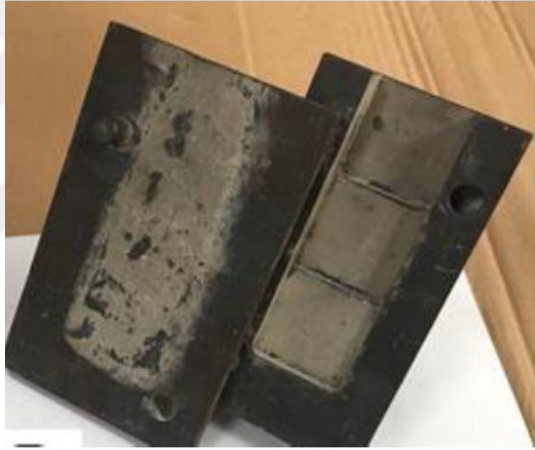
Demir kaynağı olarak sabit ağırlıktaki toz peletleri kullanılmıştır. Pelet oluşturmak amacıyla demir tozları Şekil 3.1’de gösterilen 30 ton kapasiteli hidrolik pres ile preslenmiştir. Tablo 3.1’de kimyasal bileşimi verilen A360 alaşımı SiC-bazlı A3 pota içerisinde Şekil 3.2’de gösterilen rezistans fırında ergitilmiştir. Demir kaynağı toz peletler bekleme süreleri boyunca potaların dibinde bekletilmiştir. 1, 2, 3 ve 4 saat olarak belirlenen bekleme süreleri tamamlanan potaların dökümü 3’er tekrarlı olarak Şekil 3.3’de şematik ve görsel olarak gösterilen kalıplara yapılmıştır. Basamak kalıbın üst yüzeyleri her bir basamakta sabit 40 x 40 mm, yükseklikleri ise 5-10-20 mm olarak değişmektedir. Kalıp tasarımı sayesinde aynı numune için farklı soğuma hızlarında mikroyapı ve mekanik özelliklerin incelenmesi mümkün olmuştur. Basamaklı kalıplara döküm ile eş sıralı olarak Şekil 3.4’de gösterilen RPT cihazı kalıbına da döküm yapılarak bifilm indeks analizi için numuneler elde edilmiştir.



Şekil 3.1: Tozların peletlenmesinde kullanılan dikey tip 30 ton kapasiteli pres.



Şekil 3.2: Deneylerde kullanılan rezistanslı ertitme fırını.



Şekil 3.3: Döküm yapılan kokil kalıp modeli ve kesit ölçüleri.

**Tablo 3.1:** Deneyleerde kullanılan A360 alaşıımının % ađ. bileşimi.

Element	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr	B
% Ađ. Bileşim	89,4	9	0,406	0,07	0,42	0,48	0,01	0,06	0,005	0,0005

**Şekil 3.4:** Vakum altında katılaştırmak için kullanılan RPT cihazı.

### 3.2. ANALİZ YÖNTEMLERİ

Zamana bağlı olarak sıvı metal içerisine geçen ađ. % Fe miktarını saptayabilmek için Foundry Master Spektral Analiz cihazında kimyasal bileşim analizleri yapılmıştır.

Her bir şartta yapılan deneydeki sıvı metal kalitesini saptayabilmek için Bifilm İndeks ölçümleri yapılmıştır.

Bu amaçla her bir şartta basamaklı kokil kalıba döküm yapılırken aynı zamanda vakum altında katılaştırma sisteminde 3'er adet numune alınmıştır. Vakum altında katılan numunelerde, yapıda bulunan bifilmelerin görünürlüğü sağlanmaktadır. Böylece katılan numunenin metalografik numune hazırlama işlemleri sonrasında, SigmaScan Pro 5 görüntü analizi programı yardımıyla BI-Bifilm Index değeri hesaplanmıştır. BI değerini hesaplamak amacıyla bifilmeler içerisine sığabilecek en uzun çizgilerin uzunluğu baz alınmaktadır. Sıvı metal kalitesi tayininde; bifilmelerin boyunun ölçülerek toplam bifilm uzunluğu değerleri karşılaştırılmıştır. Şekil 3.4'de BI ölçümünde kullanılan sistem görülmektedir.

Elde edilen numunelerin mikroyapısının incelenmesi amacıyla metalografik numune hazırlana uygulanmıştır. 80-1200 mesh'lik zımpara serisinin ardından parlatma işlemi uygulanmıştır. Kameram uygulaması yardımıyla dendrit boyları ve ikincil dendrit kolları arası mesafe, ölçülmüştür. Şekil 4.9'da ölçümde kullanılan örnek mikroyapı görülmektedir.

Tutma süresi boyunca sıvı metale geçen ağırlık % Fe içeriğinin oluşturduğu intermetalikleri gözlemleyerek; tiplerini saptamak, katılma sırasındaki davranışlarını anlamak amacıyla Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskobu-SEM incelemeleri yapılmıştır.



## 4. BULGULAR

### 4.1 SPEKTRAL ANALİZ SONUÇLARI VE SF TESPİTİ

1, 2, 3, 4 ve 5 saat bekleme süresi sonunda potalardaki sıvı metaller basamak kalıplara dökülmüş ve her birinden spektral analiz yapılarak kimyasal bileşimleri Tablo 4.1’de gösterilmiştir.

**Tablo 4.1:** Kokil kalıba dökülen numunelerin bekleme sürelerine bağlı kimyasal bileşimi.

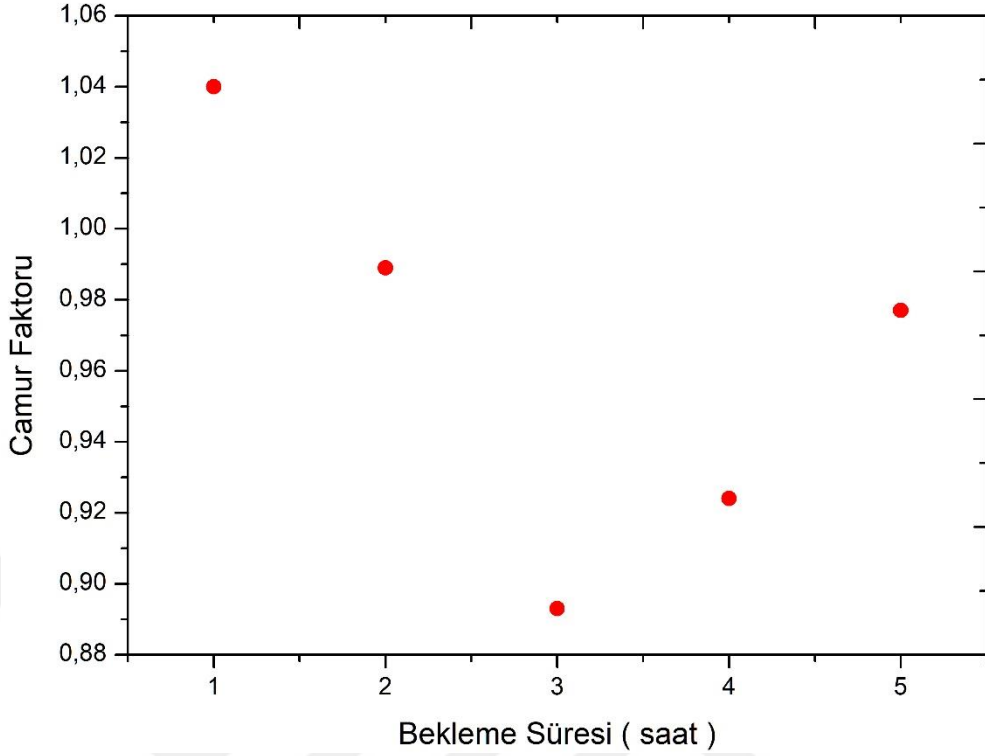
KOKİL	Katkısız	1 saat	2 saat	3 saat	4 saat	5 saat
Al	89,4	89,7	90,0	90,6	90,5	90,3
Si	9,00	8,86	8,44	8,08	8,08	8,30
Fe	<b>0,406</b>	<b>0,444</b>	<b>0,397</b>	<b>0,345</b>	<b>0,354</b>	<b>0,413</b>
Cu	0,069	0,035	0,035	0,052	0,058	0,051
Mn	0,417	0,298	0,296	0,274	0,285	0,282
Mg	0,478	0,481	0,411	0,437	0,458	0,434
Zn	0,016	0,027	0,005	0,015	0,018	0,016
Ti	0,057	0,093	0,075	0,078	0,079	0,074
Sr	0,0049	0,0156	0,0079	0,0083	0,0083	0,0083
B	0,0005	0,0134	0,0005	0,0005	0,0005	0,0005

Elde edilen kimyasal bileşim içerikleri kullanılarak bekleme süresine bağlı olarak “sludge factor” – “çamur faktörü” hesaplanmıştır. Tablo 4.2’de gösterilen sonuçlarda krom içeriği deneyde kullanılan alaşımda bulunmadığından hesaplamaya dahil edilmemiştir.

$$SF=(\%ağ.Fe)+(2x \%ağ.Mn) \quad (2)$$

**Tablo 4.2:** Bekleme süresine bağlı olarak kokil ve kum kalıpta katılaştıran numunelerin “çamur faktörü” sonuçları.

	Çamur Faktörü
Katkısız	1,24
1 saat	1,04
2 saat	0,989
3 saat	0,893
4 saat	0,924
5 saat	0,977

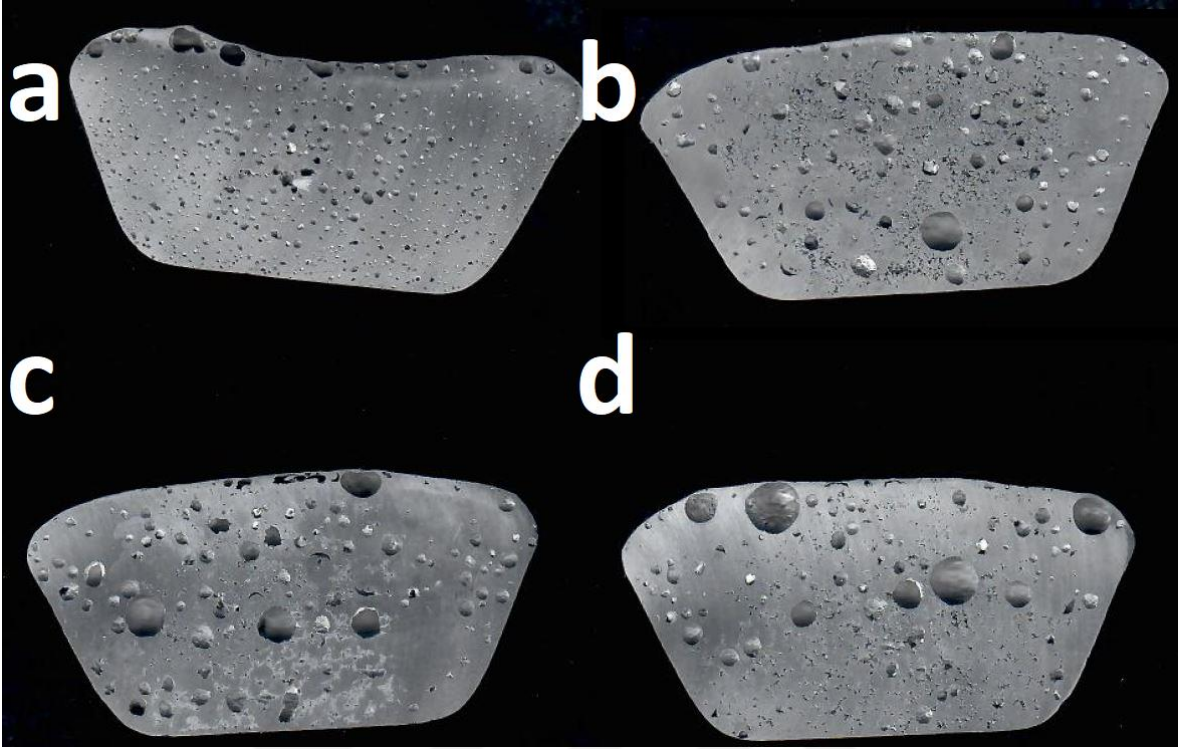


**Şekil 4.1:** Çamur faktörünün bekleme süresine göre değişimi.

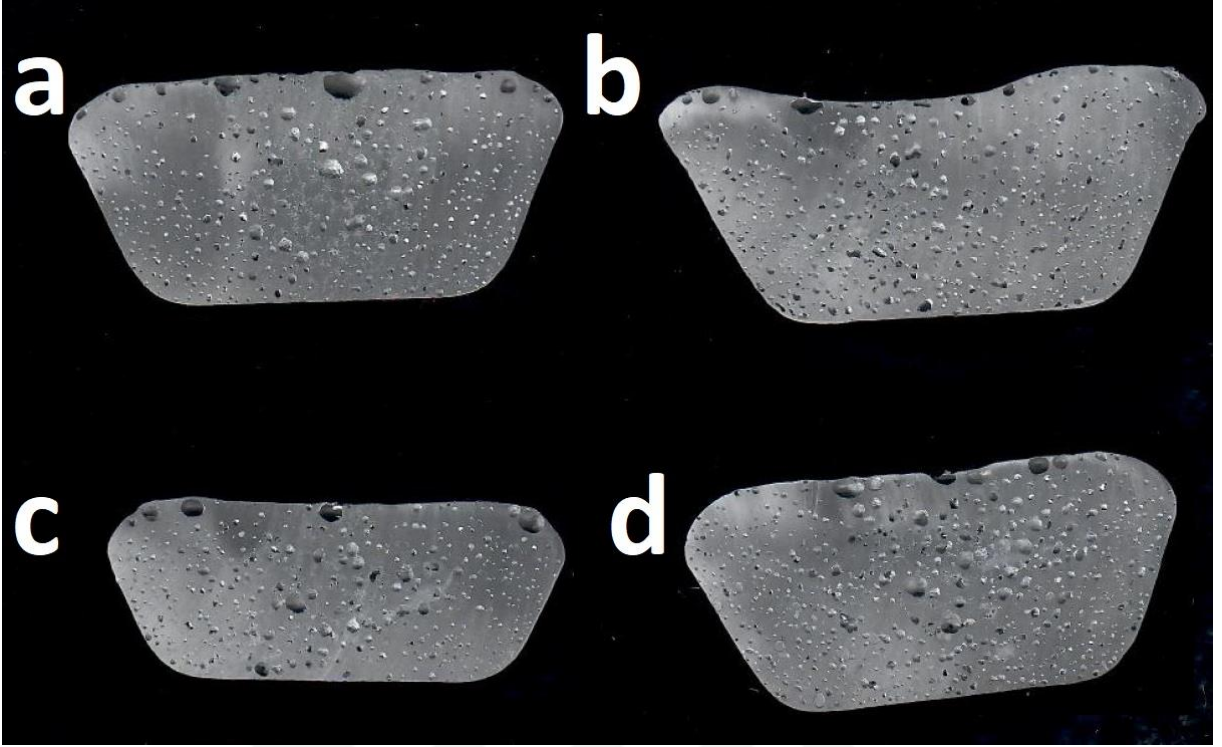
Tablo 4.2’de verilen değerler eşitlik 2 uyarınca hesaplanması sonucu her bir saatteki numunelere ait çamur faktörü hesaplanmıştır. Bu hesaplamanın sonucu dağılımlı grafikte Şekil 4.1’de gösterilmiştir.

#### 4.2 SIVI METAL KALİTESİ İNCELEME SONUÇLARI

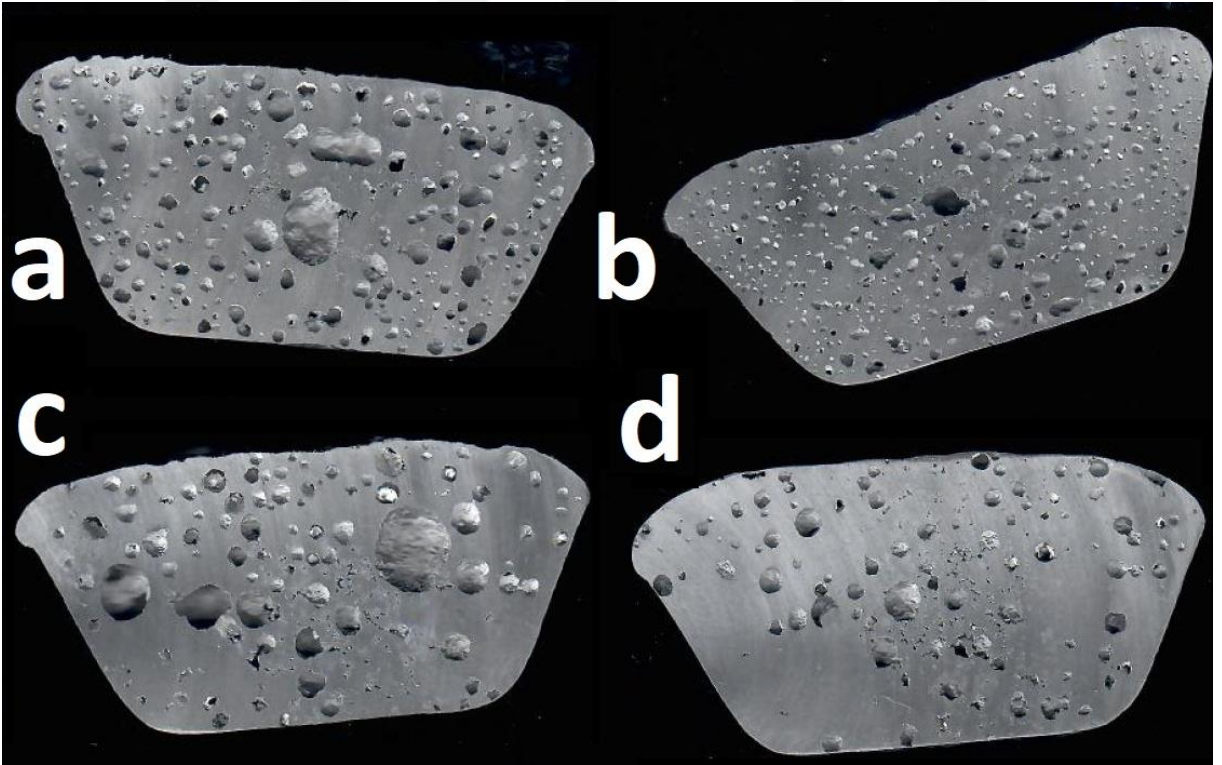
Sıvı metal kalitesinin incelenmesi amacıyla 1, 2, 3, 4 ve 5. saatlerde alınan RPT numuneleri üzerinden Bifilm İndeks ölçümleri yapılmıştır. Bunun için RPT numuneleri ortadan ikiye kesilmiş ve kesit görüntüleri alınmıştır. Kesit görüntülerinin alınması amacıyla 80-800 mesh’lik zımpara serisi uygulanmış ve kesitler optik olarak taranmıştır. Alınan görüntüler Şekil 4.2- 4.6 ‘da gösterilmektedir.



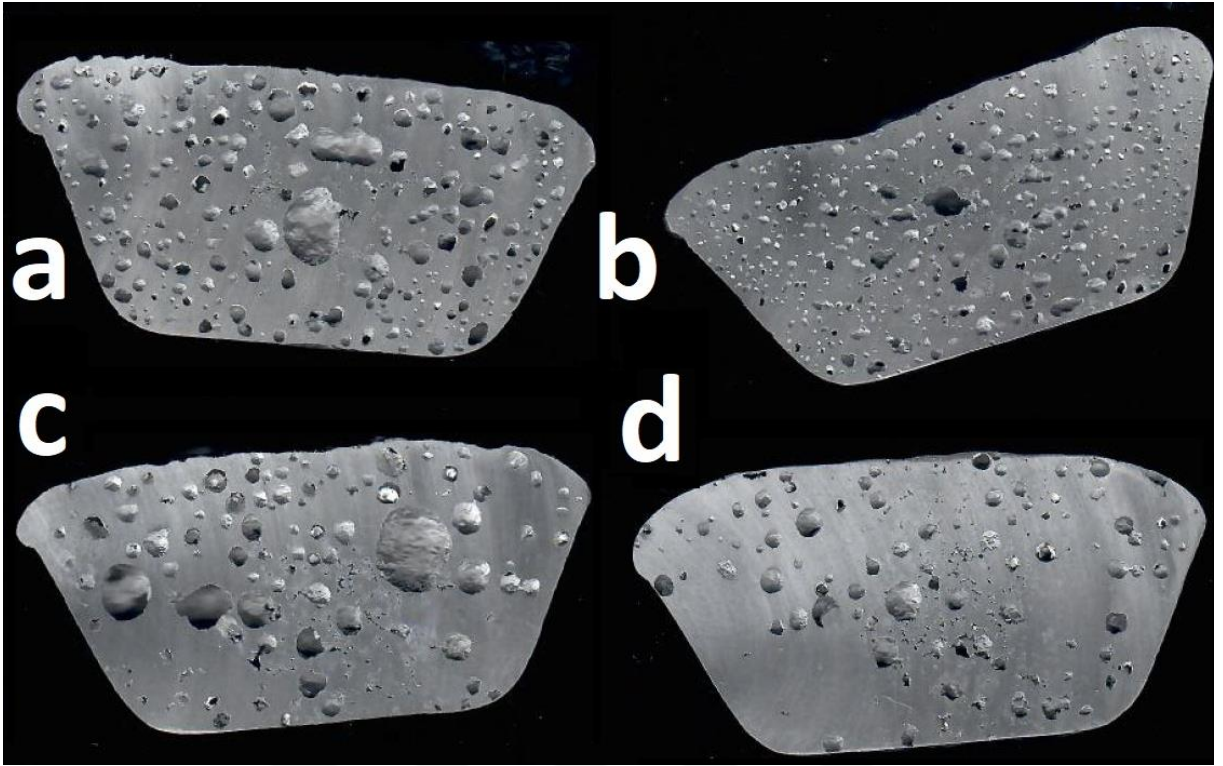
**Şekil 4.2:** 1 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü.



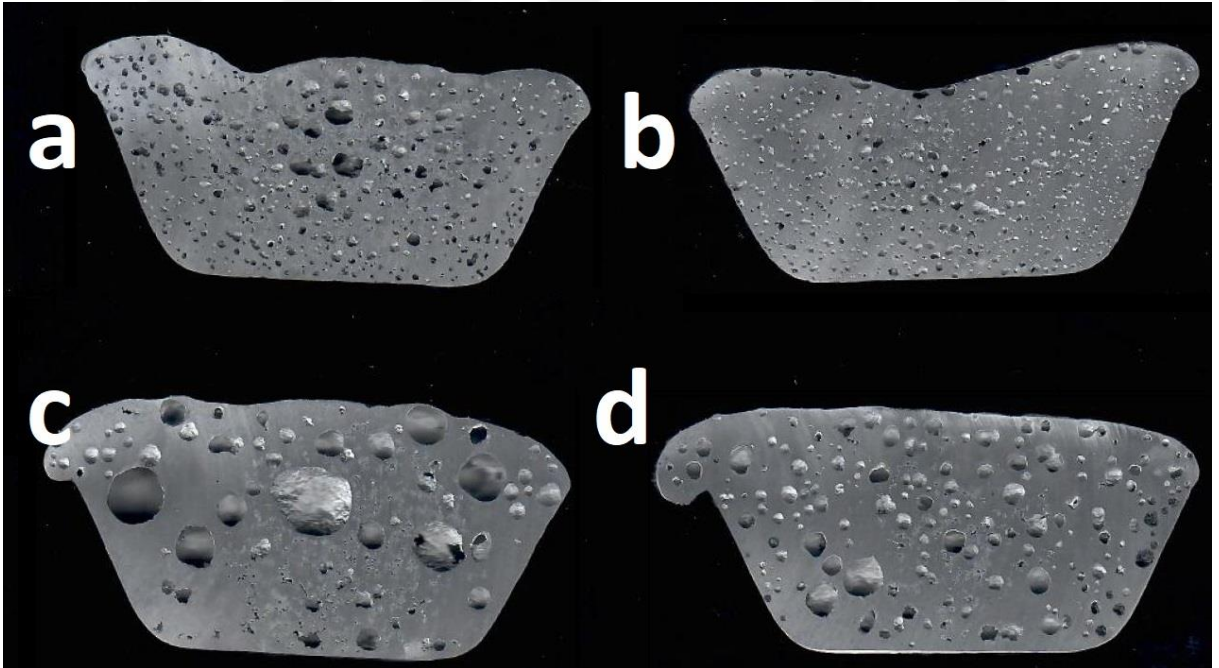
Şekil 4.3: 2 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü



Şekil 4.4: 3 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü.

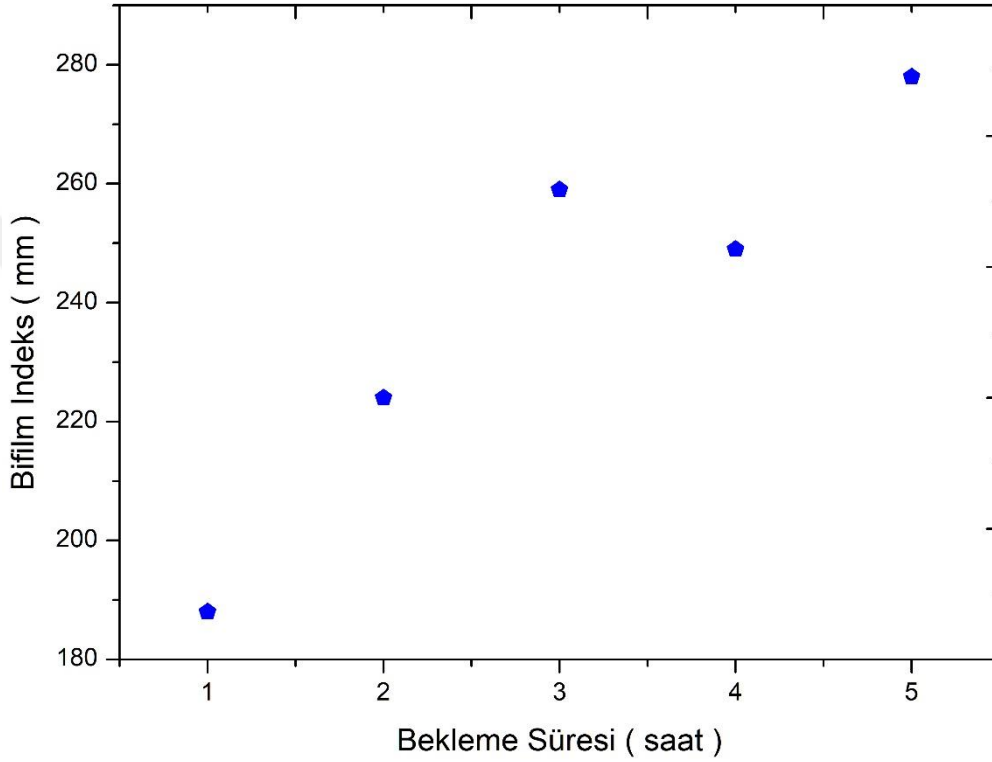


Şekil 4.5: 4 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü.



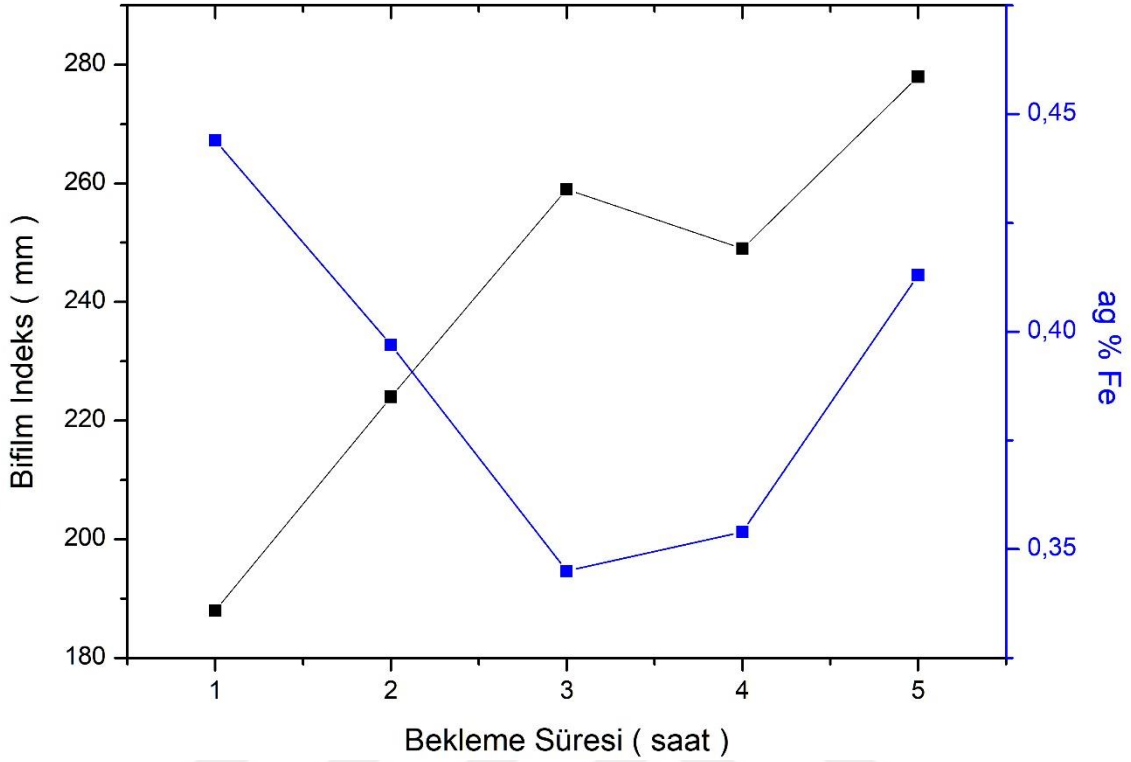
Şekil 4.6: 5 saat bekleme süresi sonunda alınan a) demir kaynağı içermeye b-d) demir tozu peleti bulunan potaların RPT numuneleri kesit görüntüsü.

Bifilm İndeks analizi sonucu elde edilen değerler Şekil 4.7’de gösterilmiştir. Bekleme süresiyle birlikte BI değeri arasında doğru orantılı artış olduğu görülmektedir. Yalnızca 4 saatlik numunede bifilm değerinde 3. Saat numunesine göre azalma görülmüştür. Fakat yine de bifilm indeks değeri başlangıca göre artmıştır.



Şekil 4.7: Bifilm İndeksin bekleme süresiyle değişimi.

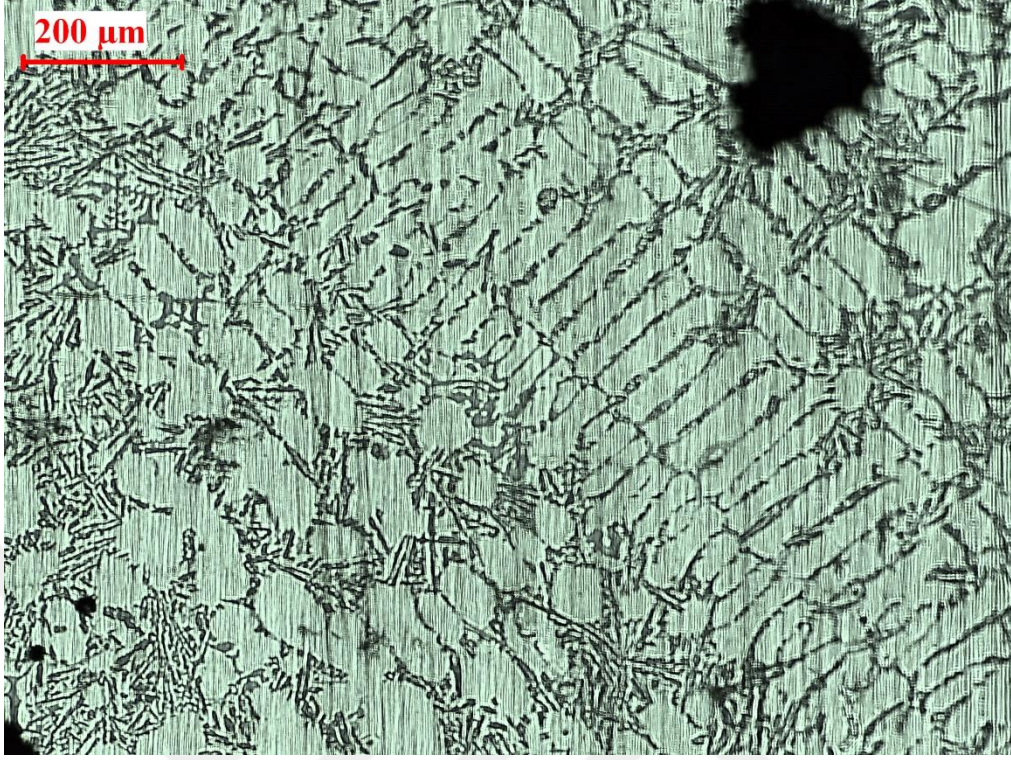
Bifilm İndeks ile bekleme süresine bağlı olarak ağırlık % Fe içeriği de kıyaslanmıştır. Bu kıyaslamada elde edilen veriler Şekil 4.8’de gösterilmektedir. Bekleme süresine bağlı olarak bifilm indeks miktarı artış eğilimi göstermektedir. Aynı zamanda demirin sıvı metale geçişi zamana bağlı olarak önce artmış sonra sabitlenmiş ve artmıştır.



Şekil 4.8: Bifilm İndeks – ag %Fe içeriğinin bekleme süresine bağlı ilişkisi.

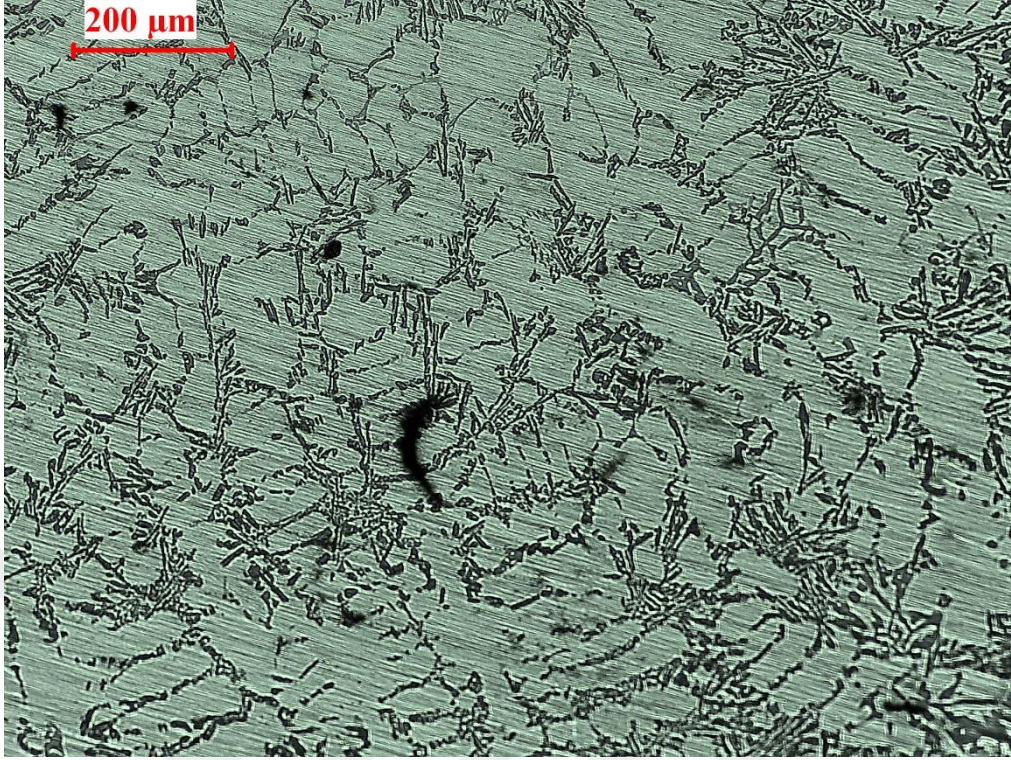
### 4.3 OPTİK MİKROSKOP İLE MİKROYAPI VE İNTERMETALİK İNCELEME SONUÇLARI

1, 2, 3, 4 ve 5 saat bekleme süreleri sonunda farklı soğuma/katılaşma sürelerine sahip üç numune elde edilebilen kokil kalıplara döküm yapılmıştır. Elde edilen numuneler bekleme süresi ve soğuma sürelerine göre ayrılarak optik mikroskopta (OM); dendrit boyları, ikincil dendrit kolları arası mesafe, intermetaliklerin varlıkları ve morfolojileri incelenerek bekleme süresiyle birlikte demir içeriğinin bu parametreler üzerindeki etkisi incelenmiştir. Şekil 4.9 – 4.13 aralığında her bekleme süresindeki mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Bu görüntülere benzer şekilde her bir numuneden elde edilen görüntüler üzerinden ölçümler yapılmış ve ortalamaları alınmıştır. Şekil 4.14’de ikincil dendrit kolları arası mesafenin (SDAS) değişimi  $\mu\text{m}$  birimiyle gösterilmiştir.

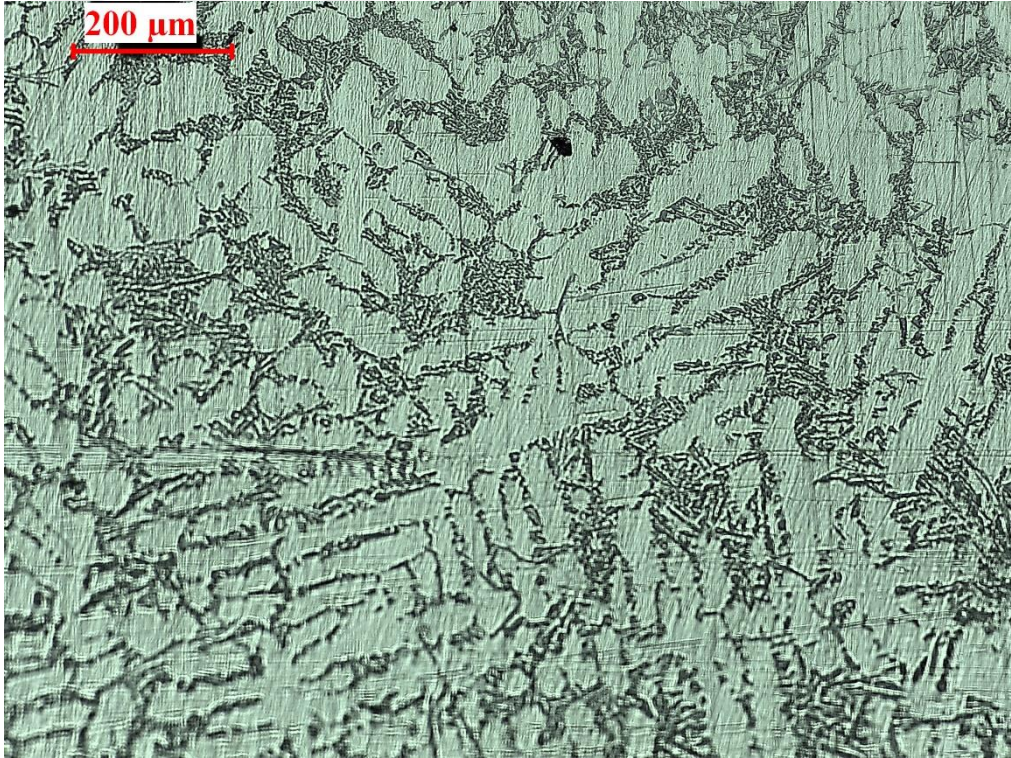


Şekil 4.9: 1 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.

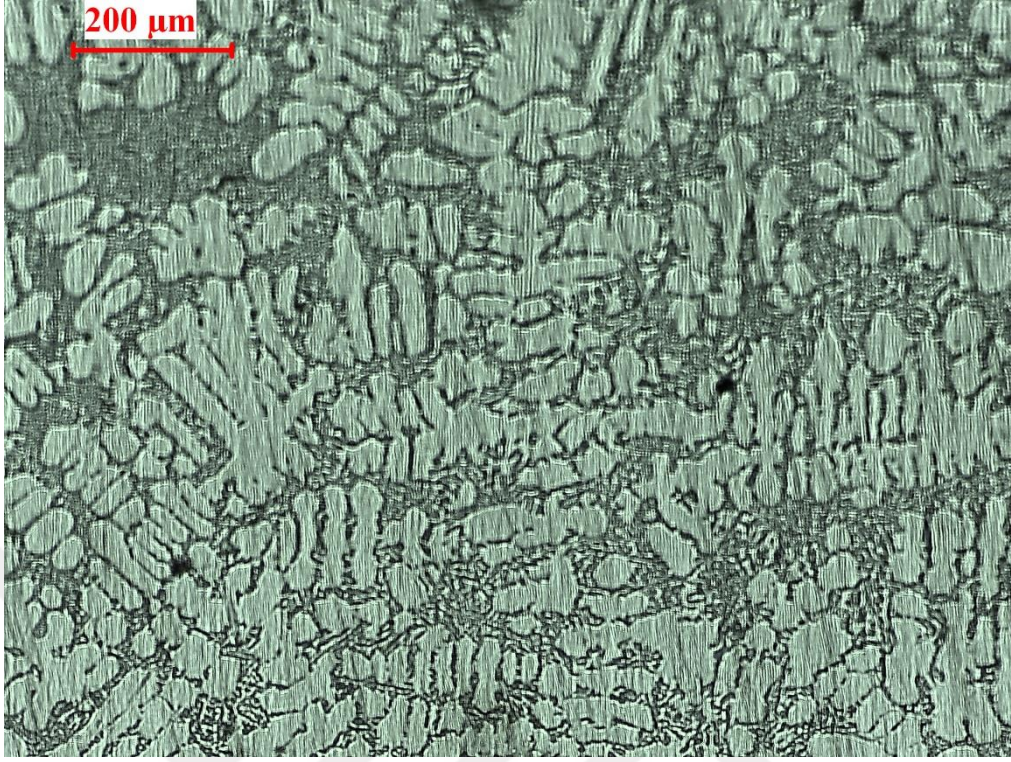




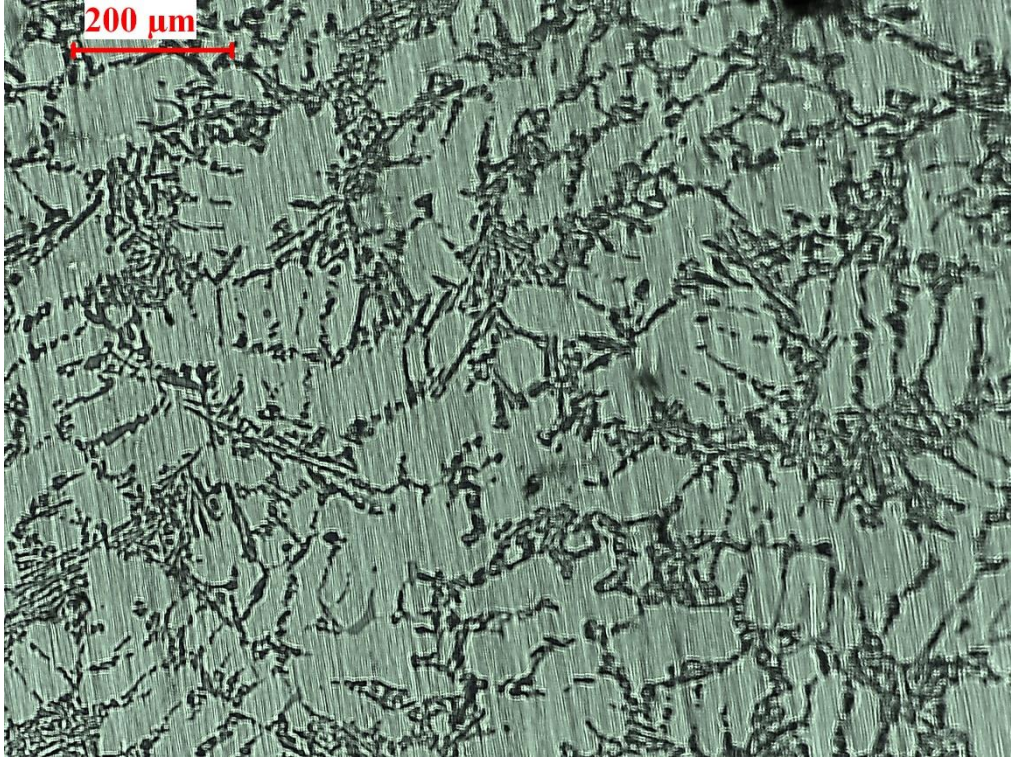
Şekil 4.10: 2 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.



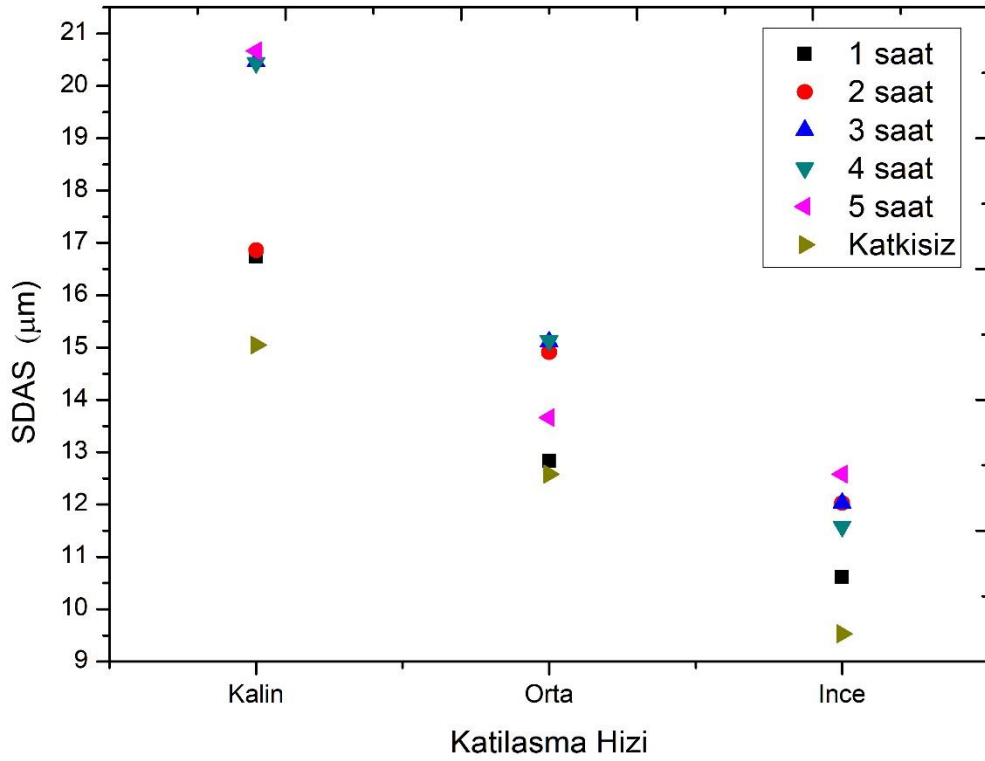
Şekil 4.11: 3 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.



Şekil 4.12: 4 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.



Şekil 4.13: 5 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunenin mikroyapısı.



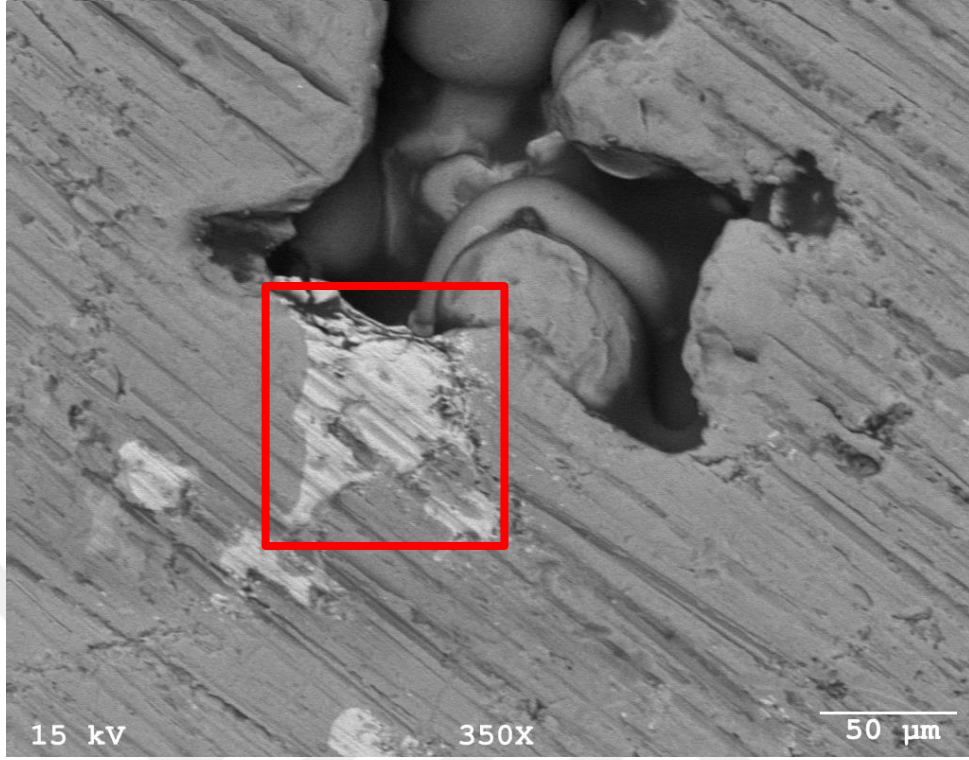
**Şekil 4.14:** SDAS uzunluğunun her bir katılma hızında bekleme sürelerine göre değişimi.

Şekil 4.14’de ikincil dendrit kolları arası mesafenin 1, 2, 3, 4 ve 5 bekleme saatlerinde İnce – Orta – Kalın kesitli olarak dökülmesi durumlarında nasıl değişiklik gösterdiğini karşılaştırmalı olarak göstermektedir. Katılma hızı, kesit kalınlığı “ince” olan numunede daha hızlı gerçekleşmektedir. Kesit kalınlığı “kalın” olan numunede ise katılma en yavaş gerçekleşmektedir. Katılma hızına bağlı olarak bekleme süresine bağlı olmaksızın SDAS değerinin hızlı katılan numunelerde daha küçük olması beklenmektedir. Analizler sonucunda kıyaslamaların literatüre uygun gerçekleştiği görülmektedir. Hızlı katılma olan “ince” kesitli numunenin SDAS değeri en küçük, yavaş katılma olan “kalın” kesitli numunenin SDAS değerinin en yüksek olduğu saptanmıştır. Bunun sebebi katılma için gereken zamanın daha uzun olmasından dolayı ikincil kolların oluşumunun daha yavaş gerçekleşmesi ve birbirleri arasında, soğuma profiline bağlı olarak, daha fazla mesafe bırakmalarıdır.

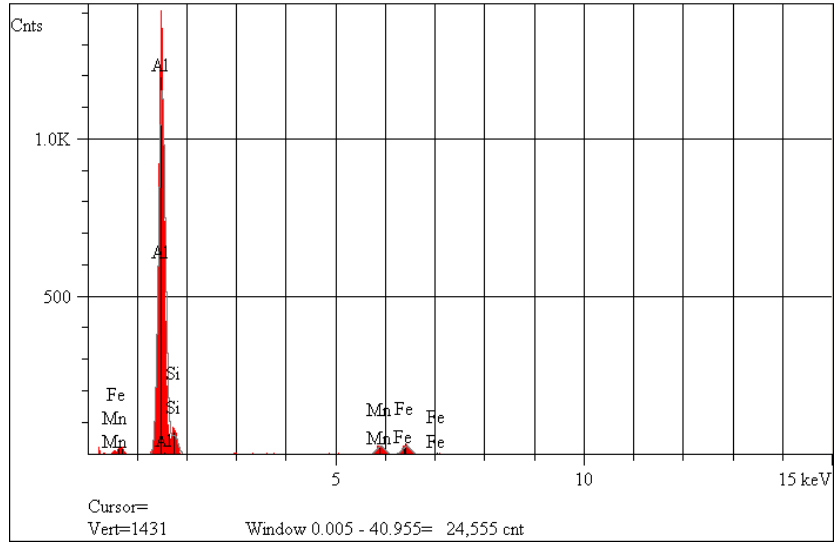
#### 4.4 TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBU İLE İNTERMETALİK İNCELEME SONUÇLARI

Optik mikroskopta ayırt edilemeyen intermetalik morfolojileri Backscatter-Kompozisyon BSE-SEM görüntüleme sistemi yardımıyla incelenmiştir. Bu sayede intermetaliklerin dağılımı ve çekirdeklenmeleri hakkında yorum yapabilmek mümkün olmuştur. Backscatter sayesinde elementler ağırlıklarına göre daha açık veya koyu renklerde gözlenebilirler. İki türlü ayarının yapılması mümkündür. Bu incelemede ağır atomlar açık, hafif atomlar koyu renkle gösterilecek şekilde ayarlanmıştır.

Ek olarak, EDS sayesinde her ne kadar kantitatif olmasa da intermetaliklerin kimyasal bileşimleri hakkında bilgi edinilmiştir. Elde edilen BSE-SEM görüntüleri Şekil 4.15’de 1 saat, Şekil 4.17’de 2 saat, Şekil 4.19’da 3 saat, Şekil 4.21’de 4 saat, Şekil 4.23’de 5 saatlik bekleme süresine bağlı olarak verilmiştir. Her bir numunedeki intermetaliklerin kimyasal bileşimleri intermetaliklerin uygun geniş yüzeylerinden yapılmıştır. Yapılan EDS analizi sonuçları Şekil 4.16 ve Tablo 4.3’de 1 saat, Şekil 4.18 ve Tablo 4.4’de 2saat, Şekil 4.20 ve Tablo 4.5’de 3 saat, Şekil 4.22 ve Tablo 4.6’da 5 saat numunelerine ait olarak gösterilmektedir.



**Şekil 4.15:** 1 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.

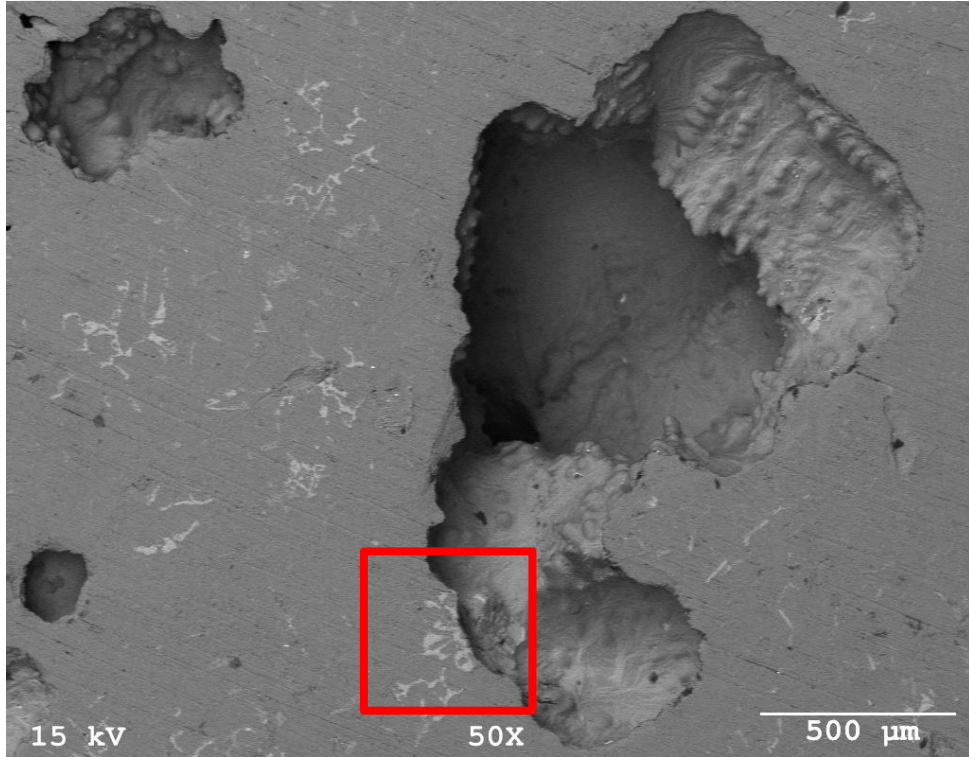


**Şekil 4.16:** 1 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.

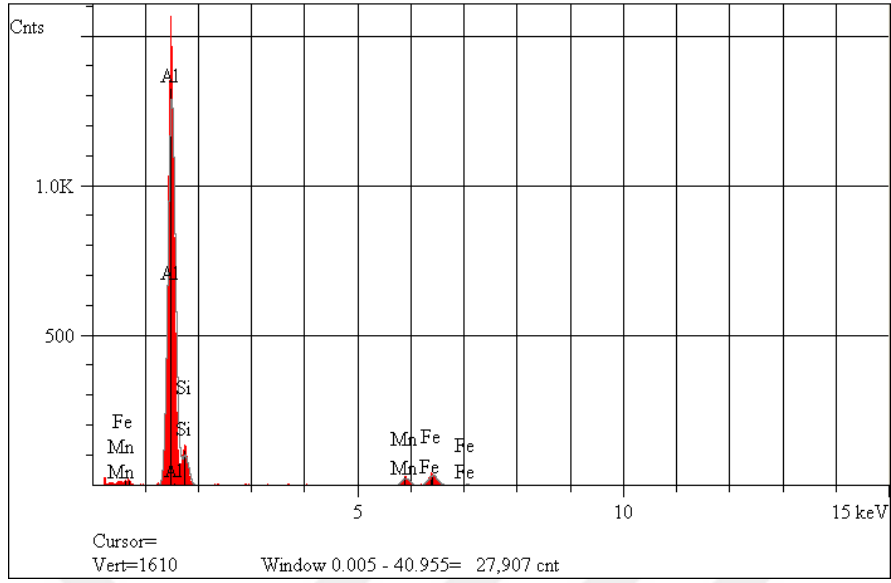
**Tablo 4.3:** 1 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %	Conc	Units	Error 2-sig	MDL 3-sig	
Al	Ka	1,150.21	84.154	80.067	wt.%	1.090	0.417	
Si	Ka	73.36	11.438	11.328	wt.%	0.782	0.784	
Mn	Ka	15.68	2.358	4.568	wt.%	0.615	0.512	
Fe	Ka	11.58	2.050	4.036	wt.%	0.676	0.640	
			100.000	100.000	wt.%			Total

1 saat bekleme süresi sonucu elde edilen numunelerin mikroyapısındaki intermetaliklerin Fe ve Mn içerikleri 2, 3, 4 ve 5 saatlik bekleme sürelerine göre daha düşüktür. Mn, demir intermetaliklerinde doğal olarak modifikasyon sağladığı için miktarlarının birlikte değişmesi-artması matrisde zaman bağılı olarak farklı yapıda intermetalikler oluştuğunu göstermektedir.



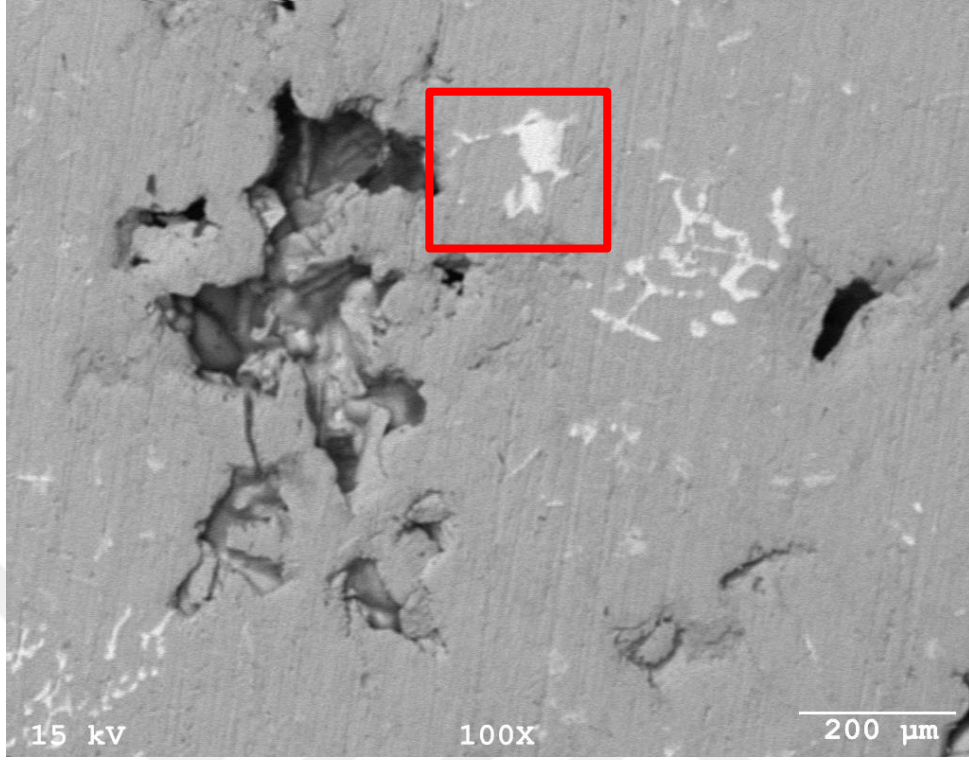
**Şekil 4.17:** 2 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.



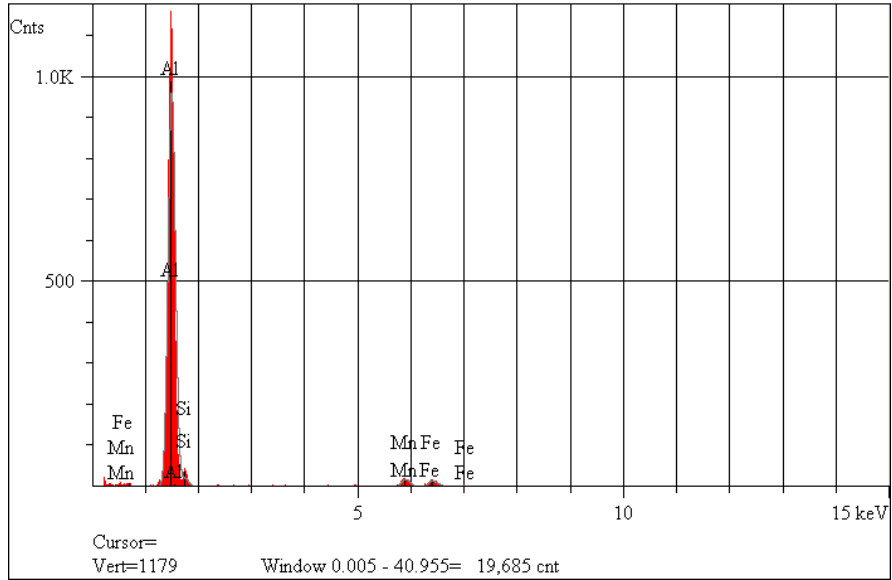
**Şekil 4.18:** 2 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.

**Tablo 4.4:** 2 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %	Conc	Units	Error 2-sig	MDL 3-sig	
Al	Ka	1,110.62	79.558	72.435	wt. %	1.004	0.386	
Si	Ka	85.83	11.589	10.983	wt. %	0.679	0.649	
Mn	Ka	24.83	3.305	6.127	wt. %	0.665	0.573	
Fe	Ka	35.34	5.548	10.455	wt. %	0.906	0.690	
			100.000	100.000	wt. %			Total



**Şekil 4.19:** 3 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.

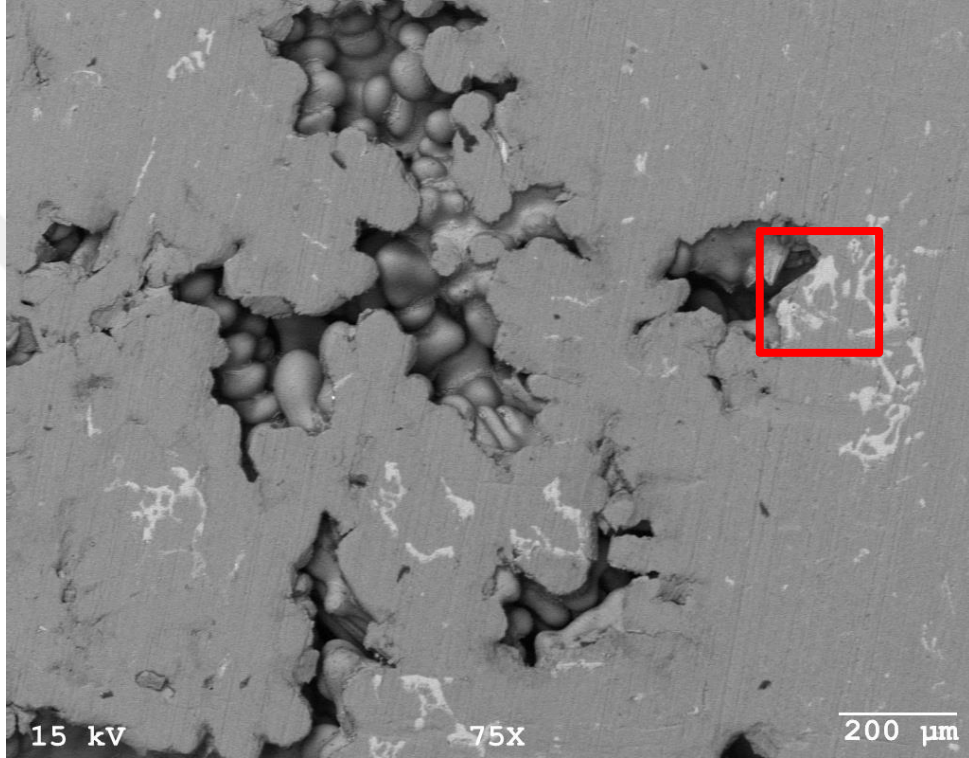


**Şekil 4.20:** 3 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.

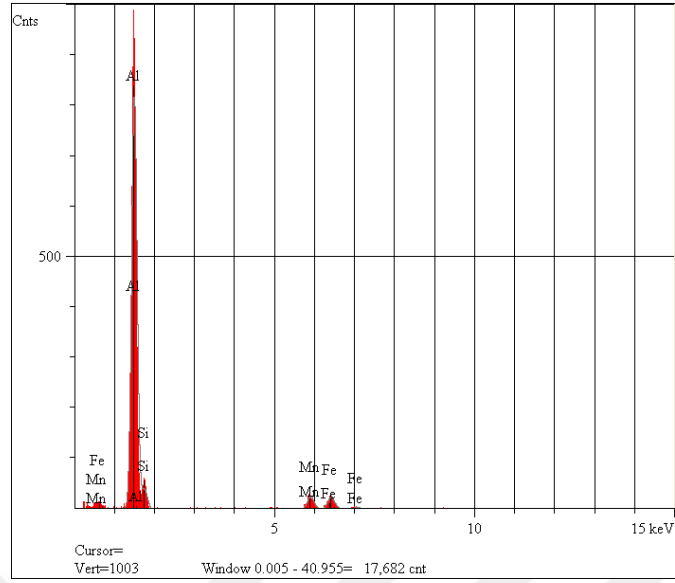


**Tablo 4.5:** 3 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %	Conc	Units	Error 2-sig	MDL 3-sig	
Al	Ka	826.69	88.676	82.180	wt.%	1.319	0.502	
Si	Ka	17.77	3.964	3.824	wt.%	0.724	0.919	
Mn	Ka	18.82	3.890	7.341	wt.%	0.884	0.701	
Fe	Ka	14.25	3.469	6.655	wt.%	0.967	0.858	
			100.000	100.000	wt.%			Total



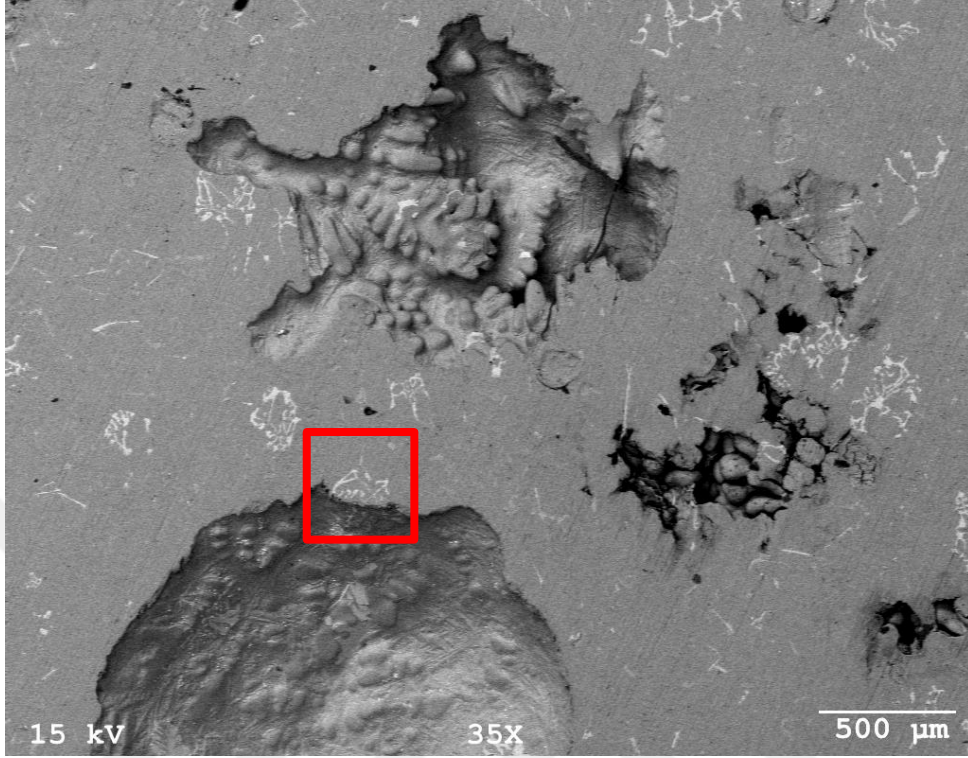
**Şekil 4.21:** 4 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.



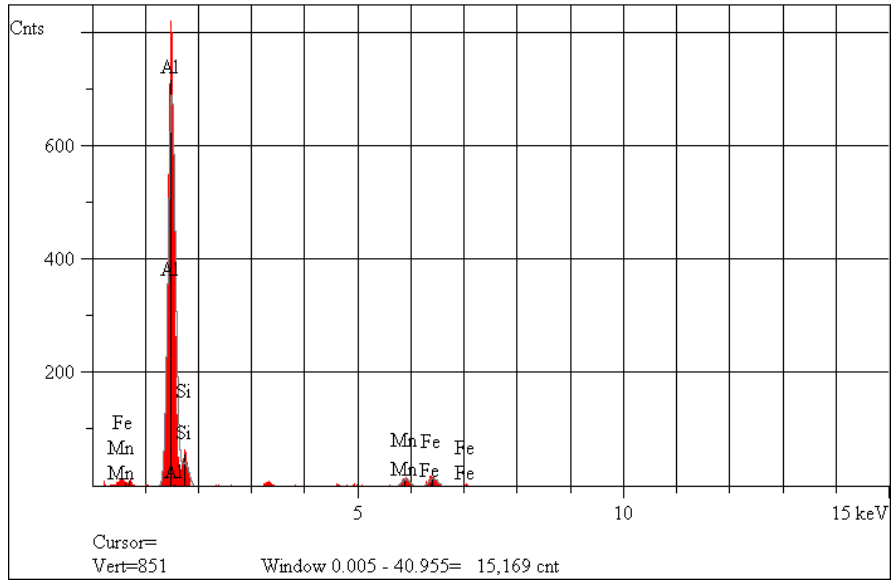
**Şekil 4.22:** 4 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.

**Tablo 4.6:** 4 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %	Conc	Units	Error 2-sig	MDL 3-sig	
Al	Ka	702.95	81.799	73.166	wt. %	1.274	0.484	
Si	Ka	33.71	7.283	6.781	wt. %	0.743	0.808	
Mn	Ka	25.36	5.291	9.637	wt. %	0.954	0.647	
Fe	Ka	22.86	5.627	10.417	wt. %	1.104	0.795	
			100.000	100.000	wt. %			Total



Şekil 4.23: 5 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin SEM – BS görüntüsü.



Şekil 4.24: 5 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analiz sonucu.

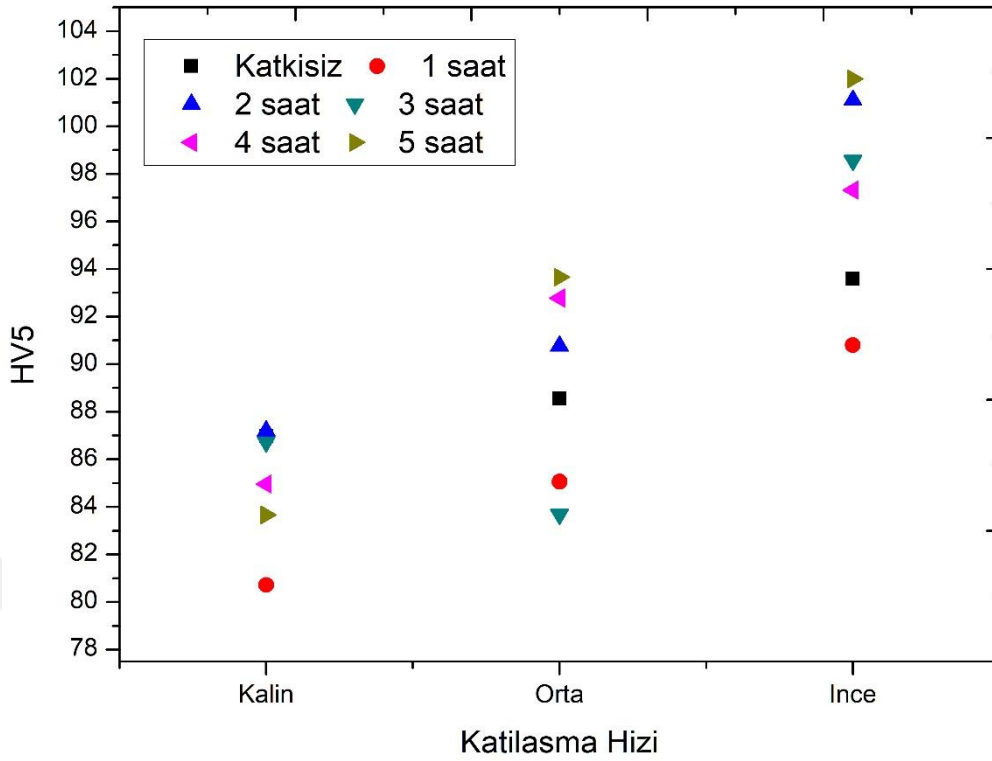
Bekleme süresindeki artışla birlikte Al-Si matriks içerisinde gözle görünür şekilde intermetalik artışı meydana gelmiştir. Özellikle 3 saat sonrasındaki artış diğer analizlerin bulgularıyla ilişkilendirilmeye çalışılmıştır. İntermetaliklerin şekillerinin Chinese Script benzeri olduğu görülmektedir. Bir tane etrafında dallanarak büyüyen bu yapıların bir kısmında simetrik geometri de gözlenmiştir.

**Tablo 4.7:** 5 saat bekleme süresi sonunda dökülen numunede porozite etrafında çekirdeklenmiş intermetaliklerin EDS analizi ile elde edilmiş kimyasal bileşim sonucu.

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %	Conc	Units	Error 2-sig	MDL 3-sig	
Al	Ka	595.72	82.010	75.145	wt.%	1.431	0.596	
Si	Ka	36.29	9.705	9.256	wt.%	0.958	1.021	
Mn	Ka	14.35	3.724	6.948	wt.%	0.998	0.870	
Fe	Ka	14.91	4.561	8.650	wt.%	1.152	0.870	
			100.000	100.000	wt.%			Total

#### 4.5 SERTLİK ANALİZİ SONUÇLARI

Yapı içerisinde oluşan ve giderilmesi mümkün olmayan Al-Fe intermetalikleri matriksin sertlik değerini değiştirmektedir. Vickers sertlik ölçüm metodu kullanarak yapılan sertlik ölçüm analizi sonuçları Şekil 4.25’de verilmiştir. Sertlik ölçümü her bir farklı katılaşma süresine ait numuneye ayrı ayrı uygulanmıştır.



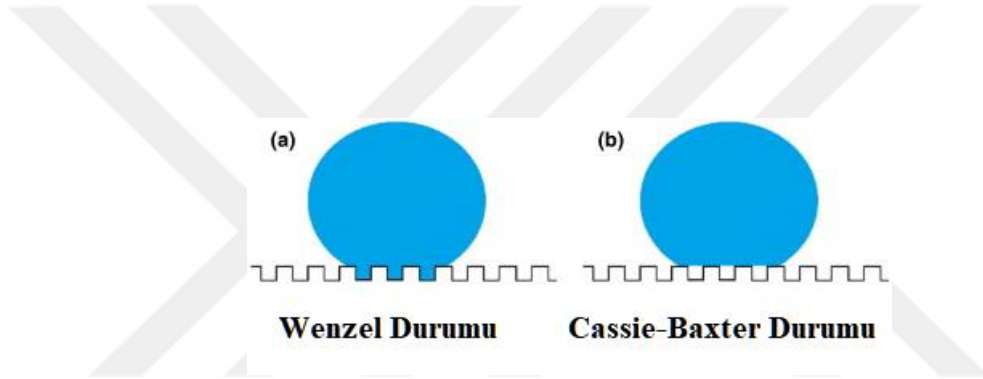
**Şekil 4.25:** Katılma hızına göre farklı bekleme süresindeki numunelerin sertlik değeri.

Vickers sertlik skalasına göre yapılan analizlerde 1 saat bekleme süresindeki numunenin sertlik sonuçları diğer bekleme sürelerine göre en düşük çıkmıştır. Demir kaynağı olan demir tozu peletleri içermeye referans numunelerinin sertlikleri daha yüksektir. 5 saat bekleme süresine sahip numunenin sertlik değeri her bir katılma hızında en yüksek çıkmıştır. Zaman bağlı olarak sıvı metal içerisindeki demir difüzyonu ve intermetalik oluşumu numune matriksinin sertliğini etkilemiştir. Her bir katılma hızı numunesinde sertlik yaklaşık % 10 oranında artmıştır.

Dökümler sonucunda Şekil 4.26'da görüldüğü gibi potaların dibinde peletlerin tam olarak çözünmeden kaldıkları gözlemlenmiştir. Sıvı metalin peletleri ıslatma davranışı literatürde Şekil 4.27'de şematik olarak gösterildiği gibi Wenzel durumu gerçekleşmemiş, Cassie-Baxter durumu sonucu çözünme kısmi olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 4.26: Dökümler sonrası pota dibinde kalan çözünmemiş peletler.



Şekil 4.27: Yüzey gerilimi davranışlarının şematik gösterimi [26].

## 5. TARTIŞMA VE SONUÇ

Bifilm İndeks son dönemdeki alüminyum döküm çalışmalarında üretilen parçaların kalitesinin kantitatif belirlenmesinde etkin rol oynamaktadır. Bu çalışma dahilinde bekleme ve transfer potalarındaki geçirilen süreler göz önünde bulundurularak sıvı metal içerisindeki en büyük empürite olan demirin, sıvı metal kalitesine etkisi incelenmiştir. Çalışmanın endüstriyel alandaki etkinliğinin incelenmesi amacıyla sıklıkla kullanılan sekonder A360 alaşımı tercih edilmiştir.

Bu çalışmada demir kaynağı olarak yüzey alanındaki değişim göz önüne alınarak çubuk veya silindirik demir değil, toz metalden Şekil 3.1’de gösterilen dikey pres yardımıyla sıkıştırılan disk şeklindeki peletler kullanılmıştır. Şekil 3.2’de gösterilen rezistanslı ergitme fırınında gerçekleşen bekletme işlemlerinde A3 pota kullanılmış ve dökümler Şekil 3.3 ve 3.4’de şematik çizimi ve görseli olan çelik kalıba 1, 2, 3, 4 ve 5 saatler sonunda yapılmıştır. Tablo 3.1’de kullanılan A360 alaşımının kimyasal bileşimi verilmiştir. Elde edilen numuneler mikroyapı (sdas), kimyasal bileşim, HV sertlik, çamur faktörü, bifilm indeks, BS-SEM, EDS analizleri yapılarak incelenmiş ve aralarındaki ilişki araştırılmıştır.

Kimyasal bileşim süreye bağlı olarak incelendiğinde; Fe miktarı zaman bağlı olarak farklı değerler göstermiştir, Mn miktarında % 32,4 azalma, Mn miktarındaki bu azalma çamur faktörünü de etkilemiş ve minimum seviyede olduğu 3. Saat sonunda çamur faktörünün minimum değere ulaştırmıştır. Metalik Mn miktarındaki azalma Al-Fe intermetaliklerinin Mn ile modifiye olarak alfa intermetalik oluşturmasından kaynaklı olduğu zaman bağlı kaydedilen SEM görüntüleri ve EDS analizinde görülmüştür. Metalik Si miktarındaki % 10 düşüş de bu sebeple olduğu görülmektedir. Döküm sonrası yüzeyden başlayan katılaşma işlemiyle, oluşan kolonsal Al taneleri intermetalikleri yüzeyden iç kısımlara sürükleyerek genelde iç kısımlarda katılaşmalarını sağlamaktadır.

Kimyasal bileşimden elde edilen çamur faktöründeki değişim zamana bağlı olarak Şekil 4.1’de gösterilmiştir. Zamana bağlı olarak Çamur faktörü değeri 3 saate kadar düşmüş sonrasında artmıştır.

Sıvı metal kalitesinin ölçümü amacıyla yapılan RPT dökümlerinin zaman bağlı olarak sonuçları Şekil 4.7’de gösterilmiştir. Demir kaynağı içerek sıvı metalin bekleme süresi arttıkça BI miktarı yaklaşık % 42’lik artmıştır. İlk 3 saat süresince ağ. % Fe miktarı ve BI ters orantı göstermiş sonrasında ise ağ % Fe oranı BI ile artmıştır. Al-Fe intermetaliklerinin bifilmeler üzerinde bulunarak potanın daha alt kademelerine sürüklediği görüşü desteklenmektedir [28]. Literatürdeki çalışmalar ile kıyaslandığında bu çalışmada demir kaynağı olarak toz kullanılmasından dolayı intermetalik oluşum kinetiğinin daha farklı gerçekleştiği tespit edilmiştir. İntermetaliklerin sıvı metal içerisine dahil olması; demir içeriğinin sıvı metal içerisinde çözünerek ağ. % Fe miktarını arttırması veya sıvı metalin demir yüzeye difüze olmasıyla gevrek intermetalik oluşturarak kopması sonucu sıvı metale tekrar dahil olması olarak gerçekleşebilmektedir.

Bekleme süresince mikroyapıdaki değişimin değerlendirilmesi amacıyla dendritlerin birincil boyları ve ikincil kolları arasındaki mesafe ölçülmüştür. Şekil 4.9-4.13’de 1, 2, 3, 4 ve 5 saat süresince elde edilen mikroyapılar gösterilmiştir. SDAS olarak değerlendirilen dendrit ikincil kolları arası mesafesi katılma hızına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Katılmanın görece hızlı gerçekleştiği ince kesit numunelerde SDAS değeri 9,5 - 12,5 µm aralığında, katılmanın görece daha yavaş gerçekleştiği orta kesit numunelerde 12,5 – 15,5 µm aralığında, katılmanın en yavaş gerçekleştiği kalın kesit numunelerde 15 – 20,5 µm aralığında ölçülmüştür. Demir içeriğine göre kıyaslandığında demir kaynağı bulunmayan katkısız numunede SDAS her soğuma hızında en düşük seviyede ölçülmüştür. Demir kaynağı ile 1 saat bekleyen numune 2. Sırada bulunmaktadır. En hızlı ve en yavaş soğuma hızlarında ise demir kaynağı ile 5 saat bekleyen numunenin SDAS değerleri en yüksek seviyede ölçülmüştür. Sıvı metal içerisinde demir kaynağı bulunması SDAS değerlerinin 1 saat sonunda en hızlı ve en yavaş soğuma hızlarında yaklaşık % 11 arttırmıştır. 3. Saat sonunda tüm bekleme sürelerinde SDAS maksimum değerine ulaşmış 4 ve 5 saat



sürelerinde benzer artış gözlemlenmemiştir. En hızlı soğumanın gerçekleştiği ince kesit numunesinde SDAS değerinde 4 ve 5 saatte % 5 düşüş gözlemlenmiştir.

Literatürde yapılan çalışmalarda sıvı metal içerisinde demir sağlayıcı olarak demir çubuklar kullanılmıştır [27,28]. Literatürdeki çalışmalarda demir sağlayıcısı olarak silindirik veya katı prizma çubuk demir kullanılmıştır. Sıvı metal içerisindeki silindir ve çubukların çözünmesi daha hızlı olmuştur. Teknik olarak birim alan için toz metalin yüzey alanı silindir veya çubuk demirin düz yüzeyine kıyasla daha fazladır. Fakat yüzey alanı daha fazla olmasına rağmen Fe'in sıvı metalde difüzyonu daha yavaş gerçekleşmiştir. Süreye bağlı olarak Fe difüzyonu yavaşlayarak durma noktasına gelmiştir. Bu durum sıvı metalin Fe pelet yüzeyini ıslatmasıyla ilgilidir. Literatürdeki çalışmalarda Fe kaynağı yüzeyi düz olduğundan ıslatma durumu kolaylıkla gerçekleşmiştir. Toz pelet durumunda ise Cassie – Baxter Islatma Durumu gözlemlenmiştir.

Demir kaynağı bulunan numunelerde SDAS miktarı süreye bağlı olarak artış gözlemlenmiştir. Bifilm İndeks miktarı bekleme süresince artmıştır. Ağ. % Fe ve Mn içeriğindeki değişimler bekleme süresince alfa intermetalik modifikasyonunun gerçekleştiğini göstermektedir. Kritik bekleme süresi olarak 3 saat gösterilmiştir.

Al-Fe intermetaliklerinin sıvı metal içerisine dahil olmalarının daha hassas incelenmesi amacıyla farklı kaynaklar kullanılarak detaylı çalışmalar yapılması hedeflenmektedir.

**KAYNAKLAR**

- [1].W. Khalifa, F.H. Samuel, and J.E. Gruzleski, 2003, Iron Intermetallic Phases in the Al Corner of the Al-Si-Fe System, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A, 807-825
- [2].Taylor, J. A., 2011, Iron-containing Intermetallic Phases in Al-Si Based Casting Alloys, *Procedia Materials Science 1*, 19 – 33.
- [3].Dispınar, D., Akhtar, S., Nordmark, A., Sabatino, M. D., Arnberg, L. 2010. “Degassing, Hydrogen and Porosity Phenomena in A356,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, p. 3719-3725
- [4].Dispınar D., Campbell J., 2011, Porosity, hydrogen and bifilm content in Al alloy castings, *Materials Science and Engineering A*, 528, 3860–3865.
- [5].Dispınar D., Campbell J., 2006, Use of bifilm index as an assessment of liquid metal quality, *International Journal of Cast Metals Research* , Volume:19 NO:1, 5-13.
- [6].Campbell J., 2014, *Casting Practices:10 Rules of Casting*, Longman, United Kingdom, ISBN: 9780750647915
- [7].Campbell J., 2006, Entrainment defects, *Materials Science and Technology*, 22 (2), 127- 145.
- [8].Brown, J., 1999, *Foseco non-ferrous foundryman's handbook.*: Butterworth-Heinemann
- [9].Kaufman J. G., Rooy E.L., 2004, *Aluminium Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*, USA, ISBN 0-87170-803-5.
- [10].Murray J.L., McAlister A.J., *The aluminum-silicon system*, *ASM Handbook*, Volume 3: Alloy Phase Diagrams, 312.
- [11].Agudo L., Study of Microstructure and Residual Stresses in dissimilar Al/Steels welds produced by Cold Metal Transfer.
- [12].Lu L and. Dahle A.K, 2005, Iron-Rich Intermetallic Phases and Their Role in Casting Defect Formation in Hypoeutectic Al-Si Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 36A, 819-835.
- [13].Campbell J., 2003, *Casting*, United Kingdom, Butterworth-Heinemann.

- [14]. Moustafa, M.A., 2009, Effect of iron content on the formation of  $\alpha$ -Al<sub>5</sub>FeSi and porosity in Al–Si eutectic alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 209, 605–610.
- [15]. X. Cao & J. Campbell, 2004, Effect of precipitation and sedimentation of primary  $\alpha$ -Fe phase on liquid metal quality of cast Al–11.1Si–0.4Mg alloy, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 17 No. 1, 1-11.
- [16]. X. Cao & J. Campbell The Solidification Characteristics of Fe-Rich Intermetallics in Al-11.5Si-0.4Mg Cast Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 35A, 1425-1435.
- [17]. Tunçay, T., and Bayoglu, S., 2017, The Effect of Iron Content on Microstructure and Mechanical Properties of A356 Cast Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions B* 48(2), 794-804.
- [18]. Taylor J.A., Schaffer G.B., and St. JOHN, D.H., 1999, Iron Intermetallic Phases in the Al Corner of the Al-Si-Fe System The Role of Iron in the Formation of Porosity in Al-Si-Cu–Based Casting Alloys: Part I. Initial Experimental Observations *Metallurgical and Materials Transactions B*, Volume 30A, 1643-1650.
- [19]. Taylor J.A., Schaffer G.B., and St. JOHN, D.H., 1999, The Role of Iron in the Formation of Porosity in Al-Si-Cu–Based Casting Alloys: Part II. A Phase-Diagram Approach, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 30A, 1651-1655
- [20]. Taylor J.A., Schaffer G.B., and St. JOHN, D.H., 1999, The Role of Iron in the Formation of Porosity in Al-Si-Cu–Based Casting Alloys: Part III. A Microstructural Model *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 30A, 1657-1662
- [21]. Ferraro S., Timelli G., 2015, Influence of Sludge Particles on the Tensile Properties of Die-Cast Secondary Aluminum Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Volume 46B, 1022-1034.
- [22]. Shabestari S.G., 2004, The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum–silicon alloys *Materials Science and Engineering A*, 383, 289–298.
- [23]. Gao T., Hu K., Wang L., Zhang B., Liu X., 2017, Morphological evolution and strengthening behavior of  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si in Al–6Si–2Fe–xMn alloys, *Results in Physics*, Volume 7, 1051-1054.
- [24]. Ferraro S., Fabrizi, A., Timelli, G., 2015, Evolution of sludge particles in secondary die-cast aluminum alloys as function of Fe, Mn and Cr contents, *Materials Chemistry and Physics*, 153 168-179

- [25]. Gustafsson G., Thorvaldsson T., and Dunlop G.L., 1984, The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys , *Metallurgical Transactions A*, Volume 17, Issue 1, pp 45–52.
- [26]. Darmanin, T., Guittard, F., 2015, *Superhydrophic and Superoleophobic Properties in Nature*, *Materials Today*, Volume 18, 273 – 285.
- [27]. Muşdal E, 2018, *Alüminyum-Silisyum Alaşımlarında Demir İntermetaliklerinin Etkisi*, Yüksek Lisans, İstanbul Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
- [28]. Yavaş İ., *AlSi10Mg Alaşımında Demir Difüzyonunun Mikroyapı Üzerine Etkileri*, Yüksek Lisans, İstanbul Üniversitesi – Cerrahpaşa Lisansüstü Eğitim Enstitüsü.



## ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler	
Adı Soyadı	Erdem Nuri BAŞ
Doğum Yeri	Amasya
Doğum Tarihi	18.09.1985
Uyruğu	<input checked="" type="checkbox"/> T.C. <input type="checkbox"/> Diğer:
Telefon	
E-Posta Adresi	erdemnuribas@gmail.com
Web Adresi	



Eğitim Bilgileri	
Lisans	
Üniversite	İstanbul Üniversitesi
Fakülte	Mühendislik Fakültesi
Bölümü	Metaller ve Malzeme Mühendisliği
Mezuniyet Yılı	2014

Yüksek Lisans	
Üniversite	İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa
Enstitü Adı	Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Anabilim Dalı	Metaller ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Programı	Program Adı

Makale ve Bildiriler	