



T.C.
İSTANBUL ÜNİVERSİTESİ-CERRAHPAŞA
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ



YÜKSEK LİSANS TEZİ

AlSi10Mg ALAŞIMINDA DEMİR DİFÜZYONUNUN MİKROYAPI
ÜZERİNE ETKİLERİ

İlkay YAVAŞ

DANIŞMAN
Doç. Dr. Şenol ÇETİNKAYA

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı

İSTANBUL-2019

Bu çalışma, 17.06.2019 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Metalurji ve Malzeme Mühendisliğı Anabilim Dalı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliğı Programında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

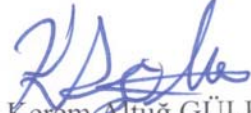
Tez Jürisi



Doç. Dr. Şenol ÇETİNKAYA (Danışman)
İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa
Mühendislik Fakültesi



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



Doç. Dr. Kerem Altuğ GÜLER
Yıldız Teknik Üniversitesi
Kimya-Metalurji Fakültesi



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 aboneli olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Lisansüstü Eğitim Enstitüsü’nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun rapor alınmıştır.

ÖNSÖZ

Yüksek lisans eğitimimde bana her türlü desteği sağlayan, karşılaştığım bütün sorunların üstesinden gelmemde yardımcı olan ve yol gösteren danışman hocam Dr. Öğr. Üyesi (Doçent Unvanlı) Şenol ÇETİNKAYA'ya sonsuz teşekkürler.

Tez çalışmamda bilgi ve tecrübeleriyle bana her zaman destek olan, bilime ve insanlara olan yaklaşımıyla bana hep pozitif değerler katan ve emeklerini asla unutmayacağım değerli hocam Doç. Dr. Derya DIŞPINAR'a

Hem tez çalışmamda hem de özel hayatımda bana her zaman destek olan ve elinden gelen tüm yardımları yapan değerli arkadaşım Arş. Gör. İbrahim Göksel HIZLI'ya,

Yüksek lisans eğitimim ve tez çalışmalarım boyunca bana her zaman yardımcı olan başta Doç. Dr. İlven MUTLU, Dr. Öğr. Üyesi Melek CUMBUL ALTAY, Arş. Gör. Dr. Mert ZORAĞA ve Arş. Gör. Cemal ASLAN olmak üzere bölümümüzün tüm değerli akademik kadrosuna,

Deneysel çalışmalarım sırasında her yardımına koşan değerli laboratuvar arkadaşlarım İnal Kaan DUYGUN, Sefa ALPER ve Erdem Nuri BAŞ'a,

Lise yıllarımdan bu zamana kadar hep yanımda olan çok değerli dostum Serhan ÖZTÜRK'e,

Beni bugünlere getiren, hayatımın her anında yanımda olan ve haklarını ödeyemeyeceğim canım aileme sonsuz teşekkürler.

Haziran 2019

İlkay YAVAŞ

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

| | |
|--|-----------|
| ÖNSÖZ | iv |
| İÇİNDEKİLER..... | v |
| ŞEKİL LİSTESİ | vii |
| TABLO LİSTESİ..... | xi |
| SİMGE VE KISALTMA LİSTESİ..... | xii |
| ÖZET | xiii |
| SUMMARY | xiv |
| 1. GİRİŞ | 1 |
| 2. GENEL KISIMLAR..... | 3 |
| 2.1. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI..... | 3 |
| 2.1.1. Dövme Alüminyum Alaşımları | 3 |
| 2.1.2. Döküm Alüminyum Alaşımları..... | 5 |
| 2.2. DÖKÜM YÖNTEMLERİ..... | 6 |
| 2.2.1. Kokil Kalıba Döküm | 6 |
| 2.2.2. Kum Kalıba Döküm | 7 |
| 2.2.3. Alçak Basıncılı Döküm | 8 |
| 2.2.4. Yüksek Basıncılı Döküm..... | 8 |
| 2.3. ALÜMİNYUM-SİLİSYUM DÖKÜM ALAŞIMLARI | 8 |
| 2.3.1. Alüminyum-Silisyum Alaşımlarının Mikroyapısı..... | 12 |
| 2.3.2. Soğuma Hızı ile Tane İnceltme Mekanizması..... | 13 |
| 2.4. DEMİR İÇERİĞİNİN ETKİSİ | 14 |
| 2.4.1. Demirin Al Yapısına Katılması | 14 |
| 2.4.2. Al-Si İçindeki Demirce Zengin Fazlar | 15 |
| 2.4.3. Demir İçeriğinin Dökülebilirliğe Etkisi..... | 18 |
| 2.4.4. Demirin Al Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi | 20 |
| 2.4.5. Sr İlavesi ile β -fazının Modifikasyonu | 20 |
| 2.4.6. Soğuma Hızının β -fazına Etkisi | 22 |
| 2.4.7. Yüksek Demir İçeren Fazların Çökeltilmesi (Sludge Factor) | 22 |
| 2.5. BIFILM | 23 |
| 3. MALZEME VE YÖNTEM..... | 26 |

| | |
|--|-----------|
| 4. BULGULAR..... | 33 |
| 4.1. BIFILM ANALİZ BULGULARI | 33 |
| 4.2. SPEKTRAL ANALİZ BULGULARI..... | 37 |
| 4.3. SERTLİK ANALİZ BULGULARI | 39 |
| 4.4. MİKROYAPI VE SDAS ANALİZ BULGULARI..... | 41 |
| 4.5. SEM VE EDS ANALİZ BULGULARI..... | 56 |
| 5. TARTIŞMA VE SONUÇ | 61 |
| KAYNAKLAR..... | 64 |
| ÖZGEÇMİŞ | 68 |



ŞEKİL LİSTESİ

| | Sayfa No |
|--|----------|
| Şekil 2.1: Al-Si ikili faz diyagramı [20]..... | 10 |
| Şekil 2.2: Ötektik altı Al-Si alaşımının mikroyapısı [20]. | 11 |
| Şekil 2.3: Al-Mg ₂ Si faz diyagramı [25]. | 12 |
| Şekil 2.4: Sr modifikasyonunun ötektik altı alaşımda silisyum parçacıklarına etkisi, (a) Sr içermeyen, (b) Sr içeren [26]. | 13 |
| Şekil 2.5: Al-Si taneciklerinin büyüme mekanizması [26]. | 14 |
| Şekil 2.6: Al-Fe faz diyagramı [29]. | 16 |
| Şekil 2.7: Al alaşımlarında (0,35 Si, 0,23 Fe) 0,16 °C/s soğuma hızında Al _m Fe, Al ₆ Fe ve Al _x Fe fazlarının morfolojisi [28]. | 17 |
| Şekil 2.8: α ve β fazlarının tipik morfolojisi [31]. | 17 |
| Şekil 2.9: β-fazının, (a) iki boyutlu, (b) 3 boyutlu gösterimi [32]. | 18 |
| Şekil 2.10: Silindirik bir Al-5Si-1Cu-0.5Mg döküm alaşımının sıcak bölgesinde farklı demir seviyelerinde (% 0,1 - % 0,4 - % 0,7 - % 1,0) oluşan büzülme poroziteleri [34]. | 19 |
| Şekil 2.11: Sr katkısız ve % 0,1 Sr katkılı 6201 alaşımında Mg içeriğinin (a) çekme mukavemeti ve (b) akma mukavemeti üzerine etkisi [29]. | 21 |
| Şekil 2.12: Çamur oluşumu için % Fe içeriği-sıcaklık grafiği, Al-12.7Si-0.3Mn-0.1Cr-xFe [38]. | 23 |
| Şekil 2.13: Yüzey oksidin sürüklenmesiyle oluşan bifilm taslağı [42]..... | 24 |
| Şekil 3.1: Kum ve kokil basamak kalıpların ölçüleri..... | 27 |
| Şekil 3.2: a) SiC-A3 pota, b) Emor marka laboratuvar tipi ergitme fırını ve c) Optimum-saw S 181G kesim testeresi. | 27 |
| Şekil 3.3: a) Inoksan Mikser, b) kum kalıp örneği..... | 28 |
| Şekil 3.4: GAST DAA-V713-EB RPT cihazı ve RPT kokil kalıp. | 29 |
| Şekil 3.5: Metaserv 2000 metalografik zımparalama ve parlatma cihazı | 30 |
| Şekil 3.6: OLYMPUS Cx 41 optik mikroskop. | 30 |

| | |
|--|----|
| Şekil 3.7: Zwick Roell ZHU marka sertlik test cihazı. | 31 |
| Şekil 3.8: a) Decon Fs Minor marka ultrasonik banyo ve b) JEOL JSM 5600 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) cihazı. | 32 |
| Şekil 4.1: Bifilm incelemesine alınan RPT numuneleri, a) referans numune, b), c) ve d) 1 saat bekleme süreli 3 farklı numune. | 33 |
| Şekil 4.2: a), b) ve c) Bifilm incelemesine alınan 2 saat bekleme süreli RPT numuneleri. | 34 |
| Şekil 4.3: a), b) ve c) Bifilm incelemesine alınan 3 saat bekleme süreli RPT numuneleri. | 34 |
| Şekil 4.4: a), b) ve c) Bifilm incelemesine alınan 4 saat bekleme süreli RPT numuneleri. | 35 |
| Şekil 4.5: a), b) ve c) Bifilm incelemesine alınan 5 saat bekleme süreli RPT numuneleri. | 35 |
| Şekil 4.6: Bekleme süresinin RPT numunelerindeki bifilm indeksine etkisi..... | 36 |
| Şekil 4.7: Bekleme süresinin % Fe içeriğine etkisi..... | 37 |
| Şekil 4.8: Bekleme süresiyle demirdeki artış yüzdesi grafiği..... | 38 |
| Şekil 4.9: Bifilm indeksin % Fe içeriği ile etkileşimi..... | 38 |
| Şekil 4.10: Ortalama bifilm uzunluğunun % Fe içeriği etkileşimi..... | 39 |
| Şekil 4.11: Kokil kalıp için bekleme süresinin numunelerin Vickers sertliklerine (HV5) etkisi. | 40 |
| Şekil 4.12: Kum kalıp için bekleme süresinin numunelerin Vickers sertliklerine (HV5) etkisi. | 41 |
| Şekil 4.13: Kokil kalıba dökülen referans numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 42 |
| Şekil 4.14: 1 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 43 |
| Şekil 4.15: 2 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 44 |
| Şekil 4.16: 3 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 45 |

| | |
|--|----|
| Şekil 4.17: 4 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 46 |
| Şekil 4.18: 5 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 47 |
| Şekil 4.19: Kum kalıba dökülen referans numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 48 |
| Şekil 4.20: 1 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 49 |
| Şekil 4.21: 2 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 50 |
| Şekil 4.22: 3 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 51 |
| Şekil 4.23: 4 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 52 |
| Şekil 4.24: 5 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri. | 53 |
| Şekil 4.25: 5 saat bekleme sonrası a) kokil kalıba dökülen numunenin kalın basamaktaki x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüsü, b) kum kalıba dökülen numunenin ince basamaktaki x10 büyütmedeki mikroyapı görüntüsü. | 54 |
| Şekil 4.26: Kokil kalıp için bekleme süresinin ve döküm kalınlıklarının SDAS değerlerine etkisi. | 55 |
| Şekil 4.27: Kum kalıp için bekleme süresinin ve döküm kalınlıklarının SDAS değerlerine etkisi. | 55 |
| Şekil 4.28: Kum ve kokil kalıplar için farklı döküm basamaklarındaki SDAS değerlerinin bekleme süresine bağlı değişimlerinin karşılaştırmalı grafiği. | 56 |
| Şekil 4.29: 1 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x100 büyütme b) x700 büyütme. | 56 |
| Şekil 4.30: 2 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x250 büyütme b) x450 büyütme. | 57 |

| | |
|--|----|
| Şekil 4.31: 3 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x150 büyütme b) x800 büyütme..... | 57 |
| Şekil 4.32: 4 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x100 büyütme b) x900 büyütme..... | 58 |
| Şekil 4.33: 5 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x150 büyütme b) x750 büyütme..... | 58 |
| Şekil 4.34: 5 saat bekleme süreli RPT numunesinin a) x1800 büyütmedeki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı bölgenin EDS analiz sonucu ve c) 2 numaralı bölgenin EDS analiz sonucu..... | 59 |
| Şekil 4.35: 5 saat bekleme süreli RPT numunesinin a) x2000 büyütmedeki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı bölgenin EDS analiz sonucu..... | 60 |



TABLO LİSTESİ

| | Sayfa No |
|---|----------|
| Tablo 3.1: ETİAL-171 alaşımının kimyasal kompozisyonu. | 26 |
| Tablo 4.1: Farklı koşullarda elde edilen RPT numunelerinin ortalama bifilm indeks, ortalama bifilm sayısı ve ortalama bifilm boyutu analiz sonuçları. | 36 |
| Tablo 4.2: Değişik bekleme koşullarında elde edilen numunelerin spektral analiz sonuçları. | 37 |
| Tablo 4.3: Değişik bekleme süreleri için kum ve kokil kalıba döküm sonrası elde edilen farklı kalınlıklardaki numunelerin HV5 sertlik sonuçları. | 39 |
| Tablo 4.4 : Tüm bekleme süreleri için farklı kalınlıklardaki numunelerin SDAS ölçüm sonuçları. | 54 |

SİMGE VE KISALTIMA LİSTESİ

| Kısaltmalar | Açıklama |
|--------------------|--|
| SDAS | : İkincil Dendrit Kol Mesafesi (Secondary Dendritic Arm Spacing) |
| IEV | : Demir Eşdeğer Değeri (Iron Equivalent Value) |
| RPT | : Düşük Basınç Testi (Reduce Pressure Test) |
| SEM | : Taramalı Elektron Mikroskobu (Scanning Electron Microscopy) |
| HV | : Vickers Sertliği (Hardness of Vickers) |
| EDS | : Enerji Dağılım Spektroskopisi (Energy Dispersive Spectroscopy) |
| BI | : Bifilm İndeksi (Bifilm Index) |

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

AlSi10Mg ALAŞIMINDA DEMİR DİFÜZYONUNUN MİKROYAPI ÜZERİNE ETKİLERİ

İlkay YAVAŞ

İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman : Doç. Dr. Şenol ÇETİNKAYA

Yüksek mekanik özellikler gösteren alüminyum-silisyum alaşımları sektörde en çok tercih edilen döküm alaşımlarıdır. Alüminyumun yapısında doğal bir empürite olarak bulunan demirin bu mekanik özellikler üzerine olumsuz etkileri olduğu düşünülmekte ve alüminyumun sünekliğini olumsuz etkilediği bilinmektedir. Demir, alüminyumun yapısına ya birincil alüminyum üretiminden ya da üretim sırasında sıvı alüminyum ile temas ederken çözünen çelik mekanizmalardan katılmaktadır. Demiri alüminyumdan uzaklaştıracak ekonomik bir yöntem olmadığı için element ilavesi ya da soğuma hızı etkileriyle Fe intermetaliklerinin faz dönüşümü sağlanarak negatif etkileri kontrollü bir şekilde azaltılabilir. Bu tez çalışmasında AlSi10Mg alaşımına farklı sürelerde demir difüzyonu sağlandıktan sonra yapılan dökümlerde farklı soğuma hızlarında numuneler elde edilmiştir. Elde edilen numunelere bifilm indeks, spektral analiz, sertlik analizi, mikroyapı incelemesi ve SEM analizleri yapılmıştır. Analizler sonucunda demir içeriği ve intermetalik faz oluşumunun bekleme süresiyle arttığı gözlemlenmiştir. İntermetalik fazların soğuma hızıyla etkileşimi ve mikroyapı içindeki değişimleri incelenmiştir. Demir intermetaliklerinin porozite üzerindeki etkileri irdelenmiştir.

Haziran 2019, 82 sayfa.

Anahtar kelimeler: Mikroyapı, alüminyum-silisyum, demir, soğuma hızı

SUMMARY

M.Sc. THESIS

EFFECTS of IRON DIFFUSION on MICROSTRUCTURE in AlSi10Mg ALLOY

İlkay YAVAŞ

Istanbul University-Cerrahpasa

Institute of Graduate Studies

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Şenol ÇETİNKAYA

Aluminum-silicon alloys with high mechanical properties are the most preferred casting alloys in the industry. Iron, which is a natural impurity in the structure of aluminum, is thought to have negative effects on these mechanical properties and it is known that it negatively affects the ductility of aluminum. Iron is incorporated into the structure of aluminum either from primary aluminum production or from steel mechanisms that dissolve when in contact with liquid aluminum. Since there is no economical method to remove iron from aluminum, negative effects can be reduced in a controlled manner by providing phase transformation of Fe intermetallics with the effects of element addition or cooling rate. In this thesis study, after the diffusion of iron to the AlSi10Mg alloy at different times, samples were obtained at different cooling rates. Bifilm index, spectral analysis, hardness analysis, microstructure analysis and SEM analysis were performed to the obtained samples. As a result of analyzes, it was observed that the iron content and intermetallic phase formation increased with waiting period. Interaction of intermetallic phases with the cooling rate and changes of these phases within the microstructure were investigated. The effects of iron intermetallics on porosity were examined.

June 2019, 82 pages.

Keywords: Microstructure, aluminum-silicon, iron, cooling rate

1. GİRİŞ

Alüminyum, piyasada demirden sonra en çok kullanılan metaldir. Bu tercihe sebep olarak hafif olması, uzun ömürlü olması, korozyon direnci, renklendirme yapılabilmesi, yüksek mekanik özelliklere sahip olması, dökülebilirliğinin yüksek olması, kolay alaşımlandırılabilmesi gibi birçok özelliği gösterilebilir [1]. Alüminyumun özellikleri, içindeki elementler ile yaptığı etkileşimler sayesinde farklılık göstermektedir. Bu farklılıklara neden olanlardan bir tanesi ise demirdir. Demir, alüminyum alaşımlarının yapısında çok fazla rastlanan bir empüredir. Demir, birincil alüminyumun yapısına Bayer Prosesi'ndeki boksitten geldiği için doğal bir empüredir. Buna bağlı olarak sonradan gerçekleşen tüm ergitme aşamaları demir seviyesini arttıracak potansiyeldedir [2]. Demir, alüminyum alaşımları içindeki katı çözünürlüğünün düşük olması (en fazla % 0,05) nedeniyle genel olarak Al_3Fe , $\alpha-AlFeSi$ ve $\beta-AlFeSi$ gibi ikincil fazları oluşturur [3]. Kimyasal kompozisyon ve soğuma hızı, hangi fazların oluşacağını ve tane boyutlarını tanımlayan kontrol faktörleridir [4]. Al-Si-Fe sisteminin içinde Al_3Fe , $\alpha-Al_8Fe_2Si$, $\beta-Al_5FeSi$, $\delta-Al_4FeSi_2$ ve $\gamma-Al_3FeSi$ demir intermetalik fazları bulunmaktadır [5]. Demirin günümüzde yüksek oranda kullanılan Al-Si alaşımlarına zararlı etkilerinin olduğu ise literatürde yer almaktadır çünkü demir intermetalik bileşiklerinin kırılman olduğu düşünülmektedir. Gerilim yükseltici gibi davrandıkları varsayılır ve bu da mekanik özellikler ve sünekliğin düşmesine neden olur. Mekanik özelliklerdeki düşüş demir intermetaliklerinin sayısına, boyutuna ve tipine bağlıdır. Alüminyum silisyum alaşımlarında adı geçen 3 demir intermetaliklerinden sadece β -fazı sınırlı miktarda mangan ve bakır gibi diğer elementleri çözebilir. Genel olarak iğnesel şekilde oluşur ve birkaç milimetreye kadar uzayabilir. β -fazı, Al-Si alaşımlarında önemli oranda dayanım ve süneklik kaybına neden olduğu için demir fazı olarak adlandırılır [6]. Demirin bu olumsuz etkileri, demir içeriğini ağırlıkça % 0,15'in üstünde kabul etmeyen ve üstün kalite bekleyen havacılık ya da yüksek performans bekleyen otomotiv sektörü gibi alanlarda Al-Si alaşımlarının kullanımı sınırlandırmaktadır [7]. Günümüzde demiri alüminyumdan ayırabilecek ekonomik bir yöntem olmadığı için Mn, Cr, Be ve Ni gibi elementler eklenerek iğnesel β -Fe intermetalikleri "Chinese Script" olarak adlandırılan α -Fe fazına dönüştürülerek veya soğuma hızından faydalanarak, Fe intermetalik yapılarının büyümesi engellenip demirin Al-Si alaşımları üzerindeki negatif etkileri kontrollü bir şekilde azaltılabilir [8,9]. Alüminyum dökülebilirliği, işlenebilirliği, sünekliği, yüzey kalitesi yüksek

ve yoğunluğu dūřuk olan bir metaldir. Alaşımlandırılabilme kolaylığı ve ısıl işleme uygunluğu ile piyasada istenilen mekanik 6zellikleri sağlamaktadır. 6zellikle havacılık ve otomotiv sekt6r6nde kullanımı g6n geçtikçe artan al6minyumun d6k6m kalitesi ve mekanik 6zellikleri y6kseltilmeye çalışılmaktadır. Bu nedenlerle al6minyum içindeki Fe intermetaliklerinin yapısını anlamak çok 6nemlidir [10].

Bu çalışmada, sıvı al6minyum içinde farklı s6relerde bekletilen demirin mikroyapıya etkileri incelenmiş, oluşan intermetalik fazlar ve bu fazların soğuma hızlarıyla olan etkileşimi g6zlemlenmiş ve s6reyle artan demir içeriğinin d6k6m kalitesini nasıl etkilediği irdelenmiştir.



2. GENEL KISIMLAR

2.1. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Alüminyum alaşımlarının mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri alaşım elementlerine ve mikroyapısına bağlı olarak değişir. Alüminyuma katılan en önemli alaşım elementleri bakır, mangan, silisyum, magnezyum ve çinkodur. Alüminyum alaşımları dövme ve döküm alaşımları olarak iki gruba ayrılır. Dövme alaşımlarının plastik deformasyon kabiliyeti iyi olup kolayca şekillendirilebilirler. Döküm alaşımlarının ise akışkanlığı yüksek olup dökümü çok iyi yapılır. Alüminyum dövme ve döküm alaşımlarının büyük bir kısmına ısıtılma işlemi (çökelme sertleşmesi) uygulanarak mukavemeti artırılabilir.

2.1.1. Dövme Alüminyum Alaşımları

Saf alüminyum (1xxx):

% 99 ya da daha fazla saflıkta alüminyum gerektiren alanlarda (özellikle elektrik ve kimyasal alanlarda) kullanılırlar. Bu seviyede bir alüminyum mükemmel korozyon direnci, yüksek sıcaklık ve elektrik iletkenliği, düşük mekanik özellikleri ve mükemmel işlenebilirliği ile tanımlanır. Demir ve silisyum başlıca empüritelidir.

Alüminyum-bakır alaşımları (2xxx):

Başlıca alaşım elementi bakırdır. İkincil element olarak sıklıkla magnezyum kullanılır. Optimum mekanik özellikler için çökelme sertleşmesi ısıtılma işlemi uygulanır. Bu işlem sonrasında düşük karbonlu çeliğe yakın mekanik özellikler görülür. Diğer alaşımlar kadar iyi korozyon dirençleri yoktur ve belirli koşullar altında taneler arası korozyon gözlemlenebilir. Bu nedenle 6xxx serisinden magnezyum silisyum gibi yüksek saflıkta alüminyumla ya da %1 Zn içeren alaşımlarla kaplanır. Kaplama genel olarak her tarafın toplam kalınlığının % 2,5'den % 5'e ulaşır. Galvanik koruma sağladığı için korozyon direnci yüksek olur. Yüksek dayanım ağırlık oranı isteyen otomotiv ve havacılık sektörlerinde kullanılır.

Alüminyum-mangan alaşımları (3xxx):

Başlıca alaşım elementi mangandır. Genel olarak ısıl işlem göremez ancak dayanımı 1xxx serisi alaşımlarına göre % 20 daha fazladır. Mangan alüminyumun yapısına sadece % 1,5'e kadar eklenebildiği için sınırlı sayıdaki alaşımda ana element olarak kullanılır. İyi işlenebilirlik gerektiren uygulamalarda kullanılır.

Alüminyum-silisyum alaşımları (4xxx):

Ana alaşım elementi silisyumdur ve kırılgenlik yaratmadan ergime aralığını önemli ölçüde düşürdüğü için % 12'ye kadar eklenebilir. Bu nedenle kaynak tellerinde kullanılabilirler.

Alüminyum-magnezyum alaşımları (5xxx):

Ana alaşım elementi magnezyumdur. Orta ve yüksek mukavemetli işlenebilir bir alaşımdır. Magnezyum mangandan daha iyi bir sertleştiricidir. % 0,8 Mg % 1,25 Mn'ye eşit diyebiliriz. İyi kaynak özelliklerine ve deniz ortamlarında iyi korozyon dirençlerine sahiptirler. % 3,5'den yüksek magnezyum ve 65 °C'deki sıcaklıklarda stres korozyonu çatlağına dikkat edilmelidir.

Alüminyum-magnezyum-silisyum alaşımları (6xxx):

Mg₂Si oluşumu için gerekli oranlarda magnezyum ve silisyum içerirler. Bu sayede ısıl işlem yapılabilir hale gelirler. 2xxx ve 7xxx serisi alaşımları kadar güçlü olmasalar da, şekil alabilirlikleri, kaynaklanabilirlikleri ve korozyon dirençleri iyi, aynı zamanda orta mukavemettedirler.

Alüminyum-çinko-magnezyum alaşımları (7xxx):

% 8 çinko ve % 1 magnezyum içeren alaşımlardır. Eğer daha az oranda magnezyum ile alaşımlandırıldığında yüksek mukavemete sahip ısıl işlem yapılabilir alaşımlar haline gelirler.

Alüminyum-lityum alaşımları (8xxx):

Esas alaşım elementi lityum olmakla beraber çok çeşitli kimyasal bileşimlerden oluşurlar. Bu alaşım grubunun yorulma dayanımı ve tokluk özellikleri iyi olup ısıl işlem sonrası mukavemeti artırılabilir.

2.1.2. Döküm Alüminyum Alaşımları

Alüminyum-bakır alaşımları (2xx.x):

Alüminyum-bakır alaşım grubu, tüm döküm alaşımları içinde en yüksek mukavemeti arttırılabilen bileşimleri içerir. Bu alaşımlar, % 4-6 Cu ve % 0,25-0,35 Mg içerir. Yüksek empürite sınırlandırması vardır. Bazı durumlarda % 0,25-0,35 Mn ya da Cr içerirler. İyi döküm tasarımı ve döküm teknikleri bu alaşımlar için sürekli yüksek kalite ve tam mekanik özellik kapasitelerini gerçekleştirmek için uygulanır. Döküm alaşımları içinde yüksek sıcaklıkta en yüksek sertlik ve mukavemete sahiptirler. Yüksek mukavemet ve yüksek süneklik için ısıtım işlem gereklidir. Korozyon direnci diğer döküm alaşımlarına kıyasla daha düşüktür.

Alüminyum-silisyum-magnezyum-bakır alaşımları (3xx.x):

Kullanım hacmi en yüksek olan alaşım grubudur. Sanayide kullanılan döküm alüminyum alaşımlarının % 90'ı 3xx.x serisi alaşımlardır. Silisyumun yanı sıra magnezyum, bakır ya da ikisini birden bulunur ve bazı özel durumlarda nikel ile berilyum da eklenir. Al-Si-Mg, Al-Si-Cu ya da Al-Si-Cu-Mg olmak üzere bu üç tipte bulunurlar. Silisyum içeriği % 5-22'dir. Bakır içeriği %0-4,5 aralığındadır. Bu alaşımların çoğu yüksek mukavemetli bileşimleri için % 0,3-0,6 magnezyum içeriğine sahiptir. Bakır ve magnezyumun ikisi de dökümde katı çözelti sertleşmesiyle mukavemet ve sertliği arttırırlar. Yapay yaşlandırmada çok daha büyük sertlikler elde edilebilir. Kompozisyona bağlı olarak, çökelme sertleştirilmesi Mg_2Si , Al_2Cu , Al_2CuMg ya da bu fazların kombinasyonunun sonucudur. Bakır ve magnezyum içeren alaşımlar yüksek sıcaklıklarda yüksek dayanıma sahiptirler. Yüksek silisyum içeren alaşımlar kokil kalıba döküm ve basınçlı dökümde tercih edilir. Nikel ve silisyum içeriğinin artmasıyla termal genişleme katsayısı da artar. Düşük genişleme katsayısı pistonlar ve silindir bloklar gibi motor uygulamaları için faydalıdır.

Alüminyum-silisyum alaşımları (4xx.x):

İkili Al-Si sistemine dayanır ve % 5-12 Si içerirler. Mukavemet, yüksek süneklik ve darbe dayanımı istenen uygulamalarda (örneğin köprü korkulukları) kullanılırlar.

Alüminyum-magnezyum alaşımları (5xx.x):

Alüminyum ve magnezyum içeren, yüksek mukavemet ve tokluk özelliklerine sahip tek fazlı ikili alaşımlardır. Yüksek korozyon direnci vardır. Yüksek korozyon direnci, düşük empürite oranı gerektirmektedir. Bu nedenle alaşımlar yüksek kaliteli metallere hazırlanmalı ve dökümünde büyük özen gösterilmelidir. Bu alaşımlar kaynaklı montaj için uygundur ve sıklıkla mimari, diğer dekoratif veya bina ihtiyaçlarında kullanılır. Aynı zamanda iyi işlenebilirler.

Alüminyum-çinko-magnezyum alaşımları (7xx.x):

Alüminyum, çinko ve magnezyum içeren alaşımlardır. Bu alaşım grubu iyi korozyon direnci ve yaşlandırma sonrası yüksek sertlik göstermektedir.

Alüminyum-kalay alaşımları (8xx.x):

% 6 kalay ve mukavemet için düşük oranda bakır ve nikel içerirler. Bu alaşım, dizel motorlar için bağlantı çubukları gibi rulman uygulamaları için geliştirilmiştir [11].

2.2. DÖKÜM YÖNTEMLERİ

2.2.1. Kokil Kalıba Döküm

Kum kalıp ile kıyaslandığı zaman soğuma hızı yüksek olduğu için mikroyapı daha ince tanelerden oluşur. Boyut hassasiyeti yüksek olduğu için parça yüzeyleri yüksek kalitede olur. Kokil kalıplarda kullanılacak maçalar metal, kum veya alçı olabilir. Eğer maça kalıbın bir parçası ise döküm parçasının soğuduktan sonra çıkmasını engellemeyecek tasarımda olmalıdır. Kalıbın kullanım ömrünü arttırmak adına kalıp boşluğu koruyucu refrakterlerle kaplanabilir ve bu işlem döküm parçasının kalıptan çıkartılmasını kolaylaştırır [12]. Kokil kalıplar genel olarak birbirini tamamlayan iki parçadan oluşur. Parçalar birbiri üzerine kapandığında arada kalıp boşluğu diye adlandırılan bir boşluk bulunur. Ergimiş metal kalıp boşluğundan içeri dökülür. Katılma işlemi bittikten sonra kalıbı oluşturan parçalar birbirinden ayrılır ve döküm parçası kalıptan çıkartılır. Tüm döküm işlemlerinde kullanılması uygun değildir. Ergiyik metal ile kalıp yüzeyi arasında gerilim farkı olmaması adına kalıp ön ısıtma işlemine tabi tutulur. Parçalar mümkün olduğunca soğumadan kalıptan çıkartılıp soğumada serbest büzülmesi sağlanır.

Hızlı soğumaya bağlı olarak oluşan ince taneli yapının iyi mekanik özellikler sağlaması, yüksek boyut hassasiyeti, seri üretimde ekonomik olmaları, döküm parçalarının yüksek yüzey kalitesine sahip olması ve talaşlı işlem maliyetinin düşük olması avantajları arasındadır. Dezavantajları ise seri üretim yapmayan yerler için ekonomik olmaması, her malzeme dökümü için uygun olmaması, karmaşık şekilli parça dökümüne uygun olmaması ve genel olarak düşük boyuttaki parçaların dökümüne uygun olması olarak sıralanabilir [13].

2.2.2. Kum Kalıba Döküm

Harcanan kalıp yöntemleri arasında yer almaktadır. Ergimiş metal katılaştıktan sonra kalıp bozulur ve döküm parçası çıkartılır. Bu neden her bir döküm için ayrı bir kalıp hazırlamak gerekmektedir. Kalıp hazırlanması bir model üzerine kum esaslı kalıp malzemesinin sıkıştırılmasıyla yapılır. Genel olarak iki parçadan meydana gelir ve parça içinde boşluk istendiği durumlarda maçalar kullanılır. Model, dökümü yapılacak parçanın aynısıdır ve kalıp hazırlama sırasında kalıp boşluğunu oluşturmaktadır. Model seçiminde, döküm sonrasındaki büzülmelerin, yüzey işlem paylarının, modeli kalıptan ayırmayı basitleştirecek tasarımların dikkate alınması gerekir. Kum kalıp hazırlamak amacıyla kullanılan bileşenler ve kullanılma amaçları şöyledir;

Kum:

Kum tanelerinin büyüklüğü ve dağılımı kalıbın özelliklerini belirler. İnce taneli kumlarda yüzey kalitesi artarken kaba taneli kumlarda gaz geçirgenliği artar. Yuvarlak tanelerin birbirlerine temasları en az seviyede olduğu için gaz geçirgenliği yüksektir. Köşeli taneler birbirlerine daha fazla temas ettikleri için kalıp malzemesi daha dayanıklı olur. Kumun cinsine bağlı olarak ise sıcaklığa dayanımı belirlenir.

Bağlayıcılar:

Organik ve inorganik olarak sınıflandırılan bağlayıcılar, kalıp kumunu bir arada tutarak kalıba dayanıklılık sağlamaktadır. İnorganik bağlayıcı olarak genellikle kil kullanılır. Etkileri içindeki su yüzdesine bağlı olarak değişir. Organik bağlayıcı olarak ise reçine kullanılır. Doğal ve yapay türleri bulunmaktadır. Reçinelerin sertleşmesi için ya yüksek sıcaklıklara çıkılmakta ya da katalizör eklenmektedir.

Diğer Katkılar:

Bağlayıcı olarak kullanılmazlar. Genel olarak karbon içerikle malzemelerden oluşurlar. Ergimiş metal ile temas ettikleri anda kum taneleri karbon tabakasıyla kaplanır. Bu da ergimiş metalin kumu ıslatmasını engeller. Bu sayede düzgün ve temiz yüzeyler elde edilir [14].

2.2.3. Alçak Basıncılı Döküm

Bir pota içinde bulunan sıvı metalin, hava basıncı uygulanarak bir tüpün içinden dikey olarak yükselerek kalıbı doldurması prensibine dayanır. Kalıp dolduktan sonra yüzey basıncı çekilir ve kalıp içinde parçanın katılaşması beklenir. Genel olarak otomotivde araba jantlarında kullanılır [15].

2.2.4. Yüksek Basıncılı Döküm

Bu döküm yönteminde, sıvı metal pistonlar yardımıyla yüksek basınç altında kalıba doldurulur. Katılaşma işlemi bitene kadar pistonlar basınç uygulamaya devam eder. Sonrasında parça kalıptan çıkartılır. Döküm işleminin tamamı makineler aracılığıyla yapıldığı için yüksek üretim hızına sahiptir. Sıcak ve soğuk hazneli olarak iki tür yüksek basınçlı döküm makinası türü vardır. Düşük sıcaklıkta ergiyen çinko, kalay ve kurşun alaşımları sıcak hazneli makinalarda dökülür. Yüksek sıcaklıklarda ergiyen ve döküm makinasına zarar verebilecek olan bakır, alüminyum, magnezyum gibi alaşımlar soğuk hazneli makinalarda dökülür.

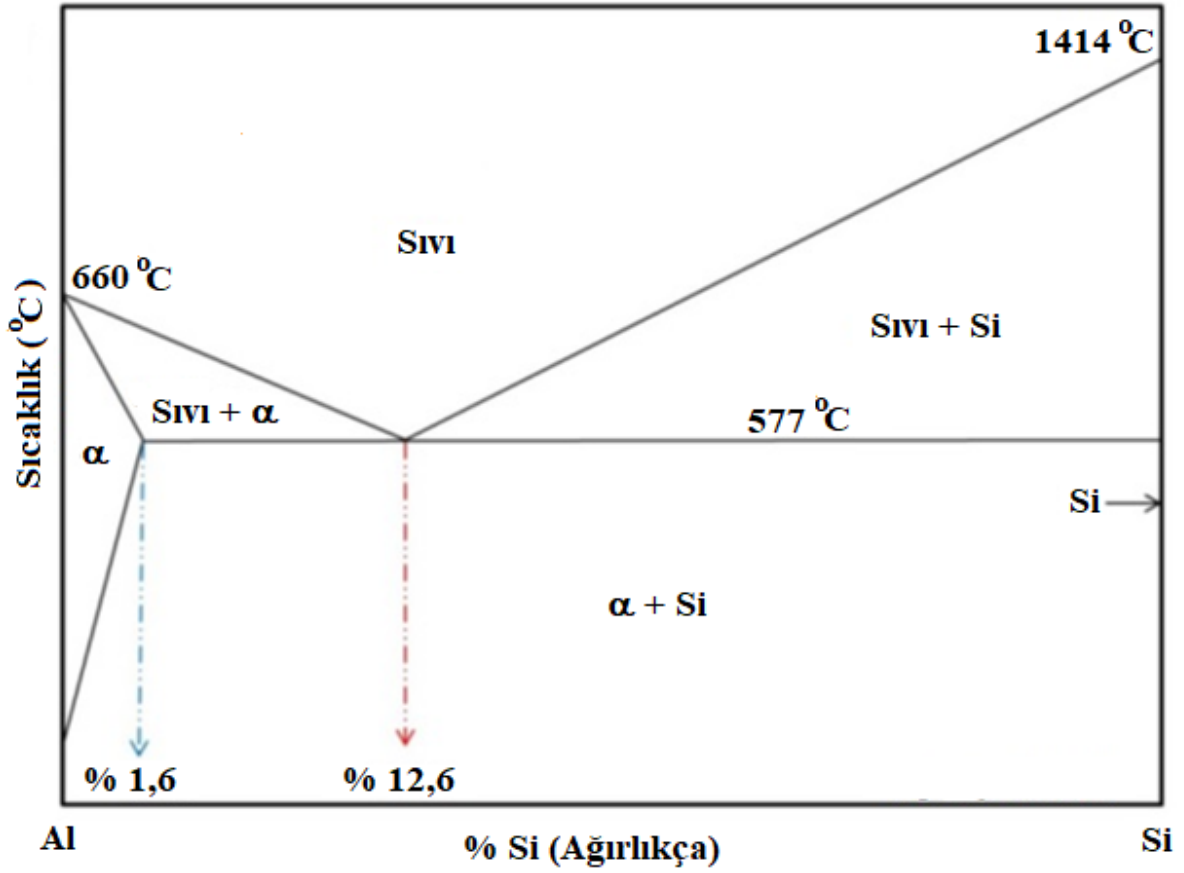
Karmaşık şekilli parçaların dökülebilmesi, yüksek üretim hızı olması, yüksek kalitede ve boyut hassasiyetinde üretim yapılabilmesi ve yüksek soğuma hızı nedeniyle mekanik özelliklerin artırılabilmesi (tane boyutunun düşürülmesi) avantajları olarak sayılabilir. Dezavantajları ise döküm parçalarının kalıptan çıkarılması sırasındaki sorunlar, zor ve maliyetli kalıp tasarımları ve ergime noktası yüksek malzemelerin dökümlerinin yapılamaması şeklinde sıralanabilir [16].

2.3. ALÜMİNYUM-SİLİSYUM DÖKÜM ALAŞIMLARI

Ekonomik ve çevresel ihtiyaçlar Al-Si döküm alaşımlarına olan ilgiyi arttırmıştır. Düşük üretim maliyeti, mükemmel dökülebilirlik, yüksek mukavemet, korozyon direnci, işlenebilirlik, kaynaklanabilirlik ve geri dönüşüm olanakları bu ilgiye neden olmaktadır [17]. Al-Si alaşımlarına, oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda dayanım kazandırmak ve aynı zamanda ısıl işlenebilirlik özelliği sağlamak adına sık sık Cu ve Mg ilavesi yapılabilmektedir [18]. Bu

döküm alaşımlarının mikroyapısında ana faz olarak, ötektik Si taneleri ve Al_2Cu , Mg_2Si , Fe içeren intermetalik fazlar ile sarılmış α -Al fazı bulunmaktadır. Mikroyapıdaki bileşenlerin boyutları, morfolojisi ve dağılımı bu alaşımların mekanik özelliklerini belirler. Bilindiği gibi ince tane yapısı mekanik özellikleri artırır. Tane inceltme ise soğuma hızı ve kimyasal modifikasyonla mümkün olur [19].

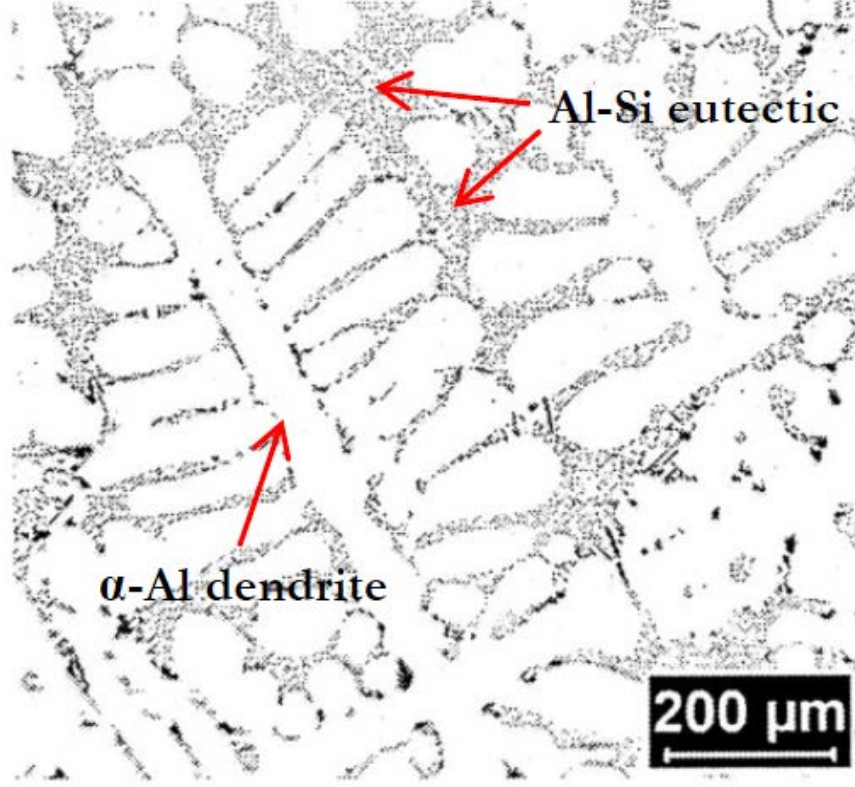
Alüminyum döküm alaşımları için Si ana ve en önemli alaşım elementidir. Şekil 2.1'de Al-Si faz diyagramı verilmiştir. Faz diyagramından görüleceği üzere ötektik nokta $577\text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıkta ve ağırlıkça % 12,6 Si bileşimindedir. % 12,6'dan az Si içeren alaşımlar ötektik altı, fazla içerenler ise ötektik üstü alaşımlar olarak adlandırılır. Ötektik altı alaşımlarda Si içeriği genel olarak % 5-12 arasında değişmektedir. Alüminyum maksimum % 1,6 silisyum çözerken, silisyum içindeki alüminyum çözünürlüğü neredeyse sıfırdır. Al-Si alaşımları ilk olarak α -Al fazının oluşumuyla katılaşmaya başlar. Alaşım katılaşması Al-Si ötektik karışımının oluşmasıyla devam eder. Ötektik katılaşmada Al ve Si'nin iki fazı sabit sıcaklıkta sıvıdan aynı anda çöker. Ötektik alaşım iyi özellikler veren doğal bir kompozit sağlar [20]. Bu alaşımlarda iyi dökülebilirlik özelliğinin nedeni silisyumdur. Silisyum içeriği ne kadar artarsa termal genleşme katsayısı o kadar düşer. Silisyum çok sert bir fazdır. Bu nedenle alaşımın aşınma direncini artırır. Alaşımın mukavemetini arttırmak ve ısıl işlenebilirlik kazandırmak için başka elementlerle kombinasyonu yapılabilir. Ağırlıkça % 7'den fazla Si içeren alaşımlar katılaşma sırasında sünek alüminyum matriksine gömülmüş, birbirine bağlı iğnesel silisyumların üç boyutlu ötektik silisyum ağlarını oluşturur [21].



Şekil 2.1: Al-Si ikili faz diyagramı [20].

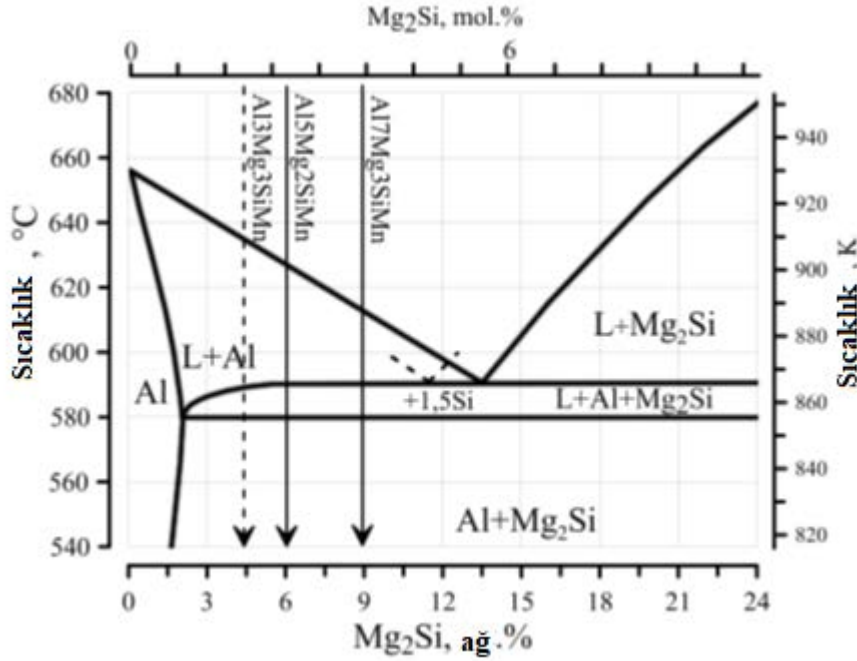
Al-Si döküm alaşımlarındaki silisyum oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda gerilme özelliklerini etkiler. Diğer alaşım elementlerinin yokluğunda daha da önemli hale gelir [22]. Al-Si alaşımlarının mukavemetine α -Al matriksinden birbirine bağlı rijit silisyum levhalarına yük aktarımının da katkısı vardır. İşlenebilirlik, süneklik, yorulma direnci gibi özellikleri arttıran tane küreselleştirme, ötektik silisyumun yük taşıma kapasitesini düşürebilir [23]. Al-Si döküm alaşımlarına en çok eklenen alaşım elementleri Cu ve Mg'dir. Bunlar Al-Si alaşımlarının mukavemetlerini artırır ve ısıtılabilir hale getirir. Bu alaşımlar krank kutuları, yüksek hızlı döner parçalar, havacılık, yakıt pompaları, dişli, makine parçaları gibi birçok alanda kullanılırlar [20,21]. 200 °C'nin üzerinde bir sıcaklık uygulandığında ise θ (Al₂Cu), β (Mg₂Si) ve S(Al₂CuMg) gibi alaşım güçlendirme fazları kararsız hale gelme, kabalaşma ve son çözünme eğiliminde bulunarak yüksek sıcaklık uygulamalarında istenmeyen bir mikroyapıya sahip alaşım oluştururlar [22].

Şekil 2.2’de Al-Si ötektiğinin içinde gömülü birincil alüminyum dendriti gösterilmiştir. Dendritler genelde her kavşakta birinci kök çevresinde büyüyen dört sekonder kol alacak şekilde büyüme gösterirler [24].



Şekil 2.2: Ötektik altı Al-Si alaşımının mikroyapısı [20].

Ticari alaşımlar silisyuma ek olarak Mg ve Cu gibi alaşım elementleri içerir. Mg ve Cu içeren intermetalik fazlar genelde ötektik oluşumundan sonra oluşur. Mg ve Cu ilavesi gerilme dayanımlarını ve sürünme direncini artırır ve aynı zamanda yüksek sıcaklıklardaki mukavemet kaybını azaltır [22]. Cu ilavesi işlenebilirlik artışı da sağlar. Alüminyumun magnezyum ile etkileşimini gösteren faz diyagramı Şekil 2.3’de gösterilmiştir. Mg ilavesi ise Mg_2Si fazının oluşmasına olanak sağlar. Sonrasında çözeltiyeye alma, hızlı soğutma ve yaşlandırma yapılarak uygulanan ısı işlemi ile Mg_2Si fazının düzenli bir biçimde çökmesiyle sertleştirme işlemi uygulanabilir [20].



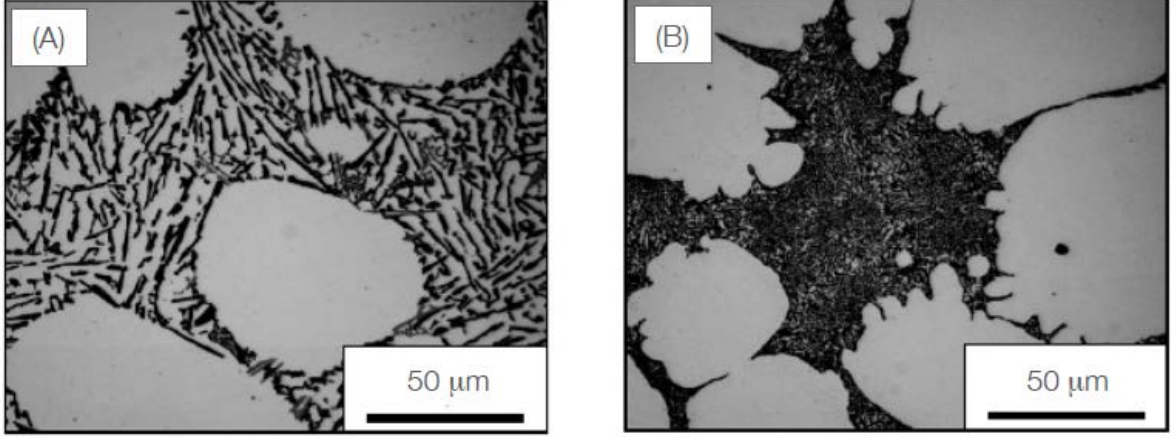
Şekil 2.3: Al-Mg₂Si faz diyagramı [25].

2.3.1. Alüminyum-Silisyum Alaşımlarının Mikroyapısı

Al-Si alaşımlarının mikroyapısında birincil faz olarak α -Al ve Al-Si ötektik karışımı bulunmaktadır. Ötektik fazın miktarı içeriğindeki Si seviyesine bağlıdır. Bu ötektik karışım yapısında Si parçacıkları bulduran yumuşak Al matris içerir. Si taneciklerinin morfolojisi levha şeklindedir ve modifikasyon işlemine bağlı olarak değiştirilebilmektedir. Cu, Mg ve Fe içeriği alaşımın yapısında çeşitli intermetalik fazların oluşmasını sağlar. Bunlardan en çok rastlananları Al₂Cu, Mg₂Si, α -Al₁₂(Fe,Mn)₃Si₂ ve β -Al₅FeSi'dir. Katılma sırasındaki soğuma hızı bütün mikroyapı bileşenlerinin büyüklüğü, morfolojisi ve dağılımı üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Soğuma hızındaki artış boyuttaki tüm mikroyapı özelliklerini iyileştirir, ikincil dendrit kol mesafesini (SDAS) düşürür, ötektik Si morfolojisini büyük ve uzamış levha şeklinden küçük ve yuvarlak hale değiştirir. Tipine bakmadan tüm intermetalik bileşiklerin boyutunu düşürür. Ancak soğuma hızının artmasına rağmen plaka şeklindeki morfolojisi etkilenmez. Sr ilavesi kaba levha şeklindeki bu yapıyı ince lifli olarak değiştirebilir [20].

Şekil 2.4'de ötektik altı Sr içeren ve içermeyen yapılar gösterilmiştir. Şekil 2.4a ile gösterilen resimde açık renkli alanlar α -Al dendritlerinin kesit görüntüsü. Koyu renkli ve iğnemsî olarak

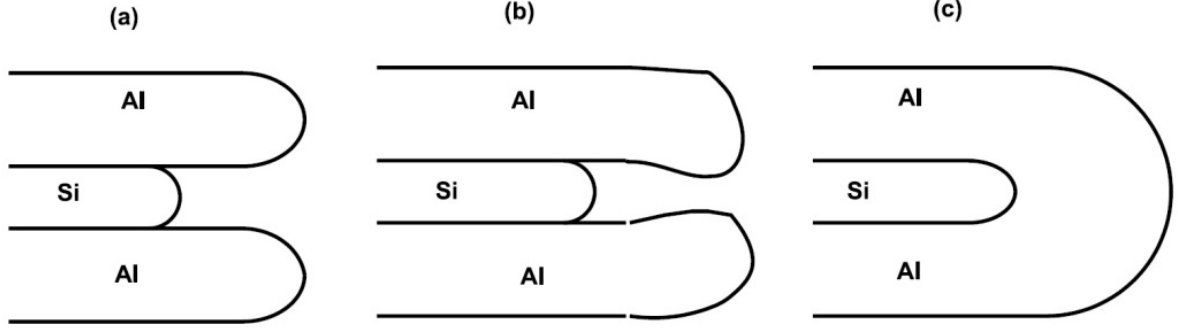
görülen diğer yapılar ise Silisyum levhalarının kesildikten sonra 2 boyutlu olarak iğnemsî şekilde gözükmesidir. Şekil 2.4b ile gösterilen resimde ise yapıya Sr ilave edilmiştir. Al taneleri üzerinde pek bir etki gözlemlenmezken silisyum tanelerinin incelendiği ve elyafımsı bir hal aldığı görülmektedir. Alaşımların dayanımını ve sünekliğini olumsuz yönde etkileyen Si tabakalarının Sr ilavesi ile Şekil 2.4b'deki şekle dönüşmesi bu özelliklerinin artmasına sebep olur [26].



Şekil 2.4: Sr modifikasyonunun ötektik altı alaşımda silisyum parçacıklarına etkisi, (a) Sr içermeyen, (b) Sr içeren [26].

2.3.2. Soğuma Hızı ile Tane İnceltme Mekanizması

Ötektik silisyum taneciklerinin soğuma hızıyla inceltmesi Al-Si katı ara yüzeyinin yüzey enerjisi ile açıklanır. Bu teori su verme ile yapılan modifikasyon için yaygın olarak kabul gören bir teoridir. Katılaşma ara yüzeyinin ilerleme hızı, ara yüzeye doğru sıvıdan katıya ısı akış hızı ile katılaşma sırasında salınan füzyonun gizli ısısı arasındaki dengeye bağlıdır. Al ve Si'nin ısı iletkenlikleri 205 ve 83 W/(mK)'dir ve füzyon gizli ısısı ise 396 ve 1411 J/g'dır. Bu değerlerin büyük farkından dolayı Al silisyuma göre çok daha hızlı katılaşır. Şekil 2.5'te Al-Si taneciklerinin büyüme mekanizması sergilenmektedir. Şekil 2.5a'dan görüleceği üzere Al ötektik katılaşma sırasında silisyumun önüne geçer. Şekil 2.5b ve 2.5c'den ise soğuma hızı arttıkça ilerleyen Al, geciken silisyumun etrafını kapladığı görülmektedir.



Şekil 2.5: Al-Si taneciklerinin büyüme mekanizması [26].

2.4. DEMİR İÇERİĞİNİN ETKİSİ

2.4.1. Demirin Al Yapısına Katılması

Demir, boksit cevherini alüminaya dönüştüren Bayer Prosesi ile alüminyum üretimi sırasında ortaya çıkan doğal bir safsızlıktır. 950 °C üzerinde gerçekleşen Hall-Heroult elektroliz işlemi ile alümina sıvı alüminyuma dönüştürülür. Gelen cevherin kalitesine, çeşitli işlem parametreleri ile diğer hammaddelerin kontrolüne bağlı olarak ergimiş alüminyum genel olarak ağırlıkça % 0,02-0,15 Fe içerir. Demiri alüminyumdan uzaklaştırmanın ekonomik olarak bilinen bir yolu yoktur. Bu yüzden üretimden gelen Fe içeriğine ek olarak sonradan yapılacak bütün ergitme aşamaları demir seviyesini arttıracak potansiyeldedir. Demir iki temel mekanizma ile ergiye katılabilir.

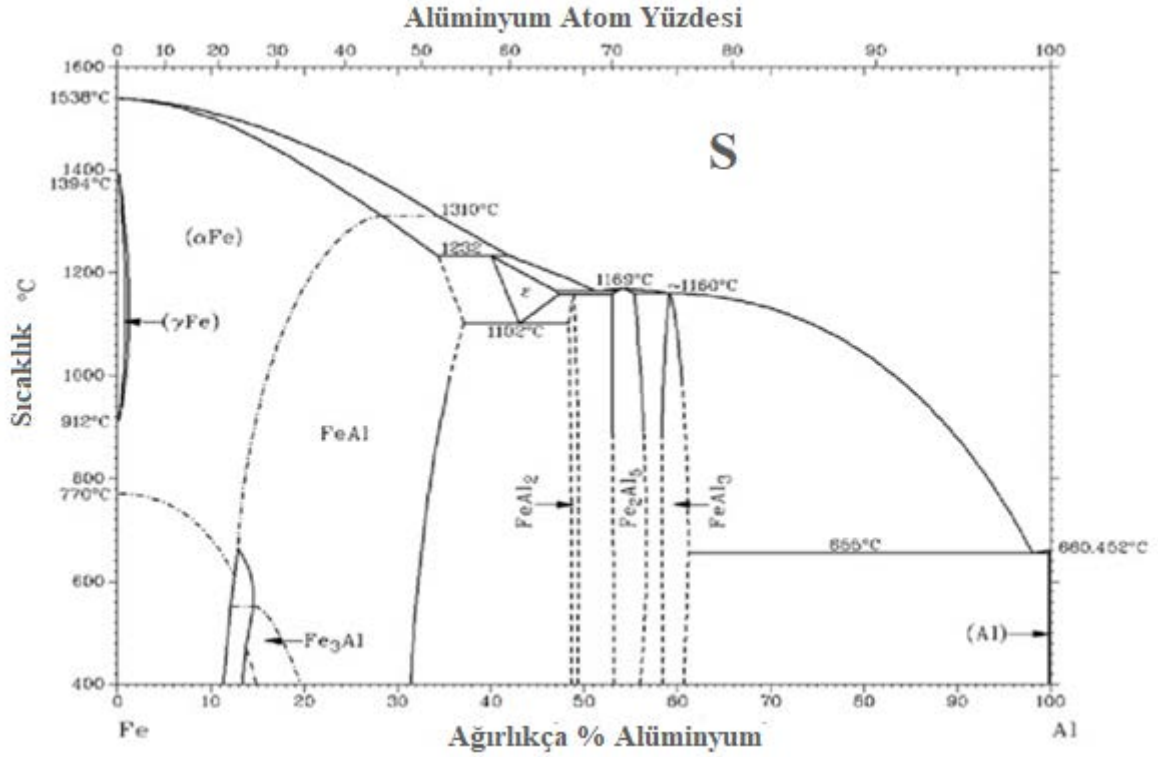
- Sıvı alüminyum, korunmasız çelik aletler veya fırın ekipmanlarından demiri çözebilmektedir. Denge Fe seviyeleri sıvı fazda normal ergime sıcaklıklarında (700°C) ağırlıkça % 2,5 ve 800°C'de tutulan bir ergiyik için ağırlıkça % 5'e ulaşabilmektedir.
- Demir ayrıca düşük saflıkta alaşım malzemelerinin veya birincil metalden daha yüksek arka plan demir seviyeleri içeren hurda ilavesi yoluyla alüminyum ergiye girebilir.

Bu mekanizmalar Al alaşımlarındaki Fe seviyelerinin her bir ergime döngüsünde artmaya devam etmesinin ve ikincil alaşımların özellikle yüksek basınçlı dökümlerde % 1,5 Fe içeriğine sahip olmasının nedenleridir [27].

Alüminyum geri dönüşümündeki en büyük zorluklardan bir tanesi çok çeşitli hurdaların farklı bileşime sahip olmasıdır. Özellikle demir, hurda geri dönüşümünde kademeli olarak birikmektedir ve demir içeriği azaldıkça demiri uzaklaştırmak zorlaşmaktadır. Alüminyum alaşımlarında demir üzerinde sıkı kontrol beklenmektedir. Örneğin yüksek kalite beklenen havacılık sektöründe % 0,15 demirden fazlası kabul edilemez. Alüminyum içinde katı çözünürlüğü maksimum % 0,05 olan demir genel olarak ikincil fazları (Al_3Fe , $\alpha-AlFeSi$ ve $\beta-AlFeSi$ gibi) oluşturur [3]. Demirce zengin olan bu fazların mekanik özellikler üzerinde kötü etkileri vardır. Artan demir içeriği ile süneklik ve gerilme dayanımları düşmektedir. Ayrıca demir içeriği kritik oranı geçince süneklikte büyük kayıplar olmaktadır. Demirin bu zararlı etkilerini azaltmak için Mn, Co ve Cr elementleri ilave edilerek modifikasyon yapılmaya çalışılmıştır ancak etkileri az olmuştur. Bunlar dışında Be, Sr ve Ni ilave edilmiştir ama bunlar Mn'den daha etkisizlerdir. Demiri yapıdan uzaklaştıracak efektif ve pratik bir yöntem bulunamamıştır. Bunların dışında demir % 0,8 Fe içeriği yüksek basınçlı dökümlerde kalıba yapışmayı engelleyerek fayda sağlamaktadır. Bu sayede yüksek yüzey kalitesi ve katılaşmada sıcak yırtılma direnci sağlamaktadır. Al-Fe-Si üçlü ötektik kompozisyonu % 0,8 Fe içeriğinde oluşmaktadır. Eğer bu demir seviyesinin hafif üzerinde bir alaşımlanma gerçekleşirse sıvı alüminyumun temasta olduğu çelik parçayı çözme eğiliminde düşüş görülür [28].

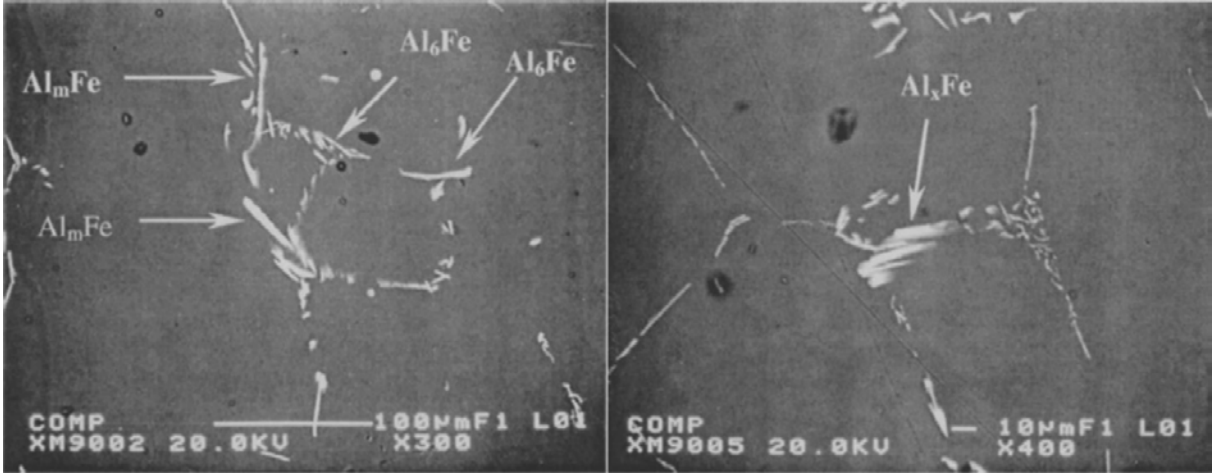
2.4.2. Al-Si İçindeki Demirce Zengin Fazlar

Şekil 2.6'da Al-Fe faz diyagramı verilmektedir. Alüminyum içindeki demirin katı çözünürlüğü % 0,05'den az olduğu için Fe genel olarak ikinci fazları oluşturur. Alüminyum alaşımları içindeki demirce zengin ana fazlar ikili Al-Fe ve üçlü Al-Fe-Si fazlarıdır. Al_3Fe fazı $655^{\circ}C$ civarında alüminyum ile ötektik oluşturan bir denge fazıdır. Al_6Fe yarı kararlı fazı da alüminyum ile ötektik oluşturur. Ötektik sıcaklığı Al- Al_3Fe ötektiğinin sıcaklığından birkaç derece düşüktür [29]. Al- Al_3Fe ve Al- Al_6Fe ötektiği arasındaki geçiş reaksiyonu yaygın olarak görülür. Al_6Fe ve Al_3Fe mikroyapısı, çökeltme morfolojisi ve Fe içeriği çok benzerdir. Bu yüzden Al_3Fe ve Al_6Fe 'i tanımlamak zordur [30].

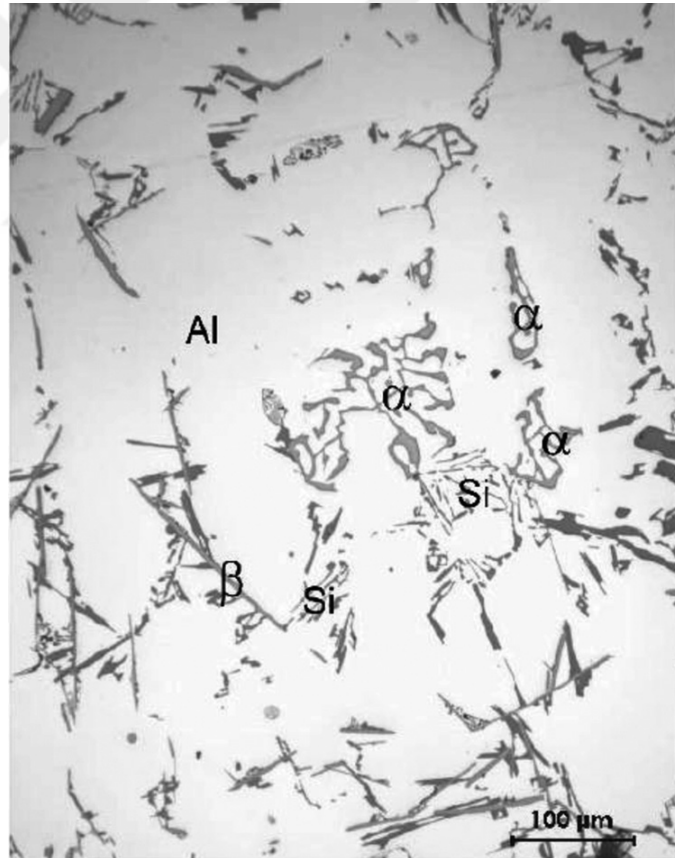


Şekil 2.6: Al-Fe faz diyagramı [29].

Şekil 2.7’de morfolojileri bulunan Al_mFe , Al_6Fe ve Al_xFe genellikle yüksek soğuma hızlarında görülür. Ancak Al-Si alaşımlarında düşük soğuma hızlarında da gözlemlenmektedir. Al_3Fe ’nin düşük soğuma hızlarında gözlemlenmesi beklenir. Yüksek Si içeriğinin Al_mFe , Al_xFe ve Al_6Fe ’yi stabilize ettiği ve Al_3Fe ’yi dengesizleştirdiği belirtilmiştir. Al_pFe (p~4,5) % 0,511 Fe ve % 0,127 Si içeren alaşımlarda yüksek soğuma hızlarında (10 °C/s) gözlemlenir. q1-AlFeSi % 0,23 Fe ve % 0,49 Si içerenlerde 14 °C/s soğumada, δ - Al_4FeSi_2 yüksek Si içeriğinde, δ - Al_4FeSi_2 düşük Si içeriğinde ve yüksek soğuma hızlarında görülmüştür. Al-Si alaşımlarında en önemli Fe içeren fazlar β fazı ve α fazıdır. α fazı α - Al_8Fe_2Si , α - $Al_{12}Fe_3Si$, α - $Al_{15}Fe_3Si_2$ ve α -AlFeSi olarak tanımlanabilir [28].

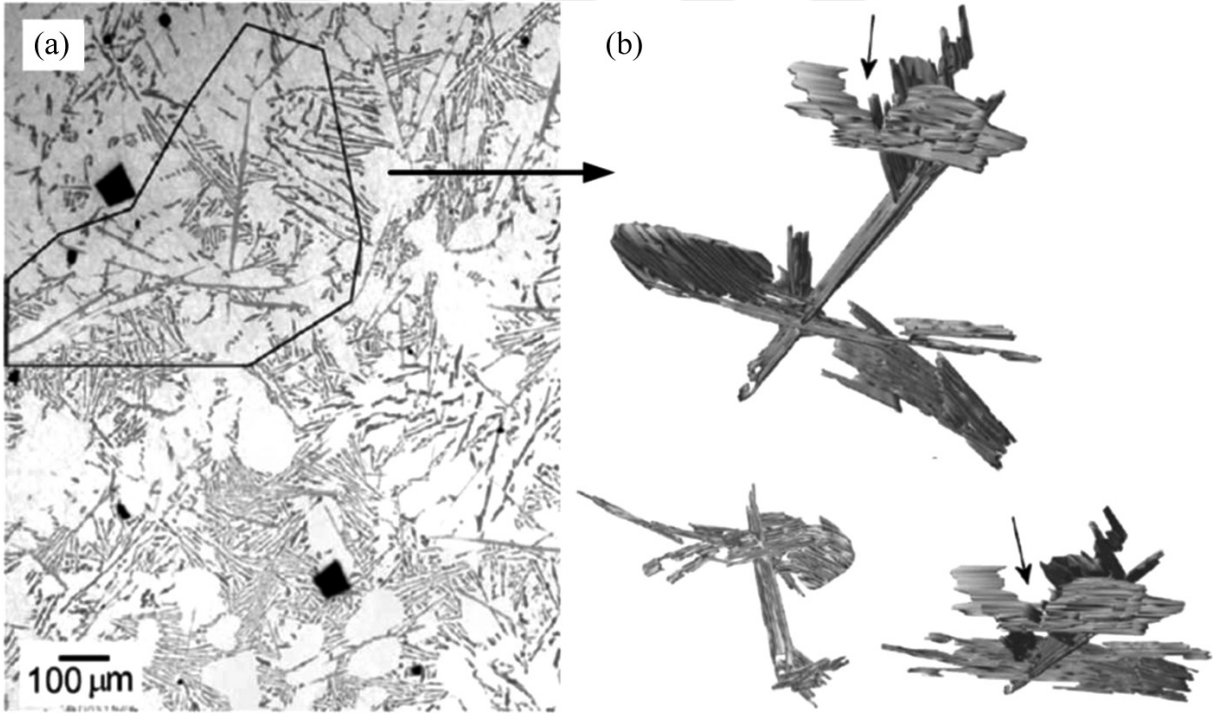


Şekil 2.7: Al alaşımlarında (0,35 Si, 0,23 Fe) 0,16 °C/s soğuma hızında Al_mFe , Al_6Fe ve Al_xFe fazlarının morfolojisi [28].



Şekil 2.8: α ve β fazlarının tipik morfolojisi [31].

Şekil 2.8’de görüldüğü gibi α -fazı Çin Yazısı, yıldız benzeri ve çokgen gibi kompakt bir morfolojiye sahiptir. Bu faz “Chinese Script” olarak adlandırılmaktadır. α -fazının mekanik özellikleri üzerindeki kötü etkisi levhasal β - Al_5FeSi fazına göre daha azdır. Dinnis’e göre α -fazı birincil faz olarak çökelirse iki ayrı morfoloji (kıvrılmış kol yapılı Al - α - AlFeSi ötektiği ve çokyüzlü kristal) sergiler [32]. Levhasal β -fazı genel olarak β - Al_5FeSi , $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ ya da β - AlFeSi olarak tanımlanır [29, 33]. Tüm bu demir içeren fazların içinde en istenmeyen faz β - AlFeSi fazıdır. Çoğu çalışma bu zararlı fazdan uzak durmak adına yapılmıştır. Levha şeklindeki yapısı Şekil 2.8 ve Şekil 2.9 de gösterilmiştir. İstenmemesinin nedeni kırılğan ve gerilim yükseltici olarak görülmesidir. Yüksek demir içeriği ve soğuma hızının yavaş olması β -levhalarının boyutunu artırır. Bu fazın fazlalığı mukavemet ve sünekliğin düşmesine neden olur.

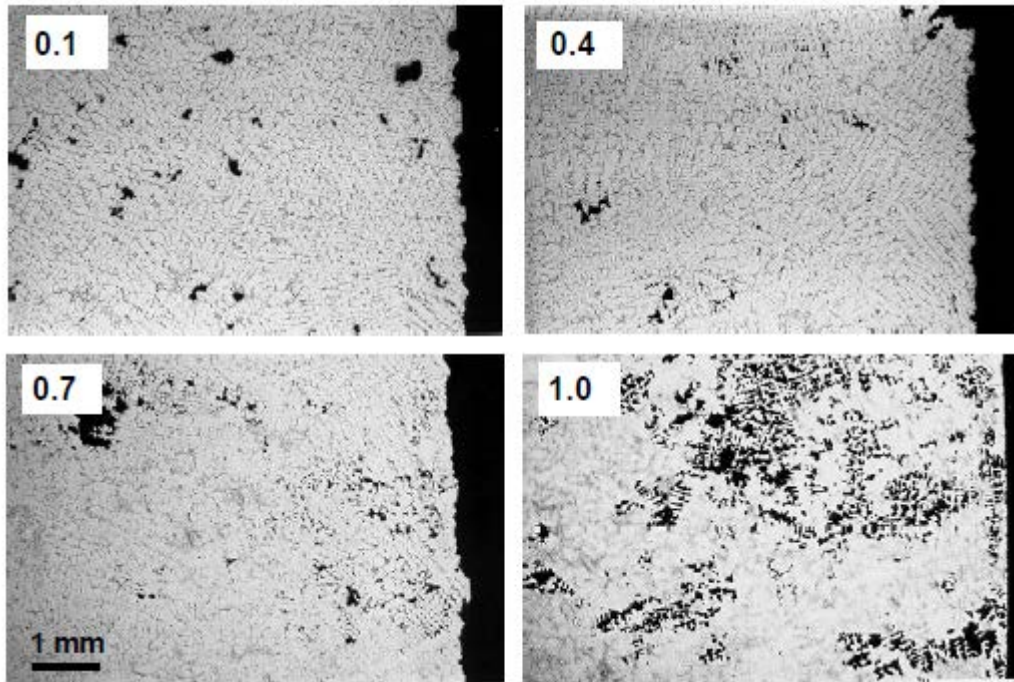


Şekil 2.9: β -fazının, (a) iki boyutlu, (b) 3 boyutlu gösterimi [32].

2.4.3. Demir İçeriğinin Dökülebilirliğe Etkisi

Genel olarak demirin dökülebilirliği kötü etkilediği kabul edilmektedir. Yüksek demir seviyelerinde porozite oluşma eğilimi gözlenir. Ancak bunun mekanizmasıyla alakalı evrensel bir uzlaşma bulunmamaktadır. İki popüler teori bulunmaktadır. Birincisi yüksek demir içeriği

porozite için çekirdeklenme bölgesi gibi davranarak daha fazla β tanesi oluşmasına neden olmaktadır. Bu ilişki, gözlemlere dayanmamaktadır. β levhalarının gözeneklerle alakası sadece tesadüfidir. İkincisi ise büyük β levhaları besleme süresince interdendritik sıvının akışını engellemesidir. Böylece büzülme porozitesi daha kolay oluşur. Alaşımdaki Si seviyesine bağlı olarak kritik Fe içeriği bulunur. Fe seviyesi kritik değerden yüksekse β -Fazı levhaları Al-Si ötektik katılaşmasından önce oluşur. Bu olduğunda da geniş ve zararlı büzülme porozitesi hatalarının oluşturma eğilimi gözlenir. Poroziteye β levhaları üzerinde Al-Si ötektiği çekirdeklenmesinin neden olduğu öne sürülmüştür ve toplam gözenekliliğin kritik Fe içeriğinde minimum olduğu gözlemlenmiştir [34]. Şekil 2.10'da alaşımdaki farklı demir içeriğinin neden olduğu porozitelerin mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Artan demir içeriğiyle beraber yapıdaki porozite miktarı da artmıştır.



Şekil 2.10: Silindirik bir Al-5Si-1Cu-0.5Mg döküm alaşımının sıcak bölgesinde farklı demir seviyelerinde (% 0,1 - % 0,4 - % 0,7 - % 1,0) oluşan büzülme poroziteleri [34].

Porozite oluşumunda demirin kötü etkisinin düşük katılaşma koşullarına sahip döküm bölgelerinde (örneğin kötü beslenen sıcak noktalar) daha belirgin olduğu gözlemlenmiştir. Fe içeriğinin artması kritik Fe içeriği seviyesi geçilmese bile toplam gözenekliliği arttırabilir. Dinnis, demirin Al-Si ötektiğinin gelişmekte olan tanecikleri ile beslenmeyi düşürmekte olduğu

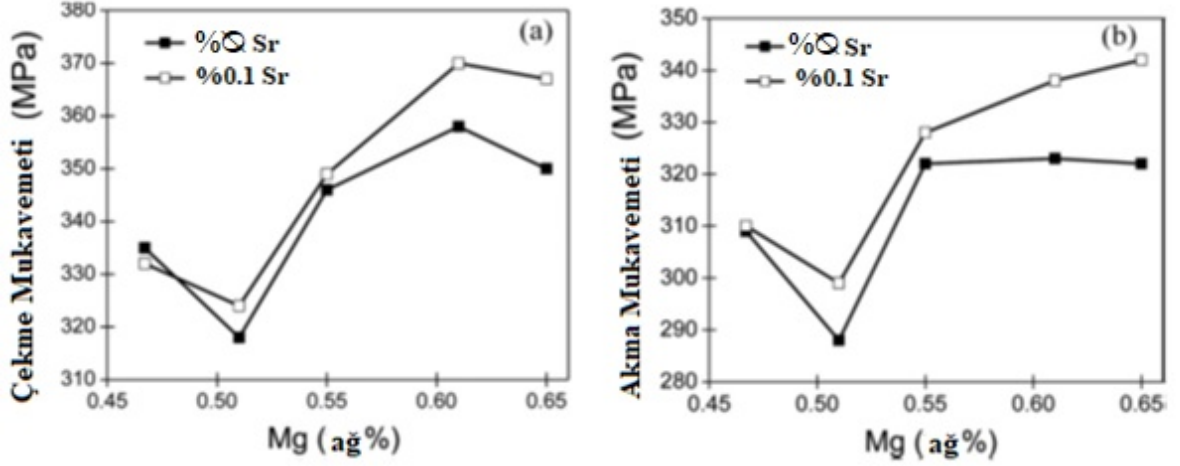
ve dolayısıyla gözenekliliği arttırmak için nasıl bir etkileşimde olduğunu araştırmıştır. β levhalarının ötektik için güçlü çekirdeklenme bölgeleri oluşturduğunu gözlemlemiştir. Artan demir içeriği çekirdeklenme bölgelerini zehirler ancak daha büyük Al-Si ötektik hücreleri oluşur. Bu hücreler β levhalarıyla birlikte geçirgenlik ve beslenmeyi azaltırlar. Dolayısıyla büzülme porozitesi artar [28].

2.4.4. Demirin Al Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi

Bazı alaşımlarda Fe istenilerek eklenir. Mesela Al-Cu-Ni alaşımlarında yüksek sıcaklık dayanımlarını arttırmak için demir ilave edilir. Al-Fe-Ni alaşımlarındaki demir yüksek sıcaklıklarda buhar korozyonunu düşürür. Alüminyum iletken malzemelerde büyük iletkenlik kaybı olmadan mukavemeti arttırmak için Fe ilave edilir [5]. Döküm açısından bakılacak olursa kokil kalıp ve basınçlı kalıba döküm yöntemlerinde daha fazla demir bulunmasına göz yumulabilir. Çünkü bu dökümlerde kum kalıba dökümle kıyasla daha yüksek soğuma hızı bileşenlerin boyutlarını inceltir. Basınçlı dökümlerde demir içeriği % 0,8'den yüksek tutulur. Demir, bu döküm yönteminde ergimiş metalin kalıba yapışmasını engeller. Bu sayede yüzey kalitesi artar. Ancak alüminyum döküm alaşımlarında Fe intermetalikleri genel olarak zararlı kabul edilir. Bu intermetalikler daha karmaşık morfolojilere sahiptirler. İki boyutlu görsellerde daha kırılğan görünümde olan morfolojilere sahip olmaları neden zararlı olduklarını açıklayabilir. % 0,7-0,8 Fe içeriği kritik olarak değerlendirilir. Bu değerlerin altında olumsuz etkileri göz ardı edilebilirken, kritik değer aşıldığında mekanik özelliklerde ani düşüşler gözlemlenmiştir. Buna Fe'nin porozite oluşumuna etkisi neden olmaktadır. β levhaları gözenek çekirdeklenmesi için aktif bölgeleri oluşturmaktadır [28]. Taylor ve diğerleri, porozitenin bu levhaların ötektik silisyumun çekirdeklenmesi ve büyümesi üzerindeki etkisine bağlı olduğunu kanıtlamışlardır [35].

2.4.5. Sr İlavesi ile β -fazının Modifikasyonu

Sr ilavesi genel olarak levhasal demir fazlarını α -AlFeSi fazına dönüştürmek için yapılır. Mesela 6063 alaşımlarında Sr ilavesi α -AlFeSi oluşumuna sebep olur ve ekstrüzyon özelliklerini artırır. 6021 alaşımlarında % 0,1 Sr ilavesi gerilim dayanımını ve iletkenliği artırır. Şekil 2.11'de Sr içeren ve içermeyen 6021 alaşımının çekme ve akma mukavemetleri grafiklerde gösterilmiştir. Grafiklere bakıldığında Sr ilavesinin bu mukavemetleri arttırdığı görülmektedir.



Şekil 2.11: Sr katkısız ve % 0,1 Sr katkılı 6201 alaşımında Mg içeriğinin (a) çekme mukavemeti ve (b) akma mukavemeti üzerine etkisi [29].

Mülazimoğlu'nun yaptığı çalışmalarda 1XXX serisi alaşımlarda yüksek soğuma hızı, % 0,06 Sr ve Si/Fe < 1 şartları sağlandığında neredeyse % 100 α -AlFeSi oluşur. Tahminlere göre Sr, çözünme için bir bariyer gibi davranması adına α -Al₃Fe₂Si fazının yüzeyinde absorbe edilebilir. Sr böylece β -AlFeSi fazını modifiye eder. Lu ve Tang, Sr'nin β levhalarının oluşumunu engellediğini ortaya atmıştır. Sr ilavesi sadece β -AlFeSi fazını α -fazına dönüştürmekle kalmaz aynı zamanda Al-12Si alaşımlarının parçalanması ile β -AlFeSi levhalarının boyutunu da küçültür. Yie ve Pucella ise Al-11Si alaşımlarında Sr ilavesi ile β -AlFeSi levhalarının kırıldığını kanıtlamıştır. Ashtari, Sr ilavesinden sonra β -AlFeSi levhalarının sayısının ve boyutunun düştüğünü gözlemlemiştir ama β fazından α fazına geçiş gözlemlememiştir. β -AlFeSi parçalanma mekanizması çekirdeklenme ve büyüme ile ilişkilidir. Sr ilavesi, Si ve Fe elementlerinin aşırı doygunluğuna neden olur. Bu nedenle sıvı metalde β -AlFeSi fazı birincil α -Al fazından önce çöker. Sonrasında birincil α -Al dendritleri birincil β -AlFeSi fazı üzerinde çekirdeklenir ve demiri kalan sıvıya reddeder. Sr tarafından indüklenen aşırı soğutma, ikincil iğnemsiz β -AlFeSi fazlarının çekirdeklenmesine neden olur. İkincil fazın büyüme hızı birincil fazdan çok daha büyük olduğu için daha küçük β -AlFeSi fazları çöker. Ayrıca Sr'nin β -AlFeSi fazının çekirdeklenme bölgelerinde emildiği görülmüştür. Bu da β -AlFeSi fazı miktarını azaltmaktadır [28].

2.4.6. Soğuma Hızının β -fazına Etkisi

Al-Fe-Si faz diyagramına göre Fe bakımından zengin β -fazı dengeli soğutma hızı altında kararlı bir fazdır. Döküm yüksek soğutma hızlarından yapıldığında, demirce zengin β -fazı yarı kararlı formda olan α -fazına kristalize olur. Soğutma hızı β -Fe oluşturmak için kritik Fe içeriği arttıkça artar. Narayanan'a göre artan soğuma hızıyla beraber β -Fe fazının çökeltme sıcaklığı, β -Fe fazının ötektik silisyumla bir araya gelmesine kadar düşer. Kalan sıvı metalin kimyasal kompozisyonu α -Fe bakımından zengin fazların kristalleşmesini destekler. Yüksek soğuma hızı tane incelmelerini ve β -Fe fazının parçalanmasını sağlar. Hızlı katılaşma sadece dendrit kol aralığını azaltmakla kalmaz β -AlFeSi fazını da inceltir [36].

2.4.7. Yüksek Demir İçeren Fazların Çökeltilmesi (Sludge Factor)

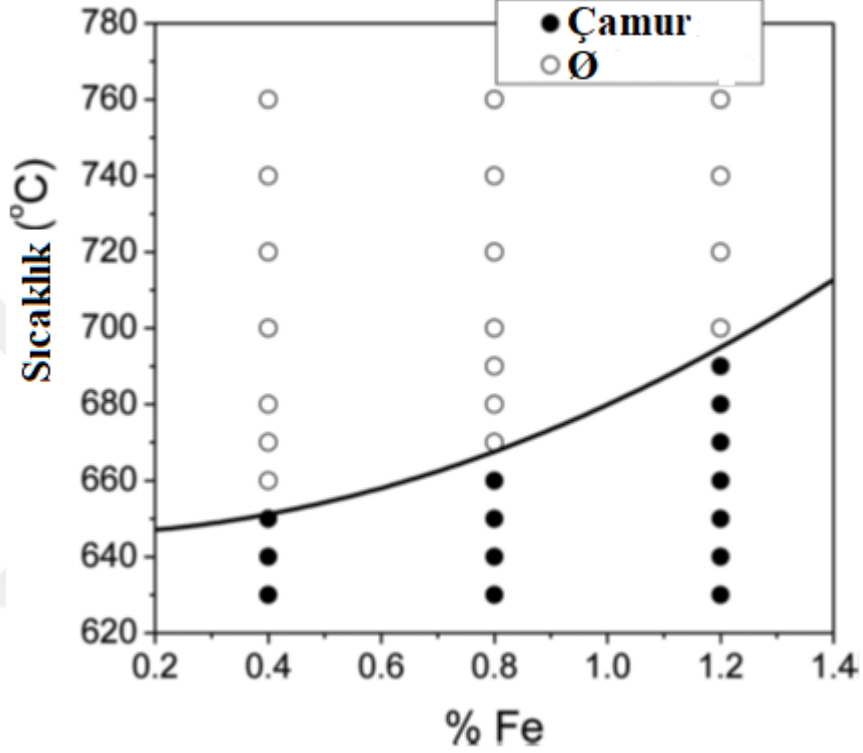
Bu yöntem, Al-Si alaşımlarının saflaştırılmasında kullanılır. Birincil Fe bakımından zengin intermetalik fazların oluşmasıyla demir uzaklaştırılır. Bu fazlar α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ ya da α -Al₁₅(Fe,Mn,Cr)₃Si₂ olarak karşımıza çıkar ve çamur olarak adlandırılır. Çamurun uygun tutma sıcaklığında kristalize edilmesi ve Fe ile Mn içeriği, Fe'yi Al-Si alaşımlarından uzaklaştırmak için kullanılır [37]. Çekirdekleşme kinetiği ve çamurun büyüme hızını göstermek için bir denklem kurulmuştur. Al-Si alaşımlarında kullanılan bir tekniktir. İki aşamalı bu işlemde önce birinci zengin Fe içerikli tanecikler oluşturulur. Sonrasında bu tanecikler yapıdan uzaklaştırılır. Alaşım ergitildikten sonra 750-800 °C gibi yüksek sıcaklıklarda bekletilir. Bu bekleme sırasında homojen bir yapı elde edilmeye çalışılır. Ardından ergiyik 600-650 °C tutma sıcaklığına soğutulur. Bu aşamada çamur oluşumu ve büyümesi sağlanır [37]. Çamur oluşumundan sonra çamur fazını ergiyik alaşımdan ayırmak için şu yöntemler kullanılır; yerçekimi ayırması, filtrasyon, elektromanyetik ayırma ve santrifüj ayırma. Fe içeriği % 1-2 seviyelerinden % 0,4'e kadar düşürülebilir. Mn ve Mn-Cr kombinasyonları çamur oluşturmak için kullanılır. Çamur oluşumu "Iron Equivalent Value (IEV)" denilen bir denklem ile tahmin edilebilir. Bu değer aynı zamanda "Sludge Factor" olarak da adlandırılır. IEV bazı önemli empürütelerin etkilerini temsil eder. Fe, Mn ve Cr genel olarak formülde kabul edilenlerdir [28].

$$IEV = (\text{ağ. \% Fe}) + 2(\text{ağ. \% Mn}) + 3(\text{ağ. \% Cr}) \quad (2.1)$$

Yüksek IEV değeri kolay çamur oluşumunu işaret eder. Flores'e göre Al-9.2Si alaşımlarında, 620-640 °C tutma sıcaklığında % 2,2 gibi Mn ilavesi Fe içeriğini % 1,5'den % 0,3'e düşürür ve

% 0,6 Mn ilavesi Fe içeriğini % 1,2'den % 0,7'ye düşürür [37]. Birincil AlFeMnSi faz oluşumu Al-Fe-Mn-Si faz diyagramıyla daha kolay anlaşılır.

Şekil 2.12'de çamur oluşumu için sıcaklık ve Fe içeriği grafiği verilmiştir. Grafiğe bakarak sıcaklık ve Fe artışının çamur oluşumunu kolaylaştırdığını söyleyebiliriz.



Şekil 2.12: Çamur oluşumu için % Fe içeriği-sıcaklık grafiği, Al-12.7Si-0.3Mn-0.1Cr-xFe [38].

Laboratuvar ortamlarında etkili bir yöntem olsa da sanayide sürekli üretim için uygun değildir. Geliştirmek adına zengin Fe fazlarının 700-750°C oluşumunu arttıracak elementler araştırılabilir ya da demiri direk ayıracak olası bir flaks bulunabilir.

2.5. BIFILM

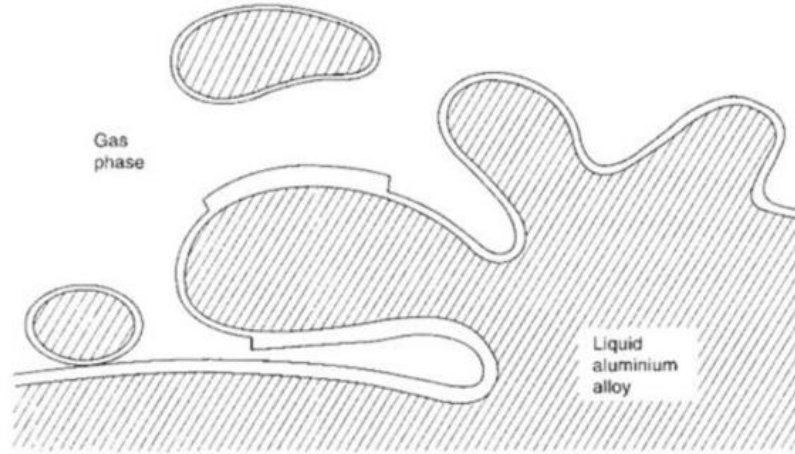
Bifilmelerin alüminyum dökümlerde önemli bir yeri vardır. Dökümdeki yapı, özellikler ve performans bifilmelerden yüksek oranda etkilenir. Bifilmeler ergiyik içinde süspansiyon halde önceden bulunur veya kalıp doldurma sırasında kendini gösterir [39]. Sıvı alüminyum hava ile temas ettiğinde çok hızlı bir şekilde oksitlenerek Al₂O₃'ü oluşturmaktadır. Yüzeyde oluşan bu oksit tabakaları potada ve döküm sırasında türbülansın da etkisiyle parçalanır ve sürüklenmeye

başlar. Sürüklenen oksit yüzeylerin birbirine çarpması sonucunda birbirine bağlanmayan ve “bifilm” olarak adlandırılan çift oksitler oluşur (Şekil 2.13). Oksitlerin katlanmasıyla oluşan ve içinde hava barındıran çok küçük boyutlardaki bifilm dökümdeki porozitenin kaynağı olarak gösterilir [40].

Bifilm poroziteye neden oldukları için döküm parçasının mekanik özelliklerini düşürürler. Bu nedenle oluşum şartlarını ve mekanizmasını anlamak çok önemlidir.

Campbell ve Dışpınar’a göre bifilmelerin kompaktan açık çatlaklara kadar olan değişimlerini yönlendiren mekanizmalara şöyle sıralanabilir [41]:

- Bifilm içine hapsolan havanın yaptığı basınç büyümeyi kolaylaştırır.
- Katılma sırasında oluşan katılma gerilmesi bifilmdeki basıncı azaltır ve büyüme kolaylaştırır.
- Dendritik katılaşmada oluşan dendrit kollarının büyüyerek bifilmere çarpması bifilm büyümesini kolaylaştırır.
- Demir ve diğer intermetalik çökeltiler bifilmelerde etkilidir.



Şekil 2.13: Yüzey oksidin sürüklenmesiyle oluşan bifilm taslağı [42].

Nanometre boyutlarından santimetreyle ölçüme kadar geniş bir skalada bulunan bifilm araştırıcılar tarafından fazla bilinmese de varlıkları reddedilemez. Karşılaştırıldığında pahalı ve karmaşık tekniklerin yanında “Reduce Pressure Test” (RPT) olarak adlandırılan düşük

basınç testi, ekonomik ve basittir. Toplam bifilm uzunluğunu gösteren bifilm indeksi (BI) ve toplam bifilm sayısını vermektedir [43].

$$\text{Bifilm İndeksi} = \sum(\text{Gözenek uzunluğu}) = L_b \quad (2.2)$$

Toplam bifilm sayısı bu indeksten bağımsız ama aynı derecede önemlidir [41]. Fe içeren intermetaliklerin bifilmelerin ıslatılmış yüzeylerinde çekirdeklendiği, katılaşma sırasında çözülmelere neden olduğu ve nihai dökümde çatlak boyutunu etkili bir şekilde attırdığı görülmüştür [39].

Katılaşma sırasında açığa çıkan hidrojen bifilmeleri şişirir ve çözer. Ayrıca ilerleyen katıdan ileri itilir ve konsantre edilir. Bu nedenlerle de katı metal içindeki maksimum çatlak boyutunu etkiler. RPT, hidrojen içeriği için iyi bir gösterge değildir. Bu nedenle hidrojen testi olarak önerilmemektedir.

Ergiyik metale Ti ve B gibi tane incelticilerin eklenmesi Ti içeren fazların sıvı metaldeki bifilmelere çökmesine neden olur. Eğer sıvı metal karıştırılmadıysa Ti fazları çökler. Bu sayede daha iyi özellikler sağlama adına daha az bifilm aktarılır.

Modifikasyon için Sr ve Na ilavesi, bifilmeleri tercih edilen katman olarak devre dışı bırakır. Böylece Si ötektik parçacıkları ve Fe taşıyan β -fazları için çekirdeklenme alanları olarak davranma yeteneği sınırlandırılır [40].

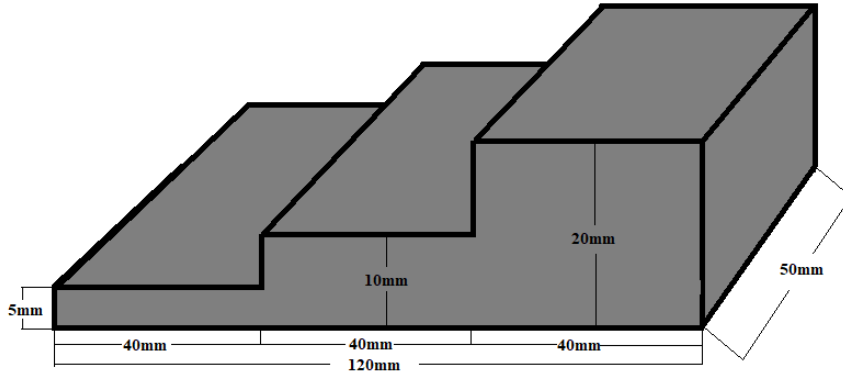
3. MALZEME VE YÖNTEM

Deneylerde Tablo 3.1’de kimyasal kompozisyonu verilen ETİAL-171 alaşımı kullanılmıştır.

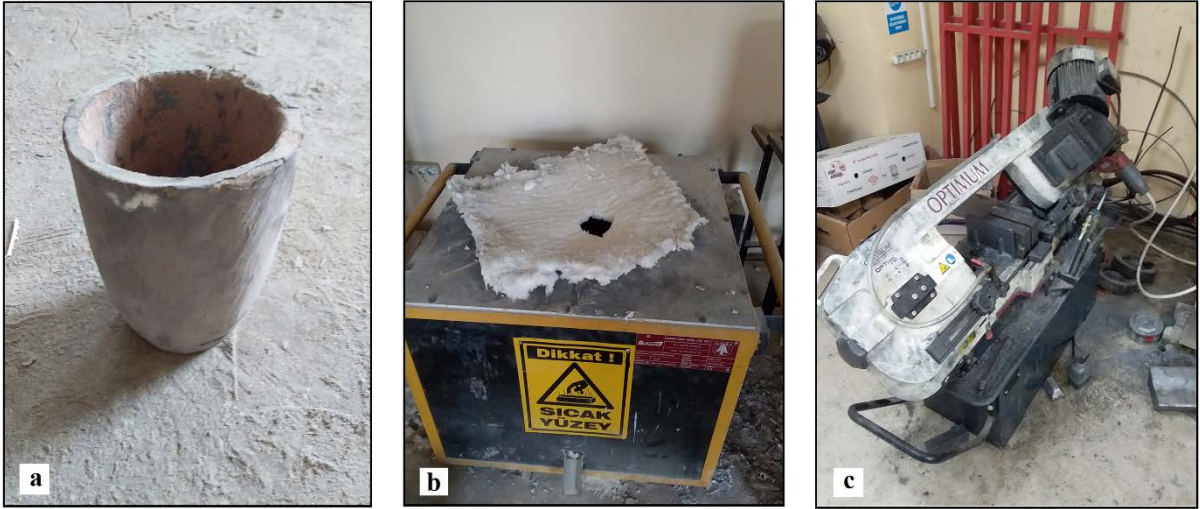
Tablo 3.1: ETİAL-171 alaşımının kimyasal kompozisyonu.

| Al | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Zn | Cr | Sr |
|--------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|
| (%) | (%) | (%) | (%) | (%) | (%) | (%) | (%) | (%) |
| 89,863 | 9,117 | 0,391 | 0,002 | 0,232 | 0,248 | 0,005 | 0,013 | 0,0303 |

Alaşım külçelerinden kesilen 600 gramlık parçaların SiC-A3 potaların içinde 750°C’de 1 saat bekletilerek tamamen ergimesi sağlanmıştır. 10 mm çapında ve 100 mm uzunluğunda olan demir çubukların dış yüzeyleri P80 SiC zımpara ile oksit tabakasından arındırılmıştır. Ergime işleminin ardından ilk olarak referans olması adına sırasıyla kokil, kum ve RPT kalıplara döküm yapılmıştır. Sonrasında demir çubuklar potaların içindeki sıvı alüminyumun içine daldırılmıştır. Demirin alüminyuma difüzyonunu sağlamak amacıyla demir çubuklar sıvı içinde sırasıyla 1,2,3,4 ve 5 saat boyunca bekletilmiştir. Her saatin sonunda öncelikle demir çubuklar potadan çıkartılmıştır. Sonrasında kum, kokil ve RPT kalıplara döküm işlemi yapılmıştır. Her saat için bu işlem 3’er kere yapılmıştır. Kum ve kokil kalıplar Şekil 3.1’de gösterildiği gibi 50x120 ebatlarında ve 5, 10, 20 mm kalınlıklarında basamak şeklinde geometriye sahiptir. Şekil 3.2’de deneylerde kullanılan (a) SiC-A3 pota, (b) Emor marka laboratuvar tipi ergitme fırını ve (c) Optimum marka kesim testeresi gösterilmektedir.

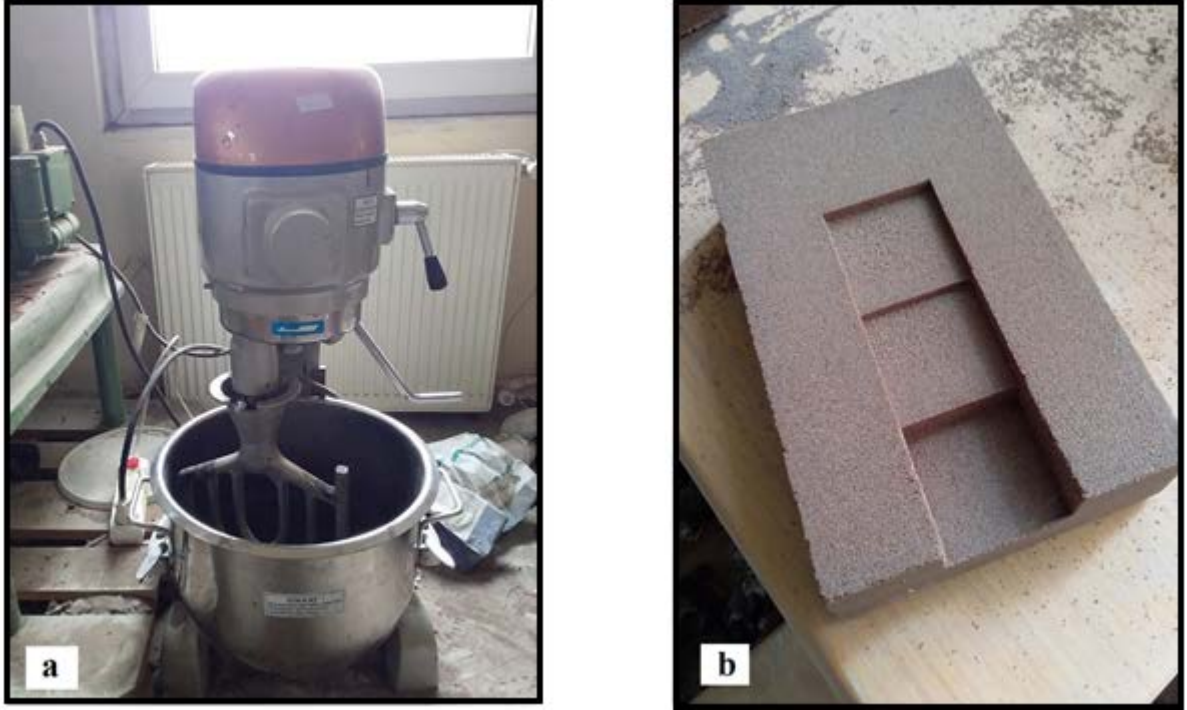


Şekil 3.1: Kum ve kokil basamak kalıpların ölçüleri.



Şekil 3.2: a) SiC-A3 pota, b) Emor marka laboratuvar tipi ertitme fırını ve c) Optimum-saw S 181G kesim testeresi.

Kum kalıp hazırlamak için öncelikle istenilen miktarda kum, reçine ve sertleştirici tartılarak Şekil 3.3a'da görülen Inoksan Mikser'e konulmuş ve homojen bir karışım sağlanması için karıştırma işlemi yapılmıştır. Hazırlanan karışımdan Şekil 3.3b'deki gibi kum kalıplar yapılmıştır.



Şekil 3.3: a) Inoksan Mikser, b) kum kalıp örneği.

RPT cihazı ve kalıbı Şekil 3.4’de gösterilmektedir. RPT döküm için öncelikle RPT kokil kalıp ısıtılmış ve sonrasında sıvı metalin bu kalıba dökümü yapılmıştır. Döküm işlemi sonrası, cihaz hemen çalıştırılarak kalıp içindeki metalin vakum altında katılaşması sağlanmıştır. Bifilmelerin içinde bulunan hava, vakum nedeniyle metalin içinden çıkmaya çalışmış ve bifilmeleri genişletmiştir. Hava metali terk etmeden katılaşma tamamlandığı için bifilmelerin boyutları ölçülebilecek seviyelere ulaşmıştır. Katılaşma sonrası, döküm parçası kesilmiş ve P600’e kadar zımparalama işlemi uygulanmıştır. Daha sonra zımparalanmış kesit yüzeyinin görüntü analizi yapılarak metal kalitesi değerlendirilmiştir. Görüntüdeki gözeneklerin maksimum uzunlukları kullanılarak kesit yüzeydeki toplam bifilm uzunluğu bulunmuştur. Bu değer ise bize bifilm indeksini vermiştir.



Şekil 3.4: GAST DAA-V713-EB RPT cihazı ve RPT kokil kalıp.

Soğumayla beraber katılaşma işlemi tamamlanan döküm parçaları kalıplardan çıkartılmıştır. Kalınlıkları dolayısıyla farklı soğuma hızlarına sahip olan, kum ve kokil kalıplardan çıkartılan, döküm parçaları kalınlıklarına göre kesilerek her saat için 3 farklı soğuma hızındaki numuneler elde edilmiştir.

Kesilen numuneler P1200'e kadar zımparalandıktan sonra parlatma işlemi yapılmıştır. Metalografik zımparalama ve parlatma işlemlerinde kullanılan cihaz Şekil 3.5'de görülmektedir.



Şekil 3.5: Metaserv 2000 metallografik zımparalama ve parlatma cihazı

Parlatma işleminin ardında numuneler optik mikroskop altında incelenerek mikroyapı görüntüleri alınmış ve “Secondary Dendritic Arm Spacing” (SDAS) ölçümleri yapılmıştır. Şekil 3.6’da mikroyapı analizlerinde kullanılan optik mikroskop gösterilmektedir.



Şekil 3.6: OLYMPUS Cx 41 optik mikroskop.

SDAS ölçümünden sonra numunelerin parlatılmış yüzeylerinden spektral analiz yapılarak döküm sonrası kimyasal bileşim tespit edilmiştir. Analizler, Algiss Metal Teknolojileri A.Ş.'de bulunan Foundry Master marka spektral analiz cihazında yapılmıştır.

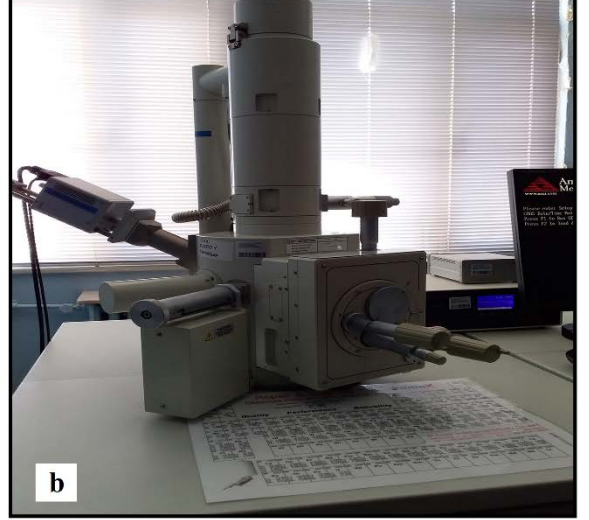
Şekil 3.7'de sertlik ölçümlerinin yapıldığı Zwick Roell ZHU marka sertlik test cihazı görülmektedir. Bu cihaz kullanılarak parlatılmış yüzeylerden Vickers sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.7: Zwick Roell ZHU marka sertlik test cihazı.

RPT yöntemi ile elde edilen numunelerin porozite içeren kısımları kesilerek Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) analizi için numuneler hazırlanmıştır. Şekil 3.8a'da gösterilen ultrasonik

banyo kullanılarak numunelerde yüzey temizliği yapıldıktan sonra ve Şekil 3.8b’de görülen SEM cihazında morfoloji incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

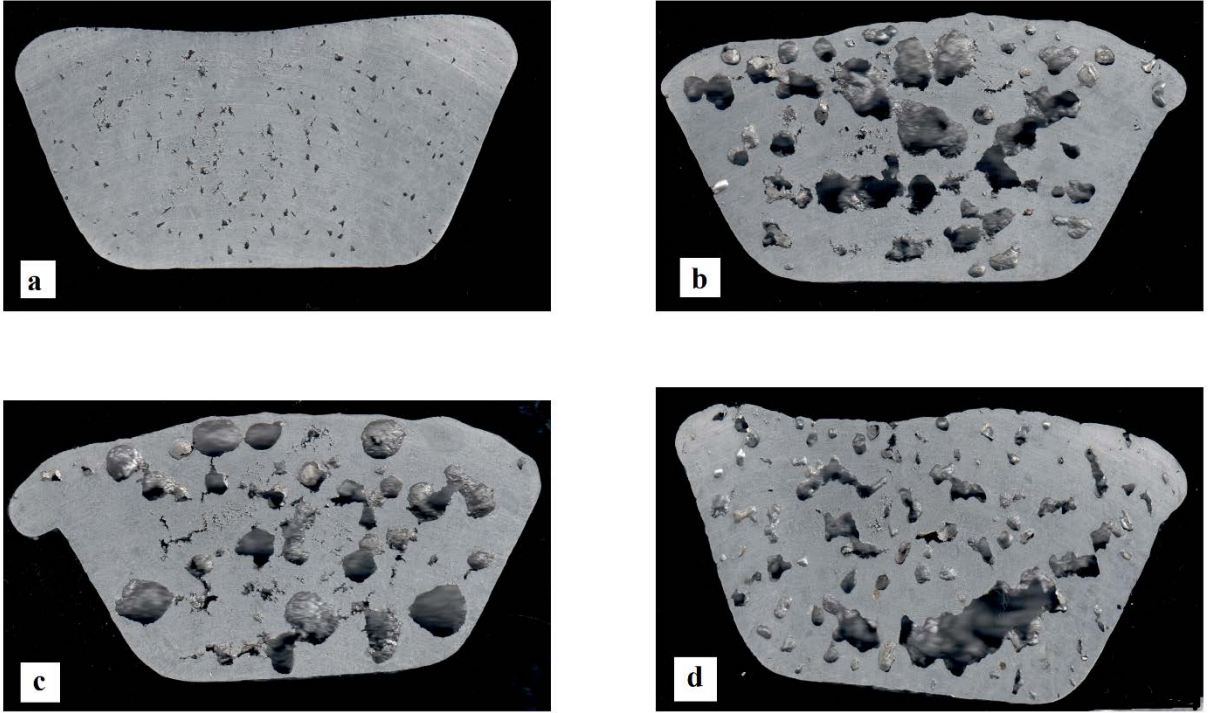


Şekil 3.8: a) Decon Fs Minor marka ultrasonik banyo ve b) JEOL JSM 5600 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) cihazı.

4. BULGULAR

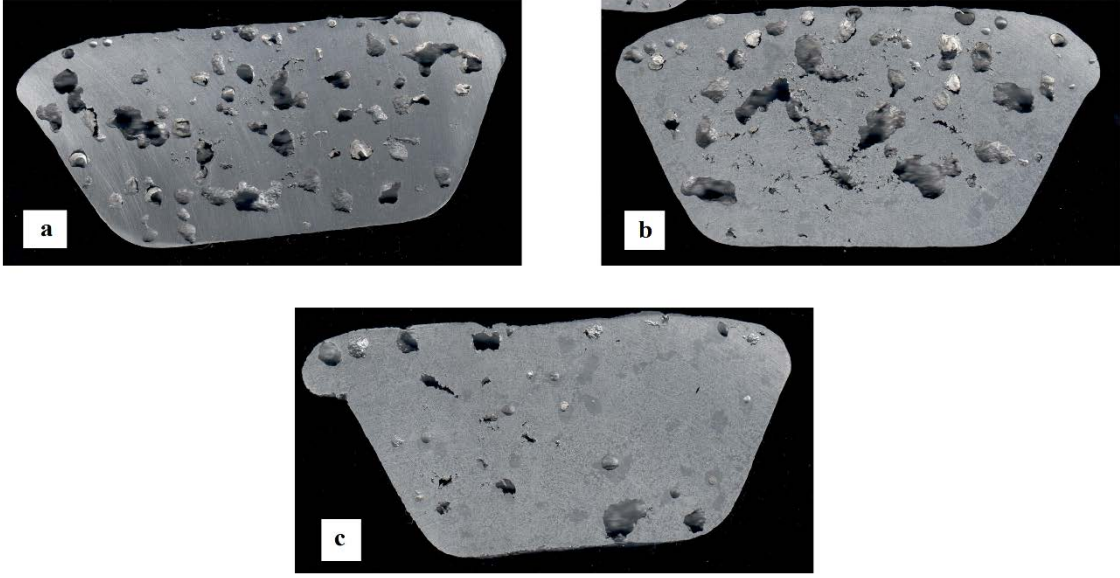
4.1. BIFILM ANALİZ BULGULARI

Şekil 4.1a'da bifilm referans numune ve 4.1b-d'de ise 1 saat bekleme süreli döküm numuneleri gösterilmektedir. Bifilm analizi ile referans numunenin bifilm indeksi 90,1 mm olarak ölçülmüştür. 1 saat bekleme süreli RPT numunelerinin bifilm indeks ortalaması ise 287,2 mm olarak ölçülmüştür.



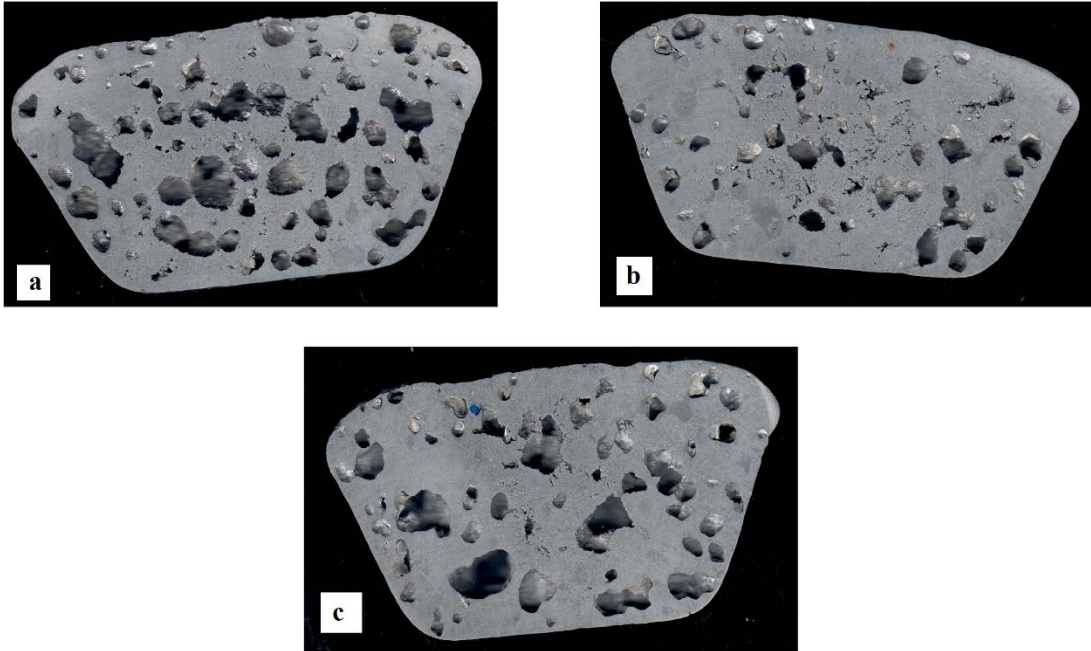
Şekil 4.1: Bifilm incelemesine alınan RPT numuneleri, a) referans numune, b), c) ve d) 1 saat bekleme süreli 3 farklı numune.

Şekil 4.2'de 2 saat bekleme süreli RPT numuneleri verilmektedir. Bu grup için ortalama bifilm indeksleri 203,8 mm olarak ölçülmüştür.



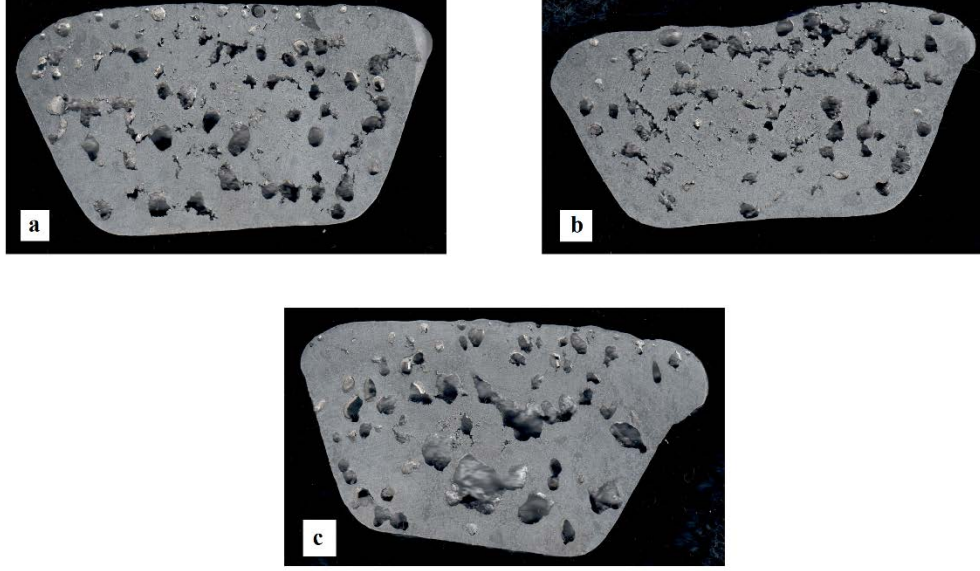
Şekil 4.2: a), b) ve c) Bifilm incelemesine alınan 2 saat bekleme süreli RPT numuneleri.

Şekil 4.3’de 3 saat bekleme süreli RPT numuneleri gösterilmektedir. Ortalama bifilm indeksleri bu grupta 268,2 mm olarak tespit edilmiştir.



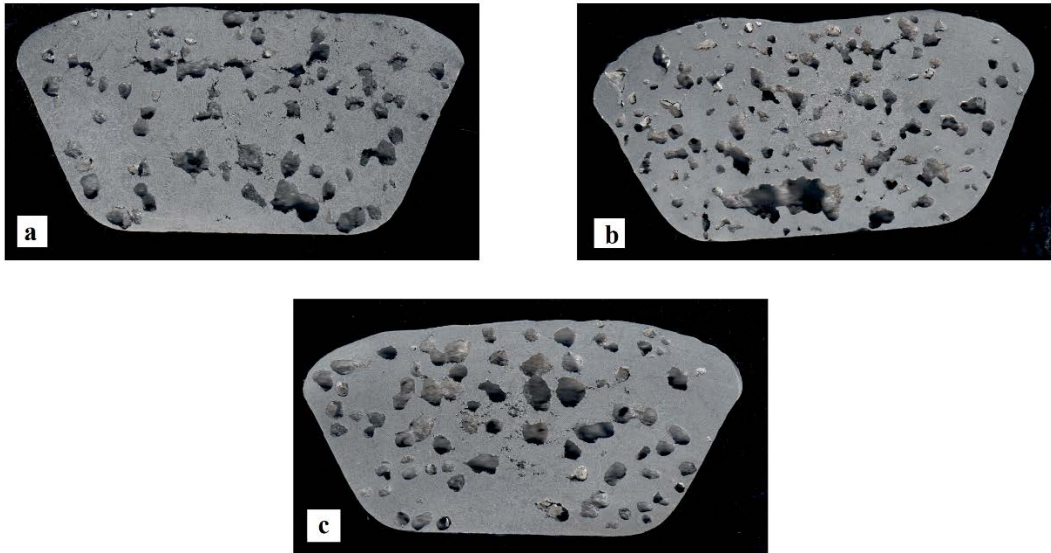
Şekil 4.3: a), b) ve c) Bifilm incelemesine alınan 3 saat bekleme süreli RPT numuneleri.

Şekil 4.4'de 4 saat bekleme süreli RPT numuneleri verilmektedir. Bu grubun ortalama bifilm indeksleri 244,1 mm olarak hesap edilmiştir.



Şekil 4.4: a), b) ve c) Bifilm incelemesine alınan 4 saat bekleme süreli RPT numuneleri.

Şekil 4.5'de 5 saat bekleme süreli RPT numuneleri sergilenmektedir. Bu gruba ait numunelerin ortalama bifilm indeksleri ise 271,3 mm olarak belirlenmiştir.



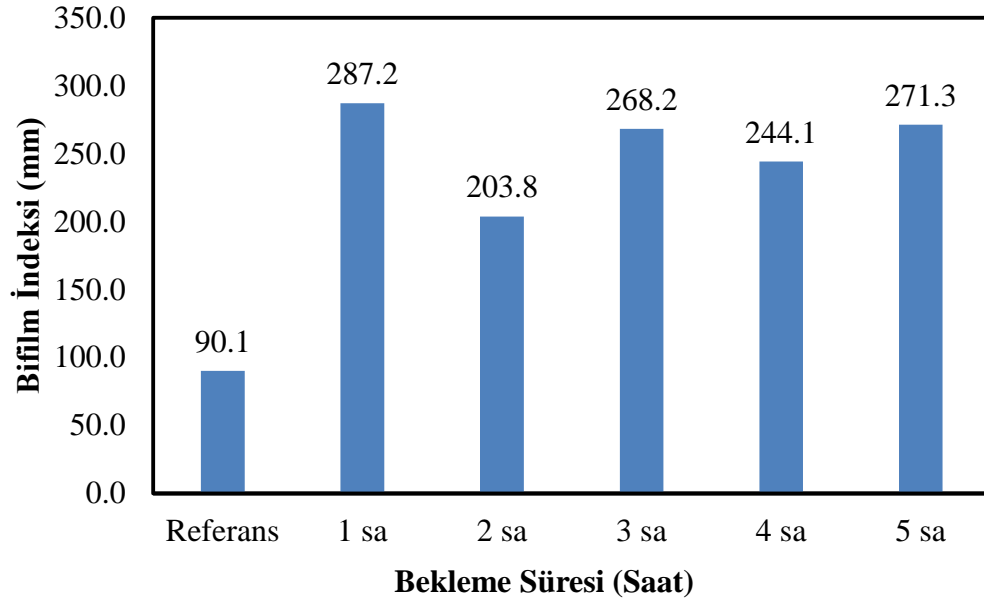
Şekil 4.5: a), b) ve c) Bifilm incelemesine alınan 5 saat bekleme süreli RPT numuneleri.

Tablo 4.1’de her bir bekleme şartı için geçerli 3’er farklı numunenin ortalama bifilm analiz sonuçları verilmektedir.

Tablo 4.1: Farklı koşullarda elde edilen RPT numunelerinin ortalama bifilm indeks, ortalama bifilm sayısı ve ortalama bifilm boyutu analiz sonuçları.

| | Referans | 1 saat | 2 saat | 3 saat | 4 saat | 5 saat |
|------------------------------------|----------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Bifilm indeksi (mm) | 90,1 | 287,2 | 203,8 | 268,2 | 244,1 | 271,3 |
| Bifilm Sayısı | 115 | 116 | 74 | 95 | 90 | 97 |
| Ortalama Bifilm Boyutu (mm) | 0,8 | 2,7 | 2,8 | 2,9 | 2,8 | 2,8 |

Şekil 4.6’da bekleme süresinin RPT numunelerindeki bifilm indeksine etkisi grafiksel olarak gösterilmektedir. Şekilden tüm bekleme süreleri sonrasında elde edilen numunelerin bifilm indekslerinin referans numuneninkine (hiç bekletme yapılmamış olan) göre oldukça yüksek olduğu görülmektedir. Sürenin bifilm indeksine etkisi hakkında ise henüz net olarak bir şey söylenememektedir.



Şekil 4.6: Bekleme süresinin RPT numunelerindeki bifilm indeksine etkisi.

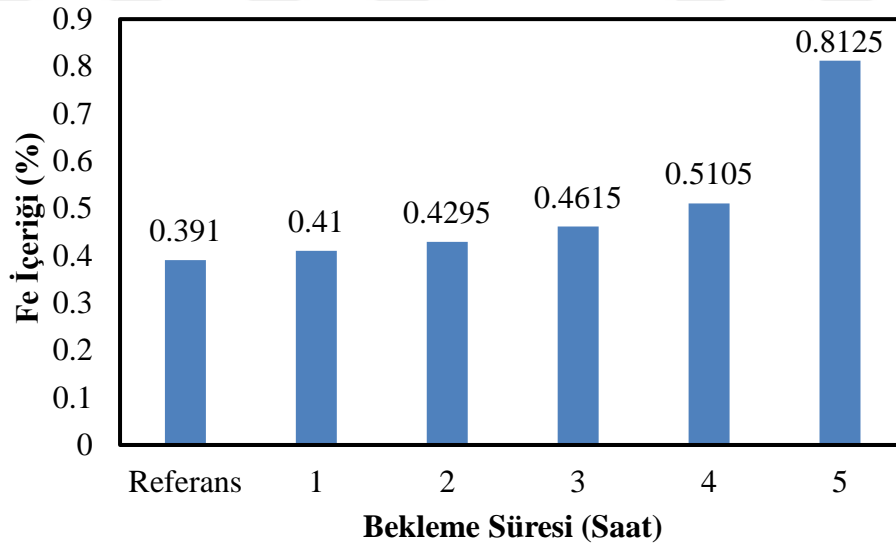
4.2. SPEKTRAL ANALİZ BULGULARI

Tablo 4.2’de her bekleme şartı için elde edilen numunelerin spektral analiz sonuçları verilmiştir.

Tablo 4.2: Değişik bekleme koşullarında elde edilen numunelerin spektral analiz sonuçları.

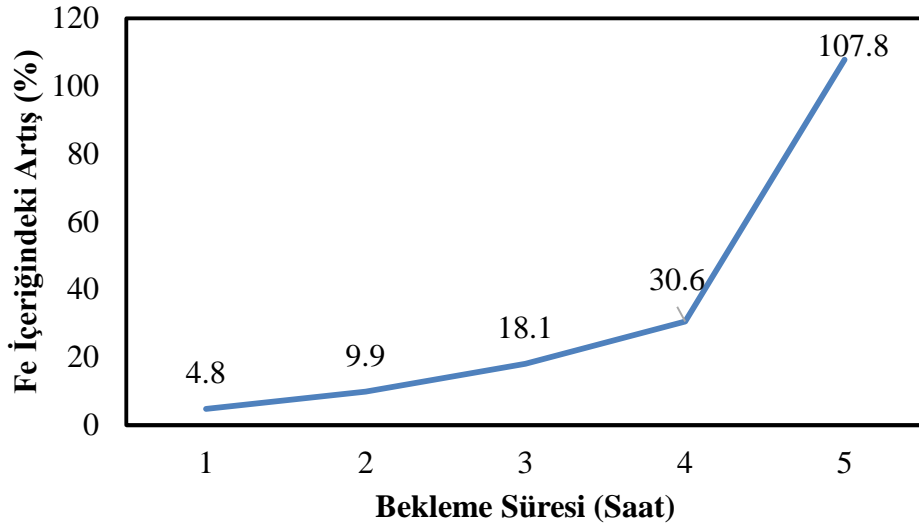
| Bekleme Süresi | Al (%) | Si (%) | Fe (%) | Cu (%) | Mn (%) | Mg (%) | Zn (%) | Cr (%) | Sr (%) |
|----------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| 1 Saat | 90,65 | 8,08 | 0,41 | 0,002 | 0,23 | 0,2195 | 0,005 | 0,014 | 0,0314 |
| 2 Saat | 90,65 | 8,37 | 0,4295 | 0,002 | 0,214 | 0,2255 | 0,005 | 0,0076 | 0,0267 |
| 3 Saat | 89,95 | 9,01 | 0,4615 | 0,002 | 0,2065 | 0,2315 | 0,005 | 0,0092 | 0,0227 |
| 4 Saat | 89,8 | 9,115 | 0,5105 | 0,002 | 0,2215 | 0,2555 | 0,005 | 0,0085 | 0,0156 |
| 5 Saat | 89,25 | 9,34 | 0,8125 | 0,002 | 0,217 | 0,241 | 0,005 | 0,0096 | 0,0238 |

Şekil 4.7’de bekleme süresiyle % Fe içeriğinin değişimi görülmektedir. Grafiğe bakıldığında bekleme süresinin artışıyla beraber yapıdaki % Fe içeriğinin de arttığı görülmektedir.



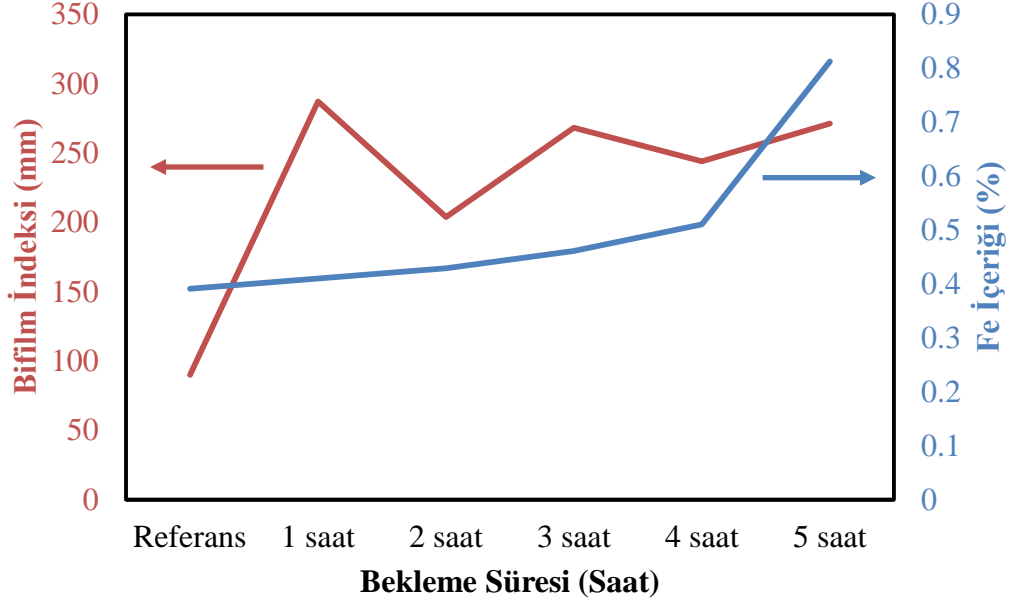
Şekil 4.7: Bekleme süresinin % Fe içeriğine etkisi.

Şekil 4.8’de ise bekleme süresiyle demirdeki artış yüzdesi grafiği verilmektedir. 1. saat sonunda % 4,8 artış gösteren Fe %’si 5. saat sonunda % 107,8 artış göstermiştir.



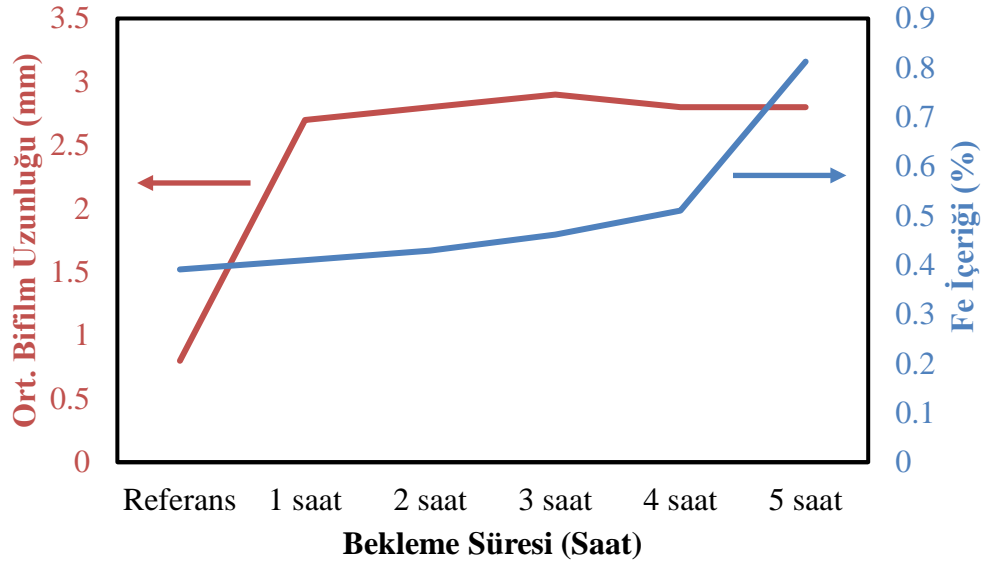
Şekil 4.8: Bekleme süresiyle demirdeki artış yüzdesi grafiği.

Şekil 4.9'da bifilm indeksin % Fe içeriği ile etkileşimi grafiği görülmektedir.



Şekil 4.9: Bifilm indeksin % Fe içeriği ile etkileşimi.

Şekil 4.10'da ortalama bifilm uzunluğunun % Fe içeriği etkileşimi grafiği sergilenmektedir.



Şekil 4.10: Ortalama bifilm uzunluğunun % Fe içeriği etkileşimi.

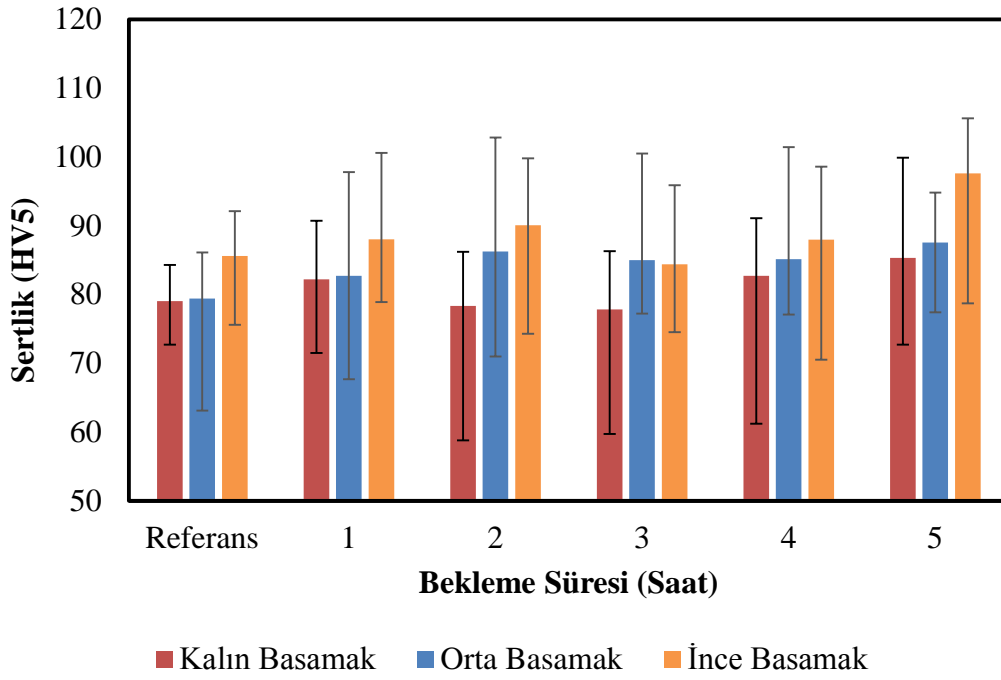
4.3. SERTLİK ANALİZ BULGULARI

Tablo 4.3'de her bir bekleme süresi için kum ve kokil kalıba döküm sonrası elde edilen numunelerin Vickers sertlik sonuçları verilmektedir.

Tablo 4.3: Değişik bekleme süreleri için kum ve kokil kalıba döküm sonrası elde edilen farklı kalınlıklardaki numunelerin HV5 sertlik sonuçları.

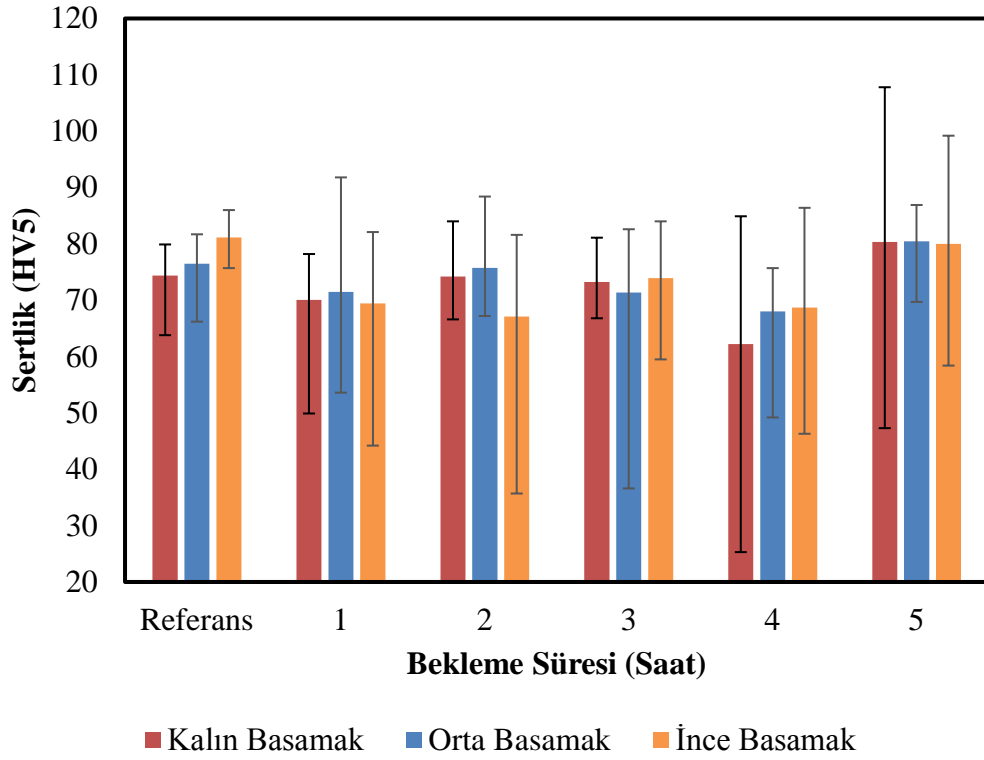
| | Kokil-Kalın (HV5) | Kokil-Orta (HV5) | Kokil-İnce (HV5) | Kum-Kalın (HV5) | Kum-Orta (HV5) | Kum-İnce (HV5) |
|-----------------|----------------------|---------------------|---------------------|--------------------|-------------------|-------------------|
| Referans | 79,04 | 79,42 | 85,62 | 74,4 | 76,5 | 81,12 |
| 1 Saat | 82,18 | 82,73 | 88,04 | 70,09 | 71,46 | 69,45 |
| 2 Saat | 78,34 | 86,26 | 90,05 | 74,19 | 75,72 | 67,11 |
| 3 Saat | 77,96 | 85,01 | 84,39 | 73,21 | 71,37 | 73,91 |
| 4 Saat | 82,71 | 85,14 | 87,99 | 62,23 | 68,01 | 68,72 |
| 5 Saat | 85,32 | 87,54 | 97,59 | 80,35 | 80,43 | 80,02 |

Şekil 4.11’de kokil kalıp basamakları için bekleme süresinin elde edilen numunelerin sertliklerine (HV5) etkisi standart sapmalarıyla birlikte sergilenmektedir. Grafiğe bakıldığında her bekleme şartı için hızlı soğuyan ince basamaklar en yüksek sertliği vermiş, yavaş soğuyan kalın basamaklar ise en düşük sertliği vermiştir.



Şekil 4.11: Kokil kalıp için bekleme süresinin numunelerin Vickers sertliklerine (HV5) etkisi.

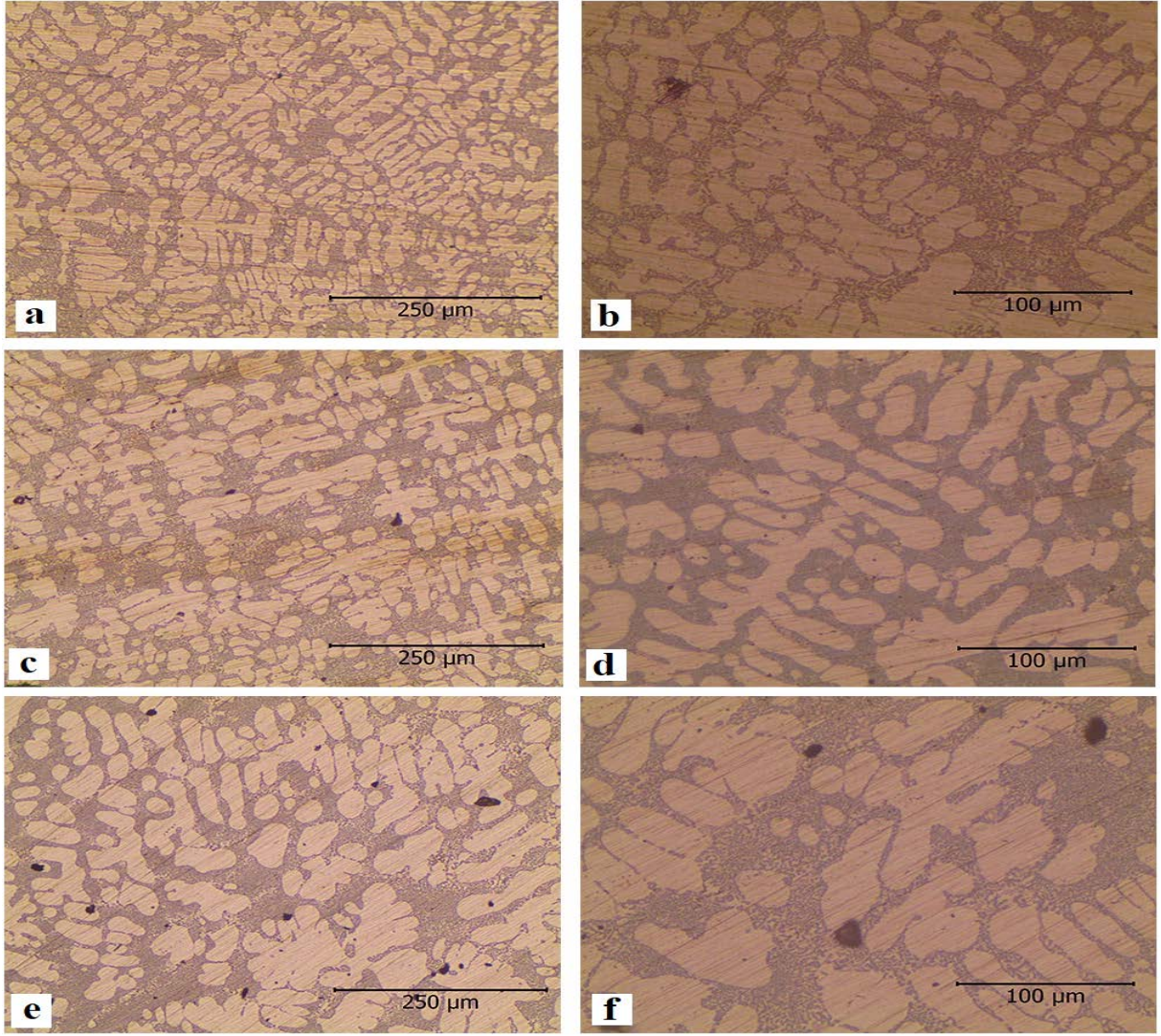
Şekil 4.12’de ise kum kalıp basamakları için bekleme süresinin elde edilen numunelerin sertliklerine (HV5) etkisi standart sapmalarıyla birlikte gösterilmektedir. Şekil 4.11 ve 4.12 incelendiğinde aynı şartlarda kokil kalıba dökülen numunelerin sertliklerinin daha yüksek olduğu ve en yüksek sertliğin ise 5 saat bekleme sonrası kokil kalıba dökülen ince kalınlıktaki numunede tespit edildiği belirlenmiştir.



Şekil 4.12: Kum kalıp için bekleme süresinin numunelerin Vickers sertliklerine (HV5) etkisi.

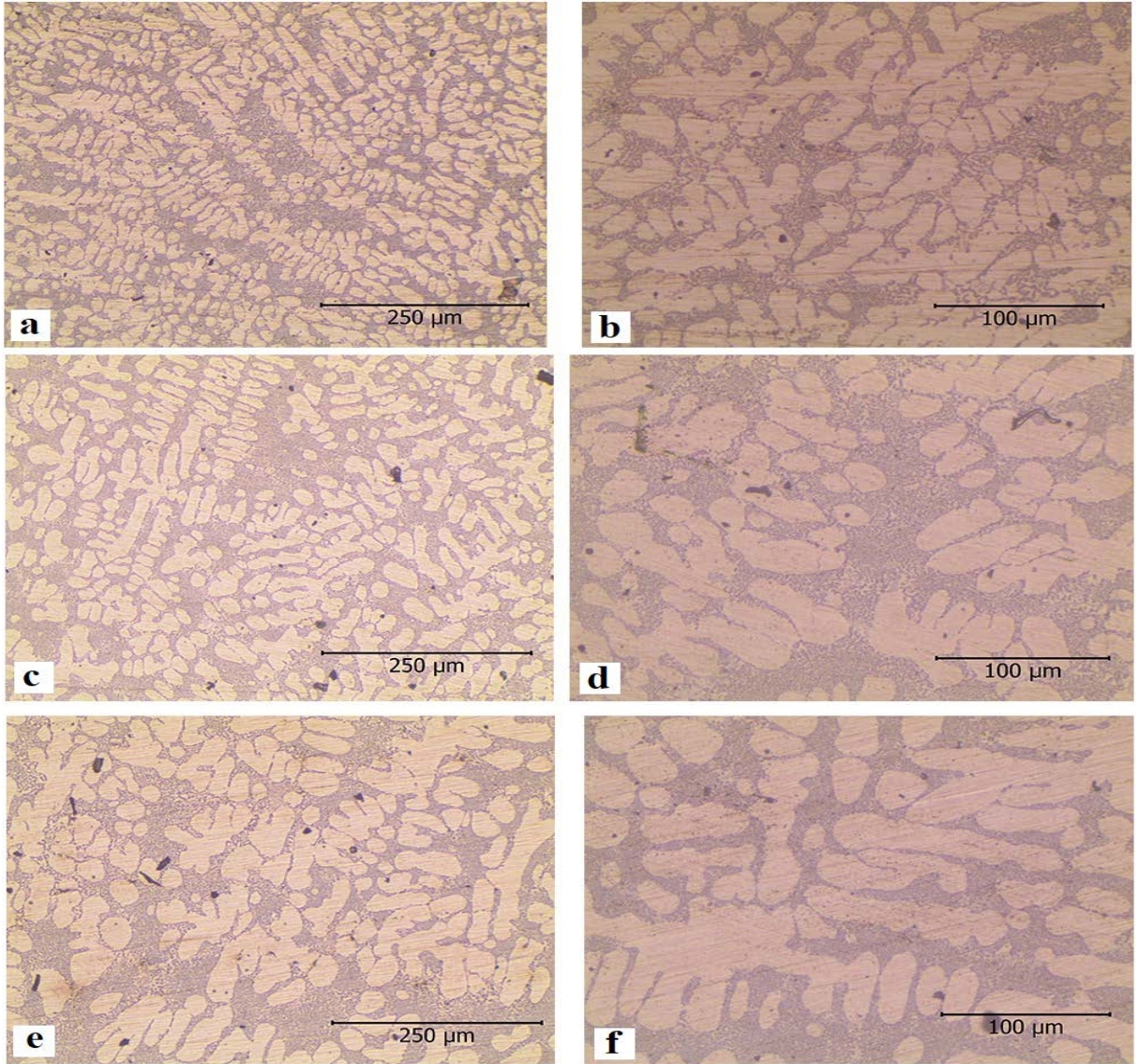
4.4. MİKROYAPI VE SDAS ANALİZ BULGULARI

Kokil kalıba dökülen referans numunenin sırasıyla ince, orta, kalın basamaklarının mikroyapı görüntüleri Şekil 4.13’de verilmektedir. Referans numunenin SDAS değerleri ise ince, orta ve kalın basamaklar için sırasıyla 11,70 μm , 13,13 μm ve 17,26 μm olarak belirlenmiştir. Referans numunenin mikroyapı görüntüleri ve SDAS ölçüm sonuçları değerlendirildiğinde ince basamakta daha yüksek soğuma hızına bağlı daha ince taneler gözlemlenirken, kalın basamakta daha yavaş katılaşmaya bağlı daha kaba taneler gözlemlenmiştir. Tüm mikroyapılarda α ve β demir fazlarına rastlanmamıştır. Ayrıca, alaşımın bileşiminde bulunan Sr sayesinde tanelerin modifiye olduğu tespit edilmiştir.



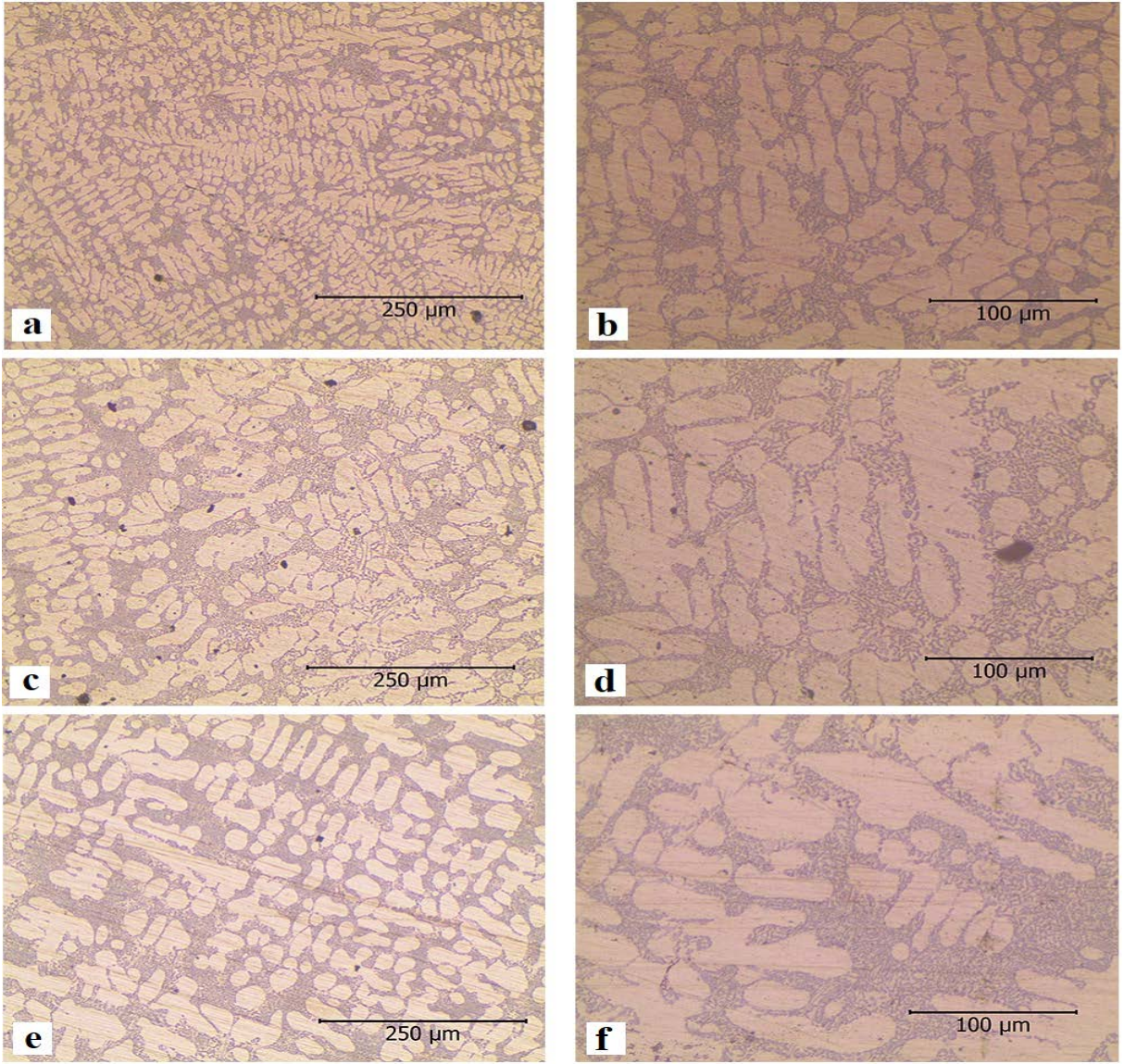
Şekil 4.13: Kokil kalıba dökülen referans numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.14'de 1 saat bekleme sonrası kokil kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri sergilenmektedir. Bu mikroyapı görüntülerinden SDAS ölçümleri yapılarak ince, orta ve kalın basamaklar için SDAS değerleri sırasıyla 12,77 µm, 14,45 µm ve 20,25 µm olarak tespit edilmiştir.



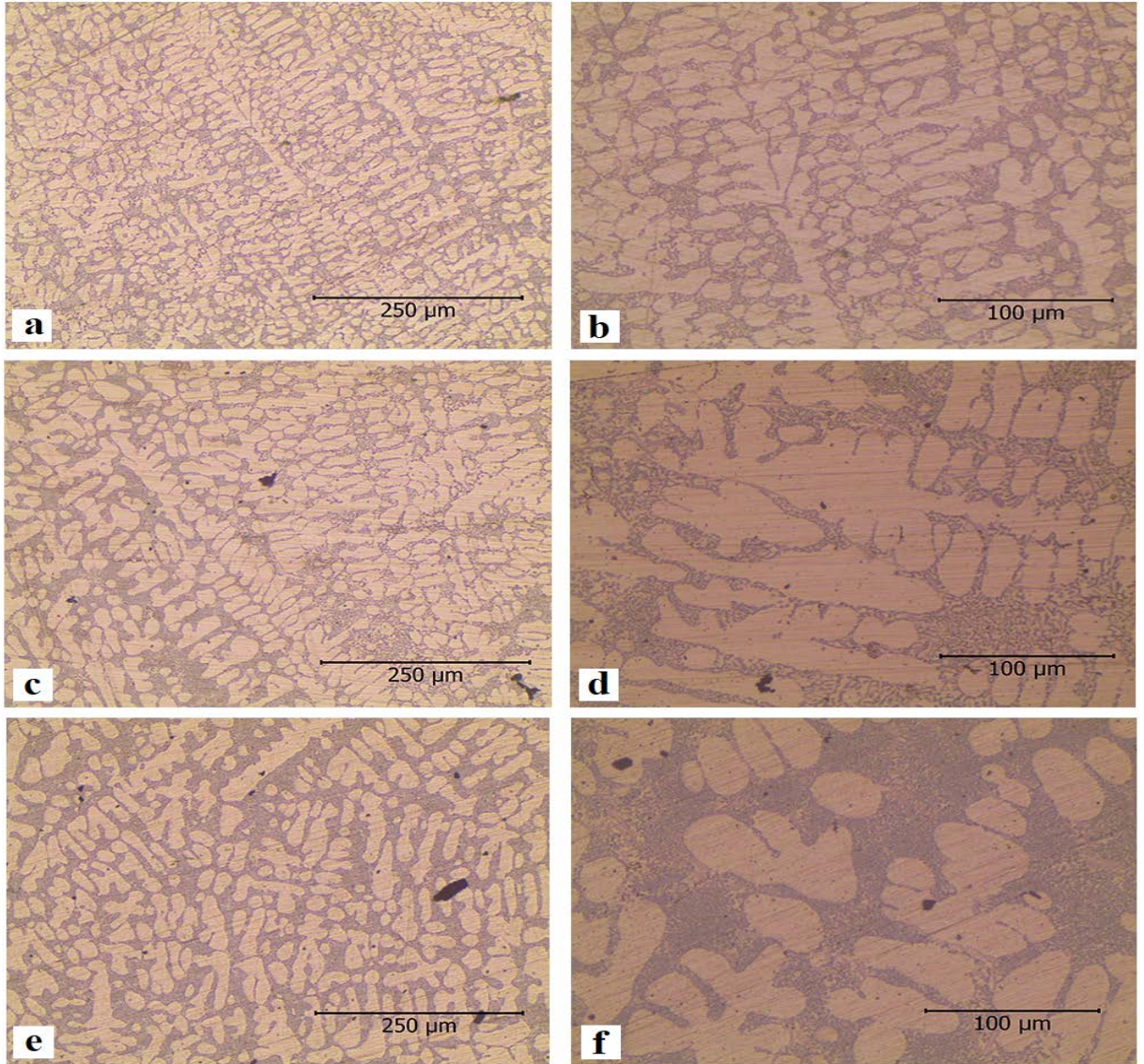
Şekil 4.14: 1 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.15’de 2 saat bekleme sonrası kokil kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri verilmektedir. İlgili mikroyapı görüntülerinden SDAS değerleri ince, orta ve kalın basamaklar için sırasıyla 9,86 µm, 13,23 µm ve 15,40 µm olarak belirlenmiştir.



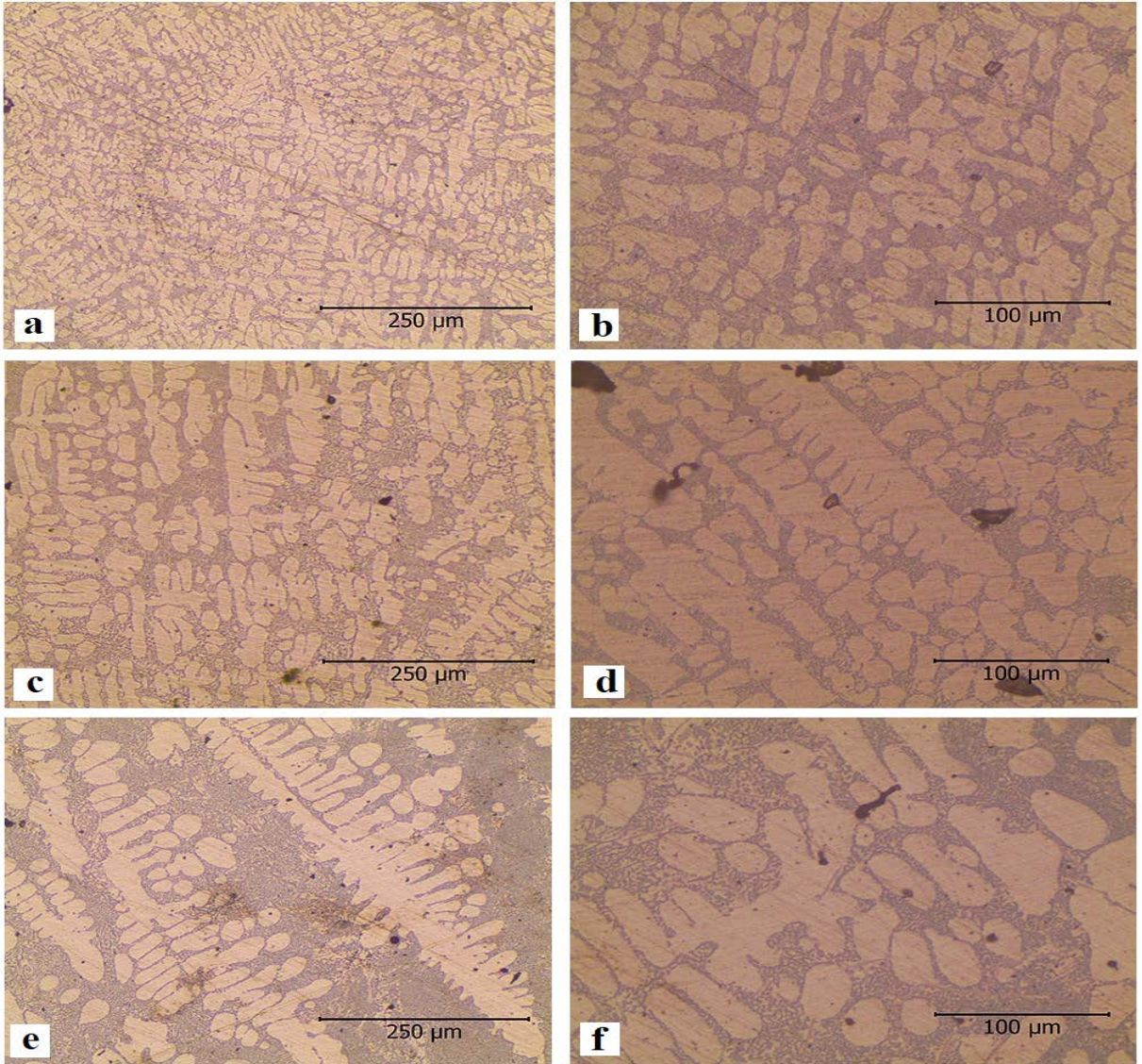
Şekil 4.15: 2 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.16'da 3 saat bekleme sonrası kokil kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri gösterilmektedir. SDAS ölçümleri yapılarak ince, orta ve kalın basamaklar için SDAS değerleri sırasıyla 9,88 µm, 11,83 µm ve 15,77 µm olarak tespit edilmiştir.



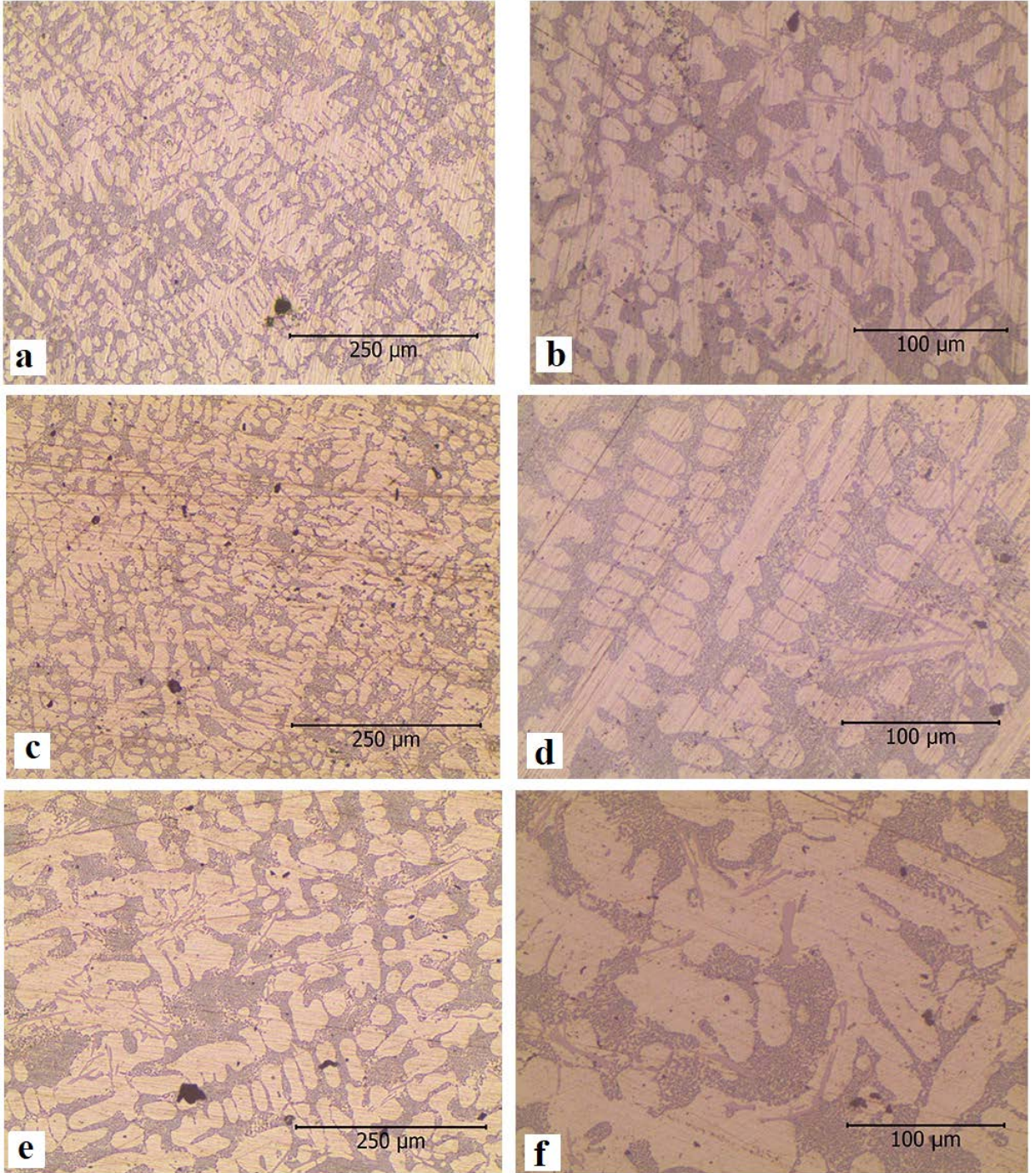
Şekil 4.16: 3 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.17’de 4 saat bekleme sonrası kokil kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri sergilenmektedir. İlgili mikroyapı görüntülerinden SDAS değerleri ince, orta ve kalın basamaklar için sırasıyla 10,62 µm 14,44 µm ve 18,65 µm olarak belirlenmiştir.



Şekil 4.17: 4 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.18’de 5 saat bekleme sonrası kokil kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri verilmektedir. SDAS değerleri ise ince, orta ve kalın basamaklar için sırasıyla 10,61 µm, 12,88 µm ve 16,29 µm olarak µm olarak tespit edilmiştir.

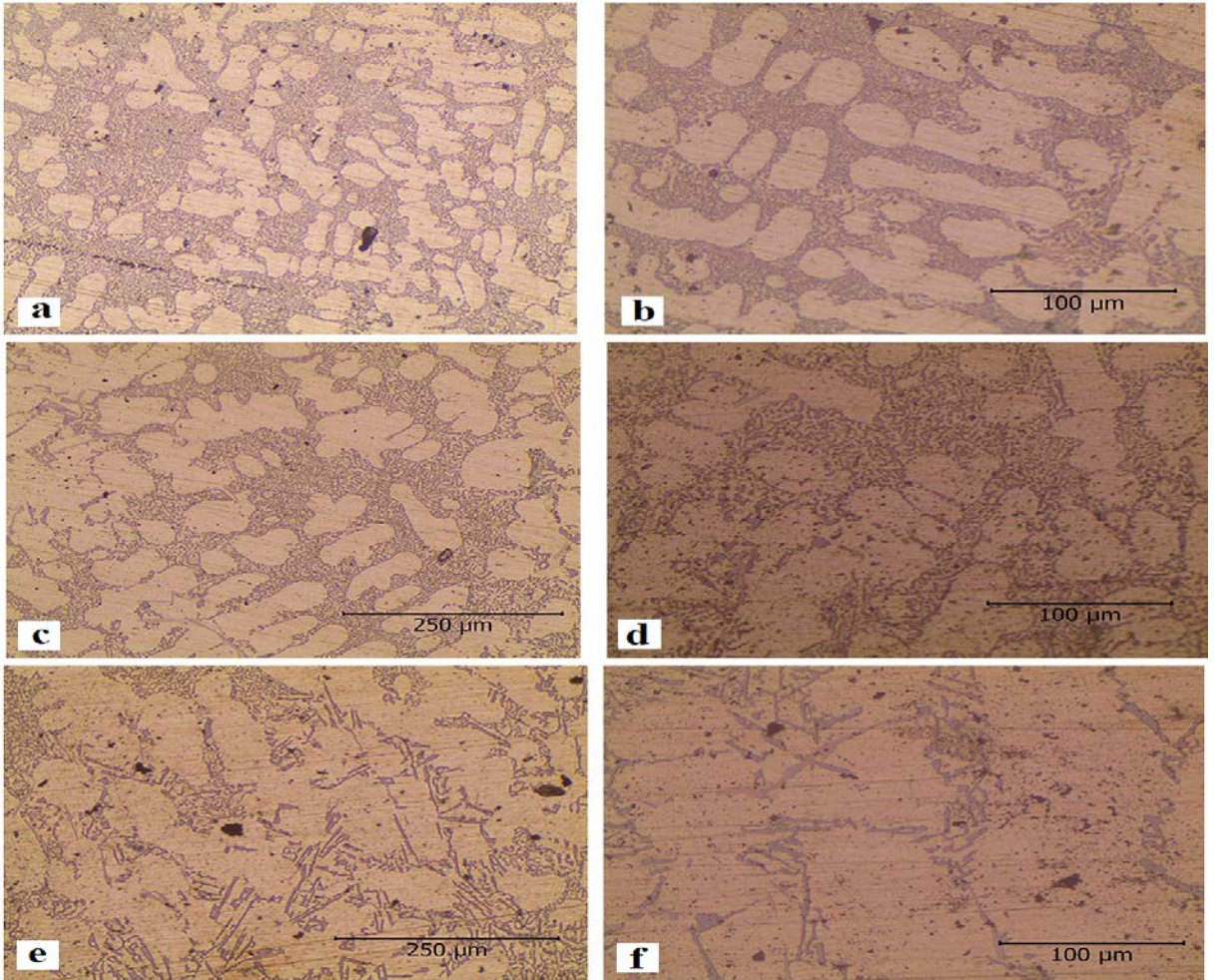


Şekil 4.18: 5 saat bekleme sonrasında kokil kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Kokil kalıba dökülerek elde edilen tüm numunelere ait mikroyapı görüntüleri birlikte değerlendirildiğinde 1, 2 ve 3. saatler için yapılar birbirine benzemektedir; Fe içeren fazlara çok rastlanmamakla beraber tane sınırlarında çok az miktarda gözlemlenmektedir. 4. saat için Fe

içeren fazlar daha belirgin olsalar da yine çok fazla dikkat çekmemektedir. 5 saat bekleme süresi sonrası yapılan döküm numunesinde ise Fe içeren α ve β fazları net bir şekilde görülmektedir. Bu gözlemi spektral analiz bulguları da doğrulamaktadır. Çünkü spektral analiz sonuçlarına göre 5 saat bekleme süresi sonrası yapılan döküm numunesindeki Fe içeriği diğer bekleme süreli numunelerin yaklaşık iki katıdır.

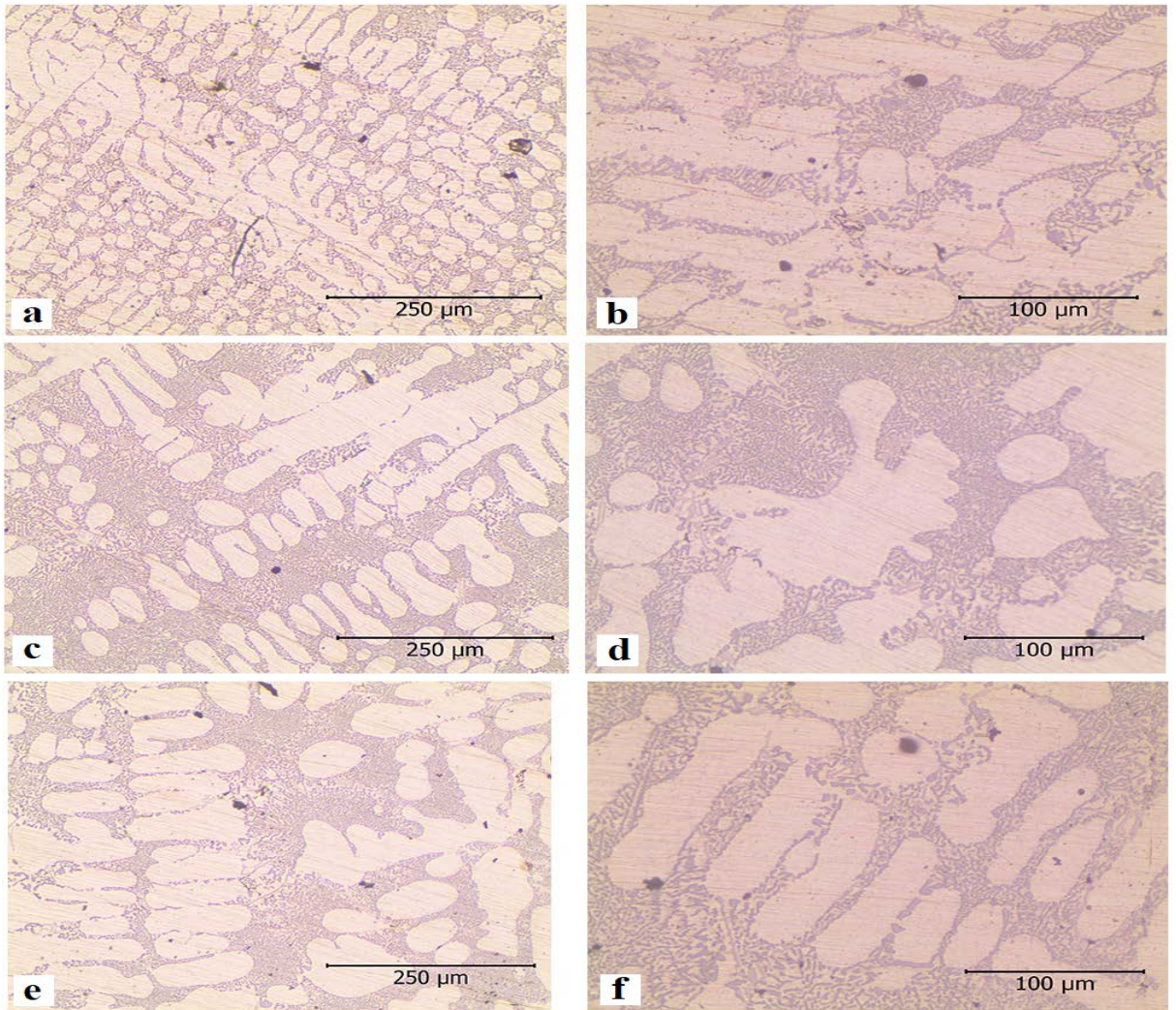
Kum kalıba dökülen referans numunenin sırasıyla ince, orta, kalın basamaklarının mikroyapı görüntüleri Şekil 4.19'da verilmektedir. Referans numunenin SDAS değerleri ise ince, orta ve kalın basamaklar için sırasıyla 19,20 μm , 28,40 μm ve 32,93 μm olarak belirlenmiştir.



Şekil 4.19: Kum kalıba dökülen referans numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

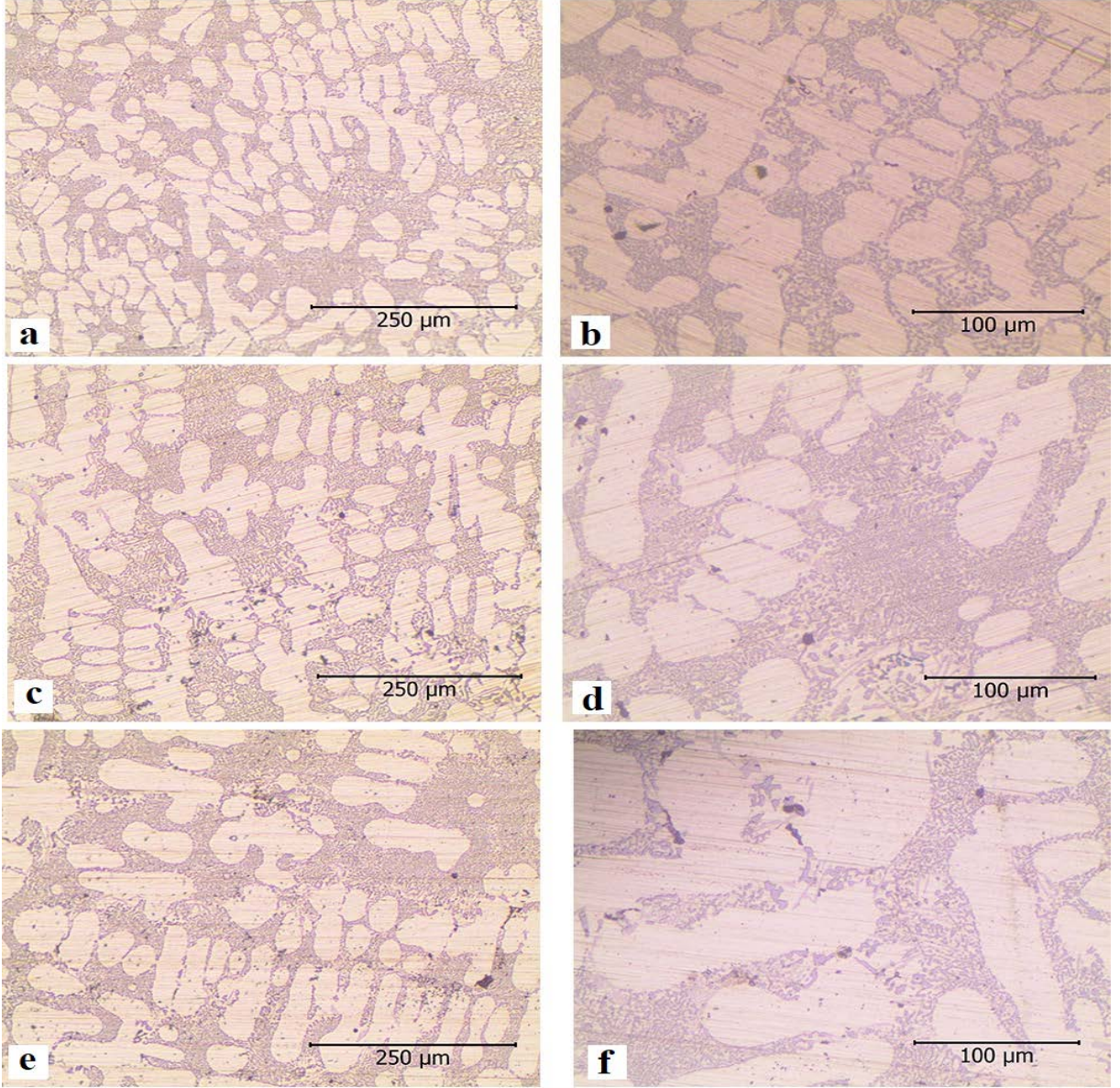
Kum ve kokil kalıba döküm sonrası elde edilen numunelerdeki SDAS ölçümleri incelendiğinde soğuma hızına bağlı olarak kokil kalıba yapılan dökümler sonucu elde edilen numunelerde daha ince taneli yapılara ulaşılmıştır.

Şekil 4.20’de 1 saat bekleme sonrası kum kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri sergilenmektedir. Bu mikroyapı görüntülerinden SDAS ölçümleri yapılarak ince, orta ve kalın basamaklar için SDAS değerleri sırasıyla 18,79 μm , 22,87 μm ve 27,80 μm olarak tespit edilmiştir.



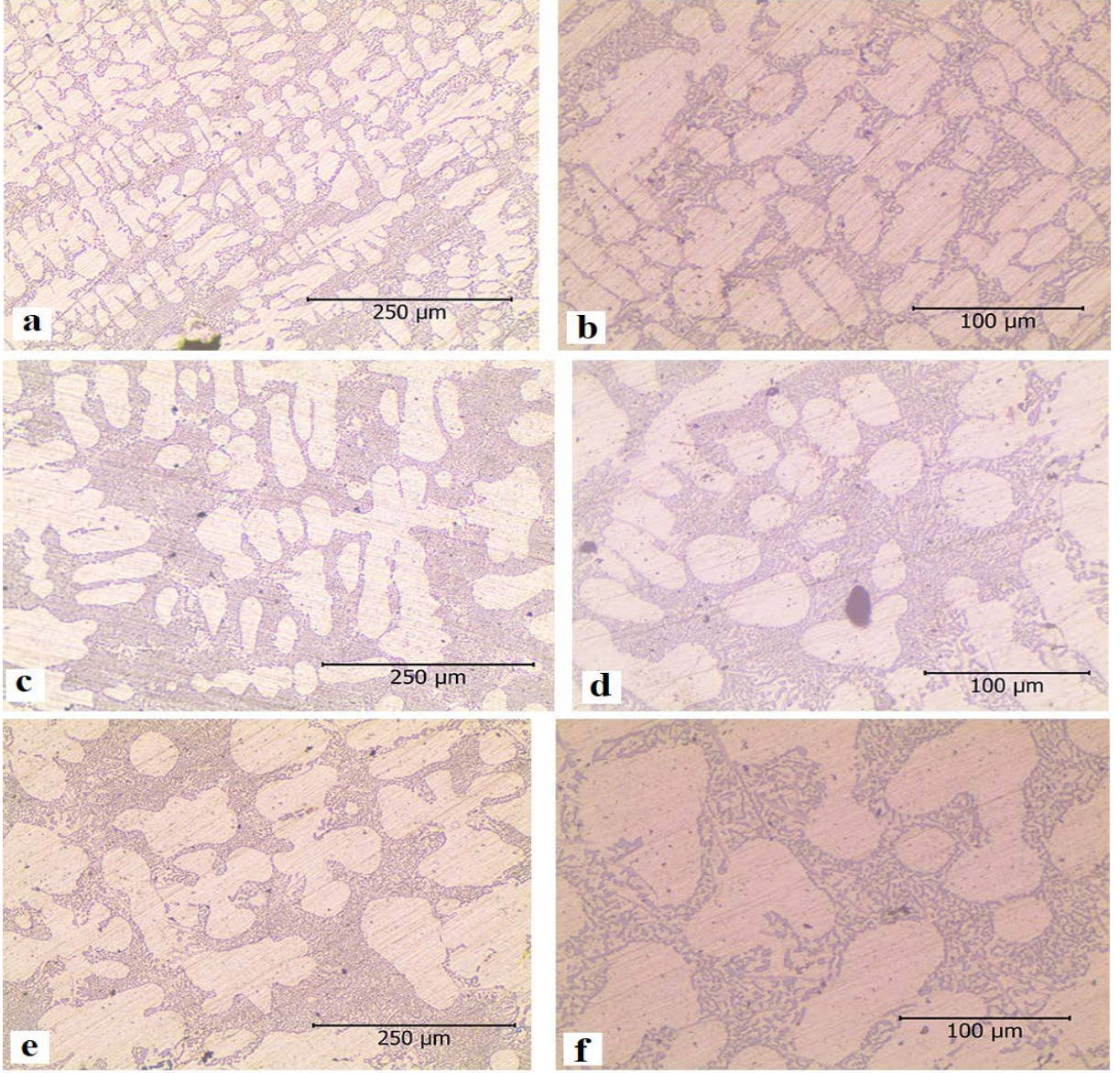
Şekil 4.20: 1 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.21’de 2 saat bekleme sonrası kum kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri verilmektedir. İlgili mikroyapı görüntülerinden SDAS değerleri ince, orta ve kalın basamaklar için sırasıyla 16,61 μm , 22,12 μm ve 25,80 μm olarak belirlenmiştir.



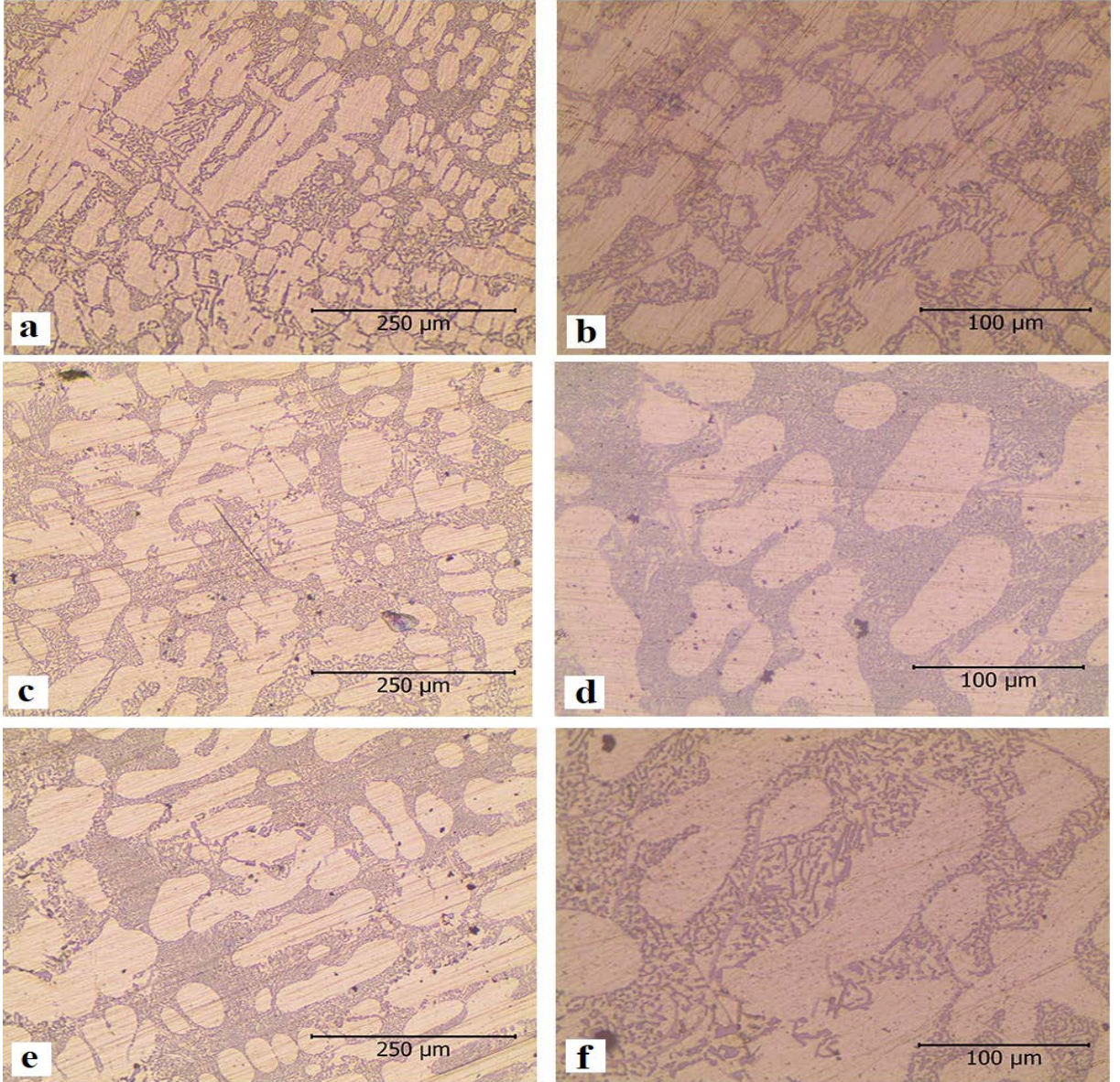
Şekil 4.21: 2 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.22’de 3 saat bekleme sonrası kum kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri gösterilmektedir. SDAS ölçümleri yapılarak ince, orta ve kalın basamaklar için SDAS değerleri sırasıyla 18,02 μm , 22,63 μm ve 30,62 μm olarak tespit edilmiştir.



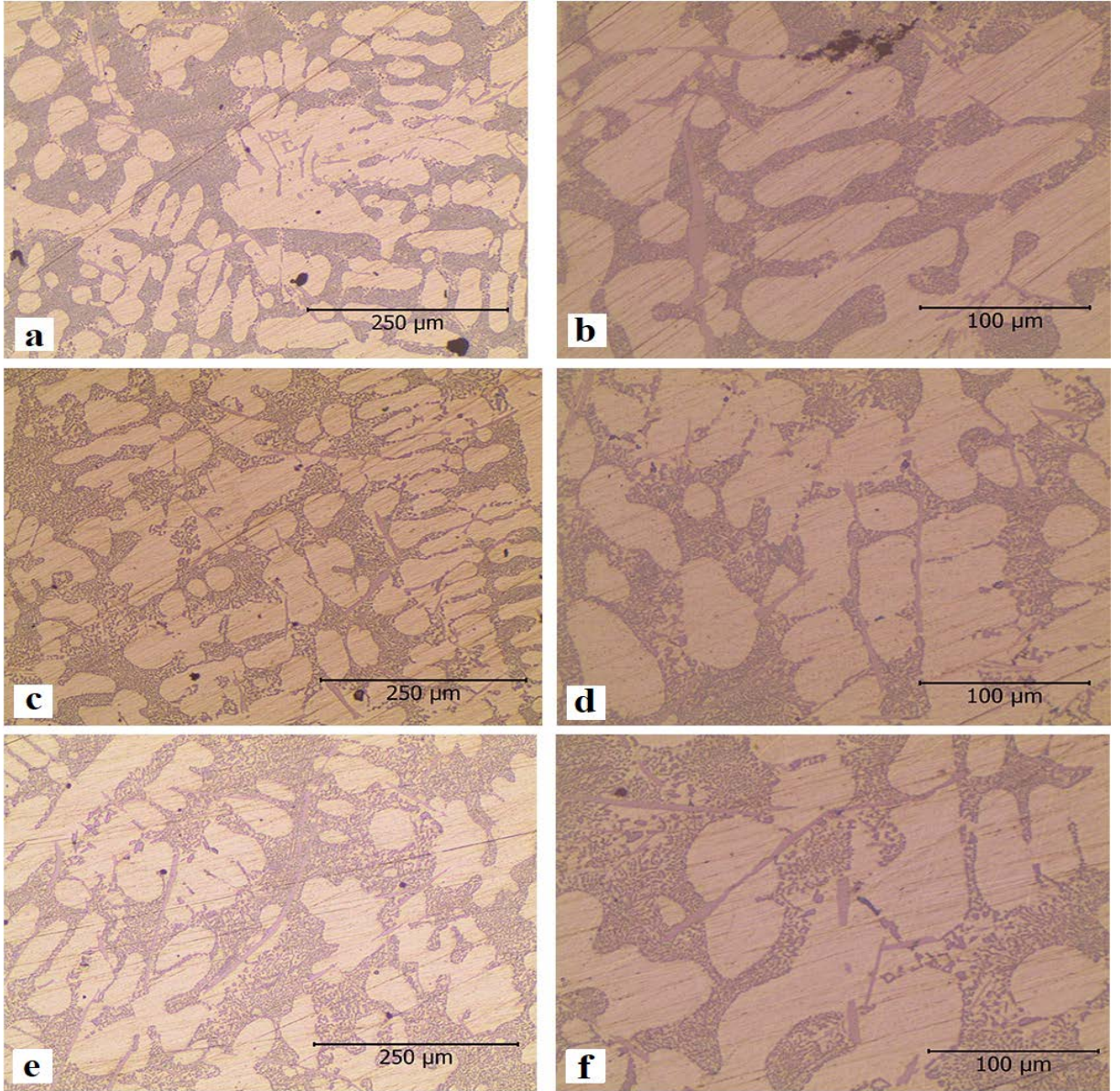
Şekil 4.22: 3 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.23’de 4 saat bekleme sonrası kum kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri sergilenmektedir. İlgili mikroyapı görüntülerinden SDAS değerleri ince, orta ve kalın basamaklar için sırasıyla 19,02 μm , 24,76 μm ve 29,08 μm olarak belirlenmiştir.



Şekil 4.23: 4 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.24'de 5 saat bekleme sonrası kum kalıba dökülen numunenin sırasıyla ince, orta ve kalın basamak mikroyapı görüntüleri verilmektedir. SDAS değerleri ise ince, orta ve kalın basamaklar için sırasıyla 21,31 μm , 24,16 μm ve 29,56 μm olarak μm olarak tespit edilmiştir.

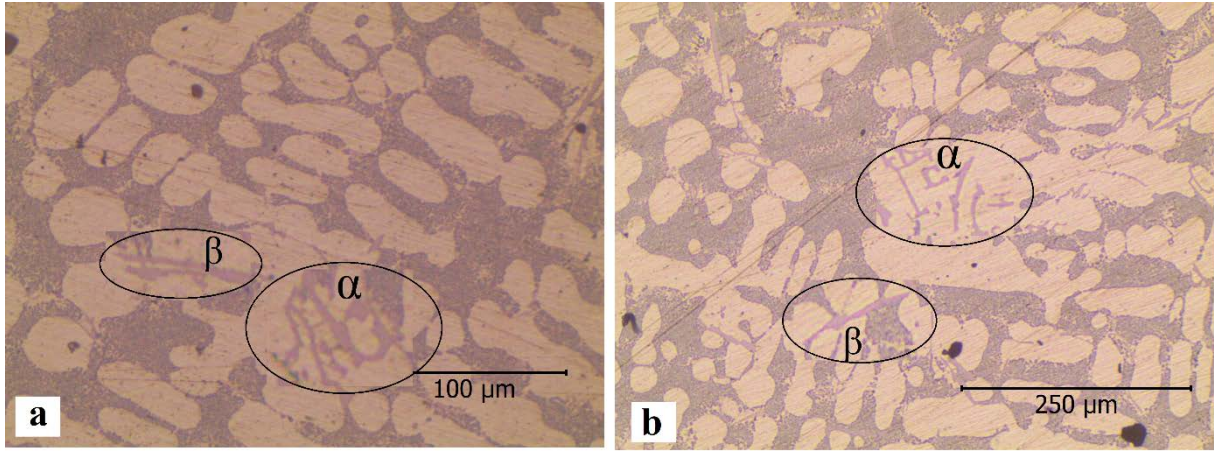


Şekil 4.24: 5 saat bekleme sonrasında kum kalıba dökülen numunenin ince basamak a) x10 büyütme, b) x20 büyütme; orta basamak c) x10 büyütme, d) x20 büyütme; kalın basamak e) x10 büyütme, f) x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüleri.

Kum kalıba dökülerek elde edilen tüm numunelere ait mikroyapı görüntüleri birlikte değerlendirildiğinde 1, 2 ve 3 saatlik bekleme sonrası yapılan dökümlerdeki yapılar birbirine benzemektedir. Tane sınırlarında Fe içeren fazlara çok az rastlanmaktadır. 4 saat bekleme

sonrası yapılan dökümde elde edilen numunenin mikroyapısına bakıldığında Fe içeren fazlar daha belirgin olsa da yine az miktarda gözlemlenmiştir. 5 saatlik bekleme sonrası elde edilen numunede ise yapıda çok net β -fazları ve az miktarda da olsa α -fazları gözlemlenmektedir. Spektral analiz sonuçlarına bakıldığında ise 1, 2, 3 ve 4. saatlerdeki Fe içeriği birbirine yakın ancak 5. saatteki Fe içeriği yaklaşık iki kat daha fazladır. Dolayısıyla ile spektral analiz bulguları da bu mikroyapı gözlemlerini teyit etmektedir.

Şekil 4.25'de 5 saat bekleme sonrası kum ve kokil kalıplara dökülerek elde edilen numunelerdeki α ve β fazları gösterilmiştir.



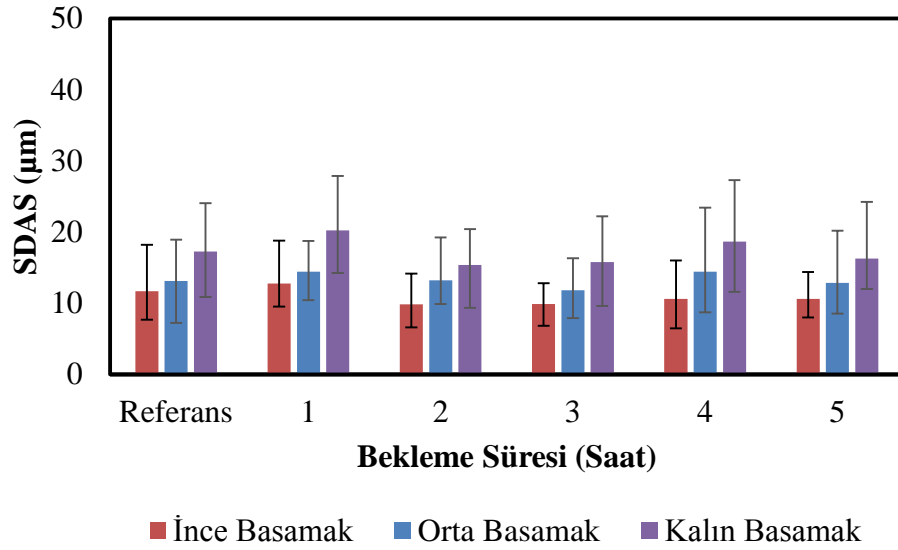
Şekil 4.25: 5 saat bekleme sonrası a) kokil kalıba dökülen numunenin kalın basamaktaki x20 büyütmedeki mikroyapı görüntüsü, b) kum kalıba dökülen numunenin ince basamaktaki x10 büyütmedeki mikroyapı görüntüsü.

Tablo 4.4'de SDAS ölçüm sonuçları özet halinde rapor edilmiştir.

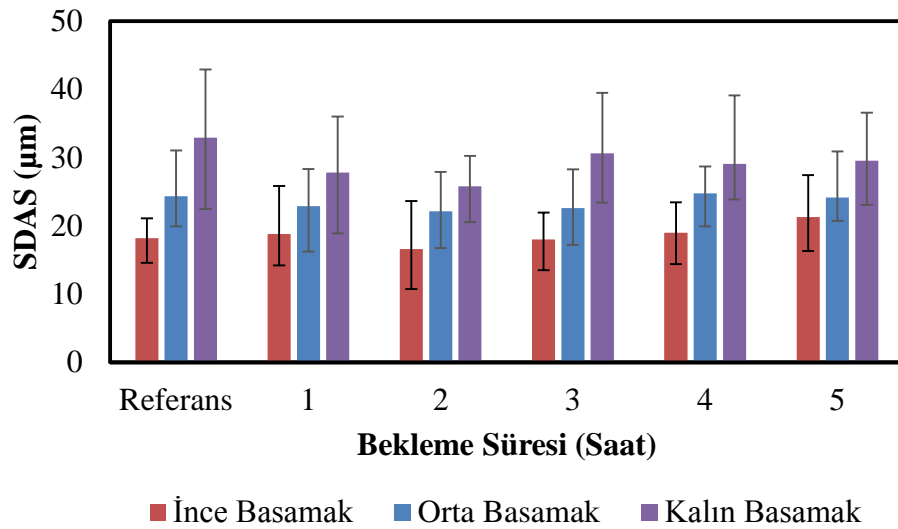
Tablo 4.4 : Tüm bekleme süreleri için farklı kalınlıklardaki numunelerin SDAS ölçüm sonuçları.

| | Kokil-İnce | Kokil-Orta | Kokil-Kalın | Kum-İnce | Kum-Orta | Kum-Kalın |
|-----------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
| Referans | 11,70 μm | 13,13 μm | 17,26 μm | 19,20 μm | 28,40 μm | 32,93 μm |
| 1 Saat | 12,77 μm | 14,45 μm | 20,25 μm | 18,79 μm | 22,87 μm | 27,80 μm |
| 2 Saat | 9,86 μm | 13,23 μm | 15,40 μm | 16,61 μm | 22,12 μm | 25,80 μm |
| 3 Saat | 9,88 μm | 11,83 μm | 15,77 μm | 18,02 μm | 22,63 μm | 30,62 μm |
| 4 Saat | 10,62 μm | 14,44 μm | 18,65 μm | 19,02 μm | 24,76 μm | 29,08 μm |
| 5 Saat | 10,61 μm | 12,88 μm | 16,29 μm | 21,31 μm | 24,16 μm | 29,56 μm |

Şekil 4.26 ve Şekil 4.27’de kokil ve kum kalıplar için farklı döküm basamaklarındaki SDAS değerlerinin bekleme süresine bağlı değişimi standart sapmalarıyla beraber bar grafiği olarak verilmektedir. İlgili grafiklerden ince basamaklarda en düşük SDAS değerleri, daha kalın basamaklarda daha yüksek SDAS değerlerinin ölçülmüş olduğu net bir şekilde göze çarpmaktadır.

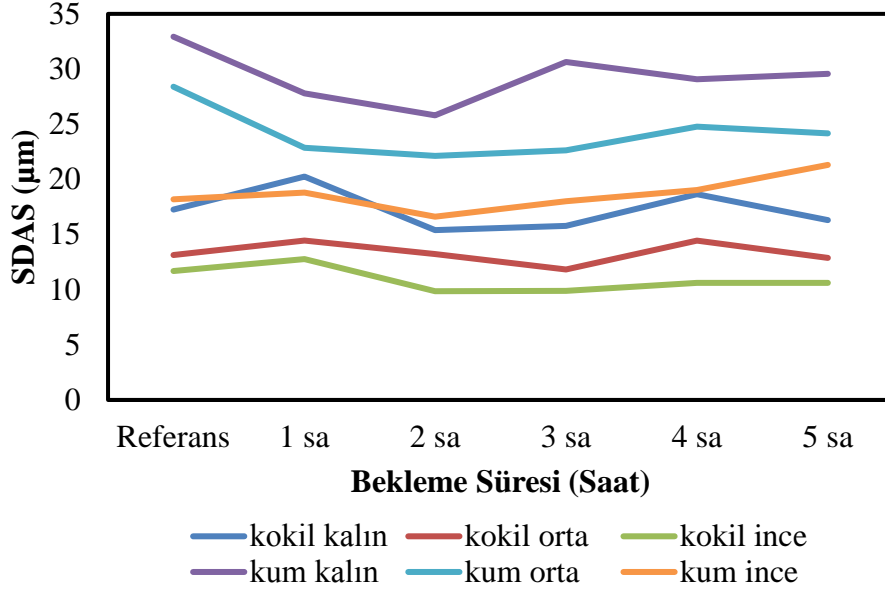


Şekil 4.26: Kokil kalıp için bekleme süresinin ve döküm kalınlıklarının SDAS değerlerine etkisi.



Şekil 4.27: Kum kalıp için bekleme süresinin ve döküm kalınlıklarının SDAS değerlerine etkisi.

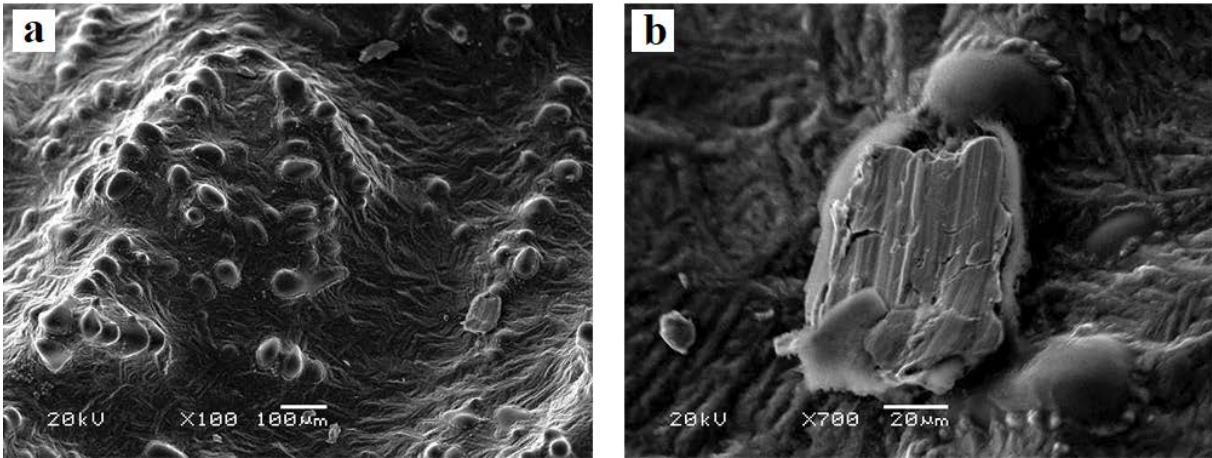
Şekil 4.28’de kum ve kokil kalıplar için farklı döküm basamaklarındaki SDAS değerlerinin bekleme süresine bağlı değişimlerinin karşılaştırmalı grafiği görülmektedir.



Şekil 4.28: Kum ve kokil kalıplar için farklı döküm basamaklarındaki SDAS değerlerinin bekleme süresine bağlı değişimlerinin karşılaştırmalı grafiği.

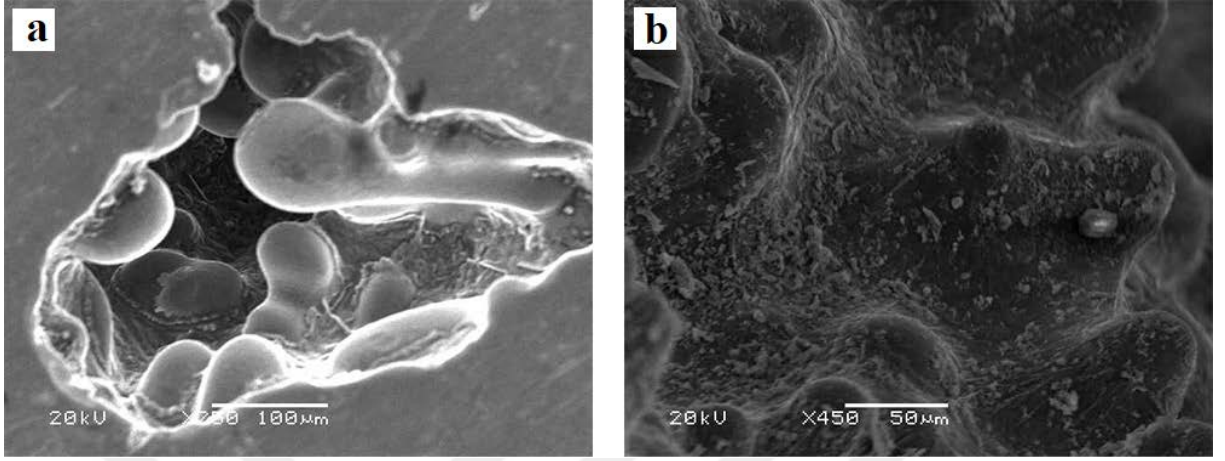
4.5. SEM VE EDS ANALİZ BULGULARI

Şekil 4.29’da 1 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitelerindeki SEM görüntüleri verilmektedir.



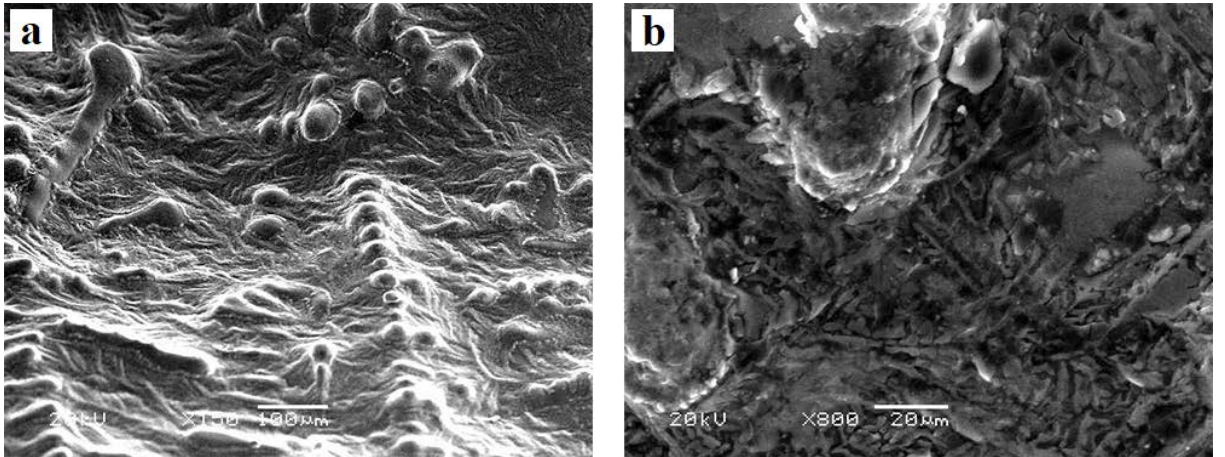
Şekil 4.29: 1 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x100 büyütme b) x700 büyütme.

Şekil 4.30'da 2 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitelerindeki SEM görüntüleri sergilenmektedir.



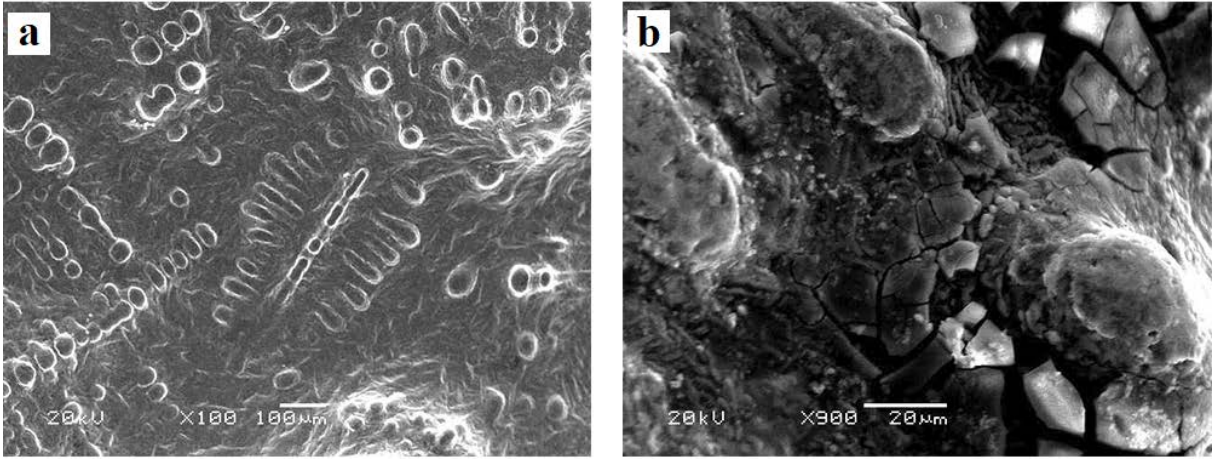
Şekil 4.30: 2 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x250 büyütme b) x450 büyütme.

Şekil 4.31'de 3 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitelerindeki SEM görüntüleri görülmektedir.



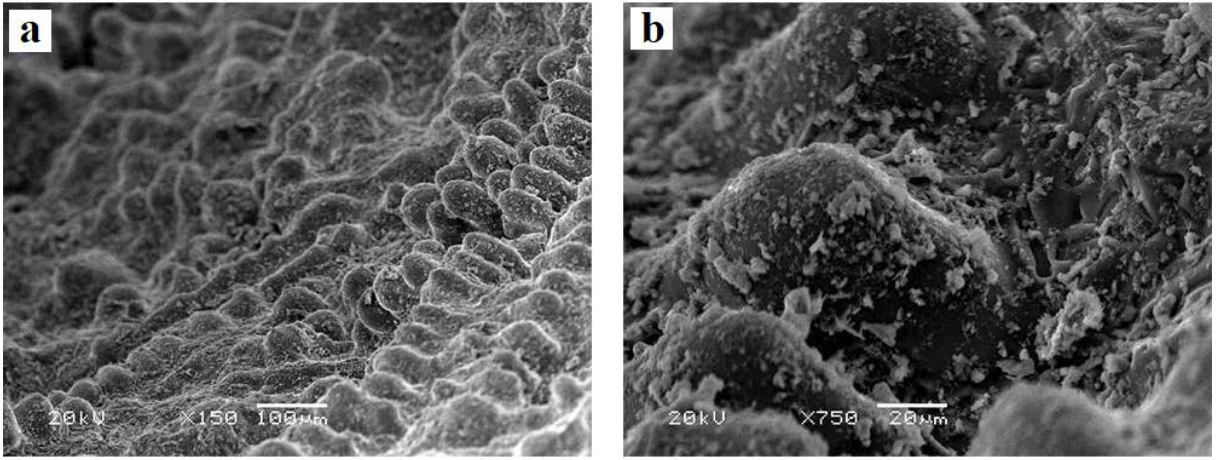
Şekil 4.31: 3 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x150 büyütme b) x800 büyütme.

Şekil 4.32'de 4 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitelerindeki SEM görüntüleri verilmektedir.



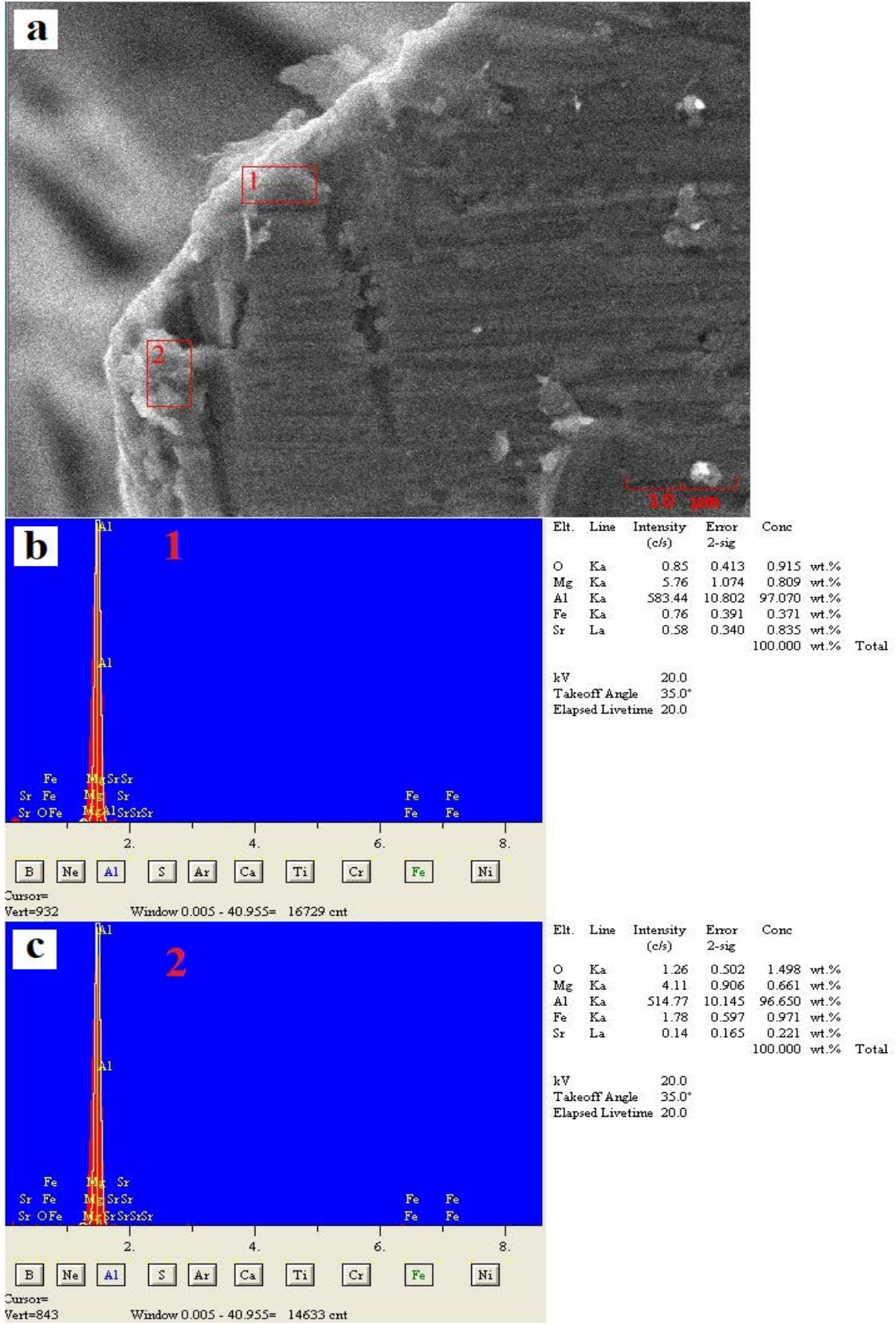
Şekil 4.32: 4 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x100 büyütme b) x900 büyütme.

Şekil 4.33’de 5 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitelerindeki SEM görüntüleri sergilenmektedir.

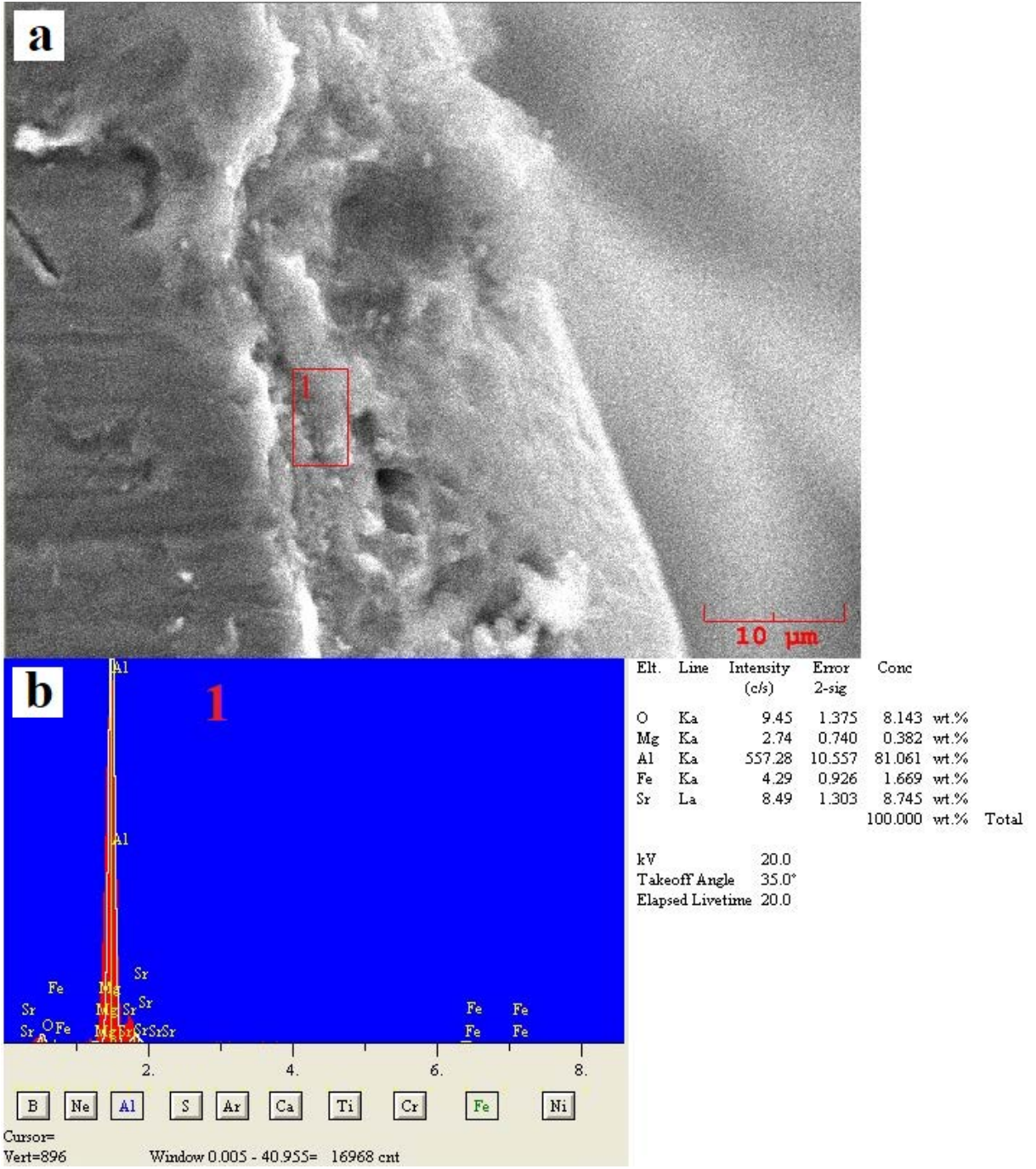


Şekil 4.33: 5 saat bekleme süreli RPT numunesinin porozitesinden alınmış SEM görüntüleri a) x150 büyütme b) x750 büyütme.

Tüm SEM görüntüleri incelendiğinde dendrit kolları ve parçalanmış Al_2O_3 tabakası net bir şekilde gözükürken Fe fazlarına ise rastlanmamıştır. Ancak, literatürde Fe fazlarının bifilm oluşumuna etki ettiği bilinmektedir. Bu yüzden kesilen porozite kenarlarında yüksek Fe içeriği olması beklenmektedir. Bu nedenle 5 saat bekleme süreli RPT numunesinde EDS analizi gerçekleştirilmiş olup sonuçları ise Şekil 4.34 ve Şekil 35’de verilmektedir.



Şekil 4.34: 5 saat bekleme süreli RPT numunesinin a) x1800 büyütmedeki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı bölgenin EDS analiz sonucu ve c) 2 numaralı bölgenin EDS analiz sonucu.



Şekil 4.35: 5 saat bekleme süreli RPT numunesinin a) x2000 büyütmedeki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı bölgenin EDS analiz sonucu.

5. TARTIŞMA VE SONUÇ

Şekil 4.1, 4.2, 4.3, 4.4 ve 4.5’de sırasıyla 1, 2, 3, 4 ve 5 saat bekleme süreli RPT numunelerinin bifilm görüntüleri verilmiştir. Tablo 4.1’de bekleme süresine bağlı numunelerde oluşan bifilm indeksleri verilmiştir. Tablo 4.1 incelendiğinde bütün bekleme sürelerinin sonrasında referans numuneyle kıyasla bifilm indekslerinde artış gerçekleşmiştir. Tablo 4.2’de spektral analiz sonuçlarında görüldüğü üzere her bekleme süresinin sonunda alaşım içindeki % Fe içeriği literatür [2,5,33] çalışmalarından da beklendiği üzere artmıştır. Fe içeriğinin bifilm yapıya etki ederek onları genişlemesine neden olduğu düşünülmektedir. Spektral analiz sonuçları ile bifilm analiz sonuçları kıyaslandığında bifilm indeksin en fazla 5. saatte olması beklenirken 1. saatte en fazla bifilm indeks gözlemlenmiştir. 2, 4 ve 5 saat bekleme sürelerinde normal olarak gözlenen bifilm indeks artışı 1 ve 3 saat bekleme sürelerinde paralellik göstermemiştir. Buna neden olarak döküm sırasında sabit açılı ve hızlarda döküm yapılamamış olması gösterilebilir. Şekil 4.9’da verilen % Fe içeriği ve bifilm indeks grafiği göstermektedir ki % Fe içeriği artan bekleme süresiyle artmış ancak bifilm indeks buna paralel değildir. Ancak, Tablo 4.1 göstermiştir ki referans numunenin 0,8 mm olan ortalama bifilm uzunluğu 2,7 mm değerinin üzerine çıkmış ve her bekleme süresi için bu değerlerde kalmıştır. Şekil 4.9 ve Şekil 4.10’da da görüldüğü üzere her ne kadar % Fe içeriğindeki gibi doğrusal bir artış gözlenirse de hem bifilm indeks hem de ortalama bifilm uzunluğu yapıya daha fazla Fe girmesiyle çok büyük oranlarda artmıştır. Tek değişken olan % Fe içeriği artışının yapıdaki bifilm oluşumu üzerindeki etkileri ise buna neden olarak gösterilebilir.

Tablo 4.3’de tüm bekleme süreleri için kum ve kokil kalıba döküm sonrası elde edilen farklı kalınlıklardaki (ince, orta ve kalın basamaktaki) numunelerin sertlik sonuçları verilmiştir. Tüm bekleme süreleri sonrasında kokil kalıba yapılan dökümlerde beklenildiği üzere hızlı soğuma nedeniyle ince basamaklarda oluşan ince taneler sertlik değerlerini yükseltirken daha kalın basamaklarda sertlikler daha kaba taneler sebebiyle daha düşük bulunmuştur. Artan % Fe içeriğinin de sertlik değerlerini arttırdığı bilinmektedir [2,3,27,31,32]. Ancak, Şekil 4.11’de verilen kokil kalıp için bekleme süresi-sertlik grafiğinde görüldüğü üzere her basamağın en yüksek değeri 5 saat bekleme süresi sonunda bulunsa da diğer saatlerde sertlik değerlerinde iniş ve çıkışlar gözlemlenmiştir. Tüm numuneler arasında en yüksek sertlik değerine beklenildiği gibi 5 saat bekleme süresi sonunda kokil kalıp ince basamakta ulaşılmıştır. Şekil 4.12’de verilen kum kalıp için bekleme süresi-sertlik grafiğine bakıldığında zaman da en yüksek sertlik değerlerine

5 saat bekleme süresi sonunda ulaşılmış olup diğer bekleme sürelerindeki sertlik değerlerinde farklı değerler saptanmıştır. Kokil kalıpta yapılan dökümlerde sertlik değerlerinin % Fe içeriğiyle orantılı olarak artmamasına nedeni olarak, sertlik arttıran Fe intermetaliklerinin yapıda homojen olarak bulunmaması nedeniyle bu fazlara sertlik alınan noktalarda rastlanmamış olması ve yapıdaki mikroporozitelerin alınan sertlik değerlerini etkilemiş olması söylenebilir. Kum kalıpta yapılan dökümlerde ise % Fe içeriğiyle orantılı olarak sertlik değerlerinin artmamasının nedeni olarak yukarıda bahsi geçen nedenlere yavaş soğuma da ilave edilebilir. Ayrıca, kum kalıplardaki döküm ürünlerinde kokil kalıplardakilere oranla daha fazla mikroporozite bulunması düşük sertlik değerlerine neden olmuş olabilir. Kum kalıba yapılan dökümlerde sertlik için metalografide hazırlanan numune yüzeylerinde gözle görülür porozitelerin olması da bu durumu doğrular niteliktedir. Ancak, tüm bunların yanında sertlik değerlerinin çok farklılık göstermesi sebebiyle kesin olarak bir şey söylemek mümkün değildir.

Şekil 4.14, 4.15, 4.16, 4.17 ve 4.18’de sırasıyla 1, 2, 3, 4 ve 5 saat bekleme süreleri sonrasında kokil kalıba dökülen numunelerin mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Mikroyapılarda soğuma hızına bağlı olarak ince basamaklarda (hızlı soğuma şartında) daha ince taneler, kalın basamaklarda (yavaş soğuma şartında) daha kaba taneler gözlemlenmiştir. İlgili mikroyapı görüntüleri ve Tablo 4.4’de verilen SDAS ölçüm sonuçları, her şartın kendi içindeki basamaklarında sertlik değerlerini doğrular niteliktedir. 1, 2 ve 3 saat bekleme süreleri sonunda yapılan dökümlerden elde edilen ürünlerin mikroyapı görüntüleri genel olarak yapıların birbirine benzediğini göstermiştir. Bu bekleme süreli numunelerde çok az da olsa β intermetalikleri gözlemlenmiştir. 4 saat bekleme süresi sonunda yapılan dökümün mikroyapı görüntülerinde β intermetaliklerinin biraz daha arttığı saptanmıştır. 5 saat bekleme süresi sonunda yapılan dökümün mikroyapı görüntülerinde ise hem α hem β intermetalikleri birlikte görülmüştür. β intermetalikleri ise genel olarak ince iğnesel şekillerde gözlemlenmiştir. Spektral analiz sonuçları göstermiştir ki 1, 2, 3 ve 4. saatlerde % Fe içerikleri birbirine yakın iken 5. saatte % Fe içeriği diğer saatlerdekinin yaklaşık iki katından daha fazladır. Şekil 4.7’den görüleceği üzere Fe içeriği referans numunede % 0,391 iken, 1 saat bekleme süreli numunede % 0,41’e 5 saat bekleme süreli numunede ise % 0.8125’e yükselmiştir. Dolayısıyla 5 saat süreli numunede daha fazla Fe intermetalizi görülmesinin sebebi artan Fe içeriği olarak açıklanabilir.

Şekil 4.20, 4.21, 4.22, 4.23 ve 4.24’de sırasıyla 1, 2, 3, 4 ve 5 saat bekleme süreleri sonrasında kum kalıba dökülen numunelerin mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Kum kalıba dökümlerde de

1, 2 ve 3 saat bekleme süreli döküm numunelerin mikroyapı görüntüleri birbirine benzemektedir ve Fe intermetalığı olarak çok az da olsa β fazları görülmüştür. Artan Fe içeriğine bağlı olarak 4 saatlik bekleme sonrası yapılan dökümde ise β fazlarına daha çok rastlanmıştır. 5 saatlik bekleme sonrası yapılan döküm numunesinin mikroyapısında ise hem α hem β fazları tespit edilmiştir.

Tüm mikroyapı görüntülerinin incelenmesi sonucunda kum kalıba yapılan dökümlerde oluşan β fazlarının kokil kalıplarda oluşan β fazlarından daha kalın yapıda olduğu anlaşılmıştır. Bu durum, yüksek soğuma hızı nedeniyle kokil kalıba yapılan dökümlerde β fazlarının kum kalıba yapılan dökümlerdeki kadar büyümemesi şeklinde açıklanabilir.

Spektral analiz sonuçları kullanılarak bekleme süresinin döküm ürünlerindeki Fe içeriğine etkisi % artış olarak da hesaplanmış ve sonuçlar Şekil 4.8’de grafik olarak verilmiştir. Numunelerdeki Fe içeriğinde 1, 2, 3, 4 ve 5 saatlik bekleme sonrasında sırasıyla % 4,8, % 9,9, % 18,1, % 30,6 ve % 107,8’lik artış tespit edilmiştir. Bu sonuçlardan demir içeriğindeki kayda değer artış %’sinin 4. ve 5. saatler arasında gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Yapılan analizler kesin bir sonuç vermese de sıvı alüminyumun demir ile 4-5 saat temas etmesi kritik bir değer olabilir ve daha detaylı olarak araştırılabilecek bir konudur.

Şekil 4.25’de 5 saat bekleme sonrası kokil ve kum kalıplara yapılan dökümlerdeki mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.25a’da kokil kalıba döküm kalın basamakta “Chinese Script” olarak adlandırılan α fazı görülürken Şekil 4.25b’de kum kalıba döküm ince basamakta bu faz gözlemlenmiştir. Bu veri ile kum kalıp ince basamak ile kokil kalıp kalın basamak arasındaki soğuma hızı kıyaslamak için yetersiz olsa da kokil kalıba yapılan dökümlerde kalın kesitlerde β fazlarını α fazına dönüştürmenin daha kolay olabileceği söylenebilir.

Literatürde [33,38,42] Fe içeriğinin oluşturduğu β fazının bifilmelerin ıslak yüzeyinde sıvı alüminyumu engelleyerek bifilmelerin büyümesine neden olduğu düşünülmektedir. Şekil 4.29-4.33’de tüm bekleme süreleri için RPT numunelerinin bifilmelerindeki SEM görüntüleri verilmiştir. Bu görüntülerde katılma sırasında oluşan bifilmelerin kuru yüzeylerinde Fe intermetaliklerinin varlığı araştırılmıştır. Ayrıca, 5 saat süreli RPT numunelerinin bifilm iç yüzeylerinde EDS analizi ile Fe içeriği araştırılmıştır. Şekil 4.34 ve Şekil 4.35’de görülen EDS sonuçlarına göre bifilm iç yüzeylerinde normalden daha fazla Fe içeriği bulunmuştur. Yüksek Fe içeriği bulunması bifilm iç yüzeylerindeki olası Fe intermetalikleri şeklinde açıklanabilir.

KAYNAKLAR

- [1] Çetin, A., 2017, Dökümcünün El Kitabı Serisi - 04 Alüminyum Döküm Alaşımları, 13-15.
- [2] Taylor, J., 2012, Iron-Containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys, *Procedia Materials Science*, 1, 19-33.
- [3] Khalifa, W., Samuel, F.H., and Gruzleski, J.E., 2003, Iron intermetallic phases in the Al corner of the Al-Si-Fe system, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A, 807-825.
- [4] I, Miki, Kosuge, H., and Nagahama, K., 1975, Supersaturation and decomposition of Al-Fe alloys during solidification, *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 25, 1-9.
- [5] Mondolfo, L.F., 1976, Aluminium Alloys: Structure and Properties, Butterworth, London, 534.
- [6] Backerud, L., Chai, G. and Tamminen, J., 1990, Solidification characteristics of aluminium alloys, *Foundry Alloys*, 2, 71-84.
- [7] Starke, E. and Staley, J.T., 1996, Application of modern aluminum alloys to aircraft, *Progress in Aerospace Sciences*, 32, 131-171.
- [8] Dash, M. and Makhlof, M., 2001, Effect of key alloying elements on the feeding characteristics of aluminum-silicon casting alloys, *Journal of Light Metals*, 1, 251-265.
- [9] Young, R.M., 1981, An Al-Fe intermetallic phase formed during controlled solidification, *Scripta Metallurgica*, 15, 1211-1216.
- [10] Lu, S.Z. and Hellawell, A., 1987, The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 18A, 1721-1733.
- [11] Davis, J.R., 2001, *Light Metals and Alloys, Alloying: Understanding the Basics*, ASM International, ISBN: 978-0-87170-744-4, 351-367.
- [12] Hamasaiid, A. and Davidson, C.J., 2007, Effect of Mold Coating Materials and Thickness on Heat Transfer in Permanent Mold Casting of Aluminum Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38, 1303-1316.

- [13] Aran, A., 2007, *Döküm Teknolojisi: İmal Usülleri Ders Notları*, İstanbul.
- [14] Kaufman, J.G. and Rooy, E.L., 2004, *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes and Applications*, USA, ISBN: 0-87170-803-5, 21-37.
- [15] Bonollo, F., Urban, J., Bonatto, B. and Botter, M., 2005, Gravity and low pressure die casting of aluminium alloys: A technical and economical benchmark, *La Metallurgia Italiana*, 5, 23-32.
- [16] Vinarcik, E.J., 2003, *High Integrity Die Casting Processes*, 1st ed., John Wiley & Sons, New Jersey, USA, ISBN: 0-471-20131-6, 3-25.
- [17] Davis, J.R., 1993, *Solidification Structures of Aluminum-Silicon Alloy Castings*, Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International, 532.
- [18] Stadler, F., Antrekowitsch, H., Fragner, W., Kaufmann, H., Pinateş, E.R. and Uggowitzer, P.J., 2013, The effect of main alloying elements on the physical properties of Al-Si foundry alloys, *Materials Science and Engineering A*, 560, 481-491.
- [19] Olofsson, J., Svensson, I.L. Lave, P. and Debruyne, D., 2014, Characterisation and investigation of local variations in mechanical behaviour in cast aluminium using gradient solidification, Digital Image Correlation and finite element simulation, *Materials & Design*, 56, 755-762.
- [20] Zamani, M., 2015, *Al-Si Cast Alloys - Microstructure and Mechanical Properties at Ambient and Elevated Temperature*, Thesis (M.Sc.), Department of Materials and Manufacturing, School of Engineering, Jönköping University.
- [21] Asghar, Z., Requena, G. and Kubel, F., 2010, The role of Ni and Fe aluminides on the elevated temperature strength of an AlSi12 alloy, *Materials Science and Engineering A*, 527 (21-22), 5691-5698.
- [22] Stadler, F., Antrekowitsch, H., Fragner, W., Kaufmann, H. and Uggowitzer, P., 2012, Effect of main alloying elements on strength of Al-Si foundry alloys at elevated temperatures, *International Journal of Cast Metals Research*, 25, 215-224.

- [23] Sahoo, M. and Smith, R.W., 1975, Mechanical Properties of Unidirectionally Solidified Al-Si Eutectic Alloys, *Metal Science*, 9 (1), 217-222.
- [24] Liu, Z.Y., Xu, Q.Y. and Liu, B.C., 2007, Dendrite growth modelling of cast magnesium alloys, *International Journal of Cast Metals Research*, 20, 109-112.
- [25] Prach, O., Hornik, J. and Mykalenkov, K., 2015, Effect of the addition of Li on the Structure and Mechanical Properties of Hypoeutectic Al-Mg₂Si Alloys, *Acta Polytechnica*, 55, 253-259.
- [26] Çetin, A., 2017, *Dökümcünün El Kitabı Serisi - 04 Alüminyum Döküm Alaşımları*, 43-68.
- [27] Shabestari, S.G. and Gruzleski, J.E., 1994, The effect of solidification condition and chemistry on the formation and morphology of complex intermetallic compounds in aluminium-silicon alloys, *Cast Metals*, 6 (4), 217-224.
- [28] Zhang, L., Jianwei, G., Lucas, D. and Robertson, D.G., 2012, Removal of iron from aluminum: A review, *Mineral Processing & Extractive Metallurgy Review*, 33, 99-157.
- [29] Mondolfo, L.F., 1976, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Butterworths & Co, London, ISBN: 0-408-70932-4, 282-285.
- [30] Goulart, P.R., Lazarine, V.B., Leal, C.V., Spinelli, J.E., Cheung, N. and Garcia, A., 2009, Investigation of intermetallics in hypoeutectic Al-Fe alloys by dissolution of the Al matrix, *Intermetallics*, 17, 753-761.
- [31] 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*, 36, 819-835.
- [32] Dinnis, C.M., Taylor, J.A., and Dahle, A.K., 2005, As-cast morphology of iron intermetallics in Al-Si foundry alloys, *Scripta Materialia*, 53, 955-958.
- [33] Cao, X. and Campbell, J., 2006, Morphology of beta-Al₅FeSi phase in Al-Si cast alloys, *Materials Transactions*, 47 (5), 1303-1312.

- [34] Taylor, J., 2012, Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys, *Procedia Materials Science*, 1, 19-33.
- [35] 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. I. Initial experimental observations, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A, 1643-1662.
- [36] Narayanan, L.A., Samuel, F. H. and Gruzleski, J.E., 1994, Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 aluminum-alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25A, 1761-1773.
- [37] Flores, A., Sukiennik, M., Castillejos, A.H., Acosta, F.A. and Escobedo, J.C., 1998, A kinetic study on the nucleation and growth of the $Al_8FeMnSi_2$ intermetallic compound for aluminum scrap purification, *Intermetallics*, 6, 217-227.
- [38] Shabestari, S.G. and Shahri, F., 2004, Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy, *Journal of Materials Science*, 39, 2023-2032
- [39] Tiryakioğlu, M. and Campbell, J., 2007, Guidelines for designing metal casting research: Application to aluminium alloy castings, *International Journal of Cast Metals Research*, 20, 25-29.
- [40] Uludağ, M. and Gemi, L., 2016, A356 Alaşımında Sıvı Bekletme Zamanının Porozite Oluşumu Üzerine Etkisi, *4th International Symposium on Innovative Technologies in Engineering and Science*, 3-5 November 2016, Alanya/Antalya, 1771-1778.
- [41] Dışpınar, D. and Campbell, J., 2006, Use of bifilm index as an assessment of liquid metal quality, *International Journal of Cast Metals Research*, 19 (1), 5-17.
- [42] Campbell, J., 2003, *Castings*, 2nd Ed., Butterworth-Heinemann, United Kingdom, ISBN: 0-7506-4790-6.
- [43] Dışpınar, D. and Campbell, J., 2011 Reduced Pressure Test (RPT) for Bifilm Assessment, *Shape Casting: 5th International Symposium*, 243-251.

ÖZGEÇMİŞ

| Kişisel Bilgiler | |
|------------------|--|
| Adı Soyadı | İlkay YAVAŞ |
| Doğum Yeri | ÇAN |
| Doğum Tarihi | 01.03.1992 |
| Uyruğu | <input checked="" type="checkbox"/> T.C. <input type="checkbox"/> Diğer: |
| Telefon | 0542 739 45 39 |
| E-Posta Adresi | ilkayyavas@outlook.com |
| Web Adresi | |



| Eğitim Bilgileri | |
|------------------|-----------------------------------|
| Lisans | |
| Üniversite | Yıldız Teknik Üniversitesi |
| Fakülte | Kimya-Metalurji Fakültesi |
| Bölümü | Metalurji ve Malzeme Mühendisliği |
| Mezuniyet Yılı | 03.02.2016 |

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

| Makale ve Bildiriler | |
|----------------------|--|
| | |