



**AlSi9Cu3 ALAŞIMININ KOROZYON
DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

**2024
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

Emre YILDIRIM

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI**

**AlSi9Cu3 ALAŞIMININ KOROZYON DAVRANIŞLARININ
İNCELENMESİ**

Emre YILDIRIM

Tez Danışmanı

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI

T.C.

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında

Yüksek Lisans Tezi

Olarak Hazırlanmıştır

KARABÜK

Ocak 2024

Emre YILDIRIM tarafından hazırlanan “AlSi9Cu3 ALAŞIMININ KOROZYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI
Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 19/01/2024

Unvanı, Adı SOYADI (Kurumu) İmzası

Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)

Üye : Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI (KBÜ)

Üye : Dr. Öğr.Üyesi İ. Hakkı KARA (KBÜ)

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Doç. Dr. Zeynep ÖZCAN
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Emre YILDIRIM

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

AlSi9Cu3 ALAŞIMININ KOROZYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Emre YILDIRIM

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI

Ocak 2024, 91 sayfa

Bu çalışmada, Otomotiv, beyaz eşya, havacılık sanayi gibi birçok sektörde kullanılan EN AC 46000 (AlSi9Cu3) kodlu madenin araştırılarak daha farklı sektörler bu alaşımın ağır metal ve alaşımlar yerine kullanılmasını teşvik etmeye yöneliktir. Günümüzde Sera gazlarının yol açtığı iklim değişikliği dünyanın en önemli problemlerinden biri haline gelmiştir ve bunun çözümüne dair tüm bilim insanları çalışmaktadır. Bu kapsamda en başta sera gazlarından biri olan ve dünyaya zarar veren CO2 salınımının azaltılması giderek önem kazanmaktadır. Fosil yakıt ile üretilen ve üretilmeye bir süre daha devam edecek olan araçların bir çok parçasında alüminyum kullanılmaktadır. Son yıllarda Alüminyumun tercih edilmesinin sebebi elektrik ve ısı iletkenliğinin yanında işleme kolaylığı da sağlamasıdır. Hali hazırda kullanılan bu alüminyum serilerine eş olacak şekilde AlSi9Cu3 kodlu alaşımın bir çok özelliğini inceleyerek alternatif kullanıma dair bilgiler sunulacaktır. Otomotiv, havacılık, savunma sanayisi gibi pek çok alanda kullanılan diğer alüminyum alaşımları ile benzer özelliklerde olan AlSi9Cu3 kodlu alaşımın incelenecek olan bir çok özelliği ile

korozyona maruz kalan alanlarda ürün ömrünün daha uzun olması ile uzun ömürlülüğe dair teşvik ettirilecektir. Dünya standartlarında aynı zamanda 46000 olarak da bilinen bu alüminyum alaşımlarının döküm öncesi (külçe olarak bulunan maden)., döküm sonrası oluşturulan bloklarından, korozyon dayanımı davranışı incelenecektir.

Anahtar Sözcükler : EN AC 46000, Aydınlatma Bloğu, AlSi9Cu3 alaşımı.

Bilim Kodu : 91513

ABSTRACT

Master Degree

INVESTIGATION OF CORROSION BEHAVIOR OF AlSi9Cu3 ALLOY

Emre YILDIRIM

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Metallurgy and Material Engineering

Thesis Advisor:

Prod. Dr. Hayrettin AHLATCI

January 2024, 91 pages

This study aims to investigate the metal coded EN AC 46000 (AlSi9Cu3), which is used in many sectors such as the automotive, white goods and aviation industry, and to encourage the use of this alloy instead of heavy metals and alloys in different sectors. Today, climate change caused by greenhouse gases has become one of the most important problems in the world, and all scientists are working on its solution. In this context, reducing CO₂ emissions, which is one of the most important greenhouse gases and harms the world, is becoming increasingly important. Aluminium is used in many parts of vehicles that are produced with fossil fuels and will continue to be produced for a while. The reason aluminium has been preferred in recent years is that it provides ease of processing as well as electrical and thermal conductivity. Information on alternative uses will be presented by examining many properties of the AlSi9Cu3 alloy, which is equivalent to these currently used aluminium series. The AlSi9Cu3 coded alloy, which has similar properties to other aluminium alloys used in many areas such as automotive, aerospace and defense industry, will be encouraged

for longevity by providing a longer product life in areas exposed to corrosion, with many features to be examined. The corrosion resistance behavior of these world-class aluminium alloys, also known as 46000, will be examined before casting (mine found as ingots) and after casting blocks.

Key Word : EN AC 46000, Corrosion

Science Code : 91513

TEŞEKKÜR

Bu alıőmamın yűrűtűldűėű sırada bilgi birikimini, vaktini ve emeėini hiçbir zaman esirgemeyen danıőman Hocam Sn. Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI'ya, tez projemin yűrűtűlmesinde emeėi geçen deėerli Metalurji ve Malzeme Műhendisi kardeőim Muharrem İltan İNCEDERE'ye, lisans dűneminden bugűn geldiėim tezimin sonuna kadar, çalıőmalarım sırasında her daim destekçim olan, arkadaőlıėını ve bilgisini bir an olsun esirgemeyen Muharrem İlbeyi İNCEDERE'ye sonsuz teőekkűrlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xiv
BÖLÜM 1	1
1.1. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	1
1.1.1. Alaşım Elementlerinin Etkisi	4
1.1.2. Al-Cu Alaşımları	4
1.1.3. Al-Si Alaşımları	7
1.1.4. Magnezyum	8
1.1.5. Çinko	9
1.1.6. Krom	10
1.1.7. Kalay	10
1.1.8. Mangan	10
1.1.9. Demir	10
1.1.10. Nikel	11
1.1.11. Titanyum	11
1.1.12. Zirkonyum	12
1.1.13. Yüksek Basınçlı Döküm Yöntemi	12
1.1.14. Yüksek Basınçlı Döküm Yöntemi Kalıbı	15
1.1.15. Kalıp Çeliği	17
1.1.16. Kalıp Soğutma Kanalları	19
1.1.17. Yüksek Basınçlı Döküm Alaşımları	21
1.1.18. Silisyum Elementinin Etkisi	22
1.1.19. Bakır Elementinin Etkisi	22

	<u>Sayfa</u>
1.1.20. Magnezyum Elementinin Etkisi	23
1.1.21. Demir Elementinin Etkisi.....	23
1.1.22. Alüminyum Alaşımlarının Katılaşması	24
1.1.23. Al-Si-Cu Alaşımının Katılaşması	24
1.1.24. Alaşımların Katılaşma Teorileri	25
1.1.25. Heterojen Çekirdeklenme.....	26
1.1.26. Çekirdeklenen Katının Büyümesi.....	28
1.1.27. Dentrit Kol Aralığı.....	31
1.1.28. Yüksek Basınçlı Dökümün Mikroyapısı	33
1.1.29. Al-Si-Cu Alaşımlı Dökümün Mikroyapısı.....	35
1.1.30. Katılaşma Hızının Mikroyapı Üzerindeki Etkileri	39
1.1.31. Döküm Kusurları	42
1.1.32. Gaz Sebepi Kusurlar	43
1.1.33. Çekinti Kaynaklı Kusurlar.....	44
1.1.34. Sıcak Yırtılma Kaynaklı Hatalar	46
1.1.35. Yapışma Kaynaklı Hata Oluşumu	47
1.1.36. Kalıp Sıcaklığının Döküm Kalitesi Üzerindeki Etkisi.....	52
1.1.37. Kalıp Sıcaklığının Şartlandırılması.....	54
1.1.38. Konformal Soğutma Konsepti.....	55
1.1.39. Çekirdeklenme	59
1.1.40. Homojen Çekirdeklenme.....	59
BÖLÜM 2	61
2.1. ALÜMİNYUM	61
2.1.1. Alüminyum Metali ve Tarihçesi.....	61
2.1.2. Alüminyum Silisyum Alaşımları.....	62
2.1.3. Alüminyum – Silisyum – Magnezyum Döküm Alaşımları	63
2.1.4. Alüminyum-Silisyum Ötektik Alaşımlarının Doğrusal Katılaştırılması	64
BÖLÜM 3	71
3.1. DENEYSEL SİSTEMLER VE YÖNTEMLER	71
3.1.1. Alaşımın Mikroyapısını İncelemek İçin İşlemler.....	71
3.1.2. Metalografik İnceleme	73

	<u>Sayfa</u>
3.1.3. Mikroyapı Görüntüsü Alınması.....	75
3.1.4. Sertlik Ölçme.....	76
3.1.5. Korozyon Testi.....	78
BÖLÜM 4	79
4.1. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMALAR	79
4.1.1. Sertlik Deney Sonuçları	79
4.1.2. Mikroyapı Sonuçları	79
4.1.3. Korozyon Deney Sonucu	81
BÖLÜM 5	83
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	83
KAYNAKLAR.....	84
ÖZGEÇMİŞ.....	91

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1 Alüminyum kullanım alanları (1)	2
Şekil 1.2 Al-Cu Denge Diyagramı (30)	5
Şekil 1.3 Al- Si denge diyagramı [40].	7
Şekil 1.4 Al-Mg denge diyagramı [30].	8
Şekil 1.5 Yatay soğuk kamara basınçlı döküm makinası [1].	13
Şekil 1.6 Hareketli kalıp elemanları: 1 kalıp hamili, 2 Merkezleme mil burcu, 3 Maça kızağı, 4 maça hamili, 5 pim, 6 hareketli kalıp çekirdeği, 7 maça çekirdeği, 8 geçme parça (insert), 9 ısıtıcı borusu, 10 maça yayı, 11 hapis, 12 chillvent bloğu [2]	16
Şekil 1.7 Sabit plaka elemanları: 1 maça kilidi 2, ısıtıcı boruları, 3 merkezleme mili, 4 sabit kalıp çekirdeği, 5 sabit kalıp hamili, 6 maça kitleme mili, 7 kalıp haznesi [2]	17
Şekil 1.8 Maraging Çeliği alaşımı	19
Şekil 1.9 Bir maça çekirdeğinin konvansiyonel, derin delme metoduyla açılan soğutma kanalları	20
Şekil 1.10 konformal soğutma sistemi	21
Şekil 1.11 enerji denklemi	26
Şekil 1.12 Katılma için gerekli olan itici güç formülü	26
Şekil 1.13 Bir cidar üzerinde heterojen çekirdeklenme [3]	27
Şekil 1.14 serbest enerji formülü	27
Şekil 1.15 segregasyon oluşum anında aşırı soğuma	29
Şekil 1.16 İkili alaşım için yapısal faz diyagramı ve aşırı soğutma arasındaki bağlantı [3]	30
Şekil 1.17 Tl ve Ts değerlerinin ortadan kaldırılmış hali	30
Şekil 1.18 Dentritik katılma esnasında oluşan yapı ve mikroyapı parametrelerinin şematik olarak gösterimi (3)	32
Şekil 1.19 Al-Cu _{4.5} alaşımı için dendrit kol aralığı (DAS), tane boyutu ve lokal katılma süresi arasında gerçekleşen ilişki (3)	33
Şekil 1.20 A380 alaşımında yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilen malzemenin mikroyapıdaki sırasıyla merkez ve cidar bölgesinde oluşan tane boyut farklılıkları (8)	35
Şekil 1.21 Al ₅ Si ₁ Cu _{0.5} Mg (Fe) alaşımlarında tipik morfolojilerini gösteren çeşitli yaygın çözen intermetaliklerin mikrografları: (a) α -Al ₅ FeSi levhacıkları; (b) α -Al ₈ Fe ₂ Si; (c) β' 'dan büyüyen π -Al ₈ FeMg ₃ Si ₆ fazı; (d) π -fazı	37
Şekil 1.22 Al ₅ Si ₁ Cu _{0.5} Mg (Fe) alaşımı için tipik soğutma eğrisi ve soğutma hızı eğrisi. Pik noktalar reaksiyonları temsil eder: (1) birincil Al dendritleri;	

(2) β -Al ₅ FeSi; (3) Al-Si ötektik; (4) karmaşık Mg ₂ Si ötektik; (5) karmaşık Al ₂ Cu ötektik [22]	38
Şekil 1.23 Silindirik çekme numunesinin merkezinde gözleendiği gibi, döküm AlSi ₉ Cu ₃ (Fe) alaşımının mikroyapısı [23]	39
Şekil 1.24 Yüksek basınçlı dökümde gaz boşluğu hataları ve sebepleri [23,33,37]	44
Şekil 1.25 Konformal soğutma ile çekinti porozitesinin azalması: (a) geleneksel soğutmalı, (b) konformal soğutmalı döküm kesiti [11]	46
Şekil 1.26 Campbell gerinim değerinde	47
Şekil 1.27 Kalıp yüzeyindeki intermetalik bağların şematik gösterimi ve katmanlar boyunca sıcaklık profili [42]	49
Şekil 1.28 Kalıp yüzeyindeki olası alüminyum bileşimini ve sıcaklık profillerini ve bir demir kalıpta saf alüminyum dökümü durumunda ortaya çıkan aşamaları gösteren şematik gösterim [41]	50
Şekil 1.29 İki boyutlu bir soğutma hücresi çizimi [52]	57
Şekil 1.30 enerji dengesi	57
Şekil 1.31 dengeden ortaya çıkmakta olan diferansiyel denklem	58
Şekil 1.32 sıcaklık farkı	58
Şekil 1.33 Serbest Enerji ve Kürenin Yüzeyi Çarpım Sonucu.....	60
Şekil 2.1 Alüminyumun Kullanım Alanları [3]	62
Şekil 3.1 Uzay makine markalı kesme makinası.....	72
Şekil 3.2 Zımparalama işlemi bitmiş olan numune	74
Şekil 3.3 Mikrotest multipay easy metalografi makinası	75
Şekil 3.4 Carl Zeiss GmbH marka mikroskop	76
Şekil 3.5 Brinell sertlik testi formülü	77
Şekil 3.6 Brinell sertlik cihazı ve formülü.	78
Şekil 4.1 5X büyütme ince alaşımın mikroyapı sonuç incelemesi.	80
Şekil 4.2 10X büyütmede incelenen alaşımın mikroyapı sonuçları	80
Şekil 4.3 20X büyütmede incelenen alaşımın düz bölgesinin mikroyapı sonuçları.81	
Şekil 4.4 İncelenen numunelerin Tafel eğrisi	82

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

HPDC : High Pressure Die Casting (Yüksek Basıncılı Döküm).

Si : Silisyum

Mn : Manganez

Al : Alüminyum

Zn : Çinko

Fe : Demir

Cu : Bakır

Mg : Magnezyum

Sr : Stronsiyum

C02 : Karbondioksit

BÖLÜM 1

1.1. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Alüminyum, yer kabuğunda en yaygın bulunan üçüncü element olmasının yanında, demir elementinden sonra en fazla kullanılan metal olarak karşımıza çıkmaktadır. Teknoloji ve endüstrinin gelişmesiyle birlikte çeliğe alternatif malzeme arayışı başlamıştır. Arayış neticesinde ise alüminyum elementi çeliğe alternatif olarak kullanılabilir. Bilim insanları, alüminyum metalinin farklı kimyasal elementler ile bileşik oluşturmasının kolaylığı ile çok farklı özelliklere sahip alaşımlar oluşturmuş ve geliştirmiştir. Alüminyum, beklenen özellikleri birleşim olarak birlikte sunabilen önemli bir mühendislik malzemesidir. Demir (özgül ağırlığı 7,8/cm³) elementinden yaklaşık 3 kat daha hafif olan alüminyum (özgül ağırlığı 2,72/cm³), yanında yapılan işlemler neticesinde yüksek dayanıma da sahip olabilmektedir. Alüminyum elementinin özgül ağırlığı düşük olduğu için hafif, alaşımlı olduğunda ise yeterli dayanıma sahip olması, yeniden kullanılabilir olması, yüksek korozyon direncine sahip olması ve yüksek ısı ve elektrik iletkenliğine sahip olması ve şekillendirilebilir oluşu nedeniyle diğer metallerle kıyaslandığında avantajlı konuma ulaşmaktadır. Normal atmosferik olaylar esnasında alüminyum, rengini de aldığı oksitlenmeye ve korozyona karşı daha uzun süreli bir koruma kazanmaktadır. [1]

Günümüzde alüminyum alaşımları kullanılmadığı takdirde, modern binalar, otomotiv sektörü, enerji sistemleri, havacılık sektörü ve daha birçok endüstrinin gelişmesi ve faaliyetlerini devam ettirebilmeleri söz konusu olmamaktadır [2].

Sektör	Oran(%)
İnşaat	25
Ulaşım	24
Ambalaj	15
Elektrik/Elektronik	10
Genel Mühendislik	9
Mobilya/Ofis Eşyaları	6
Demir Çelik/Metalurji	3
Kimya ve Tarım Ürünleri	1
Diğer	7

Şekil 0.1 Alüminyum kullanım alanları [1]

Özellikle otomotiv sektöründe kullanılan alüminyum, yüksek mekanik özelliklere sahip, korozyon direnci yüksek ve demir/çelik alaşımlarına kıyasla daha hafif olmasından dolayı geniş kullanım alanına sahiptir. Otomotiv ve havacılık sektöründe yer alan tasarımcılar, alüminyum elementinin tüm avantajlarını taşıyan ve istenildiği gibi kullanılabilen farklı malzemelerin arayışına girişmişlerdir. Bu arayışın sonucunda ise sadece karbonifer malzemeler aday olarak belirlenmiştir. Alüminyumun üretim maliyetleri ve koşulları ile kompozit malzemelerin üretim maliyetleri ile üretim koşulları arasında farkların olmasından dolayı alüminyum, otomotiv ve havacılık sektörünün vazgeçilemez bir malzemesi olmuştur. Otomotiv sektöründe yakıt tüketimi ve güvenlik ön planda tutulmaktadır. Alüminyum alaşımlarının avantajı ise hafifliği sayesinde düşük yakıt tüketimine elverişli olması, mekanik özelliklerinin geliştirilebilir olmasından dolayı güvenliği sağlayabilmesi ve yüksek korozyon direnci sayesinde kullanım ömrünün uzun olmasıdır. Otomotiv sektöründe kullanılmakta olan alüminyum alaşımlarının yaklaşık olarak %80'ini alüminyum döküm parçaları oluşturmaktadır [3].

Dünya genelinde son 80 yıllık süreç içerisinde, katılaşma parametreleri ile mikroyapı parametreleri arasındaki ilişkiyi gösterebilmek için saf maddeler il ikili metalik alaşımların kontrollü olarak katılaşması üzerine çok sayıda teorik bilgi üretilmiş ve

deneysel çalışmalar yapılmıştır. Özellikle yüksek teknoloji gerektiren parçalar için hafif, termal genleşme katsayısı düşük ve korozyon direnci yüksek olan malzemeler tercih edilmekte ve kullanılmaktadır. Bu nedenle alaşımlı malzeme sistemlerinin mekanik, elektrik ve termal özelliklerinin detaylı bilinmesi gerekmektedir. Alaşımların katılaşmada kontrol parametreleri sıcaklık gradyanı, bileşim ve katılma hızlarıdır. En etkili ve en çok dikkat edilen parametre ise katılma hızı olup etki değeri ise sınırlıdır [4].

Alüminyum alaşımları üzerinde en etkili parametre olan 'katılma hızı' etkileri üzerinde birçok çalışma yapılmaktadır. Yapılan araştırmalarda ise klasik döküm yöntemleri terk edilmiş ve yerine yeni döküm yöntemleri ve alternatif döküm yöntemleri kullanılmıştır. Yapılan çalışmalara örnek verecek olursak; titreşim altında katılma, manyetik alan altında katılma, rheocasting, thixocasting, elektrik akımı altında katılaştırma, soğutma eğilimli döküm, sıkılaştırılmalı döküm, ultrasonik katılaştırma, elektro pulsing ve bunlara ilave olarak tane inceltici eklenerek üretilmesi istenilen malzemenin mekanik, termal ve elektriksel özelliklerinin iyileştirilmesi amaçlanmaktadır. Endüstride büyük oranda yer kaplayan ve demir/çelik alaşımlarının yerine kullanılması amaçlanan Al-Si esaslı demir dışı metallerin kullanıldığı bilinmektedir. Yukarıda verilen katılma metotlarıyla dentritik yapıda bulunan Al-Si-Mg alaşımlarının ötektik yapısı bozulmakta ve mekanik özelliklerinin istenilen standartlar çerçevesinde geliştiği gözükmemektedir [5].

Alüminyum alaşımlarına tane incelticilerin eklenmesi ile malzemedeki dentritik kolların kırıldığı, tanelerin boyutlarının küçüldüğü A380 Al-Si esaslı alaşımda tespit edilmiştir [6]. Değişen katılaştırma metotları birincil alüminyum alaşımları üretiminde alüminyum tanelerini küreselleştirdiği, tanelerin küçüldüğü, üçlü ötektik sistemlerinde oluşan intermetalik yapının morfolojisinin değişiklik göstermesiyle birlikte malzemenin aşınma dayanımının iyileşmesi tespit edilmiştir. Ayrıca tane boyutlarının ve şekillerinin yüksek etkisi olduğu görülmüştür [7].

1.1.1. Alaşım Elementlerinin Etkisi

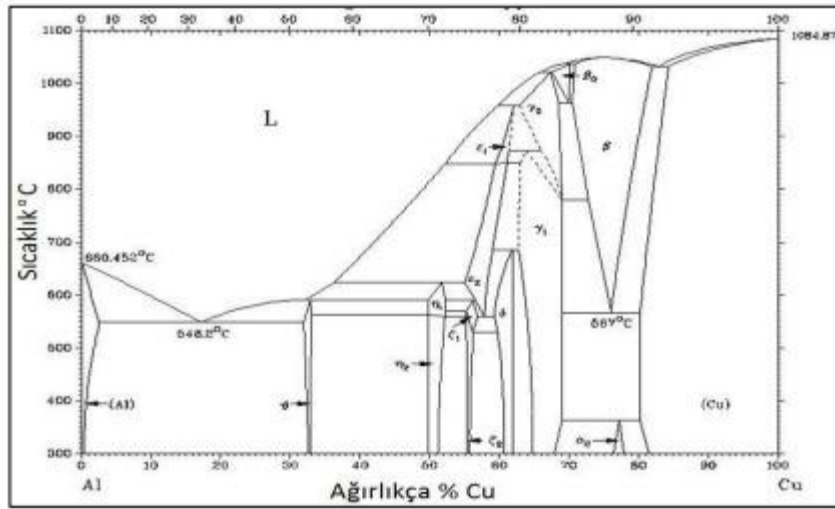
Alüminyum elementi ticari olarak incelendiğinde, sadece yüksek elektrik iletkenliğinin arandığı uygulama alanlarında kullanılan saf alüminyum elementinin mekanik ve döküm özelliklerinin iyileştirilmesi için çeşitli alaşım elementleri kullanılmaktadır. Kullanılan alaşım elementleri ise silisyum, bakır, çinko, kalay, magnezyum, kalay, krom, manganez, titanyum, stronsiyum ve nikel elementleridir. Saf alüminyum elementinin iyi olan birçok özelliğinin yanı sıra, döküm işleminin iyileştirilmesi ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesi gerekmektedir. Saf alüminyum elementine döküm işlemi esnasında alaşım elementlerinin ilave edilmesinin iki nedeni mevcuttur [10]. Bu nedenler;

- Döküm akıcılığını arttırmak, sıcak yırtılma eğilimini azaltmak ve benzeri döküm, işlenebilirlik özelliklerini geliştirmek.
- Üretilecek alaşımın korozyon, mukavemet, sertlik, kaynak ve işlenebilirlik gibi mekanik özelliklerini geliştirmektir.

1.1.2. Al-Cu Alaşımları

Bakır, alüminyum alaşımları arasında en fazla kullanılan alaşım elementi olarak bilinmektedir. Al-Cu denge diyagramı incelendiği takdirde (Şekil 1.2’de görüldüğü üzere) bakır elementinin, alüminyum elementi içerisinde eriyebilir olması, oda sıcaklığı koşullarında %0,5 iken, 548°C ötektik sıcaklıkta ise %5,65 olduğu görülmektedir [10]. Daha yüksek miktarlara çıkıldığı zaman ise, sert bir faz olan β fazının oluştuğu görülmektedir. β fazı, alaşımın sünekliğini hızlı bir şekilde düşürmektedir. Bu nedenden dolayı, alüminyum alaşımları içerisinde bakır elementi miktarı %12 oranını geçmemektedir. Yüksek oranda süneklik istenilen uygulama alanlarında ise %2-5 oranı aralığında bakır elementi kullanılmaktadır. Sıcak yırtılma durumunun yaşanılmasının istenilmediği durumlarda ise, %4-12 oran aralığında bakır elementi kullanılmaktadır. Alüminyum-bakır alaşımlarında %5,5 oranına kadar bakır ilavesi yapıldığı takdirde alaşımın mukavemet oranı artış gösterirken, süneklik oranı

azalmaktadır. Alaşıma daha yüksek miktarlarda bakır ilavesi yapıldığında ise alaşımın mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilenmektedir. İdeal olarak kullanılan Al-Cu alaşımları için bakır element oranı ise %8 olarak karşımıza çıkmaktadır. Al-4,5 Cu alaşımlarında ise yüksek miktarda demir ve silisyum elementi, mekanik özellikleri olumsuz olarak etkilemektedir. Magnezyum ve mangan elementleri, sünekliği olumsuz yönde etkilemektedir. Yüksek oranda kalay elementi kullanıldığı takdirde ise, sertlik ve korozyon direnci olumsuz yönde etkilenmektedir. Al-Cu alaşımlarının iyi işlenebilme ve yüksek mukavemet özelliklerinin gerektiği dingil muhafazaları, otomobil volanları gibi uygulamalarda kullanıldığı görülmektedir. Al-Cu alaşımlarında ideal oranda bileşim ise %4,5 Cu, %1 Fe, %1,5 Si, %0,03 Mg, %0,3 Zn, %0,35 Mn, %0,25 Ti olarak görülmektedir. İdeal döküm sıcaklık derecesi ise 677-788 °C aralığında olduğu görülmektedir. Yüksek sıcaklık ve yüksek mukavemet özelliğinin gerekli olduğu durumlarda ise, silisyum elementinin alaşıma eklenme oranı %0,6-0,7 aralığında tutulması gereklidir [11].



Şekil 0.2 Al-Cu Denge Diyagramı [10].

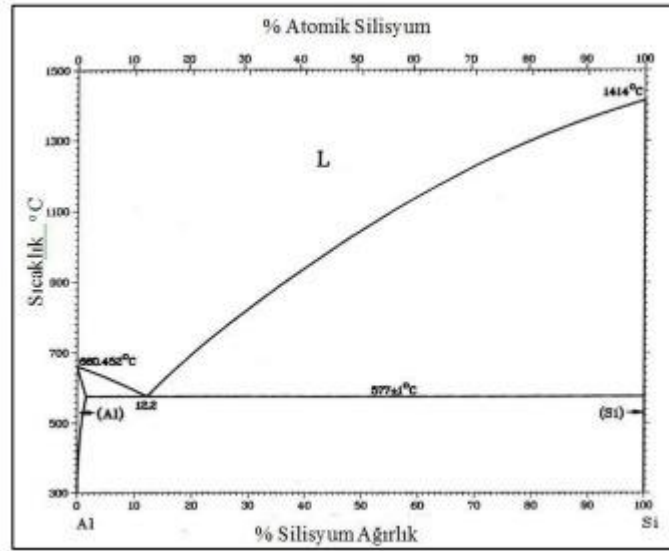
Döküm alaşımlarının ve teknolojisinin gelişmesi ile Al-Si-Mg alaşımları, Al-Cu döküm alaşımları yerine kullanılabilir. Al-Si alaşımlarının dökülebilir olma özelliği zayıf olduğu için ve korozyon dirençlerinin düşük olmasından dolayı Mg elementi ilavesi ile alaşım istenilen dengelere getirilebilmektedir. [8]. Mg elementinin

ilavesi ile Al-Cu alaşımlarında yaşlandırma ve mukavemet artışı olduğu görölmektedir. Yapay yaşlandırma işlemi ile mukavemette, özellikle akma mukavemeti açısında önemli bir artış sağlanmaktadır. Fakat alaşımın sünekliliği açısından olumsuz bir etkisi söz konusu olmaktadır. Döküm ve mekanik işlem Al-Cu alaşımları için, %0,5 Mg yaşlandırma karakteristik özelliklerini olumlu yönde değiştirmek için yeterlidir. Doğal yollar ile yaşlandırma işleminin yapıldığı malzemelerde, Mg elementinin ilavesinin mukavemete etkisi, soğuk işlem yöntemi ile azaltılabilmektedir. Al-Cu alaşımlarının korozyon direncine ise Mg elementinin etkisi, ısıl işlem uygulamalarına doğru oranda bağlılık göstermektedir. Al %4 Cu, %0,5 Mg alaşımında mekanik işlem ise, demir (%0,5 düşük konsantrasyon oranında ısıl işlemin uygulanması esnasında) mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilediği görölmektedir. Yapı içerisinde fazla demir elementi bulunduğu zaman Cu_2FeAl_7 fazının olduğu görölmektedir. Ayrıca silisyum, magnezyum ile Mg_2Si çökeltisi oluşturarak yapının dayanımını arttırmaktadır. Gümüş elementine Al-Cu alaşımı içerisinde bakıldığı taktirde ise ısıl işlem uygulanmış ve yaşlandırma işlemi yapılmış Al-Cu-Mg alaşımlarının mukavemetini önemli ölçülerde arttırmaktadır. Nikel, yüksek sıcaklık değerlerinde, döküm ve mekanik işlem Al-Cu-Mg alaşımlarının mukavemet ve sertlik değerlerine olumlu bir etki ile yükselttiği görölmektedir. Magnezyum içeren alaşımlar ise yüksek mukavemet gerektiren mekanik işlem Al-Cu-Mg alaşımını oluşturduğu görölmektedir. Genel olarak alaşıma bakıldığı zaman alaşımın çekme mukavemeti, magnezyum ve mangan elementlerinin ilavesi ile artmaktadır. Mg ve Mn ilavesi, Al-Cu alaşımlarının üretim karakteristiklerini azaltmakta ve süneklilik değerlerini olumsuz yönden etkilemektedir. Bu nedenlerden dolayı olarak elementin konsantrasyonu ticari alaşımlar için %1 olarak sınırlandırılmak zorunda kalmıştır. Bu alaşımlar yüksek sıcaklık uygulama ortamlarında yapının özelliklerini arttırmaktadır. Düşük miktarda bakır içeren alaşımlara ise otomotiv endüstrisinde ihtiyaç olan şekillenebilme özelliklerini olumlu yönde iyileştirmektedir. Bu amaç ile geliştirilen bakır-magnezyum alaşımları şekillenme, kaynaklama ve iyi korozyon direncine sahip olabilmektedir [40]. Al-Cu alaşımları %5,5 Cu, %0,4 Bi ve %0,4 Pb içerdii taktirde vida ve makine parçalarında kullanılabilir. Elde edilebilen bu alaşım işlenebilir olması nedeniyle referans olarak kabul edilmektedir. Bakır, alüminyum için önemli ve aranan bir element olmaktadır. Önemli olmasının nedenlerinden biri ise yaşlandırma ısıl

işlemi ile çökelti oluşturabilmekte ve alaşıma oldukça yüksek bir dayanım kazandırabilmektedir [8].

1.1.3. Al-Si Alaşımları

Alüminyum alaşımları incelendiğinde bakır elementinden sonra alüminyum alaşımlarında en çok kullanılan ikinci alaşım elementi silisyum olarak görülmektedir. Oda sıcaklığında bile alüminyum içerisinde çok az miktarda silisyum çözüldüğü görülmektedir. Ötektik sıcaklığına ulaştığında ise %1,59 silisyum çözünürken, 577° C de ise %12,7 oranında um çözünmesi ile ötektik ayrışması gözlemlenmektedir. [13]



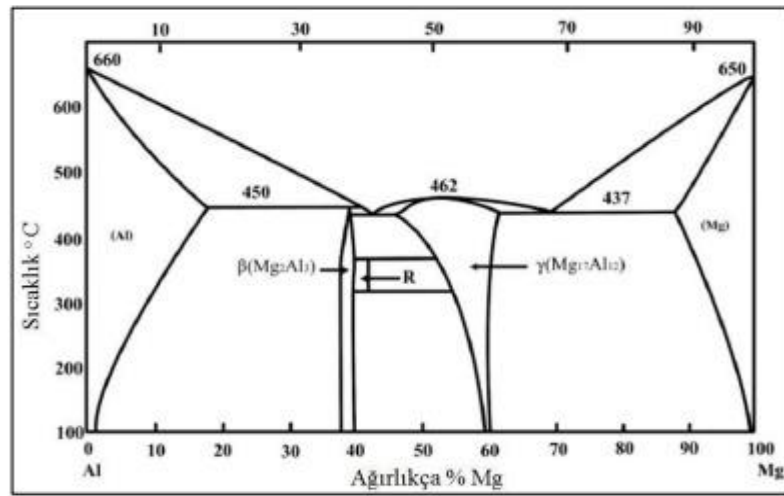
Şekil 0.3 Al- Si denge diyagramı [13].

Kokil döküm yöntemine bakıldığında ise, ötektik katılaşmanın 9° C'lik bir aşırı soğuma neticesinde meydana geldiği ve matris içerisinde ince taneli silisyum kristallerinin dağınık bir şekilde gözlemlendiği görülmektedir. Silisyum miktarını %7-12 aralığına getirdiğimizde ise Al-Si alaşımları yüksek mukavemet gerektiren, yüksek sıcaklıklarda aşınma direnci istenen yoğun uygulama alanlarında tercih edildiği görülmektedir. Alüminyum-silisyum alaşımları endüstri içerisinde çoğunlukla kokil döküm ve basınçlı döküm yöntemi ile üretimi ve şekillendirme işlemlerinin gerçekleştiği görülmektedir. Silisyum elementinin ilavesi ile alaşım döküm özellikleri

ve korozyon direncinin arttığı tespit edilmiştir. Tane inceltme işlemi ve modifikasyon işlemleri uygulandığı taktirde ise iyi işlenebilme, yüksek korozyon direnci ve iyi mekanik özellikler elde edilebilmektedir. Bakır, korozyon direncini, demir ve magnezyum ise alaşımanın süneklik özelliğine olumsuz yönde etki etmektedir. Fakat silisyum elementi ile kullanıldığı taktirde doğru oranlar ile birlikte oluşan bu olumsuz etkiler ortadan kalkmaktadır [10].

1.1.4. Magnezyum

Alüminyum alaşımlarında, element etkileri incelendiği taktirde magnezyum ile bakır elementlerinin yapıya benzer etkilerinin olduğu görülmektedir. Magnezyum ötektik sıcaklıkta alüminyum içerisinde %14,9 oranında çözünürken, sıcaklık koşulu oda sıcaklığı derecesine geldiğinde bu oran %2,9'a düşmektedir. Alaşım içerisinde daha yüksek oranda magnezyum elementi istenildiği zaman ise kırılğan bir yapı olan β fazı oluşmaktadır [14]. Magnezyum ilavesi alüminyum alaşımlarına yüksek mukavemet, korozyon direnci ve iyi kaynak kabiliyeti kazandırabilmektedir. Alaşımanın en çok kullanıldığı sektör ise denizcilik sektöründe, yüksek mekanik özellikler ve ince tane yapısı nedenlerinden dolayı tercih edilmektedir [15]. Şekil 1.4'te Al-Mg denge diyagramı yer almaktadır.



Şekil 0.4 Al-Mg denge diyagramı [9].

Döküm alüminyum-magnezyum alaşımları üretimi genellikle kum döküm metodu ile sağlanmaktadır. Bu alaşımların ergitme esnasında oksitlenme eğilimi son derece fazla olduğu için, ergitme işlemi kontrollü sıcaklık ve koşullar altında yapılmalıdır. Al-Mg alaşımları içerisinde bakır ve nikel elementlerinin kirliliği korozyon direnç değerini olumsuz yönde etkiler. Demir ve mangan elementleri ise alaşımın mekanik özelliklerine olumsuz açıdan etki eder. Alaşıma silisyum elementi eklendiğinde ise Mg₂Si olarak metaller arası bileşik oluşmakta ve alaşımın sertlik değerini azaltarak, işlenebilme kabiliyetini ve korozyon direncini olumlu yönde arttırdığı görülmektedir. [10]

1.1.5. Çinko

Alüminyum döküm alaşımlarında çinko elementi, alaşımın sıcak yırtılmasına neden olduğu için nadiren kullanılmaktadır. Çinko elementinin en önemli etkisi ise, alaşımın mukavemet ve işlenebilme özelliklerine yatkınlığını ve kabiliyetini arttırmasıdır. Çinko elementi kullanıldığı zaman alaşıma doğal yaşlandırma yapılmaktadır. Ayrıca kaynaklanabilme özelliğine de olumlu yönde etki etmektedir. Çinko ile bakır birlikte kullanılarak yeni alaşımların geliştirilmesine olanak sağlamıştır. %10-15 oranı aralığında çinko, %2-3 bakır içeren alüminyum alaşımlarının mukavemet özellikleri artmakta, bakır elementi kullanılmasıyla ise sıcak yırtılma durumu azalırken korozyon direncinin arttığı gözlemlenmektedir. Magnezyum eklendiği zaman ise mukavemet özelliği artış gösterirken, sünekliği azalmaktadır. Kadmiyum, kalay, kurgun kolay döküm işlemi ve işlenebilme özelliklerine olumlu olarak etki edebilmektedir. Bu alaşımların ise mikroyapıları oldukça basit olarak karşımıza çıkmaktadır. Bakır ve çinkonun büyük bir kısmı eriyik halinde bulunmaktadır. Kalan kısmı ise tane sınırlarında ötektik ayrışması halinde bulunmaktadır. Bu grup içerisindeki alaşımlarda çinko ve magnezyum oranı birden büyük olarak ölçülmektedir. Bakır ve magnezyum oranı yüksek olduğu durumda mukavemet özellikleri artış gösterirken korozyon direncinin azaldığı görülmektedir. Bakır elementi gerilmeli korozyona karşı olan duyarlılığı azaltmaktadır. Çinko, magnezyum gibi ergitme esnasında saf olarak veya Al-%25 Zn master alaşımı olarak yapıya ilave edilebilmektedir [10-13].

1.1.6. Krom

Alüminyum içerisinde katı hal durumunda çok düşük oranda çözünürlüğe sahiptir. CrAl7 intermetalığının oluşmasını sağlamaktadır. Kaba bir metaller arası bileşik olan CrAl7 bileşiği, titanyum elementinin ilavesi ile tane inceltici etkisini hissetmektedir. %0,15-0,25 oranı aralığında krom elementi, Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarının gerilmeli korozyon direncine artış sağladığı görülmektedir. Sıvı metale ise krom Al %2 Cr master alaşımı halinde ilave olarak eklenmektedir [10].

1.1.7. Kalay

Alüminyum döküm alaşımlarına kalay elementi eklendiği takdirde sıcak yırtılma ve korozyon direnci üzerinde olumsuz bir etki görülmektedir. Yüksek ve düşük sıcaklıklarda özellikle korozyon direncini düşürdüğü görülmektedir. Alüminyum alaşımları içerisinde kalay kullanılma alanı ise yatak ve kovanlar olarak karşımıza çıkmaktadır.

1.1.8. Mangan

Alüminyum döküm alaşımlarına mangan elementi genellikle düşük oranlarda ilave edilmektedir. Korozyon direncine olumsuz yönde etki etmeden, mekanik özellikleri arttırabilmektedir. %0,75 oranına kadar mangan ilavesi, döküm alaşımlarında sertliğe olumlu yönde etki ederken, süneklik üzerinde olumsuz etki bırakmaktadır. Sıvı metale ise Al %10 Mn master alaşımı halinde ilave olarak eklenmektedir.

1.1.9. Demir

Alüminyum döküm alaşımlarının üretim aşamasında ve ergitme esnasında ortam içerisinde bileşime dahil olan ve yapıda yaklaşık olarak %0,8-2 aralığında demir yer almaktadır. Demir, alüminyum ile Fe-Al ara fazının oluşmasını sağlamaktadır. Mikroyapıda gevrekleşmeye ve korozyon direncinin düşmesine sebep olduğu

görülmektedir [10]. Artan demir miktarının diğer bir olumsuz etkisi de alaşımın tane yapısının kabalaşmasına yol açıyor olmasıdır. Alüminyum alaşımlarında maksimum %1,3 oranında yer alan demir, bu sınırın üzerine çıktığında alaşımın sünekliğini azaltmaktadır. İstisna olarak 220 alaşımında ise maksimum %0,3 demir elementi bulunmaktadır. Bunun üzerinde yer alan değerler de ise, çekme mukavemet değeri ve süneklik oranının azaldığı görülmektedir. Demir, alüminyum içerisinde en fazla yer alan impüredir. Ergitilmiş alüminyum da çözünürlüğü ise çok yüksektir. Bundan dolayı ergitme, alaşımlandırma ya da diğer işlemler esnasında kullanılan ekipmanlardan sıvıya geçebilmesi söz konusu olmaktadır. Demir elementinin katı halde çözünürlük oranı ise çok düşük (~0,05%) olarak görülmektedir. Alüminyum alaşımlarında bu miktardan daha fazla yer alan demir, alüminyum ve alaşımda bulunan diğer elementler ile birleşerek, demirce zengin olan intermetalik fazlar oluşturmaktadır. Sınırlı miktarda çözünür olmasından dolayı Fe, mukavemette sınırlı bir miktar artış ve orta derecede (yükseltmiş) sıcaklıklarda daha iyi oranlarda sürünme özelliği kazanmaktadır. Demir ve mangan elementleri, alaşımları ötektik bileşim civarında iyi bir mukavemet ve süneklik kombinasyonun oluşmasını sağlamaktadır. Demir, Al-Cu-Ni alaşımlarına yüksek sıcaklıkta oluşması istenilen mukavemet artışı amacıyla da ilave edilebilmektedir [12].

1.1.10. Nikel

Alüminyum alaşımları içerisinde nikel kullanımı, yüksek sıcaklıklarda malzemeye mukavemet kazandırılması için kullanılmaktadır. Nikel elementi, sıvı alaşıma Al-%20 Ni master alaşımı olarak dahil edilebilmektedir.

1.1.11. Titanyum

Titanyum elementi, genellikle boksitte çok az miktarlarda bulunan TiO₂ alaşımı içerisinde gelmektedir. Bu durumun dışında da döküm alaşımlarında tane inceltici etkisi olduğu için tercih edilmektedir. Titanyum, tablet ya da master halinde sıvı alaşıma dahil edilebilmektedir.

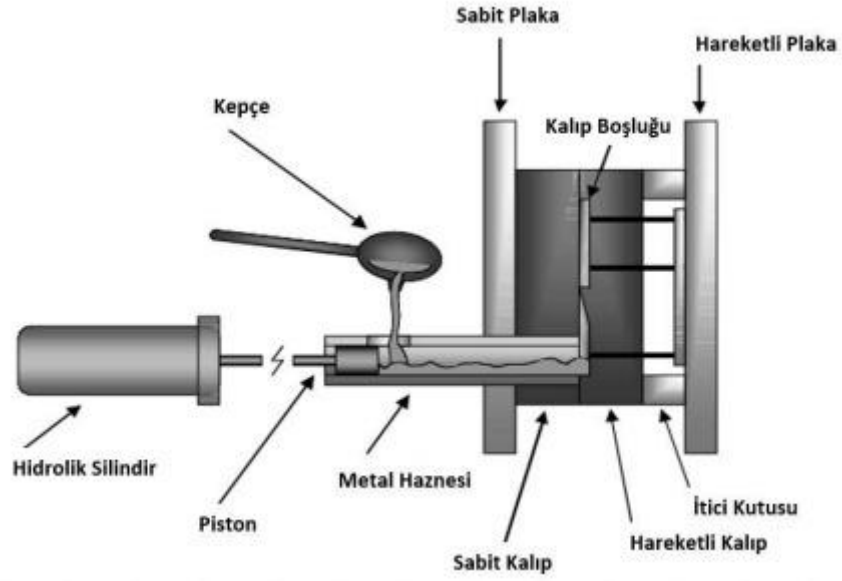
1.1.12. Zirkonyum

Zirkonyum elementi, tane inceltici, gerilme ve korozyon önleyici ve yüksek sıcaklık altında sürünme mukavemet katsayısını arttıran bir alaşım elementi olarak bilinmektedir. Zirkonyum alaşımı, sıvı metale genellikle Al-55 Zr master alaşımı olarak dahil edilmektedir.

1.1.13. Yüksek Basınçlı Döküm Yöntemi

Yüksek basınçlı döküm prosesi, parça tasarımının sunmuş olduğu esneklik sayesinde geniş çalış alanı yaratıyor olmasından dolayı otomotiv endüstrisi içerisinde yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Basınçlı döküm yönteminin mükemmel derecede sunmuş olduğu kalıp doldurma özelliği nedeniyle, ince duvarlı, büyük ve karmaşık şekle sahip hafif metal alaşımların dökümlerini ekonomik olarak üretimine imkân sunmaktadır. Tekrarlanabilir bir döküm yöntemi olması sayesinde düşük çevrim süresi sunabilen yüksek basınçlı döküm, otomotiv endüstrisi için önemli bir konumda yer almaktadır.

Kalıp tasarımı, döküm parçanın kolay bir şekilde çıkabilmesi için biri sabit biri hareketli olan iki ayrı parçadan oluşmaktadır. Enjeksiyon makinasında, sabit plaka üzerine sabit kalıp parçası ve metalin döküleceği hazne ise hareketli plaka parçası üzerine takılmaktadır. (Şekil 1.5) Bir döküm döngüsünü başlatabilmek için, hareketli kalıp parçası sabit kalıp parçasına mengene sistemi kurularak tezgâhın sahip olduğu tonaj kadar kuvvetli bir şekilde bağlanarak iki kalıp parçası birbirlerine kenetlenmelidir. Sıvı halde bulunan alaşım, hızlı bir şekilde katılma yaşadığı için doğrudan kalıp boşluğuna enjekte edilmelidir. Sıvı alaşım hazneye dolduktan sonra ise hareketli kalıp parçası sabit kalıp parçasından ayrılır ve bir enjektör (itici pimler) sistemi sayesinde tasarlanan parça döküm şekli ile makinadan çıkarılır [16-21].



Şekil 0.5 Yatay soğuk kamara basınçlı döküm makinası [16].

Yüksek basınçlı döküm yönteminde bir çevrim döngüsü hareketli plaka sabit plakanın üzerine kapandığı vakit mengene sisteminin kilitlemesi ve bu sayede hareketli ve sabit kalıp parçalarının tezgâh tonajına eşdeğer kuvvet değeriyle birbirine basması ile başlamaktadır. Piston geride olarak hazne içerisine bir kepçe veya dozajlı ocak sistemi aracılığı ile metal alaşım kalıp içerisine boşaltılır. Kalıp ile çalışan piston elemanı hareketini 3 fazda gerçekleştirmektedir. 1. fazı metal eriyik alaşımı hazneyi doldurarak kalıp ağız noktasına kadar götürme işlemi yapan fazdır ve düşük hız aralıklarında (0,1-0,5 m/s) çalışmaktadır. Ardından kalıp içerisini doldurmak için 2. faz başlamaktadır. 2. faz 3-5 m/s'lik yüksek hız değerleri ile eriyik halde bulunan metal alaşımı dar yolluk kesit alanı başlangıç noktasından itibaren (genellikle 2-3 mm kalınlıkta bir kesit) kalıp içerisine doğru itmeye yaramaktadır. Döküm parçanın yüzey kalitesinin iyi olabilmesi için eriyik alüminyum alaşımın kalıp içerisine yüksek hızda giriş sağlaması bu noktada önem teşkil etmektedir (dökülmek istenilen parçanın boyutuna ve alaşım çeşitliliğine bağlı olarak 10-150 ms). Tipik olarak bakıldığı taktirde, ergimiş halde bulunan metal, alüminyum kesit alanı içerisinden 20-50 m/s hız aralığında hareket etmektedir. 3. fazı besleme adımı olarak da tanımlayabiliriz. Bu faz başladığından itibaren yüksek oranda basınç uygulanarak, süreç içerisinde yer alan parametre bilgilerine bağlı olarak kalıp içerisine ortalama olarak 1000 barlık bir kuvvet

uygulamaktadır. Katılaşmanın gerçekleşebilmesi için belli bir süre beklenildikten sonra iki kalıp parçasını birbirine sabitleyen mengene açılır. Döküm işlemi neticesinde elde edilen parça hareketli olan kalıp elemanında kalır. Kalıp elemanı olan maçalar da açıldıktan sonra iticiler (enjektör pimler) hareketli kalıp içerisinden dışarıya doğru hareket ederek oluşan parça kalıbın dışına çıkartılır. Kalıp parçaları, kalıp ayırıcı yağ ve su karışımı ile yağlanır, bir sonraki parça için kalıp sıcaklık değeri uygun sıcaklık değerine düşürülür ve kalıp yüzeyinde küçük bir kalıp ayırıcı yağdan oluşan tabaka meydana gelir. Hareketli plaka ile sabit plakanın birleşimi tekrarlanarak mengene sisteminin tekrar devreye girmesi ile yüksek basınçlı döküm yönteminin çevrim süreci bu şekilde tekrar etmektedir [17-22-23].

Kalıp içerisini hızlı doldurması (20-100 m/s) ve yüksek basınç kuvveti ile hızlı katılaşma yöntemiyle, üretilecek olan parçanın yorulma mukavemet oranı da dahil olmak üzere yüksek mukavemet özelliklere sahip olan sürekli olarak ince tane yapısı, yoğunluk oranı ve oldukça rafine ve homojen bir mikroyapı oluşumu sağlanmış olmaktadır [24].

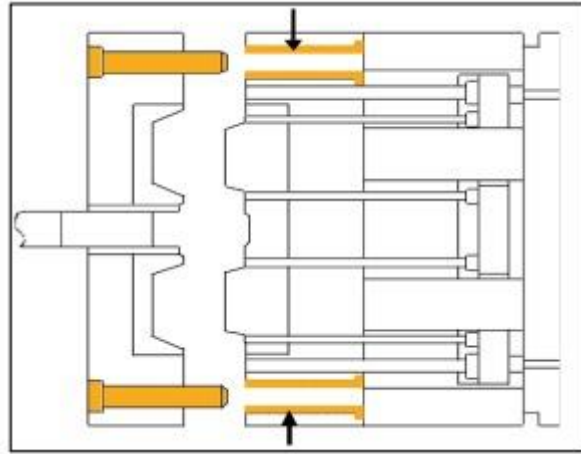
Yüksek basınçlı döküm yöntemi içerisinde kalıp iki temel işleve hizmet etmektedir. Bunlardan ilk faktörü istenilen döküm parçasının döküm şeklinin korunabilmesini sağlamak ikinci faktörü ise ısıyı makul bir süre zarfı içerisinde ergimiş halde yer alan metal alaşımdan uzak tutmaktır. Her çevrim işleminin bitmesinin ardından bir sonraki çevrimin gerçekleşebilmesi için kalıbın ısısının düşürülmesi gerekmektedir. Kalıp içerisinden belirli bir oranda ısı enerjisi atılmadığı takdirde kalıp ısı artışı göstereceği için yüzey sıcaklığı artacak ve döküm parçanın soğuma süresinde artış meydana gelecektir. Bu durumun yaşanmaması için yoğunlukla kalıp, sıcaklık dağılımının ve buna bağlı olarak dökümün doğru şekillerde kontrollü bir şekilde soğutma işlemi için dahili kanallar aracılığı ile soğutma sistemi kurulur ve soğutma yapılır. Bu sistemin kurulması, döküm işlemi için hata oluşumunu en düşük seviyeye çekebilir, dökümlerin katılaşma oranını dengeli bir şekilde arttırabilir ve bu durumlar çerçevesinde düşük hurda yüksek başarılı parça oluşum oranı yakalanmasına neden olabilir [20-24].

1.1.14. Yüksek Basıncılı Döküm Yöntemi Kalıbı

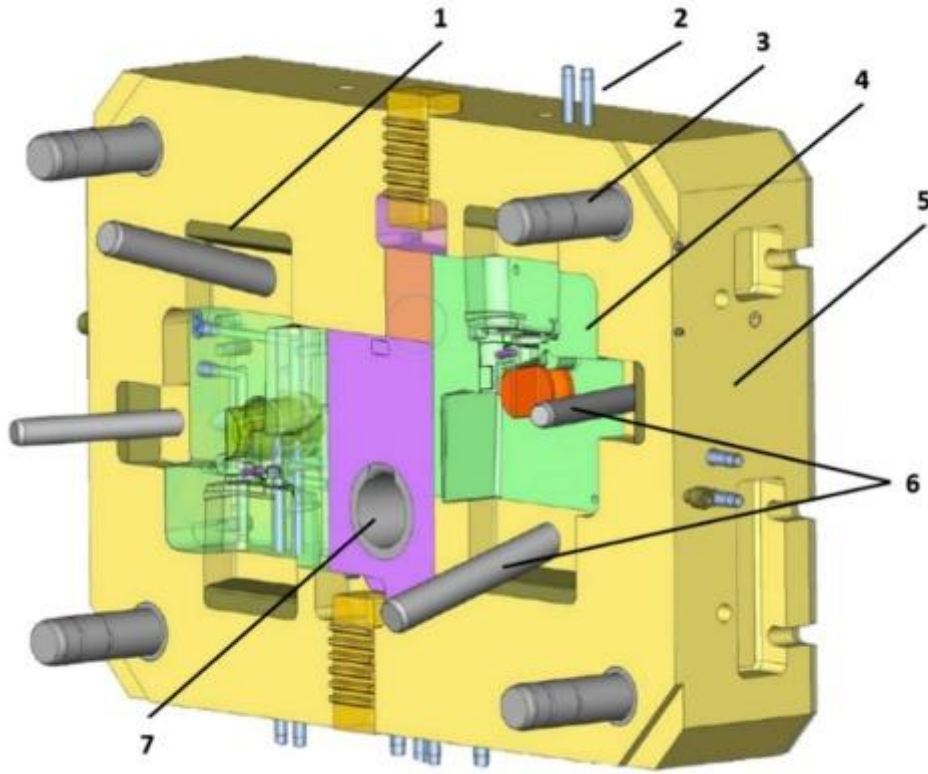
Döküm parçaları için kalıplar, dökülecek olan parçanın geometrisine uygun olarak tasarlanır ve işleme parça geometrisi bazında hareketli ve sabit kalıba yapılır. Kalıp, hareketli parça ve sabit parça olarak ikiye ayrılır ve bu iki kalıp parçasının döküm parçasına zarar vermeden ayrılabilmesi için %2'lik bir oranda çıkışı verilebilmesi gerekmektedir. Bazı tasarım parçalar ters açılı karmaşık figürlere sahip olabildiği için kalıp içerisinde bu parçaları oluşturabilmek için maçalar kullanılmaktadır. Enjeksiyon işlemi esnasında sıvı metal alaşımın kalıp boşluğunu doldurup o alan içerisinde tutulabilmesi için her iki kalıp elemanının da birbirlerine uyumlu olması gereklidir. Maça sistemi temelde hidrolik sistem ve mekanik sistem olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Mekanik sisteme bakıldığı takdirde sabit kalıp üzerinde kullanılmakta olan maça kilitleme mili (boynuz) yardımcı kalıp elemanı olan maçayı ileri pozisyonuna götürür ve mengene sisteminin açılması ile maça sisteminin başlangıç konumuna geçmesi sağlanır. Maçalar sabit kalıp sistemi içerisinde yardımcı eleman olduğu için kalıp içerisindeki kilit sistemi aracılığı ile sabitlenir, enjeksiyon ve basınç uygulaması esnasında ileri pozisyonunda kalması sağlanır. Maça hareketleri altlarında bulunan kızak sistemi aracılığı ile gerçekleşir. Pim şekilli kalıplarda kullanılmakta olan maçalar ise hareketlerini ısıl işlem görmüş olan nitrasyonlu çelik olan kovan içerisinde gerçekleştirmektedir. Ergimiş metalin yolculuğu kalıp boşluğuna dolması ile başlar ve sırasıyla sabit kalıpta yer alan haznelere ve yolluk giriş kesitlerinden kalıp içerisine dolması ile gerçekleşir. Döküm sonucu elde edilen parçanın kalıp içerisinden kolayca çıkabilmesi için itici pimler (ejektör pimler) tarafından kalıp dışına itilmesi için kullanılmaktadır. Kalıbın hareketli parçasının içerisinde bulunan itici silindir, makinanın itici plakasını ileri itekleyerek hareket etmesini sağlar. Makine itici plakasının hareketini hidrolik sistem tarafından kullanılmaktadır. Çektirme isimli aparatların kalıbın itici plakasına bağlanması ile silindir elemanı gerçekleştirecek olan hareketini itici plakaya iletmektedir [17-21].

Kalıp içerisinde yer alan bazı parçaların işlevi ise sadece tutma elemanı olarak çalışmasıdır. Kalıp ve maça hamili itici plakasına ek bloklar, kitleme ve sabitleme

milleri gibi erimiş metal alaşımın uygulayacağı darbeye ve oluşacak yüksek sıcaklığın etkilerine maruz kalabilmesi için kullanımları söz konusu değildir. Fakat kalıp içerisinde yer alan kalıp çekirdekleri, pimler ve geçme plakaları gibi bazı parçalar oluşacak sıvı metal alaşımın darbesini ve yüksek sıcaklığı sönmölemek zorundadırlar. Aynı zamanda bulunan itici pim ve maça hareketini sağlayan yardımcı elemanlar kalıbın sürekli olarak değişen sıcaklık durumunda sorunsuz bir şekilde çalışmalıdır. Geçme parçalar (insert), pimler ile, erimiş sıvı metal alaşımın ısı ve enjeksiyon basınç kuvvet etkisine dayanımları yüksek olmalıdır. Her enjeksiyon işlemi sonunda kalıp parçalarında görölen termal yorgunluk doğru bir olaydır. Şekil 1.6 ve 1.7’de yukarıda bahsedilmekte olan kalıp elemanlarının şekilleri kalıp tasarımı üzerinde gösterilmektedir [17].



Şekil 0.6 Hareketli kalıp elemanları: 1 kalıp hamili, 2 Merkezleme mil burcu, 3 maça kızıağı, 4 maça hamili, 5 pim, 6 hareketli kalıp çekirdeği, 7 maça çekirdeği, 8 geçme parça (insert), 9 ısıtıcı borusu, 10 maça yayı, 11 hapis, 12 chillvent bloğu [17]



Şekil 0.7 Sabit plaka elemanları: 1 maça kilidi 2, ısıtıcı boruları, 3 merkezleme mili, 4 sabit kalıp çekirdeği, 5 sabit kalıp hamili, 6 maça kitleme mili, 7 kalıp haznesi [17]

1.1.15. Kalıp Çeliği

Kalıp çeliğinin temel olarak ihtiyaç duyduğu gereksinimi, erimiş halde bulunan metal alaşımın kalıp içerisine enjekte edildiğinde oluşan hızlı sıcaklık değişim dalgalarının neden olduğu koşullar altında maksimum düzeyde dayanıklılık sağlaması gerekmektedir. Bu durum, kalıp geçme bölmesinin bağlı olduğu çekirdeğin ani sıcaklık dalgalanması karşısında genişmesine ve büzülmesine neden olabilmektedir. Bu durumu göz önünde bulundurarak, kalıp çekirdeğinin mümkün mertebede termal genişleme katsayısının (genleşme ve büzülme durumu etkilerini en düşük seviyede tutabilmek için), mümkün mertebede en yüksek elastisite modülüne (genleşme ve büzülme durumları kaynaklı olan stres durumunu en düşük seviyeye indirebilmek için) ve yüksek sıcaklık esnasında maksimum yorulma mukavemetine (yüzey üzerinde meydana gelebilecek deformasyonun başlamasını geciktirebilmek için) sahip olması gerekmektedir. Kullanılacak olan çeliğin işlenebilme kabiliyeti ve maliyeti gibi diğer

faktörlerde büyük bir önem taşımaktadır. Kalıp için kullanılmakta olan çeliklerin çoğunluğunda krom, molibden ve vanadyum alaşım elementleri yer almaktadır ve bu alaşımların birincil işlevi olarak, uygun ısıl işlem uygulamaları ile mikroyapının kontrolü ile özellikleri geliştirilmektedir [16-17].

H13 gibi alaşımlı çeliklerin ulaşabileceği değerlerden daha yüksek ısı direnci ve termal yorulma dayanıklılık oranı gibi özellikler istenildiği takdirde, özel malzemelerin kullanılması gerekmektedir. Bu özel malzemeler ile yapılan kalıplar arasında maraging çelikleri en çok tercih edilen özel çelik türlerinden birisidir. Maraging çelikleri, yüksek mukavemet oranı ve tokluğun harmanlanmış bir kombinasyonunu sunarak, alüminyum alaşımlı dökümler için kullanılmakta olan maça elemanlarının uygun hale gelmesi için kullanılmaktadır. Yüksek kaliteli malzemelerin vakum tekniği ile eritilerek üretilmekte olan düşük karbonlu çelik alaşımlar olarak oluşturulmaktadır. Nikel, kobalt, molibden ve ayrıca düşük oranlarda titanyum, alüminyum ve silisyum gibi ilave birçok elementi de içerisinde barındırmaktadır. 1400 ila 2400 N/mm² arasında değişmekte olan uzama gerilimine sahip olmaktadır. Tavlanmış maraging çeliklerinin işlenebilmesi nispeten daha kolay gerçekleşmektedir ve bu durum esnasında sertlik değeri yaklaşık olarak 30 HRC ölçülmektedir. İlk işleme işleminden sonra ise 800-900 °C'ye ısıtılır ve yaşlanma kaynaklı sertliğin önlenmesi için yüksek bir hızda hava ya da yağlı bir ortamda soğutma işlemi gerçekleştirilmektedir. Yaşlandırma sertleştirme işlemi 480 °C'ye ısıtıldığı takdirde gerçekleşebilmektedir. Kesit kalınlık oranına ve nihai sertlik değerine bağlı olarak, bu sıcaklık aralığında 6-9 saat kadar tutulur, ardından ise hava ile soğutulması gerçekleşir. Bu işlem neticesinde elde edilen sertlik değeri yaklaşık olarak 50-54 HRC değeri gelmektedir [17].

Maraging Steels						
Type	Yield Strength (0,2% proof stress) (MPa)	% Alloy content				
		Ni	Co	Mo	Ti	Al
18Ni1400	1400	18	8.5	3	0.2	0.1
18Ni1700	1700	18	8	5	0.4	0.1
18Ni1900	1900	18	9	5	0.6	0.1
18Ni2400	2400	17.5	12.5	3.75	1.8	0.15
17Ni1600 (cast)	1600	17	10	4.6	0.3	0.05

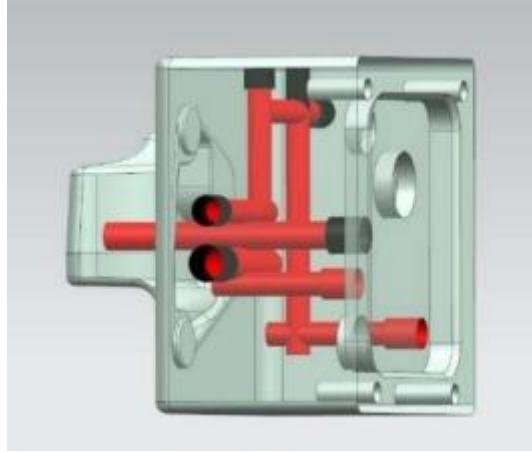
Şekil 0.8 Maraging Çeliği alaşımı

1.1.16. Kalıp Soğutma Kanalları

Kalıbın belirli bölümleri, özellikle sıvı metal alaşımın giriş kısımları ve kalıbın kesit alanının fazla olduğu kısımlarında dökümün üretim hızının stabil tutulabilmesi için ve kalıp döküm ömrünün erken deforme olmasını engellemek için kalıp sıcaklığı belirli sıcaklık değerleri aralığında tutulmalıdır. Sıvı metal alaşımın kalıp içerisine yapışmasını engellemek için, kalıp parçalarının ve kalıp yardımcı elemanlarının maça, pimler ve diğer parçaların soğutulması gerekmektedir. Kalıbın dengeli bir şekilde sıcaklığını ayarlayabilmek için yağ ile ön ısıtma sistemi kullanılırken soğutma kanalı olarak su ya da hava kullanımı söz konusudur. Uygun sıcaklık derecesinin kalıp içerisinden ulaşılması kalıp ayırıcı yağ kullanım oranını düşürmektedir ve çevrim süresinin azalmasını sağlamaktadır [17].

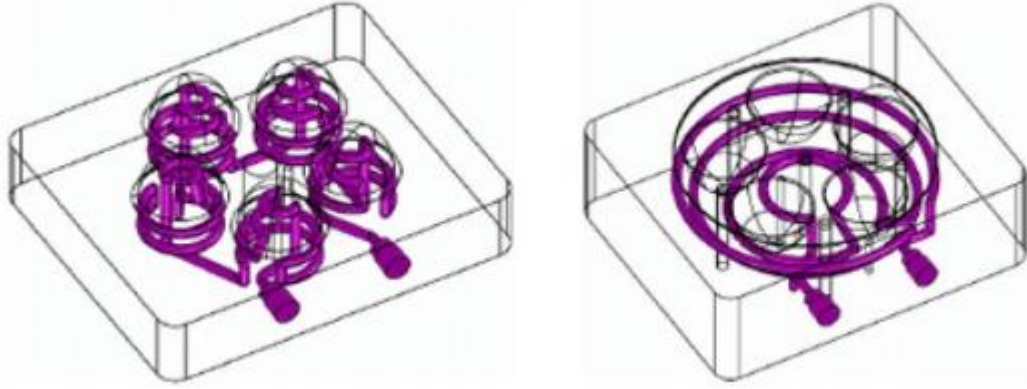
Konvansiyonel soğutma sistemi kalıp içerisinde kurulum şekli soğutma kanallarının kalıp çekirdeğine ve maçalara aşağıda yer alan şekil 1.9 da gösterildiği gibi, bir dizi deliklerin açılması ile kör tapa sisteminin yerleştirilmesi ile oluşturulmaktadır. Su, yağ veya hava bu kanallar aracılığı ile bir giriş borusundan girer kalıp içerisinde belirlenen kanallardan geçer ve çıkış için açılan kanaldan kalıp dışına çıkar. Soğutma sisteminin kalıp içerisinde konumu ve boyutu, kalıbın ömrüne ve performansına doğrudan etki

etmektedir. Soğutma kanallarının yüzey bölgesine yakın ve kuvvetli bir soğutma sağlaması zor olduğu için sıvı metal alaşımın katılaşması hususunda doğrudan bir etkisi yoktur ve kullanım amacı da kalıp çekirdeğinin sıcaklığını istenilen sıcaklık derecesinde dengelemektir. Soğutma sistemi kurulumun sonucu ise, parça üretim süreci için daha yavaş bir çevrim süresinin olması ve kalıp ayırıcı yağ tüketim oranında yaşanan bir artış olması olarak görülmektedir. [25].



Şekil 0.9 Bir maça çekirdeğinin konvansiyonel, derin delme metoduyla açılan soğutma kanalları

Konformal soğutma kanalları tasarımında ise, kalıp çekirdek boşluğunu yüzey kısmına yakın takip eden bir soğutma kanalının oluşturulması ile takibi yapılmaktadır. Soğutma kanallarının kalıp çekirdek boşluğunun etrafına eşit oranda ve aralıkta yerleştirilmesi ile, kalıp eşit oranda soğutulduğu takdirde sıcak nokta (hot spot) oluşum riski hemen hemen ortadan kaldırılmaktadır. Bu olumsuz durumun ortadan kaldırılması ile plastik enjeksiyon döküm yönteminde daha az stresli ve bu duruma bağlı olarak oluşturulan teknik resim ölçülerinin geometrik toleranslarının içerisinde ve istenilen özellikleri karşılayan bir parça üretimine ulaşıldığı rapor edilmektedir. Artan soğutma kanalı miktarı ile soğutma sisteminin etki oranında artış görülürken çevrim süresinin azalması ile üretim adet miktarında artış görülmesi söz konusu olmaktadır [25].



Şekil 0.10 konformal soğutma sistemi

Konformal soğutma sistemi kanalına sahip kalıp parçası üretim yöntemi için direkt olarak metal lazer sinterleme (DMLS) yüksek tokluk oranı ve sertlik oranına sahip, parça kalitesi ve boyutsal doğruluk sağlıyor olmasıyla en uygun üretim yöntemi olarak görülmektedir [26].

1.1.17. Yüksek Basınçlı Döküm Alaşımları

Yüksek basınçlı döküm yöntemi için kullanılmakta olan alaşımların büyük çoğunluğunu oluşturduğu görülen iki temel alaşım grubu mevcuttur. Bu alaşım grupları ise Al-Si9 ve Al-Si12 alaşımlarına dayanmaktadır. Her iki grup içerisinde yer alan tipik döküm alaşımları ise aşağıdaki gibi görülmektedir [23];

- Al-Si9-LM24, A380, CA313, AlSi8Cu3Fe, ADC8
- Al-Si12-LM6, A413, AC3A, AlSi12, LM2, ADC12

Döküm sınıflandırma listesi içerisinde 300 serisi (AlSi) döküm alaşımları yaygın bir şekilde kullanıldığı görülmektedir. Bu tür alaşım sınıfı içerisinde, yüksek mekanik özellikleri ve korozyon direncinin yüksek olduğu görülmekteyken, iyi döküm ile

birleştirildiği görülmektedir. Alüminyum alaşımlarının özellikleri üzerinde en büyük etkiye sahip olduğu bilinen elementler ise Si, Cu, Mg, Mn, Sr ve Fe olarak görülmektedir. Tüm bu elementlere alüminyum döküm üzerinde tek tek bakıldığı taktirde dökümün Őkillendirme yapısı üzerinde belirgin bir etkisinin olduğu olumlu ya da olumsuz anlamda görülmektedir. Alaşım elementlerinin döküm için harmanlandığı taktirde alüminyum elementi üzerinde etkileri ise ayrı olarak bakılması gerekmektedir.

1.1.18. Silisyum Elementinin Etkisi

Alüminyum alaşımlarda en çok kullanılan element olan silisyum elementi, alaşımın dökülebilir olması konusunda büyük ölçüde iyileştirilmesi için silikon eklenmektedir. Silisyum, alüminyum alaşımlarda yaşanılan sıcak yırtılma durumunu azaltmaya ve alaşımın akışkanlığının yükselmesine doğrudan etki etmektedir. Katılaşma esnasında silikonun büzülme durumunu engelleyerek genişlediği görülmektedir. Genleşme ile alüminyumda yaşanılan sıcak yırtılma durumunun önüne geçilmekte ve oluşan tane sınırlarının güçlenmesi ile bakır elementinin alaşım içerisine ilave edilebilmesi izin verebilmektedir [23].

1.1.19. Bakır Elementinin Etkisi

Alüminyum alaşımlarda bakır elementinin etkisi döküm esnasında mukavemeti ve sertliği önemli ölçüde arttırmaktadır. %4-5.5 bakır elementi içerdiği taktirde alaşım, ısıl işlem uygulamasına güçlü bir Şekilde karşılığ göstermekte ve gelişmiş döküm mekanik özellikleri sergileme oranı artış göstermektedir. Bakır elementi alüminyum alaşımlarda genellikle korozyon direnç oranını ve gerilme korozyon direnci oranına olumsuz etki ederek azalmasına neden olmaktadır. Bakır elementinin eklenmesi durumunda yaşanılaması muhtemel bir diğer dezavantajı ise sıcak yırtılma direncine olumsuz etki ederek azalması ve interdendritik çekinti potansiyeli üzerinde artış eğilimi göstermesidir [23].

1.1.20. Magnezyum Elementinin Etkisi

Alüminyum-Silikon alaşımları içerisinde, ısıtım işlem uygulamasına tabi tutulabilen alaşımlar için mukavemet ve sertleştirme oranında artış gösterilmesi için kullanımı mevcuttur. Kullanımı ile alaşımların ısıtım işlem kabiliyetinin kazanmasına yardımcı olur. Magnezyum elementi ile güç kazanabilmek için kullanım amacıyla yer alan mekanizma ile bakır elementinin mekanizmasında benzerlik mevcuttur. Magnezyum alaşımların bileşiklerinin partikülleri tane sınırları içerisinde çökelti oluşumu ve dislokasyon hareketinin önlenmesi ile tane yapısının güçlenmesi için kullanımı önemlidir [23].

1.1.21. Demir Elementinin Etkisi

Alüminyum alaşımları içerisinde döküm için en fazla görülen ve en çok zarar veren safsızlık elementi demir olarak görülmektedir. Fakat basınçlı döküm alaşımları içerisinde demir, alaşımların kalıp içerisinde intermetalik bağ yapısı kurmasının engellenmesine yardımcı olduğu için bulunması gereken ve istenilen bir elementtir. Al-Si-Fe alaşımların ötektik bileşim oranı ağırlık bakımından yaklaşık olarak 50,8-1,1 aralığında demir elementinden oluştuğu görülmektedir. Demir elementi bu seviye aralığında alaşıma eklenildiği takdirde, ergimiş metal alaşımların çelik kalıp içerisinde çözünme eğilimi göstermediği yapılan deneysel çalışmalar sonucu görülmektedir. Demir elementinin olumsuz açıdan etkileri genel hatları bakımından katılaşma esnasında demirce zengin intermetaliklerin oluşumu ile doğrudan ilişkilidir [23-27].

Alüminyum alaşımlarının içerisinde yer alan elementler, metaller arası faz oluşumunu tetiklemektedirler. Bu nedenden dolayı, bir silikonun alüminyum içerisindeki katı çözümlenmesi ve ötektik (α +Si) gibi oluşan temel fazların dışında, metaller arasında oluşan bağlarda mevcuttur. Alüminyum ve silikon dışında yer alan Fe, Cu, Mg, Mn gibi çeşitli elementlerin etkisi sayesinde, mekanik özelliklerin artması ya da azalması gerçekleşebilir. Sıvı alaşım içerisinde en çok görülen intermetalik fazlar ise Al_5FeSi , $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$, Al_2Cu , $Al_8Si_6Mg_3Fe$, $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ gibi fazlardır [28].

Demir elementi temel olarak α -Fe ($Al_{15}(MnFe)_3Si_2$) veya β -Fe (Al_5FeSi) kristalleri şeklinde çöktirmektedir. B-Fe, doğal olarak üç boyutlu olan bir trombosit formuna sahip sert ve kırılğan yapıda bir çökelti olarak görülmekte ve kullanım alanı ise genellikle stres yükseltici olarak belirlenmektedir. Katılaşmanın başlaması ile bu faz interdendritik kanallar aracılığı ile sıvı akışına doğrudan müdahale eder ve sıcak yırtılma gibi karşılaşılabilecek döküm kusurlarının oluşmasına sebep olabilmektedir [28].

Bu çalışma içerisinde kullanılacak olan $AlSi_9Cu_3(Fe)$ (ticari kullanım ismi EN AC-46000) döküm alaşımının, yüksek basınçlı üretim tekniği ile üretimde kullanılmakta olan en yaygın alüminyum alaşımı olarak görülmektedir. Bu alaşım ve döküm tekniği yöntemi kullanılarak üretilmekte olan parçaların %70' oranında bu özel alaşımın kullanılması ile üretildiği tahmin edilmektedir. Alaşımın en belirgin özelliği çekinti boşluğu oluşumunun azalan eğri izliyor olması ve işlenebilirliğinin yüksek olması nedeniyle, çoğunlukla otomotiv endüstrisi olmak üzere, yüksek hassasiyet ve karmaşık tasarım yapısına sahip olan döküm parçalarının üretimi için elverişlidir [29].

1.1.22. Alüminyum Alaşımının Katılaşması

Döküm işlem süreci içerisinde katılaşma çekintisi, metal alaşım halinde yer almakta olan sıvı alaşımın katı haline kıyasla daha düşük yoğunlukta olmasından dolayı oluşmaktadır. Bu nedenden dolayı olarak katılaşma esnası içerisinde metal alaşımın yoğunluk değeri önemli ölçüde artış göstermektedir.

1.1.23. Al-Si-Cu Alaşımının Katılaşması

Yüksek saflık oranına sahip olan $AlSiCu$ hipoötektik alaşımları içerisinde üç ana katılaşma reaksiyonuna sahiptirler. Katılaşma ilk olarak alüminyum dendritlerinin oluşumu ile başlamaktadır. Bu durumun ardından ise iki ana ötektik fazın gelişmesi ile katılaşma süreci devam eder. Cu, Mn, Mg ve Fe gibi elementlerin alaşımın içerisinde

yer almasından kaynaklı safsızlık değerleri düşmektedir ve intermetalik faz oluşumuna sahip bileşiklerin oluşuma doğrudan etki ederler.

Bir AlSiCu alaşımının katılaşma esnasında geçirmiş olduğu süreç ise aşağıda yer alan maddelerin sırası ile tanımlanabilmektedir [30]:

- Birincil α -alüminyum 620-580 °C aralığı içerisindeki bir sıcaklık değerinde oluşmaktadır. Kesin olarak belirtilebilecek sıcaklık değeri, alaşımın içerisinde yer alan Si ve Cu elementlerinin alaşımdaki konsantrasyon oranına bağlı olarak belirlenmektedir.
- Alaşım 590 °C sıcaklığına ulaştığı takdirde ise oluşacak olan reaksiyon oluşumu ise: $S_{IV1} \rightarrow \alpha\text{-fazı} + Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ şeklindedir.
- Alaşım sıcaklığı 570-555 °C aralığına geldiği vakit ise Si ve α -alüminyumun ötektik oluşumu ile alaşım içerisinde kalan sıvının Cu içeriği içerisinde bölgesel olarak bir artışı yaşanmaktadır. Fe açısından zengin olduğu zaman ise bu fazlar da yaklaşık olarak bu sıcaklık değeri aralığında çökmesi söz konusu olabilmektedir.
- Alaşım sıcaklığı yaklaşık olarak 540 °C'ye geldiği vakit ise, Mg_2Si ve $Al_8Mg_3FeSi_6$ fazlarının çökelmeye başladığı görülmektedir.
- 500 °C ve 470 °C sıcaklık aralığı içerisinde ise Al_2Cu ve $Al_{15}Mg_8Cu_2Si_6$ fazlarının çökelmeye başladığı görülmektedir.
- Alaşım sıcaklık değeri 470 °C aralığına geldiği vakit ise katılaşma sürecinin sonuna gelmektedir.

1.1.24. Alaşımların Katılaşma Teorileri

Döküm tekniği kullanıldığı takdirde çekirdeklenme olayları, uygun bir arayüze sahip olan kalıp cidarlarının üzerinde heterojen çekirdeklenme başlangıcı ile meydana gelmektedir. Bu nedenden kaynaklı olarak kullanılmakta olan bütün mühendislik

alaşımları da heterojen bir şekilde çekirdeklenme yaşayarak katılaşması gerçekleşir. Bu bölüm içerisinde, çekirdeklenme olayının fiziksel temel hatları yer almaktadır.

D boyutunda küçük bir kübik küme için bu yeni fazın oluşumu için ihtiyaç duyulan net enerji, katının birim hacim başına düşen daha düşük orana sahip serbest enerji (ΔG_v) sebebiyle d^3 hacmi ile orantılı olarak azaltılması söz konusudur. Bu durum ile, yeni yüzey alanına sahip olan $6d^2$ 'nin oluşumu, yüzey alanın birim alan başına arayüz enerjisi γ nedeniyle ihtiyaç duyulan enerji miktarında artış yaşanır. Bu durum göz önünde bulundurulduğu takdirde, küçük katı küpün oluşabilmesi için ihtiyaç duyulan net enerji denklemi şekil 1.11'de yer almaktadır [31].

$$\Delta G = 6d^2\gamma - d^3\Delta G_v$$

Şekil 0.11 enerji denklemi

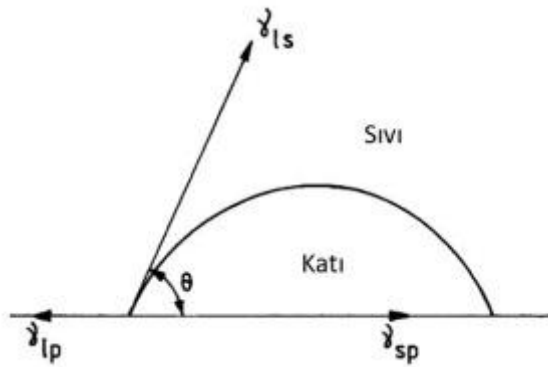
1.1.25. Heterojen Çekirdeklenme

Alaşım sıcaklığı sabit bir değerde olduğunda, en düşük serbest enerji değeri (G) termodinamik bakımdan kararlı bir duruş belirtmektedir. Katılaşma sürecinin başlayabilmesi için itici bir güce ihtiyaç vardır. Çekirdeklenme sürecinin başlangıcı için itici güç aşırı soğutma (ΔT) olmaktadır. Katılaşma süreci için ise itici güç, serbest katı hal enerjisi (G_s) ile sıvı halin serbest enerjisi (G_l) arasındaki fark olmaktadır ve bu durum formüle dökülmüş hali ise [18]:

$$\Delta G = G_s - G_l$$

Şekil 0.12 Katılaşma için gerekli olan itici güç formülü

Sıvı alaşımı aşırı soğutmaya maruz bırakıldığı durumda ise, yeni arayüzlerin oluşumuna yetecek büyüklüğe sahip olması gerekmektedir. Küçük oranlarda aşırı soğutma durumu olduğunda ise yavaş gerçekleşmekte olan çekirdeklenme süreç hızı aşırı soğumanın verdiği kuvvet ile oldukça yüksek bir oranda artış göstererek yükselir ve maksimum noktasına erişim sağlar. Bu durum yaşandıktan sonra ise süreç sabitlenir ve çekirdek oluşumu başlamış olur. Bir cidar üzerindeki kristallerin çekirdeklenme olayı şekil 1.13 üzerinde gösterilmektedir [18].



Şekil 0.13 Bir cidar üzerinde heterojen çekirdeklenme [18]

Heterojen olan çekirdeklenme teorisi neticesi için serbest enerji ifadesi ise şekil 1.14 de yer almaktadır.

$$\Delta G = \left(4\pi r^2 \gamma_{sl} + \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v \right) \left(\frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \right)$$

Şekil 0.14 serbest enerji formülü

$\gamma_{0\pi}$ arayüzey enerjisi ile ΔG_{π} hacimsel serbest enerjidir. ΔG değerinin negatif olduğu durumlarda çekirdeklenme oluşumu meydana gelmektedir. Denklem içerisinde yer alan ikinci terim ise şekil faktörüdür ve aynı zamanda $f(\theta)$ ile ifade edilmektedir. Çekirdek ve cidar arasındaki ıslatma açısı ise ' θ ' ile gösterilir ve θ değeri küçük

olduğunda çekirdek cidarı iyi bir şekilde ıslattığı görülmektedir. Denklemde de görüldüğü üzere ıslatma açısı küçüldükçe heterojen çekirdeklenme için ihtiyaç duyulan enerji oranı azalarak bir engel ortadan kalmaktadır [18-32].

1.1.26. Çekirdeklenen Katının Büyümesi

Çekirdeklenme anından sonra, katının yaşayacağı ilk büyüme durumu gizli ısıyı ortaya çıkartacaktır, ΔG_{D} terimi eriyik sıcaklığın hız ile denge noktasına ulaşabilmesine neden olmaktadır. Bu duruma ‘yeniden ısıtma’ anlamına gelmekte olan ‘recalescence’ denilmektedir. Birincil katı, aşırı derecede soğutulmuş olan sıvı ile hızlı bir şekilde ilerlemekteyken recalescence oluşumu nedeniyle yavaşlama meydana gelecektir. Bu noktadan itibaren, büyüme durumu, dökümden çok daha yavaş ısı kaybı yaşanması ile kontrol altında tutulacaktır [18].

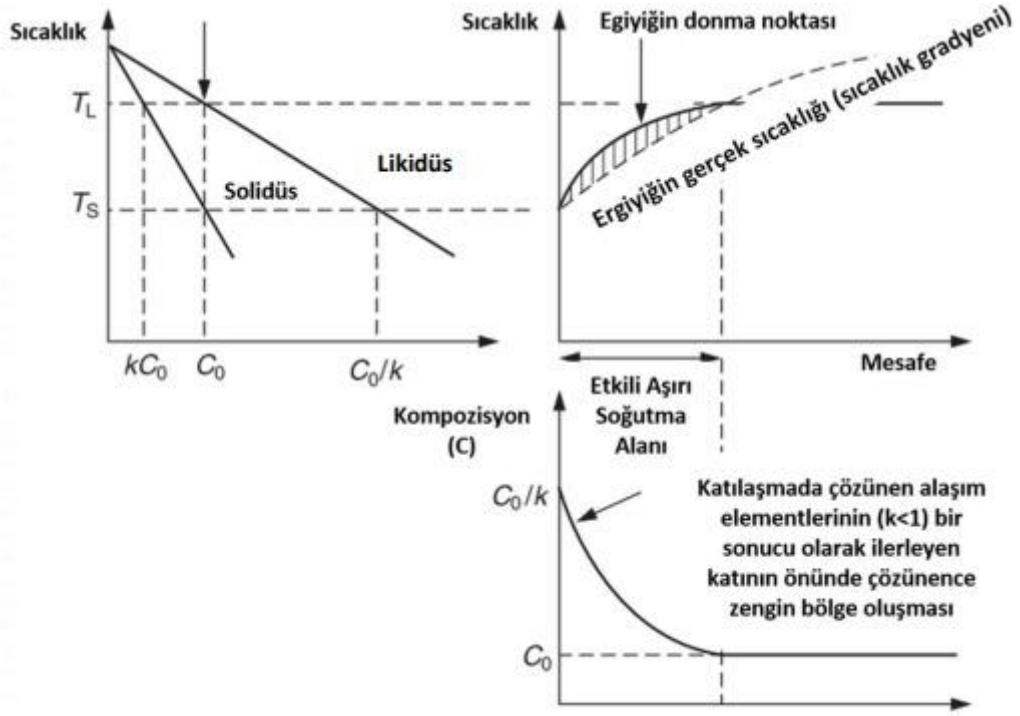
Saf metaller için, katılaşma durumunda yaşanan iti güç oranı arttıkça, oluşmakta olan yapıların değişime uğradığı görülmektedir. Başlangıç noktasında düzlemsel olan, daha yüksek ilerleme hızına ulaştığı hız aralığında, önden başlayarak düzenli aralıklar ile dizilmekte olan kolonsal tanelerin oluşumu görülür. Daha yüksek hızlara çıkıldığı durumda ise büyüme, yan dalları içerisinde barındıran karmaşık geometriye sahip olan hücre adı verilen ağaca benzeyen çıkıntılara evrildiği görülür. Bu formlara verilen isim ise dendrit’tir. Alaşımın için düzlemsel olarak büyümenin kararsızlığına ve bu duruma bağlı olarak hücrenel ya da dentritik büyümeyi doğrudan teşvik eden itici güç, önündeki alaşım içerisinde yer alan elementlerin birbirlerinden ayrılması sonucunda görülmekte olunan aşırı soğuma durumunun örneğidir. Bu alaşım için element konsantrasyonunun artış yaşaması durumunda sıvı erime noktasında düşüş meydana gelmektedir. Şekil 1.15 de yer alan katılaşma durumundaki segregasyon oluşum anından itibaren aşırı soğuma durumunun yaratmış olduğu etkiler gözükmektedir. C0 kompozisyonuna sahip olan alaşım gerçek T0 katılaşma sıcaklığı derecesinde alaşımın katılaşmaya başladığı görülür. Görülmekte olan ilk katı, kC0 bileşimine sahip olmaktadır ve burada yer alan k, çözünen dağılım sabiti olarak da bilinmektedir ve

çözünmekte olan alaşım kompozisyonunun katı ve sıvı fazlar arasında nasıl bölünmüş olduğunu doğrudan tanımlamaktadır [18-32].

$$k = \frac{C_s}{C_l}$$

Şekil 0.15 segregasyon oluşum anında aşırı soğuma

Burada yer almakta olan C_s katı kompozisyonu ve C_l ergiyik halin kompozisyon durumudur. Durgun hal büyüme koşulları altında, arayüzeyin hızı dışarıdan uyarılmakta olan hız durumuna eşit ise ve sıvı durumda konveksiyon gerçekleşmiyorsa arayüzey içerisinde sıcaklık ve kompozisyon durumları sabit olmaktadır. Sadece kC_0 oranda alaşım içeriğine sahip olan katının oluşum esnasında, sıvı içerisinde kalan alaşımın ilerleyen katılaşma durumundan önce kabul edilmemesi gerekmektedir. Bu nedenden dolayı, sıvı başlangıç durumunda homojen yapıda bir C_0 bileşimi halinde olmasına rağmen, yaklaşık olarak bir milimetre oranında bir ilerleme gerçekleştikten sonra önünde yer alan sıvının bileşim oranı C_0/k tepe değerine yükseldiği görülmektedir. Bu durum aşağıda yer alan şekil 1.16 de kararlı durum koşulu olarak gösterilmektedir [3].



Şekil 0.16 İkili alaşım için yapısal faz diyagramı ve aşırı soğutma arasındaki bağlantı [18]

Denklem içerisinde yer alan T_L ve T_S değerlerini ortadan kaldırabilmek ve eşdeğer bir ifadeye ulaşabilmek için, C_0 , k ve m değerlerini (likidüs çizgisinin eğimi) yerine konularak denklem Şekil 1.17 de gösterildiği gibi elde edilir [18].

$$\frac{G}{V_s} = \frac{-mC_0(1-k)}{kD}$$

Şekil 0.17 T_L ve T_S değerlerinin ortadan kaldırılmış hali

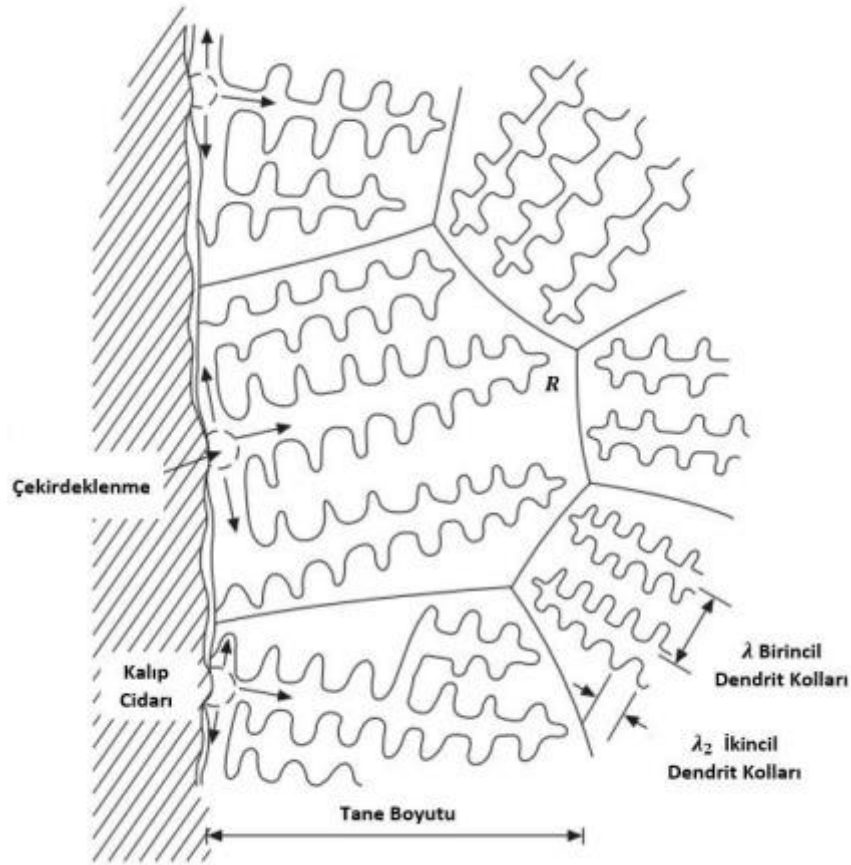
Katılma süresi esnasında, bir elementin segregasyon eğilimi, büyüme sınırlayıcı faktör (GFR) ile gösterilmektedir. Alaşım içerisinde çözünebilen elementlerin, eriyik içerisinde büyürken yeni tanelerin katı-sıvı arayüzeyini oluşturması ve ilerlemesi üzerindeki büyümeyi kısıtlayan etkinin bir ölçüsü olarak görülmektedir. Büyüme

sınırlayıcı faktör (GRF), $mCo (1 - k)$ olarak da tanımlanabilmektedir. Yukarıda yer alan şekil 1.17 de görüldüğü üzere katılaşma hızı ile GRF birbirleri ile doğrudan orantılıdır. Bu durumu özetlemek gerekirse, alaşımın ince taneli yapısı temelde iki ana mekanizma tarafından üretilmektedir [33]:

- Birinci etken, kalıp duvarının yakın kısmında termal aşırı soğutma çekirdeklenme oluşumunu teşvik eder ve aynı zamanda büyümeyi sınırlı bir hale getirir. Bu nedenden kaynaklı olarak, mikroyapı içerisinde küçük eş eksenli tane oluşumu başlar.
- İkinci etken, yapısal olarak aşırı soğutmaya maruz kalan bölge içerisinde çözünen elementlerin varlığıdır. Büyüme kısıltma faktörü (GFR), katı-sıvı arayüzünün önünde çözünmekte olan maddelerin tane büyümesini kontrol etmek ve bu esnada yaratmış olduğu etkiyi ölçmek için kullanılmaktadır [33].

1.1.27. Dentrit Kol Aralığı

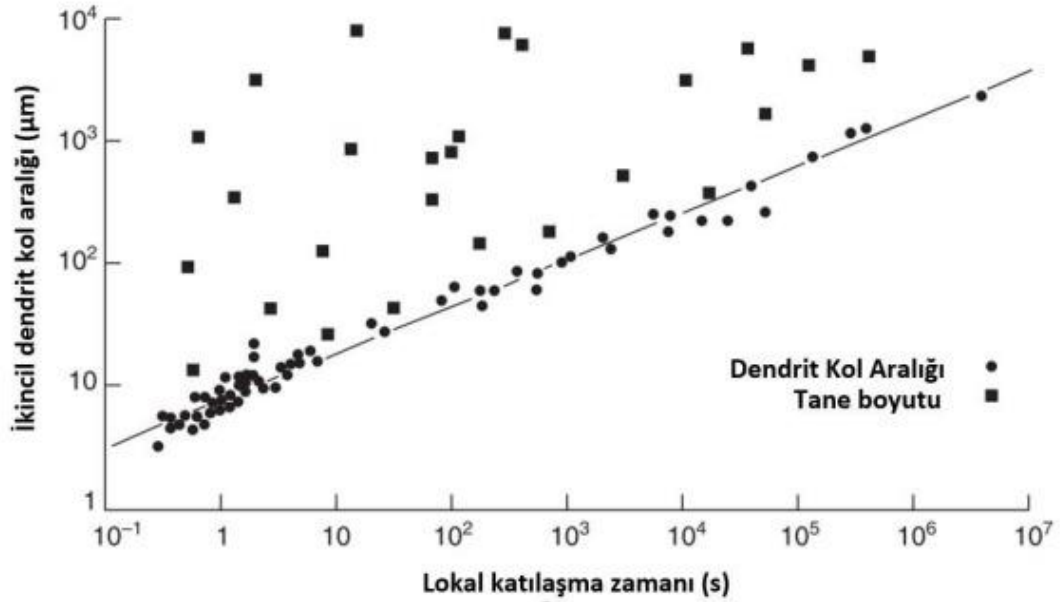
Dentritik yapının oluşumu, aşırı soğumaya maruz kalan katı-sıvı arayüzeyinin bozulması ile tepe ve çukur noktalarından itibaren oluşan hücresel bir yapı ile başlamaktadır. Oluşmakta olan tepecikler, çözünen atomlar itildikçe çukur noktalardan daha hızlı bir büyüme gösterir ve kolonsal şekilde ilerleme gösterir. Hücresel yapıların yan yüzeylerinde kararsız bölgelerde çıkıntı oluşumu izlenir ve hücrelerin aralarında çözünen maddelerin birikimi meydana gelir. Bu çözeltinin zenginleşmesi ise yapısal aşırı soğuma durumunun oluşumuna neden olduğu görülür. Bu sayede oluşan birincil ve ikincil kollar dentritik katılaşma yapısı şeklini almaktadır. Şekil 1.18 de yer alan görsel de dentritik yapı, birincil ve ikincil kolları arasındaki mesafeler (DAS ve SDAS) gösterilmektedir [34-35].



Şekil 0.18 Dendritik katılaşma esnasında oluşan yapı ve mikroyapı parametrelerinin şematik olarak gösterimi [18]

Döküm yöntemi için tane boyutu önemli bir faktördür fakat tane boyutundan daha önemli olan faktör yapısal uzunluk parametresi dendrit kol aralığı (DAS) faktörüdür. DAS, dendrit kollarının ilk olarak dendritin ucuna yakın çok küçük aralıklar ile büyüme göstermektedir. Bu dendrit kolları, yüzey alanını azaltarak yüzey enerji oranında azalma yaşanmasını hedeflemektedir. Bu duruma bağlı olarak, küçük boyutlu kollar tercihli olarak çözülme gösterirken, daha büyük boyutlu olan kollar daha fazla büyüme gösterir ve kollar arasındaki ortalama mesafe artış gösterir. Bu işlemin akış hızı, çözünmekte olan ve büyümekte olan kollar arasındaki çözünen sıvı alışımının artışı yani sıvı içerisinde çözünmekte olan maddenin difüzyon süresine ve oluşum hızına doğrudan etki eder. Buna bağlı olarak katılaşma hızının artış göstermesiyle çözünen maddelerin dendrit kolları arasına yayılma, nüfuz etmesine zaman tanımadan dendrit kollar arasındaki mesafe küçük olmaktadır. Aşağıda yer alan şekil 1.19 da görüldüğü üzere Al-4.5Cu alaşımı için katılaşma zamanı ile ikincil dendrit kol aralığının arasında

gerçekleşen ilişki gösterilmektedir. Katılma zamanı 0-10 saniye aralığı içerisinde ikincil kol aralığında yer alan mesafe 5-40 μm uzunluğunda olmaktadır. Tane boyutunun DAS çizgisinin üzerinde dağılmakta olduğunu ve tane boyutunun katılma esnasındaki süreden tamamen bağımsız gerçekleşmiş olduğu göstermektedir. Aynı zamanda bir tane de tek bir dendrit kolundan daha küçük boyutta olamaz fakat bazı istisnai durumlarda sınırsız boyuta büyümesi gözlemlenmektedir. Özel olarak DAS katılma parametreleri ile bağlantılı görüldüğü ve ikincil DAS katılma sürelerinin periyotlarla kontrol edilmesi gerekmektedir [18].



Şekil 0.19 Al-Cu4.5 alaşımı için dendrit kol aralığı (DAS), tane boyutu ve lokal katılma süresi arasında gerçekleşen ilişki [18]

1.1.28. Yüksek Basıncılı Dökümün Mikroyapısı

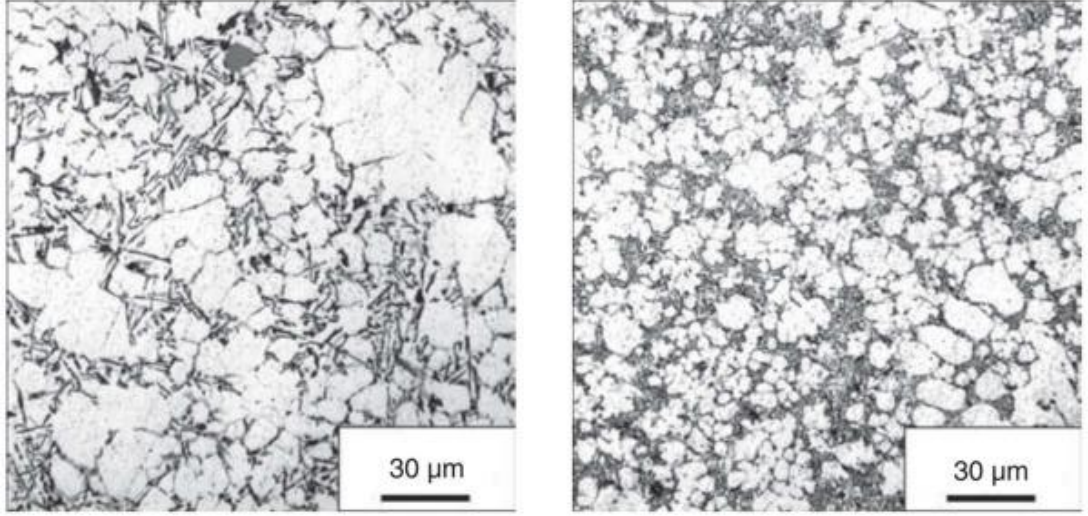
Yüksek basınçlı döküm yöntemi kullanılarak elde edilen döküm alaşımlarının mikroyapıları bazı nedenlerden dolayı karmaşık bir yapı sergilemektedir. Bu nedenlere bakılacak olursa [23];

- Basit bir ikili alaşım olarak oluşmamaktadır. Genellikle ikincil bir alaşım olarak meydana gelirler ve bu nedenden dolayı karmaşık bir faz yapısına

erişirler ve intermetalik oluşturabilen birçok element alaşımın içerisinde yer alabilmektedir.

- Katılma durumu sadece boşluk içerisinde oluşmamaktadır. Metal alaşımın genellikle döküm işleminden sonra hazne içerisinde dendrit oluşumunun başladığı görülür. Burada yavaş katılma gerçekleşmektedir ve bu nedenden dolayı, dendrit kol aralığı büyüme gösterir ve büyük boyutta dendrit oluşumunun olduğu görülür.
- Katılma, hareketsiz duran bir eriyik içerisinde ilerleme göstermemektedir. Enjeksiyon esnasında metal 20-50 m/s hareket hızında ilerleme gösterir ve bu sayede katılması için tipik olarak ihtiyaç duyulan konsantrasyon gradyanları belirgin olarak gözükmemektedir.

Yüksek basınçlı döküm yönteminde karmaşık geometrilere sahip olan parçaların yapılabilmesi için kalıp çekirdeğinin yanında yardımcı kalıp elemanları da maça, pimler ve geçme parçalarda bulunması gerekmektedir. Bu kalıp çekirdeğinin bölümlerini oluşturmakta olan unsurlar, ısıyı kalıp dışına atmazlar, yalnızca ısının çekirdeğe yayılmasıyla belirli bir oranda azalma yaşanmasına neden olmaktadır. Görülen bu nedenlerden dolayı, hızlı bir şekilde çok yüksek sıcaklık derecelerine ulaşmış olmaktadır. Yaşanılan bu ani yükseliş durumundan kaynaklı olarak yavaş katılmaya ve geniş ikincil dendrit kol aralıklarına sahip olan büyük dendritlere sebep olduğu görülmektedir. Aşağıda yer alan şekil 1.20 de merkezde ve cidara yakın yer alan bölgelerdeki mikroyapıları gösterilen A380 alaşımı yüksek basınçlı döküm yöntemi ile oluşturulmuş malzemenin mikroyapı görüntüleri alınmıştır [23].



Şekil 0.20 A380 alaşımında yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilen malzemenin mikroyapıdaki sırasıyla merkez ve cidar bölgesinde oluşan tane boyut farklılıkları [23]

1.1.29. Al-Si-Cu Alaşımın Dökümün Mikroyapısı

Alüminyum-Silisyum (Al-Si) alaşımlarının sistemlerinde, ana alaşım elementleri vardır. Bu ana alaşım elementleri ise bakır (Cu) ve magnezyum (Mg) olarak görülmektedir. Ötektik Al-Si alaşımlarının içerisine bakır elementi ilave edildiğinde, alaşımın akışkanlığında düşük oranda artışa ve her bir ağırlıkça %Cu için Si ötektik sıcaklığında yaklaşık olarak 1.8 °C'lik bir azalma durumunun oluşumuna neden olmaktadır [36].

Alaşım sıcaklığı 548 °C'ye geldiği zaman, sıcaklık ile bakır miktarının azaldığı ve 250 °C 'de ağırlıkça %0,1-0,2 civarına ulaşmış olduğu görülmektedir. Bakır elementi, katılaşma esnasında blok benzeri Al₂Cu yapıda ya da ötektik form halinde (Al + Al₂Cu) çöken alüminyum intermetalik bir faz halinde oluşabilmektedir [36].

Demir (Fe) elementi, Al-Si-Cu alaşımının en kritik noktası olarak bilinmektedir. Katılaşma esnasında birkaç intermetalik bileşik oluşumuna neden olmaktadır. Bu alaşımlar arasında, β -Al₅FeSi sert kırılğan plaka fazlarının oluşumu, alaşımın mekanik

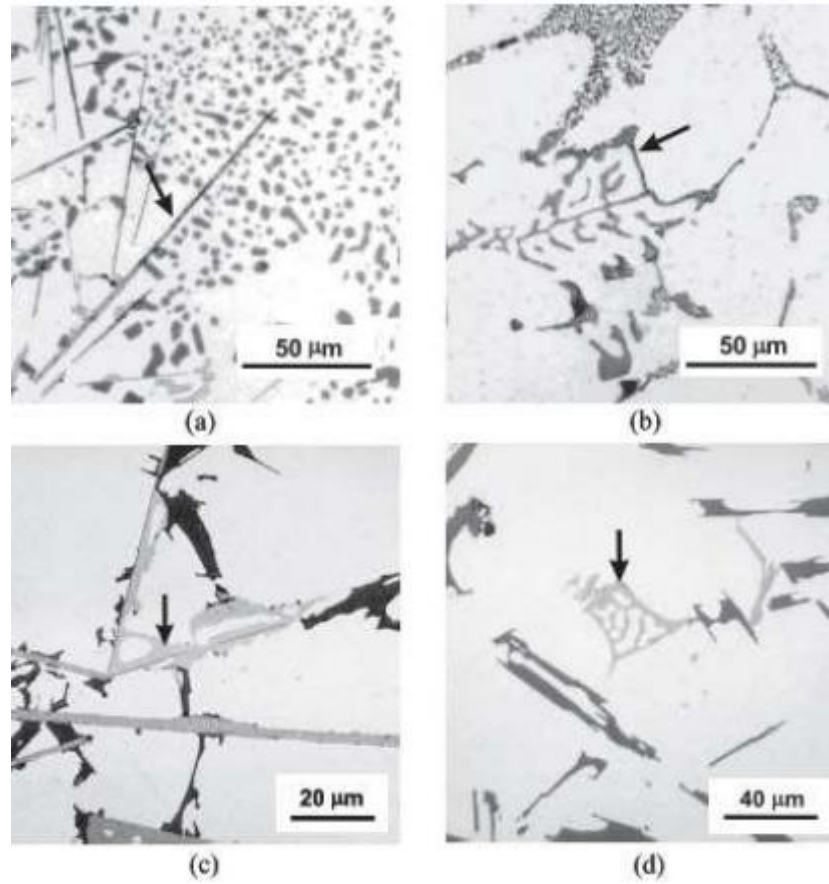
özelliklerine zarar vererek istenilmeyen değer aralığına düşmesine neden olmaktadır. Bu nedenden dolayı olarak, alaşımın içerisinde Fe elementinin oranı %1,5'ten fazla olduğu durumda, demir seviyesinin düşürülmesi gerekmektedir. Demir elemanı içeren intermetaliklerin mikroyapı görüntüleri aşağıda yer alan şekil 1.21 de yer almaktadır. [36-37].

Demir elementinin bulunduğu intermetaliklerin etkisi, bağlantılı olan elementlerin konsantrasyonuna ve soğutma hızları ile doğrudan ilişkilidir. Alüminyum dentritik tanecik ağının katılaşma zamanının başlamadan önceki yapısında oluşan intermetaliklerin (yani sıvı faz içerisinde serbest bir şekilde büyüme gösterebilen) boyutları normal duruma kıyasla daha büyük olmaktadır. Çok daha sonraki durumda ise Al-Si ötektik katılaşma döneminde ya da sonrasında oluşmakta olan partiküller ile kıyaslandığında daha küçük bir boyuta sahiptirler. Çünkü daha sonraki aşamalarda büyümenin meydana gelebilmesi için daha düşük oranda sıvı boşlukları yer almaktadır. Genel hatlar altında bakıldığı takdirde, parçacık boyutu ne kadar büyükse, özellikler ve işlenebilirlik üzerindeki etkilerin zararlı olma ihtimali artış göstermesi muhtemel bir durum almaktadır [37].

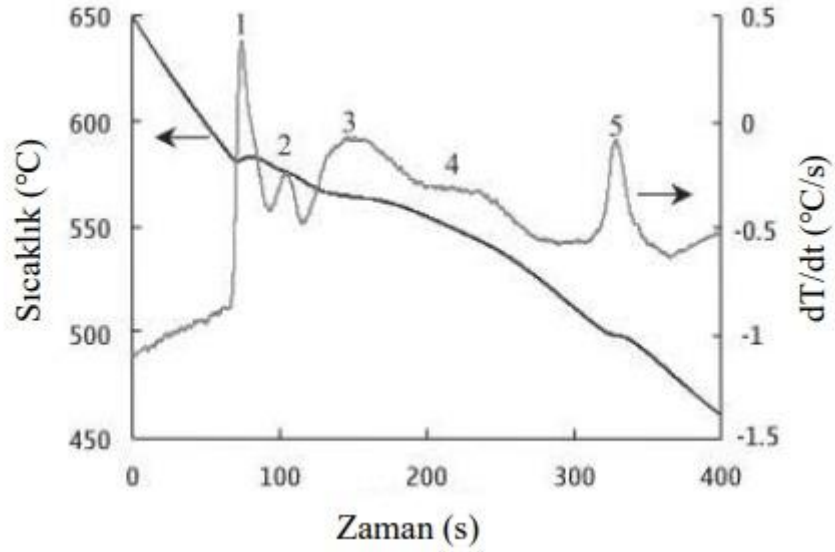
Demir elementine sahip olan intermetalikler (özellikle β -Al₅FeSi levhacıkları ve Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂), yüksek Mn ve Fe oranına sahip olduğu zaman yavaş soğutulmuş Al-Si alaşımlı dökümlerin içerisinde birkaç milimetreye kadar büyüme gösterebilirler. Bu durumla birlikte, normal döküm koşullarında ve orta Fe seviyelerinde, bu intermetalikler daha çok tipik olarak 50-500 μ m boyut aralığında büyüme göstermeleri beklenilmektedir. Çok yüksek soğutma oranlarına sahip olan dökümler için (örneğin HPDC) veya düşük demir elementi oranlarında (örneğin birincil alaşım külçe olduğu) kullanıldığı zaman metaller arası parçacıklar tipik olarak 10-50 μ m aralığında büyüme göstermektedir [30-37].

Şekil 1.20'ye bakıldığında bir Al-Si-Cu alaşımının Mg-Fe alaşımı ile tipik intermetalik morfolojileri görsel olarak yer almaktadır. Şekil 1.21 de ise yine aynı alaşımın, belirtilmekte olan intermetalik faz oluşumları ile tipik bir soğuma grafiği

gösterilmektedir. Alüminyum dendritlerinin katılaşma durumundan önce oluşmakta olan (yani sıvı faz içerisinde serbest olarak büyüme gösterebilen) ya da dendritik ağ ile aynı anda bağımsız olarak oluşabilen intermetalik parçacıkların nispeten daha büyük boyutta olma olasılıkları artış göstermektedir. Bu durumdan çok daha sonra yani Al-Si ötektik katılaşma periyodu esnasında ya da sonrasında oluşmakta olan parçacıklar, daha sonraki aşamalarda büyüme için daha az sıvı alanı mevcut olduğu için oranca daha küçük boyut aralığında olduğu görülmektedir. Oluşan intermetaliklerin boyutları artış gösterdikçe dökümün mekanik özellikleri üzerindeki etkileri de aynı oranda artış göstermektedir [37].

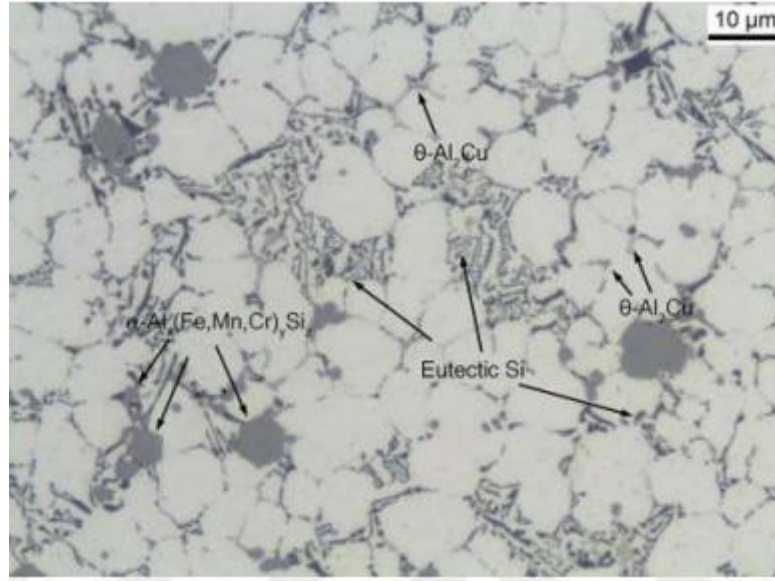


Şekil 0.21 Al₅Si₁Cu_{0.5}Mg (Fe) alaşımlarında tipik morfolojilerini gösteren çeşitli yaygın demir içeren intermetaliklerin mikrografları: (a) α -Al₅FeSi levhacıkları; (b) α -A₈Fe₂Si; (c) β' 'dan büyüyen π -Al₈FeMg₃Si₆ fazı; (d) π -fazı



Şekil 0.22 Al₅Si₁Cu_{0.5}Mg (Fe) alaşımı için tipik soğutma eğrisi ve soğutma hızı eğrisi. Pik noktalar reaksiyonları temsil eder: (1) birincil Al dendritleri; (2) β -Al₅FeSi; (3) Al-Si ötektik; (4) karmaşık Mg₂Si ötektik; (5) karmaşık Al₂Cu ötektik [37]

Al₅Si₉Cu₃(Fe) alaşımının mikroyapısı temel olarak bir birincil faz olarak α -Al katı solüsyonu ve Al-Si ötektik karışımının oluştuğu görülmektedir. α -Al fazı, eşit eksenli ve daha az dallı dendritler olarak ergiyik içerisinde çökme göstermektedirler. Mikroyapı, yüksek oranda soğutma hızından kaynaklı olmaktadır. Ötektik Si, çekme numunesinin merkezinde, modifiye edilmemiş Al-Si alaşımları için tipik olarak kaba bir plaka benzeri bir morfoloji ile gösterilmekteyken (Şekil 1.22), ince ve lifli ötektik Si, daha yüksek oranda soğuma hızına maruz kalması nedeniyle döküm yüzeyinde yakın olan bölgelerde ortaya çıkmaktadır. Bu nedenden dolayı olarak, hızlı katılaşma sürecinin ötektik Si yapısının şeklinde değişikliğe neden olduğu ve bu sayede kimyasal olarak modifiye edilmiş olan ötektik Si ile benzerlik göstermiş olduğu tespit edilmektedir [38].



Şekil 0.23 Silindirik çekme numunesinin merkezinde gözleendiği gibi, döküm $AlSi_9Cu_3(Fe)$ alaşımının mikroyapısı [38]

1.1.30. Katılma Hızının Mikroyapı Üzerindeki Etkileri

Geleneksel döküm teknikleri ve yüksek soğutma hızının etkisiyle katılma yöntemleri üzerinde birçok çalışma yapılmaktadır. Geleneksel döküm teknikleriyle katılaştırma yapıldığında, hızlı katılan döküm parçalarının daha ince tanelere ve homojen bir mikroyapıya sahip olması nedeniyle çok iyi bir mukavemet oranına ve süneklığe sahip olduğu bilinmektedir [39].

Mekanik özellikler için iyileştirme, öncelikli olarak dendrit kol aralığının (DAS) azaltılması ile elde edilebilmektedir. Özellikle de ikincil dendrit kol aralığı (SDAS), gözenekli bir yapı oluşumuna, tane boyutunun azaltılmasına ve dökümün mikroyapısının homojenlik oranında iyileştirme sağlanmasına doğrudan etki etmektedir [40].

Soğuma hızının artması ile birincil çekirdeklenme miktarının artması ve soğuma esnasında sıcaklığın tekrar yükselme (recalescence) oranında azalma görüldüğü bilinmektedir. Bu etki ile doğrudan tane boyutu etkilenmektedir. Soğutma hızındaki artış ile, tane boyutunu ve SDAS seviyesinin azalmıştır [41].

Goulart ve ekibinin, Al-Si ötektik altı alaşımlar üzerinde yapmış olduğu çalışmada, UTS'yi SDAS ile ilişkilendirebilmek için bazı deneysel ifadeler geliştirilmiştir. Mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde dendrit inceliğinin tane boyutu üzerinde daha önemli bir etkiye sahip olabileceği gösterilmektedir. Ağırlıkça %9 Si-Al alaşımı için katılma süresi ortalama 10 saniye aralığından 100 saniye aralığına çıkarıldığı durumda DAS 20 µm değerinden 50 µm değerine yükselmektedir. UTS, DAS üzerindeki düşüş ile doğrusal bir şekilde artmaktadır. Fakat çekme dayanımında, DAS'taki azalma ile önemli bir gelişme kaydedilmemektedir [42].

Zhang ve ekibinin, dökme alüminyum 356 alaşımının hızlı katılaştırılma deneyi soğutma kanallı bakır kalıp içerisinde gerçekleştirilmiştir. Ekibin, DAS'ın esas olarak doğrudan soğutma hızından etkilenmiş olduğu gösterilmektedir. Deneysel çalışmaların sonucunda ise, 100 K/S soğutma hızında 18 µm'lik bir DAS ve 650 K/s'lik bir soğutma hızında 8 µm'lik çok ince bir DAS ölçülmüş olduğu raporlanmıştır. Yapı içerisinde α-alüminyumu çevrelemekte olan daha kaba boyutlu ötektik Si fazının, alaşımın nihai mukavemet değerini ve uzama oranını bozduğu da yazılan rapor içerisinde yer almaktadır. Bu durumlarla birlikte, daha hızlı soğutma oranları ile elde edilmekte olan mikroyapı görüntüsünü daha iyi bir hale getirilerek çekme dayanımında artış yaşanması sağlanmaktadır [43].

M. Zamani ve ekibinin EN AC 46000 (AlSi9Cu3(Fe)) alaşımı üzerinde yapmış oldukları çalışmada ise, düşük oranda soğutma hızlarında ikincil dendrit kol aralığı (SDAS) 25 µm Sr modifikasyonu olmadığı takdirde yüksek soğutma hızında tane yönelmesinin olduğu görülmemektedir. Aynı zamanda SDAS boyutu ise 10 µm olarak ölçülmektedir. Düşük soğutma hızı yönlü olarak katılaştırılmış olan numuneler üzerinde katılma kristal yapısında (100) gerçekleşmekte ve SDAS 25 µm değerinde gelmektedir. Yapılan deneylerin içerisinde tane boyutu ve yönelmesini ile Sr modifikasyonu arasında hiçbir korelasyon görülmemektedir. Bir başka çalışmada ise soğutma hızını 0,19 değerinden 6,25 °Cs yükselterek SDAS 68 µm değerinden yaklaşık 20 µm değerinde düşürüldüğü görülmektedir [39-44].

Yüksek ergime sıcaklık değerleri (Al₂O₃Si alaşımı için 785-850 °C), birincil Si kristal boyutları ve dağılımları üzerinde olumlu bir etki yarattığı görülürken, üretim ortamı içerisinde aşırı ergiyik sıcaklığının olması istenilmemektedir. 7355 °C ısıtılmış olan eriyik, heterojen birincil Si kristalleri, analiz edilen 1,3, 4,5, 15 ve 35 °Cs-1 soğutma hızları civarında izlenilmektedir. Katılaşma işlemi esnasında soğutma hızında yaşanan önemli ölçüde artış, ergime sıcaklığının neden olduğu birincil Si kristal boyutlarındaki değişimi ve heterojen dağılım oranını en düşük seviyeye indirmektedir. SDAS eriyik sıcaklığından etkilenmediği ve tüm deneysel çalışma koşulları için soğutma hızının bir fonksiyonu olarak görülmektedir. SDAS, 1,3 ve 4,5 °Cs-1 oranında bir soğutma hızı için yaklaşık olarak 32µm değerinden 22 µm değerine düşürülmektedir. Ayrıca soğutma hızının 35 °Cs-1 olarak tahmin edildiği bakır kalıbın deney numuneleri üzerindeki etkisi yaklaşık olarak numuneleri 11 µm'ye kısaltmış olduğu raporlanmıştır [45].

H. Yamagata ve ekibinin yapmış olduğu çalışmalarda, ortalama soğutma hızı oranının Al₂O₃Si döküm alaşımının mikroyapıları üzerinde yaratmış olduğu etkiler araştırılmıştır. İnce cidarlı test numunesi basınçlı hava ve atomize su kullanılarak soğutulduğu zaman, sırasıyla 4,9 °Cs-1 ve 82 °Cs-1 soğutma hızlarında (730-380 °C aralığında hesaplama yapılmıştır) katılaştırma işlemi uygulanmıştır. Mikroyapı ölçümleri, soğuma hızındaki artış ile birincil silisyum faz çapı oranının 89,7 µm ± 17,3'ten 16,5 µm ± 3,8'e ve SDAS boyutunun 22,1 µm ± 5,9'dan 5,1 µm ± 0,8'e düşürülmüş olduğu izlenilmektedir. Basınçlı döküm tekniğinin silindir bloğu metalografik analizi üzerinde sıcaklık grandyanının birincil silisyum partikül boyutu üzerinde önemsiz derecede ihmal edilebilir bir etkiye sahip olduğu tespit edilirken hem alüminyum fazının hem de ötektik silisyum elementinin morfolojisinin, sıcaklık grandyanına güçlü bir şekilde bağlı olduğu yapılan deneysel çalışmalar neticesinde raporlanmaktadır [46].

M.A Irfan ve ekibi tarafından yapılan deneysel çalışmalarda, SDAS'ın soğutma uygulanmayan çekirdekte ölçülenden birkaç mikron daha küçük olduğu çalışmalar

neticesinde raporlanmıştır. SDAS'ta yaklaşık olarak birkaç mikron değerinden bir azalma dahi çekme dayanımı üzerinde 10-20 MPa değerinde bir iyileştirmeye yol açabilmektedir. Ancak, çekirdekten uzaklaştıkça soğutma etkisinin azalma eğilimi göstermiş olduğu izlenmektedir. Alaşım, daha yüksek oranda termal iletkenliğe sahip alaşımlardan yapılmış çekirdekler ya da daha yüksek soğutma suyu debileri kullanılarak daha yüksek soğutma hızları ve soğutmanın daha derin bölgelere nüfuz edebilmesinin önü açılmaktadır. SDAS, mekanik özelliklerin bir tahmincisi olarak etkin bir şekilde kullanılabilir ve fayda sağlanabilir [40].

Žbontar ve ekibi, ikincil dendrit kol aralığı, soğutma hızı ile doğrudan ilişkisini gözlemledi. Soğutma hızı yaklaşık 60 K/s'den 120 K/s'ye yükseltildiğinde, SDAS'ın ortalama %20 azalarak 8,9 µm uzunluğa gerilediğini belirlediler. SDAS için tüm ölçümlerin ortalama değerleri genellikle soğutma hızıyla ters orantılı olduğunu tespit ettiler [47].

1.1.31. Döküm Kusurları

Döküm kusurları, birçok farklı nedenden kaynaklı olarak döküm süreçleri esnasında doğası gereği meydana gelebilmektedir. Döküm parçaların nihai özelliklerinin ve kullanım esnasındaki davranışlarının her zaman mikroyapısal özellikleri ve parça kusurları ile ilişki mevcuttur. Literatür tarafından önerilmekte olunan veya şu anda üretime devam eden dökümhaneler tarafından benimsenen döküm bileşenlerinin kusurlarını sınıflandırabilmek için üç temel yaklaşım vardır:

- Gerçekleşen hatanın geometrisine/konumuna dayalı olarak yapılan Cocks yaklaşımı,
- Gerçekleşen hatanın metalurjik kökenine/nedenlerine dayalı olarak yapılan Campbell yaklaşımı,
- Gerçekleşen hatanın morfoloji temelinde yapılan NADCA yaklaşımı,

Olarak temelde oluşan döküm kusurlarına yaklaşım yöntemi tercih edilebilmektedir. İlk yaklaşım, Cocks tarafından önerilmiştir ve hatanın yüzey ve iç kusurları başta olmak üzere iki sınıfa ayırarak incelenmiştir. Campbell tarafından önerilen yaklaşımda ise, parçanın kusurları metalurjik kökenlerine ve nedenlerine (döküm geometrisine, döküm alaşımına, kalıp özelliklerine, kalıp yağlanmasına, işlem parametrelerine vb.) göre sınıflandırılarak hatanın gerçekleşmiş olduğu birimin bulunmasına yardımcı olmaktadır.

1.1.32. Gaz Sebepli Kusurlar

Döküm alaşımlarında en çok görülmekte olan kusurlardan birisi olan gaz sebepli kusurlar, döküm parçalarında boşluklar oluşturmaktadır. Gaz gözeneği oluşumunun temel sebebi, kalıpların kapatılması esnasında kalıp boşluğu içerisinde sıkışmış olan havadan kaynaklı olmaktadır. Eriyik alaşımın içerisinde çözünen hidrojen ve diğer gazlar da yüksek basınçlı döküm parçaların üzerinde gaz gözeneği olarak görülmektedir. Bu duruma ek olarak, kalıp yağlayıcıların yanlış seçimi de gaz gözeneği oluşuma neden olabilmektedir. Aşağıda yer alan şekil 1.24'te gaz gözeneği oluşumuna neden olan temel sebepler yer almaktadır.

Hata	Açıklama	Morfoloji	Metalurjik Köken
Hidrojen Porozitesi	Ergiyikte hidrojen varlığından dolayı boşluklar.	Pürüzsüz ve oksitlenmemiş yüzey ile karakterize edilen yaklaşık küresel boşluklar. Bu tür boşluklar oldukça küçük bir boyuta sahiptir (0,05-0,5 mm çap) ve döküm içinde neredeyse homojen bir şekilde dağılmıştır.	Nem, yüksek sıcaklıkta sıvı metal içinde tek atomlu hidrojenin varlığına neden olabilir. Katı fazdaki hidrojen çözünürlüğünün ani azalması nedeniyle, katılaşma bölgesi hidrojeni reddeder
Hava Hapsetme Gözenekliliği	Sıvı metalin içinde hapsolmuş hava kabarcıklarından kaynaklanan küçük boşluklardan oluşur	Hava hapsolme gözenekleri, üzerinde ince bir oksit tabakası bulunan nispeten pürüzsüz yüzeylerle sahip, küresel veya elipsoidal boşluklar olarak görünür. Bir porozitenin boyutu 10-2000 µm arasındadır.	Hava hapsi gözenekliliği, HPDC ürünlerinde en sık rastlanan kusurdur. Türbülanslı sıvı metal damarda hava kabarcıkları ya püskürtme manşonunda, doldurma kanallarında ya da kalıp boşluğunda oluşabilmektedir.
Buhar Hapsetme Gözenekliliği	Kalıpta kalan nemin neden olduğu döküm boşluklarından oluşur. Nem, erimiş metal ile temas ettiğinde buharlaşır.	Pürüzsüz yüzeylere sahip yaklaşık olarak küresel boşluklar şeklinde ve boyutları 0,5-3 mm'dir. Kalıp üzerindeki genel olarak lokalize nem mevcudiyeti nedeniyle, boşluklar tipik olarak bölgesel yoğunlaşmıştır.	Kalıp yüzeyinde nemin varlığı, su bazlı yağlayıcının fazla olmasından kaynaklanabilir.

Şekil 0.24 Yüksek basınçlı dökümde gaz boşluğu hataları ve sebepleri [38,48,52]

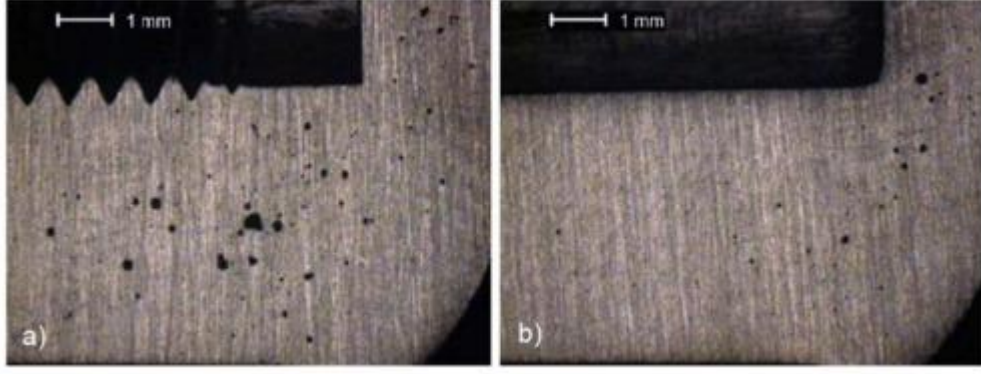
1.1.33. Çekinti Kaynaklı Kusurlar

Sıvı döküm alaşımı katılaşmaya başladığında metalin hacminde azalma görülür ve sıvı metal içine çekildikçe boşluk oluşumu görülür. Sıvı metal alaşımın beslenmesinin yetersiz kaldığı durumlarda, bölgesel olarak bu çekilme durumu beslenemez ve çekinti hatası oluşumu parça üzerinde görülür. Bu bölgeler yerel olarak son katılaştıran ve çoğunlukla sıcak kalan (hot spot) bölgelerde kesit kalınlık oranı daha yüksek olmaktadır. Döküm parça üzerinde görülmekte olan bu tip hata oluşuma makro çekinti denilmektedir. Sıvı metal alaşımın katılaşma başladığı zaman büzülme oluşumunu dengeleyebilmek için dendritik bölgelerin yeteri kadar besleme yapılamadığı durumlarda dendritler arası çekinti oluşumu görülmektedir. Ortaya çıkan küçük süreksiz hata durumu birbirleri ile etkileşim halindedir ve parçanın sızdırmazlığı üzerinde doğrudan etkiye sahip olmaktadır [48].

Yüksek eriyik sıcaklığı olduğu durumda ise, eriyik içerisinde çözünmüş olan gaz oranı artış göstermektedir ve döküm parça içerisinde porozite oluşumuna neden olabilmektedir. Aynı zamanda yüksek sıcaklığa maruz kalan metal alaşımın katılaşması için gerekli olan süreyi arttırarak çekinti oluşumuna neden olabilmektedir. Kalıp yüzey sıcaklık değerinin değişiklik göstermesi ve uygun olmayan sıcaklığa düşmesi durumu da döküm parçanın makro çekinti, mikro çekinti, sıcak yırtılma, gaz porozite oluşumu ve hatta soğuk birleşme gibi olumsuz etkiler ile doğrudan bağlantısı vardır [49-50].

Basıncılı döküm yönteminde yolluk giriş kesitleri yüksek hızla katılaşmaya maruz kaldığı için donarak kalıp boşluğu içerisinde basınç oluşumunu önleyen bir bariyer oluşumuna neden olabilmektedir. Yolluk giriş kesit alanını, hızının ve sıkıştırma basıncının (3. faz basınç) daha yüksek değerleri, porozite oluşumunu azaltır ve çekme dayanımına artış kazandırır. Ancak, kalıp içerisinde erozyon ve makinenin kapasitesi gibi pratik hız ve basınç parametreleri üzerinde sınırlamaların oluşumuna neden olabilmektedir [51].

Kalıp içerisinde beslemenin yetersiz kaldığı durumlarda ve sıcak kalan bölgelerinde oluşmakta olan çekintiler, kalıbın soğutma performansının iyileştirilmesi, katılaşma süresinin kısaltılması ile azaltılması mümkündür. Geleneksel soğutma tekniği ve konformal soğutma ile üretilmekte olan iki döküm parçasının karşılaştırılması yapılmaktadır. Porozite oluşumunun soğutma hızı artışı ile azalma gösterdiği şekilde görülmekte ve çekinti porozitesi hacimce ortalama %1,5 oranından %0,5 oranına düşüş göstermektedir [26].



Şekil 0.25 Konformal soğutma ile çekinti porozitesinin azalması: (a) geleneksel soğutmalı, (b) konformal soğutmalı döküm kesiti [26]

1.1.34. Sıcak Yırtılma Kaynaklı Hatalar

Döküm parça üzerinde görülen sıcak yırtılma, katılaşma esnasında oluşmakta olan gerilme bölgesel sıcaklıklarda maksimum değerin çekme mukavemetini aşmış olduğu durumlarda ortaya çıkmaktadır. Bu durum katılaşma esnasında meydana geldiğinde sıcak yırtılma, oda sıcaklığı derecesine soğuma esnasında meydana geldiğinde çatlak olarak tanımlanmaktadır. Pellini, sıcak yırtılma oluşumunu gerinim kontrollü bir fenomen olarak tabir ettiğini öne sürmektedir. Gerinim, sıcak bir nokta üzerinde biriktiği durumda ve kritik bir değere ulaştığı vakit, sıcak yırtılma durumu oluşumu meydana gelmektedir [52-53].

Clyne ve Davies yapmış olduğu çalışmalarda, sıcak bölge üzerindeki katılaşma süresine odaklandılar ve sıcak yırtılma oluşumunu tek eksenli gerinim sonucu oluştuğunu raporlarında önerdiler. Katılaşma sürecinin son aşamasının sıcak yırtılma için kritik bir an olduğunu doğruladılar. Bu aşamada, tane hareketi serbest olamaz ve uygulanmakta olan bu gerilim, sıcak yırtılma hatasının oluşumuna sebep olmaktadır [53].

Sıcak yırtılma döküm hatası basit bir hata olmasa bile, teoriler genel hatlarda iki grup altında toplanmaktadır. İlk grup teoriler, gerilme, gerilme ve gerinim oranına dayalı olmaktadır ve bunlar da alaşımın termomekanik özellikleri ile doğrudan ilişkili

olmaktadır. Diğer teori grubunda, metalurjik faktörler ile ilgili olan iki katılaşmış bölge arasında yer alan sıvı film ve besleme eksikliği fikrine dayalı olmaktadır. Campbell, sıcak nokta üzerindeki gerinim (ϵ) değerini aşağıda yer alan şekil 1.26'da görüldüğü gibi ifade etmektedir:

$$\epsilon = \frac{\alpha \Delta T L}{l}$$

Şekil 0.26 Campbell gerinim değerinde

Yer alan ifadelerin karşılığı ise; α : termal genişleme katsayısı; ΔT : duygusal bölgenin uzunluğu; L : dökümün uzunluğu; l : sıcak noktanın uzunluğu olarak ifade edilmektedir. Bu denklemden, tanelerin inceltilmesi, sıcak noktalar arasında yer alan mesafe farkının azaltılması ve oluşan sıcaklık farklılıklarını en düşük seviyeye indirilmesi ile gerginlik durumunda azalma yaşanabileceği açıklanmaktadır [18-53].

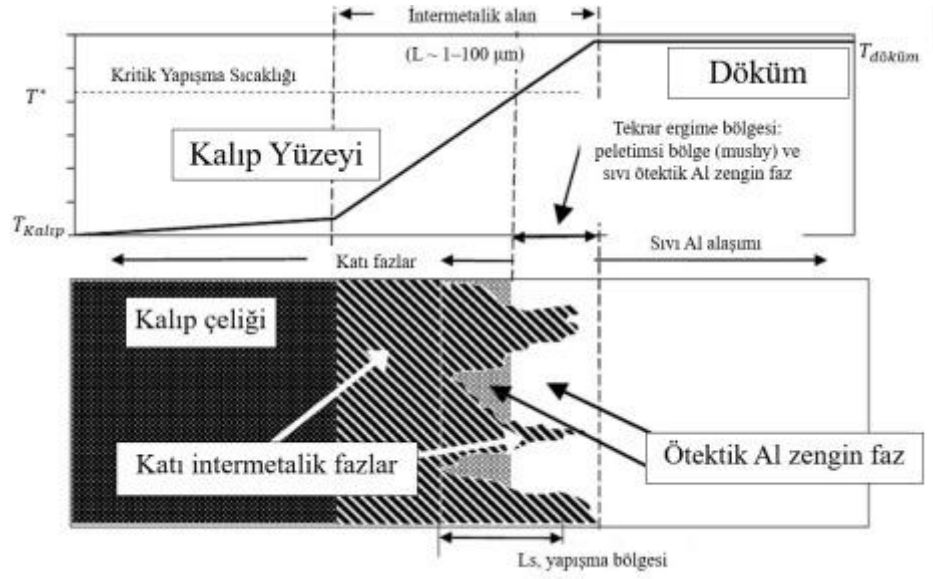
1.1.35. Yapışma Kaynaklı Hata Oluşumu

Alüminyum döküm alaşımlarının kalıp duvarlarına yapışması, basınçlı döküm endüstrisi içerisinde devam etmekte olan ciddi bir sorun olarak görülmektedir. Alaşımın kalıba yapışması durumu, dökümün çevrim hızını etkiler ve hatta sorunun giderilebilmesi için üretim hattında durma yaşanmasına da neden olabilmektedir. Kalıp yüzeyindeki bu tür hasarların onarımı için yapışmanın yaşanmış olduğu kalıp bölgesinin parlatılması gerekmekte bu durum da genellikle kalıp yüzey bütünlüğünde bozulma meydana gelmesine yol açmakta ya da kalıbın yüzey kaplamasına zarar vererek hatanın tekrarlanmasının önünü açmaktadır. Eğer kalıbın bir bölgesinde yapışma yaşanmışsa döküm parçanın kalıptan ayrılabilmesi için daha yüksek oranda bir kuvvet uygulanması gerekmekte, bu durumun neticesinde de dökümde geometrik bozukluğa, döküm parçanın kalıptan ayrılmamasına ve enjektör pimlerinde hasar meydana gelmesine neden olmaktadır. Aynı zamanda döküm parçada yapışma kaynaklı sıyrılmaya yaşanmasından dolayı olarak incelenen cidarlarda sızdırmazlık

testinden geçerken hata oranında artış görülmektedir. Eğer döküm parçanın yapışma kaynaklı oluşan sıyırma durumu derinleşirse, parçanın kalıptan ayrılma esnasında çatlamasına neden olabilmektedir [54-55].

Yapışma hatası literatür içerisinde iki farklı tip varlığının olduğundan bahsedilmektedir. Bunlardan birisi kimyasal ve metalurjik nedenlerden dolayı olarak yüksek sıcaklıklar uygulandığı vakit meydana gelmektedir. Diğer türü ise, mekanik etkileşim esnasında düşük sıcaklık yaşandığı vakit meydana gelmektedir [56].

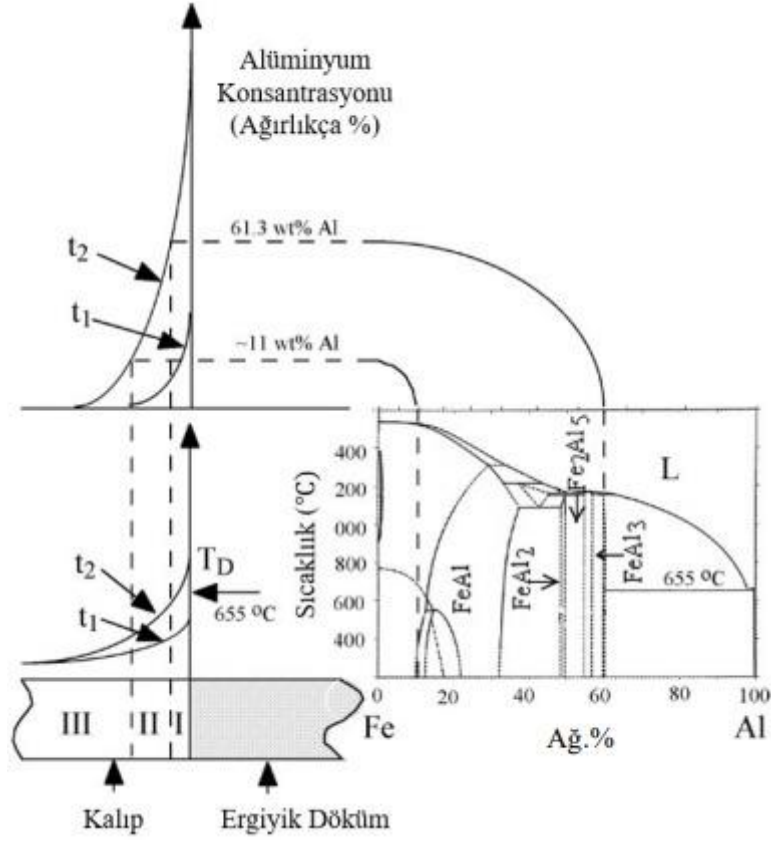
Yapışma hatası, spreyleme işlemi esnasında oluşturulmakta olan kalıp yüzeyinde yer alan koruyucu filmin (ya da kaplamanın) tahrip olmasından kaynaklı olarak meydana gelebilmektedir. Ergimiş alüminyum alaşımın kalıp ile temas ettiğinde, kalıp yüzeyinde ısı artışı olmaktadır. Kalıp yüzey sıcaklığı, yapışma kritik sıcaklık (T_c) değerinden daha yüksek bir değere ulaşırsa, eriyik içerisinde kalıp üretiminde yer alan demir elementi çözünür ve alüminyum, kalıp yüzeylerine difüze etmeye başlar. Bu durumun sonucu olarak, kalıp yüzeylerinde kademeli olarak bir intermetelik tabaka oluşumu görülmektedir [56]. Yapışma kritik sıcaklık değeri, ergimiş halde bulunan alüminyum alaşımı ile kalıp çeliği arasındaki kimyasal reaksiyonun termodinamik farkından belirlenmektedir. Saf bir demir kalıp içerisinde saf alüminyum katılaşması durumunda ise, T_c , Al-FeAl₃ ötektik reaksiyonun sıcaklığı ile verilmekte ve 655 °C sıcaklığına eşit olabilmektedir. Kalıp yapışması durumunun gerçekleşmiş olduğu kritik sıcaklık değeri, alüminyum alaşımlı dökümler için alaşım bileşimine göre değişiklik göstermektedir. Spesifik olarak T_c , kalıp malzemesi üretiminde yer alan elementler ile ergimiş halde bulunan alüminyum alaşımı arasındaki kimyasal reaksiyon oluşumu ile alüminyum alaşımın katılaşma sıcaklık değeri olarak tanımlanmaktadır. (24) Alüminyum elementi bakımınca zengin olan ötektik faz ve intermetelik fazların arasındaki girintili arayüz, metalurjik yapışma hatasının yaşanıyor olmasına neden olmakta ve bu şekilde yapışma kanlık oranı mekanik yapışma ile devam ederek artış göstermektedir. Aşağıda yer alan şekil 1.27’de çelik üzerinde oluşmakta olan intermetalik ve kritik yapışma sıcaklık değerleri yer almaktadır [57].



Şekil 0.27 Kalıp yüzeyindeki intermetalik bağların şematik gösterimi ve katmanlar boyunca sıcaklık profili [57]

Kalıp ile temas halinde bulunan sıvı alüminyum alaşım, kalıbın içerisine yayılmakta ve metallere arası oluşturabilmek için demir ile reaksiyona girmektedir. Daha yüksek miktarda alüminyum alaşım kalıp içerisine yayıldıkça, kalıp yüzeyindeki alüminyum konsantrasyon oranında artış yaşanır ve metallere arası katman oranında genişleme yaşanır. Bu durum aşağıda yer alan şekil 1.28 üzerinde şematik olarak yer almaktadır. T2 zamanındaki profili alüminyum-demir faz diyagramı ile birleştirildiği vaki, kalıp yüzeyi içerisinde üç bölge oluşumu belirlenebilmektedir. Bölge 1, kalıbın erimiş alüminyum alaşımı ile temas etmiş olduğu yüzeylerinin kısmıdır. Bu bölge için, alüminyum konsantrasyon oranı ağırlıkça %61 oranından yüksektir ve oluşan fazlar FeAl₃ ve alüminyum bakımından zengin olan bir faz meydana gelmektedir. Bu bölge özelinde katılma sıcaklık oranı, erimiş halde bulunan alüminyumun sıcaklık değerinden daha düşük olan 655 °C olarak ölçülmektedir. Bölge 2'ye bakıldığı zaman ise, alüminyumun ağırlık yüzde değeri 11 ile 61 aralığında değişiklik göstermekte ve oluşan fazlar esas olarak FeAl₃, Fe₂Al₅, FeAl ve FeAl₂ olduğu görülmektedir. 2. bölge içerisinde yer alan fazların katılma sıcaklık değerleri, erimiş halde bulunan alüminyum alaşımın sıcaklık değerinin üzerinde olmakta ve 1100 °C değerinde ölçülmektedir. Bölge 3 incelendiği vaki ise, alüminyum konsantrasyon ağırlığı yaklaşık %11 değerinden daha az ve demir elementi ağırlıkça daha fazla olmaktadır. Kalıp ile erimiş alüminyum alaşımın yapışma durumundan sorumlu olan bölge 1'de

oluşmakta olan fazlar olarak görülmekte çünkü bu fazların oluşumu kalıp döküm sıcaklık değerinde sıvı halde yer alabilmektedir [56].



Şekil 0.28 Kalıp yüzeyindeki olası alüminyum bileşimini ve sıcaklık profillerini ve bir demir kalıpta saf alüminyum dökümü durumunda ortaya çıkan aşamaları gösteren şematik gösterim [56]

Bu durumların sonucu olarak yapışma, kalıp yüzeyinde ergiyik halde bulunan alüminyum alaşımı ile çelik arasında meydana gelen reaksiyon sonucunda oluşmakta ve reaksiyon sıcaklık değerlerinde sıvı halde olan fazlara neden olabilmektedir. Sıvı, katılaşma durumunun sonrasında kalıbı döküm ile birleştirerek kalıbın döküm parça ile yapışmasının oluşumuna neden olabilmektedir. Pürüzlü bir yüzey ya da dar çıkış açılı bir alan, temas bölgelerinde kalıp yüzey sıcaklık oranında artış yaşanmasına neden olarak yapışma durumunun yaşanmasını desteklemektedir.

Yapışma durumunun yaşanmasını etkileyen birkaç proses parametresi mevcuttur. Bu parametrelerden etkisi yüksek olan parametreler; metal ve kalıp sıcaklığı, döküm alaşımını oluşturan bileşen elementleri, kalıp yağlanması ve kaplanma özellikleri, kalıp çekirdeğinin özellikleri ve çevrimin çalışma parametre değerleridir. Kalıp yüzey sıcaklığı sıvı alaşım ile temas edeceği vakit ne yüksek ne de alçak bir sıcaklık değerinde olmaması gereklidir. Kalıp yüzeylerinde iyi bir sıcaklık kontrolü sağlayabilmek için verimli bir tasarıma sahip olan soğutma hatları kullanımı önemlidir. Yüksek metal alaşım sıcaklıkları kalıp yüzey sertliğinde düşüş yaşanmasına neden olmakta ve kalıp yüzeyinde aşınma direncinin azalmasına doğrudan etkilidir. Bu durum, kalıbı erozyon yaşanmasına karşı daha duyarlı bir hale getirmektedir. Aynı zamanda yüksek sıcaklık değerleri, demir ve alüminyum atomlarının difüzyon oranını arttırarak intermetalik fazların büyümesine ve gelişmesine yardımcı olmaktadır. Ergiyik sıcaklık değeri, kalıp yüzey bölgesi üzerinde sıcak noktaların (hot spots) oluşumunda kritik bir faktör olarak ön plana çıkmaktadır. Kalıp yüzey sıcaklık oranı 300 °C değerinin üzerinde olmaması gereklidir. Daha yüksek sıcaklık değerlerine ulaşıldığında, spreyleme adımı oluşturulmakta olan koruyucu film tabakasının zarar görmesine ya da kalkmasına neden olabilmektedir. Sıcaklık değeri daha düşük olduğu durumlarda ise, mekanik yapışma oluşumunun yaşanmasına neden olabileceği görülmektedir [58].

Ergimiş halde bulunan alüminyum alaşım ile kalıp yüzeyi arasına fiziksel olarak teması engellemek için kaplama tekniği uygulanabilmektedir. Şu anda kullanılmakta olan ve işlevi açısından etkili olan kaplamalar, yapışma kritik sıcaklık değerini arttıran elementleri içerisinde barındırmaktadır. Kalıp yapışma durumu, kalıp yüzey sıcaklığının madenin yapışma kritik sıcaklığının (T_c) altında tutabilmek için kalıp yüzeyinin soğutulması ile bu olumsuz durumun önüne geçebilmeyi hedeflemektedir. [56] yapışma durumunu azalabilmek için alaşımın içerisindeki demir elementinin oranı ağırlıkça %0,9-1,15 değer aralığında olması gereklidir. Düşük demir elementi oranına sahip olan alaşımlar için demir içeriği ağırlıkça yaklaşık olarak %0,4 ve manganez elementi ergiyik içerisindeki düşük demir oranını dengeleyebilmek için ağırlık oranı yaklaşık olarak %0,8 oranına yükseltilmeli ve yaşanacak olumsuzlukları engellemelidir. Demir ve manganez elementlerinin atomik olarak yapısal dinamikleri

birbirlerine çok yakın olduğu için belirli kimyasal reaksiyon olaylarında biri diğerinin yerine tepkime içerisinde dahil olabilmektedir. Al-Fe-Si üçlü ötektik bileşim, yaklaşık olarak %0,8 Fe+Mn oranı ile oluşmaktadır. Teorik açıdan bakıldığında, ergimiş alaşımın içerisindeki demir elementi miktarı %0,8 Fe+Mn ya da üzerinde olduğu durumlarda, döküm alaşımı demir elementine aşırı doymuş olduğundan kalıp çekirdeğini çözme eğilimi göstermeye yatkın olmaktadır [58].

1.1.36. Kalıp Sıcaklığının Döküm Kalitesi Üzerindeki Etkisi

Kalıp sıcaklığının kontrol altında olması, sadece çevrim döngüsü üzerinde olumlu etki sağlayarak süreci hızlandırmakta kalmayıp aynı zamanda da döküm parçanın ürün kalitesi üzerinde de büyük bir etkiye sahip olduğu için basınçlı döküm üretimi içerisinde büyük öneme sahip olmaktadır. Kalıp sıcaklığı, ergimiş halde bulunan metal alaşımın akışkanlığı, parçaların geometrik karmaşıklığı ve döküm esnasında soğutma hızının kombinasyonu, elde edilecek döküm parçanın bütünlüğünü oluşturan temel taşlarıdır. Bu parametreler yeteri kadar kontrol altında tutulamadığı durumlarda ise, üretilmiş olan parçada çeşitli döküm hataları görülebilir. Hem çatlaklar hem de sıcak yırtılma genellikle yoğun stres bölgelerinde oluşmakta ve parçanın üretiminde sorun çıkartmaktadır. [16]

Çalışma esnasında kalıbın ısıl profili, yüksek kaliteli olması istenilen bileşenlerin üretiminde bir diğer önemli unsur olarak ön plana çıkmaktadır. Kalıbın çok yüksek sıcaklık değerleri, daha uzun katılma süresine yol açacak ve sonuç olarak çevrim süresi üzerinde artış meydana gelecek, kalıp sıcaklığı düşük olduğu takdirde ise bir dizi yüzey kusurlarının oluşmasına neden olacaktır. Kalıp sıcaklık dağılımının kontrol altında tutulabilmesi için kalıbın içeriden soğutulması en verimli yol olarak bilinmektedir. Kalıp yüzeyini sabit bir sıcaklık değerinde en uygun şekilde tutabilmek için bazı kalıp bölgelerinden sabit sıcaklık değerinde olan yağ geçirilmektedir. Bazı bölgeler, özellikle de yüzey alanının ve parça et kalınlık oranının yüksek ölçüldüğü bölgeler için basınçlı su yardımı ile soğutma işlemi gerçekleştirilmektedir. Bu durum, döküm parçada görülebilecek olan kusur oluşumunu olabildiğince en düşük mertebede tutabilmek için yardımcı olmakta ve döküm parçanın katılma hızında artış

yaşanmasına neden olur. Sonuç olarak üretim için düşük hurda oranı olmasına ve yüksek oranda üretim hacminin olmasına imkân tanımaktadır [59].

Sadeghi M. ve Mahmoudi J. 150 °C, 200 °C ve 250 °C yüzey sıcaklık değerlerinde deneyler yaparak H13 kalıp ve A380 alaşımı için optimum kalıp sıcaklık değerinin yaklaşık olarak 200 °C değeri olduğunu tespit etmişlerdir. Kalıp sıcaklık değeri optimum sıcaklık aralığından düşürüldüğü durumlarda ise, soğuk akış kusurlarının oluşma olasılığında ve hava gözeneklerinin meydana gelme oranında artış yaşanıldığını yapılan deneylerin sonucunda belirlenmiş ve raporlanmıştır [60].

Podprocka R. ve ekibi tarafından yürütülen ilk deneylerde kalıp sıcaklık değeri 240 ± 5 °C değerinde şartlandırılmış olduğu, yapılan ikinci deneyde ise kalıp sıcaklığı 240 ± 5 °C değerinden 220 ± 5 °C değerine düşürülmüş ve ardından yapılan üçüncü deney için 200 ± 5 °C değerine düşürülmüştür. En yüksek sertlik değeri kalıbın 200 °C sıcaklık değerinde elde edildiği görülmüştür. Bu sonuç, sıcaklık değerinin düşürülmesinin alaşımın katılaşmasını hızlandırabilmek ve daha iyi mekanik özelliklere sahip olan ince taneli bir yapının oluşturulmasından kaynaklı olmaktadır [61].

Literatür içerisinde, yoğun miktarda soğutma ile elde edilen hızlı katılaşmanın mekanik özelliklere ve döküm kalitesine etkisi yer almaktadır. Nokta soğutma yönlenmiş katılaşma üzerinde artış sağlarken, çekinti ve diğer hata oranlarında artış sağlayarak parça kalitesinde bir artış yaşanmasını sağlamaktadır. Kalıp dolum esnasında (enjeksiyonun 2. fazı) esnasında 200 °C'lik optimum sıcaklık dolum hatalarını en düşük seviyeye indirmiş olduğu görülmektedir. Bu durumdan dolayı olarak dolum esnasında kalıp yüzey sıcaklık değerinin 200 °C altına inmesi istenilmeyen bir durum haline almış ve sıcaklık değeri düzenli olarak kontrol altında tutulmaktadır. Soğutma sistemi katılaşma süresi boyunca (enjeksiyonun 3. fazından kalıp açılmasına kadar geçmekte olan süre zarfında) maksimum soğutma durumunu sağlaması gerekmekte, dolum öncesinde ve dolum esnasında kalıp sıcaklık değerinin 200 °C civarında sabit tutulması önem arz etmektedir.

1.1.37. Kalıp Sıcaklığının Şartlandırılması

Basınçlı döküm yönteminde her çevrim, kalıp yüzeyinde sıcaklık değişimi yaşanmasına neden olmaktadır. Metal kalıbın içini sıvı metal alaşım doldurur ve kalıp yüzey sıcaklığının ani olarak dökülen sıvı metal alaşımın erime sıcaklık değerine yakın bir sıcaklık değerine yükseltir. Kalıp içerisindeki metal, kalıp yüzeyi ile yüksek hızda soğumaya başlar. Sıvı metal alaşımın katılaşma esnasında çıkarmış olduğu, açığa çıkan ergime sıcaklık değişimi kalıp yüzeyinin soğuma dengesini yavaşlatmaktadır. Katı metal ve kalıbın yüzey alanı soğumaya devam etmektedir. Kalıp açıldıktan sonra döküm parçası dışarıya çıkarıldığında, kalıp yüzey alanı ve kalıbın geriye kalan kısımlarının ısıları denge haline gelene kadar soğuma işlemi devam etmektedir. Bu noktada çevrim süresini kısaltmak için su ve kalıp ayırıcı yağ karışımı kalıbın yüzeyine spreyleme tekniği ile uygulanır ve kalıp yüzeyi soğutulur ve kalıp termal olarak bir sonraki çevrim için hazır hale getirilir [16].

Yağlama ve kuru hava adımı parça geometrik tasarımına ve parça hacmi ile bağlantılıdır ve çevrim döngüsünün yaklaşık %30-40 kadarını oluşturmaktadır. Yağlama tekniğinin uygulanması, yağlama robotunun kalıbın arasına girerek yapılan program bağlamında 1/140 yağ-saf su karışımı ile kalıp yüzey alanına pulverize bir şekilde püskürtme yapması yöntemi ile gerçekleştirilmektedir. Kalıp yağlama yönteminin, kalıp ayırıcı yağ tabakasını oluşturabilmek ve kalıbın soğuma hızı kazanmasını sağlayarak bir sonraki çevrime şartlandırmak gibi iki ana işlevi mevcuttur. Kalıbın yüzey sıcaklığını soğutma kanallarını şartlandırmanın kazanımları ise, kalıp ile parça arasındaki yapışma oranını azaltılması, yüksek sıcaklığa maruz kalan bölgelerde görülebilen termal kaynaklı çatlakların oluşumunu azaltması, çevrim için geçen süreyi azaltması ve kalıp ayırıcı yağ kullanım oranını düşürmesi gibi işlevleri vardır [16].

İç soğutma suyu hatlarını içeren kalıplar genel olarak her hattan maksimum oranda akış hızı geçmesi prensibi ile çalışmaktadır. Zayıf dolum gibi kusur oluşumuna yol açabilen lokalize aşırı soğuma, belirli bir soğutma hattında yaşanan azalan hızdaki su akış hızlarını düşürerek manuel olarak kontrollü bir şekilde ayarlanması mümkün olmaktadır. Fakat istenilen dengeyi manuel olarak yakalanması zor bir ihtimaldir.

Bilim için ve endüstri için, kalıp soğutma yöntemleri birçok çeşide ayrılabilir ve bu yöntemlerden birisinde basınçlı hava tekniği kullanımı vardır. Bu teknolojinin verimli olması ve döküm parça üzerinde yaratmış olduğu etkiyi başta Lei ve ekibi tarafından araştırılmıştır fakat bu yöntem kullanıldığı taktirde olası ısı akışını 728W'dan daha yüksek değerlere çıkaramadığı görülmüştür. (47) Başka bir yaklaşım türü ise kalıp içerisine yerleştirilmiş olan kanallar ya da borular aracılığı ile akan su ya da başka bir tür akışkan soğutucu kullanım tekniğidir. Bu yöntem kullanıldığı taktirde katılaşma esnasında elde edilebilen yüksek ısı transferi soğutma hızında artış yaşanmasına neden olabilmektedir. Bu sayede birincil silisyum parçacık partiküllerinin boyutlarında ve ikincil dendrit kol aralık oranında azalma yaşanmasına neden olmaktadır [63].

Üretilmiş olan bu çözüm yollarının dezavantajları, kapalı bir devre içerisinde çalışmakta olan işleme rağmen yüksek oranda soğutma sıvı tüketimi, soğutma oranına kontrol edilebilmesi oldukça zor bir işlemdir ve böyle karmaşık bir sistemin kalıp içerisinde uygulanabilmesi sofistike bir makinaya ihtiyaç duyarak yüksek maliyetlere ulaşmaktadır. Döküm kalıbının basınçlı su buharı ile soğutulma işleminde yönlü katılaşma yaşanmasına neden olur. Bu durum, kusurları ortadan kaldırmaya ve döküm içinde çekinti porozitesinin yaşanma oranında düşüş olmasına imkân verdiği için döküm parçanın kalitesi üzerinde olumlu etki yaratabilmektedir. Aynı zamanda mikroyapı görüntüsüne bakıldığında homojen ve ince tane yapısına sahip olan bir görüntü elde edilir. Sistem sadece katılaşma sırasında soğutma yaptığı durumda ise, metal dolum esnasında istenilen kalıp yüzey sıcaklık değerini koruyarak bir sonraki çevrim için kolaylık sağlamış olmaktadır [64].

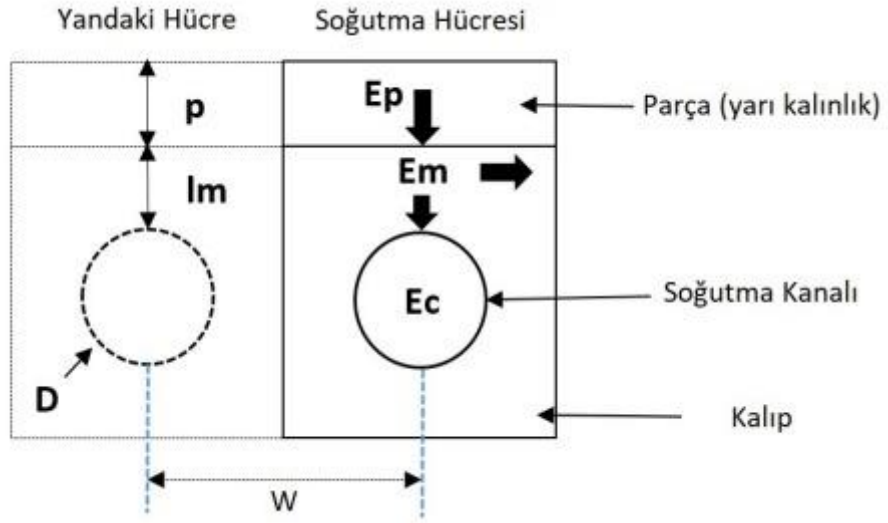
1.1.38. Konformal Soğutma Konsepti

Kalıp yüzey şeklini izlemekte olan konformal konvansiyonel kanallara göre döküm işlemine daha yakın ve daha yoğun kanal hacminin olmasına imkân tanımaktadır. Gelişmiş eklemeli üretim teknolojilerinin kullanımı ile, kanalların şekilleri ve boyutları için herhangi bir sınır söz konusu değildir ve konformal tasarımı kullanımı için elverişli bir duruma gelmektedir. (50) Geleneksel olarak kullanılmakta olan düz soğutma kanalları ile kıyaslama yapıldığı zaman, konformal soğutma kanalının

soğutma süresini iyileştirdiği ve döküm parça kalitesi üzerinde etkisi plastik parçalar için Meckley ve Edwards tarafından yapılan araştırma raporları yayınlandı [51]. Konformal soğutma yönteminin kanallarının tasarım şekli için sistematik ve modüler bir yaklaşım tekniği sunan Xu ve Sachs farklı bir bakış açısı yaratmaktadır. Kalıp yüzeyini farklı geometrik bölgelerde lokal 2 boyutlu analizle her bir soğutma kanalı için farklı bir sistem tasarımı yapmışlardır [67].

Soğutma kanallarının kalıp yüzey bölgesinden uzaklaşması ile kalıp içerisine enjekte edilmekte olan sıvı metal alaşımıyla birlikte giren yoğun sıcaklık dalgası kalıbın sıcaklık değerinde artış meydana getirmektedir. Soğutucu sıvı kullanımı ile ısı uzaklaştırılana kadar kalıp sıcaklık değeri yükselir ve daha sonra da belli bir sıcaklık değerinde dengeye gelir. Soğutma kanalları kalıp yüzey bölgesine yakın olduğunda, soğutma kanalları ile temas halinde olan kalıp yüzeyi arasında yer alan termal küle oldukça azalmaktadır. Sonuç olarak duruma bakıldığında, sabit kalıp sıcaklık değerine sahip olan duruma çok kısa bir süre zarfında ulaşılmakta ve teoride tek bir enjeksiyon çevrim süresi içerisinde elde edilebilmektedir [65].

Isı transferi analizi ve soğutma sistemi tasarımı aşağıda yer alan şekil 1.29'da verilen 2 boyuta sahip kesit soğutma hücrelerine dayanmaktadır. Soğutma sistemi temelde, basit soğutma hücrelerine ayrıştırıldıktan sonra, soğutma kanalı tasarımı için gerekli olan parametrelere ve kanal konumlarını görebilmek amaçlı bu soğutma hücre tasarımına sahip olan kurallara uyulmaktadır. Konformal soğutma yöntemi için ısı transfer süreci 'soğutma hücresi' olarak da adlandırılan, kalıbın aktif kısımlarının enerji dengesine dayalı olarak analiz edilmektedir. Bu soğutma hücre birimi, kalıp yüzeyi ile soğutma hatları arasında yer alan bölgeyi temsil etmektedir [67].



Şekil 0.29 İki boyutlu bir soğutma hücresi çizimi [67]

Yüzey bölgesi ile soğutma kanalları arasında yer alan bölge için basite indirgenmiş olan formül aşağıda şekil 1.30 de yer aldığı gibi enerji dengesi yazılabilmektedir [67].

$$E_p = E_m + E_c$$

Şekil 0.30 enerji dengesi

Formül üzerinde yer alan E_p , parçadan kalıba doğru yaşanan enerji kaybı, E_m ifadesi kalıp içerisinde birikmiş olan enerjiyi, E_c ise soğutucu ile kaybedilen enerji miktarını temsil etmektedir. Kalıbın yüzeyi ile soğutma hatları arasında yer alan bölgede kalan kısmı için de bir enerji dengesi yazılabilmektedir. Şekil 1.30 da yer alan bu formül ile dengeden ortaya çıkmakta olan diferansiyel denklem yer almaktadır. Formülde yer alan ilk terim, kalıbın termal kütesini ve sıcaklık artışına bağlı olarak oluşan ısı oluşumunu göstermektedir. İkinci terim ise, ısı transferini kalıptan kanala iletim şekliyle ve ardından soğuma sıvısına taşınım sayesinde aktarımı ile vermektedir. Denklemin sağ tarafında yer alan terim ise, parçanın toplam soğumasını belirtmekte olan toplam ısı kaybını göstermektedir.

$$\rho_m C_m l_m \frac{dT_m}{dt} + \frac{h\pi DK_m}{2K_m W + h\pi D l_m} (T_m - T_c) = \frac{\rho_p C_p l_p (T_m - T_e)}{t_{\text{çevrim}}}$$

Şekil 0.31 dengeden ortaya çıkmakta olan diferansiyel denklem

Parçadan soğutucuya doğru enerji transferi, kalıp boyunca ısı iletimi ve ardından da soğutucuya konveksiyon şeklinde yapılmaktadır. Bölgede görülen ısı transfer katsayı oranını artırabilmek için, kanal çapında büyütme yapılabilir, soğutma kanalı ile kalıp cidarı arasında yer alan mesafeyi düşürebilir ya da ısı iletkenlik oranı yüksek olan kalıp malzeme seçimi yapılabilir. Soğutucu sıcaklık değerinin dengede tutulabilmesi için ve soğutucunun siteme giriş-çıkış sıcaklık farkında yaşanan dalgalanma farkını minimize edebilmek temel hedefdir.

$$\Delta T = \frac{\rho_p C_p l_p w L}{\rho_s C_s Q} \times \frac{T_m - T_e}{t_{\text{çevrim}}}$$

Şekil 0.32 sıcaklık farkı

Formül üzerinde yer alan ifadeler; L_p bölgesi içerisinde yer alan parça kalınlığı, w soğutma kanalları arasında yer alan mesafe, L soğutma kanal uzunluğu, Q soğutucu akış hızı ve $t_{\text{çevrim}}$ enjeksiyonun çevrim süresini ifade etmektedir. P_p , C_p , P_s , C_s ise sırası ile parçanın ve soğutucunun yoğunluğu ve özgül ısılarını göstermektedir.

Soğutucu sıvının akışı türbülans olduğu durumda da oluşan fazla ısının uzaklaştırılması mümkündür. Reynolds Sayısı. Laminer ya da türbülanslı akışın bir ölçüsü olarak yer almaktadır. Bir soğutma, kanal içerisinde geçmekte olan sıvının reynold sayısının formül olarak gösterimi yer almaktadır.

1.1.39. Çekirdeklenme

Genel olarak metal alaşımların çekirdeklenme süreci iki kısım altında incelenmekte ve bu kısımlar ise Homojen ve Heterojen olarak ayrılmaktadır. Metal alaşımların katılaşma süreci, eriyik içerisinde çekirdek oluşumu ve oluşan bu çekirdeğin kristaller halinde büyüme göstermesiyle tane yapısına şekil vermesini sağlamaktadır. (Karaarslan, 1998; Kınıkoğlu, 2006).

1.1.40. Homojen Çekirdeklenme

Homojen çekirdeklenme, çekirdeklenme durumunun en basit hali olarak tanımlanır ve eriyiğin kendi atomlarının çekirdek oluşturması sonucunda meydana gelmektedir. Homojen çekirdeklenme durumunun yaşanabilmesi için hiçbir yabancı maddenin yardımına gereksim duyulmamaktadır. Saf sıvı metalin denge katılaşma sıcaklık değerine kadar yeterli oran içerisinde soğutulduğu durumda, yavaşlamaya başlayan atomların birbirine bağlanması neticesinde homojen çekirdeklerin oluşum süreci başlar. Daha teknik bir tabir ile anlatılırsa, çekirdek oluşumu için ihtiyaç duyulan Gibbs serbest enerjisine, bütün örgü noktaları için aynı büyüklük değerinde olduğunda, örgüde yer alan bu noktalar üzerinde çekirdeklenme yapısı aynı anda meydana gelir yani homojen çekirdek oluşum süreci başlar. Saf malzemeler için çok küçük taneciklerin sahip oldukları toplam Gibbs serbest enerji değeri (ΔG), yüzey enerji katkısının çok yüksek olmasından dolayı olarak bu şekilde bir çekirdeklenme için büyük oranda bir sürücü kuvvetine gereksinim duyulmaktadır. Bu sebepten dolayı, homojen çekirdeklenme yaşanabilmesi için bazen birkaç yüz santigrada varan büyük bir aşırı soğuma durumun yaşanmasına ihtiyaç duyulmaktadır. Bir çekirdeğin kristal olarak büyüyecek kararlılıkta olabilmesi için kritik boyutu aşması gerekli ve kritik boyutun altında olan bir atom öbeğine verilen isim ise çekirdekçik olmaktadır. Çekirdekçikler kararsız bir halde oldukları için atomların eriyik içerisinde yapacağı hareketleri esnasında sürekli olarak oluşurlar ve ardından kaybolurlar. (Karaarslan, 1998; Kınıkoğlu, 2006).

Saf bir metalin katılaşma süresi içerisinde iki tür enerjinin dikkate alınması gereklidir. Bu enerjiler ise, sıvı halden katı hale geçiş esnasında açığa çıkan hacim serbest enerjisi ve katılaşan parçacığın sıvı ile bir arayüzey oluşturabilmesi için gerekli olan yüzey enerjisi olmaktadır. (Kınıkoğlu, 2006).

Sıvı içerisinde bir çekirdeğin meydana gelebilmesi (katının oluşabilmesi) durumu, sıvıdan dışarıya doğru enerji akışı yaşanması anlamına gelmekte ve bu enerjinin negatif olduğu anlamına gelmektedir. Saf bir metalin katılaşma denge sıcaklık değerinin altında soğutma işlemi yapıldığında, sıvı halden katı hale dönüşüm için dışarıya salınması gereken enerjinin, sıvı fazın hacim serbest enerjisi ile katı fazın hacim serbest enerjisi ile arasındaki enerji kadar fark oluşmaktadır. Birim metal hacminin sıvı ve katı durumları arasında yer alan enerji farkının yaşandığı durumlarda, r yarıçapına sahip küresel bir çekirdek için serbest enerji değişimi formül ile hesaplanmaktadır.

Çekirdekçiğin ve çekirdeğin yarıçap değerlerine bağlı olarak hacim serbest enerji üzerindeki değişme (grafiğin en alt kısmında yer alan) eğrisi gösterilmektedir. Aynı zamanda, sıvı içerisindeki bir çekirdeğin (yani oluşan katının) oluşabilmesi için, sıvı ile katı faz arasında bir yüzey alanının oluşabilmesine ihtiyaç duyulmaktadır. Ara yüzey alanı oluşturabilmek için bir enerjiye ihtiyaç duyulduğu için bu enerji pozitif bir işaret taşımaktadır. Bu enerji küresel katı parçacıklar ile bir yüzey alanı oluşturabilmek için gerekli olan yüzey enerjisi olmaktadır. Küresel parçacığın özgül yüzey serbest enerji değerli ile kürenin yüzeyinin çarpımı sonucu Şekil 1.33 de yer alan formüle eşit olmaktadır. (Kınıkoğlu, 2006).

$$\Delta G = \left(4\pi r^2 \gamma_{sl} + \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v \right) \left(\frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \right)$$

Şekil 0.33 Serbest Enerji ve Kürenin Yüzeyi Çarpım Sonucu

BÖLÜM 2

2.1. ALÜMİNYUM

2.1.1. Alüminyum Metali ve Tarihçesi

Alüminyum elementi doğada bileşikler halinde bulunduğu için tek başına bulunamaz. Dünyanın yer kabuğunun ağırlıkça %8,1'ine karşılık gelmekte ve oksijen ve silisyum elementlerinden sonra en fazla yer alan elementtir. Diğer metaller ile kıyaslama yapıldığında birçok üstün özelliği olmasından dolayı endüstriyel mühendislik uygulamalarında tercih edilmektedir [69]:

- Alaşımlama yapıldığı durumlarda istenilen dayanım değerine erişebilme,
- Geri dönüştürülebilir (ikincil üretime uygun) olması,
- Korozyona karşı üstün direnç sergilemesi,
- Dövülebilir, çekilebilir ve kolay şekil alabilmesi,
- Yüksek ısı ve elektrik iletkenliği sergilemesi başlıca özelliklerindedir.

Günümüzde alüminyum ve alaşımlarının kullanım alanları yukarıda yer alan üstün özelliklerinin mühendislik uygulamalarında kullanım gereksinimlerinden kaynaklanmakta ve akademik ve ticari uygulamalarda hayati önem taşımaktadır. Alüminyum, demir elementinden üç kata daha hafif ve dayanım oranına yaklaşabilen bir element olduğu için birçok endüstri için ana metal grubunu oluşturmaktadır [70].

Mükemmel orana yakın elektrik ve ısı iletkenlik oranından dolayı olarak son dönemde elektrik iletim ve dağıtım gibi farklı endüstriyel faaliyetlerde en çok tercih edilen bakır elementinin bir alternatifi olarak konumlanmaktadır. Aynı zamanda alüminyum

elementi yansıtıcı olduğu için aydınlatma endüstrisi içerisinde de yer alabilmektedir. Toksik ve bulaşıcı bir element olmayan alüminyum, gıda ve ilaç endüstrisi içerisinde de alternatifi olmayan bir metal olmaktadır [70].

Sektör	Oran(%)
İnşaat	25
Ulaşım	24
Ambalaj	15
Elektrik/Elektronik	10
Genel Mühendislik	9
Mobilya/Ofis Eşyaları	6
Demir Çelik/Metalurji	3
Kimya ve Tarım Ürünleri	1
Diğer	7

Şekil 2.1 Alüminyumun Kullanım Alanları [18]

2.1.2. Alüminyum Silisyum Alaşımları

Alüminyum elementi döküm endüstrisi içerisinde saf bir şekilde döküldüğü durumda istenilen değerlere ulaşamadığı için alaşımlar halinde dökülür ve bu alaşımlar arasında en çok tercih edilen alaşımı silisyum esaslı olan alaşım türüdür. Alüminyum, döküm endüstrisinin yaklaşık %90'lık bir oranını kapsamakta ve silisyum elementi ile sağladığı yüksek akışkanlık oranı, karmaşık geometrik tasarıma sahip parçaların kolay bir şekilde dökülmesi ve üretilebilmesinden dolayı tercih edilmektedir [71].

Yüksek dayanım oranına ihtiyaç duyulmayan fakat yüksek korozyon direncine ihtiyaç duyulan durumlarda bakır elementi içermeyen alaşımlar kullanılmaktadır. Yüksek dayanım oranı ve düşük korozyon direncinin istenildiği durumlarda ise %5 oranına kadar bakır elementi ilave edilebilir, silisyum ilavesi ile akışkanlık sağlanmasıyla birlikte çekinti oluşumu engellendiği için tercih edilmektedir [71].

Alüminyum-silisyum alaşımının diyagramında %12,7 oranı ötektik noktayı temsil etmektedir. Alüminyumun yapısında yer alan dendritlerin ve yüksek çekme dayanımının istenildiği durumlarda ise alaşımın silisyum miktarını ötektik noktanın altında yaklaşık olarak %7 civarı içerisinde tutulması gerekmektedir. Silisyum elementinin parçacıklarının yapıya kazandırdığı yüksek aşınma direncine sahip alaşımların istenildiği durumlarda ötektik noktanın üzerine çıkılması gereklidir. Döküm yöntemi kullanılarak üretilebilecek maksimum silisyum elementinin oranı %24 civarına ulaşmakta fakat toz metalurjisi için silisyum elementinin oranı %50 değerine yakın olabilmektedir [71].

Alüminyum-silisyum alaşımlarında genellikle demir elementinin alaşım içerisinde barınması istenilen bir durum değildir. Demir elementi, alüminyum elementi ile kararlı bir yapıda olabilir fakat alaşım içerisinde kırılma durumu arttığı intermetalik bileşimlerle, alaşımın sünekliği üzerinde olumsuz etki oluşturarak korozyon direnci oranını da düşürmektedir. Kum ve kokil kalıba döküm tekniğinde üretim için alabileceği en yüksek oran %6, basınçlı döküm tekniği ile üretimi için ise %3 oranında olmalıdır. Demir elementinin yapıya sağladığı olumsuz etkileri ortadan kaldırmak için alaşımın içerisinde mangan ya da kobalt gibi elementlerin eklenmesi gereklidir [71].

2.1.3. Alüminyum – Silisyum – Magnezyum Döküm Alaşımları

Alüminyum-silisyum alaşımlarının yapı dayanım oranının artırılması için bakır (Cu), magnezyum (Mg) ya da nikel (Ni) gibi elementler alaşım içerisine eklenebilir fakat oranları eklenecekleri alaşımın ürüne bağlı olarak değişiklik gösterebilmektedir. Al-Si alaşımı içerisine magnezyum elementi eklenildiği durumda akma ve kopma dayanım oranlarında artış görülmektedir [72].

Alüminyum-Silisyum-Magnezyum alaşımları çözeltiliye alınarak ve meneviş işlemi yapılarak yaşlandırma tekniği uygulanabilir ve sertleştirme yapılabilen bir alaşım türü olabilir. Fakat bu alaşım içerisinde Mg₂Si fazının oluşabilmesi için yaklaşık %0,3

oranında magnezyum ilave oranıyla sınırlandırılmaktadır. Çözeltiye alma ve ardından menevişleme işlemiyle yaşlandırma işleminin yapılmasıyla Mg₂Si fazının düzenli bir şekilde alüminyum dendritleri arasına çökeltme yapmasını sağlayarak bu sorunun ortadan kaldırılmasını sağlayabilmektedir [70].

Al-Si-Mg alaşımları otomotiv endüstrisinin, havacılık sektörünün ve denizcilik sektörünün özellikle atmosfere maruz kalan parçaların üretimi için ihtiyaç duyulan hafiflik ve dayanım özelliklerini karşılayabilen bir alaşım olarak görülmektedir. Özellikle otomotiv endüstrisi içerisinde fonksiyonel parça olan jant üretiminde dünya genelinde kabul gören ve üretilen alaşım olmaktadır [73].

Al-Si ötektik alaşımının mikroyapısı düzensiz ötektik olarak çok iyi bilinmekte ve yukarıda yer alan bilgilerde bahsedilen Al-Si ikili ya da çoklu ötektik alaşımının katılaşması sırasında katı-sıvı arayüzey bölgelerinin büyüme hızından dolayı düzensiz mikroyapısına, mikrosertliğine ve çekme dayanımı üzerinde birçok akademik çalışma yapılmıştır ve yapılmaya devam etmektedir.

2.1.4. Alüminyum-Silisyum Ötektik Alaşımlarının Doğrusal Katılaştırılması

Ötektik alaşımların üstün özelliklerinden dolayı bu konu hakkında birçok çalışma yapılarak ötektik alaşımların yapıları incelenmiş ve katılaştırma parametreleri esas alınarak yapılan çalışmaların bir kısmı aşağıda ifade edilmektedir.

Mohamed ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al- %10,8 Si alaşımına, Demir (Fe), Mangan (Mn) ve Bakır (Cu) gibi element ilaveleri neticesinde alaşım malzemesinin mikroyapısında gerçekleşen mikroyapısal değişimler incelenmiştir. Demir ve mangan elementleri intermetalik fazları oluşturduğunu ve bu fazların küçük çokgen ya da yıldız şeklinde geometrik bir şekil benzeri faz oluşumuna neden olduğunu tespit etmiş ve raporlamıştır [74].

Zeren ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al-Si ötektik alaşımına farklı oranlarda Bakır (Cu) elementi eklenerek alaşımın mikroyapısal değişimi ve alaşım malzemesinin sertlik özelliği üzerinde gösterdiği etkisi incelenmiştir. Alaşıma katılan Cu miktarı ile alaşım 690 °C sıcaklıkta döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Deney yapılma aşamasında alaşım 500 °C sıcaklık değer aralığında 7 saat bekletilmiştir. Alaşıma eklenen Cu miktarının artması ile malzemenin sertlik değerinde artış yaşandığı tespit edilmiş, ergime sıcaklığında dūřuř olduğu belirlenmiştir [75].

Hosch ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al- %13 Si ötektik alaşımı genişlik değerleri dış çapı 8 mm, iç çapı 5 mm olan Al₂O₃ tūpün içerisine doldurulmuştur. 7-14 K/mm sıcaklık gradyan aralığı içerisinde, 10-2000 μm/s büyüme hızları ile 5 cm doğrusal katılaştırma yapılmıştır. Katılaştırılan numuneler Ga – In – Sn zayıf metal alaşım grubundan oluşan sıvı banyosuna girerek ani soğutma işlemi uygulanmıştır. Fleyk-Fiber yapı geçişi incelenmiş ve 250 μm/s büyüme hızının üzerine çıkıldığında yapının fiber yapıya dōnūřtüęü görölmüş ve raporlanmıştır [76].

Övenoęlu ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al – 8Si-5.1Cu içeriğine sahip alaşım hızlı katılaştırma uyguladıkları şeridi ve Al – 8Si- 5.1Cu dökümüne ait numuneleri sertlik değerleri açısından kıyaslama yapmışlardır. Döküm sertliğinin, şeridin sertliğinin ulaşmış olduğu sertlik değerinden daha dūřük bir değere ulaşmış olduğunu tespit etmişlerdir. Ayrıca farklı soğutma hızları uygulanarak ulaşılan şeritlerin birbirleri arasında sertlik değerleri karşılaştırılmıştır. Alaşımın artan soğutma hızıyla sertlik değerinin artış gösterdiği tespit edilmiştir. Al- %12Si alaşımına Cu eklenerek alaşımın sertliği incelendiğinde ise eklenen Cu miktarı ile orantılı olarak sertlik değerinde artış yaşandığı gözlemlenmiştir [77].

Karaköse ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al – 8Si – 1Sb alaşımını vakumlu ergitme fırını kullanarak hazırlamışlardır ve alaşımın farklı katılaştırma hızları uygulandığında elde edilen sonuçlar kıyaslanmıştır. Karşılaştırılan numunelerin sertlik değerleri ölçüldüğü vakit alaşımın katılaşma hızı ile orantılı olarak sertlik değerinde artış yaşandığı tespit edilmiştir [79].

Kılıçaslan ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al – 25Si – 5Fe alaşımına farklı oranlarda Kobalt (Co) elementi ekleyerek alaşımın ulaşacağı sertlik değerleri incelenmiştir. Alaşıma eklenen Co miktarı ile doğru orantılı olarak alaşımın sertliğinde artış yaşandığı tespit edilmiştir [78].

Gündüz ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, yapılan araştırmada Al-Si ötektik alaşımları için mikroyapı parametre ölçülerinden alaşımın sabit sıcaklık gradyenti ile farklı büyüme hız değerleriyle oluşan alaşımın değişimi incelenmiştir. Deney için yüksek saflıktaki metallere Al-Si ötektik alaşım numuneleri oluşturulmuştur. Ardından vakumlu ergitme fırınında grafit pota içerisinde ergitme işlemi yapılarak işlem öncesinde ısıtılmış olan grafit kalıpların içerisine alaşım dökülerek katılaştırma işlemi yapılmıştır. Katılaştırma işlemi biten numuneler sırasıyla Bridgman Tipi kontrollü atmosfer ortamı içerisindeki fırında katılaştırma işlemi uygulanmıştır. Deney sonucunda ise alaşımın ötektik mesafesinin hız ile ters bağlantılı olduğu sonucuna varılmıştır [80].

De Wilde ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al-Cu-Ag üçlü sisteminde farklı iki noktadan yapılmış olan katılaştırma işlemler neticesinde düzlemsel ötektik yapıya sahip mikroyapıların oluşması sağlanmıştır.

Aynı iki intermetalik faz elde edilmiş ve her iki çalışmada da ötektik büyüme oranının sabit bir değerde olduğu belirlenmiştir [81].

Kaygısız ve Maraşlı tarafından yürütölen çalışmada, yapmış oldukları çalışmanın ticari anlamda önemli bir yeri olan Al-Si-Mg ötektik alaşımını farklı büyüme oran değerlerinde ve sabit sıcaklık gradiyentleri kullanılarak alaşım katılaştırılmıştır. Yapıda hem düzensiz Al matrisinde Mg₂Si çin tipi fazı gözlemlenmiştir hem de deneysel sonuçlarda düzensiz mikroyapının, dikey katılaşma yaşayan alaşımlara mikro

sertlik, gerilme mukavemeti ve elektriksel direnç özelliklerinde artış yaşanmasına neden olduğu tespit edilmiştir [82].

Büyük ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al – Cu – Si – Fe (ağırlıkça %Al – 26 ağırlıkça Cu- %6,5 ağırlıkça Si- %0,5 Fe) kuarternier ötektik alaşımın yönlü katılaştırma uygulanarak katılaştırma işleminin gerçekleşmesi incelenmiştir. Bridgman Tipi fırın kullanılarak büyüme oran aralığı 8,25 – 164,80 $\mu\text{m} / \text{s}$ olacak şekilde yönlü katılaştırma işlemi uygulanmıştır. Al-Cu-Si-Fe alaşım sistemi, Al, lameller Al₂Cu, plaka Si ve plaka Al₇Cu₂Fe fazları ile sonuçlanan ötektik bir dönüşüm yaşandığı gösterilmiş ve Al₂Cu lamelleri arasındaki Al₂Cu ile Si faz plakaları arasındaki λSi aralık mesafe değeri ölçülmüştür. Ek olarak, incelenen alaşımın mikrosertlik değeri, gerilme mukavemeti ve elektriksel direnci, yönlü olarak katılaştırma işlemi uygulanan numuneler kullanılarak belirlenmiş ve mikrosertlik, gerilme mukavemeti ve elektriksel direncin hem ötektik aralık değerinden hem de büyüme hızından doğrudan etkilenmiş olduğu tespit edilmiştir [83]

Yılmaz ve Elliott tarafından yürütülen çalışmada %99,999 saflık oranına sahip Al ve Si metalleri kullanılarak Al- %14-17 Si oranlarına sahip farklı alaşımları hazırlanmışlardır. Hazırlanan alaşımlar alümina tüplerin içerisine doldurulmuş ve elde ettikleri numuneler Bridgman Tipli kontrol atmosfer özelliğine sahip olan katılaştırma fırınında sabit grandyant, farklı katılma hızları ile ani katılaştırma işlemi uygulanmıştır. Farklı katılaştırma işlemi uygulanan numuneler incelendiği takdirde farklı mikroyapıların meydana geldiği tespit edilmiş ve alaşımlara sertlik ölçüm testleri uygulanmıştır. Elde edilen deneysel sonuçların kullanımı ile mikrosertlik ile büyütme hızı arasında bir bağlantının olduğu görülmüş ve aynı çalışma içerisinde mikrosertlik ve yapı parametresi arasında da bir bağlantının olduğu tespit edilmiştir [84].

Kaya ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, yüksek saflık değerine sahip %99,99 oranında alüminyum ve silisyum metallerini vakum ortamında ergitme işlemine tabi tutup Al- %12,7Si alaşımını hazırlanmış ve bu alaşımın sabit sıcaklık

gradyan değeri, farklı büyütme hızlarında ve sabit büyütme hızlarıyla Bridgman Tipi kontrollü atmosfer fırınında katılaştırma işlemi uygulanmıştır. Katılaştırma işlemi uygulanan numuneler hem boyuna hem de enine inceltme göstermiş ve sertlik değer ölçüleri incelenmiştir. Bu sonuçlar neticesinde mikroyapı ve makro sertlik değerlerinin birbirleri ile bağlantılı parametreler oldukları tespit edilmiştir [85].

Chen ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, seçici bir lazer ile eritilmiş olan (SLM) Al-Si %10 Mg alaşımının benzersiz hiyerarşik mikroyapılara sahip olduğu yapılan çalışmalar sonucunda görülmektedir. Primer alüminyum çevresinde makro boyuta sahip alüminyum taneleri ve trans granüler ultra ince hücrel yapılar mevcuttur ve hücre sınır bölgeleri, alternatif ötektik silisyum ve ötektik alüminyum fazları ile oluşmaktadır. SLM AlSi %10 Mg alaşımı, geleneksel toz metalurjisi yöntemiyle ve döküm yöntemiyle üretilmekte olan Al-Si alaşımlarından daha üstün bir yapıya sahip olan hem yüksek çekme mukavemet değerine hem de yüksek gerilme sertleştirme özelliğine sahip olduğu çalışmalar sonucunda tespit edilmiştir [86].

Dutta ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, soğutma hızının Al-Fe-Si mikroyapısı üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğu araştırılmıştır. Numunelerin 0,04-3,5 Ks-1 değer aralığında soğutma hızları ile katılaştırma işlemine tabi tutulması ve mikroyapıdaki ötektik hacmini, dendrit kol aralık mesafesini ve ikincil fazların boyutlarını geometrik şekil olarak karakterize ederek incelemişlerdir. Alaşımın ötektik hacim değerini mikro seğirme modeli ile hesaplamışlardır. Çalışma sonunda öngörülen sonuçlar ile deneysel çalışmanın tutarlı olduğu gözlemlenmiştir [87].

Katılaştırma parametre değerlerinden birisi olan kimyasal kompozisyon ile ilgili birçok farklı çalışma türü mevcuttur. Bu çalışmalar içerisinde farklı çekirdekleyici ajanlar kullanılmakta ve tane morfolojisi üzerinde etkilerine müdahaleler edilerek istenilen şekle gelmeleri sağlanabilmektedir. Ayrıca çalışmada kullanılan tane inceltici diye adlandırılarak eklenen titanyum, sodyum, strosyum, bizmut ve antimon gibi elementler kullanılmaktadır. Bu elementler direkt olarak saf bir şekilde ya da bileşik halinde alaşımın içerisine eklenmelidir. Tane incelticilerin yalnız kendi etkileri ve

diğer katılaştırma parametreleri ile bağlantılı olarak gerçekleştirdikleri kombinasyonları olduğu taktirde etkileri araştırılmalıdır [88].

Nogita ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, lantanit element grubunu (La, Ce, Pr, Nd, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb ve Lu) farklı konsantrasyon değerleri ile farklı konsantrasyonlarının Al- %Si alaşımı içerisinde ötektik modifikasyonunu üzerinde oluşturdukları etkileri termal analiz ve optik mikroskopi ile incelemişlerdir. Çift düzlemlili yeniden girme kenarına (TPRE) ve safsızlık değeri ile bağlantılı olarak eşleştirme mekanizmasına göre, silikon yarıçaplı silikondan yaklaşık olarak 1,65 kat daha büyük bir değere sahip olan lantanit metalleri ile ötektik modifikasyon oluşması için alternatif bir aday grubudur. Lantanit element grubunun tümü ötektik büyüme sıcaklık değerinde düşüş yaşanabilmesine neden olabilmekte, ancak sadece 'Eu' elementi ötektik silikonlu lifli bir morfolojiye dönüşmektedir. En iyi şekilde kalan elemanlar ise plaka benzeri silikonun sadece küçük bir dereceye kadar incilmesi durumu ile sonuçlanabilmektedir [89].

Yapılan birçok çalışma neticesinde mevcut katılaştırma parametre değerleri olarak bilinen sıcaklık gradyanı, bileşim, büyütme hızı gibi faktörlerin sınırlı olduğu görülmekte ve bu parametre değerleri dışında alaşıma etki eden farklı katılaştırma parametrelerinin arayışı başlamıştır. Bu parametrelerin dışında katılaştırmada kullanılmak üzere elektropulsing, manyetik alan altında katılaştırma, elektrik alan, ultrasonik gibi farklı bir katılaştırma şartları denenmeye başlanmış ve özellikle de elektrik alan ve manyetik alan altında yürütülmekte olan çalışmalar çeşitlenmeye başlamıştır.

Li ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al-Si alaşımına düşük pulsu manyetik alan uygulayarak ötektik yapının morfolojisi üzerinde büyük değişimlerin yaşanabileceğini gözlemlemiş ve manyetik alan Al-Si ötektik alaşımının eş eksenli büyümesini engellemiş düşük büyüme hızlarına sahip olan α Al ve Si dentritik yapının birbirlerinden ayrıldığına ve kopmaların yaşandığına sebep olduğu tespit edilmiştir. Manyetik alan etkisi aynı zamanda oluşan ilk ötektik tanelerinin incelmeye sebep

olmuş ve ötektik mesafenin azalmasına da yol açmakta ve manyetik alanın büyüklüğü ile bağlantılı olarak alaşımı kendine özgü sergilemiş olduğu bütün özelliklerine etki ettiği tespit edilmiştir [90].

Zhang ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, manyetik alan uygulaması altında katılaştırma işleminde tane incelticileri geliştirmenin ticari bir öneme sahip olduğu gözlemlenmiştir. Hareketli manyetik alan TMF (Travelling Magnetic Field) altında uygulanan ya da ECP (Electric Current Pulse) uygulanarak katılaştırma işlemi yapılabilmesi için sistemler geliştirilmektedir. Uygulanmış olan ECP ve TMF işlem şartları sonucunda elde edilen numunelerde dentritik kolların kırılabilirlik gösterdiği, tanelerin incelendiği ve Al- %7Si alaşımına tane inceltici olarak kullanılarak uygulanmış oldukları alaşımların katılma alaşımlarında tane incelticilerin üzerinde yaratmış oldukları etkisinde artış yaşandığını gözlemlemişlerdir [91].

Rabiger ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, Al- %7Si içeriğine sahip olan alaşımları doğrusal katılaştırılmış alaşımı iki paralel elektrot yardımı ile hem elektrik akımı hem de elektrik akım titreşimi uygulamasından faydalanarak katılaştırma sisteminin temellerini oluşturmuşlar, en yüksek 480 amper akım, 6 volt değerine kadar da voltaj kullanmışlardır. Bununla birlikte en yüksek 200 Hz frekanslı titreşimi ergiyik alaşıma uygulamış ve elektrot çevresinde dentritlerin büyüme gösterebilmesi sınırlanmış iç yapıda ise eş eksenlere sahip tanelerin oluştuğu tespit edilmiştir [92].

Jung ve arkadaşları tarafından yapılan araştırmada, yapmış oldukları çalışma içerisinde Al-Si-Mg alaşımına 457-552 °C sıcaklık değer aralığında çözeltiliye alma ısıl işleminde $E = 5 \text{ kV/cm}$ büyüklüğe sahip olan bir elektrik alan kuvveti yaratılmış ve alaşıma uygulanmıştır. Alaşıma uygulanan bu kuvvet etkisi ile mekanik özellikler üzerinde yaklaşık olarak %15-20 oran aralığında bir artışın gerçekleştiği tespit edilmiştir [93].

BÖLÜM 3

3.1. DENEYSEL SİSTEMLER VE YÖNTEMLER

AlSi9Cu3 döküm alaşımının mikroyapısı ve elektrokimyasal korozyon davranışı incelenmiştir. Al-Mg-Si ve ötektik Si fazlarının sertliğe ve korozyon davranışına etkisini açıklamak için öncelikle mikroyapı testleri gerçekleştirilmiştir. Daha sonra Gamry model Potansiyodinamik Polarizasyon test cihazı ile korozyon testleri yapılmıştır.

3.1.1. Alaşımın Mikroyapısını İncelemek İçin İşlemler

AlSi9Cu3 döküm alaşımını numunenin mikroyapısını incelemek için ilk olarak kesme işlemi yapılmıştır. Kesme işlemi Şekil 3.1 de verilen Uzay Makine testeresi kullanılarak yapılmıştır. Alaşımın atmosfer ortamında yüzeylerinde oluşan oksit ve geçmiş üretim aşamalarında oluşmuş deformasyonu ortadan kaldırabilmek için kesme işlemi sonrası bazı metalografik işlemler yapılarak zarar gören tabakayı ortadan kaldırarak numune incelenmeye hazır hale getirilmiştir.



Şekil 3.1 Uzay makine markalı kesme makinası

Alüminyum alaşımlarının oksijen ile bileşik oluşturma isteği yüksek olduğu için alaşımların kontrollü bir ortamda üretilmesi gerekmektedir. Çalışma için seçilen alüminyum alaşımı ikincil alüminyum üretim tekniği ile üretilmiştir.

AlSi9Cu3 döküm alaşımına sahip olan numunenin ilk olarak kesme işlemi yapılarak numune boyutunun küçültülmesi sağlanmaktadır. Kesme işlemi için Şekil 3.1’de gösterilmekte olan Türk yapımı Uzay Makine cihazı kullanılmış ve parçanın boyutları laboratuvar ortamı içerisinde kullanılabilir boyut aralığına getirilmiştir. Makine içerisinde yer alan merdane sistemi ile sıkıştırılan numune, yarı otomatik şerit testere yardımı ile istenilen ölçü aralığına getirilmiştir. Kaba kesme işlemi, numunenin iç yapısında deformasyon oluşumuna neden olmaktadır. Numunenin iç yapısında meydana gelen bu deformasyonu ortadan kaldırmak için bir takım metalografik işlemler yapılması gerekmektedir. Yapılan bu metalografik işlemler ile numunenin zarar gören tabakasının kaldırılması ve neticesinde incelenmek istenilen yapının görülebilmesine imkân tanınmaktadır.

3.1.2. Metalografik İnceleme

Kesme işleminden sonra boyutları küçültülen numunenin iç yapısının incelenmesi için metalografik hazırlama işlemlerinin uygulanması gerekmektedir. Metalografik işlemler için ilk olarak numune yüzeyine su takviyeli kaba zımparalama işlemi uygulanmıştır. Zımparalama işlemine ilk olarak 120 SiC numaralı zımpara kullanımı ile başlanmıştır. Kullanılmakta olan her zımpara değişikliğinde numunenin yönü 90°'lik açı ile değiştirilerek, bir önceki zımparalama işleminde oluşmakta olan zımpara izlerinin (çiziklerinin). ortadan kaldırılması sağlanmıştır. Numune yüzeyinde kaba kesme işlemi sonrasında oluşan izlerin ortadan kaldırılması ile 180 SiC numaralı zımpara kullanımına geçilmiştir. Zımpara işlemi numune yüzey görüntüsü esas alınarak kademeli olarak 240-320-400 numaralı SiC zımpara kullanımı ile devam etmiştir.

Kaba zımparalama işlemi ile numune yüzeyi iyileştirildikten sonra ise ince zımparalama işleminin uygulanması aşamasına geçiş yapılmıştır. İnce zımparalama işlemi için kullanılan zımpara numaraları ise sırasıyla 600-800-1000-1200-2000 numaralarına sahip olan SiC zımparaları olmaktadır. Zımpara numarasında artış yaşandıkça numunenin yüzeyinde oluşmuş olan deformasyonlar azalmakta ve yüzeyi parlak bir görüntü almaktadır. Zımparalama işlemi ince zımparalama işlemi ile bittikten sonra ise numune yüzeyinin parlaklık kazanabilmesi için Alümina (Al₂O₃) parlatma solüsyonu parlatma keçeleri ile numune yüzeyine uygulanmıştır.

Parlatma işlemi için metalografi cihazına parlatma keçeleri bağlanmış ve keçelerin yüzeyine Alümina solüsyonu dökülmüştür. Alümina solüsyonu kullanımı ile numunenin yüzey alanı parlaklık kazanmaktadır. Parlatma işlemi bitikten sonra numunenin yüzeyi saf su ve alkol (etanol) kullanılarak yıkanmış, kurutma sonrasında ise numunenin yüzey alanı parlak bir hale gelmiştir.



Şekil 3.2 Zımparalama işlemi bitmiş olan numune

Numune yüzeyinin parlatılma işleminden sonra numune yüzeyinin incelenebilmesi için Keller reaktif bileşimi dağılayıcı kullanılmıştır. Keller reaktif bileşiminin hazırlanabilmesi için 1 cm³ hidroflorik asit (HCl), 1.5 cm³ klorhidrik asit, 2.5 cm³ nitrik asit (HNO₃) ve 95 cm³ saf su malzemeleri bir deney tüpü içerisinde birleştirilmiştir. Alüminyum alaşımları için en etkin dağılayıcı türlerinden birisi olan Keller reaktif bileşiği, alaşımın yüzeyini dağılması için numunenin 10-15 saniye aralığında içerisinde daldırılması gerekmektedir. Numune cımbız yardımı ile tutularak dağılayıcı ile temas ettiği anda zaman sayımına başlanır ve zaman istenilen aralığa geldiğinde numune reaktif içerisinden çıkartılarak yüzeyinde kalan dağılayıcı bileşimi temizlenir. Temizleme işlemi sonrasında ise numune mikroyapı görüntüsü alınması için hazır hale gelmektedir.



Şekil 3.3 Mikrotest multipay easy metalografi makinası

3.1.3. Mikroyapı Görüntüsü Alınması

Deneysel çalışma için kullanılan numunenin kesme, zımparalama, parlatma ve son olarak dağlama işlemleri bittikten sonra mikroyapı görüntüsüne ulaşabilmek için Carl Zeiss GmbH marka optik mikroskop kullanılmıştır. Mikroskop ile ışık ve açılı ayarlamaları yapıldıktan sonra numune mikroskobun cam tablasına yerleştirilmiş ve yüzeyi görüntülenmiştir. Görüntüleme işlemi için sırasıyla 10x, 20x, 50x ve 100x büyütme merceği kullanılmıştır. Bu işlem sayesinde farklı büyütme oranlarında yapının tane yapısı ve tane sınırları incelenebilmiştir.



Şekil 3.4 Carl Zeiss GmbH marka mikroskop

3.1.4.Sertlik Ölçme

Proje içerisinde kullanılmakta olan numunenin sertlik değerini ölçebilmek için numunenin yüzeyinin hazırlanması gerekmektedir. Numunenin hazırlanma işlemi ise ilk olarak yüksek basınçlı döküm yöntemi sonucunda elde edilen parçanın yüzey alanın küçültülmesi için kesme işlemi yapılmasıdır. Kesme işlemi ile yüzey yapısı deforme olduğu için ve düz bir yüzey alanına sahip olmadığı için metalografik işlemler ile yüzey yapısı hazırlanmaktadır. Bu işlemler sonucunda numune, sertlik cihazının tablası üzerine yerleştirilebilmektedir.

Düz bir yüzey alanına sahip olan numune Brinell Sertlik cihazının tablasının yüzeyine yerleştirilir. Cihaz, ölçülmesi istenilen malzemenin sertlik değerini hesaplayabilmek için ölçümde kullanılacak olan yük ağırlığı ve izi oluşturacak olan bilye çapı ayarlaması yapılır. Ardından programa süre bilgisi girildikten sonra batıcı uç numune yüzeyine kontrollü bir baskı uygular. Deneysel çalışmalar içerisinde kullanılmakta

olan numunenin sertliğini ölçebilmek için Brinell sertlik cihazı kullanılmış ve alaşımın sertlik değerleri öğrenilmiştir. Numunenin alaşımı alüminyum-silisyum olduğu için numuneye 15 saniye yük uygulaması ile Şekil 5.1’de gösterilen 5 farklı bölgesinden sertlik değerleri alınmıştır. Alaşım için deney içerisinde kullanılan bilye çapı 5 mm, uygulanan yük ise 750 kg olarak belirlenmiş ve bu doğrultuda sertlik ölçümü yapılmıştır. Oluşan iz çapının mikron cinsinden uzunluk değerleri bilgisayarlı ortam kullanımı ile alınır ve Brinell Sertlik değerinin hesaplanabilmesi için test sonucu formüle yerleştirilerek hesaplama yapılır.

$$HB = \frac{2P}{\pi \cdot d (D - \sqrt{D^2 - d^2})} , \text{ kg/mm}^2$$

Şekil 3.5 Brinell sertlik testi formülü

Brinell sertlik testinin formülü şekil 4.1’de yer almaktadır. Formül içerisinde yer alan ifadeler ise; 2,9

- HB = Brinell sertlik derecesi, kg/milimetrekare
- P = Uygulanan ağırlık (yük), kg
- D = Küresel çelik bilyanın çapı, (milimetrekare). 44
- d = Bilyanın parça üzerinde oluşturduğu iz çapı, mm

Ölçülen iz uzunluğu formül içerisine koyulduktan sonra hesaplama yapılarak numunenin sertlik değerine ulaşılmaktadır. Günümüzde gelişen teknolojik gelişmeler ile ölçüm değerine ulaşabilmek için numunenin bilgisayar destekli sertlik değeri ölçülebilmektedir. Bu ölçüm ise sertlik izi oluşmuş olan numunenin bilgisayara bağlı olan mikroskop üzerine sertlik izinin oluşmuş olan yüzey alanı gelecek şekilde konulması ve ardından program yardımı ile izin olduğu bölgelerin belirlenmesi ardından da bilye izinin dört köşesinin belirlenmesi ile sonuç elde edilebilmektedir.



Şekil 3.6 Brinell sertlik cihazı ve formülü.

3.1.5. Korozyon Testi

Korozyon deneyleri %3.5 NaCl içeren tuzlu çözelti ile potansiyodinamik polarizasyon testi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon testi için deney numuneleri Bakır tel ile sarılıp epoksi reçine ile kaplanmıştır. Numunelerin epoksi reçine dışındaki ön yüzü standart metalografik metot ile parlatılmıştır. Korozyon testi sırasında çalışma elektrodu olarak test numunesi, karşı elektrod olarak grafik çubuk ve referans elektrod olarak da doymuş kolamel elektrodu uygun bir şekilde test hücresinin içerisine yerleştirilmiştir. Çalışma elektrodu ve doymuş kalomel elektrodu arasındaki mV cinsinden korozyon potansiyel değişimi sistemden akım geçmeyecek şekilde 300 saniye boyunca tüm deney numuneleri için ölçülmüştür'de ney potansiyeline (Ecor) ulaşıldıktan sonra 1mV.s-1 tarama hızında -0,25v +0,25v aralığında potansiyodinamik polarizasyon eğrileri elde edilmiştir. Korozyon akım yoğunluğu ve korozyon potansiyeli tafel eğrileri analizi sonucu belirlenmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon testleri DC105 korozyon analizine sahip Gamry Pc4/300 mA potansiyostat/ galvonastat yazılımı aracılığıyla gerçekleştirilmiştir.

BÖLÜM 4

4.1. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMALAR

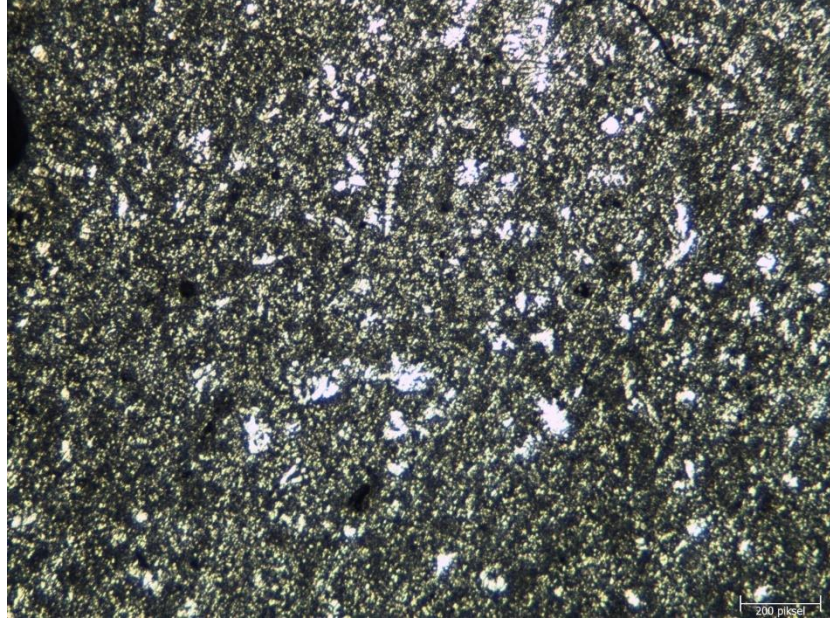
Çalışma kapsamında kullanılmakta AlSi9Cu3 Al-Si alaşım elementinin, mikroyapı, sertlik ve korozyon sonuçları incelenmiştir. Alaşımın kullanılması planlanan bölgeler açık alanda hava ve su ile temas edilebilecek bir alan olduğu için alaşımın mikroyapı görüntüsü ile elde edilen element dağılımı, sertlik testi ile alaşımın dayanım oranı ve korozyon testi ile hava ve su bazlı ortamlara dayanım gösterebilmesi istenilmektedir. Bu doğrultuda elde edilen sonuçların iyileştirilmesi için yapılması gereken işlemler incelenmiştir.

4.1.1. Sertlik Deney Sonuçları

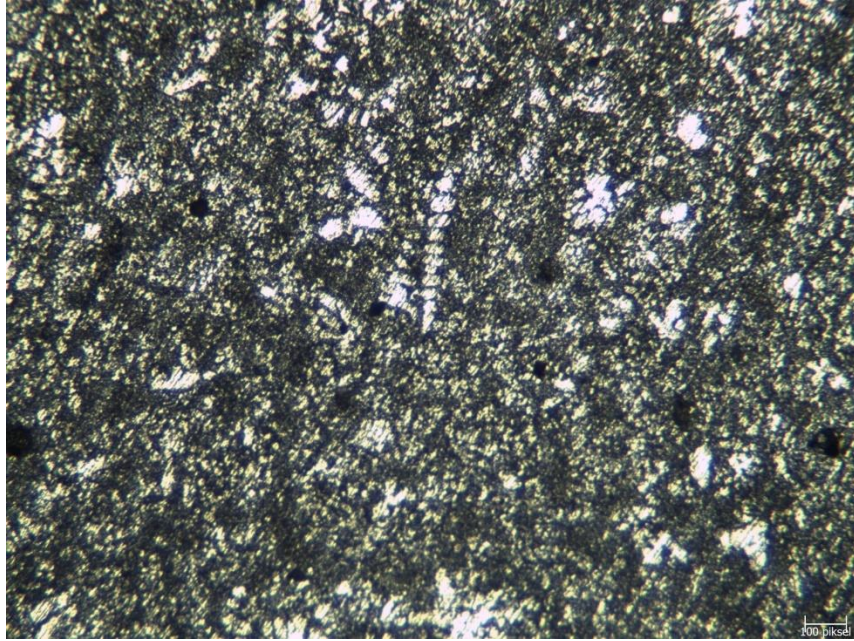
Bilgisayar destekli ölçüm yöntemi kullanımı ile seri-1 olarak isimlendirilen en kalın bölgeden alınan numunenin sertlik değerlerinin ortalaması 137,21 HB ve standart sapması 37.85 olarak belirlenmiştir. Elde edilen bu sertlik değeri aynı uygulamalarda kullanılan DIN 230D/EN AC 44300 ticari isimli alüminyum-silisyum alaşım numunesinin sertliğinden yaklaşık olarak %100 daha yüksektir.

4.1.2. Mikroyapı Sonuçları

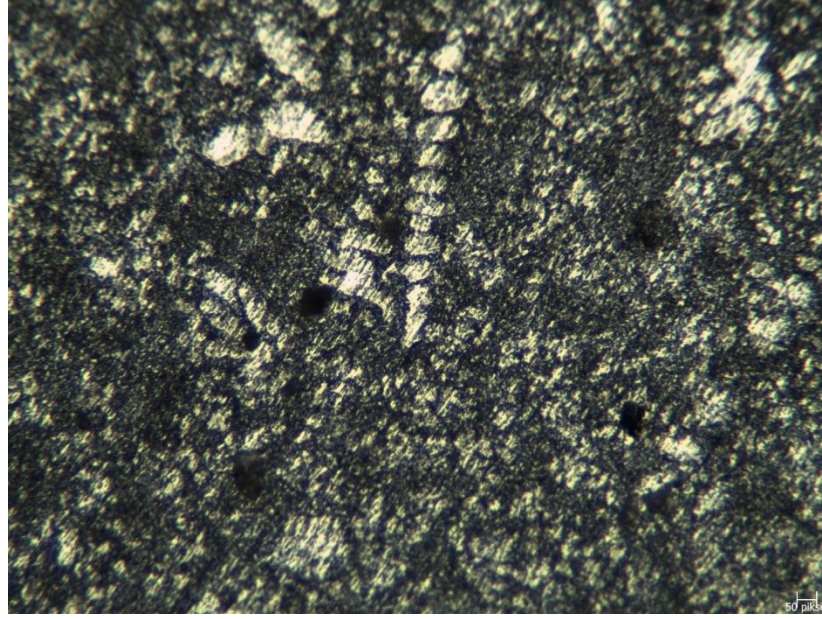
Çalışma sonucunda AlSi9Cu3 isimli alüminyum-silisyum alaşım numunesinin farklı büyütme mercekleri ile alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 4.1 ve 4.3 aralığında incelenmiştir. AlSi9Cu3 alaşımının düşük büyütmedeki mikroyapı görüntüleri ince taneli bir yapıya sahip olduğunu göstermiş olup, yüksek büyütmelerdeki mikroyapıları çin yazısı benzeri fazları, iğnemsiz intermetalikleri ve kütleli fazları göstermektedir. Çin yazısı benzeri fazların Mg₂Si olduğu ve iğnemsiz fazların ise ötektik silisyum alaşımı olduğu belirlenmiştir.



Şekil 4.1 5X büyütme ince alaşımın mikroyapı sonuç incelemesi.



Şekil 4.2 10X büyütmede incelenen alaşımın mikroyapı sonuçları



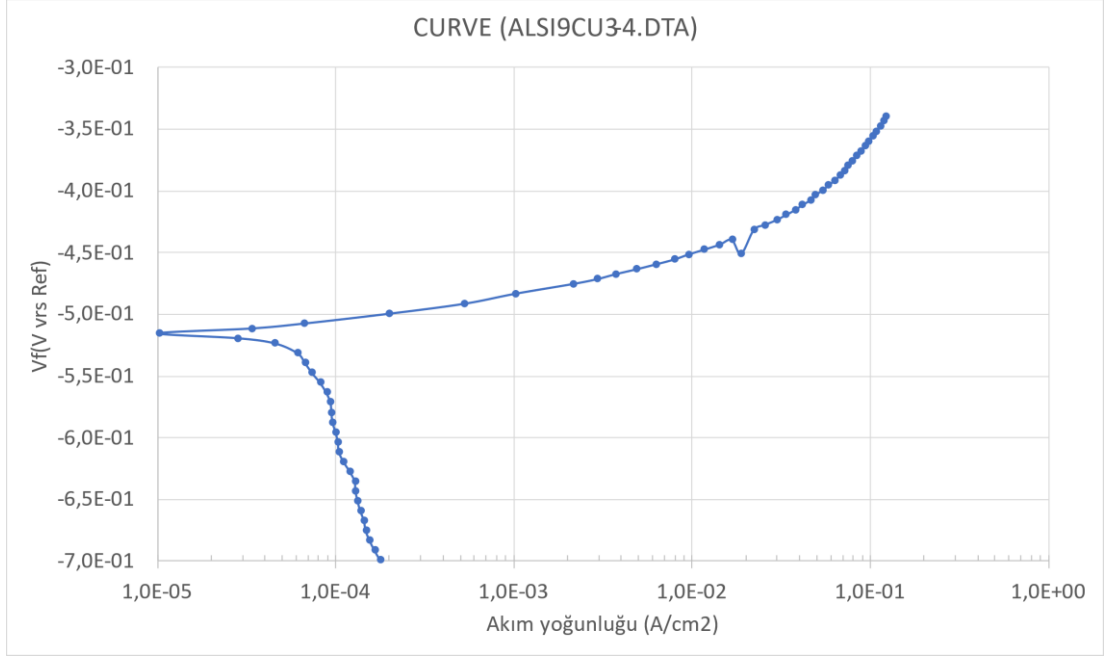
Şekil 4.3 20X büyütmede incelenen alaşımın düz bölgesinin mikroyapı sonuçları

4.1.3. Korozyon Deney Sonucu

AlSi9Cu3 alaşımının potansiyodinamik polarizasyon testi sonucu elde edilen Tafel eğrisi Şekil 4.4’de verilmiştir. Tafel eğrisi üzerinden anot ve katodik eğiminden hesaplanan korozyon akım yoğunluğu değeri $5,7 \times 10^{-6}$ A/cm² olarak ölçülmüştür. Anot ve katot eğrilerinin çatıştığı nokta korozyon potansiyeli olup bu değer -0,5 Volttur. AlSi9Cu3 alaşımının korozyon akım yoğunluğu DIN 230D/EN AC 44300 ticari isimli alüminyum-silisyum alaşımının korozyon akım yoğunluğu (5×10^{-6} A/cm²) ile karşılaştırıldığında AlSi9Cu3 Alaşımının sahip olduğu değer oldukça yüksek olması daha yüksek alaşım ve intermetalik yapıda mevcut olmasına dayandırılabilir. Sertlik sonuçlarından hatırlanıldığı gibi AlSi9Cu3 alaşımının sertliğinin yüksek olması yapısı içerisindeki intermetalik fazlardan ileri gelmektedir.

AlSi9Cu3 alaşımının korozyon potansiyeli DIN 230D/EN AC 44300 alaşımının korozyon potansiyelinden daha asil bölgede yer almaktadır. Bu durum AlSi9Cu3 alaşımının korozyon akım yoğunluğunun değeri ile tezatlık oluşturmaktadır. AlSi9Cu3 alaşımının korozyon akım yoğunluğunun yüksek olmasından dolayı başlangıçta daha hızlı korozyona uğradığını ve korozyon potansiyelinin de pasif bölgede olmasından

dolayı zamanla yüzeyinde oksit filmini oluşturarak direncinin meydana geleceği düşünülmektedir.



Şekil 4.4 İncelenen numunelerin Tafel eğrisi

BÖLÜM 5

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada AlSi9Cu3 alaşımı malzemenin mikroyapı, sertlik ve korozyon testleri sonucu elde edilen genel sonuçlar aşağıda listelenmiştir.

- İncelenen AlSi9Cu3 alaşımının mikroyapısında çin yazısı görünümlü Mg₂Si Fazları, iğnemsî Si ötektik intermetalikleri ve tane sınırlarında kütleli oluşmuş Al₂Cu partiküllerinin yer aldığı gözlenmiştir.
- İncelenen AlSi9Cu3 alaşımının korozyon akım yoğunluğu ve korozyon potansiyeli sırasıyla $5,7 \times 10^{-6}$ A/cm² ve -0,5 Volt olarak ölçülmüştür. Korozyon akım yoğunluğu daha düşük alaşımli malzemelerden yüksek olduğu belirlenirken korozyon potansiyelinin de oldukça soy davrandığı ortaya çıkartılmıştır

KAYNAKLAR

1. İnternet: Malzeme Yoğunluk ve Özgül Ağırlıkları <https://www.muhendislikbilgileri.com/?pnum=26&pt=%C3%96NEML%C4%B0+%C3%96ZG%C3%9CL+A%C4%9EIRLIKLAR>
2. G. K. Sigworth, “*Fundamentals Of Solidification In Aluminum Castings*,” Int. J. Met., 2014, Doi: 10.1007/Bf03355567.
3. T. A. Başer, “*Alüminyum Alaşımları ve Otomotiv EndüstriSinde Kullanımı*,” Mühendis ve Makina, 2012
4. C. Brian And K. O’reilly, *Solidification And Casting*. 2016
5. KAYIKCI, R., AKAR, N., ŞİRİN, S., & KOCAMAN, E. (2014, 12 01). *Alüminyum döküm alaşımlarının katılaştırılması sırasında yarı-katı bölge sıvı geçirgenliğinin modellenmesi*.
6. M. Uludağ, R. Çetin, D. Dispınar, And M. Tiryakioğlu, “*The Effects Of Degassing, Grain Refinement & Sr-Addition On Melt Quality-Hot Tear Sensitivity Relationships In Cast A380 Aluminum Alloy*,” Eng. Fail. Anal., 2018, Doi: 10.1016/J.Engfailanal.2018.03.025
7. A. K. Prasada Rao, K. Das, B. S. Murty, And M. Chakraborty, “*Effect Of Grain Refinement On Wear Properties Of Al And Al-7si Alloy*,” Wear, 2004, Doi: 10.1016/J.Wear.2003.10.017.
8. 29. Smith, W. F., “*Mühendislik alaşımlarının yapı ve özellikler*” Demir Dışı Alaşımlar, Cilt 2., Çeviri: Erdoğan, M., Nobel Yayın Dağıtım, Ankara (2000).
9. 30. Özer, A. ve Şen, A. “*Alüminyum alaşımlarında filtrasyon uygulaması*” Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi, Karabük 3-15 (2000).
10. 37. Eruslu, N., “*Alüminyum alaşımlarının dökümü ve yapı kontrolü*”, SEGEM Yayınları, İstanbul (1984)
11. 38. Kırac, M., “*Alüminyum alaşımları*”, İTÜ Kimya-Metalurji Bölümü, İstanbul (1983).
12. 39. Ateş, M., “*Basınçlı döküm yöntemiyle üretim OHTEA tekniği uygulaması ile ürün ve proses optimizasyonu*” İstanbul Teknik Üniversitesi, 54 (2): 40-44 (1995).
13. 40. A.S.M., “*Metals Handbook*”, Alloy Phase Diagrams, Binary Alloy Phase Diagrams, Vol. 3, 52. (1992).
14. 41. Üçışık, A. H., “*Alüminyum alaşımları*”, İTÜ Maden Bölümü, İstanbul (1978).

15. 42. Şenel, L., “*Al-Si Döküm alaşımlarının sıkıştırma döküm yöntemi ile mikroyapı ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesi*” *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara (2004)
16. Vinarcik, E. J. (2002). High integrity die casting processes. John Wiley & Sons.
17. Kaye, A., & Street, A. (2016). *Die Casting Metallurgy*: Butterworths Monographs in Materials. Elsevier.
18. Campbell, J. (2015). *Complete casting handbook*: metal casting processes, metallurgy, techniques and design. Butterworth-Heinemann.
19. Fiorentini, F., Curcio, P., Armentani, E., Rosso, C., & Baldissera, P. (2019). Study of two alternative cooling systems of a mold insert used in die casting process of light alloy components. *Procedia Structural Integrity*, 24, 569-582.
20. Hu, H., Chen, F., Chen, X., Chu, Y. L., & Cheng, P. (2004). Effect of cooling water flow rates on local temperatures and heat transfer of casting dies. *Journal of Materials Processing Technology*, 148 (1), 57-67.
21. Bonollo, F., Gramegna, N., & Timelli, G. (2015). *High-pressure die-casting*: contradictions and challenges. *Jom*, 67 (5), 901-908.
22. Andresen, W. (2004). *Die Cast Engineering: A Hydraulic, Thermal, and Mechanical Process*. CRC Press.
23. Murray, M. T., & Murray, M. (2011). High pressure die casting of aluminium and its alloys. *In Fundamentals of Aluminium Metallurgy* (pp. 217- 261). Woodhead Publishing.
24. Kaufman, J. G., & Rooy, E. L. (2004). Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications. *Asm International*.
25. Norwood, A. J., Dickens, P. M., Soar, R. C., Harris, R., Gibbons, G., & Hansell, R. (2004). Analysis of cooling channels performance. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, 17 (8), 669-678.
26. Armillotta, A., Baraggi, R., & Fasoli, S. (2014). SLM tooling for die casting with conformal cooling channels. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 71(1-4), 573-583.
27. Wang, E. R., Hui, X. D., Wang, S. S., Zhao, Y. F., & Chen, G. L. (2010). Improved mechanical properties in cast Al–Si alloys by combined alloying of Fe and Cu. *Materials Science and Engineering: A*, 527 (29- 30), 7878-7884.
28. Irizalp, S. G., & Saklakoglu, N. (2014). Effect of Fe-rich intermetallics on the microstructure and mechanical properties of thixoformed A380 aluminum alloy. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 17 (2), 58-62. 82
29. Bedyk, J. C. (2010). Aluminum alloys for lightweight automotive structures. In *Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles* (pp. 79-113). *Woodhead Publishing*.

30. Hurtalová, L., Tillová, E., Chalupová, M., & Belan, J. (2015). Morphology of intermetallic phases in Al-Si cast alloys and their fracture behaviour. *Production Engineering Archives*, 6.
31. Laukli, H. I. (2004). *High Pressure Die Casting of Aluminium and Magnesium Alloys: Grain Structure and Segregation Characteristics*.
32. Jaafar, M. A., Rouse, D. R., Gibout, S., & Bédécarrats, J. P. (2017). A review of dendritic growth during solidification: Mathematical modeling and numerical simulations. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 74, 1064-1079.
33. Chandrashekar, T., Muralidhara, M. K., Kashyap, K. T., & Rao, P. R. (2009). Effect of growth restricting factor on grain refinement of aluminum alloys. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 40 (3), 234-241.
34. Flemings, M. C. (1974). Solidification processing. *Metallurgical transactions*, 5 (10), 2121-2134.
35. McAdams, I. R. (2017). The Effect of Cooling Rate on the Microstructure of High Pressure Die Casting Alloys (Doctoral dissertation). *Purdue University*.
36. Li, Z., Samuel, A. M., Samuel, F. H., Ravindran, C., & Valtierra, S. (2003). Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl₂ phase in Al-Si-Cu 319 alloys. *Journal of materials science*, 38(6), 1203-1218.
37. Taylor, J. A. (2012). Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys. *Procedia Materials Science*, 1, 19-33.
38. Lattanzi, L., Fabrizi, A., Fortini, A., Merlin, M., & Timelli, G. (2017). Effects of microstructure and casting defects on the fatigue behavior of the high-pressure die-cast AlSi9Cu3 (Fe) alloy. *Procedia Structural Integrity*, 7, 505-512.
39. Mohandass, M., Venkatesan, A., Karthikeyan, S., Prasanth, P. S., & Vinuvarshith, S. K. (2014). Effect of cooling rate on mechanical behaviour of bulk cast of A380 aluminium alloy. *Int. J. Eng. Technol*, 6, 374-380.
40. Irfan, M. A., Schwam, D., Karve, A., & Ryder, R. (2012). Porosity reduction and mechanical properties improvement in die cast engine blocks. *Materials Science and Engineering: A*, 535, 108-114.
41. Dobrzański, L. A., Maniara, R., Sokołowski, J., & Kasprzak, W. (2007). Effect of cooling rate on the solidification behavior of AC AlSi7Cu2 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 191 (1-3), 317- 320.
42. Goulart, P. R., Spinelli, J. E., Osório, W. R., & Garcia, A. (2006). Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings. *Materials Science and Engineering: A*, 421 (1-2), 245-253.
43. Zhang, L. Y., Jiang, Y. H., Ma, Z., Shan, S. F., Jia, Y. Z., Fan, C. Z., & Wang, W. K. (2008). Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy. *Journal of materials processing technology*, 207 (1-3), 107-111.

44. Zamani, M., Seifeddine, S., & Ghassemali, E. (2016). Effect of cooling rate and eutectic modification on texture and grain structure of Al-Si-Cu-Mg die cast alloy. *La Metallurgia Italiana*, 108 (6), 5-8.
45. Kasprzak, W., Sahoo, M., Sokolowski, J., Yamagata, H., & Kurita, H. (2009). The effect of the melt temperature and the cooling rate on the microstructure of the Al-20% Si alloy used for monolithic engine blocks. *International Journal of Metalcasting*, 3 (3), 55-71.
46. Yamagata, H., Kasprzak, W., Aniolek, M., Kurita, H., & Sokolowski, J. H. (2008). The effect of average cooling rates on the microstructure of the Al-20% Si high pressure die casting alloy used for monolithic cylinder blocks. *Journal of materials processing technology*, 203 (1-3), 333- 341.
47. Žbontar, M., Petrič, M., & Mrvar, P. (2021). The Influence of Cooling Rate on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi9Cu3. *Metals*, 11 (2), 186.
48. Fiorese, E., Bonollo, F., Timelli, G., Arnberg, L., & Gariboldi, E. (2015). New classification of defects and imperfections for aluminum alloy castings. *International Journal of Metalcasting*, 9 (1), 55-66.
49. Lee, S. G., Gokhale, A. M., Patel, G. R., & Evans, M. (2006). Effect of process parameters on porosity distributions in high-pressure die-cast AM50 Mg-alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 427 (1-2), 99-111.
50. Velluvakkandi, N. (2009). Developing an effective die cooling technique (**Doctoral dissertation**). *Auckland University of Technology*.
51. Adamane, A. R., Arnberg, L., Fiorese, E., Timelli, G., & Bonollo, F. (2015). Influence of injection parameters on the porosity and tensile properties of high-pressure die cast Al-Si alloys: a review. *International Journal of Metalcasting*, 9 (1), 43-53.
52. Gariboldi, E., Bonollo, F., & Rosso, M. (2007). Proposal of a classification of defects of high-pressure diecast products. *La metallurgia italiana*.
53. Li, S., & Apelian, D. (2011). Hot tearing of aluminum alloys. *International Journal of Metalcasting*, 5 (1), 23-40.
54. Shankar, S., & Apelian, D. (2002). Die soldering: Effect of process parameters and alloy characteristics on soldering in the pressure die casting process. *International Journal of Cast Metals Research*, 15 (2), 103- 116.
55. Chen, Z. W., & Jahedi, M. Z. (1998). The effect of temperature on soldering and the sequence of formation of the soldered layer during high pressure 84 die casting of Al-11Si-3Cu alloy. *International Journal of Cast Metals Research*, 11 (3), 129-138.
56. Han, Q., & Viswanathan, S. (2003). Analysis of the mechanism of die soldering in aluminum die casting. *Metallurgical and materials transactions A*, 34 (1), 139-146.

57. Domkin, K., Hattel, J. H., & Thorborg, J. (2009). Modeling of high temperature- and diffusion-controlled die soldering in aluminum high pressure die casting. *Journal of Materials Processing Technology*, 209 (8), 4051-4061.
58. Shankar, S., & Apelian, D. (2002). Die soldering: Mechanism of the interface reaction between molten aluminum alloy and tool steel. *Metallurgical and materials transactions B*, 33 (3), 465-476.
59. Dutta, B., & Rettenmayr, M. (2000). Effect of cooling rate on the solidification behaviour of Al-Fe-Si alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 283 (1-2), 218-224.
60. Sadeghi, M., & Mahmoudi, J. (2012). Experimental and theoretical studies on the effect of die temperature on the quality of the products in highpressure die-casting process. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2012.
61. Podprocká, R., Malik, J., & Bolibruchová, D. (2015). *Defects in high pressure die casting process*. *Manufacturing technologies*, 15 (4), 674-678.
62. Lei, T., Alexandersen, J., Lazarov, B. S., Wang, F., Haertel, J. H., De Angelis, S., & Engelbrecht, K. (2018). Investment casting and experimental testing of heat sinks designed by topology optimization. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 127, 396-412.
63. Cho, J. I., & Kim, C. W. (2014). The relationship between dendrite arm spacing and cooling rate of Al-Si casting alloys in high pressure die casting. *International Journal of Metalcasting*, 8 (1), 49-55.
64. Władysiak, R., Kozuń, A., & Pacyniak, T. (2017). The Effect of Water Mist Cooling of Casting Die on the Solidification, Microstructure and Properties of AlSi20 Alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*, 62.
65. Jahan, S. A., Wu, T., Zhang, Y., Zhang, J., Tovar, A., & Elmounayri, H. (2017). *Thermo-mechanical design optimization of conformal cooling channels using design of experiments approach*. *Procedia Manufacturing*, 10, 898-911.
66. Meckley, J., & Edwards, R. (2009). A study on the design and effectiveness of conformal cooling channels in rapid tooling inserts. *The Technology Interface Journal*, 10 (1), 1-28.
67. Xu, X., Sachs, E., Allen, S., & Cima, M. (1998). Designing conformal cooling channels for tooling. *In 1998 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. [53] Url-1, date retrieved 02.10.2021.
68. T. A. Başer, “*Alüminyum Alaşımları ve Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı*,” Mühendis ve Makina, 2012.
69. T. M. Odası, “*Alüminyum Raporu*,” Pp. 113–159, 2002.
70. O. Gü ven, “*Alüminyum Silisyum Magnezyum Döküm Alaşımının Yapı İncelemesi*,” P. 77, 2005

71. G. K. Sigworth, “*The Modification Of Al-Si Alloys: Important Practical And Theoretical Aspects,*” International Journal Of Metalcasting. 2008, Doi: 10.1007/Bf03355425.
72. R. K. Murat Çolak, “*A356 Döküm Alaşımında Elektromanyetik Karıştırmanın Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi,*” Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilim. Derg., 2009.
73. S. Yaşa, “*Alüminyum A356 Alaşımının Titreşimli Dökümü.*”
74. A. M. A. Mohamed, A. M. Samuel, F. H. Samuel, And H. W. Doty, “*Influence Of Additives On The Microstructure And Tensile Properties Of Near-Eutectic Al10.8%Si Cast Alloy,*” Mater. Des., 2009, Doi: 10.1016/J.Matdes.2009.05.042.
75. M. Zeren, E. Karakulak, And S. Gümü, “*Influence Of Cu Addition On Microstructure And Hardness Of Near-Eutectic Al-Si-Xcu-Alloys,*” Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed., 2011, Doi: 10.1016/S1003-6326(11)60917-5.
76. T. Hosch, L. G. England, And R. E. Napolitano, “*Analysis Of The High GrowthRate Transition In Al-Si Eutectic Solidification,*” J. Mater. Sci., 2009, Doi: 10.1007/S10853-009-3747-6.
77. M. L. Öveçoğlu, N. Ünlü, N. Eruslu, And A. Genç, “*Characterization Investigations Of A Melt-Spun Ternary Al-8si-5.1cu (In Wt. %) Alloy,*” Mater. Lett., 2003, Doi: 10.1016/S0167-577x (03)00051-X.
78. M. F. Kiliçaslan, F. Yilmaz, S. Ergen, S. J. Hong, And O. Uzun, “*Microstructure And Microhardness Of Melt-Spun Al-25si-5fe-Xco (X = 0, 1, 3, 5) Alloys,*” Mater. Charact., 2013, Doi: 10.1016/J.Matchar.2012.12.006.
79. E. Karaköse And M. Keskin, “*Effect Of Solidification Rate On The Microstructure And Microhardness Of A Melt-Spun Al-8si-1sb Alloy,*” J. Alloys Compd., 2009, Doi: 10.1016/J.Jallcom.2009.01.006.
80. M. Gündüz, H. Kaya, E. Çadırlı, And A. Özmen, “*Interflake Spacings And Undercoolings In Al-Si Irregular Eutectic Alloy,*” Mater. Sci. Eng. A, 2004, Doi: 10.1016/J.Msea.2003.11.020.
81. J. De Wilde, E. Nagels, F. Lemoisson, And L. Froyen, “*Unconstrained Growth Along A Ternary Eutectic Solidification Path In Al-Cu-Ag: Preparation Of A Maxus Sounding Rocket Experiment,*” Mater. Sci. Eng. A, 2005, Doi: 10.1016/J.Msea.2005.08.171.
82. Y. Kaygısız And N. Maraşlı, “*Microstructural, Mechanical And Electrical Characterization Of Directionally Solidified Al-Si-Mg Eutectic Alloy,*” J. Alloys Compd., 2015, Doi: 10.1016/J.Jallcom.2014.08.056.
83. Y. Kaygısız And N. Maraşlı, “*Directional Solidification Of Al-Cu-Si-Mg Quaternary Eutectic Alloy,*” J. Alloys Compd., 2017, Doi: 10.1016/J.Jallcom.2017.06.027.

84. [72] F. Yılmaz And R. Elliott, "***The Microstructure And Mechanical Properties Of Unidirectionally Solidified Al-Si Alloys***," J. Mater. Sci., 1989, Doi: 10.1007/Bf02385422.
85. H. Kaya, E. Çadırlı, M. Gündüz, And A. Ülgen, "***Effect Of The Temperature Gradient, Growth Rate, And The Interflake Spacing On The Microhardness In The Directionally Solidified Al-Si Eutectic Alloy***," J. Mater. Eng. Perform., 2003, Doi: 10.1361/105994903100277201.
86. B. Chen Et Al., "***Strength And Strain Hardening Of A Selective Laser Melted AlSi10mg Alloy***," Scr. Mater., 2017, Doi: 10.1016/J.Scriptamat.2017.07.025.
87. B. Dutta And M. Rettenmayr, "***Effect Of Cooling Rate On The Solidification Behaviour Of Al-Fe-Si Alloys***," Mater. Sci. Eng. A, 2000, Doi: 10.1016/S0921-5093(00)00742-5.
88. S. Farahany, A. Ourdjini, M. H. Idrisi, And S. G. Shabestari, "***Evaluation Of The Effect Of Bi, Sb, Sr And Cooling Condition On Eutectic Phases In An Al-Si-Cu Alloy (Acl2) By In Situ Thermal Analysis***," Thermochim. Acta, 2013, Doi: 10.1016/J.Tca.2013.02.024.
89. K. Nogita, S. D. McDonald, And A. K. Dahle, "***Eutectic Modification Of Al-Si Alloys With Rare Earth Metals***," Mater. Trans., 2004, Doi: 10.2320/Matertrans.45.323.
90. X. Li, Y. Fautrelle, A. Gagnoud, Z. Ren, And R. Moreau, "***Ebsd Study Of The Influence Of A High Magnetic Field On The Microstructure And Orientation Of The Al-Si Eutectic During Directional Solidification***," Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci., 2016, Doi: 10.1007/S11661-016-3432-8.
91. Y. Zhang Et Al., "***Comparative Study On The Grain Refinement Of Al-Si Alloy Solidified Under The Impact Of Pulsed Electric Current And Travelling Magnetic Field***," Metals (Basel)., 2016, Doi: 10.3390/Met6070170.
92. D. Rübiger, Y. Zhang, V. Galindo, S. Franke, B. Willers, And S. Eckert, "***The Relevance Of Melt Convection To Grain Refinement In Al-Si Alloys Solidified Under The Impact Of Electric Currents***," Acta Mater., 2014, Doi: 10.1016/J.Actamat.2014.07.037.
93. K. Jung And H. Conrad, "***External Electric Field Applied During Solution Heat Treatment Of The Al-Mg-Si Alloy Aa6022***," J. Mater. Sci., 2004, Doi: 10.1023/B:Jmsc.0000044886.66798.95.

ÖZGEÇMİŞ

Emre YILDIRIM Karabük Demir Çelik Anadolu Lisesi Eşit Ağırlık Bölümünden Mezun olup Lisans Öğrenimini 2013 Yılında Karabük Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programında tamamladı.