



İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YOĞRULABİLİR (6063) ALAŞIMIN YENİLİKÇİ KISMİ - KATI YÜKSEK BASINÇLI DÖKÜM TEKNOLOJİSİ İLE ÜRETİMİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Yekta Berk SÜSLÜ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

HAZİRAN 2019



İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YOĞRULABİLİR (6063) ALAŞIMIN YENİLİKÇİ KISMİ - KATI YÜKSEK BASINÇLI DÖKÜM TEKNOLOJİSİ İLE ÜRETİMİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Yekta Berk SÜSLÜ (506161425)

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Özgül KELEŞ

HAZİRAN 2019



İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506161425 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Yekta Berk SÜSLÜ, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı "YOĞRULABİLİR (6063) ALAŞIMIN YENİLİKÇİ KISMİ - KATI YÜKSEK BASINÇLI DÖKÜM TEKNOLOJİSİ İLE ÜRETİMİ" başlıklı tezini aşağıdaki imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı :	Prof. Dr. Özgül KELEŞ İstanbul Teknik Üniversitesi	
Jüri Üyeleri :	Prof. Dr. Sebahattin GÜRMEN İstanbul Teknik Üniversitesi	
	Prof. Dr. Gökhan ORHAN İstanbul Üniversitesi - Cerrahpaşa	

Teslim Tarihi :03 Mayıs 2019Savunma Tarihi :13 Haziran 2019









ÖNSÖZ

Yüksek lisans eğitimim ve tez sürecim boyunca bana yol gösteren ve bilgisini esirgemeyen danışmanım Sayın Prof. Dr. Özgül Keleş'e, yardımlarından ve desteklerinden dolayı teşekkür ederim. Tez çalışmamı gerçekleştirdiğim ve benim de bir parçası olduğum Mita Kalıp ve Döküm Sanayii A.Ş.' den başta üretim koordinatörü Sayın Muammer Mutlu'ya, döküm denemelerindeki yardımlarından dolayı Sayın Mehmet Siraç Acar'a, simülasyon analizlerindeki destekleri için Sayın Muhammet Fatih Çevrük'e ve mikroyapı karakterizasyon işlemlerindeki yardımları için Sayın Onur Özcan'a ve tüm proje ekibime teşekkürü bir borç bilirim.

Elektrolitik dağlama konusunda bilgisini, tecrübelerini ve teçhizatlarını paylaşan Sayın Hüsnü Öztürk'e teşekkür ederim. SEM & EDS analizindeki desteklerinden ötürü İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği öğretim üyesi Sayın Gültekin Göller'e ve analizlerin yapılması sırasındaki desteklerinden ötürü Sayın Hasan Hüseyin Sezer'e teşekkür ederim.

Tez çalışmamı hazırladığım 3170184 numaralı TEYDEB-1501 projesine sağladığı maddi imkanlardan dolayı TÜBİTAK'a ayrıca teşekkür ederim.

Son olarak, bana her zaman inanan ve yanımda olan sevgili aileme, arkadaşlarıma ve bu emek gerektiren süreçteki manevi desteğinden dolayı nişanlıma sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Haziran 2019

Yekta Berk SÜSLÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisi



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
SEMBOLLER	xiii
ÇİZELGE LİSTESİ	XV
ŞEKİL LİSTESİ	xvii
ÖZET	xix
SUMMARY	xxi
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR TARAMASI	5
2.1 Alüminyum Üretimi ve Özellikleri	5
2.2 Mühendislikte Alüminyum	7
2.2.1 Döküm alasımları	8
2.2.2 Yoğrulabilir alaşımlar	10
2.2.3 Isıl işlenebilir alaşımlar	10
2.2.4 6xxx (Al-Mg-Si) alaşımları	13
2.3 Yüksek Basınçlı Döküm Tekniği	15
2.3.1 Sıcak kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniği	16
2.3.2 Soğuk kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniği	16
2.3.3 Soğuk kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniğinde proses işleyişi	17
2.3.4 Yüksek basınçlı döküm kalıpları	19
2.4 Yarı-Katı Şekillendirme Yöntemi	22
2.4.1 Yarı-katı şekillendirme mekanizması	22
2.4.2 Yarı-katı şekillendirmede akış özellikleri	25
2.4.3 Yarı-katı şekillendirmeyi etkileyen metalurjik faktörler	27
2.4.3.1 Katı oranı (f_K)	27
2.4.3.2 Birincil faz morfolojisi (α)	28
2.4.3.3 Partikül boyutu ve dağılımı	29
2.4.3.4 Alaşımın kimyası ve döküm sıcaklığı	29
2.4.4 Yarı-katı şekillendirmede avantajlar ve dezavantajlar	30
2.5 Yarı-Katı Şekillendirme Yöntemleri	31
2.5.1 Soğuma rampası (cooling slope) yöntemi	31
2.5.2 SEED (swirled enthalphy equilibrium device) yöntemi	31
2.5.3 SIMA (strain induced melt activation) yöntemi	33
2.5.4 ECAP (equal channel angular pressing) yöntemi	33
2.5.5 NRC (new rheo-casting) yöntemi	34
2.5.6 RheoMetal yöntemi	34

2.5.7 Tiksokalıplama yöntemi	35
2.6 GISS (Gas Induced Semi-Solid) Yöntemi	36
2.6.1 Tarihçe	36
2.6.2 GISS yönteminin özellikleri	36
2.6.3 GISS yönteminin çalışma mekanizması	37
2.6.4 Uygulama alanları ve çalışmalar	39
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	43
3.1 Parça ve Kalıp Tasarımı	43
3.2 Malzeme Özellikleri	44
3.3 Döküm Denemeleri	44
3.4 Radyografik Analiz	46
3.5 Sertlik Testi	46
3.6 Yapay Yaşlandırma	46
3.7 Metalografik ve Morfolojik Karakterizasyon İşlemleri	47
4. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	49
4.1 Döküm Simülasyon Analizi	49
4.2 Döküm Deneme Sonuçları	51
4.3 Kalıp Sıcaklık Dağılımı	52
4.4 Radyografik Analiz Sonucu	54
4.5 Sertlik Testi Sonuçları	54
4.6 Yapay Yaşlandırma Sonuçları	55
4.7 Mikroyapı Analizi Sonuçları	56
4.8 Mikrosertlik Testi Sonuçları	60
4.9 SEM & EDS Analizi Sonuçları	61
5. GENEL SONUÇLAR	67
KAYNAKLAR	69
ÖZGEÇMİŞ	77

KISALTMALAR

SUV	: Sport Utility Vehicle
GISS	: Gas Induced Semi-solid
NADCA	: North American Die Casting Association
SEM	: Scanning Electron Microscope
EDS	: Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy
DTA	: Differential Thermal Analysis
YKR	: Yeniden Kristalleşme



SEMBOLLER

- : Primer fazı α
- β θ : İkinci primer fazı : Çökelti fazı
- : Katı oranı *f*_K
- : S1v1 oran1 fs
- : AlFeSiMg intermetalik fazı : Sıvı (ergiyik) faz π
- L



ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1	:	Alüminyumun genel özellikleri	7
Çizelge 2.2	:	Kullanılan alaşım elementleri ve özellikleri	8
Çizelge 2.3	:	Döküm alaşımları	9
Çizelge 2.4	:	Yoğrulabilir alaşımlar	10
Çizelge 2.5	:	Isıl işlenebilir alüminyum alaşımları	11
Çizelge 2.6	:	Isıl işlemlerin temper kodları ve açıklamaları	13
Çizelge 2.7	:	6xxx alaşımlarında katılaşma sırasında oluşan fazlar	15
Çizelge 2.8	:	Yüksek basınçlı döküm tekniğinde avantajlar ve sınırlamalar	15
Çizelge 2.9	:	Yarı-katı şekillendirmede avantajlar ve dezavantajlar	30
Çizelge 2.10	:	GISS yöntemi ile yapılan çalışmalar ve içerikleri	40
Çizelge 3.1	:	EN AW 6063 alaşımının kimyasal bileşimi (% ağ.)	44
Çizelge 3.2	:	EN AW 6063 deneme döküm parametre ve seviyeleri	45
Çizelge 3.3	:	Yapay yaşlandırma koşulları.	47
Çizelge 4.1	:	Çalışan kalıp sıcaklık dağılımları	53
Çizelge 4.2	:	Başarılı deneme döküm numunelerinin sertlik değerleri (HB)	55
Çizelge 4.3	:	Yapay yaşlandırma sertlik değerleri (HB)	55
Çizelge 4.4	:	Numunelerin kenar-merkez ortalama sertlik değerleri (Hv _{0.2})	61
Çizelge 4.5	:	6063 faz diyagramlarında belirtilen sembollerin karşılıkları	64



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 : SUV araçlarda hedeflenen hafifletme ve malzemelerin dağılım	2
Saltil 1.2 . Analanda alüminenen manantus aalaaalukilaaanlar	2
Sekil 1.2 : Afaçlarda alumniyuni, mevcut ve gelecek bileşemer.	2 5
Sekil 2.1 : Aluminyum uretimi ve geri donuşumu	3
Şekii 2.2 : Ocak 2018 – Mart 2019 dönemi dunya primer aluminyum ureum	6
Salvil 2.2 • A čerklag giligung granna hožk dožigan akterkle 200°C' do dältür	0
Şekil 2.5 : Ağırlıkça shisyuni oranına dağlı değişen akıcılık, 800 C de dokum.	0
Sekii 2.4 : Dokuleoniningi etkileyen laktorier: a) kanp doldurina, b)	
virtilma	9
Sekil 2.5 · Döküm alasımlarının mikroyanıları: a) ağırlıkça %5-8 Si içeren	,
alasımlar b) ağırlıkça %8-10 Si içeren alasımlar c) ağırlıkça	
%10-13 Si iceren alasımlar, d) ağırlıkca %16-20 Si iceren	
alaşımlara örnek.	9
Şekil 2.6 : Yoğrulabilir alaşımların Weck dağlama mikroyapıları, taneler ve	
tane sınırları; a) 2011 alaşımı, b) 3003 alaşımı, c) 5083 alaşımı, d)	
6013 alaşımı	11
Şekil 2.7 : Al-Mg-Si alaşımında geçiş fazları	12
Şekil 2.8 : Alüminyum-bakır alaşımı çökelti sertleşmesi	12
Şekil 2.9 : 6xxx serisi alaşımlar; birbirleri ile ilişkileri ve kullanım alanları,	
(AD: akma dayanımı, ÇD: çekme dayanımı, değerler MPa cinsinden)	14
Şekil 2.10 : Al-Mg-Si alaşımlarının üçlü faz diyagramı	14
Şekil 2.11 : Sıcak kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniği	16
Şekil 2.12 : Soğuk kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniği	17
Şekil 2.13 : Enjeksiyon faz aşamaları	18
Şekil 2.14 : Enjeksiyon sırasında hız – basınç eğrileri.	18
Şekil 2.15 : 10.000 çevrim sonucu kalıpta meydana gelen termal yorulma çatlağı	19
Şekil 2.16: NADCA HS sınıfi mikroyapı kalite tablosu, kabul ve ret olan	
mikroyapılar	20
Şekil 2.17 : Çevrim süresi boyunca kalıp sıcaklığındaki değişmeler	22
Şekil 2.18 : Gerçek akışkanların sınıflandırılması.	23
Şekil 2.19 : Reodökümde dendritik formdan rozete ve ardından küresel forma	
geçiş evreleri.	23
Şekil 2.20 : Katılaşma hızının ve kayma hızının mikroyapı üzerindeki etkisi	24
Şekil 2.21 : Al-Cu-Mg alaşımında katı oranı-görünür viskozite eğrisi.	24
Şekil 2.22 : a) Türbülanslı akış ve doldurma b) planar akış ve doldurma.	25
Şekil 2.23 : a) Türbülanslı akış, b) laminar akışta durgun sınır katmanı	26
Şekil 2.24 : Yolluk giriş kalınlığının kritik yolluk giriş hızına etkisi.	26

Şekil	2.25	a) Geniş kesitli yolluk girişi, b) dar kesitli yolluk girişi	27
Şekil	2.26	a) Al7Si ve b) A356 alaşımlarının görüntü ve termal analiz sonucu	
		içerdiği katı oranları, Δ Fs yöntemler arasındaki farkları göstermekte.	28
Şekil	2.27	Soğuma rampası yönteminin şematik gösterimi	32
Şekil	2.28	SEED yöntemi ile dökülmüş A356 alaşımı mikroyapısı	32
Şekil	2.29	SIMA yöntemi mekanizması	33
Şekil	2.30	ECAP ile termomekanik işlem görmüş A356 alaşımında α	
		partiküllerinin dağılımı	34
Şekil	2.31	NRC yöntemi ile dökülmüş A356 alaşımının mikroyapısı	35
Şekil	2.32	RheoMetal yöntemi ile dökülmüş ağ. %5,69 Si, %2,26 Cu içeren	
		alüminyum alaşımı	35
Şekil	2.33	Tiksokalıplama ünitesi	36
Şekil	2.34	a) Kepçeye yaklaşma, b) inert gaz takviyesi, c) yarı-katı çamur eldesi.	37
Şekil	2.35	Kayma ile kırılan dendritik fazlar ve oluşan ikincil çekirdekler	38
Şekil	2.36	a) Yüksek inert gaz süreleri ile kabalaşan ve birleşen α -Al	
		partikülleri, b) oklar birleşme bölglerini göstermekte	41
Şekil	2.37	a) GISS yöntemi ile küreselleşen α -Al partikülleri ve tamamlan-	
		mamış dönüşüm gösteren dendritik fazlar, b) optimizasyon ile A	
		sınıfı kalitede üretilmiş otomotiv parçası	41
Şekil	2.38	a-b) GISS işlemi uygulanmış 6061 mikroyapısı, C) 6061 GISS	
		döküm parçanın SEM görüntüsü.	42
Şekil	3.1	Tasarlanan ince kesitli plaka parçasının önden, yandan ve kesit	
		görüntüsü	43
Şekil	3.2	Tasarlanan kalıbın a) sabit tarafı, b) hareketli tarafı	44
Şekil	3.3	EN AW 6063 alaşımının ısı akışı – sıcaklık grafiği.	45
Şekil	3.4	Deneysel çalışmalar akış diyagramı.	48
Şekil	4.1	Döküm simülasyon sonuçları; akış, kalıp içi hava basıncı, porozite	
		durumu, çekinti durumu	49
Şekil	4.2	Dökülebilirlik sonuçları; a)750°C, 0 sn, b) 750°C, 5 sn, c) 700°C,	
		0 sn, d) 700°C, 5 sn, e) 640°C, 0 sn, f) 640°C, 5 sn	51
Şekil	4.3	a) 750°C, 0 sn b) 640°C, 5 sn çalışan kalıp sıcaklık dağılımı	53
Şekil	4.4	a) 750°C, 0 sn, b) 750°C, 5 sn, c) 640°C, 5 sn radyografik analiz	
		görüntüleri	54
Şekil	4.5	Numunelerin siyah-beyaz mikroyapı görüntüleri (200x).	57
Şekil	4.6	Numunelerin tane yapı görüntüleri (50x).	59
Şekil	4.7	Numunelerin SEM görüntüleri, içerdiği intermetalik fazlar	62
Şekil	4.8	Faz görselleri, EDS analizi sonucu ve oluşması muhtemel fazlar	63
Şekil	4.9	6063 alaşımında Mg ve Si oranlarına bağlı faz diyagramları	64

YOĞRULABİLİR (6063) ALAŞIMIN YENİLİKÇİ KISMİ - KATI YÜKSEK BASINÇLI DÖKÜM TEKNOLOJİSİ İLE ÜRETİMİ

ÖZET

Alüminyum alaşımları; düşük yoğunlukları, yüksek özgül mukavemetleri, iyi korozyon dirençleri ve mükemmel şekilalabilirlikleri sayesinde mühendislikte yaygın olarak kullanılmaktadır. Gelişen teknoloji ile birlikte otomotiv, havacılık, savunma ve elektrik-elektronik gibi endüstriyel alanlarda kullanımı artmaktadır. Yenilenemez enerji kaynaklarının gittikçe azalması ve temininin zaman geçtikçe zorlaşması, enerji sarfiyatlarında yapılacak gelişmeleri tetikleyen başlıca unsurlardan olmuştur. Bununla birlikte birçok endüstride ürün hafifletme, yapılan çalışmaların ana konusu haline gelmiştir.

Alüminyum alaşımları; içerdikleri silisyum oranına bağlı olarak döküm alaşımları ve yoğrulabilir (dövme) alaşımları olarak sınıflandırılabilmektedir. Döküm alaşımları; ergiyik halde yüksek akıcılığa sahiptir ve kum kalıba döküm, kokil kalıba döküm ve basınçlı döküm gibi teknolojiler ile şekillendirilir. Yoğrulabilir alaşımlar ise çok daha az silisyum içeren (% ağ 0-4), düşük akıcılık özelliklerinden ötürü döküm ile şekillendirilebilmesi güç alaşımlardır. Çoğunlukla ekstrüzyon ve dövme gibi plastik şekil verme teknikleri ile şekillendirilirer.

Yoğrulabilir alaşımların döküm ile şekillendirilebilmesi, yarı-katı şekillendirme Yarı-katı şekillendirmenin akıcılığı yöntemleri ile mümkün hale gelmektedir. arttırmasının yanı sıra, dökümde görülmesi muhtemel porozite ve çekinti hatalarının da önlenmesinde büyük katkısı bulunmaktadır. Mekanik ya da elektromanyetik bir kuvvet ile karıştırılan ve soğutulan ergiyik alaşımlar, küresel birincil fazlar oluşturur. Küresel fazlar, enjeksiyon kuvveti ile birbirleri üzerinden daha kolay kayabildiğinden, ergiyik akıcılığı artar. Tiksotropi ile açıklanan planar/laminar akış, ergiyiğin türbülans olmadan akmasını ve kalıbı daha sakin doldurmasını sağlamaktadır; planar/laminar akış sayesinde hazne ve kalıp içerisinde bulunan hava, türbülanslı akışın aksine ergiyik içinde hapsolmaz ve bu da yüksek basınçlı dökümde yaygın bir şekilde görülen porozite hatasınının önlenmesini sağlar. Kalıp ile ergiyik arasındaki sıcaklık farkı da azaldığından, hem çekinti sorunu önlenir hem de kalıbın maruz kalacağı ısıl deformasyon şiddeti azaltılır, bu da kalıp ömrünü olumlu şekilde etkiler. Katılaşma sonrası küreselleşmiş mikroyapı, mekanik dayanım değerlerinin ve tokluğun artmasını sağlar.

Bu çalışmada, geleneksel döküm yöntemleri ile şekillendirilmesi güç olan ısıl sertleştirilebilir EN AW 6063 (AlMg0,7Si) alaşımı, 1,5 mm kesit kalınlığına sahip parça olarak yenilikçi bir yarı-katı şekillendirme yöntemi olan GISS (Gas Induced Semi-Solid) kullanılarak yüksek basınçlı döküm tekniği ile üretilmiştir. GISS yöntemi, ergiyik halde akıcılığı düşük 6063 alaşımını yarı-katı çamur formuna getirmek ve yüksek basınçlı dökümde uygulanan enjeksiyon kuvveti ile akıcılığını arttırarak alaşımın döküme uygun duruma getirilmesi için kullanılmıştır. Çıktı olarak, geleneksel

sıvı faz döküm ile yarı-katı dökümün parça kalitesi üzerindeki etkileri incelenmiştir. Porozite, çekinti, akıcılığa bağlı dolum ve parçanın kalıptan sağlam çıkma yetisi, geleneksel yöntem ile yarı-katı döküm yöntemi ile üretilen parçalarda dökülebilirlik anlamında sonuç değişken olarak irdelenmiştir. Sertleştirme için 220°C sıcaklıkta 150 dakika yapay yaşlandırma ısıl işlemi gerçekleştirilmiştir. Geleneksel döküm ile yarı-katı dökümün mekanik özellikler üzerindeki etkilerinin görülebilmesi için ısıl işlem öncesi ve sonrası parçalara sertlik testi uygulanmıştır.

Sonuçlar incelendiğinde, yarı-katı döküm yöntemi ile üretilmiş parçaların, geleneksel yöntem ile üretilmiş parçalara göre çok daha az döküm hatası içerdiği saptanmıştır. Dökülebilirliğin, yarı-katı şekillendirme ile geliştirilebildiği gözlemlenmiştir. Bununla birlikte, iki farklı yöntem ile üretilmiş parçaların sertlikleri arasında belirgin bir fark gözlenmeyip ortalama 45 HB olarak ölçülmüştür. Uygulanan yaşlandırma ısıl işlemi ile sertlik değerleri 55 HB civarına yükseltilebilmiştir.

Çalışma kapsamında, geleneksel döküm yöntemleri ile şekillendirilmesi dökülebilirlik anlamında güç yoğrulabilir EN AW 6063 alaşımı, yenilikçi GISS yarı-katı döküm yöntemi kullanlılarak başarılı bir şekilde üretilmiştir. Yaşlandırma ısıl işlemi ile sertlik artıtılmıştır.

WROUGHT ALLOY (6063) PRODUCTION WITH NOVEL PARTIAL-SOLID HIGH PRESSURE DIE CASTING TECHNOLOGY

SUMMARY

Nowadays, energy consumption is one of the main issue in our daily life. Gradually decreasing fossil fuel sources, their harm to environment and costs during production and consumption of them lead scientists and engineers developing current technologies, especially in automotive industry. More effective motor technologies and lighter vehicles are potential outcome of improvement studies being done. According to studies and developments, aluminum and magnesium as light metals are preferred instead of conventional cast iron and steel alloys. Steel is the top engineering material with high strength, easy formability and prevalence but, high density of it causes high fuel consumptions in vehicles. Reducing weight with aluminum is a proper way to decrease fuel consumption and CO_2 emissions in vehicles. Aluminum alloys are one of the most favorable applicant in metallic materials. Aluminum alloys have wide usage in engineering under favour of its low density, high specific strength, good corrosion resistance and great formability properties. Use of aluminum increases in automotive, aviation and defence, electric-electronic etc. industrial areas with developing technologies. Decrease in unrenewable energy sources and getting harder supply conditions in time become essential factors impel developments in energy consumption.

Aluminum can be produced from bauxite by applying Bayer process (leaching) and Hall-Heroult process (electrolysis) respectively as primary production. These metallurgical processes, especially Hall-Heroult process, consume great amont of energy like 15 kWh/kg. Also, 4-5 kg bauxite is used for producing 1 kg aluminum. Technological developments are proceeding in primary production; according to US Department of Energy, 11 kWh/kg can be seized about in 2020. On the other hand, complicated processes and energy consumption values feature recycling as secondary production. Metallurgical improvements in recycling are promising; post-melting operations such as refining-degassing, and melt treatment helps high quality secondary products. Energy consumption in recycling is also nearly 0,8 kWh/kg.

Aluminum alloys can be classified in casting alloys, wrought alloys and heat treatable alloys by considering their chemical composition. Casting alloys have high fluidity in melt state and formed with mostly sand casting, gravity casting and die casting techniques. Commercial casting alloys contain 4-20 wt. % silicon with variable Mg, Cu, Zn ratios. The most used casting alloys are 3xx and 4xx named series which are Al-Si-Cu-Mg and Al-Si alloys, approximately constitutes 90% of aluminum casting alloys. These alloys have high fluidty, good mold filing and have resistance to hot tearing. Wrought alloys have much lower silicon with low fludity, hard to be formed with casting process. These alloys contains around 1 wt. % silicon and mostly formed with extrusion and forging like plastic deformation techniques. Heat treatable alloys

are the specific ones which have contains enough alloying element for precipitation hardening.

High pressure die casting is an essential production method for producing near net shape automotive products. Production cycle time is low, 100's of parts can be cast in an hour. High solidification rate leads fine grain sized products. HPDC is an injection-like process of molten metal into steel molds. After die filling, high amount of pressure is applied to melt in the mold. With the help of pressure, porosity and shrinkage like casting defects an be minimalized. Also, vacuum systems are being used for preventing the most seen casting defect porosity. It is possible to produce variable cross sectioned and grift products. Applied injection speed helps the melt fill the mold properly, also eutectic and near eutectic die casting alloys are preferred to obtain best quality results. Achieving high strength can be provided with heat treatment but even small amount of porosity causes defects during heat treatment, especially in T6 heat treatment. Developments show using semi-solid processing and wrought alloys is the answer for stronger products.

Semi-solid processing is invented in MIT in early 70's. Researches discovered the melts viscosity can be changed by stirring and cooling. Applied shear stress reduces the viscosity of the melt. Mechanical or electromagnetic stirred and cooled melt alloys generate spherical primary phases. These spherical phases have ability to slide over each other easily with applied injection force, which helps increasing melt fluidity. Planar flow is clarified with thixotropy, helps the melt to flow without turbulance and fill the mold still; owing to planar flow, air in the shot sleeve and mold doesn't entrapped in the melt contrarity to turbulance flow and this prevents a common die casting defect, porosity. Reduced temperature difference between mold and melt also prevents shrinkage and reduces exposed to thermal deformation intensity of the mold; which affects die life positive. Spherical microstructure after solidification leads to high mechanical strength and toughness. This process helps to increase the castability of low fluidity wrought alloys.

GISS (Gas Induced Semi-Solid) is a novel semi-solid slurry generating method found in early 2000's. Inert gas is used for cooling the melt with vigorous agitation during semi-solid processing. A permeable graphite prob is used for introducing fine inert gas bubbles into the melt. Melt temperature is adjusted to a few temperature above of liquidus temperature, which enables producing semi-solid slurry after inert gas blowing. Graphite probe is immersed into the ladle just before pouring it into the shot sleeve and GISS processing can be done both manually and automatic mode. Immersed graphite probe enables heat transfer in melt with transmission, which occurs between hot metal and cold prob, and also with the flow of the inert gas in the melt. Vigorous agitation and heat transfer leads partial solidification in melt and α -Al particles are generated. These dendritically solidified particles are broken with the flow of the inert gas, and turn into more globular shape. These globular particles are used for thixotropic manner. And also; broken globular and relatively smaller particles are act as secondary nuclei during solidification phase. In GISS method, relatively lower solid ratio is used divergently from other main rheocasting and thixocasting methods. Thus, GISS can be mentioned as partial-solid processing instead of semi-solid processing. GISS method can be applied to both casting alloys and wrought alloys as aluminum alloys and also magnesium alloys.

In this study, hardenable EN AW 6063 (AlMg0,7Si) alloy which is difficult to be formed with conventional casting methods, produced with a novel semi-solid processing method GISS (Gas Induced Semi-Solid) adapted high pressure die casting technique. AnyCasting simulation program is used for comparison of conventional die casting and partial-solid processing. GISS method is used for forming having low fluidity in melt phase 6063 alloy to semi-solid slurry and make it suitable for die casting as increased fludity by applied injection force. Die temperature distribution is calculated with thermal camera between production cycles. As output, conventional die casting and partial-solid casting's affect on part quality is investigated. Porosity, shrinkage, mold filling based on fluidty and durable demolding ability are examined as outcome variables in both conventional and semi-solid casting methods. For hardening, aging at 220°C during 150 minutes is carried out. Radiographic analysis is used for determining internal casting defects. Hardness tests are applied to the parts before and after the heat treatment to observe the effects of conventional and semi-solid casting on mechanical properties. Metallographic and morphologic (SEM & EDS) analysis are carried out as characterization.



1. GİRİŞ

Günümüzde enerji verimliliği dünyanın teknolojik ilerleyişine yön veren sınır koşullarının başında gelmektedir. Fosil yakıt rezervlerinin gittikçe azalması, üretimlerinde ve satışlarında harcanan yüksek maliyetler ve bu yakıtların çevreye verdikleri zarar; teknolojik olarak yeni arayışların önünü açmakta, aynı zamanda yapılan çalışmalar, mevcut sistemlerin geliştirilmesi ve iyileştirilmesine yön vermektedir. Başta otomotiv sanayi olmak üzere hem üretiminde hem tüketiminde yoğun enerji harcayan sektörler yapılan iyileştirme çalışmalarının odağı haline gelmiştir. Daha verimli motorlar ve özellikle daha hafif araçlar bu çalışmaların sonucu görülen potansiyel çıktılar konumundadır [1]. Yapılan çalışmalar doğrultusunda otomobil bileşenleri hafifletilmeye başlanmıştır. Geleneksel dökme demir ve çelikler yerine özgül dayanımı daha yüksek çelikler, yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları ve magnezyum alaşımları tercih edilmeye başlanmıştır [2]. Çelik, yüksek mukavemet değerlerine sahip üstün özellikleri olan bir alaşımdır ve günümüzün mühendislik metalleri içerisinde önemli bir değeri vardır ancak, sahip olduğu yüksek yoğunluğu araçlarda yakıt tüketiminin fazla olmasına sebep olmaktadır. ABD enerji bakanlığı; araçlarda yapılan yapısal dönüşümler ile araç ağırlığın azaltılmasıyla, 2030 yılına kadar yıllık 20 milyar litre yakıt tasarrufu yapılacağını öngörmektedir [3]. Araçlarda ağırlık azaltmak karbondioksit emisyonunu düşürmek için etkili bir yöntemdir; araç kütlesinin %10 azaltılması ile yakıt tüketiminde %3,6' ya varan düşüş gözlemlenebilmektedir [4]. SUV araçlarda öngörülen hafifletme ve kullanılan mühendislik malzemelerinin oransal dağılımı Şekil 1.1' de verilmiştir.

Alüminyum alaşımları, halihazırda birçok otomotiv bileşeninde gerek döküm parçası gerek yassı mamul olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Araçlarda motor parçaları, şanzıman parçaları, fren sistem parçaları gibi mekanik parçalardan, karoseri bileşenlerine kadar çeşitli kullanım alanlarında görmek mümkündür. Alüminyum, çelikten yaklaşık 3 kat daha hafiftir ve yapılan alaşımlama, ısıl işlem, yenilikçi üretim yöntemleri gibi metalurjik iyileştirmeler ile standart çeliklerin



Şekil 1.1 : SUV araçlarda hedeflenen hafifletme ve malzemelerin dağılım oranları [5]. mukavemet değerlerine yaklaşabilmektedir. Araçlarda alüminyumun kullanıldığı ve

kullanılmasının planlandığı bölümler Şekil 1.2' de verilmiştir.



Şekil 1.2 : Araçlarda alüminyum; mevcut ve gelecek bileşenler [6].

Basınçlı döküm tekniği, otomotiv sektörüne bitmiş parça tedariğinde oldukça önemli bir konumdadır. Net şekle yakın üretim imkânı ve üretim hızı, diğer döküm tekniklerine göre basınçlı dökümün avantajlarındandır. Döküm esnasında uygulanan basınç sayesinde karmaşık şekilli ve değişken kesitli parçaların imali de mümkündür. Ancak bunların aksine, ince kesitli parçaların üretimi genel olarak tüm döküm tekniklerinde kısıtlayıcı bir koşuldur. Bu tip ince kesitli parçalarda, sıcak ve / veya soğuk şekillendirme teknikleri tercih edilmektedir.

Bu çalışmada; otomotiv sanayi başta olmak üzere, elektronik ve savunma sanayiinde kullanıma uygun ince kesitli, yüksek mukavemetli parçaların yüksek basınçlı döküm

tekniği ile üretilmesi hedeflenmiştir. Malzeme olarak, çeşitli endüstrilerde sıklıkla kullanılan yüksek mukavemetli EN AW 6063 (AlMg0.7Si) yoğrulabilir (dövme) ve sertleştirilebilir alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Alaşımın dökülebilirlik özelliğini artırmak ve ince kesitte sağlam parça üretebilmek için yenilikçi bir yarı-katı şekillendirme yöntemi olan GISS (Gas Induced Semi-Solid) kullanılmıştır. Çalışmalar kapsamında bir döküm simülasyon programı olan AnyCasting kullanılarak yarı-katı akışa uygun parça-yolluk tasarımı gerçekleştirilmiştir. Yarı-katı şekillendirme yönteminin, dökülebilirlik üzerindeki etkilerinin görülebilmesi için elektro dağlama işlemi uygulanmıştır. Optik mikroskop kullanılarak parçalardan alınmış numunelerin mikroyapı analizleri gerçekleştirilmiştir. Alan emisyon taramalı elektron mikroskobu kullanılarak numunelerin morfolojik özellikleri analiz edilmiştir. EDS analizi ile mikroyapıdaki fazların karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Parçalar, dayanım değerlerinin yükseltilebilmesi için 220°C sıcaklıkta 150 dakika yapay yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Sertlik testi ile, yapay yaşlandırmanın parça sertliği ve dayanımı üzerindeki etkileri incelenmiştir.

Yoğrulabilir alaşımların yarı-katı şekillendirme yöntemleri ile üretilmesi üzerine literatürde çeşitli örnekler bulunmaktadır. Bu çalışmada, döküm alaşımı olarak kullanılmayan yoğrulabilir EN AW 6063 alaşımı ile çok ince kesitli bir ürün seri üretime uygun şekilde yenilikçi bir yarı-katı şekillendirme yöntemi olan GISS' in kullanımı ile bilgimiz dahilinde dünyada ilk defa gerçekleştirilmiştir. Bununla birlikte, tasarlanan ve başarılı bir şekilde üretilen parçaların kesit kalınlığı (1,5 mm), yüksek basınçlı döküm tekniği için en düşük değer mertebesinde kabul edilmektedir ve yoğrulabilir alaşımların ince kesitli parça olarak seri döküldüğü bir üretim prosesine ya da nasıl yapılır bilgisinin varlığına rastlanmamıştır. İnce kesitli ve yüksek mukavemetli parça üretimi, vaat ettiği olumlu sonuçlar ile döküm teknolojilerinde güncel ve rağbette olan bir çalışma alanı olma konumundadır.



2. LİTERATÜR TARAMASI

2.1 Alüminyum Üretimi ve Özellikleri

Alüminyum, yer kabuğunda en çok bulunan 3. elementtir ve nispeten yeni sayılabilecek bir tarihçesi vardır. Sir Humprey Davy, 1807 yılında ilk kez alüminyumu oksitli bileşiğinden ayırmıştır ve akabinde, 1825 yılında Hans-Christian ile ilk saf alüminyum cevherden elde etmiştir. 1886 yılında ise Amerikan Charles Martin Hall ve Fransız Paul T. Heroult, birbirlerinden habersiz olarak yaptıkları çalışmalar sonucunda alüminyumun elektroliz yöntemi ile üretimi bulmuşlardır, böylelikle alüminyumun

Alüminyum, günümüzde birincil (primer) olarak cevherden üretim ve ikincil (sekonder) olarak geri dönüşüm ile üretim olmak üzere 2 çeşit yöntem ile üretilmektedir. Primer alüminyum üretimi iki safhada gerçekleşmektedir; birinci safhada boksit cevheri bir dizi metalurjik işlemden geçirililerek alümina elde edilir (Bayer prosesi), ikinci safhada ise elde edilen alümina, bir kriyolit banyosunda elektroliz işlemine tabi tutularak oksijenden ayrıştırılır ve saf alüminyum elde edilir (Hall-Heroult prosesi). Sekonder alüminyum üretiminde ise hurda olarak tabir edilebilecek kullanılmış alüminyumlar toplanır ve yeniden ergitme işlemine alınır. Daha sonra yarı mamul şeklinde (ingot, biyet vb.) dökülerek kullanıma hazır edilir [8]. Alüminyum üretimi ve geridönüşümü Şekil 2.1' de verilmiştir.



Şekil 2.1 : Alüminyum üretimi ve geri dönüşümü [9].

Alüminyum üretimi, 1886' dan günümüze kadar sembolik 3 dönemi içermektedir. A dönemi, 1886 yılında başlayan elktroliz yöntemi ile 1970' li yıllara kadar sürmüştür. Enerjinin yoğun olarak kullanıldığı ve çevresel kaygıların ikinci planda kaldığı bu dönem, 1970' lerin ortasına kadar devam etmiştir. Yaşanan petrol krizi ile daha az tüketimin yapıldığı B dönemine geçilmiştir. A döneminde 1 kg alüminyum üretimi için 50 kW sa enerji harcanırken, B döneminde bu değer 18 kW sa' ya gerilemiştir. 1980' lerin ortasında başlayan ve içinde bulunduğumuz C dönemi ile birlikte yeni sistemlere ve otomasyona geçilmiştir. Eski tip Soderberg teknolojisi terkedilerek yenilikçi teknolojiler geliştirilmiş, çok daha büyük kapasiteli hücrelerde 12,5 kW sa gibi değerlere ulaşılmış ve çevresel faktörler göz önünde bulundurulmuştur [10].

Dünyadaki birincil alüminyum üretimine bakıldığı zaman; 1975 ile 1990 yılları arasında yaklaşık 246 milyon kg, 1990 ile 2005 yılları arasında yaklaşık 371 milyon kg, 2005 ile 2019 yılları arasında ise yaklaşık 671 milyon kg üretim sözkonusudur. Ocak 2018 ile Mart 2019 döneminde ise yaklaşık 74 milyon kg' lık üretim söz konusudur [11]. 15 yıllık periyotlar göz önünde bullundurulduğunda, gelişen teknolojiler ile birlikte primer alüminyum üretiminin katlanarak arttığı görülmektedir.

Ocak 2018 – Mart 2019 dönemi dünyadaki primer alüminyum üretim miktarları Şekil 2.2' de verilmiştir. Alüminyumun genel özellikleri ise Çizelge 2.1'de verilmiştir.



Şekil 2.2 : Ocak 2018 – Mart 2019 dönemi dünya primer alüminyum üretim miktarı (milyon kg) [11].

Özellik	Değer
Atom Numarası	13
Atomik Kütlesi (g/mol)	26,98
Kristal Yapı	Yüzey Merkezli Kübik (YMK)
Ergime Sıcaklığı (°C)	660,2
Özgül Isı (cal/g°C)	0,219
Isıl İletkenlik (cal/cms°C)	0,57
Yoğunluk (g/cm3)	2,6898
Elastisite Modülü (GPa)	68,3
Poisson Oranı	0,34

Çizelge 2.1 : Alüminyumun genel özellikleri [12].

Alüminyum; üstün elektriksel ve 1s1l iletkenliği, iyi korozyon direnci, yüksek özgül mukavemeti ve kolay şekilalabilirliği gibi fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerinden dolayı;

- Otomotiv endüstrisi
- Havacılık ve savunma sanayii
- Elektrik ve elektronik sanayii
- Makine konstrüksiyon
- Yapı ve inşaat

başta olmak üzere birçok endüstriyel alanda yaygın kullanımı görülmektedir.

2.2 Mühendislikte Alüminyum

Alüminyum; silisyum, bakır, magnezyum, çinko vb. metaller ile alaşımlandırılarak kullanılmaktadır. Kullanım alanına göre, şekillendirileceği yönteme göre ve maruz kalacağı mekanik / çevresel faktörlere uygun, farklı türlerde alüminyum alaşımlarına rastlamak mümkündür. Kullanılan alaşım elementleri ve kazandırdığı genel özellikler Çizelge 2.2' de verilmiştir.

Mühendislikte alüminyum alaşımları; döküm, yoğrulabilir (dövme) ve bu iki grup içinde belirli elementleri bulunduran alaşımların oluşturduğu ısıl işlenebilir sınıfları olmak üzere üç grupta incelenebilir.

Alaşım Elementi	Kazandırdığı Özellik
Silisyum	Ergiyik halde akıcılık, aşınma direnci
Bakır	Dayanım ve sertlik artırma
Magnezyum	Sertlik, korozyon direnci
Çinko	Diğer alaşım elementleri ile dayanım artırma
Mangan	Çekme azaltma, süneklik ve tokluk artırma
Demir	Sertlik ve mukavemet
Krom	Tane yapısı kontrolü
Nikel	Mukavemet ve 1s1l stabilite
Titanyum	Tane inceltici

Çizelge 2.2 : Kullanılan alaşım elementleri ve özellikleri [12].

2.2.1 Döküm alaşımları

Alüminyum döküm alaşımlarında bulunan başlıca element silisyumdur. Silisyum, ergiyik alaşımın akıcılığını artırır ve kalıp dolumu başarılı bir şekilde gerçekleştirilir. Ticari alüminyum döküm alaşımlarında ağırlıkça % 4 ile % 25 arasında silisyum bulunmaktadır. Silisyum miktarının akıcılık üzerine etkisi Şekil 2.3' de verilmiştir.



Şekil 2.3 : Ağırlıkça silisyum oranına bağlı değişen akıcılık, 800°C' de döküm.
Dökülebilirlik kavramı, döküm alaşımlarında arzu edilen bir özelliktir. Akıcılık, makrosegregasyon, sıcak yırtılma ve porozite, bir alaşımın dökülebilirliğini belirleyen faktörlerdir [13]. Dökülebilirliği etkileyen faktörlerin görseli Şekil 2.4' de verilmiştir.



Şekil 2.4 : Dökülebilirliği etkileyen faktörler: a) kalıp doldurma, b) akışkanlık, c) besleme d) porozite, e) makro segregasyon f) sıcak yırtılma [14].

Döküm alaşımları ANSI H35.1'e göre Çizelge 2.3' deki gibi gruplandırılmaktadır.

	, ,
Seri	Alaşım Elementi
1xx	Ticari saflıkta döküm alaşımları grubu
2xx	Bakır
3xx	Silisyum + Bakır ve/veya Magnezyum
4xx	Silisyum
5xx	Magnezyum
6xx	Kullanılmayan grup
7xx	Çinko
8xx	Kalay
9xx	Diğer alaşım elementleri

Cizelge 2.3 :	Döküm	alaşımları.
----------------------	-------	-------------

Döküm alaşımları içerisinde en çok 3xx ve 4xx serileri tercih edilmektedir ve bu alaşımlar tüm döküm alaşımlarının yaklaşık %90' ını oluştururlar [15]. Döküm alaşımlarının mikro yapıları, Şekil 2.5' de verilmiştir.



Şekil 2.5 : Döküm alaşımlarının mikroyapıları; a) ağırlıkça %5-8 Si içeren alaşımlar,
b) ağırlıkça %8-10 Si içeren alaşımlar, c) ağırlıkça %10-13 Si içeren alaşımlar, d) ağırlıkça %16-20 Si içeren alaşımlara örnek [16].

Al-Si döküm alaşımlarının mikroyapıları incelendiğinde; α olarak da adlandırılan primer alüminyum fazı, Al-Si ötektik matrisi ve partikül-tane sınırlarına çökelmiş çeşitli intermetalik fazlar (Al-Fe-Si, Al-Cu vb.) görülmektedir. Al-Si ötektik üstü alaşımlarında ayrıca primer silisyum fazı da görülmektedir. Primer silisyum, yüksek sertlik ve aşınma direnci sağlamaktadır.

2.2.2 Yoğrulabilir alaşımlar

Yoğrulabilir alaşımlar, düşük Si oranına sahip alaşımlardır ve 300' ü aşkın çeşidi bulunmaktadır. Yoğrulabilir alaşımlar çeşitli döküm yöntemleri ile yarı-mamül haline getirilirler ve daha sonra haddeleme, ekstrüzyon ve dövme gibi plastik şekil verme yöntemleriyle şekillendirilirler. Yoğrulabilir alaşımlar, Çizelge 2.4' deki gibi sınıflandırılırlar.

Seri	Alaşım Elementi
1xx	Ticari saflıkta yoğrulabilir alaşımlar grubu
2xx	Bakır
3xx	Mangan
4xx	Silisyum
5xx	Magnezyum
6xx	Magnezyum ve Silisyum
7xx	Çinko
8xx	Lityum

Cizelge 2.4 : Yoğrulabilir alaşımlar.

Yoğrulabilir alüminyum alaşımlarının mikroyapılarında; döküm alaşımlarında görülen ötektik matris üzerine dağılmış α -Al partikülleri aksine, tane sınırlarında çökelmiş intermetalik fazlar ve bu fazların alüminyum ile oluşturduğu ötektik yapılar bulunur. Yoğrulabilir alaşımlarda kullanılan magnezyum, bakır ve silisyum gibi alaşım elementleri ağırlıkça çok az oranda bulunduğundan ötektik yapı, döküm alaşımlarında bulunan ötektik yapı kadar fazla oranda katılaşamaz. Yoğrulabilir alaşımların mikroyapıları Şekil 2.6' da verilmiştir.

2.2.3 Isıl işlenebilir alaşımlar

Isıl işlenebilir alüminyum alaşımları, belirli bir sıcaklıkta tavlandıktan ve soğutulduktan sonra sertliklerinde ve dayanım değerlerinde önemli ölçüde artış gösteren alaşım sınıflarındandır. Hem döküm hem de yoğrulabilir alaşım sınıflarından belirli gruplar,



Şekil 2.6 : Yoğrulabilir alaşımların Weck dağlama mikroyapıları, taneler ve tane sınırları; a) 2011 alaşımı, b) 3003 alaşımı, c) 5083 alaşımı, d) 6013 alaşımı [17].

ısıl işlenebilir alüminyum sınıfını oluştururlar. Isıl işlemin uygulanabildiği alüminyum alaşım grupları Çizelge 2.5' de verilmiştir.

Alaşım Sınıfı	Alaşım Grubu
	2xx
Döküm Alaşımları	3xx
	4xx
	7xx
	2xxx
Yoğrulabilir Alaşımlar	6xxx
	7xxx
	8xxx

Que enge 2.5 . Ishi işiche bini aranınıyanı alaşınına	Çizelge 2.5	Isıl işlenebilir	alüminyum	alaşımlar
---	-------------	------------------	-----------	-----------

Çizelge 2.5' de belirtilen bu alaşımların ortak özelliği, artan sıcaklık ile birlikte alaşım elementlerinin alüminyum içinde artan bir çözünme eğilimi göstermesidir. Bakır, magnzeyum, silisyum, çinko, lityum gibi alaşım elemenleri, uygulanan çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma işlemlerinden sonra intermetalik fazlar oluştururarak yapı içinde çökelirler, böylece ısıl işlem sonucu bu alaşımların sertlikleri artmış olur. Çizelge 2.5' de belirtilen alaşımlara ek olarak, kimyasal bileşimi yeterli oranda Mg ve Cu içeren 4xxx alaşımları da ısıl işlenebilmektedir [18].

Alaşım öncelikle çözeltiye alma olarak adlandırılan bir ısıl işlem prosesine tabi tutulur. Tavlama işlemi kademeli ya da doğrudan yapılabilmektedir. Çözeltiye alma işlemi, alaşımın α faz bölgesine kadar ısıtılmasıyla başlar. Bir müddet bu bölgede tavlanan alaşım, difüzyona mahal vermeden $\alpha + \theta$ bölgesine soğutulur. Bu durumda $\alpha + \theta$ fazlarının oluşması beklenir ancak difüzyon gerçekleşmediğinden dolayı aşırı doymuş α fazı elde edilir. Difüzyonun hızlanması için alaşım bir miktar daha ısıtılır ve θ fazlarının oluşması amaçlanır. Bu işleme yapay yaşlandırma denir. θ fazının kristal yapısı α ' nın kristal yapısından farklı olduğunda çökeltiler tek bir adımda oluşmaz. Ara aşamada, α ' nın kristal yapısında ancak α ' dan daha fazla B atomu içeren bölgeler oluşur, bu da GP bölgeleri olarak adlandırılır. Sıcaklığın artması ile birlikte θ ", θ ' ifadeleri ile tanımlanan geçiş fazları oluşur ve en son θ fazlarının oluşması ile çökelme işlemi tamamlanır [19]. Al-Mg-Si alaşımında geçiş fazları Şekil 2.7' de verilmiştir.



Şekil 2.7 : Al-Mg-Si alaşımında geçiş fazları [20].

Çökelti sertleşme mekanizmasının şematik görseli Şekil 2.8' de verilmiştir. Çökelti sertleşmesi mekanizması görülmeyen diğer alaşımlar ise deformasyon sertleşmesi (pekleşme) ile sertleştirilebilirler; soğuk şekillendirme uygulanan yoğrulabilir alaşımlarda görülebilmektedir.



Şekil 2.8 : Alüminyum-bakır alaşımı çökelti sertleşmesi [21].

Alüminyum alaşımlarına yapılan ısıl işlemler harf ve yanına eklenen ilave sayılarla ifade edilmektedir. Uygulanan ısıl işlemlerin temper kodları Çizelge 2.6' da verilmiştir.

Kodu	Açıklaması
т	Isıl işleme tabi tutulmuş alaşımların
1	genel ifade sembolü
Т1	Yüksek sıcaklıkta şekillendirme sonrası soğutulmuş
11	ve doğal yaşlandırılmış
тγ	Yüksek sıcaklıkta şekillendirme sonrası soğuk şekillendirilmiş
12	ve doğal yaşlandırılmış
тз	Çözeltiye alınmış, soğuk şekillendirilmiş
15	ve doğal yaşlandırılmış
T4	Çözeltiye alınmış ve doğal yaşlandırılmış
Т5	Yüksek sıcaklıkta şekillendirme sonrası
15	yapay yaşlandırılmış
T6	Çözeltiye alınmış ve yapay yaşlandırılmış
T7	Çözeltiye alınmış ve aşırı yaşlandırılmış
ТЯ	Çözeltiye alınmış, soğuk şekillendirilmiş
10	ve yapay yaşlandırılmış
то	Çözeltiye alınmış, yapay yaşlandırılmış
19	ve soğuk şekillendirilmiş
T10	Yüksek sıcaklıkta şekillendirme sonrası soğutulmuş,
110	soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış

Çizelge 2.6 : Isıl işlemlerin temper kodları ve açıklamaları

Çizelge 2.6'da verilen temper kodlarına ilaveten ısıl işlemler özel uygulamalarda belirli düzende sıralı olarak yapılabilmektedir.

2.2.4 6xxx (Al-Mg-Si) alaşımları

6xxx alüminyum alaşımları, yoğrulabilir ve ısıl işlenebilir alaşımlar sınıfında bulunmaktadırlar. Ana alaşım elementi olarak magnezyum (%0,6 - 1,2) ve silisyum (%0,4 - 1,4) içermektedirler. Krom ve magnezyum elementleri, tane boyutu kontrolü için, bakır ise dayanımın artırılması için ilave edilmektedir ancak bakırın ağırlıkça %0,5' den fazla bulunduğu durumlarda korozyon direnci düşmektedir [22].

6xxx alaşımları, 2xxx ve 7xxx serisi alaşımlar kadar yüksek dayanıma sahip olmasa da; iyi şekilalabilir, kaynaklanabilir ve işlenebilir alaşımlardır. İçerdikleri Mg₂Si intermetalik fazı sayesinde yaşlandırma ısıl işlemi ile sertleştirilebilirler. En sık rastlanan 6xxx alaşımlarının birbirleri ile olan ilişkileri ve kullanım alanları Şekil 2.9' da verilmiştir.

Al-Mg-Si alaşımlarının üçlü faz diyagramı Şekil 2.10' da verilmiştir.



Şekil 2.9 : 6xxx serisi alaşımlar; birbirleri ile ilişkileri ve kullanım alanları, (AD: akma dayanımı, ÇD: çekme dayanımı, değerler MPa cinsinden) [23].



Şekil 2.10 : Al-Mg-Si alaşımlarının üçlü faz diyagramı [24].

6xxx (Al-Mg-Si) alaşımlarının katılaşma sırasında sıcaklığa ve kimyasal bileşime bağlı oluşturduğu muhtemel Mg₂Si fazları Çizelge 2.7'de verilmiştir.

Reaksiyon	%Al	%Mg	%Si	Sıcaklık (°)
$L \leftrightarrow (Al) - fcc + Mg_2Si$	85,71	10,46	3,83	594,75
$L \leftrightarrow (Al) - fcc + (Si) + Mg_2Si$	80,66	5,49	13,85	560,45
$L \leftrightarrow \gamma + Mg_2Si$	45,76	54,20	0,04	460,05
$L \leftrightarrow eta + Mg_2Si$	61,14	38,84	0,02	451,15
$L \leftrightarrow (Al) - fcc + \beta + Mg_2Si$	63,31	36,66	0,01	450,55
$L \leftrightarrow \beta + \gamma + Mg_2Si$	57,95	42,04	0,01	449,95
$L \leftrightarrow (Mg) - hcp + \gamma + Mg_2Si$	29,52	70,43	0,05	438,25

Çizelge 2.7 : 6xxx alaşımlarında katılaşma sırasında oluşan fazlar [25].

Çizelge 2.7'de verilen reaksiyonlara ilaveten, alaşımın içerdiği Fe oranına göre çeşitli intermetalik fazlar da oluşabilmektedir.

2.3 Yüksek Basınçlı Döküm Tekniği

Yüksek basınçlı döküm tekniği, günümüzde otomotiv sanayi olmak üzere beyaz eşya ve elektronik gibi çeşitli birçok sanayii alanına mamül üretiminin sağlandığı önemli bir kalıcı kalıba döküm yöntemidir. Alüminyum, magnezyum, çinko ve kalay gibi ergime sıcaklığı düşük demir dışı metallerin net şekle yakın imal edilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Yüksek basınçlı döküm tekniğinde, kokil kalıba dökümde kullanılan kalıplara benzer şekilde sıcak iş çeliğinden imal edilmiş kalıplar kullanılmaktadır. Yüksek basınçlı döküm tekniğinde nimal edilmiş kalıplar kullanılmaktadır. Yüksek basınçlı dökümde ergiyik metal, bir piston vasıtasıyla yüksek hızlı enjeksiyon kuvveti ile çelik kalıplara enjekte edilir; ardından uygulanan basınç ile ergiyik metalin hızlı katılaşması sağlanır. Mengene - makas sistemi ile psiton basıncı karşılanır. Yüksek basınçlı döküm tekniğinin sağladığı avantajlar ve sınırlamalar Çizelge 2.8' de verilmiştir.

Çizelge 2.8 : Yüksek basınçlı döküm tekniğinde avantajlar ve sınırlamalar [26].

Avantajlar	Sınırlamalar
Net şekle yakın yüksek hızda üretim	0,1 – 25 kg aralığında parçalar için uygun
Değişken kesitli parça üretme imkanı	Döküm presi ve kalıbı yüksek yatırım maliyeti
Talaşlı imalat gereksinim azlığı	Ergime sıcaklığı düşük alaşımlar için uygun
Yüksek boyutsal hassasiyet	Parça geometrisine bağlı kalıp tasarım güçlüğü
İnce taneli mikroyapı	Porozite ve çekinti hataları yaygın

Çeşitli alaşımların verimli bir şekilde şekillendirilebilmesi için yüksek basınçlı döküm tekniği sıcak kamaralı (hazneli) ve soğuk kamaralı tip olmak üzere 2 sınıfa ayrılmıştır.

2.3.1 Sıcak kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniği

Sıcak kamaralı yöntem, ergime noktası nispeten daha düşük (yaklaşık 400°C) alaşımlar için kullanılan bir yüksek basınçlı döküm tekniğidir. Zamak (çinko – alüminyum alaşımı), kalay ve kurşun alaşımları bu teknikle şekillendirilmektedirler. Ergiyik metalin bulunduğu hazne, bu sistemde ergiyik metalin içine daldırılmış bir şekilde bulunmaktadır, hazne ile ergiyik metal sürekli temas halindedir. Hazne içerisinde bulunan ergiyik metal, bir piston vasıtasıyla kaz boynu adı verilen bağlantıdan geçirilerek kalıba enjekte edilir. Bu teknikte sistem çevreye kapalı şekildedir. Sıcak kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniğinin şematik görseli Şekil 2.11' de verilmiştir.



Şekil 2.11 : Sıcak kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniği [27].

2.3.2 Soğuk kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniği

Soğuk kamaralı yöntem, yaygın olarak alüminyum ve magnezyum alaşımlarının basınçlı dökümünde kullanılmaktadır. Sıcak kamaralı yöntemden belirgin olarak farkı, ergiyik metalin enjeksiyon sisteminden ayrı bir konumda tutulmasıdır. Ergitme ya da tutma ocağından bir kepçe vasıtasıyla alınan ergiyik metal, soğuk hazneye boşaltılır ve sıcak kamaralı yöntemde olduğu gibi bir piston ile kalıba enjekte edilir. Yeni tip dojaz ocaklarında kepçe sistemi kaldırılmıştır. Ergiyik metal döküm yöntemine göre

doğrudan hazneye ya da kalıba dökülebilmektedir. Bu tip ocaklarda, kepçe hızına bağlı çevrim süresi düşüşü sağlanırken, kepçeye bağlı arızalar ve ergiyik metalin kepçe hareketi sırasında meydana gelen ısıl kayıplar önlenir. Soğuk kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniğinin şematik görseli Şekil 2.12' de verilmiştir.



Şekil 2.12 : Soğuk kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniği [28].

2.3.3 Soğuk kamaralı yüksek basınçlı döküm tekniğinde proses işleyişi

Ocakta bulunan ergiyik metal, otomatik sistem ya da el ile kullanılan kepçe vasıtasıyla hazneye dökülür. Ergiyik metalin hazneye dökülmesi ile enjeksiyon işlemi başlatılır. Piston, 1. faz ya da yavaş vuruş (first stage, slow shot) olarak adlandırılan hareket ile ergiyik metali hazne boyunca ilerletir. Bu mesafe optimum olarak parçanın yolluk giriş kısmına kadardır. 1. fazın ardından piston, 2. faz ya da hızlı vuruş (second stage, fast shot) olarak adlandırılan hareket ile ergiyik metali kalıbın içine enjekte eder ve 2. faz hareketinin başladığı konum kademe (change over position) olarak adlandırılır. Kalıbın tamamı (figür, cepler, vakum çıkışları vb.) dolduktan sonra piston, 3. faz ya da sıkıştırma (third stage, intensification) olarak adlandırılan hareketi uygular. 2. faz ile kalıp boşluğunun doldurulması milisaniyeler mertebesinde gerçekleşmektedir. 3. faz hareketi ile parçaya yüksek değerde basınç uygulanır, böylelikle porozite ve çekinti hataları azaltılır [29]. Enjeksiyon faz aşamaları Şekil 2.13' de verilmiştir.

Hazne doluluk oranı, parça kalitesi üzerinde önemli bir diğer kavramdır. Hazne doluluk oranının %40-50 civarı olması istenmektedir. Bu değer altındaki oranlarda kalıp içine ergiyik metal ile birlikte hava basılması kaçınılmazdır. Isıl kayıpların önlenebilmesi için et kalınlığı, iç çapın en az üçte biri kadar olmalıdır [30].



Şekil 2.13 : Enjeksiyon faz aşamaları

Enjeksiyon hareketi sırasında sürtünmeleri azaltmak ve böylelikle hazne ile piston ömrünü artırmak için granül, sıvı ya da pasta piston yağlayıcılar kullanılmaktadır. Yağın cinsine göre grafitli ve grafitsiz olarak bulunmaktadırlar. Grafitli yağlar çelik pistonlar için, grafitsiz yağlar ise bakır pistonlar için tercih edilmektedir. Yağlar doğrudan hazne içine ya da piston üzerine uygulanabilmektedir [31].

1. ve 2. faz hareketleri hız değerleri ile nitelendirilirken, 3. faz hareketi ise basınç değeri ile nitelendirilmektedir. Parçanın en geç katılaşan yeri olan topuk (biscuit) da uygun sıcaklığa gelince kalıp açılır ve parça iticiler ile kalıptan alınır. Topuğun tam olarak katılaşmadan kalıbın açılması, topuğun patlamasına sebep olabilmektedir; bu durum döküm kalitesini etkilemek ile birlikte güvenlik problemleri de oluşturabilmektedir. Parçanın kalıptan alınması sonrasında, kalıp yağlama işlemi spreyleme vasıtasıyla yapılır. Mengenenin kapalı konuma getirilmesi ile çevrim devam eder. Enjeksiyon hareketi sırasında fazların hız ve basınç eğrileri Şekil 2.14' de verilmiştir.



Şekil 2.14 : Enjeksiyon sırasında hız – basınç eğrileri [32].

Enjeksiyon hızları kullanılan döküm presi açısından; hazne boyu, enjeksiyon silindir kuvveti gibi birçok parametreye göre değişkenlik gösterebilmektedir. Ancak sayısal olarak ifade edildiği zaman; 1. faz hızı 0,05 ile 0,4 m/s arası, 2. faz hızı 2 ile 5 m/s arası olarak örneklendirilebilmektedir. Han ve arkadaşları, 1. faz hızını modelledikleri çalışmada [33], %50 doluluktaki hazne için kritik yavaş hızı 0,38 m/s olarak bulmuşlardır. İnce kesitlere sahip parçalarda ergiyik metalin akışını sağlayabilmek için 8 m/s gibi daha yüksek 2. faz hızı kullanılabilmektedir [34]. 3. faz basıncı ise parça projeksiyon alanına göre değişmektedir. 2 ile 4 kg arası parçalar için yaklaşık 250 - 300 bar basınç değerlerinden bahsedilebilmektedir. Parçanın kullanım yerine göre (sızdırmazlık, görsellik vb.) 3. faz basınç değeri belirlenebilmektedir.

2.3.4 Yüksek basınçlı döküm kalıpları

Yüksek basınçlı döküm tekniğinde kalıp malzemesi olarak sıcak iş çeliği tercih edilmektedir. Düşük karbonlu, karbür oluşturan Cr, W ve Mo gibi alaşım elementlerini içeren çeliklerdir. Yüksek sıcaklıkta çalışmaya dayanıklı bu tip çeliklerde, yorulma dayanımı ve yeterli sertlik değerleri oldukça önemlidir. Çünkü yüksek basınçlı dökümde kalıp, her bir çevrimde mekanik ve termal gerilmelere maruz kalmaktadır. Çevrim başına yüklenen termal ve mekanik gerilmeler, kalıp yüzeylerinde yorulma çatlaklarına sebep olmaktadır. Çatlaklar zamanla çelik çekirdeğine kadar ilerleyerek kalıbı kullanılmaz hale getirebilmektedir (Şekil 2.15). Yüksek sıcaklıktaki ergimiş metal, kalıp yüzeyinde aşınmalara sebep olabilmektedir. Kalıbın sertliği ve yorulma direnci, kalıp ömrünü belirleyen önemli faktörlerdendir [35].





Sıcak iş çeliği kalıpların ömrünü uzatmak için ısıl işlem ve kaplama uygulanmaktadır. Isıl işlem prosesi ile martenzitik yapıda çelik elde edilir. Çeliğin kullanılabilirliği ve kabulü için tane boyutu ve partiküllerin dağılımı üzerine NADCA' nın belirlediği bir mikroyapı kriteri bulunmaktadır [37]. NADCA HS sınıfı çelikler için mikroyapı kalite tablosu Şekil 2.16' da verilmiştir.



Şekil 2.16 : NADCA HS sınıfı mikroyapı kalite tablosu, kabul ve ret olan mikroyapılar [38].

Isıl işlemler, bu mikroyapıların kabul kriteri doğrultusunda yapılmaktadır. Kalıp çeliklerin ısıl işlemi imal aşamasından başlayarak sırasıyla;

- Kaba işleme (CNC)
- Gerilim giderme tavı
- İnce işleme (CNC, Erozyon)
- 1. ön 1s1tma (450°C)
- 2. ön 1s1tma (650°C)
- 3. ön 1s1tma (850°C)
- Östenitleme (1050°C)
- Soğutma (500°C oda sıcaklığı ya da sıfır altı)
- Sırayla yapılan 3 adet temperleme (Menevişleme, 600°C)

şeklinde yapılmaktadır [22]. Sıcaklıklar çelik çekirdek sıcaklıklarını temsil etmektedir. Temperlenmiş martenzit yapıdaki sıcak iş çeliklerinin sertlikleri 45-50 HRC olarak gelmektedir [39].

Deneme baskısı ve seri baskıda gerilim giderme tavı önerilmektedir. İşleme öncesi 600-650°C sıcaklık değerlerinde, döküm öncesi (seriye alma) ise menevişin sağladığı

temperlenmiş martenzit yapının bozulmaması için 550-600°C sıcaklık aralığında yapılmalıdır [40].

Kalıp ömrünü uzatan bir diğer faktör de çeliğin kaplanmasıdır. Kaplama, çelik yüzeyinde yeni bir tabaka oluşturulmasıdır. Kaplama, ergimiş metalin kalıp yüzeyine yapışmasını azaltır. Sıcak iş çeliklerinde en çok tercih edilen kaplama çeşitleri oksidasyon ve nitrasyondur. Oksidasyon, yaklaşık 550°C sıcaklık değerinde CO_2 ve H_2O kullanılarak, nitrasyon ise benzer sıcaklık değerinde N_2 ve CO_2 kullanılarak yapılmaktadır. Çelik bünyesindeki Cr miktarının artması, N_2 ' nin kalıp yüzeyine bağlanmasını güçleştirdiğinden sınırlayıcı bir faktör olarak görülmektedir [41]. Bazı özel uygulamalarda, oksidasyon ve nitrasyon birlikte yapılmaktadır. Deneme dökümlerinde ve numune alma öncesi kalıplara oksidasyon kaplama yapılması, yapışmaları azaltacağından olumlu sonuç alınmasına da yardımcı olmaktadır.

AlTiN kaplama da yüksek basınçlı döküm kalıpları için tercih edilen bir diğer yaygın kaplama türüdür. Çelik yüzeyi, 900°C' ye varan sıcaklıklara karşı korunmuş olur [42]. Maça ve takmalar da aynı şekilde kaplanabilmektedir. Yüksek aşınma direnci sağladığından özellikle yolluk giriş bölgelerinin kaplanmasında kullanılmaktadır.

Döküm işleminde kalıpların uygun sıcaklıkta olması oldukça önemlidir. Aşırı soğuk ve sıcak bölgeler, parçanın kalıp içinde katılaşma hızını etkilediğinden bazı problemlere sebep olabilmektedir. Bunun önüne geçmek için, şartlandırıcı adında sıcaklık kontrol cihazları kullanılır. Kalıp içerisine açılan kanallardan sıcak yağ gezdirilerek kalıbın ayarlanmış sıcaklıkta kalmasını sağlamaktadır. Sıcak iş çeliklerinin çevrim boyunca sıcaklıkları değişmektedir [19], uygun şartlandırıcı sıcaklıkları 150-250°C değerlerindedir.Yüksek basınçlı dökümde çevrim sırasında kalıp sıcaklığında görülen değişimler Şekil 2.17' de verilmiştir.

Kalıp sıcaklığını kontrol etmede gelişen bir diğer teknoloji ise eklemeli imalat yöntemleri ile kalıpların soğutma kanallarının açılmasına yöneliktir. Geleneksel yöntemler ile çelik içine açılamayacak geometride soğutma kanalları Rapid Tooling [44], SLM [45] vb. teknolojileri kullanılarak başarılı bir şekilde işlenmektedir. Optimize edilmiş ısı transferi göz önünde bulundurularak kalıp sıcaklığı kontrol edilebilmektedir.



Şekil 2.17 : Çevrim süresi boyunca kalıp sıcaklığındaki değişmeler [43].

2.4 Yarı-Katı Şekillendirme Yöntemi

Yarı-katı şekillendirme yöntemi, alaşımların sıvı-katı faz bölgesinde dökülmesini veya dövülmesi ile sağlanmaktadır. Yarı-katı şekillendirme genel olarak dökülebilirliğe ve dövülebilirliğe olumlu etkisi, enerji sarfiyatında düşüş, malzemenin mekanik özelliklerinde iyileşmelerden dolayı tercih edilmektedir.

2.4.1 Yarı-katı şekillendirme mekanizması

Akışkanlar; bünyelerine uygulanan gerilme ile şekil değiştirirler ve gerçek akışkanlar, özelliklerine göre Newtonian ve Newtonian olmayan (non-Newtonian) olarak sınıflandırılmaktadırlar. Newtonian olmayan akışkanların kayma gerilmesi ve kayma hızı arasında Newtonian akışkanların aksine doğrusal olmayan bir oran vardır, tiksotropik akış gösteren akışkanlar da akış hızına ve zamana bağımlı grup altında bulunmaktadırlar [46]. Gerçek akışkanların sınıflandırıldığı şema Şekil 2.18' de verilmiştir.

Spencer ve arkadaşları, Sn-%15 Pb alaşımının reolojik davranışı üzerine yaptıkları çalışmada, %15 üzerinde değerde katı oranı içeren Sn-%15 Pb alaşımının kayma gerilmesine karşı direncinin hızla arttığı gözlemlenmiştir. Bununla beraber uygulanan karıştırma hızı ile birlikte malzemenin viskozitesi azalmıştır. Kısmi katılaştırılmış ve kayma gerilmesi uygulanmış alaşımların tiksotropik davranış gösterdiği belirtilmiştir. Ölçülen viskozitenin zamana bağlı olduğu ve kayma gerilmesi ile değiştiği saptanmıştır [48]. Katılaşma başlangıcında uygulanan yüksek enerjili karıştırma



işlemi, yeni tanelerin oluşmasına sebep olmaktadır. Katılaşma sırasında devam eden kayma gerilmesi ile birlikte dendritik morfoloji rozet şekline dönüşür. Yeterli miktarda yavaş soğuma ve yüksek kayma ile küresel ya da elips şeklinde, kimi zaman içerisinde az miktarda hapsolmuş sıvı barındıran partiküller meydana gelir. Tekil rozetlerin ve dendritlerin boyutu kayma hızıyla birlikte katılaşmanın ilk evresindeki soğuma hızına bağlıdır [49]. Partikül şeklinin kayma hızına ve soğuma hızına bağlı değişen evreleri Şekil 2.19' da verilmiştir.

Reodöküm prosesinde mikroyapı gelişimi



Şekil 2.19 : Reodökümde dendritik formdan rozete ve ardından küresel forma geçiş evreleri [49].

Oluşan çekirdeklerin kaynaşması ve tanelerin oluşturmasında katılaşmanın ve akış şiddetinin büyük etkisi bulunmaktadır. Katılaşmanın ve kayma hızının mikroyapı gelişimi üzerindeki etkisi Şekil 2.20' de verilmiştir.

Küresel bir formda partikül elde edebilmek için yüksek katılaşma ve kayma hızının gerekliliği Şekil 2.20' de verilen görselde görülebilmektedir. Sürekli soğuma esnasında yarı-katı çamursu bir metalin viskozitesi ölçülürse, kayma hızının bir fonksiyonu olduğu bariz şekilde görülmektedir; böyle bir durumda viskozite değerleri, artan kayma hızı ile birlikte azalmaktadır. Düşük kayma hızında viskozite yüksektir, bunun sebebi partiküllerin dendritik olarak katılaşmış ve yığın halinde bulunuyor



Şekil 2.20 : Katılaşma hızının ve kayma hızının mikroyapı üzerindeki etkisi [50].

olmasıdır. Dendritik fazlar akış esnasında birbirleri ile kenetlenerek tiksotropik akış özelliklerini olumsuz etkiler. Yüksek kayma hızlarında yığınlaşma azalır ve taneler rozet veya küresel şeklinde oluşur [49]. Yaklaşık %40 katı oranı ile birlikte görünür viskozitede ciddi değişimler gözlemlenmektedir (Şekil 2.21).



Şekil 2.21 : Al-Cu-Mg alaşımında katı oranı-görünür viskozite eğrisi [49].

Yarı-katı şekillendirmenin ismi birçok tikso döküm ve reo döküm yöntemlerinde kullanılan % 50 katı oranı ile açıklanabilmektedir. Yenilikçi bazı yöntemler göreceli olarak daha düşük katı oranları ile çalışabilmektedir. Bu bağlamda kısmi-katı olarak adlandırmak tercih edilebilmektedir.

2.4.2 Yarı-katı şekillendirmede akış özellikleri

Yarı-katı şekillendirmede sergilenen kalıp doldurma akış türü çoğu zaman laminar akış olarak tanımlanmaktadır. Bu kanı, yarı-katı şekillendirme ile ilgili ürünlerin pazarlanmasında ortaya çıkmış ve yaygınlaşmıştır. Yarı-katı karışımlarda, artan viskozite değerlerine bakılmaksızın, yüksek akış hızları türbülansa sebep olmaktadır. Ancak türbülans, gazların sıvı metal içerisinde hapsolmasına sebep olmamaktadır. Gazların metal içinde hapsolması, metal doldurma esnasında akışının önünde meydana gelmektedir. Yarı-katı şekillendirmede kalıp dolumu planar akış sergilemektedir ve gazların hapsolma mekanizması, laminar akıştan ziyade planar akış ile sağlanmaktadır [51]. Geleneksel yüksek basınçlı dökümde kalıp dolumu ve yarı-katı yüksek basınçlı dökümde kalıp dolumu Şekil 2.22'de verilmiştir.



Şekil 2.22 : a) Türbülanslı akış ve doldurma b) planar akış ve doldurma [49].

İki boyutlu izotermal katı-sıvı bir süspansiyon ele alındığında, sıvı içersinde çözünmüş katı partiküller mekanik karıştırmaya bağlı olarak difüzyon ve konveksiyon kurallarına uygun şekilde davranırlar. Karıştırmaya bağlı olarak çözünen katının davranışı değişmektedir ve bu durgun sınır tabakası (stagnant boundry layer) modeli ile açıklanmaktadır. Bu model, ergiyik sistemi iki bölüme ayırır; çözünmüş katı partikülleri kaplayan alan difüzyon kontrollü iken, çözünmüş partikülün ergiyik içerindeki taşınımı konveksiyon kontrollüdür [52]. Vogel ve Cantor [53], sıvı

içerisinde difüzyonun baskın olduğu bölgeyi, küresel olmayan çözünmüş partikülü çevreleyen küresel bir dış katman olarak modellenmiştir. Bu model sadece ideal laminar akış için uygun olup, partiküllerin dönmesi ile birlikte akış daha karmaşık hale gelmektedir. Karmaşık akış ile birlikte, dendritik katı partiküller arasında hapsolmuş sıvı faz oluşan yoğun konveksiyondan etkilenmekte ve neticesinde küresel katman varlığını yitirmektedir. Bu da türbülanslı koşulda akışı temsil etmektedir [52]. Laminar ve türbülanslı akış koşullarında durgun sınır tabakasının durumu Şekil 2.23' de verilmiştir.



Şekil 2.23 : a) Türbülanslı akış, b) laminar akışta durgun sınır katmanı [52].

Yarı-katı malzemenin planar akış özelliklerini kalıp içinde devam ettirebilmek için kritik yolluk hızı ile yolluk geometrisi arasındaki ilişki oldukça önemlidir. Yolluk giriş genişliğinin, yolluk giriş kalınlığından çok büyük olduğu tasarımlarda; kritik yolluk hızının, kalınlığa daha bağımlı olduğu bilinmektedir. Yolluk giriş kalınlığı ile kritik yolluk giriş hızı arasındaki ilişki Şekil 2.24' de verilmiştir. Bununla birlikte, yarı-katı döküm yöntemlerinde, sıvı faz ile geleneksel dökümde kullanılan enjeksiyon hızlarından daha yüksek değerlerde kullanılması gerekmektedir. Yüksek hız, belirli oranda katı faz içeren malzemenin viskozitesini düşürmek için uygulanmaktadır [54].



Şekil 2.24 : Yolluk giriş kalınlığının kritik yolluk giriş hızına etkisi [54].

Kapranos ve arkadaşları [55], A356 ile A357 alaşımları ile yaptıkları çalışmada; yolluk girişinin genişletilmesi ve kalınlaştırılması ile kalıp dolumunda daha etkili sonuç elde etmişlerdir. Geniş yolluktan akan ve kalıbı dolduran yarı-katı fazdaki ergiyik, kalıbı daha sakin ve kalıbın diğer ucuna çarpıp geri dönmeden doldurmuştur. Kalıbın doldurulması esnasında gösterilen akış modeli, Şekil 2.25' de verilmiştir.



Şekil 2.25 : a) Geniş kesitli yolluk girişi, b) dar kesitli yolluk girişi [55].

Kang ve arkadaşları [56], A356 alaşımını kullanarak yolluk giriş şekli ve değişken katı oranının parça kalitesi üzerindeki etkilerini araştırmıştır. Yolluk giriş alanları sabit tutulduğunda; yolluk kalınlığının, yolluk genişliğine göre parça kalitesi ve mekanik özellikler üzerinde daha önemli etkisi olduğu belirtilmiştir. Yolluk kesitinin artırılması ile üretilen parçada daha üstün mekanik özelliklerin elde edildiği vurgulanmıştır.

2.4.3 Yarı-katı şekillendirmeyi etkileyen metalurjik faktörler

Yarı-Katı şekillendirme yöntemlerinde üretilen parçanın nihai özellikleri üzerinde etkili parametreler; katı oranı, birincil faz morfolojisi, partikül boyutu ve dağılımı, alaşımın kimyasal bileşimi ve döküm / şekillendirme sıcaklığı olarak sıralanabilmektedir.

2.4.3.1 Katı oranı (f_K)

Sıvı matriks içindeki katı partiküllerin şekli, sayısı, dağılımı ve morfolojisi; üretilen parçanın özelliklerini doğrudan etkilemektedir. Katı oranı (fK) temelde alaşımın sıcaklığına bağlı olarak saptansa da, diğer özellikleri hazırlama geçmişine de dayanmaktadır; yarı-katı çamur akışı ise ince küresel partikül elde edilerek geliştirilebilmektedir. Katı oranı, eşitliğin farz edildiği durumlarda basit faz diyagramlarından ya da direkt su verilmiş numunelerde yüzeyde yapılan metalografik teknikler ile bulunabilmektedir [57].

Katı oranı Scheil eşitliğinden bulunabilmektedir. Scheil eşitliği; sıvı-katı bölgesinde bulunan alaşımın, katı içindeki difüzyonun ihmal edildiği en basit durumdaki kütle dengesinden öngörülerek bulunmuştur. Eşitlik;

$$f_s = (C_1 - C_0)^{\left(\frac{-1}{1-k}\right)} \tag{2.1}$$

$$f_K = 1 - f_s \tag{2.2}$$

şeklindedir. Sayısal metalografi, termal analiz, faz diyagramına bağlı termodinamik verilerin uygulaması da katı oranının belirlenmesinde kullanılan çeşitli yöntemlerdendir [58]. Katı oranı saptama amacı ile yapılmış bir çalışmaya örnek Şekil 2.26' da verilmiştir.



Şekil 2.26 : a) Al7Si ve b) A356 alaşımlarının görüntü ve termal analiz sonucu içerdiği katı oranları, $\Delta F s$ yöntemler arasındaki farkları göstermekte [58].

2.4.3.2 Birincil faz morfolojisi (α)

Oluşan katı partiküllerin şeklinin (dendritik, rozet ya da küresel) akıcılık üzerindeki etkisi, yarı-katı metal şekillendirmede oldukça etkilidir. Bununla birlikte; aynı katı oranında dendritik yapıların eşeksenli yapılara göre akıcılığa karşı daha büyük bir direnç gösterdiği bulunmuştur. Küresel partiküllerin birbiri üzerinde kayarak

ilerleyebilme yetisi bulunmaktayken, uygulanan kayma ile birlikte dendritik yapıların birbiri ile kenetlenmesi ve akışa bir direnç oluşturması söz konusudur [59]. Tiksotropik bir akış ile alaşımın akıcılığını arttırmak için küresel birincil faz elde etmek, yarı-katı şekillendirme yöntemlerinin değişmeyen hususlarındandır. Alaşımda küresel birincil faz oluşturmadan nispeten düşük bir sıvı-katı sıcaklıkta dökmek, oluşacak dendritik fazların kenetlenme davranışından dolayı tiksotropik akış anlamında olumlu bir etkiye sahip olmayacaktır.

2.4.3.3 Partikül boyutu ve dağılımı

Sıvı-katı bölgesinde oluşturulan α partiküllerinin ince olması, partiküllerin hareket yeteneğini artırmakla birlikte yüzey alanının artmasına bağlı olarak kümeleşmesine de sebebiyet vermektedir. Partüküllerin boyutu ve dağılımı zamana bağlı değişkenler olarak tanımlanmaktadır. Uygulanan kayma gerilmesi ile birlikte partiküller arasındaki bağlar kopmakta ve partiküller serbestleşmektedir, bu da gerilme altında viskozitedeki ani ve hızlı düşüşün sebebini açıklamaktadır. Katılaşmanın ilerlemesi ile birlikte partiküller arası bağlar yeniden oluşmaktadır. Bu noktada tane yapısı ile küreciklerin farkı meydana gelmektedir. Metalografik analiz için hazırlanmış ve parlatılmış bir yüzeyde alınan görüntüde, birbirinden bağımsız gibi duran küreciklerin alt katmanlarda birbirleri ile bağlantılı olma ihtimali bulunmaktadır; bu durumda küreciklerin çapı ya da boyutları tane boyutu olarak kabul edilmemelidir [59].

2.4.3.4 Alaşımın kimyası ve döküm sıcaklığı

Alaşımların içerdiği elementler, alaşımın kimyasal ve fiziksel birçok özelliğinin belirlenmesinde rol oynamaktadır. Alaşımların sahip olduğu likidüs ve solidus sıcaklık değerleri ile bu değerler arasındaki sayısal fark, katılaşma üzerinde etkin rol oynamaktadır. Alüminyum alaşımları göz önünde bulundurulduğunda literatürde; yaklaşık ağırıkça %5-7 silisyum içeren AlSi6Mg0,3 (356) benzeri alaşımların yarı-katı şekillendirme için uygun tip alaşım olduğu vurgulanmaktadır [60]. Bunun sebebi bu tip alaşımların likidüs ve solidus sıcaklıkları arasındaki sayısal değerin yüksek olmasıdır, bu da dökülebilirliği olumsuz etkileyen bir faktördür. Yarı-Katı şekillendirme yöntemleri ile bu tip alaşımların hem akıcılığı artırılmakta, hem de döküm sonrası muhtemel olarak içerecekleri porozite ve çekinti hataları minimuma indirilmektedir. Bunun yanında katılaşma aralığına sahip olmayan saf metallerin ya da ağırlıkça %9-12

silisyum içeren ötektik ve ötektiğe yakın alaşımların (AlSi9Cu3, AlSi12Cu, AlSi11 Cu2 vb.) yarı-katı döküm yöntemi ile şekillendirilmesi nispeten zor olarak kabul edilmektedir [61]. Alaşımı uygun katı-sıvı oran sıcaklığında sabit tutmak ve bu sıcaklıkta şekillendirmek yüksek hassasiyet gerektirmektedir ve bu noktada zaman kavramı ön plana çıkmaktadır [62], ancak uygun yarı-katı şekillendirme yöntemleri ile ergime noktasına sahip ötektik alaşımların ve saf metallerin dökülebilirliği yapılan çalışmalar ile kanıtlanmıştır [63,64].

2.4.4 Yarı-katı şekillendirmede avantajlar ve dezavantajlar

Yarı-katı şekillendirme yöntemlerinin sağladığı avantajlar ve dezavantajları Çizelge 2.9' da verilmiştir.

Avantajlar	Dezavantajlar
Porozita, oskinti gihi dökümdən	Yarı-katı şekillendirme için gerekli
kovnokli hotolorn ozoltilmosi, gidorilmosi	teçhizatların yatırım bedeli,
Kaynakii natararini azartininasi, giderininesi	tiksodöküm biyetlerinin yüksek maliyeti
Küresel ve homojen bir mikroyapı eldesi	Karmaşık proseslere uygun
ile artan tokluk değerleri,	sistem tasarımının gerekliliği,
mekanik özelliklerin iyileşmesi	mevcut sisteme adaptasyon güçlüğü
Düşürülen proses sıcaklıkları	Geliştirilmiş yüksek basınçlı
ile birlikte kalıplara uygulanan ısıl	döküm ve sıkıştırmalı döküm yöntemleri
deformasyonda azalmaya bağlı	ile klasik döküm problemlerinin
kalıp ömürlerinde artış	yeteri kadarıyla çözülebilmesi
Geleneksel döküm yöntemleri	
ile şekillendirilmesi güç alaşım	Kalıp tasarım ve üretim
çeşitlerinin döküm yöntemi	alanında bu konuda yetişmiş personel ihtiyacı
ile şekillendirilebilme imkanı	

Çizelge 2.9 : Yarı-katı şekillendirmede avantajlar ve dezavantajlar

Planar akış, her ne kadar porozite problemi için bir çözüm olarak görülse de, yarı-katı şekillendirmede farklı hatalara sebebiyet verebilmektedir. Hazne içerisinde bulunan yağlar, çelikten kopan korozyon artıkları, oksit vb. kirlilikler, planar akış ile doğrudan kalıp içine süpürülerek parça içinde hapsolmaktadır. Bu tip istenmeyen safsızlıklar yenilenen bir yolluk tasarımıyla, üretilen parçanın gerilmeye maruz kalmayan bir bölgesine ya da talaşlı imalatın uygulanmadığı bir kısmına yönlendirilebilmektedir, yolluk boyunun kısaltılması da safsızlıkların oluşturacağı hataların azaltılması için ayrıca uygulanabilmektedir. [51].

2.5 Yarı-Katı Şekillendirme Yöntemleri

Yarı-katı şekillendirme yöntemi; hem döküm hem de dövme tekniğinde kullanılabilmektedir. Döküm tekniğinde, yarı-katı döküm yöntemleri iki alt başlıkta incelenmektedir: tiksodöküm ve daha sonra geliştirilen reodöküm yöntemi. Tiksodöküm yöntemi, sıvı-katı faz sıcaklığından oda sıcaklığına soğutulan ve katılaştırılan, dendritik yapıda olmayan mikroyapıya sahip özel yarı-mamullerin, tekrar ısıtılması ve yüksek basınçlı döküm tekniği ile şekillendirilmesini kapsamaktadır. Reodöküm yöntemi ise, döküm işlemi sırasında dendritik yapıda olmayan çamursu bir fazda ham madde elde edilmesi ve akabinde yüksek basınçlı döküm tekniği ile şekillendirilmesini kapsamaktadır. Tiksodöküm, reolojik farkların keşfedilmesi ile geliştirilmiş ilk yöntemlerden biri olsa da, zamanla reodöküm uygulamaları karşısında rekabetçi gücünü kaybetmiştir. Bunun başlıca sebepleri ise, tiksodöküm için gerekli özel stok malzemenin tedariğinin zorluğu ve masrafları, biyetlerin kesimi ve yeniden ısıtılması gibi proses koşullarının reodöküm yöntemlerine göre karmaşıklığı olarak gösterilebilmektedir [34].

2.5.1 Soğuma rampası (cooling slope) yöntemi

Soğuma rampası yönteminde, yarı-katı malzeme oluşturmak için, içinde su soğutma kanalları bulunan, bakırdan ya da yumuşak çelikten yapılmış bir tür rampa kullanılır. Rampa hangi yöntem ile döküm yapılacaksa (kokil ya da basınçlı), cihazın uygun bir kısmına; kalıba ya da hazneye montelenir. Ergiyik alaşım soğuma rampası üzerinden akıtılarak kalıba ya da duruma göre hazne boşaltılarak döküm işlemi gerçekleştirilir (Şekil 2.27) Yöntemin, rampaya titreşim uygulandığı bir versiyonu da mevcuttur. Rampa açısı, döküm sıcaklığı ve soğutma hızı, prosesin önemli parametrelerindendir.

Yaklaşık %50 katı oranı ile çalışan mekanik karıştırma, elektromanyetik karıştırma gibi temel yöntemlerin aksine daha düşük katı oranı ile çalışılabildiği yapılan çalışmalar [66] ile gösterilmiştir.

2.5.2 SEED (swirled enthalphy equilibrium device) yöntemi

SEED yöntemi, reodöküm yöntemleri altında incelenen ve Alcan International Ltd. tarafından keşfedilmiş bir yarı-katı şekillendirme yöntemidir. Ergiyik alaşımdan, belirlenmiş bir katı oranı oluşturmak için entalpi açığa çıkarılır ve yarı-katı çamursu



Şekil 2.27 : Soğuma rampası yönteminin şematik gösterimi [65].

malzeme elde edilir. Ardından; homojen ve basınç altında şekillendirmeye uygun bir yapı oluşturabilmek için çamursu malzeme içerisindeki fazla sıvı faz uzaklaştırılır. Elde edilen çamursu yapı, basınçlı döküm işlemine tabi tutulur. Çamursu malzeme oluşturma işlemi, malzemenin özel bir hazne içerisinde 200 tur/dk hızda ve istenen katı oranına göre 30 ila 60 saniye boyunca döndürülmesi ile sağlanmaktadır. Hazne cidarlarında katılaşmanın başlaması ile birlikte birincil fazlar oluşur, ilerleyen döndürme sürelerinde ise oluşan katı partiküllerin çamursu yapı boyunca dağılması sağlanır. SEED prosesi ile küresellik şekil faktörü yüksek birincil fazlar elde etmek mümkündür [67]. SEED ile elde edilmiş mikroyapı Şekil 2.28' de verilmiştir.



Şekil 2.28 : SEED yöntemi ile dökülmüş A356 alaşımı mikroyapısı [67].

2.5.3 SIMA (strain induced melt activation) yöntemi

SIMA yöntemi, akademide ve sanayide kabul görmüş bir tiksoşekillendirme yöntemidir ve çeşitli alaşım grupları ile çalışmalar mevcuttur. Bu yöntem, küresel mikroyapıya sahip tiksoşekilverilmiş ön malzeme üretimi için kullanılmaktadır ve hammaddenin başlangıç mikroyapısının, mekanik özellikler üzerinde oldukça büyük etkisi bulunmakatdır [68]. SIMA yöntemi, rekristalizasyon mekanizması üzerine geliştirilmiştir, şematik görseli Şekil 2.29' da verilmiştir.



Şekil 2.29 : SIMA yöntemi mekanizması [69].

SIMA yönteminde tiksoşekillendirilecek malzeme yeniden kristalleşme sıcaklığına ısıtılarak sıcak şekillendirmeye tabi tutulur. Sıcak şekillendirilen malzeme, solidus ile likidus sıcaklıkları arasında istenilen katı oranı elde edilecek kısmi ergitme işlemine tabi tutulur, bu evrede tanelerin küreselleşir [70]. İstenilen oran elde edildiğinde, malzeme hızlı soğuma işlemi ile katılaştırılarak küresel mikroyapıda ön malzeme elde edilir.

2.5.4 ECAP (equal channel angular pressing) yöntemi

ECAP yöntemi, esasında oldukça ince taneli yapıda malzeme üretimi için kullanılan bir deformasyon yöntemidir. 1970-1980 yılları arasında Minsk' de (Rusya) keşfedilmiştir. Biyet malzemelerde yalın kayma gerilmesi ile yüksek gerinim oluşturmaya dayalı bir yöntem olup, ultra-ince taneli malzeme üretimine doğru ünlenmesi 1990' ları bulmuştur [71]. Ashouri ve arkadaşları, ECAP yöntemi ile yeniden tavlamayı birleştirerek SIMA benzeri bir proses oluşturmuşlar ve bu konu hakkında bir çalışmanın bilindiği kadarıyla daha önce yayınlanmadığını belirtmişlerdir [72].

ECAP yönteminde biyet malzeme, eşit kesite sahip çift kanallı bir kalıp kullanılarak bir kesişme açısında preslenir. Malzemenin özellikleri ve mikroyapısı istenen seviyeye gelene kadar birçok kez tekrarlanabilmektedir [73]. Deforme edilmiş dendritik yapıların termomekanik işlem ile eşeksenli hale getirilmesi, Doherty ve arkadaşları [74] tarafından önerilen yeniden kristalleşme modeli ile açıklanabilmektedir. ECAP ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü Şekil 2.30' da verilmiştir.



Şekil 2.30 : ECAP ile termomekanik işlem görmüş A356 alaşımında α partiküllerinin dağılımı [73].

2.5.5 NRC (new rheo-casting) yöntemi

NRC yöntemi, UBE Endüstri patentli bir yarı-katı döküm yöntemi olup; liküdüs sıcaklığı üzerinde bulunan ergiyik malzemenin bir hazneye dökülmesini, alaşımın sıvı-katı faz bölge sıcaklığına düşene kadar soğutulmasını ve ardından yeniden ısıtılmasını, istenen katı oranı elde edildiğinde çamursu yapının dikey sıkıştırma döküm ünitesine veya basınçlı döküm haznesine aktarılmasını kapsamaktadır [75]. Özel bir ön biyet malzeme ile çalışılmadığından dolayı reodöküm uygulamaları altında yer almaktadır. NRC ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü Şekil 2.31' de verilmiştir.

2.5.6 RheoMetal yöntemi

RheoMetal yöntemi, ilk keşfedildiğinde Rapid Slurry Forming (Hızlı Çamur Şekillendirme) olarak adlandırılmış, daha sonraları ise şimdiki ismi RheoMetal ile anılmaya başlanmış bir reodöküm yöntemidir. RheoMetal yönteminde çamur oluşturmak için, EEM (Enthalpy Exchange Material: Entalpi Değiştirme Malzemesi)



Şekil 2.31 : NRC yöntemi ile dökülmüş A356 alaşımının mikroyapısı [76].

adı verilen bir içten soğutucu malzeme kullanılmaktadır. EEM malzemesi, bir mil etrafında katılaştırılmış ve proses sırasında harcanabilir silindirik formdaki aynı cins alaşımdan meydana gelmektedir. Çamur oluşturmak için, katı fazdaki EEM, ergiyik içine daldırılarak istenilen oranda katı elde edilene kadar karıştırılmaktadır. Karıştırma esnasında EEM ile ergiyik arasında bir entalpi değişimi olmakta, soğutma rampası ya da SEED gibi yöntemlerin aksine içeriden bir soğutma ile çamur elde edilmektedir, bu sayede sıcaklığın kontrol edilmesi de ortadan kaldırılmıştır. Proses sonucu elde edilecek katı oranı, EEM miktarının ergiyik miktarına oranı ile belirlenebilmektedir. Döndürme süresi, başlangıç sıcaklığı ve ergiyik mikatrı, katı oranını belirlemede kullanılan proses parametreleridir [77]. RheoMetal ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü Şekil 2.32' de verilmiştir.



Şekil 2.32 : RheoMetal yöntemi ile dökülmüş ağ. %5,69 Si, %2,26 Cu içeren alüminyum alaşımı [78].

2.5.7 Tiksokalıplama yöntemi

Tiksokalıplama (Magnezyum Enjeksiyon Kalıplama) yöntemi, magnezyum alaşımlarının net şekle yakın parça üretiminde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Plastik enjeksiyon makinesine benzer bir tezgah kullanılmaktadır, ham madde olarak magnezyum talaşları arka uçtan yüklenir, döner vida malzemeyi yarı-katı sıcaklığına ısıtır ve çelik bir kalıba enjekte eder [79]. Tiksokalıplama ünitesi Şekil 2.33' de verilmiştir. Yüksek basınçlı dökümde görülen porozite hatalarını azaltmaya yönelik olarak tercih edilmektedir; bununla birlikte tiksokalıplamada, α -Mg dendritik partikülleri kırılarak yine α -Mg matrisi üzerinde dağılabilmektedir, böylece döküm kalitesi de artırılmaktadır [80].



Şekil 2.33 : Tiksokalıplama ünitesi [81].

2.6 GISS (Gas Induced Semi-Solid) Yöntemi

GISS (Gas Induced Semi-Solid) yöntemi; ince inert gaz kabarcıkları kullanılarak yarı-katı malzeme elde etme işlemidir. Reodöküm yöntemleri altında sınıflandırılır ve özellikle yüksek basınçlı döküm tekniğinde alüminyum ve magnezyum alaşımlarının şekillendirilmesi için geliştirilmiş bir yarı-katı döküm yöntemidir.

2.6.1 Tarihçe

Ince inert gaz kabarcıkları ile yarı-katı malzeme elde etme yöntemi 2003 yılında Dr. Wannasin, Dr. Martinez ve Prof. Flemings tarafından MIT (Massachusetts Institute of Technology)' de keşfedilmiştir. 2009 yılında Tayland' da GISSCO LTD şirketi kurulmuş ve 2013 yılında bu teknoloji GISS yöntemi adı altında, yarı-katı çamur döküm teknolojisi olarak pazara sunulmuştur. Günümüzde 9 ülkede, aralarında Toyota, Ford ve LG gibi sektöründe öncü firmaların da bulunduğu 60' dan fazla şirkette kullanılmaktadır [82].

2.6.2 GISS yönteminin özellikleri

GISS yönteminde soğutma için azot ve argon gibi inert gazlar tercih edilmektedir. Gazın ergiyik malzeme içine nüfus etmesini sağlayan grafit bir prob ve bu sistemin otomasyonunu sağlayan bir kontrol ünitesi bulunmaktadır. Prob; ocak ile dökümün gerçekleştirileceği hazne arasında bir yerde konumlandırılır. Kepçeye alınan ergiyik malzeme, GISS yöntemi ile çamursu hale getirilir ve ardından hazneye dökülür. Prosesin şematik gösterimi Şekil 2.34' de verilmiştir. Geleneksel yüksek basınçlı döküm tekniğinden tek farkı, inert gaz ile malzemenin soğutulması ve çamursu yarı-katı fazda dökülmesidir.



Şekil 2.34 : a) Kepçeye yaklaşma, b) inert gaz takviyesi, c) yarı-katı çamur eldesi [83].

Yöntemin el ile ve otomatik olmak üzere iki farklı usülü bulunmaktadır. Otomatik mod, kepçe hareketine göre programlanır; kepçe hareketine bağlı olarak probun kepçeye yaklaşma, inert gaz takviyesi ve kepçeden uzaklaşma hareketleri otomatik olarak gerçekleştirilir. Bu usülde inert gaz takviye süresi, üretim çevrim süresinin olumsuz etkilenmemesi için en fazla 10 saniye olacak şekilde ayarlanmıştır. Özellikle ağır parçaların dökümünde otomatik mod kullanımı, prosesi kolaylaştırmaktadır. El ile kullanılan usülde ise prob hareketleri sistemden kontrol edilir, süre kullanıcı tarafından istenen değerlerde seçilebilmektedir. Ancak bu usülde, GISS sistemi ile kepçe arasında bir programlama olmadığından dolayı kepçe hareketi de el ile kontrol edilmek durumundadır, bu da seri üretim hızını düşürmektedir.

2.6.3 GISS yönteminin çalışma mekanizması

GISS yönteminde esas; likidüs sıcaklığı üzerindeki ergiyik malzemeyi inert gaz takviyesi ile soğutarak alaşımın sıcaklığını sıvı-katı (α +L) bölgesine düşürmektir.

Tutma ocağından kepçeye alınmış, likidüs sıcaklığının üzerindeki değerlerde (likidüs + 5-10°C) bulunan ergiyik metale, kullanıcı tarafınan belirlenmiş bir süre boyunca grafit probun daldırılması vasıtasıyla inert gaz takviye edilmektedir. İnert gaz takviyesi ile sıcaklığın sıvı-katı faz sıcaklığına düşmesi sonrasında çekirdeklenmeler başlamakta, birincil dendritik α -Al fazları oluşmaktadır. Dendritik α -Al fazları, inert gazın ergiyik içerisinde oluşturduğu girdap ile kırılarak nispeten küresel hale getirilir ve ikincil çekirdek oluşturulur (Şekil 2.35), bu da yarı-katı dökümdeki tiksotropik özelliğin kullanımı için olanak sağlamaktadır. İnert gaz takviyesi sonucunda, görünür viskozitesi artmış, çamur kıvamında bir malzeme elde edilir. Çamursu malzeme hazneye dökülür ve uygulanan enjeksiyon kuvveti ile akıcılık artar, kalıba dolum gerçekleştirilir. Ardından 3. faz basıncı ile birlikte katılaşma tamamlanır ve yarı-katı döküm parça elde edilir [84].



Şekil 2.35 : Kayma ile kırılan dendritik fazlar ve oluşan ikincil çekirdekler [85].

Oluşan ikincil çekirdeklerin ve tanelerin, yani katı fazların oranı, GISS işlemi sırasında ergiyik sıcaklığına ve de uygulama süresine bağlı olarak değişmektedir. Alaşımların kimyasal kompozisyonu ile değişen katılaşma aralığı da yarı-katı döküm yönteminde dikkate alınması gereken bir diğer husustur. Özellikle ötektik değere yakın alaşımların yarı-katı döküm ile şekillendirilebilmesi, zaman parametresinin kontrolü ile mümkün olabilmektedir [62]. Alüminyum alaşımları ele alındığında, ağırlıkça %9-12 Si içeren ötektik-altı ve ötektiğe yakın yüksek basınçlı döküm alaşımların yarı-katı döküm ile şekillendirilebilmesi, zaman parametresinin kontrolü ile mümkün olabilmektedir [62].

GISS yönteminde inert gazın soğutma kapasitesi ve ergiyiğin sıcaklığı göz önünde bulundurulduğunda oluşacak başlangıç katı/sıvı oranı, diğer birçok yarı-katı döküm yöntemine göre daha düşük değerde olmaktadır, bu da kum kalıba döküm gibi yüksek akıcılık gerektiren uygulamalarda bir avantaj sağlamaktadır [86].

2.6.4 Uygulama alanları ve çalışmalar

GISS yöntemi kullanılarak yapılmış birçok farklı çalışma bulunmaktadır. Dendritik fazları çalkalama ile parçalanması daha küçük boyutta dendritik olmayan yapıda faz elde işleminin inert gaz takviyesi ile yapılabilirliğinin araştırılması [87], GISS yönteminin başlangıcı olarak nitelendirilebilmektedir. Daha sonra GISS yönteminin yüksek basınçlı dökümde optimizasyonu [88], ısıl işlenebilir alaşımlarda proses optimizasyonu [89–91], ve yüksek basınçlı dökümde düşük katı/sıvı oranı ile yapılan çalışmalar [92] bulunmaktadır. Bahsi geçen çalışmaların içerikleri Çizelge 2.10' da verilmiştir.

Yapılan çalışmalar sonucunda, birçok reo/tiksodöküm yöntemi aksine daha düşük katı/sıvı oranı ile çalışılan GISS yöntemi hakkında bulgular elde edilmiştir. Katı/Sıvı oranı her ne kadar tiksoşekillendirme yöntemlerinde prosesi etkileyen bir husus olsa da [57], viskoziteyi etkilediğinden döküm karakteristiği de etkilenmektedir.

Canyook ve arkadaşları [93], 356 basınçlı döküm alaşımı ile yaptıkları çalışmada ergiyik alaşıma sırasıyla; 1 ile 45 saniye arasında değişen sürelerde inert gaz takviyesi yapmış ve mikroyapı gelişimini incelemiştir. Artan inert gaz takviye süresi ile birlikte oluşan küresel α -Al partiküllerinin yoğunluğu da artmıştır. Birincil dendritik fazlardan, GISS etkisi sebepli yeniden-ergime ile küresel ya da küresele yakın partiküllerin oluştuğu görülmüştür. Bu yeniden-ergime işlemi kimi bölgelerde sıvı ceplerinin oluşmasına sebep olmuştur. Kabalaşan α -Al partiküllerinin, yeniden-ergime kaynaklı bazı ikincil dendritik kollarını koruduğu gözlemlenmiştir, kabalaşma işlemi partiküllerin birbiri ile kaynaşması sonucu ortaya çıkmıştır. Yüksek inert gaz takviye sürelerine bağlı kabalaşan partiküller ve mikroyapıları Şekil 2.36' da verilmiştir.

	Kaynakça	[88]	[89]	[06]	[91]	[92]
Jizeige 2.10 : OIOO yonienn ne yapnan çanşınalar ve içerikleri.	Sonuçlar	GISS yöntemi ile azaltılmış döküm hataları ve optimize edilmiş proses parametreleri	Optimum mekanik ve mikroyapısal özellikleri sağlayan koşulların bulunması	Optimum ısıl işlem koşulları ve mikroyapının bulunması	Optimum ısıl işlem koşullarının belirlenmesi	Basınçlı döküm için optimum GISS uygulama süresinin belirlenmesi ve optimum mikroyapı
	Çalışma İçeriği	ADC12 alüminyum alaşımının GISS yöntemi şekillendirilmesi ve optimizasyonu	GISS yöntemi ile şekillendirilmiş dövme alaşımının ısıl işlem koşullarının belirlenmesi	GISS yöntemi ile şekillendirilmiş A356 alaşımında yaşlandırma	Yaşlandırmanın GISS yöntemi ile üretilmiş 7075 alaşımı üzerindeki mekanik etkileri	Düşük katı oranının basınçlı döküm akış hareketindeki etkisinin incelenmesi
	Çalışma Başlığı	Feasibility of semi-solid die casting of ADC12 aluminum alloy	Microstructure evolution during solution heat treatment of semisolid cast 2024 aluminum alloy	Precipitation hardening of A356 Al alloy produced by gas induced semi-solid process	T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy	Characterization of flow behavior of semi-solid slurries containing low solid fractions in high-pressure die casting
	Yazarlar	S. Janudom, T. Rattanochaikul, R. Burapa, S. Wisutmethangoon, J. Wannasin	S. Pannaray, S. Wisutmethangoon, T. Plookphol, J. Wannasin	S. Wisutmethangoon,S. Thongjan,N. Mahathaninwong,T. Plookphol,J. Wannasin	N. Mahathaninwong, T. Plookphol, J. Wannasin, S. Wisutmethangoon	S. Janudom, J. Wannasin, J. Basem, S. Wisutmethangoon
	Yayın Yılı	2010	2011	2011	2011	2013

40

Cizeloe 2.10 · GISS vöntemi ile vandan calısmalar ve icerikleri



Şekil 2.36 : a) Yüksek inert gaz süreleri ile kabalaşan ve birleşen α -Al partikülleri, b) oklar birleşme bölglerini göstermekte [93].

Süslü ve arkadaşları [94], ötektik kompozisyona yakın bir yüksek basınçlı döküm alaşımı olan EN AC 48000 (AlSi12CuNiMg) alaşımını GISS yöntemi ile şekillendirmişlerdir. Çalışma kapsamında ergiyik sıcaklığının, inert gaz takviye süresinin, enjeksiyon 2. faz hızının ve kalıp yolluk giriş kesit kalınlığının parça porozitesi üzerindeki etkileri araştırılmıştır ve prosesin Taguchi optimizasyonu sağlanmıştır. Çalışma sonucunda aşırı düşük ergiyik sıcaklığının ve yüksek inert gaz süresinin parça kalitesi üzerindeki olumsuz etkileri görülmüştür. Optimum kalite değeri, likidüs sıcaklığı üzerindeki bir değerde döküm, 10 saniye inert gaz takviyesi, yüksek 2. faz hızı ve dar kesitli kalıp yolluk girişi ile elde edilmiştir. Çalışmaya ait mikroyapı görüntüleri ve kaliteli parça radyografisi, Şekil 2.37' de verilmiştir.



Şekil 2.37 : a) GISS yöntemi ile küreselleşen α -Al partikülleri ve tamamlanmamış dönüşüm gösteren dendritik fazlar, b) optimizasyon ile A sınıfı kalitede üretilmiş otomotiv parçası [94].

GISS yöntemi ile dövme alaşımlarının da yarı-katı dökümleri gerçekleştirilmiştir. Pajaroen ve arkadaşları [95], yaygın bir ekstrüzyon alaşımı olan 6061 alalımını GISS yöntemi kullanarak şekillendirmiştir. 10 saniye inert gaz takviyesi yapılmış, elde edilen yarı-katı çamur sıkıştırmalı döküm tekniği kullanılarak 15 mm kesit kalınlığına sahip plaka üretilmiştir ve çözeltiye alma-yaşlandırma ısıl işlemleri gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonucunda, tane sınırlarına çöken Mg₂Si, π -(Al8Si6Mg3Fe) ve AlSiMgFeCu içeren intermetalik fazlar görülmüştür. Optimum deney şartlarında, malzemenin akma dayanımı 330 MPa, kopma uzaması ise %9,97 olarak bulunmuştur. Numunenin mikroyapısı ve SEM analiz görüntüleri Şekil 2.38' de verilmiştir.



Şekil 2.38 : a-b) GISS işlemi uygulanmış 6061 mikroyapısı, C) 6061 GISS döküm parçanın SEM görüntüsü [95].

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalar kapsamında parça ve kalıp tasarımı, döküm denemeleri, yapay yaşlandırma ısıl işlemi, metalografik ve morfolojik karakterizasyon ve uygulanan sertlik testleri işlemlerinden bahsedilmiştir.

3.1 Parça ve Kalıp Tasarımı

Tasarlanan parça, EN AW 6063 alaşımının döküleceği 1,5 mm kesit kalınlığına sahip plaka parçasıdır. Parça, 19 cm x 12 cm x 0,15 cm boyutunda, yolluksuz yaklaşık 120 gr kütleye sahiptir. Parça ile kalıp, Cimatron CAD programı ile tasarlanmıştır. Tasarlanan parçanın görüntüsü Şekil 3.1'de verilmiştir.



Şekil 3.1 : Tasarlanan ince kesitli plaka parçasının önden, yandan ve kesit görüntüsü.

Parçanın döküm proses koşullarındaki dökülebilirlik analizi için AnyCasting döküm simülasyon programı kullanılmıştır. Tasarlanan kalıbın görüntüsü Şekil 3.2'de verilmiştir.



Şekil 3.2 : Tasarlanan kalıbın a) sabit tarafı, b) hareketli tarafı.

Kalıp olarak H11 sıcak iş çeliği tercih edilmiştir. Yapışmaları azaltmak için kalıba oksidasyon işlemi uygulanmıştır. Parça gramajına uygun olarak 42 mm çaplı bir hazne kullanımına karar verilmiş, gerekli projeksiyon alan hesabı ile 300 ton kilitleme kapasiteli pres kullanımı uygun bulunmuştur.

3.2 Malzeme Özellikleri

Çalışmada EN AW 6063 (AlMg0,7Si) yoğrulabilir ve ısıl işlenebilir alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Alaşımın kimysal bileşiminin bulunabilmesi için, Ametek Spectromax model optik emisyon spektrometresi ile numunenin 5 noktasından ölçüm alınmıştır. Alaşımın standart ve ölçülen kimyasal bileşimi Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1 : EN AW 6063 alaşımının kimyasal bileşimi (% ağ.)

Element	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	Cr
Standart	0,2-0,6	0,1	0,35	0,45-0,9	0,1	0,1	0,1
Ölçülen	0,34	0,06	0,29	0,54	0,02	0,07	0,004

Deneme proses sıcaklıklarını saptayabilmek için DTA (Differantial Thermal Analysis) uygulanarak alaşımın likidüs ve solidüs sıcaklıkları elde edilmiştir. Analiz sonucu alaşımın likidüs sıcaklığı 655,02°C, solidüs sıcaklığı ise 615,06 olarak bulunmuştur. EN AW 6063 alaşımının DTA grafiği Şekil 3.3'de verilmiştir.

3.3 Döküm Denemeleri

Külçe halinde temin edilen EN AW 6063 alaşımları, elektrikli ergitme-tutma ocağında ergitilmiş ve azot gazı kullanılarak ocak başında 2 dakika gaz alma işlemi yapılmış ve granül temizleme flaksı ile rafine edilmiştir. 700°C'de bulunan ergiyiğin RPT (Reduced Pressure Test) yöntemi ile yoğunluk indeksi %1,5 olarak hesaplanmıştır.


Şekil 3.3 : EN AW 6063 alaşımının ısı akışı – sıcaklık grafiği.

EN AW 6063 alaşımının ince kesitli parça olarak dökümünde kullanılacak değişken parametreler; ergiyik (döküm) sıcaklığı ve GISS süresi olarak seçilmiş olup, diğer proses parametreleri sabit tutulmuştur. Makine proses parametreleri ve seviyeleri, yüksek basınçlı döküm teknolojisindeki tecrübelere dayanılarak seçilmiştir. Denemelerde, yüksek basınçlı dökümde kısmi-katı yöntem ile geleneksel yöntemin EN AW 6063 alaşımının dökülebilirliği ve ince kesitli parça kalitesi üzerine olan etkileri incelenmiştir. Deneme parametre ve seviyeleri Çizelge 3.2'de verilmiştir.

No	Erg. S1c. °C	GISS Süresi (sn)	1. Faz Hızı (m/s)	2. Faz Hızı (m/s)	Kade- me (mm)	3. Faz Bas. (bar)	Mengene Süresi (sn)	Sprey Süresi	Kalıp Sıc. °C
1	750	0	0,1	3	120	150	8	10	250
2	750	5	0,1	3	120	150	8	10	250
3	700	0	0,1	3	120	150	8	10	250
4	700	5	0,1	3	120	150	8	10	250
5	640	0	0,1	3	120	150	8	10	250
6	640	5	0,1	3	120	150	8	10	250

Çizelge 3.2 : EN AW 6063 deneme döküm parametre ve seviyeleri.

Deneme parametreleri incelendiğinde; ergiyik sıcaklığı 3 seviye, GISS süresi ise 0 ve 5 saniye olmak üzere 2 seviye olarak seçilmiştir. 750°C yüksek sıcaklığı, 700°C orta sıcaklığı ve 640°C ise düşük sıcaklığı temsil etmektedir. Sıcaklık değerleri DTA çıktılarına göre seçilmiş ve yüksek basınçlı dökümdeki ısıl kayıplar göz önünde bulundurulmuştur. 0 saniye geleneksel dökümü (Deneme: 1, 3, 5), 5 saniyelik GISS işlemi ise (Deneme: 2, 4, 6) kısmi-katı şekillendirmenin yapılacağını temsil etmektedir. Kepçede ve/veya haznede oluşabilecek aşırı soğumaların önüne geçilebilmesi için GISS prosesindeki tecrübelere dayanılarak 5 saniye güvenli bir değer olarak seçilmiştir. Likidüs sıcaklığının üzerinde (yüksek ve orta sıcaklık) GISS uygulanmasının (Deneme: 2, 4) kısmi-katı anlamında bir fark yaratabilme yetisi/olasılığı da çıktı veriler ile görülebilecektir. Döküm denemelerinde 300 ton kilitleme kapasiteli Hidroteknik marka soğuk kamaralı yüksek basınçlı döküm presi kullanılmıştır. Çalışan kalıbın sıcaklığı çevrim aralarında spreyleme öncesi (parça çıkışı sonrası) FLIR E75 model termal kamera kullanılarak ölçülmüştür ve kalıbın göreceli olarak sıcak ve soğuk bölgeleri belirlenmiştir.

3.4 Radyografik Analiz

Parçaların döküm hatası olarak iç bölge porozite ve çekinti durumunu kontrol etmek için radyografik analiz uygulanmıştır. Radyografik analiz, Bosello Industrial X-Ray model sanayi tipi X-Ray cihazında 120 kV ve 1,5 mA ayarlarında gerçekleştirilmiştir. Dökülebilirlik anlamında başarılı bulunan numunelere uygulanmıştır.

3.5 Sertlik Testi

Döküm parçaların ilgili bölgelerine ve parçalardan alınan numunelere ısıl işlem öncesi ve sonrası makro ve mikro sertlik testi uygulanmıştır. Makro sertlik testinde Affri Brinell sertlik ölçüm cihazı kullanılmış; 2,5 mm çapında çelik bilya uç ile 62,5 kgf kuvvet uygulanmıştır. Mikro sertlik testlerinde Leica VHMT MOT mikro Vickers sertlik ölçüm cihazı kullanılmış ve test 200 gf kuvvet ile 12 saniye uygulama ile gerçekleştirilmiştir. Mikro sertlik testli tüm deneme numunelerine, Brinell sertlik testi ise sadece dökülebilirlik anlamında başarılı bulunan deneme numunelerine uygulanmıştır.

3.6 Yapay Yaşlandırma

Tüm deneme numunelerine yapay yaşlandırma (T5) ısıl işlemi uygulanmıştır. Yapay yaşlandırma işlemi, Nabertherm marka laboratuvar tipi elektrikli ısıl işlem firininda gerçekleştirilmiştir ve ısıl işlem sonrası parçalar havada soğutulmuştur. Yapay yaşlandırma koşulları için seçilen parametreler ve bu parametrelerin değerleri Çizelge 3.3'de verilmiştir.

Tavlama Hızı (°C / dk)	Yaşlandırma Sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma Süresi (dk)
15	220	150

Çizelge 3.3 : Yapay yaşlandırma koşulları.

Proses parametrelerinin değerleri fırın özelliği ve parça geometrisi göz önünde bulundurularak seçilmiştir.

3.7 Metalografik ve Morfolojik Karakterizasyon İşlemleri

Metalografik ve morfolojik karakterizasyon işlemleri, optik mikroskop ve SEM & EDS analizi ile gerçekleştirilmiştir. Çalışan kalıp üzerinden alınan termal kamera görüntüleri ile saptanan, figüre denk gelen en sıcak ve en soğuk bölgeler, parça üzerinde belirlenmiş ve kesme cihazı ile numune olarak ayrılmıştır. Numunler, soğuk kalıplama ile bakalite alınmıştır ve sırasıya 600, 1000 ve 2500'lük zımparalama sonrası 1 mikronluk kolloidal silika ile parlatılmıştır. Numunlerin partikül ve tane sınırlarını görebilmek için Barker dağlayıcısı (5 mL %48 HBF₄ + 200 mL H₂O) kullanılarak 20 V gerilimde 1 dakika süresince elektrolitik dağlama yapılmıştır. Elektrolitik dağlamanın sağladığı renkli görüntü, polarize ışık modu kullanılarak elde edilmiştir. SEM & EDS analizlerinde FESEM JSM-7000F model alan emisyonlu taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. Deneysel çalışmaların iş akış şeması Şekil 3.4'de verilmiştir.



4. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Tez çalışması kapsamında gerçekleştirilen çalışmaların, karakterizasyon ve test işlemlerinin sonuçları paylaşılmış ve yorumlanmıştır.

4.1 Döküm Simülasyon Analizi

Tasarlanan parçanın EN AW 6063 alaşımı ile dökülebilirliği, AnyCasting döküm simülasyon programında analiz edilmiştir. Akış özelliklerine bağlı olrak dolum karakteristiği ve katılaşma sonrası porozite ile çekinti durumları analiz edilmiştir. Simülasyonda kullanılan parametreler ve seviyeleri, döküm denemelerinde kullanılan parametre ve seviyeler ile aynı tutulmuştur. Simülasyon sonucu Şekil 4.1'de verilmiştir.



Şekil 4.1 : Döküm simülasyon sonuçları; akış, kalıp içi hava basıncı, porozite durumu, çekinti durumu.

Simülasyon sonucuna göre; 750°C ve 700°C sıcaklıkta yapılan denemelerde akışın türbülanslı olduğu görülmektedir. Kısmi-katı dökümde, AnyCasting programında bulunan Thixocasting modülü aktifleştirilmiştir, buna rağmen 750°C ve 700°C sıcaklık değerinde gerçekleştirilen denemelerde akış özellikleri değişmemiştir. Ergiyik sıcaklığının katı-sıvı faz bölgesinde olmamasından dolayı tiksotropik olarak akışta bir değişiklik olmadığı düşünülmektedir. Geleneksel sıvı fazda 640°C sıcaklıkta akış özelliklerine bakıldığında, ergiyiğin yolluk girişini geçtikten sonra hız kaybettiği görülebilmektedir. Düşük ergiyik sıcaklığı ve kalıp ile ısı transferi sonucu ergiyik kalıbı dolduramadan katılaşmıştr. Thixocasting modülü aktif kısmi-katı dökümde ise kalıbın düşük sıcaklığa (640°C) rağmen doldurulduğu, akışın da yüksek sıcaklıktaki türbülanslı akışın aksine planar/laminar olduğu görülebilmektedir. Kalıp içi hava basıncına bakıldığı zaman, 750°C ve 700°C sıcaklıkta geleneksel sıvı faz ile kısmi-katıda benzer sonuçlar çıkmıştır, yüksek sıcaklıkta Thixocasting modülünün aktifleştirilmesi, akışta olduğu gibi kalıp içi basınçta da yöntem farkını ortaya koyma açısından sonucu etkilememiştir. 750°C sıcaklıktaki denemede hem geleneksel sıvı fazda, hem de kısmi-katı dökümde üniform bir kalıp içi hava basınç değeri elde edilmiştir. 700°C sıcaklık değerinde gerçekleştirilen deneme dökümünde ise kalıp içindeki hava basıncı değişken olmakla birlikte tepe noktada maksimum değeri elde etmiştir. 640°C geleneksel dökümde ise kalıp içi hava basıncı oldukça yüksek olarak görülebilmektedir; yeterli bir dolum yapılmadığı, kalıp içi hava basıncı ve akış ile birlikte tasdik edilmiştir. Kısmi-katı 640°C sıcaklık değerinde gerçekleştirilen denemede ise, 750°C de olduğu gibi üniform bir dağılım ve diğer denemelere göre düşük değerler elde edilmiştir. Parça porozite durumu, geleneksel sıvı fazda 640°C sıcaklık değeri dışındaki tüm denemeler için dökülebilirlik anlamında başarılı olarak görülebilmektedir. Parçanın 1,5 mm kalınlığında olması, makro porozite oluşturmaması açısından avantaj sağlamaktadır. 640°C sıvı fazda dökümde parçanın üst taraflarına doğru porozite riski görülmektedir; akış ve kalıp içi hava basıncından bağımsız olarak başarılı bir döküm alınabilse bile döküm boşluğu olması muhtemel gözükmektedir. Çekinti durumu incelendiğinde, 750°C ve 700°C sıcaklık değerinde gerçekleştirilmiş denemelerde, dökülebilirliği etkilemeyecek kadar çekinti varlığı saptanmıştır. Geleneksel sıvı faz 640°C sıcaklık değerindeki denemede, porozite durumunda olduğu gibi yoğun çekinti ihtimali görülmektedir. 640°C sıcaklık değerindeki kısmi-katı denemesinde ise çekintiye rastlanmamıştır. Parçanın üniform,

değişken kesitlere sahip olmaması, katılaşmanın dolum sırası ile gerçekleşeceğini göstermektedir. Türbülanslı akış göz önünde bulundurulduğunda, çerçevenin üst köşeleri merkezden önce katılaşacağından bu bölgelerde bir miktar çekinti bulunması mümkündür.

4.2 Döküm Deneme Sonuçları

Döküm denemelerinde; döküm sıcaklığı ve kısmi-katı şekillendirme faktörlerinin dökülebilirlik üzerinde olan etkileri incelenmiştir. Döküm deneme sonuç görselleri Şekil 4.2'de verilmiştir.



Şekil 4.2 : Dökülebilirlik sonuçları; a)750°C, 0 sn, b) 750°C, 5 sn, c) 700°C, 0 sn, d) 700°C, 5 sn, e) 640°C, 0 sn, f) 640°C, 5 sn.

Şekil 4.2'de verilen döküm deneme sonuçları incelendiğinde, 750°C, 0 sn (a), 750°C, 5 sn (b) ve 640°C 5 sn (f) parametrelerinde gerçekleştirilen denemelerin dökülebilirlik anlamında başarılı olduğu görülmektedir. Geleneksel yüksek basınçlı döküm ele alındığında, yüksek (750°C) döküm sıcaklığının akıcılığı düşük EN

AW 6063 alaşımının dökülebilmesi için gerekli olduğu görülmektedir. Yüksek sıcaklık sayesinde kepçede ve haznede oluşabilecek istenmeyen heterojen erken katılasma engellenmis ve ergiyik likidüs sıcaklığının üstündeki değerlerde kalıbı doldurabilmiştir. Döküm sıcaklığının 700°C olduğu denemelerde (Şekil 4.3 c-d) figür dolumu sağlanabildiyse de dökülebilirlik anlamında sağlam ve kaliteli parça alınamamıştır. Parça genelinde soğuk çatlaklar, soğuk birleşmeler ve yerel doldurmama problemleri görülmektedir. 700°C'lik döküm sıcaklığı, EN AW 6063 alaşımının başarılı bir şekilde dökülebilmesi için yetersiz kalmıştır. 4 numaralı denemede (700°C, 5 sn) kısmi-katı yöntem kullanılmasına rağmen akıcılık ve parça karakteristiği, 700°C, 0 sn parametrelerindeki 3 numaralı dökümdeki gibi çıkmıştır. Bunun sebebi, likidüs sıcaklığının çok üzerinde uygulanan GISS işleminin, ergiyik sıcaklığını likidüs sıcaklığı altında bir değere düşürememesi olarak görülebilmektedir. EN AW 6063 alaşımının sıvı-katı faz sıcaklık değerinde (640°C) yapılan dökümlerde, kısmi-katı yöntem kullanılmayan 5 numaralı denemede (Şekil 4.3, e) kalıp dolumu gerçekleşememiştir. 640°C, tıpkı 700°C döküm sıcaklığında olduğu gibi geleneksel yöntemde başarılı bir döküm için yetersiz kalmıştır. Kepçe ve haznede meydana gelen heterojen katılaşma ile oluşan dendritik fazlar, akışı kitleyerek dökülebilirliği olumsuz etkilemiştir. 640°C döküm sıcaklığı ve 5 saniyelik GISS işleminin uygulandığı 6 numaralı denemede ise dökülebilirlik anlamında başarılı ve kaliteli parça elde edilmiştir. Döküm sıcaklığı 5 numaralı denemede olduğu gibi düşük olsa da, tiksotropik akış özelliklerinden dolayı kalıp başarılı bir şekilde doldurulmuştur. Kendi içerisinde ısıl olarak dengeli çamursu haldeki kısmi-katı metal, içerdiği muhtemel küresel α -Al partiküllerinin tiksotropik davranışı ile dökümü mümkün kılmıştır.

Simülasyon sonuçları ile döküm deneme sonuçları, dökülebilirlik anlamında örtüşmektedir. Parçaların içerdiği iç döküm hataları radyografik analiz ile saptanmıştır.

4.3 Kalıp Sıcaklık Dağılımı

Döküm denemeleri sırasında çalışan hareketli kalıp sıcaklık dağılımı termal kamera ile kaydedilmiştir. Sıcaklık dağılımı, parça kalıptan çıkarıldıktan hemen sonra çekilmiştir. Başarılı döküm parçaların alındığı 750°C ve 640°C kısmi-katı dökümde çalışan kalıbın sıcaklık dağılımı Şekil 4.3'de verilmiştir.



Şekil 4.3 : a) 750°C, 0 sn b) 640°C, 5 sn çalışan kalıp sıcaklık dağılımı.

Geleneksel yöntem ile kısmi-katı yöntemde çalışan kalıpların arasındaki sıcaklık farklarının bölgesel kıyası Çizelge 4.1' de verilmiştir.

	3 3 1	e
Dälga	750°C, 0 sn döküm	640°C, 5 sn döküm
Doige	sprey öncesi sıcaklık (°C)	sprey öncesi sıcaklık (°C)
Yolluk girişi	234,9	184,3
Sol merkez	243,5	211,7
Sol kenar	239,9	216,1
Genel	248,8	220,3

Çizelge 4.1 : Çalışan kalıp sıcaklık dağılımları

Sıcaklık dağılımları incelendiğinde, yüksek sıcaklıkta (750°C) yapılan geleneksel dökümde kalıp sıcaklığı ortalama 248,8°C olarak ölçülmüştür. Kalıbın en sıcak yerleri, yolluk girişine yakın olan sol alt köşe bölgeleri olarak görülmektedir. Kısmi-katı döküm kalıp sıcaklığı ise ortalama 220,3°C olarak ölçülmüştür. Geleneksel yöntem ile arasında yaklaşık 28°C fark bulunmaktadır. Yolluk girişinde ise sıcaklık farkları 50°C' yi bulabilmektedir. Ergiyik metal ile kalıp sıcaklığı arasındaki nispeten düşük sayısal fark (Δ T), kısmi-katı dökümün avantajlarından biridir; kalıp üzerindeki termal şok ne kadar azaltılırsa, kalıp ömrü de o kadar uzun olacaktır. Yüksek farklarda (Δ T), termal deformasyon kalıplarda yorulmaya sebep olacağından yüksek sıcaklık görülen bölgelerde çatlak oluşumunun ilerleyen baskılarda (5.000, 10.000 vb.) görülmesi muhtemeldir. Geleneksel dökümde dökülebilirlik anlamında sağlam parça üretimi, yüksek döküm sıcaklığı ile mümkün olmuştur. Yolluk girişindeki yüksek hız ve sıcaklık, kalıp aşınmasına da sebep olmaktadır. Ergiyik metal her baskıda çeliğe yüksek hızda çarpmakta ve kalıbı doldurmaktadır. Yüksek hızlı ergiyik metalin ilk temas ettiği noktanın aşınması bu gibi durumlarda muhtemeldir. Kalıp imal edilirken tasarımın bu hususta yapılması, kalıp kullanılabilirliği açısından bir avantaj sağlamaktadır.

4.4 Radyografik Analiz Sonucu

Geleneksel döküm ve kısmi-katı döküm yöntemi ile üretilen parçaların porozite ve çekinti durumlarının gözlemlenebilmesi için gerçekleştirilen radyografik muayene sonucu Şekil 4.4'de verilmiştir.



Şekil 4.4 : a) 750°C, 0 sn, b) 750°C, 5 sn, c) 640°C, 5 sn radyografik analiz görüntüleri.

Radyografik analiz sonuçlarına göre, parçaların porozite ve çekinti yönünden ciddi bir olumsuzluk içermediği görülmektedir. Ancak, Şekil 4.4 (a) ve (b) incelendiği zaman, özellikle köşe bölgelerde çekinti hataları görülmektedir. Döküm denemelerinde parça yüzeylerinde görülmeyen bu hata, parça kesitinde görülebilmektedir. 640°C, 5 sn parametrelerindeki parça ise herhangi bir iç hata içermemektedir. Döküm hatalarının az olmasında, parça kesitinin ince olması da etkili olabilmektedir. Etli parçalarda porozite ve çekinti hatası daha sık ve yüksek olasılıkta beklenmektedir.

4.5 Sertlik Testi Sonuçları

Döküm plaka parçaların gövde bölgesinden beşer sertlik ölçümü alınmıştır. Dökülebilirlik anlamında başarılı olan deneme 1, 2 ve 6'nın sertlik ölçüm sonuçları Çizelge 4.2'de verilmiştir.

Çizelge 4.2'de verilen sertlik değerleri incelendiğinde, ortalama sertlik değerlerinin benzer olduğu görülmektedir. Ergiyik sıcaklığı ve kısmi-katı şekillendirme yönteminin sertlik üzerinde belirgin bir etkisinin olmadığı görülmüştür. Kısmi-katı döküm

No	1.Ölçüm	2.Ölçüm	3.Ölçüm	4.Ölçüm	5.Ölçüm	Ort.
1	46,1	45,3	44,7	44,2	45,1	45,08
2	45,2	45,9	45,4	44,5	46,1	45,42
6	46,3	46,2	45,7	45,1	45,8	45,82

Cizelge 4.2 : Başarılı deneme döküm numunelerinin sertlik değerleri (HB).

yönteminde elde edilen küresel uniform yapı, sertlikten ziyade tokluğu arttıran bir faktördür. Bu sepebten ötürü, yöntemden bağımsız olarak sertlik değerlerinin yaklaşık ya da aynı değerlerde çıkması beklenen bir sonuçtur. Değerler sayısal anlamda parça kalınlığına bağlı olarak yine beklenilen aralıkta, yaklaşık 40-45 HB olacak şekilde çıkmıştır. EN AW 6063 alaşımı biyet olarak ekstrüzyon yöntemi ile üretilmekte ve proses sonucu T4 ve T6 gibi doğal ya da yapay yaşlandırma koşullarında ısıl işlemi yapılmaktadır. 25 mm'den ince ürünlerde solüsyona alınmış ve yapay yaşlandırılmış (T4) EN AW 6063 alaşımının sertlik değeri 45 HB olarak görülmektedir [96]. Dökülebilirlik anlamında başarısız olan parçaların Brinell sertlikleri, parça form bozukluğundan dolayı ölçülmemiştir.

4.6 Yapay Yaşlandırma Sonuçları

Mikroyapıdaki değişimlerin gözlemlenebilmesi için yapay yaşlandırma ısıl işlemi, dökülebilirlikten bağımsız olarak tüm deneme parçaları için gerçekleştirilmiştir. Brinell sertlik testi, dökülebilirlik anlamında başarılı olan deneme parçalarına uygulanmıştır. Döküm parçaların sertliğini artırmak için 20°C sıcaklıkta, 150 dakika yapılan yapay yaşlandırma işlemi sonucu deneme 1, 2 ve 6 parçalarının gövde bölgesinden ölçülen sertlik değerleri Çizelge 4.3'de verilmiştir.

No	1.Ölçüm	2.Ölçüm	3.Ölçüm	4.Ölçüm	5.Ölçüm	Ort.
1	54,2	54,7	53,9	54,1	55,2	54,42
2	54,6	55,1	55,3	54,2	53,9	54,62
6	55,4	55,9	55,6	54,8	56,1	55,57

Cizelge 4.3 : Yapay yaşlandırma sertlik değerleri (HB).

Parçaların ısıl işlem sonrası sertlik değerleri ortalama 54-55 HB olarak ölçülmüştür. Yapay yaşlandırma ile yaklaşık 10 HB'lik sertlik artışı sağlanmıştır. Isıl işlem öncesi üniform sertlik dağılımı, ısıl işlemi sonrasında da her üç deneme için korunmuştur. EN AW 6063 alaşımının yapay yaşlandırma sonucu sertlik değeri 3 mm'den ince ürünler için 55 HB olarak görülmektedir [96]. Yapay yaşlandırma ısıl işlemi sonucu literatürdeki değerlere ulaşılabilmiştir. 220°C sıcaklık değerinde gerçekleştirilen yapay yaşlandırma ısıl işlemi sonucu parça formunda bozulma görülmemiştir. 750°C, 0 sn denemesinin yapay yaşlandırma koşulu sonucu mikroyapısı incelendiğinde sıcak bölgede partikül incelmesi görülebilmektedir. 750°C, 5 sn koşullarında gerçekleştirilen dökümün mikroyapısı incelendiğinde beklenildiği üzere belirgin küresel primer fazlar görülmemiştir. Likidüs sıcaklığının çok üzerinde uygulanan GISS işlemi, kısmi-katı açısından bir etki oluşturmamıştır.

4.7 Mikroyapı Analizi Sonuçları

Birincil fazın döküm sıcaklığı ve kısmi-katı şekillendirme faktörüne göre değişimini analiz edebilmek için dökülebilirlikten bağımsız olarak tüm numunelere metalografik analiz gerçekleştirilmiştir. Dökülebilirlik anlamında başarılı denemelerden, kalıp sıcaklığına bağlı olarak sıcak ve soğuk bölge olmak üzere 2 bölge; dökülebilirlik anlamında başarısız denemelerin numunelerinden ise temsili olarak bir bölge alınmıştır. Numunelerin siyah-beyaz mikroyapıları Şekil 4.5'de verilmiştir. Şekil 4.5'de verilen siyah-beyaz mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, yüksek sıcaklıkta (750°C, 0 sn) hem geleneksel yöntem ile dökülen parçalardan alınan numunelerin dallantılı ve rozet tipi, dendritik α -Al fazları içerdiği görülmektedir. Sıcak bölgede katılaşma, soğuk bölgeye göre daha yavaş gerçekleştiğinden dolayı sıcak bölgede daha kaba bir mikroyapı görülmektedir. Soğuk bölgede ise, nispeten hızlı katılaşmaya bağlı göreceli olarak daha ince mikroyapı bulunmaktadır. 750°C gerçekleştirilen dökümün mikroyapıları incelendiğinde, haznede başlayan soğuma ile birlikte kısmi katılaşma sonucu oluşan ve enjeksiyon kuvveti ile akış sırasında kırılarak ufalanan dendritik α -Al partikülleri görülmektedir. Döküm denemelerinde tercih edilen 2. faz hızının mikroyapı karakteristiği üzerinde etkileri bulunmaktadır; yüksek enjeksiyon hızlarında daha ince bir mikroyapı elde edildiği saptanmıştır [97]. 2. faz hızının yüksek olması, kalıba daha hızlı bir dolum sağladığından katılaşmayı da olumlu olarak hızlandırmaktadır.



Dökülebilirlik anlamında başarılı proseslerden alınmış numunelerin döküldüğü gibi ve T5 ısıl işlem sonrası mikroyapıları

Düşük 1. ve 2. faz değerlerinde katılaşma haznede devam edeceğinden, dendritik olarak katılaşmış bir ergiyik elde edilecektir; dendritlerin akış esnaşında birbirine takılması akıcılığı da azaltacağından olumlu sonuç almak güçlesecektir. Dolayısıyla akış özellikleri deneme 1 ile aynıdır. Deneme 1'de olduğu gibi sıcak bölgelerde nispeten daha kaba dendritik fazlar içermektedir. Yapay yaşlandırma sonucu partikül kabalaşması görülebilmektedir. 640°C, 5 sn koşullarında gerçekleştirilen döküm parçanın mikroyapısı incelendiğinde, sıcak bölgelerde küresel ve dönüşümü tam olarak gerçekleştirememiş rozet tipi primer fazlar görülebilmektedir. Soğuk bölgede ise küresel ve ince taneli uniform bir yapının varlığı görülebilmektedir. Yüksek sıcaklıkta gerçekleştitilen döküm mikroyapıları aksine küresel formda nikroyapı, kısmi-katı şekillendirme ile elde edilmiştir. 700°C, 0 sn ile 700°C, 5 sn kosullarında gerçekleştirilen ancak dökülebilirlik anlamında başarılı sonuç alınamayan denemelerin mikroyapıları incelendiğinde, yüksek sıcaklıkta (750°C) gerçekleştirilen dökümdekine benzer şekilde dallantılı ve rozet tipi kaba dendiritler görülmektedir. 5 sn'lik GISS uygulanması, mikroyapıda küresellik ve kısmi-katı açısından bir farklılık yaratmamıştır; bu da likidüs sıcaklığının çok üzerinde yapılmış olmasından kaynaklanmaktadır. Etkili bir kısmi-katı çamur elde edebilmek için ergiyik sıcaklığı likidüs değerinin çok az üzerinde olmalıdır ya da yüksek tutma sıcaklıklarında GISS süresi uzatılmalıdır. Ekonomik açıdan düşük tutma sıcaklığı ve kısa GISS süresi daha cazip görülmektedir. GISS uygulanmadan 640°C sıcaklıkta yapılan ve dökülebilirlik açısından başarısız olan denemede (640°C, 0 sn) ise oldukça kaba dendritik yapı görülmektedir. Bunun sebebi, yüksek basınçlı dökümün tam olarak gerçekleştirilememesi olarak açıklanabilir. Hazne içerisinde erken katılaşan ergiyik metal kaba dendritler oluşturmuş ve bu yapılar akışı önlemiştir. Aynı döküm sıcaklığında kısmi-katı şekillendirmenin getirdiği dökülebilirlik avantajı, deneme 5 ve 6 arasında açıkça görülebilmekte ve mikroyapılar ise desteklenebilmektedir. Tane boyutunun görülebileceği renkli mikroyapı görselleri Şekil 4.6'da verilmiştir.

Şekil 4.6'da verilen renkli mikroyapılarda, aynı numune üzerinde bulunan her bağımsız renk bir taneyi göstermektedir. Başarılı dökülebilirliğin elde edildiği deneme 1, 2 ve 6 incelendiğinde, soğuk bölgeden alınmış numunelerin nispeten daha ince taneli olduğu Şekil 4.6'da verilen görüntülerde görülebilmektedir. Sıcak ve soğuk bölgelerdeki boyutsal fark, siyah-beyaz mikroyapı görüntülerindeki partikül boyutu



Şekil 4.6 : Numunelerin tane yapı görüntüleri (50x).

farkı ile örtüşmektedir. Partiküllerin kabalaşması, nihai olarak tane boyutunu da etkilemektedir. Başarılı dökülebilirliğin sağlandığı numuneler incelendiğinde, yapay yaşlandırmanın tane boyutu üzerinde doğrudan bir etkisi olmadığını göstermektedir. 640°C, 5 sn koşullarında dökülmüş parçanın soğuk bölgesinden alınmış numunede ise yapay yaşlandırma sonucu tane kabalaşması görülmektedir. İnce taneler, kaba tanelere göre daha fazla tane sınırı içerdiğinden enerji bu bölgelerde daha fazladır. Yapay yaşlandırma ile verilen ısı enerjisi, yüksek enerjiye sahip bölgelerin yeniden kristalleşme eşiğini daha hızlı aşmasına sebep olmaktadır. Yapay yaşlandırma denemelerinde seçilmiş 220°C, alüminyumun YKR (yeniden kristalleşme) sıcaklığının üzerinde olduğundan tane kabalaşmasının oluşması muhtemeldir. Şekil 4.6'da, dökülebilirlik anlamında başarısız olan deneme 3, 4 ve 5'in başarılı olan denemelere göre çok daha kaba taneli olduğu Şekil 4.6'da görülebilmektedir. Özellikle 640°C, 0 sn koşullarında gerçekleştirilen deneme 5'in tane yapısı, partikül yapısı ile örtüşmektedir.

4.8 Mikrosertlik Testi Sonuçları

Tüm denemelerden alınmış numunelere mikrosertlik testi uygulanmıştır. Mikrosertlik testi, numunelerin kenar-merkez sertliğinin saptanabilmesi için bölgelerden beşer ölçüm alınmıştır. Metalografik çalışmalarda olduğu gibi dökülebilirlik anlamında başarılı numunelerin sıcak ve soğuk bölgelerine, başarısız numunelerin ise temsili bölgelerine ve tüm numunelerin aynı koşullardaki T5 yapılarına uygulanmıştır. Numunelerin mikrosertlik değerleri Çizelge 4.4'de verilmiştir. Sertlik sonuçları incelendiğinde, kenardan merkeze doğru sertlikte düşüş gözlemlenmektedir. Katılaşma sırasında kalıp ile temas eden kenar bölgeleri hızlı katılaşma sayesinde ince tane formunda oluşmuştur. Merkeze gidildikçe katılaşma hızındaki düşüş ile kaba taneler meydana gelmiştir. İnce taneli yapıların sertlikleri, göreceli olarak sahip oldukları tane sınırları sayesinde kaba taneli yapıların sertliklerinden yüksektir. Mikrosertlik testi sonucu, tane kabalaşmasına bağlı sertlik düşüşü tane boyutundaki değişim ile açıklanabilmektedir. Yapay yaşlandırma yapılan numunelerin sertlik değerleri, döküm sonrası elde edilen sertlik değerlerinin üzerinde çıkmaktadır. Aynı proses koşullarındaki numuneler incelendiğinde, soğuk bölgeden alınan numunelerin mikrosertliğinin daha yüksek olduğu görülebilmektedir. Numune bazında görülen kenar-merkez ilişkisi, parça üzerinde düşünüldüğünde, soğuk bölgeler kenar gibi ele alınabilmektedir. Soğuma bu bölgelerde daha hızlı gerçekleşeceğinden göreceli olarak ince taneli yapılar meydana gelmektedir. Mikrosertlik sonuçlarına bakıldığında, döküm sonrası sertlik ortalama 55-60 Hv_{0.2} iken, yapay yaşlandırma ısıl işlemi

sonucu dökülebilirliğin sağlandığı numunelerde ortalama 65-70 Hv_{0.2} mertebelerine çıkarılabilmiştir.

No	Bölge	Durum	Kenar	Merkez
750°C, 0 sn	Sıcak	Döküldüğü Gibi	56,21	53,45
750°C, 0 sn	Sıcak	T5	67,34	60,63
750°C, 0 sn	Soğuk	Döküldüğü Gibi	63,21	58,36
750°C, 0 sn	Soğuk	T5	67,32	61,68
750°C, 5 sn	Sıcak	Döküldüğü Gibi	59,26	52,67
750°C, 5 sn	Sıcak	T5	62,86	56,14
750°C, 5 sn	Soğuk	Döküldüğü Gibi	58,11	53,97
750°C, 5 sn	Soğuk	T5	62,77	56,95
640°C, 5 sn	Sıcak	Döküldüğü Gibi	57,73	56,12
640°C, 5 sn	Sıcak	T5	67,45	64,15
640°C, 5 sn	Soğuk	Döküldüğü Gibi	58,72	56,24
640°C, 5 sn	Soğuk	T5	70,4	65,14
700°C, 0 sn	Temsili	Döküldüğü Gibi	55,13	52,21
700°C, 0 sn	Temsili	T5	58,66	54,93
700°C, 5 sn	Temsili	Döküldüğü Gibi	55,53	52,41
700°C, 5 sn	Temsili	T5	60,53	52,62
640°C, 0 sn	Temsili	Döküldüğü Gibi	54,96	45,76
640°C, 0 sn	Temsili	T5	58,43	53,31

Çizelge 4.4 : Numunelerin kenar-merkez ortalama sertlik değerleri ($Hv_{0.2}$).

Kısmi-katı 640°C, 5 sn döküm sonrası mikrosertlikler incelendiğinde, kenar-merkez arası sertliğin daha üniform olduğu görülebilmektedir.

4.9 SEM & EDS Analizi Sonuçları

Mikroyapı analizi yapılan numunelerin SEM görüntüleri Şekil 4.7'de verilmiştir. Görsellerde numunlerin yapay yaşlandırma ısıl işlemi öncesi ve sonrası morfolojik yapıları ve matris üzerine çökmüş intermetalik fazlar görülebilmektedir.

Şekil 4.7'de verilmiş morfolojik yapılar incelendiğinde; küresel, iğnesel, çin harfi ve kaburga tipi intermetalik yapılara rastlanmıştır. Farklı morfolojide oluşmuş intermetalik fazlara EDS analizi uygulanmıştır. Faz görselleri, EDS analizi sonuçları ve oluşması muhtemel fazlar Şekil 4.8'de verilmiştir.





Faz	E	lement (Oluşması		
Görselleri	AI	Si	Mg	Fe	Muhtemel Faz
	98,88	1,04	0,07	0,01	α-Al
- E	75,97	12,72	0,74	10,57	Al₅FeSi
- An	88,33	5,45	1,34	4,88	Al ₁₈ FeSi
3	84,88	6,25	0,88	8,00	Al ₄₂ Fe ₄ Si ₃
Park.	82,46	7,76	0,46	9,31	Al ₃₆ Fe ₃ Si ₄
TRANK	84,15	7,81	0,79	7,24	Al ₄₈ Fe ₄ Si ₅
D.	83,23	9,19	1,41	6,17	Al ₂₈ Fe ₂ Si ₃
See.	47,18	50,72	1,31	0,80	Al+Si
	50,42	48,47	0,91	0,19	Al+Si
	74,32	13,41	0,36	11,91	Al₅FeSi
1	1,27	32,52	65,73	0,48	Mg ₂ Si

Şekil 4.8 : Faz görselleri, EDS analizi sonucu ve oluşması muhtemel fazlar.

Sarafoglou ve Haidemenopoulos, döküm 6xxx ala_sımlarının fazlarını tayin ettiği çalışmada, Şekil 4.9'da verilen faz diyagramlarını kullanmışlardır.

Faz diyagramlarlarında kullanılan sembollerin karşılıkları Çizelge 4.2' de verilmiştir.



Şekil 4.9 : 6063 alaşımında Mg ve Si oranlarına bağlı faz diyagramları [98].

Çizelge 4.5 : 6063 faz diyagramlarında belirtilen sembollerin karşılıkları [98].

Sembol	Faz Karşılığı
L	Ergiyik (sıvı) faz
F	FCC (YMK) alüminyum
α	α -AlFeSi
β	β -AlFeSi
Μ	Mg ₂ Si

Calışmaya göre, 6063 alaşımının kimyasal bileşimine göre oluşabilecek intermetalik fazlar α -AlFeSi, β -AlFeSi ve Mg₂Si olarak görülebilmektedir. Mg₂Si fazının oluşmasında, Mg'nin daha büyük etkisi olduğundan bahsedilmiştir. Bununla birlikte ilave edilen Mn'nin, Mg₂Si oluşumunda olumlu etkisi olduğu görülmüştür. Yaşlandırma ısıl işlemleri ile sertleştirilecek parçalarda, alaşımı Mn, Mg ve Si yönünden yüksek değerlerde seçmek sertlik açısından önem taşımaktadır [98]. Sekil 4.9'da verilen ağ. % Si ve % Mg (300°C), incelendiğinde, denemelerde kullanılan ağ. %0,34 Si ve ağ. %0,54 Mg içeren EN AW 6063 alaşımının b-AlFeSi, YMK alüminyum ve Mg₂Si şeklinde katılaşacağı görülmektedir. Ağırlıkça %0,4'den düşük Si oranlarında α -AlFeSi intermetaliğinin oluşutuğu görülebilmektedir. Toplamda ağırlıça %1 civarı Mg+Si içeren alaşımlar ele alındığı zaman, ağ. %Si'nin baskın olması β -AlFeSi fazının oluşmasına, ağ. Mg'nin baskın olması olması ise α -AlFeSi fazlarının oluşmasına sebep olmaktadır. Bununla birlikte Mg₂Si fazının her koşulda oluştuğu görülebilmektedir. Denemeler sonucu yapılan mikroyapı analizlerinde çubuksu α -AlFeSi ve eliptik Mg₂Si fazları ile α -Al fazları görülmektedir. Couper ve arkadaşları [99], Fe içeren Al-Mg-Si (6xxx) alaşımlarında intermetalik faz oluşumunda baskın elementin Si olduğu sonucunu bulmuşlardır. Si oranının artmasına bağlı olarak Fe:Si oranının düşmesiyle $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \pi$ dönüşümünde artış meydana gelmiştir. π fazı AlFeSiMg olarak tanımlanmaktadır, Si artışı Mg'nin intermetalik yapı olarak oluşmasını destekleyen bir unsur olarak görülmektedir. Möller ve arkadaşları [100], 6xxx alaşımlarının reodökümü ile yaptıkları çalışmada, T6 ısıl işlemi ile birlikte maksimum sertliğin elde edilebilmesi için ağ. %Si + Mg oranının %1'den büyük olması gerektiğini saptamıştır. Bununla birlikte, artan ağ. Cu oranı ile birlikte dayanımda ve sertlikte önemli değişimler elde edilmiştir. Ancak ağ. %0,8 üzerinde çözeltiye alma işleminde kısmi ergime oluşturabilecek fazlar meydana getirdiği vurgulanmıştır. Bu durumda ağ. %0,3 Cu'nun yeterli olduğu belirtilmiştir. Bununla birlikte, sıcak yırtılmanın önelenmesi için Ti elementinin kritik rolü olduğu ve ağ. %0,15 civarında Ti'nin sıcak yırtılmaya karşı etkili olduğu vurgulanmıştır [101]. Çalışmada kullanılan EN AW 6063 alaşımı, içerdiği alaşım elementleri bakımından diğer yaygın kullanılan EN AW 6061 ve 6082 kadar zengin değildir. Özellikle Si ve Mg oranındaki belirgin düşüş, intermetalik oluşumunu da olumsuz etkilemektedir. Yarı-katı şekillendirme yöntemlerinde alaşımın kimyası, oluşan fazlar ile morfolojileri şekillendirme sonrası parça özellikleri üzerinde büyük etkiye sahiptir.



5. GENEL SONUÇLAR

- Çalışma kapsamında, geleneksel döküm yöntemleri ile şekillendirilmesi güç ve tercih edilmeyen AlMg0,7Si (EN AW 6063) alaşımı, yüksek basınçlı döküm teknolojisi kullanılarak hem yüksek sıcaklık sıvı fazda, hem de düşük sıcaklık kısmi-katı fazda ince kesitli bir parça olarak başarılı bir şekilde üretilmiştir.
- Alaşımın, tasarlanan parçada belirlenmiş proses parametrelerinde dökülebilirliğinin görülebilmesi için AnyCasting döküm simülasyon programı kullanılmıştır. Simülasyon programı sayesinde akış karakteristiği ve muhemel döküm hataları analiz edilmiştir. Aynı proses koşullarında gerçekleştirilen deneme dökümlerinde, simülasyon ile yüksek benzerlikte sonuç alınmıştır.
- Döküm deneme sonuçlarına göre, dökülebilirlik anlamında 750°C 0 sn, 750°C 5 sn ve 640°C 5 sn prosesleri başarılı sonuç vermiştir. Radyografik analiz ile parçaların iç döküm hataları kontrol edilmiş, hatasız bir döküm ile 640°C 5 sn en başarılı proses olarak görülmüştür. Metalografik analiz ile birlikte, küresel α-Al primer fazları içeren mikroyapı görülmüştür.
- Döküm denemeleri sırasında termal kamera ile çalışan kalıptan alınan sıcaklık dağılım verilerine göre, geleneksel yüksek sıcaklıkta sıvı fazda döküm ile düşük sıcaklıkta kısmi-katı dökümün farkları ortaya çıkarılmıştır. Kısmi-katı fazda dökümün çelik yüzeyinde meydana getirdiği 50°C'ye varan sıcaklık düşüşlerinin kalıp ömrü üzerindeki olumlu etkileri belirtilmiştir.
- Döküm parçalara 220°C 150 dk yapay yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış ve sonuç olarak ortalama 45 HB döküm sertliği 55 HB'ye arttırılabilmiştir. Sıvı fazda ya da kısmi-katı fazda gerçekleştirilen dökümün parça sertliği üzerinde doğrudan oluşturduğu bir etkiye rastlanmamıştır. Parça üzerinden alınan sertlik değerlerinde, sertliğin parça genelinde yaklaşık olarak aynı olduğu, döküm sonrası homojen bir yapının elde edildiği görülmüştür.

- Kalıp sıcaklık dağılımına göre kalıbın figüre denk gelen en sıcak ve en soğuk bölgelerinin tespit edilmesiyle alınan numunelerin tane boyutu renkli dağlama ile gösterilmiştir. Kalıpta homojen bir sıcaklık dağılımının üniform bir yapı için gerekli olduğu mikrosertlik testi ile ortaya konmuştur. Aynı proses parametreleri içerisinde, sıcak ve soğuk bölgeler arası sıcaklık farklı 10 Hv_{0.2} olarak görülebilmektedir.
- EN AW 6063 alaşımının döküm ile şekillendirilmesi sonucu elde edilen intermetlik fazlar SEM ile görüntülenmiş ve EDS analizi ile muhtemel formülleri belirlenmiştir. Al-Fe-Si ve Mg-Si içeren intermetalik fazların varlığı tespit edilmiştir. EN AW 6063 alaşımının kimyasal içeriğine bağlı oluşan fazlar, literatür bulguları ile uyuşmaktadır.

KAYNAKLAR

- Aghaie, E., Stroh, J., Sediako, D. ve Smith, M. (2018). In-Situ Fitness-for-Service Assessment of Aluminum Alloys Developed for Automotive Powertrain Lightweighting, *TMS Annual Meeting & Exhibition*, Springer, s.397–400.
- [2] Demirci, E. ve Yıldız, A.R. (2018). An investigation of the crash performance of magnesium, aluminum and advanced high strength steels and different cross-sections for vehicle thin-walled energy absorbers, *Materials Testing*, 60(7-8), 661–668.
- [3] Url-1. <*https://www.energy.gov/eere/vehicles/lightweight-materials-cars-and-trucks*>, alındığı tarih: 18.04.2019.
- [4] Fontaras, G., Zacharof, N.G. ve Ciuffo, B. (2017). Fuel consumption and CO2 emissions from passenger cars in Europe–Laboratory versus real-world emissions, *Progress in Energy and Combustion Science*, 60, 97–131.
- [5] Url-2. <http://aluminiuminsider.com/steel-versus-aluminium-whos-winning-light weighting-battle-cars/>, alındığı tarih: 18.04.2019.
- [6] Url-3. <*http://www.investmentcastchina.com/aluminum-die-casting-for-automotive* -*industry/*>, alındığı tarih: 18.04.2019.
- [7] Url-4. *<https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=1530>*, alındığı tarih: 14.01.2019.
- [8] Welch, B.J. (1999). Aluminum production paths in the new millennium, *JoM*, 51(5), 24–28.
- [9] Url-5. <https://www.zmescience.com/ecology/environmental-issues/recycled-metalaluminium-882342/>, alındığı tarih: 14.01.2019.
- [10] Car, E. (2017). Birincil Alüminyum Üretim Teknolojilerine Genel Bir Bakış, *Metalürji Dergisi*, 156, 37–48.
- [11] **Url-6**. *<http://www.world-aluminium.org/statistics/ma>*, alındığı tarih: 16.04.2019.
- [12] Url-7. <*https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID*=2863>, alındığı tarih: 18.04.2019.
- [13] **Di Sabatino, M. ve Arnberg, L.** (2009). Castability of aluminium alloys, *Transactions of The Indian Institute of Metals*, 62(4-5), 321–325.
- [14] **Di Sabatino, M. ve Arnberg, L.** (2004). A review on the fluidity of Al based alloys, *Metallurgical Science and Tecnology*, 22(1).

- [15] Çetin, A. (2017). El Kitabı 04, Alüminyum Döküm Alaşımları.
- [16] Url-8. *<https://www.mercalloy.com/aluminum-alloys-101/>*, alındığı tarih: 18.04.2019.
- [17] Url-9. <https://vacaero.com/information-resources/metallography-with-georgevander-voort/1217-metallography-and-microstructure-of-aluminum -and-alloys.html>, alındığı tarih: 18.04.2019.
- [18] **Kaufman, J.G.** (2013). Understanding wrought and cast aluminum alloy designations.
- [19] Lin, Y., Xia, Y.C., Jiang, Y.Q., Zhou, H.M. ve Li, L.T. (2013). Precipitation hardening of 2024-T3 aluminum alloy during creep aging, *Materials Science and Engineering: A*, 565, 420–429.
- [20] Myhr, O., Grong, Ø., Fjær, H. ve Marioara, C. (2004). Modelling of the microstructure and strength evolution in Al–Mg–Si alloys during multistage thermal processing, *Acta Materialia*, 52(17), 4997–5008.
- [21] Gladman, T. (1999). Precipitation hardening in metals, *Materials science and technology*, 15(1), 30–36.
- [22] Smith, W.F. (1993). Structure and properties of engineering alloys, McGraw-Hill.
- [23] Davis, J.R. (2001). Alloying: understanding the basics, ASM international.
- [24] Yağşi, C. (2018). Polimer Emdirme Yöntemi ile Alüminyum 6063 Alaşımı Esaslı Açık Hücreli Köpük Üretimi ve Karakterizasyonu (Yüksek Lisans Tezi), İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [25] Tang, Y., Du, Y., Zhang, L., Yuan, X. ve Kaptay, G. (2012). Thermodynamic description of the Al–Mg–Si system using a new formulation for the temperature dependence of the excess Gibbs energy, *Thermochimica acta*, 527, 131–142.
- [26] Bonollo, F., Gramegna, N. ve Timelli, G. (2015). High-pressure die-casting: Contradictions and challenges, *Jom*, *67*(5), 901–908.
- [27] Url-10. <https://www.dynacast.com/hot-chamber-die-casting>, alındığı tarih: 22.01.2019.
- [28] Url-11. *<https://www.dynacast.com/cold-chamber-die-casting>*, alındığı tarih: 22.01.2019.
- [29] Lee, S., Gokhale, A., Patel, G. ve 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.
- [30] **Shi, Q.** (2002). Prediction of thermal distortion and thermal fatigue in shot sleeves, *Doktora Tezi*, The Ohio State University.
- [31] Url-12. $<http://www.petrofer.com.tr/index.php?option=com_contentview = articleid = 118Itemid = 127lang = trphpMyAdmin = 3068e50419bc117b207338146e056b65 >,alBndBBtarih : 04.02.2019.$

- [32] Andresen, W. (2004). *Die Cast Engineering: A Hydraulic, Thermal, and Mechanical Process*, CRC Press.
- [33] Han, T.H., Kuo, J.H. ve Hwang, W.S. (2007). Numerical simulation of the liquid-gas interface shape in the shot sleeve of cold chamber die casting machine, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 16(5), 521–526.
- [34] **Jorstad, J.L.** (2015). SSM provides important advantages; so, why has SSM failed to achieve greater market share?, *Solid State Phenomena*, cilt217, Trans Tech Publ, s.481–486.
- [35] Klobčar, D., Kosec, L., Kosec, B. ve Tušek, J. (2012). Thermo fatigue cracking of die casting dies, *Engineering Failure Analysis*, 20, 43–53.
- [36] Muhič, M., Kosel, F., Pukšič, A. ve Klobčar, D. (2011). A new approach to monitoring thermal fatigue cracks in die casting moulds, *International Journal of Materials Research*, 102(1), 69–75.
- [37] NADCA 207-2003 (2003). Premium and Superior Quality H13 Steel and Heat Treatment Acceptance Criteria for Pressure Die Casting Dies, *NADCA Die Materials Committee*.
- [38] Url-13. *<https://steelselector.sij.si/steels/ravnex-df.html>*, alındığı tarih: 14.02.2019.
- [39] Velay, V., Bernhart, G. ve Penazzi, L. (2006). Cyclic behavior modeling of a tempered martensitic hot work tool steel, *International Journal of Plasticity*, 22(3), 459–496.
- [40] Zhou, Q., Wu, X., Shi, N., Li, J. ve Min, N. (2011). Microstructure evolution and kinetic analysis of DM hot-work die steels during tempering, *Materials Science and Engineering: A*, 528(18), 5696–5700.
- [41] Unthank, D., Driver, J. ve Jack, K. (1974). Nitride-hardening of an austenitic stainless steel containing titanium, *Metal Science*, 8(1), 209–214.
- [42] Goršćak, Đ., Panjan, P., Čekada, M. ve Ćurković, L. (2007). Comparison of mechanical properties of various PVD hard coatings for forming tools, *Surface engineering*, 23(3), 177–182.
- [43] Norwood, A.J., Dickens, P.M., Soar, R.C. ve Harris, R.A. (2007). Surface temperature of tools during the high-pressure die casting of aluminium, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal* of Engineering Manufacture, 221(12), 1659–1664.
- [44] Kuo, C.C., Chen, W.H., Zhang, J.W., Tsai, D.A., Cao, Y.L. ve Juang, B.Y. (2017). A new method of manufacturing a rapid tooling with different cross-sectional cooling channels, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 92(9-12), 3481–3487.
- [45] Armillotta, A., Baraggi, R. ve Fasoli, S. (2014). SLM tooling for die casting with conformal cooling channels, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 71(1-4), 573–583.

- [46] **Metzner, A. ve Reed, J.** (1955). Flow of non-newtonian fluids—correlation of the laminar, transition, and turbulent-flow regions, *Aiche journal*, *1*(4), 434–440.
- [47] Leonowicz, M., Kozłowska, J., Wierzbicki, Ł., Olszewska, K., Zielińska, D., Kucińska, I. ve Wiśniewski, A. (2014). Rheological fluids as a potential component of textile products, *Fibres & Textiles in Eastern Europe*.
- [48] Spencer, D., Mehrabian, R. ve Flemings, M.C. (1972). Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 3(7), 1925–1932.
- [49] Flemings, M.C. (1991). Behavior of metal alloys in the semisolid state, *Metallurgical transactions A*, 22(5), 957–981.
- [50] Fan, Z. (2002). Semisolid metal processing, International materials reviews, 47(2), 49–85.
- [51] Vinarcik, E.J. (2002). High integrity die casting processes, John Wiley & Sons.
- [52] Qin, R. ve Wallach, E. (2003). Phase-field simulation of semisolid metal processing under conditions of laminar and turbulent flow, *Materials Science and Engineering: A*, 357(1-2), 45–54.
- [53] Vogel, A. ve Cantor, B. (1977). Stability of a spherical particle growing from a stirred melt, *Journal of crystal growth*, *37*(3), 309–316.
- [54] Lee, J.C., Seok, H.K. ve Lee, H.I. (2003). Effect of the gate geometry and the injection speed on the flow behaviors of a semi-solid A356 Al alloy, *Metals* and Materials International, 9(4), 351–357.
- [55] Kapranos, P., Ward, P., Atkinson, H. ve Kirkwood, D. (2000). Near net shaping by semi-solid metal processing, *Materials & Design*, 21(4), 387–394.
- [56] Kang, C., Lee, S. ve Kim, B.M. (2008). A study of die design of semi-solid die casting according to gate shape and solid fraction, *Journal of materials* processing technology, 204(1-3), 8–21.
- [57] Kirkwood, D.H., Suéry, M., Kapranos, P., Atkinson, H.V. ve Young, K.P. (2010). Semi-solid processing of alloys, cilt124, Springer.
- [58] Nafisi, S., Emadi, D. ve Ghomashchi, R. (2009). Semi solid metal processing: The fraction solid dilemma, *Materials Science and Engineering: A*, 507(1-2), 87–92.
- [59] Nafisi, S. ve Ghomashchi, R. (2016). Semi-solid processing of aluminum alloys, Springer.
- [60] Kaufmann, H., F.W. ve Uggowitzer, P. (2005). Influence of variations in alloy composition on castability and process stability. Part 2: Semi-solid casting processes, *International Journal of Cast Metals Research*, 18(5), 279–285.
- [61] Url-14. <http://comptech.se/wp-content/uploads/2017/12/Alloys-for-Rheocasting .pdf>, alındığı tarih: 12.01.2019.

- [62] Zhang, D., Dong, H. ve Atkinson, H. (2016). What is the process window for semi-solid processing?, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(1), 1–5.
- [63] Curle, U., Möller, H. ve Wilkins, J. (2011). Shape rheocasting of high purity aluminium, *Scripta Materialia*, 64(6), 479–482.
- [64] Curle, U., Möller, H. ve Wilkins, J. (2011). Shape rheocasting of unmodified Al–Si binary eutectic, *Materials Letters*, 65(10), 1469–1472.
- [65] Gautam, S.K., Mandal, N., Roy, H., Lohar, A.K., Samanta, S.K. ve Sutradhar, G. (2018). Optimization of processing parameters of cooling slope process for semi-solid casting of ADC 12 Al alloy, *Journal of the Brazilian Society* of Mechanical Sciences and Engineering, 40(6), 291.
- [66] Haga, T. ve Kapranos, P. (2002). Simple rheocasting processes, *Journal of Materials Processing Technology*, 130, 594–598.
- [67] Doutre, D., Hay, G., Wales, P. ve Gabathuler, J. (2004). SEED: A new process for semi-solid forming, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 43(2), 265–272.
- [68] Hassas-Irani, S., Zarei-Hanzaki, A., Bazaz, B. ve Roostaei, A.A. (2013). Microstructure evolution and semi-solid deformation behavior of an A356 aluminum alloy processed by strain induced melt activated method, *Materials & Design*, 46, 579–587.
- [69] Lin, C.W., Hung, F.Y. ve Lui, T.S. (2016). High-temperature compressive resistance and mechanical properties improvement of strain-induced melt activation-processed al-mg-si aluminum alloy, *Metals*, 6(8), 183.
- [70] Wang, Z.Y., Ji, Z.S., Sun, L.X. ve Xu, H.Y. (2010). Microstructure of semi-solid ADC12 aluminum alloy adopting new SIMA method, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20, s744–s748.
- [71] Valiev, R.Z. ve Langdon, T.G. (2006). Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, *Progress in materials science*, *51*(7), 881–981.
- [72] Ashouri, S., Nili-Ahmadabadi, M., Moradi, M. ve Iranpour, M. (2008). Semi-solid microstructure evolution during reheating of aluminum A356 alloy deformed severely by ECAP, *Journal of Alloys and Compounds*, 466(1-2), 67–72.
- [73] Moradi, M., Nili-Ahmadabadi, M., Poorganji, B., Heidarian, B., Parsa, M. ve Furuhara, T. (2010). Recrystallization behavior of ECAPed A356 alloy at semi-solid reheating temperature, *Materials Science and Engineering:* A, 527(16-17), 4113–4121.
- [74] **Doherty, R., Kashyap, K. ve Panchanadeeswaran, S.** (1993). Direct observation of the development of recrystallization texture in commercial purity aluminum, *Acta metallurgica et materialia*, *41*(10), 3029–3053.

- [75] Cardoso, E., Atkinson, H.V. ve Jones, H. (2004). Microstructural evolution of A356 during NRC processing.
- [76] Kaufmann, H., Wabusseg, H. ve Uggowitzer, P.J. (2000). Metallurgical and processing aspects of the NRC semi-solid casting technology, *ALUMINIUM-DUSSELDORF THEN ISERNHAGEN-*, 76(1/2), 70–74.
- [77] Östklint, M. ve Wessén, M. (2013). Microstructure characteristics and semi-solid slurry formation in binary Mg-Al alloys produced by the RheoMetal process, *Solid State Phenomena*, cilt192, Trans Tech Publ, s.482–487.
- [78] Cao, H., Wessén, M. ve Granath, O. (2010). Effect of injection velocity on porosity formation in rheocast Al component using RheoMetal process, *International Journal of Cast Metals Research*, 23(3), 158–163.
- [79] **Zhu, Y.B. ve Midson, S.P.** (2019). The Status of Magnesium Injection Molding in China, *Solid State Phenomena*, cilt285, Trans Tech Publ, s.436–440.
- [80] Li, J., Oberdorfer, B. ve Schumacher, P., (2019). Determining Casting Defects in Thixomolding Mg Casting Part by Computed Tomography, Shape Casting, Springer, s.99–103.
- [81] LeBeau, S., Walukas, M., Decker, R., LaBelle, P., Moore, A. ve Jones, J. (2004). Evaluation of Thixomolded, magnesium alloy components for structural automotive applications, Teknik Rapor, SAE Technical Paper.
- [82] Url-15. <http://www.gissco.com/about>, alındığı tarih: 02.11.2018.
- [83] Wannasin, J., Janudom, S., Rattanochaikul, T., Canyook, R., Burapa, R., Chucheep, T. ve Thanabumrungkul, S. (2010). Research and development of gas induced semi-solid process for industrial applications, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20, s1010–s1015.
- [84] Wannasin, J., Martinez, R. ve Flemings, M. (2006). Grain refinement of an aluminum alloy by introducing gas bubbles during solidification, *Scripta Materialia*, 55(2), 115–118.
- [85] Flemings, M., Yurko, J. ve MC Martinez, R. Semi-solid forming: our understanding today and its implications for improved process, *The* 8th International Conference on Semi-Solid Processing of alloys and Composites.
- [86] Chucheep, T., Canyook, R., Rattanochaikul, T., Janudom, S., Wisutmethangoon, S. ve Wannasin, J. (2011). A Fluidity Study of Semi-Solid Rheo-Slurry of AC4C Aluminum Alloy in Gravity Sand Casting, *Advanced Materials Research*, cilt337, Trans Tech Publ, s.439–442.
- [87] Wannasin, J., Martinez, R.A. ve Flemings, M.C. (2006). A novel technique to produce metal slurries for semi-solid metal processing, *Solid State Phenomena*, cilt116, Trans Tech Publ, s.366–369.

- [88] Janudom, S., Rattanochaikul, T., Burapa, R., Wisutmethangoon, S. ve Wannasin, J. (2010). Feasibility of semi-solid die casting of ADC12 aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20(9), 1756–1762.
- [89] Pannaray, S., Wisutmethangoon, S., Plookphol, T. ve Wannasin, J. (2011). Microstructure evolution during solution heat treatment of semisolid cast 2024 aluminum alloy, *Advanced Materials Research*, cilt339, Trans Tech Publ, s.714–717.
- [90] Wisutmethangoon, S., Thongjan, S., Mahathaninwong, N., Plookphol, T. ve Wannasin, J. (2012). Precipitation hardening of A356 Al alloy produced by gas induced semi-solid process, *Materials Science and Engineering: A*, 532, 610–615.
- [91] Mahathaninwong, N., Plookphol, T., Wannasin, J. ve Wisutmethangoon, S. (2012). T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 532, 91–99.
- [92] Janudom, S., Wannasin, J., Basem, J. ve Wisutmethangoon, S. (2013). Characterization of flow behavior of semi-solid slurries containing low solid fractions in high-pressure die casting, Acta Materialia, 61(16), 6267–6275.
- [93] Canyook, R., Petsut, S., Wisutmethangoon, S., Flemings, M. ve Wannasin, J. (2010). Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20(9), 1649–1655.
- [94] Suslu, Y.B., Acar, M.S., Senol, M., Mutlu, M. ve Keles, O. (2018). Optimization in Novel Partial-Solid High Pressure Aluminum Die Casting by Taguchi Method, *TMS Annual Meeting & Exhibition*, Springer, s.293–300.
- [95] Pajaroen, N., Plookphol, T., Wannasin, J. ve Wisutmethangoon, S. (2013). Influence of Solution Heat Treatment Temperature and Time on the Microstructure and Mechanical Properties of Gas Induced Semi-Solid (GISS) 6061 Aluminum Alloy, *Applied Mechanics and Materials*, cilt313, Trans Tech Publ, s.67–71.
- [96] Url-16. <*https://www.aluminco.com/media/155967/ALUMINIUM-ALLOY-EN-AW* -6063-MATERIAL-DATA-SHEET-ALUMINCO.pdf>, alındığı tarih: 25.04.2019.
- [97] Xu, C., Zhao, J., Guo, A., Li, H., Dai, G. ve Zhang, X. (2017). Effects of injection velocity on microstructure, porosity and mechanical properties of a rheo-diecast Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 249, 167–171.
- [98] Sarafoglou, P.I. ve Haidemenopoulos, G.N. (2014). Phase fraction mapping in the as-cast microstructure of extrudable 6xxx aluminum alloys, *International Journal of Materials Research*, 105(12), 1202–1209.

- [99] Couper, M.J., Rinderer, B. ve Yao, J.Y. (2006). Characterisation of AlFeSi intermetallics in 6000 series aluminium alloy extrusions, *Materials science forum*, cilt519, Trans Tech Publ, s.303–308.
- [100] Möller, H., Daswa, P. ve Govender, G. (2014). Al-Mg-Si-(Cu) 6xxx Series Alloy Selection for Rheo-High Pressure Die Casting, Advanced Materials Research, cilt1019, Trans Tech Publ, s.61–66.
- [101] Ji, S.X., Watson, D., Wang, Y., White, M. ve Fan, Z.Y. (2013). Effect of Ti addition on mechanical properties of high pressure die cast Al-Mg-Si alloys, *Materials Science Forum*, cilt765, Trans Tech Publ, s.23–27.



ÖZGEÇMİŞ



Ad Soyad: Yekta Berk SÜSLÜ Doğum Tarihi ve Yeri: 1994, İstanbul E-Posta: suslu16@itu.edu.tr

ÖĞRENİM DURUMU:

- Lisans: 2016, Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
- Yüksek Lisans: 2019, İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Mühendisliği Programı

MESLEKİ DENEYİMLER VE ÖDÜLLER:

• Proje Mühendisi, Mita Kalıp ve Döküm Sanayii A.Ş. (2017-Devam etmekte)

DİĞER YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- Süslü, Y.B., Acar, M.S., Şenol, M., Uçucu, G., Mutlu, M., Keleş, Ö. 2017. Yenilikçi Kısmi-Katı Döküm Yönteminin Yüksek Basınçlı Alüminyum Dökümünde Uygulanması, ALUS'08 Sempozyum Bildiriler Kitabı, 73-76, İstanbul, Türkiye.
- Suslu, Y.B., Acar M.S., Senol, M., Mutlu, M., Keles, O. 2018. Optimization in Novel Partial-Solid High Pressure Aluminum Die Casting by Taguchi Method, Light Metals 2018, Springer, 293-300, Cham, Switzerland.
- Suslu, Y.B., Acar M.S., Mutlu, M., Keles, O. 2019. Semi-Solid Aluminum Die Casting Process Design for Preventing Defects: Porosity, Metal 2019, Brno, Czech Republic (Sözlü sunum)
- Suslu, Y.B., Acar M.S., Mutlu, M., Keles, O. 2019. Semi-Solid Processing of EN AW 6063 Aluminum Alloy for Thin-Wall Applications, ALUS'09, İstanbul, Türkiye (Yayımlanacak)