



**ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDAN SANTRİFÜJ DÖKÜM YÖNTEMİ İLE
FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ MALZEME ÜRETİMİ**

Semih AĞCA

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAYIS 2016

Semih AĞCA tarafından hazırlanan “ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDAN SANTRİFÜJ DÖKÜM YÖNTEMİ İLE FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ MALZEME ÜRETİMİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Doç. Dr. Neşet AKAR

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum

Başkan : Prof. Dr. Kadir KOCATEPE

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum

Üye : Prof. Dr. Bilge DEMİR

İmalat Mühendisliği, Karabük Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum

Tez Savunma Tarihi: 30/05/2016

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....
Prof. Dr. Metin GÜRÜ
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Semih AĞCA

30/05/2016

ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDAN SANTRİFÜJ DÖKÜM YÖNTEMİ İLE
FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ MALZEME ÜRETİMİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Semih AĞCA

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Mayıs 2016

ÖZET

Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler (FDM) emsalsiz özellikleri ile malzeme bilimi araştırmalarında önemli bir yere sahiptir. Bu malzemelerin üretimi birçok yöntem ile gerçekleştirilebilmektedir. Santrifüj döküm yöntemi ekonomik oluşu ve üretim kolaylığı ile diğer yöntemlerden daha avantajlıdır. Bu çalışmada Al-Cu ötektik alaşımı kullanılarak santrifüj döküm yöntemi ile FDM üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretim parametrelerinin FDM'nin özellikleri üzerindeki etkisinin belirlenmesi için, soğuma hızı, G sayısı ve döküm atmosferi değiştirilerek farklı üretimler yapılmıştır. Soğuma hızı kontrolü, özgün bir kalıp tasarımı ile gerçekleştirilmiş ve 0,09 K/s, 1,04 K/s, 1,96 K/s ve 2,82 K/s olmak üzere dört farklı soğuma hızı elde edilmiştir. 10, 20 ve 30 G sayıları kalıp dönme hızının değiştirilmesi ile elde edilmiştir. Döküm atmosferi olarak açık atmosfer ve 200 mBar vakum atmosferi tercih edilmiştir. Değişen üretim parametrelerinin FDM'nin kimyasal kompozisyonu, Al₂Cu faz hacim oranı, ikincil dentrit kolları arası mesafesi, sertliği ve çekme boşluğu derinliği üzerine etkileri araştırılmıştır. Ayrıca, ikincil dentrit kolları arası mesafe ile soğuma hızı tahmini yapılmış ve başarılı sonuçlar elde edilmiştir.

Bilim Kodu : 91504

Anahtar Kelimeler : Santrifüj döküm, fonksiyonel derecelendirilmiş malzeme, alüminyum alaşımı.

Sayfa Adedi : 77

Danışman : Doç. Dr. Neşet AKAR

FABRICATION OF FUNCTIONALLY GRADIENT MATERIAL FROM ALUMINUM
ALLOYS BY CENTRIFUGAL CASTING METHOD

(M. Sc. Thesis)

Semih AĞCA

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

May 2016

ABSTRACT

Functionally gradient materials (FGM) have a crucial position in material science investigations with their unique properties. These materials can be produced by many methods. Centrifugal casting method is more advantageous than other methods with its inexpensiveness and ease of fabrication. In this study, FGM is produced from Al-Cu eutectic alloy by centrifugal casting method. Different productions are carried out by changing cooling rate, G number and casting atmosphere to determine the effect of fabrication parameters on properties of FGM. Cooling rate is controlled by a novel mold design and 0,09 K/s, 1,04 K/s, 1,96 K/s and 2,82 K/s cooling rates are obtained by using this mold. 10, 20 and 30 G numbers are obtained by changing the mold rotation speed. Air atmosphere and 200 mBar vacuum atmosphere are preferred as casting atmospheres. Effects of changing fabrication parameters on chemical composition, Al₂Cu phase volume ratio, secondary dendrite arm spacing, hardness and shrinkage cavity depth of FGMs are investigated. Moreover, cooling rates are estimated through the secondary dendrite arm spacings and successful results are obtained.

Science Code : 91504

Key Words : Centrifugal casting, functionally gradient material, aluminum alloy.

Page Number : 77

Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Neşet AKAR

TEŞEKKÜR

Tezin her aŐamasında danıŐmanlık grevini en iyi Őekilde yerine getiren Doć. Dr. NeŐet AKAR'a, deneysel ćalıŐmaların gerćekleŐtirildiĐi numunelerin üretimi aŐamasında santrifüj döküm cihazlarını araŐtırma amaćlı kullanmama izin veren Nev Vakumlu Hassas Döküm (Newincasting) Limited Őirketi'ne ve bu tez ćalıŐmasının tamamlanmasında emeĐi gećen herkese teŐekkür ederim. Ayrıca, bütün bu ćalıŐmalar sırasında sabırla desteklerini esirgemeyen hanımım Fatma Nur ve kızım Hatice'ye Őükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	x
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xiii
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	5
2.1. Termal Püskürtme Yöntemi	5
2.2. Toz Metalurjisi Yöntemi.....	6
2.3. Hızlı Prototip Üretme Yöntemi	7
2.4. Buhar Biriktirme Yöntemi	9
2.5. Elektroforetik Biriktirme Yöntemi.....	10
2.6. Slip Döküm Yöntemi	12
2.7. Şerit Döküm Yöntemi	13
2.8. İnfiltrasyon Yöntemi	14
2.9. Kademeli Kalıp Doldurma Yöntemi	16
2.10. Yönlü Katılaştırma Yöntemi	17
2.11. Santrifüj Döküm Yöntemi	18
3. MATERYAL VE METOT.....	27
3.1. Döküm Alaşımını Oluşturan Malzemeler.....	27

	Sayfa
3.2. Al-Cu Ötektik Alaşımı Üretimi	27
3.3. Ön-numune Üretimi	28
3.4. Kalıp Tasarımı	29
3.5. Santrifüj Döküm ile Numune Üretimi.....	34
3.6. Optik Emisyon Spektrometre Analizi	37
3.7. Metalografik İnceleme	38
3.7.1. Al ₂ Cu faz hacim oranı ölçümü	40
3.7.2. İkincil dendrit kolları arası mesafe ölçümü	40
3.8. İkincil Dendrit Kolları Arası Mesafe ile Soğuma Hızı Tahmini	40
3.9. Sertlik Ölçümü.....	41
3.10. Çekme Boşluğu Derinliği Ölçümü	42
4. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	43
4.1. Optik Emisyon Spektrometre Analizi Sonuçları	43
4.2. Al ₂ Cu Faz Hacim Oranı Ölçümü Sonuçları.....	44
4.3. İkincil Dendrit Kolları Arası Mesafe Ölçümü Sonuçları	48
4.4. İkincil Dendrit Kolları Arası Mesafe ile Soğuma Hızı Tahmini Sonuçları	54
4.5. Sertlik Ölçümü Sonuçları.....	56
4.6. Çekme Boşluğu Derinliği Ölçümü Sonuçları	59
5. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	67
5.1. Sonuçlar	67
5.2. Öneriler	68
KAYNAKLAR	71
ÖZGEÇMİŞ	77

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. ETİAL-7 standardında saf alüminyumun kimyasal kompozisyonu.....	27
Çizelge 3.2. Ticari saflıkta bakırın kimyasal kompozisyonu.....	27
Çizelge 3.3. Ön-numunelerin kimyasal kompozisyonu.....	29
Çizelge 3.4. Kalıp tasarımında kullanılan izolasyon malzemelerinin özellikleri	31
Çizelge 3.5. Santrifüj döküm işlemlerinde değiştirilen parametreler	35
Çizelge 3.6. Elektrolit içerisindeki kimyasalların karışım oranları	39
Çizelge 4.1. Numunelerin farklı bölgelerine ait bakır konsantrasyonları	43
Çizelge 4.2. Farklı bölgelerden ölçülen ikincil dendrit kolları arası mesafelerin ortalamaları.....	54
Çizelge 4.3. Ortalama ikincil dendrit kolları arası mesafe değerleri ile soğuma hızı tahmini.....	54
Çizelge 4.4. Soğuma hızı tahmini % hata değerleri.....	55
Çizelge 4.5. Soğuma hızı tahmini % hata değerlerinin ortalamaları	55

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 1.1. Devamlı ve katmanlı derecelendirme örnekleri.....	1
Şekil 2.1. Soğuk püskürtme yöntemi	5
Şekil 2.2. Toz metalurjisi yöntemi ile FDM üretimi akış şeması	6
Şekil 2.3. Stereolitografinin çalışma prensibi	8
Şekil 2.4. Yönlendirilmiş buhar biriktirmenin çalışma prensibi.....	9
Şekil 2.5. FDM üretimi için elektroforetik biriktirme düzeneğinin şematik gösterimi ..	11
Şekil 2.6. Slip döküm yönteminde manyetik alan kullanarak FDM üretimi düzeneği...	12
Şekil 2.7. Bıçağın hareketli olduğu şerit döküm yöntemi.....	13
Şekil 2.8. Kimyasal buhar infiltrasyon işlemi.....	15
Şekil 2.9. Kademeli kalıp doldurma yöntemi ile FDM üretimi	16
Şekil 2.10. Yönlü katılaştırma yöntemi ile FDM'nin üretildiği dikey fırın düzeneği	17
Şekil 2.11. Yatay gerçek santrifüj döküm yönteminin şematik gösterimi.....	19
Şekil 2.12. Dikey gerçek santrifüj döküm yönteminin şematik gösterimi.....	20
Şekil 2.13. Yarı santrifüj döküm yönteminin şematik gösterimi	21
Şekil 2.14. Santrifüj döküm yönteminin şematik gösterimi	22
Şekil 3.1. Alaşımın kimyasal kompozisyonunu kontrol etmek için örnek alınan bölgeler.....	29
Şekil 3.2. Kalıp setinin ölçüleri.....	30
Şekil 3.3. A, B ve C kalıpları için soğuma hızı – zaman eğrileri.....	33
Şekil 3.4. D kalıbı için soğuma hızı – zaman eğrisi.....	33
Şekil 3.5. Dönme merkezi ile kalıp tabanı arasındaki mesafe	37
Şekil 3.6. Ölçüm ve analizlerin uygulandığı bölgeler.....	37
Şekil 3.7. Kesilerek parçalara ayrılan numune	38

Şekil	Sayfa
Şekil 3.8. Al-Cu faz diyagramı	40
Şekil 3.9. Çekme boşluğu derinliği ölçümü.....	42
Şekil 4.1. A kalıbı ile üretilen numunelerin Al ₂ Cu faz hacim oranları.....	45
Şekil 4.2. B kalıbı ile üretilen numunelerin Al ₂ Cu faz hacim oranları	46
Şekil 4.3. C kalıbı ile üretilen numunelerin Al ₂ Cu faz hacim oranları	47
Şekil 4.4. D kalıbı ile üretilen numunelerin Al ₂ Cu faz hacim oranları.....	47
Şekil 4.5. A kalıbı ile üretilen numunelerin ikincil dendrit kolları arası mesafeleri.....	51
Şekil 4.6. B kalıbı ile üretilen numunelerin ikincil dendrit kolları arası mesafeleri.....	52
Şekil 4.7. C kalıbı ile üretilen numunelerin ikincil dendrit kolları arası mesafeleri.....	52
Şekil 4.8. D kalıbı ile üretilen numunelerin ikincil dendrit kolları arası mesafeleri.....	53
Şekil 4.9. A kalıbı ile üretilen numunelerin sertlik değerleri.....	56
Şekil 4.10. B kalıbı ile üretilen numunelerin sertlik değerleri.....	57
Şekil 4.11. C kalıbı ile üretilen numunelerin sertlik değerleri.....	57
Şekil 4.12. D kalıbı ile üretilen numunelerin sertlik değerleri.....	58
Şekil 4.13. Çekme boşluğu derinliğinin soğuma hızına bağlı değişimi.....	61
Şekil 4.14. Çekme boşluğu derinliğinin G sayısına bağlı değişimi	61
Şekil 4.15. Kokil kalıp için soğuma hızı – zaman eğrisi	62
Şekil 4.16. Vakum etkisinin G sayısına bağlı değişimi	63
Şekil 4.17. Soğuma hızı etkisinin G sayısına bağlı değişimi.....	64

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 3.1. Elektrik rezistanslı ergitme ocağı	27
Resim 3.2. Ön-numune üretiminde kullanılan kokil kalıplar ve üretilen ön-numune....	28
Resim 3.3. Deneysel çalışmalarda kullanılan kalıp seti.....	30
Resim 3.4. Dört farklı soğuma hızının elde edilmesi için hazırlanan tasarımlar	31
Resim 3.5. Topcast TCE santrifüj döküm makinesi.....	34
Resim 3.6. A, B, C ve D kalıpları ile üretilen numuneler	34
Resim 3.7. Santrifüj döküm işlemine ait deney düzeneği.....	35
Resim 3.8. Optik pirometre.....	36
Resim 3.9. Agilent marka veri kaydedici.....	36
Resim 3.10. SPECTROMAXx marka optik emisyon spektrometresi	38
Resim 3.11. Struers LectroPol-5 marka elektrolitik parlatma cihazı	39
Resim 3.12. EMCOTEST DuraVision marka sertlik ölçüm cihazı.....	41
Resim 4.1. 0,09 K/s, 30 G ve vakum ile üretilen numunenin bölgelerinin mikroyapıları.....	44
Resim 4.2. Farklı soğuma hızlarında üretilmiş numunelere ait mikroyapı görüntüleri .	49
Resim 4.3. Bölgeler arası mikroyapı ve yönlü katılaşma farkı.....	50
Resim 4.4. D kalıbı ile üretilen numunelerdeki çekme boşlukları	60
Resim 4.5. Kokil kalıp ile üretilen numunenin çekme boşluğu.....	63

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler

Açıklamalar

°C	Santigrat derece
cm ²	Santimetre kare
cm ³	Santimetre küp
g	Gram
K	Kelvin
kW	Kilowatt
m	Metre
mBar	Milibar
mm	Milimetre
µm	Mikrometre
ppm	Milyonda bir madde miktarı
rpm	Dakikadaki devir sayısı
s	Saniye
V	Volt

Kısaltmalar

Açıklamalar

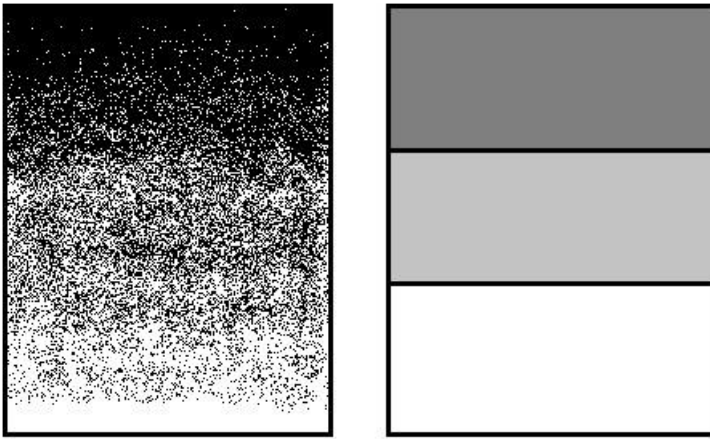
3D	Üç boyutlu
BN	Bornitrür
CNC	Bilgisayar sayımlı yönetim
FDM	Fonksiyonel derecelendirilmiş malzeme
HV	Vickers sertliği

1. GİRİŞ

Teknolojik gelişmelerin geçmişi insanlık tarihinin başlangıcına kadar uzanır. İnsandaki merak hissi ve sonu gelmeyen ihtiyaçlar teknolojinin gelişmesinde başlıca etkenlerdir. Yaşam devam ettikçe ihtiyaçların karşılanması için yeni teknolojiler geliştirilecek ve bu teknolojiler de yeni ihtiyaçları beraberinde getirecektir.

İnsan, teknolojiyi geliştirme konusunda en büyük yardımı doğadan almaktadır. Uçak ve helikopter tasarımlarının hayvanlar aleminden esinlenerek yapıldığı günümüzde malzeme üretimi konusunda da doğadan farklı materyaller örnek alınabilmektedir. Bambu, palmiye, diş ve kemik örnekleri incelendiği zaman farklı katmanlar veya dizilişler sayesinde mükemmel özelliklere sahip oldukları anlaşılmaktadır [1]. Bu ve benzeri örneklerden hareketle farklı malzemelerin bir arada kullanıldığı kompozit yapılar ve kompozit yapıların farklı bir dalı olan fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler (FDM) üretilebilmiştir. Kompozisyon ve yapının derecelendirilmiş bir şekilde değiştiği ve bu değişimin malzemenin özelliklerini önemli derecede etkilediği malzemelere FDM denilmektedir [2].

FDM fiziksel, kimyasal, biyolojik ve geometrik açıdan derecelendirilebilir. Bu derecelendirme çeşitleri malzeme boyunca devamlı olarak veya birbirinden bağımsız katmanlar halinde yapılabilmektedir. Devamlı ve katmanlı derecelendirme örnekleri Şekil 1.1'de gösterilmiştir.



Şekil 1.1. Devamlı ve katmanlı derecelendirme örnekleri [1]

Refrakter özellikte seramik malzeme ile metalik malzemenin bir arada kullanıldığı FDM en iyi bilinen örnekler arasındadır. Bu malzemede seramik bileşenin ısı, aşınma ve korozyon direnci ile metalik malzemenin yüksek tokluk, dayanım ve işlenebilirlik özellikleri bir arada

bulunmaktadır. Derecelendirilmemiş kompozit yapıya göre en büyük farkı ise termal streslerin çok az olması ve bu sayede termal şoklara daha dayanıklı olmasıdır [1].

Kompozit malzemelerin derecelendirilmesi konusu ilk olarak 1972 yılında Japonya'da gündeme gelmiş olmasına rağmen üretim, tasarım ve geliştirmeye ilgili araştırmaların başlaması ancak 1980 yılında başlamıştır. Derecelendirilmiş kompozit malzemelerin ilk kez FDM olarak adlandırılması 1986 yılında olmuştur. 1987 yılında Japonya Bilim ve Teknoloji Kurumu tarafından desteklenen beş yıllık araştırma programı başlatılmıştır. Bu programda hipersonik uzay aracında kullanılmak üzere yüksek sıcaklığa dayanıklı malzemelerin geliştirilmesi amaçlanmıştır. FDM ile ilgili ilk uluslararası sempozyum 1990 yılında Japonya'nın Sendai şehrinde gerçekleştirilmiştir. Bu tarihten sonra her iki yılda bir San Francisco, Lausanne, Tsukuba ve Dresden'de tekrarlanmıştır [1,2]. 1995 yılında Almanya önemli bir adım atarak Alman Öncelik Programı kapsamında var olanı iyileştirmek ve yeni FDM üretim yöntemleri geliştirmek amacıyla FDM araştırmalarına yönelmiştir [3].

FDM başlangıçta yüksek sıcaklık malzemeleri olarak tasarlanmış ve araştırmalar bu yönde yürütülmüştür. Derecelendirilmiş yapının avantajlarının farklı alanlarda çalışan araştırmacılar tarafından fark edilmesinden sonra FDM sadece termal bariyer kaplama malzemesi olmaktan çıkmış ve birçok alanda farklı özelliklerin derecelendirilmesinde kullanılmıştır. Kesici takımlar, makine parçaları, roket motoru bileşenleri, implantlar, enerji dönüşüm sistemleri, yarıiletkenler ve uzay aracı parçaları FDM teknolojisinin kullanıldığı başlıca alanlardır [1,2].

Yüksek performansa sahip ve farklı fonksiyonları aynı anda bünyesinde barındırabilen FDM her geçen gün önemini artırmaktadır. İleri teknoloji malzeme üreticileri olan Japonya, Amerika Birleşik Devletleri ve Almanya FDM konusunda gerekli adımları atmış ve böylece bu malzemelerin kullanıldığı uzay teknolojileri ve iletişim gibi önemli alanlarda öncü olabilmişlerdir. Ülkelerin geleceği açısından çok önemli olan bu ve benzeri teknolojilerde söz konusu ülkelerle rekabet edebilmek için büyük çaplı araştırma faaliyetlerinde bulunmak gerekmektedir.

Türkiye'de FDM araştırmaları daha çok toz metalurjisi yöntemine dayalı üretim teknikleri üzerinde yoğunlaşmaktadır. Bunun sebebi sürecin kontrol edilebilirliği ve üretim basamaklarının kolaylığıdır [4]. Toz metalurjisi yönteminin avantajlarının yanında dezavantajları ve sınırlılıkları da bulunmaktadır. Bundan dolayı FDM çalışmaları toz

metalurjisi yöntemi ile sınırlandırılmamalı, diğer bütün üretim yöntemleri araştırılmalı ve böylece farklı yöntemlerin çeşitli avantajlarından faydalanılmalıdır.

FDM üretim yöntemleri kapsamlı bir şekilde araştırıldığında düşük maliyet, üretim kolaylığı, çeşitli boyutlarda farklı geometrilerin üretim imkanı ve daha birçok avantajından dolayı santrifüj döküm yönteminin diğer yöntemlere göre bir adım önde olduğu görülmektedir.

Bu çalışmada Al-Cu ötektik alaşımı kullanılarak santrifüj döküm yöntemi ile FDM üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretim parametrelerinin FDM'nin özellikleri üzerindeki etkisinin belirlenmesi için, soğuma hızı, G sayısı ve döküm atmosferi değiştirilerek farklı üretimler yapılmıştır. Soğuma hızı kontrolü, özgün bir kalıp tasarımı ile gerçekleştirilmiş ve 0,09 K/s, 1,04 K/s, 1,96 K/s ve 2,82 K/s olmak üzere dört farklı soğuma hızı elde edilmiştir. 10, 20 ve 30 G sayıları kalıp dönme hızının değiştirilmesi ile elde edilmiştir. Döküm atmosferi olarak açık atmosfer ve 200 mBar vakum atmosferi tercih edilmiştir. Değişen üretim parametrelerinin FDM'nin kimyasal kompozisyonu, Al₂Cu faz hacim oranı, ikincil dentrit kolları arası mesafesi, sertliği ve çekme boşluğu derinliği üzerine etkileri araştırılmıştır. Ayrıca, ikincil dentrit kolları arası mesafe ile soğuma hızı tahmini yapılmış ve başarılı sonuçlar elde edilmiştir.

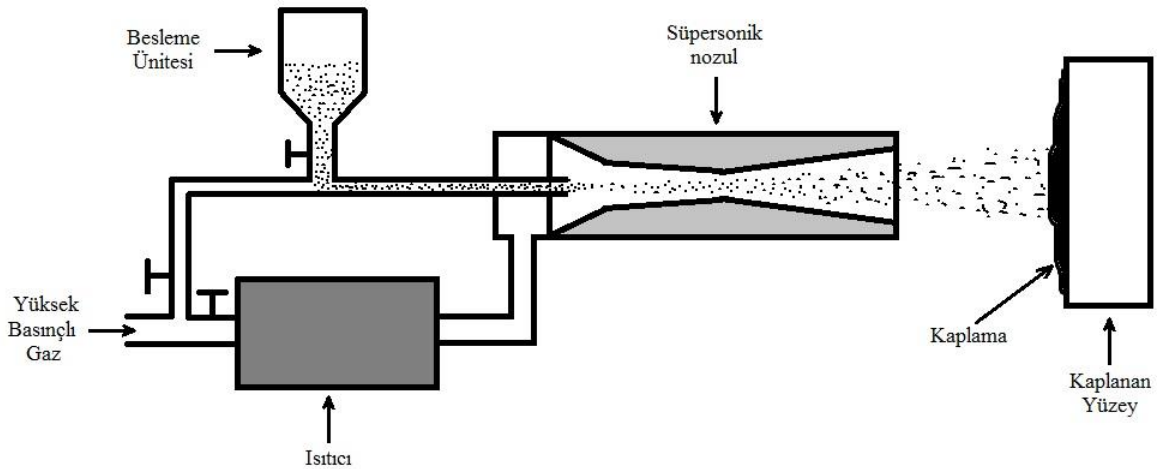
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Literatürde FDM üretim yöntemleri birçok araştırmacı tarafından incelenmiş ve çok farklı sınıflandırmalar yapılmıştır. Kütlesel, katmansal, ön şekil verilmiş ve ergitme ile üretime göre [1], kuru yöntemler ve yaş yöntemler olarak [4], konstrüktif ve taşınım bazında [5] ve toz yoğunlaştırma, kaplama ve deformasyon sonrası martenzitik dönüşüm gruplarına ayırarak [6] sınıflandırma yöntemleri örnek olarak verilebilir. Bu sınıflandırmalar ne kadar kapsamlı yapılmaya çalışılsa da yeni geliştirilen bazı yöntemleri bünyesinde barındırmamaktadır. Bundan dolayı bu bölümde yöntemlere bütüncül bir bakış açısıyla yaklaşımış, herhangi bir sınıflandırma yapılmaksızın tamamı verilmeye çalışılmıştır.

2.1. Termal Püskürtme Yöntemi

Termal püskürtme yöntemi ergitilmiş veya ısıtılmış malzemelerin bir yüzey üzerine püskürtülerek kaplanması işlemidir. Termal püskürtme ile mikrometre mertebesinde milimetrelere kadar geniş bir skalada kaplama yapılabilir [7]. Bu yöntem kullanılarak metal, seramik, polimer veya kompozit malzemeler istenilen yüzeylere kolayca kaplanabilirken, besleme malzemesinin derecelendirilmesi ile FDM üretimi de mümkün olmaktadır.

Uygulamada birçok termal püskürtme yöntemi bulunmaktadır. Alev püskürtme, patlamalı püskürtme, yüksek hızda oksijenli püskürtme, elektrik ark püskürtme, plazma püskürtme, soğuk püskürtme ve ılık püskürtme bu yöntemlerden bazılarıdır [8]. Soğuk püskürtme yöntemine ait şematik gösterim Şekil 2.1’de gösterilmiştir.



Şekil 2.1. Soğuk püskürtme yöntemi [9]

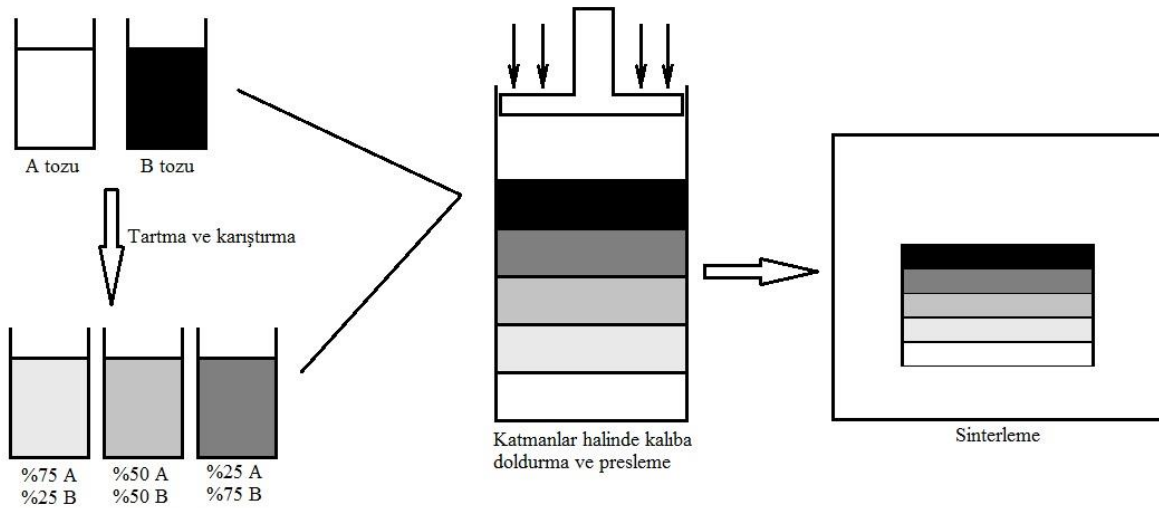
Termal püskürtme yöntemi çok geniş yüzeylerin kaplanmasını mümkün kılar ve diğer kaplama yöntemlerine göre oldukça hızlıdır. Püskürtülecek malzeme kimyasal yöntemlerle veya elektrik ile ısıtılabilir [5]. Partikül hızı ve sıcaklık kaplama yoğunluğunu etkileyen faktörlerdir.

Yapılan araştırmalarda plazma püskürtme yöntemi kullanılarak üretilen FDM kaplamaların periyodik termal yüklere karşı oldukça dayanıklı olduğu görülmüştür [10]. Başka bir çalışmada ise patlamalı püskürtme yöntemi kullanılarak başarılı bir şekilde FDM kaplama üretimi mümkün olmuştur [11].

Termal püskürtme yöntemi geniş alanların yüksek hızlarda kaplanması konusunda oldukça başarılı olsa da kütleli malzemelerin üretimi için uygun bir yöntem değildir. Ayrıca kurulum maliyetleri de oldukça yüksektir.

2.2. Toz Metalurjisi Yöntemi

Toz metalurjisi yöntemi tozların hazırlanması, sıkıştırılması ve sinterlenmesi işlemlerini içerir [12]. Her bir işlem farklı şekillerde gerçekleştirilerek birçok toz metalurjisi yöntemi geliştirilmiştir. Farklı oranlarda karıştırılmış tozların katmanlar halinde sıralanarak preslenmesi ile üretilen FDM en genel örneklerden biridir. Şekil 2.2’de bu örneğe ait üretim akış şeması gösterilmiştir.



Şekil 2.2. Toz metalurjisi yöntemi ile FDM üretimi akış şeması

Bu klasik örnek dışında tozların plakalar haline getirilmesinden sonra birleştirilmesi ve solüsyona alınmış tozların püskürtülmesi gibi farklı örnekler de uygulamada mevcuttur [3]. Yapılan araştırmalarda toz metalurjisi yöntemi kullanarak üretilen ZrO_2-NiCr FDM

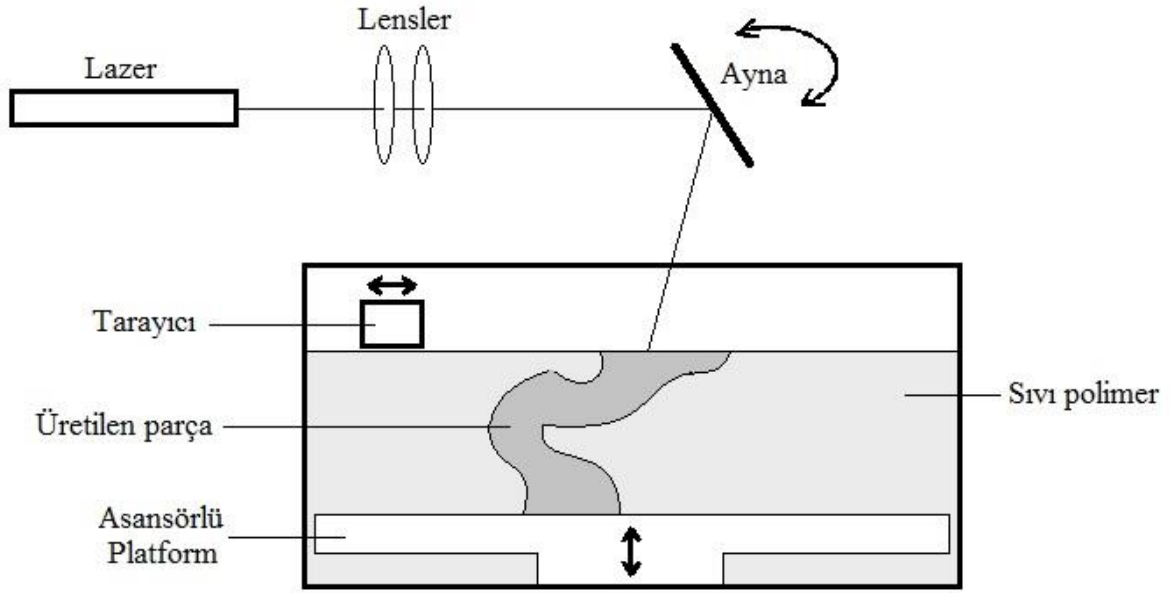
katmanlı olarak derecelendirilmiş ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Bu malzemede nikel oranının ve boşluk yoğunluğunun yüksek olduğu bölgelerde sertlik değerleri diğer bölgelere göre daha düşük değerler sergilemiştir. Bununla beraber eğilme mukavemetinin kompozisyon değişimiyle doğru orantılı değişmediği tespit edilmiştir [13]. Diğer bir araştırmada ise mullit ve molibden fonksiyonel olarak derecelendirilmiş ve termal şok davranışı incelenmiştir. Bu araştırmanın sonuçlarına göre mullit-Mo FDM tek başına kullanılan mullite göre daha iyi termal şok dayanımı göstermiştir [14].

Toz metalurjisi yöntemlerinden bir diğeri de kıvılcım plazma sinterleme yöntemidir. Bu yöntem kullanılarak üretilen FDM, tungsten ve CuCrZr plakalar ve bunların arasına yerleştirilmiş farklı oranlarda W-Cu toz karışımlarından oluşmaktadır. Kademeli bir FDM üretilen bu yöntemde, doğru sinterleme sıcaklığı ve basınç değerleri kullanıldığında en önemli parametrenin yükleme süresi olduğu belirtilmiştir [15].

Toz metalurjisi yöntemi birçok malzeme çeşidi sunması ve üretim sürecinin kolaylığı ile dikkat çekmektedir. Bununla birlikte sinterleme sırasında malzemelerin farklı şekilde çekmesi dolayısıyla FDM şekil bozukluğuna uğrayabilmekte, ayrıca katmanlı yapı termal şok sonrası çatlak ilerlemesini engelleyememekte ve katmanlar birbirinden kopabilmektedir.

2.3. Hızlı Prototip Üretim Yöntemi

Hızlı prototip üretim yöntemi malzemenin katman veya noktasal olarak biriktirilmesi ve bu şekilde üç boyutlu parçaların üretilmesi işlemidir. CNC ile üretimdeki malzeme eksiltme mantığının tam tersine bu yöntemde şekiller malzeme biriktirme ile elde edilir. Hızlı prototip üretim yönteminde malzemenin şekillendirilmesi için kalıp kullanımına da gerek yoktur. Stereolitografi, katmanlı cisim üretimi, seçici lazer sinterleme ve 3D yazıcı hızlı prototip üretim yönteminin çeşitleri arasındadır [16]. Stereolitografinin çalışma prensibi şematik olarak Şekil 2.3'te gösterilmiştir.



Şekil 2.3. Stereolitografinin çalışma prensibi [17]

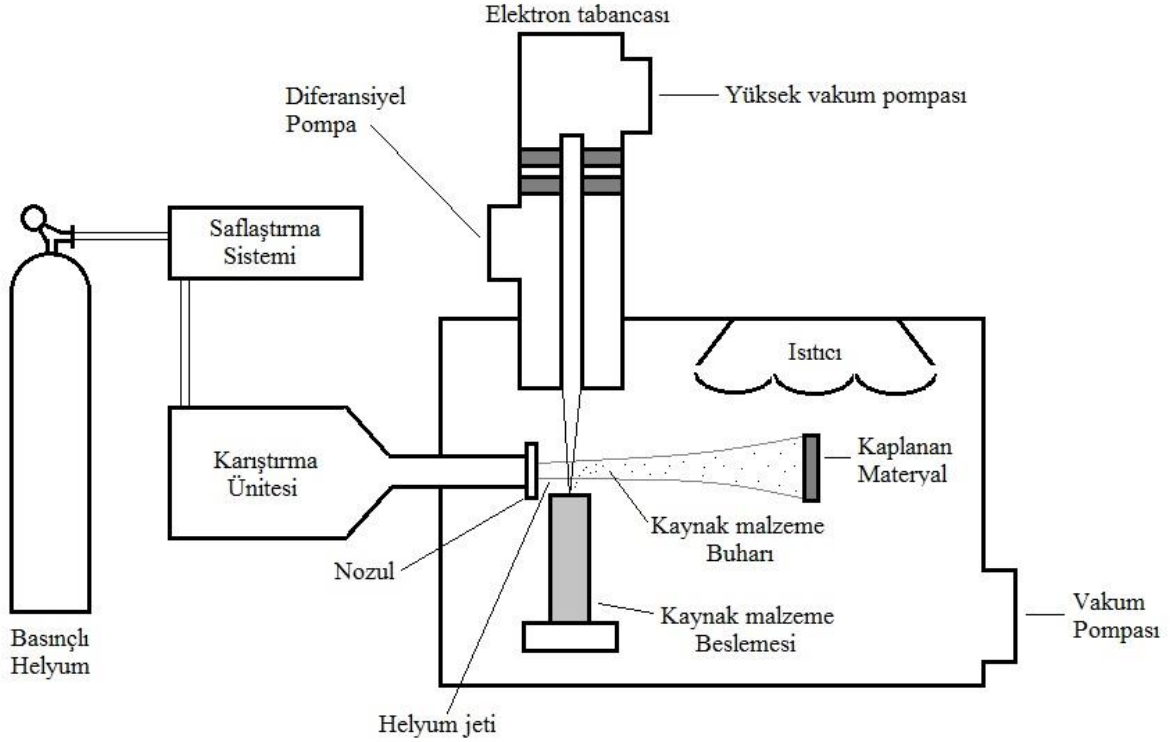
Hızlı prototip üretme için kullanılan sistemlerde kullanılan dolgu malzemesinin çeşitlendirilmesi veya tasarım değişikliği ile FDM üretimi mümkün olmaktadır [18]. Örneğin, tasarımda yapılacak basit değişikliklerle malzemede boşluk oranı derecelendirilebilir.

3D yazıcı kullanılarak yapılan bir araştırmada bağlayıcı farklı oranlarda seyreltilmiş ve katmanlara bu şekilde eklenmiştir. Bu yöntemle mekanik özellikler açısından derecelendirilmiş bir malzeme üretimi mümkün olmuştur [19]. Kullanılan lazer tipinin FDM yapısına etkisinin araştırıldığı farklı bir çalışmada ise tekrarlı yığıma prosesi ile parça üretimi yapılmıştır. Çalışma sonuçlarına göre Nd:YAG lazer tipi FDM üretimi için daha uygundur [20].

Birçok cihaz kullanılarak uygulanması mümkün olan hızlı prototip üretme yöntemi neredeyse sonsuz sayıda şekil üretimi için uygun görünmektedir. Ayrıca tasarım değişikliği veya geliştirilmesi konusunda çok önemli bir vakit avantajı sağlamaktadır. Ancak, kullanılan malzemelerin düşük mukavemete sahip olması, diğer yöntemlere kıyasla nihai üründe kaba yüzey yapısı olması ve çok yüksek kurulum maliyeti gerektirmesi gibi dezavantajları, hızlı prototip üretme yönteminin FDM üretiminde daha az kullanılmasına sebep olmuştur.

2.4. Buhar Biriktirme Yöntemi

Buhar biriktirme yöntemi kaplama malzemesinin buhar haline getirilerek kaplanacak yüzey üzerinde biriktirilmesi mantığı ile işler. Yönlendirilmiş buhar biriktirme, fiziksel buhar biriktirme ve kimyasal buhar biriktirme gibi çeşitleri bulunmaktadır. Yönlendirilmiş buhar biriktirmenin çalışma prensibi Şekil 2.4'te gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Yönlendirilmiş buhar biriktirmenin çalışma prensibi [21]

Yönlendirilmiş buhar biriktirme ile FDM üretiminin amaçlandığı bir çalışmada taşıyıcı gaz hızının ve biriktirme haznesi basıncının biriktirme verimliliği üzerine etkisi araştırılmış, ayrıca fiber ve düz yüzey üzerine FDM kaplama işlemi başarıyla gerçekleştirilmiştir [21].

Fiziksel buhar biriktirme ile termal bariyer kaplama malzemesi üretiminin yapıldığı başka bir çalışmada ısı etkilerinden dolayı oluşan alümina tabaka ile zirkonya arasındaki geçişin derecelendirilmesi sayesinde kaplama malzemesinin kullanım ömrü önemli derecede artırılmıştır. Kullanım ömründeki artışın temel sebeplerinden biri zirkonyanın termal izolasyon özelliği ile alüminanın oksijene karşı koruyucu özelliğinin mükemmel bir kombinasyon oluşturmasıdır [22].

Kimyasal buhar biriktirme ile W-Cu FDM malzemenin tungsten ile kaplanmasının çalışıldığı bir araştırmada ise kaplamanın yüksek yoğunluk ve saflıkta olduğu ayrıca iyi

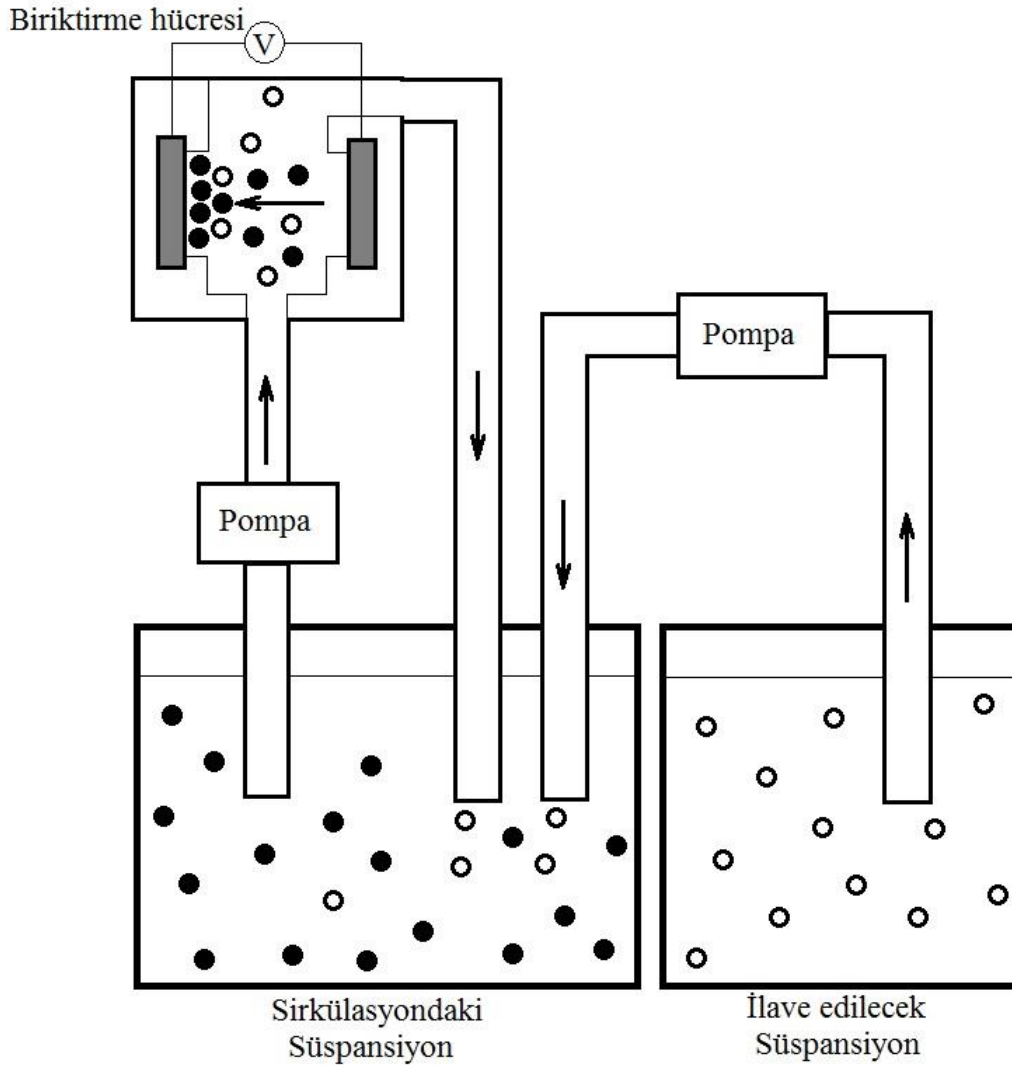
termal iletkenlik özelliği sergilediği belirtilmiştir. Bu alışmada W-Cu FDM, kaplama malzemesi ile CuCrZr taban arasında geçiş malzemesi olarak kullanılmış ve oluşturulan modelin termal ve mekanik özelliklerinin oldukça iyi olduğu açıklanmıştır [23].

Buhar biriktirme yöntemi yüksek saflıkta homojen kaplamaların üretimi için oldukça uygun bir yöntemdir. Ancak düşük biriktirme hızından dolayı kütlesel malzemelerin bu yöntem ile üretimi mümkün değildir. Ayrıca kolon şeklindeki tanelerin oluşturduğu kaplama malzemesinin mekanik özellikleri de kaplamaya dik yönde oldukça düşüktür. Bu zellikleri dolayısıyla FDM retim yöntemleri arasında gerilerde kalmaktadır.

2.5. Elektroforetik Biriktirme Yöntemi

Elektroforetik biriktirme yöntemi iki elektrot arasında elektrik akımı oluşturarak süspansiyondaki yüklü parçacıkların bu akım sayesinde hareketinin sağlanması ve hareketli parçacıkların elektrotlardan biri üzerinde biriktirilmesi işlemidir. Bu yöntemle üretilen malzeme sıkı paketlenmiş toz plakası halindedir ve tam olarak yoğun malzeme üretimi için sinterlemeye ihtiyaç duyar. Elektroforetik biriktirme yöntemi kullanılarak katmanlı veya devamlı yapıda FDM retimi mümkündür.

Elektroforetik biriktirme yöntemi kullanılarak seramik-seramik $Al_2O_3-ZrO_2$ ve seramik-metal WC-Co devamlı kompozisyon dağılımına sahip FDM üretiminin amaçlandığı bir çalışmada sertlik değerlerinden malzemenin derecelendirilmişlik düzeyi saptanmış ve FDM başarılı bir şekilde retilenmiştir [24]. Bu çalışmada kullanılan elektroforetik biriktirme düzeneği şekil 2.5'te şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.5. FDM üretimi için elektroforetik biriktirme düzeneğinin şematik gösterimi [24]

Elektroforetik biriktirme yönteminde gerilim azaltma yoluyla malzeme yapısında derecelendirilmenin sağlandığı diğer bir çalışmada NiO-YSZ kompozit FDM film üretilmiştir. Bu çalışmada % 60 NiO ve % 40 YSZ içeren süspansiyondan üretilen üç katmanlı FDM hem kompozisyon hem de boşluk konsantrasyonu bakımından derecelendirilmiştir [25].

Yapay eklem implantı üretiminin araştırıldığı diğer bir çalışmada ise Al_2O_3 -SiC-ZrO₂ FDM başarılı bir şekilde üretilebilmiştir. Tokluk, sertlik ve basma gerilmesi değerleri SiC artışıyla dereceli bir şekilde artmıştır [26].

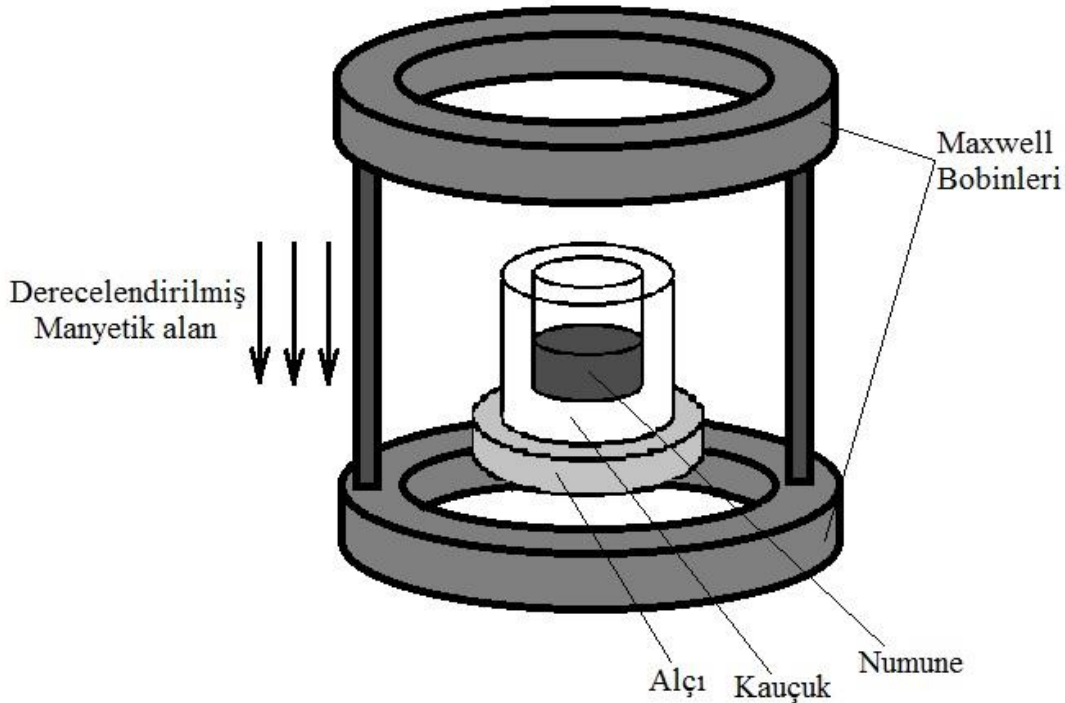
Elektroforetik biriktirme yöntemi de buhar biriktirme yöntemi gibi kaplamaya yönelik bir yöntemdir ve kütleli malzemelerin üretimine imkan tanımaz. Bununla birlikte yöntemin metal ve seramik FDM üretiminde kullanılabilir olması önemli bir avantajdır. Ayrıca

kaplama yöntemleri arasında diğerlerine göre daha ekonomik olması elektroforetik biriktirme yönteminin kullanılabilirliğini artırmaktadır.

2.6. Slip Döküm Yöntemi

Slip döküm yöntemi seramik malzeme üretiminde yoğun bir şekilde kullanılmaktadır. Bu yöntem boşluklu yapıdaki alçı kalıbın içine üretilecek malzemenin dökülmesi ve istenilen et kalınlığına ulaşıldıktan sonra kalan malzemenin boşaltılması aşamalarından oluşur. Slip döküm yöntemi ile üretilen malzemeler herhangi bir işlem uygulanmaksızın boşluk konsantrasyonu açısından derecelendirilmiş olurlar. Bununla beraber kimyasal kompozisyon açısından derecelendirilmiş FDM üretimi de mümkündür.

Slip döküm yöntemi kullanarak üretilen FDM örneklerinden biri manyetik alanın derecelendirilmesi ile malzemenin kompozisyon açısından derecelendirilmesinin başarıldığı Ni-ZrO₂ FDM üretimidir. Bu çalışmada manyetik alanın, bekleme süresinin ve Ni miktarının etkileri araştırılmıştır [27]. Slip döküm yönteminde manyetik alan kullanarak FDM üretiminin gerçekleştirildiği düzenek Şekil 2.6'da gösterilmiştir.



Şekil 2.6. Slip döküm yönteminde manyetik alan kullanarak FDM üretimi düzenneği [27]

Klasik alçı kalıp ile beraber alümina kalıbın da kullanıldığı bir çalışmada Y₂O₃ katkılı tetragonal zirkonya polikristalleri ile 304 paslanmaz çelik karışımından slip döküm yöntemi ile 11 katmanlı FDM üretilmiştir. Bu çalışmada boşluklu alçı kalıp yerine boşluklu alümina

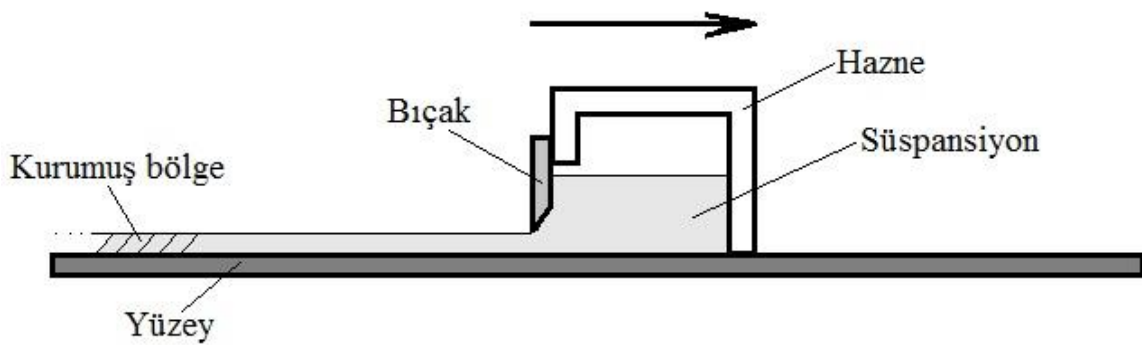
kalıp kullanmanın yüzey kirliliğini azalttığı ve katman kalınlığının kontrolünü kolaylaştırdığı tespit edilmiştir [28].

Basınçlı slip döküm yönteminin kullanıldığı başka bir çalışmada ise zirkonya-paslanmaz çelik karışımından üretilen FDM'nin mekanik ve elektriksel özellikleri araştırılmıştır. Bu çalışmada üretilen FDM'nin yoğunluğu teorik yoğunluğa yakındır ve devamlı derecelendirme yapısına sahiptir. Ayrıca elektrik iletkenliği bakımından iletken yalıtıkna geçiş başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir [29].

Görüldüğü üzere slip döküm yöntemi kullanılarak FDM üretimi oldukça basit ve ekonomiktir. Ayrıca devamlı kompozisyon dağılımına sahip FDM üretiminin de mümkün olması, termal gerilmeleri azaltacağından dolayı, slip döküm yöntemine ayrı bir avantaj daha katar. Bununla beraber yapının boşluk konsantrasyonu açısından derecelendirilmiş oluşu sinterleme sırasında problem oluşturabilir.

2.7. Şerit Döküm Yöntemi

Şerit döküm yöntemi süspansiyon hazırlama, hassas bir bıçak yardımıyla yüzeye yayma, kurutma, kesme, üst üste yerleştirip presleme ve sinterleme aşamalarından oluşur. Uzun şeritlerin üretiminde bıçak sabit ve yüzey hareketliken kısa şeritlerin üretiminde ise bıçak hareketli ve yüzey sabittir [30]. Bıçağın hareketli olduğu şerit döküm yöntemine ait şematik gösterim Şekil 2.7'de verilmiştir.



Şekil 2.7. Bıçağın hareketli olduğu şerit döküm yöntemi [30]

Şerit döküm yöntemi kullanılarak üretilen farklı kompozisyona sahip şeritlerin bir arada preslenip sinterlenmesi ile FDM üretimi mümkün olmaktadır. Bu yöntem kullanılarak boşluk konsantrasyonu bakımından derecelendirilmiş niyobyum katkılı PZT FDM başarılı bir şekilde üretilmiştir. Yapıdaki boşluk konsantrasyonu karbon siyahı miktarının değişimi

ile kontrol edilmiştir. Değişik karbon siyahı miktarları ile hazırlanmış altı farklı süspansiyondan üretilen şeritlerin üst üste yerleştirilip pres ve sinter işlemlerinden geçmesi sonrası % 10'dan % 30'a varan boşluk konsantrasyonu uygun şekilde derecelendirilebilmiştir [31].

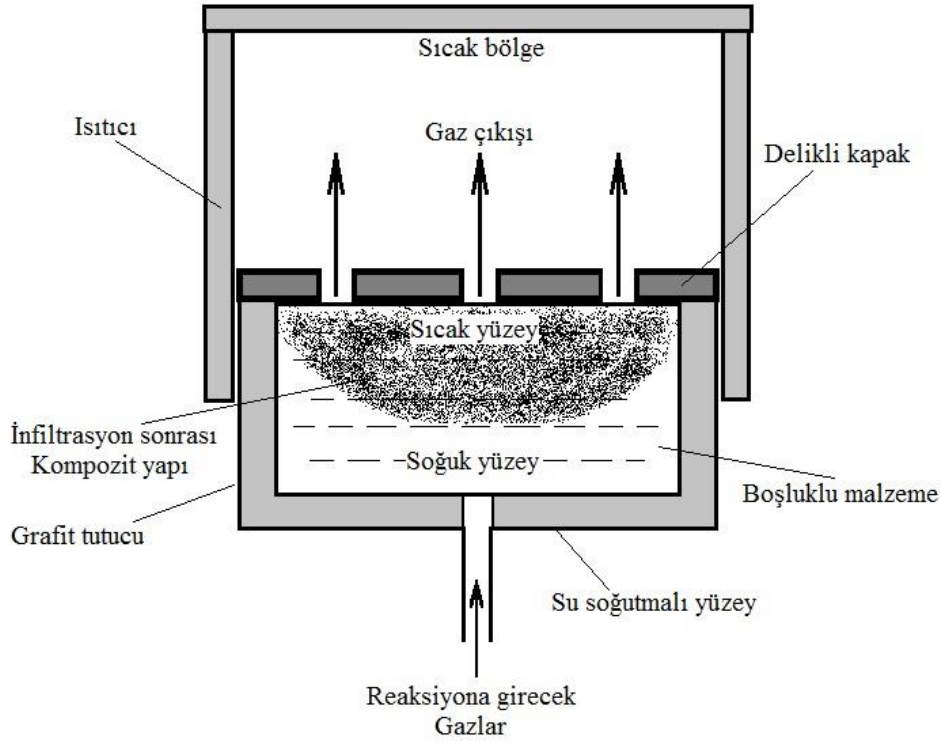
Başka bir çalışmada zirkonya ve 316 paslanmaz çeliğin farklı oranlarda karıştırılması ile oluşturulan süspansiyonların şerit döküm yöntemi ile şerit haline getirilip birleştirilmesi sonucu üretilen FDM'de devamlı derecelendirme elde edilebilmiştir. Bu çalışmada zirkonya ve 316 paslanmaz çeliğin süspansiyondaki dağılımı değişik pH değerlerindeki zeta potansiyeli verilerine göre incelenmiş, ayrıca organik katkıların dağılıma etkisi araştırılmıştır [32].

Diğer bir araştırmada ise yoğunluk ve viskozite gibi malzeme özelliklerinin şerit döküm yöntemine etkileri araştırılmıştır. Bu araştırma kapsamında manyetik soğutma parçalarında kullanılan seramik FDM'nin arayüzey yapısı modellenerek incelenmiştir [33].

Şerit döküm yöntemi, FDM üretiminde ince parçaların üretilmesi söz konusu olduğu zaman kullanılabilir. Ancak kütleli parçaların üretimi için uygun bir yöntem değildir. Üretim sürecindeki işlem basamaklarının sayısının fazla oluşu hem yöntemin kontrol edilebilirliğini zorlaştırmakta hem de seri üretim için olumsuz bir durum oluşturmaktadır.

2.8. İnfiltrasyon Yöntemi

Boşluklu yapıya sahip bir katı içerisinde gaz veya sıvının geçirilmesi ile reaksiyon ya da katılaşma ile beraber kompozit malzeme üretimine infiltrasyon denilmektedir. Kimyasal buhar infiltrasyon işleminde reaksiyona girmesi istenen gaz boşluklu katı içerisinde geçmeye zorlanır. Sıvı infiltrasyon işleminde ise malzemenin içindeki boşluklar sıvı ile doldurularak katılaştırılır [34]. Kimyasal buhar infiltrasyon işlemi Şekil 2.8'de gösterilmiştir.



Şekil 2.8. Kimyasal buhar infiltrasyon işlemi [30]

İnfiltrasyon yöntemi kullanılarak FDM üretimi birçok araştırmacı tarafından denenmiştir. Boşluklu alümina numuneye hidrolize edilmiş kalsiyum asetat ile kısmi infiltrasyon işleminin uygulandığı bir çalışmada kalsiyum asetat-alümina FDM başarılı bir şekilde üretilebilmiştir. Bu çalışmada sinter öncesi ve sonrası uygulanan tavlama ısıl işleminin oluşan fazlara ve fiziksel özelliklere etkisi incelenmiştir [35].

Pirinç çeltiği külü ilavesinin Al-SiC FDM'nin özellikleri üzerine etkisinin araştırıldığı diğer bir çalışmada FDM üretim yöntemi olarak basınçsız infiltrasyon tercih edilmiştir. Bu çalışmada pirinç çeltiği külü ve SiC partiküllerinden oluşan iki katmanlı yapıya alüminyum alaşımları ile infiltrasyon işlemi uygulanarak FDM üretimi mümkün olmuştur [36].

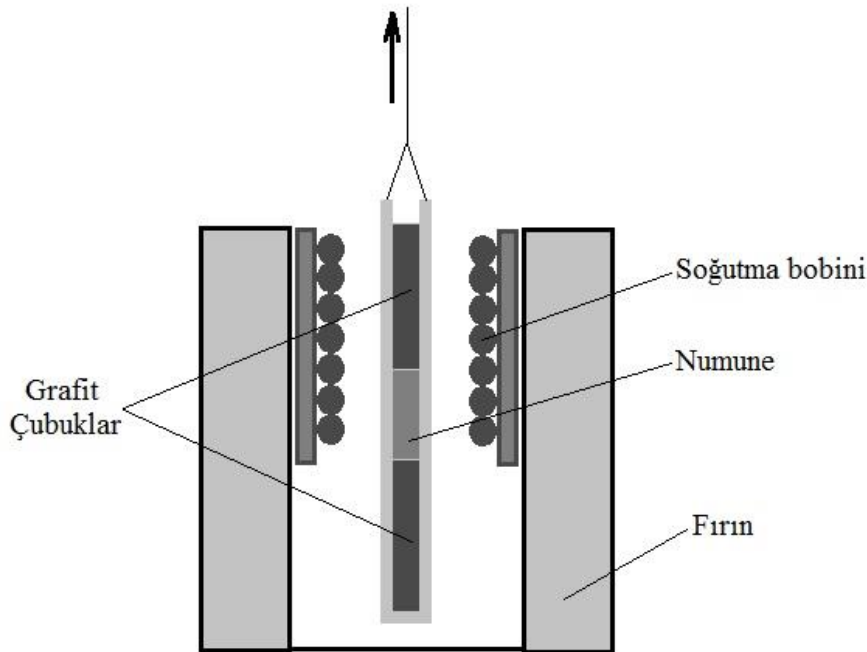
Başka bir çalışmada W-Cu FDM, yüksek akımlı yanma sentezi ve sıvı infiltrasyon işlemlerinin bir arada kullanılması ile beş dakika gibi kısa bir sürede üretilebilmiştir. Üretilen bu malzemenin yoğunluğu teorik yoğunluğun % 97'si kadardır. Malzemedeki yoğunluk, mikro sertlik ve termal genişleme katsayısı özellikleri bakımından dereceli bir yapı elde edilebilmiştir [37].

Derecelendirme işleminin ZrO₂ numune içindeki boşluk konsantrasyonunun değiştirilmesi ile gerçekleştirildiği farklı bir çalışmada ise alüminyum-magnezyum alaşımının infiltrasyon

2.10. Yönlü Katılaştırma Yöntemi

Yönlü katılaştırma yöntemi sıvı haldeki malzemenin kontrollü bir biçimde kademe kademe soğutulması ve böylece ısı akışının yönlendirilmesi ile tanelerin bu yönde büyütülmesi işlemidir. Yönlü katılaştırma yönteminde katılaştırma parametrelerinin değiştirilmesi ile düzgünce hizalanmış lamelden çok iyi bir biçimde dağılım gösteren fiber ve partikül takviyeli yapıya kadar geniş bir yelpazede üretim yapılabilir. Yönlü katılaştırma ile üretilen malzemeler yüksek sıcaklık mekanik özellikleri, kırılma özellikleri ve sürünme dayanımı açısından geleneksel döküm yöntemi ile üretilen malzemelere göre daha başarılıdır [40].

1995 yılında başlatılan Alman Öncelik Programı kapsamındaki bir araştırmada makro ölçekte, bir boyutlu konsantrasyon derecelendirme işlemi yönlü katılaştırma yöntemi ile gerçekleştirilmeye çalışılmıştır. Bu araştırmada FDM üretimi için yönlü katılaştırma işlemi sırasında solidüs ve likidüs arasında oluşan kompozisyon farkı itici güç olarak kullanılmıştır. Katılaşmanın kararlı halde gerçekleşmesini önlemek için katılaşmanın başladığı yüzeye temas eden sıvı olabildiğince hızlı bir şekilde karıştırılmıştır [3]. Bu araştırmada kullanılan dikey fırın düzeneği Şekil 2.10'da gösterilmektedir.



Şekil 2.10. Yönlü katılaştırma yöntemi ile FDM'nin üretildiği dikey fırın düzeneği [3]

Farklı bir araştırmada yönlü katılaştırma yöntemi yerçekimi olan ve olmayan ortamlarda denenmiş ve indiyum-antimon FDM üretimi gerçekleştirilmiştir [41]. Yönlü katılaştırma yöntemi kullanarak gaz takviyeli metal matrisli kompozit üretimi de yapılabilir. Bu

kompozitlerin boşluk konsantrasyonu bakımından derecelendirilmesi ile FDM üretimi mümkün olmaktadır [39].

Yönlü katılaştırma yöntemi ile FDM üretimi farklı prosedürler uygulanarak gerçekleştirilebilmektedir. Ancak sistemin çalışma prensibi üretilecek parça şekli konusunda önemli kısıtlamalar getirmektedir.

2.11. Santrifüj Döküm Yöntemi

Santrifüj döküm yöntemi oldukça eski bir yöntemdir. Bu yöntemde ait ilk patent 1809 yılında Eckert tarafından İngiltere’de alınmıştır. Santrifüj döküm yönteminin Amerika’daki ilk patentini ise 1848 yılında Love-Grove almıştır. Aynı yıl Andrew Shanks dövme demir kalıp içerisinde 3,6 m uzunluğunda ve 7,5 cm çapında dökme demir boru üretimini gerçekleştirmiştir [42].

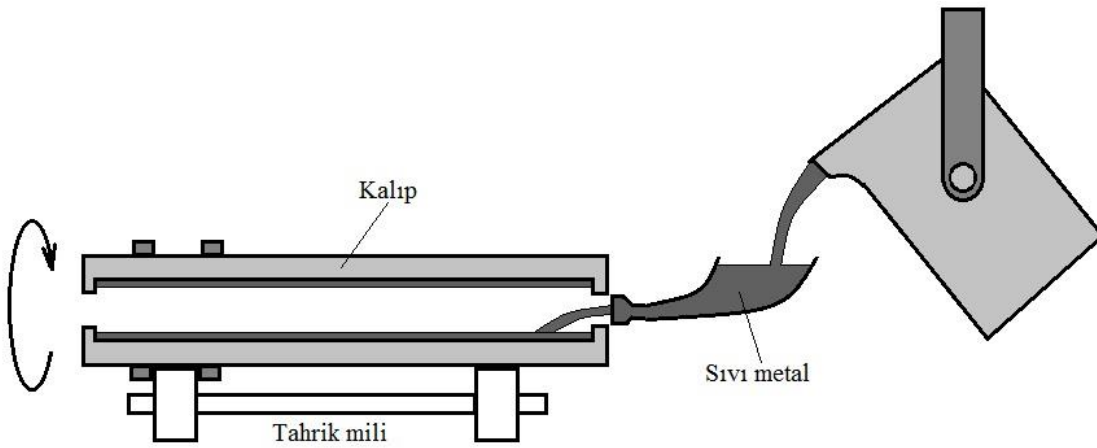
Shanks’ın kullandığı yöntemde kalıpta herhangi bir soğutma sistemi bulunmamaktaydı ve bu yöntem 1910’lu yıllara kadar bu şekilde devam etti. 1918 yılında Dimitri Sensaud deLavaud su soğutmalı kalıbı kullanarak sistemi kısa sürelerde tekrar kullanılabilir hale getirmiştir [43].

Santrifüj döküm yöntemi, boru üretiminde merkezde maça kullanımını ortadan kaldırması ve dökülen malzemeyi boşluklardan arındırması özellikleri ile meşhur olmuştur. Dünyadaki bütün döküm üretiminin tonaj bakımından % 15’ini oluşturan santrifüj döküm yöntemi ile klasik döküm yönteminde üretilen bütün metaller üretilmektedir. Bu yöntem yolluk kullanımını minimize eder ve besleyici kullanımına da ihtiyaç duymaz. Kalıbın dönmesi sırasında sıvı metalde oluşan basınç dökülecek parçayı besleyebilmektedir. Ayrıca üretim sırasında oluşan gazlar ve inklüzyonlar sıvı metalden daha düşük yoğunluğa sahip olduğu için kalıbın merkezine doğru hareket ederler. Böylece parçanın dış yüzeyinin kalitesi artmaktadır [42,43].

Santrifüj döküm yöntemi ile daha çok içi boş silindirler, segmanlar ve borular üretilmektedir. Bunun başlıca sebepleri merkezdeki maçaya gerek kalmaması, et kalınlığının dökülen sıvı metal hacmi ile ayarlanabilmesi ve kullanılan sıvı metalin neredeyse % 100’e yakın kısmının oluşturulacak parça için kullanılabilmesidir [44]. Bununla beraber santrifüj döküm yöntemi ile üretilen şekiller silindir ile sınırlı değildir. Farklı santrifüj döküm yöntemleri kullanarak neredeyse bütün şekillerin üretimi mümkün olmaktadır.

Santrifüj döküm yöntemlerini yatay gerçek santrifüj döküm, dikey gerçek santrifüj döküm, yarı santrifüj döküm ve santrifüj döküm olmak üzere dört ana başlık altında toplayabiliriz.

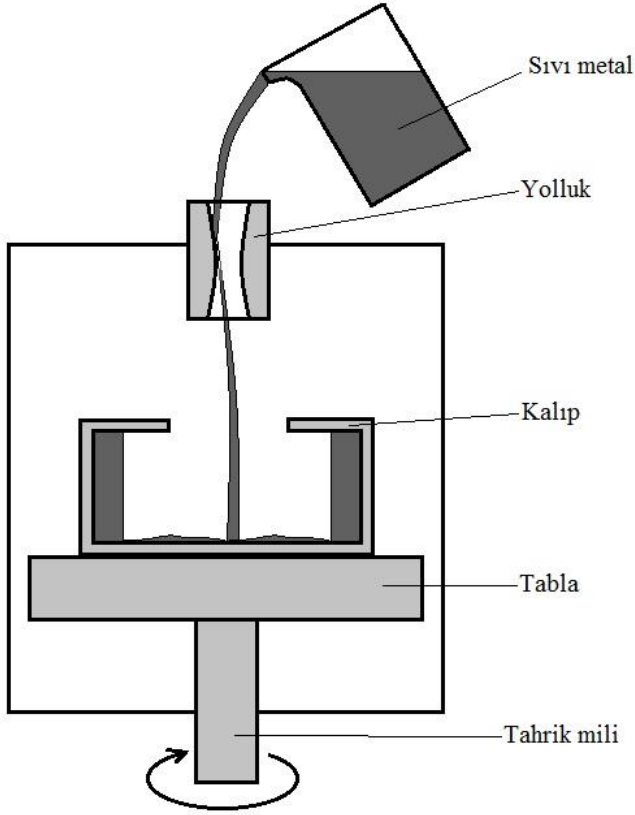
Yatay gerçek santrifüj döküm yöntemi santrifüj ile üretimin başlangıcıdır ve boyu çapına göre çok daha büyük olan silindirik parçaların üretiminde kullanılır. Yatay gerçek santrifüj döküm yöntemi, dönmekte olan yatay silindirik bir kalıbın içerisine sıvı metalin dökülmesi ve merkezkaç kuvveti ile dökülen sıvı metalin kalıp duvarına doğru yüksek bir basınçla itilmesi işlemidir. İlk dönemlerinde soğutma sistemi içermeyen yatay gerçek santrifüj döküm için daha sonraları su soğutma sistemi içeren metal kalıplar geliştirilmiştir. İç boşluk için maça kullanımına gerek yoktur ve üretilen malzemenin et kalınlığı dökülen sıvı metal miktarı ile ayarlanabilir. Şekil 2.11’de yatay gerçek santrifüj döküm yöntemi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.11. Yatay gerçek santrifüj döküm yönteminin şematik gösterimi [43]

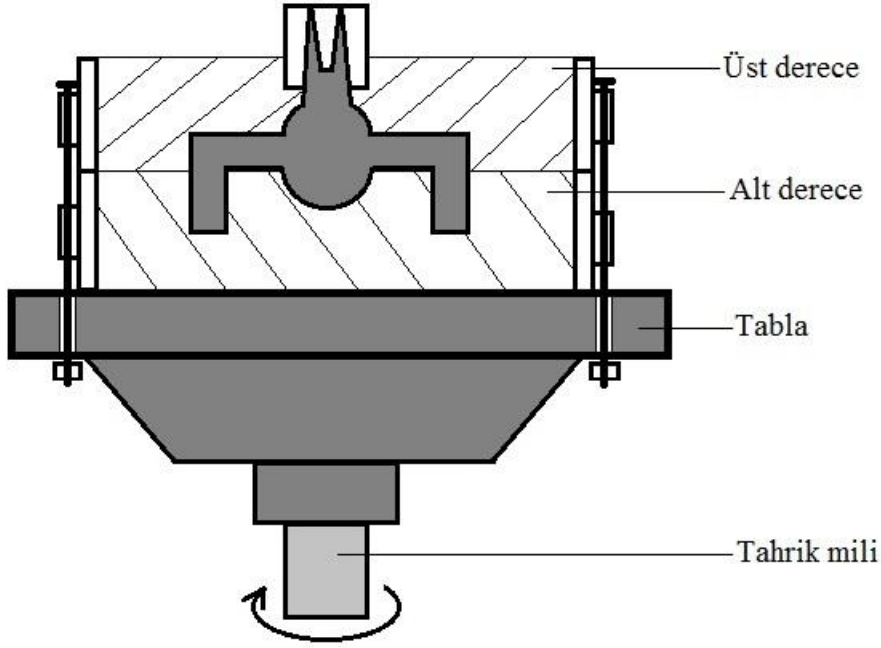
Dönme ekseninin dikey olduğu dikey gerçek santrifüj döküm yönteminde ise üretilen parçanın çapı boyundan çok daha büyük olabilmektedir. Bu yöntem de yine silindirik parçaların üretimi için uygundur ve çalışma prensibi yatay gerçek santrifüj döküm ile benzerdir. İki yöntem arasında seçim yaparken temel ölçüt üretilen parçanın boy/çap oranıdır. Bu oran büyük olduğunda yatay gerçek santrifüj döküm, küçük olduğunda ise dikey gerçek santrifüj döküm yöntemi tercih edilir. Ancak yatay gerçek santrifüj döküm yönteminde boy/çap oranı büyük olsa bile dönme hızına bağlı olarak belirli bir çaptan sonra üretim mümkün değildir. Ayrıca üretilen parçanın boyu da kalıp boyutu ile sınırlıdır. Dikey gerçek santrifüj döküm yönteminde ise boy/çap oranı küçük olsa bile yerçekimi ve dönme hızı faktörlerinin bir sonucu olarak belirli bir boydan sonra üretim yapılamaz.

Bununla birlikte üretilecek parçanın çapı da kalıp çapı ile sınırlanmıştır. Dikey gerçek santrifüj döküm yöntemi Şekil 2.12’de gösterilmiştir.



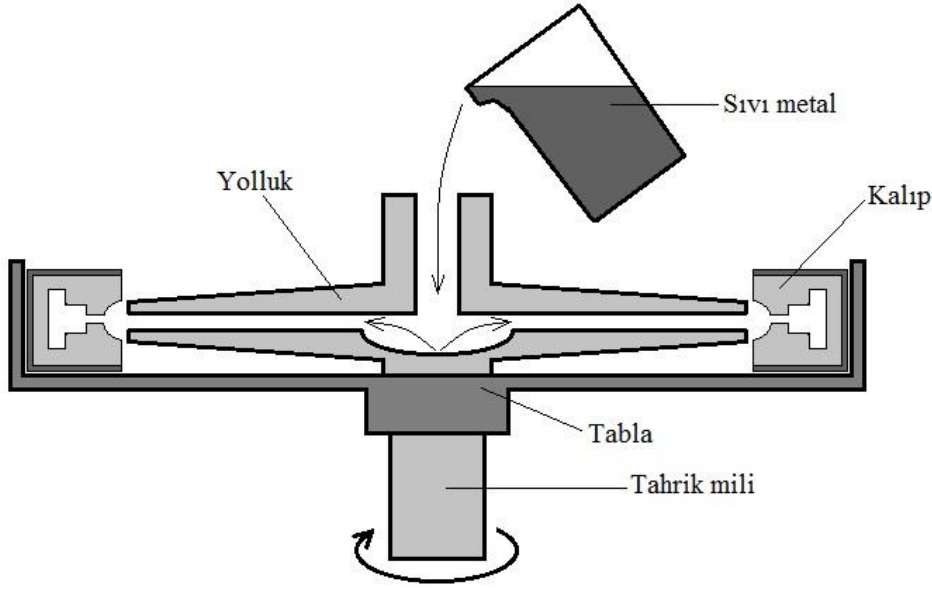
Şekil 2.12. Dikey gerçek santrifüj döküm yönteminin şematik gösterimi [43]

Yarı santrifüj döküm yöntemi uygun kalıp tasarımı ile karmaşık şekilli parçaların üretimine imkan sağlar. Bu yöntemle üretilecek parça dönme eksenine göre simetrik olmalıdır. İç boşlukların veya iç yüzeylerin şekillendirilmesi için genellikle maça kullanılır. Geleneksel döküm yöntemi ile üretimi zor olan parçalar genellikle yarı santrifüj döküm yöntemi ile ekonomik bir şekilde üretilebilmektedir. Bunun en önemli sebeplerinden biri santrifüj etkisiyle oluşan basıncın sıvı metali beslemeye olan katkısıdır. Yüksek basınçla birlikte sıvı metalin akıcılığı artmakta ve ince kesitler kolaylıkla doldurulabilmektedir. Dişli, kasnak diski ve çark yarı santrifüj döküm ile üretilen parçaların bazılarıdır. Yarı santrifüj döküm yönteminin nasıl işlediği Şekil 2.13’de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.13. Yarı santrifüj döküm yönteminin şematik gösterimi [43]

Santrifüj döküm yöntemi diğer yöntemler arasında en gelişmiş olanıdır. Bu yöntemde üretimin gerçekleştirileceği makinenin boyutlarıyla sınırlandırılan kalıp boyutları dışında üretilecek parça şekli konusunda başka bir sınırlama yoktur. Diğer üç santrifüj yönteminden farklı olarak, santrifüj döküm yönteminde dönme eksenini üretilecek parçanın simetri eksenini olmak zorunda değildir. Birkaç kalıp dönme eksenini etrafında sıralanarak aynı anda birden çok döküm işlemi yapılabilir. Santrifüj döküm yöntemi santrifüj ile üretim yöntemleri arasında en çok tercih edilen yöntemdir. Santrifüj döküm yönteminin tercih edilmesindeki en önemli sebeplerden biri kalıbın dönme ekseninden oldukça uzakta bulunması ve böylece yüksek açısal hızla beraber sıvı metale yüksek basınç uygulanabilmesidir. Bu şekilde çok ince kesitli parçalar bile rahatlıkla üretilebilmektedir. Aynı anda birkaç kalıbın birden doldurulabildiği santrifüj döküm yöntemine ait bir örnek Şekil 2.14'te gösterilmiştir.



Şekil 2.14. Santrifüj döküm yönteminin şematik gösterimi [43]

Santrifüj döküm yönteminde seramik, metal veya kauçuk kalıplar kullanılabilir. Kalıp seçimi istenilen yüzey hassasiyeti, döküm sıcaklığı ve üretilecek parça sayısına bağlı olarak değişmektedir.

Yatay gerçek santrifüj döküm, dikey gerçek santrifüj döküm, yarı santrifüj döküm ve santrifüj döküm yöntemleri ile FDM üretimi birçok araştırmacı tarafından incelenmiş ve her bir yöntemde başarılı sonuçlar elde edilmiştir. Araştırmacıların yöntem seçimindeki en önemli faktör üretilecek parçanın şekli olmuştur.

Yatay gerçek santrifüj döküm yöntemi kullanılarak Al-Si FDM üretiminin gerçekleştirildiği bir çalışmada döküm sıcaklığı artışının mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilediği ancak kalıp dönme hızının artışıyla mekanik özelliklerin iyileştirildiği ve yoğunluğun arttığı belirtilmiştir [45].

Aynı yöntem kullanılarak, yapı içinde oluşturulmuş Si-Mg₂Si partikülleri ile takviye edilmiş Al-Si-Mg FDM'nin üretildiği başka bir çalışmada ise üretim parametrelerinin partikül segregasyon oranı, dağılımı, boyutu ve hacim oranı sistematik olarak incelenmiştir. Aynı zamanda üretilen boru şeklindeki parçaların sertlik, aşınma direnci ve termal genişleme özellikleri de araştırılmıştır. Bu çalışmada üretilen FDM'nin aşınma direnci ve termal genişleme özellikleri bakımından geleneksel otomobil silindir gömleği malzemesinden daha üstün olduğu tespit edilmiştir [46].

Yatay gerçek santrifüj döküm yönteminin kullanıldığı diğer bir çalışmada ise A390 alüminyum alaşımına farklı oranlarda Mg ilave edilerek üretilen FDM silindirlerin mikroyapısı, sertliği ve aşınma direnci incelenmiştir. Mg ilavesinin olmadığı ve % 12 Mg ilavesinin olduğu numunelerde dış yüzeyin, % 6 Mg ilavesinin olduğu numunede ise iç yüzeyin aşınma direncinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir [47]. Benzer bir çalışmada Al-19Si-5Mg FDM ile Al-19Si FDM'nin sertlik ve aşınma direnci özellikleri karşılaştırmalı olarak araştırılmıştır. Al-19Si FDM'de partiküller iç ve dış bölgelerde dağılmış olarak bulunurken, Al-19Si-5Mg FDM'de partiküllerin sadece iç bölgede yoğunlaştığı belirtilmiştir. Yoğunluğu alaşımın yoğunluğundan daha düşük olan Mg₂Si partiküllerinin iç bölgede yoğunlaşması normal karşılanırken birincil Si partiküllerinin de aynı şekilde iç bölgede yoğunlaşması durumu Mg₂Si partiküllerinin birincil Si partikülleri ile çarpışarak bu partikülleri iç bölgelere taşımış olması ihtimali ile açıklanmıştır. Bununla birlikte Al-19Si-5Mg FDM'nin iç yüzeyinin sertlik ve aşınma direnci özelliklerinin dış yüzeyinden ve Al-19Si FDM'den daha üstün olduğu da belirtilmiştir [48].

Üretim yöntemi olarak yatay gerçek santrifüj döküm yönteminin tercih edildiği ve Al356 ile Al2124 alaşımlarına SiC partiküllerinin ilave edilmesiyle oluşturulan FDM'lerin mekanik özelliklerinin incelendiği bir çalışmada SiC partiküllerinin dış bölgede yoğunlaştığı ve bundan dolayı dış bölgenin sertlik ve aşınma direnci özelliklerinin iç bölgeden daha üstün olduğu gösterilmiştir [49].

Yine partikül ilavesi ile FGM üretiminin gerçekleştirildiği farklı bir çalışmada alçı içerisine korundum partikülleri ve su ilave edilerek karıştırıldıktan sonra yatay gerçek santrifüj döküm yöntemi ile derecelendirme başarılı bir şekilde yapılabilmektedir. Partikül dağılımının incelendiği bu çalışmada büyük partiküllerin daha dış bölgelerde bulunduğu ve bu durumun ortalama partikül hacim oranı ve kalıp dönme hızıyla ilgili olduğu gösterilmiştir [50]. Diğer bir çalışmada ise seramik partiküllerin santrifüj kuvveti etkisi ile sıvı metal içerisindeki hareketi modellenmiştir. Bu çalışmanın sonuçlarının alçı-korundum FDM partikül dağılımı ile uyumlu olduğu gösterilmiştir [51].

Yatay gerçek santrifüj döküm yönteminin kullanıldığı araştırmalardan bir diğerinde Al-Al₃Ti FDM üretilmiş ve bu malzemenin aşınma direnci incelenmiştir. Al-Al₃Ti FDM'nin aşınma direncinin saf alüminyuma göre çok daha yüksek olduğu belirtilmiştir [52]. Benzer bir çalışmada Al-(Al₃Ti+ Al₃Ni) FDM üretimi gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada Al₃Ti ve Al₃Ni partiküllerinin bir arada kullanılarak her ikisinin de olumsuz etkilerini ortadan

kaldırmak amaçlanmıştır [53]. Başka bir araştırmada ise Al-Al₂Cu FDM yatay gerçek santrifüj döküm yöntemi kullanılarak başarılı bir şekilde üretilmiş ve derecelenme oluşumu ayrıntılı bir şekilde incelenmiştir [54].

Farklı Al-Si alaşımlarının santrifüj etkisine hassasiyetinin incelendiği bir araştırmada üretim yöntemi olarak dikey gerçek santrifüj döküm yöntemi tercih edilmiştir. Ayrıca dikey gerçek santrifüj döküm ile geleneksel döküm yöntemi ile üretilen parçaların mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır [55]. Dikey gerçek santrifüj döküm yönteminin kullanıldığı diğer bir araştırmada Al-Al₃Ti FDM'de alüminyum matrisin dizilişi incelenmiş ve artan santrifüj kuvvetinin diziliş üzerine etkisi gösterilmiştir [56]. Aynı yöntemin kullanıldığı başka bir çalışmada ise Al-Cu-Fe üçlü alaşımından yapı içinde oluşturulmuş fiber takviyeli FDM üretimi başarılı bir şekilde gerçekleştirilebilmiştir [57].

Yarı santrifüj döküm yöntemi ile ZK60A magnezyum alaşımından FDM üretiminin gerçekleştirildiği bir araştırmada yapı içindeki zirkonyumun santrifüj kuvveti doğrultusunda artış gösterdiği ve dereceli bir yapı oluşturduğu ancak MgZn₂'nin neredeyse homojen dağılım gösterdiği belirtilmiştir [58].

Üretim yönteminin yarı santrifüj döküm olduğu diğer bir çalışmada ötektiküstü Al-Si alaşımına SiC partikülleri ilave edilerek sertlik, aşınma direnci ve ortalama doğrusal genleşme katsayısı özellikleri araştırılmıştır. Piston üretiminin amaçlandığı bu çalışmada SiC partiküllerinin pistonun baş kısmında yoğunlaşarak bu bölgeyi daha sert ve aşınma direncini daha yüksek hale getirdiği tespit edilmiştir. Ayrıca ortalama doğrusal genleşme katsayısında geleneksel döküm yöntemi ile üretilen pistonu göre % 23,1'lik azalma olduğu belirtilmiştir [59].

Yarı santrifüj döküm yöntemi ile FDM üretimin gerçekleştirildiği bir çalışmada düşük karbonlu çelik içerisine WC partikülleri ilave edilerek mikroyapı incelemesi yapılmıştır. Bu çalışmada WC partiküllerinin dış bölgede yoğunlaştığı tespit edilmiştir [60]. Aynı yöntem kullanılarak otomobil için FDM alüminyum kompozit piston üretiminin gerçekleştirildiği diğer bir çalışmada A390 alüminyum alaşımı kullanılmış ve yapı içerisinde oluşan birincil Si partikülleri ile takviye edilmiştir. Bu çalışmada birincil Si partiküllerinin piston başında yoğunlaşarak sertlik ve aşınma direnci özelliklerinde artışa sebep olduğu tespit edilmiştir [61].

Al-Si alaşımından FDM yapısal parçaların üretiminin amaçlandığı bir çalışmada üretim yöntemi olarak santrifüj döküm yöntemi tercih edilmiş ve bu yöntem ile üretilen parçalar geleneksel döküm yöntemi ile üretilen parçalar ile mekanik özellikler açısından karşılaştırılmıştır. Santrifüj döküm yöntemi ile üretilen FDM parçada dönme merkezinden uzaklaştıkça mekanik özelliklerde artış görülmüştür. Geleneksel döküm yöntemi ile üretilen parça ile santrifüj döküm yöntemi ile üretilen parça arasında mekanik özellikler açısından büyük farklar tespit edilmiştir.

Santrifüj döküm yönteminin kullanılması ile geleneksel döküm yöntemine kıyasla kopma dayanımında % 35, kopma uzamasında % 160, elastik modülde % 18, yorulma ömründe % 1500 ve yorulma limitinde % 45 artış olduğu tespit edilmiştir [62].

Üretim parametreleri ve soğuma hızınının Al-Al₂Cu FDM üzerindeki etkilerinin araştırıldığı çalışmada yatay gerçek santrifüj döküm yöntemi ile santrifüj döküm yöntemi karşılaştırılmıştır. Ayrıca döküm atmosferi ve kalıp dönme hızının etkileri de gösterilmiştir. Vakum ortamında üretilen numunelerin argon ve azot gazı ortamında üretilen numunelere göre daha basamaklı bir derecelenme yapısına sahip olduğu tespit edilmiştir. Kalıp dönme hızının değişmesiyle Al₂Cu oranı ile birlikte Al-Al₂Cu ötektik yapısı da etkilenmiştir. Aynı çalışmada Al-Al₂Cu ötektik yapısı ve Al₂Cu hacim oranından soğuma hızı tahmini yapılmıştır. Küçük ebatlı numunelerin büyük ebatlı olanlara göre daha homojen bir soğuma hızı dağılımına sahip olduğu ve böylece numune boyutunun da FDM üretiminde etken parametrelerden biri olduğu gösterilmiştir [63].

Görüldüğu üzere yatay gerçek santrifüj döküm, dikey gerçek santrifüj döküm, yarı santrifüj döküm ve santrifüj döküm yöntemlerinin her biri ile FDM üretimi mümkündür. Bu yöntemlerin tamamında vakum veya farklı gaz atmosferlerinde üretim gerçekleştirilebilmektedir. Üretim sırasında mekanik özellikler ve mikroyapı üzerinde etkisi olan parametreler kalıp dönme hızı, soğuma hızı ve deney atmosferi olarak özetlenebilir. Santrifüj döküm yöntemi farklı geometrilerin üretimine imkan tanınması ile diğer santrifüj yöntemlerine göre daha avantajlı bir yöntemdir. Bu çalışmada üstün avantajlarından dolayı üretim yöntemi olarak santrifüj döküm yöntemi tercih edilmiştir.

3. MATERYAL VE METOT

3.1. Döküm Alaşımını Oluşturan Malzemeler

Deneysel çalışmalarda kullanılan Al-Cu ötektik alaşımı, ETİAL-7 standardında (% 99,7) saf alüminyum ve ticari saflıkta (% 99,99) bakırdan oluşmaktadır. Döküm alaşımını oluşturan malzemelerden saf alüminyumun kimyasal kompozisyonu Çizelge 3.1’de, saf bakırın kimyasal kompozisyonu ise Çizelge 3.2’de gösterilmektedir.

Çizelge 3.1. ETİAL-7 standardında saf alüminyumun kimyasal kompozisyonu

Element	Al	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Diğerleri
% Ağırlık	99,70	0,25	0,15	0,03	0,04	0,03	0,10

Çizelge 3.2. Ticari saflıkta bakırın kimyasal kompozisyonu

Element	Cu %	Se ppm	Te ppm	Bi ppm	Sb ppm	S ppm	Fe ppm	Si ppm	Diğerleri ppm
Ağırlık	+99,99	<2,0	<2,0	<2,0	<4,0	<10,0	<2,0	<2,0	<7,0

3.2. Al-Cu Ötektik Alaşımı Üretimi

Döküm alaşımı Resim 3.1’de gösterilen elektrik rezistanslı ertitme ocağı ile silisyum karbür pota içerisinde 700 °C sıcaklıkta ertitilmiştir.



Resim 3.1. Elektrik rezistanslı ertitme ocağı

Döküm alaşımının temizliğinin sağlanması için silisyum karbür pota temizlenmiş, kullanılacak olan el takımları BN (Bornitrür) ile kaplanmıştır. Ayrıca alaşımın potanın bütün bölgelerinde aynı kompozisyonda olmasını sağlamak için ergitme boyunca karıştırma işlemi yapılmıştır. Takımlardan çözünme yoluyla diğer elementlerin alaşıma karışmasını önlemek için, karıştırma işlemi saf bakır çubuklarla yapılmıştır. Curuf toplama işlemi de yine saf bakır telden üretilmiş bir aparatla gerçekleştirilmiştir.

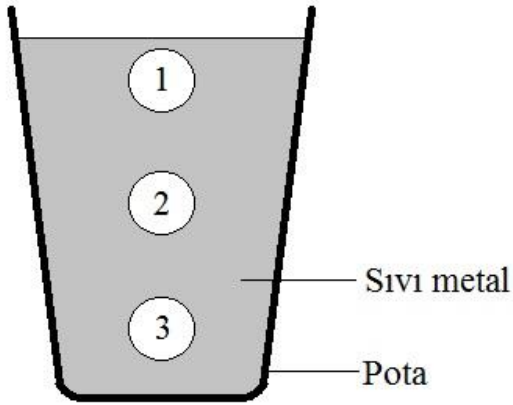
3.3. Ön-numune Üretimi

Deneysel çalışmalarda kullanılan santrifüj döküm makinesi kapalı bir sisteme sahip olduğundan döküm sırasında malzeme ilavesi yapılamamaktadır. Bu sebeple her döküm için kalıp boşluğu hacmini dolduracak büyüklükte ön-numuneler üretilmiştir. Ön-numunelerin üretiminde kullanılan kokil kalıplar ve üretilen ön-numune Resim 3.2’de gösterilmiştir.



Resim 3.2. Ön-numune üretiminde kullanılan kokil kalıplar ve üretilen ön-numune

Elektrik rezistanslı ergitme ocağında hazırlanan döküm alaşımının kokil kalıplara dökülmesiyle üretilen ön-numunelerin ötektik bileşimde olup olmadığını kontrol etmek için Şekil 3.1’de gösterildiği gibi, potanın üç farklı seviyesinden alınan döküm alaşımı ile üretilen ön-numuneler SPECTROMAXx marka optik emisyon spektrometresi ile analiz edilmiş ve bütün ön-numunelerin ötektik bileşime sahip olduğu teyit edilmiştir.



Şekil 3.1. Alaşımın kimyasal kompozisyonunu kontrol etmek için örnek alınan bölgeler

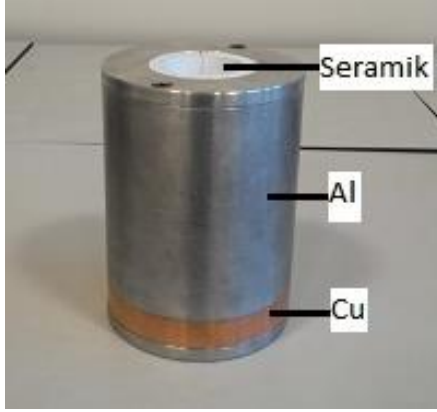
Döküm alaşımına ait kimyasal kompozisyon Çizelge 3.3'te gösterilmiştir. Pota veya el takımları dolayısıyla herhangi bir kirlenmenin olmadığı Çizelge 3.3'te açıkça görülmektedir.

Çizelge 3.3. Ön-numunelerin kimyasal kompozisyonu

Element	Al	Cu	Si	Fe	Mn	P	Cr	Zn
% Ağırlık	66,9	32,87	0,033	0,15	0,002	0,001	0,0054	0,031

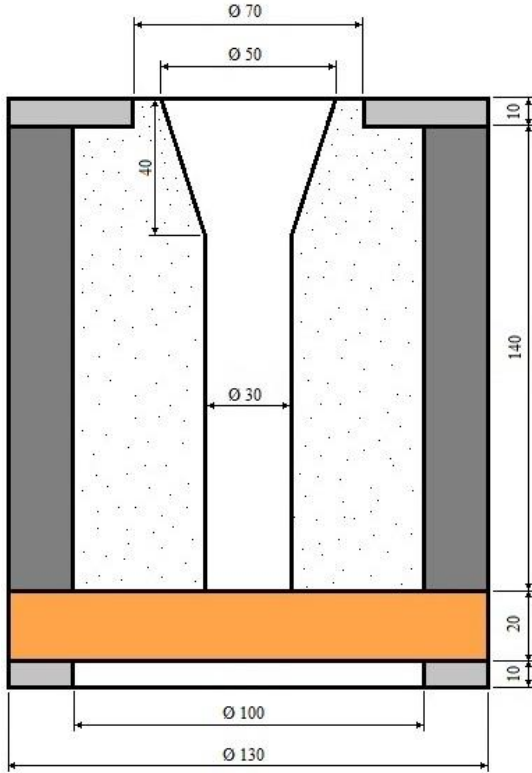
3.4. Kalıp Tasarımı

Kapalı sisteme sahip santrifüj döküm makinelerinde kalıp tasarımı çekme boşluğunun kontrolü açısından oldukça önemlidir. Bu çalışmada özgün bir kalıp tasarımı ile çekme boşluğu kontrolü, yönlü katılaştırma, farklı soğuma hızlarının elde edilmesi ve fonksiyonel derecelendirme sağlanmıştır. Yönlü katılaştırmanın sağlanması için kalıp tabanına saf bakırdan üretilmiş bir soğutucu disk yerleştirilmiş ve kalıbın diğer yüzeylerinden ısı transferini önlemek için izolasyon malzemesi kullanılmıştır. Bakır soğutucunun sıvı alaşım ile temas edeceği yüzey alanının değiştirilmesi ve izolasyon malzemesi kullanarak bakır soğutucu temasının tamamen kesilmesi ile farklı soğuma hızları elde edilmiştir. Kalıbın dış ölçüleri santrifüj döküm makinesinin kalıp tutucu bölümüne uygun olarak tasarlanmıştır. Alüminyum dış gövde, soğutucu bakır disk ve izolasyon malzemelerinden oluşan kalıp seti Resim 3.3'te gösterilmiştir.



Resim 3.3. Deneysel çalışmalarda kullanılan kalıp seti

Santrifüj döküm sırasında kalıp yüksek değerlerde basınca maruz kalacağından dış gövde, üst kapak ve alt kapak Al-6061 alüminyum alaşımından üretilmiştir. Kalıp setinin ölçüleri Şekil 3.2’de verilmiştir.



Şekil 3.2. Kalıp setinin ölçüleri

Kalıp tabanına yerleştirilen bakır soğutucunun boyutu kalıp boşluğuna doldurulacak olan sıvı alaşımın tamamen katılaşmasına kadar vereceği ısıyı emebilecek kapasitede ayarlanmıştır. Kalıbın dış ölçüleri kalıp tutucunun ölçüleri ile sınırlandırılmıştır. Sıvı alaşıma şekil veren seramik kalıp üç farklı şekilde üretilmiş, Şekil 3.2’deki tasarımın tabanına seramik izolasyon malzemesi konulması ile de dördüncü tasarım oluşturulmuştur.

Dört farklı soğuma hızının elde edilmesi için tasarlanan seramik kalıplar ve sıvı alaişim ile soğutucu diskin temasını kesmek için tasarlanan seramik izolasyon malzemesi Resim 3.4'te gösterilmiştir.



Resim 3.4. Dört farklı soğuma hızının elde edilmesi için hazırlanan tasarımlar

Resim 3.4'te gösterilen seramik kalıplar CalCast 100 marka izolasyon malzemesinden, soğutucu ile teması kesmek için tasarlanan silindirik parça ise Ceraboard 100 marka izolasyon malzemesinden üretilmiştir. Bu malzemelerin özellikleri Çizelge 3.4'te verilmiştir.

Çizelge 3.4. Kalıp tasarımında kullanılan izolasyon malzemelerinin özellikleri

İzolasyon malzemesi	700 °C'de ısı iletim katsayısı, k (W/m.K)	Maksimum servis sıcaklığı (°C)	Yoğunluk (g/cm ³)
Calcast CC100	0,26	1000	0,86
Ceraboard 100	0,13	1260	0,31

A, B ve C kalıplarında bakır soğutucu ile sıvı alaişimin temas edeceği alanlar sırasıyla 2,35 cm², 4,7 cm² ve 7,05 cm²'dir. D kalıbının tasarımında kullanılan Ceraboard 100 marka izolasyon malzemesinin et kalınlığı 15 mm, CalCast CC100'ün 35 mm'dir. İzolasyon malzemelerinin ısı iletim katsayıları da göz önünde bulundurulduğunda bu ölçüler D kalıbının her yönünden eşit seviyede ısı transferi olmasını sağlamaktadır.

A, B ve C kalıp tasarımlarında, tabandan gerçekleşen ısı transferi Eş. 3.1'e göre hesaplanmıştır [64]. Hesaplamalarda ısı transfer katsayılarının işlem boyunca değişmediği varsayılmış, ayrıca taşınım ve ışınım ile ısı geçişi ihmal edilmiştir.

$$Q = k_{Cu} A \frac{\Delta T_a}{L} \quad (3.1)$$

Eş. 3.1’de gösterilen Q sistemden atılan ısı miktarı, k_{Cu} (401 W/m.K) [65] bakır soğutucunun ısı iletim katsayısı, A ısı transferi yönüne dik yüzey alanı, ΔT_a döküm sıcaklığı ile deney ortamı sıcaklığı arasındaki fark ve L bakır soğutucunun et kalınlığıdır. D kalıp tasarımında, tabandan gerçekleşen ısı transferi Eş. 3.2’ye göre hesaplanmıştır.

$$Q = \frac{\Delta T_a}{\frac{L_1}{k_{S1}A} + \frac{L_2}{k_{Cu}A}} \quad (3.2)$$

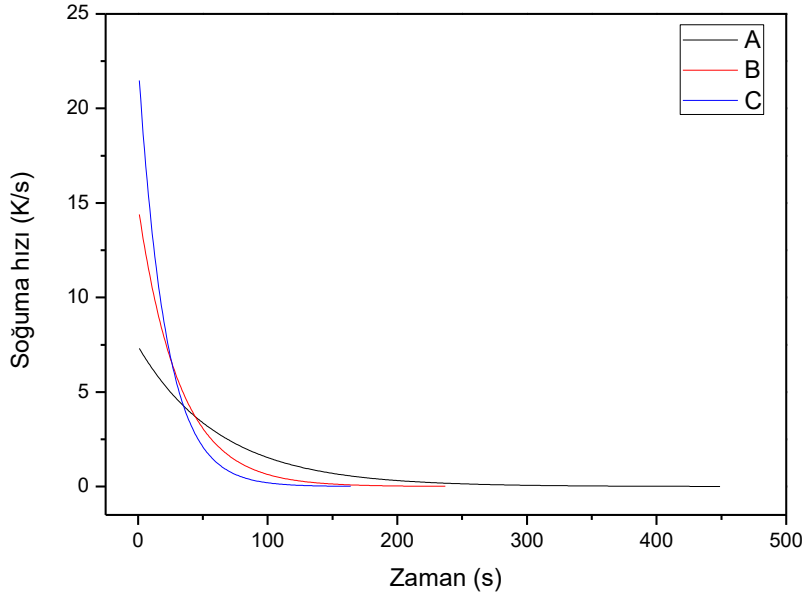
Eş. 3.2’de L_1 (15 mm) ve L_2 (20 mm) tabandaki seramik ve bakır soğutucunun et kalınlıkları, k_{S1} (0,13 W/m.K) ise seramik silindir parçanın ısı iletim katsayısıdır. Numunenin etrafını saran, seramik ve alüminyumdan oluşan silindirik yapıdan gerçekleşen ısı transferi Eş. 3.3’e göre hesaplanmıştır.

$$Q = \frac{\Delta T_a}{\frac{\ln(r_2/r_1)}{2\pi k_{S2}L} + \frac{\ln(r_3/r_2)}{2\pi k_{Al}L}} \quad (3.3)$$

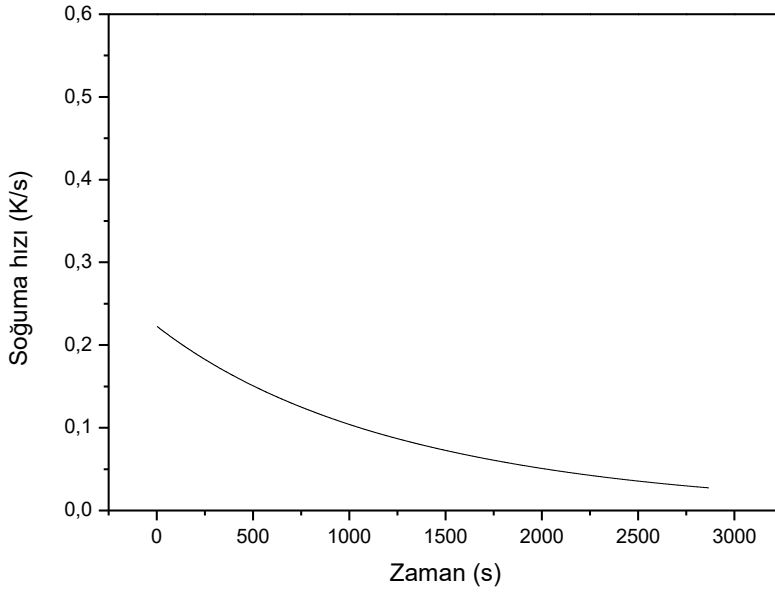
Eş. 3.3’te verilen r_1 kalıp boşluğunun, r_2 seramik kalıbın ve r_3 alüminyum dış gövdenin yarıçaplarıdır. k_{S2} (0,26 W/m.K) ve k_{Al} (167 W/m.K) [66] seramik kalıp ve alüminyum gövdenin ısı iletim katsayılarıdır. Tabandan ve silindirik yüzeyden gerçekleşen toplam ısı transferi Eş. 3.4’te kullanılmış ve bu eşitlikten soğuma hızları tespit edilmiştir.

$$Q_T = m C_{p(s)} \Delta T_b \quad (3.4)$$

Q_T tabandan ve silindirik yüzeyden atılan toplam ısı miktarı, m (0,5124 kg) kalıba doldurulan Al-Cu ötektik sıvının ağırlığı, $C_{p(s)}$ (895 J/kg.K) [67] Al-Cu ötektiğinin sıvı haldeki ısı kapasitesi ve ΔT_b soğuma hızı değerini veren, ötektik alaşımın sıcaklığının değişim miktarıdır. Verilen eşitliklerdeki işlemlerin katılma tamamlanana kadar tekrarlanması ile elde edilen sonuçlar A, B ve C kalıpları için Şekil 3.3’te ve D kalıbı için Şekil 3.4’te gösterilmiştir.



Şekil 3.3. A, B ve C kalıpları için soğuma hızı – zaman eğrileri



Şekil 3.4. D kalıbı için soğuma hızı – zaman eğrisi

Şekil 3.3 ve Şekil 3.4'te gösterilen eğriler üzerindeki değerlerin aritmetik ortalamasının alınması ile elde edilen ortalama soğuma hızları D kalıbı için 0,09 K/s, A kalıbı için 1,04 K/s, B kalıbı için 1,96 K/s ve C kalıbı için 2,82 K/s olarak tespit edilmiştir.

En düşük soğuma hızı, bakır soğutucu ile sıvı metalin temasının seramik izolasyon malzemesinden üretilmiş silindirik parçayla tamamen kesildiği D tasarımında elde edilmiştir. Diğer tasarımlarda bakır soğutucu ile temas eden yüzey arttıkça soğuma hızı doğru orantılı olarak artmıştır.

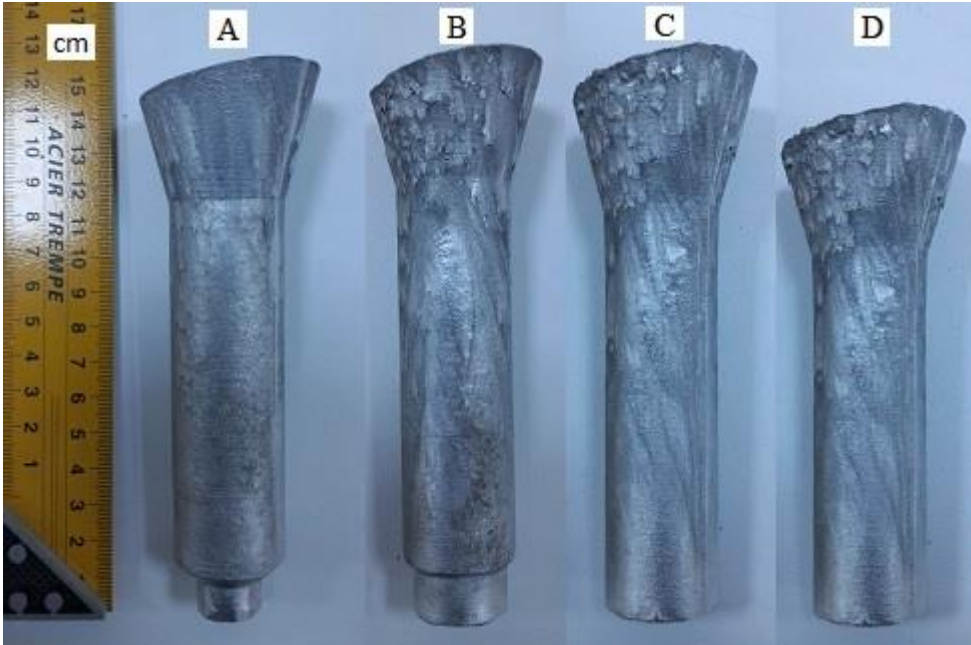
3.5. Santrifüj Döküm ile Numune Üretimi

Santrifüj döküm işlemleri Resim 3.5'te gösterilen Topcast TCE santrifüj döküm makinesi ile gerçekleştirilmiştir.



Resim 3.5. Topcast TCE santrifüj döküm makinesi

Farklı soğuma hızlarının elde edilmesi için tasarlanan A, B, C ve D kalıpları ile üretilen numuneler Resim 3.6'da gösterilmiştir.



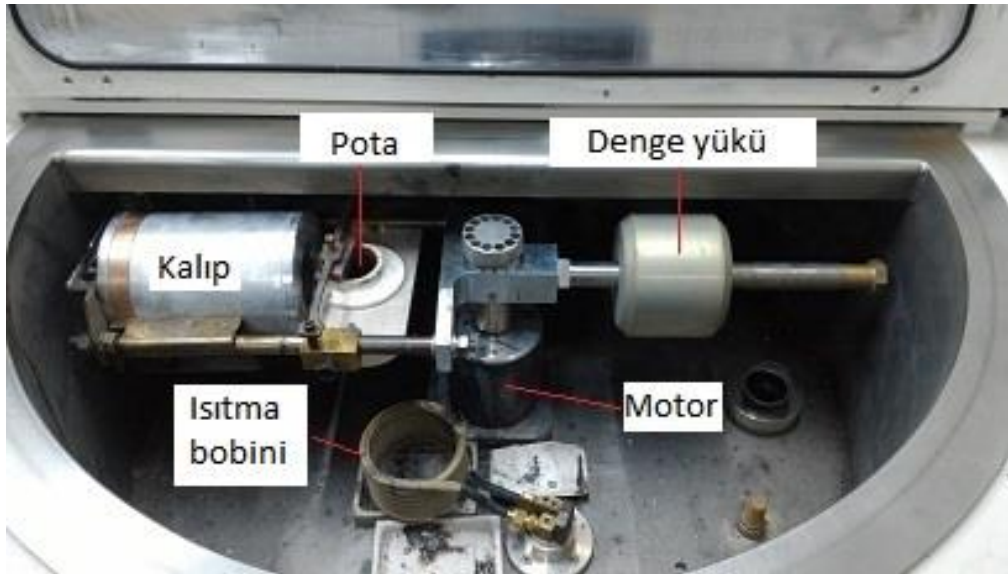
Resim 3.6. A, B, C ve D kalıpları ile üretilen numuneler

Santrifüj döküm işlemlerinde 90 rpm/s ivme, 700 °C döküm sıcaklığı, 1,5 kW güçte 1 dakika ön ısıtma ve 7 kW güçte 5 dakikada ergitme parametreleri sabit tutulmuştur. Kalıptaki seramik parçaların termal şok dolayısıyla çatlamasını önlemek için bu parçalar 200 °C sıcaklığa ısıtılmıştır. Değiştirilen parametreler Çizelge 3.5’te gösterilmiştir.

Çizelge 3.5. Santrifüj döküm işlemlerinde değiştirilen parametreler

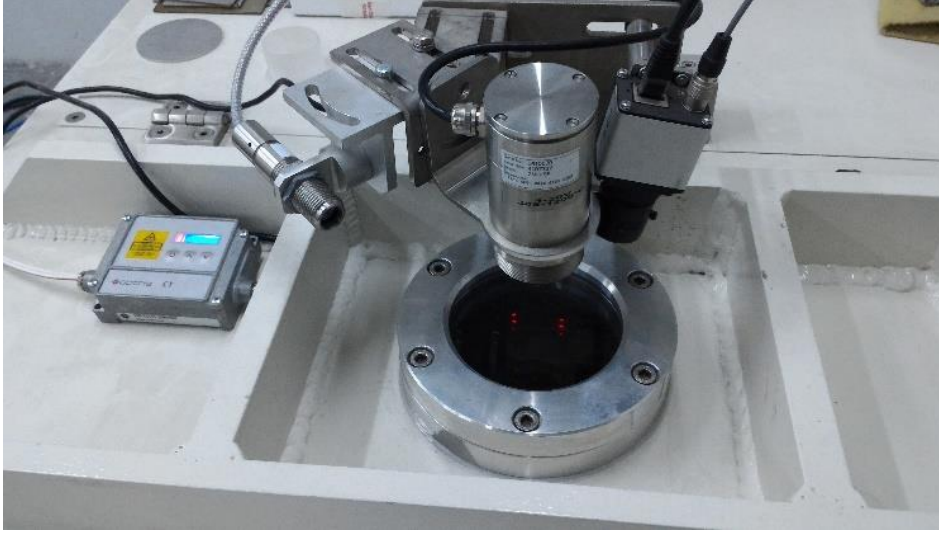
Parametre	Değer
Soğuma hızı (K/s)	0,09 – 1,04 – 1,96 – 2,82
Kalıp dönme hızı (G sayısı)	10 – 20 – 30
Döküm atmosferi	Açık atmosfer – Vakum (200 mBar)

Açık atmosfer ve vakum ortamında yapılan ergitmelerin tamamında döküm alaşımı ergiyene kadar vakum uygulanmıştır. Açık atmosferde yapılan ergitmelerde, ergime sonrası sıvı metal 700 °C sıcaklığa ulaşınca vakum durdurulmuş ve sistemin içine hava dolması sağlanmıştır. Vakum atmosferinde yapılan üretimlerde ise ilk uygulanan vakum döküm işlemi bitip katılaşma tamamlanıncaya kadar sabit tutulmuştur. İstenilen döküm atmosferi ve döküm sıcaklığı elde edildikten sonra kalıp döndürme işlemi başlatılmış ve bu işlem döndürme süresi sonlanana kadar devam etmiştir. Santrifüj döküm işlemine ait deney düzeneği Resim 3.7’de verilmiştir.



Resim 3.7. Santrifüj döküm işlemine ait deney düzeneği

Döküm sıcaklığının kontrolü, Resim 3.8’de gösterilen optik piroetre ve Resim 3.9’da gösterilen Agilent marka veri kaydedici ile sağlanmıştır.



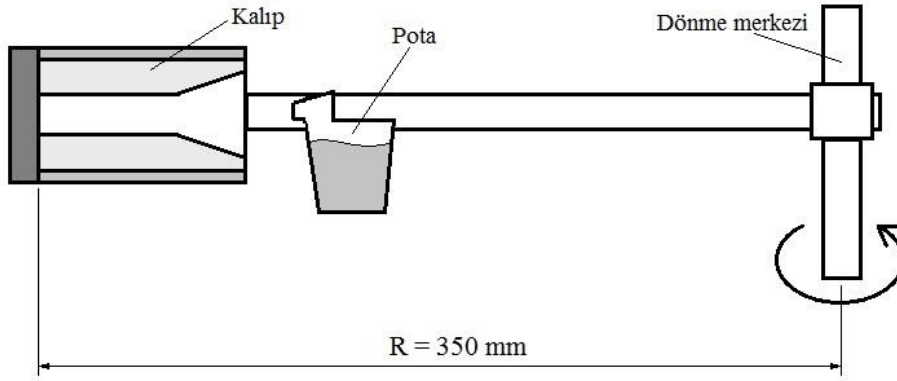
Resim 3.8. Optik pirometre

Alüminyum alaşımlarında optik pirometre ile sıcaklık kontrolünde bazı hatalar oluşabileceğinden dolayı döküm sıcaklığı öncelikli olarak veri kaydediciye bağlı termokupl ile ölçülmüş, daha sonra optik pirometrenin bu verilere göre kalibre edilmesi sağlanmıştır.



Resim 3.9. Agilent marka veri kaydedici

G sayısı kalıbın dönme merkezine uzaklığı ve kalıp dönme hızına bağlıdır. Şekil 3.5'te dönme merkezi ile bakır soğutucunun başladığı nokta arasındaki mesafe gösterilmektedir. Bu mesafeye göre yapılan hesaplama maksimum G sayısını vermektedir.

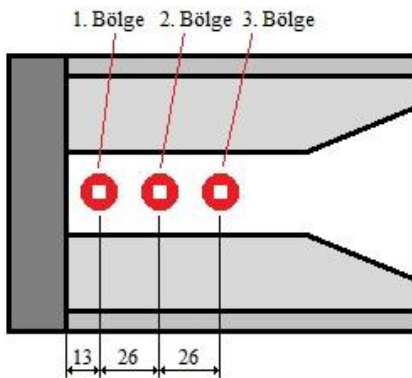


Şekil 3.5. Dönme merkezi ile kalıp tabanı arasındaki mesafe

Kalıp dönme hızı ve dönme merkezine olan uzaklık ile G sayısı hesabı Eş. 3.5'te gösterilmiştir.

$$G \text{ sayısı} = 1,12 \times R \times (rpm/1000)^2 \quad (3.5)$$

Eş. 3.5'e göre 10, 20 ve 30 G sayılarını elde etmek için 160, 225 ve 275 rpm kalıp döndürme hızı uygulanmıştır. Soğuma hızının en düşük olduğu tasarımda bakır soğutucunun üzerine 15 mm boyutunda seramik izolasyon malzemesi konulduğundan R değeri 335 mm'ye düşmektedir. Bu tasarımda da aynı G sayılarını elde edebilmek için kalıp dönme hızları 163, 230 ve 283 rpm olarak ayarlanmıştır. Üretilen numunelerin besleyici bölgeleri kesildikten sonra kalan kısmı üç parçaya ayrılmıştır. Bütün ölçüm ve analizler ayrılan parçalara ayrı ayrı uygulanmıştır. Ölçüm ve analizlerin uygulandığı bölgeler Şekil 3.6'da verilmiştir.



Şekil 3.6. Ölçüm ve analizlerin uygulandığı bölgeler

3.6. Optik Emisyon Spektrometre Analizi

Santrifüj döküm işlemi sonrasında numunelerin değişik bölgeleri arasında kimyasal kompozisyon açısından farklılık olması beklenmektedir. Bu sebeple numunenin değişik bölgeleri Resim 3.10'da gösterilen SPECTROMAXx marka optik emisyon spektrometresi

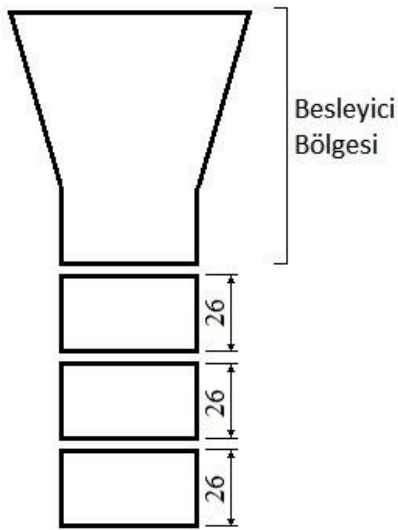
ile analiz edilmiştir. Analizler üçer tekrarla gerçekleştirilmiş ve tespit edilen üçer değerin ortalamaları alınarak kullanılmıştır.



Resim 3.10. SPECTROMAXx marka optik emisyon spektrometresi

3.7. Metalografik İnceleme

Santrifüj döküm ile üretilen numuneler abrasif kesici ile Şekil 3.7’de gösterildiği gibi kesilmiş ve metalografik incelemeye daha uygun hale getirilmiştir.



Şekil 3.7. Kesilerek parçalara ayrılan numune

Daha sonra kesilen her bir parça simetri eksenini doğrultusunda kesilmiş ve numune simetri eksenini boyunca incelenebilmiştir. Kesme işleminden sonra bütün parçalar sırasıyla 320, 600,

800, 1000 ve 1200 grit zımpara ile zımparalanmıştır. Bu aşamadan sonra, yapıdaki fazların tespiti ve dendritlerin görüntülenebilmesi için Resim 3.11’de gösterilen Struers LectroPol-5 marka elektrolitik parlatma cihazı ile 22 °C sıcaklık ve 30 V gerilim altında 5 saniye boyunca elektrolitik parlatma işlemi yapılmıştır.



Resim 3.11. Struers LectroPol-5 marka elektrolitik parlatma cihazı

Elektrolitik parlatma işleminde kullanılan elektrolit içerisindeki kimyasalların karışım oranları Çizelge 3.6’da verilmiştir.

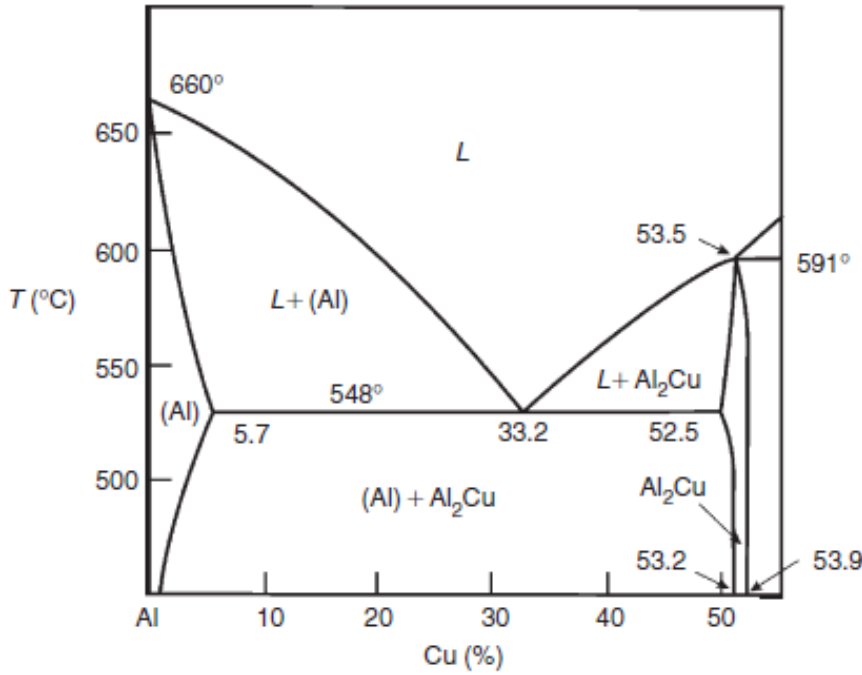
Çizelge 3.6. Elektrolit içerisindeki kimyasalların karışım oranları

Kimyasal Madde	% Hacim
Etil alkol	60
Saf su	20
2-Bütoksietanol	15
HClO ₄ (Perklorik asit)	5

Elektrolitik parlatma işleminden sonra numuneler önce bol su daha sonra alkol ile yıkanmış ve devamında hızlı bir şekilde kurutulmuştur. Hazırlanan numuneler Leica DMI5000M marka mikroskop ile incelenmiştir.

3.7.1. Al₂Cu faz hacim oranı ölçümü

Faz hacim oranları Leica Application Suite V 4.6 görüntü analiz programı ile tespit edilmiştir. Şekil 3.8’de gösterilen Al-Cu faz diyagramında da görüldüğü üzere, ötektik bileşimdeki sıvı katılaştığı zaman yapıda sadece Al₂Cu ve α -Al fazları bulunmaktadır. Bu fazlardan Al₂Cu sert ve α -Al yumuşak fazdır. Malzemenin sertliği üzerinde etkisi olacağı düşünüldüğünden Al₂Cu faz hacim oranı ölçülmüştür.



Şekil 3.8. Al-Cu faz diyagramı [68]

3.7.2. İkincil dendrit kolları arası mesafe ölçümü

İkincil dendrit kolları arası mesafe Leica Application Suite V 4.6 görüntü analiz programı ile ölçülmüştür. Ölçümler literatürdeki görünür lameller arası mesafeye göre gerçekleştirilmiştir [69]. Her numunenin üç ayrı bölgesinden üçer adet mikroyapı görüntüsü alınmış ve her mikroyapı görüntüsü üzerinde de en az üç ölçüm gerçekleştirilmiştir. Böylece sonuçların daha tutarlı olması sağlanmıştır.

3.8. İkincil Dendrit Kolları Arası Mesafe ile Soğuma Hızı Tahmini

İkincil dendrit kolları arasındaki mesafeden malzemenin birçok özelliği tahmin edilebilmektedir. Eş. 3.6 ikincil dendrit kolları arası mesafe ile soğuma hızı tahmininin hesaplamasını göstermektedir.

$$Soğuma \text{ hızı} = \left(\frac{\Delta h_f}{C_p} \right) \times \left(\frac{2K}{R\lambda^2} \right) \quad (3.6)$$

Δh_f gizli ergime ısısı, C_p özgül ısı, K yönlendirilmiş katılaştırma deneylerinden elde edilmiş $27,5 \times 10^{-12} \text{ cm}^3/\text{s}$ değerinde sabit katsayı, R kalıp boşluğunu oluşturan silindirin yarıçapı ve λ ikincil dendrit kolları arası mesafedir. Al-Cu ötektik alaşımı için $\Delta h_f / C_p$ değeri 440 K'dir [70].

3.9. Sertlik Ölçümü

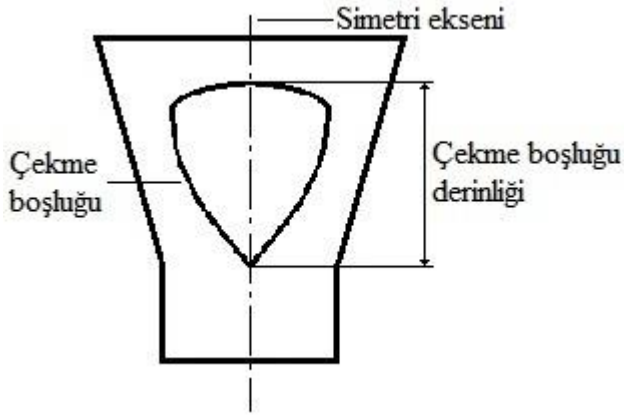
Üretilen numunelerin sertlik değerleri Resim 3.12'de gösterilen EMCOTEST DuraVision marka sertlik ölçüm cihazı ile ölçülmüştür. Ölçümler öncesi kalibrasyon yapılmış ve cihazın % 1'lik hata payı ile çalıştığı tespit edilmiştir. Sertlik ölçümleri 136° açılı elmas piramit uç kullanılarak Vickers HV10 şartlarında gerçekleştirilmiştir. Her bölgeden en az üç adet ölçüm alınmış ve bu ölçümlerin ortalama değeri kullanılmıştır.



Resim 3.12. EMCOTEST DuraVision marka sertlik ölçüm cihazı

3.10. Çekme Boşluğu Derinliği Ölçümü

Üretilen numunelerin tamamında farklı boyutlarda çekme boşlukları oluşmuştur. Çekme boşluklarını gözlemleyebilmek için numuneler simetri eksenini boyunca kesilmiştir. Daha sonra çekme boşluğunun simetri eksenini ile çakışık olan boyutu 0,05 mm hassasiyete sahip kumpas ile ölçülmüş ve çekme boşluğu derinliği olarak tanımlanmıştır. Şekil 3.9 ölçüm şeklini göstermektedir.



Şekil 3.9. Çekme boşluğu derinliği ölçümü

4. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1. Optik Emisyon Spektrometre Analizi Sonuçları

Optik emisyon spektrometre analizleri sonucunda, numunelerin farklı bölgeleri arasında bakır konsantrasyonu açısından % 1,4'e kadar fark olduğu tespit edilmiştir. Numunelerin farklı bölgelerine ait bakır konsantrasyonları Çizelge 4.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 4.1. Numunelerin farklı bölgelerine ait bakır konsantrasyonları

Üretim şartları	Ağırlıkça % bakır		
	1. Bölge	2. Bölge	3. Bölge
0,09 K/s – 10 G – Açık	33,20	33,00	32,90
0,09 K/s – 10 G – Vakum	33,40		32,90
0,09 K/s – 20 G – Açık	33,50		32,80
0,09 K/s – 20 G – Vakum	33,60		32,70
0,09 K/s – 30 G – Açık	33,80		32,60
0,09 K/s – 30 G – Vakum	34,00		32,60
1,04 K/s – 30 G – Açık	33,04		32,95
1,04 K/s – 30 G – Vakum	33,05		32,95
2,82 K/s – 10 G – Açık	33,01		32,98
2,82 K/s – 10 G – Vakum	33,02		32,97

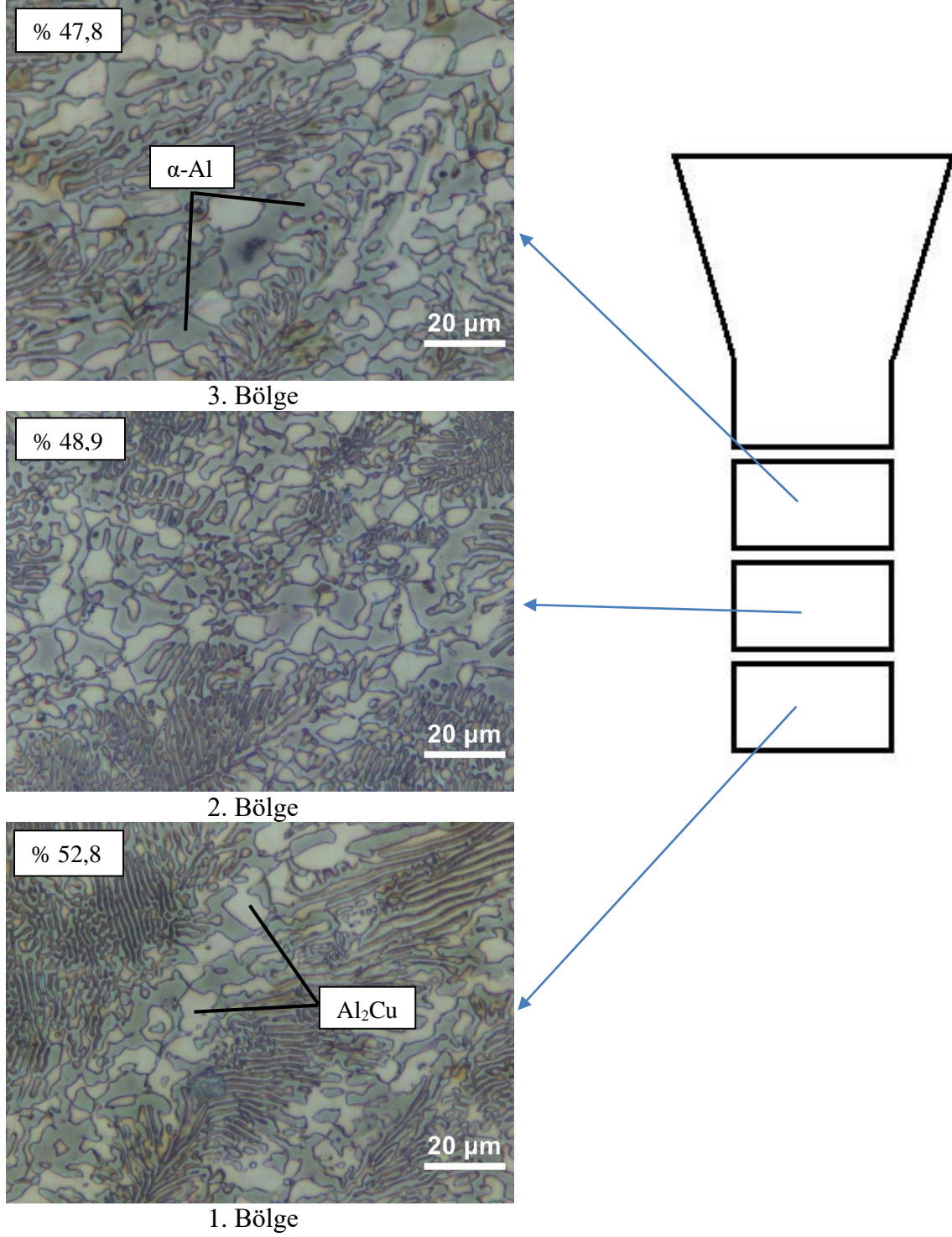
Çizelge 4.1'de kimyasal kompozisyon açısından derecelendirmenin başarılı olduğu açıkça görülmektedir. Dönme kuvveti etkisiyle numunenin dönme merkezine uzak bölgesinde bakır konsantrasyonu artmış, dönme merkezine yakın bölgesinde ise azalmıştır.

Yüksek soğuma hızlarında kalıp içerisine doldurulan sıvı metalin katılaşması için geçen süre çok kısa olduğundan, üretilen numunelerin farklı bölgeleri arasındaki bakır konsantrasyonu farkı % 0,1 seviyelerinde kalmıştır.

Düşük soğuma hızında ise kalıp içerisine doldurulan alaşım daha uzun süre sıvı kalmış ve böylece bakır konsantrasyonu farkı daha büyük olmuştur. Farklı yoğunluğa sahip elementlerden oluşmuş alaşımlarda santrifüj döküm sonrası elementlerin farklı bölgelerde yoğunlaştığı literatürde yer almaktadır [71].

4.2. Al₂Cu Faz Hacim Oranı Ölçümü Sonuçları

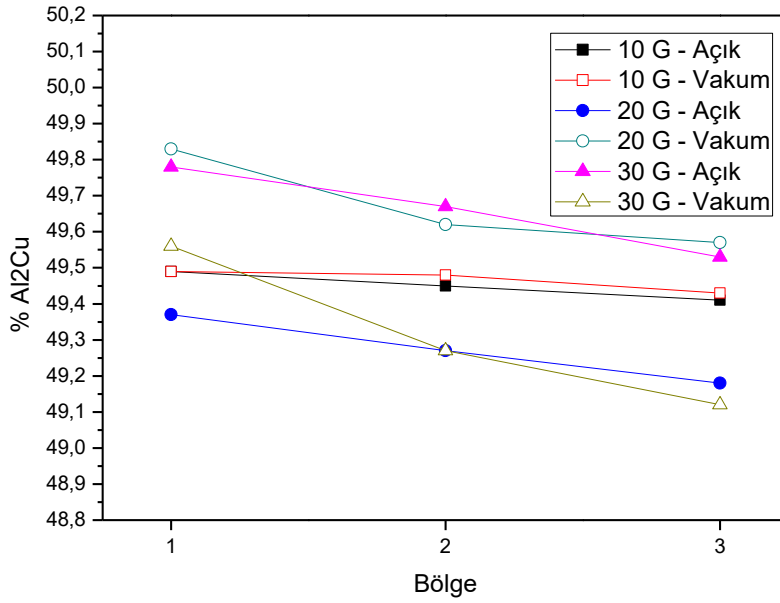
Resim 4.1'de 0,09 K/s soğuma hızı, 30 G ve vakum ortamında üretilen numunenin farklı bölgelerine ait mikroyapılar gösterilmiştir.



Resim 4.1. 0,09 K/s, 30 G ve vakum ile üretilen numunenin bölgelerinin mikroyapıları

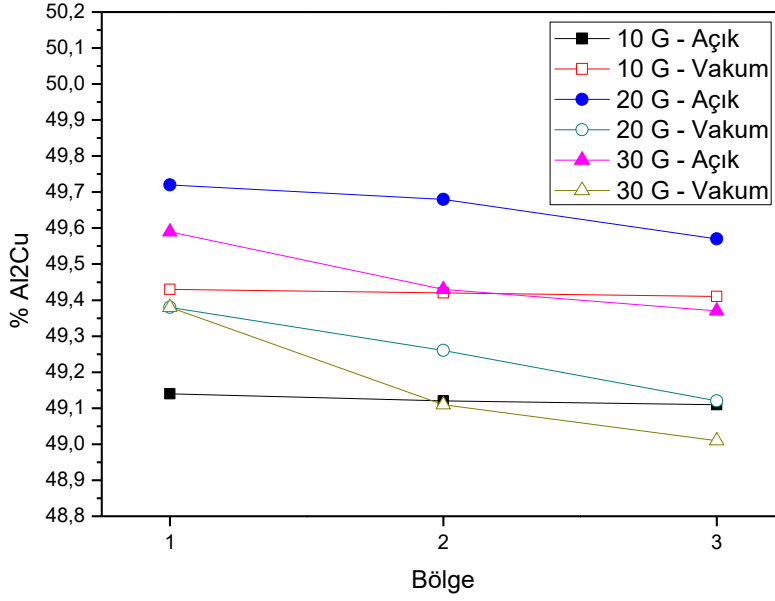
Resim 4.1’de gösterilen faz tanımlamaları literatürdeki benzer çalışmalara göre yapılmıştır [54,63]. Al_2Cu faz hacim oranının farklı bölgelerde % 52,8 - % 48,9 - % 47,8 değerlerinde olduğu belirlenmiştir. Kimyasal kompozisyon farkının çok küçük olması ve düzensiz katılma şartlarından dolayı birincil partikül oluşumu yerine dendrit kollarının kabalaştığı gözlemlenmiştir. Bu durum literatürde ayrılmış ötektik oluşumu ile açıklanmıştır [54].

A kalıbı kullanılarak 1,04 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait Al_2Cu faz hacim oranları Şekil 4.1’de gösterilmiştir.



Şekil 4.1. A kalıbı ile üretilen numunelerin Al_2Cu faz hacim oranları

Yüksek soğuma hızlarında farklı bölgeler arasında Al_2Cu oranı açısından büyük farklar oluşmamaktadır. Bununla birlikte, dönme merkezine uzak olan birinci bölge diğer bölgelere göre daha fazla Al_2Cu içermektedir. B kalıbı kullanılarak 1,96 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait Al_2Cu faz hacim oranları Şekil 4.2’de gösterilmiştir.

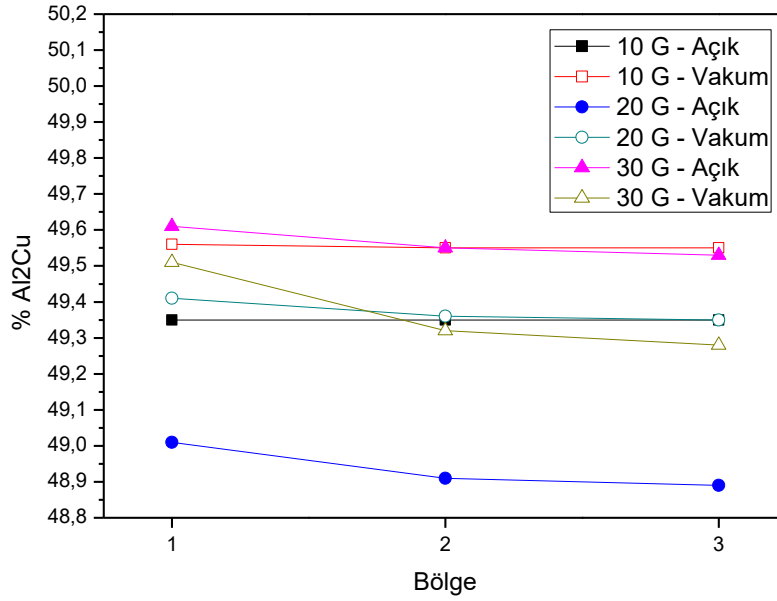


Şekil 4.2. B kalıbı ile üretilen numunelerin Al_2Cu faz hacim oranları

Soğuma hızı arttıkça farklı bölgeler arasındaki Al_2Cu faz hacim oranı farkı azalmaktadır. G sayısı arttıkça bölgeler arasındaki Al_2Cu faz hacim oranı farkı artmaktadır. Ayrıca, vakum uygulanan numunelerdeki Al_2Cu faz hacim oranı farkı açık atmosferde üretilenlere göre daha yüksektir.

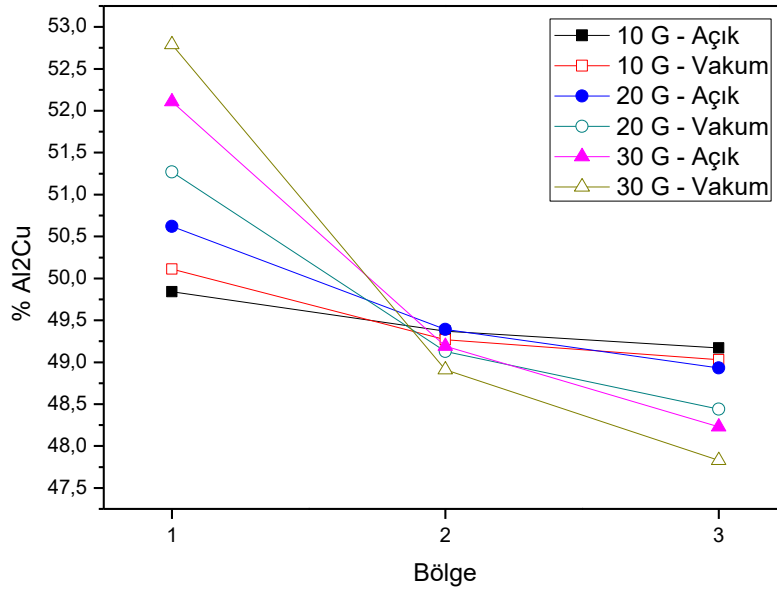
Vakum, ortamdaki hava molekülleri sayısını azaltıp taşınım ile ısı transferini önemli derecede engellediğinden alaşımın daha uzun süre sıvı kalmasını sağlayarak kimyasal kompozisyon farkının ve buna bağlı olarak Al_2Cu faz hacim oranının daha yüksek olmasına sebep olmuştur. Ancak G sayısı ve vakum uygulamasının yüksek soğuma hızlarındaki etkisinin oldukça küçük olduğu açıkça görülmektedir.

C kalıbı kullanılarak 2,82 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait Al_2Cu faz hacim oranları Şekil 4.3'te gösterilmiştir.



Şekil 4.3. C kalıbı ile üretilen numunelerin Al_2Cu faz hacim oranları

Şekil 4.3'te de görüldüğü üzere soğuma hızı arttıkça farklı bölgeler arasındaki fark daha da azalmakta ve Al_2Cu faz hacim oranları neredeyse eşit olmaktadır. En yüksek soğuma hızında da G sayısı ve vakumun çok az da olsa etkisi bulunmaktadır. Şekil 4.4 D kalıbı kullanılarak 0,09 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait Al_2Cu faz hacim oranlarını göstermektedir.



Şekil 4.4. D kalıbı ile üretilen numunelerin Al_2Cu faz hacim oranları

Düşük soğuma hızlarında katılaşma daha geç tamamlanacağından dolayı kimyasal kompozisyon farkı ve buna bağlı olarak Al_2Cu faz hacim oranı farkı daha yüksektir.

G sayısı ve vakum uygulamasının etkisi yüksek soğuma hızlarındakine göre daha yüksektir. G sayısı arttıkça Al_2Cu faz hacim oranı farkı artmaktadır. Al_2Cu faz hacim oranı farkı en yüksek olan numune 30 G ve vakum ortamında üretilen numunedir.

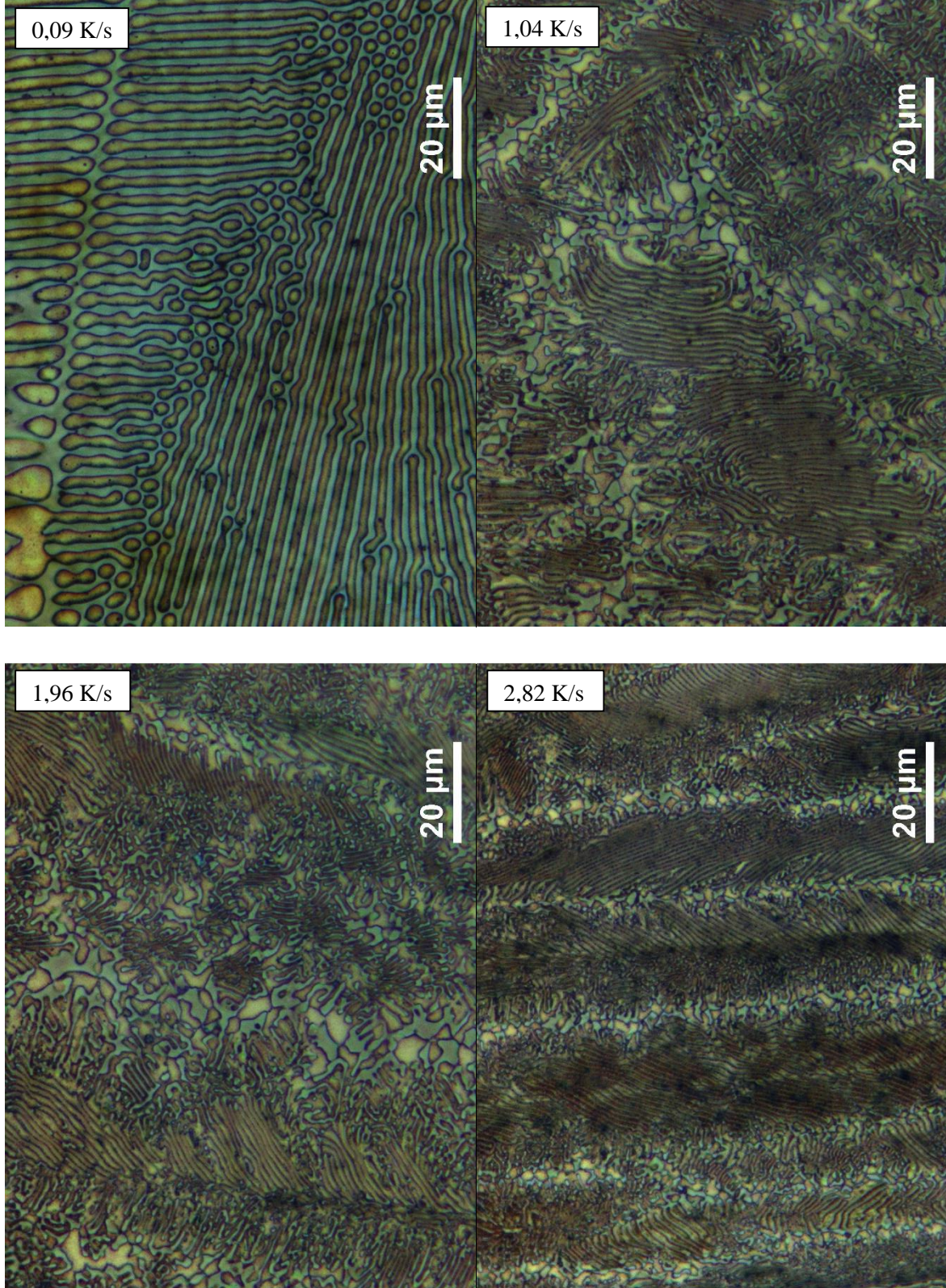
4.3. İkincil Dendrit Kolları Arası Mesafe Ölçümü Sonuçları

Soğuma hızı değişimi ikincil dendrit kolları arası mesafeyi önemli ölçüde etkilemiştir. Bununla birlikte, G sayısı ve döküm atmosferi de soğuma hızını etkilediklerinden dolayı ikincil dendrit kolları arası mesafe üzerinde etkili olmuşlardır. Resim 4.2’de farklı soğuma hızlarında üretilmiş numunelere ait mikroyapı görüntüleri gösterilmektedir.

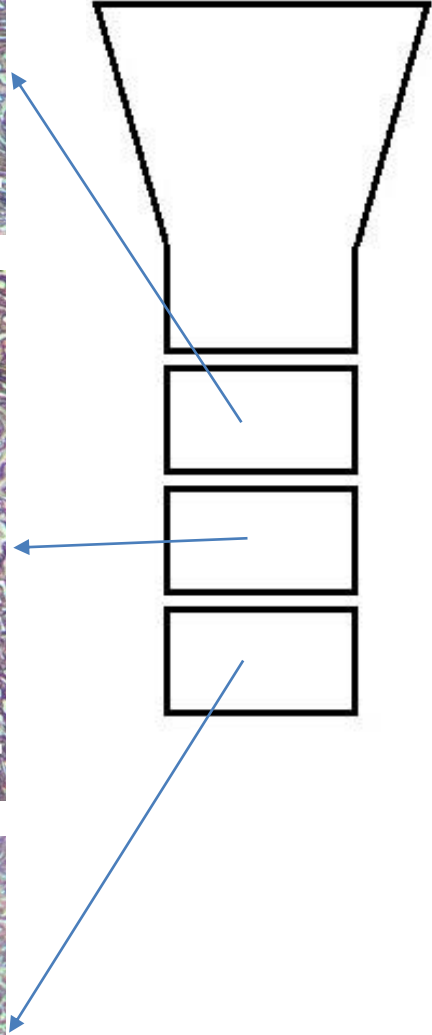
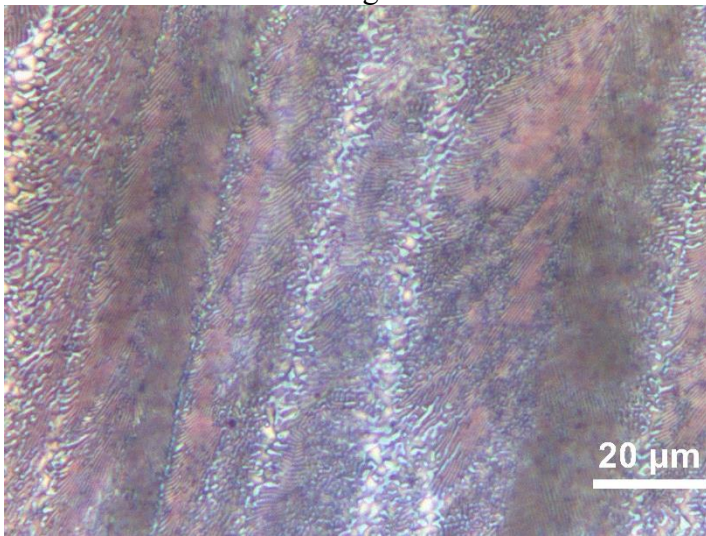
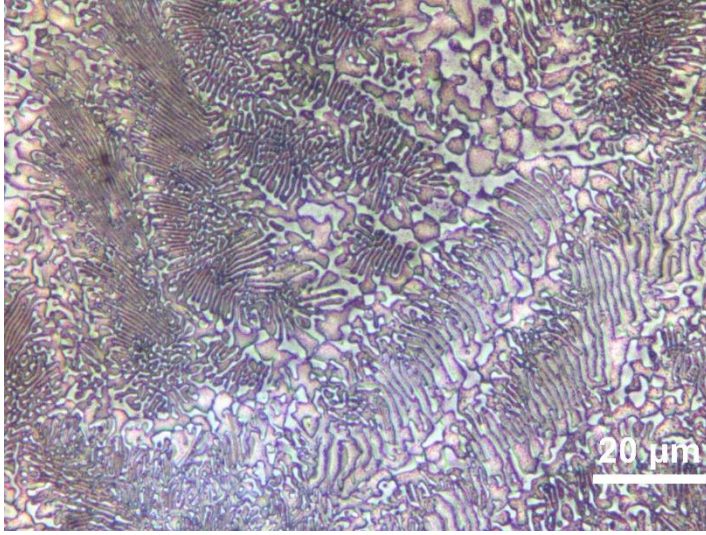
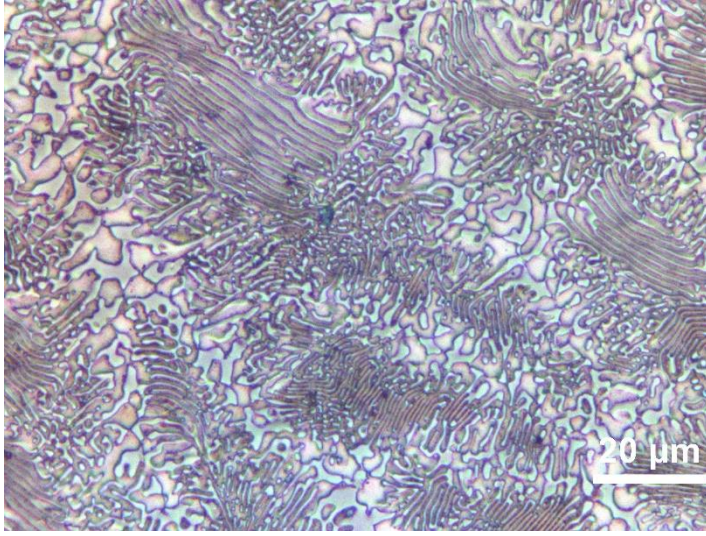
Yüksek soğuma hızlarında küçük ikincil dendrit kolları arası mesafe ve düşük soğuma hızlarında da büyük ikincil dendrit kolları arası mesafe olduğu Resim 4.2’de açıkça görülmektedir. En büyük ikincil dendrit kolları arası mesafe 0,09 K/s soğuma hızı ile üretilen numunelerde elde edilirken, en küçük ikincil dendrit kolları arası mesafe ise 2,82 K/s soğuma hızı ile üretilen numunelerde elde edilmiştir.

A, B ve C kalıpları yönlü katılaşmanın gerçekleşmesi için tasarlandıklarından dolayı bu kalıplarla üretilen numunelerin farklı bölgelerinde hem ikincil dendrit kolları arası mesafe değişmekte hem de yapının katılaşma yönü değişmektedir.

A, B ve C kalıpları ile üretilen numunelerin farklı bölgeleri arasındaki ikincil dendrit kolları arası mesafe ve yönlü katılaşma farkı Resim 4.3’te gösterilmiştir.



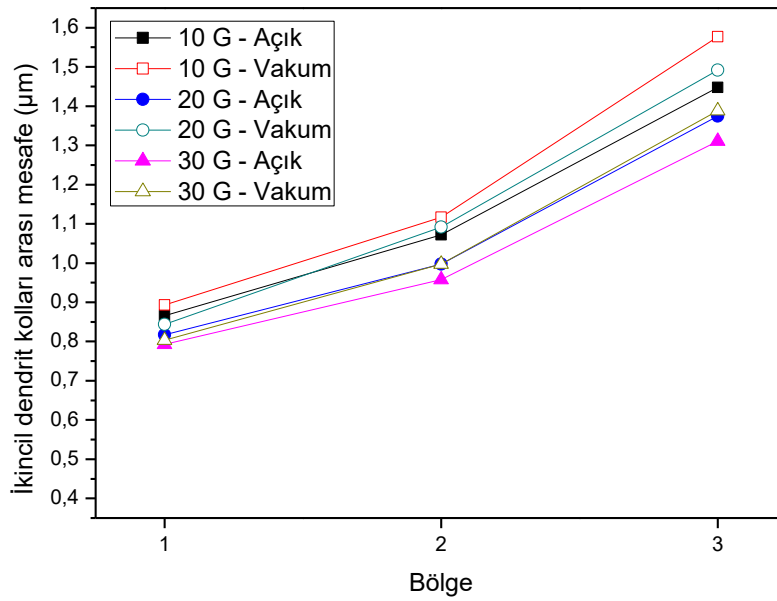
Resim 4.2. Farklı soğuma hızlarında üretilmiş numunelere ait mikroyapı görüntüleri



Resim 4.3. Bölgeler arası mikroyapı ve yönlü katılma farkı

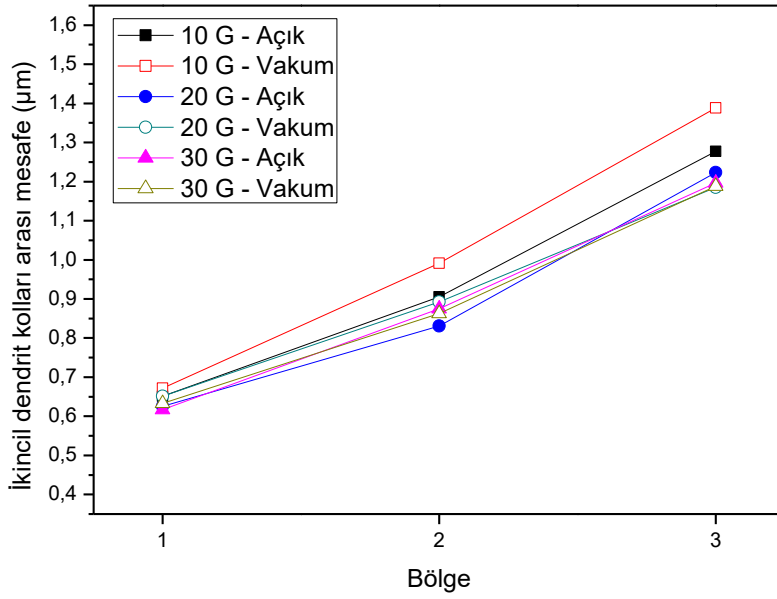
Bölgeler arasında katılma yönü açısından fark olması bu bölgelerin farklı soğuma hızlarına sahip olmalarından kaynaklanmaktadır. A, B ve C kalıplarında bakır soğutucudan besleyici bölgesine doğru azalan bir sıcaklık gradyanı bulunmaktadır. Bundan dolayı yönlü katılmanın itici gücü olan sıcaklık farkı azalmakta ve katılma yönü değişmektedir.

Şekil 4.5'te A kalıbı kullanılarak 1,04 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait ikincil dendrit kolları arası mesafeler gösterilmiştir.



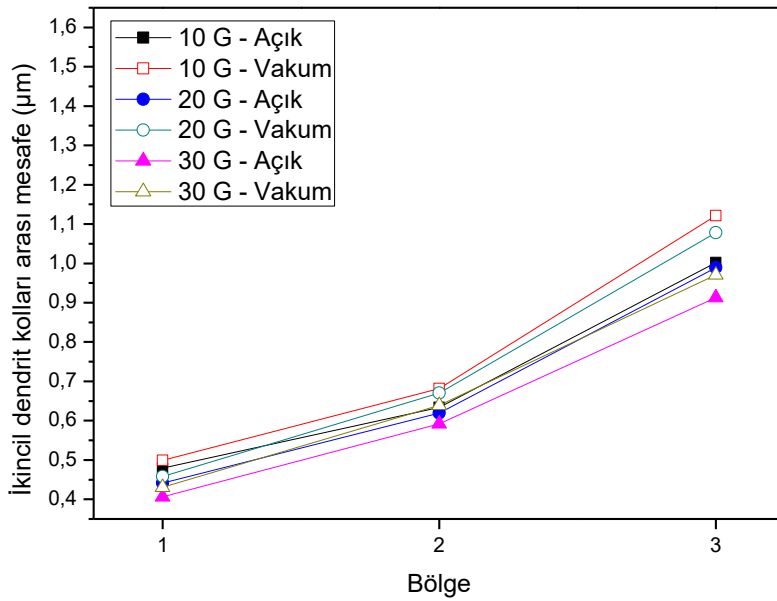
Şekil 4.5. A kalıbı ile üretilen numunelerin ikincil dendrit kolları arası mesafeleri

Vakum atmosferinde üretilen numunelerde, katılmanın daha uzun sürede tamamlanmasından dolayı ikincil dendrit kolları arası mesafe daha büyük olmuştur. G sayısının etkisi ise katılma hızını değiştirmesi ile tanımlanabilir. G sayısı arttıkça sıvı metale uygulanan basınç artar. Sıvı metale uygulanan basıncın artması sıvı metal-kalıp arayüzeyinin daha iyi temas etmesini ve döküm-kalıp ara yüzeyinden ısının daha hızlı transfer olmasını sağlanmasından dolayı [72-74] katılma daha hızlı olmuş, dendrit kolları arası mesafe kısalmıştır. B kalıbı kullanılarak 1,96 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait ikincil dendrit kolları arası mesafeler Şekil 4.6'da gösterilmiştir.



Şekil 4.6. B kalıbı ile üretilen numunelerin ikincil dendrit kolları arası mesafeleri

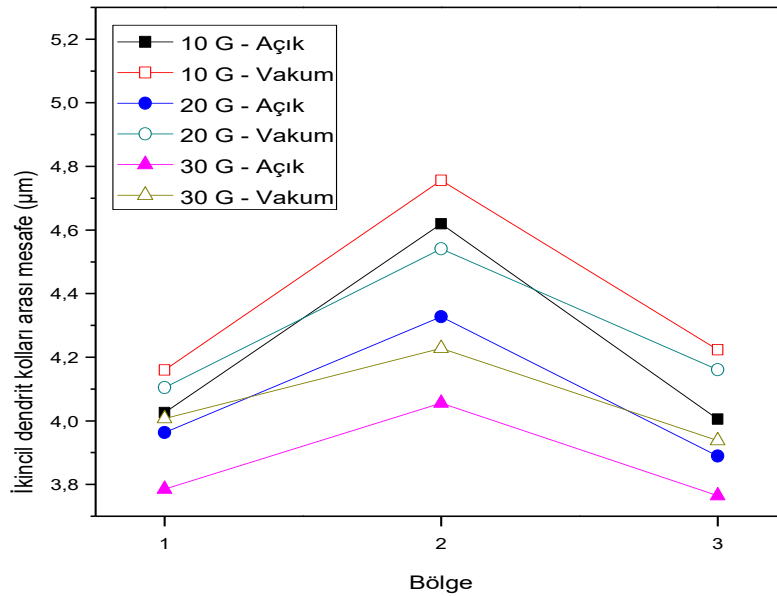
Soğuma hızı arttıkça ikincil dendrit kolları arası mesafe azalmaktadır. 1,04 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin birinci bölgelerindeki ikincil dendrit kolları arası mesafeler 0,8-0,9 μm aralığındayken, soğuma hızınının 1,96 K/s değerine yükselmesiyle birlikte numunelerin birinci bölgelerindeki ikincil dendrit kolları arası mesafeler 0,6-0,7 μm aralığına gerilemiştir. Bu durum ikinci ve üçüncü bölgeler için de geçerlidir. C kalıbı kullanılarak 2,82 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait ikincil dendrit kolları arası mesafeler Şekil 4.7’de gösterilmiştir.



Şekil 4.7. C kalıbı ile üretilen numunelerin ikincil dendrit kolları arası mesafeleri

Şekil 4.7’de de görüldüğü üzere soğuma hızı arttıkça ikincil dendrit kolları arası mesafe azalmaya devam etmektedir. Soğuma hızının 2,82 K/s değerine yükselmesiyle birlikte numunelerin birinci bölgelerindeki ikincil dendrit kolları arası mesafeler 0,4-0,5 μm aralığına, ikinci bölgelerindeki ikincil dendrit kolları arası mesafeler 0,6-0,7 μm aralığına ve üçüncü bölgelerindekiler de 0,9-1,1 μm aralığına gerilemiştir. G sayısı ve döküm atmosferinin ikincil dendrit kolları arası mesafeye etkisi A, B ve C kalıplarında benzerlik göstermektedir. Bölgeler arasındaki ikincil dendrit kolları arası mesafe farkları A, B ve C kalıplarında bakır soğutucudan besleyici bölgesine doğru azalan bir sıcaklık gradyanı bulunmasından dolayıdır.

Şekil 4.8’de D kalıbı kullanılarak 0,09 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait ikincil dendrit kolları arası mesafeler gösterilmiştir.



Şekil 4.8. D kalıbı ile üretilen numunelerin ikincil dendrit kolları arası mesafeleri

D kalıbının tasarımında bakır soğutucu ile sıvı alaşımın teması kesildiğinden dolayı bakır soğutucudan besleyici bölgesine doğru azalan bir sıcaklık gradyanı bulunmamaktadır. Ancak, birinci ve üçüncü bölgelerdeki ısı kaybının daha yüksek olması ve orta bölgenin daha sıcak kalmasından dolayı birinci bölgeden üçüncü bölgeye doğru önce azalan daha sonra artan bir gradyan bulunmaktadır. Bu sıcaklık farkı dolayısıyla bölgeler arasında soğuma hızı farkları oluşmuş ve ikincil dendrit kolları arası mesafeler farklılık göstermiştir. Birinci ve üçüncü bölgedeki ikincil dendrit kolları arası mesafeler 3,7-4,3 μm aralığındayken, ikinci bölgenin daha sıcak kalmasından dolayı bu bölgedeki ikincil dendrit kolları arası mesafeler 4-4,8 μm aralığındadır. G sayısı ve döküm atmosferinin etkisi yüksek soğuma

hızlarındakilerle benzerlik göstermektedir. G sayısı artışıyla ikincil dendrit kolları arası mesafe azalmakta ve vakum uygulaması ile artmaktadır. Ancak, Şekil 4.8’de de görüldüğü üzere G sayısı ve döküm atmosferinin etkileri yüksek soğuma hızlarında üretilen numunelerdekine göre daha fazladır. Düşük soğuma hızında alaşımın daha uzun süre sıvı kalması, G sayısı ve döküm atmosferi etkilerinin artmasının temel sebebidir.

4.4. İkincil Dendrit Kolları Arası Mesafe ile Soğuma Hızı Tahmini Sonuçları

A, B, C ve D kalıplarıyla üretilen numunelerin ısı transfer hesapları ile soğuma hızı tespit edilirken soğuma hızı – zaman eğrilerinde bulunan değerlerin ortalaması alınmıştır. Bu sonuçlar ile ikincil dendrit kolları arası mesafe kullanılarak tahmin edilen sonuçların karşılaştırılabilmesi için birinci, ikinci ve üçüncü bölgelerden ölçülen ikincil dendrit kolları arası mesafelerin ortalamaları alınmıştır. Farklı bölgelerden ölçülen ikincil dendrit kolları arası mesafelerin ortalamaları Çizelge 4.2’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.2. Farklı bölgelerden ölçülen ikincil dendrit kolları arası mesafelerin ortalamaları

	10 G – A	10 G – V	20 G – A	20 G – V	30 G – A	30 G – V
A	1,128	1,195	1,063	1,142	1,020	1,062
B	0,944	1,017	0,893	0,909	0,896	0,894
C	0,705	0,767	0,683	0,735	0,637	0,680
D	4,216	4,379	4,059	4,268	3,868	4,057

İkincil dendrit kolları arası mesafe ölçümleri μm cinsindedir. A, B, C ve D kalıp isimlerini göstermektedir. G sayısının yanında bulunan A harfi açık atmosferi, V harfi de vakum atmosferini simgelemektedir. Çizelge 4.2’de gösterilen ortalama ikincil dendrit kolları arası mesafe değerlerinin Eş. 3.6’da λ ’nın yerine yazılması ile elde edilen tahmini soğuma hızları Çizelge 4.3’te gösterilmiştir.

Çizelge 4.3. Ortalama ikincil dendrit kolları arası mesafe değerleri ile soğuma hızı tahmini

	10 G – A	10 G – V	20 G – A	20 G – V	30 G – A	30 G – V
A	1,268	1,129	1,427	1,237	1,550	1,430
B	1,810	1,560	2,020	1,950	2,010	2,018
C	3,240	2,740	3,450	2,980	3,970	3,480
D	0,090	0,084	0,098	0,088	0,100	0,098

Çizelge 4.3'te gösterilen tahmini soğuma hızı sonuçları ile ısı transfer hesapları ile elde edilen sonuçlar karşılaştırılmış ve tahmini sonuçların % hata değerleri Çizelge 4.4'te gösterilmiştir.

Çizelge 4.4. Soğuma hızı tahmini % hata değerleri

	10 G – A	10 G – V	20 G – A	20 G – V	30 G – A	30 G – V
A	21,9 ↑	8,5 ↑	37,2 ↑	18,9 ↑	49 ↑	37,5 ↑
B	7,6 ↓	20,4 ↓	3 ↑	0,5 ↓	2,5 ↑	2,9 ↑
C	14,9 ↑	2,8 ↓	22,3 ↑	5,6 ↑	40,7 ↑	23,4 ↑
D	0	6,6 ↓	8,8 ↑	2,2 ↓	11,1 ↑	8,8 ↑

Çizelge 4.4'te gösterilen yukarı yönlü ok işareti, tahmini soğuma hızı sonucunun ısı transferi hesapları ile elde edilen sonuçtan yüksek çıktığını, aşağı yönlü ok işareti ise düşük çıktığını göstermektedir. Çizelge 4.4'te gösterilen sonuçlardan her bir kalıba ait değerlerin aritmetik ortalaması alınarak her kalıbın ayrı ayrı ortalama % hata değerleri tespit edilmiştir. Bu değerler Çizelge 4.5'te gösterilmiştir.

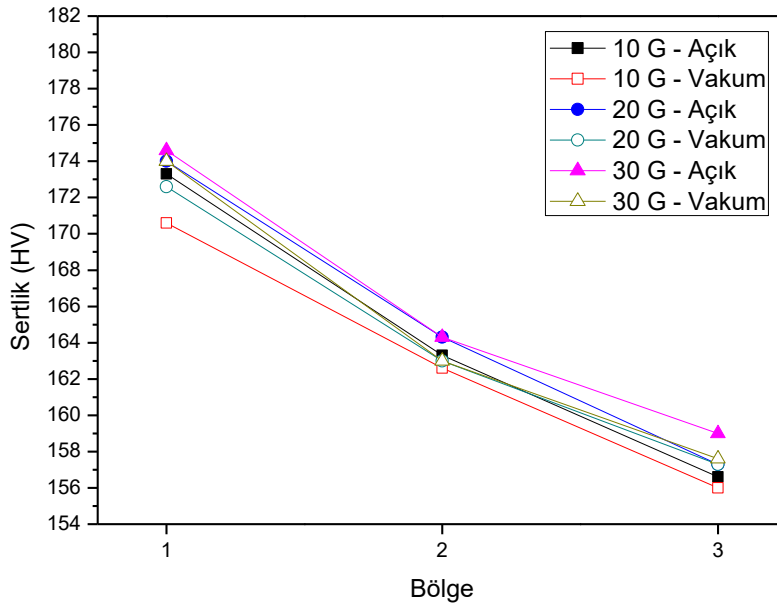
Çizelge 4.5. Soğuma hızı tahmini % hata değerlerinin ortalamaları

	Ort. % hata
A	28,8
B	3,3
C	17,3
D	3,3

Çizelge 4.5'te görüldüğü üzere % 3,3 ile % 28,8 arasında hata payları tespit edilmiştir. Bu hataların ısı transfer hesaplarında taşınım ve ışıınım ile ısı transferinin ihmal edilmesinden, ikincil dendrit kolları arası mesafe ölçümlerinin numunenin bütün bölgelerinden yapılmamasından ve ikincil dendrit kolları arası mesafe ölçümünün gerçekleştirildiği görüntü analiz programının hata payından kaynaklandığı düşünülmektedir. Literatürdeki soğuma hızı tahmini yapılan çalışmalarda % 15 ile % 20 arasında hata payı bulunmaktadır [63]. Bütün bu parametreler göz önünde bulundurulduğunda % 3,3 ile % 28,8 arasındaki hata payı makul görünmektedir.

4.5. Sertlik Ölçümü Sonuçları

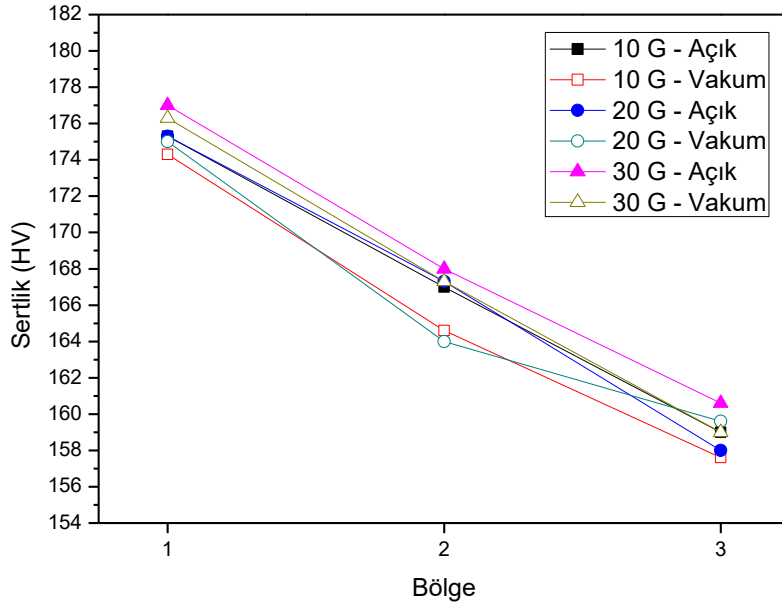
Sertlik ölçümü sonuçları, soğuma hızı arttıkça sertliğin arttığını göstermiştir. Soğuma hızı arttıkça ikincil dendrit kolları arası mesafe ve tane boyutunun küçülmüş olması sertliği artıran faktörlerdir [75-77]. Ayrıca, ötektik yapı içerisindeki Al_2Cu fazı sert ve $\alpha-Al$ fazı yumuşak olduğundan, bu fazların yoğunlukta olduğu bölgelerde sertliği önemli ölçüde etkilediği tespit edilmiştir. Şekil 4.9'da A kalıbı kullanılarak 1,04 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait sertlik değerleri gösterilmiştir.



Şekil 4.9. A kalıbı ile üretilen numunelerin sertlik değerleri

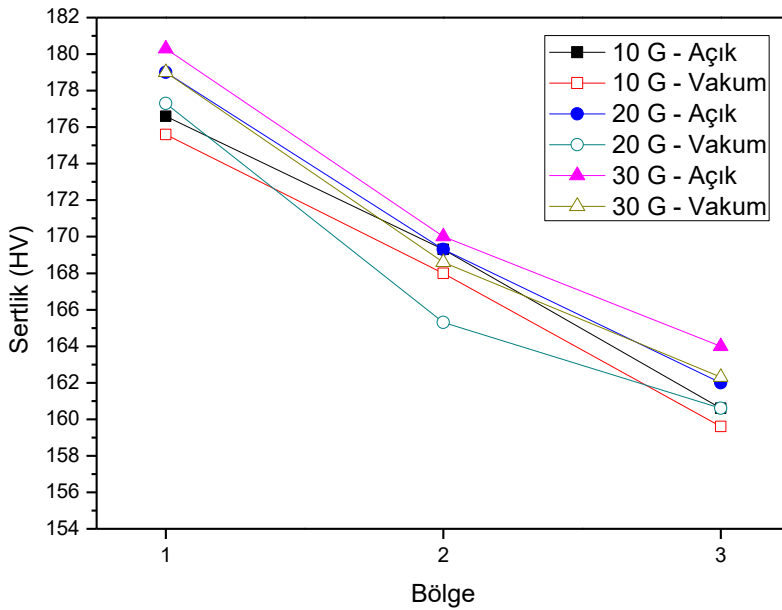
A, B ve C kalıplarında bakır soğutucudan besleyici bölgesine doğru soğuma hızı azaldığından dolayı sertlik azalmaktadır. G sayısı ve döküm atmosferinin yüksek soğuma hızlarında soğuma hızı üzerine etkisinin düşük olduğu bilinmektedir. Bundan dolayı yüksek soğuma hızlarında sertlik üzerine olan etkileri de aynı şekilde düşüktür. Bununla birlikte, G sayısı arttıkça soğuma hızı artmakta ve buna bağlı olarak sertlik artmaktadır. Ayrıca, açık atmosferde gerçekleştirilen üretimlerde soğuma hızı vakum atmosferinde gerçekleştirilenlere göre daha yüksek olduğundan dolayı açık atmosferde üretilen numunelerin sertlik değerleri daha yüksek olmaktadır. 1,04 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin sertlik değerleri birinci bölgede 170-175 HV aralığında, ikinci bölgede 163-165 HV aralığında ve üçüncü bölgede de 156-160 HV aralığındadır.

Şekil 4.10'da B kalıbı kullanılarak 1,96 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait sertlik değerleri gösterilmiştir.



Şekil 4.10. B kalıbı ile üretilen numunelerin sertlik değerleri

G sayısı ve döküm atmosferinin etkisi 1,04 K/s soğuma hızında üretilen numunelerdeki ile benzerlik göstermektedir. Soğuma hızının 1,04 K/s değerinden 1,96 K/s değerine yükselmesi ile numunelerin sertlik değerleri birinci bölgede 174-177 HV aralığına, ikinci bölgede 164-169 HV aralığına ve üçüncü bölgede de 158-161 HV aralığına yükselmiştir. C kalıbı kullanılarak 2,82 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait sertlik değerleri Şekil 4.11’de gösterilmiştir.

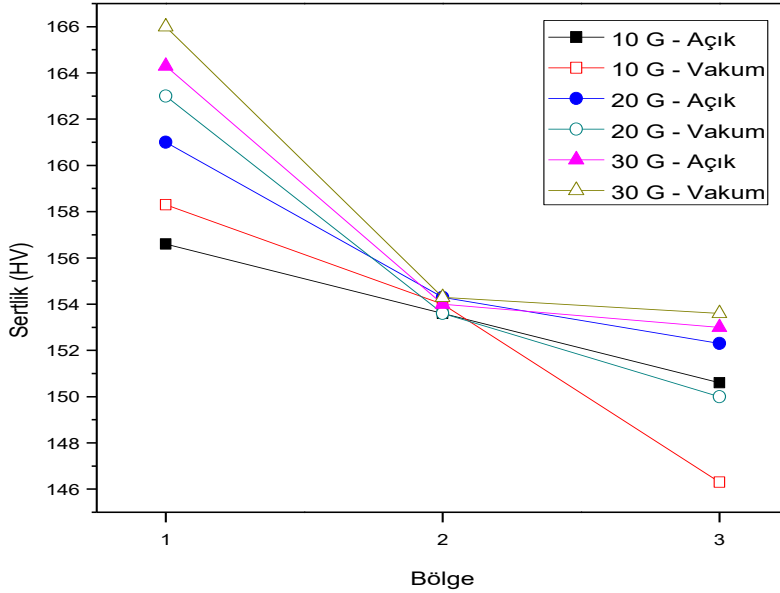


Şekil 4.11. C kalıbı ile üretilen numunelerin sertlik değerleri

2,82 K/s soğuma hızında da G sayısı ve döküm atmosferinin etkileri 1,04 K/s ve 1,96 K/s soğuma hızlarındaki gibi olmuştur. Soğuma hızının 2,82 K/s değerine yükselmesi ile numunelerin sertlik değerleri birinci bölgede 175-181 HV aralığına, ikinci bölgede 166-171 HV aralığına ve üçüncü bölgede de 160-165 HV aralığına yükselmiştir.

A, B ve C kalıplarının kullanılması ile elde edilen yüksek soğuma hızlarında üretilen numunelerin farklı bölgeleri arasında Al_2Cu faz hacim oranı bakımından büyük farklar bulunmamaktadır. Bundan dolayı Al_2Cu faz hacim oranının, yüksek soğuma hızlarında numunelerin sertlik değeri üzerinde önemli bir etkisi bulunmamaktadır.

Şekil 4.12’de D kalıbı kullanılarak 0,09 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin farklı bölgelerine ait sertlik değerleri gösterilmiştir.



Şekil 4.12. D kalıbı ile üretilen numunelerin sertlik değerleri

D kalıbında üretilen numunelerde birinci ve üçüncü bölgelerdeki ısı kaybının daha yüksek olması ve orta bölgenin daha sıcak kalmasından dolayı birinci bölgeden üçüncü bölgeye doğru önce azalan daha sonra artan bir sıcaklık gradyanı bulunduğu ikincil dendrit kolları arası mesafe sonuçlarına göre tespit edilmiştir. İkincil dendrit kolları arası mesafe ile sertlik değeri arasındaki ilişki de bilinmektedir. Ancak, Şekil 4.12’de gösterilen sertlik değerleri Şekil 4.8’de gösterilen ikincil dendrit kolları arası mesafe değerleri ile uyumluluk göstermemektedir. Bu durumun sebebi yüksek soğuma hızlarında ikincil dendrit kolları arası mesafenin düşük soğuma hızlarında ise Al_2Cu faz hacim oranının baskın parametre olmasıdır.

Şekil 4.1, Şekil 4.2 ve Şekil 4.3 yüksek soğuma hızlarında numunenin farklı bölgeleri arasında Al_2Cu faz hacim oranı açısından büyük farklar olmadığını göstermektedir. Bundan dolayı bu soğuma hızlarında Al_2Cu faz hacim oranı değişimi daha az etkili olmaktadır. Şekil 4.4'te gösterildiği üzere düşük soğuma hızlarında numunelerin farklı bölgeleri arasında Al_2Cu faz hacim oranı açısından büyük farklar bulunmaktadır. Şekil 4.4 ile Şekil 4.12 arasındaki uyum, düşük soğuma hızlarında Al_2Cu faz hacim oranı değişiminin baskın parametre olduğunu göstermektedir.

Şekil 4.12'de 0,09 K/s soğuma hızında üretilen numunelerin tamamında birinci bölgenin en sert ve üçüncü bölgenin de en yumuşak bölge olduğu görülmektedir. G sayısı ve döküm atmosferinin etkileri yüksek soğuma hızlarındakine göre oldukça farklıdır.

Birinci bölgede G sayısı arttıkça sertlik artmıştır. Bunun sebebi, artan hızla beraber uç bölgede bakır konsantrasyonunun daha yüksek olması sonucu yüksek sertlikteki Al_2Cu fazının hacim oranının artışıdır. Vakum, alaşımın daha uzun süre sıvı kalmasını sağladığından dolayı kimyasal kompozisyon farkının daha yüksek olmasına sebep olarak Al_2Cu faz hacim oranının artmasını sağlamıştır. Bunun sonucunda vakum ortamında üretilen numunelerin sertlik değerleri açık atmosferde üretilenlerden daha yüksek olmuştur. İkinci bölgede Al_2Cu faz hacim oranı değişmediğinden G sayısı ve döküm atmosferi değişikliğinin sertlik üzerinde önemli bir etkisi olmamıştır.

Üçüncü bölgede ise G sayısı arttıkça sertlik artarak ikinci bölgedeki sertlik değerine kadar yükselmiştir. $\alpha-Al$ fazının yüksek G sayılarında besleyici bölgesinde birikmesi sonucu üçüncü bölgedeki Al_2Cu faz hacim oranı ikinci bölge ile yakın değerlerde olmuştur. Bundan dolayı, yüksek G sayılarındaki sertlik sonuçları ikinci bölgenin sertlik sonuçlarına çok yakın bulunmuştur.

4.6. Çekme Boşluğu Derinliği Ölçümü Sonuçları

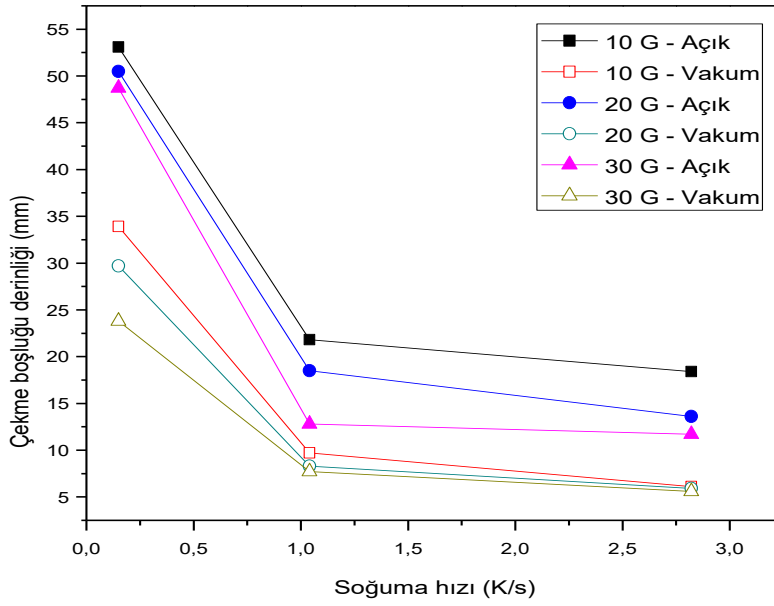
B kalıbı kullanılarak 1,96 K/s soğuma hızında üretilen numunelerde santrifüj döküm sırasında potanın kalıba fazla yaklaşması sonucunda potanın ağız kısmı numunenin besleyici bölgesine girerek çekme boşlukları şekillerinde düzensizlik oluşmasına sebep olmuştur. Bundan dolayı, çekme boşluğu ölçümleri A, C ve D kalıpları ile üretilen numunelere uygulanmıştır. D kalıbı kullanılarak üretilen numunelerdeki çekme boşlukları Resim 4.4'te gösterilmiştir.



Resim 4.4. D kalıbı ile üretilen numunelerdeki çekme boşlukları

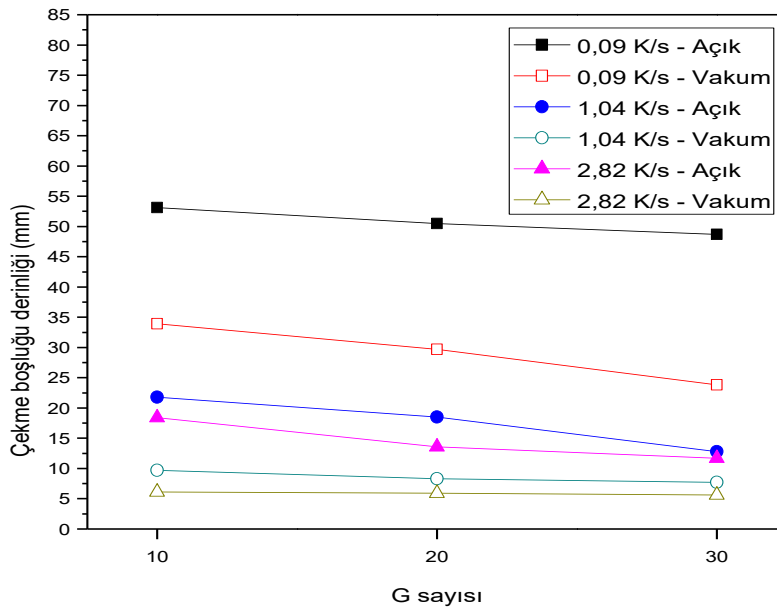
Resim 4.4.'te gösterilen çekme boşluğu şekilleri literatürdeki çekme boşluğu şekilleri ile uyumluluk göstermektedir [78]. G sayısı artışı ve vakum uygulamasının çekme boşluğu derinliğini azaltıcı etkisi olduğu ve vakumun etkisinin G sayısı artışı etkisinden daha fazla olduğu Resim 4.4'te açıkça görülmektedir.

Yüksek soğuma hızlarının elde edildiği A ve C kalıpları kullanılarak üretilen numunelerin çekme boşluğu derinlikleri D kalıbı kullanılarak üretilenlere göre oldukça küçüktür. Çekme boşluğu derinliğindeki azalışın sebeplerinden biri soğuma hızı artışıdır. Şekil 4.13'te çekme boşluğu derinliğinin soğuma hızına bağlı değişimi gösterilmiştir.



Şekil 4.13. Çekme boşluğu derinliğinin soğuma hızına bağlı değişimi

Soğuma hızı ve G sayısı arttıkça çekme boşluğu derinliği azalmaktadır. Ayrıca, vakum ortamında üretilen numunelerdeki çekme boşluğu derinliği açık atmosferde üretilenlere göre daha küçüktür. G sayısı ve döküm atmosferinin etki düzeyleri soğuma hızının değişimiyle birlikte değişmektedir. Şekil 4.14'te çekme boşluğu derinliğinin G sayısına bağlı değişimi gösterilmiştir.

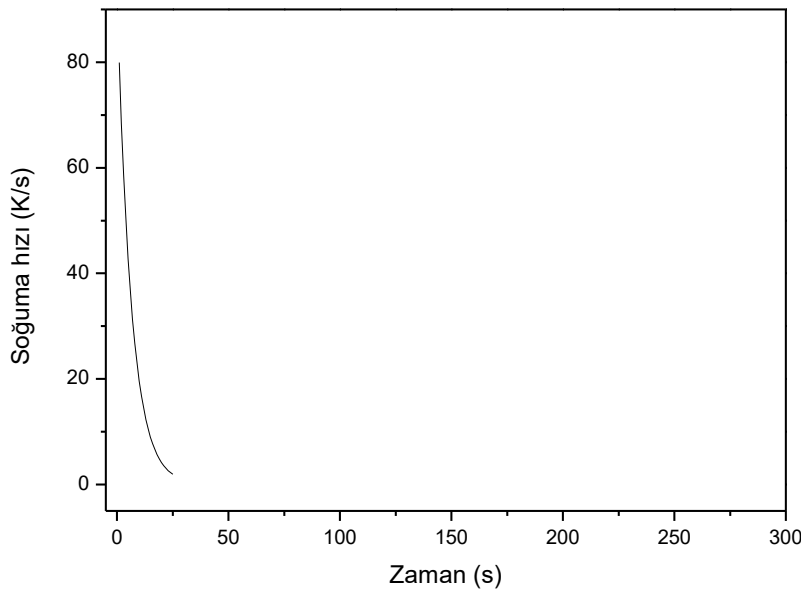


Şekil 4.14. Çekme boşluğu derinliğinin G sayısına bağlı değişimi

Soğuma hızı arttıkça G sayısının etkisi azalmakta ve en yüksek soğuma hızında neredeyse hiç etkisi bulunmamaktadır.

A ve C kalıpları kullanılarak üretilen numunelerin çekme boşluğu derinliklerinin D kalıbı kullanılarak üretilenlere göre daha küçük olmasının sebeplerinden biri de yönlü katılaşmadır. A ve C kalıplarıyla üretilen numunelerde yönlü katılaşma varken D kalıbıyla üretilen numunelerde yönlü katılaşma yoktur. Ayrıca, C kalıbıyla üretilen numuneler A kalıbıyla üretilen numunelere göre daha yüksek soğuma hızıyla üretildiği için yönlü katılaşma miktarı daha fazladır.

Yönlü katılaşmanın çekme boşluğu derinliği değişimindeki etkisini gösterebilmek için Al-Cu ötektik alaşımı 700 °C döküm sıcaklığında ve açık atmosferde düşük karbonlu çelikten üretilmiş bir kokil kalıba dökülerek yeni bir numune daha üretilmiştir. Diğer kalıpların soğuma hızı tespitinde yapılan hesaplamalar aynı şekilde kokil kalıp için de uygulanmış ve Şekil 4.15'te gösterilen eğri elde edilmiştir.



Şekil 4.15. Kokil kalıp için soğuma hızı – zaman eğrisi

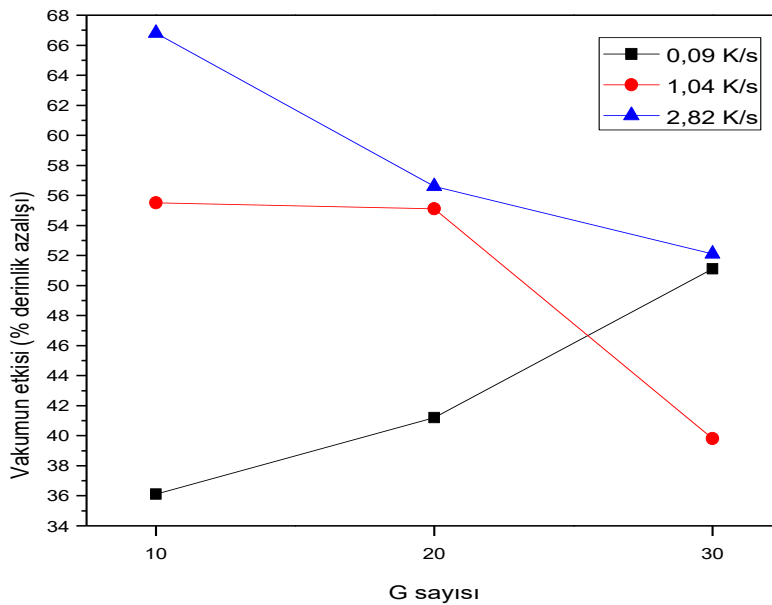
Şekil 4.15'te gösterilen eğri üzerindeki değerlerin ortalaması alınarak kokil kalıp içerisine dökülen alaşımın ortalama soğuma hızı 21,6 K/s olarak tespit edilmiştir. 2,82 K/s soğuma hızından daha yüksek soğuma hızlarında G sayısının çekme boşluğu boyutu üzerinde etkisi olmayacağı Şekil 4.14'ten tahmin edilebilmektedir. Böylece santrifüj döküm ve kokil döküm yöntemleri karşılaştırılabilir olmaktadır. Kokil kalıp ile üretilen numunenin çekme boşluğu Resim 4.5'te gösterilmiştir.



Resim 4.5. Kokil kalıp ile üretilen numunenin çekme boşluğu

Kokil kalıp kullanılarak üretilen numunenin 21,6 K/s değerindeki soğuma hızı C kalıbı ile elde edilen 2,82 K/s soğuma hızına göre oldukça yüksektir. Buna rağmen kokil kalıp ile üretilen numunenin çekme boşluğu derinliği yaklaşık 13 mm ile beklenenin fazlasıyla üzerindedir. Kokil kalıbın bütün bölgelerinde ısı transferi aynı şekilde olduğundan bu kalıpla üretilen numunede yönlü katılaşma bulunmamaktadır. Yönlü katılaşmanın olduğu C kalıbıyla 2,82 K/s soğuma hızında açık atmosferde 10-11 mm seviyelerine inilebildiği Şekil 4.13'te görülmektedir. Bu durum yönlü katılaşmanın diğer parametrelerden daha etkili olduğunu göstermektedir.

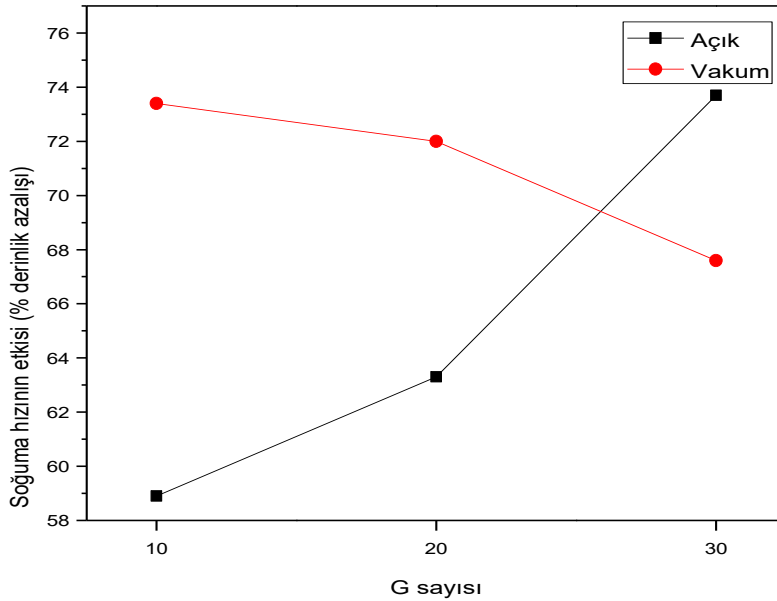
Yönlü katılaşma, soğuma hızı, G sayısı ve döküm atmosferi parametrelerinin her birinin çekme boşluğu derinliği üzerinde etkileri bulunmaktadır. En büyük etkiyi yönlü katılaşma yapmaktadır. Diğer parametrelerin etki düzeyleri soğuma hızı, döküm atmosferi ve G sayısı olarak sıralanmaktadır. Ayrıca bu parametrelerden herhangi birinin değişmesi diğer parametreleri de etkilemektedir. G sayısının artışı ile vakum etkisindeki değişiklik Şekil 4.16'da gösterilmiştir.



Şekil 4.16. Vakum etkisinin G sayısına bağlı değişimi

Açık atmosferde üretilen numunelerin çekme boşluğu derinliği ile vakum atmosferinde üretilen numunelerin çekme boşluğu derinliği arasındaki % derinlik azalışı vakumun etkisi olarak tanımlanmıştır.

Yüksek soğuma hızlarında yönlü katılaşma ve soğuma hızının etkileri daha baskın olduğundan G sayısı ve vakumun etkileri çok daha azdır. Çekme boşluğu derinliği değeri minimum bir değerden daha ileri gidemeyeceğinden dolayı G sayısı etkisi ve vakumun etkisinden birinin artışı diğerinin azalışı ile sonuçlanmaktadır. Düşük soğuma hızlarında ise durum daha farklıdır. 0,09 K/s soğuma hızının elde edildiği kalıpla üretilen numunelerde yönlü katılaşma yoktur. Bu soğuma hızında baskın parametre döküm atmosferidir. G sayısı ve soğuma hızı etkilerinden birinin artışı diğerinin azalışına sebep olmaktadır. 0,09 K/S soğuma hızında G sayısı arttıkça soğuma hızı etkisi azalmış ve bu durum vakumun etkisinin artmasıyla sonuçlanmıştır. G sayısının artışı ile soğuma hızının etkisindeki değişiklik Şekil 4.17’de gösterilmiştir.



Şekil 4.17. Soğuma hızı etkisinin G sayısına bağlı değişimi

Soğuma hızının 0,09 K/s değerinden 1,04 K/s değerine yükselmesi ile çekme boşluğu derinliğindeki % azalış soğuma hızının etkisi olarak tanımlanmıştır.

Soğuma hızı etkisinin değişimi vakum etkisinin değişimi ile benzerlik göstermektedir. Açık atmosferde üretilen numunelerde G sayısı arttıkça soğuma hızının etkisi artarken, vakum ortamında üretilen numunelerde G sayısı arttıkça soğuma hızının etkisi azalmaktadır.

G sayısının çekme boşluğu derinliği üzerindeki etkisinin diğer parametrelerin etkilerinden çok daha düşük olduğu bilinmektedir. Ancak, G sayısının artışı taşınım ile gerçekleşen ısı transferini artırdığından dolayı soğuma hızı artmakta ve buna bağlı olarak etki miktarı da yükselmektedir. Vakum ortamında ise vakum ve soğuma hızı etkileri arasında bir denge vardır. Vakum ortamı soğuma hızını az da olsa düşürmektedir ve bu durumdan dolayı bir parametrenin etkisinin artması diğerinin etkisinin azalmasına sebep olmaktadır.

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

1. Santrifüj döküm yöntemi ile ikincil dendrit kolları arası mesafe, faz hacim oranı, sertlik, yönlü katılma ve çekme boşluğu derinliği gibi malzemenin önemli özellikleri kontrol altında tutularak FDM üretimi gerçekleştirilmiştir.
2. Üretilen FDM’de kimyasal kompozisyon, Al₂Cu faz hacim oranı, ikincil dendrit kolları arası mesafe, sertlik ve tekstür açısından derecelenme sağlanmıştır.
3. Al-Cu ötektik alaşımının sertlik açısından fonksiyonel derecelenmesi; yüksek soğuma hızlarında ikincil dendrit kolları arası mesafenin değişimi, düşük soğuma hızında ise Al₂Cu faz hacim oranı değişimi ile elde edilmiştir.
4. Sertlik değişimindeki temel etkenin düşük soğuma hızında Al₂Cu faz hacim oranı, yüksek soğuma hızında ise kalıp içerisindeki sıcaklık dağılımı olduğu tespit edilmiştir.
5. Kimyasal kompozisyon ve Al₂Cu faz hacim oranı açısından derecelenme düşük soğuma hızlarında daha başarılı olmuştur.
6. Kimyasal kompozisyon farkının çok küçük olması ve düzensiz katılma şartlarından dolayı ötektikaltı ve ötektiküstü bölgelerde birincil partikül oluşumu yerine dendrit kollarının kabalaştığı gözlemlenmiştir.
7. İkincil dendrit kolları arası mesafeden soğuma hızı tahmini yapılmış ve % 3,3 ile % 28,8 arasında hata payları ile makul sonuçlar elde edilmiştir.
8. Yüksek soğuma hızlarında yönlü katılmanın etkisiyle birlikte çekme boşluğu derinlikleri önemli ölçüde azaltılmıştır.
9. Değişken parametrelerin her biri Al₂Cu faz hacim oranı, ikincil dendrit kolları arası mesafe, sertlik ve çekme boşluğu derinliği konularında etkili olmuştur.
 - a. Soğuma hızı arttıkça ikincil dendrit kolları arası mesafe kısalmış, sertlik artmış ve çekme boşluğu derinliği azalmıştır. Ancak, soğuma hızının artması Al₂Cu faz hacim oranındaki derecelenmeyi kısıtlamıştır.
 - b. G sayısı arttıkça Al₂Cu faz hacim oranındaki derecelenmenin artması ve ikincil dendrit kolları arası mesafenin kısılması ile sertlik artmış ve çekme boşluğu derinliği azalmıştır.

- c. Düşük soğuma hızlarında vakum ortamında üretilen numunelerin, yüksek soğuma hızlarında ise açık atmosferde üretilen numunelerin sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Vakum ortamında üretilen numunelerdeki çekme boşluğu derinliklerinin açık atmosferde üretilenlere göre çok daha küçük olduğu görülmüştür. Vakum ortamı soğuma hızını belirli seviyede azaltarak Al_2Cu faz hacim oranındaki derecelenmenin artmasını sağlamıştır. Bununla birlikte, vakum ortamı nedeniyle soğuma hızında gerçekleşen azalış ikincil dendrit kolları arası mesafenin artmasına sebep olmuştur.

10. Çekme boşluğu derinliğinin üretim parametrelerindeki değişiklikler ile kontrol edilebiliyor olması kalıp tasarımı sürecinde büyük avantajlar sağlamaktadır.

5.2. Öneriler

1. Kapalı bir sistem olan atmosfer kontrollü santrifüj döküm işleminde soğuma hızının daha tutarlı bir şekilde tespit edilebilmesi için sistem içerisindeki pota ve kalıbın içerisine ısı sensörler yerleştirilebilir.
2. Kalıp tasarımında kullanılan izolasyon malzemeleri daha küçük ısı iletim katsayılarına sahip seramiklerden seçilerek daha düşük soğuma hızları sağlanabilir ve böylece kimyasal kompozisyon ve Al_2Cu faz hacim oranındaki derecelenme artırılabilir.
3. Santrifüj döküm sırasında kalıp ısıtma sistemi kurularak çok daha dengeli katılma şartları sağlanabilir. Ayrıca bu sistem sayesinde kimyasal kompozisyon ve Al_2Cu faz hacim oranındaki derecelenme artırılabilir.
4. Kimyasal kompozisyon ve Al_2Cu faz hacim oranındaki derecelenmenin artırılabilmesi için başka bir yöntem de daha yüksek G sayılarına çıkmaktır. Bunun için daha hafif bir kalıp tasarımı yapılmalıdır. Ayrıca daha uzun dönme koluna sahip ve daha güçlü motoru olan bir santrifüj döküm cihazı kullanılarak da G sayısı artırılabilir.
5. Ötektikaltı ve ötektiküstü bölgelerde birincil partiküllerin oluşumunun sağlanması ve böylece in-situ partikül takviyeli FDM üretilebilmesi için daha yavaş soğuma şartları gerekmektedir.
6. Aynı santrifüj döküm cihazı kullanılarak katı partikül takviyeli FDM üretimi gerçekleştirilebilir.

7. Al_2Cu fazı, $\alpha-Al$ fazına göre hem daha sert hem de aşınmaya daha dayanıklıdır. Bu çalışmada sertlik değişimi incelenmiştir. Diğer çalışmalarda numunelerin farklı bölgelerinin aşınma dayanımı değerleri incelenebilir.
8. Alüminyum ve bakır arasındaki yoğunluk farkının çok yüksek olmasından dolayı bu çalışmada Al-Cu ötektiği kullanılmıştır. Daha sonraki çalışmalarda diğer alaşım sistemleri de incelenebilir.
9. FDM ilk olarak termal şoklara dayanım amacıyla üretilmiştir. Al-Cu ötektik sisteminde de derecelendirilmiş ve derecelendirilmemiş yapılar bu anlamda kıyaslanabilir.
10. Santrifüj döküm işleminde G sayısı, soğuma hızı ve döküm atmosferi dışındaki parametreler değiştirilerek FDM üretimine etkisi araştırılabilir.
11. Santrifüj döküm yöntemiyle üretilen FDM numunelerin, bu tezin kapsamı dışında kalan (termal iletim katsayısı, termal genleşme katsayısı, elektrik iletkenliği, vb.) özelliklerindeki değişimi saptayabilmek için daha çeşitli karakterizasyon yöntemleri ile incelenmesi gerekmektedir.

KAYNAKLAR

1. Miyamoto, Y., Kaysser, W. A., Rabin, B. H., Kawasaki, A. and Ford, R. G. (Editors). (1999). *Functionally graded materials design, processing and applications*, New York: Springer Science+Business Media, 1-26.
2. Shiota, I. and Miyamoto, Y. (Editors). (1997). *Functionally graded materials 1996*, Amsterdam: Elsevier Science B. V., 1-14.
3. Kieback, B., Neubrand, A. and Riedel, H. (2003). Processing techniques for functionally graded materials. *Materials Science and Engineering A*, 362, 81-105.
4. Konez, A., Alagöz, H., Topal, S. ve Gülgeç, M. (2005). Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerin üretim teknikleri ve kullanım alanları. *Mühendis ve Makine*, 46(547).
5. Jamaludin, S. N. S., Mustapha, F., Nuruzzaman, D. M. and Basri, S. N. (2013). A review on the fabrication techniques of functionally graded ceramic-metallic materials in advanced composites. *Scientific Research and Essays*, 8(21), 828-840.
6. Udupa, G., Rao, S. S. and Gangadharan, K. V. (2014). Functionally graded composite materials: An overview. *Procedia Materials Science*, 5, 1291-1299.
7. Choudhuri, A. and Ramana, C. V. (2014, May 19-23). *Liquid fueled high velocity oxy-fuel thermal spraying technique for durable coating*. Paper presented at the UCR/HBCU&MI Contractors Review Meeting, Pittsburgh.
8. Davis, J. R. (Editor). (2004). *Handbook of thermal spray technology*, USA: ASM International, 54-62.
9. Kuroda, S., Kawakita, J., Watanabe, M. and Katanoda, H. (2008). Warm spraying - a novel coating process based on high-velocity impact of solid particles. *Science and Technology of Advanced Materials*, 9, 1-17.
10. Kawasaki, A. and Watanabe, R. (2002). Thermal fracture behavior of metal/ceramic functionally graded materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 69, 1713-1728.
11. Kim, J. H., Kim, M. C. and Park, C. G. (2003). Evaluation of functionally graded thermal barrier coatings fabricated by detonation gun spray technique. *Surface and Coatings Technology*, 168, 275-280.
12. Bohidar, S. K., Sharma, R. and Mishra, P. R. (2014). Functionally graded materials: A critical review. *International Journal of Research*, 1, 289-301.
13. Zhu, J., Lai, Z., Yin, Z., Jeon, J. and Lee, S. (2001). Fabrication of ZrO₂-NiCr functionally graded material by powder metallurgy. *Materials Chemistry and Physics*, 68, 130-135.
14. Jin, G., Takeuchi, M., Honda, S., Nishikawa, T. and Awaji, H. (2005). Properties of multilayered mullite/Mo functionally graded materials fabricated by powder metallurgy processing. *Materials Chemistry and Physics*, 89, 238-243.
15. Autissier, E., Richou, M., Minier, L., Gardarein, J. L. and Bernard, F. (2015). Elaboration and thermomechanical characterization of W/Cu functionally graded

- materials produced by spark plasma sintering for plasma facing components. *Fusion Engineering and Design*, 98-99, 1929-1932.
16. Levy, G. N., Schindel, R. and Kruth, J. P. (2003). Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (lm) technologies, state of the art and future perspectives. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 52, 589-609.
 17. Mahindru, D. V. and Mahendru, P. (2013). Review of rapid prototyping-technology for the future. *Global Journal of Computer Science and Technology*, 13, 26-37.
 18. Knoppers, G. E., Gunnink, J. W., Van den Hout, J. and Van Vliet, W. P. (2004, August 2-4). *The reality of functionally graded material products*. Paper presented at the Fifteenth International Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin.
 19. Chiu, W. K. and Yu, K. M. (2008). Direct digital manufacturing of three-dimensional functionally graded material objects. *Computer-Aided Design*, 40, 1080-1093.
 20. Yakovlev, A., Trunova, E., Grevey, D., Pilloz, M. and Smurov, I. (2005). Laser-assisted direct manufacturing of functionally graded 3D objects. *Surface & Coatings Technology*, 190, 15-24.
 21. Groves, J. F. and Wadley, H. N. G. (1997). Functionally graded materials synthesis via low vacuum directed vapor deposition. *Composites Part B*, 28B, 57-69.
 22. Schulz, U., Peters, M., Bach, Fr. W. and Tegeder, G. (2003). Graded coatings for thermal, wear and corrosion barriers. *Materials Science and Engineering A*, 362, 61-80.
 23. Lian, Y., Liu, X., Xu, Z., Song, J. and Yu, Y. (2013). Preparation and properties of CVD-W coated W/Cu FGM mock-ups. *Fusion Engineering and Design*, 88, 1694-1698.
 24. Put, S., Vleugels, J., Anne, G. and Van der Biest, O. (2003). Functionally graded ceramic and ceramic-metal composites shaped by electrophoretic deposition. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical Engineering Aspects*, 222, 223-232.
 25. Zarabian, M., Yazdan Yar, A., Vafaenezhad, S., Faghihi Sani, M. A. and Shimci, A. (2013). Electrophoretic deposition of functionally-graded NiO-YSZ composite films. *Journal of the European Ceramic Society*, 33, 1815-1823.
 26. Askari, E., Mehrali, M., Metselaar, I. H. S. C., Kadri, N. A. and Rahman, Md. M. (2012). Fabrication and mechanical properties of Al₂O₃/SiC/ZrO₂ functionally graded material by electrophoretic deposition. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 12, 144-150.
 27. Yan, M., Peng, X. and Ma, T. (2009). Microstructures of Ni-ZrO₂ functionally graded materials fabricated via slip casting under gradient magnetic fields. *Journal of Alloys and Compounds*, 479, 750-754.
 28. Jung, Y. G. and Choi, S. C. (1998). Fabrication of 3Y-TZP/SUS304 functionally graded materials by slip casting; application of porous alumina molds. *Materials Letters*, 37, 312-319.
 29. Lopez-Esteban, S., Bartolome, J. F., Pecharroman, C. and Moya, J. S. (2002). Zirconia/stainless-steel continuous functionally graded material. *Journal of the European Ceramic Society*, 22, 2799-2804.

30. Rahaman, M.N. (2003). *Ceramic processing and sintering*, New York: Marcel Dekker Inc., 11-385.
31. Mercadelli, E., Sanson, A., Pinasco, P., Roncari, E. and Galassi, C. (2010). Tape cast porosity-graded piezoelectric ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 30, 1461-1467.
32. Yeo, J. G., Jung, Y. G. and Choi, S. C. (1998). Design and microstructure of ZrO₂/SUS316 functionally graded materials by tape casting. *Materials Letters*, 37, 304-311.
33. Jabbari, M., Spangenberg, J. and Hattel, J. (2013). Modeling of the interface behavior in tape casting of functionally graded ceramics for magnetic refrigeration parts. *International Journal of Refrigeration*, 36, 2403-2409.
34. Miracle, D. B. and Donaldson, S. L. (Editors). (2001). *ASM Handbook Volume 21 Composites*, USA: ASM International, 406-410.
35. Asmi, D. and Low, I. M. (2001). Infiltration and physical characteristics of functionally graded alumina/calcium hexaluminate composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 118, 225-230.
36. Bahrami, A., Pech-Canul, M. I., Gutierrez, C. A. and Soltani, N. (2015). Effect of rice-husk ash on properties of laminated and functionally graded Al/SiC composites by one-step pressureless infiltration. *Journal of Alloys and Compounds*, 644, 256-266.
37. Zhao, P., Guo, S. B., Liu, G. H., Chen, Y. X. and Li, J. T. (2014). Fast fabrication of W-Cu functionally graded material by high-gravity combustion synthesis and melt-infiltration. *Journal of Nuclear Materials*, 445, 26-29.
38. Corbin, S. F., Zhao-jie, X., Henein, H. and Apte, P. S. (1999). Functionally graded metal-ceramic composites by tape casting, lamination and infiltration. *Materials Science and Engineering A*, 262, 192-203.
39. Sobczak, J. J. and Drenchev, L. B. (Editors). (2009). *Metal based functionally graded materials*, BenthamEBooks: Bentham Science Publishers Ltd., 1-52.
40. Bei, H. (2003). *Directional solidification, microstructures and mechanical properties of Cr-Cr₃Si eutectic alloys*, Unpublished Doctoral Dissertation, University of Tennessee, Knoxville.
41. Shiota, I. and Miyamoto, Y. (Editors). (1997). *Functionally graded materials 1996*, Amsterdam: Elsevier Science B. V., 695-700.
42. Cammen, L. (1922, May 8-11). *Centrifugal Casting*, Paper presented at the American Society of Mechanical Engineering 1922 Spring meeting, Atlanta.
43. Wei, S. and Lampman, S. (2008). *ASM Handbook Volume 15 Casting*, USA: ASM International, 667-673.
44. Campbell, J. (2011). *Complete Casting Handbook*, Oxford: Elsevier Ltd., 979-985.

45. Shailesh, P., Sundarrajan, S. and Komaraiah, M. (2014). Optimization of process parameters of Al-Si alloy by centrifugal technique using Taguchi design of experiments. *Procedia Materials Science*, 6, 812-820.
46. Lin, X., Liu, C. and Xiao, H. (2013). Fabrication of Al-Si-Mg functionally graded materials tube reinforced with in situ Si/Mg₂Si particles by centrifugal casting. *Composites: Part B*, 45, 8-21.
47. Rahvard, M. M., Tamizifar, M., Boutorabi, S. M. A. and Shiri, S. G. (2014). Characterization of the graded distribution of primary particles and wear behavior in the A390 alloy ring with various Mg contents fabricated by centrifugal casting. *Materials and Design*, 56, 105-114.
48. Zhai, Y., Liu, C., Wang, K., Zou, M. and Xie, Y. (2010). Characteristics of two Al based functionally gradient composites reinforced by primary Si particles and Si/in situ Mg₂Si particles in centrifugal casting. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20, 361-370.
49. Rajan, T. P. D., Pillai, R. M. and Pai, B. C. (2010). Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites. *Materials Characterization*, 61, 923-928.
50. Watanabe, Y., Kawamoto, A. and Matsuda, K. (2002). Particle size distributions in functionally graded materials fabricated by the centrifugal solid-particle method. *Composites Science and Technology*, 62, 881-888.
51. Watanabe, Y., Yamanaka, N. and Fukui, Y. (1998). Control of composition gradient in a metal-ceramic functionally graded material manufactured by the centrifugal method. *Composites: Part A*, 29A, 595-601.
52. Watanabe, Y., Yamanaka, N. and Fukui, Y. (1999). Wear behavior of Al-Al₃Ti composite manufactures by a centrifugal method. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A, 3253-3261.
53. Watanabe, Y. and Nakamura, T. (2001). Microstructures and wear resistances of hybrid Al-(Al₃Ti+Al₃Ni) FGMs fabricated by a centrifugal method. *Intermetallics*, 9, 33-43.
54. Watanabe, Y. and Oike, S. (2005). Formation mechanism of graded composition in Al-Al₂Cu functionally graded materials fabricated by a centrifugal in situ method. *Acta Materialia*, 53, 1631-1641.
55. Chirita, G., Stefanescu, I., Cruz, D., Soares, D. and Silva, F. S. (2010). Sensitivity of different Al-Si alloys to centrifugal casting effect. *Materials and Design*, 31, 2867-2877.
56. Sequeira, P. D., Watanabe, Y. and Rocha, L. A. (2005). Aluminum matrix texture and particle characterization in Al-Al₃Ti FGMs produced by a centrifugal solid-particle method. *Solid State Phenomena*, 105, 415-420.
57. Watanabe, Y., Kurahashi, M., Kim, I. S., Miyazaki, S., Kumai, S., Sato, A. and Tanaka, S. (2006). Fabrication of fiber-reinforced functionally graded materials by a centrifugal in situ method from Al-Cu-Fe ternary alloy. *Composites: Part A*, 37, 2186-2193.

58. Watanabe, Y., Sato, R., Kim, I. S., Miura, S. and Miura, H. (2005). Functionally graded material fabricated by a centrifugal method from ZK60A magnesium alloy. *Materials Transactions*, 46, 944-949.
59. Huang, X., Liu, C., Lv, X., Liu, G. and Li, F. (2011). Aluminum alloy pistons reinforced with SiC fabricated by centrifugal casting. *Journal of Materials Processing Technology*, 211, 1540-1546.
60. Chumanov, I. V., Anikeev, A. N. and Chumanov, V. I. (2015). Fabrication of functionally graded materials by introducing wolframium carbide dispersed particles during centrifugal casting and examination of FGM's structure. *Procedia Engineering*, 129, 816-820.
61. Arsha, A. G., Jayakumar, E., Rajan, T. P. D., Antony, V. and Pai, B. C. (2015). Design and fabrication of functionally graded in-situ aluminum composites for automotive pistons. *Materials and Design*, 88, 1201-1209.
62. Chirita, G., Soares, D. and Silva, F. S. (2008). Advantages of the centrifugal casting technique for the production of structural components with Al-Si alloys. *Materials and Design*, 29, 20-27.
63. Watanabe, Y., Hattori, Y. and Sato, H. (2015). Distribution of microstructure and cooling rate in Al-Al₂Cu functionally graded materials fabricated by a centrifugal method. *Journal of Materials Processing Technology*, 221, 197-204.
64. Incropera, F. P. and DeWitt, D. P. (Editors). (1996). *Fundamentals of Heat and Mass Transfer, 4th Edition*, USA: John Wiley & Sons, 79-118.
65. Çengel, Y. (Editor). (2008). *Introduction to Thermodynamics and Heat Transfer, Second Edition*, USA: McGraw-Hill Primis, 376-379.
66. Vargas, J. A., Torres, J. E., Pacheco, J. A. and Hernandez, R. J. (2013). Analysis of heat input effect on the mechanical properties of Al-6061-T6 alloy weld joints. *Materials and Design*, 52, 556-564.
67. Kumar, A. (2014). Solidification of impinging molten metal droplet on a cold substrate. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, 3(2), 486-497.
68. Zolotarevsky, V. Y., Nikolai, A. B. and Glazoff, M. V. (2007). *Casting Aluminum Alloys*, USA: Elsevier, 1-14.
69. Czarski, A. and Matusiewicz, P. (2012). Some aspects of estimation accuracy of mean true interlamellar spacing. *Metallurgy and Foundry Engineering*, 38(2), 133-140.
70. Koziel, T., Matusiewicz, P., Kopyscianski, M. and Zielinska-Lipiec, A. (2013). Estimation of the cooling rate in 3 mm suction-cast rods based on the microstructural features. *Metallurgy and Foundry Engineering*, 39(2), 7-14.
71. Luo, D., Wang, H. Y., Ou-Yang, Z. T., Chen, L., Wang, J. G. and Jiang, Q. C. (2014). Microstructure and mechanical properties of Mg-5Sn alloy fabricated by a centrifugal casting method. *Materials Letters*, 116, 108-111.

72. Akar, N., Şahin, H. M., Yalçın, N. and Kocatepe, K. (2008). Experimental study on the effect of liquid metal superheat and casting height on interfacial heat transfer coefficient. *Experimental Heat Transfer*, 21(1), 83-98.
73. Şahin, H. M., Kocatepe, K., Kayıkcı, R. and Akar, N. (2006). Determination of unidirectional heat transfer coefficient during unsteady-state solidification at metal casting–chill interface. *Energy Conversion and Management*, 47(1), 19-34.
74. Akar, N., Boran, K. and Hozikliğil, B. (2013). Effect of mold temperature on heat transfer coefficient at casting-mold interface. *Journal of the Faculty of Engineering & Architecture of Gazi University*, 28(2), 275-282.
75. Reis, B. P., França, R. P., Spim, J. A., Garcia, A., DaCosta, E. M. and Santos, C. A. (2013). The effects of dendritic arm spacing (as-cast) and aging time (solution heat-treated) of Al-Cu alloy on hardness. *Journal of Alloys and Compounds*, 549, 324-335.
76. Houria, M. I., Nadot, Y., Fathallah, R., Roy, M. and Maijer, D. M. (2015). Influence of casting defect an SDAS on the multiaxial fatigue behaviour of A356-T6 alloy including mean stress effect. *International Journal of Fatigue*, 80, 90-102.
77. Ceschini, L., Morri, A., Toschi, S., Johansson, S. and Seifeddine, S. (2015). Microstructural and mechanical properties characterization of heat treated and overaged cast A354 alloy with various SDAS at room and elevated temperature. *Materials Science & Engineering A*, 648, 340-349.
78. Campbell, J. (2003). *Castings*, Oxford: Butterworth-Heinemann, 205-231.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : Ağca, Semih
Uyruğu : T.C.
Doğum tarihi ve yeri : 08.05.1986, Sapanca
Medeni hali : Evli
Telefon : 0 (312) 3241555
Faks : 0 (312) 3241505
E-Posta : agcasemih@gmail.com



Eğitim

Derece	Okul/Program	Mezuniyet tarihi
Yüksek Lisans	Gazi Üniversitesi/Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Devam ediyor
Lisans	Gazi Üniversitesi/Döküm Öğretmenliği	2010
Lise	Karatay S. D. M. P. Anadolu Lisesi	2004

İş Deneyimi

Yıl	Çalıştığı Yer	Görev
2011-2014	Gazi Üniversitesi	Araştırma Görevlisi
2014-Devam ediyor	Yıldırım Beyazıt Üniversitesi	Araştırma Görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce

Hobiler

Basketbol, Masa tenisi, Futbol



GAZİ GELECEKTİR..