

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ Al-Si
ALAŞIMLARININ KONTROLLÜ KATILAŞTIRMA
YÖNTEMİ İLE ÜRETİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Merve Gizem ÖZDEN

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ**

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Adem DEMİR

Haziran 2018

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

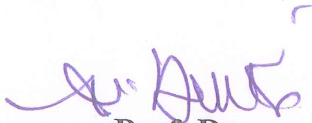
FONKSİYONEL DERECELENDİRİLMİŞ AI-Si
ALAŞIMLARININ KONTROLLÜ KATILAŞTIRMA
YÖNTEMİ İLE ÜRETİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

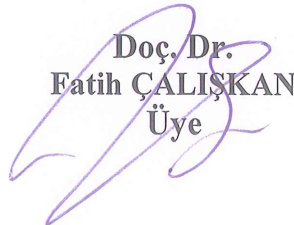
Merve Gizem ÖZDEN

Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ

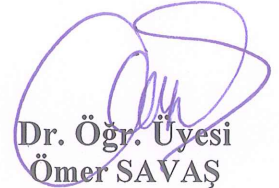
Bu tez 01.06.2018 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.



Prof. Dr.
Adem DEMİR
Jüri Başkanı



Doç. Dr.
Fatih ÇALIŞKAN
Üye



Dr. Öğr. Üyesi
Ömer SAVAŞ
Üye

BEYAN

Tez içindeki tüm verilerin akademik kurallar çerçevesinde tarafımdan elde edildiğini, görsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uygun şekilde sunulduğunu, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezde yer alan verilerin bu üniversite veya başka bir üniversitede herhangi bir tez çalışmasında kullanılmadığını beyan ederim.

Merve Gizem ÖZDEN

20.06.2018

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim boyunca değerli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, aynı titizlikte beni yönlendiren değerli hocam Öğr. Gör. Selçuk ŐİRİN ve Prof. Dr. Adem DEMİR'e teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR	i
İÇİNDEKİLER	ii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ	v
ŞEKİLLER LİSTESİ	vii
TABLOLAR LİSTESİ	xii
ÖZET	xiv
SUMMARY	xv

BÖLÜM 1.

GİRİŞ	1
-------------	---

BÖLÜM 2.

KAYNAK ARAŞTIRMASI	8
2.1. Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemeler (FDM).....	8
2.2. Santrifüj Döküm	15
2.2.1. Savurma yöntemiyle seramik-partikül dağıtılmış FDM üretimi.....	20
2.2.2. Santrifüj yöntem ile üretilen intermetalik-partikül dağıtılmış FDMler	23
2.2.2.1.Santrifüj katı-partikül yöntemi.....	25
2.2.2.2. Santrifüj yerinde yöntemi	27
2.2.3. Santrifüj Sulu Çamur Yöntemi.....	31
2.2.4. Santrifüj basınçlandırma yöntemi.....	35
2.2.4.1. Santrifüj karışım-toz metodu.....	35
2.2.4.2. Reaktif santrifüj döküm yöntemi.....	37

2.3. Bridgman tipi bir yönlü katılma sistemi vasıtasıyla kontrollü katılma.....	38
BÖLÜM 3.	
MATERYAL VE YÖNTEM	46
3.1. Materyal	46
3.2. Yöntem	47
3.2.1. Malzemelerin eritilmesi	47
3.2.2. Savurma döküm.....	49
3.2.3. Kontrollü katılma yöntemi.....	51
3.2.4. Karakterizasyon işlemleri.....	59
BÖLÜM 4.	
ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....	63
4.1. SEM ve EDS sonuçları.....	63
4.2. Sertlik sonuçları.....	79
4.3. Charpy darbe mukavemeti test sonuçları.....	81
4.4. Arşimet yoğunluk ölçüm sonuçları.....	83
4.5. İmaj analiz sonuçları.....	84
4.6. Kontrollü katılma deney sonuçlarının bölgelere göre karşılaştırılması.....	93
4.6.1. Numunelerin üst bölgelerinin test sonuçlarının karşılaştırılması.....	93
4.6.2. Numunelerin alt bölgelerinin test sonuçlarının karşılaştırılması.....	104
BÖLÜM 5.	
SONUÇ VE ÖNERİLER.....	112
KAYNAKLAR	114

ÖZGEÇMİŞ	124
----------------	-----

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

agr	: Ağırlıkça
CDST	: Kontrollü yönlü katılaştırma tekniği
cm	: Santimetre
CVD	: Kimyasal buhar biriktirme
D	: Parçacık çapı
dak	: Dakika
DSC	: Diferansiyel taramalı kalorimetre
dx/dt	: Hız
EDS	: Enerji dağınımlı x-ışınları görüngen gözlemi
FD-AMK	: Fonksiyonel derecelendirilmiş alüminyum matriks kompozit
FD-MMK	: Fonksiyonel derecelendirilmiş metal matriks kompozit
FDM	: Fonksiyonel derecelendirilmiş malzeme
g	: Yerçekimsel ivme
G	: Savurma kuvvetinin yer çekimine oranı
G _L	: Sıvıdaki sıcaklık gradyanı
GPa	: Giga Paskal
gr	: Gram
HV	: Vickers sertlik değeri
J	: Joule
K	: Kelvin
kg	: Kilogram
kJ	: Kilo joule
m	: Metre
Mg	: Miligram
mm	: Milimetre
MMK	: Metal matriks kompozit
MPa	: Mega Paskal

MW	: MegaWatt
N	: Kalıbın dönme hızı
PCL	: Poli (ε-kaprolakton)
PED	: Poli etil oksit
PID	: Oransal-integral-türev regülatör
PLC	: Programlanabilir akıllı kontrolör
PVD	: Fiziksel buhar biriktirme
R	: Büyüme hızı
rpm	: Dakikadaki devir sayısı
s	: Saniye
SEM	: Taramalı elektron mikroskop
SOFC	: Katı oksit yakıt pili
TBC	: Termal bariyer kaplamalar
TPRE	: İkiz düzlemi yeniden girişi
UTS	: Maksimum çekme mukavemeti
V	: Çekme hızı
°C	: Derece
ρ	: Yoğunluk
η	: Erimiş metalin viskozitesi
μm	: Mikrometre

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1. Bronzdan FDMlere süregelen malzeme gelişimi.....	1
Şekil 1.2. Geleneksel kompozitlerde ve FDMlerde özelliklerin değişimi.....	3
Şekil 1.3. Fonksiyonel derecelenmiş implantlar.....	3
Şekil 1.4. İnsan vücudunda FDM'in örnekleri.....	4
Şekil 2.1. (A) Arama motoru Scopus ile elde edilen FDM konusu üzerine olan yayların yıllık sayısı (Temmuz 2016'ya kadar olan) (B) Ülkelerin FDM alanındaki bilgi birikimi.....	9
Şekil 2.2. (A) Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerin şematik gösterimi (B) Ürünün bulk/kaplama tipine bağlı olarak fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerin farklı üretim yöntemleri (C) FDMlerin çeşitli uygulamaları.....	14
Şekil 2.3. FDMlerin üretiminde kullanılan savurma döküm yöntemi (A) santrifüj döküm işleminin şematiği (B) santrifüj döküm ile üretilen silindirik FDM'in kimyasal kompozisyon gradyanı.....	16
Şekil 2.4. Savurma kuvveti altında FDMlerin üretim yöntemlerinin üç çeşidi (a) geleneksel santrifüj yöntemi, (b) santrifüj sulu çamur metodu ve (c) santrifüj basınçlandırma yöntemi.....	18
Şekil 2.5. Savurma döküm ile üretilen Al/SiC FDM'in tipik mikroyapıları.....	20
Şekil 2.6. Santrifüj döküm ile üretilen FDMlerin içindeki SiC partiküllerin hacim fraksiyonunun dağılımı.....	22
Şekil 2.7. Savurma katı-partikül metoduyla üretilen FDM'deki parçacık dağılımı	22
Şekil 2.8. (a) Santrifüj katı-partikül yöntemi ve (b) santrifüj yerinde metodu...	
Şekil 2.9. G=30 ile üretilen bir Al/Al ₃ Ti FDM'in tipik mikro yapısı.....	24
Şekil 2.10. G=50 iken üretilen FDMlerin aşınma hacimleri.....	26
Şekil 2.11. G=50 iken üretilen bir Al/Al ₃ Ni FDM'nin tipik mikroyapısı.....	28
Şekil 2.12. G=50 altında savurma yerinde yöntemiyle üretilen Al/Al ₃ Ni FDM'in partikül boyut dağılımı.....	29

Şekil 2.13. Bir savurma döküm Al/Al ₂ Cu numunesinin mikroyapısı.....	30
Şekil 2.14. Santrifüj kuvveti altında Ti ve ZrO ₂ partiküllerinin hızları.....	32
Şekil 2.15. Bilgisayar simülasyonu ile elde edilen (a) santrifüj çamur yöntemi ve (b) santrifüj çamur- döküm yöntemi ile FDM'in içinde Ti ve ZrO ₂ partiküllerinin hacim fraksiyon dağılımları.....	32
Şekil 2.16. Santrifüj sulu çamur-döküm yönteminin şematik gösterimi.....	33
Şekil 2.17. (a) Santrifüj çamur yöntemiyle (Çözücü bölgesi: 0mm) ve (b) Santrifüj sulu-çamuru dökümü metoduyla (Çözücü bölgesi genişliği: 100mm) üretilen FDMlerin içindeki hacim oransal gradyanların deneysel sonuçları.....	33
Şekil 2.18. Santrifüj karışım-toz yönteminin şematik tasviri.....	35
Şekil 2.19. Savurma karışım-toz yöntemiyle üretilen bir Cu/SiC FDM'in mikroyapıları.....	36
Şekil 2.20. Reaktif savurma döküm yönteminin şematik gösterimi.....	37
Şekil 2.21. Reaktif santrifüj döküm yöntemiyle üretilen Ni-alüminit/çelik kaplı borunun tipik SEM fotoğrafları.....	37
Şekil 2.22. (a) Deneysel kurulumun şematik gösterimi, (b) Bridgman tipi yönlü katılaşmanın detayları.....	30
Şekil 2.23. Bir Bridgman tipi dikey yönlü katılaşma kurulumunun şematik gösterimi.....	40
Şekil 2.24. (a) Doğal konveksiyon ile ve (b) zorlamalı konveksiyon ile yönlü katılaşma deneyleri için deney kurulumu.....	41
Şekil 2.25. Bir indüksiyon fırınında, (■) 0.9 µm/s, (●) 9.0 µm/s, (▲) 46 µm/s ve (◆) 264 µm/s hızlarla katılaşan Al-%4Cu (ağırlıkça) alaşımların içindeki konsantrasyon dağılımları.....	43
Şekil 3.1. Al-Si Faz Diyagramı.....	47
Şekil 3.2. Deneylerde malzemelerin eritilmesi için kullanılan elektrik dirençli fırın.....	48
Şekil 3.3. Deneyde kullanılan pota ve alaşımın homojenliğinin sağlanması için karıştırılma işlemi.....	49
Şekil 3.4. Dikey santrifüj cihazının şematik gösterimi.....	50
Şekil 3.5. Deneyde kullanılan dikey savurma döküm cihazı.....	50

Şekil 3.6. Boyanıp döküme hazır hale getirilen kokil kalıp.....	51
Şekil 3.7. Kontrollü katılaşma fırınının kurulumu.....	52
Şekil 3.8. Döküm işlemine hazır hale getirilmiş kontrollü katılaşma fırın görünümü.....	53
Şekil 3.9. Fırın bilgisayar yazılımının arayüzü.....	54
Şekil 3.10. Dört farklı tabakanın sıcaklık değerlerini gösteren PID sıcaklık kontrol cihazlarını içeren kontrol paneli.....	55
Şekil 3.11. Ergimiş alaşımın kalıp boşluğuna dökülmesi.....	56
Şekil 3.12. Deney 1 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği.....	57
Şekil 3.13. Deney 2 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği.....	57
Şekil 3.14. Deney 3 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği.....	58
Şekil 3.15. Deney 4 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği.....	58
Şekil 3.16. Deney 5 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği.....	58
Şekil 3.17. Deney 6 sonucu elde edilen sıcaklık zaman grafiği.....	59
Şekil 3.18. Deney 7 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği.....	59
Şekil 3.19. Sertlik testlerinde kullanılan Vickers mikro-sertlik cihazı.....	60
Şekil 3.20. Kırılma tokluğu ölçmek için kullanılan Charpy etki test cihazı.....	61
Şekil 3.21. Kırılma tokluğu numunelerinden biri.....	61
Şekil 3.22. Yoğunluk ölçümlerinde kullanılan Arşimet düzeneği.....	62
Şekil 4.1. Alaşım A'nın (a) iç bölgeden (b) orta bölgeden (c) dış bölgeden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları.....	64
Şekil 4.2. Alaşım B'nin (a) iç bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) dış bölgesinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları.....	66
Şekil 4.3. Alaşım C'nin (a) iç bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) dış bölgesinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları.....	68
Şekil 4.4. Deney 1 sonucu üretilen malzemenin (a) alt kısmından (b) orta kısmından (c) üst kısmından alınan SEM mikroyapı fotoğrafları.....	71
Şekil 4.5. Deney 2 sonucu elde edilen malzemenin (a) alt bölgesinin (b) orta bölgesinin (c) üst bölgesinin SEM mikroyapı fotoğrafları.....	73
Şekil 4.6. Deney 3 sonucu üretilen numunenin (a) alt kısmından (b) orta kısmından (c) üst kısmından alınan SEM mikroyapı fotoğrafları.....	74

Şekil 4.7. Deney 4 sonucu elde edilen numunenin (a) alt bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) üst bölgesinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları	75
Şekil 4.8. Deney 5 sonucu üretilen numunelerin (a) alt kısmından (b) orta kısmından (c) üst kısmından alınan mikroyapı fotoğrafları.....	76
Şekil 4.9. Deney 6 sonucu üretilen malzemelerin (a) alt bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) üst kısmından alınan mikroyapı fotoğrafları.....	77
Şekil 4.10. Deney 7 sonucu elde edilen numunelerin (a) alt kısmından, (b) orta kısmından (c) üst kısmından alınan mikroyapı fotoğrafları.....	78
Şekil 4.11. Numune içinde oluşan boşluğu gösteren bir malzeme resmi.....	83
Şekil 4.12. Deney 1 sonucu üretilen numunenin (a) üst bölgesinin (b) alt bölgesinin imaj analiz görüntüleri.....	85
Şekil 4.13. Deney 2 sonucu üretilen numunenin (a) üst kısmından (b) alt kısmından alına imaj analiz görüntüleri.....	86
Şekil 4.14. Deney 3 sonucu üretilen numunenin (a) üst kısmından (b) alt kısmından alına imaj analiz görüntüleri.....	87
Şekil 4.15. Deney 4 sonucu üretilen malzemenin (a) üst bölgesinden (b) alt bölgesinden alınan imaj analiz görüntüleri.....	88
Şekil 4.16. Deney 5 sonucu elde edilen malzemenin (a) üst bölgesinden (b) alt bölgesinden alınan imaj analiz sonuçları.....	89
Şekil 4.17. Deney 6 sonucu elde edilen numunenin (a) üst bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) alt bölgesinden imaj analiz sonuçları.....	90
Şekil 4.18. Deney 7 sonucu elde edilen numunenin (a) üst kısmından (b) orta kısmından alınan imaj analiz sonuçları.....	91
Şekil 4.19. Savurma döküm ile üretilen C alaşımının (a) dış yüzeyinin (b) iç yüzeyinin imaj analizi.....	92
Şekil 4.20. Deney (1), (2), (3), (4), (5), (6) ve (7)'nin üst bölgelerinin SEM'den alınan mikro yapıları.....	94
Şekil 4.21. Deney (1), (2), (3), (4), (5), (6) ve (7) sonucu elde edilen numunelerin üst bölgelerinin imaj analizleri.....	96
Şekil 4.22. Bekletme sıcaklığı ve sürelerine göre numunelerin üst bölgelerinin ortalama tane boyutu grafiği.....	98

Şekil 4.23.	Numunenin üst bölgesinin bekletme sıcaklığı ve süresine göre Arşimet yoğunluk değişim grafiği.....	99
Şekil 4.24.	Malzemenin üst bölgesindeki bekletme sıcaklığı ve süresine göre kırılma tokluğu değerleri grafiği.....	99
Şekil 4.25.	Deney 1 sonucu elde edilen alaşımın tane boyut dağılım grafiği.....	100
Şekil 4.26.	Deney 2 sonucu üretilen numunenin tane boyut dağılım grafiği.....	101
Şekil 4.27.	Deney 3 sonucu elde edilen numunenin tane boyut dağılım grafiği	101
Şekil 4.28.	Deney 4 sonucu üretilen alaşımın tane boyut dağılım grafiği.....	102
Şekil 4.29.	Deney 5 sonucu elde edilen tane boyut dağılım grafiği.....	102
Şekil 4.30.	Deney 6 sonucu elde edilen alaşımın tane boyut dağılım grafiği...	103
Şekil 4.31.	Deney 7 sonucu üretilen numunenin tane boyut dağılım grafiği.....	103
Şekil 4.32.	Deney (1), (2), (3), (4), (5), (6) ve (7) sonucu üretilen numunelerin alt bölgelerinden alınan SEM resimleri.....	105
Şekil 4.33.	Deney (1), (2), (3), (4), (5), (6) ve (7) sonucu elde edilen malzemelerin alt bölgelerinin imaj analizleri.....	107
Şekil 4.34.	Numunenin alt bölgelerinde tutma sıcaklığı ve zamanına göre % Si kompozisyon değişimi.....	109
Şekil 4.35.	Numunenin alt bölgelerinin bekletme sıcaklığı ve zamana göre Arşimet yoğunluk değerleri.....	110
Şekil 4.36.	Numunenin alt kısımlarının bekletme sıcaklığı ve zamanına göre kırılma tokluğu değişimi.....	111

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1. Çeşitli teknikler kullanılarak üretilen FDMlerin sertlik değerleri.....	11
Tablo 2.2. Ana yönlü büyüme tekniklerinin karşılaştırmalı değerlendirilmesi...	39
Tablo 3.1. Dikey savurma döküm işlemi sırasında kullanılan deneysel parametreler.....	49
Tablo 3.2. Kontrollü katılaşma deneylerinin parametreleri.....	56
Tablo 4.1. A, B ve C alaşımlarının EDS sonuçları.....	70
Tablo 4.2. Kontrollü katılaşma deneylerinden elde edilen numunelerin pozisyonlarına göre % Si kompozisyonları.....	79
Tablo 4.3. Savurma döküm ile üretilen numunelerin pozisyonlara göre sertlik değerleri.....	80
Tablo 4.4. Kontrollü katılaşma numunelerinin pozisyonlara göre sertlik değerleri.....	80
Tablo 4.5. Charpy darbe mukavemeti test sonuçları.....	82
Tablo 4.6. Üretilen tüm numunelerin Arşimet yoğunluk ölçüm sonuçları.....	83
Tablo 4.7. İmaj analiz sonuçlarının ortalamaları alınmış değerleri.....	93
Tablo 4.8. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen malzemelerin üst bölgelerin EDS sonuçları.....	95
Tablo 4.9. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu elde edilen numunelerin üst bölgelerinin sertlik değerleri.....	95
Tablo 4.10. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen numunelerin üst kısımlarından Charpy darbe mukavemet sonuçları.....	95
Tablo 4.11. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen malzemelerin üst kısmının ortalama tane boyutu ve taneler arası uzaklığı.....	97
Tablo 4.12. Kontrollü katılaşma numunelerinin üst bölgelerinin Arşimet yoğunluk ölçümleri.....	97

Tablo 4.13. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen malzemelerin alt kısımlarının EDS analiz sonuçları.....	106
Tablo 4.14. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu elde edilen numunelerin alt kısımlarının sertlik değerleri.....	106
Tablo 4.15. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen numunelerin alt kısımlarının Charpy kırılma tokluğu sonuçları.....	106
Tablo 4.16. Kontrollü katılaştırma numunelerinin alt kısımlarının imaj analiz sonuçlarının ortlamaları alınmış değerleri.....	108
Tablo 4.17. Kontrollü katılma numunelerinin alt bölgelerinin Arşimet yoğunluk ölçümleri.....	108

ÖZET

Anahtar kelimeler: Al-Si alaşımları, FDM, savurma döküm, kontrollü katılaştırma.

Bu çalışmada, farklı üretim yöntemleriyle Al-Si alaşımının içindeki birincil silisyum fazını yapı içinde dağıtarak fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerin (FDM) üretilebilirliğini incelemek amaçlanmıştır. Savurma döküm ve kontrollü katılaştırma olarak iki farklı yöntem kullanılmıştır. Öncelikle, santrifüj döküm metodu yardımıyla %7, %10 ve %17 silisyum içeren alaşımların üretimi yapılmıştır. Ancak, %7 ve %10 silisyumlu alaşımlarda, düşük silisyum içeriğinden dolayı, hem mikroyapısal hem de mekanik özellikler bakımından bir derecelendirme sağlanamamıştır. Yalnız, %17 silisyuma sahip malzemede, istenilen FDM yapısı elde edilmiş olup, iç ve dış yüzeylerde silisyum kristallerin varlığından dolayı sert, orta bölgede sadece ötektik faz olduğu için daha yumuşaktır.

Kontrollü katılaşmada, sıcaklık ve zamanın FDM yapısına etkisi araştırılmıştır. %17 silisyum içeren alüminyum alaşımları, sıvı-katı bölgesinde, üç farklı sıcaklıkta, 600 °C, 625 °C ve 650 °C, farklı sürelerde, 10 ve 30 dakika, bekletilmiş ve üretilen numunelerin sertlikleri, kırılma toklukları, tane boyutları, yoğunlukları, mikro yapıları ve elementel kompozisyonları incelenmiştir. Genel olarak, bütün numunelerde mikroyapısal ve mekanik özellikler bakımından derecelendirme elde edilmesine karşın istenilen en iyi sonucu 600 °C’de bekletilen numuneler vermiştir. Yüksek sıcaklıkta bekletilen numunelerde, homojen çekirdeklenme için gereken itici gücün azlığından dolayı primer silisyumlar kalıp çeperlerinde çekirdeklenip iç kısımlara doğru çatallaşarak büyümüştür. Bu büyüme, malzemede kırılma tokluğına sebebiyet verip, kırılma tokluğunu ciddi oranlarda düşürmektedir. Öte yandan, ötektik sıcaklığına yakın sıcaklıklarda bekletilen numunelerde malzeme içinde homojen çekirdeklenmeden ve eş eksenli büyümeden kaynaklanan tane boyutu küçük silisyum kristalleri üst bölgede toplanarak o bölgede mekanik özellikleri iyileştirmiştir. Ayrıca, tutma zamanını artırmanın numunenin tane boyutunu artırdığı gözlemlenmiştir.

INVESTIGATION OF FUNCTIONALLY GRADED MATERIALS PRODUCIBILITY OF Al-Si ALLOYS BY USING AND CONTROLLED CASTING

SUMMARY

Keywords: Al-Si alloys, FGM, centrifugal casting, controlled casting.

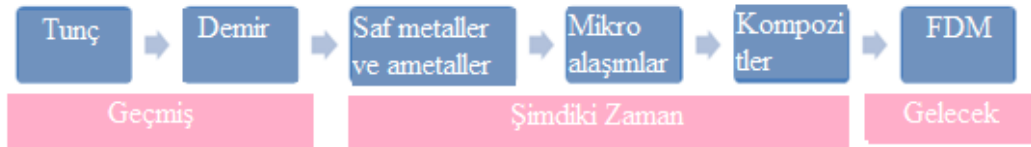
In this study, it is aimed that producibility of Functionally Graded Materials (FGM) is investigated by dispersing primary silicon phases in the structure of Al-Si alloys with the help of two different production methods, which are centrifugal casting and controlled casting. First of all, alloys having %7, %10 and %17 silicon in weight are produced by centrifugal casting. However, due to low silicon content, alloys with %7 and %10 Si does not have any gradation in both microstructure and mechanical properties. In the case of alloys containing %17 silicon, desired FGM structure is obtained and since inner and outer parts comprise high silicon content, these parts have high hardness than the middle portion structure.

In controlled casting, the effect of temperature and time on FGM structure is examined. Alloys with %17 silicon composition is holded during solidification in liquid-solid regions at different temperatures, 600 °C, 625 °C ve 650 °C and at distinct duration, 10 and 30 minutes and hardness, fracture toughness, grain size, density, mikrostructure and elemental analysis of produced materials are investigated. In general, in all specimens, a gradation is achieved in terms of mikrostructure and mechanical properties, but the best result is given by the sample holded at 600 °C. For the specimens which is holded at higher temperatures, primary silicons are nucleated at mold walls and grown through the middle parts by branching out because of the low driving force required for homogen nucleation. This growth causes the brittleness in the materials and reduces the fracture toughness seriously. On the other hand, in the samples holded at near the eutectic temperatures, the mechanical properties in the upper part is improved due to the dispersing small silicon particules in this part. Moreover, it is observed that increasing holding time rises the graind size.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Malzemeler, enerji kaynakları ve modern bilim, çağdaş teknolojinin üç ayağıdır. Yeni malzeme gelişimleri ve araştırma, yirmibirinci yüzyılın yüksek teknoloji alanlarının temel taşı olarak malzemelerin icadına yol açar. Son yıllarda, malzeme bilimi hızlı bir gelişme kaydetti [1]. Bunun sebebi, bir tarafta artan disiplinlerarası etkileşimler ve diğer tarafta ise yeni teorilerin, metotların ve deneysel tekniklerin tanımlanmasıdır. Aynı zamanda, malzemelerin pratik uygulamaları için gereken acil ihtiyaçlar, yeni istekleri öne sürmektedir.

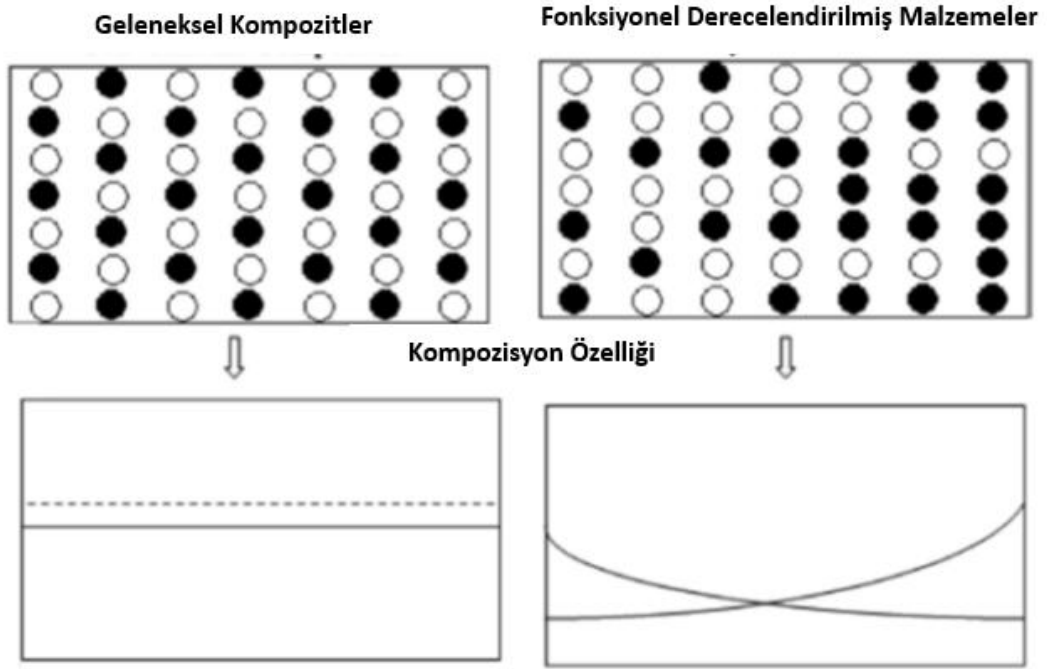
Malzemeler, demir, saf metallere günümüzde kullanımda olan kompozit malzemelere sürekli olarak gelişme halindedir. Bronz çağından günümüz ve gelecek senaryosuna sürekli malzeme gelişimi Şekil 1.1.'de sunulur [2]. Gerçek uygulamalarda tek metal kullanımıyla sağlanamayan karşıt özellik gereksinimi olabileceği için, saf metaller çok sınırlı kullanıma sahiptir. Saf metallere göre, alaşımlar daha güçlü ve çok yönlü olabilir. Bakır ve kalaydan oluşan tunç, milattan önce 4000'de (Tunç devri) geliştirilen ilk alaşımdır. O zamandan beri, metaller ve ametallerin farklı karışımları, fonksiyonel ihtiyaçlar gereğince çoklu malzemelerin mukavemetlerini birleştirmeye çalışıldı.



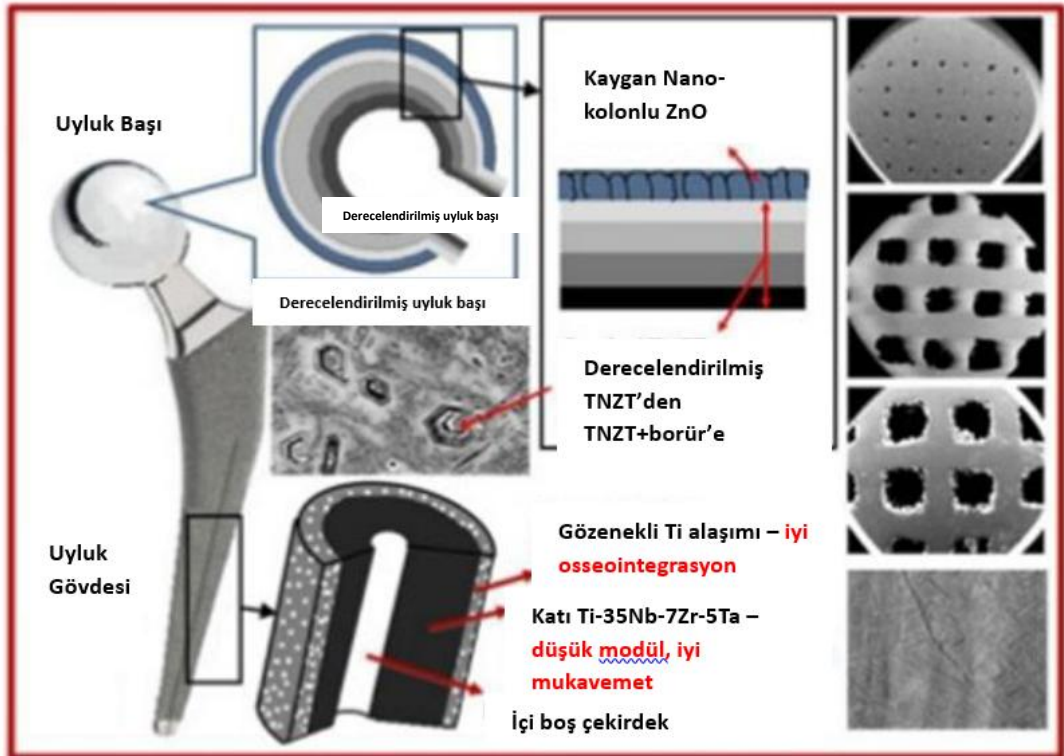
Şekil 1.1. Bronzdan FDMlere süregelen malzeme gelişimi [2].

Kompozit malzemeler, tekil malzemelerden önemli derecede farklı fiziksel ve kimyasal özelliklerle iki veya daha çok bileşenlerden yapılan malzemelerin en gelişmiş formudur. Kompozit malzemeler, uygulamaların fonksiyonel gereksinimleri gereğince yumuşak manyetik özellikler, sert, aşınma dirençli yüzeyler veren farklı kombinasyonlara izin verir. Heterojenlik, anizotropi, simetri ve hiyerarşi, çeşitli uygulamalar için özel ilgi toplayan kompozit malzemelerin ana karakteristiğidir. Yüksek mukavemet/bükülmezlik oranı, daha yüksek yorulma, aşınma ve korozyon direnci, yüksek güvenilirlik gibi özellikler kompozitlerin saf veya alaşımlı metallere göre olan avantajlarıdır. Bütün bu avantajlara rağmen, kompozit malzemeler aşırı çalışma koşullarında parça hasarı (delaminasyon) ile sonuçlanabilen arayüzeydeki özelliklerin keskin geçişine maruz kalır.

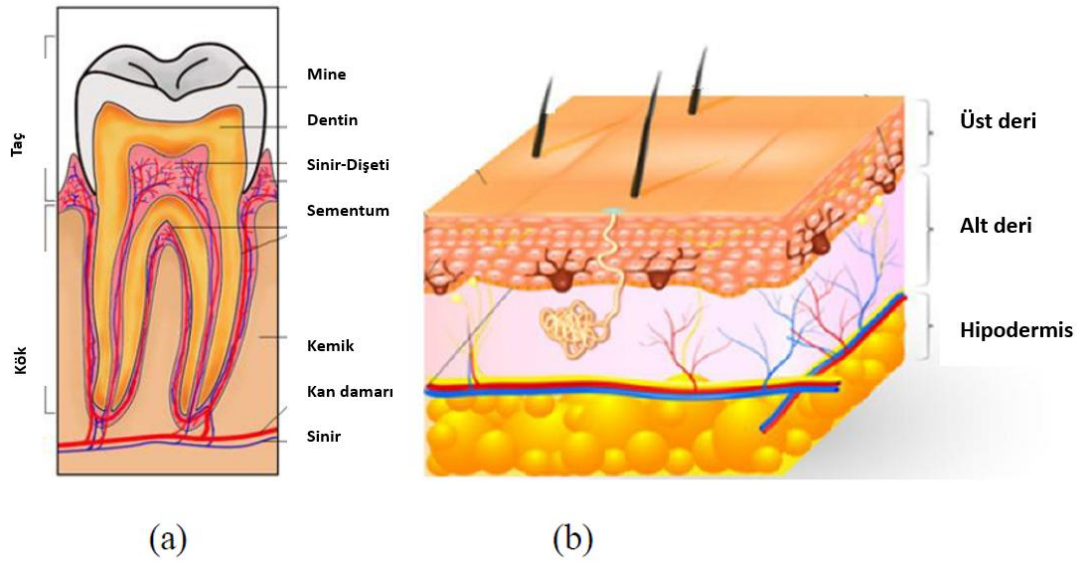
Geleneksel kompozitlerin bu dezavantajları, fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler olarak adlandırılan kompozitlerin modifiye edilmiş formlarıyla elimine edilir. Bu malzemelerde, Şekil 1.2.'de de gösterildiği gibi, bir malzemedeki diğerine özelliklerin düzgün geçişine yol açan gradyan arayüzeyi ile keskin arayüzey yer değiştirir. İstenilen yönde kompozisyon, yapı ve spesifik özelliklerin mühendislik gradyanları ile gelişmiş malzemeler, benzer bileşenlerden oluşan homojen malzemelere göre daha üstündür [2]. Young's modülü, Poisson's oranı, kesme modülü, malzeme yoğunluğu ve ısıl genleşme katsayısı gibi mekanik özellikler, düzgünce ve kesintisiz bir şekilde Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemelerde (FDM) tercihli yönde değişir. Kemik, diş, deri ve bambu ağacı, doğal olarak oluşan fonksiyonel gradyalı malzemelerin bazı örnekleridir (Şekil 1.3. ve 1.4.).



Şekil 1.2. Geleneksel kompozitlerde ve FDMlerde özelliklerin değişimi [3].



Şekil 1.3. Fonksiyonel derecelenmiş implantlar [4].



Şekil 1.4. İnsan vücudunda FDM'in örnekleri [5,6].

Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler (FDM), kompozit malzemelerin yeni bir çeşidi olarak uygulamalardan ve üretimden kaynaklı sorunları çözebilir. Bu malzemeler, yüksek performanslı ve çok işlevli olmalarından dolayı, yeni nesil uzay araçlarında kullanılırlar [7]. Diğer mühendislik alanlarında da kullanılabilirler. Bu yüzden, son zamanlarda yapılan malzeme bilimi araştırmalarında yüksek potansiyeli ile ortaya çıkmaktadır [1]. Uzay mekiği ve diğer yüksek teknoloji gelişmelerinde, malzemeler yüksek performans gereksinimlerini karşılanması beklenir. Örneğin, uzay mekiği dünya atmosferinden çıktığında, uçuş hızı 25 Mach (30626.10 km/saat)'dan fazladır ve yüzey sıcaklığı 2000 °C'ya kadar yükselir. Ateşleme odası, 2000 °C'den fazla yanma gaz sıcaklığına sahiptir, ısı akışı 5 MW/m²'den fazladır [8]. Yanma odasının hem içi hemde dışı, böyle büyük miktarda bir ısı için, 1000 K ve üstü sıcaklıklara dayanabilmelidir [9]. Geleneksel tek-faz homojen malzemeler, bu tip uygulamalar için uygun değildir. Bu yüzden, mikroyapı, faz dağılımı veya kimyasal kompozisyonun gradyanlarının oluşumu, gelişmiş mühendislik parçalarının tasarımında gayretli bir şekilde takip edilen yeni bir konsept sunar [10]. Bu anlayışın ışığı altında, ana sorun düşük sıcaklıkta yapısal tokluk ve yüksek sıcaklıkta yüksek sertlik gibi bağdaşmayan özellikleri aynı parçada birleştirmektir. Bu istekleri karşılamak için olası bir yaklaşım, metal altlıklı seramik kaplama malzemeler gibi çok fazlı kompozit malzemelerin kullanıldığı fonksiyonel tabakalandırılmış malzemeler

[11], belirli bir yönde farklı ısı genleşme katsayısı ve ısı stres değişimleri içerir [12]. Faz sınırlarında oluşan kaplamaları sıyırmak kolay olur. Böyle geleneksel bir ısı dirençli malzemeleri irdelemek için, Hirai Toshio Watanabe önderliğinde Japon akademisyenler (1987), ilk olarak fonksiyonel derecelendirilmiş malzeme yaklaşımını öne sürdüler. Bu çalışmanın sürekli derinleştirilmesiyle, fonksiyonel tabakalandırılmış malzeme konsepti, bir uçtan diğer uca kalınlık yönü boyunca sürekli değişen malzeme elementleri elde etmek için, gelişmiş kompozit teknoloji kullanımı esaslı bilgisayar destekli malzeme dizaynına ilişkin olarak geliştirildi [13]. Böylece, fonksiyonel yönler kadar malzeme gradyanlarının doğasında değiştirildi.

Bir fonksiyonel derecelendirilmiş malzemede, pozisyona bağlı olarak düzenli bir şekilde değişir. Malzemede, özellik gradyanı atomik boyutta bir pozisyona bağlı kimyasal kompozisyon ve mikroyapıdan kaynaklanır. Uzaklığa bağlı kimyasal kompozisyon durumunda, gradyan pozisyonun bir fonksiyonu olarak c_i parçasının kompozisyonunu tanımlayan geçiş fonksiyonu $c_i(x_i, y, z)$ ile tanımlanır. 1972'de, derecelendirilmiş bir yapı ile fonksiyonel tabakalandırılmış malzemelerin kullanışlığı, Bever ve Duvez [14], Shen ve Bever [15] tarafından yayınlanan teorik makalelerde anlatıldı. Buna rağmen, çalışmaları, muhtemelen o zamanda FDMler için uygun üretim yöntemlerinden olmadığından dolayı sadece sınırlı bir etki yaptı. Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerin üretim prosesleri üzerine sistematik araştırma, Japonya'da ulusal bir araştırma programının çerçevesinde yapıldı kadar 15 yıl geçti. O zamandan beri, FDM üzerine olan araştırmaların büyük kısmı, bu malzemelerin üretimine adandı ve çok çeşitli üretim yöntemleri geliştirilmiştir [16-19].

Bir FDM'in üretim prosesi, genellikle mekânsal homojen olmayan yapı elde etme (derecelendirme) ve bu yapıyı bir bulk malzemeye dönüştürme (bütünleştirme) olarak ikiye bölünebilir. Derecelendirme işlemleri, yapısal, homojenleştirme ve ayırma işlemleri olarak üç grupta sınıflandırılabilir. Yapısal işlemler, başlangıç malzemelerden veya tozlardan derecelenmiş yapının aşamalı büyümesine dayanır. Son on yıldır, otomasyon teknolojisindeki gelişmeler, yapısal derecelendirme işlemlerini teknolojik ve ekonomik olarak parçaladı. Homojenleştirme işlemlerinde, iki malzeme arasında

keskin bir arayüzey malzeme taşınımı ile bir gradyana dönüşür. Ayırma işlemleri, dış bir etkiden (mesela yerçekimsel ya da elektrik alan) kaynaklanan malzeme taşınımının tabakalandırılmış bir malzemeye dönüştüğü makroskopik olarak homojen bir malzemeye başlar. Homojenleştirme ve ayırma işlemleri, kesinsitiz gradyanlar üretir, fakat üretilebilen gradyan çeşitleriyle alakalı sınırlandırmalar vardır.

FDM'in öneminden dolayı, FDM'in özelliklerini ve üretim proseslerini geliştirmek için pek çok çalışma yapıldı. İstenilen FDM çeşidine uygun olan birçok üretim yöntemi vardır. Bunlar, toz metalürjisi, buhar biriktirme, savurma metodu ve katı serbest biçim tekniğini içerir. Bütün bu yöntemler içinde, lazer, plazma veya elektron ışını kullanarak yapılan katı serbest biçim tekniği son yıllarda çok popüler olmasına rağmen, santrifüj döküm büyük ölçekte FD parçalarını üretmek için kolay ve ekonomik bir yöntemdir. FD malzemelerinin mikroyapısı ve kompozisyonu savurma döküm yöntemiyle kolayca kontrol edilebilir. Buna rağmen, sadece santrifüj döküm eksensel simetrik parçaların üretilmesinde kullanılabilir.

Çeşitli FD malzemeleri arasında, Fonksiyonel olarak derecelendirilmiş metal matriks kompozitler (FD-MMK), agresif ortamlarda kompozitlerin mükemmel performanslarından dolayı büyük bir ilgiye sahiptir. Partikül takviyeli alüminyum esaslı MMKlar, diğer matriks alaşımlarla karşılaştırıldığında, iyileştirilmiş aşınma direnci, ısıl kararlılık, spesifik modül ve mukavemet gibi üstün özellikler verir. Ayrıca, takviyenin hacim fraksiyonundaki artışın kompozitlerin performansını arttırdığı iyi bilinmektedir. MMKların ana sorunu, sentezleminde dahil olduğu yüksek maliyet faktörüdür. Maliyet, MMK kaplamalar veya giydirmeler ile bulk MMKların yer değiştirmesiyle önemli miktarda azaltılabilir. Al esaslı MMK kaplamalar veya giydirmelerin bu tipi, bulk MMKlarınkine benzer aşınma direnci verir. Bu yüzden, özellikle bu teknik motor pistonları, silindir gömlekleri ve disk frenleri gibi aşınma direnci gerektiren Al esaslı parçalar için kullanışlıdır [20].

Santrifüj kuvvet kullanarak FD-MMK üretimi konsepti, ilk olarak Fukui tarafından ileri sürüldü. Savurma kuvveti, katı takviye partikülleri içeren sıvıya uygulanır, ve parçacıklar santrifüj kuvvetle radyal (savurma) yön boyunca yerleşirler. Partiküller, matriks ve takviye arasında yoğunluk farkından dolayı dökümün iç yüzeyi veya dış yüzeyi boyunca yerleşebilir. Takviyenin erime noktasına bağlı olarak, santrifüj yöntemi, (1) savurma katı-partikül yöntemi veya (2) savurma yerinde reaksiyon yöntemi olarak sınıflandırılabilir. Savurma katı-partikül yönteminde, İşlem sıcaklığı, takviyenin erime noktasından düşüktür ve savurma kuvveti katı takviye ve katılaştıran sıvıya uygulanır. Santrifüj katı partikül yöntemiyle, Al-TiC, Al-SiC, Al-Al₂O₃ ve Al-SiC-Grafit FD-MMKları üretildi. Savurma yerinde metodunda, işlem sıcaklığı takviyenin erime sıcaklığından daha yüksektir ve savurma kuvveti hem katılaştıran sıvıya hem de katılaştıran takviyeye uygulanır. Santrifüj yerinde yöntemiyle, Al-NiAl₃, Al-Mg₂Si, Al-TiAl₃, Al-NiAl₃- TiAl₃ ve AlB₂ FD kompozitleri üretildi. Son yıllarda, dikkate değer araştırmalar Al-TiB₂ ve Al-TiC yerinde reaksiyon kompozitlerin (tuz reaksiyon metodu ile senezlenen) üzerine yapılmıştır ve bunlar, doğal yeri dışında üretilen kompozitlerle karşılaştırıldığında önemli derecede iyileştirilmiş mekanik ve tribolojik özellikler gösterir. Fakat, ötektiküstü Al-Si alaşımlarının savurma yerinde reaksiyon döküm ile üretilmesiyle alakalı herhangi çalışma bildirilmemiştir [20].

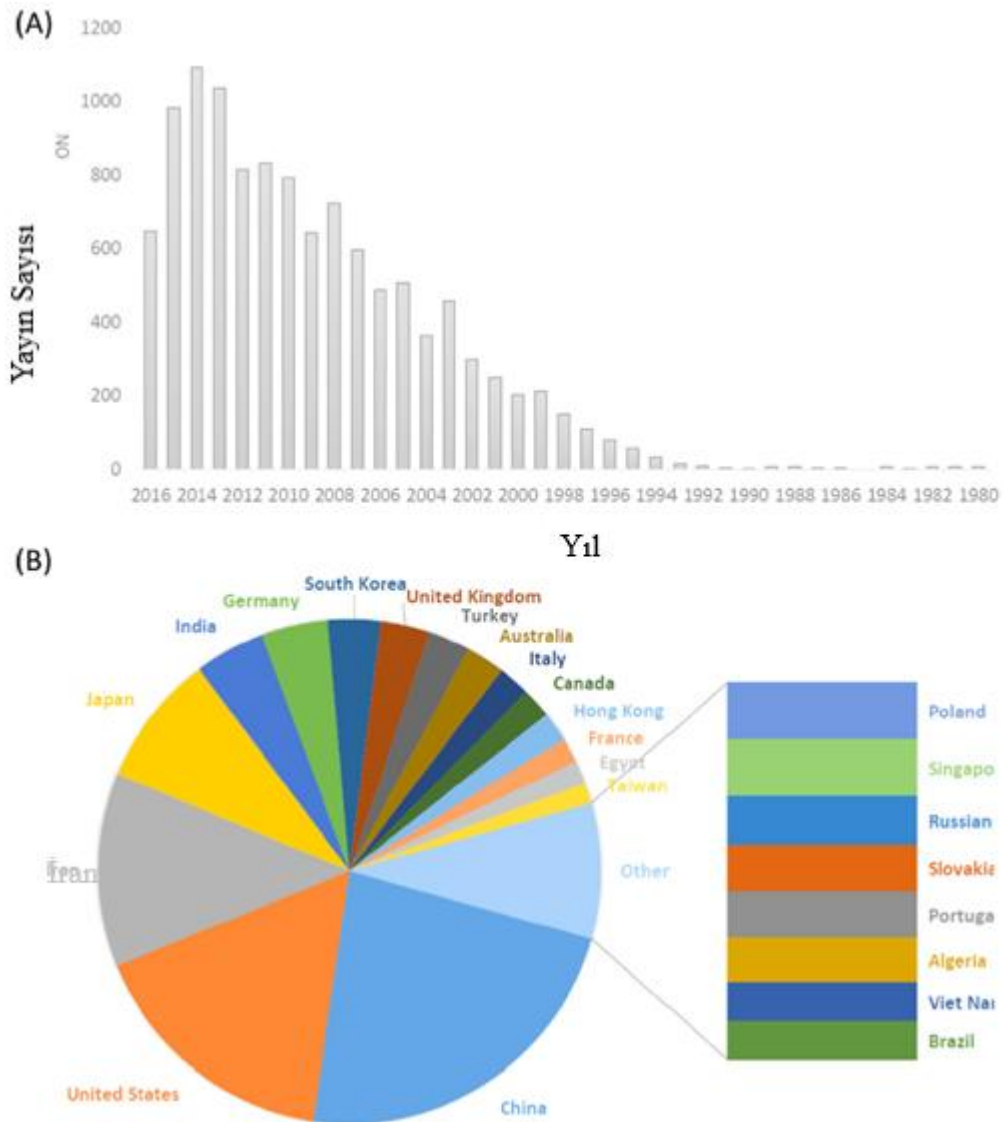
Bu çalışmada, FD Al alaşımı matriksli kendinden takviyeli kompozitler (FD-AMKler) hem santrifüj yerinde reaksiyon döküm hemde kontrollü katılaştırma yöntemleriyle üretildi ve karakterizasyonları yapıldı. Ötektiküstü Al-Si alaşımlarının içinde ilk katılaştıran birincil silisyum fazlarını malzeme içinde yer değiştirerek hem mikroyapıda hem de mekanik özelliklerde gradyanlı bir yapı elde edildi. Dikey santrifüj cihazı kullanılarak ağırlıkça Al-%7Si, Al-%10Si ve Al-%17Si alaşımlarına savurma kuvveti uygulandı. Bu deneylerin sonucunda, Al-%17Si (ağr.) alaşımı ile yapılan malzeme, en iyi fonksiyonel olarak tabakanlandırma kabiliyetine sahip olduğu ortaya çıktı. Bu yüzden, kontrollü katılaştırma yöntemiyle, sadece Al-%17Si (ağr.) alaşımının FDM yapabilme kabiliyeti incelendi. Bu metod için, yönlü katılaştırma için yaygın olarak kullanılan Bridgman fırını kullanıldı. Elde edilen malzemelerin çeşitli bölgelerindeki, mikroyapıları, sertlik değerleri, kırılma toklukları ve tane boyut dağılımları incelendi.

BÖLÜM 2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

2.1. Fonksiyonel Derecelendirilmiş Malzemeler (FDM)

Malzemeleri anlama ve ustalıkla kullanma becerisi, zamanla teknik gelişim için temel yapı taşı haline gelmiştir. Günümüzde, bilim adamları ve mühendisler ekonomik ve çevresel sebeplerden dolayı yenilikçi malzeme kullanımının önemini kavıyorlar [21]. Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler (FDM), yapı ve/veya kompozisyonda boyutsal bir derecelendirmenin istenilen özellikleri kendiliğinden verdiği spesifik bir performans veya fonksiyon için tasarlanmış geliştirilmiş mühendislik malzemeleridir. Bu, kompozisyon, mikroyapı ve özelliklerin bütünüyle derecelendirmenin elde edilmesiyle olur [22]. FDM, doğada yeni değildir. Diğer pek çok insan yapımı malzemelere benzer, bambu gibi fonksiyonel derecelendirilmiş doğal malzemeler dekorasyon ve yapılarda binlerce yıldır kullanılmaktadır [23]. Bever ve ark. [24,25], 1972’de tabakalandırılmış yapıda kompozit malzemelerin teorik çıkarımlarını inceledi. Fakat o zamanda uygun fabrikasyon işlemleri sınırlı olduğundan, derecelendirilmiş yapı malzemelerin daha fazla geliştirilmesi ertelendi [26]. 10 yıl sonra, bilimsel bir terim olarak ‘fonksiyonel derecelendirilmiş malzeme’ 1984’de Japonya’da ısı bariyer malzemelerinin çıkarımı ve geliştirilmesi için ilk kez ortaya çıkarıldı [22-27]. Havacılık ve uzay, biyomühendislik ve nükleer endüstrisi gibi çok sayıda yüksek teknoloji uygulamalar için uygun adaylar olan istenilen özelliklere sahip malzemeleri üretebilmek için, FDM’e olan ilgi son zamanlarda artmaktadır. Son 20 yıldır, bu alandaki yayınları sayısı üssel olarak artmaktadır. Şekil 2.1. (A), arama motoru Scopus’dan elde edilen, FDM konusu üzerine olan yayınların sayısını göstermektedir. Ayrıca, bu alanda bilgi birikiminin oluşmasında farklı ülkelerin katkısı Şekil 2.1. (B)’de verilmiştir.

FDM kompozisyonda olan sürekli değişim ile metaller, seramikler ve polimerler gibi bileşen fazların özğün boyutsal dağılımında sıklıkla üretilir. Belirli yönde, fiziksel ve mekanik gradyan gibiyapısal özellikler ve istenilen morfolojilerin elde edilmesi diğer kompozitler arasında FDM'in ana avantajıdır [28,29]. Fonksiyonel olarak derecelendirilmiş yapının bir şematığı Şekil 2.2. (A)'da verilmiştir.



Şekil 2.1. (A) Arama motoru Scopus ile elde edilen FDM konusu üzerine olan yayınların yıllık sayısı (Temmuz 2016'ya kadar olan) (B) Ülkelerin FDM alanındaki bilgi birikimi (1980 ile 2016 arasında Scopus'dan alınan verilere dayanarak)

Şekil 2.2. (B)'de de gösterildiği gibi, kompozitlerde kompozisyon olarak gradyan elde etmede çok sayıda yaklaşım vardır. Bu yaklaşımlar, fiziksel veya kimyasal olarak istenilen özellikleri elde etmek için kullanılabilen gaz esaslı, sıvı ve katı faz yöntemlerini içerir [30]. Kimyasal buhar biriktirme (CVD), iyon kaplama, plazma püskürtme ve iyon karıştırma FDM üretimi için kullanılan gaz esaslı yöntemlerdir [30,31]. Ürüne biriktirilen CVD ve PVD gibi buhar esaslı prosesler, karışım ve üretim sisteminde fazların reaksiyon oranına bağlı olarak bir kompozisyon gradyanı elde edilebilir. Plazma püskürtme gibi sıvı faz işlemlerinde, üretim ve yüksek biriktirme hızları açısından esnek olması kadar karmaşık şekilleri kaplama kabiliyeti, kaplama uygulamaları için son derece popüler yapar. Elektrikli biriktirme metodunda, kompozisyon gradyanı elektrokimyasal faktörlere ve elektrolitik solüsyonun uygun seçimine yakından bağlıdır [32-34].

Boyutsal olarak homojen olmayan yapı gradyanı ve bu yapının altlık üzerine yerleşmesi (bütünleşme), FDM üretiminin iki ana adımlarıdır. Çeşitli FDM üretim işlemlerinin detaylı olarak dikkate değer derecede anlaşılması, endüstriler tarafından yapılan büyük araştırma yatırımları ve seri üretim, geleneksel malzemelere kıyasla fonksiyonel tabakalandırılmış malzemelerin uygulamalarının artmasıyla sonuçlanmıştır. Tablo 2.1.'de farklı işlemlerle üretilen bazı FDM'lerin sertlik miktarları listelenmiştir. Farklı proses teknikleri, FDM'in son özelliklerinin üzerinde büyük bir etkisi olan farklı parametrelere sahiptir. WC-NiCrBSi sistemindeki durumda, işlem parametrelerini değiştirerek, üretilen FDM'in sertlik değeri önemli miktarda değişmektedir.

Tablo 2.1. Çeşitli teknikler kullanılarak üretilen FDMlerin sertlik değerleri [35].

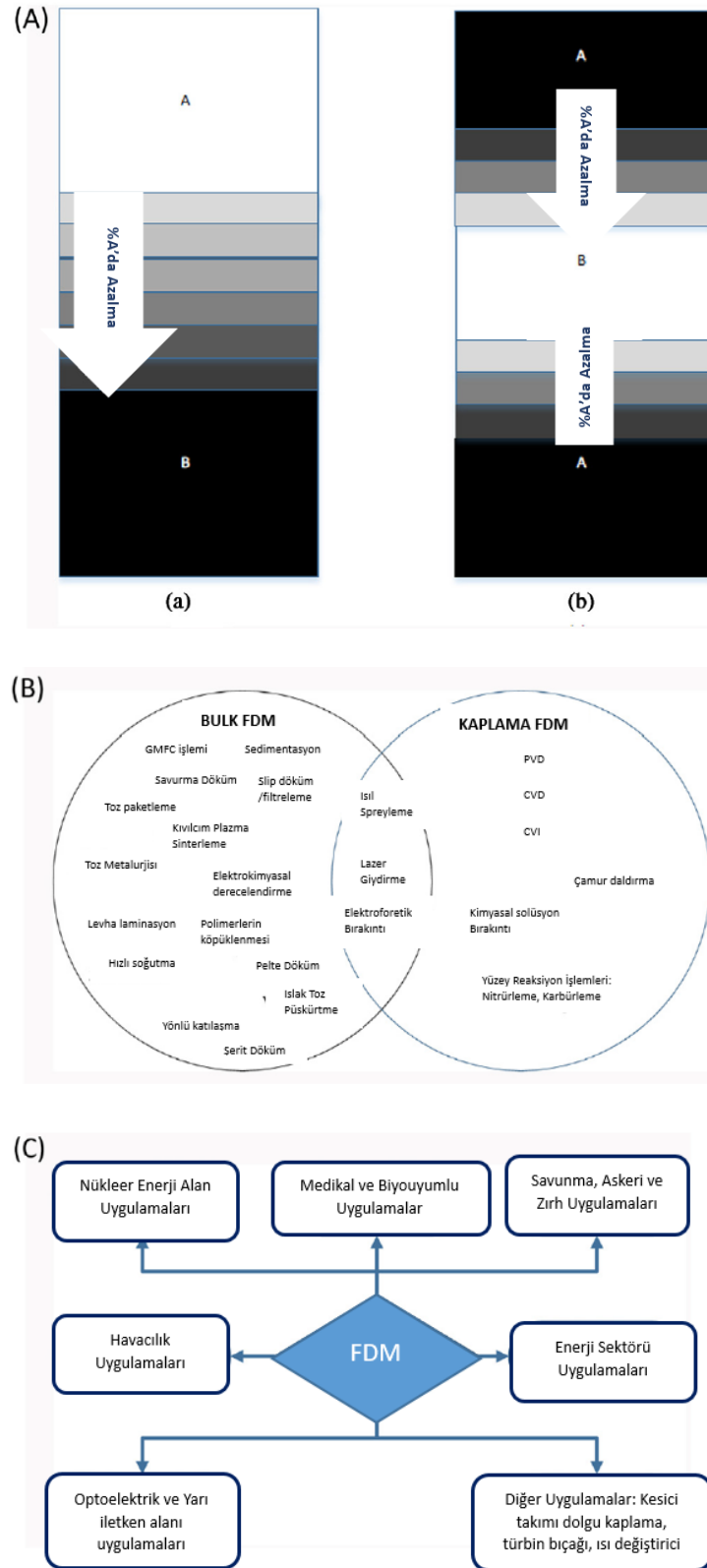
FDM Sistemi	Sertlik	Üretim prosesi
ZrB₂-SiC/ZrO₂	HV: 20-18	SPS
Al₂O₃-Ti₃SiC₂	Knoop sertliği: 4-17 GPa	SPS
TiB-Ti	5.8-13.9 GPa	SPS
Hap-Al₂O₃-YSZ	6-13 GPa	SPS
W-Cu	HV: 4-5	SPS
SiC-Al₃BC₃	18.5-26.4 GPa	SPS
WC-TiC-Cr₃C₂	18.4-23.2: sinterleme ve sinterleme sonrası işlem koşullarına bağlıdır.	SPS
NiCrAl/MgZrO₃	HV: 900-350	Plazma sprey
ZrO₂-Al₂O₃	HV: 1170-870	Plazma Sprey
WC-NiCrBSi	HV _{VH} kaplama: 1300-500 HV _{HIP 1200 C} : 1200-600 HV _{HIP 850 C} : 1000-600 HV _{spreylenmiş} : 1050-650	Plazma sprey ve işlem sonrası: HIP, VH
NiCrAl/MgZrO₃	HV: 150-220 ısı döngüden önce HV: 140-160 ısı döngüden sonra	Plazma sprey
TiO₂-HAp	HV _{0.1} : 363.9-513.7: TiO ₂ 'ce zengin bölge HV _{0.1} : 208.3-302.3: Hap'ca zengin bölge	Plazma sprey

Tablo 2.1. (Devamı)

Mullit/Mo	HV: 13-2.1	Toz metalürjisi
Al(A356)-SiC	Isıl işlem görmüş: 155-95 BHN Dökülmüş halde: 100-55 BHN	Santrifüj Döküm
Al(2124)-SiC	Isıl işlem görmüş: 145-115 BHN Dökülmüş halde: 115-90 BHN	Santrifüj Döküm
WC-Co	HV _{0.5} (Vickers): 900-1400	Elektroforetik bırakıntı
Ce-TZP/Al₂O₃	HV _{0.5} (Vickers): 950-1600	Elektroforetik bırakıntı
Al₂O₃/ZrO₂	Al ₂ O ₃ /ZrO ₂ FDM: Sertlik (GPa): 21-14 ZrO ₂ /Al ₂ O ₃ FDM: Sertlik (GPa): 14-18	Daldırmalı kaplama ile pelte döküm
TiC-Ni	HRA: 56-88	Yanma
TiC-İnconel 690	HRC: 15-40 TiC üst tabakanın hacimce %'si ve TiC'ün hacimce yüzdesine bağlıdır.	Lazer bırakıntısı
AlBrnz-420 SS	HV: 225 AlBrnz tarafından alman HV: 400 420 SS tarafından alınan	Lazer ile doğrudan metal bırakıntı
Al/SiC_p	57-107 BHN	Yeniden ergitme ve sedimentasyon

Bileşenlerin ve homojen olmayan yapının hacim fraksiyonundaki düzenli değişimleri, sertlik, aşınma direnci, korozyon direnci, ısıl iletkenlik, özgül ısı ve kütle yoğunluğu gibi termal bariyer kaplamalar (TBC) kadar atmosfere dönüş kapsüllerinin termal

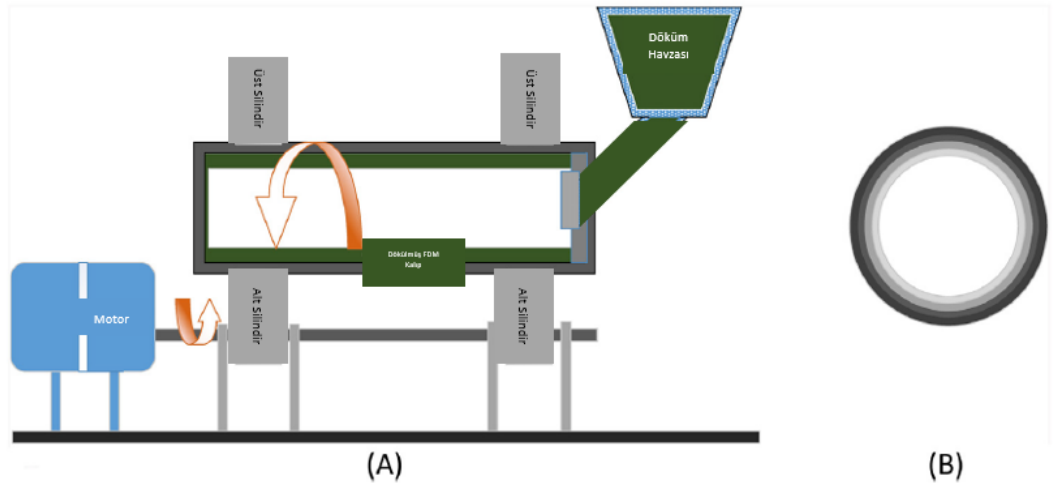
koruması, fırın gömlekleri, savaş zırhı, piezoelektrik başlatıcıları ve elektromagnetik sensörler için de kritik olan kesintisiz derecelendirilmiş makroskopik özellikleri sağlar [36-39]. Örneğin, hem alüminanın harkülade özelliklerine (mükemmel sertlik ve aşınma direnci) hem de zirkonyanın karakteristiğine (olağanüstü tokluk ve mukavemet)sahip olan ($Al_2O_3/Y-ZrO_2$ fonksiyonel tabakalandırılmış kompozit, medikal uygulamalar için yaygın olarak çalışılmaktadır. Fevkalade biyoyumluluğundan dolayı kalça ve diz protezi olarak FDM'in bu ailesinin uygulanması üzerine çok sayıda rapor bulunmaktadır [40-42]. Şimdilerde, piezoelektrik FDMler (genişbantlı ultrasonik güç çeviricilerde kullanılan) ve katı oksit yakıt pilleri (SOFC) için fonksiyonel derecelendirilmiş elektrotlar kadar derecelendirilmiş ince filmler gibi kimyasal biriktirme ile hazırlanan dielektrikler ve termoelektrikler, enerji sektöründe yaygın olarak kullanılır [43]. Diğer uygulamalar, sensörleri, yüksek akım bağlayıcılarını ve kapasitörleri kapsar [44-46]. İstenilen mekanik, fiziksel, biyo ve elektrik özelliklerle FDM tasarlayabilmek, bulk kompozitler, kaplamalar ve filmler formunda pek çok gelişmiş ürünün üretimi için onları ideal bir aday yapar [47]. Şekil 2.2 (C), malzemelerin çeşitli alanlarda FDM uygulamalarını gösterir. FDMlerin büyük çoğunluğu ya metalik ya da seramik esaslı olsa da, polimer esaslı FDMlere ilgi artmaktadır. Polimer nano kompozitlerin mükemmel özellikleri ve günlük yaşamdaki yaygın kullanımlarına rağmen, geleneksel polimer nano kompozitlerin tam potansiyelini elde etmede bazı sınırlayıcı faktörler vardır [48,49]. Geleneksel kompozitlerin tasarımını optimize etmede fonksiyonel derecelendirilmiş polimer kompozitlerin gelişimi, uygulamaların geniş bir aralığı için kompozitlerin mekanik ve fiziksel özelliklerini iyileştirmeye yol açacaktır [48-53].



Şekil 2.2. (A) Fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerin şematik gösterimi (B) Ürünün bulk/kaplama tipine bağlı olarak fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerin farklı üretim yöntemleri (C) FDMlerin çeşitli uygulamaları [35].

2.2. Santrifüj Döküm

Metal esaslı FDMlerin santrifüj döküm işleminde, homojen bir karışım yapmak için, takviye faz erimiş metalin içine dökülür. Yerçekimsel/savurma kuvvetleriyle sıvı ve takviye fazların ayrılmasıyla, kimyasal kompozisyonda tasarlanmış bir gradyan katılaşma işlemini kontrol ederek yapılır [54]. Watanabe ve ark. [55], kontrollü bir duvar kalınlığıyla metal bir halka veya tüp üretiminin santrifüj döküm yöntemini kullanarak gerçekleştirebileceğini gösterdi. FDM üretimi için santrifüj döküm metodunun şematik gösterimi ve savurma döküm ile üretilen silindir FDM'in kimyasal kompozisyon gradyanı Şekil 2.3.'te gösterilmiştir. Metal ve seramik partiküllerinin karışımı, santrifüj döküm yöntemiyle üretilen FDM'de bir kimyasal kompozisyonu oluşturmak için kullanıldı [56].



Şekil 2.3. FDMlerin üretiminde kullanılan savurma döküm yöntemi (A) Santrifüj döküm işleminin şematığı (B) Santrifüj döküm ile üretilen silindir FDM'in kimyasal kompozisyon gradyanı [57,58].

Temel alaşım sıcaklığı ve işlem sıcaklığı arasındaki farka bağlı olarak iki farklı santrij döküm yöntemi vardır. İşlem sıcaklığı temel alaşım sıcaklığından daha yüksek olursa, bu teknik, sıklıkla santrifüj yerinde tekniği olarak adlandırılır ve savurma kuvvetleri katılaşma adımları sırasında kullanılır. Diğer taraftan, ön alaşım, işlem sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklığa sahipse, ikinci faz erimiş metalin içinde katı olarak kalır ve bu, katı-partikül santrifüj tekniği olarak bilinir [59]. Difüzyon ve bağlanma

özelliklerinin mekanizmasını daha iyi anlamak için, metal matriks kompozitlerin (MMK) santrifüj işlemine matematiksel bir yaklaşım çıkarılmaktadır ve bu uygulamanın detayları elde edilmektedir [60,61].

Doğal yeri dışından ve yerinde takviyelerle fonksiyonel derecelendirilmiş kompozitler, santrifüj döküm ile üretilmektedir. Partikül içeren çamur, savurma kuvvetlerine maruz kaldığında, partikülce zenginleştirilmiş ve partikülden yoksun olarak iki farklı bölgei derecelendirilmiş ara bir bölge ile oluşur. Partikül ayrılmasının boyutu ve dökümün içindeki zenginleştirilmiş ve yoksunlaştırılmış bölgelerin birbirlerine yerleri, başlıca partikül ve sıvının yoğunlukları, erime sıcaklığı, metalin akışmazlığı, soğuma hızı, tanecik boyutu ve santrifüj ivmesinin büyüklüğüyle belirlenir. Taneciklerin yoğunluğuna bağlı olarak, daha hafif partiküller rotasyon aksisine doğru segregasyon olurlarken, daha yoğun partiküller rotasyon ekseninden daha uzağa hareket ederler. Alüminyum alaşımlarında, SiC, alümina ve zirkon gibi daha ağır partiküllerden oluşan tanecikçe zengin bölge, dış yüzeyi oluştururken, grafit, mika ve karbonun mikro-kürecikleri gibi daha hafif partikülleri içeren bölge, silindirik santrifüj dökümlerin iç tabakasında birikir. Yerinde reaksiyon kompozitlerde, takviye tanecikleri alaşım bileşenleri arasındaki reaksiyon ile katılma sırasında oluşturulur [62].

Plazma püskürtme, sprey oluşturma, kimyasal buhar biriktirme, fiziksel buhar biriktirme, sol-jel, ergiyik metal infiltrasyonu, yapışkanlı tuturma, kendi kendine ilerleyen yüksek-sıcaklık sentezlemesi ve santrifüj döküm gibi FD malzemeleri sentezlemek için kullanılan pek çok metot vardır. Nai ve ark. [63], FD malzemelerini sentezlemede kullanılan işlem tekniklerini 3 grupta kategorize etmiştir: katı faz teknikleri, sıvı faz teknikleri ve buhar fazı teknikleri. Savurma döküm dışındaki tüm tekniklerin, (1) yüksek ısı stres ve aşınmadan kaynaklı kaplamaların delaminasyonu, (2) yüksek sıcaklık oksidasyonu, buharlaşma, erime, kristalizasyon, gaz çıkışı gibi istenmeyen etkilerden dolayı kaplamaların dayanım ömrünün azalması gibi pek çok kısıtlamaları ve (a) sürekli aynı kalitede kaplama üretimindeki zorluklar ve (b) kaplamanın sınırlı kalınlığı gibi diğer işlem problemleri vardır [64].

Yukarıda bahsedilen tüm fabrikasyon yolları arasında, Chirita ve ark. [65], santrifüj dökümün kolay uygulaması, düşük maliyet ve silindir pistonlarının üretiminde iyi esnekliğinin olması gibi avantajlarının olduğunu ileri sürdüler. Buna ek olarak, bir parçadaki spesifik yerlerde çeşitli mekanik performans ihtiyaçlarını karşılayabilir. Yukarıda bahsedilem diğer yöntemler, yüksek üretim maliyeti ve karmaşık işlemlerden dolatı kısıtlamalara sahiptir, bu da rekabetçi piyasada bu metotların avantajını azaltmaktadır. Özetle, santrifüj döküm pistonların oluşumu için umut vaad eden bir üretim yöntemidir [66].

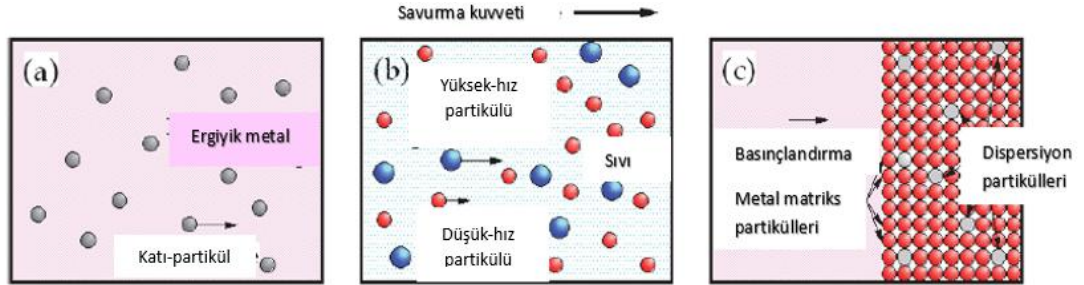
Santrifüj kuvveti altında FDMlerin üretim yöntemleri, Şekil 2.4.'te de gösterildiği gibi, başlıca geleneksel santrifüj yöntemi (savurma dökümün uygulanması, ve Şekil 2.4. (a)'da gösterilen), santrifüj sulu çamur yöntemi (savurma sedimentasyonu, ve Şekil 2.4. (b)'de gösterilen) ve santrifüj basınçlandırma yöntemi (savurma kuvvetleri ile kolay basınçlandırma ve bir örneği Şekil 2.4. (c)'de bulunmaktadır) [67].

Şekil 2.4. (a)'da gösterilen geleneksel santrifüj yönteminde, seramik partiküller veya intermetalik bileşik partiküllerinin dağıtıldığı homojen erimiş metale uygulanan bir savurma kuvveti, istenilen derecelendirmenin oluşumunu sağlar [67]. Sonra, kompozisyon gradyanı, öncelikli olarak erimiş metal ve katı partikül arasındaki yoğunluk farkı ile üretilir ve bu da, santrifüj kuvvetlerindeki farklılıktan elde edilir [68,69]. Bir santrifüj kuvveti altında akışmaz bir sıvının içindeki partiküllerin hareketi, Stoke'un kanununa uyduğu bilinmektedir [69-71].

$$\frac{dx}{dt} = \frac{|\rho_p - \rho_m| G g D_p^2}{18\eta} \quad (2.1)$$

dx/dt , ρ , G , g , D ve η sırasıyla hız, yoğunluk, G sayısı (savurma kuvvetinin yerçekimine oranı), yerçekimsel ivme, parçacık çapı ve erimiş metalin viskozitesidir. 'p' ve 'm' alt simgeleri, sırasıyla partikül ve matriksi simgelemektedir. İstenilen

derecelendirme elde edildiğinde, katı partiküllerin hareketi ergiyik metalin katılaşmasıyla duracaktır ve katılaştıran metal FDM'in matriksi olur [67].



Şekil 2.4. Savurma kuvveti altında FDMlerin üretim yöntemlerinin üç çeşidi (a) geleneksel santrifüj yöntemi, (b) santrifüj sulu çamur metodu ve (c) santrifüj basınçlandırma yöntemi [72].

Tersine, yüksek hızlı tanecik ve düşük hızlı tanecik gibi iki tür katı parçacıklarla çamur, santrifüj çamur yöntemiyle FDMlerin üretimi sırasında santrifüj kuvvetlerine maruz kalır [72]. Çökeltme tamamlandıktan sonra, çamurun sıvı kısmı çıkarılır ve bu yüzden FDM'in bir bölümünü oluşturmaz.

Santrifüj basınçlandırma yönteminde, savurma kuvveti sadece basit bir basınç oluşturmak için kullanılır. Bu yöntemde, kompozisyonel tabakalandırma, savurma kuvveti uygulanmadan önce oluşmalıdır. Watanabe ve ark., bu kategorine ait olan, Şekil 2.4. (c)'de de gösterildiği gibi, santrifüj karıştırılmış-toz yöntemi [73] ve reaktif bir santrifüj döküm yöntemi [74] geliştirmişlerdir.

Savurma döküm, kalıbın döndürülmesiyle merkezkaç kuvvetinin geliştirildiği bir basınç dökümüdür. Genel olarak, partikül ile erimiş metal arasındaki yoğunluk farkından kaynaklanan ayrılmadan kaçınılmalıdır. Buna rağmen, malzeme yoğunluğundaki farklılıktan dolayı kompozisyonel bir gradyan oluşması muhtemeldir [68,69].

Şekil 2.3. (A)'da savurma dökümde kullanılan aparatlar gösterilir. İngot eritilir ve sonra, dönen kalıbın içine girişe doğru erimiş alaşımı direkt olarak dökmek için, tıpa çekilir. Dökümden önce döndürülen kalıp ön ısıtmaya tabi tutulur. Santrifüj kuvvetinin büyüklüğü, savurma kuvvetinin yerçekimine, g, oranı olan G sayısı ile ifade edilir [67].

$$G = 2DN^2 \quad (2.2)$$

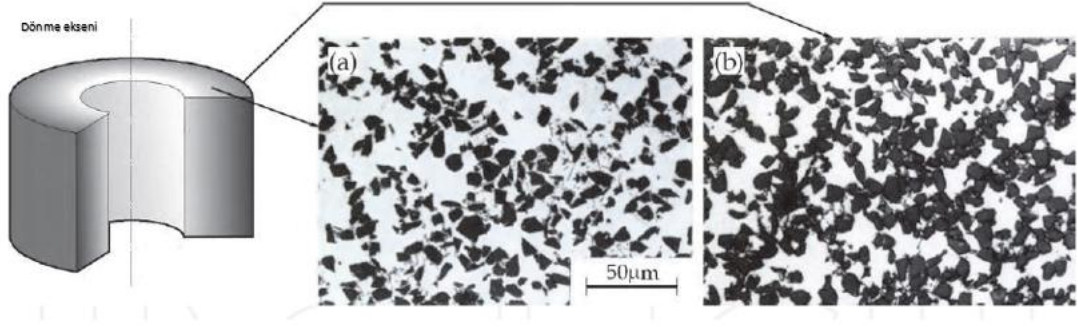
D, döküm halkasının çapı (m) ve N, kalıbın dönme hızı (s^{-1})'dir. Dökümden sonra, kalıp çıkartılır ve tam katılaşma oluncaya kadar kalıp soğutulur.

Santrifüj yöntemiyle oluşan kompozisyon gradyanı, partiküller ve erimiş metalin yoğunluk farkından, uygulanan G sayısından, partikül boyutundan, eriyiğin akışmazlığından, partiküllerin ortalama hacim oranından, üretilen halkalın kalınlığından ve katılaşma zamanından etkilenir [69]. Hem yoğunluk hem de akışmazlığın malzemelerin değişmez özelliklerinden, hacim fraksiyonu ve kalınlığın ürünün değişmezlerinden olduğu açıktır. Ayrıca, uygulanan G sayısı ve katılaşma zamanı, karşılıklı bir ilişki gösterir. Derecelendirilmiş kompozisyonun kontrolü için kolaylıkla değişen parametrelerden biri, partikül boyutudur [67].

2.2.1. Savurma yöntemiyle seramik-partikül dağıtılmış FDM üretimi

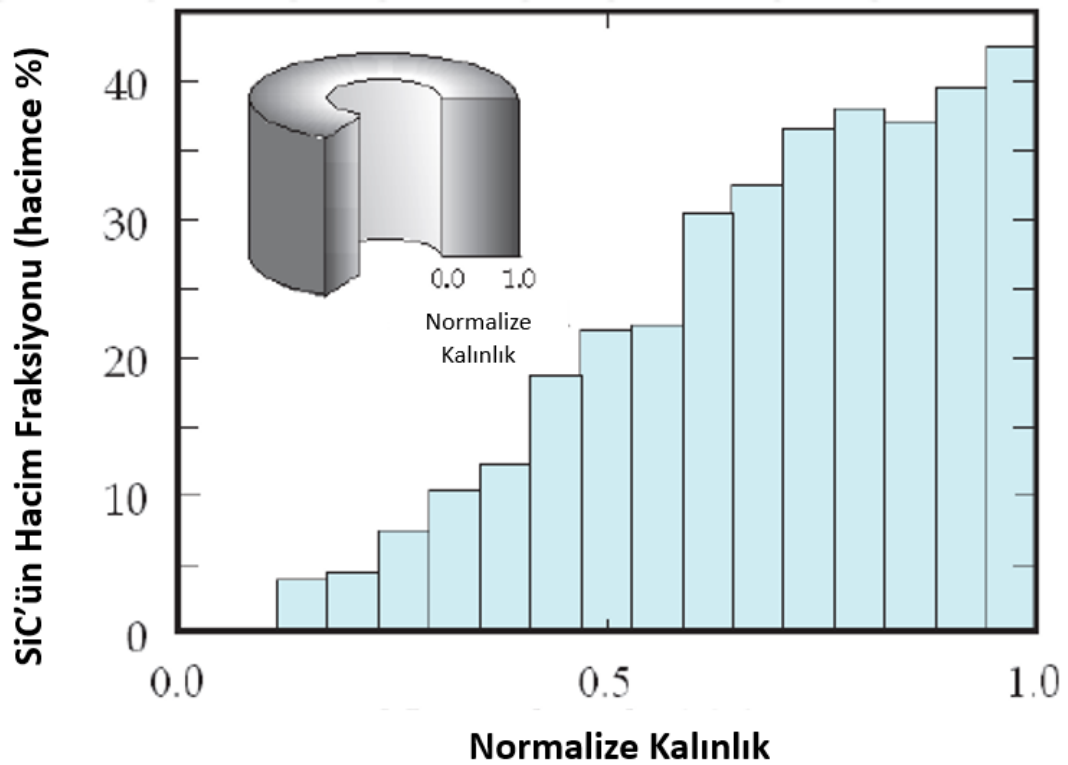
Savurma yöntemiyle Al/SiC FDM üretiminin tipik bir mikroyapısı, Şekil 2.5.'te [75] gösterilmiştir (uygulanan G sayısı 129'dur). Şekil 2.5. (a) ve (b) farklı pozisyonlardan alınmıştır, sırasıyla halkanın dış kabuğundan 4.1 mm ve 0.5 mm'dedirler. Görüldüğü gibi, SiC taneciklerinin miktarı yerden yere değişir. Savurma kuvveti altındaki parçacıkların hareket yönü, yoğunlukların göreceli büyüklükleriyle belirlenir. SiC ve erimiş Al'un 700 °C'deki yoğunlukları sırasıyla 3.15 Mg/m³ ve 2.37 Mg/m³ olduğu

için, SiC tanecikleri, savurma kuvvetlerine maruz kaldıklarında halkanın dış kabuğuna doğru hareket eder.



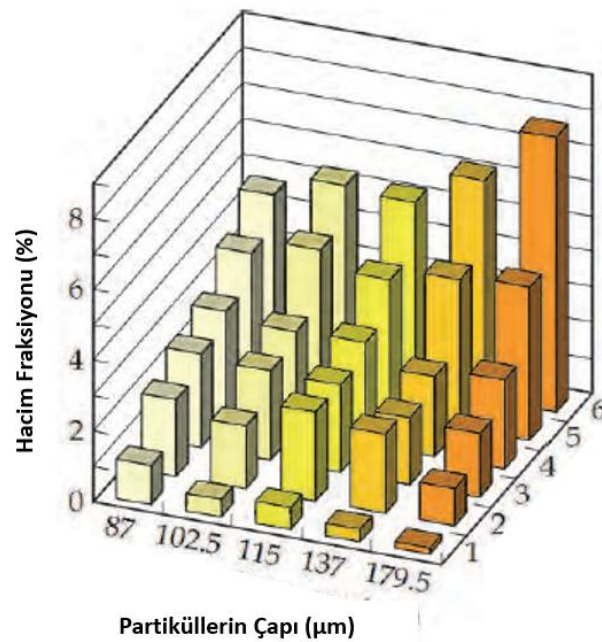
Şekil 2.5. Savurma döküm ile üretilen Al/SiC FDM'in tipik mikroyapıları [75]. Siyah ve beyaz sırasıyla SiC ve Al matristir.

Şekil 2.6., savurma yöntemiyle üretilen Al/SiC FDM'im seramik-partikül hacim fraksiyonununun histogramını gösterir [75]. Bu figürde, yatay eksen, halkanın kalınlık yönündeki kalınlık ile normalize edilmiş ve iç ve dış yüzeylerin sırasıyla 0.0 ve 1.0'a tekabül ettiği pozisyonu temsil eder. Her iki numunenin içindeki partiküllerin dağılımı, derecelendirilmiştir ve bu, seramik dağıtılmış FDMlerin, savurma döküm ile başarıyla üretildiğini gösterir.



Şekil 2.6. Santrifüj döküm ile üretilen FDMlerin içindeki SiC partiküllerin hacim fraksiyonunun dağılımı [75].

Santrifüj kuvvet altındaki akışmaz bir sıvının içinde seramik partiküllerinin hareketi, Stoke kanunu kullanarak tahmin edilebilir. Bu yüzden, santrifüj yöntem ile üretilen FDM'lerin içinde, ortalama partikül boyutu, uygulanan santrifüj kuvveti boyunca düzenli olarak dağıtılır. Şekil 2.7., santrifüj yöntemiyle üretilen FDM'in içindeki partikül dağılımlarını gösterir [76]. Partiküllerin hacim fraksiyonunun düzenli olarak dış bölgeye arttığı söylenebilir. Bu şekilde gösterilen en dikkat çekici sonuç, dış bölgedeki ortalama partikül boyutu, iç bölgedekinden daha fazla olduğu ve ortalama tane büyüklüğünün FDM içinde kademeli olarak dağıldığıdır. Veriler burda sunulmasada, FDM'deki parçacık boyut gradyanı G sayısının artmasıyla veya taneciğin ortalama hacim oranının azalmasıyla daha dik olduğu bulunmuştur [76]. Bu sonuçlar, Stoke kanunuyla uyuşmaktadır; hareket uzaklığı daha büyük parçacıklar için daha büyüktür.



Şekil 2.7. Savurma katı-partikül metoduyla üretilen FDM'deki parçacık dağılımı (G=15) [76].

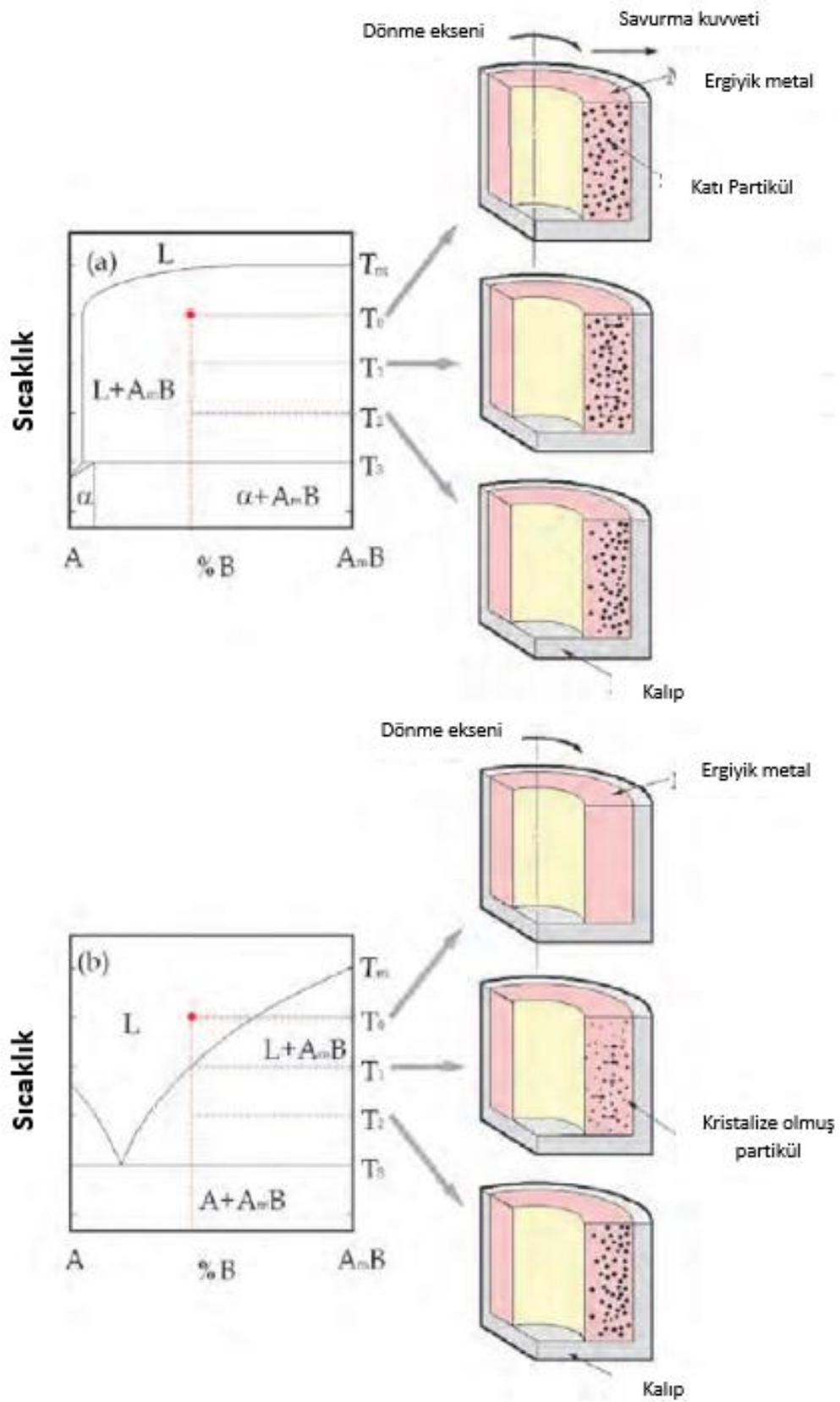
Rajan ve ark. [77], santrifüj döküm yöntemiyle fonksiyonel derecelendirilmiş alüminyum-silisyum karbür kompozit üretimi çalıştılar. Maksimum %40 ile %45 arasında SiC partikülleri, sırasıyla Al-A356 ve Al2124 esaslı metal matriks kompozitlerin dış çevresinde elde edildiği bildirildi. Isıl işlemlerden sonra ve matrikse ekstra sert takviye fazının eklenmesiyle, Al-A356-SiC ve Al2124-SiC fonksiyonel derecelendirilmiş metal matriks kompozitleri (FDMMK) için maksimum sertlik sırasıyla, 155 ve 145 Brinell olduğu bulundu. SiC'ce zenginleştirilmiş bölgeden yoksunlaştırılmış alana donma kuşağının geçişi, mikroyapısal karakterizasyon açısından çok önemlidir. Al-A356 alaşımında keskin bir geçiş varken, bu sistemlerdeki ötektik sıvının miktarları arasındaki farklılıktan dolayı 2124 alaşımında kademeli bir geçiş vardır (Al-A356 alaşımı, Al2124'e kıyasla daha çok ötektik sıvısı içerir). 2124 alaşımının katılaşma aralığı (637-490 °C), 356'dan (615-564 °C) daha uzundur ve alaşımların akışmazlığı, SiC'ce fazla olan bölgeden az olan bölgeye geçişlerin doğasını etkilemektedir. Yüksek spesifik mukavemet, mükemmel sertlik ve aşınma direnci, savurma döküm ile üretilen Al-SiC FDM'lerinden beklenmektedir.

Benzer bir çalışmada, Rodriguez-Castro ve ark. [78], SiC partiküllerinin fonksiyonel derecelendirilmiş Al₃Si₅₉/SiC_p'nin mekanik ve mikroyapısal davranışı üzerine etkisini incelediler. Santrifüj döküm yöntemi uygulanarak, SiC içeriği ve elastik modülünün sürekli olarak değiştiği gözlemlenmiştir. Çekme mukavemetindeki artış, 0.2'den 0.3'e kadar hacim oranlarında oluştu, 0.3 ile 0.4 SiC hacim fraksiyonu aralığında, UTS önemli derecede düşürüldü. Buna rağmen, daha yüksek elastik modulus ve bükülmezlik, daha yüksek SiC hacim oranlarında olduğu bildirildi. Çekirdeklenme, büyüme ve boşlukların donması işlemleri sırasında, hasarın sünek olduğu kırılma incelemesiyle gözlemlendi. Daha yüksek SiC içeriğinde, boşluk büyüme mekanizması SiC konsantrasyonu, ayrılma ve partiküller kırılmadan dolayı değişti. Bu, üretilen FDM'in mekanik özelliklerini etkiledi. Çatlak sonunda matriks plastik deformasyonun sert partikül takviyelerin varlığıyla geri püskürtüldüğü rapor edildi.

Santrifüj döküm ile fonksiyonel derecelendirilmiş SiC_p takviyeli bir alüminyum matriks kompoziti üreten Vehinlo ve ark. [79], seramik partikülleri ile erimiş alüminyum alaşımının arasındaki yetersiz ıslatmadan dolayı, SiC parçacıklarının bazı bölgelerle kısmi olarak kümelenmediğini gözlemlenildi. Bu yüzden, partiküller ile matriks arasındaki uygun ıslatma partiküllerin aglomeresini incelemek için gereklidir.

2.2.2. Santrifüj yöntem ile üretilen intermetalik-partikül dağıtılmış FDMler

Intermetalik bileşik partikülleri, dağıtılmış parçacıklar olarak santrifüj yöntemiyle uygulanabilir. Savurma yöntemiyle intermetalik bileşik partikülleri dağıtılmış FDMlerin üretimi, temel alaşımın likidus sıcaklığı ile işlem sıcaklığı arasındaki ilişkiye bağlı olarak iki kategoride sınıflandırılır [80]. Şekil 2.8. (a)'da da gösterildiği gibi temel alaşımın likidus sıcaklığı, işlem sıcaklığından önemli miktarda büyük olursa, santrifüj döküm sırasında dağıtılmış fazlar sıvı matrikste katı olarak kalır. Bundan farklı olarak, temel alaşımın likidus sıcaklığı, işlem sıcaklığından daha düşük olursa, katılma sırasında, santrifüj kuvveti hem dağıtılmış faza hemde matrikse uygulanabilir (Şekil 2.8. (b)). Bu yöntemler sırasıyla, santrifüj katı-partikül yöntemi ve savurma yerinde metodu olarak adlandırılır [80].

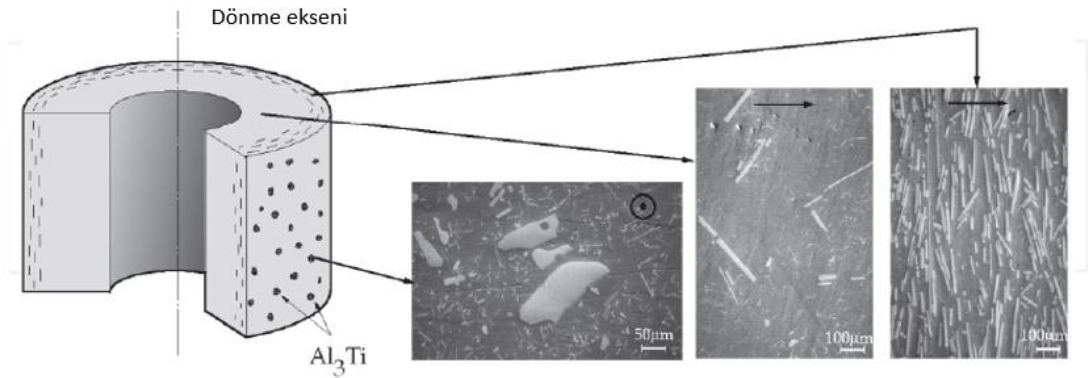


Şekil 2.8. (a) Santrifüj katı-partikül yöntemi ve (b) santrifüj yerinde metodu [80].

2.2.2.1. Santrifüj katı-partikül yöntemi

Al matriksin içindeki hacimce %11 Al_3Ti levhacık içeren Al-%5 (ağr.) Ti alaşımının likidüs sıcaklığı 1160 °C civarında ve işlem sıcaklığı (sıvı ve katının birlikte bulunduğu sıcaklık) 840 °C olduğu için, Al_3Ti levhacıkları sıvı Al matriksinde katı olarak kalır ve bir savurma kuvveti döküm sırasında doğrudan levhacıklara etki eder.

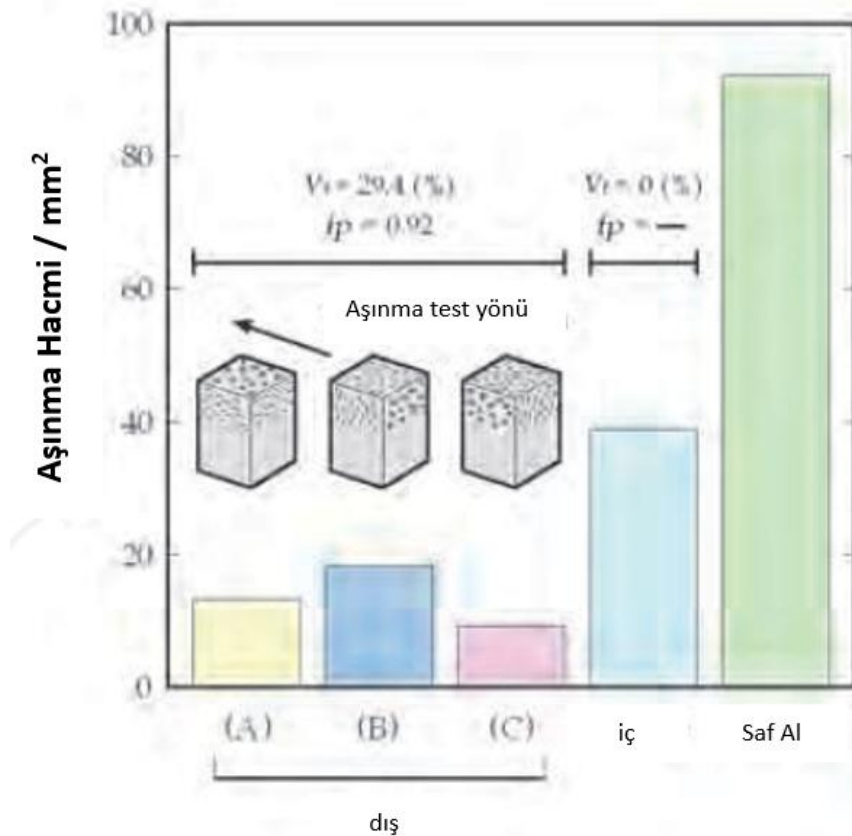
Şekil 2.9., $G=30$ alınarak üretilen Al/ Al_3Ti bir FDM'in tipik mikro yapısını gösterir [81]. Al_3Ti plakalarının hacim fraksiyonunun, halkanın dış yüzeyine doğru arttığı gözlemlenmiştir. Al_3Ti plakacıklarının daha dik dağılım profili daha çok G uygulanan numunede oluşturuldu. Al_3Ti partiküllerinin halkanın radyal yönüne neredeyse dik olan levhacık düzlemleriyle yöneldiğini bahsetmeye değerdir. Oryantasyonun derecelendirilmiş dağılımı, levhacık boyutu ve ortalama hacim fraksiyonu arttıkça, daha dik bir hal alır [82]. Böylelikle, Al_3Ti levhacıklarının ortalama hacim fraksiyonunun olduğu kadar oryantasyonunun da, Al/ Al_3Ti FDMlerinde düzenli olarak dağıldığı bulunmuştur [81].



Şekil 2.9. $G=30$ ile üretilen bir Al/ Al_3Ti FDM'in tipik mikro yapısı [81]. Fotoğraflardaki oklar savurma dökümün yönünü gösterir.

Kompozitteki takviyelerin hacim fraksiyonu, boyutu, şekli ve oryantasyonunun malzemelerin mekanik özelliklerini iyileştirmede önemli rol oynadığı bilinmektedir. Bu yüzden, yönelmiş Al_3Ti plakalarıyla Al/ Al_3Ti FDMleri, anizotropik aşınma

dirençlerine sahip olmalıdır [83]. Al/Al₃Ti FDMlerdeki anizotropik aşınma dirençleri, başlıca (A) halkasının dış yüzeyinin üzerindeki boylamsal yön boyunca, radyal (B) düzlemi üzerinde radyal yön boyunca ve radyal (C) düzlemi üzerinde çember yönü boyunca olmak üzere üç yönde ölçülmektedir ve sonuçlar Şekil 2.10'da gösterilmektedir [84]. Aynı işlem ile yapılan Al numuneleri, kıyas açısından aynı şekilde verilmektedir. Al/Al₃Ti FDM'indeki aşınma hacimleri, saf Alüminyumunkinden daha küçüktür. Anizotropik aşınma direnci, Al₃Ti plakalarının oryantasyonuyla alakalı aşınma testinin yönüne bağlı olduğu bulunmuştur. Al₃Ti plakalarının kalınlığı yönünde test edilen numuneler, Al₃Ti plakalarının kolay kırılmasından dolayı üç oryantasyon arasında en az aşınma direncine sahiptir. Veriler burda sunulmasa da, aşınma direncindeki daha büyük anizotropi, daha çok oryantasyon parametresine sahip olan örneklerde bulundu [84].



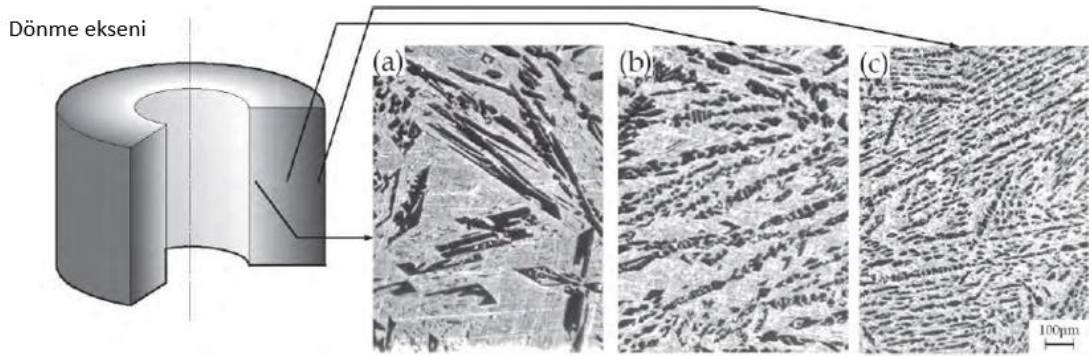
Şekil 2.10. G=50 iken üretilen FDMlerin aşınma hacimleri. Aynı işlem ile yapılan saf bir Al için sonuçlar da kıyaslama açısından gösterilmiştir [84].

2.2.2.2. Santrifüj yerinde reaksiyon yöntemi

Intermetalikler, yüksek sıcaklık uygulamalar için, potansiyel malzemelerdir. Buna rağmen, kırılma doğaları uygulamalarını sınırlandırmaktadır. Diğer taraftan, metal matrisi içinde intermetaliklerin dağıtılması fonksiyonel olarak derecelenmiş kompozit ya da homojen metal-intermetalik oluşturur ve bu da kısıtlamanın üstesinden gelir. Alüminyum ile oluşturulan bazı intermetalikler, Al_3Ni , Al_3Ti , Ni_3Al ve Al_2Cu 'dur. Bunların arasından, Al_3Ni intermetalitiği, ağırlıkça %42'den daha az Ni içeren Al-Ni alaşımların içinde oluşan sert fazdır. Primer Al_3Ni intermetalik fazı, ağırlıkça %6'dan fazla Ni içeren Al-Ni alaşım sistemlerinde gözlemlenir [85]. Al_3Ni intermetalik bileşiğinin yoğunluğu ($\sim 4 \text{ g/cm}^3$) erimiş alüminyumunkinden ($700 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 2.369 g/cm^3 ve $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 2.315 g/cm^3) daha fazladır [86], ve böylece içi boş silindir dökümün dış yüzeyine yakın Al_3Ni 'nin radyal derecelendirilmiş dağılımına sahip kompozit, savurma döküm ile oluşturulabilir. Al- Al_3Ni FDM hakkında bildirilen kısıtlı çalışmalar, sadece yapımı, Young's modülünün değerlendirilmesi [87], eğilme mukavemeti [88], yorulma [89,90] ve sayısal analizlerinin [91] üzerine odaklanmıştır. Fukui ve ark. Al-%20Ni (ağr.)'dan oluşturulan Al- Al_3Ni FDM'nin Young's modülününün, Al_3Ni fazlarının hacim fraksiyonuna bağlı olarak iç yüzeyden dış yüzeye 81.5'den 100.8 GPa'a değiştiğini gözlemler [87]. Değişen hacim fraksiyonuna sahip olan farklı çatlak başlama düzlemlerinde eğilme mukavemetinin değerlendirilmesi, hacimce %24 Al_3Ni içeren yerde maksimum ortalama kırılma stresin 156 MPa olduğunu göstermektedir [88]. Partikül boyutu ve şekil dağılımı, değişen G sayısında (santrifüj kuvvetinin yer çekimsel kuvvete oranı) savurma döküm ile Al-13ağr%Ni ve Al-20ağr%Ni kullanarak üretilen Al- Al_3Ni FDM'in içinde incelendi [92]. Buna rağmen, Al_3Ni oluşturma aralığında (42ağr%Ni'ye kadar) yerinde kompozitin içinde fonksiyonel tabakalandırılmış Al- Al_3Ni 'nin oluşumu üzerine % Ni'nin değişiminin etkisi hakkında yapılan çalışmalar kısıtlıdır.

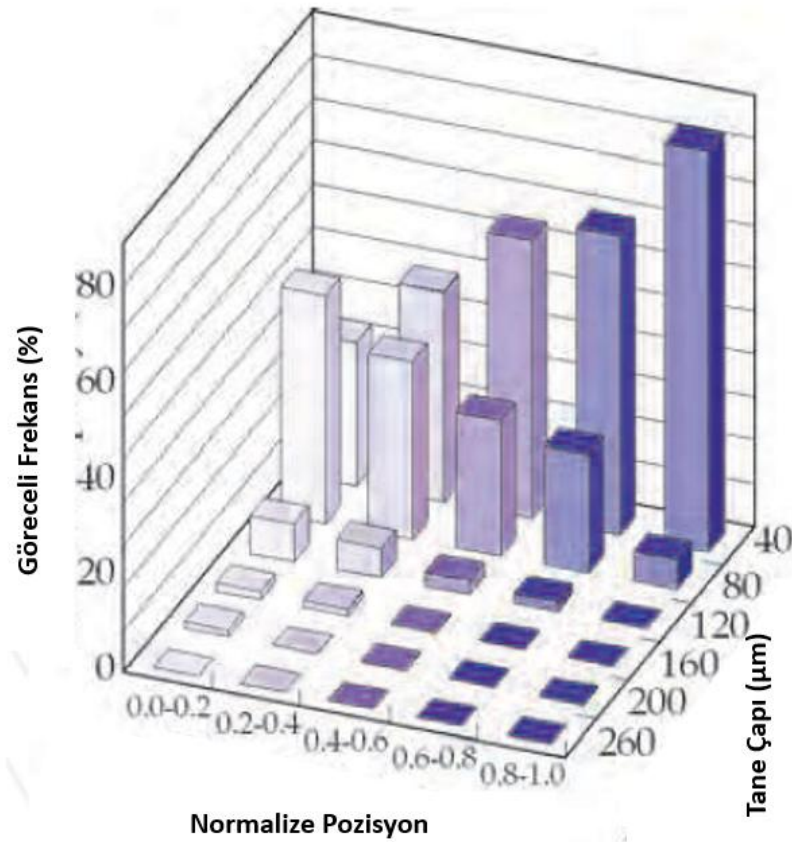
Al/ Al_3Ni FDMlerin üretimi için kullanılan temel alaşım kütüğü, ağırlıkça %20 Ni içerir. Al-%20Ni (ağr.)'in likidüs sıcaklığı, yaklaşık $780 \text{ }^\circ\text{C}$ iken işlem sıcaklığı $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 'dir. Bu yüzden, santrifüj kuvveti doğrudan sıvı faza uygulanır. Şekil 2.11 (a), (b)

ve (c), sırasıyla halkanın iç, orta ve dış kısmından alınan Al/Al₃Ni FDM'in tipik mikroyapısıdır [92]. Resimlerden görüldüğü üzere, Al₃Ni primer kristalleri, numunenin içinde derecelendirilmiş biçimde dağıtılmıştır. Ayrıca, partikül boyutuna bağlı olan pozisyonları vardır, en küçük partiküller başlıca halkanın dış kısmında yer alır ve tersine (Şekil 2.12.). Akışmaz sıvıdaki katı partiküllerin hareketi Stoke's kanuna tabi olduğu için, dış bölgede partikül boyutu, Şekil 2.7.de de gösterilen savurma katı-partikül yöntemiyle üretilen numunenin iç bölgesindeki partikül boyutundan fazladır. Bu sonuçlar, şimdiki gözlemlerle çelişkilidir. Bu yüzden, santrifüj katı-partikül metodu ve savurma yerinde yöntemiyle derecelendirilmiş kompozisyon oluşturma mekanizmaları birbirinden farklıdır.



Şekil 2.11. G=50 iken üretilen bir Al/Al₃Ni FDM'nin tipik mikroyapısı [92].

G sayısı büyüdükçe, halkanın dış bölgesindeki partikül boyutu daha küçük olduğu bulundu [92]. Kristalleşmiş partikül boyutu, katılaşma prosesine bağlı olarak değiştiğini genelde kabul edilmiştir. Santrifüj yönteminde, halkanın dış kısmındaki soğuma hızı içteki soğuma hızından fazladır [93,94]. Buna ek olarak, daha büyük G sayısına sahip numunelerin daha yüksek soğuma hızları olduğu bulunur. Böylece, santrifüj yerinde yöntemiyle üretilen Al/Al₃Ni FDM'in parçacık boyutu dağılımındaki farklılığın, çoğunlukla soğuma hızındaki gradyanından ileri geldiği sonucuna varılmıştır [92].

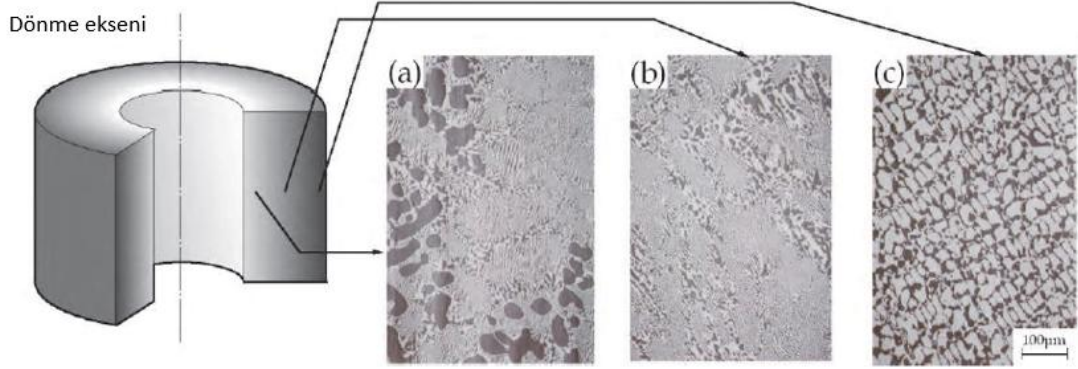


Şekil 2.12. G=50 altında savurma yerinde yöntemiyle üretilen Al/Al₃Ni FDM'in partikül boyut dağılımı [92].

Savurma yerinde yöntemi sırasında, derecelendirilmiş kompozisyonunun oluşma mekanizmasını incelemek için, bu yöntem herhangi bir primer kristali olmayan Al-%33Cu (kütlece) ötektik alaşımına uygulanır. Sonuçlar, Şekil 2.13.'te gösterilir [95]. Al-%33 Cu (kütlece) ötektik alaşım örneğinin içinde derecelenmiş kompozisyon belirdiği gözlemlenmiştir. Bu yüzden, tabakalandırılmış yapının başlangıcı savurma kuvveti altında primer kristallerinin hareketi ile açıklanamayabilir.

Santrifüj yerinde yöntemiyle A-B alaşımının içindeki derecelendirilmiş kompozisyonun oluşma mekanizması, aşağıdaki gibi özetlenebilir. İlk olarak, yoğunluk farkından dolayı, sıvı durumdaki A ve B elementlerinin kısmi ayrılması oluşur. Sonra, bir kimyasal kompozisyon gradyanı primer kristallerin

kristalizasyonundan önce oluşur. Matriksteki primer kristal, yerel kimyasal kompozisyona bağlı olarak belirir. Primer kristaller, yoğunluk farkına göre taşınır ve ileri bir kompozisyonel gradyan oluşur [95].



Şekil 2.13. Bir savurma döküm Al/Al₂Cu numunesinin mikroyapısı [95]. Bütün beyaz bölümler Al₂Cu fazıdır.

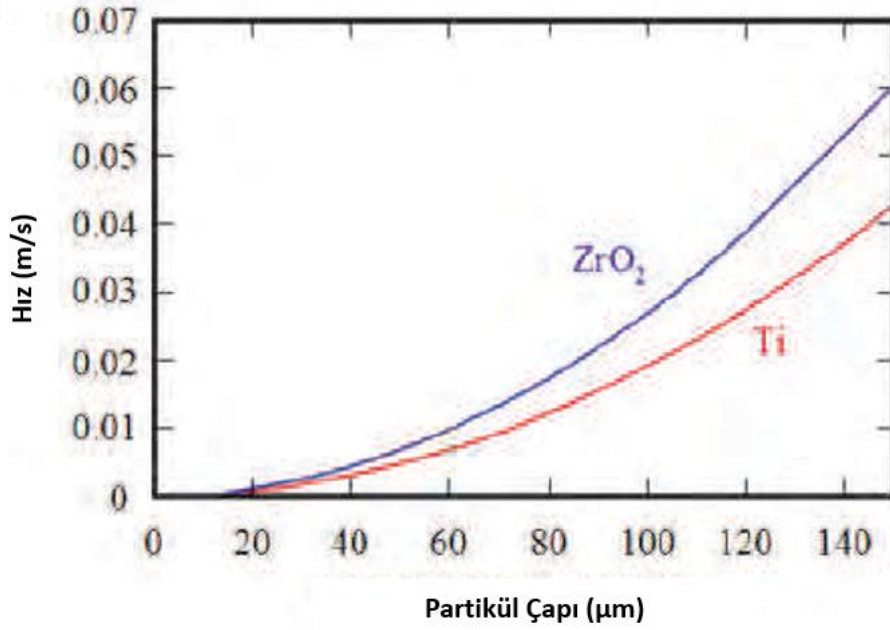
Fonksiyonel olarak yerinde dercelendirilmiş Al-Si-Mg/magnezyum silisit (Mg₂Si) malzemesinin üretimi, savurma döküm işlemi kullanılarak yapılır ve malzemenin sertliği kontrol edilir. Sonuçlar, düşük yoğunluklu Mg₂Si parçacıklarının iç yüzeyde yüksek takviyeli bölgeler oluşturduğunu gösterdi [96]. AlB₂ partiküllerinin farklı hacim oranlarıyla takviye edilmiş alüminyum/alüminyum diborit (AlB₂) fonksiyonel dercelendirilmiş kompozitleri, savurma döküm ile üretilir ve takviye partüküllerini dağılımı kadar yüzeysel Rockwell sertliği ölçülür. AlB₂ taneciklerinin, bütün kompozitlerde dış bölgeye doğru hareket ettiği ve dış alanlarda yüksek sertlik gösterdiği, sonuçlardan yorumlanmıştır [97].

Savurma yerinde reaksiyon yöntemiyle üretilen FDMlerde, primer kristal parçacıkların boyutu, partiküllerin hacim oranlarının arttığı dış bölgede daha küçüktür. Böylelikle, partikül boyut gradyanı, mekanik özelliklerdeki gradyanı vurgular. Bu, savurma yerinde döküm yöntemiyle üretilen FDMlerin avantajlarından biri olabilir.

2.2.3. Santrifüj Sulu Çamur Yöntemi

Toz metalurjisinin FDM üretimde pek çok avantajı olduğu halde, kesintisiz gradyanlarla FDM üretimi zordur. Toz metalurjisi ve bir savurma sulu çamur yönteminin birleşimiyle, bu eksikliğin üstesinden gelinebilir. Savurma sulu çamur yöntemi için, başlıca daha fazla yoğunluğa ve/veya büyük parçacık boyutuna sahip yüksek hız taneciği ve daha az yoğunluk ve/veya daha küçük parçacık tane boyutu ile düşük hızlı partikülü olmak üzere katı parçacıkların iki çeşidi ile çamur kullanılacaktır. Partikül gradyanları, pariküllerin iki çeşidi arasında migrasyon hızlarının farklarıyla kontrol edilebilir. Tam sedimentasyon olduktan sonra, çamurum sıvı kısmı çıkartılır ve kesintisiz gradyan ham bir kütle elde edilebilir. Sonra, ham kütle kıvılcım plazma sinterleme veya diğer sinterleme yöntemleriyle sinterlemeye tabi tutulur, ve sonunda sürekli gradyanlı bir FDM üretilir.

Şekil 2.14., savurma kuvveti altında Ti ve ZrO₂ partiküllerinin taşınma hızını gösterir [72] (Ti parçacığının ve ZrO₂ taneciğinin yoğunlukları sırasıyla 4.5 Mg/m³ ve 5.95 Mg/m³'tür). Partikül boyutu aynı olduğunda, yoğunluğun daha büyük olmasından kaynaklı, ZrO₂ partikülünün hızının Ti parçacığınınkinden daha büyük olduğu açıktır. Bu durumda, Ti ve ZrO₂ partikülleri sırasıyla düşük hız taneciği ve yüksek hız taneciği olmaktadır. Diğer yandan, sulu çamur daha küçük ZrO₂ parçacığı içerirse ve Ti partikülleri daha büyük olursa, Ti parçacıkları spesifik bir durumda yüksek hıza sahip olabilir.

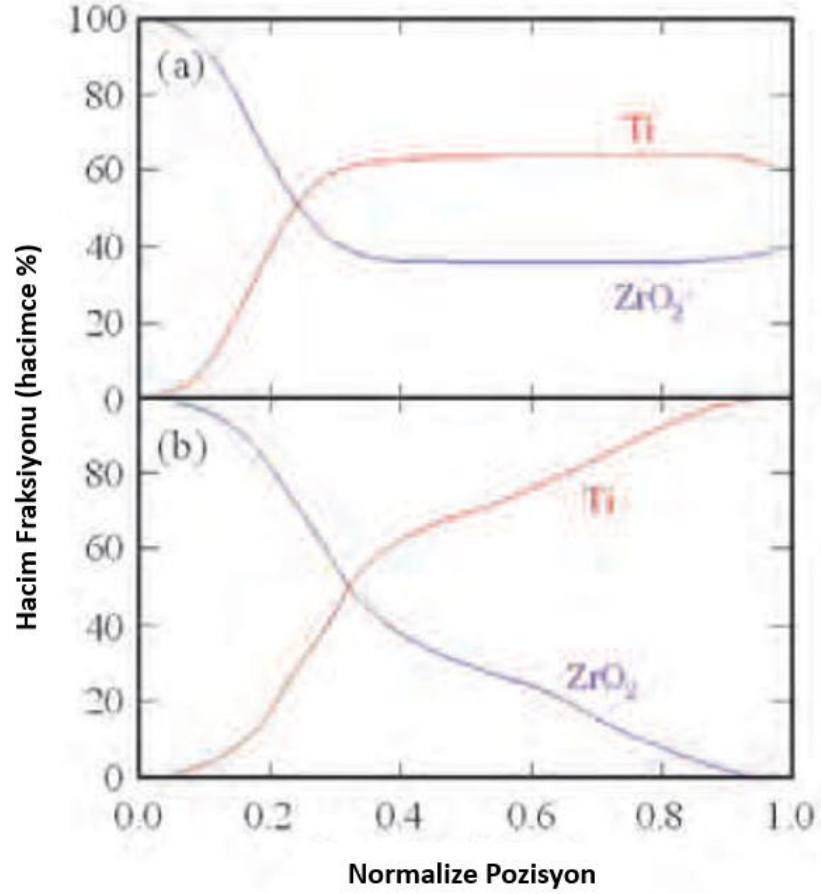


Şekil 2.14. Santrifüj kuvveti altında Ti ve ZrO₂ partiküllerinin hızları [72].

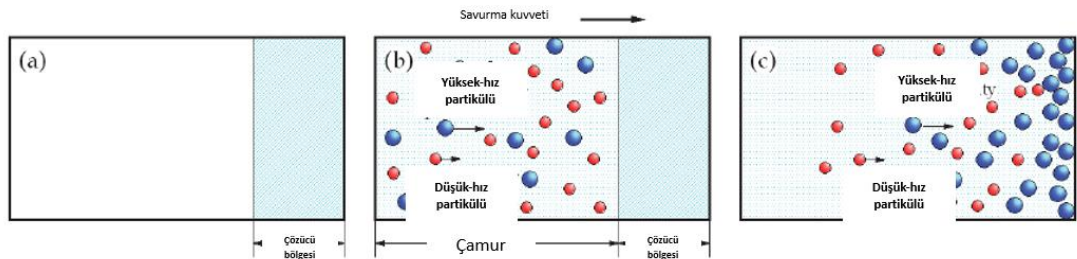
Santrifüj sulu çamur yöntemiyle üretilen FDM'in kompozisyonel gradyanı, 90-150 μm partikül boyutlu Ti ve 38-75 μm partikül boyutlu ZrO₂ ile sistem için simülasyon ile hesaplanır. Bu durumda, Ti ve ZrO₂ partikülleri sırasıyla yüksek hızlı partikül ve düşük hızlı partiküllerdir. Sonuçlar, Şekil 2.15. (a)'da gösterilir [72]. Burada, yatay eksen ham kütlelerin normalize olmuş pozisyonudur ve 0.0 ve 1.0 sırasıyla yerleşmiş ham kütlelerin üst ve alt yüzeylerini temsil eder. Sürekli gradyanın santrifüj çamur yöntemiyle elde edilebileceği şekilden anlaşılmaktadır. Buna rağmen, spesifik parça için FDM'in bir ucunda %0 (hacimce)'den diğer ucunda %100 (hacimce) olan yüksek kompozisyonel gradyan elde edilemez. Bu, sedimentasyondan önce alt bölgede yer alan düşük hızlı parçaların (ZrO₂) tam çökelmeden sonra aynı bölgede etrafında hala kalmasından olabilir.

Üstteki kısıtlamanın üstesinden gelmek için, çamur döküm yöntemi büyük kompozisyonel gradyan ile FDM'i üretmek için ileri sürülmüştür [72]. İlk olarak, Şekil 2.16. (a)'da gösterildiği gibi, çamurun çözücüsü dönen bir kalıbın içine koyulur. Sonra, iki tip katı partikül ile çamur, çözücü bölgesi ile dönen kalıba dökülür (Şekil 2.16. (b)). Sonrasında, bu katı parçacıklar savurma kuvvet yönüne doğru taşınır (Şekil 2.16. (c)).

Çözücü bölgenin varlığı, sedimentasyon periyodunu artırır. Sonuç olarak, büyük kompozisyon gradyanı üretilebilir.



Şekil 2.15. Bilgisayar simülasyonu ile elde edilen (a) santrifüj çamur yöntemi ve (b) santrifüj çamur- döküm yöntemi ile FDM'in içinde Ti ve ZrO_2 partiküllerinin hacim fraksiyon dağılımları [72]. Çözücü bölgenin genişliği 100 mm'dir.

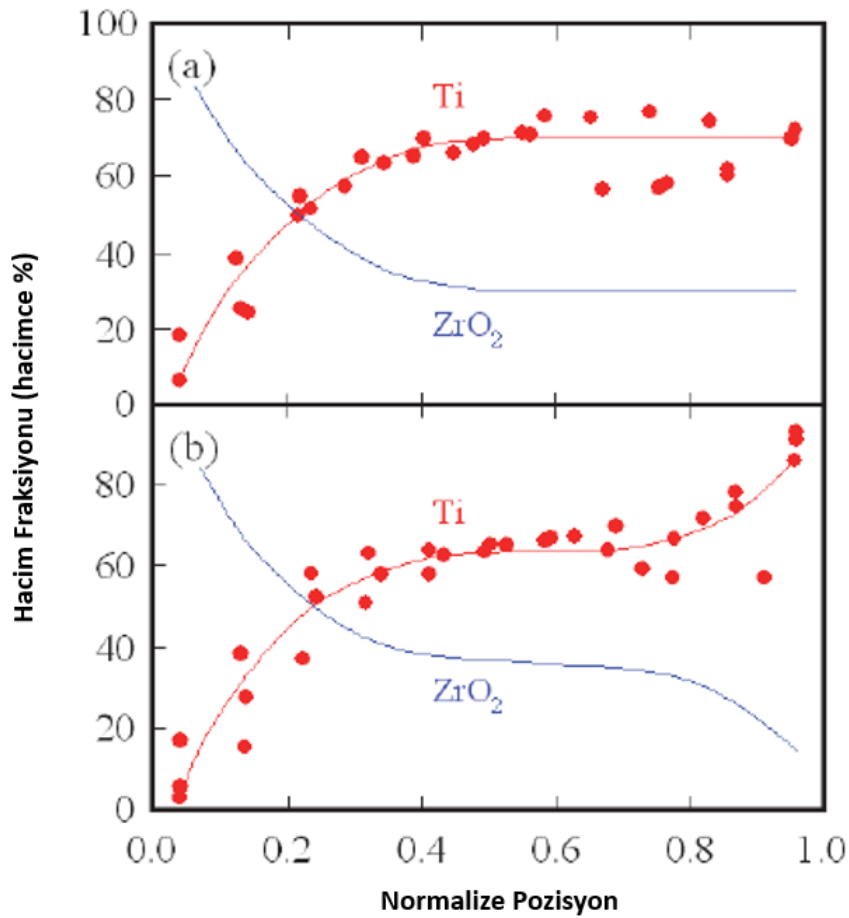


Şekil 2.16. Santrifüj sulu çamur-döküm yönteminin şematik gösterimi [72].

Bilgisayar simülasyonu, santrifüj sulu çamur yöntemi için yapılır ve sonuçlar Şekil 2.15. (b)'de gösterilmiştir, burda çözücü bölgenin genişliği 100 mm'dir [72]. FDM'in sürekli gradyana sahip olduğu bu şekilden anlaşılmaktadır. 0.0 normalize edilmiş pozisyonda Ti'nin hacim fraksiyonunun %0 olduğu belirtilmelidir. Bu yüzden, büyük bir kompozisyonel gradyan, santrifüj sulu çamur dökümü ile elde edilebilir.

Yukarıdaki simülasyon sonuçlarını doğrulamak için, deneyler çözücü bölgesi ve çözücü bölgesiz yapıldı. Kolaylık için, savurma kuvvet uygulanmadı ve partiküller yer çekimi ile yerleşmesine izin verildi. Partiküllerin tam yerleşmesinden sonra, sıvı çıkartılır ve ham kütle kurutulur. Ham kütle, uygulanan 30 MPa stresi altında 5 dakika boyunca 1300 °C'de kıvılcım plazma sinterleme yöntemi ile sinterlendi. Kıvılcım plazma sinterleme yöntemi ile elde edilen FDMler, 20 mm çap ile silindir şekle sahiptir.

Şekil 2.17. (a) ve (b), sırasıyla santrifüj çamur yöntemiyle (çözücü bölgenin genişliği, 0 mm'dir) ve santrifük sulu çamur dökme yöntemiyle üretilen FDMlerin içindeki hacim oransal gradyanlarının deneysel sonuçlarını gösterir [72]. Çözücü bölgesiz, kompozisyonel gradyan sınırlıyken (Şekil 2.17. (a)), hacimce %0 ile %20 aralığında büyük kompozisyonel gradyan çözücü bölgesi ile santrifüj sulu çamur metoduyla elde edilebilir. Deneysel ve hesaplanan profil arasında iyi bir uyuşma bulunur.



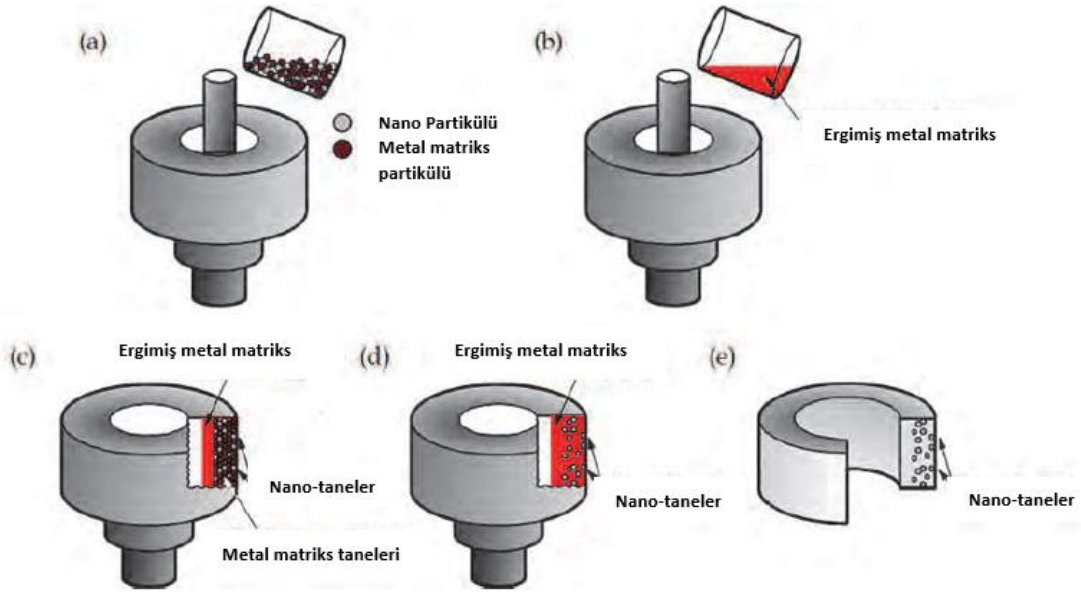
Şekil 2.17. (a) santrifüj çamur yöntemiyle (Çözücü bölgesi: 0mm) ve (b) santrifüj sulu- çamuru dökümü metoduyla (Çözücü bölgesi genişliği: 100mm) üretilen FDMlerin içindeki hacim oransal gradyanların deneysel sonuçları [72].

2.2.4. Santrifüj basınçlandırma yöntemi

2.2.4.1. Santrifüj karışım-toz metodu

Santrifüj kuvveti altında FDMlerin daha gelişmiş bir üretim yöntemi olarak, santrifüj karışım-toz metodu son zamanlarda Watanabe ve ark. [73] tarafından ileri sürüldü. Prosesin ilk basamağı, matris metal partiküllerinin bir toz karışımı, A, ve dispersiyon-parçacıkları, B, Şekil 2.18. (a)'da gösterildiği gibi, dönen bir kalıbın içine koyulur. Sonra, matris metal kütüğü, A, eritilir ve Şekil 2.18. (b)'de belirtildiği gibi, A+B toz karışımı ile dönen kalıbın içine dökülür. Sonuç olarak, erimiş matris metal, A, santrifüj kuvvet basıncı ile partiküller arasındaki boşluğun içine nüfuz eder (Şekil 2.18.

(c)). Aynı zamanda, matriks metalin tozu, A, bir potadan dökülen erimiş matriksten gelen ısı ile eritilir (Şekil 2.18. (d)). Son olarak, yüzeyin üzerine dağıtılan dispersiyon, partikülleriyle, B, bir FDM halka Şekil 2.18. (e)'de gösterildiği gibi elde edilebilir.

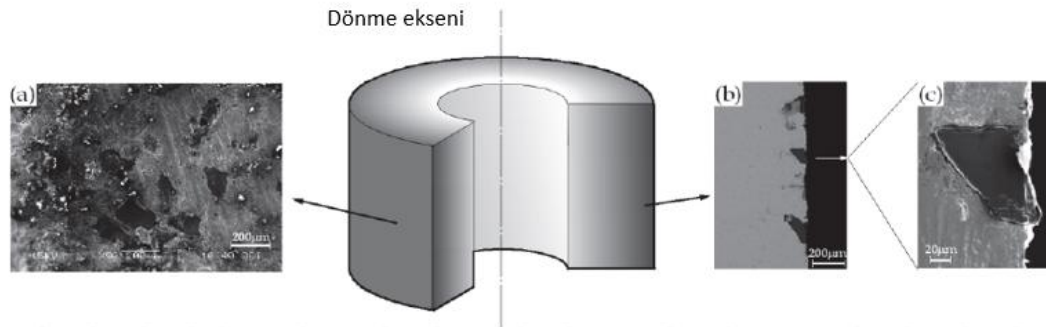


Şekil 2.18. Santrifüj karışım-toz yönteminin şematik tasviri [72].

Cu-%30SiC (hacimce) karışım-toz, saf Cu partikülleri (99.9%, 1 mm ve < 45 μm çapında) ve SiC parçacıkları (150 μm) kullanılarak üretildi. Bu karışım-tozu kullanılarak, Cu/SiC FDM, dikey-tip savurma döküm makinesinin yardımıyla santrifüj karışım-toz yöntemiyle üretildi. Uygulanan santrifüj kuvveti, $G=30$ 'du ve toz karışımı içeren dönen kalıp 800 $^{\circ}\text{C}$ 'ye ısıtıldı. Sonra, 99.9% saflıktaki erimiş Cu, dönen kalıba döküldü [73].

Cu/SiC FDM kalıptan çıkarıldığında, hiçbir toz çıkmadı. Bu yüzden, toz karışımı içindeki bütün SiC parçacıklarının, Cu/SiC FDM'in içinde kaldığı düşünülür. SiC parçacıkları, Şekil 2.19. (a)'da gösterildiği gibi, numunenin dış yüzeyinin üzerinde gözlemlendi [73]. Buna ek olarak, SiC partikülleri Cu matrikse iyice yerleşmiştir (Şekil 2.19. (b) ve (c)). SiC parçacıklarının, Savurma-toz yöntemiyle FDM'in

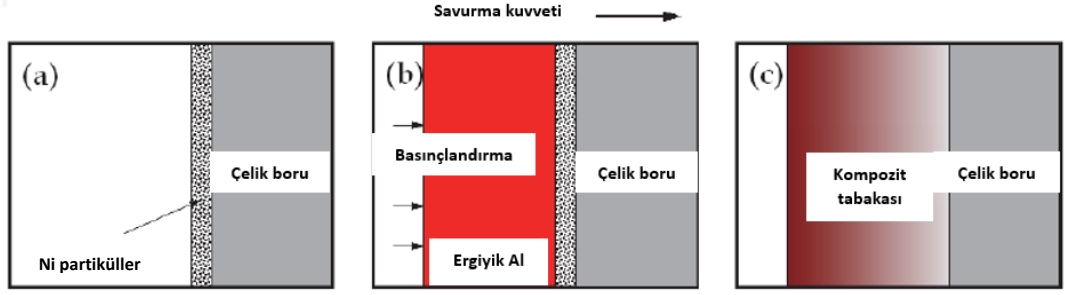
yüzeyinin üzerinde başarılı bir şekilde dağıtıldığı ve SiC partiküllerinin homojen olarak yüzeyde dağıtıldığı bulundu.



Şekil 2.19. Savurma karışım-toz yöntemiyle üretilen bir Cu/SiC FDM'in mikroyapıları [73].

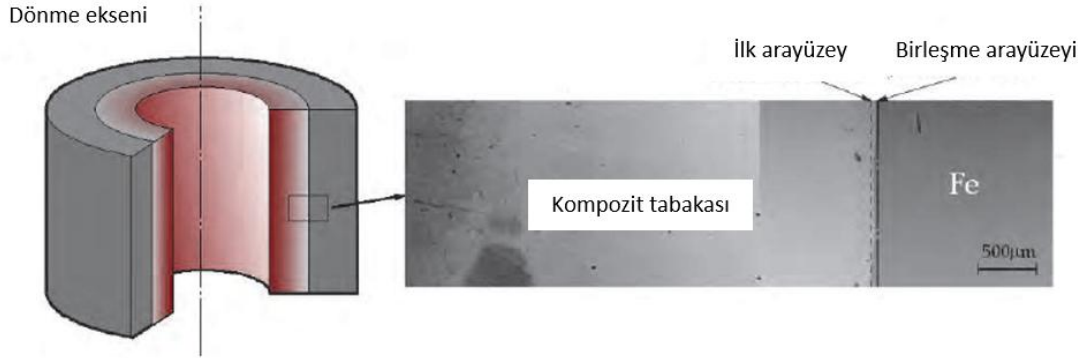
2.2.4.2. Reaktif santrifüj döküm yöntemi

Matsuura ve ark. elemental sıvılar arasında ekzotermik reaksiyon içeren, dış ısıtma ihtiyacı olmadan yüksek erime noktalı bir intermetalik bileşiği sıvı formda üretmeye yarayan ve reaktif döküm olarak adlandırılan yeni bir teknik geliştirdi [98]. Reaktif döküm ve savurma dökümün bir kombinasyonu, dikkate değer seviyede bir tokluk kadar mükemmel bir korozyon ve oksidasyon direncine sahip Ni-alüminit/çelik kaplı boru üretimine uygulanabilir. Bu yeni yöntem, reaktif savurma döküm yöntemi olarak adlandırılır [67,74]. Ni tozu, Şekil 2.20. (a)'da gösterildiği gibi, dönen bir çelik boru üzerine yerleştirildi, ve erimiş Al çelik borunun içine döküldü (Şekil 2.20. (b)). Erimiş Al ve Ni tozu, ekzotermik olarak reaksiyon girdi ve çelik borunun iç yüzeyi üzerinde Ni-alüminitleri içeren bir kompozit tabakası üretildi (Şekil 2.20. (c)). Ekzotermik reaksiyondan üretilen ısı, çelik borunun iç yüzeyini eritti ve çeliğe kompozit tabakası bağladı. Al tozu yerine Al külçe kullanıldığından, bu proses üretim maliyetini düşürecektir.



Şekil 2.20. Reaktif savurma döküm yönteminin şematik gösterimi [67].

Şekil 2.20., $G=80$ altında üretilen numunenin SEM fotoğraflarını gösterir. Al sıvının dökme sıcaklığı ve nikel tozun ön ısıtma sıcaklığı, sırasıyla $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'dir. Homojen mikroyapılara sahip geniş bir aralık, numunenin kompozit tabakasının içinde gözlemlenebilir. Birleşik arayüzeyden uzak bir bölgenin içinde, derecelendirilmiş mikroyapı oluşturuldu. Alüminyumun döküm sıcaklığının ve nikelin ön sıcaklığının ve savurma kuvvetinin artmasının, reaksiyonu önemli derecede teşvik ettiği gözlemlendi. Ayrıca, başlangıç Al ve Ni miktarlarının mikroyapı kontrolünde önemli bir rol oynadığı bulundu.



Şekil 2.21. Reaktif santrifüj döküm yöntemiyle üretilen Ni-alüminit/çelik kaplı borunun tipik SEM fotoğrafları [74].

2.3. Bridgman tipi bir yönlü katılaşma sistemi vasıtasıyla kontrollü katılaşma

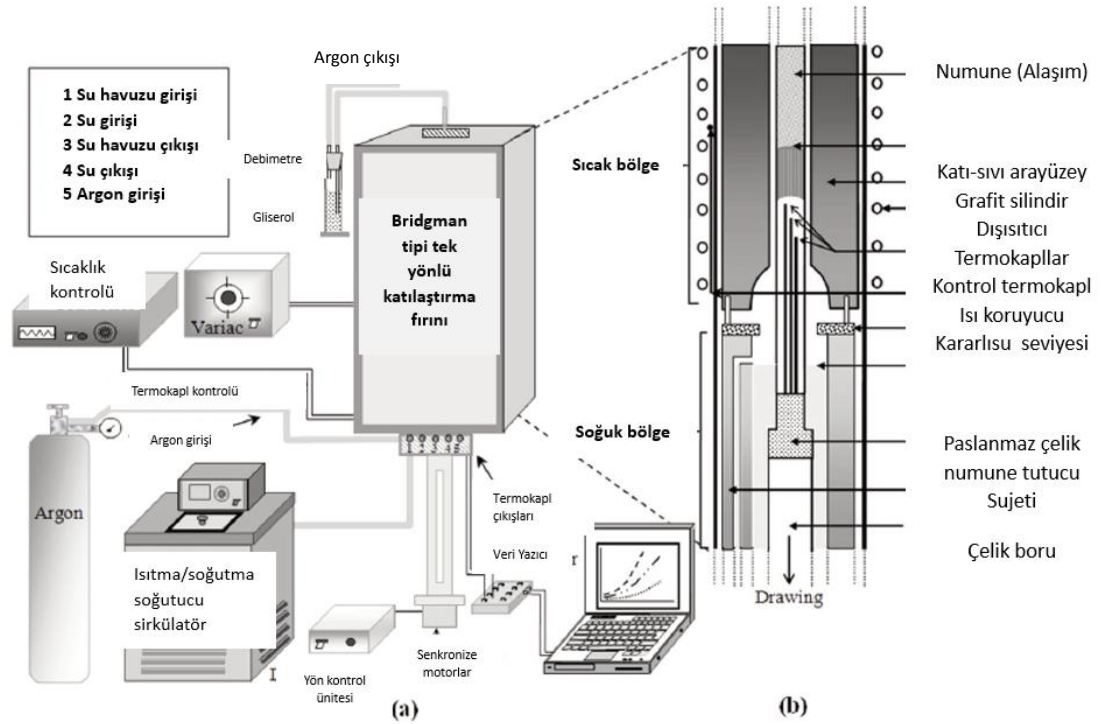
Izotermal bir sıvı katı faz dönüşümü (ötektik veya iki-fazlı büyüme gibi) veya eş sıcaklıklı olmayan sıvı/katı faz dönüşümü (tek faz büyümesi gibi) ile oluşan yapıları ve büyümeleri çalışmak için, bir kontrollü yönlü katılaşma tekniği (CDST) kullanılması gereklidir. Ana yönlü katılaşma/büyüme teknikleri arasında, Bridgman iyi yönlülük, oryantasyon kontrolü ve yapısal mükemmellik kadar en iyi ısıl kararlılık G_L (sıvıdaki sıcaklık gradyanı) ve R (büyüme hızı) kontrolünü temin edendir [99] (Tablo 2.2.). Bridgman tekniğinde, daha düşük hızlarda, G_L ve R birbirinden bağımsız olarak kontrol edilir. Böylece, Bridgman en esnek tekniktir ve gerektiğinde kolayca modifiye edilebilir.

Tablo 2.2. Ana yönlü büyüme tekniklerinin karşılaştırmalı değerlendirilmesi [99].

Karakteristik	Bridgman	Czochralski	Bölgesel Eritme Teknikleri	
			Yüzdürme	Sürekli Döküm
Yönlülük	**	*	**	*
Oryantasyon Kontrol	**	**	**	*
Mükemmeliyet	**	**	**	*
Isıl kararlılık	***	*	*	*
Hız (R) Kontrol	***	***	**	*
Gradyan (G_L) Kontrol	**	*	*	*
Kompozisyon Kontrol	**	*	***	**
Kontaminasyon	*	**	***	*
Çarpılma	*	***	**	*
Malzeme kısıtlaması	**	***	**	*

Bridgman katılaşmasında, borumsuz bir seramik pota içinde kapsüllenen silindirik bir katı metal/alaşım çubuğu eritilir, ve bütün sıvı hacmi, elektrik direnç fırını ile yapılan bir sabit sıcaklık gradyanıyla sabit bir büyüme hızında geçerek tek yönlü olarak katılaşır [99] (Şekil 2.22.).

Başlıca fırına altından bağlı su-verme tankının içine katılan malzemeyi daldırma gereksiniminden dolayı, genellikle numune, bazen de fırın, dikey olarak hareket ettirilebilir. Yatay yerine dikey olarak hareket ettirmenin ikinci bir sebebi, katı/sıvı arayüzeyinde çözünence zenginleştirilmiş tabakanın üzerindeki sıvının içinde konveksiyonun etkilerini yok etmektir. [100].

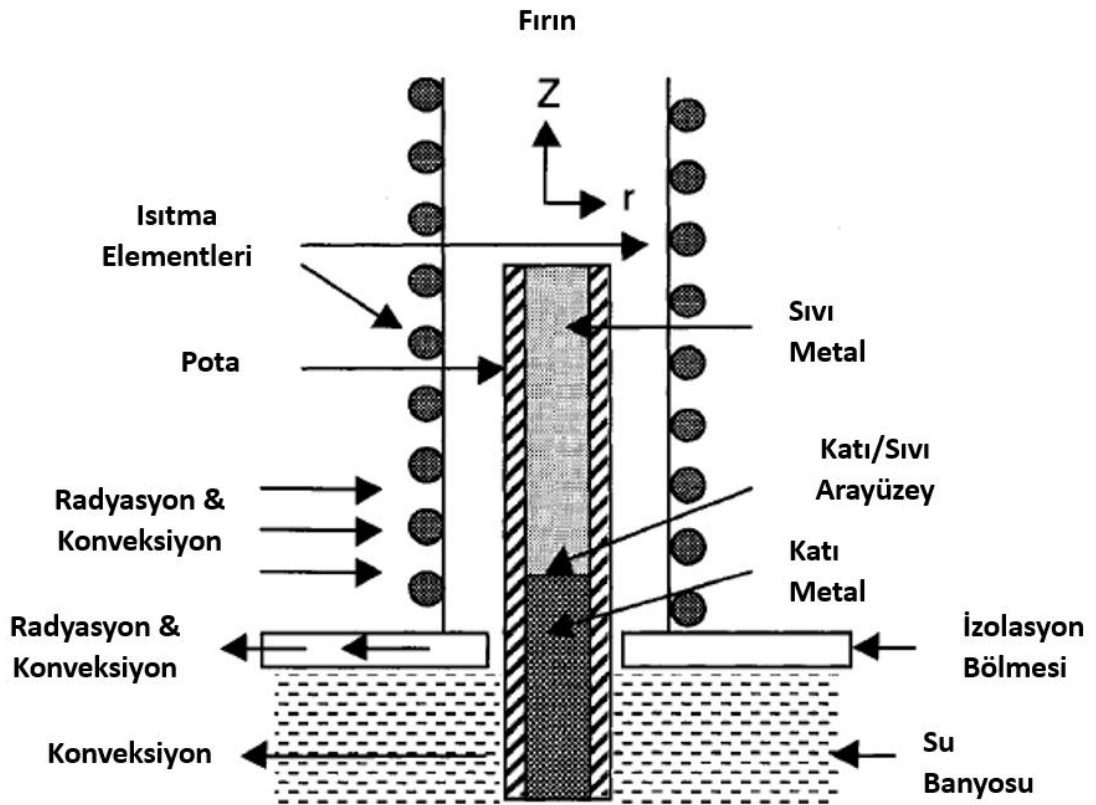


Şekil 2.22. (a) Deneysel kurulumun şematik gösterimi, (b) Bridgman tipi yönlü katılaşmanın detayları [101].

Genelde, ısı çıkarımının verimindeki farklılıklar, özellikle de düşük sıcaklık gradyanları ile, çok olduğunda, ısıl kararlılık iyileştirilebilir diye bu yöntem göreceli olarak büyük fırınların kullanımını içerir. Bir yüksek sıcaklık alaşımı işleme tabi tutulduğunda, bazen indüksiyon fırınları kullanılabilir.

Şekil 2.23.'de de görüleceği gibi, fırında potanın bir kısmı radyasyon ve konveksiyon ile ısıtılır ve sudaki kısmı ısı yayılımı ile soğutulur [102]. Fırın ile su banyosu

arasındaki potanın kısmı, radyasyon ve konveksiyon ile çevre adiyabatik bölgeye (hava ve yüzük-şekilli izolasyon bölmesi) ısı kaybeder. Bölme (termal koruma), pek çok fırın ısısının su banyosu bölgesine girmesini engeller, ve böylece çok daha uzun bir uzaklık boyunca neredeyse eksensel olan ısı transferine zorlayarak, katılaşmanın yönlülüğünü artırır.



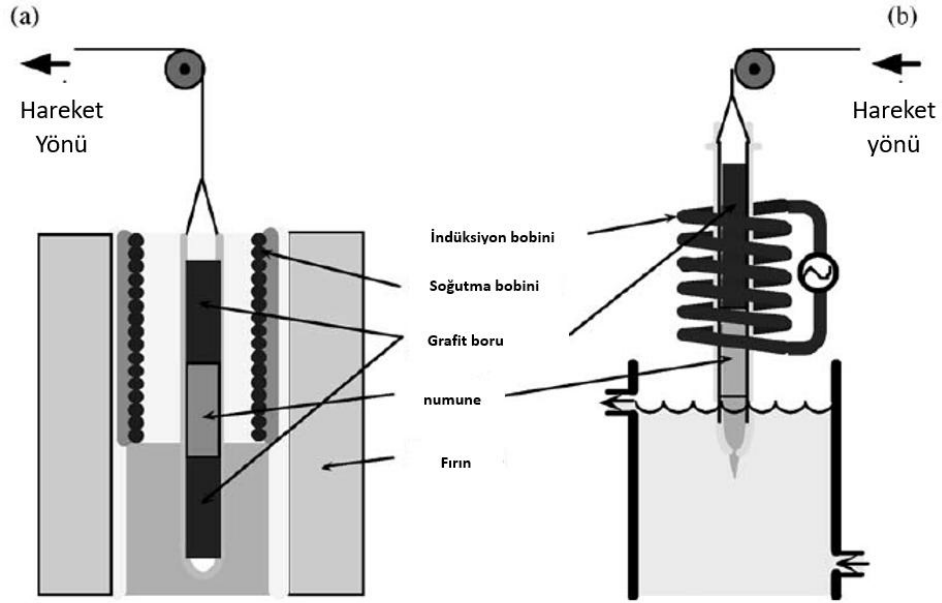
Şekil 2.23. Bir Bridgman tipi dikey yönlü katılaşma kurulumunun şematik gösterimi [102].

Bu yöntem, malzemelerin farklı alanlarına, özelliklede metalik ve seramik esaslı sistemlere yaygın olarak uygulanır. Yüksek teknoloji uygulamalar için tek kristaller elde etmeye odaklanmak, bu tekniğin en önemli yönlerinden biridir. Metalik sistemlerin yönlü büyümesinde arayüzey şekli üzerinde kristal anizotropinin rolü ve bir kararlı hal durumu için kararsız dalga boyunun tahmini son yıllarda pek çok

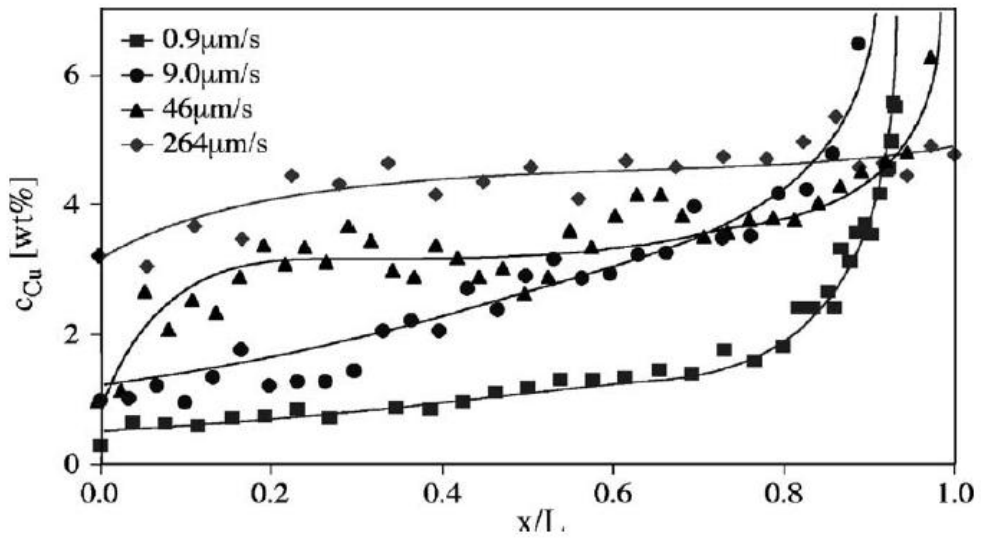
araştırma takımları tarafından çalışılmıştır [103-100]. Koide ve ark. [1016], tek eksenli bir ısı gradyanı ile dengesiz kendiliğinden organize olan işlemlerin (Bridgman metodu) uygulanmasıyla organik polimer karışımlar kullanılarak FDM hazırladı. Bu yöntem, ilk olarak, bir düşük moleküler ağırlıklı polimer/eklemeli sistem (poli (ε-kaprolakton) (PCL)/4,4' - tiyodifenol (TDP)) ve bir polimer/polimer sistemi (PCL/poli (etil oksit) (PEO)) üretimi için uygulandı. Sıcaklıktaki azalma ile, TDP/PCL hidrojen bağının sürekli olarak arttığı gözlemlendi. DSC sonuçları, PCL'in PEO'dan daha düşük bir sıcaklıkta kristalize olduğunu ve PCL'in yönlü katılma sistemlerinde PEO'nun segregasyonu için yeterli zamanı olduğunu gösterdi.

Yönlü katılma uygulanarak, radial simetri ile makroskopik, tek ölçülü bir konsantrasyon gradyanı üretme ihtimali, öncelikli program çerçevesinde incelenir. Bu işlemde, bir alaşımın yönlü katılması sırasında solidüs ve likidüs kompozisyonları arasındaki fark, FDM hazırlamak için kullanıldı. Sabit katı konsantrasyonu ile kararlı durumda katılmadan kaçınmak için, katılma yüzeyinin önündeki eriyik, mümkün olduğunca etkili biçimde karıştırılmalıdır. Bu, dikey bir direnç fırınının içinde doğal konveksiyon ile elde edilebilir (Şekil 2.24. (a)). Bir sıcaklık gradyanı, fırının üst sonuna soğutma bobinleri yerleştirilerek oluşturuldu. Numuneler, fırının içinde eritildi ve sonra sabit bir hızla soğutma bölgesine doğru hareket ettirildi. Katılma yönü, böylece yukarı doğru oldu, ve matris elementinden daha yüksek yoğunluğa sahip alaşım elementleri için, eriyiğin içinde termal olarak kararsız bir yoğunluk gradyanı üretildi. Matris elementiyle benzer bir yoğunluğa sahip alaşım elementleri için, indüksiyon fırını kullanıldı. Büyük bir sıcaklık gradyanı, eriyin içinde zorlamalı ısı yayımına sebebiyet veren soğuma suyu içine numunenin ucunu batırarak sağlanır (Şekil 2.24. (b)). Doğal ısı yayımını kullanarak, tam karıştırma, en küçük numune hızında bile (0.34 µm/s) Al-%4 Cu (ağırlıkça) alaşımın yönlü katılması sırasında elde edilemeyebilir. Daha iyi karıştırma, 8 mm çapındaki numuneler için indüksiyon fırınında zorlamalı konveksiyon ile sağlanabilir (Şekil 2.25.). 0.9 µm/s hızında minimum konsantrasyon, ağırlıkça %0.56'dır ve bu değer, tam karıştırma için olan ağırlıkça %0.48 olan teorik değere yakındır. Bu hız için, segregasyonun mümkün olan maksimum derecesi ile Scheil tipi bir konsantrasyon profile elde edildi. Indüksiyon

fırınında radial sıcaklık gradyanı ile daha yüksek karıştırma verimini ana sebebi, numune yüzeyinin öncelikli ısıtılmasındandır. İndüksiyon fırınında ayrılmasını derecesi, numune hızının artmasıyla azalır ve segregasyonsuz mikroyapılar, 0.3 mm/s'nin üstünde hızlarla üretildiler (Şekil 2.25.) [107].



Şekil 2.24. (a) Doğal konveksiyon ile ve (b) zorlamalı konveksiyon ile yönlü katılma deneyleri için deney kurulumu [107].



Şekil 2.25. Bir indüksiyon fırınında, (■) 0.9 $\mu\text{m/s}$, (●) 9.0 $\mu\text{m/s}$, (▲) 46 $\mu\text{m/s}$ ve (◆) 264 $\mu\text{m/s}$ hızlarla katılma Al-4Cu (ağırlıkça) alaşımlarının içindeki konsantrasyon dağılımları [107].

Otomotiv alaşımları esaslı ötektik-üstü Al-Si'ün özelliklerinin öneminden dolayı, ötektiküstü Al-Si alaşımlarının katılaşması sırasında primer silikonların dağılımı ve morfolojisi, dikkate değer bir ilgi toplamıştır [108-115]. Primer silisyumların morfolojisi, düşük soğuma hızlarında dallanmış plaka gibi ve yüksek soğuma hızlarında çok yüzlü olduğu bildirilmiştir [108]. Dökümlerin içinde, primer silisyum partiküllerinin kümeleri olduğu ifade edildi [109]. Plaka gibi primer silisyumların büyümesinin, genellikle ikiz düzlem yeniden giriş (twin plane re-entrant (TPRE)) mekanizması ile olduğu düşünülür [115]. Birincil silisyum dağılımıyla ilişkili segregasyon, (i) blok [109] ve çubuk [110] kum dökümleri ve kum ve grafit kalıpların [111] içinde step dökümleri içeren yavaş olarak soğutulan dökümlerin içinde, (ii) sıkıştırma dökümlerde [108] ve lazer ile işlenmiş yüzeylerde [113] olduğu gibi hızlı katılma ile ve (iii) katılma aralığında eşsıcaklıklı tutma [114] sırasında gözlemlenmiştir. Bu segregasyonun sebepleri, ergiyiğin bulk formunda birincil silisyumların çekirdeklenme ve büyüme hesabında, (i) numunenin üstüne doğru primer silisyum partiküllerinin yüzmesi [108-112,114]; (ii) öncelikli olarak yan duvarlarda ve kalıbın altında birincil silisyumların çekirdeklenmesi [108-112,114]; ve (iii) bu primer silisyum partiküllerinin bölgesel büyümesi [114] olarak belirtilir.

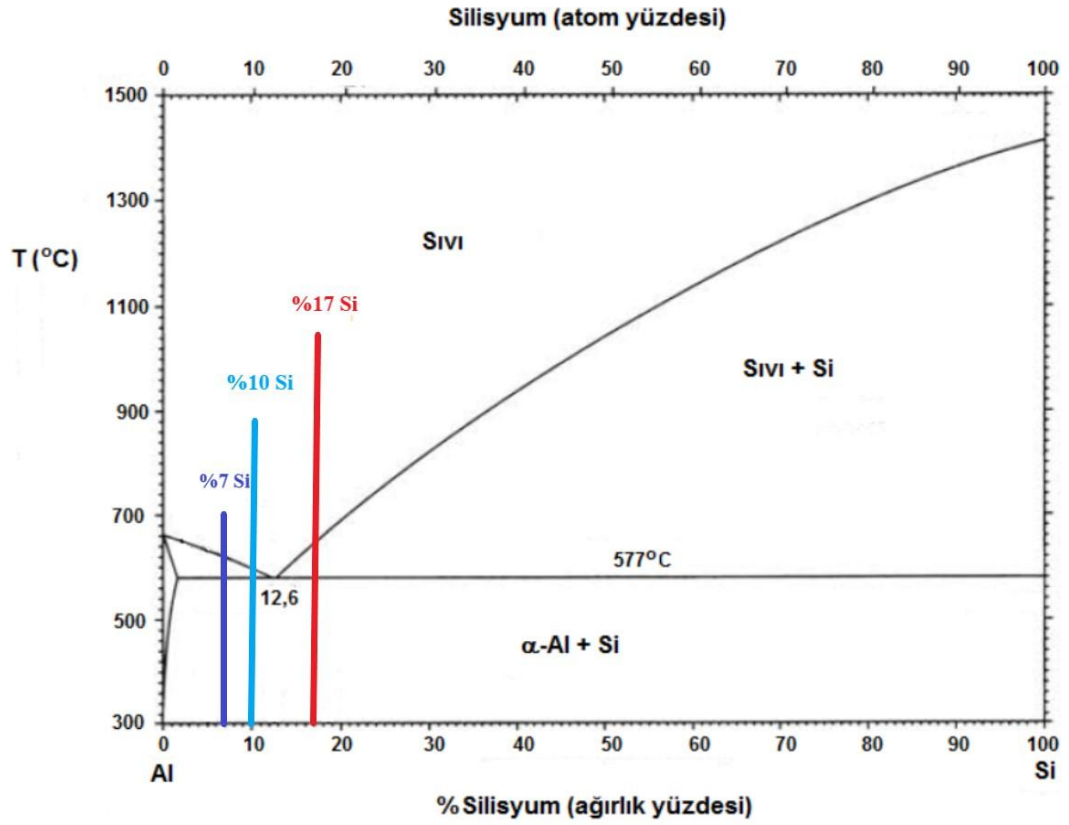
Liang ve ark. [116], birincil silisyumun ayrılması ve kümelerin oluşmasını içeren morfoloji değişimlerini, ötektik üstü Al-Si alaşımlarının Bridgman katılaşması için belirledi. Bu çalışmada, Bridgman katılaşmasında, birincil silisyumun ve kümelerinin çekirdeklenme ve büyüme karakteristiği incelendi ve sonuçta oluşan morfolojik ve segregasyon etkileri belirlendi. Buna ek olarak, Al-18.3ağr.%Si alaşımının Bridgman ile katılaştırılmış, çekme hızı, V ve sıcaklık gradyanının, G birincil silisyumun oluşma ve ayrılma karakteristiğine etkisi bildirildi. 1.0-3.4 K/s aralığında GV'nin artmasıyla, primer silisyumların morfolojisi, plaka gibiden çok yüzlüye değişir. Polihedral birincil silisyumlar, kümenin herbir polihedral elementinde kritik bir boyutun elde edilmesini izleyen kenerlar üzerinde birbirini izleyen dallanma ile bağlantılı kümeler olarak oluşur. Birincil silisyumlar, numunenin altına doğru ve yerel büyümeyi izleyen refrakter üzerine heterojen çekirdeklenmeye atfedilen yerleştirilmiş termokupl çevresinde daha düşük hızlarda makro olarak seyrege olur. Makrosegregasyonun

etkileri için yerel silisyum alaşım konsantrasyonunun düzenlenmesinden sonra, birincil silisyumun ilk oluşumunun yerel aşırı soğuması, V, G veya GV'ye önemli bir bağlılık göstermez. Polihedral kümelerin sayı yoğunluğunun ilgili ölçümleri, çalışılan koşul aralığında, birincil silisyumun heterojen çekirdeklenmesi için etkin temas açısının $30 \pm 4^\circ$ olduğunu gösterdi [116].

BÖLÜM 3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Materyal

Deneyleerde kullanılan malzemelerin herhangi bir ticari ismi yoktur ve malzemeler, alüminyum (%99.99 saflıkta) ve silisyum (%99.9 saflıkta) elementlerinden oluşan alaşımlardır. Kullanılan bütün alaşımlar, laboratuvar ortamında stokiyometrik oranlarda alüminyum ve silisyumun malzemelerinin karıştırılmasıyla elde edilir. Öncelikle, 1 kilograma yakın saf alüminyum tartılır ve tartılan bu gramaja göre tam orantılı olarak saf silisyum tartılıp iki malzemedede aynı potaya konup elektrik dirençli fırında eritilir. Ergime işlemi tamamlandıktan sonra, alaşım belirli periyotlarda karıştırılarak homojenizasyon sağlanır. Bundan sonra, alaşım ya santrifüj döküm kalıbına ya da bridgman fırınının içindeki kalıba dökülür. FDM yapabilme kabiliyetlerini incelemek adına savurma döküm için farklı silisyum kompozisyonlarında 3 numune hazırlanmış olup, alaşım kompozisyonları sırasıyla şöyledir: Al - %7 (agr.) Si, Al - %10 (agr.) Si ve Al - %17 (agr.) Si. Alaşım karakteristikleri, Şekil 3.1.'deki Al-Si faz diyagramında gösterilmiştir. Bridgman katılaştırması için ise sadece Al - %17 (agr.) Si alaşımı kullanılmış olup bu oranda 7 numune hazırlanmıştır.



Şekil 3.1. Al-Si Faz Diyagramı

3.2. Yöntem

3.2.1. Malzemelerin ergitilmesi

Bütün malzemeler SiC potanın içinde elektrik direnç fırını içinde eritilmiştir. Pota için SiC seçilmesinin sebebi, ergitme sıcaklığında ($\sim 750^{\circ}\text{C}$) bozunup sıvı alaşımla herhangi bir tepkime vermemesidir. Ergitme işlemi için, öncelikle malzemeler potanın içine koyulup, Şekil 3.2.'de gösterilen elektrik direnç fırınının içine koyulur ve fırın yaklaşık 750°C 'ye ısıtılır. Fırın bu sıcaklığa geldiğinde yaklaşık 2 saat bu sıcaklıkta bekletilip ilk 1 saatten sonra sıvı alaşım homojenizasyonunun sağlanması için 20 dakikada bir bir çubuk yardımıyla karıştırılır. Karıştırma işlemi Şekil 3.3.'de gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Denelerde malzemelerin eritilmesi için kullanılan elektrik dirençli fırın



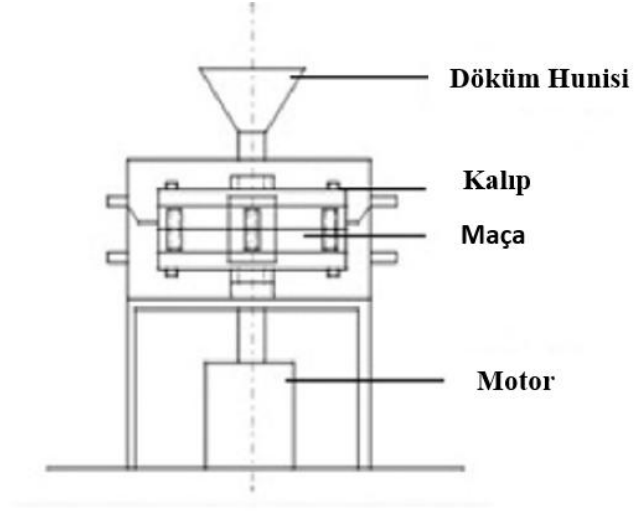
Şekil 3.3. Deneyde kullanılan pota ve alaşımın homojenliğinin sağlanması için karıştırılma işlemi

3.2.2. Savurma Döküm

Al-Si yerinde fonksiyonel derecelendirilmiş malzemelerinin üretilmesi için ilk olarak santrifüj döküm kullanıldı. Silisyum miktarının FDM yapabilme kabiliyetini incelemek için, A (~%7 Si), B (~%10 Si) ve C (~%17 Si) olmak üzere artan silisyum kompozisyonlarıyla 3 tane deney yapıldı. Deneylerde dikey santrifüj cihazıyla 4140 çeliğinden yapılmış kalıp kullanıldı. Bu teknikte, kalıp dikey merkez çizgisi etrafında döndürülür ve erimiş alaşım kalıp boşluğuna dökülür. Böylece, sıvı alaşım savurma kuvveti yardımıyla kalıp duvarına doğru yayılır. Her bir alaşım için kullanılan işlem parametreleri Tablo 3.1.'de sunulmuştur. Deney kurulumun şematik gösterimi Şekil 3.4.'te, deneyde kullanılan dikey savurma cihazı Şekil 3.5.'te gösterilmiştir.

Tablo 3.1. Dikey savurma döküm işlemi sırasında kullanılan deneysel parametreler

Alaşım	Kalıp Sıcaklığı (°C)	Sıvı Alaşım Sıcaklığı (°C)	Dönme Hızı (rpm)
A	280	750	1000
B	350	800	1500
C	350	800	1500



Şekil 3.4. Dikey santrifüj cihazının şematik gösterimi



Şekil 3.5. Deneyde kullanılan dikey savurma döküm cihazı

3.2.3. Kontrollü katılaştırma yöntemi

Yönlü katılaştırma olarak da bilinen bu yöntem, Bridgman fırınının kullanılarak gerçekleştirilir. Kalıp, küresel grafitli dökme demir olarak bilinen GGG-40 malzemesinden yapıldı. Döküm sırasında, kalıpla sıvı metal arasında herhangi bir reaksiyon olmaması için kalıbın iç yüzeyi su bazlı kokil kalıp boyasıyla kaplanmıştır. Kaplamadan önce kalıbı 450 °C'ye ısıtılarak, kaplama esnasında boyanın içindeki suyu buharlaştırarak boyanın kalıp duvarlarına daha iyi tutanması sağlanmıştır. Bundan sonra, akışkanlığın sağlanması için boya sulandırılarak kalıp iç duvarlarına püskürtülmüştür (Şekil 3. 6.).



Şekil 3.6. Boyanıp döküme hazır hale getirilen kokil kalıp

Deneysel olarak kullanılan kontrollü katılaştırma fırını, dört farklı ısı katmanından oluşmaktadır. Şekil 3.6.'da gösterilen kalıp fırının içine yerleştirilir ve elektrik direnç fırınında ısıtılan ergimiş alaşım kalıbın içine dökülür. Döküm işleminden sonra katılma sırasında, istenilen sıcaklık gradyanının sağlanması, dört farklı katmana bağlı dört farklı termokapl sayesinde bu dört bölgenin el ile yapılan sıcaklık kontrolü ile olur (Şekil 3.7.). Seramik elyaf yalıtkan levhalar katmanlar arası ısı geçişini azaltmak için kullanıldı.

Fırın, dört ayrı katmanda sıcaklık kontrolü sağlamaktadır. Bu sıcaklık kontrolü, iki basamakta gerçekleşir. İlk adımda, her bir tabakaya kalıpla temas edecek biçimde yerleştirilen termokapıllarla ölçülen sıcaklık değerleri PID cihazında okunur. Sonra bu değerler, Modbus haberleşme cihazı aracılığıyla bilgisayar programı üzerinde oluşturulmuş bir arayüzde gösterilir. Son adımda, hangi katmanın kaç derece olması isteniyorsa ilgili bölüme o değer yazılacak. Bu değerler, yine Modbus haberleşme cihazı ile PLC cihazı aracılığıyla katı hal rölelerine, oradan ısıtma elemanlarına istenen değere ısıtma veya soğutma emrini iletir.



Şekil 3.7. Kontrollü katılma fırınının kurulumu

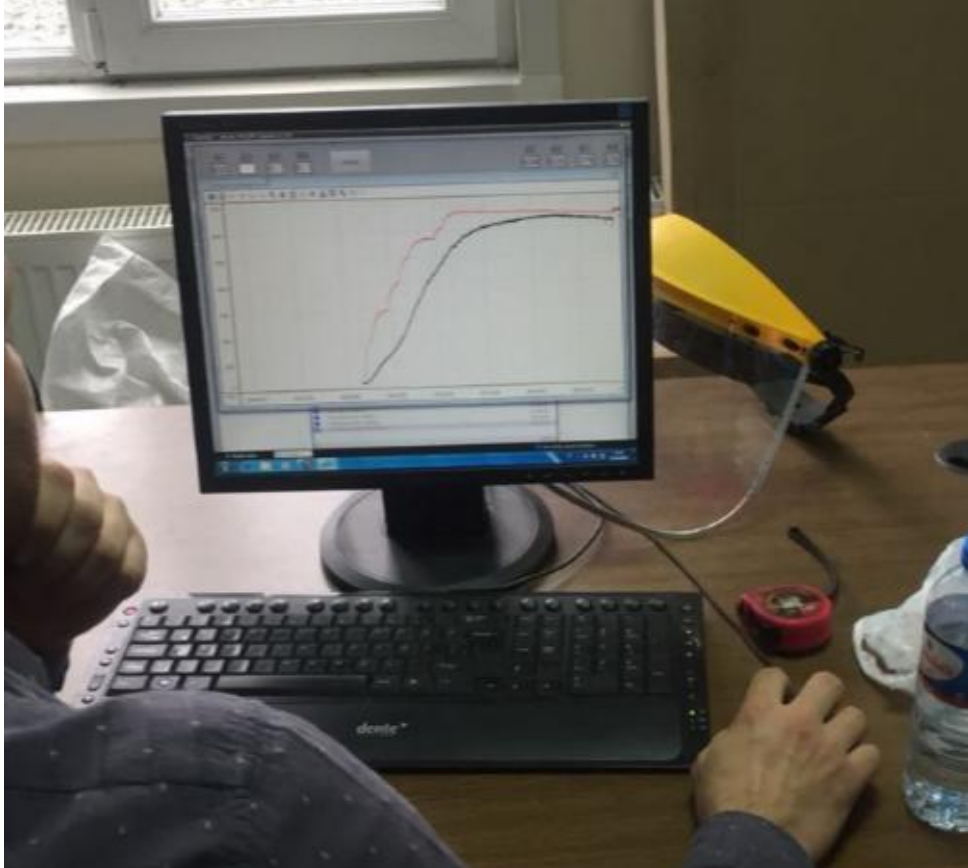
Döküm işleminden önce, bütün termokaplların çalışıp çalışmadığı kontrol edilmesi gerekir. Termokapllardan ilki, kalıbın içine sokulup dökümden sonra alaşımın sıcaklığını ölçecek şekilde konumlandırılmalıdır. Diğer termokapllar ise kalıba dıştan temas ettirilmelidir. Döküme hazır Bridgman fırınının son hali Şekil 3.8.'de gösterilmektedir. Bundan dolayı, katılma sonunda sadece ilk termokapl alaşımın içinde kalacak ve kesilerek bir sonraki döküme yeniden hazırlanmalıdır. Döküm işleminden önce bütün termokapllar, kaynamış suyla test edilir.



Şekil 3.8. Döküm işlemine hazır hale getirilmiş kontrollü katılma fırın görünümü

Fırın kurulumu tamamlandıktan sonra, bilgisayar program başlatılıp kalıbın istenilen sıcaklığa gelebilmesi için, fırına ısıtma emri verilir. Program çalıştırıldığında, bilgisayar ekranında arayüz oluşur. Şekil 3.9.'da da görüldüğü gibi, bu arayüz 4 adet sağda ve 4 adet solda olmak üzere 8 kutucuk ve bir grafikten oluşmaktadır. Sağdaki dört kutucuk, fırının dört ayrı bölgesinin anlık sıcaklık değerlerini göstermektedir.

Soldaki dört kutucuğa ise, fırının bu dört katmanının hangi sıcaklıkta olmasını istiyorsak o değerler giriliyor ve o tabakalara ısıtma veya soğutma emri veriliyor. İstenilen değerler girildikten sonra, 'UYGULA' butonuna basıldığı zaman, tüm katmanlar için hedeflenen sıcaklık değerleri güncellenir. Arayüzde bulunan grafik ise hem kalıbın hem de katılaşılan alaşımın bize sıcaklık-zaman ilişkisini verir ve bu grafiğin değerleri excel çıktısı olarak verilebilmektedir. Aynı zamanda, sıcaklık kontrolü, Şekil 3.10.'da gösterilen kontrol panelinde bulunan dört ayrı bölgenin sıcaklık değerlerini gösteren PID sıcaklık kontrol cihazlarıyla da yapılabilmektedir. Bu cihazlarda sarı ile gösterilen değer hedeflenen sıcaklık, kırmızı ile gösterilen ise termokaplılar tarafından ölçülen anlık sıcaklıktır.



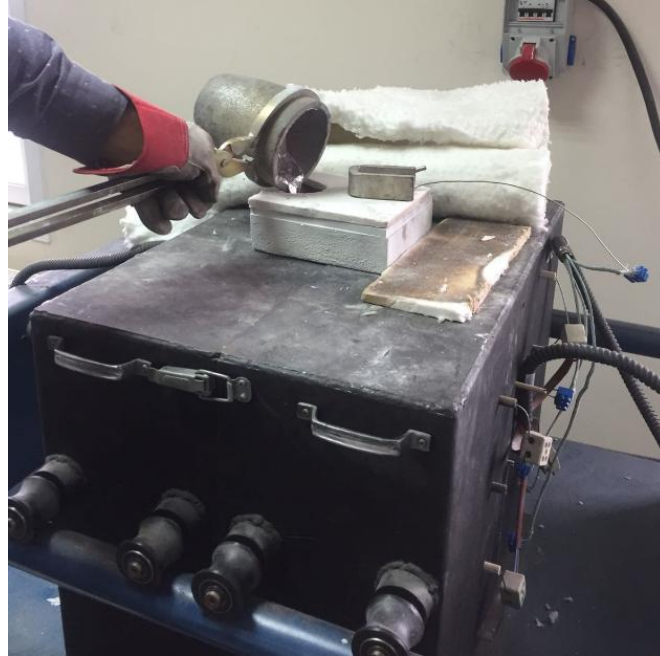
Şekil 3.9. Fırın bilgisayar yazılımının arayüzü



Şekil 3.10. Dört farklı tabakanın sıcaklık değerlerini gösteren PID sıcaklık kontrol cihazlarını içeren kontrol paneli

Deneilerin hepsinde, kalıp 600 °C'ye ısıtıldıktan sonra, ergimiş alaşım Şekil 3.11.'deki gibi kalıp boşluğuna dökülür. Döküm işleminden sonra, bilgisayar yazılımı aracılığıyla sıcaklık kontrolü yapılmaya başlanır. Bu çalışmada, ötektiküstü Al-Si alaşımlarının (Al- %17 Si (ağr.)) farklı sıcaklık ve zamanlarda fonksiyonel tabakalandırılmış malzeme yapabilme kabiliyetlerini incelemek üzere yedi deney yapılmıştır. Alaşım, sadece primer silisyumların olduğu sıvı-katı bölgesinde, birincil silisyumların yapı içindeki dağılımını incelemek için, belirli sıcaklıklarda belirli zaman aralıklarında bekletilmiştir. Şekil 3.1.'deki faz diyagramında anlaşılacağı üzere, Al - %17 Si (ağr.) alaşımı için sıvı-katı bölgesi sıcaklık aralığı, yaklaşık olarak 580 °C – 660 °C'dir. Bu yüzden, FDM yapabilme kabiliyetine sıcaklığın etkisini incelemek amacıyla, bekletme sıcaklıkları 600, 625 ve 650 °C olarak belirlenmiştir. Benzer şekilde, FDM yapabilme kabiliyetine zamanın etkisini incelemek için, bahsi geçen her bir sıcaklıkta malzemeler hem 10 hem de 30 dakika bekletilmiştir. Referans

olması açısından bir numunenin de herhangi bir bekletme olmaksızın katılaşmasına izin verilmiştir. Deney parametreleri Tablo 3.2.'de belirtilmektedir.



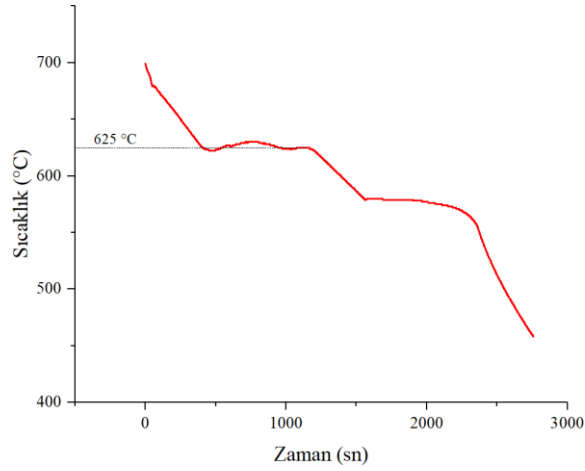
Şekil 3.11. Ergimiş alaşımın kalıp boşluğuna dökülmesi

Tablo 3.2. Kontrollü katılaşma deneylerinin parametreleri

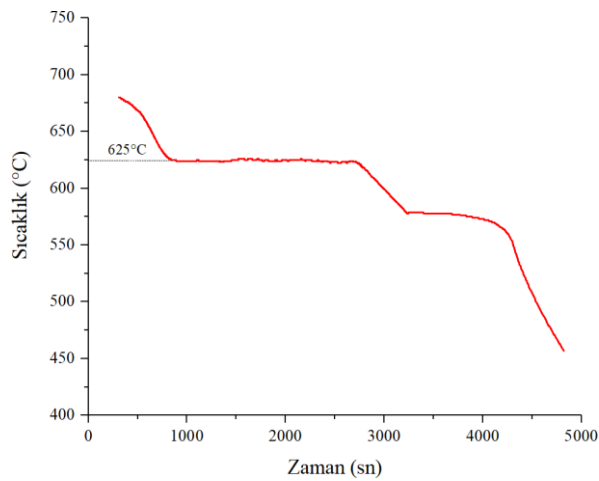
Deney No	Döküm Sıcaklığı (°C)	Kalıp Sıcaklığı (°C)	Bekletme Sıcaklığı (°C)	Bekletme Süresi (dak.)
1	710	600	625	10
2	690	600	625	30
3	680	600	650	10
4	660	600	650	30
5	680	600	600	30
6	755	600	600	10
7	750	600	-	-

Tablo 3.2.'de belirtilen döküm sıcaklığı, ergimiş metalin kalıba döküldüğü ilk andaki, birinci termokaplın ölçtüğü sıcaklığıdır. Kalıp sıcaklığı ise, döküm işlemini gerçekleştirmeden önce kalıbın ön ısıtma yapıldığı sıcaklık değeridir. Deney 7 olarak gösterilen son deney, referans numune elde etmek için yapılmıştır.

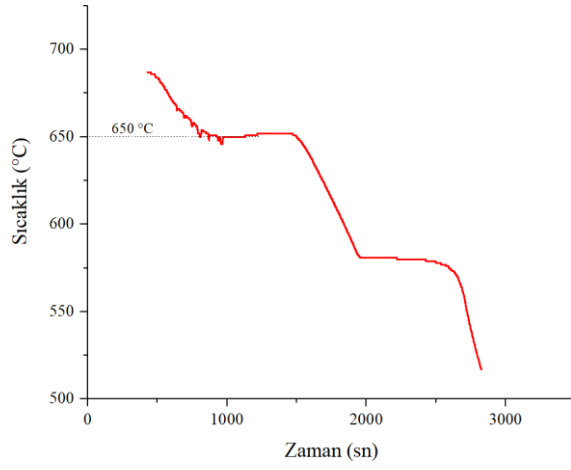
Tablo 3.2.'deki parametreleriyle deneyler yapılmış ve her bir deney için sırasıyla Şekil 3.12., 3.13., 3.14., 3.15., 3.16., 3.17. ve 3.18.'deki grafikler elde edilmiştir. Katılma işlemi tamamlandıktan sonra, numuneler kalıptan çıkartılıp karakterizasyon işlemlerine geçilmiştir.



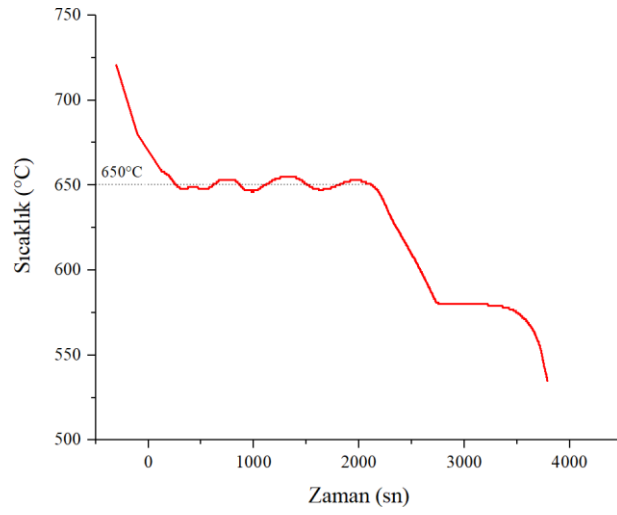
Şekil 3.12. Deney 1 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği



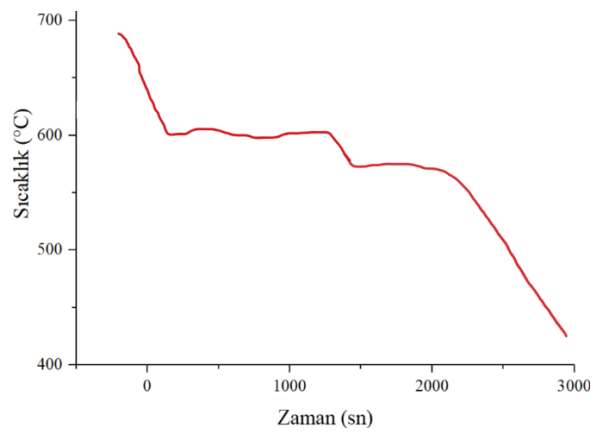
Şekil 3.13. Deney 2 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği



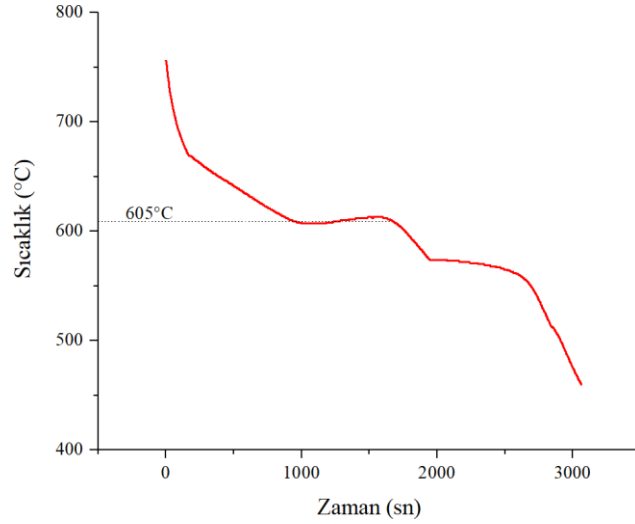
Şekil 3.14. Deney 3 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği



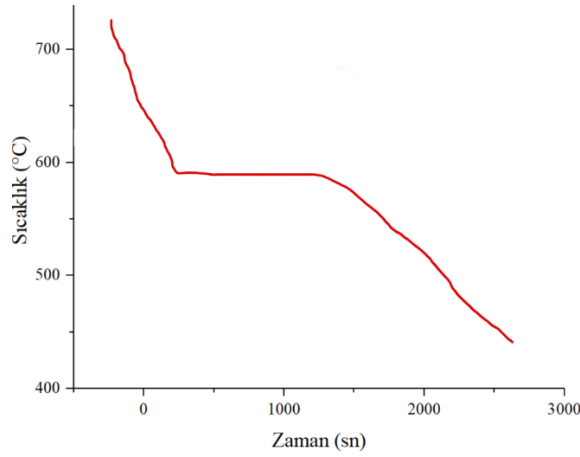
Şekil 3.15. Deney 4 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği



Şekil 3.16. Deney 5 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği



Şekil 3.17. Deney 6 sonucu elde edilen sıcaklık zaman grafiği



Şekil 3.18. Deney 7 sonucu elde edilen sıcaklık-zaman grafiği

3.2.4. Karakterizasyon işlemleri

Elde edilen numuneler, öncelikle çeşitli karakterizasyon işlemlerinde kullanılmak üzere belirli boyutlarda kesildi. İlk olarak, istenilen mikroyapının elde edilip edilmediğini incelemek için mikroyapı analizi yapıldı. Bu analiz yapılmadan önce, numuneler metalografik olarak hazırlandı. Numuneler, analiz için gereken boyutlarda kesilip, incelenek yüzeyleri sırasıyla 80, 120, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2000 gritlik zımparalar ile zımparalanmış ve 1 μm 'lik alümina süspansiyonu kullanılarak 20 dakika süre ile parlatılmıştır. Parlatılan numunelerin mikro yapıları taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile mikroyapıların elementel analizi ise enerji dağılımlı görüme

gözlemi (EDS) ile incelenmiştir. Daha sonra, numunelerdeki primer silisyumların büyüklüğü nedeniyle, numunelere stereo mikroskopta bakılıp, düşük büyütmede bakılan numunelerden alına fotoğraflara, makro analiz yapı parametreleri ölçümü yapılmıştır. Bu ölçüm yapılırken, ImageJ bilgisayar programı kullanılmıştır. Bu analiz sayesinde, primer silisyumların yapı boyunca tane boyut dağılımları ve pozisyona bağlı % Si konsantrasyonu (ağırlıkça) incelenmiştir.

Numunelerin mekanik özelliklerini incelemek için, sertlik ve Charpy darbe mukavemeti deneyleri yapılmıştır. Numunelerin sertlik değerlerini ölçmek için, Şekil 3.19.'de gösterilen Wolpert-Wilson mikro-sertlik cihazı kullanılmıştır. Numuneler, 500 kg yükün altında test edilmiştir. Testlere başlamadan önce, numunelerin alt ve üst yüzeylerinin pürüzsüz ve eğimsiz olduğundan emin olunmuştur.



Şekil 3.19. Sertlik testlerinde kullanılan Vickers mikro-sertlik cihazı

Numunelerin kırılma toklukları, Charpy etki test cihazı ile test edilmiştir (Şekil 3.20.). Testlerden önce, numuneler teste uygun boyutlara getirilmiştir. Numuneler ilk olarak 5 cm x 1 cm x 1 cm dikdörtgen prizma şeklinde boyutlandırılmıştır. Sonra, standartlara uygun olarak çentik açılmıştır. Çentik boyutsal olarak numunenin ortasına 2 mm x 2 mm eşkenar üçgen olacak biçimde açılmıştır. Kırılma tokluğu numunelerinden biri Şekil 3.21.'de yer almaktadır.



Şekil 3.20. Kırılma tokluğu ölçmek için kullanılan Charpy etki test cihazı



Şekil 3.21. Kırılma tokluğu numunelerinden biri

Son olarak, numunelerin içindeki porozite miktarını belirlemek için, yoğunluk ölçümünde Arşimet prensibinden yararlanılmıştır. Bu amaca yönelik olarak Şekil 3.22.'deki Arşimet yoğunluk düzeneği kullanılmıştır. Her bir numuneden, doğru sonuç elde edebilmek için, üç kez yoğunluk değeri alınmış ve bu değerlerin ortalamaları alınmıştır.

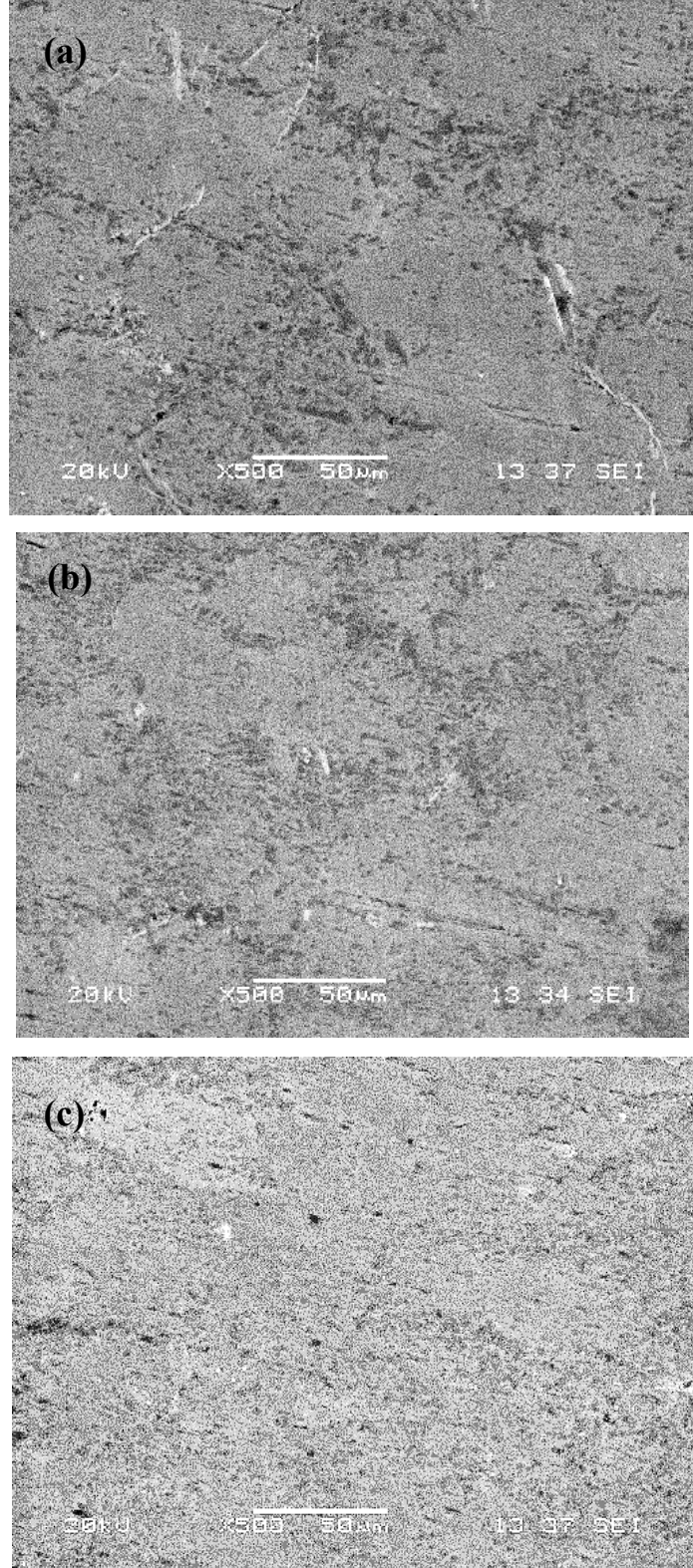


Şekil 3.22. Yoğunluk ölçümlerinde kullanılan Arşimet düzeneği

BÖLÜM 4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

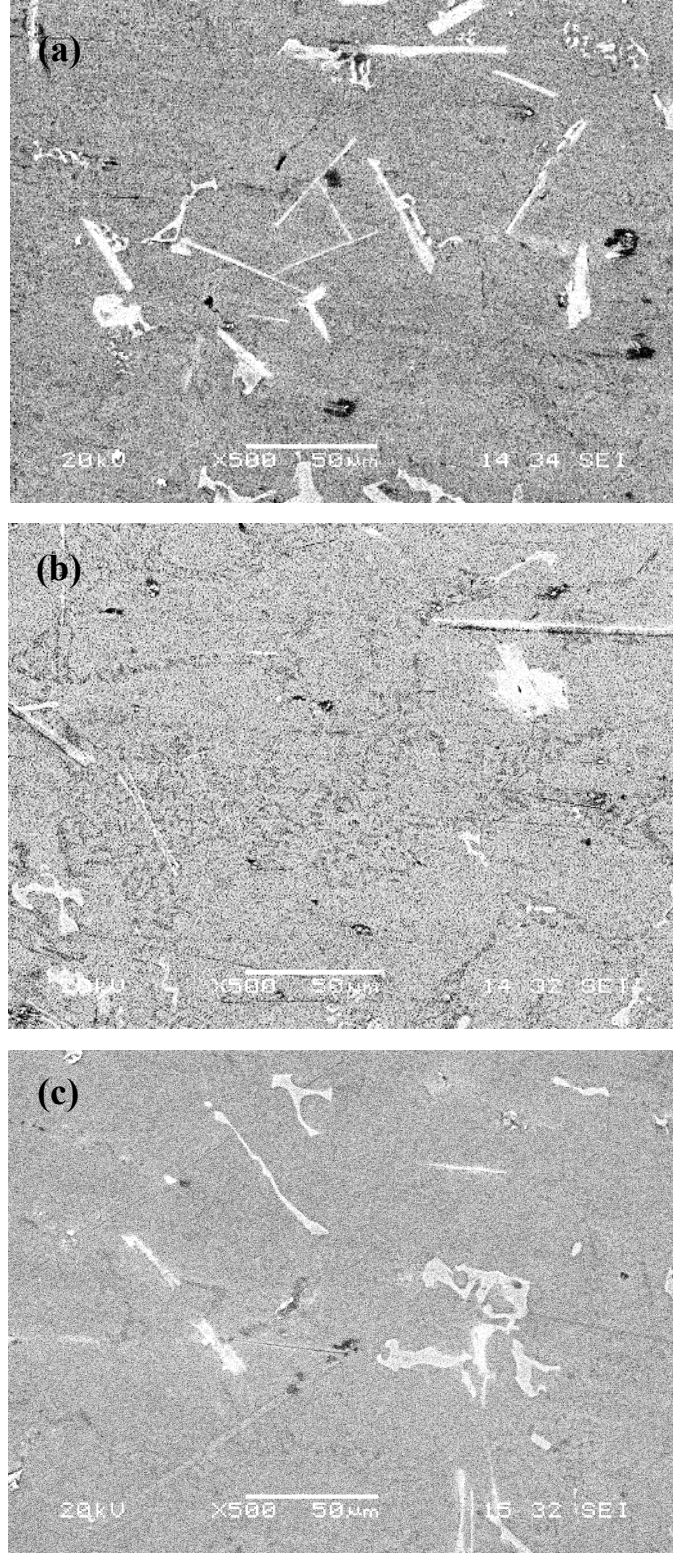
4.1. SEM ve EDS sonuçları

Santrifüj döküm ile, savurma kuvvetleri yardımıyla silindirik parçalar üretildiği için, primer silisyumların savurma kuvvetleri doğrultusunda, yani enlemsel bir kompozisyon gradyan oluşturmaktadır. Bu yüzden, numunelerin mikroyapısal analizi savurma kuvveti doğrultusunda, üretilen silindirlerin iç yüzelerinden dış yüzelerine doğru gerçekleştirilmiştir. Santrifüj döküm ile üretilen A (%7 Si), B (%10 Si) ve C(%17 Si) alaşımlarının SEM mikro yapı fotoğrafları sırasıyla Şekil 4.1., Şekil 4.2. ve Şekil 4.3.'te gösterilmektedir. Aynı şekilde, A, B ve C alaşımlarını ağırlıkça % Si kompozisyonunu gösteren elementel analizi EDS ile yapılmıştır. Sonuçlar Tablo 4.1.'de belirtilmektedir.



Şekil 4.1. Alaşım A'nın (a) dış bölgeden (b) orta bölgeden (c) iç bölgeden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları

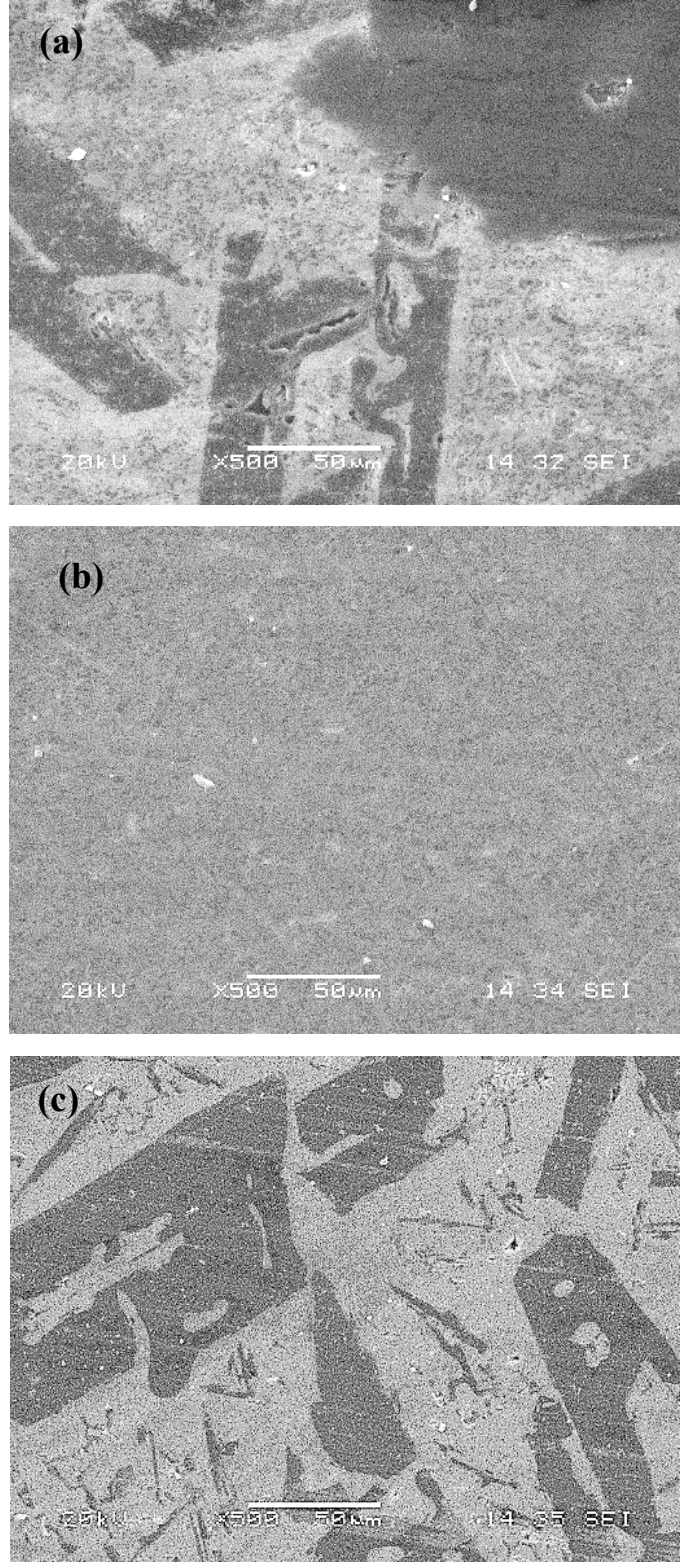
Bu çalışma, Al-Si alaşımlarını yerinde reaksiyon kompozit olarak fonksiyonel derecelendirilmiş malzeme yapılabilirliğini araştırmak için yapılmıştır. Bu amaçla, öncelikle silisyum miktarının FDM yapabilme kabiliyetini incelemek için savurma döküm yöntemi kullanıldı. %7 Si (A alaşımı), %10 Si (B alaşımı) ve %17 Si (C alaşımı) içeren alüminyum alaşımları santrifüj kuvvet etkisinde döküldü. Savurma dökümü kullanmadaki amaç, alaşımın içinde bulunan sert, mukavemetli ve aynı zamanda alüminyumdan hafif olan silisyumların savurma kuvvetinin etkisiyle yapı içinde dıştan içe doğru dağıtarak fonksiyonel tabakalandırılmış bir yapı elde etmektir. Ancak, Şekil 4.1.'deki A alaşımının SEM mikro yapılarını bakıldığında, iç pozisyondan dış pozisyona doğru ötektik faz (α +Si) oranı artarken primer α faz oranı azalmakta olduğu açıkça gözükmemektedir. Bu resimlerde, açık gri bölgeler α fazını temsil etmekte olup, koyu gri bölgelere ötektik silisyum fazını göstermektedir. Silisyum kompozisyonu göz önüne alındığında, Tablo 4.1.'den anlaşılacağı üzere, silisyumca en zengin bölge orta kısımdır. Bunun nedeni, silisyum miktarının çok düşük olması ve ötektik altı bölgede bulunmasıdır. Bilindiği üzere, ötektik altı bölgede birincil faz olarak α oluşmaktadır. Silisyumlar yalnızca ötektik fazın içinde ötektik silisyum olarak oluşmaktadır. Bundan dolayı aslında bu malzemede yapıda ilk oluşan katı olan α fazını dağıtarak derecelendirmesi sağlanmaktadır. Bu derecelendirmede silisyum konsantrasyonunun en yüksek olan yerin iç bölgenin olması beklenirken, en yüksek bölgenin orta kısım olmasının nedeni, savurma kuvvetlerini uygularken düşük dönme hızı kullanılması olabilir.



Şekil 4.2. Alaşım B'nin (a) dış bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) iç bölgesinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları

%7 Si içeren A alaşımından elde edilen sonuçlardan sonra, %10 silisyumlu B alaşımı santrifüj döküm ile üretilip mikro yapısal olarak incelendi. Tablo 4.1.'deki EDS sonuçlarına bakıldığında, silisyum kompozisyonunun en fazla olduğu yer dış bölge, en az olduğu kısım ise orta kısımdır.

% 10 Si içeren B alaşımının Şekil 4.2.'deki SEM fotoğrafları incelendiğinde, beyaz bölgelerin Fe ve Mn elementlerini içeren bir intermetalik olduğu, EDS sonuçlarından anlaşılmıştır. Chirita ve arkadaşlarının [117] Al-Si ile yaptığı savurma döküm çalışmalarında silisyum kompozisyonlarını artmasıyla intermetalik bileşiklerin oranının arttığını gözlemlemiştir. Bu durum, neden %7 silisyumlu A alaşımında intermetalığe rastlanmadığını açıklamaktadır. %12 Si ile yaptıkları çalışmada hacimce yaklaşık %6.5, %18 Si ile yaptıkları çalışmada yaklaşık hacimce %14.3 oranında intermetalik bileşimine rastlamıştır. Kullanılan malzemeler %100 saf olmadığı içinde % 0.1'de olsa safsızlık (Fe, Mn, Mg, Ti, Ni...) içerdiği için bu tarz bileşiklere rastlanması normaldir. Malzemenin genel EDS sonuçları bu safsızlıkların kompozisyonunun %0.2 olduğunu göstermektedir. Buna ek olarak, bu üç resimde mikro yapılarda ötektik altı mikro yapısı vardır ve ötektik faz dış bölgeye doğru artmaktadır.



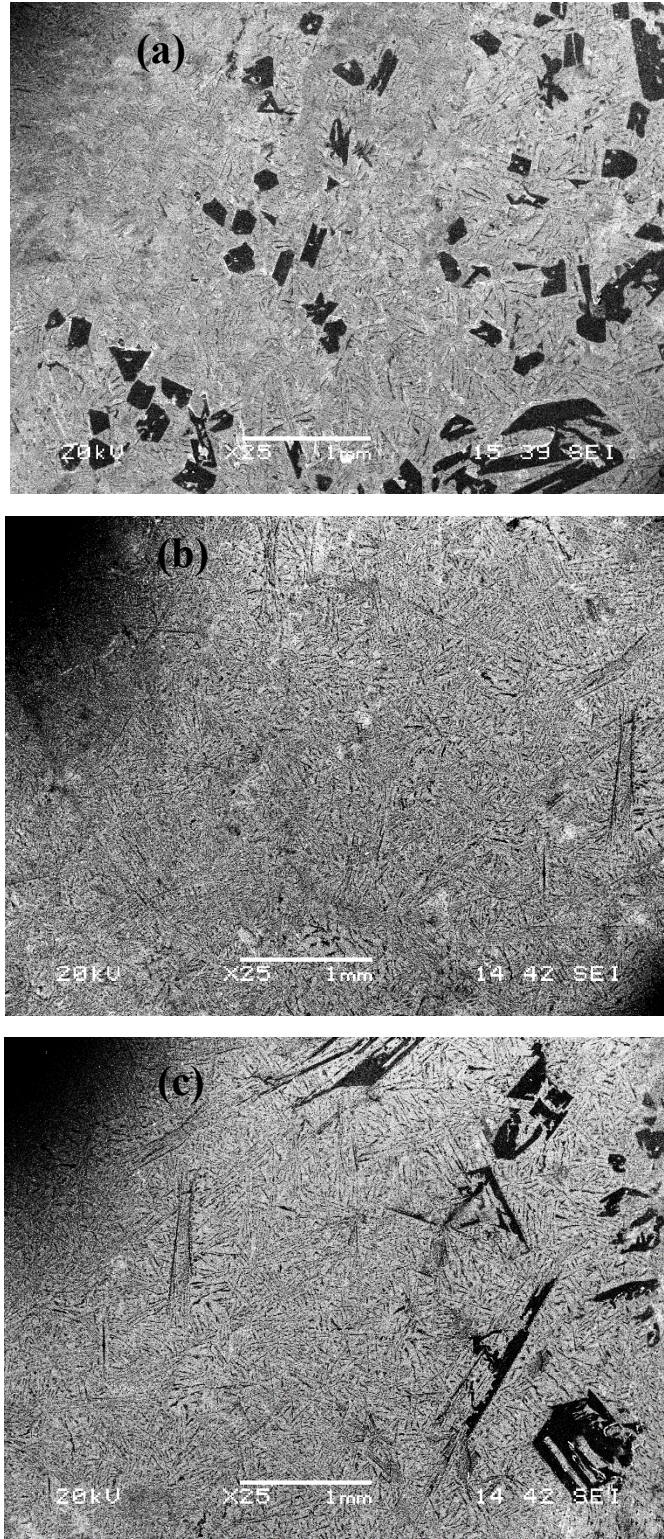
Şekil 4.3. Alaşım C'nin (a) dış bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) iç bölgesinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları

%10 Si içeren alüminyum alaşımıyla üretilen FDM yapısını inceledikten sonra, yine savurma döküm ile üretilen %17 Silisyumlu C alaşımının karakterizasyonu yapılmıştır. Öncelikle, SEM ile mikroyapılarına bakılmıştır. Şekil 4.3.'ten de görülebileceği gibi, orta kısım tamamen ötektik bileşimden oluşmaktayken, iç ve dış yüzeyler, primer silisyum (koyu bölgeler) ve ötektik fazdan (matriks) oluşan tipik bir mikroyapı içerir. Santrifüj etkisinden ötürü, hafif olan silisyumların iç kısımda birikmesi beklenmektedir. Oysaki bu alaşımda dış bölgede de ciddi bir Si kompozisyonuna rastlanmaktadır. Bu durum, ötektik üstü Al-Si alaşımlarında ilk katılaştan kristallerin primer Si olması, dolayısıyla kalıp duvarına temas eden bölgelerde Si kristallerinin katılaşması şeklinde açıklanabilir. Ayrıca, mikro yapılardan da açıkça görüleceği üzere, dış yüzeydeki primer silisyumlar iç yüzeydekilerden daha büyüktür. Tablo 4.1. deki %Si kompozisyon değerleri bunu doğrular niteliktedir. Silisyumun en yoğun olduğu kısım dış yüzeyken en az olduğu kesim orta bölgedir. Kalıp sıcaklığı solidüs sıcaklığından düşük olduğu için, sıvı alaşım kalıp duvarına çapar çapmaz kalıp duvarındaki sıcaklık gradyanın yüksek olmasından dolayı daha kolay çekirdeklenme fırsatı bulmuştur. Alaşım kalıba temas ettikten sonra, aralarında sıcaklık dengesi kurulur ve gradyan azalır. Bu da malzemenin dış yüzeyinde çekirdeklenen primer silisyumların sıvı-katı ara yüzeyinin hızını artmasına ve kristallerin büyüme hızını artırmıştır. Sonradan içeride oluşan birincil kristaller, malzemenin iç yüzeyi havayla temas ettiği için sıcaklık gradyanı dış yüzeyden daha fazla, bundan dolayı, sıvı-katı ara yüzey hızı daha yavaştır. Bir başka deyişle, birincil silisyum fazları malzeme içinde çekirdeklenmiş, fakat büyüme için gerekli yeterli zaman ve sıcaklık (enerji, itici güç) olmadığından tane boyutları küçük kalmıştır. Malzeme içinde oluşan kristaller, savurma kuvvetinin etkisiyle yoğunluk farkından dolayı iç kısma doğru hareket etmişlerdir.

Tablo 4.1. A, B ve C alaşımlarının EDS sonuçları

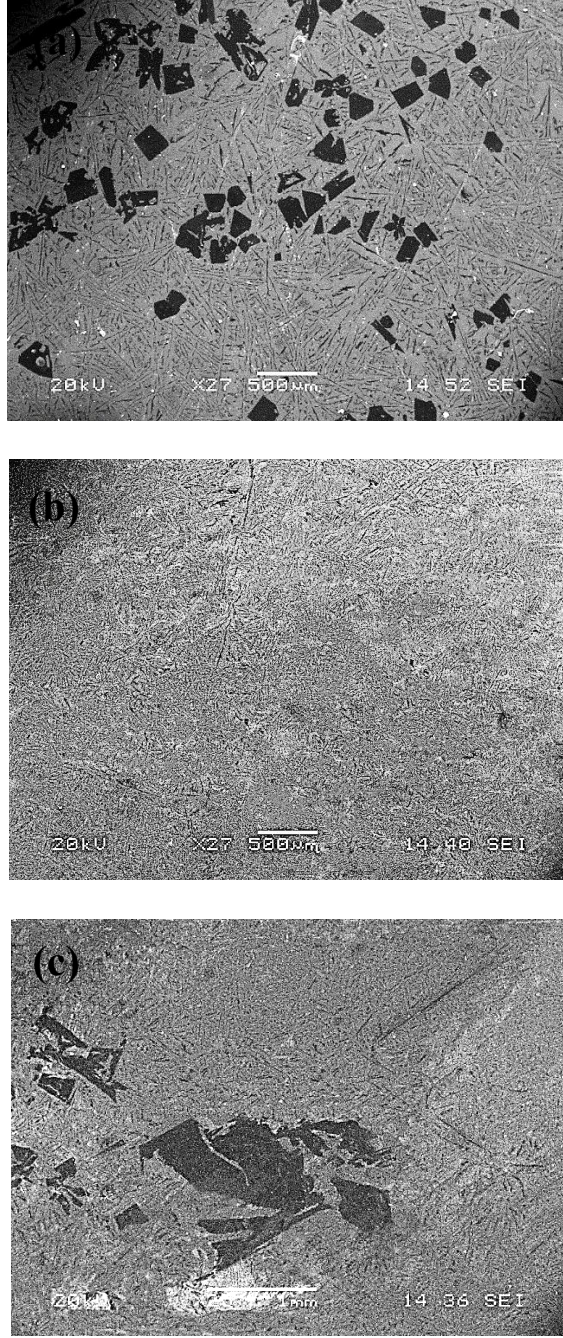
Pozisyon	%Si Kompozisyonu (ağırlıkça)		
	A alaşımı	B alaşımı	C alaşımı
İç yüzey	12,894	11,272	27,058
Orta bölge	14,324	4,112	18,622
Dış yüzey	12,098	14,379	55,829

Kontrollü katılaştırma fırınlarında, dökülen alaşımlar dikdörtgenler prizması şeklinde kütükler oluşturmuştur. Sıcaklık gradyanı boylamsal doğrultuda olduğu için primer silisyum dağılımının derecelendirilmesi bu doğrultuda olmaktadır. Bundan dolayı, numunelerin karakterizasyonu, alt kısım, orta kısım ve üst kısım olarak, boylamsal olarak yapılmıştır. Bunula ilgili, kontrollü katılaştırma yöntemiyle yapılan deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen malzemelerin SEM mikroyapı fotoğrafları şekil 4.4., 4.5., 4.6., 4.7., 4.8., 4.9. ve 4.10.'da gösterilmiştir. Aynı numunelere, elementel kompozisyonların belirlenmesi amacıyla EDS analizi yapılmış ve sonuçlar Tablo 4.2.'de özetlenmiştir.



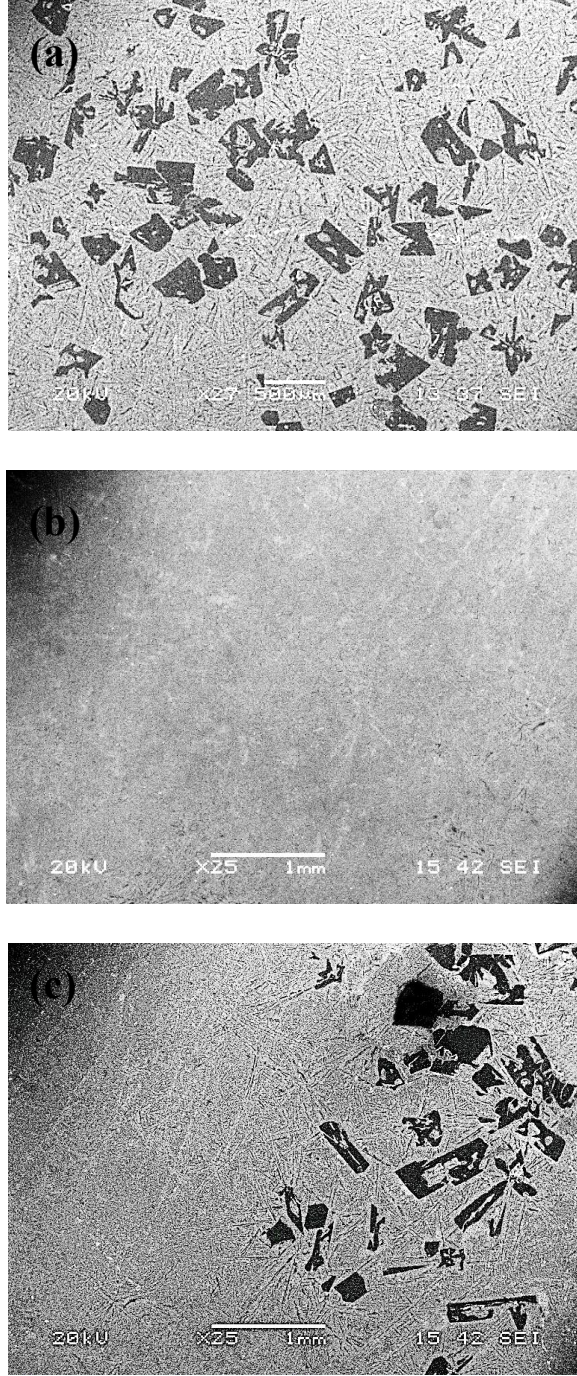
Şekil 4.4. Deney 1 sonucu üretilen malzemenin (a) üst kısmından (b) orta kısmından (c) alt kısmından alınan SEM mikroyapı fotoğrafları

Kontrollü katılaştırma yönteminde sıvı-katı ara bölgesinde farklı sıcaklıklarda ve zamanlarda alaşım bekletilerek primer Si'un ayrışarak yukarıda biriktirilmesi suretiyle FDM üretilebilme kabiliyeti incelenmiştir. İlk olarak, alaşım 625 °C'de 10 dakika bekletilmiştir. Şekil 4.4.'ten alınan mikroyapılara bakıldığında, orta kısmın tamamen ötektik olduğu primer silisyumların alt ve üst kısımlarda toplandığı görülmekte iken orta kısım tamamıyla ötektik fazından oluşmaktadır. Sıcaklık kontrolü kalıbın dışındaki rezistanlar ile yapıldığından ısı akışı kalıba temas eden yüzeylerden içeriye doğru olmuştur. Bu durum, silisyumların kalıp duvarlarında çekirdeklenip içeriye doğru büyümesine neden olmuştur. Kalıp duvarları sıcak olduğu için silisyum taneleri büyümeye fırsat bulmuştur. Üst bölge herhangi bir ısıtma olmadığı için ısı izolasyonu elyaf bir battaniyeyle gerçekleştirilmeye çalışılmış, ancak yeterli yalıtım sağlanamıştır. Bu yüzden, üst bölgedeki birincil silisyumlar, sıcaklık gradyanının yüksek olmasından dolayı sıvı-katı ara yüzeyinin ilerlemesi yavaşlamış, iç bölgedekiler kadar büyüymeyerek küçük taneler olarak kalmıştır.



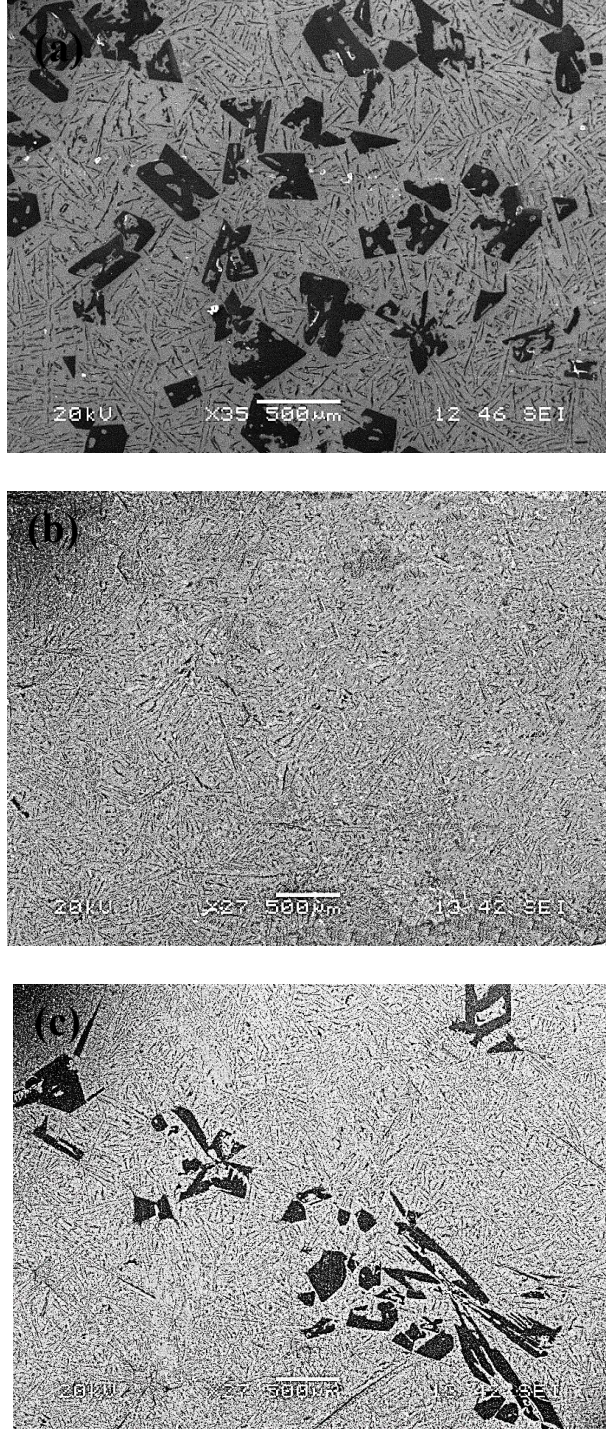
Şekil 4.5. Deney 2 sonucu elde edilen malzemenin (a) üst bölgesinin (b) orta bölgesinin (c) alt bölgesinin SEM mikroyapı fotoğrafları

İkinci deney, 625°C sıcaklığında 30 dakika bekletilerek gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.5.'teki mikroyapılara bakıldığı zaman, ilk deneyle benzerlik gösterdiği görülmektedir. Yalnız, aynı sıcaklıkta fazla bekletildiğinden dolayı, alt kısımdaki taneler ilk deneye göre daha büyüktür. Tablo 4.2.'de görüldüğü gibi büyük silisyum tanelerinden dolayı, silisyum taneleri alt kısımda yoğunlaşmıştır.



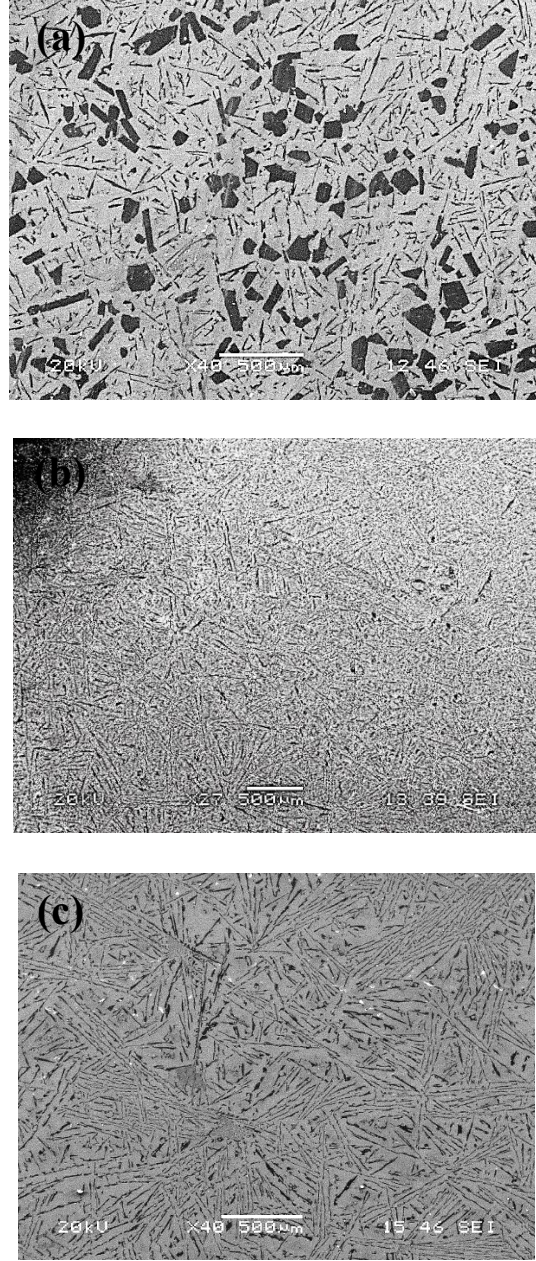
Şekil 4.6. Deney 3 sonucu üretilen numunenin (a) üst kısmından (b) orta kısmından (c) alt kısmından alınan SEM mikroyapı fotoğrafları

Üçüncü deneyde alaşım, 650°C’de 10 dakika bekletilmiştir. SEM’den alınan mikroyapılara bakıldığında diğerleriyle benzer sonuçlar vermektedir (Şekil 4.6.). Tablo 4.2.’deki EDS sonuçları malzemenin alt kısmında silisyumların daha yoğun olduğunu tespit etmiştir.



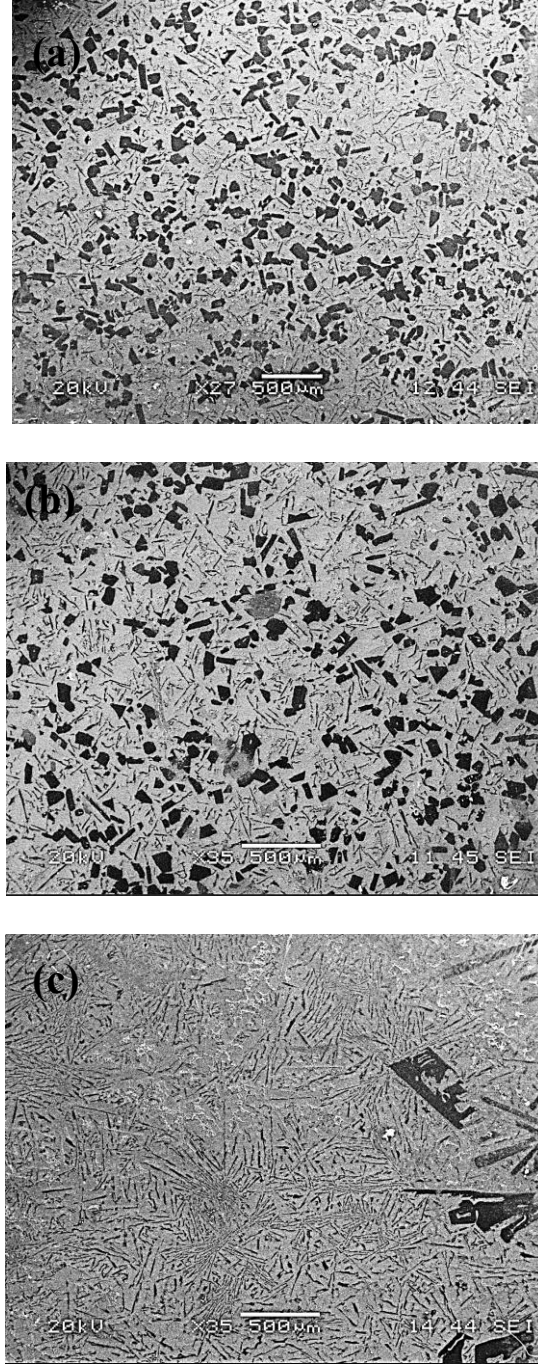
Şekil 4.7. Deney 4 sonucu elde edilen numunenin (a) üst bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) alt bölgesinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları

Deney dört, bir öncekiyle aynı sıcaklıkta (650 °C) zamanı fazla (30 dakika) tutarak yapılmıştır. Şekil 4.7.'deki SEM görüntüleri öncekilerle benzer sonuçlar vermesine rağmen üst bölgedeki primer silisyumların olağan dışı büyüklüğü göze çarpmaktadır.



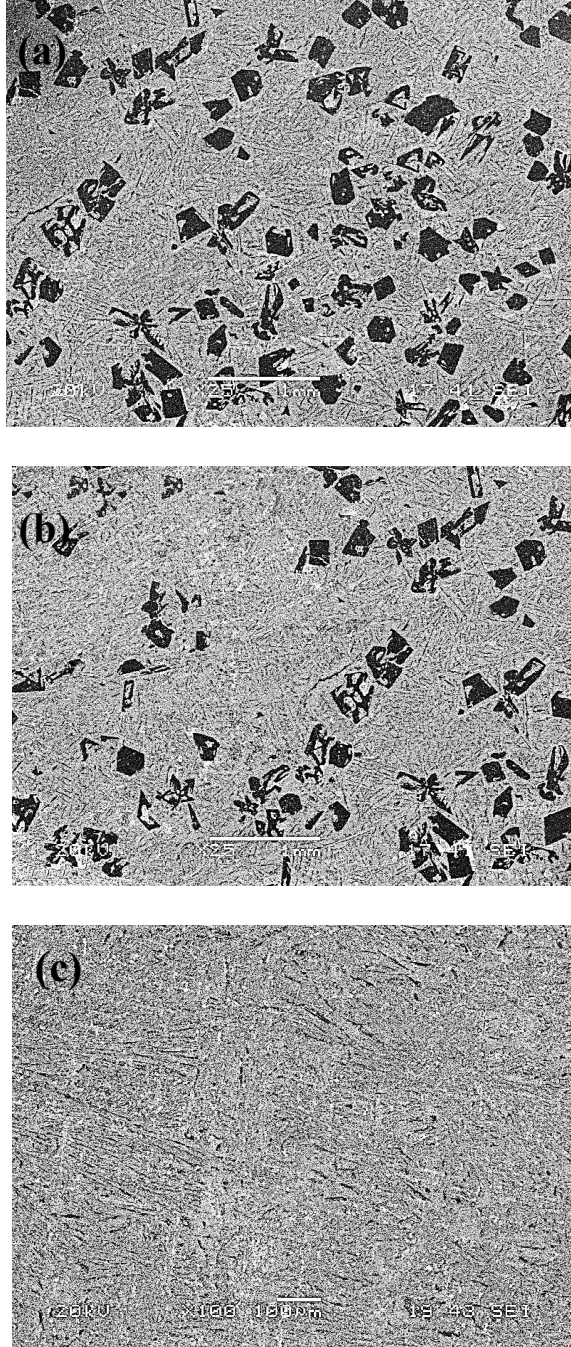
Şekil 4.8. Deney 5 sonucu üretilen numunelerin (a) üst kısmından (b) orta kısmından (c) alt kısmından alınan mikroyapı fotoğrafları

Beşinci deneyde, sıvı alaşım düşük sıcaklıkta (600 °C) uzun süre (30 dakika) bekletilmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde, diğerlerinden farklı olarak numunenin alt kısımlarında primer silisyuma rastlanamamıştır. Üst kısımda ise Si kristalleri çekirdeklenmiş ama neredeyse hiç büyümemiştir, yapıda ince ince daha homojen dağıldığı gözlemlenmiştir. Sıcaklık düştükçe sıvı metalin yüksek akışmazlığından dolayı geçirgenliğin düştüğü için Si tanelerinin büyümesi ve hareketliliği azalıyor.



Şekil 4.9. Deney 6 sonucu üretilen malzemelerin (a) üst bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) alt kısmından alınan mikroyapı fotoğrafları

Altıncı deney, bir öncekiyle aynı sıcaklıkta (600 °C) daha kısa sürede (10 dakika) gerçekleştirilmiştir. Numunenin mikroyapıları bir önceki numuneyle çok benzerdir. Alt kısmında hiç primer silisyumlara rastlanmamıştır ama üst kısımda silisyum kristallerinin boyutu diğer numunelere göre daha küçüktür (Şekil 4.9.).



Şekil 4.10. Deney 7 sonucu elde edilen numunelerin (a) üst kısmından, (b) orta kısmından (c) alt kısmından alınan mikroyapı fotoğrafları

Son deney, referans numune alınması için yapılmıştır. Herhangi bir yerde tutma söz konusu değildir. Mikro yapıda, üst ve orta kısımlarda primer silisyumlar vardır (Şekil 4.10.). Herhangi bir bekletme söz konusu olmadığı için, aşırı soğuma fazla ve sıvı-katı arayüzey hızı yüksek olmasından dolayı numunenin alt kısmında primer silisyumara rastlanmamıştır.

Tablo 4.2. Kontrollü katılaşma deneylerinden elde edilen numunelerin pozisyonlarına göre % Si kompozisyonları

Deney No	% Si Kompozisyonu (ağırlıkça)		
	Üst kısım	Orta kısım	Alt kısım
1	43,30	23,826	39,044
2	43,035	23,162	46,188
3	38,664	20,20	47,813
4	55,873	23,957	68,176
5	37,829	23,933	27,194
6	47,012	20,990	24,006
7	46,346	26,724	46,206

Genel olarak Tablo 4.2.'deki EDS sonuçlarına bakıldığında, % Si kompozisyonunun üst ve orta kısımda fazla olduğu gözlemlenmektedir. Bu durumun nedeni, %100 silisyum içeren birincil silisyumların bu bölgelerde yoğun olmasıdır. Yalnız, Deney 5 ve deney 6 numunelerinin orta ve alt bölgelerinin EDS sonuçları birbirine çok yakındır, çünkü bu numunelerin alt bölgelerinde birincil silisyumlar yok denecek kadar azdır. Bu nedenle, bu numuneleri alt ve orta bölgeleri aynı mikroyapıya sahiptir. Ayrıca, bütün numunelerin orta kısımları aynı mikroyapıya sahip olduğu için, % Si kompozisyonları hemen hemen aynıdır.

4.2. Sertlik Sonuçları

SEM numunelerinde olduğu gibi, savurma döküm ve kontrollü katılaşma malzemelerinde aynı pozisyonlarında sertlik analizleri yapılmıştır. Savurma döküm numunelerini, enlemsel olarak iç yüzeyden dış yüzeye doğru, kontrollü katılaşma numunelerini boylamsal olarak alt kısımdan üst kısma doğru bir analiz yapılmıştır. Doğru ve kesin sonuçlar elde etmek için, her bir numune için her bir pozisyonda üç sertlik testi yapılmış ve çıkan sonuçların ortalamaları alınmıştır. Santrifüj döküm ile üretilen numunelerin pozisyonlara göre sertlik değerleri Tablo 4.3.'te, Bridgman fırını ile üretilen malzemelerin pozisyona bağlı sertlik değerleri Tablo 4.4.'te verilmiştir.

Tablo 4.3. Savurma döküm ile üretilen numunelerin pozisyonlara göre sertlik değerleri

Pozisyon	Sertlik Değerleri (HV)		
	Alaşım A	Alaşım B	Alaşım C
İç yüzey	57,4	67,68	84,5
Orta kısım	62,24	67,28	68,08
Dış yüzey	56,94	75,32	114,46

Silisyum alüminyumdan daha sert ve mukavemetli olduğu için, Si kompozisyonu arttıkça, sertliğin artması beklenmektedir. Bu nedenle, Tablo 4.3.'de görüldüğü gibi, A alaşımı için sertliğin en yüksek olduğu bölge orta kısım"dır. Fakat silisyum miktarları ve sertlik değerleri, bütün pozisyonlarda hemen hemen aynıdır. Bir başka deyişle, bütün bölgelerde, düşük silisyum içeriğinden dolayı, belirli bir yönde kayde değer bir özellik farkına rastlanmamıştır. Ayrıca, B alaşımının sertlik değerleri silisyumun yoğun olduğu bölgelerde daha fazladır. Sertlik değerleri birbirine yakın olmasına rağmen, istenildiği gibi iç ve dış yüzeyleri sert silindirik bir malzeme elde edildiği söylenebilir. %10 Si içeren alüminyum alaşımında, kısmen de olsa FDM yapısı elde edilebilmiştir. C alaşımının sertlik değerleri ise, silisyumun yoğun olduğu bölgede en fazla olup, en düşük olduğu bölgede en azdır. Sertlik değerleri ve silisyum kompozisyonları göz önüne alındığında en iyi FDM yapısı yüksek silisyum oranından dolayı %17 Si içeren alaşımında elde edilmiştir. Bu nedenle, %17 silisyumlu alaşım kullanarak farklı bir yöntem olarak kontrollü katılaştırma diğer adıyla Bridgman metoduyla FDM yapısı elde etmek için yoğunluk farkına dayalı deneyler yapılmıştır.

Tablo 4.4. Kontrollü katılaştırma numunelerinin pozisyonlara göre sertlik değerleri

Deney No	Sertlik Değeri (HV)		
	Alt Kısım	Orta Kısım	Üst Kısım
1	59,7	49,9	104,2
2	149,3	62,1	122,6
3	142,8	55,5	84
4	76,4	65,6	90,9
5	69,7	55,4	76,6
6	114,3	83,1	152,9
7	65,7	151,1	86,2

Tablo 4.4.'deki sertlik değerleri, referans numune haricindeki numunelerde yüksek silisyum içeriğinden dolayı üst ve alt kısımlarda sertlik değerleri orta bölgeden daha fazladır. Referans numunenin mikro yapısında orta bölgelerde de yoğun primer silisyum olduğu için, sertlik değerli en fazla orada ortaya çıkmıştır. Genel olarak, deney 6 sonucu elde edilen numune her bölgede yüksek değerler sahip iken, en düşük sertlik değerleri deney 5 ile üretilen malzemededir. Bunun nedeni, deney 5'te primer silisyumlar sadece üst bölgede ince ince dağılmış, deney 6'da ise birincil silisyumlara her bölgede rastlanmasıdır. Birincil silisyumun varlığı bu numunedeki sertlik değerlerini artıtmıştır.

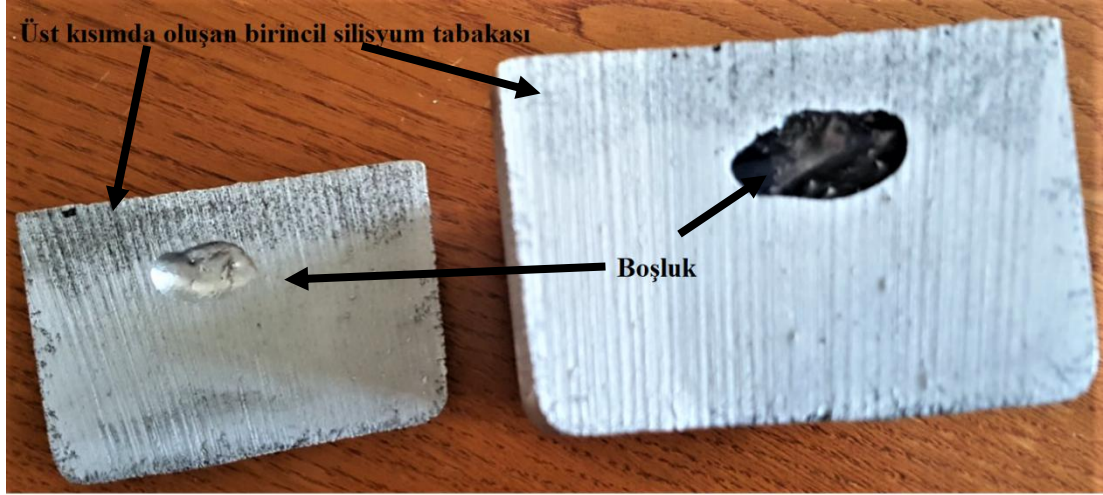
4.3. Charpy darbe mukavemeti test sonuçları

Charpy etki testi için, kontrollü katılaştırma numunelerinin her pozisyonundan alt, orta ve üst kısmından olmak üzere her pozisyonundan ikişer tane kırılma tokluğu numunesi hazırlandı. Savurma döküm numunelerinden sadece ağırlıkça %17 silisyuma sahip olan C alaşımından iç ve dış yüzeylerinden yine ikişer numune hazırlandı. Toplamda 44 olan numunelerin kırılma tokluğunu belirlemek amacıyla Charpy etki testleri yapıldı ve her bir pozisyon için ikişer numune olduğundan ortalamalar alındı. Cihaz, Joule cinsinden kırılma enerjisini verdiği için, çıkan değerleri numunenin çentik altındaki kesit alanına yani kırılan numunenin kesit alanına bölerek çentik darbe mukavemeti bulundu. Numeneye çentikler 2 mm x 2 mm şeklinde eşkenar üçgenler şeklinde açıldığı için, çentik dışında kalan numunenin kesit alanı 8 mm x 10 mm'den 0,8 cm² olarak hesaplanır. Test sonuçları 0.8 cm²'ye bölündüğünde J/cm² olan çentik darbe tokluğu elde edilmiş olur. Ancak, literatürdeki değerlerle karşılaştırmadaki kolaylık açısından numuneler kJ/m²'ye dönüştürüldü. Sonuçlar, Tablo 4.5.'te özetlenmiştir.

Tablo 4.5. Charpy darbe mukavemeti test sonuçları

Kontrollü Katılaştırma Deney No	Charpy Darbe Tokluğu (kJ/m ²)		
	<i>Alt kısım</i>	<i>Orta kısım</i>	<i>Üst kısım</i>
1	55	52,5	57,5
2	57,5	53,75	67,5
3	47,5	55	52,5
4	53,75	53,125	65,5
5	60,5	55,5	71,25
6	57,5	75	77,5
7	42,5	50,5	57
Savurma Döküm	<i>İç Yüzey</i>	<i>Dış Yüzey</i>	
C Alaşımı	60	145	

Kırılma tokluğu sonuçları, sertlik değerleriyle benzerlik göstermektedir. Mekanik özellikler genel olarak alt ve üst kısımlarda daha iyi olduğu gözlemlenmiştir. Yalnız, Deney 6 sonucu oluşan numunede kırılma tokluğu değerleri üst ve alt bölgelerde yüksek ve birbirine yakındır. Bunun nedeni, bu bölgelerin hemen hemen aynı mikro yapıya sahip olmasıdır. Kırılma tokluğu değerleri, sertliklerinkinin aksine birbirine çok yakındır çünkü mikro sertlik alındığı için, numunelerin sertliği sadece silisyum kompozisyonu ve mikro yapıdaki primer silisyumlara bağlıyken kırılma tokluğu, porozite miktarı, tane boyutu, taneler arası uzaklık, birincil silisyumların şekli ve silisyum kompozisyonu gibi pek çok parametreye bağlıdır. Bunlar, sırayla ilgili bölümlerde incelenecektir. Fakat, bu durumda kırılma tokluğunu en çok etkileyen porozite miktarıdır. Deneyler atmosfer kontrollünde gerçekleştirilmediği için, malzeme havadaki nemden hidrojen alarak, yapı içerisinde gaz boşlukları oluşturmuş ve yüksek sıcaklığın etkisiyle bu gazlar birbiri içerisine difüze olarak büyümüş, üst bölgede oluşan primer silisyum tabakasından dolayı dışarı çıkamayıp içeride hapsolmüştür. Şekil 4.11.'deki resimde bu şekilde hapsolmüş porozite gösterilmiştir. Savurma döküm numunelerinde kırılma tokluğunun yüksek çıkmasının sebebi, santrifüj kuvveti etkisiyle uygulanan basıncın etkisiyle numunedeki gözenekliliğin minimuma indirilmesindenir. Gözenekliliğin kırılma tokluluğu üzerinde ne kadar önemli olduğu bu iki farklı yöntemle üretilen numunelerde daha açık görülmektedir.



Şekil 4.11. Numune içinde oluşan boşluğu gösteren bir malzeme resmi

4.4. Arşimet yoğunluk ölçüm sonuçları

Numune içindeki porozite miktarını tahmin etmek için, üretilen bütün numunelere Arşimet yoğunluk ölçümü yapılmıştır. Her bir numuneye üçer kere ölçüm yapılmış ve çıkan sonuçların ortalamaları alınmıştır. Sonuçlar, Tablo 4.6.'da belirtilmiştir.

Tablo 4.6. Üretilen tüm numunelerin Arşimet yoğunluk ölçüm sonuçları

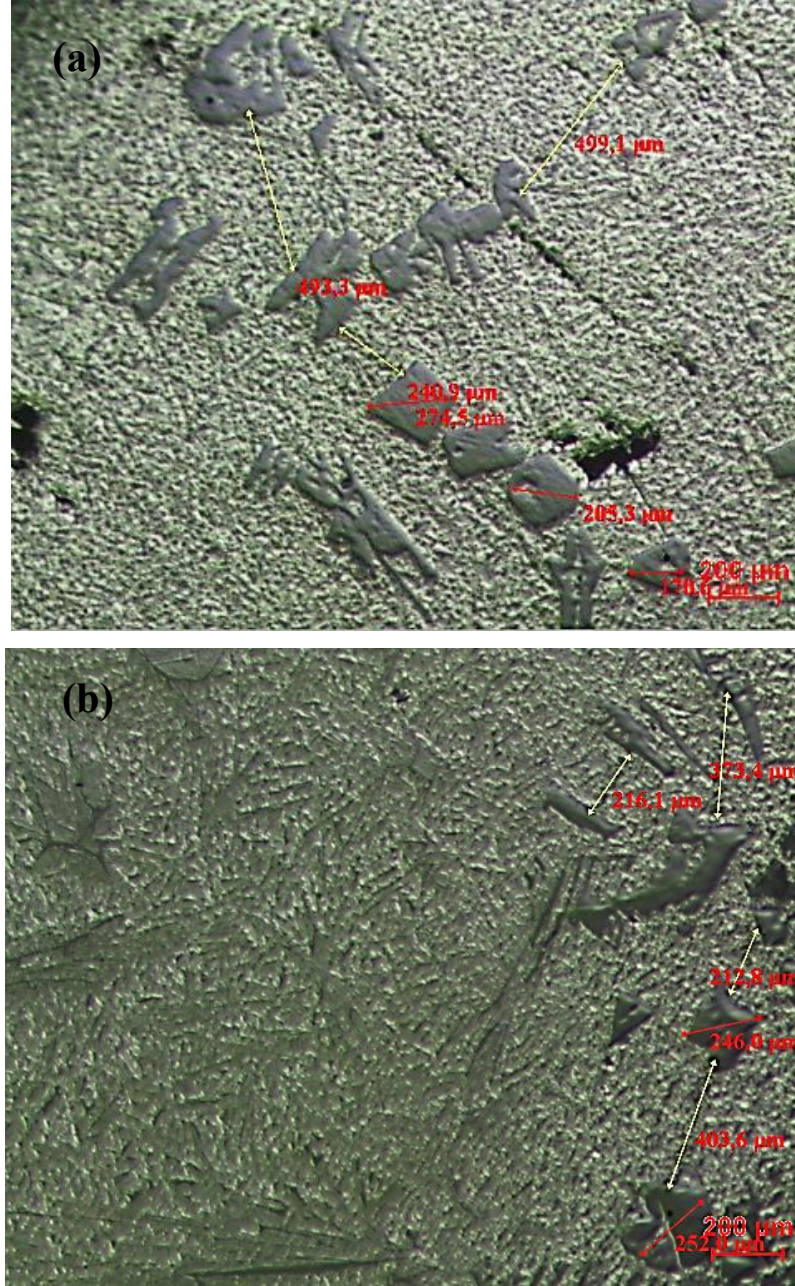
<i>Deney No</i>	Arşimet Yoğunluk Değerleri (gr/cm³)		
	Alt Kısım	Orta Kısım	Üst Kısım
<i>1</i>	2,586	2,549	2,587
<i>2</i>	2,589	2,629	2,561
<i>3</i>	2,557	2,585	2,562
<i>4</i>	2,58	2,61	2,548
<i>5</i>	2,597	2,634	2,601
<i>6</i>	2,657	2,651	2,603
<i>7</i>	2,555	2,627	2,547
<i>C Alaşımı</i>		2,639	

Bir malzemedeki gözeneklilik, doğrudan mekanik özelliklerini etkilemektedir. Bir malzemedeki gözeneklilik, doğrudan mekanik özelliklerini etkilemektedir. Malzeme içindeki gözeneklilik miktarını belirlemek için Arşimet yoğunluk ölçümleri

yapılmıştır. Tablo 4.6.'da görüldüğü gibi, genel olarak orta kısmın yoğunluğu, diğer bölgelerden fazladır. Fakat bu durumun sebebi, bu bölgelerdeki silisyum yoğunluğunun fazla olmasındanda kaynaklanabilir. Zira silisyumun yoğunluğu ($2,34 \text{ gr/cm}^3$) alüminyumun yoğunluğundan ($2,7 \text{ gr/cm}^3$) azdır. Bu nedenle silisyumun konsantrasyonunun fazla olması yoğunluğu düşürmektedir. Yoğunluğun düşme sebebinin boşluktan mı yoksa silisyumdan mı olduğunu anlamak için bu yoğunluk değerleri EDS sonuçlarıyla birlikte değerlendirilmelidir.

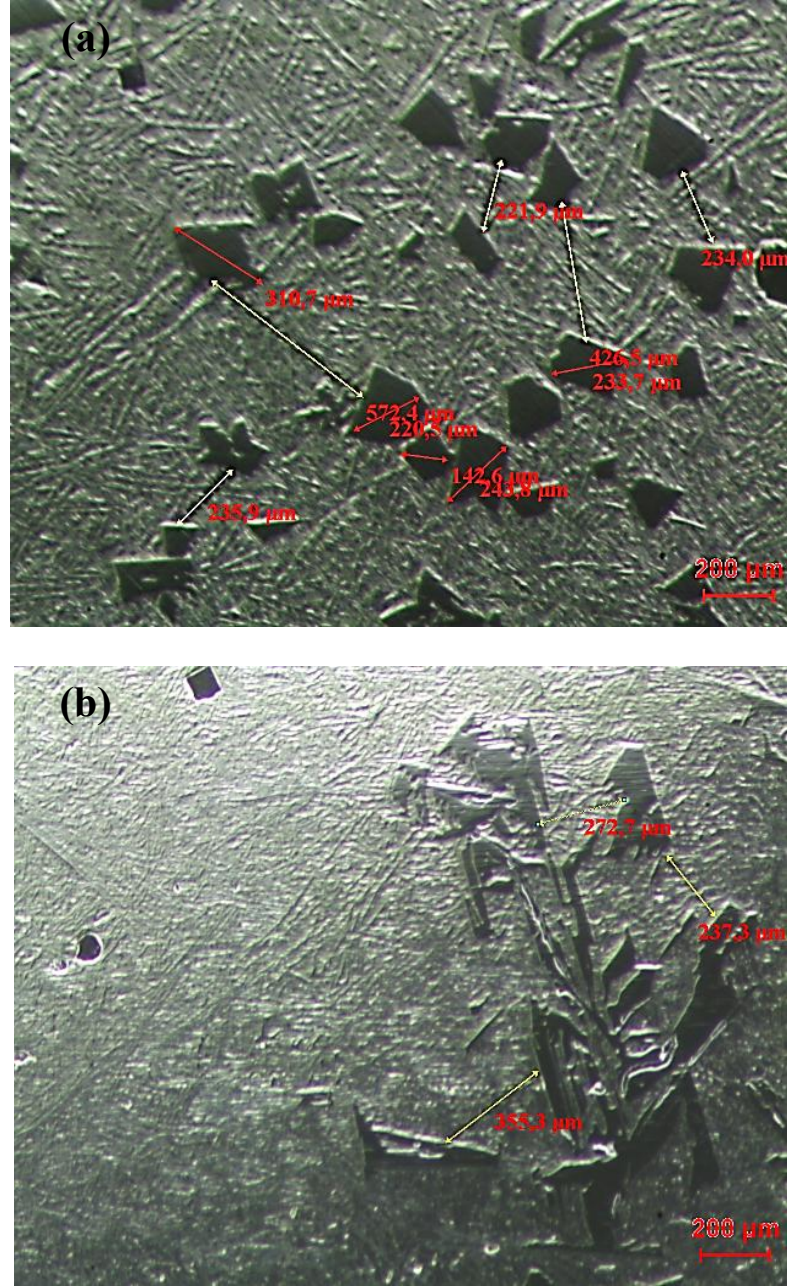
4.5. İmaj analiz sonuçları

Kontrollü katılma numunelerinin tümünü ve savurma döküm numunesinin sadece %17 silisyumlu olan C alaşımını, makroskopik incelemelerden sonra tane boyutlarının ve taneler arası uzaklığın belirlenmesi amacıyla, imaj analiz yapılmıştır. Kontrollü katılaştırma numunelerini alt ve üst yüzeylerinde, santrifüj döküm numunesinin ise iç ve dış yüzeylerinde primer silisyuma rastlandığı, Deney 6 numunesi haricinde diğer numunelerin orta kısımlarda birincil silisyum taneleri gözlemlenmediği için malzemelerin Deney 6 numunesi haricinde orta bölgelere imaj analiz yapılmamıştır. Malzemelerin imaj analiz sonuçları, Şekil 4.12., 4.13., 4.14., 4.15., 4.16., 4.17., 4.18. ve 4.19.'de verilmektedir.



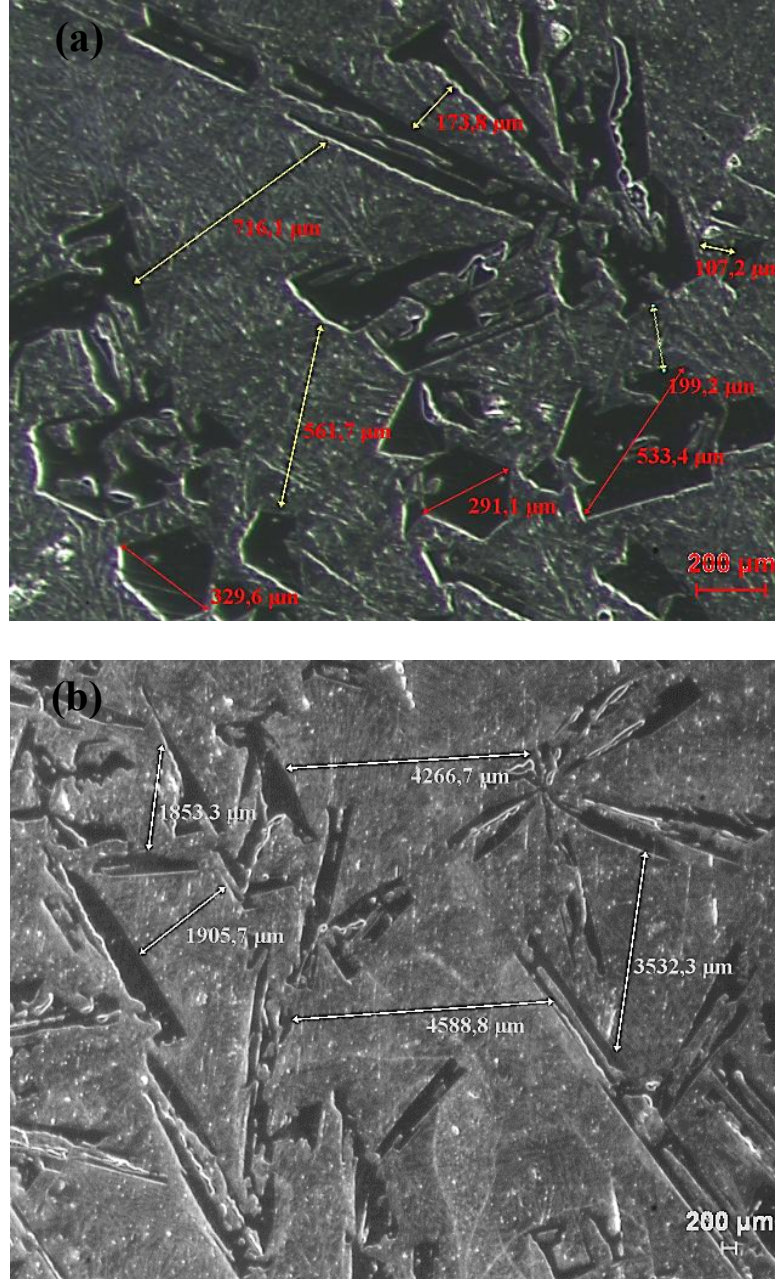
Şekil 4.12. Deney 1 sonucu üretilen numunenin (a) üst bölgesinin (b) alt bölgesinin imaj analiz görüntüleri

Şekil 4.12.'de sunulan resimler, daha öncede bahsedildiği gibi 625 °C'de 10 dakika bekletilerek kontrollü katılaşma yöntemiyle üretilen numuneye aittir. Bekleme süresi az olduğu için partikül boyutları küçüktür ve taneler arası uzaklık fazladır.



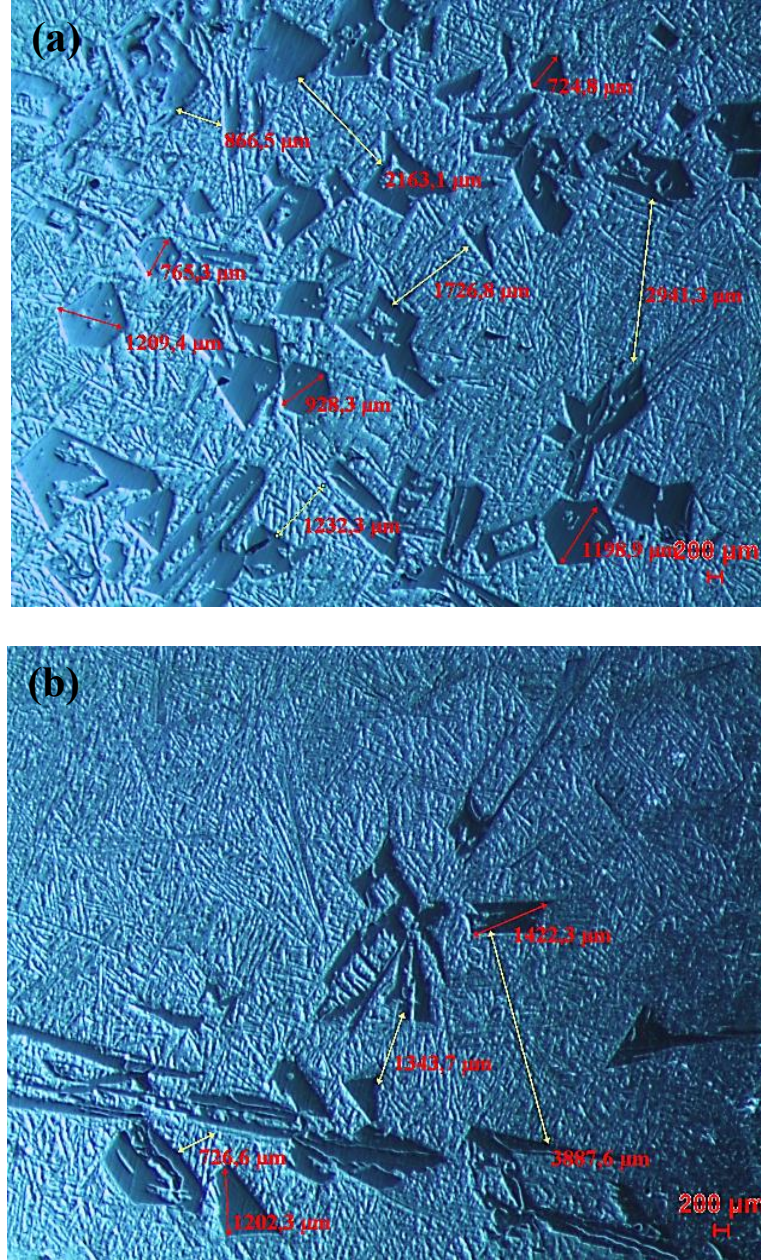
Şekil 4.13. Deney 2 sonucu üretilen numunenin (a) üst kısmından (b) alt kısmından alınan imaj analiz görüntüleri

Şekil 4.13.'deki imaj analiz görüntüleri, bir önceki deneyden daha uzun süre (30 dakika) bekletilen numuneye aittir. Resimlerden de görüleceği gibi, zaman arttıkça, özellikle de alt kısımlarda tane boyutu artmaktadır. Alt bölgede primer silisyum dallanmış düzlem şeklinde büyümüşlerdir. Üst kısımlarda ise çokgensel bir büyüme söz konusudur.



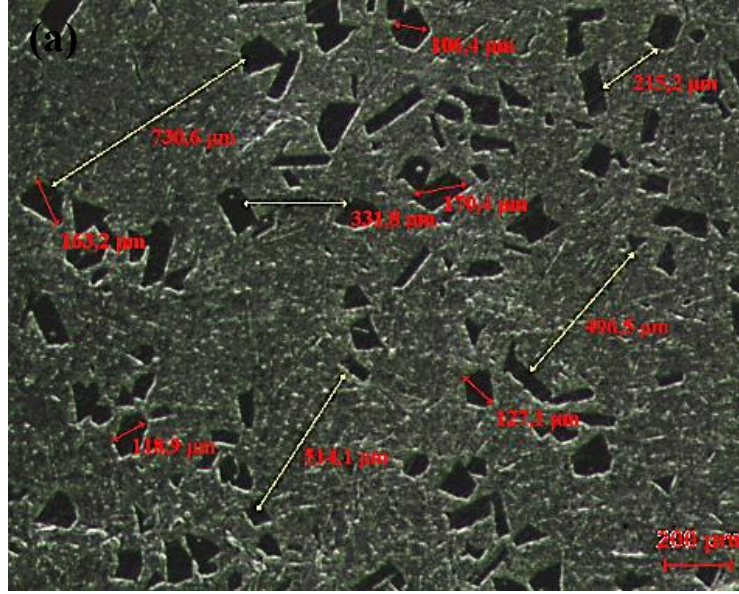
Şekil 4.14. Deney 3 sonucu üretilen numunenin (a) üst kısmından (b) alt kısmından alınan imaj analiz görüntüleri

Deney 3’de alaşım yüksek sıcaklıkta (650 °C) kısa süre (10 dakika) bekletilmiştir. Bunun sonucunda, primer silisyumlar iğnemsiz düzlemler şeklinde büyümüştür. Buda mekanik özellikleri kötü olarak ekilemiştir. Bu resimlerden, partikül şeklinden dolayı tane boyut analizi yapılamamıştır.



Şekil 4.15. Deneş 4 sonucu üretilen malzemenin (a) üst bölgesinden (b) alt bölgesinden alınan imaj analiz görüntüleri

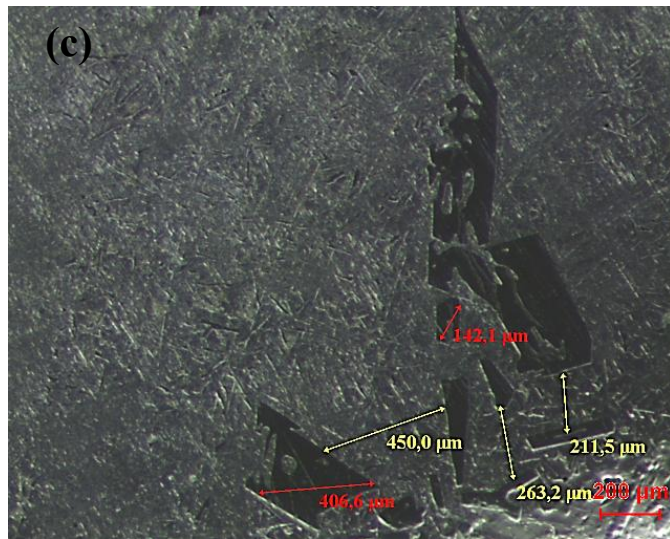
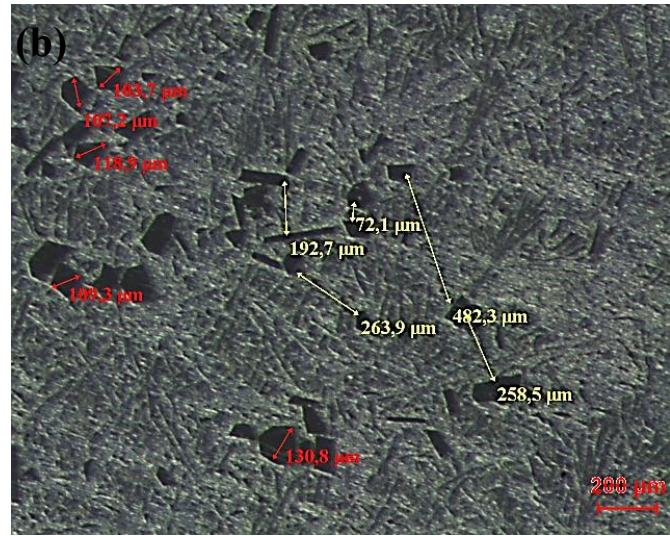
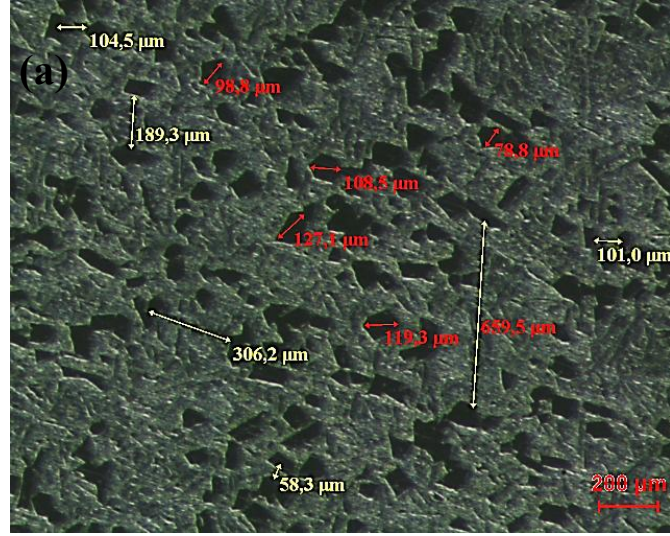
Deneş 4'te alaşım likidus sıcaklığına (~660 °C) yakın bir sıcaklıkta (650 °C) uzun süre (30 dakika) bekletilmiştir. Numunenin üst kısımlarında, birincil silisyumlar daha çokgensel büyümüşür ve taneler arası uzaklık azalmış tane sayısı artmıştır. Aynı şekilde alt bölgelerde de, taneler arası uzaklık azalmış, taneler daha düzlemsel büyümüşür.



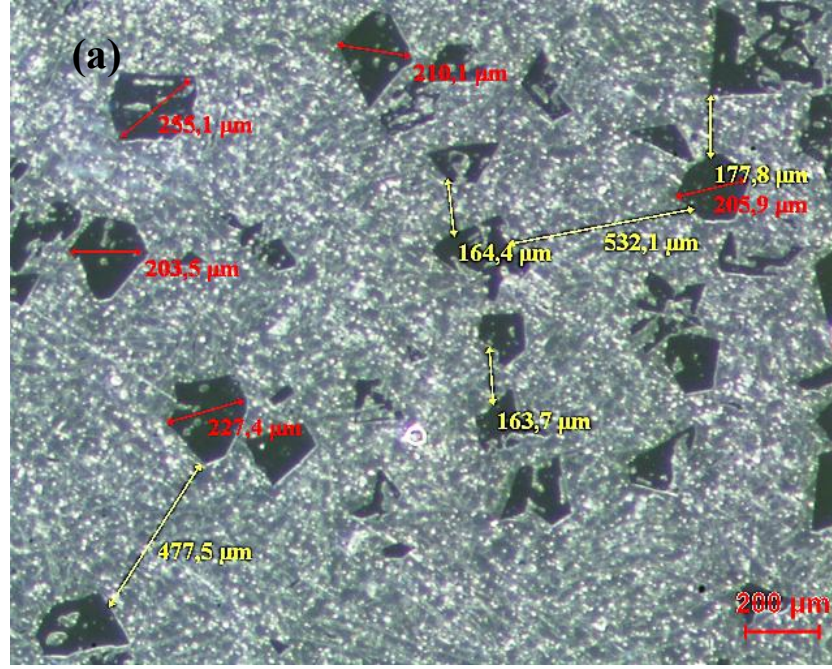
Şekil 4.16. Deney 5 sonucu elde edilen malzemenin üst bölgesinden alınan imaj analiz sonuçları

Deney 5, düşük sıcaklıkta (600 °C) uzun süre (30 dakika) bekletilerek gerçekleştirilmiştir. Numunenin alt bölgelerinde primer silisyuma rastlanmadığı için imaj analizi yapılmamıştır. Diğer yandan üst bölgelerde yoğun olarak birincil silisyumlar vardır. Tane boyutu küçük, taneler arası uzaklık diğer numunelere göre azdır. Taneler çokgensel olarak büyümüş ve üst bölgelerde toplanmıştır. Bunun nedeni, üst bölgelerde çekirdeklenme baskın mekanizma ile, alt bölgelerde ise büyüme baskın mekanizma ile primer silisyumların oluşmasındandır. Buna ek olarak, üst bölgelerde primer silisyumların çekirdeklenmesi için gereken itici gücü aşırı soğuma (under cooling) vermektedir [118]. Bu deneyde, aşırı soğuma (60 °C) fazla olduğu için, çekirdeklenme çok olmuş ve tutma süresi fazla olduğu için de silisyumlar yoğunluk farkından dolayı yukarıya yüzmüşlerdir.

Deney 6'nın deney 5'te farkı, bekletme süresinin kısa (10 dakika) olmasıdır. Bekletme süresi az olduğundan dolayı, oluşan primer silisyumlar üst bölgelere yüzememiş, orta bölgelerde kalmıştır. Taneler, bir önceki deneye göre daha küçük, taneler arası uzaklık daha azdır. Tutma süresi kısa olduğu için, tane büyüme hızı azalmıştır, yani oluşan tanelerin büyümesi yerine çekirdeklenme fazla olmuştur.



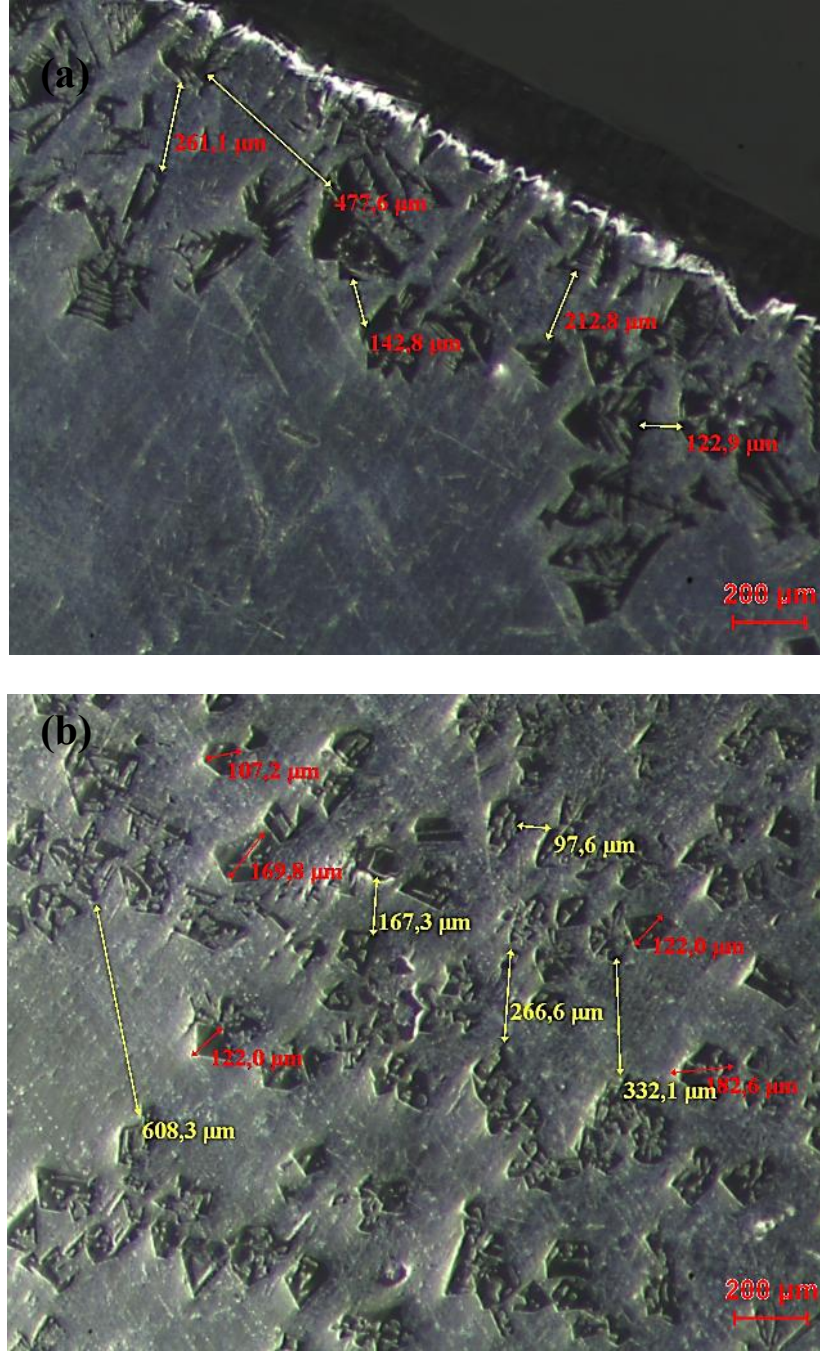
Şekil 4.17. Deney 6 sonucu elde edilen numunenin (a) üst bölgesinden (b) orta bölgesinden (c) alt bölgesinden imaj analiz sonuçları



Şekil 4.18. Deney 7 sonucu elde edilen numunenin üst kısmından imaj analiz sonuçları

Deney 7, referans numune elde etmek için gerçekleştirilmiştir, herhangi bir tutma söz konusu değildir. Fırında soğutma yapıldığı için, soğuma hızı düşük, aşırı soğuma fazladır. Bu yüzden, primer silisyumlar üst bölgelerde çokgen şeklindedir. Tane boyutu ve taneler arası uzaklık diğer iki deneye göre fazladır. Numunenin alt kısımlarında, primer silisyumlara rastlanmadığı için imaj analizi yapılmamıştır.

Şekil 4.19.'da gösterilen resimler, savurma döküm ile üretilen %17 Si içeren alaşımın dış ve iç yüzeylerinin imaj analizleridir. Resimlerde de görüldüğü gibi, dış yüzeyde tane boyutu fazla, taneler arası uzaklık azdır. Dış yüzeydeki büyük taneler, sıcaklık gradyanının fazla olmasından kaynaklanmaktadır. İç yüzeyde aşırı soğuma fazla olduğu için taneler homojen olarak çekirdeklenmiş ve yoğunluk farkından dolayı iç yüzeye hareket etmiştir.



Şekil 4.19. Savurma döküm ile üretilen C alaşımının (a) dış yüzeyinin (b) iç yüzeyinin imaj analizi

İmaj analizlerinden elde edilen ortalama tane boyutları ve taneler arası uzaklıklar, karşılaştırma açısından kolaylık olması için Tablo 4.7.'de özetlenmiştir. Yukarıdaki görüntülerde olan uzaklıkların ortalaması alınmış ve yaklaşık değerler verilmiştir.

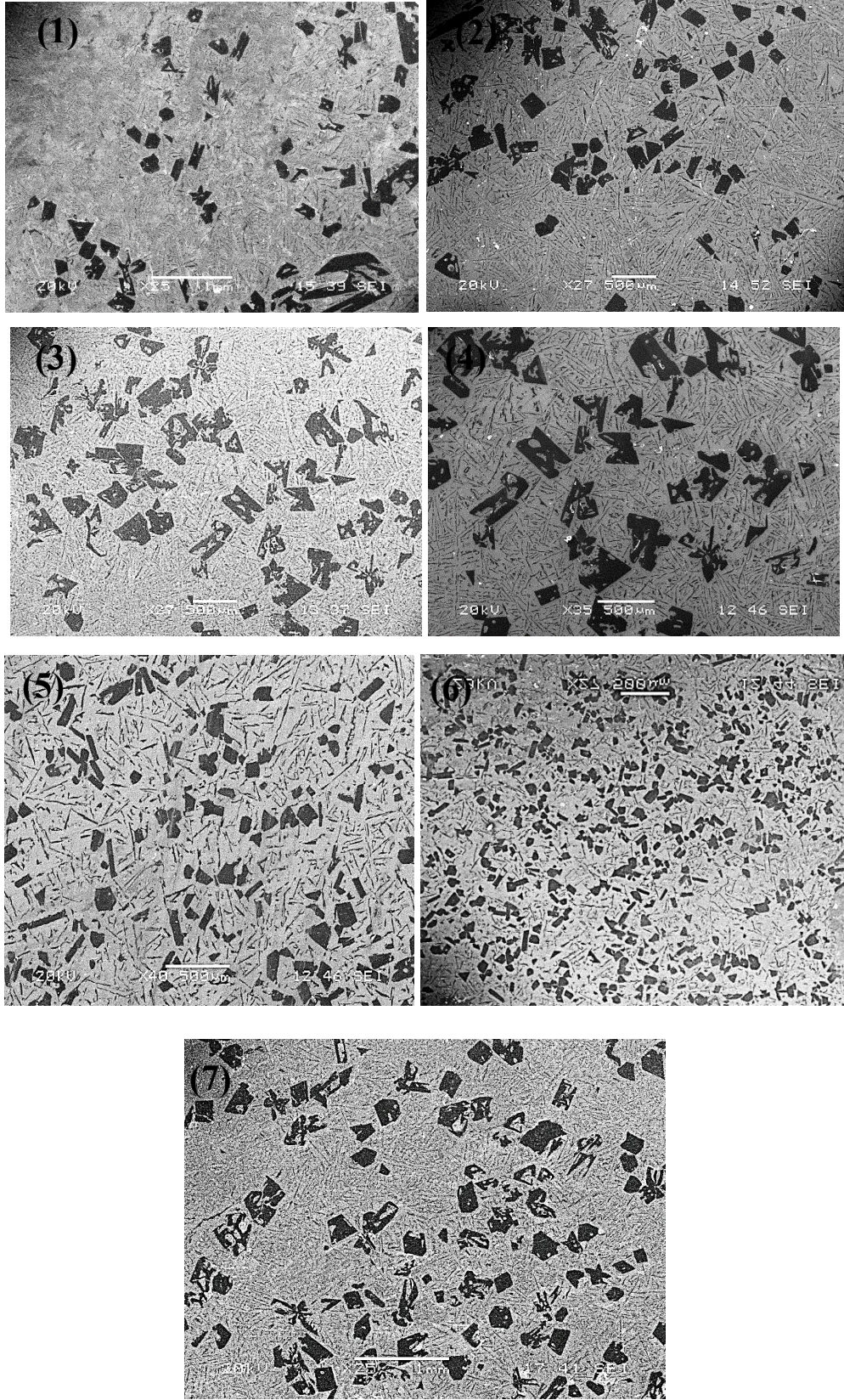
Tablo 4.7. İmaj analiz sonuçlarının ortalamaları alınmış değerleri

Deney No	Ortalama tane boyutu (μm)			Ortalama tanelerarası uzaklık (μm)		
	Üst kısım	Orta kısım	Alt kısım	Üst kısım	Orta kısım	Alt kısım
1	216,3	-	249	411,2	-	331,1
2	230,3	-	-	338,1	-	288,4
3	384,7	-	-	351,5	-	3229,4
4	965,34	-	-	1786	-	1985,9
5	137	-	210,8	457,64	-	816
6	106,5	113,98	-	236,5	253,9	308,2
7	220,4	203,8	-	303,1	283,96	-
<i>C Alaşımı</i>	-	-	140,72	243,44	-	294,5

4.6. Kontrollü katırlaştırma deney sonuçlarının bölgelere göre karşılaştırılması

4.6.1. Numunelerin üst bölgelerinin test sonuçlarının karşılaştırılması

Kontrollü katırlaştırma numunelerinde sıcaklık ve zaman parametrelerinin değişiminin bölgelere olan değişimini daha net görmek için, deneysel sonuçların bölgesel karşılaştırması yapılmıştır. Her bir test sonucu, deney 1'den deney 8'e kadar sırayla ayrı ayrı verilmektedir. SEM numunelerinin üst bölgelerinin karşılaştırması Şekil 4.20.'de, EDS analizi sonuçları Tablo 4.8.'de, sertlik değerleri Tablo 4.9.'da, Charpy darbe mukavemeti değerleri Tablo 4.10.'da, İmaj Analiz sonuçları Şekil 4.21. ve Tablo 4.11.'de, Arşimet yoğunluk değerleri ise Tablo 4.12.'de verilmiştir.



Şekil 4.20. Deney (1), (2), (3), (4), (5), (6) ve (7)'nin üst bölgelerini SEM'den alma mikro yapıları

Tablo 4.8. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen malzemelerin üst bölgelerini EDS sonuçları

% Si kompozisyonu (ağırlıkça)						
Deney 1	Deney 2	Deney 3	Deney 4	Deney 5	Deney 6	Deney 7
43,30	43,035	38,664	55,873	37,829	47,012	46,346

Tablo 4.9. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu elde edilen numunelerin üst bölgelerinin sertlik değerleri

Sertlik değerleri (HV)						
Deney 1	Deney 2	Deney 3	Deney 4	Deney 5	Deney 6	Deney 7
104,2	122,6	84	90,9	76,6	152,9	157,3

Tablo 4.10. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen numunelerin üst kısımlarından Charpy darbe mukavemet sonuçları

Charpy darbe mukavemeti (kJ/m²)						
Deney 1	Deney 2	Deney 3	Deney 4	Deney 5	Deney 6	Deney 7
57	67,5	52,5	65,5	71,25	77,5	57

Nayak ve ark. [119] yaptıkları çalışmada, %17 silisyuma sahip alüminyum alaşımının sertlik değerini 76,6 HV olarak tespit etmişlerdir. Sertlik doğrudan silisyum kompozisyonuna bağlı olduğundan, alt ve üst kısımlarda genel olarak sertlik değerleri teorik değere göre yüksek çıkmıştır. Orta kısımlardaki düşüşün nedeni, silisyum konsantrasyonunun azlığındandır.

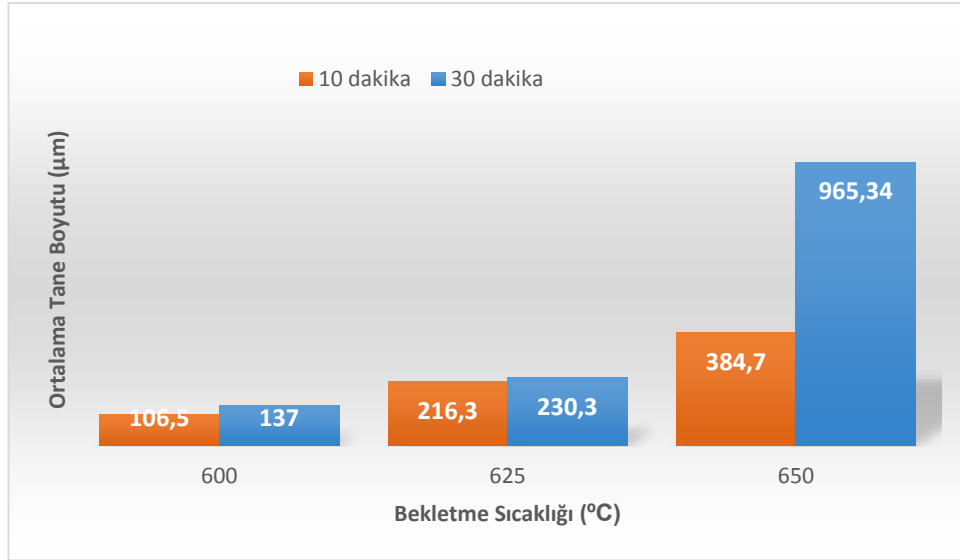
Tablo 4.11. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen malzemelerin üst kısmının ortalama tane boyutu ve taneler arası uzaklığı

Deney No	Ortalama tane boyutu (μm)	Ortalama tanelerarası uzaklık (μm)
	Üst kısım	Üst kısım
1	216,3	411,2
2	230,3	338,1
3	384,7	351,5
4	965,34	1786
5	137	457,64
6	106,5	236,5
7	220,4	303,1

Tablo 4.12. Kontrollü katılaşma numunelerinin üst bölgelerinin Arşimet yoğunluk ölçümleri

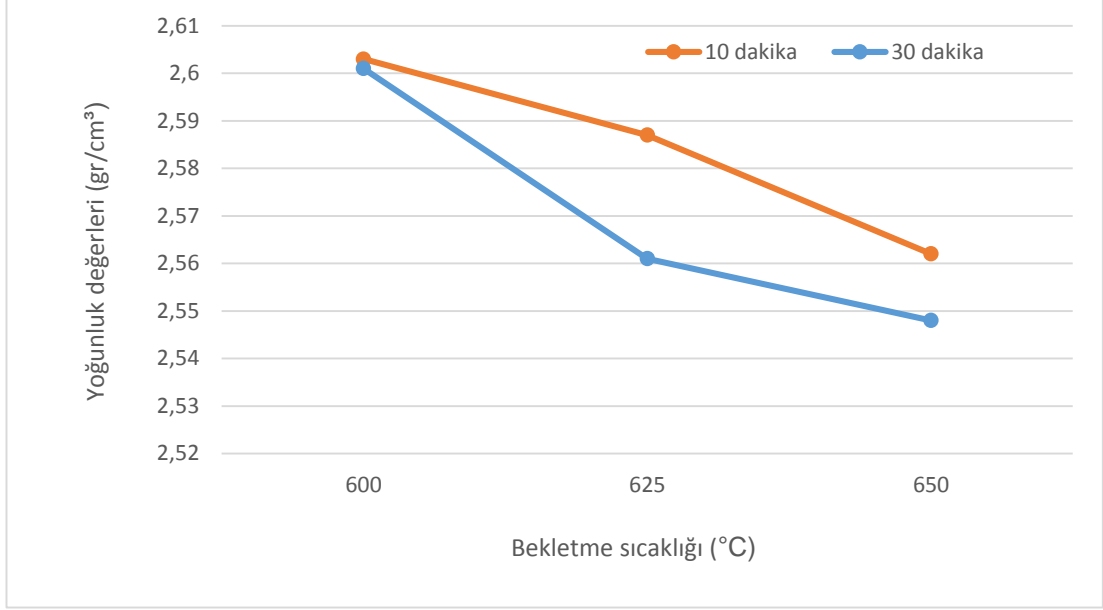
Arşimet Yoğunluk Ölçümleri (gr/cm^3)						
Deney 1	Deney 2	Deney 3	Deney 4	Deney 5	Deney 6	Deney 7
2,587	2,561	2,562	2,548	2,601	2,603	2,547

Kontrollü katılaşma numunelerini bölge bölge analiz edilecek olursa, Şekil 4.22.'deki grafiğe bakıldığında, üst bölgelerde sıcaklığın silisyum partiküllerinin büyümesinde büyük bir etkisi olduğu görülmektedir. Sıcaklık arttıkça partiküller büyümektedir. Bu durumu imaj analiz sonuçları daha somutlaştırmıştır. Şekil 4.22.'deki grafik, malzemelerinin üst bölgelerinin ortalama tane boyutunun bekletme sıcaklığı ve süresiyle nasıl değiştiğini göstermektedir. Bu grafikte, 10 dakika bekletme süresinin değerleri turuncu bloklarla, 30 dakika bekletme süresinin değerleri ise mavi blokla gösterilmektedir. Her iki sürede de sıcaklık arttıkça tane boyutunun arttığı gözlemlenmektedir. Yalnız, her sıcaklıkta 10 dakika bekletilen numunelere göre 30 dakika bekletilenlerin taneleri daha büyüktür. Bir başka deyişle, bekletme sıcaklığı ve zamanı artması birincil kristallerin büyümesine yol açmıştır.

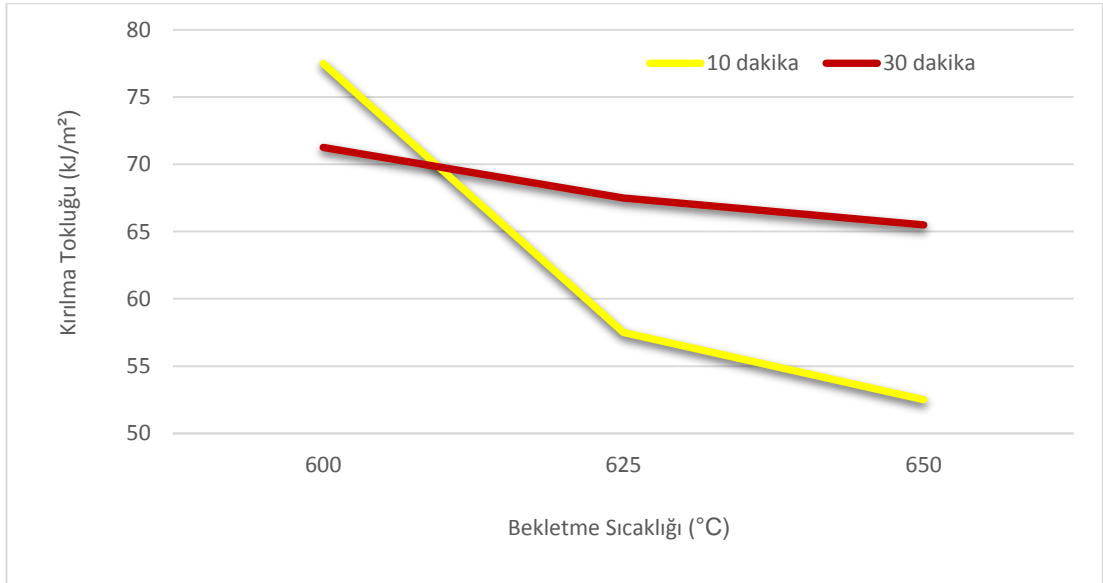


Şekil 4.22. Bekletme sıcaklığı ve sürelerine göre numunelerin üst bölgelerinin ortalama tane boyutu grafiği

Daha öncede bahsedildiği gibi, üst bölgedeki taneler çokgen şeklinde ve yapıda küçük küçük dağılmıştır. Bu durum mekanik özellikleri iyileştirmektedir. Silisyum kompozisyonları her numuneden benzerlik göstermektedir (Tablo 4.2.). Bu yüzden, kırılma tokluluğu ve yoğunluk değişimine önemli bir etki yaratacağı söylenemez. Fakat kırılma tokluğunu olumsuz etkileyen önemli bir faktör porozitedir. Malzemenin içindeki herhangi bir porozitenin varlığı bütün mekanik özellikleri negatif yönde etkiler. Numunelere yapılan makro gözlemlerde numunenin üst bölgelerinde porozitelere rastlanmış ve porozite oranları tahmin etmek için Arşimet yoğunluk ölçümü yapılmıştır. Bu ölçümler neticesinde Şekil 4.23.'deki grafik elde edilmiştir. Bu grafiğe göre sıcaklık ve zaman arttıkça yoğunluk düşmekte ve buna bağlı olarak porozite miktarı artmaktadır. Malzeme yüksek sıcaklıkta (650 °C) bekletilince, kapalı atmosfer sağlanamadığı için malzeme nin içine havadaki nemden hidrojen gazı girip gözenekliliği artırır. Üst bölgelerde, daha öncede bahsedildiği gibi, gazlar sıcaklığın artmasıyla biribiri içine difüze olarak daha büyük boşluklar oluşturur. İlk oluşan katılar, gazların çıkış yolu olan üst bölgeleri kapattığı için gazlar içeride boşluk şeklinde kalıp mekanik özellikleri düşürmüştür. Bundan dolayı, Şekil 4.22.'deki grafikteki düşüş porozite miktarının artmasındandır.



Şekil 4.23. Numunenin üst bölgesinin bekletme sıcaklığı ve süresine göre Arşimet yoğunluk değişim grafiği

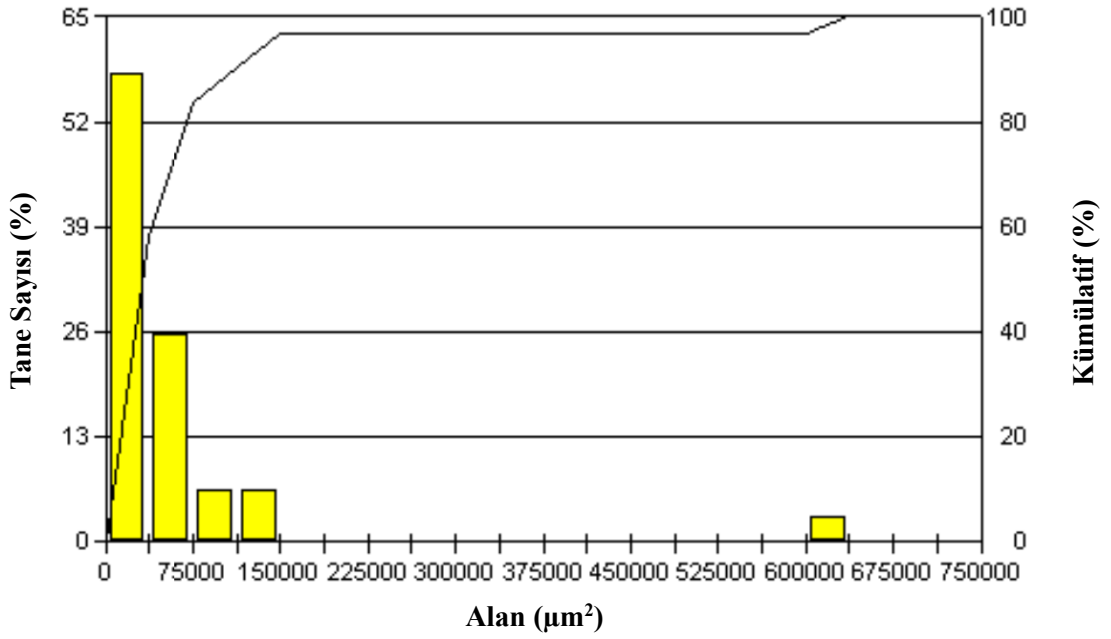


Şekil 4.24. Malzemenin üst bölgesindeki bekletme sıcaklığı ve süresine göre kırılma tokluğu değerleri grafiği

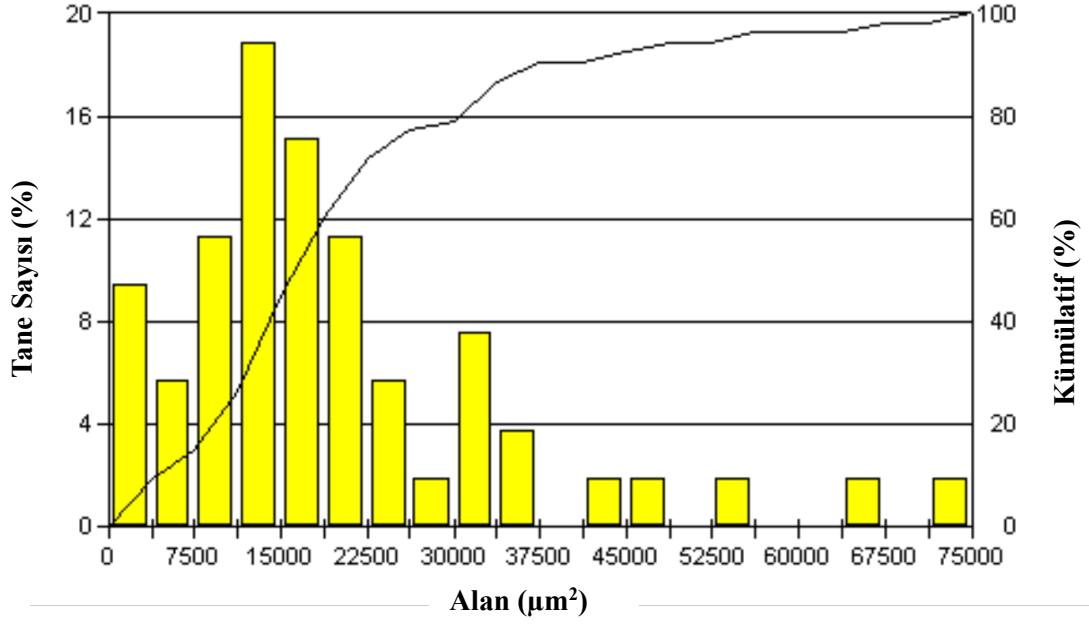
Ötektik üstü Al-Si alaşımlarında kırılma tokluğunu etkileyen faktörlerden biri de Si kristalleri arasındaki uzaklıktır. Hafız ve ark. [120], taneler arası uzaklık arttıkça kırılma tokluğunun azaldığını belirtmiştir. Şekil 4.24.'de, 600 °C'de bekletilen malzemelerin kırılma tokluğunun yüksek olmasının bir nedeni de bu olabilir, çünkü

Tablo 4. 11.'de bu numunelerin üst bölgelerinin taneler arası uzaklığı diğerlerine göre düşüktür.

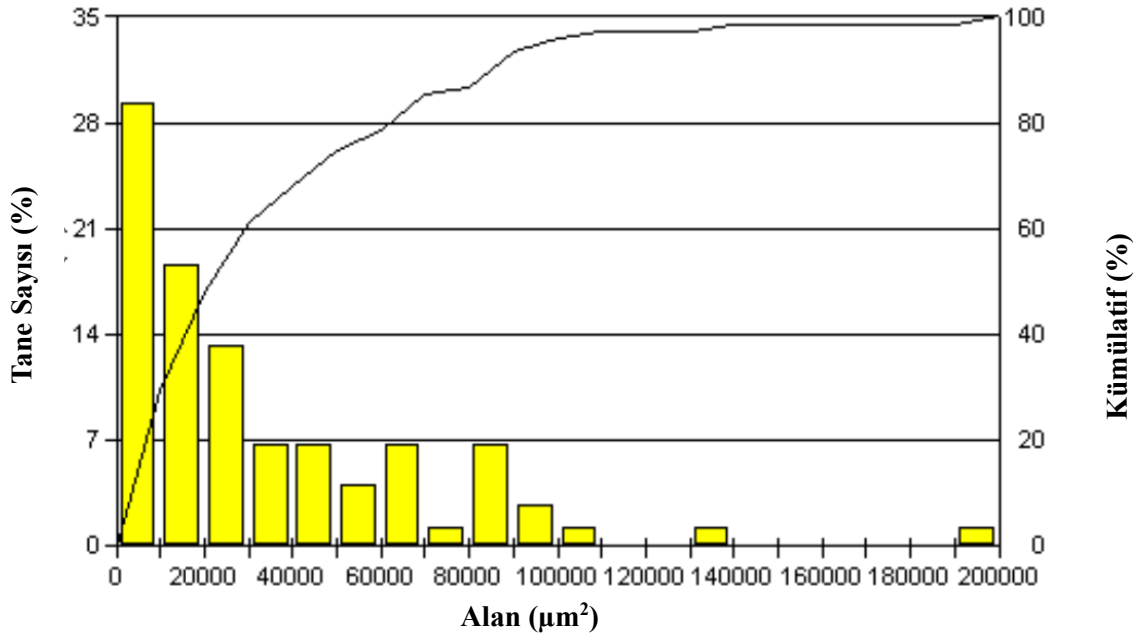
Şekil 4.25., 4.26., 4.27., 4.28., 4.29., 4.30., 4.31.'de sırasıyla deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen numunelerin üst bölgelerinin imaj analizi yapılarak elde edilen tane boyut dağılım grafikleri verilmektedir.



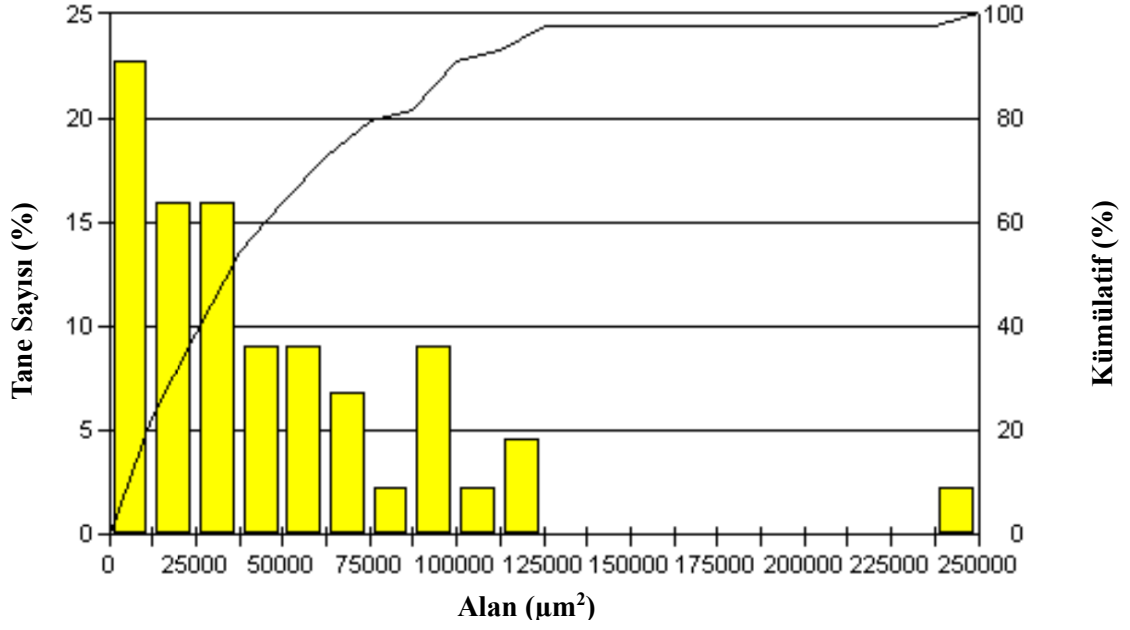
Şekil 4.25. Deney 1 sonucu elde edilen alaşımın tane boyut dağılım grafiği



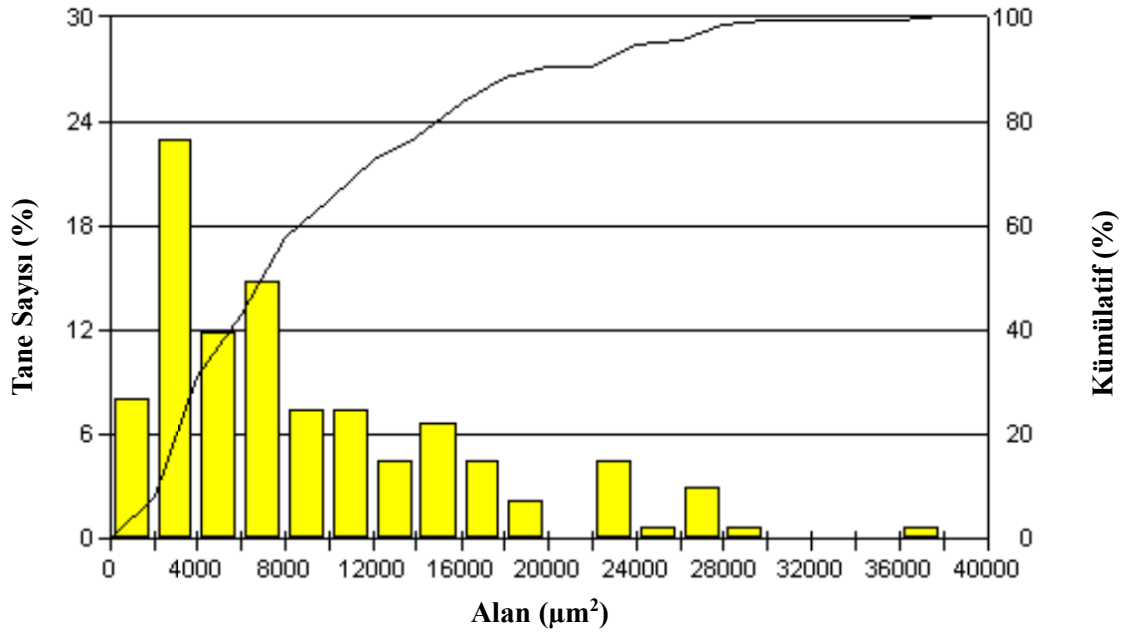
Şekil 4.28. Deney 2 sonucu üretilen numunenin tane boyut dağılım grafiği



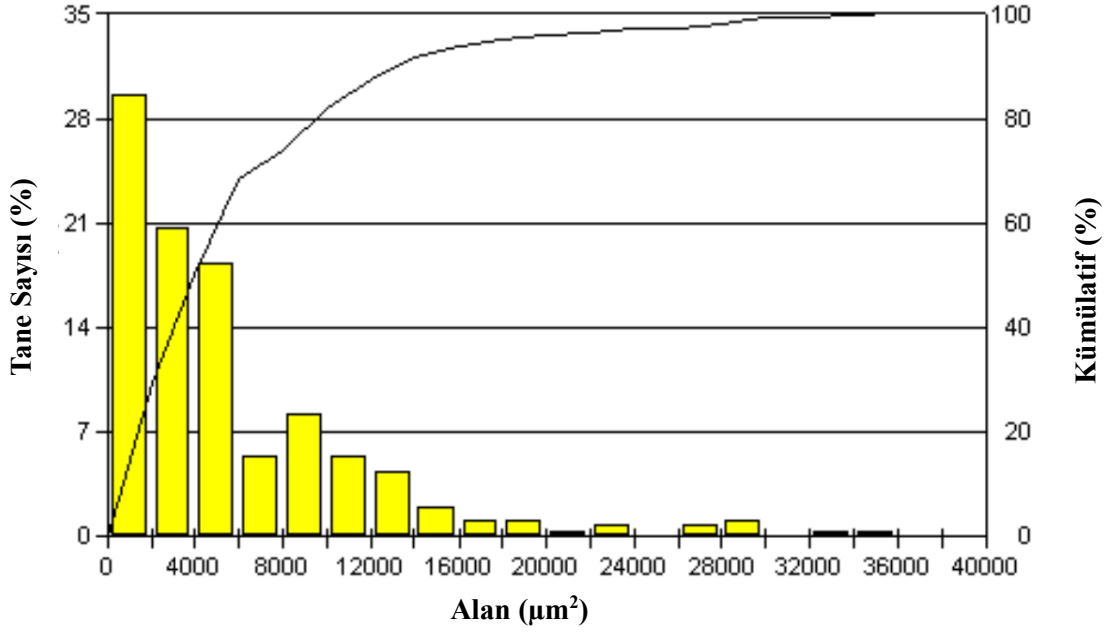
Şekil 4.29. Deney 3 sonucu elde edilen numunenin tane boyut dağılım grafiği



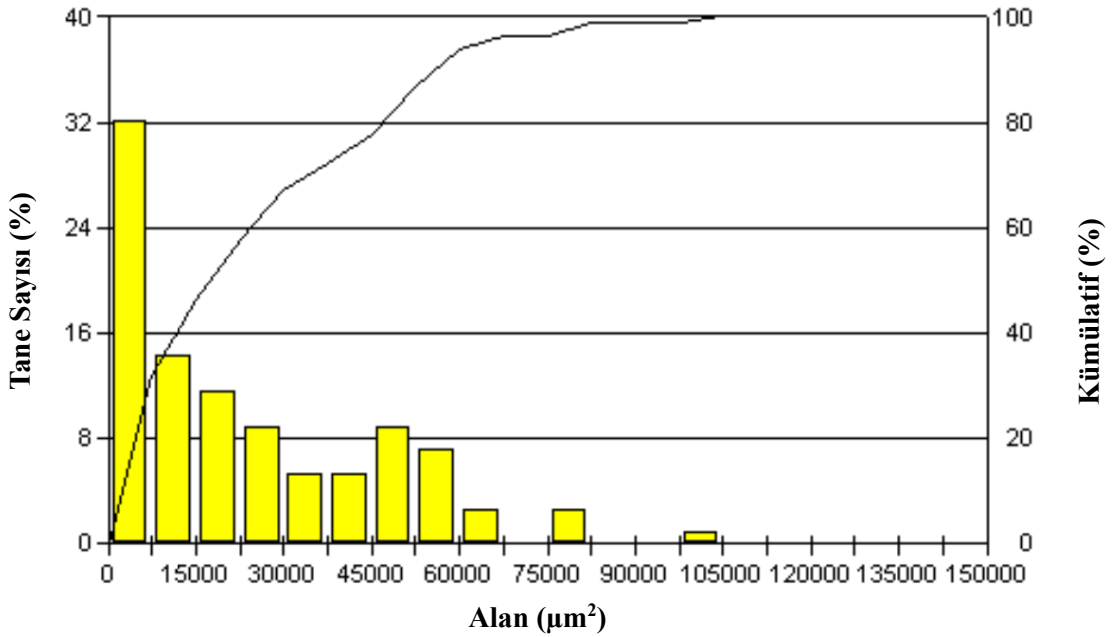
Şekil 4.210. Deney 4 sonucu üretilen alaşımın tane boyut dağılım grafiği



Şekil 4.211. Deney 5 sonucu elde edilen tane boyut dağılım grafiği



Şekil 4.12. Deney 6 sonucu elde edilen alaşımın tane boyut dağılım grafiği



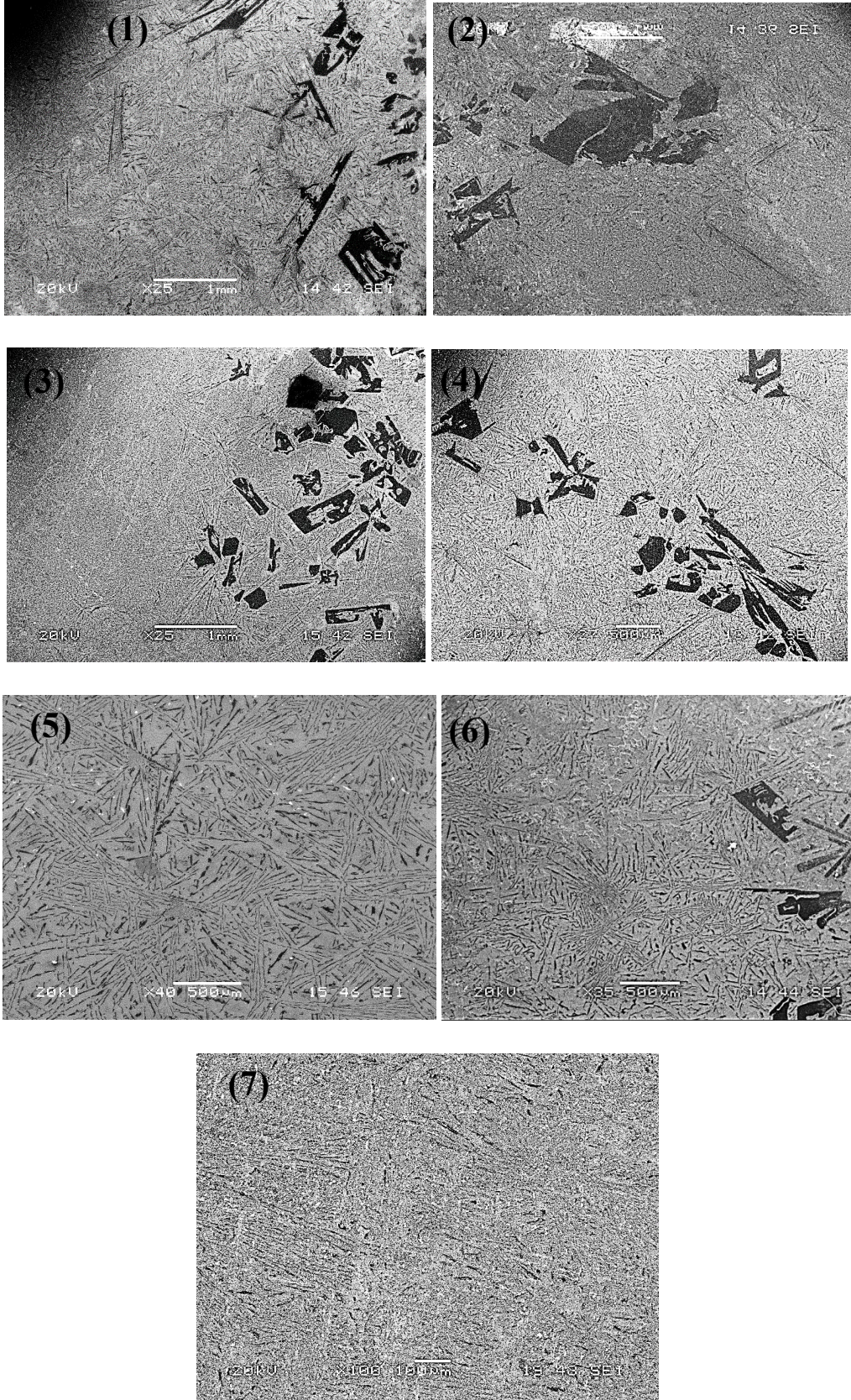
Şekil 4.13. Deney 7 sonucu üretilen numunenin tane boyut dağılım grafiği

Yukarıdaki grafikler kontrollü katılaştırma sonucu elde edilen numunelerin primer silisyum partiküllerinin tane boyut dağılımını, tanelerin şekilleri düzgün olmadığı için, alan cinsinden vermektedir. Deney 1, 2, 3 ve 4 numunelerinin tane boyutlarının yüksek sıcaklıktan dolayı fazla olduğu görülmektedir. Buna karşın, Deney 5 ve 6 sonucu elde

edilen alaşımların tane boyutu diğer deneylere göre yaklaşık olarak 5 kat daha kcktr. Bu da, tanelerin büyümesinde sıcaklığın ne derece önemli olduğunu göstermektedir. Deney 3 ve 4’n ve Deney 5 ve 6’nın kendi ilerinde tane boyut dağılım grafikleri birbirine benzerlik göstermektedir. Bundan dolayı zamanın tane boyutuna sıcaklık kadar etki etmediği söylenebilir. Ayrıca, analiz bütün numunelerin aynı alandaki tane sayılarını vermektedir. Bunlar sırasıyla, 31, 53, 75, 44, 135, 257, 112’dir. Deney 5, 6 ve 7 sonucu üretilen alaşımların st bölgelerinin tane sayıları diğerlerinden oldukça fazladır. Tane boyutu kcldke tane sayısının arttığı, burda açıkça görülmektedir.

4.6.2. Numunelerin alt bölgelerini test sonuçlarının karşılaştırılması

Kontrollü katılaştırma deneyleri sonucu elde edilen numunelerin alt bölgelerine yapılan karakterizasyon işlemleri sonuçlarının karşılaştırmasının her biri deney sırasıyla verilmiştir. Buna göre, SEM numunelerinin alt bölgelerinin karşılaştırması Şekil 4.32.’de, EDS analizi sonuçları Tablo 4.13.’de, sertlik değerleri Tablo 4.14.’de, Charpy darbe mukavemeti değerleri Tablo 4.15.’de, imaj analiz sonuçları Şekil 4.33. ve Tablo 4.16.’da, Arşimet yoğunluk değerleri ise Tablo 4.17.’de gösterilmektedir.



Şekil 4.32. Deney (1), (2), (3), (4), (5), (6) ve (7) sonucu üretilen numunelerin alt bölgelerinden alınan SEM resimleri

Tablo 4.13. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen malzemelerin alt kısımlarının EDS analiz sonuçları

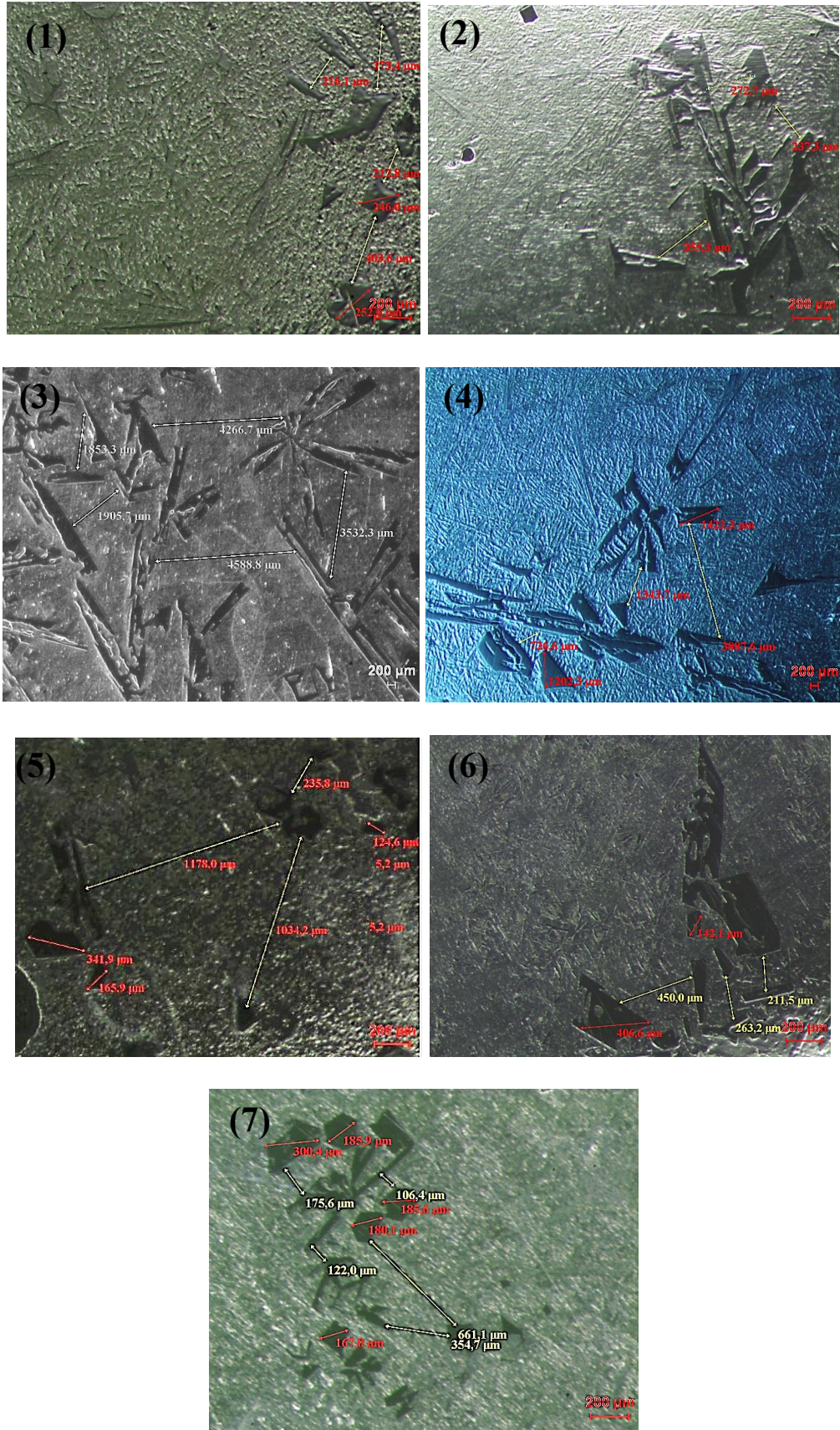
% Si kompozisyonu (ağırlıkça)						
Deney 1	Deney 2	Deney 3	Deney 4	Deney 5	Deney 6	Deney 7
39,044	46,188	47,813	68,176	27,194	24,006	46,206

Tablo 4.14. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu elde edilen numunelerin alt kısımlarının sertlik değerleri

Sertlik değerleri (HV)						
Deney 1	Deney 2	Deney 3	Deney 4	Deney 5	Deney 6	Deney 7
59,7	149,3	142,8	76,4	69,7	114,3	86,2

Tablo 4.15. Deney 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 sonucu üretilen numunelerin alt kısımlarının Charpy kırılma tokluğu sonuçları

Charpy darbe mukavemeti (kJ/m²)						
Deney 1	Deney 2	Deney 3	Deney 4	Deney 5	Deney 6	Deney 7
55	57,5	47,5	53,75	60,5	57,5	42,5



Şekil 4.33. Deney (1), (2), (3), (4), (5), (6) ve (7) sonucu elde edilen malzemelerin alt bölgelerinin imaj analizleri

Tablo 4.16. Kontrollü katılaştırma numunelerinin alt kısımlarının imaj analiz sonuçlarının ortalamaları alınmış değerleri

Deney No	Ortalama tane boyutu (μm)	Ortalama tanelerarası uzaklık (μm)
	Alt kısım	Alt kısım
1	249	331,1
2	-	288,4
3	-	3229,4
4	-	1985,9
5	210,8	816
6	-	308,2
7	-	-

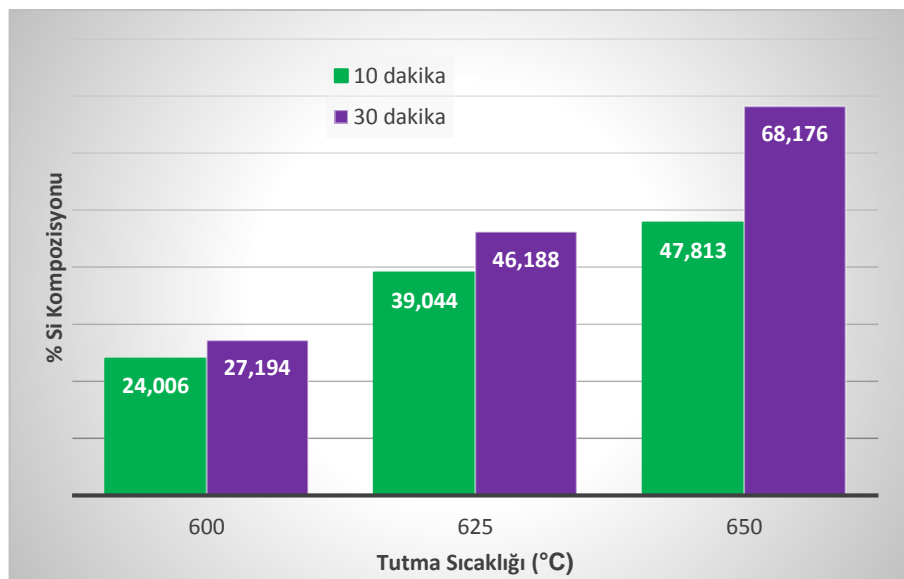
Tablo 4.17. Kontrollü katılma numunelerinin alt bölgelerinin Arşimet yoğunluk ölçümleri

Arşimet Yoğunluk Ölçümleri (gr/cm^3)						
Deney 1	Deney 2	Deney 3	Deney 4	Deney 5	Deney 6	Deney 7
2,586	2,589	2,557	2,58	2,597	2,657	2,555

Malzemenin alt bölgesinin SEM yardımıyla çekilen mikro resimlerini bakılacak olursa, sıcaklığın artmasının primer silisyumların oluşumuna neden olduğu söylenebilir. Şekil 4.32.'de bulunan 600 °C'de yapılan deneylerin numunelerinin alt kısımlarının mikro yapısı ötektik fazından oluşmaktadır. Aynı numunelerin Şekil 4.33.'deki imaj analizlerinde bulunan primer silisyumlar malzemelerin kalıba değer kısmında oluşan tek tük kristallerdendir. Sıcaklık arttıkça alt kısımda oluşan primer silisyumların sayısı artmıştır. Ayrıca, sıcaklık gradyanı kalıp dışından içine doğru olduğu için kristaller kalıp duvarında çekirdeklenip içeri doğru biçimsiz dallantı şeklinde büyümüşür, üst bölgedekiler gibi çokgen şeklinde değildir. Şekilleri biçimsiz olduğu için tane boyutu hesaplamaları yapılamamıştır.

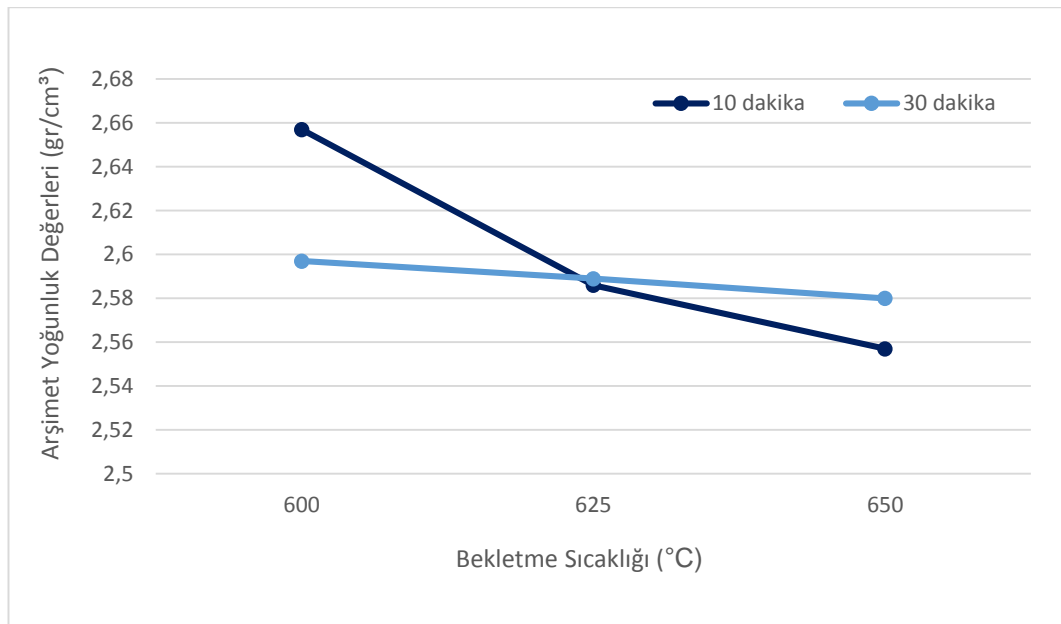
Alt bölgelerde silisyum konsantrasyonunun sıcaklığın ve zamanın artmasıyla arttığı gözlemlenmiştir (Şekil 4.33.). Sıcaklığın artmasıyla likidüs sıcaklığına (660 °C) yaklaşılmaktadır. Bu da, primer silisyum fazlarının çekirdeklenmesini sağlayan aşırı

soğumanın düşmesine sebebiyet vermektedir. Aşırı soğumanın düşük olması, tanelerin homojen olarak çekirdeklenmesi gereken enerjiyi sağlamamaktadır. Bu yüzden, kristaller kalıp duvarlarında heterojen olarak çekirdeklenip, oradan içeri doğru büyümüşlerdir. Sıcaklık azaldıkça da, içeride oluşup üst taraflarda toplanmıştır. Silisyumlar alt bölgelerde, özellikle de yüksek sıcaklıkta (650 °C), biçimsiz olarak iğnemsî şeklinde büyüdüğü gözlemlenmiştir (Şekil 4.32.). Bu durum, yapıda kırılabilirliği artırmaktadır. Malzemelerin üst bölgelerinde ise, silisyumlar homojen olarak çekirdeklenip, bütün yüzeylerden büyüme yaptığı için kristaller çokgen şeklinde alt bölgelere göre daha küçük boyutlarda dağılmıştır. Bu da, tokluk gibi mekanik özellikleri olumlu yönde etkilemektedir. Şekil 4.32.'de de görüldüğü gibi, malzeme 600 °C sıcaklıkta tutulduğunda, taneler daha küçüktür. Özetlenecek olursa, sıcaklık azaldıkça, kristaller malzeme içinde homojen çekirdeklenip, üst bölgelerde küçük taneler şeklinde toplanmış, alt bölgelerdeki silisyum içeriği ciddi derecede azalmış, mekanik özellikler iyileşmiştir. Tablo 4.14.'deki sertlik değerlerine bakıldığında, 650 °C'de 10 dakika bekletilen numunelerde, üst bölgelerde 84 HV iken, 625 °C ve 650 °C'de sırasıyla 104,2 ve 152,9'a yükselmiştir. Aynı şekilde, kırılma tokluğu değerleri, 650 °C'de 52,5 kJ/m² iken 625 °C ve 600 °C'de sırasıyla 57,5 ve 77,5 kJ/m² olmuştur. Bundan dolayı, hem FDM yapısı açısından hem de mekanik özellikler açısından en iyi sonuç 600 °C'de bekletilen numunelerden alınmıştır.

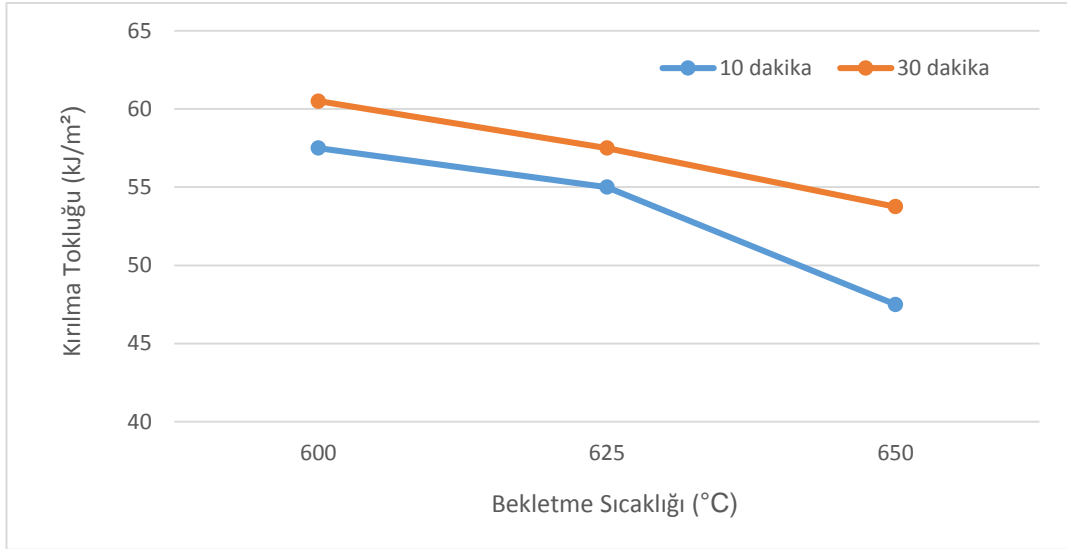


Şekil 4.34. Numunenin alt bölgelerinde tutma sıcaklığı ve zamanına göre % Si kompozisyonu değişimi

Kırılma tokluğu değerleri savurma döküm numunelerinde yüksekken, kontrollü katılaşma da düşmüştür. Kontrollü katılaşmada sabit sıcaklıkta eriyik bekletildiğinden eriyiğin içindeki gazların difüzyonuyla malzeme içindeki gazlar yukarıya doğru çıkıp atmosfere karışması gerekirken, malzemelerin üst kısmında oluşan birincil silisyum kristallerinin oluşturduğu tabaka yüzünden gazlar malzeme içinden çıkamamıştır. Bu durum, malzemelerin kırılma tokluğunu düşürmüştür. Şekil 4.35. ve 4.36., sırasıyla malzemenin alt bölgelerinin bekletme sıcaklığı ve zamanına göre Arşimet yoğunluk ve kırılma tokluğu değerlerinin değişimin vermektedir. Malzemenin yoğunluğunun düşük olmasının iki belirgin sebebi vardır. Biri, silisyum yoğunluğunun yüksek olması, diğeri ise porozite miktarının fazla olmasıdır. Silisyum miktarının alt bölgelerde sıcaklık ve zaman arttıkça arttığını yukarıda bahsedilmişti. Yoğunluktaki düşüş bu durumdan kaynaklanıyor olabilir.



Şekil 4.35. Numunenin alt bölgelerinin bekletme sıcaklığı ve zamana göre Arşimet yoğunluk değerleri



Şekil 4.36. Numunenin alt kısımlarının bekletme sıcaklığı ve zamanına göre kırılma tokluğu değişimi

Al-Si malzemelerin kırılma tokluğunu silisyum konsantrasyonundan ziyade primer silisyumların şekli etkilemektedir. Numunelerin alt kısımlarında birincil silisyumlar biçimsiz iğnemi şekilde olduğunda kristallerin keskin köşeleri kırılma bir etki yaratmaktadır. Bu nedenle, numunenlerin alt kısımlarındaki kırılma tokluk değerleri üst kısımlara göre silisyum kompozisyonları fazla olsa bile düşüktür. Bu kısımdaki kırılma tokluğunun düşüşü, Si kristallerinin şekli ve tane boyutunun büyüklüğünden kaynaklanmaktadır.

BÖLÜM 5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Sonuç olarak, ilk olarak savurma döküm yöntemi ile farklı silisyum kompozisyonlarında (%7, %10, %17 (ağırlıkça)) FDM yapısı eldilmeye çalışılmış ama silisyum konsantrasyonunun azlığından ve ötektik altı bölgede olduğundan %7 ve %10 Si içeren alaşımlar ile yapılan çalışmalarda istenilen sonuçlar elde edilememiştir. Ancak, %17 silisyuma sahip alaşımda hem mikroyapısal hemde mekanik özellikler bakımından FDM yerinde reaksiyon kompozitlerin üretimi başarılmıştır. Bu alaşımla yapılan FDM yapısına farklı parametrelerin etkisini incelemek amacıyla kontrollü katılaştırma yöntemi (Bridgman metodu, yönlü katılaştırma) kullanılmıştır. Bu yöntemde, sıvı-katı bölgesinde (577-660 °C) farklı sıcaklıklarda (600 °C, 625 °C ve 650 °C) ve her bir sıcaklıkta farklı zamanlarda (10 ve 30 dakika) malzeme tutularak sıcaklık ve zamanın birincil silisyumların davranışlarına olan etkisi incelenmiştir. Mikroyapısal derecelendirme bütün kontrollü katılaştırma numunelerinde sağlanmıştır. Tüm numunelerin alt ve üst bölgelerinde silisyum kristallerine rastlanmıştır. Ancak, hem mikro yapı hem de mekanik özellikler dikkate alındığında, istenilen FDM yapısı en iyi 600 °C'de bekletilen numunelerden elde edilmiştir. 600 °C'de bekletilen numunelerde aşırı soğuma fazla olduğundan, birincil silisyumların katılaştıran eriyiğin içinde homojen olarak çekirdeklenip eş eksenli olarak büyümesini sağlamıştır. Bundan dolayı silisyum kristalleri küçük kalarak yoğunluğu küçük olduğundan dolayı üst bölgelere dağılmıştır. Bu da, üst bölgelerin mekanik özelliklerinde iyileşmeye neden olmuştur. Sıcaklık arttıkça aşırı soğuma aralığı, yani çekirdeklenme için gereken enerji, azalmış, silisyum kristalleri kalıp duvarlarında heterojen çekirdeklenmişlerdir. Sıcaklık gradyanı kalıp dışından içine doğru olduğu için taneler eriyiğin içine doğru dallanarak şekilsiz olarak büyümüştür. Bu büyüme, primer silisyumları iğnemsiz, keskin köşeli yaparak tokluğun düşmesine sebebiyet vermiştir. Ayrıca, bekletme zamanını artırmak, birincil silisyumların büyümesini

sağlamıştır. Sertlik, doğrudan silisyum kompozisyonuna bağlı olduğundan, silisyumun yoğun olduğu yerlerde sertlik yüksekken, silisyum içeriğinin az olduğu ort bölgelerde sertlik azdır. Yalnız, kırılma tokluğunu birden fazla parametre etkilemektedir. Bunlar, silisyum kompozisyonu, birincil silisyumların şekli, taneler arası uzaklık ve porozitedir. Tüm bunlar göz önüne alındığında, en iyi sonuçlar 600 °C’de bekletilen malzemelere Al-Si FDM yerinde reaksiyon kompozitlerinde elde edilmiştir.

Sonraki çalışmalar, numune içinde havadaki nemden gelen H₂ gaz boşluklarının oluşmaması için deneylerin vakum altında veya kontrollü atmosferde yapılması önerilir. Alaşımların mümkün olduğunca hava ile teması kesilmelidir. Savurma döküm de kalıp sıcaklığının yüksek olması için kalıp önceden en az 600 °C’ye ısıtılmalıdır. Kontrollü katılaştırma yönteminde, daha dayanıklı rezistamlar kullanıp, fırın içinde alaşımı eritip yine fırın içinde soğutulmalı ve hava ile teması vakum ile veya soygaz içeren atmosfer yardımıyla kesilmelidir. Birincil silisyum kristallerinin mekanik özellikleri kötü olarak etkileyen keskin köşelerinden kurtulmak için alaşıma fosfor gibi modifiye edici malzemeler eklenmelidir.

KAYNAKLAR

- [1] M.J. Pindera, S.M. Arnold, J. Aboudi ve D. Hui, Use of Composites in Functional Graded Materials, *Composites Eng* (1994), 4, 1-145.
- [2] Shahistha A., Varghese B. ve Baby A., A review on functionally graded materials, *The International Journal Of Engineering And Science (IJES)* (2014), Volume 3, Issue 6, Pages 90-101.
- [3] Gupta A. ve Talha M., Recent development in modeling and analysis of functionally graded materials and structures, *Prog. Aerosp. Sci.*, 79 (2015) 1- 14.
- [4] Varol T., Çanakçı A., Erdemir F. ve Özkaya S., Functionally Graded Materials, *Progress in Material Science and Engineering* (1) (2018) 36-47.
- [5] Chu C.Y., Kuo T.C., Chang S.F., Shyu Y.C. ve Lin C.P., Comparison of the microstructure of crown and root dentin by a scanning electron microscopic study, *J. Dent. Sci.* 5 (2010) 14-20.
- [6] Mathes S.H., Ruffner H. ve Hausner U.G., The use of skin models in drug development, *Adv. Drug Delivery Rev.* 69-70 (2014) 81-102.
- [7] Suresh S. ve A. Mortensen, *Fundamentals of Functionally Graded Materials*, IOM Communicaitons (1998), London.
- [8] Noda N., Thermal Stresses in Functionally Graded Material, *Journal Thermal Stresses* (22) (1999), 477-512.
- [9] Birman V., Stability of Functionally Graded Shape Memory Alloy Sandwich Panels, *Smart Mater. Struct.* (6) (1997), 278-286.
- [10] Kaysser W.A. ve Ilschner B., FGM Research Activities in Europe, *MRS Bull.* (20) (1995), 22-26.
- [11] Cho J.R. ve Ha D.Y., Averaing and Finite Element Discretizaiton Approches in the Numerical Analysis of Functionally Graded Materials, *Mater. Sci. Eng., A.*, (2001) (302), 187-196.
- [12] Yin H.M., Paulini G.H., Buttlar W.G. ve Sun L.Z., Effective Thermal Conuctivity of Two-Phase Functionally Graded Particulate Composites, *J. Appl. Phys.* (98-6) (2005), 630-704.

- [13] Liu G.R., Han X., Xu Y.G. ve Lam K.Y., Material Characterization of Functionally Graded Materials by Means of elastic Waves and a Progressive-Learning Neural Network, *Compos. Sci. Technol.* (61) (2001), 1401-1411.
- [14] Bever M.B. ve Duwez P.F., Gradients in composite materials, *Mater. Sci. Eng.* 10 (1972) 1–8.
- [15] Shen M. ve Bever M.B., Gradients in polymeric materials, *J. Mater. Sci.* 7 (1972) 741–746.
- [16] Mortensen A. ve Suresh S., Functionally graded metals and metal-ceramic composites: Part 1 Processing, *Int. Mater. Rev.* 40 (1995) 239–265.
- [17] Neubrand A., Rödel J. ve Metallkd Z., Gradient Materials: An Overview of a Novel Concept, 3rd International Powder Metallurgy Conference 88 (1997) 358–371.
- [18] Miyamoto Y., Kaysser W.A., Rabin B.H., Kawasaki A. ve Ford R.G., *Functionally Graded Materials*, Kluwer Academic Publishers, Boston, 1999.
- [19] Hirai T., *Materials Science and Technology*, volume 17B, Processing of Ceramics, Part 2, VCH Verlagsgesellschaft, Weinheim, Germany, 1996, pp. 292–341.
- [20] Kumar S., Subramaniya Sarma V. ve B.S. Murty, Functionally Graded Al Alloy Matrix In-Situ Composites, *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, Volume 41A (2009), 242-254.
- [21] Joshi R.K., Graphene oxide: the new membrane material, *Appl. Mater. Today* 1 (1) (2015) 1–12.
- [22] Kawasaki A. ve Watanabe R., Concept and P/M fabrication of functionallygradient materials, *Ceram. Int.* 23 (1) (1997) 73–83.
- [23] Gottron J., Harries K.A. ve Xu Q., Creep behaviour of bamboo, *Construct. Build. Mater.* 66 (2014) 79–88.
- [24] Shen M. ve Bever M.B., Gradients in polymeric materials, *J. Mater. Sci.* 7 (7)(1972) 741–746.
- [25] Bever M.B. ve Duwez P.E., On gradient composites, in: *ARPA Materials SummerConference*, 1970, pp. 117–140.
- [26] Kieback B., Neubrand A., ve Riedel H., Processing techniques for functionallygraded materials, *Mater. Sci. Eng. A* 362 (1–2) (2003) 81–106.
- [27] Koizumi M., FGM activities in Japan, *Composites B: Eng.* 28 (1–2) (1997) 1–4.

- [28] Cannillo V., Prediction of the elastic properties profile in glass-alumina functionally graded materials, *J. Eur. Ceram. Soc.* 27 (6) (2007) 2393–2400.
- [29] Jha D.K., Kant T. ve Singh R.K., A critical review of recent research on functionally graded plates, *Compos. Struct.* 96 (2013) 833–849.
- [30] Makoto Sasaki T.H., Fabrication and properties of functionally gradient materials, *J. Ceram. Soc. Jpn.* 99 (10) (1991) 1002–1013.
- [31] Malik P. ve Kadoli R., Nonlinear bending and free vibration response of SUS316-Al₂O₃ functionally graded plasma sprayed beams: theoretical and experimental study, *J. Vib. Control* (2016).
- [32] Ding X., Guo X. ve Ilschner B., N. Merk, DC- and pulse-plating of CuNi and CuZn gradient foils: evaluation by SEM/TEM, in: *2nd Int Symp. on FGMs, San Francisco, 1993.*
- [33] Cherradi N., Kawasaki A. ve Gasik M., Worldwide trends in functional gradient materials research and development, *Compos. Eng.* 4 (8) (1994) 883–894.
- [34] Allahyarzadeh M.H., Gradient electrodeposition of Ni-Cu W (alumina) nanocomposite coating, *Mater. Des.* 107 (2016) 74–81.
- [35] Naebe M. ve Shirvanimoghaddam K., Functionally graded materials: a review of fabrication and properties, *Applied Materials Today*, 5 (2016) 223–245.
- [36] Fukui Y., Takashima K. ve Ponton C.B., Measurement of Young's modulus and internal friction of an in situ Al-Al₃Ni functionally gradient material, *J. Mater. Sci.* 29 (9) (1994) 2281–2288.
- [37] Abbas M.R., Microstructural evaluation of a slurry based Ni/YSZ thermal barrier coating for automotive turbocharger turbine application, *Mater. Des.* 109 (2016) 47–56.
- [38] Dhineshkumar S.R., Enhancement of strain tolerance of functionally graded LaTi₂Al₉O₁₉ thermal barrier coating through ultra-short pulse based laser texturing, *Surf. Coat. Technol.* 304 (2016) 263–271.
- [39] Naga S.M., Effect of La₂Zr₂O₇ coat on the hot corrosion of multi-layer thermal barrier coatings, *Mater. Des.* 102 (2016) 1–7.
- [40] Luká's P.A., Vrána M., Vleugels J., Anné G., Van der Biest O., Neutron diffraction studies of residual stresses in functionally graded alumina/zirconia ceramics, *Mater. Sci. Forum* 571–572 (2008) 309–314.

- [41] Hatton B. ve Nicholson P.S., Design and fracture of layered Al₂O₃/TZ3Y composites produced by electrophoretic deposition, *J. Am. Ceram. Soc.* 84(3) (2001) 571–576.
- [42] Gasik S.U.M., Thermal-elasto-plastic analysis of W-Cu functionally graded materials subjected to a uniform heat flow by micromechanical model, *J. Therm. Stress.* 23 (4) (2000) 395–409.
- [43] Ghosh K.B., Mukhopadhyay J. ve Basu R.N., Functionally graded doped lanthanum cobalt ferrite and ceria-based composite interlayers for advancing the performance stability in solid oxide fuel cell, *J. Power Sources* 328 (2016) 15–27.
- [44] Müller, E., Functionally graded materials for sensor and energy applications, *Mater. Sci. Eng. A* 362 (1–2) (2003) 17–39.
- [45] Slowak R.S.H., Liedtke R. ve Waser R., Functional graded high-K (Ba_{1-x}Sr_x)TiO₃ thin films for capacitor structures with low temperature coefficient, *Integr. Ferroelectr.* 24 (1–4) (1999) 169–179.
- [46] Birth U., Joensson M. ve B. Kieback, Powder metallurgical processing and properties of copper/tungsten gradients mater, *Sci. Forum* 308–311 (1999) 766–773.
- [47] Torres Y., Design, Processing and characterization of titanium with radial graded porosity for bone implants, *Mater. Des.* 110 (2016) 179–187.
- [48] Bafekrpour E., Effect of compositional gradient on thermal behavior of synthetic graphite–phenolic nanocomposites, *J. Therm. Anal. Calorim.* 109(3) (2012) 1169–1176.
- [49] Bafekrpour E., Fabrication and characterization of functionally graded synthetic graphite/phenolic nanocomposites, *Mater. Sci. Eng. A* 545 (2012) 123–131.
- [50] Koide S., Fabrication of functionally graded bulk materials of organic polymer blends by uniaxial thermal gradient, *J. Mater. Chem.* 17 (6) (2007) 582–590.
- [51] Krumova M., Microhardness studies on functionally graded polymer composites, *Compos. Sci. Technol.* 61 (4) (2001) 557–563.
- [52] Liu X.O., Wang Y.S., Zhu J.H., Epoxy resin/polyurethane functionally graded material prepared by microwave irradiation, *J. Appl. Polym. Sci.* 94 (3)(2004) 994–999.
- [53] Bafekrpour E., Preparation and properties of composition-controlled carbon nanofiber/phenolic nanocomposites, *Composites B: Eng.* 52 (2013) 120–126.

- [54] Arsha A.G., Design and fabrication of functionally graded in-situ aluminium composites for automotive pistons, *Mater. Des.* 88 (2015) 1201–1209.
- [55] Watanabe Y., Yamanaka N. ve Fukui Y., Control of composition gradient in a metal-ceramic functionally graded material manufactured by the centrifugal method, *Composites A: Appl. Sci. Manuf.* 29 (5–6) (1998) 595–601.
- [56] Prabhu T.R., Processing and properties evaluation of functionally continuous graded 7075 Al alloy/SiC composites, *Arch. Civil Mech. Eng.* 17 (1) (2017) 20–31.
- [57] Melgarejo Z.H., Suárez O.M. ve Sridharan K., Microstructure and properties of functionally graded Al–Mg–B composites fabricated by centrifugal casting, *Composites A: Appl. Sci. Manuf.* 39 (7) (2008) 1150–1158.
- [58] Rahimi-pour M.R. ve Sobhani M., Evaluation of centrifugal casting process parameters for in situ fabricated functionally gradient Fe-TiC composite, *Metall. Mater. Trans. B: Process Metall. Mater. Process. Sci.* 44 (5) (2013) 1120–1123.
- [59] Watanabe Y., Fabrication of fiber-reinforced functionally graded materials by a centrifugal in situ method from Al–Cu–Fe ternary alloy, *Composites A: Appl. Sci. Manuf.* 37 (12) (2006) 2186–2193.
- [60] Drenchev L., Sobczak J., Malinov S. ve Sha W., Numerical simulation of macrostructure formation in centrifugal casting of particle reinforced metal matrix composites. Part 1: model description, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* 11 (2003) 635–649.
- [61] Drenchev L., Sobczak J., Malinov S. ve Sha W., Numerical simulation of macrostructure formation in centrifugal casting of particle reinforced metal matrix composites. Part 2: simulations and practical applications, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* 11 (4) (2003) 651–674.
- [62] Rajan T.P.D., Pillai R.M. ve Pai B.C., Functionally graded Al–Al₃Ni in situ intermetallic composites: Fabrication and microstructural characterization, *Journal of Alloys and Compounds* 453 (2008) L4–L7.
- [63] Nai S., Gupta M., ve Lim C., Synthesis and wear of Al based, free standing functionally gradient materials: effects of different reinforcements, *Mater. Sci. Technol.*, 2004, vol. 20, pp. 57–67.
- [64] Kumar S., Subramaniya Sarma v. ve Murty B.S., Functionally graded Al alloy matrix in-situ composites, *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International: Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 41A (2010), 242-254.

- [65] Chirita, G., Soares, D., Silva, F.S., Advantages of the centrifugal casting technique for the production of structural components with Al–Si alloy. *Materials & Design* 29 (1) (2008), 20–27.
- [66] Huang X., Liu C., Lv X., Liu G. ve Li F., Aluminum alloy pistons reinforced with SiC fabricated by centrifugal casting, *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011) 1540– 1546.
- [67] Y. Watanabe ve H. Sato, Review Fabrication of Functionally Graded Materials under a Centrifugal Force, *Nanocomposites with Unique Properties and Applications in Medicine and Industry*, (2011) 133-150.
- [68] Fukui, Y. (1991). Fundamental Investigation of Functionally Gradient Material Manufacturing System using Centrifugal Force. *JSME Int. J. Series III, Vol.34, No. 1*, (March, 1991), pp. 144-148, ISSN 0914-8825.
- [69] Watanabe, Y.; Yamanaka, N. & Fukui, Y. (1998). Control of Composition Gradient in a Metal-Ceramic Functionally Graded Material Manufactured by the Centrifugal Method. *Composites Part A, Vol. 29A, No. 5-6*, (1998), pp. 595-601, ISSN 1359-835X.
- [70] Kang, C. G. & Rohatgi, P. K. (1996). Transient Thermal Analysis of Solidification in a Centrifugal Casting for Composite Materials Containing Particle Segregation. *Metall Mater Trans B, Vol. 27B, No. 2* (April, 1996), pp. 277-285, ISSN 1073-5615 (Print) 1543-1916 (Online).
- [71] Ogawa, T.; Watanabe, Y.; Sato, H., Kim, I-S & Fukui, Y. (2006). Theoretical Study on Fabrication of Functionally Graded Material with Density Gradient by a Centrifugal Solid-Particle Method, *Composites Part A, Vol. 37, No. 12*, (December, 2006), pp. 2194-2200, ISSN 1359-835X.
- [72] Watanabe, Y.; Miura-Fujiwara, E. & Sato, H. (2010). Fabrication of Functionally Graded Materials by Centrifugal Slurry-Pouring Method and Centrifugal Mixed-Powder Method. *J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, Vol. 57, No. 5*, (May, 2010), pp. 321-326, ISSN 0532-8799.
- [73] Watanabe, Y.; Inaguma, Y.; Sato, H. & Miura-Fujiwara, E. (2009). A Novel Fabrication Method for Functionally Graded Materials under Centrifugal Force: The Centrifugal Mixed-Powder Method. *Materials, Vol. 2, No. 4*, (December, 2009), pp. 2510-2525, EISSN 1996-1944.
- [74] Watanabe, Y.; Watanabe, S. & Matsuura, K. (2004a). Nickel-Aluminides/Steel Clad Pipe Fabricated by Reactive Centrifugal Casting Method from Liquid Aluminum and Solid Nickel. *Metall. Mater. Trans. A, Vol. 35A, No. 5*, (May, 2004), pp. 1517-1524, ISSN 1073-5623.

- [75] Fukui, Y. & Watanabe, Y. (1996). Analysis of Thermal Residual Stress in a Thick-Walled Ring of Duralcan Base Al-SiC Functionally Graded Material, *Metal. Mater. Trans. A*, Vol. 27A, No. 12, (December, 1996), pp. 4145-4151, ISSN 1073-5623 (Print), 1543-1940 (Online).
- [76] Watanabe, Y.; Kawamoto, A. & Matsuda, K. (2002). Particle Size Distributions of Functionally Graded Materials Fabricated by Centrifugal Solid-Particle Method. *Comp. Sci. Tech.*, Vol. 62, No. 6, (May, 2002), pp. 881-888, ISSN 0266-3538.
- [77] Rajan T.P.D., Pillai R.M. ve Pai B.C., Characterization of centrifugal castfunctionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites, *Mater. Charact.* 61 (10) (2010) 923–928.
- [78] Rodri'iguez-Castro R., Wetherhold R.C., Kelestemur M.H., High-temperature thermo-mechanical behavior of functionally graded materials produced by plasma sprayed coating: experimental and modeling results, *Met. Mater. Int.* 323 (1–2) (2002) 445–456.
- [79] Velhinho, P.D. Sequeira, Rui Martins, G. Vignoles, F. Braz Fernandes, Botas J D, Rocha L A, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 200 (2003) 295.
- [80] Watanabe, Y.; Kim, I-S. & Fukui, Y. (2005). Microstructures of Functionally Graded Materials Fabricated by Centrifugal Solid-Particle and in-situ Methods. *Metals and Materials International*, Vol. 11, No. 5, (October, 2005), pp. 391-399, ISSN 1598-9623.
- [81] Watanabe, Y.; Eryu, H. & Matsuura, K. (2001). Evaluation of Three-Dimensional Orientation of Al₃Ti Platelet in Al based FGMs Fabricated by a Centrifugal Casting Technique. *Acta Mater.*, Vol. 49, No. 5, (March, 2001), pp. 775-783, ISSN 1359-6454.
- [82] Sequeira, P. D.; Watanabe, Y.; Eryu, H.; Yamamoto, T. & Matsuura, K. (2007). Effects of Platelet Size and Mean Volume Fraction on Platelet Orientation and Volume Fraction Distributions in Functionally Graded Material Fabricated by a Centrifugal Solid-Particle Method. *Trans. ASME, Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 129, No. 2, (April, 2007), pp. 304-312, ISSN 0094-4289.
- [83] Watanabe, Y.; Yamanaka, N. & Fukui, Y. (1999). Wear Behavior of Al-Al₃Ti Composite Manufactured by Centrifugal Method. *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 30A, No. 12, (December, 1999), pp. 3253-3261, ISSN 1073-5623.
- [84] Watanabe, Y.; Sato, H. & Fukui, Y. (2008). Wear Properties of Intermetallic Compound Reinforced Functionally Graded Materials Fabricated by Centrifugal Solid-particle and In-Situ Methods. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol. 2, No. 7, (July, 2008), pp. 842-853, EISSN 1880-9871.

- [85] L.F. Mondolfo, Aluminum Alloys: Structure and Properties, Butterworths, London, 1976.
- [86] R.R. Miller, in: R.N. Lyon (Editor-in-Chief), Liquid-Metals Handbook, 2nd ed., Washington DC, 1952, p. 38.
- [87] Y. Fukui, K. Takashima, C.B. Ponton, Bending strength of an Al-Al₃Ni functionally graded material, *J. Mater. Sci.* 29 (1994) 2281–2288.
- [88] Y. Fukui, N. Yamanaka, Y. Enokida, Bending strength of an Al-Al₃Ni functionally graded material, *Composites B* 28 (1997) 37–43.
- [89] Y. Fukui, M. Shimojo, P. Bowen, in: D. Hui (Ed.), Proceedings of the Third International Conference on Composite Engineering, International Community for Composite Engineering, New Orleans, LA, 1996, pp. 285–286.
- [90] Fukui Y. and Bowen P. "Fatigue crack propagation in an in-situ Al-Al₃Ni functionally gradient material". *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., Ser. A*, Vol. 60 (1994) pp 2048-2053.
- [91] H. Okada, Y. Fukui, R. Sako, N. Kumazawa, Numerical analysis on near net shape forming of Al–Al₃Ni functionally graded material, *Composites A* 34 (2003) 371–382.
- [92] Watanabe, Y.; Sato, R.; Matsuda, K. & Fukui, Y. (2004b). Evaluation of Particle Size and Particle Shape Distributions in Al-Al₃Ni FGMs Fabricated by a Centrifugal in-situ Method. *Science and Engineering of Composite Materials*, Vol. 11, No. 2-3, (2004), pp. 185-199, ISSN 0334-181X.
- [93] Kang, C. G. ve Rohatgi, P. K. (1996). Transient Thermal Analysis of Solidification in a Centrifugal Casting for Composite Materials Containing Particle Segregation. *Metall Mater Trans B*, Vol. 27B, No. 2 (April, 1996), pp. 277-285, ISSN 1073-5615 (Print) 1543-1916 (Online).
- [94] Hattori, Y., Sato, H., Miura-Fujiwara, E. ve Watanabe, Y. (2010). Estimation of the Cooling Rate Distribution by means of Lamellar Spacing of Al-Al₂Cu Eutectic Structure during Fabrication of FGM under Centrifugal Force, *Functionally Graded Materials*, Vol. 24, (2010), pp. 17-22, ISBN 978-4-9901902-6-2.
- [95] Watanabe, Y. ve Oike, S. (2005). Formation Mechanism of Graded Composition in Al-Al₂Cu Functionally Graded Materials Fabricated by a Centrifugal in situ Method. *Acta Mater.*, Vol. 53, No. 6, (April, 2005), pp. 1631-1641, ISSN 1359-6454.

- [96] LIN Xue-dong, LIU Chang-ming, XIAO Hai-bo, Fabrication of Al–Si–Mg functionally graded materials tube reinforced with in situ Si/Mg₂Si particles by centrifugal casting [J]. *Composites: Part B*, 2013, 45: 8–21.
- [97] Duque N B, Humberto Melgarejo Z, Marcelo Suarez O., Functionally graded aluminum matrix composites produced by centrifugal casting [J]. *Materials Characterization*, 2005, 55: 167–171.
- [98] Matsuura, K.; Jinmon H.; Hirashima, Y.; Khan, T. I. & Kudoh, M. (2000). Reactive Casting of Ni-Al-Fe Ternary Intermetallic Alloys. *ISIJ Int.*, Vol. 40, No. 2 (February, 2000), pp. 161-166, ISSN 0915-1559.
- [99] Hellawell, A., “Crystal Growth Methods for the Production of Aligned Composites,” in *Directionally Solidified In-Situ Composites*. AGARD-CP-156, Thompson, E.R. and Sahm, P.R. (Editors), Technical Editing and Reproduction Ltd., London, pp. 57-66 (1974).
- [100] Gruzleski, J.E. and Winegard, W.C., The Plane to Cell Transition in the Sn-Cd Eutectic,” *J. Inst. Metals*, vol. 96, pp. 304-307 (1968).
- [101] Büyük U., Engin S. Ve Maraşlı N., Directional Solidification of Zn-Al-Cu Eutectic Alloy by the Vertical Bridgman Method, *J. Min. Metall. Sect. B-Metall.* 51 (1) B (2015) 67 – 72.
- [102] El-Mahallawy, N.A. and Farag, M.M., Effect of Some thermal Parameters on the Directional Solidification Process,” *J. Cryst. Growth*, vol 44, pp. 251-258 (1978).
- [103] Heo T.W., ve Chen L.Q., Phase-field modeling of displacive phase transformations in elastically anisotropic and inhomogeneous polycrystals, *Acta Mater.* 76 (2014) 68–81.
- [104] Boussinot, G., Isothermal solidification in peritectic systems, *Acta Mater.* 75 (2014) 212–218.
- [105] Boettinger W.J., Solidification microstructures: recent developments, future directions, *Acta Mater.* 48 (1) (2000) 43–70.
- [106] Koide S., Fabrication of functionally graded bulk materials of organic polymer blends by uniaxial thermal gradient, *J. Mater. Chem.* 17 (6) (2007) 582–590.
- [107] Kieback B., Neubrand A. ve Riedel H., Processing techniques for functionally graded materials, Elsevier: *Materials Science and Engineering A362* (2003) 81–105.
- [108] Tenekedjiev N. ve Gruzleski J. E., Hypereutectic Aluminium-Silicon Casting Alloys—A Review, *Cast Metals* 3, 96-105 (1990).

- [109] Bates A.P. ve Calvert D.S., *The British Foundryman* vol. 59, pp. 119 (1966).
- [110] Weiss J. C. ve Loper Jr C.R., *The American Foundry Society Transactions* vol.32, pp. 51 (1987).
- [111] Tenekedjiev N., Argo D. ve Gruzleski J. E., *The American Foundry Society Transactions* 18, 127 (1989).
- [112] Abbott T.B. ve Parker B.A., *The Origins of Primary Silicon Particles in Hypereutectic Aluminium-Silicon Alloys*, *Cast Metals* vol. 1, 122 (1988).
- [113] Pierantoni M., Gremaud M., Magnin P., Stoll D. ve Kurz W., *The coupled zone of rapidly solidified Al-Si alloys in laser treatment*, *Acta metall, mater.* 40, 1637-1644 (1992).
- [114] Liang D., Bayraktar Y., Moir S.A., Barkhudarov M. ve Jones H., *Primary silicon segregation during isothermal holding of hypereutectic Al-18.3 wt%Si alloy in the freezing range*, *Scripta metall, mater.* 31, 363-367 (1994).
- [115] Yilmaz F., Alasoy O.A. ve Elliott R., *Growth structures in aluminium-silicon alloys II. The influence of strontium*, *J. Cryst. Growth* 118, 377-384 (1992).
- [116] Liang D., Bayraktar Y. ve Jones H., *Formation and Segregation of Primary Silicon in Bridgman Solidified Al-18.3 wt% Si Alloy*, *Acta metall, mater.* Vol. 43, No. 2, pp. 579-585, 1995.
- [117] Chirita G., Stefanescu I., Cruz D., Soares D. ve Silva F.S., *Sensitivity of different Al-Si alloys to centrifugal casting effect*, *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 2867-2877, 2010.
- [118] Nayak S. Ve Karthik A., *Synthesis of Al-Si alloys and study of their mechanical properties*, National Institute of Technology, 2011.
- [119] Hafiz M.F. ve Kobayashi, *Fracture Toughness of Modified and Nonmodified Al-Si Casting Alloys*, *the Int. Conf. On Mech. Behaviour of Ductile Iron and Other Cast Metals*, pp. 437-447, 1993.

ÖZGEÇMİŞ

Merve Gizem Özden, 06.01.1992'de Ankara'da doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini Ankara'da tamamladı. 2009 yılında Ankara Lisesi'nden mezun oldu. 2009 yılında başladığı Orta Doğu Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nü 2015 yılında bitirdi. 2015 yılında Yıldırım Beyazıt Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde yüksek lisans eğitimine başladı. 2016 yılında Sakarya Üniversitesi'nde araştırma görevlisi olarak çalışmaya başladı akabinde yüksek lisans eğitimine Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde devam etti. Halen Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır.