

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ALÜMİNYUM ESASLI İN-SİTU BORÜR
TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Ömer SAVAŞ

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Ramazan KAYIKCI

Haziran 2010

T.C.

SAKARYA ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ


**ALÜMİNYUM ESASLI İN-SITU BORÜR
TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**


DOKTORA TEZİ


Ömer SAVAŞ

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ


Bu tez 25/06/2010 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği/Oyçokluğu ile kabul edilmiştir.


Prof. Dr. Mehmet TÜRKER


Prof. Dr. Ercan CANDAN


Doç. Dr. Kadir KOCATEPE

Jüri Başkanı Jüri Üyesi Jüri Üyesi


Doç. Dr. Adem DEMİR

Jüri Üyesi


Doç. Dr. Ramazan KAYIKCI

Jüri Üyesi

TEŞEKKÜR

Doktora çalışmam süresince değerli yardımlarını esirgemeyen tez danışmanım sayın Doç. Dr. Ramazan KAYIKCI'ya en içten teşekkürlerimi sunarım.

Bu çalışmanın yapılmasında 1001 Araştırma Destek Programı Kapsamında 107M023 no'lu projeye maddi desteklerinden dolayı TÜBİTAK Araştırma Destek Programları Başkanlığına (ARDEB) teşekkür ederim.

Ayrıca deneysel çalışmalarım sırasında teknik desteklerini esirgemeyen Öğr. Gör. Gürhan Denize'e, eğitime ve dökümlerin yapılmasındaki desteklerinden dolayı Arş. Gör. Murat Çolak'a, tez yazım sürecinde çizimlerdeki desteklerinden dolayı Selçuk Şirin'e, kalıpların hazırlanmasında desteklerinden dolayı Arş. Gör. Ferit Fıçıcı'ya, savurma dökümlerin yapılmasında katkılarından dolayı Yasin Yılmaz'a içten teşekkürlerimi sunarım.

Kompozitlerin AlB_2 takviye oranlarının belirlenmesinde yaş kimyasal analiz yöntemi ile bor tayini konusunda katkılarından dolayı Fen Edebiyat Fakültesi, Kimya Bölümü Başkanı Prof. Dr. Ali Osman Aydın'a ve öğretim üyesi Yrd. Doç. Dr. Mustafa Gülfen'e, teşekkür ederim.

Tez çalışmamda katkılarından dolayı sayın Doç. Dr. Sakıp Köksal'a ve tez izleme komitemde yer alan sayın Prof. Dr. Ercan Candan'a ve Doç. Dr. Adem Demir'e teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak tüm eğitim hayatım boyunca desteklerini esirgemeyen ve benim üzerimde en fazla emeği olan aileme en derin sevgi ve saygı ve minnet duyguları içinde teşekkür etmeyi bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	ii
İÇİNDEKİLER	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ	vii
ŞEKLLER LİSTESİ.....	ix
TABLolar LİSTESİ.....	xvii
ÖZET.....	xxi
SUMMARY.....	xxii

BÖLÜM 1.

GİRİŞ	1
-------------	---

BÖLÜM 2.

LİTERATÜR TARAMASI.....	6
2.1. Kompozit Malzemeler	6
2.2. Metal Matris Kompozitler (MMK)	6
2.2.1. Metal matrisli kompozitlerinin mekanik özellikleri.....	8
2.2.2. Metal matrisli kompozitlerin ticari ve teknik özellikleri.....	14
2.2.2.1. Yapısal uygulamalar	15
2.2.2.2. Termal ve mekanik distorsiyon direnci	16
2.2.2.3. Aşınma direnci	17
2.2.3. Matris ve takviye elemanları	17
2.2.3.1. Matris malzemeleri	17
2.2.3.2. Takviye elemanı.....	19
2.2.4. Üretim yöntemleri	20
2.2.4.1. Ex–situ üretim yöntemi.....	21
2.2.4.2. İn–situ üretim yöntemi.....	26
2.3. Al–B Sistemleri	39

2.3.1. AlB ₂ sentezleme teknikleri.....	39
2.3.1.1. Basit çözeltili alma tekniği.....	39
2.3.1.2. Oksit redüksiyonu ile bor indirgeme tekniği	40
2.3.1.3. KBF ₄ tuzları ile bor indirgeme tekniği	42
2.4. Al–B İkili Faz Diyagramı ve Peritektik Reaksiyon Sıcaklığı	45
2.5. AlB ₂ ve AlB ₁₂ Alüminyum Borür Yapılar	49
2.6. AlB ₂ Fleyklerinin Morfolojisi	52
2.7. AlB ₂ Kompozitlerinde Takviye Oranları ve Mekanik özellikler	58
2.8. Fonksiyonel AlB ₂ Kompozit Üretimi ve Özellikleri.....	67
BÖLÜM 3.....	71
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	71
3.1. Giriş	71
3.2. Başlangıç Malzemeleri	71
3.3. Deneysel Ekipman ve Teknikler.....	74
3.3.1. Eğritme ocakları	74
3.3.2. Eğimli soğutma plakası	77
3.3.3. Savurma döküm kalıpları	78
3.3.4. Çelik potalar	79
3.4. Ergitme ve Sentezleme İşlemleri	81
3.4.1. Bor oksit, boraks ve borik asit ilavesi ile AlB ₂ borür yapılarının oluşturulmasına yönelik deneysel yöntemler	81
3.4.2. AlB ₂ borür yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oranları üzerine etki eden parametrelerin belirlenmesine yönelik deneysel çalışmalar.....	83
3.4.3. Doğrudan döküm yöntemi ile AlB ₂ kompozitlerinin üretilmesine yönelik yapılan deneysel çalışmalar	87
3.4.4. AlB ₂ kompozitlerinde takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik yapılan deneysel çalışmalar	89
3.5. Karakterizasyon Çalışmaları.....	95
3.5.1. Optik analizler	95
3.5.1.1. AlB ₂ borür yapılarının uzunluk ve kalınlık ölçümleri	95
3.5.1.2. % Gözenek ölçümleri.....	97

3.5.1.3. Tane boyutu ölçümleri	98
3.5.2. Takviye içeriklerinin belirlenmesi	99
3.5.2.1. Yaş analiz yöntemi ile % B tespiti	100
3.5.2.2. % AlB ₂ takviye içeriğinin hesaplanması	101
3.5.3. Yoğunluk ölçümleri.....	102
3.5.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) analizleri	102
3.5.5. XRD incelemeleri.....	102
3.5.6. Yaşlandırma ısıl işlemi (T6).....	103
3.5.7. Sertlik ölçümleri	103
3.5.8. Çekme ve basma dayanım testleri	104
3.6. Deneysel Tasarımı ve Taguchi Metodu	104
3.6.1. Ortogonal diziler	105
3.6.2. Sinyal / gürültü oranı	106
3.6.3. Taguchi metodunda etkileşimlerin incelenmesi	107
3.6.4. Varyans analizi	107
3.6.4.1. Kareler toplamı (varyasyon)	108
3.6.4.2. Serbestlik derecesi	108
3.6.4.3. Varyans	109
3.6.4.4. F testi.....	109
3.6.4.5. Faktörlerin toplam değişime etkilerinin yüzdesi	110
3.6.4.6. Doğrulama deneyleri.....	110
BÖLÜM 4. DENEYSEL SONUÇLAR	111
4.1. Giriş	111
3.2. Bor Oksit, Boraks ve Borik Asit İlavesi ile AlB ₂ Borür Yapılarının Oluşturulmasına Yönelik Deneysel Sonuçlar.....	112
4.3. AlB ₂ Borür Yapılarının Genişlik, Kalınlık ve Aspekt Oranları Üzerine Etki Eden Parametrelerin Belirlenmesine Yönelik Deneysel Sonuçlar...	119
4.3.1. “Soğuma hızı” ve “alüminyum matris alaşımı” faktörlerinin AlB ₂ yapıları üzerine etkileri.....	119
4.3.2. “AlB _{2(katı)} + Al _(sıvı) ” bölgesinde “bekleme zamanı” ve “bekleme sıcaklığı” faktörlerinin AlB ₂ yapıları üzerine etkileri.....	127

4.4. Doğrudan Döküm Yöntemi ile AlB ₂ Kompozitlerin Üretimine Yönelik Deneysel Sonuçlar	135
4.4.1. Doğrudan ve eğimli soğutma plakası ile üretilen kompozitlerinin karşılaştırılmasına yönelik olarak yapılan deneylere ait sonuçlar..	135
4.4.2. Eğimli soğutma plakası ile doğrudan döküm yöntemi ile üretilen yüksek aspekt oranlı AlB ₂ /Al, AlB ₂ /Al-Si, AlB ₂ /Al-Cu ve AlB ₂ /Al-Mg kompozitlerden elde edilen sonuçlar	137
4.5. Takviye Oranlarının Artırılmasına Yönelik Yapılan deneylere Ait Sonuçlar.....	142
4.5.1. AlB ₂ takviye oranlarının tek adımlı doğrudan döküm yöntemi ile artırılmasına yönelik optimizasyon çalışmalarından alınan sonuçlar	143
4.5.2. AlB ₂ takviye içeriklerinin savurma döküm yöntemi ile artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar.....	148
4.5.3. Ezme döküm yöntemi ile AlB ₂ takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar	154
4.6. Üretilen Kompozitlere Ait Sertlik, Çekme ve Basma Sonuçlar	160
4.6.1. Sertlik test sonuçları	161
4.6.2. Çekme dayanımı test sonuçları	163
4.6.3. Basma dayanımı test sonuçları	167

BÖLÜM 5.

SONUÇLARIN İRDELENMESİ	171
------------------------------	-----

BÖLÜM 6.

GENEL SONUÇLAR	199
----------------------	-----

KAYNAKLAR	203
-----------------	-----

ÖZGEÇMİŞ	211
----------------	-----

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

ANOVA	: Varyans analizi
cm	:Santimetre
d/dak.	:Devir/dakika
Dak.	:Dakika
DRA	:Alüminyum matrisli kısa fiber takviyeli kompoziti
DRTi	:Titanyum matrisli kısa fiber takviyeli kompoziti
E_f	:Takviye elastik modülü
E_K	:Kompozit elastik modülü
E_m	:Matris elastik modülü
g	:Gram
Kg	:Kilogram
m	:Metre
mg	:Miligram
M/l	:Molar derisim
mm	:Milimetre
MMK	:Metal Matrisli Kompozit
s	:Saniye
S/N	: Sinyal Gürültü oranı
S^2	: Gözlem değerlerinin varansı
SS	:Kareler toplamı
SS_A	: A faktörüne ait kareler toplamı
SS_e	: Hata kareler toplamı
SS_{ep}	: Pooling varyasyonu
SS_T	: Toplam kareler toplamı
V_{ep}	: Pooling varyansı
V_f	:Takviye oranı
V_m	:Matris oranı

V_{Mim}	:Kritik takviye hacim oranı
σ_f	:Fiber çekme mukavemeti
σ_K	:Kompozit çekme mukavemeti.
σ_m	:Matris oranı mukavemeti
μ	:Mikron

ŞEKLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	a) Sürekli fiber, b) Süreksiz fiber ve c) Partikül takviyeli MMK	8
Şekil 2.2.	Tipik bir kompozitte gerilme–uzama eğrisi	9
Şekil 2.3.	Kompozite uygulanan yük durumu	10
Şekil 2.4.	Kompozite fiber yönüne paralel yük uygulanması durumunda takviye içeriğine bağlı olarak dayanım değişimi	12
Şekil 2.5.	Kompozitlerde takviye içeriği ve aspekt (uzunluk/kalınlık) oranına bağlı olarak dayanım ve elastik modül değişimi	14
Şekil 2.6.	Yapısal uygulamalar için spesifik elastik modül ve mukavemet haritası, Gr: organik matris kompozit örneğin Grafit/Epoksi, PAN/epoksi,; sürekli fiber takviyeli kompozitlerde 0°: yükün fiber yönün dik olması ve 90°: yükün fiber yönüne paralel olması durumu, Q/I; yakın izotropi, sürekli fiber takviyeli Al(F): alüminyum alaşımı ve Ti(f): titanyum alaşımı ve Metaller: Al, Mg, Ti, Ni ve Çelik alaşımları	15
Şekil 2.7.	Mekanik ve termal distorsiyon direnci için malzeme seçim haritası	16
Şekil 2.8.	a) Ezme döküm, b) gaz basınçlı infiltrasyon yöntemi şematik gösterimi	24
Şekil 2.9.	Toz metal metalurjisi tekniği ile kompozit üretim şeması	26
Şekil 2.10.	İn–situ metal matris kompozit oluşum şeması	31
Şekil 2.11.	Tuz karışımı yardımı ile MMK üretimi düzeneği	35
Şekil 2.12.	Doğrudan infiltrasyon şematik görüntüsü	36
Şekil 2.13.	Direkt sıvı/metal oksidasyon tekniği ile Al ₂ O ₃ /Al kompozit üretim şeması	37
Şekil 2.14.	Linberg tüp fırın şematik gösterimi	40
Şekil 2. 15.	Oksit redüksiyonu tekniği ile borür oluşumunun şematik gösterimi	41

Şekil 2. 16.	a) 1360°C'de Boraks ilavesi ile, b) 1360°C'de Bor oksit ilavesi ile ve c) 900°C'de Boraks ilavesi ile üretilen numuneye ait mikroyapı görüntüsü.....	42
Şekil 2. 17.	Üretilen Al-% B master alaşımına ait SEM görüntüsü	44
Şekil 2. 18.	Üretilen Al-3% B master alaşımına ait XRD analizi	44
Şekil 2. 19.	Al-B ikili faz diyagramı	46
Şekil 2. 20.	Al-%2 B master alaşımının optik mikroskop ile çekilmiş mikroyapı görüntüsü.....	47
Şekil 2. 21.	a) Al-2% B, 895 °C, 24 saat b) Al-2 B, 895 °C, 72 saat ısıtım sonrası optik mikroskop mikroyapı görüntüsü	48
Şekil 2. 22.	950 °C'nin üzerinde 24 saat ısıtım sonrası optik mikroskop mikroyapı görüntüsü	48
Şekil 2. 23.	a) Al-2% B belirli bir oryantasyona sahip master alaşımı b) Al-2 % B master alaşımının 1050 °C'de 24 saat ısıtım sonrası optik mikroskop görüntüsü	49
Şekil 2. 24.	AlB ₂ kristal kafes yapısı.....	49
Şekil 2. 25.	Isıl çevrim şeması	50
Şekil 2.26.	a) 800 C'de 70 saat bekleme sonrası, b) su ortamında ve c) su ortamında katılaşma sonrası AlB ₂ kristal yapıları SEM görüntüleri	51
Şekil 2. 27.	Kompleks yapıya sahip α-AlB ₁₂ kristal kafes görünümü.....	52
Şekil 2. 28.	Al-1,8B alaşımının 1300 C'de a) argon atmosferi altında, b) yağ, c) su ve d) tuzlu su ortamında katılaşma sonrası mikroyapı görüntüsü....	55
Şekil 2. 29.	900°C'de Al-1,8 B alaşımının a) bekleme, b) 1 saat, c) 20 saat ve d) 70 saat bekleme sonrası alınan mikroyapı görüntüsü.....	56
Şekil 2. 30.	AlB ₂ Fleyklerini filtreleme düzeneği	60
Şekil 2.31.	Isıl çevrim şeması	60
Şekil 2.32.	a) master alaşımı, b) %4, c) %10 ve d) %20 AlB ₂ kompoziti	61
Şekil 2.33.	a) Al-Cu matris alaşımı b) %10 ve c) %20 AlB ₂ /Al-Cu kompozitine ait SEM görüntüsü	64
Şekil 2. 34.	%20 AlB ₂ /Al-Cu kompozitine ait kırık yüzey SEM görüntüsü a) kırık yüzey A ve b) karşı kırık yüzey B.....	64
Şekil 2. 35.	Al-%4 B kompozitine ait mikroyapı görüntüsü	65
Şekil 2. 36.	Al-%5 Cu-%4 B kompozitine ait mikroyapı görüntüsü	66

Şekil 2.37.	Düşük aspekt oranlı AlB_2 kompozitine ait kırık yüzey SEM görüntüsü ve kırık yüzeye ait EDX analizi	67
Şekil 2.38.	Savurma döküm sistemi ile AlB_2 dereceli kompozit üretiminin şematik görünümü.....	68
Şekil 2. 39.	$Al-2\%$ $Mg-2\%$ B alaşımının savurma işlem sonrası mikroyapı görünümü merkezden uzaklık a) 0mm, b)10 mm ve c)20 mm.....	69
Şekil 2. 40.	Merkezden itibaren mesafeye bağlı olarak takviye içeriği değişimi	69
Şekil 2. 41.	Mesafeye bağlı olarak vickers mikro sertlik değişimi	70
Şekil 2. 42.	Kalıp iç yüzeyinden mesafeye bağlı olarak hacimsel aşınma kaybı.....	70
Şekil 3. 1.	Sentezleme işlemine alınmadan önce hazırlanan bor cevherlerine ait makroyapı görüntüleri.....	73
Şekil 3. 2.	İndüksiyon eğritme sistemi (güç ünitesi ve ısıtma bobini)	75
Şekil 3. 3.	İndüksiyon eğritme sistemi pota kısmı	76
Şekil 3. 4.	İndüksiyon bobini ve içerisinde ergitme işleminin yapılışı	77
Şekil 3. 5.	Eğimli soğutma plaka şematik görünüşü	78
Şekil 3. 6.	Savurma döküm kalıbı ve ölçüleri	79
Şekil 3. 7.	İndüksiyon bobini içinde ergitmede kullanılan çelik potalar.....	80
Şekil 3.8.	Üç bölmeli çelik pota	80
Şekil 3. 9.	AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesine yönelik ısıl çevrim şeması	83
Şekil 3. 10.	200g'lık sıvı alüminyumun kalıp içerisinde görünümü	85
Şekil 3. 11.	Üç farklı potada katılaştırılan numunelerin soğuma eğrileri	86
Şekil 3. 12.	Doğrudan döküm yönteminde kullanılan grafit pota ve döküm sonrası üretilmiş AlB_2 kompoziti külçesi	89
Şekil 3. 13.	a) $100cm^2$, b) $75cm^2$ 'lik bor oksit temas yüzey alanı için tasarlanan kalıp geometrisi.....	90
Şekil 3. 14.	Savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitler üzerinden karakterizasyon amacı ile belirlenen bölgeler.....	93
Şekil 2.15.	Ezme döküm yöntemi ile filtreleme sistemi ile kompozitin takviye içeriğinin zenginleştirilmesi.....	94
Şekil 3. 16.	a) ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozit görüntüsü, b) test numunelerinin temsili görüntüsü ve ölçüleri	95
Şekil 3. 17.	AlB_2 borür yapılarının genişlik ve kalınlık ölçümleri.....	96

Şekil 3. 18.	a) 5 dak 0,02 μm 'luk elmas pasta ile parlatma sonrası, b) 15 dak. 0,02 μm 'luk elmas pasta ile parlatma sonrası optik görüntü	96
Şekil 3. 19.	Bilgisayar görüntü analiz programı ile tipik bir % gözenek ölçüm işleminin görüntüsü.....	98
Şekil 3. 20.	Tipik tane boyut ölçümü	99
Şekil 3. 21.	Yaşlandırma ısıl işlemi çevrim şeması(T6 ısıl işlemi).....	103
Şekil 4. 1.	Bor minerali ilavesi ile üretilen tipik bir kompozit numunesine ait makro yapı görüntüsü	113
Şekil 4. 2.	Alüminyum matris alaşımı ve AlB_2 borür yapılarının yer aldığı bölümden alınan XRD analiz sonucu	114
Şekil 4. 3.	Alüminyumun bor oksit ile reaksiyonu sonucunda oluşan cüruf tabakası üzerinden alınan XRD analiz sonucu.....	114
Şekil 4. 4.	a) Boraks ilavesi ile, b) Borik asit ilavesi ile, c) bor oksit ilavesi ile sentezlenen AlB_2 borür yapıları	115
Şekil 4. 5.	a) %37 HCl çözeltisi ile 5dak. dağlama sonrasında numuneler üzerinden alınan SEM görüntüsü ve b) AlB_2 borür yapısının mikroskop lamı üzerinde optik mikroskop görüntüsü	116
Şekil 4. 6.	a) 1400°C'de silisyum katkılı alüminyum matris alaşımı kullanılarak 7,0°C/s soğuma hızında üretilen 4 no'lu deney numunesine b) 5,0°C/s soğuma hızında 5 no'lu deney numunesine ve c) 3,3°C/s soğuma hızında 6 no'lu deney numunesine ait optik mikroskop mikroyapı görüntüşleri.....	123
Şekil 4. 7.	a)1400°C'den 5,0°C/s soğuma hızında saf Al, b) Al-Si, c) Al-Cu ve d) Al-Mg alüminyum matris alaşımı kullanılarak üretilen deney numunelerine ait mikroyapı görüntüsü	124
Şekil 4. 8.	1400°C'den 3,3°C/s soğuma hızında a) saf Al, b) Al-Si c) Al-Cu ve d) Al-Mg alüminyum matris alaşımı kullanılarak üretilen sırası ile 3, 6, 9 ve 12 no'lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüsü	125
Şekil 4. 9.	a) 1400°C'den 7,0°C/s ve b) 3,3°C/s soğuma hızında katkısız alüminyum matris alaşımı kullanılarak üretilen 1 ve 3 no'lu deney numunelerine ait SEM görüntüsü	126

Şekil 4.10.	Al-Si alüminyum matris alaşımı ile a) 7°C/s, b) 5°C/s ve c) 3,3°C/s soğuma hızında üretilen kompozitlerin matrislerine ait optik mikroskop görüntüsü	127
Şekil 4.11.	a) 700°C'de 180 dak. bekleme sonrası elde edilen 3 no'lu numuneye, b) 800°C'de 180 dak. bekleme sonrası elde edilen 6 no'lu numuneye ve c) 900°C'de 180 dak. bekleme sonrası elde edilen 9 no'lu numuneye ait mikroyapı görüntüsü	131
Şekil 4.12.	a) 900°C'de 20 dak. bekleme sonrası elde edilen 7 no'lu deney numunesine, ve b) 900°C'de 60 dak. bekleme sonrası elde edilen 8. deney numunesine ait mikroyapı görüntüsü	132
Şekil 4.13.	a) 700°C'de 60 dak. bekleme sonrası elde edilen 2 no'lu deney numunesine, b) 800°C'de 60 dak. bekleme sonrası elde edilen 4 no'lu Deney numunesine ve c) 900°C'de 60 dak. bekleme sonrası elde edilen 8 no'lu deney numunesine ait mikroyapı görüntüsü	133
Şekil 4.14.	a) 900°C'de 20 dak. ve b) 900°C'de 180 dak. bekleme sonrası elde edilen sırası ile 7 ve 9 no'lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri.....	134
Şekil 4.15.	900°C'de 20 dak. ve 180 dak bekleme sonrası elde edilen 7 ve 9 no'lu deney numunesine ait SEM görüntüsü	134
Şekil 4.16.	a) Doğrudan ve b) eğimli soğutma plakası üzerinden soğutulmuş grafit potaya yapılan döküm numunelerine ait mikroyapı görüntüsü .	136
Şekil 4.17.	1400°C'de eğimli soğutma plakası üzerinden dökülerek üretilen a) AlB ₂ /Al, b) AlB ₂ /Al-Si, c) AlB ₂ /Al-Cu ve d) AlB ₂ /Al-Mg kompozitlerine ait mikroyapı görüntüleri	138
Şekil 4.18.	1400°C'de eğimli soğutma plakası üzerinden dökülerek üretilen a) AlB ₂ /Al, b) AlB ₂ /Al-Si, d) AlB ₂ /Al-Cu kompozitlerine ait SEM görüntüsü.....	139
Şekil 4.19.	Faktörlerinin grafiksel gösterimi.....	145
Şekil 4.20.	Tutma zamanı ve Bor oksit yüzey alanı faktörlerinin karşılıklı etkileşim (A x C) grafiği	147
Şekil 4.21.	Faktörlerinin sistem üzerindeki dereceleri.....	147
Şekil 4.22.	Ssavurma döküm yöntemi ile üretilen AlB ₂ kompozitine ait makro yapı görüntüsü.....	148

Şekil 4.23.	a) Master AlB_2 kompozitine, b) AlB_2 'ce zengin ve fakir bölgelerin yer aldığı ara bölgeye, c) AlB_2 'ce fakir ve d) AlB_2 'ce zengin bölgeye ait optik mikroyapı görüntüleri	149
Şekil 4.24.	a) AlB_2 master kompozitine ve b) AlB_2 'ce zengin bölgeye ait SEM görüntüsü.....	150
Şekil 4.25.	AlB_2/Al kompoziti sırası ile 1, 3 ve 6. Bölgelere ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü	154
Şekil 4.26.	a) %3 AlB_2 takviye içeriğine sahip master kompozite b) 20 bar'lık basınç altında üretilen, c) 60 Bar basınç altında (basınç yönüne paralel) ve d) 60 Bar basınç altında (basınç yönüne dik) üretilen kompozitlere ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü.....	156
Şekil 4.27.	a) 20 bar basınç altında b) 60 Bar basınç altında üretilen kompozitlere ait optik mikroskop mikroyapı görüntüleri.....	157
Şekil 4.28.	a) %3 AlB_2 takviye içeriğine sahip master kompozit, b) 20 bar basınç altında üretilen, c) 60 Bar basınç altında (basınç yönüne paralel) ve d) 60 Bar basınç altında (basınç yönüne dik) üretilen kompozitlere ait SEM görüntüleri	157
Şekil 4.29.	Savurma döküm yöntemi ile üretilen a) %10 AlB_2/Al , b) %10 $AlB_2/Al-Cu$ ve c) %10 $AlB_2/Al-Si$ kompozitleri ve matris alaşımlarına ait çekme-uzama eğrileri.....	164
Şekil 4.30.	Ezme döküm yöntem ile üretilen a) %30 AlB_2/Al kompoziti ve matris alaşımı, b) %30, %10 ve matris alaşımlarına ait çekme-uzama eğrileri.....	165
Şekil 4.31.	Kompozitlere ait tipik bir kırık yüzey SEM görüntüsü	167
Şekil 4.32.	Ezme döküm yöntem ile üretilen a) %30 AlB_2/Al kompoziti ve b) %30 $AlB_2/Al-Cu$ kompoziti ve matris alaşımlarına ait basma gerilmesi eğrileri	168
Şekil 4.33.	Basma testleri sonrasında %30 takviye içerikli AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozitleri ve bunların matris alaşımlarına ait makroyapı görüntüsü.....	170
Şekil 5.1.	1400°C'de boraks, borik asit ve bor oksit ilavesi ile üretilen kompozitlere ait a) % AlB_2 oranları ve b) alüminyum kaybı	172

Şekil 5.2. a) 1400°C’de boraks, borik asit ve bor oksit ilavesi ile sentezlenen AlB_2 borür yapılarının ortalama aspekt oranı ve b) gözenek ve yoğunluk değişimi.....	173
Şekil 5.3. 1400°C’de soğuma hızına bağlı olarak AlB_2 kalınlık ve genişlik değişimleri.....	176
Şekil 5.4. 800°C’de “ $AlB_{2(katı)} + Al_{(sıvı)}$ “ bölgesinde tutma sıcaklığı değişimine karşılık AlB_2 borür yapılarının genişlik ve kalınlık değişimleri.....	177
Şekil 5.5. 800°C’de “ $AlB_{2(katı)} + Al_{(sıvı)}$ “ bölgesinde tutma zamanı değişimine karşılık AlB_2 borür yapılarının genişlik ve kalınlık değişimleri.....	177
Şekil 5.6. Soğuma hızına bağlı olarak kompozitlerde tane boyut değişimi.....	179
Şekil 5.7. Eğimli soğutma plakası ile üretilen kompozitlere ait ortalama a) % AlB_2 oranı ve b) ortalama % gözenek ve yoğunluk değişimleri.....	180
Şekil 5.8. Eğimli soğutma plakası ile üretilen kompozitlere ait ortalama AlB_2 a) genişlik ve b) kalınlık değişimi.....	181
Şekil 5.9. Savurma döküm numunesinde AlB_2 ’ce fakir ve AlB_2 ’ce zengin bölgeye ait % AlB_2 takviye oranı değişimi.....	183
Şekil 5.10. Savurma yönüne bağlı olarak AlB_2 takviye oranı değişimi.....	184
Şekil 5.11. Bu çalışmada elde edilen a) Savurma döküm öncesi ve sonrası kompozit türlerine karşılık % AlB_2 takviye oranı değişimi, b) Savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait teorik ve gerçek yoğunluk değerleri değişimi.....	184
Şekil 5.12. a) Kalıp dış yüzeyinden iç kısmına doğru belirlenen altı bölgeye ait % gözenek değişimi ve b) AlB_2 ’ce zengin ve AlB_2 ’ce fakir bölgelere ait ortalama % gözenek değişimi	186
Şekil 5.13. Kalıp dış yüzeyinden iç kısmına doğru belirlenen altı bölgeye ait ortalama tane boyut değişimi	187
Şekil 5.14. Savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama AlB_2 uzunluk ve aspekt oranları ve b) kalınlık değişimi	187
Şekil 5.15. a) Ezme Döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama % AlB_2 değişimi ve b) Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama % gözeneklilik değişimi	189
Şekil 5.16. Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama yoğunluk değişimi.....	190

Şekil 5.17.	Ezme Döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama uzunluk, kalınlık ve aspekt oranı değişimi	191
Şekil 5.18.	Kalıp dış yüzeyinden iç yüzeyine doğru belirlenen altı bölgeye ait T6 işlemleri öncesi ve sonrası ortalama HB sertlik değişimi	193
Şekil 5.19.	Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde takviye oranına bağlı sertlik değişimi.....	194
Şekil 5.20.	Savurma döküm yöntemi ile üretilen AlB_2/Al , $AlB_2/Al-Si$ ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozit ve matris alaşımlarına ait çekme ve akma gerilimleri.....	195
Şekil 5.21.	Ezme döküm yöntemi ile üretilen AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozit ve matris alaşımlarına ait çekme ve akma gerilimleri	196
Şekil 5.22.	Ezme döküm yöntemi ile üretilen AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozit ve matris alaşımlarına ait basma çekme ve akma gerilimleri grafikleri.....	198

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1.	Bazı güçlendirici elemanların fiziksel ve mekanik özellikleri.....	20
Tablo 2.2.	Alüminyum esaslı metal matris kompozitlerin çekme mukavemetleri.	22
Tablo 2.3.	İn-situ üretim yöntemi ile üretilen alüminyum esaslı kompozitlerin takviye içerikleri ve mekanik özellikleri.....	28
Tablo 2.4.	Bazı $Al_{(s)} + AlB_{12(k)} = AlB_{2(k)}$ peritektik sıcaklık değerleri	46
Tablo 2.5.	Üç farklı soğuma rejimi ile sentezlenen AlB_2 kristallerinin latis ölçüleri, yoğunluk ve kimyasal analiz sonuçları.....	50
Tablo 2.6.	Soğuma ortamına bağlı olarak AlB_2 yapılarının boyut değişimi	54
Tablo 2.7.	900 °C'de tutma zamanına bağlı olarak AlB_2 yapılarının boyut değişimi.....	56
Tablo 2.8.	“ $Al_{(s)} + AlB_{2(k)}$ ” bölgesinde soğuma hızına bağlı olarak AlB_2 yapılarının boyut değişimi	57
Tablo 2.9.	Farklı matrise sahip kompozitlerin AlB_2 boyut değişimi	57
Tablo 2.10.	Takviye içeriğine bağlı olarak AlB_2 yapılarının boyut değişim	62
Tablo 2.11.	%4, %10 ve %20 takviye içeriğine sahip kompozit ve matris alaşımın basma dayanımı ve çekme dayanımı test sonuçları.....	63
Tablo 2.12.	Düşük aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin ortalama çekme mukavemeti değerleri.....	66
Tablo 3.1.	Matris alaşımı olarak seçilen alüminyum alaşımları ve % kimyasal kompozisyonu	72
Tablo 3.2.	AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesinde kullanılan bor mineralleri ve % B oranı.....	72
Tablo 3.3.	30 gr'lık alüminyum için %3 bor eldesi dikkate alınarak hesaplanan mineral miktarları ve alüminyum kayıpları	82
Tablo 3.4.	Soğuma hızı ve Matris alaşımı faktörlerinin seviyeleri ve değerleri	84

Tablo 3.5.	“ $AlB_2(Katı) + Al(Sıvı)$ ” bölgesinde tutma zamanı ve sıcaklık faktör ve seviyeleri.....	87
Tablo 3.6.	Tek adımlı AlB_2 takviye içeriğinin artırılması yönelik yapılan deneylere ait faktör ve seviye değerleri	90
Tablo 3.7.	L_8 ortogonal serisi faktör ve seviye değerleri	91
Tablo 3.8.	Kayıp Fonksiyonu Tipleri	105
Tablo 3.9.	Ortogonal dizilerden L_4 ve L_9	106
Tablo 4.1.	Bor minerali ilavesi ile üretilen deney numunelerine ait % B değerleri, ortalamaları ve ortalama % B dikkate alınarak hesaplanan % AlB_2 oranları	116
Tablo 4.2.	Bor minerali ilavesi ile sentezlenen AlB_2 borür yapılarına ait genişlik, kalınlık ve aspekt oranları ve bunlarının ortalamaları.....	118
Tablo 4.3.	Bor minerali ilavesi ile üretilen numunelerden ölçülen yoğunluk değerleri ve ortalamaları	118
Tablo 4.4.	Bor minerali ilavesi ile üretilen kompozitlere ait % gözenek ölçümleri ve ortalamaları	119
Tablo 4.5.	Deneysel parametreler ve AlB_2 genişlik ölçümleri ve bunların ortalamaları	120
Tablo 4.6.	Deneysel parametreler ve AlB_2 kalınlık ölçümleri ve bunların ortalamaları	121
Tablo 4.7.	Deneysel parametreler ve AlB_2 aspekt oranları ve bunların ortalamaları	122
Tablo 4.8.	Farklı soğuma hızlarında üretilen numunelere ait matris alaşımı tane boyut değerleri ve ortalamaları	126
Tablo 4.9.	“ $AlB_2(Sıvı) + Al(Sıvı)$ ” bölgesinde “tutma zamanı” ve “tutma sıcaklığı” parametrelerine bağlı olarak ölçülen AlB_2 genişlikleri ve bunlarının ortalama değerleri	128
Tablo 4.10.	“ $AlB_2(Katı) + Al(Sıvı)$ ” bölgesinde “tutma zamanı” ve “tutma sıcaklığı” parametrelerine bağlı olarak ölçülen AlB_2 kalınlıkları ve bunlarının ortalama değerleri	129
Tablo 4.11.	“ $AlB_2(Katı) + Al(Sıvı)$ ” bölgesinde “tutma zamanı” ve “tutma sıcaklığı” parametrelerine bağlı olarak ölçülen AlB_2 aspekt oranları ve bunlarının ortalama değerleri.....	130

Tablo 4.12. Doğrudan grafit potaya dökülerek üretilen döküm numunesine ait AlB_{12} ve AlB_2 boyutları	136
Tablo 4.13. Eğimli soğutma plakası kullanılarak elde edilen numuneler üzerinden alınan % B, ortalama % B ve % AlB_2 oranları	140
Tablo 4.14. Eğimli soğutma plakası kullanılarak elde edilen kompozitlere ait AlB_2 boyutları ve aspekt oranları.....	141
Tablo 4.15. Eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitlere ait % gözenek ölçüm değerleri ve bunlarının ortalama değerleri.....	142
Tablo 4.16. Eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitlere ait yoğunluk ölçümleri ve bunlarının ortalama değerleri.....	142
Tablo 4.17. Taguchi deney metodu için deney numunelerinden ölçülen % B değerleri, bunların ortalamaları ve S/N oranları	143
Tablo 4.18. S/N oranlarına göre faktör seviyeleri ortalaması	144
Tablo 4.19. ANOVA varyans analiz tablosu.....	144
Tablo 4. 20. A2D1 optimum şartları için tahmini ortalama S/N oranları ve % B değerleri ve güven aralıkları	146
Tablo 4.21. $AlB_2/Al-Cu$ kompozitine ait % B ölçümleri	150
Tablo 4.22. Savurma işlemi sonrasında AlB_2 'ce zengin bölgelerden alınan % B değerleri, bunlarının ortalamaları, ortalama % B değerleri dikkate alınarak hesaplanan % AlB_2 oranları	151
Tablo 4.23. Savurma döküm sonrasında AlB_2 'ce zengin (kompozit) ve fakir (matris) bölgelerden alınan yoğunluk ölçümleri ve ortalamaları.....	152
Tablo 4.24. Yoğunluk karşılaştırma tablosu	152
Tablo 4.25. Kalıp dış yüzeyinden iç yüzeyine doğru altı bölgeye ait % gözenek ölçüm değerleri	153
Tablo 4.26. Kalıp dış yüzeyinden iç yüzeyine doğru belirlenen altı bölgeye ait ortalama tane boyutu.....	153
Tablo 4.27. Master kompoziti, 20 ve 60 bar basınç altında ezme döküm yöntemi ile üretilen AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozitine ait % B değerleri, bunlarının ortalamaları ve % AlB_2 oranları	158
Tablo 4.28. Master kompoziti, 20 ve 60 bar'lık basınç altında Ezme döküm yöntemi ile üretilen $AlB_2/Al-Cu$ kompozitine ait % gözenek ölçümleri ve bunlarının ortalamaları.....	159

Tablo 4.29.	20 ve 60 bar'lık basınç altında filtreleme yöntemi ile üretilen AlB_2 kompozitlerine ait AlB_2 genişlik, kalınlık ve aspekt oranları	160
Tablo 4.30.	Kalıp dış yüzeyinden iç yüzeyine doğru belirlenen altı bölgeye ait T6 işlemi öncesi ve sonrası ölçülen ortalama HB sertlik değerleri verilmiştir.....	161
Tablo 4.31.	Savurma döküm sonrası üretilen %10 AlB_2 içeriğine sahip kompozitler ve matris alaşımlarına ait ortalama HB sertlik değerleri	162
Tablo 4.32.	Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait sertlik değeri ve bunlarının ortalamaları.....	163
Tablo 4.33.	Savurma ve ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait UTS, akma ve % uzama değerleri	166
Tablo 4.34.	Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozit ve matris alaşımlarına ait basma gerilmesi ve akma gerilmesi değerleri.....	169
Tablo 5.1.	Bu çalışmadan elde edilen ve Deppisch ve arkadaşları tarafından rapor edilen AlB_2 takviye oranına bağlı olarak AlB_2 genişlik ve kalınlık değişimleri.....	192
Tablo 5.2.	$AlB_2/Al-Cu$ kompozit ve $Al-Cu$ matris alaşımına ait mekanik özellikler	197

ÖZET

Anahtar kelimeler: Metal matrisli kompozitler, İn-situ kompozitler, Alüminyum borür, AlB_2 , Al-B alaşımı, Bor, Bor oksit.

Alüminyum-Bor (Al-B) alaşımlarının sıvı fazdan soğutulması sırasında iki farklı borür fazı oluşmaktadır. Bunlar sırası ile AlB_{12} ve AlB_2 fazlarıdır. AlB_{12} fazı yaklaşık 1000 °C de peritektik reaksiyon sonucu AlB_2 fazına dönüşmektedir. AlB_2 fazı oda sıcaklığında ve düşük sıcaklıklarda kararlı bir fazdır. AlB_2 fazının sıvı alaşım içersinde in-situ oluşması, oda sıcaklığında kararlı olması, sert ve aşınmaya dayanıklı olması geçmişte alüminyum içersinde KBF_4 florür tuzlarından bor indirgeme yöntemi ile AlB_2/Al tipi kompozitlerin yeni bir melal matris kompozit malzeme olarak üretilebilmelerine yönelik bazı çalışmaların yapılmasını sağlamıştır.

Bu çalışmada pahalı KBF_4 (florür) tuzları ile üretilmiş Al-B alaşımları yerine Türkiye’de ucuz ve bol bulunan bor minerallerini kullanarak Al/ AlB_2 kompozitlerinin farklı döküm yöntemleri ile üretimi gerçekleştirilmiştir. AlB_2 yapılarının farklı alüminyum alaşımlarına bor mineralinin doğrudan ilavesi ile in-situ yöntemi ile sentezlenmesi sağlanarak üretilen kompozitlerin takviye içeriğini oluşturan AlB_2 fazının yapısal özelliklerinin, aspekt oranının ve dağılımının incelenmesi hedeflenmiştir. Çalışmada son olarak, gravite döküm, savurma döküm ve ezme döküm teknikleri kullanılması ile AlB_2 oranlarının artırılması ve farklı hacimsel oranlarda AlB_2/Al kompozitlerin mekanik özelliklerindeki etkilerinin incelenmesi gerçekleştirilmiştir.

Gravite döküm, savurma döküm, ezme döküm, ısıl işlem, optik mikroskop, görüntü analizi, SEM, XRD ve yaş kimyasal analiz tekniklerinin kullanıldığı çalışmada, üretilen kompozitler sertlik, çekme ve basma testlerine tabi tutulmuştur. Sonuçlar üretilen kompozitlerin takviye oranlarının artmasına bağlı olarak sertlik, çekme ve basma dayanımlarında %300 oranına kadar artış olduğunu göstermiştir.

INVESTIGATION OF PRODUCTION AND PROPERTIES OF ALUMINIUM BASED IN-SITU COMPOSITES REINFORCED WITH BORIDE

SUMMARY

Key words: Metal matrix composites, In-situ composites, Aluminium boride, AlB_2 , Al-B alloys, Boron, Boron okside.

During cooling of aluminium-boron (Al-B) alloys two different boride phases come out. These are AlB_{12} and AlB_2 phases. AlB_{12} transforms into AlB_2 at about 1000 °C by a peritectic reaction. AlB_2 is a stable phase at room temperature and lower temperatures. Due to formation of AlB_2 in-situ within liquid alloy and being stable at room temperature have promoted a few past studies to use of this hard and wear resistant phase in production of new AlB_2/Al type metal matrix composites.

Throughout this study, instead of using expensive KBF_4 (fluoride) salts, using boron containing minerals, which are cheap and ample in Turkey, Al/ AlB_2 composites have been produced via different casting methods. It is aimed investigating the structural properties such as aspect ratio and distribution of the in-situ formed AlB_2 reinforcing phase by directly introducing boron containing minerals into different aluminium alloys. Finally, in this study, the effects of increasing the AlB_2 reinforcing ratio, via gravity casting, centrifugal casting and squeeze casting methods, on the mechanical properties of the composites have been investigated.

Gravity casting, centrifugal casting, squeeze casting, optical microscope, image analysis, SEM, XRD and wet chemical analysis techniques, hardness, tensile and compression tests were used. Results showed that, depending on the increase in the reinforcement phase, up to 300 %increase in the strength and hardness of the composite has been achieved.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Metal matrisli kompozitler (MMK), metal veya metal alaşımlarının içerisinde seramik veya intermetalik bileşiklerin ilavesi ile oluşturulmuş yeni bir tür malzeme olarak tanımlanır. Matris ve takviye elemanından oluşan iki farklı yapıya sahip olan metal matrisli kompozitler, metallerin sünek ve tok özellikleri ile seramiklerin yüksek dayanım ve rijit özelliklerini bir arada bulundurmaktadır. Metal matrisli kompozitlerin spesifik dayanımlarının ve aşınma dirençlerinin yüksek olması nedeni ile fren rotorları, fren kaliperleri, motor blokları, motor silindirleri ve motor pistonları gibi birçok otomotiv parçasının üretiminde tercih edilmektedir.

Metal matrisli kompozitler genel olarak sürekli fiber, kısa fiber ve partikül takviyeli metal matrisli kompozitler şeklinde sınıflandırmaktadır. Sürekli fiber takviyeli kompozitlerde fiber yönünde yüksek mekanik özelliklere sahip olmalarına karşın üretimleri zor ve üretim maliyetleri oldukça yüksektir. Partikül ve kısa fiber takviyeli kompozitler, sürekli fiber takviyeli kompozitlere nazaran daha düşük mekanik özelliklere sahip olmalarına karşın üretimleri kolay ve üretim maliyetleri daha düşük seviyelerde olması bu tip kompozitleri uygulamada daha avantajlı hale getirmiştir.

Kısa fiber takviyeli kompozitlerde mekanik özellikler, büyük ölçüde takviye fazının oranına dağılımına, matris-takviye arayüzey özelliklerine ve takviye partiküllerinin “uzunluk/çap” oranına bağlıdır. Bu tip kompozitlerde sürekli fiber takviyeli kompozitlere yakın mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için takviye fazının homojen dağılıma sahip olması ve aspekt (uzunluk/çap) oranının en az 100 veya üzerinde olması gerektiği bilinmektedir.

Metal matrisli kompozitler genellikle döküm yöntemi ile üretilmektedir (karıştırma veya infiltrasyon vb.). Bu yöntemlerde farklı hacim içeriklerine sahip Al_2O_3 veya

SiC takviye partikülleri alüminyum veya alüminyum esaslı sıvı matris alaşımı içerisine ilave edilmektedir. Takviye fazının matris alaşımı içerisine dışarıdan ilave edildiği yöntemlerin tümü kompozit malzemeler literatüründe ex-situ yöntemler olarak ifade edilmektedir. Ex-situ yöntemlerinin MMK'lerin üretiminde kullanımı yaklaşık son 30 yıldır bilinmesine rağmen, metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde kullanımı istenen oranda yaygınlaşmamıştır. Bunun nedenleri arasında fiber-matris arayüzeyinde ıslatma zorluklarından kaynaklanan problemler gelmektedir. Fiber-matris arayüzeyinde yeterince güçlü ve kusursuz bağlarının oluşmaması kompozitlerin çekme dayanımlarını ve elastisite modüllerinde hedeflenen seviyelere çıkılmasını imkansız hale getirmektedir. Metal matrisli kompozitlerin mekanik özellikleri, matris alaşımının kendi mekanik özellikleri ile karşılaştırıldığında üretimlerindeki zorluk ve maliyetleri telafi edilecek oranlarda olması istenmektedir.

Ex-situ MMK'lerin bu dezavantajları son yıllarda MMK'lerin üretiminde yeni yöntem ve tekniklerin kullanılmasına yönelik araştırmaların yapılmasına neden olmuştur. Bu araştırmalar genellikle takviye fazının matris içerisinde kendiliğinden oluşturulmasını hedefleyen in-situ kompozitlerin üretimi üzerine yoğunlaşmaktadır. İn-situ kompozitler matris-takviye arasında mükemmel derecede ıslatma, homojen dağılım ve termodinamik kararlılık vb. avantajları ile ex-situ MMK'lara göre üstünlük sağladığı görülmektedir.

Alüminyum-Bor (Al-B) alaşımları ile üretilen ve AlB_2 fazının takviye olarak kullanılmasına yönelik bazı çalışmalar yapılmıştır. AlB_2 fazının oda sıcaklığında kararlı olması, sert ve aşınmaya dayanıklı olması AlB_2/Al tipi kompozitlerin yeni bir metal matris kompozit malzeme olarak kullanılabilmelerine yönelik ümit vaat etmektedir.

Yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarının üretimi için Al-B ikili faz diyagramının iyi bilinmesi önemlidir. Al-B ikili faz sisteminde sıvı alüminyum içerisinde yer alan borun dengeli katılma koşullarında ilk önce AlB_{12} borür yapılarını oluşturduğu ve $1000^{\circ}C$ 'de peritektik reaksiyona uğrayarak AlB_2 borür yapılarına dönüştüğü görülür. Bu koşullarda oda sıcaklığında alüminyum matris içerisinde kompleks şekilli AlB_{12}

borür yapıları ve düşük aspekt oranlı (<10) AlB_2 borür yapıları gözlenmektedir. Yapıda yer alan kompleks şekilli AlB_{12} borür yapıları oda sıcaklığında kararsız olması ve kırılğan (gevrek) özellik taşıması nedeni ile yüksek performanslı bir kompozit malzeme için yapıda yer alması istenmemektedir. AlB_{12} borür yapılarının bulunmadığı ve yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarına sahip bir kompozit üretimi için peritektik sıcaklığının üzerinde ($>1300^\circ C$) hazırlanmış Al-B çözeltilisinin hızlı bir şekilde ($>50^\circ C/dak.$) peritektik sıcaklığının altında soğutulması ve burada AlB_2 borür yapılarının oluşumu sağlanmalıdır. Yapılan önceki çalışmalarda peritektik reaksiyon sıcaklığının altında ($\sim 1000^\circ C$) bor ve alüminyum atomlarının ekzotermik reaksiyonu sonucunda oluşan AlB_2 borür yapılarının soğuma hızı, matris alaşımı, peritektik reaksiyon sıcaklığının altında bekleme sıcaklığı ve bekleme zamanına bağlı olarak genişlik, kalınlık ve aspekt (genişlik/kalınlık) oranlarının değiştiği görülmüştür.

Al-B ikili faz diyagramı dikkate alındığında yüksek AlB_2 ($> \%30$) takviye oranı için yüksek bor oranına sahip ($> \%15$ B) Al-B çözeltilisinin hazırlanması gerekmektedir. Ne var ki Al-B ikili faz sisteminde alüminyumca zengin bölgede bor çözünürlüğünün çok düşük olduğu görülür ($1300^\circ C$ 'de, $\sim \%2$ B). Pahalı KBF_4 florür tuzları ile $\sim 800^\circ C$ 'de çeşitli oranlarda ticari Al-B alaşımları üretilebilmektedir. Fakat yapıda düşük aspekt oranlı AlB_2 ve kompleks şekilli AlB_{12} borür yapıları yer almaktadır. Yüksek mekanik özellik için yapıda yer alması istenmeyen bu borür yapılarının yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarına dönüştürülebilmesi için sıvı alüminyum tarafından çözülmesi ve sıvı Al-B çözeltilisinin AlB_{12} borür yapılarının oluşumuna izin verilmeden peritektik reaksiyon sıcaklığının altında yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarının oluşumu sağlanmalıdır. Ancak yüksek bor oranına sahip Al-B alaşımları ile yapılan uygulamada bu borür yapıları sıvı alüminyum tarafından tamamı çözünmemektedir.

Bu darboğazın aşılması amacı ile yapılan çalışmalarda $\%2$ bor oranına sahip ticari Al-B alaşımları kullanılarak yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapıları oluşturulmuş ve takviye oranlarının zenginleştirilmesi ikinci bir işlemle (filtreleme yöntemi) ile sağlanmıştır. Bu yöntemle AlB_2 takviye oranı $\%30$ değerinin üzerine çıkarılmış olmasına rağmen yapıda süreksizliklerin yer alması, homojenliğinin azalması ve

yapıda yer yer kopleks şekilli AlB_{12} borür yapılarının gözlenmesi, bu yöntemi kompozit üretimi açısından dezavantajlı hale getirmiştir. Yapılan çalışmalarda buna alternatif olarak savurma döküm yöntemi ile AlB_2 takviye oranının zenginleştirilebileceği görülmektedir. Çeşitli oranlarda düşük aspekt oranlı AlB_2 içeriğine sahip ticari Al–B alaşımları ile yapılan çalışmalarda savurma döküm yöntemi ile takviye oranları %30'lara kadar yükseltilebilmiştir. Ne var ki yapılan çalışmalarda yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür takviyeli kompozitlerde henüz savurma döküm yöntemi ile zenginleştirme işleminin uygulanmamış olduğu göze çarpmaktadır.

AlB_2/Al tipi MMK'ler üzerinde yapılan çalışmalarda, bor elementinin alüminyum içerisinde sınırlı oranda çözünmesi nedeni ile kompozit oluşturmak için yeterince AlB_2 partikülü sentezlenememesi önemli bir problem olarak ortaya çıkmaktadır. Geçmiş çalışmalarda Al–B alaşımlarının oluşturulmasında bor kaynağı olarak genellikle florür (KBF_4) tuzları kullanılmıştır. Bor içeriği hazır florür tuzlarının pahalı olması ve sıvı alüminyum içerisinde bor çözünürlüğünün yaklaşık %1 civarında olması bu yöntemlerin kullanımında önemli bir dezavantaj teşkil etmektedir. Al–B alaşımları içerisinde bor çözünürlüğünün artırılması için $1000^\circ C$ 'nin üzerindeki bir sıcaklığa çıkılması gerektiği bilinmektedir. Bu derece yüksek sıcaklıklar alüminyum alaşımlarının oksidasyon kayıplarını artırdığı gibi alaşım içerisinde yüksek oranlarda hidrojen çözünürlüğüne neden olmaktadır. Al–B alaşımlarından AlB_2 fazının sentezlenmesinde diğer bir sorunda sıvı Al–B alaşımının soğuması sırasında oluşan istenmeyen AlB_{12} yapılarıdır. Geçmiş çalışmalarda zararlı AlB_{12} yapılarının çekirdeklenmesini önlemek amacı ile sıvı Al–B alaşımının kritik bir sıcaklık aralığında yeterince hızlı soğutulması gerektiğini rapor etmektedir.

Bu çalışmada pahalı KBF_4 tuzları ile üretilmiş Al–B alaşımları yerine Türkiye'de ucuz ve bol miktarda bulunan bor minerallerini kullanarak Al–B alaşımlarının üretilmesi ve AlB_2/Al kompozitlerinin doğrudan döküm ile üretilmesi amaçlanmıştır. Çalışmada AlB_2 yapılarının farklı alüminyum alaşımları içerisine doğrudan bor minerali ilavesi ile in-situ yöntemi ile sentezlenmesi hedeflenmiştir. Çalışmada ayrıca, üretilen kompozitlerin takviye içeriğini oluşturan AlB_2 fazının yapısal özelliklerinin, aspekt oranının ve dağılımının incelenmesi hedeflenmiştir. Çalışmada

son olarak doğrudan (tek adımlı) döküm, savurma döküm ve ezme döküm teknikleri kullanılması ile AlB_2 oranlarının artırılması ve farklı hacimsel oranlarda AlB_2/Al kompozitlerinin mekanik özelliklerindeki etkilerinin incelenmesi hedeflenmiştir.

BÖLÜM 2. LİTERATÜR TARAMASI

2.1. Kompozit Malzemeler

Kompozit malzemeler; ana yapı içerisinde dağılmış farklı takviye fazı ile ana yapının (matrisin) bütünleştirilmesinden meydana gelen malzemelerdir (Taya, 1989). Kompozit malzemeler ana yapının fiziksel ve kimyasal özelliklerine göre plastik, seramik ve metal matrisli kompozitler şeklinde üç ana gruba ayrılmaktadır. Plastik esaslı kompozitlerin düşük yoğunluk, kolay işlenebilirlik, yüksek korozyon direnci gibi olumlu özelliklerinin yanında mekanik özellikleri düşüktür. Seramik esaslı kompozitler yüksek sıcaklıkta dayanım, yüksek sertlik ve yüksek aşınma direncine sahiptirler, fakat darbe dayanımları ve işlenebilirlikleri çok düşüktür (Rosso, 2006). Bunlarının aksine metal matrisli kompozitler, yüksek mekanik özellik, yüksek aşınma direnci, yüksek darbe dayanımı ve iyi işlenebilirlik özelliğini bir arada bulundurmaktadırlar (Taya, 1989).

Plastik esaslı kompozitlerin düşük mekanik özellikleri ve seramik esaslı kompozitlerde gözlenen düşük darbe dayanımları bu tip kompozitlerin yapısal uygulamada kullanımlarını kısıtlarken metal matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerinin yüksek ve şekillendirilebilirliklerinin iyi olması bu tip kompozitleri diğer kompozit türlerine nazaran daha avantajlı hale getirmiştir (Ralph, 1997).

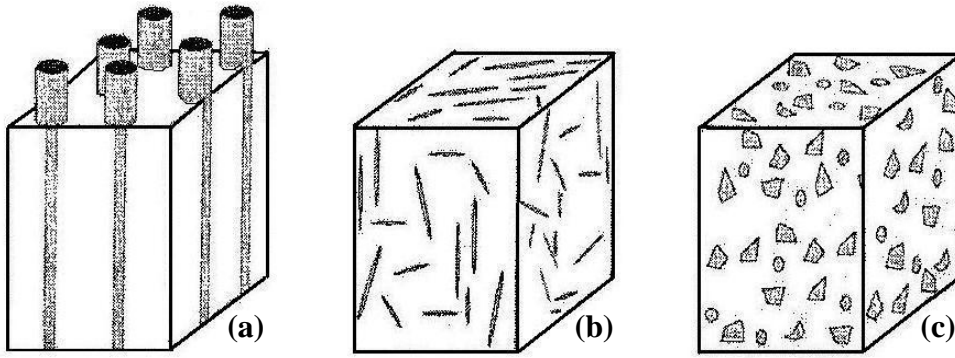
2.2. Metal Matris Kompozitler (MMK)

Metal matrisli kompozitler (MMK), metal veya metal alaşımlarının içerisine seramik veya intermetalik bileşiklerin ilavesi ile oluşturulmuş yeni bir tür malzeme olarak tanımlanır. Matris ve takviye elemanından oluşan iki farklı yapı taşına sahip olan metal matrisli kompozitler metallerin sünek ve tok özellikleri ile seramiklerin yüksek

dayanım ve rijit özelliklerini bir arada bulundurmaktadır (Miracle, 2005; Ünlü, 2007). MMK'ler takviye elemanının şekline bağlı olarak sürekli, süreksiz fiber ve partikül takviyeli metal matrisli kompozitler şeklinde üç ana başlık altında ele alınmaktadır (Rohatgi, 2001).

Sürekli fiber takviyeli kompozitlerde takviye elemanları matris içerisinde sürekli ve tek yönlü bir şekilde yer alır (Şekil 2.1a). Sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerde takviye, alümina (Al_2O_3), karbon (Cf), Bor (B), veya silisyum karbür (SiC) sürekli fiberinden, matris ise alüminyum (Al), titanyum (Ti), bakır (Cu) veya bunların alaşımlarından oluşabilmektedir. Üretimleri oldukça zor ve pahalı olan sürekli fiber takviyeli kompozitler anizotropik özelliğe sahiptir ve kompozitin mekanik ve fiziksel özellikleri fiber yönüne bağlı olarak değişim gösterir. Sürekli fiber takviyeli kompozitlerde mekanik özellikler takviye elemanı ile matris arasında gelişen kimyasal reaksiyonlara karşı oldukça hassastır. Bu nedenle takviye elemanı ile matris arasında gelişen küçük bir reaksiyon bile kompozitin dayanımında önemli oranda düşüşe sebep olmaktadır. Sürekli fiber takviyeli kompozitlerin üretiminde genellikle sıvı infiltrasyon, buhar biriktirme (fiberlerin üzerine buhar formundaki matris alaşımının çökeltilmesi) ve toz metalurjisi teknikleri kullanılmaktadır. Bu tip kompozitlerde mekanik özellikler takviye elemanının sürekliliğine bağlı olduğu için üretim sırasında takviye elemanının kırılma ve ezilmemesine dikkat edilmesi gerekmektedir. Takviye elemanının bu kadar kolay zarar görüyor olması bu tip kompozitlerin plastik şekil verme, dövme, tel çekme, ekstürüzyon gibi ikincil üretimlerini kısıtlamaktadır (Taya, 1989).

Süreksiz fiber (Whisker) takviyeli metal matrisli kompozitlerde çapı $0,1-250\mu$ arasında değişen çeşitli uzunluklardaki süreksiz seramik güçlendiricilerin matris içerisinde rastgele dağılımı söz konusudur (Şekil 2.1b). Bu tip kompozitlerde takviye elemanının oranı %2-80 arasında değişim göstermektedir. Partikül takviyeli kompozitlerde ise (Şekil 2.1c) makro ve mikro boyutlarda eş eksenli (çapı 1μ 'dan büyük) seramik güçlendiricilerin matris içerisinde rastgele dağılımı söz konusudur ve bu tip kompozitlerde takviye oranı %5 - %40 arasında değişim göstermektedir (Taya, 1989).



Şekil 2.1. a) Sürekli fiber, b) süreksiz fiber ve c) partikül takviyeli MMK (Rohatgi, 2001)

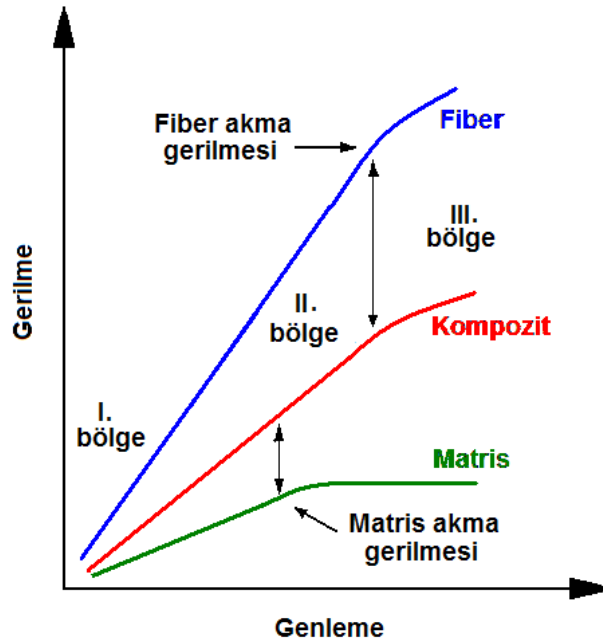
Partikül ve süreksiz fiber takviyeli kompozitlerde yaygın olarak matris alaşımı, alüminyum, titanyum, bakır veya bunların alaşımlarından, takviye elemanı ise silisyum karbür (SiC), alümina (Al_2O_3), bor karbür (B_4C) veya titanyum karbür (TiC) partikül veya kısa fiberlerden oluşur. Sürekli fiberlere nazaran partikül veya süreksiz fiberlerin elde edilmesi ve üretilmesi kolaydır. Bu nedenle partikül ve süreksiz fiber takviyeli kompozitlerin üretimleri nispeten daha kolaydır ve ucuzdur. Sürekli fiber takviyeli kompozitlerin aksine, partikül ve süreksiz fiber takviyeli kompozitlerde matris ile takviye elemanı arasında gelişen kimyasal reaksiyonlara karşı çok hassas değildir ve döküm, plastik şekil verme, dövme, tel çekme, ekstürüzyon gibi ikincil üretimler için daha avantajlıdır. Bunlara ek olarak süreksiz fiber ve partikül takviyeli kompozitlerde sertlik ve aşınma direnci daha iyidir ve özellikleri yöne bağlı olarak değişim göstermemektedir (Rohatgi, 2001). Partikül ve süreksiz fiber takviyeli kompozitlerin üretimleri Ex-situ (toz metalurjisi, karıştırma döküm ve sıvı infiltrasyon) ve İn-situ (yerinde reaksiyon) üretim teknikleri kullanılarak yapılmaktadır.

2.2.1. Metal matrisli kompozitlerin mekanik özellikleri

Metal matrisli kompozitlerin havacılık ve otomotiv sektöründe yapısal uygulamalarda tercih edilmesinin en önemli nedeni spesifik mekanik özelliklerinin yüksek olması ve yüksek sıcaklıkta mekanik özelliklerini koruyabilmeleridir (Miracle, 2005). Bir kompozitin mekanik özellikleri hakkında bilgi alınabilmesi için gerilme-uzama eğrisinin iyi anlaşılması gereklidir. Bir gerilme-uzama eğrisi ile bir

kompozitin elastik modülü, çekme dayanımı, akma dayanımı, kırılma gerilmesi gibi bir takım mekanik özellikleri hakkında bilgi edinilebilmektedir.

Şekil 2.2’de tipik sürekli fiber takviyeli kompozitin, matris ve takviye elemanının gerilme–uzama eğrisi verilmiştir (matrisin daha sünek olduğu kompozit çiftleri için). Şekilde görüldüğü gibi tipik bir sürekli fiber takviyeli kompozitin gerilme–uzama eğrisi üç bölümden oluşmaktadır. Bunlar; sırası ile fiber ve matrisin bir arada elastik deformasyon gösterdiği I. bölge, matrisin plastik, fiberin elastik deformasyona uğradığı II. bölge ve matris ve fiberin plastik deformasyona uğradığı III. Bölgedir. Buna karşılık süreksiz fiber ve partikül takviyeli kompozitlerde gerilme–uzama eğrisi üç yerine sadece iki bölümden oluşur. I. bölge, sürekli fiber takviyeli kompozitlerde fiber ve matrisin elastik deformasyona uğradığı I. bölgeye karşılık gelirken, II. bölge ise matris ve fiberin her ikisinin de plastik deformasyona uğradığı III. bölgeye denk gelmektedir (Taya, 1989).



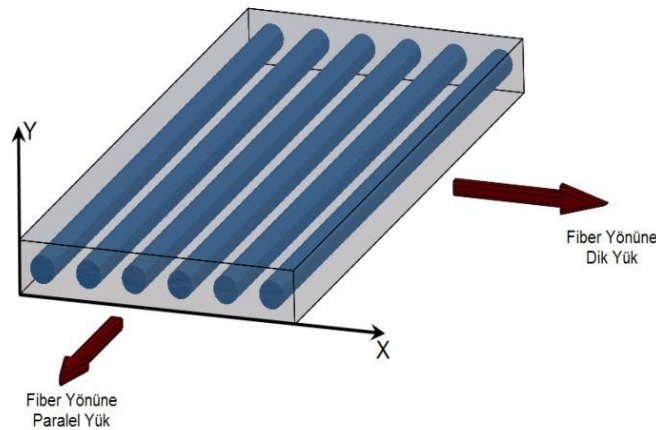
Şekil 2.2. Tipik bir kompozitte gerilme–uzama eğrisi (Taya, 1989)

Sürekli fiber ile güçlendirilmiş kompozitler daha önceden de bahsedildiği gibi anizotropik özellik göstermektedir ve mekanik özellikleri uygulanan yükün yönüne bağlı olarak değişir. Şekil 2.3’de görüldüğü gibi yükün fiber yönüne paralel

uygulanması durumunda kompozitin taşıyacağı azami yük fiber ve matrisin taşıdığı yüklerin toplamıdır. Denklem 2.1’de kompozite uygulanan yükün fiber yönünde olması durumunda kompozitin toplam mukavemet değişim formülü verilmiştir. Formülde, kompozitin mukavemeti matris ve fiberin mukavemetine ve takviye elemanının (V_f) hacim içeriğine bağlı olduğu anlaşılmaktadır. Yükün fiberlere dik uygulanması durumunda uygulanan yükü hem fiberler hem de matris tarafından taşınmaktadır. Genellikle kompozitlerde matris malzemesi daha düşük mukavemete sahip oldukları için kompozitin mukavemetini matris malzemesi belirler ve kompozitin toplam mukavemeti matrisin mukavemetine eşit olur. Buradan anlaşılacağı üzere sürekli fiber takviyeli kompozitlerde, yükün fiberlere dik uygulanması durumunda kompozitin mukavemeti fiberler tarafından kontrol edilirken yükün fibere paralel uygulanması durumunda kompozitin mukavemeti matris tarafından kontrol edilmektedir (Şahin, 2000).

$$\sigma_k = \sigma_f \cdot V_f + \sigma_m \cdot (1 - V_f) \quad (2.1)$$

Burada, V_f ; Takviye hacim içeriği, σ_f ; Fiber çekme mukavemeti, σ_k ; Kompozit çekme mukavemeti.



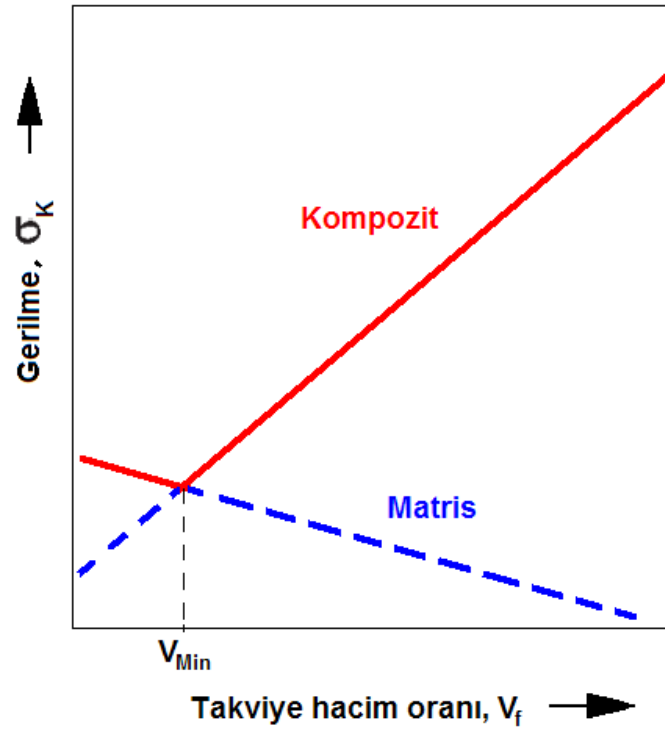
Şekil 2.3. Kompozite uygulanan yük durumu

Sürekli fiber takviyeli kompozitlerde takviye içeriğinin yeterince yüksek olmaması durumunda kompozitin mukavemeti matrisin mukavemetinden daha düşük olmaktadır (Şahin, 2000). Bunun nedeni fiberlerin matristen önce kırılarak çatlak

etkisi yapmasından kaynaklanmaktadır. Şekil 2.4'de sürekli fiber takviyeli bir kompozitte (yükün fiber yönüne paralele uygulanması durumunda) σ_k ve σ_m 'nin V_f 'ye bağlı olarak toplam mukavemet değişimi verilmiştir. Şekil 2.4'de artan takviye içeriğine (V_f) bağlı olarak matrisin taşıdığı yükün azaldığı, kompozitin taşıdığı yükün ise V_{Min} değerine kadar azaldığı, V_{Min} değerinin üzerinde artmaya başladığı görülür. Burada V_{Min} değeri, fiber ve matrisin taşıdığı yüklerin eşit olduğu andaki takviye içeriğini ifade etmektedir (Denklem 2.2). V_{Min} değeri her kompozit için farklılık arz etmektedir ve takviye fazının özelliğine ve morfolojisine bağlı olarak değişmektedir. Takviye içeriğinin V_{Min} değerinin altında kalması durumunda fiberler matristen önce kırılır bu nedenle kompozitin taşıdığı yük matrisin o anki taşıdığı yüke eşit olur. V_{Min} değerinin üzerinde ise kompozite uygulanan yükü matris ve fiberler birlikte taşır ve artan takviye içeriğine bağlı olarak kompozitin mukavemeti artar.

$$V_{Min} = \frac{\sigma_m^* \cdot \sigma_m}{\sigma_f^* + \sigma_m^* - \sigma_m} \quad (2.2)$$

Burada, V_{Min} ; yükün takviye tarafından taşındığı en düşük takviye içeriği, σ_m^* ; matrisin dayanımı, σ_f^* ; takviyenin dayanımı, σ_m '; kompozit ve takviye fazının kırılma uzamasında matrisin taşıdığı dayanımı (Şahin, 2000)



Şekil 2.4. Kompozite fiber yönüne paralel yük uygulanması durumunda takviye içeriğine bağlı olarak dayanım değişimi (Taya, 1989)

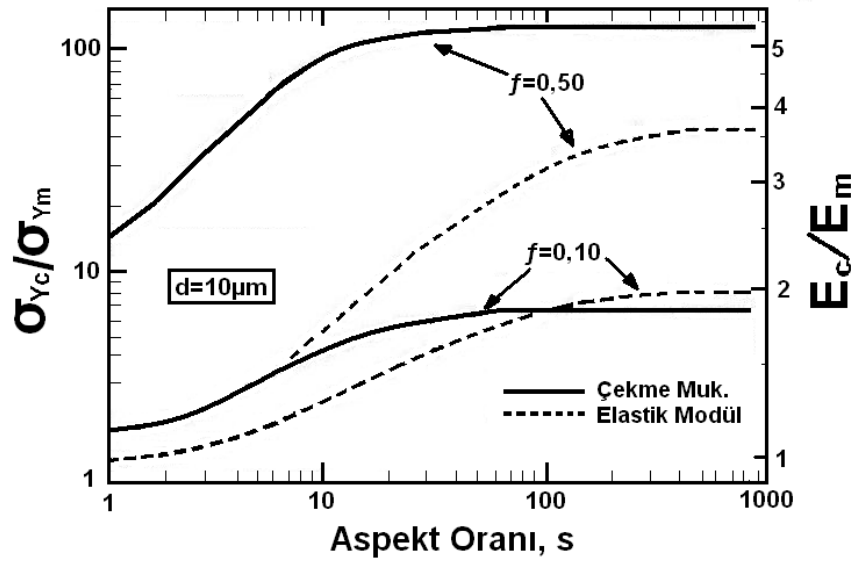
Denklem 2.3’de yükün fiber yönüne paralel uygulanması durumunda sürekli fiber takviyeli bir kompozitten beklenen toplam elastik modül değişimi verilmiştir. Denklem 2.4’te ise yükün fiber yönüne dik uygulanması durumunda toplam elastik modül değişim formülü görülmektedir. Her iki pozisyon için kompozitin elastik modülü E_f , E_m , V_f ve E_f ’ye bağlı olarak değişim göstermektedir. Karışımlar kuralı dikkate alınarak geliştirilen Denklem 2.3 ve 2.4’den sürekli fiber takviyeli kompozitler de elastik modül yöne bağlı olarak değişmektedir ve en yüksek elastik modül değeri yükün fiber yönüne paralel uygulanması durumunda (Denklem 2.3) elde edilmektedir. Sürekli fiber takviyeli kompozitlerde mukavemet ve elastik modül tahmininin doğru olabilmesi için Matris/fiber ara yüzey bağının iyi olması ve takviye fazının homojen dağılıma sahip olması önemlidir (Şahin, 2000).

$$E_k = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (2.3)$$

$$\frac{1}{E_k} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{V_m}{E_m} \quad (2.4)$$

Burada; V_f ; takviye hacim içeriği, V_m ; matris hacim içeriği, E_f ; takviye elastik modülü, E_m ; matris elastik modülü, E_k ; kompozit elastik modülü.

Sürekli fiber takviyeli kompozitlerin aksine kısa fiber takviyeli kompozitlerde elastik modül ve mukavemet değerlerinin tahmininde çok iyi sonuçlar alınmamaktadır. Bunun nedeni kompozitlerin mekanik özelliklerinin V_f , E_f , E_m , σ_m ve σ_f 'nin dışında büyük oranda matris içerisindeki fiberlerin yönlenmesinin ve takviye elemanının aspekt (uzunlu/kalınlık veya uzunluk/çap) oranına bağlı olmasıdır. Şekil 2.5'de görüldüğü gibi takviye fazının aspekt (uzunluk/kalınlık) oranının artmasına bağlı olarak kompozitin göreceli dayanım ve elastik modülünün arttığını görmekteyiz. Ayrıca şekilde %10 ve %50 takviye içeriğine sahip her iki kompozit içinde takviye elemanının aspekt (uzunluk/kalınlık) oranının en az 100 değerinin üzerinde olması yüksek dayanım ve yüksek elastik modül için gerekli olduğu görülmektedir (Rohatgi, 2001).



Şekil 2.5. Kompozitlerde takviye içeriği ve aspekt (uzunluk/kalınlık) oranına bağlı olarak dayanım ve elastik modül değişimi (Rohatgi, 2001)

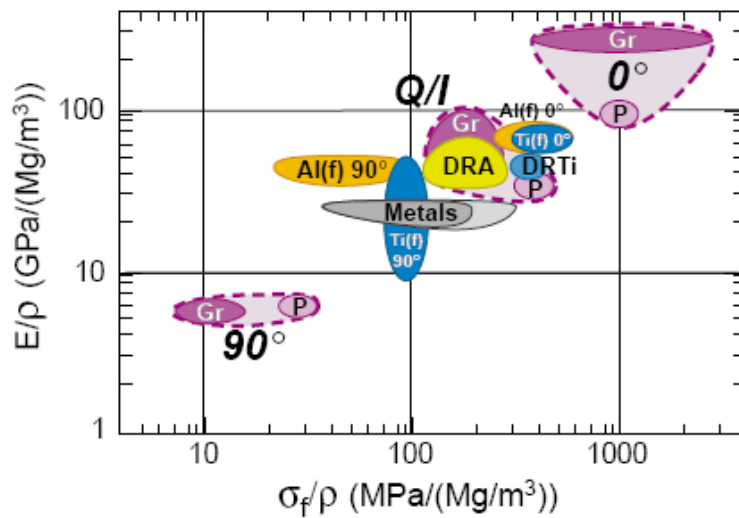
2.2.2. Metal matrisli kompozitlerin ticari ve teknik özellikleri

Metal matrisli kompozitler geleneksel alaşımlarına göre fiziksel ve mekanik özellikler bakımından birçok üstünlüklere sahiptir. Örneğin yüksek termal iletkenlik, yüksek elektriksel iletkenlik, düşük genleşme, iyi aşınma direnci, yüksek dayanım, yüksek elastik modül bunların başlıcalarıdır (Taha, 2001). Kullanıldıkları yere göre fonksiyonel özellik kazandırılabilen metal matrisli kompozitler havacılık, uzay ve otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır (Rawal, 2001; Miracle, 2001-b; Prasad, 2004). Metal matrisli kompozitler üretiminde çeşit matris alaşımları ve seramik güçlendiricilerin kullanımı söz konusudur. Kompoziti oluşturan yapı elemanlarında gözlemlenen bu çeşitlilik kompozitlerin özelliklerinde çeşitliliğe neden olmaktadır. Bu özellik çeşitliliği metal matrisli kompozitleri mühendistik uygulamaları açısından önemli kılmaktadır (Miracle, 2005).

Metal matrisli kompozitlerin fiziksel ve mekanik özellikleri matris ve takviye elemanının özelliğinin yanında matris/takviye ara yüzey bağına, takviye elemanının hacim içeriğine (V_f), morfolojik yapısına ve dağılımına bağlı olarak da değişim göstermektedir (Geni, 1998; Kouzeli, 2002; Jiang, 2007).

2.2.2.1. Yapısal uygulamalar

Yapısal uygulamalar için mukavemet ve elastik modül çok önemli iki karakteristiktir. Özellikle otomotiv ve havacılık uygulamalarında yüksek spesifik mukavemet ve yüksek spesifik modüle sahip malzemeler tercih edilmektedir (Degischer, 1997). Şekil 2.6'da kısa fiber takviyeli alüminyum alaşımı (DRA), kısa fiber takviyeli titanyum alaşımı (DRTi), geleneksel alaşımlar ve Gr/epoksi kompozitlerin spesifik modül ve mukavemet haritası görülmektedir. Şekilde havacılık alaşımları olan Al, Mg, Ti, Ni ve çeliğin spesifik elastik modülünün yaklaşık 25–32 GPa/(mg/m³) iken spesifik mukavemetinin ortalama 100 MPa/(mg/m³) olduğu görülmektedir. Bu değerler, kısa fiber takviyeli alüminyum alaşımı (DRA) için spesifik elastik modül 30–60 GPa/(mg/m³) ve spesifik mukavemetin 180–200 MPa/(mg/m³) seviyelerine çıkabildiği görülmektedir (Miracle, 2001-a).



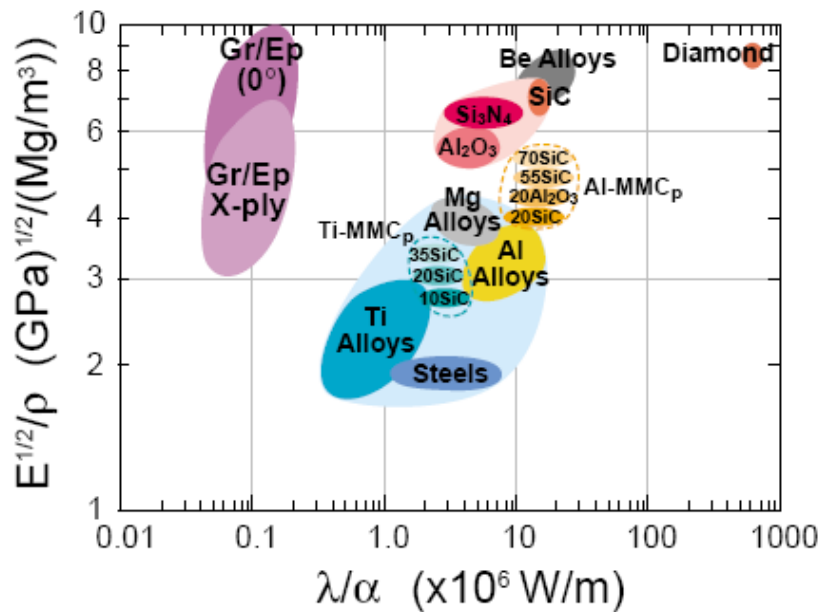
Şekil 2.6. Yapısal uygulamalar için Spesifik elastik modül ve mukavemet haritası, Gr: organik matris kompozit örneğin Grafit/Epoksi, PAN/epoksi, sürekli fiber takviyeli kompozitlerde 0°: yükün fiber yönün dik olması ve 90°: yükün fiber yönüne paralel olması durumu, Q/I: yakın izotropi, sürekli fiber takviyeli Al (F): alüminyum alaşımı ve Ti (f): titanyum alaşımı ve Metaller: Al, Mg, Ti, Ni ve Çelik alaşımları (Miracle, 2001-a)

Şekil 2.6'dan da görüleceği gibi en yüksek spesifik modül ve mukavemet Gr/epoksi kompozitlerinde elde edilmektedir. Ancak anizotropik özelliğinden dolayı

özelliklerinin yöne bağlı olarak aşırı derecede değişim sergilemesi nedeniyle Gr/Ep kompozitlerin yapısal uygulamalarda kullanımı sınırlıdır (Miracle, 2001-a).

2.2.2.2. Termal ve mekanik distorsiyon direnci (hassas uygulamalar)

Birçok makine, havacılık ve uzay uygulamalarında parçalar mekanik ve termal distorsiyonlara maruz kalır. Termal ve mekanik zorlanmalar parçaların servis ömürlerini azaltarak servis dışı kalmalarına neden olmaktadır. Özellikle hassas parçaların tasarımında yüksek termal ve mekanik distorsiyon direncine sahip malzemelerin seçilmesi gerekir. Yüksek elastik modül, yüksek ısı iletim katsayısı ve düşük ısıl genleşme katsayısı yüksek mekanik ve termal distorsiyon direnci için gerekli özelliklerin başında gelmektedir (Miracle, 2001-a). Şekil 2.7’de mekanik ve termal distorsiyon direnci için malzeme seçim haritası verilmiştir. Haritada görüldüğü gibi metal matrisli kompozitler, berilyum ve elmasla birlikte en yüksek mekanik ve termal distorsiyon direnci sergileyen malzemeler olarak görülmektedir.



Şekil 2.7. Mekanik ve termal distorsiyon direnci için malzeme seçim haritası (Miracle, 2001-a)

Şekilde silisyum karbür (SiC) ve alümina (Al_2O_3) ile takviye edilmiş partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin havacılık alaşımları olan Al, Mg ve Ti esaslı alaşımlara göre spesifik termal ve mekanik distorsiyon direncinin yüksek

seviyelerde seyrettiği görülmektedir. Alüminyum matrisli kompozitlere göre daha yüksek mekanik ve termal distorsiyon direncine sahip elmas ve berilyum alaşımının üretimlerinin zor ve pahalı olması bu tür malzemelerin kullanım olanaklarını kısıtlamaktadır (Miracle, 2001-a).

2.2.2.3. Aşınma direnci

Metal matrisli kompozitlerde, sünek matris malzemesine sert ve rijit seramik ve intermetalik bileşiklerin ilave edilmesinin bir diğer amacı da matrisin sertlik ve aşınma direncini artırmaya yöneliktir (Kök, 2006). Son yıllarda MMK'lerin yüksek spesifik aşınma dirençleri nedeni ile otomotiv alanında aşınmaya maruz kalan parçaların üretiminde metal matrisli kompozitler kullanılmaya başlamıştır (Prasad, 2004). Örneğin pistonlar, silindir başları, motor blokları gibi otomotiv parçalarının üretiminde Al/Al₂O₃ ve Al/SiC kompozitleri kullanılmaktadır.

2.2.3. Matris ve takviye elemanları

2.2.3.1. Matris Malzemeleri

Metal matrisli kompozitlerde matris elemanının görevi, kompozite süneklik kazandırmak, takviye elemanlarını bir arada tutmak, kompozite uygulanan yükü takviye elemanına iletme ve takviye elemanını çevresel etkilerden korumaktır. Metal matrisli kompozitlerde matris elemanı olarak genellikle alüminyum (Al), magnezyum (Mg), bakır (Cu), demir (Fe), titanyum (Ti), kurşun (Pb) ve bunların alaşımları kullanılmaktadır.

Metal matrisli kompozitlerde yoğun olarak yüksek spesifik mukavemet ve elastik modül özelliklerinden dolayı Al, Mg, Ti ve bunların alaşımları tercih edilmektedir (Miracle, 2005).

a- Alüminyum ve alaşımları

Yüksek dayanım, düşük yoğunluk, yüksek elektrik ve ısı iletkenliği, yüksek korozyon dayanımı ve şekillendirilmelerinin kolay olması nedeni ile metal matrisli

kompozitlerin üretiminde genellikle alüminyum ve alaşımları tercih edilmektedir. Spesifik mekanik ve fiziksel özelliklerinin yüksek olması alüminyum alaşımlarının kara ve hava taşımacılığında kullanılan metal matrisli kompozitlerin üretiminde yaygın olarak tercih edilmesinde önemli rol oynamaktadır (Bedir, 2006).

Alüminyumun oksijene karşı ilgisi çok yüksektir. Alüminyum oksijenle karşılaştığında çok kısa sürede reaksiyona girerek Al_2O_3 bileşiği oluşturur. Al_2O_3 bileşiği alüminyumun yüzeyinde ince, sert, mukavim ve yoğun bir film tabakası oluşturarak alüminyumun korozyon direncini artırmaktadır.

Alüminyum alaşımları saflık derecelerine göre sınıflandırılırlar. Alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri, içerisindeki Cu, Zn, Si, Mg, Fe ve Ti gibi alaşım elementlerinin etkisi ile yükselir. Alüminyuma çok az miktarda katılan bu alaşım elementleri alüminyumun yüzey merkezli kübik kristal kafes yapısında yer alan katı eriyik oluşturarak alaşımın mukavemet ve sertliğini artırır. Alaşım elementinin yapı içerisinde miktarının artması mukavemet değerinde de bir artışa sebep olur ve alaşımın şekil değiştirme kabiliyetini azaltır. Bunun yanında alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri plastik şekil verme ve ısıl işleme de büyük ölçüde artırılabilir (ASM Handbook, 1990).

b- Magnezyum ve alaşımları

Magnezyum alaşımlarının mukavemet değerleri alüminyum alaşımları ile karşılaştırıldığında bir miktar düşüktür. Fakat magnezyumun düşük yoğunluğundan ($1,74g/cm^3$) dolayı, özgül dayanımı daha yüksektir. Bu nedenle uzay ve nakliye araçlarının üretimlerinde kullanılmaktadır. Magnezyum alaşımlarının oksijene karşı ilgilerinin çok yüksek olması nedeni ile döküm işlemi ve işlemesi tehlikelidir. Mukavemetleri, Zn, Al ve Th ilavesi, ısıl işleme ve soğuk şekil verme ile artırılabilir ve en yüksek çekme mukavemeti %6 Zn ile alaşımlama ve T6 işlemi sonrasında 276 MPa'dır. En önemli alaşım elementi olan alüminyum %1,2–10 arasında, ikinci sırada gelen çinko ise %0,4–6 civarında ilave edilmektedir (Askeland, 1998).

c- Titanyum ve alaşımları

Saf titanyumun yoğunluğu $4,5\text{g/cm}^3$ olup, erime sıcaklığı 1668°C 'dir. Titanyum, elik kadar dayanıklıdır ve daha hafiftir, alüminyuma göre daha ağırdır. Dayanıklılığı ve asitlere karşı dirençli oluşu nedeniyle, çeşitli alaşımların yapısına katılmaktadır. Saf titanyum ve alaşımları denizcilik, kimya alanı, motor türbin imalatı gibi birçok alanda kullanılmaktadır. Yüksek dayanım/ağırlık oranına sahip olması nedeniyle uçak ve uzay sanayinde tercih edilmektedir. Yüksek sıcaklıkta diğer elementlerle reaksiyona kolayca girdiği için yüksek sıcaklıkta kullanımları sınırlıdır. Korozyon davranışları iyidir ve alüminyuma göre daha rijittir. Başlıca alaşım elementleri Sn, Al, V, Cr ve Zr dir. Saf titanyumun çekme mukavemeti 241MPa iken alaşımlama ve ısıl işlem ile en yüksek çekme mukavemeti 1380MPa 'dır. Titanyum ve alaşımları yeni mühendislik malzemeleri olup çok iyi mekanik özelliklere sahiptir (Askeland, 1998).

2.2.3.2. Takviye elemanları

Kompozitleri oluşturan en önemli yapı taşarından biri olan takviye elemanları kompozite uygulanan yükün büyük çoğunluğunu taşımak zorundadır ve kompozitin genel anlamda karakteristiğini oluşturmaktadır. Metal matrisli kompozitlerde takviye elemanı olarak intermetalik ve seramik esaslı fiber (whisker) ve partiküller kullanılmaktadır. Yaygın olarak kullanılan takviye elemanlarının fiziksel ve kimyasal zellikleri Tablo 2.1'de verilmiştir (Taha, 2001).

Tablo 2.1. Bazı güçlendirici elemanları fiziksel ve mekanik özellikleri (Taha, 2001)

Güçlendirici	Çekme Mukavemeti MPa	Akma Mukavemeti MPa	Yoğunluk g/cm ³	Termal İletkenlik W/mK	Termal Yayınım Katsayısı 10 ⁻⁶ /K	Maksimum Sıcaklık °C
Oksitler						
Al ₂ O ₃ kısa fiber	2000	300	3,29	–	–	1600
Al ₂ O ₃ Tek kristal	2550	470	3,96	–	–	2040
Al ₂ O ₃ partikül	2070	170	3,15	30	7	1650
SiO ₂	–	73	3,66	1,4	<1	–
ZrO ₂ fiber	2070	345	4,84			1925
Karbürler						
B ₄ C fiber	2690	425	2,35	39	3,5	315
SiC kısa fiber	3000–14000	400–700	3,21	32	3,4	–
SiC fiber	2280	450	3,46	–	–	–
SiC partikül	–	448	3,21	120	3,4	–
TiC fiber	1540	450	4,9	–	–	–
VC	–	430	–	–	7,2	–
WC	–	670	–	–	5,1	–
Nitrürler						
AlN	2100	310–345	3,26	150	3,3	–
BN fiber	1380	90	1,91	–	–	1095
Si ₃ N ₄	–	207	3,18	28	1,5	–
Diğer						
Si	–	112	2,33	100	3	–
C fiber	–	–	2,18	400	-1,5	–
TiB ₂ fiber	105	510	4,48	–	–	2205

2.2.4. Üretim yöntemleri

Geleneksel metal ve alaşımlara göre metal matrisli kompozitler daha yüksek mekanik ve fiziksel özelliklere sahiptir ancak metal matrisli kompozitlerin üretimi, geleneksel metal ve alaşımlara göre zordur ve pahalıdır. Metal matrisli kompozitlerin mekanik ve fiziksel özellikleri takviye elemanının cinsine, hacim içeriğine ve morfolojisine bağlı olmasının yanında üretim tekniklerine ve üretim parametrelerine

de bağılıdır (Taya, 1989). Metal matrisli kompozitlerin üretiminde iyi fiziksel ve mekanik özellikler için; Güçlendiricilerin dağılımı, matris/güçlendirici arasında gelişen ara bileşikler, ıslatılabilirlik ve porozite seviyesi gibi etkenlere dikkat edilmesi gereklidir.

Yüksek performanslı bir metal matrisli kompozit için, üretim aşamasında ara bileşiklerin oluşumuna izin verilmemesi, matris/takviye ıslatılabilirliğinin sağlanması, dağılımın homojen olması ve porozite seviyesinin minimum değerde tutulması gereklidir.

Metal matrisli kompozitlerin üretimleri, güçlendiricilerin matris içerisine ilave şekline göre iki ana grupta incelemek mümkündür (Tjong, 2000). bunlar;

- Ex-situ üretim yöntemi

- İn-situ üretim yöntemi

2.2.4.1. Ex-situ üretim yöntemi

Ek-situ üretim yönteminde, önceden hazırlanmış güçlendiricilerin ikincil bir işleme matris içerisine ilavesi esas alınmaktadır. Ex-situ üretim yönteminde güçlendiricilerin matris içerisine ilavesinde başlıca karıştırma döküm, sıvı metal infiltrasyonu ve toz metalurjisi gibi tekniklerden faydalanılmaktadır (Bedir, 2006). Ex-situ üretim yönteminde uygun güçlendirici ve matris elemanının seçilmesi kompozitin mekanik özellikleri için çok önemlidir. Matris ve güçlendirici çiftinin yanlış seçilmesi durumunda matris ile güçlendirici arasında ara bileşiklerin oluşmasına veya matrisin güçlendiriciyi ıslatamamasına neden olmaktadır. Bu durum kompozitin mekanik özelliklerini önemli düzeyde düşürmektedir (Şahin, 2000).

Yapılan birçok çalışmada ex-situ metal matrisli kompozitlerin üretiminde alüminyum ve alüminyum alaşımları tercih edilmektedir. Ex-situ üretim yönteminde alüminyum ve alaşımlarının tercih sebebi, alüminyum alaşımlarının spesifik mekanik özelliklerinin yüksek olması ve yaygın olarak kullanılan alümina (Al_2O_3), silisyum

karbür (SiC) gibi takviye elemanları ile uyumlu birer çift oluşturmasıdır. Tablo 2.2'de ex-situ üretim yöntemi kullanılarak üretilmiş bazı alüminyum esaslı kompozitler görülmektedir. Tablo 2.2'de üretilen kompozitlere ait takviye içerikleri, üretim teknikleri ve üretim sonrası uygulanan işlemler bir arada verilmiştir

Tablo 2.2. Alüminyum esaslı metal matrisli kompozitler ve çekme mukavemetleri

Kompozit	İkincil İşlem	Takviye oranı	UTS, MPa	Üretim Tekniği	Referanslar
2024/Al ₂ O ₃	–	0	68	Karıştırma Döküm	Kök, 2007
2024/ Al ₂ O ₃ (16m)	–	10	88	Karıştırma Döküm	Kök, 2007
2024/ Al ₂ O ₃ (16m)	–	20	100	Karıştırma Döküm	Kök, 2007
2024/ Al ₂ O ₃	–	30	112	Karıştırma Döküm	Kök, 2007
2024/ Al ₂ O ₃	–	10	80	Karıştırma Döküm	Kök, 2007
2024/ Al ₂ O ₃	–	20	83	Karıştırma Döküm	Kök, 2007
2024/ Al ₂ O ₃	–	30	88	Karıştırma Döküm	Kök, 2007
flyash/Al–4,5Cu	T6	5	~110	Karıştırma Döküm	Mahendra, 2007
flyash/Al–4,5Cu	T6	10	~113	Karıştırma Döküm	Mahendra, 2007
flyash/Al–4,5Cu	T6	15	~117	Karıştırma Döküm	Mahendra, 2007
Al–Cu/ Al ₂ O ₃ (66m)	–	30	~84	Karıştırma Döküm	Kök, 2005
Al–Cu/ Al ₂ O ₃ (32m)	–	30	~105	Karıştırma Döküm	Kök, 2005
Al–Cu/ Al ₂ O ₃ (16m)	–	30	~112	Karıştırma Döküm	Kök, 2005
6061	T6	0	315	Karıştırma Döküm	Qin, 2000
6061/SiC(p)	T6	15	388	Karıştırma Döküm	Qin, 2000
2124/SiC(p)	–	0	431	infiltrasyon	Sukumaran, 2008
2124/SiC(p)	–	10	426	infiltrasyon	Sukumaran, 2008
2124/SiC(p)	Dövme	0	423	infiltrasyon	Sukumaran, 2008
2124/SiC(p)	Dövme	10	433	infiltrasyon	Sukumaran, 2008
Al–12Si–1,3Cu–1Mg	T6	0	327	infiltrasyon	Zhu 2003
Al–12Si–1,3Cu–1Mg/(9 Al ₂ O ₃ .2B ₂ O ₃)	T6	20	379	infiltrasyon	Zhu, 2003
Al–12Si–1,3Cu–1Mg/(9 Al ₂ O ₃ .2B ₂ O ₃)	T6	30	415	infiltrasyon	Zhu, 2003
Al–12Si–1,3Cu–1Mg	T6+ 350°C'de	0	81	infiltrasyon	Zhu, 2003
Al–12Si–1,3Cu–1Mg/(9 Al ₂ O ₃ .2B ₂ O ₃)	T6+ 350°C'de	20	159	İnfiltrasyon	Zhu, 2003
Al–12Si–1,3Cu–1Mg/(9 Al ₂ O ₃ .2B ₂ O ₃)	T6+ 350°C'de	30	201	İnfiltrasyon	Zhu, 2003
6092/SiC(p)	–	17,5	496	TM	William, 1998
6092/SiC(p)	–	25	538	TM	William,1998
Al–4,5Cu/SiC	MA	10	463	TM	Lu, 1998
2124/SiC(3m)	T6	30	318	TM	Prasad, 2002
Al/Si–N–C(3,5m)	–	15	176	TM	Ma, 1999

Tablo 2.2’de ex-situ metal matrisli kompozitlerin üretiminde genellikle takviye elemanının alümina ve silisyum karbürden oluştuğu ve karıştırma döküm, infiltrasyon ve toz metalurjisi teknikleri kullanılarak üretildikleri görülmektedir. Genel olarak kompozitlerin çekme mukavemetlerinin takviye içeriğinin artmasına bağlı olarak arttığı görülmektedir. Üretim teknikleri arasında karşılaştırma yapıldığında ise en yüksek çekme gerilmesi değerlerinin toz metalurjisi tekniği ile üretilen kompozitlerde yer aldığı göze çarpmaktadır. Bunun yanında kompozitlerin mukavemetlerinin T6 ısıtma işlemi, dövme ve haddeleme gibi işlemler ile önemli düzeyde arttığı görülmektedir.

a- Karıştırma döküm tekniği

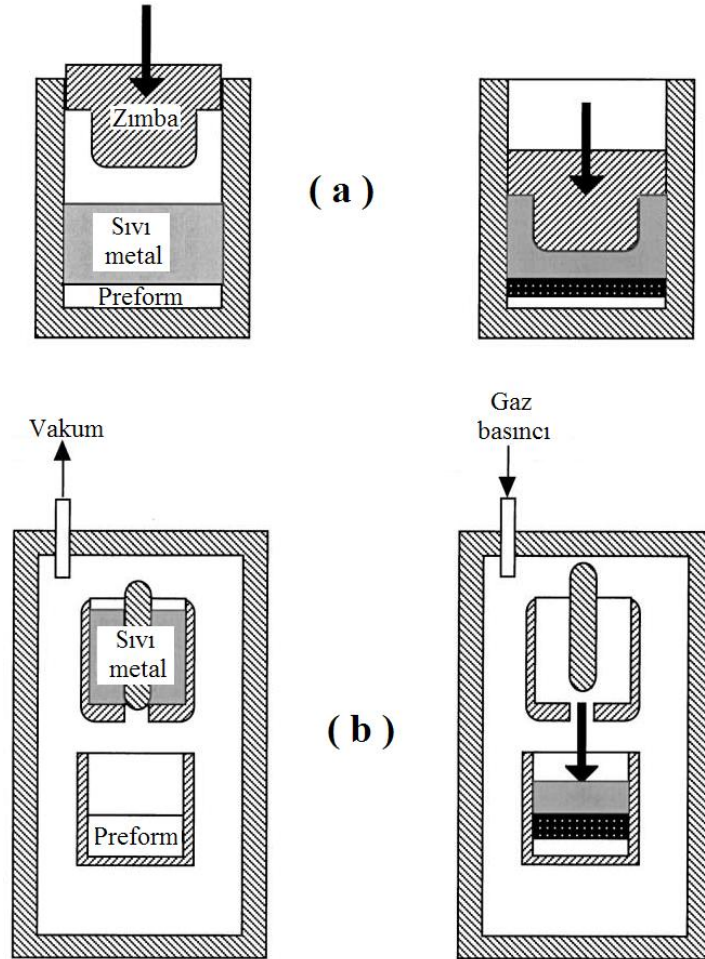
Karıştırma döküm tekniği metal matrisli kompozitlerin üretiminde geniş bir yer tutmaktadır. Ex-situ üretim teknikleri arasında en ucuz teknik olan bu yöntemde, güçlendiricilerin matris içerisine ilavesi, sıvı matris alaşımının karıştırılması ile yapılmaktadır (Hashim, 1999; Sur, 2005). Karıştırma işlemi, mekanik bir karıştırıcı, ultrasonik veya manyetik olarak yapılabilir. En çok tercih edilen karıştırma döküm tekniği vorteks metodudur. Bu yöntemde, sıvı metal içerisine yerleştirilen mekanik karıştırıcı yardımı ile vorteks oluşturulması ve oluşan vorteks yardımı ile seramik güçlendiricilerin sıvı matris alaşımı içerisine ilave edilmesi söz konusudur (Hashim, 1999; Previtali, 2008).

Süresiz fiber ve partikül takviyeli kompozitlerin üretimine imkan sağlayan karıştırma döküm yöntemi ile takviye içeriği en çok %30’a kadar çıkabilmektedir. Homojen dağılımın sağlanmasının zor olması, karıştırma sırasında oksit ve kalıntıların sıvı metale karışması ve üretilen kompozitlerin porozite oranının yüksek seviyelerde olması yöntemim dezavantajları arasında yer almaktadır.

b- İnfiltrasyon yöntemi

Sürekli, süresiz ve partikül takviyeli metal matris kompozitlerin üretiminde yaygın olarak kullanılan infiltrasyon tekniği yüksek hacim içeriğine sahip kompozitlerin üretimine imkan sağlamaktadır (Taha, 1998). İnfiltrasyon yönteminde, önceden

hazırlanan seramik preform içerisine sıvı metalin emdirilmesi söz konusudur. Emdirme işlemi doğal olarak, basınç, vakum veya savurma kuvveti yardımı ile yapılmaktadır (Peng 2001; Blucher, 2001; Wannasin, 2005). Şekil 2.8a'da sıkıştırma döküm tekniği kullanılarak seramik preforma içerisine sıvı metal emdirme işleminin şematik gösterimi verilmiştir (Michaud, 2001). Şekilde önceden hazırlanmış seramik preform üzerine konulan sıvı metali bir itici yardımı ile sıkıştırılarak seramik preform içerisindeki boşluklara infiltre olması sağlanmaktadır. Şekil 2.8b'de ise gaz basıncı yardımı ile infiltre işleminin şematik gösterimi verilmiştir. Bu yöntemde hazırlanan seramik preform üzerine konulan sıvı metal gaz basıncı yardımı ile sıkıştırılması ve bu sayede sıvı metalin seramik preforma içerisindeki boşluklara infiltre olması sağlanmaktadır.



Şekil 2.8. a) Ezme döküm, b) Gaz basıncılı infiltrasyon yöntemi şematik gösterimi (Michaud, 2001)

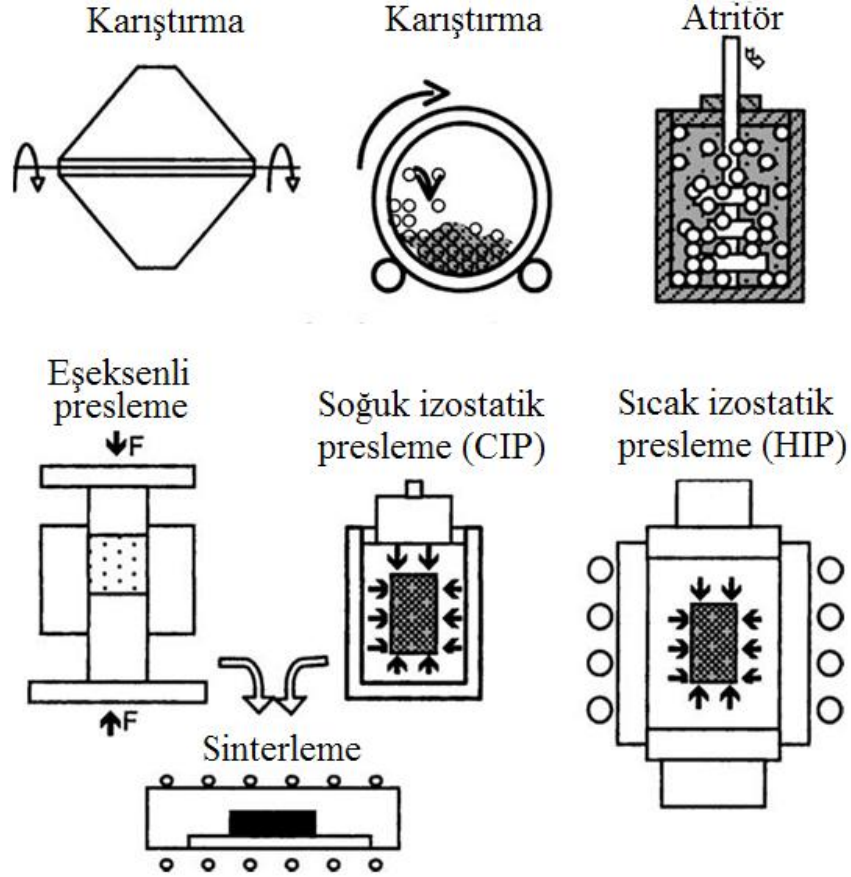
Peng ve arkadaşlarının (Peng, 2002) ezme döküm tekniğini kullanarak %10 ve %20 hacim içeriğine sahip Al_2O_3/Al kompozitlerini ürettiklerini rapor etmişlerdir.

Rastgele yöneliş alümina fiberlerin 1200 ve 1300°C’de sinterlenmesi sonucunda üretilen preformların kullanılmış olduğu bu çalışmada 800°C’de sıvı alüminyum 25MPa basınç altında seramik preformlara infiltre edilmiştir. Demir ve Altınkök (Demir, 2004) yaptıkları başka bir çalışmada ise hazırlamış oldukları Al₂O₃/SiC preform içerisine 1, 2 ve 3MPa’lık gaz basıncı yarımı ile Al–10 Si–1,2 Mg matris alaşımını çeşitli sıcaklıklarda infiltre ettikleri rapor edilmiştir.

Doğal infiltrasyon yönteminde görülen ara bileşikler ve porozite, basınçlı infiltrasyon yönteminde ise geometri sınırlaması bu yöntemlerin dezavantajları olarak sayılmaktadır.

c- Toz metalurjisi yöntemi

Yüksek mekanik özellik ve düşük tane boyutu gibi üstün özelliklere sahip olan toz metalurjisi tekniği küçük hacimli parçaların üretiminde iyi sonuçlar vermektedir. Yöntem, toz formuna getirilmiş takviye ve matris malzemelerinin karıştırılması, karışımın istenilen kalıp içerisinde soğuk veya sıcak olarak preslenmesi ve karışımın ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta basınç altında sinterlenmesi aşamalarını içermektedir (Torralba, 2003; Ruiz–Nanas, 2006). Şekil 2.9’da toz metalurjisi tekniği ile metal matrisli kompozit üretim şeması verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi farklı karıştırma yöntemi kullanılabilen ve karışım kalıp içerisinde tek veya çok eksenli olacak şekilde preslenebilmektedir.



Şekil 2.9. Toz metalurjisi tekniği ile kompozit üretim şeması (Torralba, 2003).

Bu yöntemin avantajları düşük üretim sıcaklığı, homojen dağılım ve düşük ara yüzey bileşikleridir. Tozların kullanım öncesi temizlik gerektirmesi ve düşük üretim hacmine sahip olması bu yöntemin dezavantajları arasında sayılmaktadır (Torralba, 2003).

2.2.4.2. İn-situ üretim yöntemi

Geçen son on yılda üretimlerinin kolay ve mekanik özelliklerinin yüksek olması nedeniyle metal matrisli kompozitlerin üretiminde in-situ üretim tekniği tercih edilmeye başlamıştır. İn-situ üretim yöntemini ex-situ üretim yönteminden ayıran en temel fark, seramik güçlendiricilerin sonradan ilavesi yerine güçlendiricilerin matris alaşımı içerisinde kendiliğinden oluşmasıdır (Arik, 2007; Daniel, 1997; Tjong, 2000). Güçlendirici fazlar MMK kompozitlerinin üretimi aşamasında element ve bileşiklerin ekzotermik reaksiyonları sonucunda kendiliğinden oluşmaktadır.

Ekzotermik reaksiyonlar sonucunda kendiliğinden oluşan intermetalik ve seramik esaslı güçlendiriciler matris içerisinde termodinamik olarak kararlı, homojen dağılımlı ve kuvvetli ara yüzey bağı gibi özellikler sergilemektedir.

İn-situ üretim yönteminde matris alaşımları alüminyum, titanyum, bakır, nikel, demir ve bunların alaşımlarından oluşur iken takviye elemanları ise matris alaşımı içerisinde kendiliğinden oluşan borür, karbür, oksit, nitrür ve bunların karışımlarından oluşmaktadır. Tek adımlı üretime de imkân saylayan in-situ üretim yöntemi ex-situ üretim yöntemine göre başlıca şu avantajlara sahiptir (Daniel, 1997; Tjong, 2000);

- Ekzotermik reaksiyonlar sonucunda oluşan güçlendiriciler termodinamik olarak kararlıdır,
- Matris ile güçlendirici arasında temiz ve kusursuz bir ara yüzey bağı oluşur,
- Matris içerisinde güçlendiricilerin dağılımı homojendir.

İn-situ yöntemi ile yüksek performanslı bir kompozit üretimi için üretim proseslerinin çok iyi belirlenmesi ve prosesin mutlaka optimize edilmesi gereklidir. Son on yılda yapılan birçok çalışmada in-situ üretim yöntemi kullanılmış ve bunların bir çoğunda proseslerin optimizasyonuna ihtiyaç duyulduğu rapor edilmiştir. Tablo 2.3'de bazı in-situ yöntemi ile üretilmiş alüminyum esaslı kompozitlerin mekanik özellikleri, takviye oranı ile birlikte verilmiştir.

Tablo 2.3'de görüldüğü gibi alüminyum esaslı kompozitlerin üretiminde takviye elemanı olarak alümina (Al_2O_3), titanyum borür (TiB_2) ve bunların karışımları kullanıldığı ve takviye içeriklerinin en fazla %20 civarında kaldığı görülmektedir.

Tablo 2.3. İn-situ üretim yöntemi ile üretilen alüminyum esaslı kompozitlerin takviye içerikleri ve mekanik özellikleri.

Kompozit	Takviye oranı, %	İkincil İşlem	UTS, MPa	Ref.
Al-2,2Cu-1,4Si	0	–	~180	Hoseini, 2005
Al-2,2Cu-1,4Si/ Al ₂ O ₃	4,23	–	~185	Hoseini, 2005
Al-2,2Cu-1,4Si	0	300°C'de	~60	Hoseini, 2005
Al-2,2Cu-1,4Si/ Al ₂ O ₃	4,23	300°C'de	~82	Hoseini, 2005
Al-10Cu	0	–	180	Zhao, 2007
Al-10Cu/ Al ₂ O ₃	4	–	197	Zhao, 2007
Al-10Cu/TiB ₂	4	–	207	Zhao, 2007
Al-10Cu/(Al ₂ O ₃ +TiB ₂)	4	–	221	Zhao, 2007
Al-10Cu	0	T6	225	Zhao, 2007
Al-10Cu/ Al ₂ O ₃	4	T6	278	Zhao, 2007
Al-10Cu/TiB ₂	4	T6	302	Zhao, 2007
Al-10Cu/(Al ₂ O ₃ +TiB ₂)	4	T6	339	Zhao, 2007
Al-4Cu	0	–	117	Mandal, 2004
Al-4Cu/TiB ₂	2,5	–	196	Mandal, 2004
Al-4Cu/TiB ₂	5	–	232	Mandal, 2004
Al-4Cu/TiB ₂	7,5	–	602	Mandal, 2004
Al-4Cu/TiB ₂	10	–	290	Mandal, 2004
Al-4Cu	0	T6	276	Mandal, 2004
Al-4Cu/TiB ₂	2,5	T6	284	Mandal, 2004
Al-4Cu/TiB ₂	5	T6	297	Mandal, 2004
Al-4Cu/TiB ₂	7,5	T6	334	Mandal, 2004
Al-4Cu/TiB ₂	10	T6	383	Mandal, 2004
Al(%99,5)	0	–	102	Tee, 1999
Al/TiB ₂	5	–	124	Tee, 1999
Al/TiB ₂	10	–	164	Tee, 1999
Al/TiB ₂	15	–	153	Tee, 1999
Al-4Cu/TiB ₂	10	Doğal yaşlandırma	230	Tee, 1999
Al-4Cu/TiB ₂	20	Yapay yaşlandırma	361	Tee, 1999

İN-situ üretim teknikleri kabaca matris ve güçlendiriciyi oluşturacak element ve bileşiklerin (reaktant) fiziksel özellikleri (katı, sıvı ve gaz) dikkate alınarak dört ana başlık altında toplanmaktadır (Tjong, 2000). Bunlar;

- a- Katı–sıvı reaksiyon prosesi.
- b- Gaz–sıvı–katı reaksiyon prosesi
- c- Katı–katı reaksiyon prosesi
- d- Sıvı–sıvı reaksiyon prosesi.

a- Katı–sıvı reaksiyon prosesi

Katı–sıvı reaksiyon prosesi, element ve bileşiklerin (reaktantların) sıvı matris içerisinde reaksiyona girerek in–situ güçlendiricilerin oluşturulması esasına dayanmaktadır. Bu proses, metal matris kompozitlerin üretimine kolaylıkla adapte edilebilme özeliğine sahiptir. Aşağıda bazı katı–sıvı reaksiyon prosesleri açıklanmıştır.

- Kendiliğinden ateşlemeli yüksek sıcaklık sentezi (SHS) üretim tekniği

Kendiliğinden ateşlemeli yüksek sıcaklık sentezi üretim tekniği, hazırlanan reaktant ve matris tozlarının yüksek sıcaklıkta yanma dalgaları ile güçlendirici fazı oluşturan reaktantların reaksiyona sokulması esasına dayanmaktadır. Kimyasal enerjinin termal enerjiye çevrilmesinin söz konusu olduğu bu yöntemde ana prensip dinamik yanma dalgalarının yayılımını içermektedir. Oluşan yayılım dalgaları ile reaksiyon bölgesinde oluşan yüksek entalpi çıkışı reaksiyonun devamlılığını sağlamaktadır. Yöntemde reaksiyonun sürdürülebilmesi için şu hususların yerine getirilmesi gereklidir[Tjong, 2000].

- Sistemde kullanılan reaktantların mutlaka yüksek ekzotermik özellikte olması,
- Reaksiyon bölgesine taşınımı artırmak için reaktantların birinin sıvı veya gaz formunda olması
- Sıcaklık yayılım hızının, sıcaklık dağılım hızından az olması gereklidir.

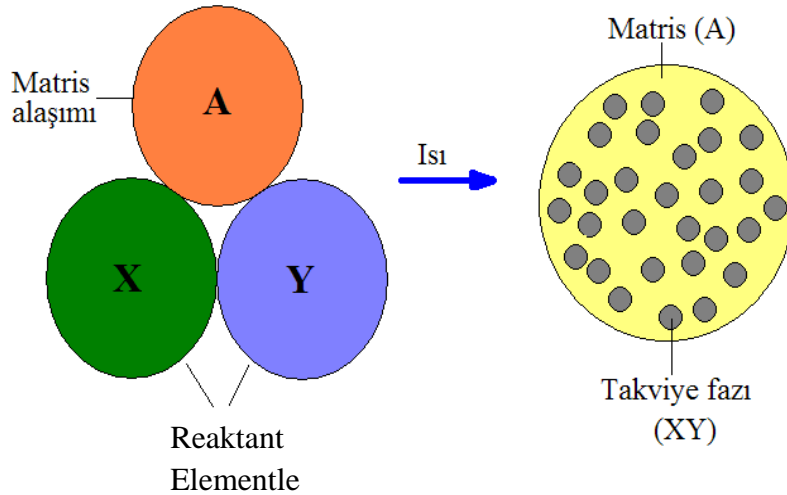
Zhang ve arkadaşları (Zhang, 1999) titanyum tabanlı TiB+TiC kompozitleri üretmeye yönelik yaptıkları çalışmada Ti, B₄C ve C tozlarını homojen olarak karıştırmışlar ve bir kalıp içerisinde kendiliğinden ateşlemeli yüksek sıcaklık sentezi (SHS) üretim tekniğini kullanmışlardır. Ayrıca yaptıkları bu çalışmada titanyum matris alaşımı içerisinde oluşan TiB partiküllerinin iğnemsisi, TiC partiküllerinin ise dendiritik yapıda olduklarını rapor etmişlerdir.

SHS yöntemi, seramik intermetalik ve metal matrisli kompozitler üretimine imkan sağlamakla birlikte, metal matrisli kompozitlerin üretimi diğer yöntemlere göre bir çok problem içermektedir. SHS üretim tekniği ile Al-Ti-C, Al-Ti-B₄C ve Al-Ti-C-B sistemleri kullanılarak %30 hacim içeriğine sahip alüminyum ve titanyum tabanlı TiC, TiB₂ veya TiC+TiB₂ metal matrisli kompozitler üretilmektedir (Tjong, 2000).

- Ekzotermik dispersiyon (XD) üretim tekniği

Ekzotermik dispersiyon yönteminde, seramik güçlendiriciyi oluşturan reaktantların reaksiyonu sonucunda oluşan güçlendiricilerin, sıvı matris alaşımı içerisine dispersiyonu söz konusudur (Ai, 2008; Tjong, 2008).

Şekil 2.10'da şematik olarak ifade edildiği gibi güçlendirici fazı oluşturan X ve Y reaktantları ile matris oluşturan A alaşımı toz formunda karıştırılmıştır, karışım matris sıcaklığının üzerinde ki bir sıcaklıkta reaksiyona sokulmuş ve reaksiyon sonucunda ortaya çıkan katı XY (güçlendirici) faz sıvı matris içerisine disperse olmuştur (Tjong, 2000).



Şekil 2.10. İn-situ metal matris kompozit oluşum şeması (Tjong, 2000)

Yu ve arkadaşları (Yu, 2004) yaptıkları çalışmada alüminyum ve ağırlıkça %10 oranında ZnO tozlarını 10mm çapında silindirik bir kalıp içerisinde, 500MPa basınç altında, soğuk presledikten sonra 1000°C’de yarım saat sinterleme işlemine tabi tutulmuşlardır. Sinterleme sırasında sıvı alüminyum ile katı ZnO arasında Denklem 2.5’de verilen reaksiyon gerçekleşerek, Al_2O_3 güçlendirici yapının sentezlendiği ve serbest kalan Zn’nin bir kısmının buharlaştığı, bir kısmının ise sıvı alüminyum tarafından çözüldüğünü rapor etmişlerdir.

- Reaktif sıcak presleme (RHP) ile üretim tekniği

Reaktif sıcak presleme ile üretim tekniği, ekzotermik dispersiyon tekniğine çok benzemektedir, reaktant ve matris alaşımından oluşan karışımın basınç altında ergitilmesi söz konusudur.

Tjong ve arkadaşları (Tjong, 2005) yaptıkları çalışmada reaktif sıcak presleme yöntemi kullanarak alüminyum tabanlı TiB_2 ve Al_2O_3 kompozitleri üretmişlerdir. Yapılan çalışmada TiO_2-Al-B ve $Al-TiO_2-B_2O_3$ sistemlerini kullanmışlar. Toz şeklindeki sistemler 6 saat karıştırma işlemine tabi tutulduktan sonra vakum altında 800°C’ye kadar ısıtılmış, burada 10 dak. bekleme sonrası 600°C’ye inilerek sıcak presleme işlemine alınmıştır. Yapılan bu çalışmada Tjong ve arkadaşları TiO_2-Al-B sisteminde matris alaşımı içerisinde yalnız TiB_2 ve Al_2O_3 partiküllerinin mevcut

olduğunu, Al-TiO₂-B₂O₃ sisteminde ise TiB₂ ve Al₂O₃ partiküllerinin yanında kırılğan özellik taşıyan Al₃Ti bloksu yapıların da yer aldığını rapor etmişlerdir.

- Yanma yardımı ile döküm (CAC) üretim tekniği

Bu yöntemde, yanma sentezi ve geleneksel döküm (ingot) metalurjisi tekniklerinin birleştirilmesi ile in-situ metal matrisli kompozitlerin üretimi söz konusudur. Bu yöntemde reaktant elementler ve matris alaşımı bir kalıba konulmakta ve matris alaşımının ergime sürecinde, reaktantların reaksiyona girerek in-situ metal matrisli kompozitlerin üretimi söz konusu olmaktadır (Tjong 2005).

Min-min ve arkadaşlarının (Min-min, 2006) titanyum alaşımı (Ti-6Al-2,75Sn-4Zr-0,4Mo-0,45Si), B₄C ve grafit tozlarını kullanarak yaptıkları çalışmada, CAC üretim tekniğini kullanmak sureti ile titanyum tabanlı %5 ve %10 takviye oranına sahip TiB ve TiC partikül takviyeli in-situ MMK ürettiklerini rapor etmişlerdir.

Bunun yanında Feng ve arkadaşlarının (Feng, 2005) yaptıkları bir çalışmada CAC yöntemi ile TiC/Fe kompozitini ürettiklerini rapor etmişlerdir. Çalışmada 10µ çapında Ti ve C tozları 1/1 karışım oranında, 6 saat karıştırma işlemine tabi tutulmuş, karıştırma işlemi sonrasında, 40mm çapında ve 4mm kanlığında bir silindirik çelik kalıp içerisinde soğuk presleme işlemi uygulanmıştır. Hazırlanan (Ti+C) karışımı üzerine sıvı metalin dökülmesi sonucu Ti ve C reaksiyona sokulmak sureti ile TiC partikülleri oluşturulmuştur.

CAC yöntemi ile takviye oranı bakımından %45 değerine kadar çıkılabilmekte ve bu yöntemle, Ti-C, Ti-B ve Ti-B₄C sistemleri kullanılması sureti ile TiC/Ti, TiB/Ti ve (TiC+TiB)/Ti kompozitleri üretilebilmektedir(Tjong 2005).

- Doğrudan reaksiyon sentezi (DRS) üretim tekniği

Direk reaksiyon sentezi (DRS) yönteminde, reaktant element ve bileşiklerin doğrudan sıvı metale ilave edilmesi söz konusudur. Genellikle reaktantların ilavesi, mekanik bir karıştırıcı yardımı ile yapılmaktadır (Tee, 2003; Tee, 1999-b).

Maity ve arkadaşları (Maity, 1997) Al_2O_3/Al kompozitlerinin üretiminde direkt reaksiyon sentezi üretim tekniğini kullanmışlardır. Reaktant olarak CuO tozlarının kullanıldığı çalışmada sıvı alüminyum içerisinde oluşturulan vorteks yardımı ile ağırlıkça %5 ve %2 oranında CuO tozları direkt olarak sıvı matris alaşımı içerisine ilave edilmiştir. Çalışmada, ilave işlemi ile sıvı alüminyum ve CuO tozları arasında Denklem 2.5’de verilen reaksiyonun geliştiğini ve reaksiyon sonucunda katı Al_2O_3 takviye fazının oluştuğu ve reaksiyon sonrasında serbest kalan bakırın (Cu) ise sıvı alüminyum içerisinde çözüldüğü rapor edilmiştir.



Buna benzer olarak Hoseini ve Meratian (Hoseini, 2005) yapmış oldukları çalışmada direkt reaksiyon prosesini kullanarak Al_2O_3/Al kompozitlerini üretmeyi amaçlamışlardır. Çalışmada yaklaşık 300μ boyutunda CuO ve SiO_2 tozlarını $750^\circ C$ ’de sıvı alüminyum içerisine direkt olarak ilave ederek, sıvı alüminyumun CuO ve SiO_2 tozları ile reaksiyona girdiğini ve katı Al_2O_3 güçlendirici yapılarını oluşturduğunu, reaksiyon sonucunda serbest kalan bakır (Cu) ve silisyumun (Si) ise sıvı alüminyum içerisinde çözüldüğünü rapor etmişlerdir.

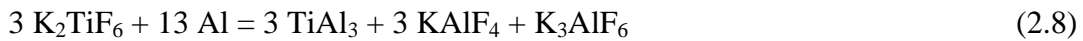
Buna paralel olarak Tee ve arkadaşları (Tee, 1999) direkt reaksiyon sentez tekniğini kullanarak TiB_2/Al kompozitini üretmeye yönelik olarak yaptıkları çalışmada, $Ti+B+Al$ tozlarını $1080^\circ C$ ’de sıvı alüminyum içerisine mekanik bir karıştırıcı yardımı ile ilave etmişlerdir. İlave işlemi ile sıvı alüminyum ve reaktantlar arasında Denklem 2.6 ve 2.7’nin oluştuğu, reaksiyon sonrasında TiB_2 takviye fazının sıvı alüminyum içerisinde kendiliğinden oluştuğu, oluşan TiB_2 partiküllerinin $1-3\mu$ civarında olduğunu rapor etmişlerdir.



- Florür tuzları yardımı ile sentezleme (FAS) tekniği

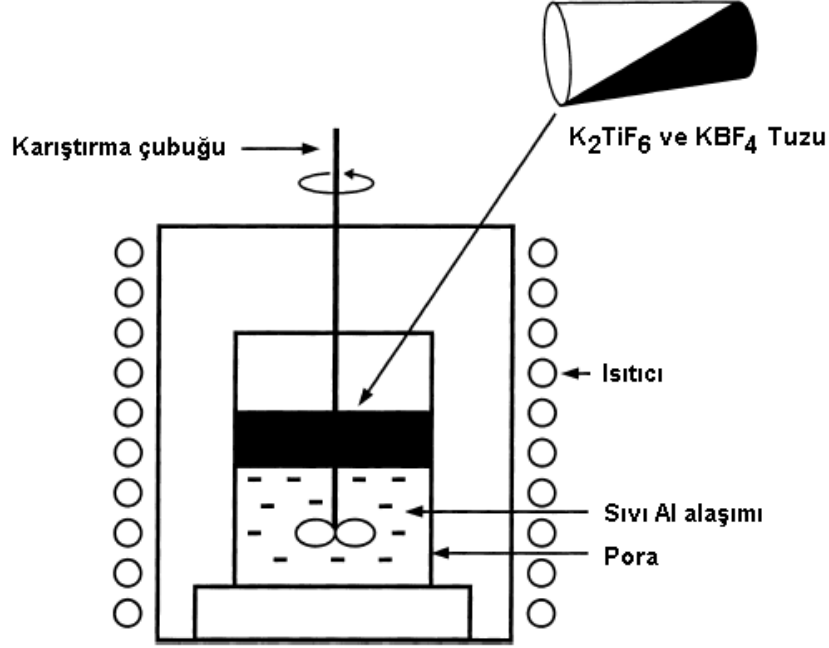
Reaksiyon döküm olarak da bilinen FAS yöntemi, alüminyum tabanlı metal matris kompozitlerin üretiminde kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımlarının dökümünde tane inceltici eleman olarak kullanılan ticari Al–B ve Al–B–Ti alaşımlarının üretiminde de yaygın olarak kullanılan yöntemde, florür bileşikleri şeklindeki reaktantların sıvı alüminyum içerisine eklenmesini esas alan bir yöntemdir (Fjellstedt, 2005 – Wang, 2005). Tuzların sıvı metale ilavesi Şekil 2.11’de görüldüğü gibi sıvı metal içerisine yerleştirilen mekanik bir karıştırıcı yardımı ile yapılabilmektedir.

El–Mahallawy ve arkadaşları (El–Mahallawy, 1999) yapmış oldukları çalışmada K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzlarının sıvı alüminyum içerisine ilavesi ile Denklem 2.8, 2.9 ve (2.10)’da verilen reaksiyonların meydana geldiğini belirtmişlerdir. Aynı zamanda yapılan bu çalışmada reaksiyonlar sonucunda ortaya çıkan katı $TiAl_3$, AlB_2 ve TiB_2 yapıların matris içerisinde yer aldığını, $3KAlF_4$, K_3AlF_6 ve $KAlF_4$ bileşiklerinin ise cüruf formunda sıvı metalin yüzeyinde kaldığını rapor etmişlerdir.



Wang ve arkadaşları (Wang, 2004) Al_3Ti/Al kompozitlerini üretmeye yönelik olarak yaptıkları çalışmada, $950^\circ C$ ’de sıvı alüminyum içerisine K_2TiF_6 tuzu ilave etmişler ve bu sıcaklıkta 30 dak. bekleme sonrasında, sıvı alüminyum içerisinde katı Al_3Ti intermetalik bileşiğini oluşturduklarını rapor etmişlerdir. Lu ve arkadaşlarının (Lu, 1997) $TiB_2/Al-4Cu$ metal matrisli kompozit üretmeye yönelik yaptıkları çalışmada, $850^\circ C$ ’de sıvı $Al-4Cu$ alaşımı içerisine mekanik bir karıştırıcı yardımı ile $Ti/2B$ oranında KBF_4 ve K_2TiF_4 tuzları ilave etmişlerdir. İlave işleminin ardından reaksiyonların tamamlanması için mekanik karıştırma işlemini 35 dak. daha sürdürmüşler, karıştırma işleminin bitiminde reaksiyon sonucunda ortaya çıkan K_3AlF_6 ve $KAlF_4$ atık bileşiklerin temizlenmesinin ardından sıvı kompozitin

kalıplara dökümü yapılmıştır. Yapılan XRD analizleri sonucunda Al–Cu matris alaşımı içerisinde TiB_2 yapılarının yanında Al_3Ti yapılarının da gözleendiği rapor edilmiştir.



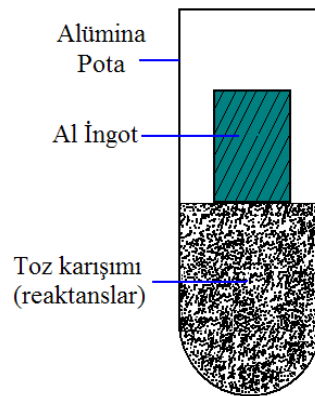
Şekil 2.11. Tuz karışımı yardımı ile MMK üretimi düzeneği (Tjong, 2000)

Zhao ve arkadaşları (Zhao, 2007) TiB_2 ve Al_2O_3 partikül takviyeli kompozit üretimine yönelik yapmış oldukları çalışmada direkt reaksiyon sentezi ve florür tuzları yardımı ile sentezleme tekniklerini kullanmışlardır. İki aşamadan oluşan çalışmada, birinci aşamada TiB_2 partiküllerinin oluşturulması amaçlanmıştır. Bu aşamada $870^{\circ}C$ 'de Al–10Cu eriyiği içerisinde mekanik bir karıştırıcı yardımı ile KBF_4 ve K_2TiF_4 tuzları ilave edilmiş, karıştırma işlemine 10 dak. devam edilerek TiB_2 partiküllerinin oluşumu sağlanmıştır. Sıvı metalin temizlenmesinin ardından Al_2O_3 partiküllerinin oluşturulduğu ikinci aşamaya geçilmiştir. Bu aşamada Al_2O_3 partiküllerinin oluşturulması amacı ile sıvı $TiB_2/Al-Cu$ kompoziti içerisinde yer alan mekanik karıştırıcı yardımı ile CuO partikülleri ilave edilmiştir. Al_2O_3 partiküllerinin oluşumunun tamamlanması amacı ile karıştırma işlemine 5 dak. daha devam edilerek kompozitin dökümü yapılmıştır. Zhao ve arkadaşları yapılan bu çalışmaya ait XRD analizleri sonuçlarına göre yapıda $CuAl_2$, Al, TiB_2 ve Al_2O_3 fazlarının yer aldığını rapor etmişlerdir.

- Doğrudan infiltrasyon (RSI)

Doğrudan infiltrasyon yönteminde, preform haline getirilmiş reaktant element ve bileşiklerin üzerine matris alaşımının dahil edilerek kendiliğinden infiltre olması sağlanmaktadır. İnfiltrasyon işlemi sırasında reaktantların ekzotermik reaksiyonu sonucunda intermetalik ve seramik güçlendiriciler matris alaşımı içerisinde oluşmaktadır. Bu yöntemle TiN (TiC_xN_{1-x})-B, Ti (Nb,Ta,Hf)- B_4C tozlarından hazırlanan preform içerisine alüminyum infiltre edilerek homojen dağılıma sahip TiB_2 , NbB_2 , TaB_2 ve HfB_2/Al kompozitleri başarılı bir şekilde üretilebilmektedir (Tjong, 2000).

Taheri-Nassaj ve arkadaşları (Taheri-Nassaj, 1997) NbB_2/Al , TaB_2/Al , HfB_2/Al ve TiB_2/Al kompozitlerin üretiminde doğrudan infiltrasyon yöntemini kullanmışlardır. Yaptıkları çalışmada 44μ çapında Nb, Ta, Hf, Ti ve 10μ çapında B_4C partikülleri 1/3 oranında karıştırılarak Şekil 2.12’de verilen alümina pota içerisine konulmuştur. Bu karışım üzerine alüminyum külce yerleştirilerek potanın sıcaklığı $1200^\circ C$ ’ye çıkarılmış ve bu şekilde sıvı alüminyumun doğrudan karışım içerisine infiltre olması beklenmiştir.

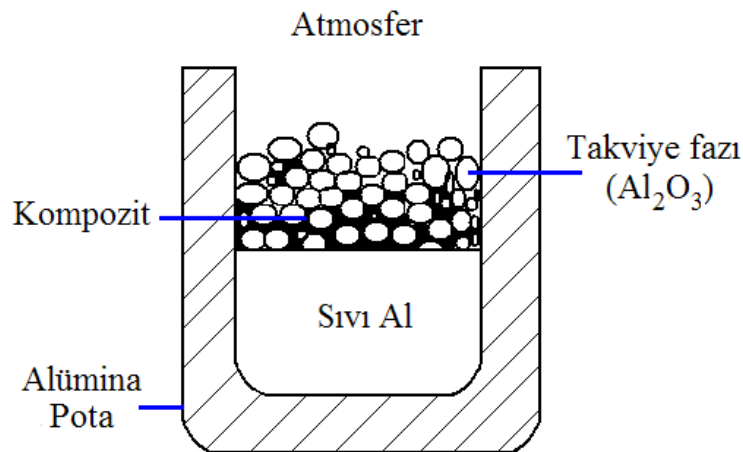


Şekil 2.12. Doğrudan infiltrasyon (RSI) şematik görüntüsü (Taheri-Nassaj, 1997)

- Direkt sıvı/metal oksidasyonu (DIMOX) üretim tekniği

Direkt sıvı/metal oksidasyonu yöntemi, sıvı alüminyumun atmosfer ile temasının sonucunda alümina oluşumu ve alümina tozları arasında oluşan kılcal boşlukların

sıvı alüminyum ile doldurulması esasına dayanan bir yöntemdir. Şekil 2.13’de görüldüğü gibi sıvı alüminyumun atmosfere açık olan üst kısmında alümina tozlarının oluştuğu ve sıvı metalin alümina tozlarının içerisine infiltre edildiği görülmektedir. Burada gözlenen infiltrasyon işlemi, alümina tozları arasında oluşan boşlukların çok ince olması nedeniyle kapiler etki ile olmaktadır. Bu yöntemle %80 takviye oranına sahip Al_2O_3/Al kompozitleri üretilebilmektedir (Daniel, 1997).



Şekil 2.13. Direkt sıvı/metal oksidasyon (DIMOX) tekniği ile Al_2O_3/Al kompozit üretim şeması (Daniel, 1997)

- Sıkıştırma döküm (RSC) üretim tekniği

Sıkıştırma döküm yöntemi ile in-situ metal matris kompozit üretimi, reaktant tozları ile önceden hazırlanmış preform içerisine sıvı matris alaşımının sıkıştırılarak infiltre edilmesi esasına dayanmaktadır. Yöntemde intermetalik ve seramik güçlendiriciler, sıkıştırma işlemi sırasında, reaktantların ekzotermik reaksiyonu sonucunda kendiliğinden oluşmaktadır. Bu yöntemle TiO_2 tozlarından oluşturulan reaktant tozları, sıvı alüminyum ile infiltre olarak homojen dağılıma sahip ($\alpha-Al_2O_3 + Al_3Ti$)/Al kompozitlerinin başarılı bir şekilde üretildiği rapor edilmektedir (Tjong, 2000).

b- Buhar–sıvı–katı reaksiyon prosesi

Bu üretim prosesinde sıvı matris alaşımı içerisinde N_2 , CH_4 gazları geçilerek in–situ metal matris kompozitlerin üretimi söz konusudur. Örneğin sıvı Al–Ti alaşımı içerisinde N_2 gazı geçirilerek aşağıdaki reaksiyonlar gelişmekte ve matris içerisinde takviye fazı olan TiN ve AlN intermetalik bileşikler kendiliğinden oluşturulmaktadır (Daniel, 1997).



Bu yöntemle TiC/Al–Ti, AlN/Al, TiN/Al, SiC/Al, TiC/Cu, TiC/Ni, HfC/Al, TaC/Al, ve NbC/Al intermetalik kompozitleri çeşitli takviye oranlarında üretilebilmektedir (Tjong, 2000).

c- Katı–katı reaksiyon prosesi

Katı–katı reaksiyon prosesinde, toz formuna getirilmiş matris ve reaktantların mekanik alaşımlama, sıcak presleme veya izotermal sıcak presleme teknikleri kullanılarak eriyik oluşmaksızın in–situ metal matris kompozitlerin üretimi söz konusudur (Arik, 2007). Bu proses yardımı ile Ti–TiB₂, Ti–B₄C, Ti–BN ve Ti–B sistemleri kullanılarak çeşitli takviye oranlarına sahip Al₄C₃/Al, TiB₂/Cu, TiB₂/Ti, TiB₂/Al, TiB/Ti, TiC/Al ve Al₃Ti/Al kompozitleri üretilebilmektedir (Tjong, 2000).

d- Sıvı–sıvı reaksiyon prosesi

Sıvı–sıvı reaksiyon prosesi, reaktant elementleri içeren iki farklı eriyiğin karıştırılması esasına dayanan bir yöntemdir. Eriyiklerin karıştırılması genellikle türbülanslı bir akım içerisinde yapılmaktadır. Türbülans, reaktatların reaksiyona girmesini hızlandırmakta ve oluşan güçlendiricilerin sıvı matris içerisine karışmasını sağlamaktadır.

Emamy ve arkadaşlarının (Emamy, 2006) TiB_2/Al kompozitlerini üretmeye yönelik yaptıkları çalışmada sıvı-sıvı reaksiyon prosesini kullanmışlardır. Emamy ve arkadaşlarının yaptıkları bu çalışmada reaktant elementleri içeren master $Al-8Ti$ ve $Al-4B$ alaşımlarından alınan 250 g'lık numuneleri ayrı ayrı potalar içerisinde eritmişler ve sonra eriyikleri $1050^\circ C$ 'de 700g kapasiteli başka bir pota içerisinde karıştırmak sureti ile TiB_2/Al kompozitini ürettiklerini rapor etmişlerdir.

2.3. Al-B sistemleri

2.3.1. AlB_2 sentezleme teknikleri

AlB_2 takviyeli kompozitlerde güçlendirici eleman olarak alüminyum matris alaşımı içerisinde kendiliğinden oluşan AlB_2 borürleri, çeşitli teknikler kullanılarak sentezlenmektedir. Düşük ve yüksek aspekt oranlı olarak iki farklı şekilde sentezlenebilen AlB_2 borürleri, alüminyum matris alaşımı içerisinde yer alan bor ve alüminyum atomlarının ekzotermik reaksiyonları sonucunda kendiliğinden oluşmaktadır.

İn-situ AlB_2 kompozitlerinin üretiminde takviye elemanı olan AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesi;

- $Al-B$ çözeltilisinin hazırlanması ve

- AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesi şeklinde iki aşamadan oluşmaktadır.

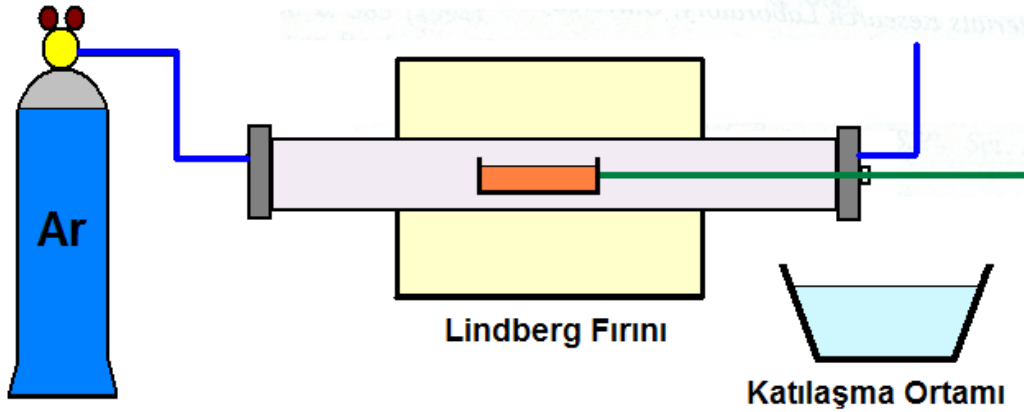
$Al-B$ çözeltilisinin hazırlanması genel olarak amorf bor tozları, KBF_4 tuzları, bor oksit ve boraks minerallerinin, sıvı alüminyum içerisine ilavesi ile yapılır iken, AlB_2 borürlerinin sentezlenmesi ise sıvı $Al-B$ çözeltilisi içerisinde yer alan bor ve alüminyum atomlarının reaksiyonu ile kendiliğinden oluşmaktadır (Deppisch, 1998).

$Al-B$ çözeltilisinin hazırlanması;

- Basit çözeltiliye alma
- Oksit redüksiyonu ile bor indirgeme
- KBF_4 tuzları ile bor indirgeme teknikleri şeklinde üçe ayrılmaktadır.

2.3.1.1. Basit çözeltiliye alma tekniği

Oldukça basit bir yöntem olan basit çözeltiliye alma tekniğinde, Al–B çözeltilisinin hazırlanması %99,9 safiyete sahip atomize amorf bor tozlarının ısı etkisi ile sıvı alüminyuma ilavesi ile yapılmaktadır. Basit bir yöntem olmasına karşın amorf bor tozlarının üretiminin zor ve pahalı olması bu tekniği kısıtlamakta ve kompozitlerin üretim maliyetini artırmaktadır.



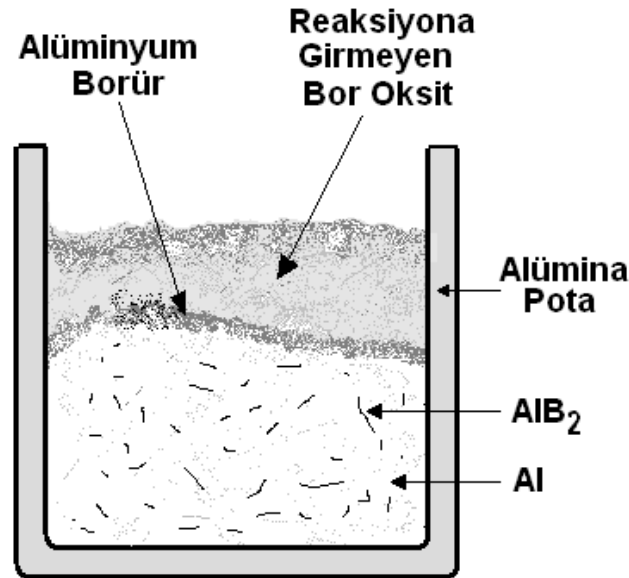
Şekil 2.14. Linberg tüp fırınının şemantik gösterimi (Deppisch, 1998)

Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1998) basit çözeltiliye alma tekniği yardımı ile Al–B çözeltilisi hazırlamaya yönelik olarak yaptıkları çalışmada, %99,999 safiyette amorf bor tozları ile %99,999 safiyete sahip alüminyum alaşımını Şekil 2.14’de görülen Lindberg tüp fırını içerisinde 1300°C ’de 1 saat 6895 Pa basıncında argon atmosferi altında ısıl işleme alarak %1,8 bor içeriğine sahip Al–B çözeltilisi hazırladıklarını rapor etmişlerdir.

2.3.1.2. Oksit redüksiyonu ile bor indirgeme tekniği

Oksit redüksiyonu tekniğinde, oksijen içeren bor oksit ve boraksın sıvı alüminyum ile oksitlerin redüksiyonu ve serbest kalan borun sıvı alüminyum tarafından çözeltiye alınması söz konusudur. Ülkemizde ucuz ve bol miktarda bulunan bor oksit ve boraksın kullanıldığı bu teknik ile 1000 μ genişliğinde ve 1 μ kalınlığında AlB_2 borür yapıları başarılı bir şekilde sentezlenebilmektedir.

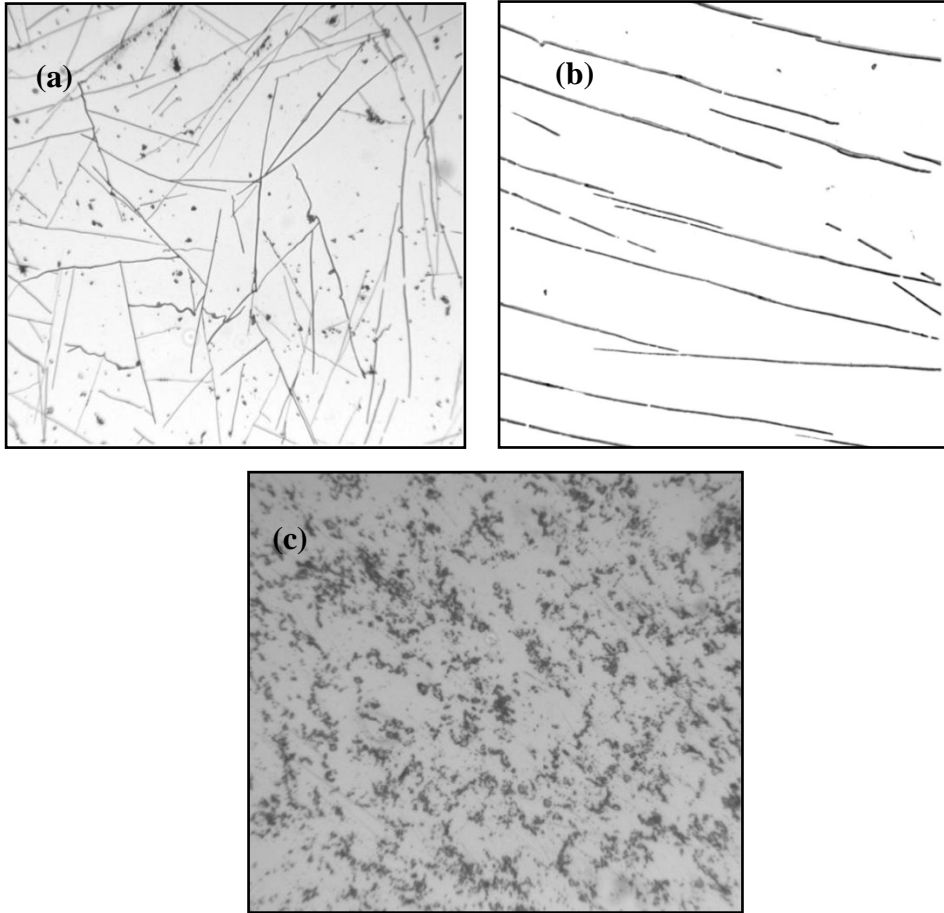
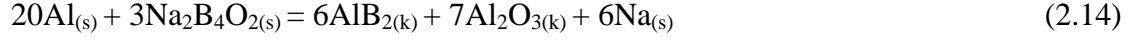
Hall ve Economy (Hall, 2000-a) yaptıkları çalışmada boraks ve bor oksit kullanarak yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarını oluşturduklarını ifade etmişlerdir. Hall ve Economy yaptıkları bu çalışmada %99.999 safiyette yaklaşık 100 g alüminyum ile 50 g boraks veya bor oksit tozlarının Şekil 2.15’de görülen (51mm çapında 70mm yüksekliğinde) alümina pota içerisinde 900 ve 1360°C de argon atmosferi altında prosese tabi tutmuşlardır.



Şekil 2.15. Oksit redüksiyonu tekniği ile borür oluşumunun şematik gösterimi (Hall, 2000-a)

Proses sırasında Denklem 2.13 ve 2.14’de verilen reaksiyonların gerçekleştiği rapor edilen bu çalışmada reaksiyon sonrasında ortaya çıkan katı alümina (Al_2O_3) ve diğer yüksek borürlerin sıvı alüminyum üst yüzeyinde cüruf olarak kaldığını ve serbest

kalan elementsel borun ise sıvı alüminyum ile ekzotermik reaksiyon oluşturarak AlB_2 intermetalik bileşimini oluşturduğu belirtilmiştir.



Şekil 2.16. a) 1360°C’de Boraks ilavesi ile, b) 1360°C’de Bor oksit ilavesi ile ve c) 900°C’de Boraks ilavesi ile üretilen numuneye ait mikroyapı görüntüsü

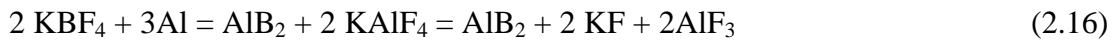
Hall ve Economy (Hall, 2000-a) tarafından yapılan çalışmada bor oksit (B_2O_3) ve boraksın ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$) 1360°C de sıvı alüminyum ile reaksiyonu sonucunda üretilen numunelerden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 2.16(a ve b)’de gösterilmiştir. Çalışmada borun tamamının yüksek aspekt oranlı AlB_2 borürleri şeklinde çökeldiği ve AlB_{12} yapılarının ise yapıda bulunmadığı belirtilmiştir. Bor oksit ve boraksın

alüminyum ile 900°C de ısıl işleme alınması sonucunda ise Şekil 2.16c’de görüldüğü gibi AlB₂ yapılarının eşeksenli ve küçük partiküller şeklinde yapıda yer aldığı rapor edilmiştir.

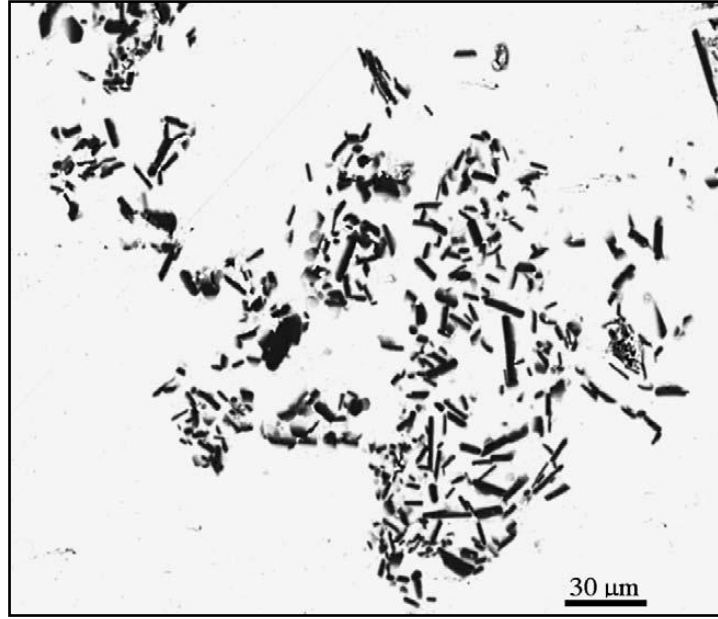
2.3.1.3. KBF₄ tuzları ile bor indirgeme tekniği

KBF₄ tuzları indirgeme tekniği ile Al–B çözeltilisinin hazırlanmasında, KBF₄ tuzlarının yaklaşık 800°C’ de sıvı alüminyum tarafından indirgenmesi ile yapılmaktadır. Ticari Al–B alaşımının üretiminde yaygın olarak kullanılan teknikte, yapıda bulunan bor düşük aspekt oranlı AlB₂ borürleri ve/veya kompleks şekilli AlB₁₂ borürleri şeklinde yer almaktadır.

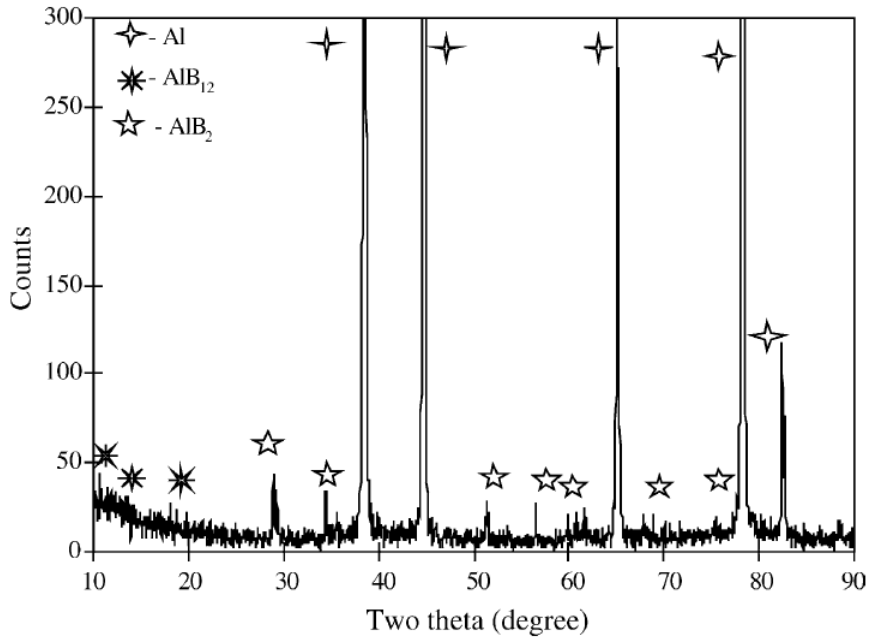
Wang (Wang, 2005) Al–B master alaşımlarında AlB₂ formlarının araştırılmasına yönelik olarak yaptığı çalışmada, 850°C’de sıvı alüminyum içerisinde yer alan mekanik bir karıştırıcı yardımı ile KBF₄ tozları ilave etmişler ve bu şekilde %3 bor içeriğine sahip Al–B alaşımı ürettiklerini rapor etmişlerdir.



850°C’ de sıvı alüminyum ile KBF₄ tuzları arasında Denklem 2.15 ve 2.16’da verilen reaksiyonların geliştiği rapor edilen çalışmada, reaksiyonlar sonucunda ortaya çıkan KAIF₄, KF ve AlF₃ bileşiklerinin cüruf formunda sıvı metalin üst yüzeyinde biriktiği ve AlB₂ ve AlB₁₂ yapılarının ise matris alaşımı içerisinde çökeldiği rapor edilmiştir. Şekil 2.17’de üretilen numuneye ait mikroyapı fotoğrafında alüminyum matris alaşımı içerisinde çökelen borür yapılarının eşeksenli ve salkımlı bir dağılım sergilediği gözlemlenmiştir. Şekil 2.18’te üretilen numune üzerinden alınan XRD analiz sonuçları da bunu destekler nitelik taşıdığı gözlemlenerek, yapıda alüminyum pikinin yanında AlB₂ ve AlB₁₂ borür piklerinin de yer aldığı görülmüştür.



Şekil 2.17. Üretilen Al-3% B master alaşımına ait SEM görüntüsü (Wang, 2005)



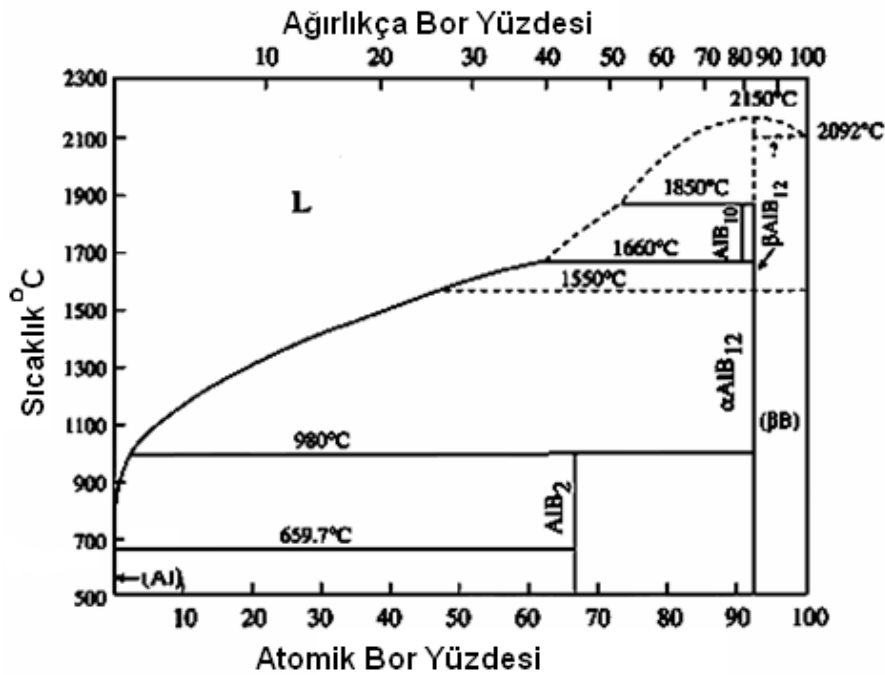
Şekil 2.18. Üretilen Al-3% B master alaşımına ait XRD analizi (Wang, 2005)

El-Mahallawy ve arkadaşları (El-Mahallawy, 1999) alüminyum, K_2TiF_6 ve KBF_4 arasında gelişen reaksiyon sistemini araştırmaya yönelik olarak yaptıkları çalışmada KBF_4 tuzlarını sıvı alüminyum ile $800^\circ C$ ve $1000^\circ C$ 'de iki farklı sıcaklıkta ısıl işleme almışlardır.

Numuneler üzerinden alınan XRD ve mikroyapı analizleri sonucunda 800°C de ısıl işleme alınan numunelerde yalnız AlB_2 yapıları gözlemlenmiş, 1000°C’de ısıl işleme alınan numunelerde ise hem AlB_2 hem de AlB_{12} yapılarının yer aldığı görülmüştür.

2.4. Al–B İkili Faz Diyagramı ve Peritektik Reaksiyon Sıcaklığı

AlB_2 kompozitlerinin üretiminde yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarına sahip ve kırılma özelliği taşıyan AlB_{12} yapıları içermeyen bir mikroyapı elde edilmesi için Al–B ikili faz sisteminin çok iyi bilinmesi gereklidir. Şekil 2.19’da Al–B ikili denge diyagramında (Duschanek, 1994; Serebryauskli, 1961), 659,48°C’de, %0,055 bor kompozisyonunda ($Al_{(s)} = AlB_{2(K)} + Al_{(K)}$) ötektik, ~1000°C ve atomik %0,55 bor bileşiminde ise ($Al_{(s)} + AlB_{12(K)} = AlB_{2(K)}$) peritektik reaksiyon bölgelerine sahip olduğu görülmektedir. Al–B ikili sistemi dikkate alındığında, sıvı alüminyum içerisinde yer alan borun likidüs sıcaklığının altında ilk önce AlB_{12} borürlerinin çekirdeklediği ve peritektik sıcaklığa kadar büyüyen AlB_{12} yapılarının, peritektik sıcaklığın altında eşeksensel ve düşük aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarına dönüşeceği görülmektedir. Yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarının elde edilebilmesi için likidüs sıcaklığının üzerindeki çözeltinin hızlı bir şekilde peritektik sıcaklığın altına soğutularak burada AlB_{12} borür yapıları yerine AlB_2 borür yapısının çekirdeklenmesi sağlanmalıdır.



Şekil 2.19. Al–B ikili faz diyagramı (Carlson, 1990)

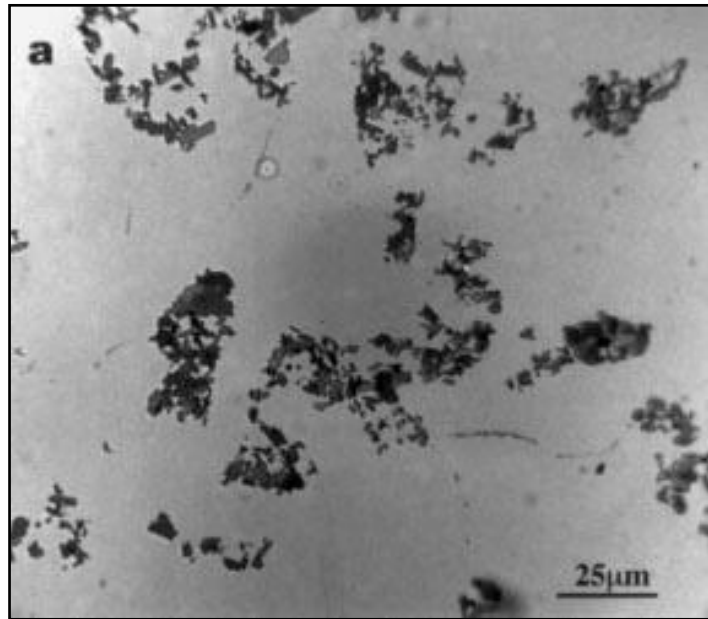
AlB₂ yapılarının morfolojileri üzerinde önemli etkiye sahip olan peritetik reaksiyon sıcaklığı ile ilgili yapılan literatür çalışmalarında çelişkili açıklamalar bulunmaktadır. Geçmiş çalışmalardan toplanan veriler ışığında Al–B sisteminin peritetik reaksiyon sıcaklıklarına ait görüşler Tablo 2.4’de özetlenmiştir.

Tablo 2.4. Bazı $(Al_{(s)} + AlB_{12(K)} = AlB_{2(K)})$ peritetik sıcaklık değerleri

Araştırmacı	Peritetik Sıcaklık, °C	Referans
Mirkovic ve arkadaşları	972	(Mirkovic, 2004)
Fjellstedt, Jarfors ve El–Benawy	914	(Fjellstedt, 2001)
Hall ve Economy	956±5	(Hall, 2000-b)
Campbell ve Kattner	1030	(Campbell, 1999)
Brinkman, Duszczuk ve Katgerman	975	(Brinkman, 1997)

Hall ve Economy (Hall, 2000-b) $Al_{(s)} + AlB_{12(K)} = AlB_{2(K)}$ peritetik dönüşüm sıcaklığının, AlB₂ fleykleri üzerine etkisini incelemeye yönelik olarak yaptıkları çalışmada, Şekil 2.20’de mikroyapı görüntüsü yer alan düşük aspekt oranlı ticari Al–

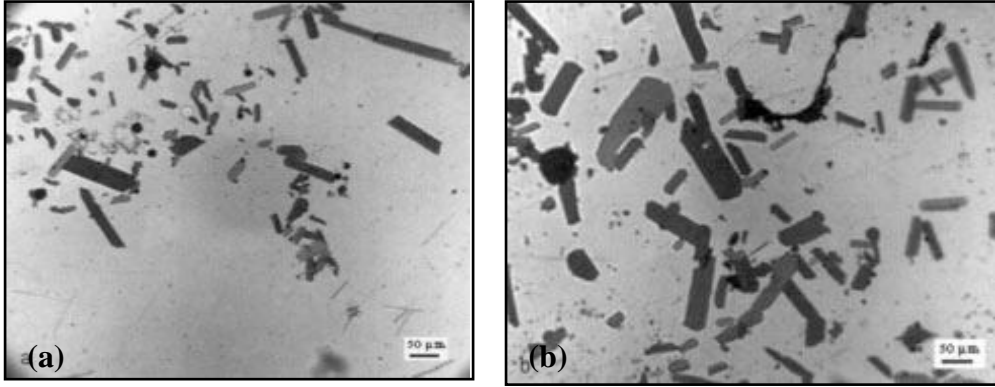
%2 B master alaşımını kullanmışlardır. Çalışmada 795, 895, 949, 955, 965, 985 ve 1050°C’de çeşitli sıcaklık ve sũrelerde ısıl işleme tabi tuttıkları Al–B alaşımlarında meydana gelen mikroyapı değişimlerini gũzlemlemiřlerdir. Çalışma sonunda elde edilen mikroyapı gũrũntũlerinde, 950°C’nin altında ısıl işleme alınan numunelerde dũřuk aspekt oranlı AlB_2 borũr yapılarının yer aldığı (şekil 2.21), 950°C’nin ũzerinde ısıl işleme alınan numunelerde ise yũksek aspekt oranlı AlB_2 yapıları ve kompleks şekle sahip AlB_{12} yapılarının yer aldığını gũzlemlemiřtir (şekil 2.22).



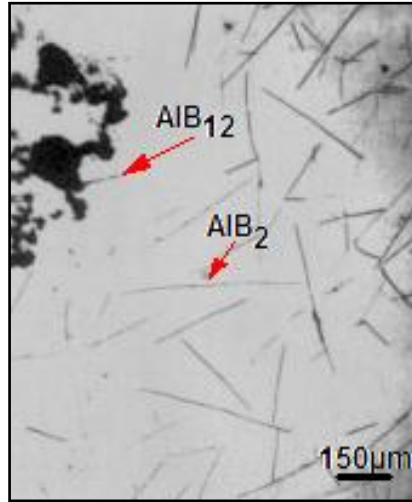
şekil 2.20. Al–%2 B Master alaşımının optik mikroskop ile çekilmiş mikroyapı gũrũntũsũ (Hall, 2000-b)

Bu sonuçlar 950°C nin ũzerinde dũřuk aspekt oranlı AlB_2 yapılarının bir kısmının, sıvı alũminyum içerinde ũzũnerek yũksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarına dũnũřtũęũnũ (faz diyagramının izin verdiği oranda %0,55 B), ũzũnmeyerek geriye kalan AlB_2 borũr yapılarının ise AlB_{12} yapılarına dũnũřtũęũnũ gũstermiřtir.

şekil 2.21’de 895°C de 24 ve 72 saat ısıl işleme alınmış numunelerden alınan mikroyapı gũrũntũlerinde, 950°C’nin altında dũřuk aspekt oranlı AlB_2 yapıları, AlB_{12} yapılarına dũnũřmemiř ve artan tutma sũresine bağlı olarak eşeksenli bir şekilde kabalaşmış (bũyũmũř) olduğu gũrũlmektedir.

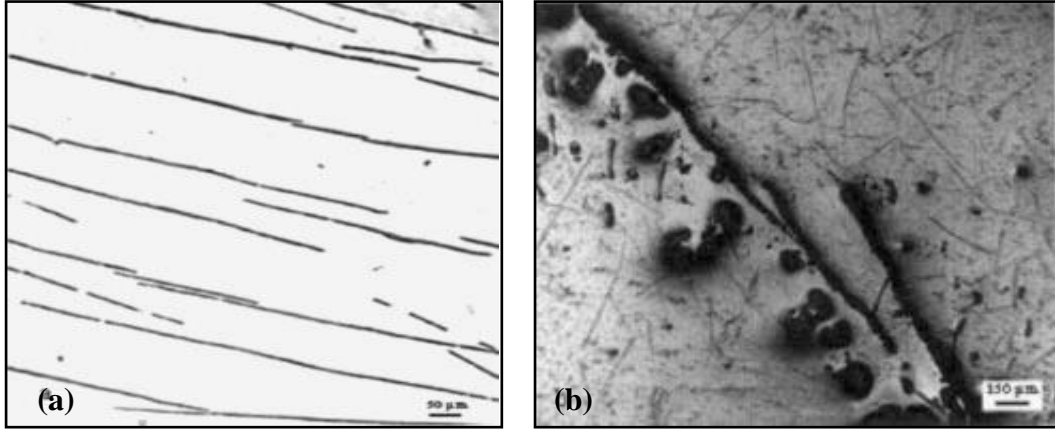


Şekil 2.21. a) Al-2% B, 895°C, 24 h. b) Al-2% B, 895°C, 72 saat ısıtım sonrası optik mikroyapı görüntüsü



Şekil 2.22. 950°C'nin üzerinde 24 saat ısıtım sonrası optik mikroyapı görüntüsü

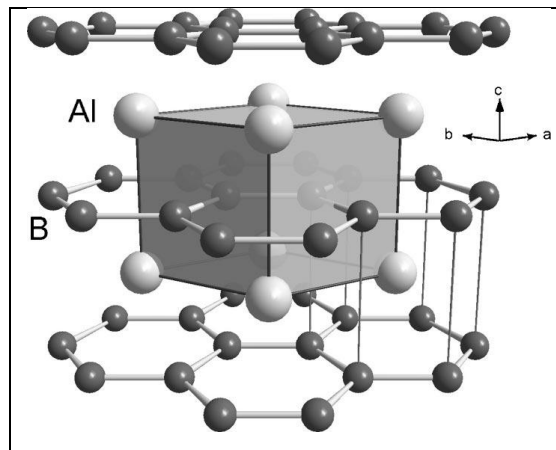
Aynı çalışmada Hall ve Economy yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının peritektik sıcaklığının üzerinde kararlılığını belirlemek amacı ile yüksek aspekt oranlı ve belirli bir oryantasyona sahip %2 bor içeren Al-B alaşımını, peritektik sıcaklığın üzerinde (1050°C'de) 24 saatlik ısıtım işlemine almışlardır. Şekil 2.23'de görüldüğü gibi yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapıları dejenerasyona uğrayarak rastgele yönelmiş, yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarına ve kompleks şekilli AlB_{12} yapılarına dönüşmüştür. Bu sonuçlar belirli bir oryantasyona sahip yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının, peritektik sıcaklığının üzerinde çözüldüğünü ve yeni bir form kazandığını göstermiştir (Hall, 2000-b).



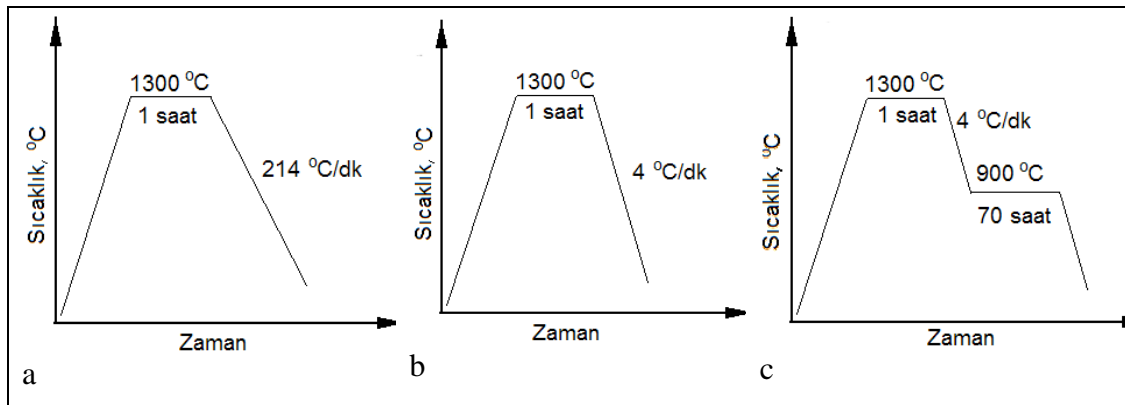
Şekil 2.23. a) Al-2% B belirli bir yönelime sahip master alaşımı b) Al-2% B master alaşımının 1050°C'de 24 saat ısıtılma işlemi sonrası optik mikroskop görüntüsü (Hall, 2000-b)

2.5. AlB_2 ve AlB_{12} Alüminyum Borür Yapılar

Yüksek aspekt oranlı (genişlik/kalınlık ≥ 100) ve düşük aspekt oranlı (genişlik/kalınlık ≤ 10) AlB_2 yapılarının her ikisi de hegzagonal kristal kafes yapısına sahiptir ve $P6/mmm$ grubunda yer almaktadır. Şekil 2.24'de kristal kafes yapısı verilen AlB_2 hegzagonal kristal kafes yapısında, $a = b = 3,0054 \text{ \AA}$, $c = 3,25276 \text{ \AA}$ $\alpha = \beta = 90^\circ$, $\gamma = 120^\circ$ değerinde olduğu görülmektedir. XRD analizlerinde düşük ve yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarının her ikisi de (001), (100), (101), (110) ve (201) piklerini göstermektedir (Deppisch, 1998).



Şekil 2.24. AlB_2 kristal kafes yapısı (Loa, 2002)



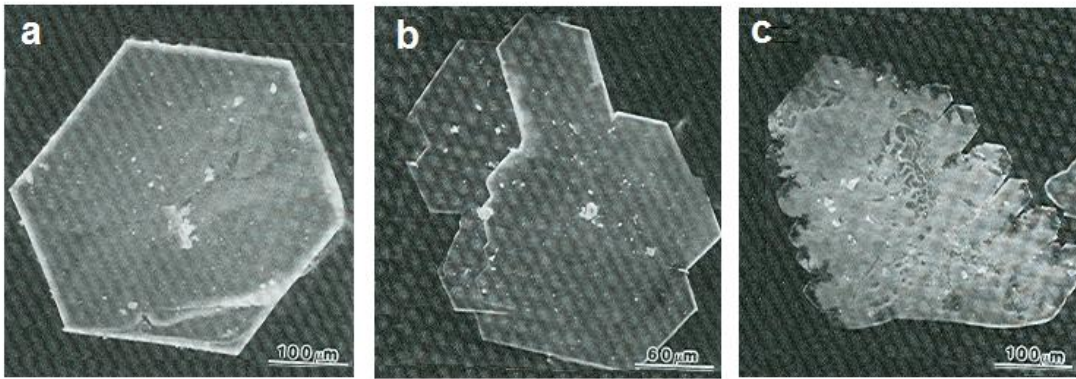
Şekil 2.25. Isıl çevrim şeması

Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1998) AlB_2 kristal yapılarının morfolojisini araştırmaya yönelik olarak yaptıkları çalışmada üç farklı soğuma rejiminde sentezlenen AlB_2 borür yapılarının latis parametreleri ve kimyasal kompozisyonunu analiz etmişlerdir. Çalışmada hazırlanan Al-1,8B alaşımları, $1300^{\circ}C$ 'de 1 saat bekleme sonrası Şekil 2.25'de verilen soğuma rejimleri dikkate alınarak katılaştırılmıştır. AlB_2 kristallerinin " $3C_3H_7OH + HgCl_2$ " asit çözeltisi ile alüminyum matris alaşımından ayrılarak XRD ve kimyasal analizleri yapılmıştır. Analiz sonuçları Tablo 2.5'de standart değerleri ile birlikte görülmektedir (Deppisch, 1998).

Tablo 2.5. Üç farklı soğuma rejimi ile sentezlenen AlB_2 kristallerinin latis ölçüleri, yoğunluk ve kimyasal analiz sonuçları (Deppisch, 1998)

900°C'de 70 saat bekleme	4°C/dak. soğuma hızı ile katılaşma	214°C/dak. soğuma hızı katılaşma	Özellikler
3,0054	3,00560	3,00520	Latis parametresi, a standart a = 3,005 Å
3,25276	3,25271	3,25274	Latis parametresi, c standart c = 3,253 Å
2,94	2,96000	2,95000	Yoğunluk, g/cc standart = 3,17g/cc
47,05	47,0100	47,1100	AlB_2 'de ağırlıkça % bor oranı teorik = %44,5
52,93	52,9600	52,8700	AlB_2 'de ağırlıkça % alüminyum oranı teorik = %55,5

Yapılan kimyasal analizler sonucunda borür yapıların, AlB_2 bileşimi yerine $Al_{0,9}B_2$ bileşimine daha yakın olduğu (bor = %47,1; alüminyum = %52,9) ve AlB_2 kristallerinin deneysel olarak ölçülen yoğunluğunun $2,95g/cm^3$ olduğu görülmektedir. Başka bir çalışmada AlB_2 kristallerinin yüksek aspekt oranlı ve fleyk şeklinde olması, AlB_2 kristallerinin 0001 yönünde büyüme hızının diğer yönlere göre daha düşük olması ile ilişkilendirilmektedir (Deppisch, 1998).

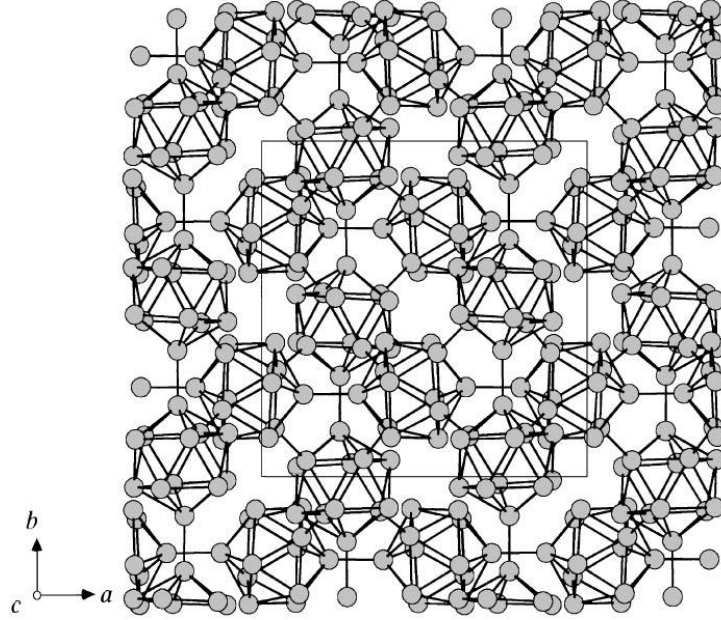


Şekil 2.26. a) 800 C’de 70 saat bekleme sonrası, b) su ortamında ve c) su ortamında katılaşma sonrası AlB_2 kristal yapıları SEM görüntüleri (Deppisch, 1998)

Üç farklı soğuma rejimi sonunda elde edilen AlB_2 kristallerinin SEM görüntüsü Şekil 2.26’da verilmiştir. “Al + AlB_2 ” bölgesinde ($900^\circ C$) tutma zamanının artması ile fleyklerin şekillenmesi için yeterli zaman ayrılmış ve mükemmel hegzagonal yapıları elde edilmiştir. Argon ve su ortamında katılaştıran numunelerde ise AlB_2 hegzagonal yapılarının deforme olduğu, hatta tuzlu su ortamında katılaştırılan numunelerde dentiritik büyümeye doğru bir yönlenme olduğu görülmektedir (Deppisch, 1998).

Düşük aspekt oranlı ve kompleks şekle sahip AlB_{12} kristalleri oda sıcaklığında kararsızdır ve gevrek bir özelliğe sahiptir. Bu nedenle AlB_2 kompozitlerinin üretiminde mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilediği için yapıda yer alması istenmemektedir. Yüksek borür yapıları olarak sınıflandırılan AlB_{12} borürleri, β - AlB_{12} ve α - AlB_{12} borürleri şeklinde iki farklı forma sahiptir. Genellikle yapıda gözlenen α - AlB_{12} borürlerinin kristal kafes yapısı Şekil 2.27’de verilmiştir. Özellikleri birbirinden çok farklı olan bu borürlerde; β - AlB_{12} yapıları hegzagonal

kristal sıkı paket sistemine sahipken, α -AlB₁₂ yapıları basit kübik kafes sistemine sahiptir (Hall, 1999).



Şekil 2.27. Kompleks yapıya sahip α -AlB₁₂ kristal kafes görünümü (Higashi, 2000)

2.6. AlB₂ Fleyklerinin Morfolojisi

Bilindiği gibi sürekli fiber takviyeli kompozitler anizotropik özellik gösterdikleri için fiber yönünde yüksek mekanik özelliklere sahipken, rasgele yönlenmiş kısa fiber takviyeli kompozitlerin üretimlerinin kolay ve ekonomik olması bu tür kompozitleri daha avantajlı hale getirmiştir. Süreksiz fiber takviyeli kompozitlerde homojen dağılıma sahip takviye fazlarının morfolojisi kompozitin mekanik özellikleri üzerinde önemli etkiye sahiptir. Kompozitlerde rastgele yönlenmiş düşük aspekt oranlı güçlendiriciler sertlik ve aşınma özellikleri açısından daha iyi sonuçlara sahipken, yüksek aspekt oranlı takviye elemanları yük taşıma kabiliyetlerinin iyi olması nedeniyle yüksek mukavemet ve elastik modül için önemlidir.

Çeşitli alüminyum alaşımları kullanılarak üretilen alüminyum ana yapılu AlB₂ kompozitlerinde takviye elemanı olan AlB₂ fleyklerinin morfolojisi kompozitin fiziksel ve mekanik özellikleri açısından önemlidir. AlB₂ fleyklerinin morfolojisi genişlik, kalınlık ve aspekt oranları şeklinde karakterize edilmektedir. Alüminyum

matris alaşımı içerisinde AlB_2 fleykleri, düşük ve yüksek aspekt oranlı olarak iki farklı formda bulunmaktadır.

Düşük aspekt oranlı AlB_2 kompozitleri, KBF_4 tuzlarının veya boraksın peritektik sıcaklığın altında sıvı alüminyum içerisine ilavesi ile kolaylıkla elde edilebilmektedir. Çeşitli oranlarda bor içeriğine sahip ticari Al-B alaşımları KBF_4 florür tuzları kullanılarak üretildikleri için yapılarında üretimden gelen düşük aspekt oranlı AlB_2 kristalleri bulunmaktadır. Alüminyum matris alaşımı içerisinde salkımlı bir dağılıma sahip düşük aspekt oranlı AlB_2 yapıları yaklaşık 10μ genişliğinde ve 3μ kalınlığındadır.

Düşük aspekt oranlı AlB_2 yapılarına karşın yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin üretimi o kadar kolay olmamaktadır. Yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının elde edilebilmesi için Al-B çözeltilisinin peritektik sıcaklığın üzerine çıkarılması ve hızlı bir şekilde peritektik sıcaklığın altına inilmesi gerekmektedir. Yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin üretiminde dikkat edilmesi gereken iki husus göze çarpmaktadır. Bunlar, hızlı bir şekilde peritektik sıcaklığın altına inilerek AlB_{12} yapılarının oluşmasının engellenmesi ve yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının oluşturulmasıdır. Deppisch ve arkadaşları (Deppisch, 1997) yaptıkları çalışmada Al-3,3Cu-1,8B alaşımını $1360^\circ C$ 'den peritektik sıcaklığın altına $50^\circ C/dak.$ 'lık soğuma hızı ile inmek suretiyle, AlB_{12} borür yapılarını içermeyen, yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompoziti ürettiklerini rapor etmişlerdir.

Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1998) yapmış oldukları başka bir çalışmada ısıl işlem parametrelerinin AlB_2 yapılarının boy, kalınlık ve aspekt oranları üzerine etkilerini araştırmışlardır. Çalışmada ısıl işlem parametreleri olarak, soğuma hızı, $AlB_2 + Al$ bölgesinde bekleme zamanı ve bekleme sıcaklığı seçilmiştir. Soğuma hızının AlB_2 fleyklerinin genişlik, kalınlık ve aspekt oranları üzerine etkilerinin belirlenmesi amacı ile yapılan deneysel bölümde, Al-%1,8 B alaşımı $1300^\circ C$ 'de oda sıcaklığına, 4, 30, 103 ve $214^\circ C/dak.$ soğuma hızı ile inilmiştir. Deneyler sonrasında numuneler üzerinden ölçülen AlB_2 fleyklerinin genişlik, kalınlık ve aspekt oranları Tablo 2.6'da verilmiştir. Belirtildiği gibi katılma hızının artmasına bağlı olarak AlB_2 fleyklerinin genişlikleri 180μ 'dan 400μ 'a yükselmiş, kalınlıkları $6,2\mu$ 'den $2,4$

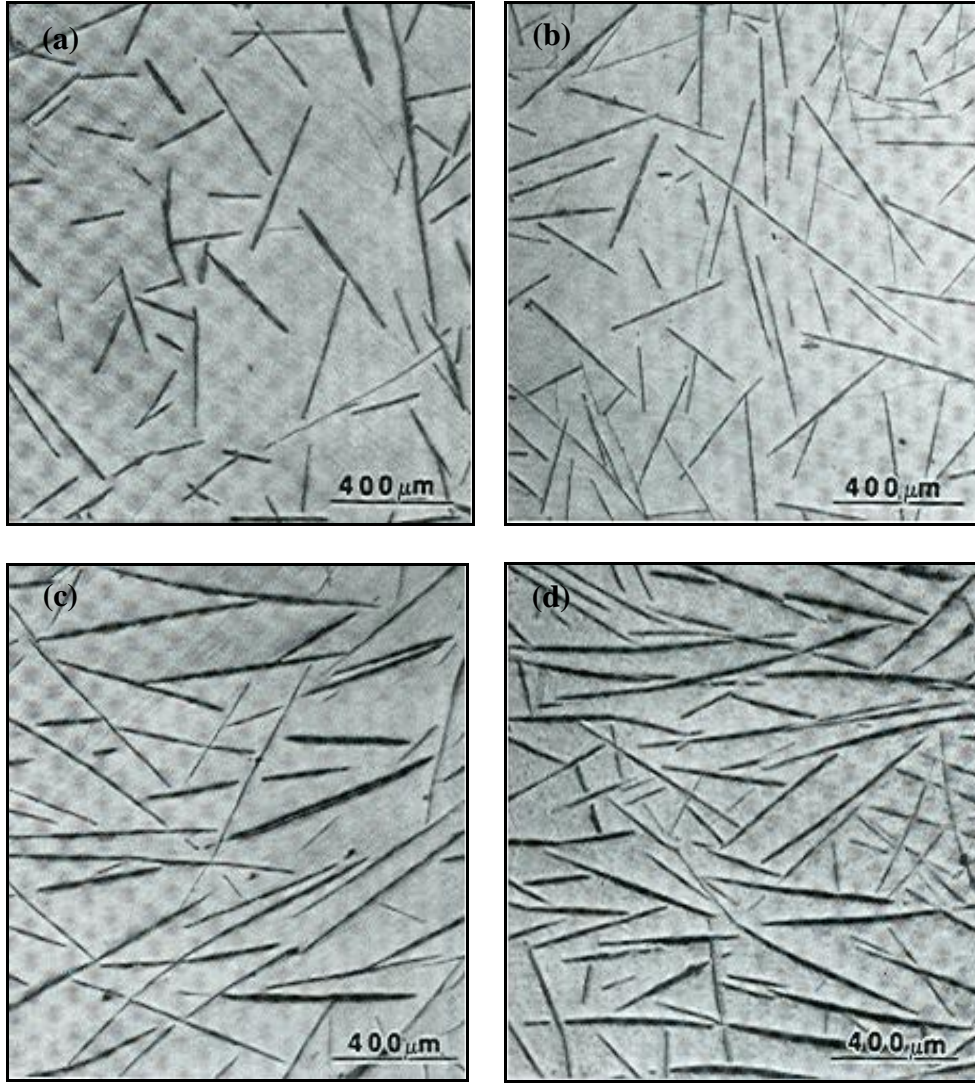
μ 'ye kadar inmiş, buna bağlı olarak da aspekt oranları 29'den 167 değerine yükselmiştir.

Tablo 2.6. Soğuma ortamına bağlı olarak AlB_2 yapılarının boyut değişimi (Deppisch, 1998)

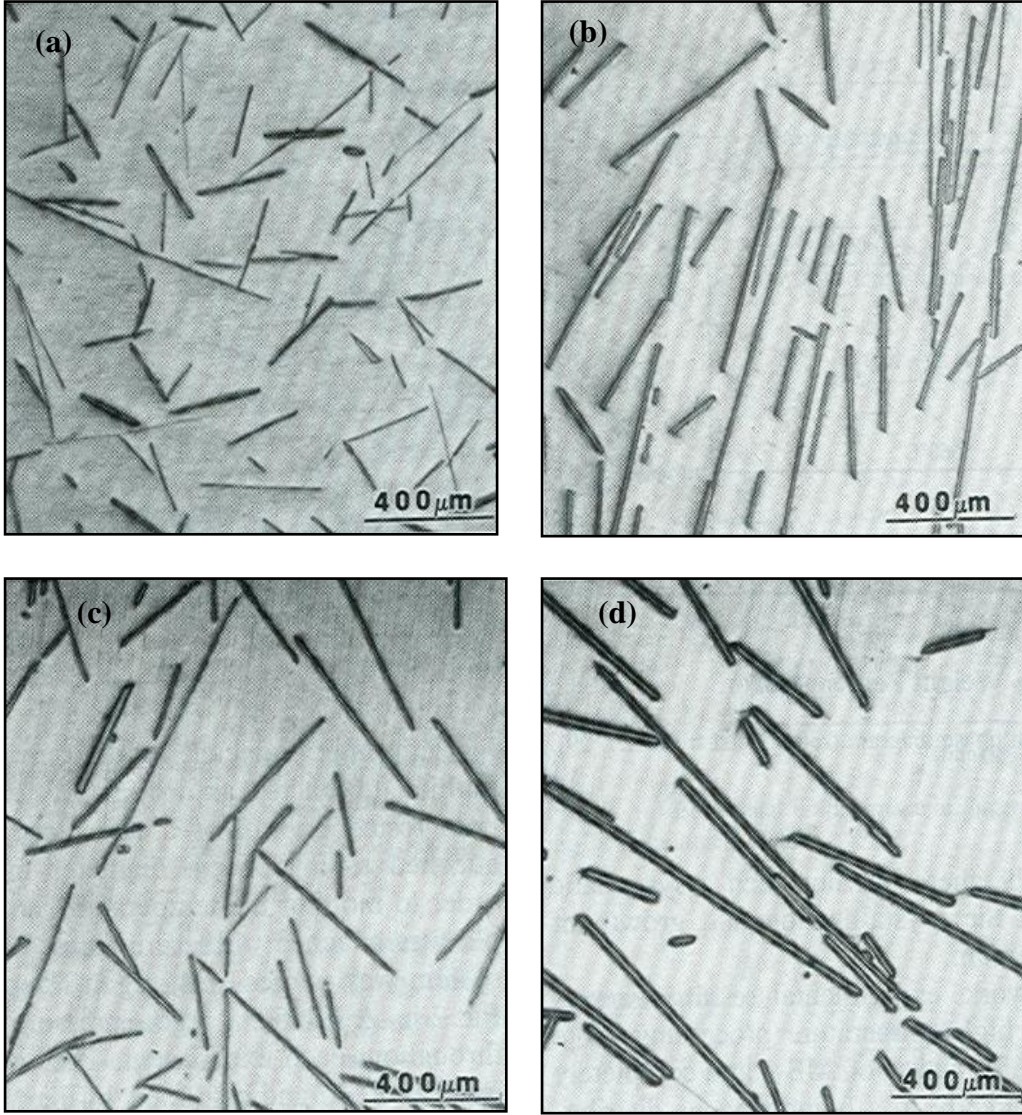
Soğuma ortamı	Soğuma Hızı, °C/dak.	Genişlik (G), mm	Kalınlık (K), μ	Aspekt oran (G/K)	Takviye oranı, %
Argon	4	0,18±0,10	6,2±2,80	29	3,99
Yağ	30	0,29±0,07	3,9±0,70	74	3,94
Su	103	0,39±0,20	3,6±0,13	108	3,91
Tuzlu su	214	0,40±0,16	2,4±0,70	167	3,85

Şekil 2.28'de dört farklı katılma ortamında katılaştırılan deney numunelerine ait mikroyapı görüntülerinde, sıvı alüminyum içerisinde yer alan borun tamamının AlB_2 borürleri şeklinde çökeldiği ve en düşük genişliğe sahip AlB_2 yapıları argon atmosferi altında katılaştırılan numunelerde, en yüksek genişliğe sahip AlB_2 yapılarının ise tuzlu su ortamında katılaştırılan numunelerde yer aldığı gözlemlenmiştir (Deppisch, 1998).

AlB_2 bölgesinde bekleme zamanının ve sıcaklığının AlB_2 yapılarına etkisini belirlemek amacı ile yapılan deneysel çalışmalar bölümünde, aynı alaşım $1300^\circ C$ 'den argon atmosferi altında $4^\circ C/dak.$ soğuma hızı ile 900 ve $800^\circ C$ 'ye inilmiş ve bu sıcaklıkta 0, 1, 20 ve 70 saat beklenmiştir. Şekil 2.19'da $900^\circ C$ 'de 0,1, 20 ve 70 saat bekleme zamanı ile ısıtılma alınmış numunelerden alınan mikroyapı resimleri görülmektedir. Şekilde görüldüğü gibi bekleme yapılmayan numunede AlB_2 fleyklerinin daha ince ve kısa yapıda iken bekleme zamanının artmasına bağlı olarak kalınlıkları ve genişlikleri artmıştır. Tablo 2.7'de numuneler üzerinden yapılan ölçümler sonucunda alınan ortalama AlB_2 genişlik, kalınlık ve aspekt oranları görülmektedir. " $AlB_{2(kati)} + Al_{(sivi)}$ " bölgesinde bekleme zamanının artmasına bağlı olarak AlB_2 fleyklerinin genişlikleri 180μ 'den 70 saat bekleme sonrasında 500μ 'ye, kalınlıkları $6,2\mu$ 'den $12,4\mu$ 'ye yükselirken, bunlara bağlı olarak değişen aspekt oranları ise 29'dan 42 değerine yükselmiştir.



Şekil 2.281. Al-1,8B alaşımının 1300°C’de a) argon atmosferi altında, b) yağ, c) su ve d) tuzlu su ortamında katılaşma sonrası mikroyapı görüntüsü



Şekil 2.29. 900°C'de Al-1.8B alaşımının a) beklemesiz, b) 1 saat, c) 20 saat ve d) 70 saat bekleme sonrası alınan mikroyapı görüntüsü (Deppisch, 1998)

Tablo 2.7. 900°C'de tutma zamanına bağlı olarak AlB_2 yapılarının boyut değişimi (Deppisch, 1998)

Tutma zamanı, saat	Genişlik (W), mm	Kalınlık (T), μ	Aspekt oran (W/T)	Takviye içeriği, %
0	0,18±0,10	6,2±2,8	29	3,93
1	0,29±0,14	7,8±1,2	37	3,91
20	0,34±0,21	9,3±5,9	37	3,90
70	0,50±0,43	12,4±4,5	42	3,88

“AlB₂+Al” bölgesinde soğuma hızının AlB₂ yapıları üzerine etkilerinin araştırılması amacı ile yapılan çalışmalarda ise argon atmosferi altında “AlB₂(sıvı) + Al(katı)” bölgesinde 240°C/s ve 0,2°C/s’lik soğuma hızı kullanılmıştır. Tablo 2.8’de “AlB₂ + Al” bölgesinde iki farklı soğuma hızına sahip numunelerden alınan AlB₂ fleyklerinin ortalama genişlik, kalınlık ve aspekt oranları verilmiştir. Soğuma hızının azalmasına bağlı olarak AlB₂ fleyklerinin genişlik, kalınlık ve aspekt oranları artmıştır. 0,2°C/s soğuma hızına sahip numunede ortalama 250µ genişliğinde, 6,8µ kalınlığında ve 37 aspekt oranlı AlB₂ yapıları gözlenirken, 240°C/s soğuma hızına sahip numuneler de ise 180µ genişliğinde, 6,2µ kalınlığında ve 29 aspekt oranlı AlB₂ yapılar gözlenmiştir.

Tablo 2.8. “Al(sıvı) +AlB₂(katı)” bölgesinde soğuma hızına bağlı olarak AlB₂ yapılarının boyut değişimi (Deppisch, 1998)

Soğuma Hızı, °C/dak.	Genişlik (G), mm	Kalınlık (K), µ	Aspekt oran (G/K)
240	0,18±0,10	6,2±2,8	29
0,2	0,25±0,13	6,8±2,7	37

Yüksek aspekt oranlı AlB₂ yapılarının elde edilmesi için ısıl işlem parametrelerinin yanında katkı elemanlarının az miktarda da olsa etkili olduğu tespit edilmiştir. Deppisch ve arkadaşlarının(Deppisch, 1997; Deppisch, 1998) yapmış oldukları farklı çalışmalarda Al-%1,8 B ve Al-%3,3 Cu-1,8 B alaşımlarını argon atmosferi altında ısıl işleme almışlardır. Tablo 2.9’da ısıl işlem parametreleri ve numuneler üzerinden alınan AlB₂ genişlik, kalınlık ve aspekt oranları verilmiştir.

Tablo 2.9. Farklı matrise sahip kompozitlerin AlB₂ boyut değişimi (Deppisch, 1997; Deppisch, 1998)

Kompozisyon	Isıl Parametre	AlB ₂ Fleyk Genişlik (µ)	AlB ₂ Fleyk Kalınlık (µ)	AlB ₂ Fleyk Aspekt Oranı
Al-%1,8 B	Argon atmosferi altında 1300°C’de oda sıcaklığına soğuma	180±100	6,2±2,8	29
Al-%3,3 Cu-%1,8 B	Argon atmosferi altında 1360°C’de 600°C’ye soğuma	176±89	3,0±1,8	59

Tablo 2.9’da görüldüğü gibi alüminyuma %3,3’lük bakır katkısının AlB_2 yapılarının genişlikleri ortalama 180μ ’dan 176μ ’ya, kalınlıklarını ise $6,2 \mu$ ’dan 3μ ’ya indirmiştir. Buna bağlı olarak da aspekt oranları 29’ dan 59 değerine yükselmiştir.

Özet olarak, alüminyum ana yapı AlB_2 kompozitleri yüksek ve düşük aspekt oranlı olarak iki farklı şekilde sentezlenebilmektedir. Düşük aspekt oranlı AlB_2 kompozitleri, peritektik sıcaklığın altında ($\leq 900^\circ C$) KBF_4 ilavesi ile üretilebilmektedir. Yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompozitleri üretimi düşük aspekt oranlı AlB_2 kompozitleri kadar kolay olmamaktadır. Yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının elde edilebilmesi için peritektik sıcaklığın üzerine çıkılması ve bu sıcaklıktan AlB_{12} yapılarının oluşumuna izin verilmeden peritektik sıcaklığın altına hızlı bir şekilde inilerek, yüksek aspekt oranlı AlB_2 fleyklerinin çekirdeklenmesi gereklidir. Yapılan çalışmalarda katkı elemanlarının ve çeşitli ısıl işlem parametrelerinin AlB_2 yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oranlarını etkilediği görülmüştür.

2.7. AlB_2 Kompozitlerinde Takviye Oranları ve Mekanik özellikler

Genellikle metal matrisli kompozitlerde, sünek ve tok özelliğe sahip matris alaşımı içerisine yüksek mukavemet ve rijitliğe sahip takviye elemanının ilavesi ile mekanik özellikleri artırılmaktadır. Matris içerisine ilave edilen bu takviye elemanının oranı ve aspekt oranı kompozitin mekanik özellikleri için birinci derecede önemlidir. Teorik olarak metal matrisli kompozitlerde mekanik özellikler takviye elemanının oranlarının ve takviye elemanının aspekt oranının artmasına bağlı olarak yükselmektedir. Yüksek performanslı bir metal matrisli kompozitte maksimum düzeyde mekanik özelliklerin elde edebilmesi için takviye elemanının oranının belirli bir kritik (V_{Min}) değerinin üzerinde ve aspekt oranının 100 değerinin üzerinde olması gereklidir (Rohatgi, 2001).

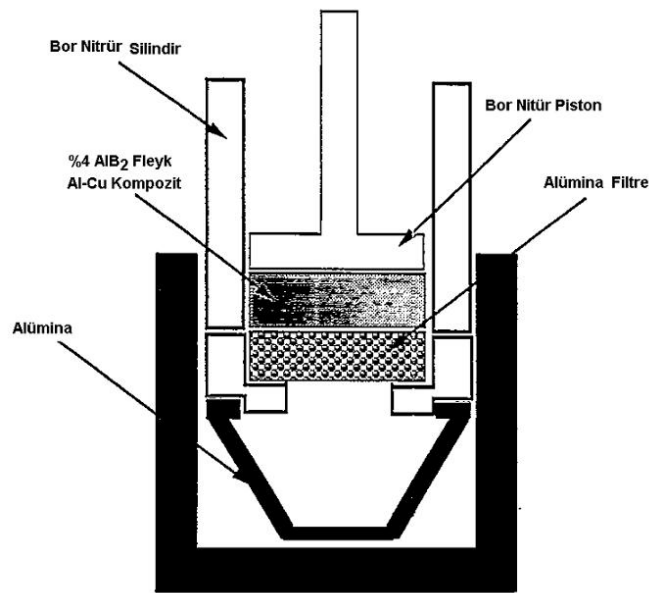
Bilindiği gibi alüminyum ana yapı AlB_2 kompozitlerinin üretiminde genellikle Al-B ikili alaşımları kullanılmaktadır ve yüksek takviye oranına sahip bir kompozit üretimi için yüksek bor oranına sahip Al-B alaşımlarının elde edilmesine ihtiyaç duyulmaktadır. KBF_4 tuzlarının ilavesi ile ve ülkemizde bol ve ucuz olarak bulunan

bor oksit ve boraks ilavesi ile çeşitli oranlarda ($< \%20$ B) Al–B alaşımları başarılı bir şekilde elde edilebilmektedir.

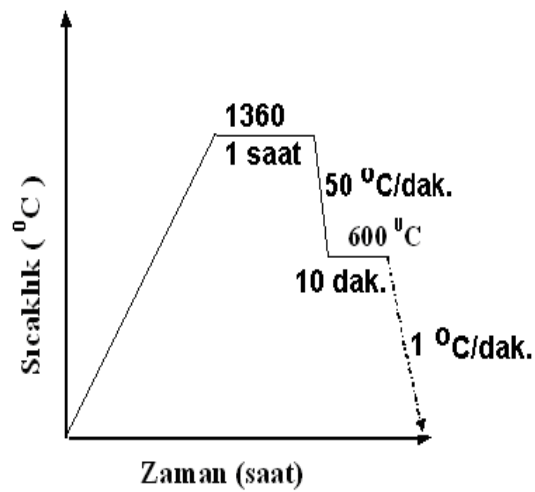
Ticari olarak üretilen Al–B alaşımlarının üretiminde peritektik sıcaklığın (1000°C 'nin) üzerine çıkılmadığından yapıda genellikle düşük aspekt oranlı AlB_2 partikülleri bulunmaktadır. Bu nedenle çeşitli oranlarda takviye içeriğine sahip ancak düşük aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin üretiminde fazla bir zorluk bulunmamaktadır.

Buna karşılık yapılan çalışmalarda yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin üretimi düşük aspekt oranlı AlB_2 kompozitleri kadar kolay olmadığını göstermektedir. Yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerin üretiminde iki hususun göz önünde bulundurulması gerektiğine dikkat çekilmiştir. Bunlardan birincisi yüksek sıcaklıkta (1360°C) Al–B çözeltilsinin hazırlanması ve çözeltilinin AlB_{12} yapılarının oluşumuna izin vermeyecek hızda peritektik sıcaklığın altına inilerek, yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının çekirdeklenmesi gerekmektedir (Hall, 1999). Diğeri ise yüksek takviye oranının elde edilmesi için yüksek bor oranına sahip Al–B çözeltilsinin hazırlanması gerekliliğidir (Hall, 2000-c). Al–B ikili faz diyagramı dikkate alındığında alüminyum içerisinde bor çözünürlüğünün 1300°C 'de yaklaşık olarak $\%2$ civarındadır ve bu değer çok düşüktür. Bu şekilde ancak tek adımlı olarak $\%4$ takviye oranına sahip AlB_2 kompozitlerinin üretimine izin vermektedir. Takviye içeriğinin artırılmasında yaşanan bu sıkıntıyı Deppisch ve arkadaşları (Deppisch, 1997) geliştirdikleri filtreleme sistemi ile aşabilmişlerdir. Bu yöntemle, yüksek aspekt ve düşük takviye içeriğine sahip kompozitlerin takviye içerikleri $\%40$ 'a kadar yükseltilebilmektedir.

Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1997) yüksek aspekt oranlı ve yüksek hacim içerikli kompozit üretmeye yönelik olarak geliştirmiş oldukları filtreleme sistemi Şekil 2.30'da görülmektedir. Filtreleme sistemi; silindirik bor nitrür kalıp ve sıvı metali sıkıştırmak amacı ile kullanılan bor nitrür pistondan oluşmaktadır. Filtreleme işleminin 750°C 'de 6895 Pa argon atmosferi altında gerçekleştirilen sistemde 5,7cm çapına, 0,64cm yüksekliğinde ve 24ppm'lik alümina filtreler kullanılmaktadır.



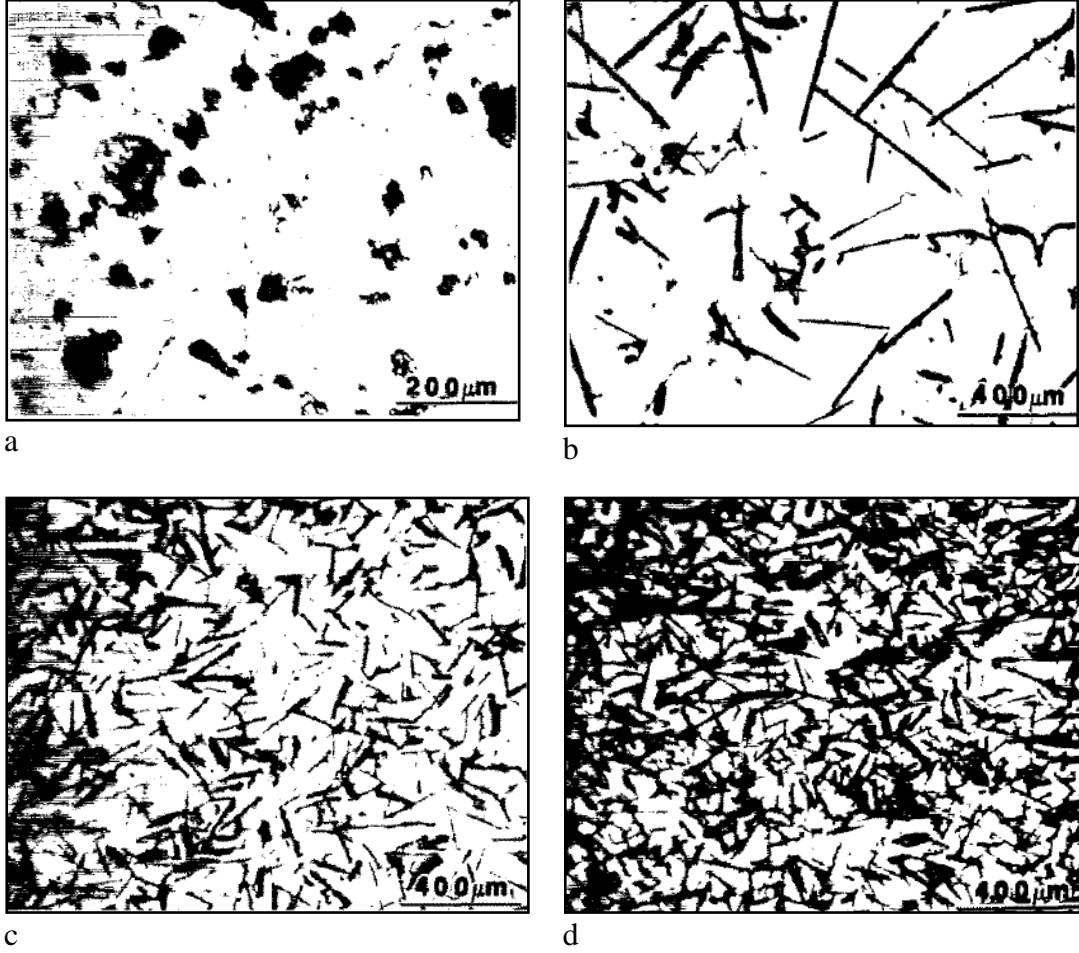
Şekil 2.2. AlB₂ Fleyklerini filtreleme düzeneği (Deppisch, 1997)



Şekil 2.31. Isıl çevrim şeması

Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1997) yüksek aspekt oranlı AlB₂ kompozitlerinin mekanik özelliklerini araştırmaya yönelik olarak yaptıkları çalışmada, ilk önce Al-%3,3 Cu-% 1,8B master alaşımını Şekil 2.31'de yer alan ısıl çevrim şeması dikkate alınarak %4 hacim oranına sahip yüksek aspekt oranlı Al/AlB₂ kompozitini üretmişlerdir. Daha sonra üretmiş oldukları kompozitleri

750°C’de tekrar ergiterek filtreleme işlemine tabi tutmuşlar ve bu şekilde %10 ve %20 takviye içeriğine sahip kompozitler ürettiklerini rapor etmişlerdir.



Şekil 2.32. a) master alaşımı, b) %4, c) %10 ve d) %20 AlB₂ kompoziti (Deppisch, 1997)

Şekil 2.32’de yapılan çalışmalar sonucunda üretilen %4, %10 ve %20 takviye içeriğine sahip kompozitler ve master alaşımının mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 2.32a’da düşük aspekt oranlı AlB₂ yapılarına sahip master alaşımı, Şekil 2.32b’de master alaşımın 1360°C’de ısıl işlem sonrasında elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 2.32c’de filtreleme sonrası üretilen %10 takviye içeriğine sahip AlB₂ kompoziti, Şekil 2.32d’de ise %20 takviye içeriğine sahip AlB₂ kompozitinin mikroyapı görüntüsü verilmiştir.

Şekilde düşük aspekt oranlı AlB₂ yapılarının ısıl işlem sonrası homojen dağılıma sahip, yüksek aspekt oranlı AlB₂ yapılarına dönüştüğü görülmektedir. Şekilde aynı

zamanda filtreleme işlemi ile takviye içeriğinin arttığı ve AlB_2 fleyklerinin aspekt oranlarının ise takviye içeriğinin artmasına bağlı olarak azaldığı görülmektedir.

Tablo 2.10'da üretilen kompozitlerden alınan ortalama AlB_2 fleyk genişlik, kalınlık ve aspekt oranları verilmiştir. Tabloda artan hacim içeriğine bağlı olarak AlB_2 fleyklerinin genişlikleri 176μ 'dan 76μ 'a düşmüş, kalınlıkları ise 3μ 'dan $4,2\mu$ 'a yükselmiştir ve buna bağlı olarak aspekt oran 59 'dan 18 değerine kadar önemli bir düşüş göstermiştir. Çalışmada Aspekt oranlarında gözlenen düşüşün filtreleme işlemi sırasında uygulanan basıncın AlB_2 fleyklerine zarar vermesinden kaynaklandığı rapor edilmiştir. Ayrıca yapılan mikroyapı analizlerinde, filtreleme işlemi sonucunda üretilen kompozitler de AlB_2 yapılarının heterojen bir dağılım gösterdiği ve üretilen kompozitlerde itici zımbanın üst kısımlarda AlB_2 yapılarının oryantasyona meyilli bir dağılım sergilerken, alt kısımlarda rastgele dağılım sergilediği görülmüştür (Deppisch, 1997).

Tablo 2.10. Takviye içeriğine bağlı olarak AlB_2 yapılarının boyut değişim (Deppisch, 1997)

Kompozit takviye içeriği	Genişlik (G), μ	Kalınlık (K), μ	Aspekt oran (G/K)
%4 $AlB_2/(Al-3,3Cu)$	176+89	3,0+1,8	59
%10 $AlB_2/(Al-3,3Cu)$	126+57	3,5+2,4	36
%20 $AlB_2/(Al-3,3Cu)$	76+32	4,2+1,9	18

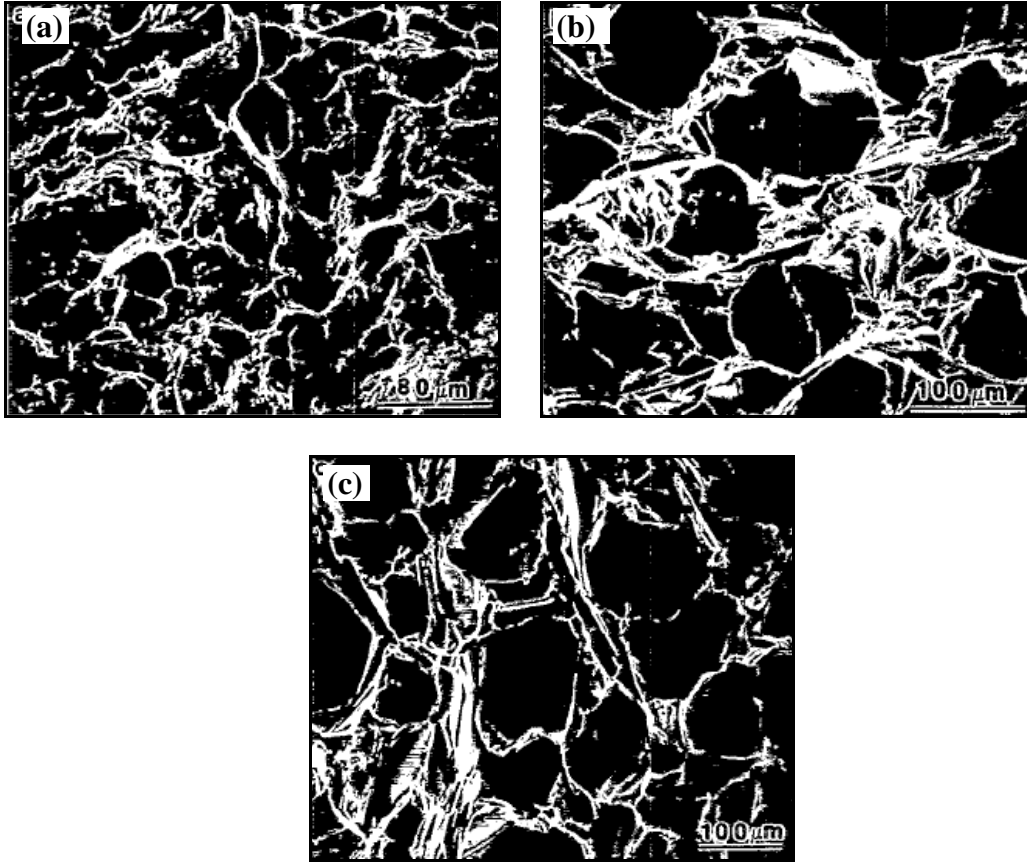
Yapılan çalışmada üretilen %4, %10, %20 hacim içeriğine sahip AlB_2 kompozitleri ve %3,3 bakır içeriğine sahip matris alaşımları basma ve çekme testine tabi tutulmuştur. Analizler sonucunda elde edilen E, σ_y ve UTS değerleri Tablo 2.11'de görülmektedir. Tabloda AlB_2 takviye içeriğinin artması ile kompozitlerin mekanik özellikleri matris alaşımına göre önemli bir artış göstermiştir. En yüksek çekme elastik modülü %20 AlB_2 takviye içeriğine sahip kompozitte 94 GPa olarak tespit edilmiş, en yüksek UTS değeri ise %20 takviye içerisine sahip rastgele yönelmiş kompozitte 131MPa, yönelmiş yapıya sahip kompozitte ise bu değer 188MPa olarak tespit edilmiştir.

%10 ve %20 takviye içeriğine sahip AlB_2 kompozitlerin kırılma yüzey analizinde $AlB_2/Al-Cu$ arasında mukemmel arayüzey bağına sahip olduğu ve kırık yüzeylerde

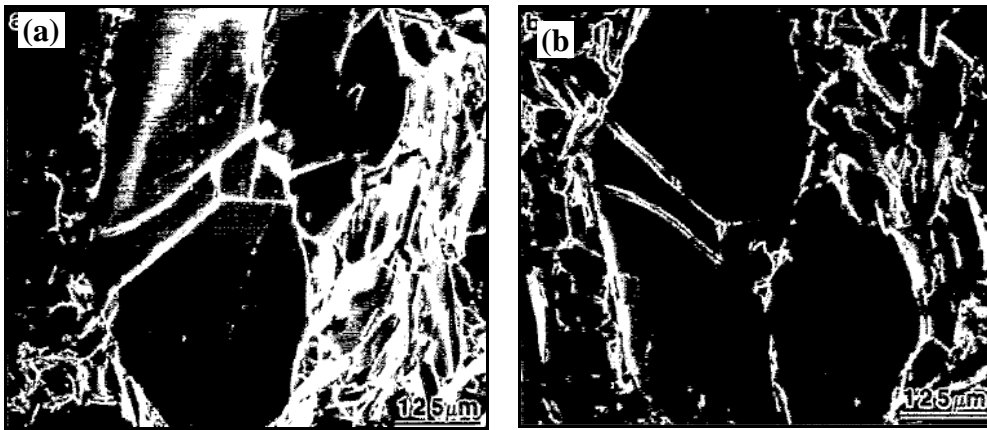
AlB₂ yapılarının ayrışmadığı tespit edilmiştir (Şekil 2.33). Şekil 2.34a ve 34b'de %20 hacim içeriğine sahip AlB₂ kompozitinin karşılıklı kırık yüzey SEM görüntüsü verilmiştir. Şekillerde kırık yüzeylerin birbirinin aynı ve ayna görünümüne sahip oluşu görülmektedir. Ayna yüzeyler üzerinden alınan auger microprobe atomic concentration (A.C.) test sonuçlarının her iki yüzey için aynı dataları vermiştir. Bu sonuçlar, kırılmanın AlB₂/Al-Cu ara yüzeyinden olmadığını göstermiştir (Deppisch, 1997)

Tablo 2.11. %4, %10 ve %20 takviye içeriğine sahip kompozit ve matris alaşımın basma dayanımı ve çekme dayanımı test sonuçları (Deppisch, 1997)

Mekanik Özellikler	Al-Cu matris	%4 AlB ₂ /Al-Cu	%10 AlB ₂ /Al-Cu	%20 AlB ₂ /Al-Cu	Yönlenmiş %20 AlB ₂ /Al-Cu
Basma, E (Gpa)	69	77	86	97	–
Basma, σ_y (MPa)	98	123	144	182	–
Çekme, E (Gpa)	68	–	82	94	106
Çekme, σ_y (MPa)	75	–	115	128	185
Çekme, UTS (MPa)	97	–	128	131	188
150 C'de Çekme, UTS (MPa)	–	–	–	130	–



Şekil 2.33. a) Al-Cu matris alaşımı b) %10 ve c) %20 AIB₂/Al-Cu kompozitine ait SEM görüntüsü (Deppisch, 1997)

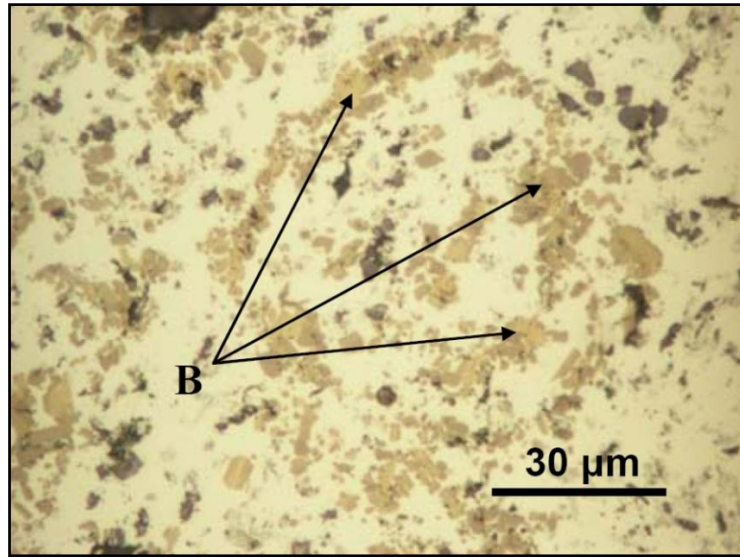


Şekil 2.34. %20 AIB₂/Al-Cu kompozitine ait kırık yüzey SEM görüntüsü a) kırık yüzey A ve b) karşı kırık yüzey B (Deppisch, 1997)

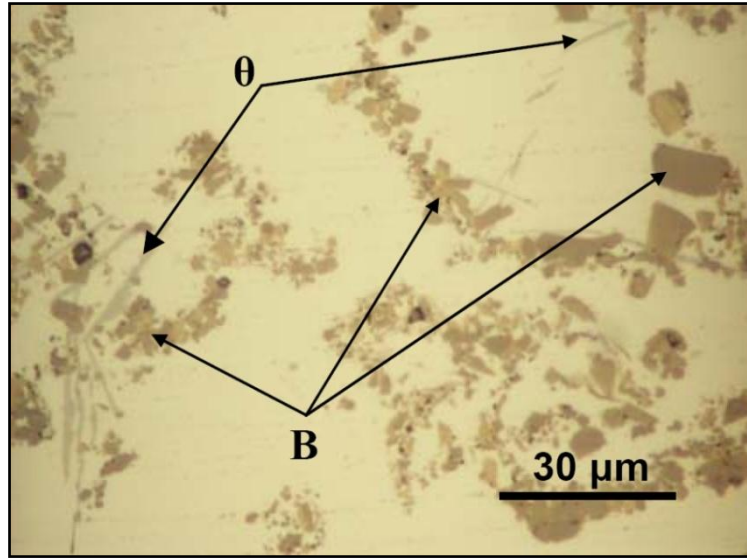
Calderson ve Suarez (Calderon, 2008) düşük aspekt oranlı AIB₂ kompozitlerine yönelik olarak yaptıkları çalışmada çeşitli oranlarda bor ve bakır oranına sahip düşük aspekt oranlı kompozitlerin yaşlanma ısıl işlem parametrelerinin mekanik özellikler

üzerine etkilerini araştırmışlardır. Çalışmada düşük aspekt oranlı kompozitler, 540°C’de çözeltiye alınmış, buzlu su ortamında su verilmiştir. Su verme işleminin ardından numuneler 130 ve 190°C’de 0,5–4 saat arasında suni yaşlandırmaya alınmıştır.

Şekil 2.35’de Al-%4 B kompozitinin, Şekil 2.36’de Al-%5 Cu-%4 B kompozitinin mikroyapı görüntüsünde, kompozitlerde AlB_2 takviye içeriği %12,79 iken porozite oranı ise %1,6 olarak tespit edilmiştir. Şekil 2.35’de alüminyum matris alaşımı içerisinde gömülü düşük aspekt oranlı AlB_2 yapıları görülmektedir. Şekil 2.36’da ise alüminyum matris alaşımı içerisinde düşük aspekt oranlı AlB_2 yapıları ve Al_2Cu intermetalik bileşiği yer almaktadır. Ölçüleri 1–20 μ arasında değişim gösteren düşük aspekt oranlı AlB_2 yapıları küçük gruplar halinde veya salkımlı bir dağılım göstermektedir ve Al_2Cu intermetalik bileşiğinin yanında yer almaktadır (Calderon, 2008).



Şekil 2.35. Al-%4 B kompozitine ait mikroyapı görüntüsü (Calderon, 2004)



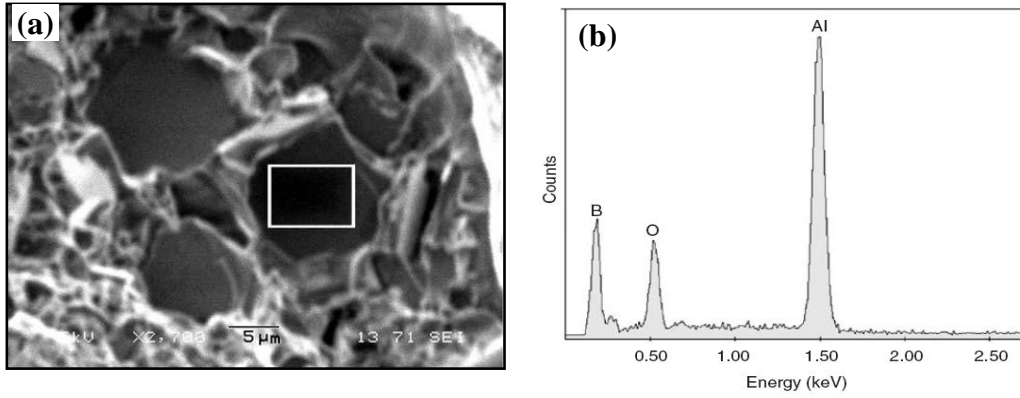
Şekil 2.363. Al-5% Cu-4% B kompozitine ait mikroyapı görüntüsü (Calderon, 2004)

Yapılan çalışmada çekme testleri sonucunda alınan mekanik özellikler Tablo 2.12’de verilmiştir. Çekme testinde üç farklı kompozizasyona sahip kompozitler T6 ısıl işlemine alınmıştır. T6 ısıl işlemi kapsamında numuneler 130 ve 190°C’de iki farklı sıcaklıkta 4 saat yaşlandırma ısıl işlemine alınmıştır. Yapılan çekme testleri sonucunda bor oranının artmasına bağlı olarak numunelerde % uzama değeri azalmış, UTS ve akma mukavemeti değeri ise artmıştır. Çalışmada en yüksek UTS değeri Al-5% Cu-5% B kompozizasyonuna sahip numunede yaklaşık 250MPa, akma mukavemeti ise 245MPa olarak tespit edilmiştir (Calderon, 2008).

Tablo 2.12. Düşük aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin ortalama çekme mukavemeti değerleri (Calderon, 2008)

Kompozit	Isıl işlem	Elastik modül (Gpa)	UTS (MPa)	Akma muk. (MPa)	% Uzama
Al-2,5% Cu-2% B	Çözelti	55,21	160	91	3,13
	130°C’de 4 saat yaşlanma	75,77	205	144	2,50
	190°C’de 4 saat yaşlanma	58,09	201	156	1,03
Al-3,7% Cu-3% B	Çözelti	73,54	170	124	1,40
	130°C’de 4 saat yaşlanma	62,14	235	175	1,41
	190°C’de 4 saat yaşlanma	60,85	244	164	1,92
Al-5% Cu-4% B	Çözelti	69,80	245	164	2,22
	190°C’de 4 saat yaşlanma	60,20	244	171	1,68

Yapılan çalışmalarda kırık yüzey analizlerinde gevrek kırılmaya yakın bir yüzey görüntüsü elde edilmiş, yapıda AlB_2 partiküllerinin ayrışmadığı ve bu bağlamda matris ile güçlendirici arasındaki yapışmanın çok iyi sağlandığı görülmüştür. Şekil 2.37a'da Al -%2,5 Cu -%2 B alaşımı ile üretilen bir kompozitin kırık yüzey SEM görüntüsü verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi kompozit, gevrek kırılma özelliği gösteren küçük altıgen şekilli AlB_2 bölgeler içermektedir. Altıgen şekilli bölgelerden alınan EDX (Şekil 2.37b) analiz sonuçlarında altıgen bölgelerde alüminyum, bor ve oksijen pikleri gözlenmiştir. Çalışmada bor ve alüminyum piklerinin AlB_2 borür yapılarını işaret ettiği, oksijen pikinin ise test proseslerinden kaynaklandığı rapor edilmiştir (Calderon, 2008).



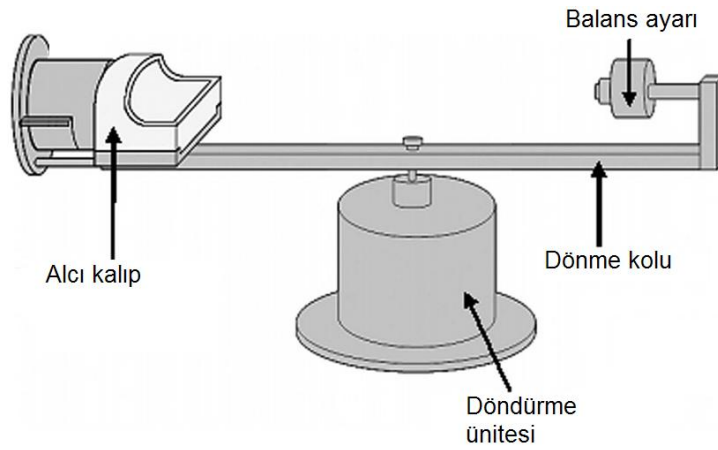
Şekil 2.37. Düşük aspekt oranlı AlB_2 kompozitine ait kırık yüzey SEM görüntüsü ve kırık yüzeye ait EDX analizi (Calderon, 2008)

2.8. Fonksiyonel AlB_2 Kompozit Üretimi ve Özellikleri

AlB_2 kompozitleri fonksiyonel dereceli kompozit üretimi için de birçok avantajlara sahiptir. Genellikle yüzey modifikasyonu amacı ile üretilen dereceli kompozitler yüksek yüzeysel tribolojik özellikler sunmaktadır (Pinto, 2006; Duque, 2005; Melgarejo, 2006). AlB_2 fleyklerinin yüksek sertlik ve aşınma özellikleri nedeni ile fonksiyonel kompozitler büyük bir potansiyel arz etmektedir. Sıvı alüminyum ($2,40g/cm^3$ yoğunluklu) içerisinde kendiliğinden oluşan AlB_2 fleykleri ($3,19g/cm^3$ yoğunluğa sahip) savurma kuvveti yardımı ile seprege olabilmektedir. Savurma kuvveti yardımı ile AlB_2 'ce zengin bölgelerde takviye içeriği bakımından %30 değerine kadar çıkabilen fonksiyonel AlB_2 kompozitleri başarılı bir şekilde

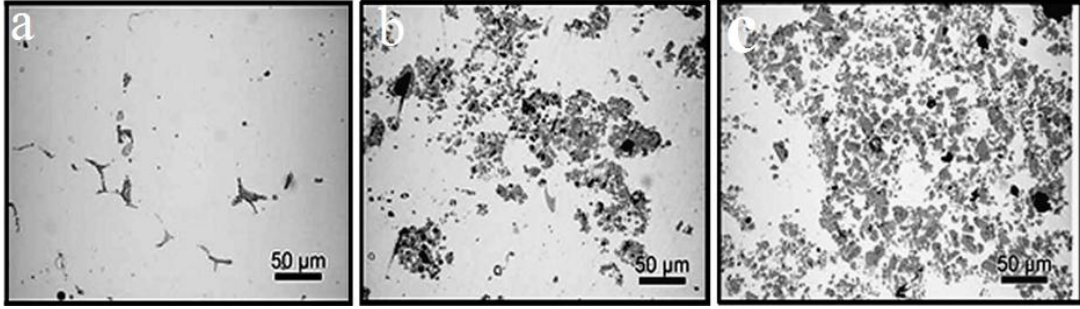
üretilebilmektedir. Fonksiyonel AlB_2 kompoziti üretmeye yönelik olarak Melgarejo ve arkadaşlarının (Melgarejo, 2008) yaptıkları çalışmada AlB_2 'ce zengin bölgelerde yüksek tribolojik özellikler elde ettikleri belirtilmiştir.

Fonksiyonel AlB_2 kompoziti üretimi ve mekanik özelliklerini araştırmaya yönelik olarak Melgarejo ve arkadaşlarının (Melgarejo, 2008) yaptıkları çalışmada Şekil 2.38'de görülen santrifüj döküm sistemini yardımı ile fonksiyonel AlB_2 kompoziti üretmeyi başarmışlardır. Çalışmada $800^\circ C$ 'ye getirdikleri düşük aspekt oranlı AlB_2 kompoziti, Şekil 2.38'de görülen alçı kalıp içerisine dökülmüş ve 400 d/dak. dönme hızı ile savurma işlemine tabi tutulmuştur.



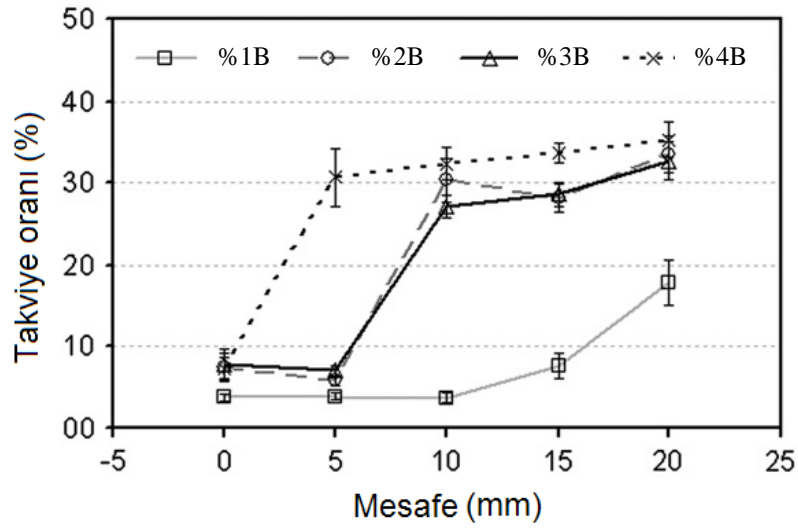
Şekil 2.38. Savurma döküm sistemi ile AlB_2 dereceli kompozit üretiminin şematik görünümü (Melgarejo, 2008)

Melgarejo ve arkadaşları (Melgarejo, 2008) $Al-2\% Mg-B$ alaşımı ile yaptıkları bu çalışmada %1, %2, %3 ve %4 bor oranına sahip dört farklı alaşımı savurma etkisine tabi tutarak mikroyapı, sertlik ve aşınma özelliklerini incelemişlerdir. Şekil 2.39a, 39b ve 39c'de $Al-2\% Mg-2\% B$ alaşımının savurma işlemi sonrasında alınan üç farklı bölgeye ait mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Şekilde iç bölgelerde AlB_2 yapıları gözlenmez iken kalıp dış bölgelerine doğru AlB_2 borür yapılarının arttığı görülmektedir. Ayrıca orta bölgelerde matris içerisinde gruplar halinde bulunan AlB_2 yapıları en dış bölgede daha homojen hale gelmiştir.

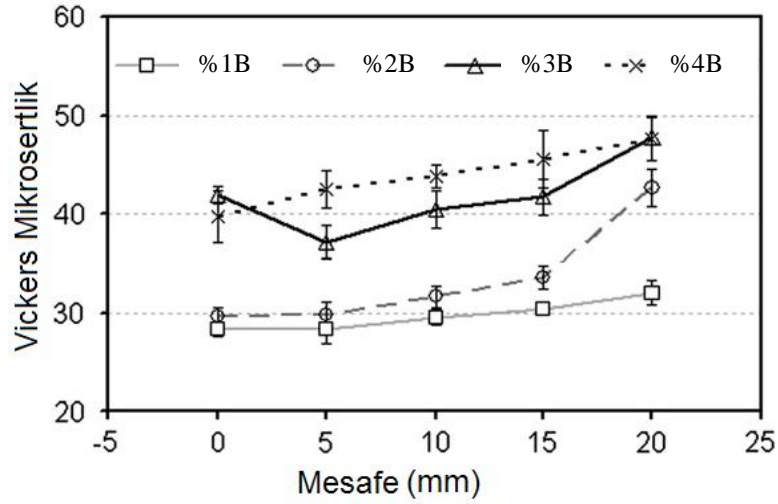


Şekil 2.39. Al-2 Mg-2 B alaşımın savurma işlem sonrası mikroyapı görünümü merkezden uzaklık a) 0mm, b) 10mm ve c)20mm (Melgarejo, 2008)

Yapılan çalışma sonrası dört farklı alaşıma ait hacim içeriklerindeki değişim incelenmiştir. Şekil 2.40'da üretilen kompozitlerin savurma yönüne karşılık AlB_2 takviye içeriklerindeki değişimler verilmiştir. Hacim içeriklerinin savurma yönünün iç kısımlarından dış kısımlarına doğru arttığı görülmektedir. Takviye içeriğinin maksimum %30 değerine kadar çıktığı çalışmada takviye içeriğindeki artışın %2, %3 ve %4 bor içeriğine sahip alaşımlarda belli bir mesafeden sonra yavaşladığı görülmektedir.



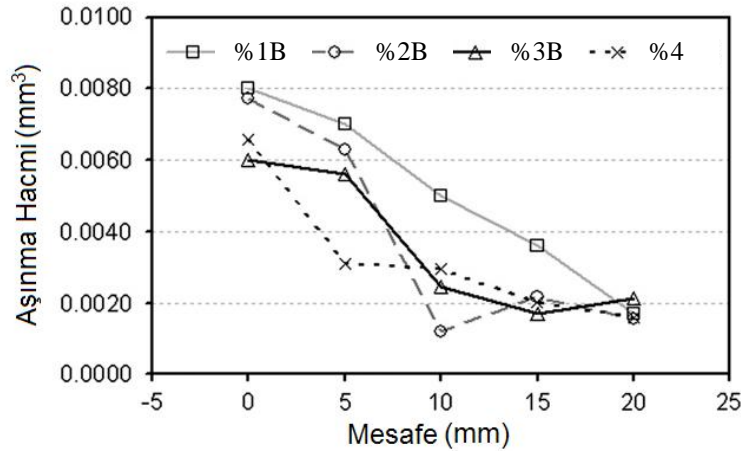
Şekil 2.40. Merkezden itibaren mesafeye bağlı olarak takviye içeriği değişimi (Melgarejo, 2008)



Şekil 2.41. Mesafeye bağlı olarak vickers mikro sertlik değişimi (Melgarejo, 2008)

Yapılan çalışmaya ait vickers mikro sertlik değişimleri sertlik ölçümleri Şekil 2.41’de verilmiştir. Sertlik değerinin kalıp iç kısmından dış kısmına doğru arttığı, yani artan bor oranına bağlı olarak vickers mikro sertlik değerinin arttığı görülmektedir.

Şekil 2.42’de kalıp iç yüzeyinden dış kısımlara doğru alınan numunelere uygulanan aşınma testleri sonucunda elde edilen hacimsel aşınma kayıpları görülmektedir.



Şekil 2.42. Kalıp iç yüzeyinden mesafeye bağlı olarak hacimsel aşınma kaybı (Melgarejo, 2008)

Şekil 2.42’de kalıp dış yüzeylerinde hacimsel aşınma kayıplarının çok düşük olduğu ve en düşük aşınma kaybının %4 bor içeriğine sahip kompozit ile yapılan çalışmalar sonucunda A1B₂’ce zengin bölgelerde (<0,0020mm³) olduğu görülmektedir.

BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Giriş

Deneysel çalışmalar bölümünde, deneylerde kullanılan materyaller, ekipmanlar, deneysel teknikler ve optimizasyon çalışmalarına yönelik bilgilere yer verilmiştir. Önce başlangıç malzemeleri ve ekipmanları tanıtılmış, deneysel tekniklerin tanıtımının ardından, kompozitlerin karakterizasyon çalışmalarına yer verilmiştir.

3.2. Başlangıç Malzemeleri

AlB₂ kompozitlerinin üretiminde matris alaşımı olarak, saf Al, Al-Si, Al-Cu ve Al-Mg alaşımları kullanılmıştır. Saf Al alaşımı olarak %99,98 safiyete sahip ticari (ETİAL 8) külçeleri, Al-Si alaşımı için %5,93 silisyum içeren ticari ETİAL 177 alaşımı, Al-Mg alaşımı için ise %3,65 magnezyum içeriğine sahip ticari ETİAL 150 alaşımı kullanılmıştır. Al-Cu alüminyum alaşımı için ise ticari alaşımlar yerine %99,98 safiyete sahip ETİAL 8 alaşımı içerisine %4 oranında %99,6 safiyete sahip saf bakır (Cu) doğrudan ilavesi ile üretilen Al-%4 Cu alaşımı kullanılmıştır. Deneylerde bakırın ilavesi, saf alüminyumun bor oksit ile 1400°C'de ısıl işleme alınmasının ardından, bu sıcaklıkta ilave edilmiş ve 15 dak. beklenmiştir. Tablo 3.1'de matris alaşımı olarak kullanılan alüminyum alaşımlarının katkı elementleri ve kimyasal bileşimleri verilmiştir.

Tablo 3.1. Matris alaşımı olarak seçilen alüminyum alaşımları ve % kimyasal bileşimleri

Alaşım	Element, %							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	B	Al
ETİAL 8	0,13	0,29	0,00	0,00	0,00	0,002	0,00	99,60
ETİAL 177	5,93	0,82	0,12	0,24	0,04	0,00	0,03	92,60
ETİAL 220	0,40	0,30	3,46	0,14	0,58	0,05	0,00	95,10
ETİAL 153	0,33	0,23	0,00	0,16	3,65	0,01	0,06	95,02

Tablo 3.1’de taralı kutucuklarda alüminyum içerisindeki ana alaşım elementinin ağırlıkça % oranı belirtilmiştir. Ayrıca tabloda ETİAL 8 külçeleri 1400°C’de %4’lük bakır ilavesi ile yapılan alaşımın bakır oranının ancak %3,46’ya yükseltilmiş olduğu görülmektedir. Kompozitlerin üretiminde, bor kaynağı olarak bor oksit, boraks ve borik asitten oluşan üç farklı bor minerali kullanılmıştır. Eti Maden İşletmeleri Müdürlüğü, Bandırma Bor ve Asit Fabrikasından temin edilen bor minerallerinin formülleri ve ihtiva ettikleri % bor oranları Tablo 3.2’de yer almaktadır.

Tablo 3.2. AIB₂ borür yapılarının sentezlenmesinde kullanılan bor mineralleri ve % B oranı

Mineral	Formül	% B oranı
Boraks	Na ₂ B ₄ O ₇	21,48
Borik asit	H ₃ BO ₃	17,50
Bor oksit	B ₂ O ₃	31,05

Bor minerallerinin ihtiva ettikleri fiziksel suyun bertaraf edilmesi amacı ile bor oksit ve boraks mineralleri 600°C’de 30 dak’lık kalsinasyon işlemine tabi tutulmuştur. Kalsinasyon işlemi, 300cm³ kapasiteli paslanmaz çelik pota içerisinde elektrik direnç fırını içinde yapılmıştır. Borik asit minerali, fiziksel su içermemesi ve 600°C’de bünyesinde bulunan kimyasal suyu kaybederek bor okside dönüşmesi nedeniyle kalsinasyon işlemine alınmamıştır (DPT Bor tuzları raporu, 2001; Bor Raporu, 2003). Şekil 3.1a’de 600°C’de 30 dak. kalsinasyon işlemine alınmış bor oksit minerali, Şekil 3.1b’de 600°C’de 30 dak. kalsinasyon işlemine alınmış boraks minerali ve Şekil 3.1c’de ise kalsinasyon işlemine alınmamış borik asit minerallerine ait makroyapı görüntüleri yer almaktadır.



(a) Bor oksit minerali (B_2O_3)



(b) Boraks minerali ($Na_2B_4O_7$)



(c) Borik asit minerali (H_3BO_3)

Şekil 3.1. Sentezleme işlemine alınmadan önce hazırlanan bor cevherlerine ait makroyapı görüntüleri

3.3. Deneysel Ekipman ve Teknikler

AlB₂ kompozitlerinin üretimi ve optimizasyonunda kullanılan ekipman ve tekniklerinin tanıtılmasının amaçlandığı bu bölümde deneysel çalışmalarda kullanılan ergitme ocakları, savurma döküm sistemi, ezme döküm–filtreleme sistemleri, kalıplar ve deneylerde optimizasyon amacı ile kullanılan “Taguchi Deneysel Tasarımı” hakkında bilgilere yer verilmiştir.

3.3.1. Eğritme ocakları

Literatür taraması, alüminyuma bor oksit ve boraks ilavesi ile yüksek aspekt oranlı AlB₂ kompozitlerinin üretilebilmesi için yüksek sıcaklığa (> 1400°C) çıkılması gerektiğini gösterdiğinden deneysel çalışmalarda, yüksek ergitme sıcaklık ve gücüne sahip indüksiyon sistemlerinden faydalanma yoluna gidilmiştir. Bu amaca yönelik olarak deneysel çalışmalarda kullanılmak üzere 107M023 numaralı Tübitak proje kapsamında 35–96 R Inductotherm marka indüksiyon sistemi temin edilmiştir. Şekil 3.2’de fotoğrafı görülen indüksiyon sistemi 35KW gücünde ve 8kg alüminyum ergitme kapasitesine sahiptir. Ocak ve bobin bölümlerinden oluşan indüksiyon ergitme sistemi büyük (8000g) ve küçük (< 1000g) kütleli ergitmeler için kullanılabilir. Büyük kütleli ergitmeler için kullanılan ocak bölümünde ergitme alümina seramik pota içinde yapılmış ve sıcaklık kontrolleri, optik okuyuculu pirometre yardımı ile sağlanmıştır.

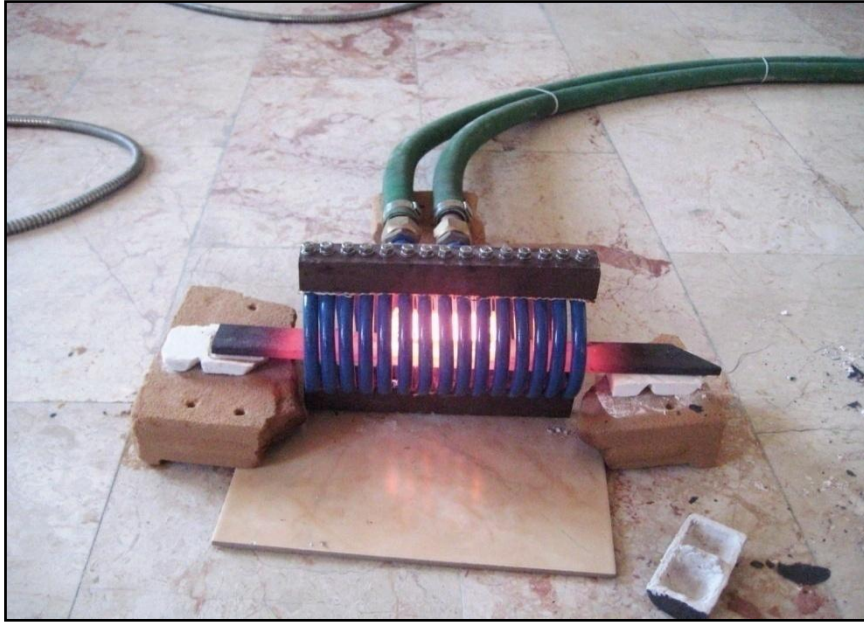


Şekil 3.2. İndüksiyon ergitme sistemi (güç ünitesi ve ısıtma bobini)



Şekil 3.3. İndüksiyon eğritme sistemi pota kısmı

Bobin bölümü, ısıl işlem fırınları ve eğritme ocaklarına göre yüksek soğuma hızı (Maks. 20°C/s) ve yüksek ergitme sıcaklığı (> 1400°C) gibi birçok avantaja sahip olan indüksiyon bobin sistemi, 15–1000g arasında alüminyum ergitme olanağına sahiptir. 14 sarımlı, 240mm uzunluğunda ve 100mm çapında olan indüksiyon bobin sistemi, AlB₂ kompozitlerinin optimizasyonunu ve küçük çaplı ergitmeler için özel olarak tasarlanmıştır. Bobin yardımı ile yapılan ergitme işlemlerinde özel olarak tasarlanmış ısıl işlem potalarından faydalanılmıştır. Şekil 3.4’de indüksiyon bobini ve içerisinde ergitme potası görülmektedir. Ergitme potalarının indüksiyon bobinine zarar vermesinin engellenmesi amacı ile ergitme potaları 50x5x1cm boyutundaki çelik lamalar yardımı ile indüksiyon bobinine temas etmeyecek şekilde yerleştirilmiştir. İndüksiyon bobin ergitme işleminde sıcaklık kontrolleri lazer okuyuculu alüminyum ve çelik için kalibre edilmiş lazer okuyuculu optik pirometreler yardımı ile yapılmıştır ve gerektiği durumlarda K-tip daldırma termokupullar ile sıcaklık kontrolleri yapılmıştır.



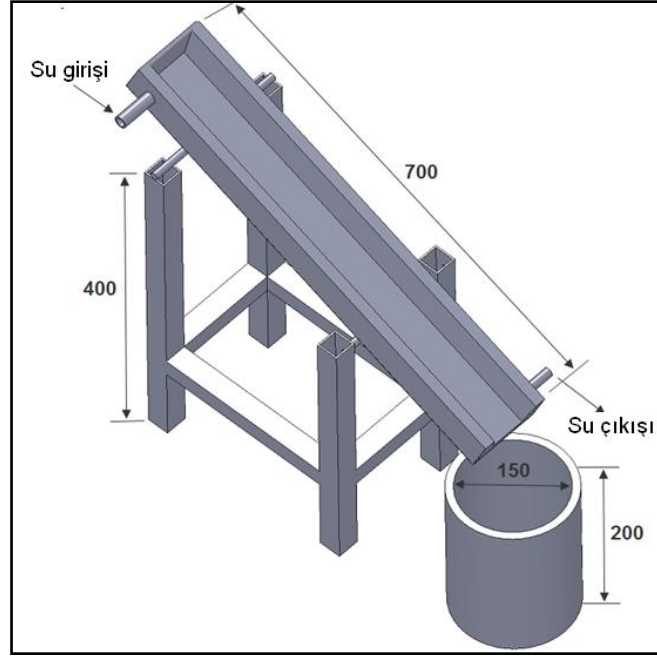
Şekil 3.4. İndüksiyon bobini ve içerisinde ergitme işleminin yapılışı

3.3.2. Eğimli soğutma plakası

AlB_2 kompozitlerinin üretiminde yüksek aspekt oranına sahip AlB_2 yapılarının elde edilmesi ve kırılğan özelliğe sahip AlB_{12} yapılarının oluşumunun engellenebilmesi için yüksek sıcaklıktaki ($\sim 1400^\circ C$) $Al-B$ çözeltilisinin hızlı bir şekilde “ $AlB_{2(sıvı)} + Al_{(katı)}$ ” bölgesine soğutulması gerekmektedir. AlB_2 kompozitlerinin üretimine yönelik geçmiş çalışmalarda gevrek AlB_{12} yapılarından kaçınmak için sıvı çözeltilinin $< 50^\circ C/dak$ ’lık soğuma hızı ile “ $AlB_{2(sıvı)} + Al_{(katı)}$ ” bölgesine soğutulması gerektiği ve soğuma hızının artmasına bağlı olarak AlB_2 yapılarının aspekt oranlarının arttığını belirtmişlerdir. Bu bilgiler dikkate alınarak yapılan deneysel çalışmalarda beklenen hızlı soğumanın sağlanması amacı ile özel bir “eğimli soğutma plakası” tasarlanmıştır.

Şekil 3.5’de ölçüleri ve şematik görüntüsü verilen eğimli soğutma plakasının imalatında sıvı metalin temas ettiği yüzeyler için ısı iletiminin artırılması amacı ile 2mm kalınlığında bakır saclar kullanılmıştır. Sıvı alüminyumun bakır ile reaksiyonunu engellemek amacı ile sıvı metalin temas ettiği yüzeyler bor nitrür (BN) boya ile kaplanmıştır ve boyama işlemi her döküm öncesi tekrarlanmıştır. Eğimli soğutma plakası üzerinde yer alan, açı ayar kolu vasıtası ile sıvı metalin akış hızı

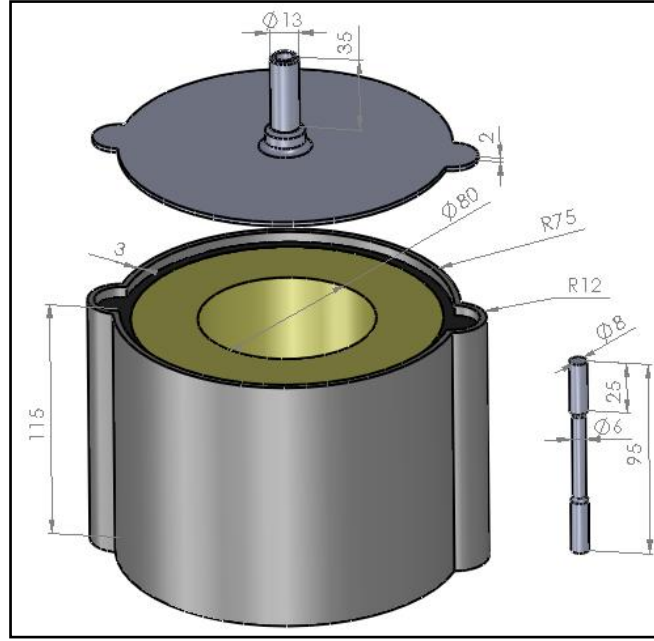
değiştirilebilmekte ve bu sayede sıvı metalin soğuma hızı ayarlanabilmektedir. Sitemin soğutulması ise 17 l/dak akış debisinde şebeke suyu ile sağlanmıştır.



Şekil 3.5. Eğimli soğutma plakası şematik görünüşü

3.3.3. Savurma döküm kalıpları

Savurma döküm yöntemi ile AlB_2 takviye içeriklerinin artırılması amacı ile Şekil 3.6'da görülen savurma döküm kalıbı kullanılmıştır. Kalıp tasarımında, AlB_2 borür partiküllerinin toplanması amacı ile 20mm çapında iki adet kapan dizayn edilmiştir. Tek kullanımlık olarak imal edilen savurma döküm kalıplarının yapımında, 2mm kalınlıkta çelik saç kullanılmıştır. Kalıbının sıvı alüminyum ile reaksiyonunun engellenmesi amacı ile iç yüzeyleri 2mm kalınlığında zirkon oksit esaslı bir kaplama ile kaplanarak bor nitrür (BN) boya ile boyanmıştır.

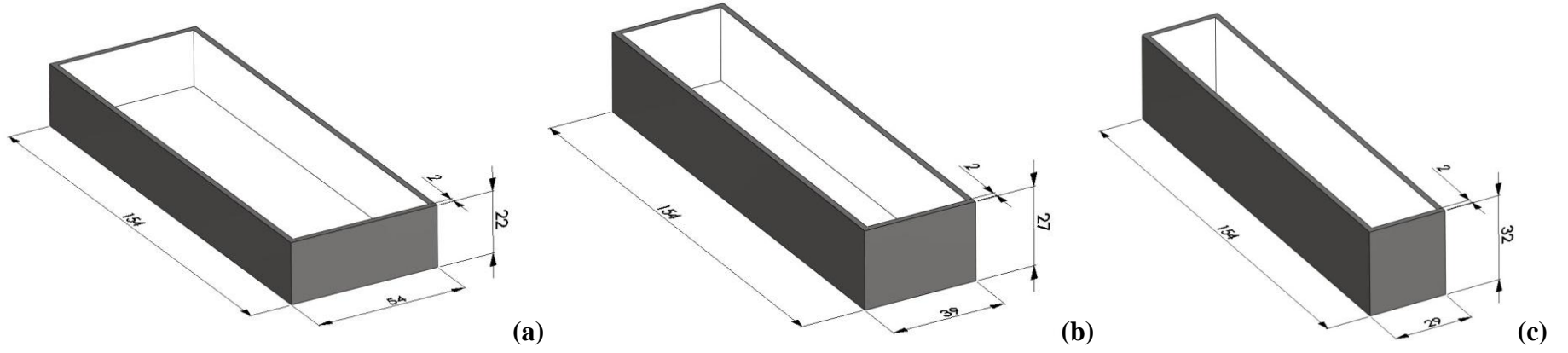


Şekil 3.6. Savurma döküm kalıbı ve ölçüleri

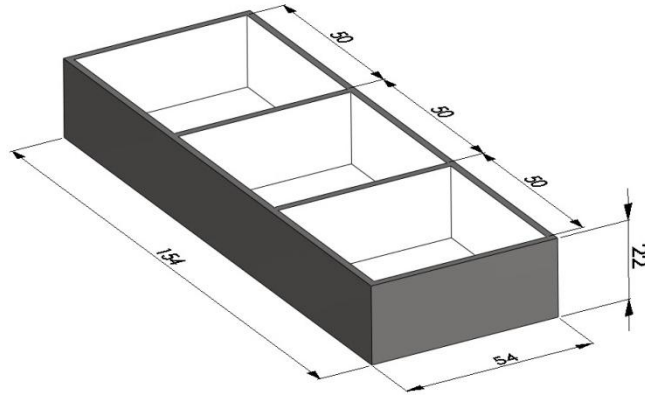
3.3.4. Çelik potalar

Deneysel çalışmalarda AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesi ve karakterizasyonunda diğer ergitme fırın ve ocaklarına nazaran (tüp fırın, elektrik direnç ergitme fırını vs.) kullanım kolaylığı, geniş kullanım sıcaklık ve soğuma hızı aralığı nedeniyle indüksiyon bobini tercih edilmiştir ve bu nedenle indüksiyon bobini ile yapılan çalışmalarda, yüksek sıcaklık ve yüksek soğuma hızına dayanıklı ısıtma potalarına ihtiyaç duyulmuştur. Bu ihtiyacın karşılanması amacı ile Şekil 3.7 ve Şekil 3.8’de görünüşleri verilen çelik potalar tasarlanmıştır.

Çelik potalar AlB_2 yapılarının morfolojilerinin (boyutsal) optimizasyonu için tasarlanmış ve bu şekilde üç farklı geometri ile üç farklı soğuma hızı elde edilmeye çalışılmıştır.



Şekil 3.7. İndüksiyon bobini içinde ergitmede kullanılan çelik potalar



Şekil 3.8. Üç bölmeli çelik pota

Tasarlanan potalar 2mm kalınlıkta çelik sac'tan imal edilmiş ve sıvı alüminyumun pota ile reaksiyona girmesinin engellenmesi amacı ile kalıp iç yüzeyleri zirkonyum oksit esaslı izolasyon malzemesi ile 2mm kalınlıkta kaplandıktan sonra bor nitrür boya ile boyanmıştır. Kalıplara izolasyon malzemesinin tatbikinde, ilk önce zirkon boyası fırça yardımı ile kalıp iç yüzeylerine tatbik edilmiş, 200°C'de 15 dakika kurutma işlemine alındıktan sonra izolasyon kaplamasında oluşabilecek çatlaklıkların kapatılması amacı ile bor nitrür (BN) izolasyon boyası ile ikinci defa boyanmıştır.

Şekil 3.8'de AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesine yönelik olarak yapılan çalışmalarda kullanılmak üzere özel tasarlanmış ergitme potası görülmektedir. Tasarlanan kalıp zirkon ve bor nitrür izolasyon malzemesi ile eşit olarak üç bölmeye ayrılmış bu sayede borik asit, bor oksit ve boraks ilavesinin AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesi tek bir pota içerisinde yapılması sağlanmıştır. Bu sayede olası deneysel hatalar eşitlenmiş ve kullanılan bor mineralleri arasında daha güvenilir bir kıyaslama olanağı sağlanmıştır.

3.4. Ergitme ve Sentezleme İşlemleri

Ergitme ve sentezleme yöntemlerinin tanıtıldığı bu bölümde AlB_2 yapılarının sentezlenmesi, AlB_2 yapılarının boyutsal optimizasyonu, AlB_2 takviye içeriğinin artırılmasına yönelik olarak yapılan deneysel çalışmalar hakkında bilgiler verilmiştir.

3.4.1. Bor oksit, boraks ve borik asit ilavesi ile AlB_2 borür yapılarının 5oluşturulmasına yönelik deneysel yöntemler

Bu bölümde, bor oksit, boraks ve borik asit mineralleri kullanılarak yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesi ve bor minerallerinin sentezleme etkilerinin birbirleri ile karşılaştırılması amaçlanmıştır. Bu amaca yönelik matris alaşımı olarak %99,6 safiyete sahip 30g'lık ETİAL 8 külçeleri kullanılmıştır. Ergitme işleminden önce fiziksel suyun uzaklaştırılması amacı ile bor oksit ve boraks mineralleri kalsinasyon işlemine tabi tutulmuş, borik asit minerali ise kalsinasyon işlemine alınmamıştır.

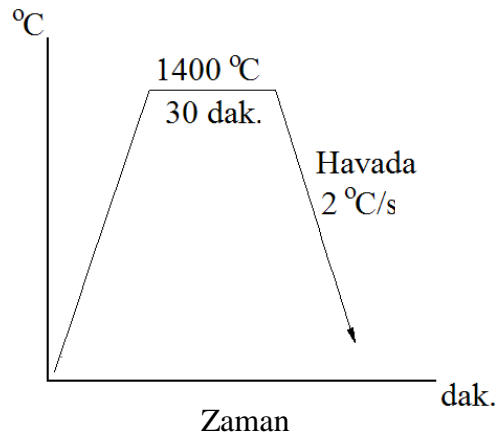
Her bir ergitmeye giren bor miktarlarının eşitliğinin sağlanması amacı ile kullanılan bor minerallerinin verebileceği % B miktarları teorik olarak hesaplanmış ve buna göre 30g alüminyum matris alaşım içerisinde %3 bor eldesi için gerekli toplam mineral miktarı hesaplanmıştır. Tablo 3.3'te bor mineralleri, teorik olarak hesaplanan % B oranları, %3 bor eldesi için gerekli mineral miktarları ve buna bağlı olarak beklenen alüminyum kayıpları verilmiştir.

Tablo 3.3. 30 g'lık alüminyum için %3 bor eldesi dikkate alınarak hesaplanan mineral miktarları ve alüminyum kayıpları

Mineral			%3 Bor eldesi için		% Al kaybı
Adı	Formül	Bor oranı (%)	Mineral miktarı (g)	Al kaybı (g)	
Boraks	$\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$	21,48	4,3	2,68	8,93
Borik asit	H_3BO_3	17,5	5,3	4,62	15,4
Bor oksit	B_2O_3	31,05	2,9	0,67	2,23

Tablo 3.3'de 30 g'lık alüminyum alaşımı dikkate alındığında %3'lük bor eldesi için en az mineral miktarının 2,9g ile bor oksit mineralinde olduğu ve en az alüminyum kaybının ise 0,67g ile yine aynı mineralde olduğu görülmektedir. %3'lük bor içeriği eldesi için en fazla mineral ihtiyacının borik asit minerallerinde ve yine en fazla alüminyum kaybı aynı mineralde yaklaşık 4,62g olduğu görülmektedir.

30g'lık alüminyum külçeler sırası ile 4,3g boraks, 2,9g bor oksit ve 5,3g borik asit minerali ile Şekil 3.8'de gösterilen üç bölmeli olarak imal edilmiş çelik pota içerisinde ayrı ayrı şarj edilmiştir. Çelik pota içerisinde yer alan karışımlar indüksiyon bobini yardımı ile 1400°C'de 30 dak. ısıl işleme alınmış ve havada (~2°C/s) soğutulmuştur. Şekil 3.9'da AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesine yönelik olarak kullanılan ısıl çevrim şeması görülmektedir.



Şekil 3.9. AlB₂ borür yapılarının sentezlenmesine yönelik ısıl çevrim şeması

3.4.2. AlB₂ borür yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oranları üzerine etki eden parametrelerin belirlenmesine yönelik deneysel çalışmalar

Bu deneysel bölüm AlB₂ borür yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oranları üzerine etki eden parametrelerin belirlenmesi ve yüksek aspekt oranlı AlB₂ yapılarının elde edilmesine yönelik optimizasyon çalışmalarını içermektedir. Bu amaca yönelik olarak bu deneysel bölüm;

- “Soğuma hızı” ve “alüminyum matris alaşımı” faktörlerinin AlB₂ yapıları üzerine etkilerini belirlemeye yönelik yapılan deneysel çalışmalar,

- “AlB₂(sıvı) + Al(katı)” bölgesinde bekleme zaman ve sıcaklık faktörlerinin AlB₂ yapıları üzerine etkilerini belirlemeye yönelik olarak yapılan deneysel çalışmalar şeklinde iki bölüme ayrılmıştır.

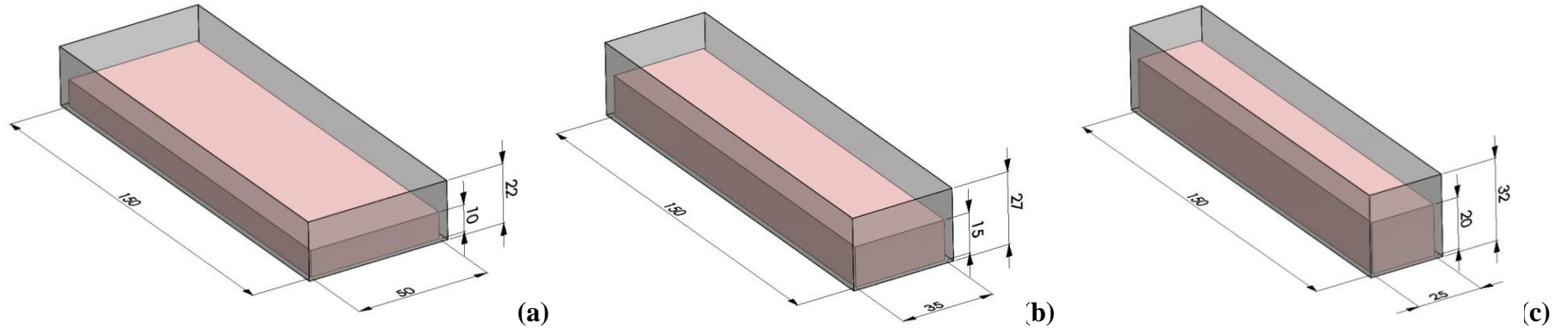
a- “Soğuma hızı” ve “matris alaşımı” faktörlerinin AlB₂ yapıları üzerine etkilerini belirlemeye yönelik yapılan deneysel yöntemler

Bu bölümde AlB₂ yapılarının uzunluk, kalınlık ve aspekt oranları üzerine etki eden “soğuma hızı” ve “matris alaşımı” faktörleri ele alınmıştır. Tablo 3.4’de “soğuma hızı” ve “matris alaşımı” faktörlerinin seviye değerleri verilmiştir.

Tablo 3.4. Soğuma hızı ve matris alaşımı faktörlerinin seviyeleri ve değerleri

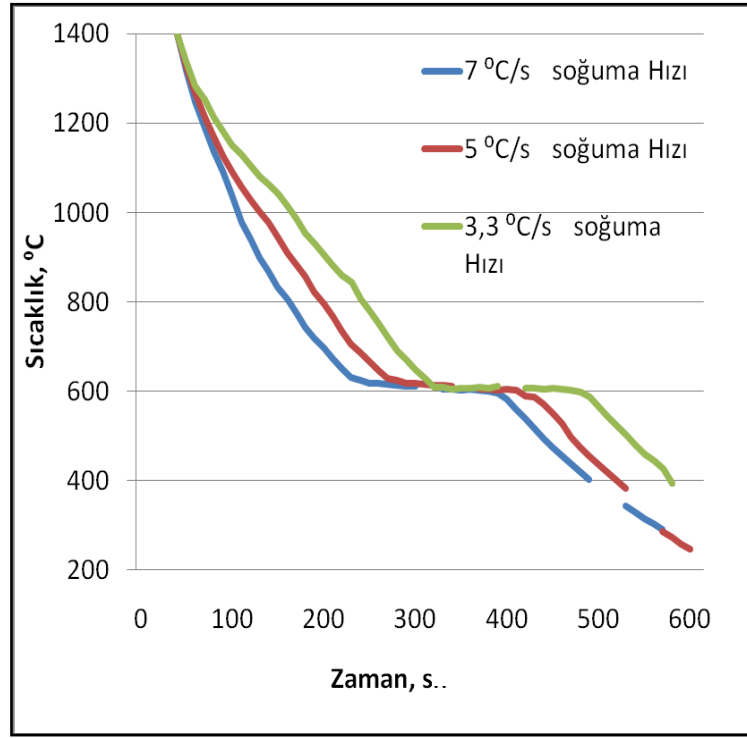
Faktör	Faktör seviye değerleri
Soğuma hızı	3,3 °C/s, 5°C/s, 7°C/s
Matris alaşımı	Saf Al, Al-Si, Al-Cu, Al-Mg

Üç farklı soğuma hızının elde edilmesi amacı ile Şekil 3.7’de yer alan üç farklı modüle (yüzey alan / hacim) sahip çelik potalar tasarlanmıştır. Bu amaca yönelik olarak üç farklı kalıp içine yerleştirilen 200g’lık alüminyum külçeler katılma sırasında geometrik modül farkından dolayı üç farklı soğuma hızı vermiştir. Şekil 3.10’de 200g’lık sıvı alüminyumun tasarlanan kalıplar içerisinde aldığı geometrik modüller görülmektedir. Bu geometrik modüle sahip çelik potalar üzerinden alınan soğuma eğrileri Şekil 3.11’de verilmiştir. Şekil 3.11a’da görüldüğü gibi daha geniş yüzey alanına sahip olan kalıp içerisinde alüminyum alaşımın en hızlı soğumayı sağlamıştır ($\sim 7^{\circ}\text{C/s}$). Şekil 3.11b’de ondan daha küçük yüzey alanına sahip olan kalıp içerisinde alüminyum alaşımının soğuma hızının biraz azaldığı ($\sim 5^{\circ}\text{C/s}$) ve Şekil 3.11c’de en küçük yüzey alanına sahip kalıp içerisinde yer alan alüminyum alaşımının ise en yavaş soğuma hızına sahip olduğu ($\sim 3,3^{\circ}\text{C/s}$) görülmektedir. Deneylerde sıcaklık datalarının alınması, optik pirometreler yardımı ile okunan dataların, Canon Digital IXUS70 marka video kaydedicisine aktarılması ile sağlanmıştır. Deneysel hatalarının minimuma indirilmesi amacı ile her deney için en az üçer adet soğuma eğrisi alınmıştır.



Şekil 3.10. 200g'lık sıvı alüminyumun kalıp içerisinde görünümü

Matris alaşımının AlB_2 borür yapıları üzerine etkilerini belirlemek amacı ile katkısız, %5,94 silisyum, 3,46 bakır ve 3,65 magnezyum katkılı dört farklı alüminyum matris alaşımı seçilmiştir. 200g şeklinde hazırlanan matris alaşımları 50g kalsine edilmiş bor oksit tozları ile şekil 3.7’de üç farklı soğuma modülüne sahip çelik potalar içerisinde indüksiyon bobini yardımı ile 1400°C’de 1 saat ısıl işleme alınmıştır.



şekil 3.11. Üç farklı potada katılaştırılan numunelerin soğuma eğrileri

DeneySEL bölümde, üç farklı soğuma hızı ve dört farklı matris alaşımı faktörlerinin bütün kombinasyonları dikkate alınmış ve $3 \times 4 = 12$ farklı deney yapılmıştır. DeneySEL hatalarının minimuma indirilmesi amacı ile her deneySEL durum üçer defa tekrarlanmıştır.

b- “AlB₂(Kati) + Al(Sıvı)” bölgesinde bekleme zamanı ve bekleme sıcaklığı faktörlerinin AlB₂ yapıları üzerine etkilerini belirlemeye yönelik olarak yapılan deneysel çalışmalar

“AlB₂(Kati) + Al(Sıvı)” bölgesinde bekleme zamanı ve sıcaklığının AlB₂ borür yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oranları üzerine etkilerini belirlemeye yönelik olarak yapılan deneylerde 700°C, 800°C ve 900°C’de üç farklı bekleme sıcaklığı ve 20, 60, 180 dak’dan oluşan üç farklı tutma zamanı seçilmiştir. Tablo 3.5’de “AlB₂(Kati) + Al(Sıvı)” bölgesinde bekleme sıcaklık ve zamanı faktörlerinin seviye ve değerleri verilmiştir.

Tablo 3.5. “AlB₂(Kati) + Al(Sıvı)” bölgesinde tutma zamanı ve sıcaklık faktör ve seviyeleri

Faktör	Faktörleri seviye değerleri
Bekleme sıcaklığı	700°C, 800°C, 900°C
Bekleme zamanı	20 dak, 60 dak, 180 dak.

“AlB₂(Kati) + Al(Sıvı)” bölgesinde bekleme zamanı ve bekleme sıcaklığının AlB₂ yapılarına etkilerini belirlemek amacı ile matris alaşımı olarak %4 takviye içerikli ve ortalama 500µ uzunlukta ve 0,3µ kalınlıkta AlB₂ yapılarına sahip AlB₂/Al-Si kompoziti kullanılmıştır. Master alaşımı üzerinden alınan 30g’lık numuneler 40cm³ kapasiteli alümina pota içerisinde Tablo 3.5’te yer alan sıcaklık ve zaman parametrelerine dikkat edilerek ısıtılma işlemi alınmıştır. Deneylerde numunelerin ısıtılma işlemi, maksimum 1100°C ergitme sıcaklığına sahip Protherm marka elektrik direnç ergitme fırını kullanılmış ve numuneler ısıtılma işlemler sonrasında fırın içerisinde kendiliğinden katılaşmaya bırakılmıştır.

Bu deneysel bölümde, üç farklı tutma sıcaklığı ve üç farklı tutma zamanı dikkate alınarak 3 x 3 = 12 farklı deney yapılmıştır. Deneysel hatalarının en aza indirilmesi amacı ile her deneysel durum üçer defa tekrarlanmıştır.

3.4.3. Doğrudan döküm yöntemi ile AlB_2 kompozitlerinin üretilmesine yönelik yapılan deneysel çalışmalar

Yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin doğrudan döküm yöntemi ile üretimine yönelik olarak yapılan bu deneysel bölümde saf Al, Al-Si, Al-Cu ve Al-Mg'den oluşan dört farklı matris alaşımı seçilmiş, bor kaynağı olarak ise bor oksit mineralinden faydalanılmıştır. Deneyleerde matris alaşımı olarak ETİAL 8 (saf Al külçe), Al-Si matris alaşım için ETİAL 177 ve Al-Mg matris alaşımı için ETİAL 150 alaşımları kullanılmıştır. Deneyleerde kullanılan Al-Cu matris alaşımı, ETİAL 8'e bor oksit ilavesi ile birlikte $1400^{\circ}C$ 'de %4 oranında %99,99 safiyete sahip bakır çubuklarının doğrudan sıvı Al-B alaşımına ilavesi ile sağlanmıştır.

Hazırlanan 6kg'lık matris alaşımları 500g küçük külçeler halinde 1kg'lık kalsine edilmiş bor oksit tozu ile birlikte indüksiyon ocağına şarj edilmiştir. Ocağın sıcaklığı $\sim 7^{\circ}C/dak$ 'lık ısıtma hızı ile $1400^{\circ}C$ 'ye çıkarılmış, bu sıcaklıkta 1 saat bekleme sonrası, Al-B eriyik doğrudan grafit potaya veya Eğimli soğutma plakası su soğutmalı yolluk sistemi üzerinden grafit potaya dökülmüştür. Bu sayede alüminyum matris içerisinde AlB_{12} yapılarının oluşumu engellenmeye ve aynı zamanda yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının oluşturulmasına çalışılmıştır. Bakır (Cu) katkılı matris alaşımında bakır ilavesi $1400^{\circ}C$ 'de 45 dak bekleme sonrası ilave edilmiş, 15 dak. beklendikten sonra dökümleri yapılmıştır. Şekil 3.11'de dökümlerde kullanılan grafit pota ve üretilen döküm numunesi görülmektedir.



Şekil 3.12. Doğrudan döküm yönteminde kullanılan grafit pota ve döküm sonrası üretilmiş AlB_2 kompozit külçesi

3.4.4. AlB_2 kompozitlerinde takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik yapılan deneysel çalışmalar

AlB_2 kompozitlerinin üretiminde takviye içeriklerinin artırılması esas alınan bu deneysel bölümde takviye içeriklerinin artırılmasında kullanılan deneysel çalışmalar hakkında bilgiler verilmiştir. Bu kapsamda tek adımlı olarak, savurma döküm ve filtreleme–ezme döküm yöntemleri kullanılarak takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik olarak yapılan deneysel yöntemler tanıtılacaktır.

a- Doğrudan döküm yöntemi ile (tek adımlı olarak) AlB_2 takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik yapılan deneysel çalışmalar

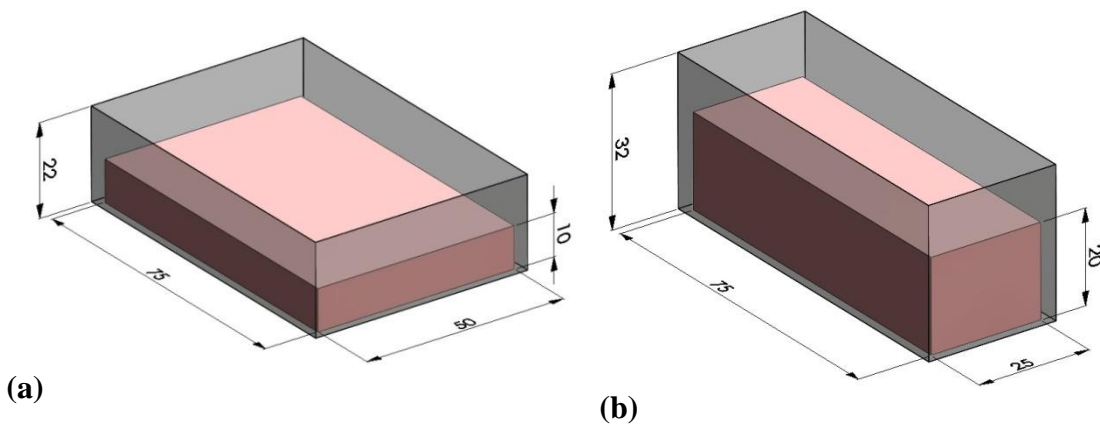
Bu amaca yönelik olarak tek adımlı döküm yöntemi kullanılarak AlB_2 kompozitlerinin takviye içerikleri artırılmaya çalışılmıştır. Bu amaca yönelik olarak “tutma sıcaklığı”, “tutma zamanı”, “alüminyum matris alaşımı”, “bor oksidin sıvı alüminyum ile temas yüzey alanı” ve bunların karşılıklı etkileşimleri dikkate alınmıştır. Bor oksit ilavesi ile maksimum takviye oranının elde edilmesine yönelik olarak tasarlanan bu optimizasyon çalışmasında Taguchi deneysel metodundan

faydalanılmıştır. Normal şartlarda iki seviyeli dört faktör için $2 \times 2 \times 2 \times 2 = 16$ adet deney yapılması gerekirken bu tekniğin kullanılması ile deney sayısı 8'e düşürülmüştür. Deneylerde belirlenen faktör ve seviyeleri kolon simgeleri ile birlikte Tablo 3.6'da verilmiştir.

Tablo 3.6. Tek adımlı AlB_2 takviye içeriğinin artırılması yönelik yapılan deneylere ait faktör ve seviye değerleri

Kolonu Simgesi	Faktörler	Seviye	
		1	2
A	Tutma Zamanı, dak	30	90
B	Tutma Sıcaklığı Sıcaklık, °C	1350	1400
C	Bor Oksit Temas Yüzey Alanı, cm^2	100	75
D	Matris Alaşımı	Saf Al	Al-Si

Yapılan literatür çalışmalarında bor oksit ilavesi ile AlB_2 borür yapılarının sentezlenmesinde, reaksiyon sonucunda ortaya çıkan alümina tabakanın bor çözünürlüğünü azalttığı rapor edilmiştir (Hall, 2000-c). Bu amaca yönelik olarak Taguchi deneysel tasarım metodunda [C] kolunu iki seviyeli olarak “bor oksit ile temas yüzey alanı” faktörüne ayrılmıştır. Faktör seviyeleri için iki farklı yüzey geometrisine sahip kalıp tasarlanarak (Şekil 3.13) 100'er gramlık alüminyum külçeler kullanılmıştır ve bu şekilde yüzey geometrisinden dolayı “ $100cm^2$ ” ve “ $75cm^2$ ” iki farklı temas yüzey alanı elde edilmiştir.



Şekil 3.13. a) $100cm^2$, b) $75cm^2$ 'lik bor oksit temas yüzey alanı için tasarlanan kalıp geometrisi

Deneylerde Saf Al matris alaşımı için ETİAL 8 ve Al-Si matris alaşımı için ETİAL 177 alaşımı kullanılmıştır. Hazırlanan 100g'lık alüminyum alaşımları Şekil 3.13'de

belirlenen kalıplar içerisinde tüm yüzeyleri bor oksit ile temas edecek şekilde (bor oksit içerisinde gömülerek) yerleştirilmiştir. Hazırlanan karışımlar indüksiyon bobini içerisinde faktör A ve B seviyeleri dikkate alınarak ısıtılma alınmış ve ısıtılma işlem sonrasında alaşım havada soğumaya bırakılmıştır.

Taguchi deney tasarımı dikkate alınarak gerçekleştirilen deney tasarımında L_8 ortogonal serisi kullanılmıştır. Belirlenen faktör ve seviyeleri dikkate alınarak L_8 ortogonal serisi Tablo 3.7’de görüldüğü gibi düzenlenmiştir.

Tablo 3.7. L_8 ortogonal serisi faktör ve seviye değerleri

Deney No.	Kolon simgesi						
	A	B	A x B	C	A x C	A x D	D
1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	2	2	2	2
3	1	2	2	1	1	2	2
4	1	2	2	2	2	1	1
5	2	1	2	1	2	1	2
6	2	1	2	2	1	2	1
7	2	2	1	1	2	2	1
8	2	2	1	2	1	1	2

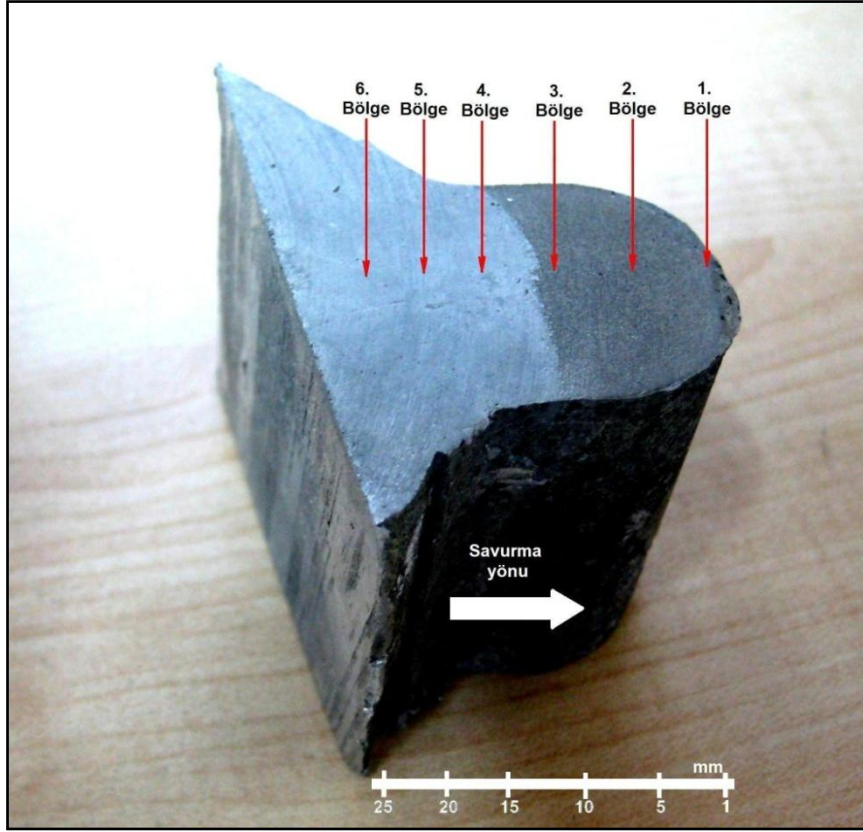
Ortogonal seride A kolonu “Tutma zamanı”, B kolonu “Tutma sıcaklığı”, C kolonu “Bor oksit temas yüzey alanı” ve D kolonu “katkı elementi” faktörleri için kullanılmıştır. A x B kolonu “Tutma sıcaklığı” ve “Tutma zamanı” faktörlerinin, A x C kolonu “Tutma sıcaklığı” ve “ Bor oksit temas yüzey alanı” faktörlerinin ve A x D kolonu ise “Tutma sıcaklığı” ve “Katkı elementi” faktörlerinin karşılıklı etkileşim kolonlarını temsil etmektedir.

b- AlB₂ takviye oranlarının savurma döküm yöntemi ile artırılmasına yönelik yapılan deneysel çalışmalar

Savurma döküm yönteminde, yoğunluğu sıvı alüminyumdan (2,40g/cm³) daha yüksek olan AlB₂ (3,19g/cm³) borür yapılarının savurma kuvveti yardımı ile savurma kalıbı üzerinde tasarlanan kapan bölgelerine biriktirilmesi söz konusudur.

Bu amaca yönelik olarak Şekil 3.6'da yer alan savurma kalıbı içerisine konulan 1500g'lık ~%3 AlB₂ takviye içeriğine sahip AlB₂/Al, AlB₂/Al-Si, AlB₂/Al-Cu ve AlB₂/Al-Mg kompozitleri, direnç ergitme fırınında 800°C'ye çıkarılmıştır. Burada 20 dak beklendikten sonra 1000 d/dak. dönme hızında 5 dakika savurma işlemine tabi tutulmuştur.

Savurma işlemi sonrasında döküm üzerinde yer alan kapan bölgeleri karakterizasyon amacı ile kesilerek alınmıştır. Her bir döküm için ikişer adet olan kapan bölgelerinin biri çekme testleri için kullanılmış, diğeri ise Şekil 3.14'de görüldüğü gibi altı bölgeye ayrılarak metalografik incelemeler, yoğunluk ölçümleri, % bor oranı tayini ve sertlik ölçümlerinde kullanılmıştır.

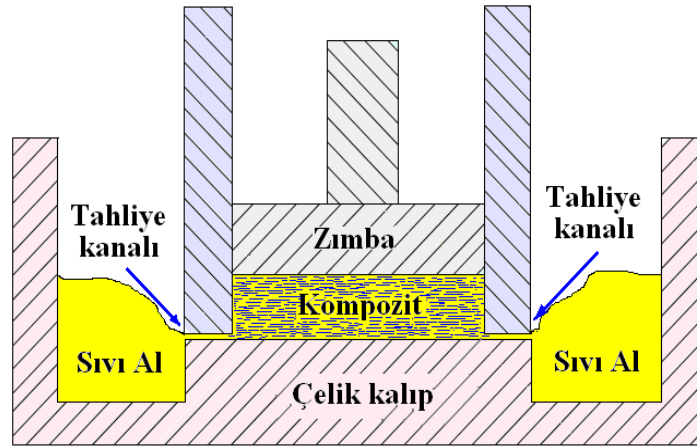


Şekil 3.14. Savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitler üzerinden karakterizasyon amacı ile belirlenen bölgeler

c- Filtreleme yöntemi (Ezme döküm yöntemi) ile AlB_2 takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik deneysel çalışmalar

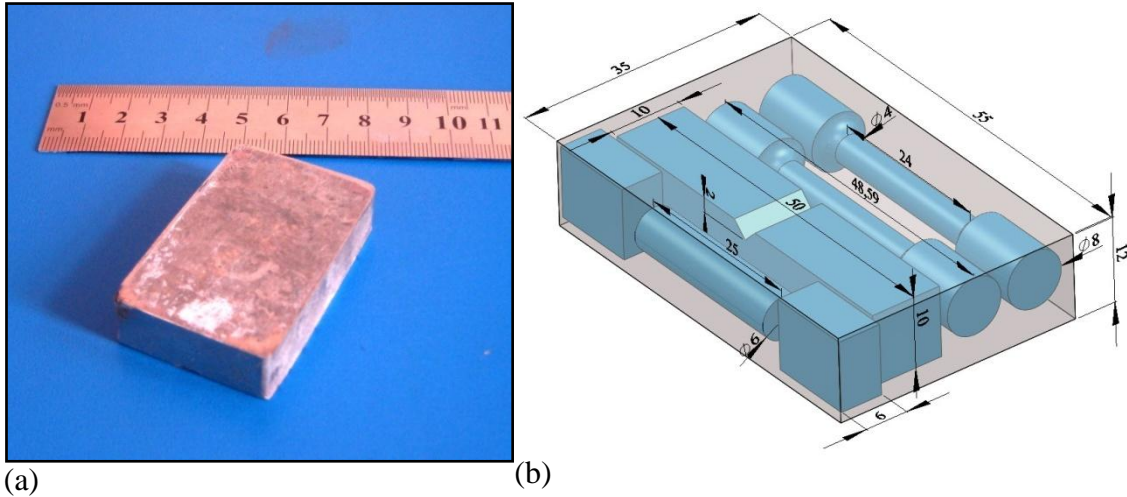
Yapılan deneysel çalışmalarda AlB_2 takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik olarak, savurma döküm yöntemine alternatif olarak filtreleme sisteminden de faydalanılmıştır. Deppisch ve (Deppisch, 1997) arkadaşlarının yaygın olarak kullandıkları filtreleme sisteminde, AlB_2 kompozitlerinin " $AlB_2(Katı) + Al(Sıvı)$ " bölgesine çıkarılması ve bu bölgede sıvı haldeki alüminyum matris alaşımının filtre yardımı ile katı AlB_2 partiküllerinden ayrılması söz konusudur. Çalışmada, AlB_2 kompozitlerinin takviye oranlarının artırılması amacı ile Şekil 3.15'de yer alan ezme döküm sisteminden faydalanılmıştır. Bu çalışmada ise farklı bir yöntem uygulanarak filtreleme işlemi seramik alümina filtreler yerine, sistem üzerinde yer alan 0,5mm'lik tahliye kanalları vasıtası ile gerçekleştirilmiştir.

Çalışmalarda ezme döküm yöntemi ile takviye içeriklerinin artırılmasında eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen %3 AlB_2 takviye oranına sahip kompozitler kullanılmıştır. Takviye oranlarının artırılması için bu kompozitler $800^\circ C$ 'de ergitilmiş, bu sıcaklıkta ezme basıncı etkisi ile filtreleme işlemine tabi tutulmuştur. Çalışmada %10 AlB_2 takviye oranı için 300g'lık kompozitler 20 Bar basınç altında, %30 AlB_2 oranı için ise 750g'lık kompozitler 60 Bar basınç altında filtreleme işlemine alınmıştır.



Şekil 3.15. Ezme döküm yöntemi ile filtreleme sistemi ile kompozitin takviye içeriğinin zenginleştirilmesi

Filtreleme işlemi sonrasında Şekil 3.16'da $55 \times 34 \times 10$ mm ölçülerinde yaklaşık 50 şer gramlık %10 ve %30 AlB_2 takviye içeriğine sahip AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozitler üretilmiştir. Üretilen kompozitlerin matris alaşımları ile karşılaştırılması amacı ile kompozitlerin matris alaşımları, $800^\circ C$ 'de 60 Bar basınç altında aynı deneysel şartlar göz önünde bulundurularak üretilmiştir. Üretilen kompozit ve matris alaşımlarının karakterizasyonu için üretilen kompozitler üzerinden Şekil 3.16'da belirtilen bölgelerden metalografik incelemeler, optik, sertlik, yaş analiz, çekme dayanımı ve basma dayanımı testleri için numuneler alınmış ve hazırlanmıştır.



Şekil 3.16. a) Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozit görüntüsü, b) test numunelerinin temsili görüntüsü ve ölçüleri

3.5. Karakterizasyon Çalışmaları

AlB₂ kompozitlerinin karakterizasyonu için kullanılan yöntemlerinin tanıtıldığı bu bölümde optik, XRD, SEM, yaş analiz, yoğunluk, brinell sertlik ve çekme testleri hakkında bilgiler verilecektir.

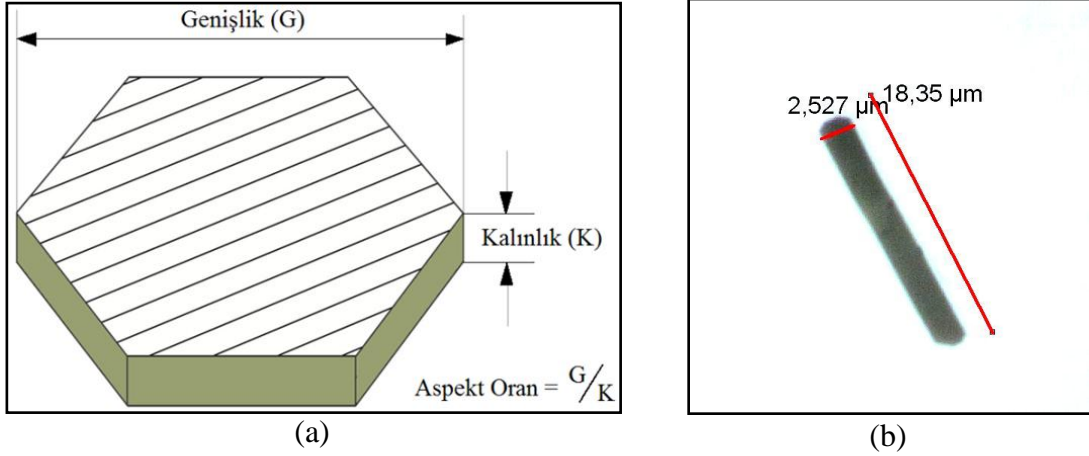
3.5.1. Optik analizler

Deneysel çalışmalarda AlB₂ borür yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oranları, % gözeneklik ve tane boyutu ölçümleri optik analiz yöntemlerinden faydalanılarak yapılmıştır. Bu amaca yönelik olarak üretilen kompozit ve matris alaşımları üzerinden alınan yaklaşık 1cm³'lük numuneler sırası ile 220, 600, 1200 ve 2400 gritlik elmas manyetik zımpara ile zımparalanmış ve zımparalama sonrası otomatik parlatma cihazı yardımı ile 0,02µ'luk elmas pasta süspansiyonu ile 15 dak. parlatılmıştır. Hazırlanan numunelerin optik görüntüleri ise Nikon Eclipse L150 marka optik mikroskobu yardımı ile alınmıştır.

3.5.1.1. AlB₂ borür yapılarının uzunluk ve kalınlık ölçümleri

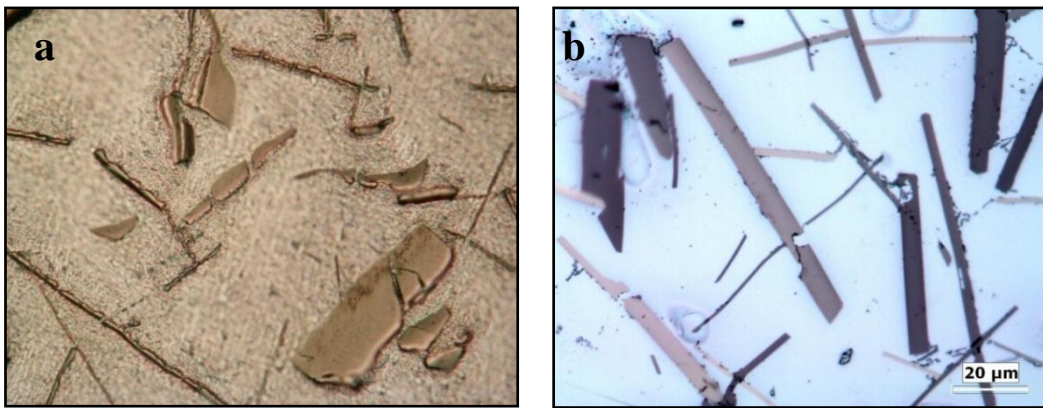
Çalışmada AlB₂ borür yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oraları Şekil 3.17a'da temsili olarak ifade edildiği gibi tanımlanmıştır (karakterize edilmiştir). AlB₂ borür

yapılarının uzunluk ve kalınlık ölçümleri Şekil 3.17b’de görüldüğü gibi optik mikroyapı görüntüleri üzerinden her bir AlB_2 borür yapısı için ayrı ayrı ölçülmüş ve kaydedilmiştir. Kaydedilen genişlik ve uzunluk değerleri dikkate alınarak AlB_2 borür yapılarının aspekt oranları hesaplanmıştır.



Şekil 3.17. AlB_2 borür yapılarının genişlik ve kalınlık ölçümleri

AlB_2 yapılarının ortalama genişlik, kalınlık ve aspekt oranları optik mikroskop üzerine monte edilen Clemex Vision Lite marka görüntü analiz programından faydalanılarak yapılmıştır. Yapılan çalışmalarda AlB_2 yapılarının karakterizasyonu amacı ile optik mikroskop yardımı ile ölçülen genişlik ve kalınlık değerlerinin sağlıklı olması amacı ile parlatma süreleri optimize edilmiştir.



Şekil 3.18. a) 5 dak 0,02µm'luk elmas pasta ile parlatma sonrası, b) 15 dak. 0,02µm'luk elmas pasta ile parlatma sonrası optik görüntü

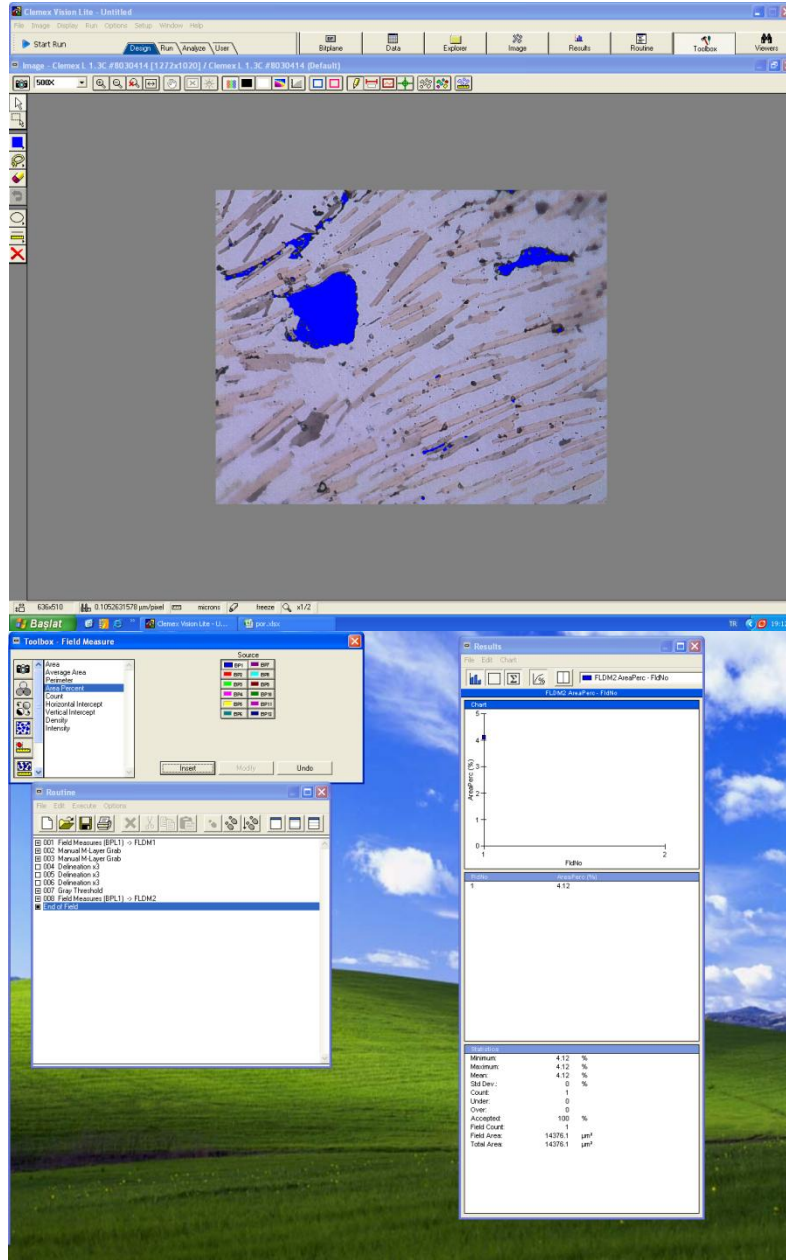
Şekil 3.18’de 5 ve 15 dak otomatik parlatma cihazında 0,02 µm'luk elmas pasta ile parlatma sonrasında alınan optik görüntüler verilmiştir. Optik görüntülerde 5 dak

parlatma sonrası matris alaşımına göre daha sert olan AlB_2 borür yapılarının parlatma yüzeyinden daha yüksekte olduğu, 15 dak. parlatma sonrasında ise matris ile takviye fazının seviyelerinin hemen hemen aynı olduğu görülmektedir. Şekil 3.18b'de AlB_2 yapılarının aynı seviyede görülmesine rağmen bazı kısımlarının yine de alüminyum matris alaşımı ile aynı seviyede olmadığı görülmektedir. Bu seviye farklılığı AlB_2 borür yapılarının kalınlığının olması gerekenden daha kalın görünmesine neden olmaktadır. Mikroyapıda gözlemlenen bu sıkıntılar, görüntü analiz programı yardımı ile AlB_2 yapılarının kalınlıklarının karakterizasyonunu zorlaştırmaktadır. Bu nedenle AlB_2 yapılarının kalınlıklarının karakterizasyonunda AlB_2 fleykleri üzerinde en ince bölgelerden kalınlık ölçümleri yapılarak bu sıkıntı aşılmıştır.

3.5.1.2. % Gözenek ölçümleri

Üretilen kompozitlerde yüksek mekanik ve fiziksel özelliklerin elde edilebilmesi için % gözenek seviyesinin belirli bir değerin altında tutulması ($< \%0,1$) gerekir. Bu nedenle yapılan çalışmalarda % gözenek seviyeleri de dikkate alınmış ve kompozit üretiminde % gözenek seviyesi azaltılmaya çalışılmıştır.

Deneysel çalışmalarda üretilen kompozit ve matris alaşımlarının % gözeneklilik ölçümlerinde, Clemex Vision Lite marka görüntü analiz programından faydalanılmıştır. % gözenek ölçümlerinde güvenilirliğin artırılması amacı ile numunelerin mikroyapı fotoğrafları 50x büyütmede alınmış ve her numune için 5'er adet % gözenek ölçümü yapılmıştır. Şekil 3.19'da tipik bir % gözenek ölçüm işlemi görülmektedir.

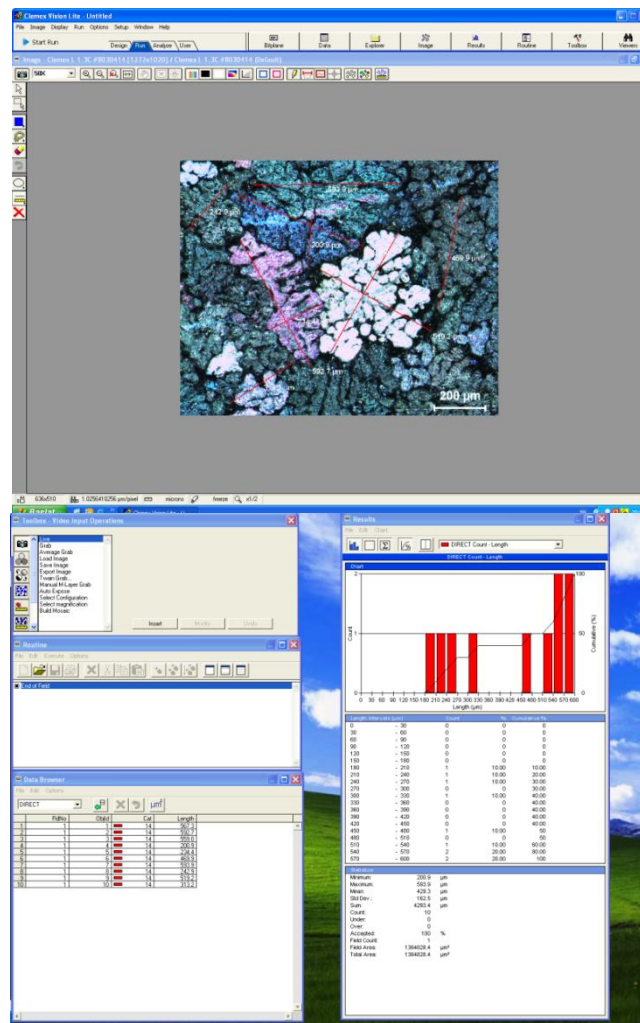


Şekil 3.89. Bilgisayar görüntü analiz programı ile tipik bir % gözenek ölçüm işleminin görüntüsü

3.5.1.3. Tane boyutu ölçümleri

Bilindiği gibi mühendislik malzemelerde, tane boyutu mekanik özellikler üzerinde önemli etkiye sahiptir ve tane boyutu küçüldükçe malzemelerin mekanik özellikleri artmaktadır. Bu nedenle yapılan karakterizasyon çalışmalarında AlB_2 kompozitlerinin tane boyutları da incelenmiştir.

Deneysel çalışmalarda tane boyutlarının belirlemek amacı ile optik inceleme için parlatılan numuneler %25'lik HCl çözeltisi ile 1 dakika süre ile dağlanmıştır. Hazırlanan numunelerin Nikon Eclipse L150 marka optik mikroskobu ile fotoğrafı çekilerek Clemex Vision Lite marka görüntü analiz programı yardımı ile tane boyutları ölçülmüştür. Yapılan ölçümlerin güvenilirliklerini artırmak amacı ile hazırlanan her numuneden 5'er adet ölçüm yapılmıştır. Şekil 3.20'de tipik bir tane boyut ölçümü görülmektedir.



Şekil 3.20. Tipik tane boyut ölçümü

3.5.2. Takviye içeriklerinin belirlenmesi

Görüntü analiz yöntemi ile AlB_2 kompozitlerinde takviye içeriklerinin belirlenmesinde parlatmadan kaynaklanan sıkıntılar nedeniyle sağlıklı sonuçlar elde edilememektedir. Bölüm 3.4.1.1' de belirtildiği gibi, AlB_2 yapıları parlatma

sonrasında olması gerekenden daha kalın görülmesi, AlB_2 takviye içeriğinin olması gerekenden daha büyük oranda ölçülmesine neden olmaktadır. Bu nedenle yapılan çalışmalarda AlB_2 takviye içeriklerinin belirlenmesi amacı ile farklı yöntemlerin kullanılmasına karar verilmiştir. Bu amaca yönelik olarak % B oranlarının tespiti ile dolaylı olarak AlB_2 takviye oranlarının belirlenmesi yoluna gidilmiştir. Ne var ki kompozitlerin % B oranlarının tespiti, bor atom çapının çok küçük olması nedeni ile bir çok enstrümantal yöntemlerle mümkün olamamıştır. Yapılan araştırmalar sonrasında, genellikle bor cevherlerinin % B oranlarını belirlemek amacı ile kullanılan ve diğer yöntemlere nazaran daha güvenilir sonuçlar veren kimyasal analiz (Yaş Analiz) yönteminin kullanılmasına karar verilmiştir.

3.5.2.1. Yaş analiz yöntemi ile % B tespiti

Yapılan çalışmalarda % B oranlarının tespiti Yaş Analiz yöntemi ile şu şekilde yapılmıştır;

Üretilen kompozitlerden alınan yaklaşık 2.5g'lık numuneler "ters kral suyunda" (40 ml HNO_3 + 20 ml HCl) tamamen çözülmüştür. Çözelti 250 ml'lik balon joje içerisine alınmış ve saf su ilavesi ile çözelti 250 ml'ye tamamlanmıştır, Balon jodeden alınan 30 ml'lik çözelti 100ml erlen içerisine alınarak içerisine 5–10 damla Fenolftalein indikatörü ilave edilmiştir. Çözeltinin asitliği derecesi $ph=8$ (açık pembe renk) oluncaya kadar 0,1 N NaOH çözeltisi ile titre edilmiş. Asitlik derecesi $ph=8$ olan çözelti içerisine 3–4 g Mannitol ilave edilerek, borik asidin iyonlaşması sağlanmış ve ortam renksiz hale getirilmiştir ($ph \geq 8$). Çözelti 0,1N NaOH çözeltisi ile tekrar açık pembe rengi ($ph=8$) elde edilinceye kadar titre edilmiştir. Bu esnada, sarf edilen 0,1 N NaOH çözeltisi miktarı üzerinden yüzde bor miktarı dolaylı olarak hesaplanmıştır.

Örneğin; 30 ml'lik hazırlanan çözeltinin titrasyonu sonucunda büret üzerinden okunan 9 ml NaOH çözeltisi sarfiyatı değeri dikkate alınarak % bor miktarı aşağıdaki gibi hesaplanmaktadır;

Değerler:

A = alınan numune ağırlığı, 2,5 g

T = toplam çözelti miktarı, 250 ml

M = balon jოდeden alınan çözelti miktarı, 30 ml

P = büretde okunan değer, 9 ml

G = bor atomunun ağırlığı, 10,81 mg

N = NaOH çözeltisi molar derişimi, 0,1 M/l

$$\% B = (T \times P \times G \times N) / (2,5 \times 10) \quad (3.1)$$

3.5.2.2. % AlB₂ takviye içeriğinin hesaplanması

Al–B faz diyagramında görüldüğü gibi, oda sıcaklığında Al–B alaşımının içerisindeki borürlerin tamamı AlB₂ bileşiği şeklinde bulunmaktadır (Carlson, 1990). Bu nedenle, kompozitin ağırlıkça yüzde AlB₂ takviye fazı içeriği hesaplanırken, yaş analiz yöntemi ile elde edilen yüzde bor miktarı göz önünde bulundurulmuştur. Örneğin % 2 bor oranına sahip bir kompozitin ağırlıkça % AlB₂ içeriği şu şekilde hesaplanmıştır.

$$\% AlB_2 = [(m_{Al} + 2 \times m_B) / m_B] \times \% B \quad (3.2)$$

$$= [(26,98+2 \times 10,81)/10,81] \times 2 \quad (3.3)$$

$$= 4,495 \quad (3.4)$$

burada, m_B; borun atom ağırlığı, 10,81 mg, m_{Al}; alüminyumun atom ağırlığı, 26,98 mg'dır

3.5.3. Yoğunluk ölçümleri

Üretilen kompozit ve matris alaşımlarının yoğunluklarının ölçümünde Arşimet yönteminden faydalanılmıştır. Bu amaca yönelik olarak üretilen kompozit ve matris alaşımlarından kesme diski ile alınan $0,125\text{cm}^3$ 'lük numunelerin her tarafı sırayla 80, 150, 400, 600, 1000 ve 1200 gritlik zımparalarla zımparalanmıştır. Hazırlanan numunelerin suda ve havada ağırlıkları ölçülerek, Denklem 3.1 eşitliği yardımı ile yoğunluk değerleri hesaplanmıştır. Arşimet düzeneğinde $0,978\text{ kg/mm}^3$ yoğunluğa sahip saf su kullanılmış ve sistemin güvenilirliğinin artırılması amacı ile her bir deney için üçer adet ölçüm yapılmıştır.

$$d = m_{\text{Kuru}} / (m_{\text{Kuru}} - m_{\text{Yaş}}) \quad (3.5)$$

Burada d; yoğunluk, g/cm^3 , m_{Kuru} ; kuru ağırlık, $m_{\text{Yaş}}$; yaş ağırlık

3.5.4. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizleri

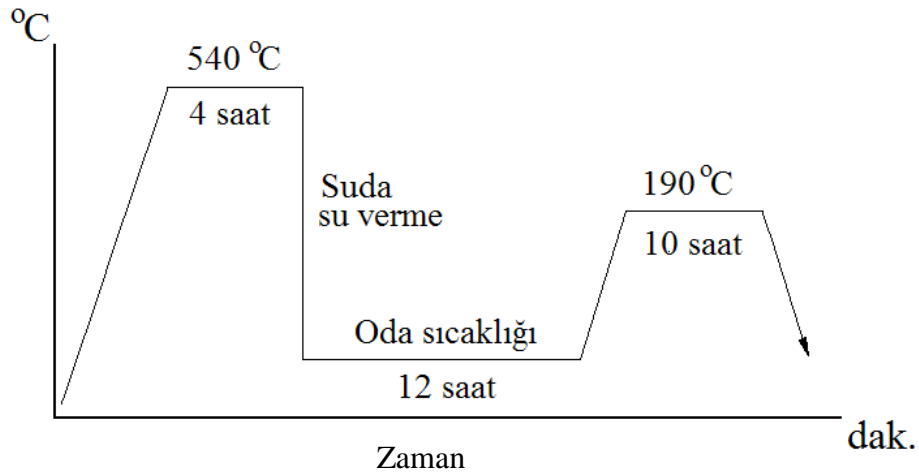
Üretilen kompozitlerde AlB_2 yapılarının morfolojisinin ve intermetalik bileşiklerin belirlenmesi amacı ile SEM ve EDX yöntemlerinden faydalanılmıştır. Bu amaca yönelik olarak JEOL JSM-5600 marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Yaklaşık 1cm^3 'lük numuneler, SEM ve EDX analizlerinden hemen önce %37 HCl çözeltisi ile 5 dak. derin dağlama işlemine alınmıştır. Dağlama sonrasında yüzeylerde asit kalıntılarının bertaraf edilmesi amacı ile numuneler saf su ve alkol ile yıkanmıştır.

3.5.5. XRD incelemeleri

Yapılan çalışmalarda AlB_2 kompozitlerinde oluşan fazların tespitinde, XRD analizlerinden faydalanılmıştır. Bu amaca yönelik olarak Rigaku marka D/MAX/2200/PC tip cihaz kullanılmıştır. XRD taramaları, $10^\circ < 2\theta < 90^\circ$ tarama aralığında, 40 kV-30 mA ve Cu/K- α ışınımı kullanılarak, $0,02^\circ\text{mm}^{-1}$ tarama hızında gerçekleştirilmiştir.

3.5.6. Yaşlandırma ısı işlemi (T6)

Kompozitlerin ve matris alaşımının fiziksel ve mekanik özelliklerin artırılması amacı ile üretilen kompozit ve matris alaşımlarının bazılarında yaşlandırma ısı işlemi uygulanmıştır.



Şekil 3.21. Yaşlandırma ısı işlemi çevrim şeması (T6 ısı işlemi)

Yapılan çalışmada yaşlandırma ısı işlemi için Protherm marka ısı işlem fırını kullanılmıştır. Yaşlandırma ısı işlemi; Şekil 3.21'de gösterildiği gibi sırası ile 540°C'de 4 saat çözeltiye alma, 60°C'de suda soğutma, 12 saat oda sıcaklığında doğal yaşlandırma ve 190°C'de 10 saat yapay yaşlandırma işlemlerinden oluşmaktadır.

3.5.7. Sertlik ölçümleri

Kompozitlerinin sertlik değerlerinin belirlenmesi amacı ile üretilen kompozit ve matris numuneleri üzerinden Brinell (HB) sertlik ölçümleri yapılmıştır. Sertlik ölçümleri için numunelerin hazırlanmasında sırası ile şu aşamalar uygulanmıştır; yaklaşık 1cm³'lük numunelerin kompozitlerden kesilmesi, numunelerden sağlıklı ölçümler alınması amacı ile Fenolik kaplama tozu ile bakalite alınmıştır. Sertlik ölçümü yapılacak yüzey sırası ile 60, 120, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 gritlik zımpara ile zımparalanmış ve 1 µm'lük alümina süspansiyonu ile 15 dak. parlatılmıştır.

Hazırlanan numune yüzeyleri üzerinden Struers Buramin–500 EMCO marka sertlik test cihazı yarımı ile her numunede 3'er adet Brinell sertlik (HB) değerleri alınmıştır. Bütün Brinell sertlik (HB) ölçümlerinde, bilye çapı (D) Φ 2,5mm, yük (P); 31,25 Kgf, yükün uygulanma süresi 15s olarak seçilmiştir.

3.5.8. Çekme ve basma dayanım testleri

Çalışmalarda çekme deneyleri için filtreleme ve savurma döküm yöntemleri ile üretilen kompozit ve matris alaşımlarından faydalanılmıştır. Çekme numuneleri ASTM–E8M standartlarında CNC tezgahında hazırlanmıştır. Çekme dayanımı testleri öncesi $AlB_2/Al-Si$ ve $AlB_2 /Al-Cu$ kompozit ve matris alaşımları T6 ısıl işlemine alınmıştır. Çekme testleri oda sıcaklığında Instron 3369 model 50 kN çekme ve basma kapasitesine sahip universal test cihazından yapılmıştır. Çekme dayanım testlerinde % uzama ölçümleri için her çekme testi için ilk boy (L_0) 20mm olarak belirlenmiştir ve bütün çekme testleri 1mm/dak'lık çekme hızında gerçekleştirilmiştir.

Basma dayanımı için üretilen kompozit ve matris alaşımlarından 6mm çapında ve 12mm uzunluğunda test numuneleri hazırlanmıştır. Numunelerin tüm yüzeyleri 0,02 μ 'luk elmas pasta ile parlatılmıştır. Basma dayanımı testleri yine aynı Instron 3369 model 50kN çekme ve basma kapasitesine sahip universal test cihazından faydalanılarak oda sıcaklığında yapılmıştır.

3.6. Deney Tasarımı ve Taguchi Metodu

Ürün ve üretim performansını geliştirmek için kullanılan Taguchi deneysel metodu, sisteme etki eden proseslerin saptanması, etkinlik derecelerinin belirlenmesi ve sisteme ait faktörlerin etkileşim durumlarını belirlemeye yönelik olarak sistem optimizasyonlarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Sistem optimizasyonu için güçlü bir araç olarak kabul edilen Taguchi deneysel metodunda sistemde kalite kaybına neden olan etmenler ortaya konularak sistemin optimizasyonuna olanak sağlamaktadır. Taguchi deneysel metoduna göre kalite kayıp fonksiyonu aşağıda verilmiştir.

$$L = k(y-m)^2 \quad (3.6)$$

Kolay bir şekilde kayıp fonksiyonunu hesap etmeye yarayan bu Taguchi kayıp formülü proste görülen değişiklikleri ölçmek için kullanılmaktadır. Taguchi kayıp fonksiyonunu üçe ayırmaktadır. Tablo 3.8'de kayıp fonksiyonlar ve denklemleri verilmiştir (Taguchi 1989).

Tablo 3.8. Kayıp fonksiyonu tipleri (Taguchi 1989)

Karakteristik Tipi	Kayıp
En yüksek en iyi	$k (1/y^2)$
Nominal en iyi	$k (y-m)^2$
En düşük en iyi	$k (y)^2$

En küçük – en iyi kayıp karakteristiği için alüminyum alaşımlarının dökümünde % gözeneklilik oranı, işlenmiş bir yüzeyin yüzey pürüzlülük (Ra) değeri, sürtünme katsayısı, aşınma oranı, en yüksek – en iyidir için çekme mukavemeti, sertlik ve yakıt tasarrufu örnek olarak verilebilir.

3.6.1. Ortogonal diziler

Taguchi deneysel tasarım metodunda, deneysel durumlar ortogonal diziler oluşturularak ifade edilir. Hazırlanan otogonal deney dizileri faktör seviyelerini tek tek değiştirmek yerine, faktör seviyelerini eş zamanlı olarak değişimine olanak sağlar. Örneğin 3 seviyeli 5 faktörlü oluşturulan bir deneyde kombinasyonlar kullanıldığında $5^3= 625$ tane deney yapılması gerekli iken geliştirilen orogonal tablolarla bu sayı 36'ya düşmektedir. Buna ek olarak geliştirilen ortogonal serilerde karşılıklı etkileşimlerde ifade edilebilmektedir

Taguchi deneysel metodu için geliştirilen bu ortogonal dizilerde genellikle faktörler, 2, 3 ve 4 seviyeli olmaktadır. Ancak bu faktör seviyeleri bir takım metotlar ile artırılabilir. Deneysel çalışmalarda en çok L_4 , L_8 , L_{16} , L_9 , L_{18} ve L_{27} ortogonal dizileri kullanılmaktadır. Tablo 3.9'da L_4 ve L_9 ortogonal dizileri görülmektedir (Ross, 1988).

Tablo 3.9. Ortogonal dizilerden L_4 ve L_9

Deneme No	Sütun No		
	1	2	3
1	1	1	1
2	1	2	2
3	2	1	2
4	2	2	1

 L_4

Deneme No	Sütun No			
	1	1	3	4
1	1	1	1	1
2	1	2	2	2
3	1	3	3	3
4	2	1	2	3
5	2	2	3	1
6	2	3	1	2
7	3	1	3	2
8	3	2	1	3
9	3	3	2	1

 L_9

3.6.2. Sinyal / gürültü oranı

Taguchi deneysel metodunda kalite karakteristiğini ifade eden sinyal/gürültü oranı bir performans ölçütü olarak düşünülmektedir ve kayıp fonksiyonu ile ilgilidir. S/N oranı çok sayıda tekrarı tek bir değerde toplamaktadır. Örneğin deneysel durum için alınan 5 adet sürtünme kaybını tek bir S/N oranı ile ifade edilebilmektedir (İdiz, 1999). S/N oranları, kayıp fonksiyonun daha önce belirtilen tipleri ile ilişkili olarak 3 tane S/N oranı bulunmaktadır (Ross, 1988; Lochner, 1990).

En büyük en iyi (Larger the better)

En küçük en iyi (Smaller the better)

Nominal en iyisi (Nominal the best)

Performans karakteristiğinin en düşük – en iyi olduğu durumda;

$$\frac{S}{N} = -10 \log \left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2 \right) \quad (3.7)$$

En yüksek - en iyi olduğu durumda;

$$S/N = -10 \log \left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \right) \quad (3.8)$$

Nominal – en iyi olduğu durumda;

$$S/N = -10 \log \left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{y_i^2}{s^2} \right) \quad (3.9)$$

Taguchi deneysel tasarımında daha güvenilir değerlerin alınabilmesi için güçlü bir kalite ölçütü olan S/N oranlarının kullanılması önerilmektedir (Ross, 1988).

3.6.3. Taguchi metodunda etkileşimlerin incelenmesi

Taguchi metodunda etkileşim, Bir deneysel tasarımda yer alan faktörlerin karşılıklı etkileşim durumlarını ifade etmektedir. A x B şeklinde ifade edilir ve A ve B faktörlerinin etkileşim durumunu ifade eder. Her ikisinin de yer alması durumunda sistem üzerinde etkiye sahip olması durumu olarak ifade edilmektedir. Örneğin; sıcaklık insan rahatsızlığı açısından önemli bir etkiye sahip değilken, havanın hem sıcaklık hem de nemli olması insan rahatsızlığı açısından önemli bir etkiye sahiptir. Deneysel çalışmalarda etkileşim faktörlerinin önceden tespit edilmesi zordur. Taguchi deneysel tasarımında karşılıklı etkileşimin belirlenebilmesi için ortogonal seri üzerinde bir karşılıklı etkileşim sütunu tanımlanması ve hesaplara dahil edilmesi gereklidir (Ross, 1988).

3.6.4. Varyans analizi

Bir deneysel çalışmada sisteme etki eden faktörlerin belirlenmesi ve sistem üzerine olumsuz etkiye sahip faktörlerin, negatif etkilerinin azaltılmasına çalışılır. Sistem üzerine etki eden faktörlerinin kontrol altına alınması gerekir. Taguchi deneysel tasarımında faktörlerin etkinlik ve etkinlik derecelerini belirlemek amacı ile deneysel verilerin yorumlanması varyans (ANOVA) analizleri metodu ile

yapılmaktadır. Varyans analizlerinde, kareler toplamı, serbestlik derecesi, karelerin ortalaması gibi matematiksel niceliklerden yararlanılmaktadır. Bu matematiksel nicelikler aşağıda tanımlanmıştır (İdiz, 1999).

3.6.4.1. Kareler toplamı (varyasyon)

A ve B faktörleri ve A x B etkileşimleri dikkate alınarak toplam varyasyon denklem;

$$SST = SSA + SSB + SSAXB + SSe \quad (3.10)$$

$$SS_T = \left[\sum_{i=1}^N yi^2 \right] - \frac{T^2}{N} \quad (3.11)$$

A faktörü için varyans denklemi;

$$SS_A = \left[\sum_{i=1}^{K_A} \left(\frac{Ai^2}{n_{A_i}} \right) \right] - \frac{T^2}{N} \quad (3.12)$$

Anova tablosunda yer alan hata varyasyonu denklemi;

$$SS_e = SS_T - SS_A - SS_B - SS_{AXB} \quad (3.13)$$

3.6.4.2. Serbestlik derecesi

ANOVA tablolarının hazırlanmasında gerekli olan bir diğer nicelik serbestlik derecesidir. Toplam serbestlik derecesi deneme sayısının bir eksiğine eşittir ve aşağıdaki formül ile ifade edilir.

$$v_T = N - 1 \quad (3.14)$$

A ve B faktörünün serbestlik derecesi faktör seviyelerinin bir eksiğidir ve şöyle ifade edilmektedir;

$$v_A = k_A - 1 \quad , \quad v_B = k_B - 1 \quad (3.15)$$

etkileşimlerin serbestlik dereceleri iki faktörün serbestlik derecelerinin çarpımına eşittir ve şu şekilde ifade edilmektedir;

$$v_{AXB} = (v_A)(v_B) \quad (3.16)$$

Hata serbestlik derecesi ise toplam serbestlik derecesinden faktörlerin serbestlik derecelerinin çıkarılması ile bulunmaktadır.

$$v_e = v_T - v_A - v_B - v_{AXB} \quad (3.17)$$

3.6.4.3. Varyans

ANOVA tabloların için gerekli olan bir diğer nicelik ise hata varyans değeridir ve aşağıda verilen formül ile hesaplanmaktadır.

$$V_e = \frac{SS_e}{v_e} \quad (3.18)$$

her bir faktörün ise varyans değeri, faktörün varyasyonunun serbestlik derecesine bölünmesi ile bulunur. Aşağıda A faktörüne ait varyans formülü verilmiştir.

$$V_A = \frac{SS_A}{v_B} \quad (3.19)$$

3.6.4.4. F testi

Anova tablolarında faktörlerin etkinliklerini ortaya koymaya yarayan F test değeri faktörün varyansının hata varyansına bölünmesi ile bulunur. Aşağıda A faktörün ait F test formülü verilmiştir.

$$F_A = \frac{V_A}{V_e} \quad (3.20)$$

Anova tablosunda yer alan niceliklerin yorumu şöyle yapılmaktadır: Her faktör için hesaplanan F test değerleri F tablo değerleri ile karşılaştırılmaktadır. Eğer hesaplanan F test değeri tablolardaki F (F tablo) değerinden büyük ise faktörün proses ve ürün üzerinde etkiye sahip olduğu, şayet F test değeri F (F tablo) değerinden küçük ise

faktörün proses ve ürün üzerinde önemli bir etkiye sahip olmadığı sonucu çıkarılır. Tablolarda ki F tablo değeri ise F tabloları üzerinde, hatanın serbestlik derecesi ile faktörün serbestlik derecelerinin kesiştiği yerdeki değerdir (Ross, 1988).

Anova tablolarında dikkat edilmesi gereken diğer bir husus ise etkinliği çok düşük olan faktörlerin “Pooling” (V_{ep}) yani “Hata” olarak kabul edilebilmesidir. Bu şekilde pooling yapılan faktörün varyasyonu ve hata varyasyonu iptal edilerek değerlendirme yeniden yapılır (Ross, 1988; İdiz, 1999).

3.6.4.5. Faktörlerin toplam değişime etkilerinin yüzdesi

Faktörlerin toplam değişim olan etkilerinin hesaplanması aşağıda yer alan formüller yardımı ile hesaplanmakta, bu sayede sisteme etki eden faktörlerin etkinlik yüzdeleri çıkarılabilmektedir

$$SS'_A = SS_A - (V_e) (v_A) \text{ (A faktörü için)} \quad (3.21)$$

$$P = \frac{SS'_A}{SS_T} \times 100 \text{ (A faktörü için)} \quad (3.22)$$

3.6.4.6. Doğrulama deneyleri

Taguchi deneysel tasarımında olmazsa olmaz niceliklerden biriside doğrulama deneyleridir. Hesaplamalar sonucunda faktörler grafiksel olarak gösterilerek proses için optimum şartlar belirlenir. Belirlenen optimum şartlar dikkate alınarak tahmini ortalama kalite karakteristiği değerleri ve güven aralığı belirlenir. Optimum şartlar dikkate alınarak yapılan doğrulama deneyleri sonrasında alınan kalite karakteristik değerinin hesaplanan güven aralığında olup olmadığına bakılır. Değerin hesaplanan güven aralığında olması yapılan deneyin doğru olduğunu, güven aralığının altında veya üstünde kalması durumunda ise deneysel tasarımda hata yapıldığını gösterir. Bu durumda deneyin tekrar baştan gözden geçirilmesi ve hatanın belirlenerek düzeltilmesi gerekir (İdiz, 1999).

BÖLÜM 4. DENEYSEL SONUÇLAR

4.1. Giriş

AlB₂ kompozitlerinin üretimi ve mekanik özelliklerinin araştırılmasına yönelik olarak hazırlanan bu çalışmada deneysel sonuçları aşağıda maddeler halinde sıralanmıştır.

1- Bor oksit, boraks ve borik asit ilavesi ile AlB₂ borür yapılarının oluşturulmasına yönelik deneysel sonuçlar,

2- AlB₂ borür yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oranları üzerine etki eden parametrelerin belirlenmesine yönelik deneysel sonuçlar,

a- Soğuma hızı ve alüminyum matris alaşımı türünün AlB₂ yapıları üzerine etkileri,

b- “AlB_{2(katı)} + Al_(sıvı)” bölgesinde bekleme zamanı ve sıcaklık faktörlerinin AlB₂ yapıları üzerine etkileri,

3- Doğrudan döküm yöntemi ile AlB₂ kompozitlerinin üretilmesine yönelik deneysel sonuçlar,

4- AlB₂ kompozitlerinde takviye oranlarının artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar

a- Doğrudan döküm yöntemi ile (tek adımlı olarak) AlB₂ takviye oranlarının artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar,

b- AlB_2 takviye oranlarının savurma döküm yöntemi ile artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar,

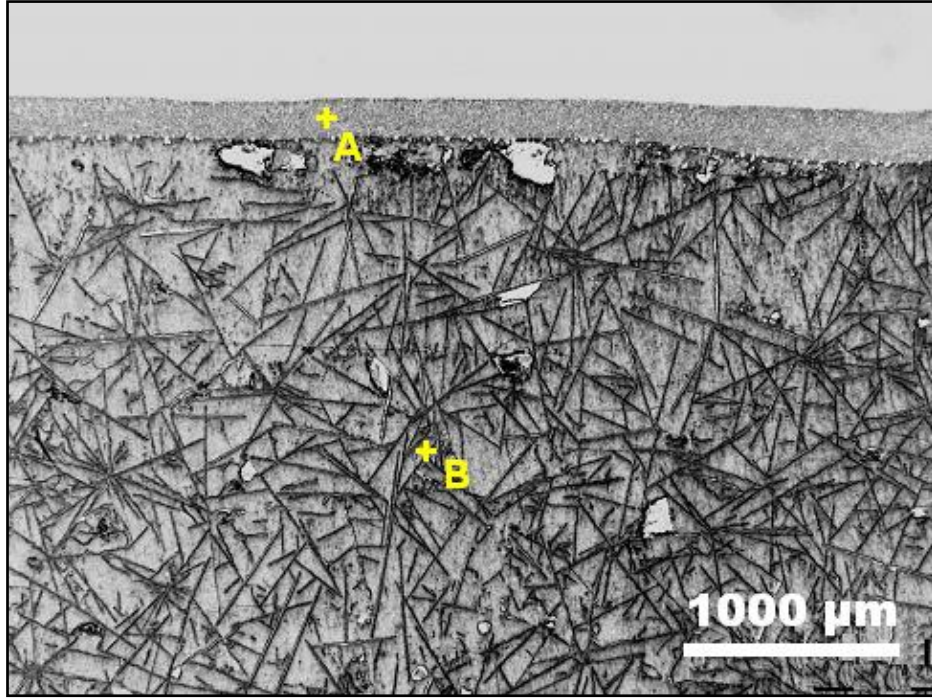
c- Ezme döküm (filtreleme) yöntemi ile AlB_2 takviye oranlarının artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar,

5- Üretilen kompozitlerin sertlik, çekme dayanımı ve basma dayanımı testlerine ait deneysel sonuçlar,

olmak üzere beş bölümde ele alınmıştır ve her bölümde genel olarak üretilen kompozitlerin karakterizasyonu amacı ile makro ve mikroyapı incelemeleri, % AlB_2 ölçümleri, AlB_2 borür yapılarına ait genişlik, kalınlık ve aspekt oranlarına ait ölçümler, yoğunluk ölçümleri, % gözenek ölçümleri, sertlik, çekme dayanımı, basma dayanımı, SEM, XRD ve spektral analiz ölçümlerine yer verilmiştir.

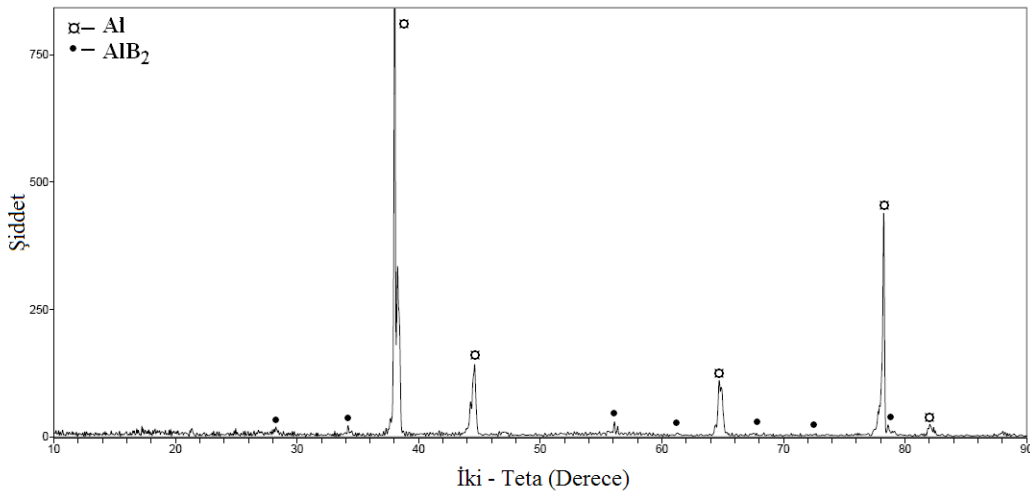
4.2. Bor Oksit, Boraks ve Borik Asit İlavesi ile AlB_2 Borür Yapılarının Oluşturulmasına Yönelik Deneysel Sonuçlar

Bor oksit, boraks ve borik asitten oluşan üç farklı bor minerali ilavesi ile bor sentezlenmesi ve alüminyum içerisinde AlB_2 yapılarının oluşturulması amaçlanan bu bölümde %3 bor içerecek şekilde, aynı deneysel şartlar göz önünde bulundurularak 1400 °C'de bor oksit, boraks ve borik asit mineralleri sıvı alüminyum içerisine doğrudan ilave edilmiştir. Bu sıcaklıkta bir saat bekleme sonrasında çözelti havada kendiliğinden soğumaya bırakılmıştır. Yapılan çalışmada bor minerallerinin ilavesi ile üretilen numunelerin hepsinde bor minerallerinin sıvı alüminyum ile temas eden dış kısımlarında cüruf tabakasının yer aldığı ve onun altında alüminyum matris alaşımı içerisinde rastgele dağılmış yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarının teşekkül ettiği gözlenmiştir. Şekil 4.1'de bor oksit ilavesi ile üretilen deney numunesine ait makroyapı görüntüsünde alüminyum matris alaşımı içerisinde siyah renkte (B) yaklaşık 500 μ uzunluğunda AlB_2 yapılarının ve numunenin üstünde (A) yaklaşık 200 μ kalınlığında cüruf tabakasının yer aldığı görülmektedir.



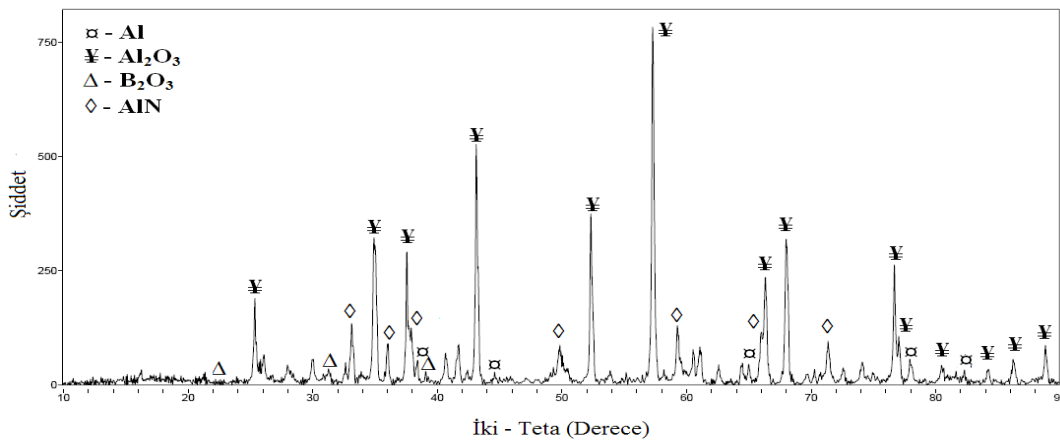
Şekil 4.1. Bor minerali ilavesi ile üretilen tipik bir kompozit numunesine ait makroyapı görüntüsü

Sentezleme işlemi sonrasında oluşan fazların tespiti amacı ile Şekil 4.2’de makroyapı görüntüsü üzerinde belirlenen A ve B bölgelerinden XRD analizleri yapılmıştır. Şekil 4.2 ve Şekil 4.3’de sırası ile B ve A bölgelerinden alınan XRD analiz sonuçlarında, A bölgesinde Al ve AlB₂ borür pikleri, B bölgesinde ise alüminyum pikinin yanında bor oksit ve alüminyum oksit piklerinin yer aldığı görülmektedir.



Şekil 4.2. Alüminyum matris alaşımı ve AlB_2 borür yapılarının yer aldığı bölümden alınan XRD analiz sonucu

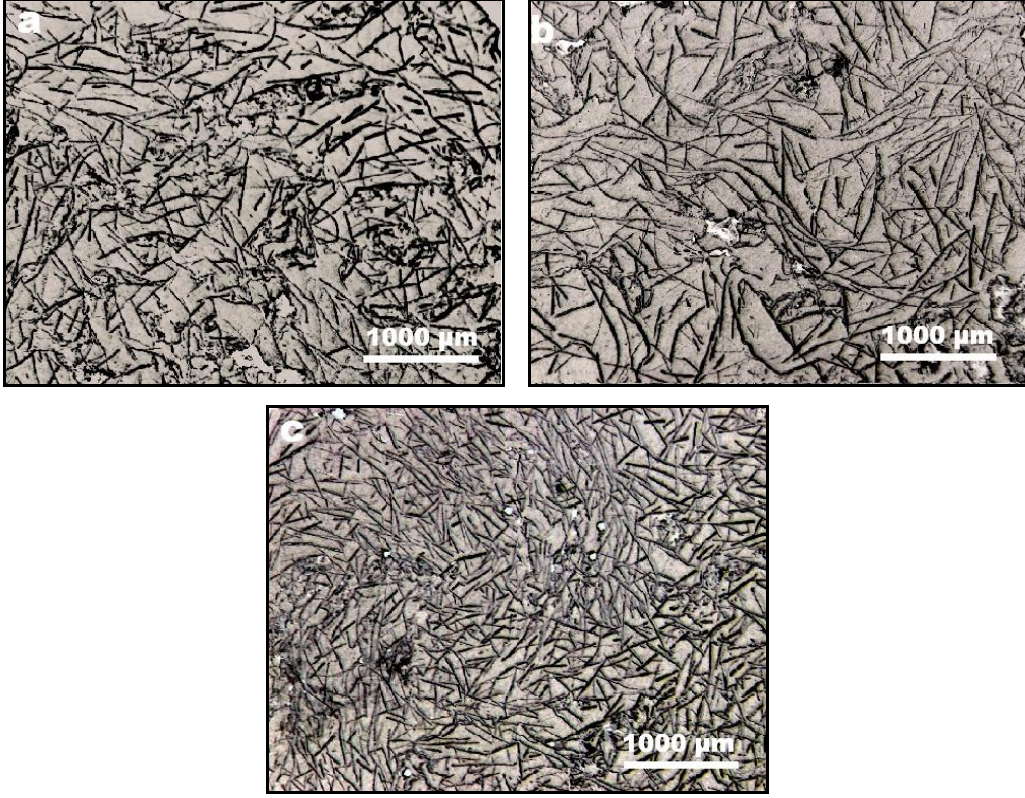
XRD pikleri alüminyum içinde bor oksitin reaksiyonu ile borun sentezlendiği ve AlB_2 yapısının numune içinde oluştuğunu göstermiştir. Buna karşılık A bölgesinde bulunan cüruf yapısı içinde reaksiyona girmemiş bor oksit yapılarının bulunması, karışımın tam olarak gerçekleşmemesinden kaynaklanmaktadır.



Şekil 4.3. Alüminyumun bor oksit ile reaksiyonu sonucunda oluşan cüruf tabakası üzerinden alınan XRD analiz sonucu

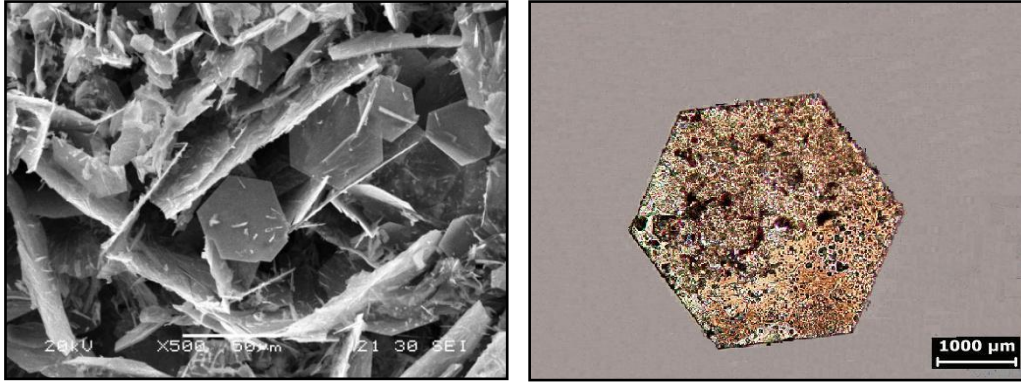
Şekil 4.4 a, b, c'de sırası ile boraks, borik asit ve bor oksit ile üretilen deney numunelerine ait makroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekillerde beyaz renkte alüminyum matris alaşımı içerisinde siyah AlB_2 borür yapıları görülmektedir. Her üç makroyapı fotoğrafında da AlB_2 plakaları uzun çubuklar şeklinde yer aldığı

görülmektedir. Makroyapı görüntülerinde AlB_2 borür yapılarının bor oksit ilavesi ile üretilen numunelerinde daha yoğun olduğu ve en uzun AlB_2 borür yapılarının borik asit ilavesi ile üretilen numuneye ait olduğu gözle çarpılmaktadır.



Şekil 4.4. a) Boraks ilavesi ile, b) Borik asit ilavesi ile, c) bor oksit ilavesi ile sentezlenen AlB_2 borür yapıları

AlB_2 borür yapılarının morfolojilerinin tanımlanması amacı ile numuneler üzerinden SEM görüntüleri alınmıştır. %37 HCl çözeltisi ile alüminyum matris alaşımının tamamen yok edilerek geride kalan AlB_2 yapısından elde edilen SEM görüntüsü Şekil 4.5a'da verilmiştir. Şekilde AlB_2 borür yapılarının altıgen şekilli, ince, uzun ve fleykler şeklinde, serbest (rastgele) dağılmış olduğu görülmektedir.



Şekil 4.5. a) %37 HCl çözeltisi ile 5 dak. dağlama sonrasında numuneler üzerinden alınan SEM görüntüsü ve b) AlB_2 borür yapısının mikroskop lamı üzerinde optik mikroskop görüntüsü

Şekil 4.5b’de %37 HCl çözeltisi ile dağlanması sonrasında mikroskop lamı üzerine konularak alınan tipik bir AlB_2 borür yapısına ait mikroyapı resmi verilmiştir. Mikroyapıda AlB_2 borür yapısının eşeksenli altıgen fleyk şeklinde olduğu görülmektedir. Ayrıca AlB_2 yapılarının alüminyum gibi HCl çözeltisi içerisinde çözünmediği ve düzgün altıgen görünümünü koruduğu görülmektedir.

Bor oksit, boraks ve borik asit ilavesi ile üretilen numunelerin % AlB_2 takviye içeriklerinin belirlenmesi amacı ile üretilen numunelerin % B değerleri ölçülmüştür. Tablo 4.1’de üretilen numunelerin üzerinden alınan % B ölçümleri, bunların ortalamaları ve ortalama % B oranları dikkate alınarak hesaplanan AlB_2 takviye oranları verilmiştir.

Tablo 4.1. Bor minerali ilavesi ile üretilen deney numunelerine ait % B değerleri, ortalamaları ve ortalama % B dikkate alınarak hesaplanan % AlB_2 oranları

Mineral Türü	Matris içerisinde ölçülen ağırlıkça % B oranı			Ort. % B	Ort. % AlB_2
	1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm		
Boraks	1,78	1,4	1,53	1,57	3,53
Borik asit	1,82	1,76	1,82	1,8	4,05
Bor oksit	2,53	2,7	2,32	2,52	5,67

Tablo 4.1’de üç farklı bor mineralinin ilavesi ile üretilen numunelerden ölçülen en yüksek % B içeriği bor oksit ilavesi ile üretilen deney numunesinde (ortalama %2,53) olduğu, en düşük bor içeriği ise boraks ilavesi ile üretilen deney numunesinde (ortalama %1,57) olduğu görülmektedir. Ortalama % bor miktarları dikkate alınarak hesaplanan en yüksek takviye oranı ise bor oksit ilavesi ile üretilen numunede (ortalama %5,67 seviyesinde) yer aldığı görülmektedir. Buna göre alüminyum içinde doğrudan bor sentezlemeye yönelik çalışmalarda bor oksit ilavesinin diğer minerallere göre daha verimli olduğu görülmüştür.

Tablo 4.2’de üç farklı bor minerali ilavesi ile üretilen numunelerden ölçülen AlB_2 fleyk genişlik, kalınlık ve aspekt oranları için ölçülmüş gözlem değerleri ve bunlarının ortalamaları verilmiştir. Tabloda sentezlenen AlB_2 yapılarının genişliklerinin 210μ ile 362μ arasında değiştiği ve en yüksek AlB_2 uzunluğunun boraks ilavesi ile üretilen numunede ortalama 350μ , en düşük AlB_2 uzunluğu ise bor oksit ilavesi ile üretilen numunede ortalama 215μ değerinde olduğu görülmektedir. Tabloda üç farklı bor mineralinin ilavesi ile sentezlenen AlB_2 borür yapılarının kalınlığının 1μ ’un altında olduğu ($0,34\mu$ ile $0,65\mu$ arasında değiştiği) görülmektedir. Ayrıca Tablo 4.2’de en ince AlB_2 yapılarının boraks ilavesi ile üretilen numunede ortalama $0,43\mu$, en kalın AlB_2 borür yapılarının ise borik asit ilavesi ile üretilen numunede ortalama $0,52\mu$ değerinde olduğu görülmektedir. AlB_2 genişlik ve kalınlık değerleri dikkate alınarak ölçülen AlB_2 aspekt oranları, en yüksek boraks ilavesi ile üretilen numunede 820, en düşük AlB_2 aspekt oranı ise bor oksit ilavesi ile üretilen numunede ortalama 431 değerinde olduğu görülmektedir.

Tablo 4.2. Bor minerali ilavesi ile sentezlenen AlB_2 borür yapılarına ait genişlik, kalınlık ve aspekt oranları ve bunların ortalamaları

Mineral türü		Ölçüm değerleri			Ortalama değerler
		1.ölçüm	1.ölçüm	2.ölçüm	
Genişlik, μ	Boraks	336,15	351,60	362,90	350,17
	Borik asit	285,92	318,70	332,48	312,36
	Bor oksit	210,60	221,40	214,10	215,37
Kalınlık, μ	Boraks	0,43	0,37	0,49	0,43
	Borik asit	0,34	0,57	0,65	0,52
	Bor oksit	0,45	0,54	0,51	0,50
Aspekt oran	Boraks	777,78	940,11	743,65	820,51
	Borik asit	831,10	555,23	509,94	632,09
	Bor oksit	471,14	406,24	417,35	431,58

Tablo 4.3’de boraks, borik asit ve bor oksit ilavesi ile üretilen numuneler üzerinden alınan yoğunluk ölçümleri verilmiştir. Numunelerden alınan yoğunluk ölçümlerinde yoğunluk değerlerinin değiştiği ve yoğunluk değerinin bor oksit ilavesi ile üretilen numunede $2,23\text{g/cm}^3$, borik asit ilavesi ile üretilen numunelerde ise ortalama $1,9\text{g/cm}^3$ seviyesinde olduğu görülmektedir. Numunelerden ölçülen yoğunlukların farklı bulunmasının nedeni döküm sıcaklıklarının yüksek olmasından kaynaklanmaktadır.

Tablo 4.3. Bor minerali ilavesi ile üretilen numunelerden ölçülen yoğunluk değerleri ve ortalamaları

Mineral Türü	Yoğunluk ölçümleri, g/cm^3				Ortalama Yoğunluk, g/cm^3
	1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	4.ölçüm	
Boraks	1,99	2,01	2,02	2,02	2,01
Borik asit	1,92	1,93	1,92	1,90	1,90
Bor oksit	2,23	2,24	2,24	2,23	2,23

Tablo 4.4’te boraks, borik asit ve bor oksit ilavesi ile üretilen döküm kompozit numuneler üzerinden alınan % gözenek (porozite) ölçümleri yer almaktadır. Tablo 4.4’te üretilen numunelerin gözenek seviyelerinin oldukça yüksek olduğu ve en yüksek % gözenek değerinin borik asit ilavesi ile üretilen numunede (ortalama

%14,76), en düşük % gözenek değeri ise borik asit ilavesi ile üretilen numunede (ortalama %6,81) olduğu görülmüştür.

Tablo 4.4. Bor minerali ilavesi ile üretilen kompozitlere ait % gözenek ölçümleri ve ortalamaları

Mineral Türü	Gözenek ölçümleri, %			Ort. % gözenek
	1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	
Boraks	15,03	11,78	10,10	12,30
Borik asit	16,41	13,31	14,58	14,76
Bor oksit	6,96	6,88	6,60	6,81

4.3. AlB₂ Borür Yapılarının Genişlik, Kalınlık ve Aspekt Oranları Üzerine Etki Eden Parametrelerin Belirlenmesine Yönelik Deneysel Sonuçlar

AlB₂ borür yapılarının kalınlık, genişlik ve aspekt oranları üzerine etki eden faktörlerin belirlenmesine yönelik olarak yapılan deneylerden elde edilen sonuçlar bu bölümde verilmiştir. Bu bölümde “soğuma hızı”, “alüminyum matris” ve “AlB_{2(katı)} + Al_(sıvı)” bölgesinde “bekleme zamanı” ve “bekleme sıcaklığı” faktörleri irdelenmiştir. Bu amaca yönelik olarak bölüme ait deneysel sonuçlar iki başlık altında sunulmuştur.

a- “Soğuma hızının” ve “alüminyum matris alaşımı” faktörlerinin etkileri

b- AlB₂ bölgesinde “bekleme zamanı” ve “bekleme sıcaklığı” faktörlerinin etkileri.

4.3.1. “Soğuma hızı” ve “alüminyum matris alaşımı” faktörlerinin AlB₂ yapıları üzerine etkileri

“Soğuma hızı” ve “alüminyum matris alaşımı” faktörlerinin birlikte ele alındığı bu bölümde, üç farklı soğuma hızı ve üç farklı alüminyum matris alaşımından faydalanılmıştır. Buna göre Tablo 4.5’den de görüleceği üzere, üç farklı soğuma hızı ve dört matris alaşımı için bütün olasılıklar dikkate alınmak sureti ile $3 \times 4 = 12$ farklı deney yapılmıştır. Deneylerde üretilen numunelerin karakterizasyonu için optik mikroskop, SEM ve AlB₂ borür yapıları üzerinden alınan genişlik, kalınlık ve aspekt oranları ölçümlerinden faydalanılmıştır.

Tablo 4.5’de yapılan deneyler, deneylere ait parametre seviyeleri ve AlB_2 borür yapıları üzerinden alınan genişlik ölçümleri verilmiştir. Tabloda AlB_2 borür yapılarının uzunluk değerinin deneysel parametrelere bağlı olarak 96μ ile 616μ arasında değiştiği görülmektedir. Deneysel parametrelere göre en yüksek genişliğe sahip AlB_2 borür yapılarının $7,0\text{ }^\circ\text{C/s}$ soğuma hızında Al–Si matris ile üretilen 4 no’lu deney numunesinde ortalama 497μ , en düşük genişliğe sahip AlB_2 borür yapılarının ise $3,3\text{ }^\circ\text{C/s}$ soğuma hızında Al–Cu matris alaşımı ile üretilen 9 no’lu deney numunesinden ortalama 74μ olarak ölçülmüştür.

Tablo 4.5. Deneysel parametreler ve AlB_2 genişlik ölçümleri ve bunların ortalamaları

Deney no.	Matris alaşımı	Soğuma hızı, $^\circ\text{C/s}$	Genişlik ölçümleri, μ				Ort. AlB_2 genişliği
			1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	4.ölçüm	
1	Saf Al	7,0	417,10	400,30	410,90	392,30	405,15
2	Saf Al	5,0	241,30	214,10	230,00	225,00	227,60
3	Saf Al	3,3	98,60	78,50	113,90	80,01	92,75
4	Al–Si	7,0	616,80	570,00	402,30	400,00	497,28
5	Al–Si	5,0	201,20	207,30	205,00	210,00	205,88
6	Al–Si	3,3	231,30	111,70	155,80	239,80	184,65
7	Al–Cu	7,0	178,30	202,10	224,90	200,60	201,48
8	Al–Cu	5,0	165,70	160,10	162,01	167,00	163,71
9	Al–Cu	3,3	74,90	70,70	68,91	82,10	74,15
10	Al–Mg	7,0	463,10	400,90	457,02	418,00	434,75
11	Al–Mg	5,0	143,88	170,53	206,28	146,84	166,88
12	Al–Mg	3,3	125,00	132,00	125,02	130,01	128,02

Tablo 4.6’de üretilen deney numuneleri üzerinden alınan AlB_2 kalınlık ölçümleri ve bunların ortalamaları verilmiştir. Tablo 4.6 incelendiğinde kullanılan deneysel parametrelerin AlB_2 borür yapılarının kalınlıkları üzerinde önemli bir etkiye sahip olmadığı ve AlB_2 borür yapılarının kalınlığının $0,32\mu$ ile $1,10\mu$ arasında değişiklik gösterdiği görülmüştür. Tablo 4.6’da en ince AlB_2 borür yapılarının $5\text{ }^\circ\text{C/s}$ soğuma hızında Al–Mg matris alaşımı ile üretilen 11 no’lu deney numunesinde ortalama $0,60\mu$, en kalın AlB_2 yapıları ise $3,3\text{ }^\circ\text{C/s}$ soğuma hızında Al–Cu matris alaşımı kullanılarak üretilen 9 no’lu deney numunesinde ortalama $0,73\mu$ değerinde olduğu görülmektedir.

Tablo 4.6. Deneysel parametreler ve AlB₂ kalınlık ölçümleri ve bunların ortalamaları

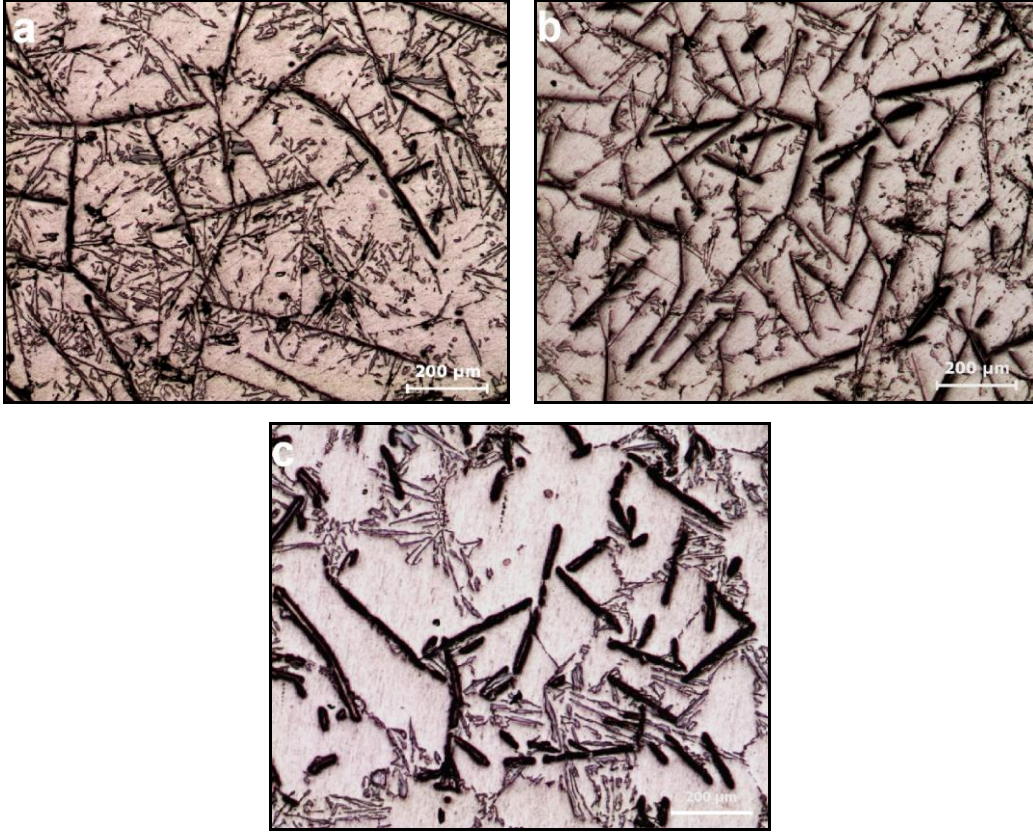
Deney No.	Matris alaşımı	Soğuma hızı, °C/s	Kalınlık ölçümleri, μ				Ort. AlB ₂ kalınlığı
			1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	4.ölçüm	
1	Saf Al	7,0	0,58	0,58	0,69	0,62	0,62
2	Saf Al	5,0	0,73	0,57	0,70	0,51	0,63
3	Saf Al	3,3	0,36	0,47	1,10	0,55	0,62
4	Al-Si	7,0	0,68	0,32	0,57	0,88	0,61
5	Al-Si	5,0	0,71	0,74	0,93	0,51	0,72
6	Al-Si	3,3	1,07	0,46	0,58	0,78	0,72
7	Al-Cu	7,0	0,65	0,45	0,85	0,92	0,72
8	Al-Cu	5,0	0,76	0,96	0,53	0,59	0,71
9	Al-Cu	3,3	0,51	0,85	1,01	0,55	0,73
10	Al-Mg	7,0	0,52	0,50	0,75	0,72	0,62
11	Al-Mg	5,0	0,71	0,53	0,47	0,70	0,60
12	Al-Mg	3,3	0,73	0,60	0,82	0,59	0,69

Tablo 4.7’de üretilen 12 farklı parametreye sahip deney numuneleri üzerinden ölçülen AlB₂ borür yapılarının aspekt (genişlik/kalınlık) oranları verilmiştir. Tablo 4.7’de deneysel parametrelere bağlı olarak AlB₂ yapılarının aspekt oranlarının 68 ile 1800 değerleri arasında değiştiği görülmektedir. Yapılan deneylerde en yüksek AlB₂ aspekt oranı 7,0 °C/s soğuma hızında Al-Si alüminyum matris alaşımının kullanıldığı 7 no’lu deneyden (ortalama 967) elde edilmiştir. En düşük aspekt oranına sahip AlB₂ borür yapısı ise 3,3 °C/s soğuma hızında Al-Cu alüminyum matris alaşımının kullanıldığı 9 no’lu deneyden (ortalama 112 değerinde) elde edilmiştir.

Tablo 4.7. Deneysel parametreler ve AlB₂ aspekt oranları ve bunların ortalamaları

Deney No.	Matris alaşımı	Soğuma Hızı, °C/s	Aspekt oran ölçümleri, (genişlik/kalınlık)				Ort. Aspekt
			1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	4.ölçüm	
1	Saf Al	7,0	715,40	694,90	594,60	632,70	659,40
2	Saf Al	5,0	330,50	377,80	328,50	441,10	369,50
3	Saf Al	3,3	277,70	167,20	103,50	145,40	173,40
4	Al-Si	7,0	905,00	1803,80	708,20	453,00	967,50
5	Al-Si	5,0	284,10	281,20	219,90	411,60	299,20
6	Al-Si	3,3	215,50	242,00	269,70	309,20	259,10
7	Al-Cu	7,0	274,30	449,10	264,50	218,40	301,50
8	Al-Cu	5,0	217,70	167,10	307,90	285,20	244,50
9	Al-Cu	3,3	149,80	83,10	68,20	149,20	112,60
10	Al-Mg	7,0	890,50	801,80	609,30	580,50	720,50
11	Al-Mg	5,0	203,70	324,00	438,20	209,70	293,90
12	Al-Mg	3,3	171,20	220,00	152,40	220,30	191,00

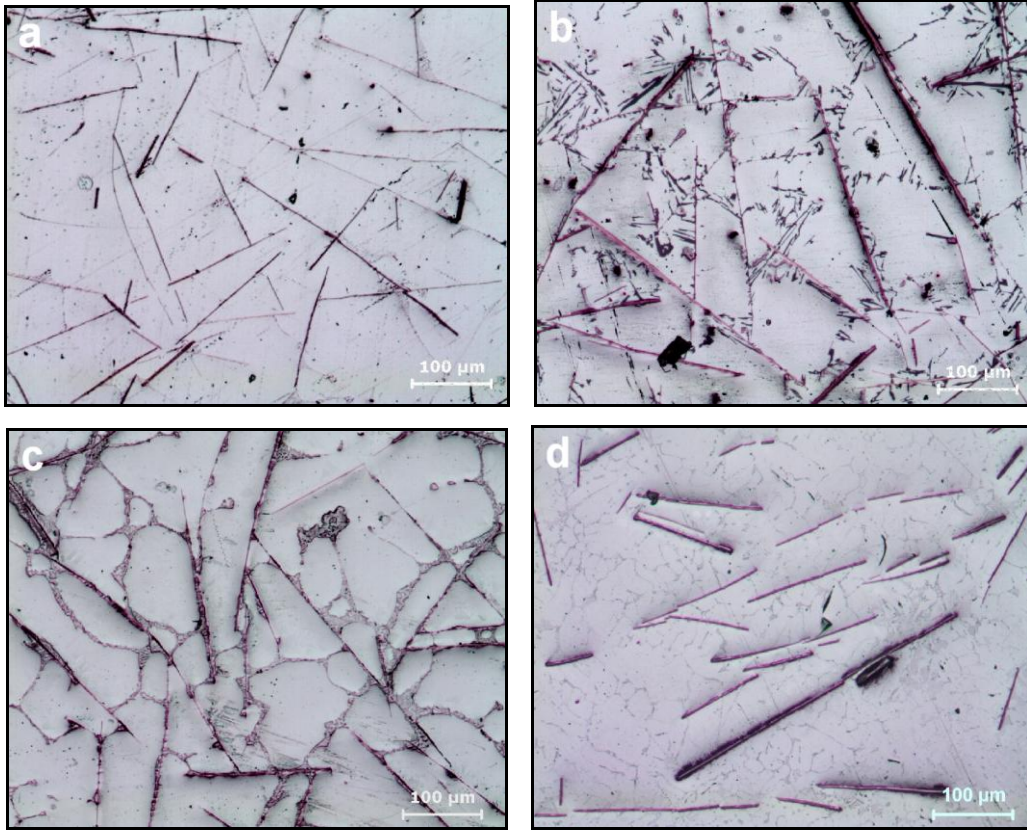
Şekil 4.6’da soğuma hızının AlB₂ genişlikleri üzerine etkilerinin belirlenmesi amacı ile seçilmiş deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.6(a, b ve c)’de 1400 °C’den sırası ile 7,0°C/s, 5,0°C/s ve 3,3°C/s soğuma hızlarında silisyum katkılı matris alaşımı kullanılarak üretilen 4, 5 ve 6 no’lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



Şekil 4.6. a) 1400 °C’de silisyum katkılı alüminyum matris alaşımı kullanılarak 7,0 °C/s soğuma hızında üretilen 4 no’lu deney numunesine b) 5,0 °C/s soğuma hızında 5 no’lu deney numunesine ve c) 3,3 °C/s soğuma hızında 6 no’lu deney numunesine ait optik mikroskop mikroyapı görüntüleri

Şekil 4.6’da alüminyum matris alaşımı içerisinde ötektik silisyum kristalleri ve uzun AlB_2 yapıları görülmektedir. Mikroyapı görüntülerinden, en yüksek uzunluğa sahip AlB_2 yapısının Şekil 4.6a’da 7,0 °C/s soğuma hızında üretilen 4 no’lu deney numunesinde ve en düşük uzunluğa sahip AlB_2 yapılarının ise Şekil 4.6c’de 3,3 °C/s soğuma hızı ile üretilen 6 No’lu deney numunesinde yer aldığı görülmektedir.

Şekil 4.7’de alüminyum matris alaşımına ait katkı elementlerinin mikroyapı ve AlB_2 fleyk genişlikleri üzerine etkilerinin belirlenmesi amacı ile seçilen 2, 5, 8 ve 11 no’lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.7a, Şekil 4.7b, Şekil 4.7c ve Şekil 4.7d’de 5,0 °C/s soğuma hızında sırası ile saf Al, Al–Si, Al–Cu ve Al–Mg alüminyum matris alaşımları kullanılarak üretilen kompozit numunelerine ait mikroyapı resimleri görülmektedir.

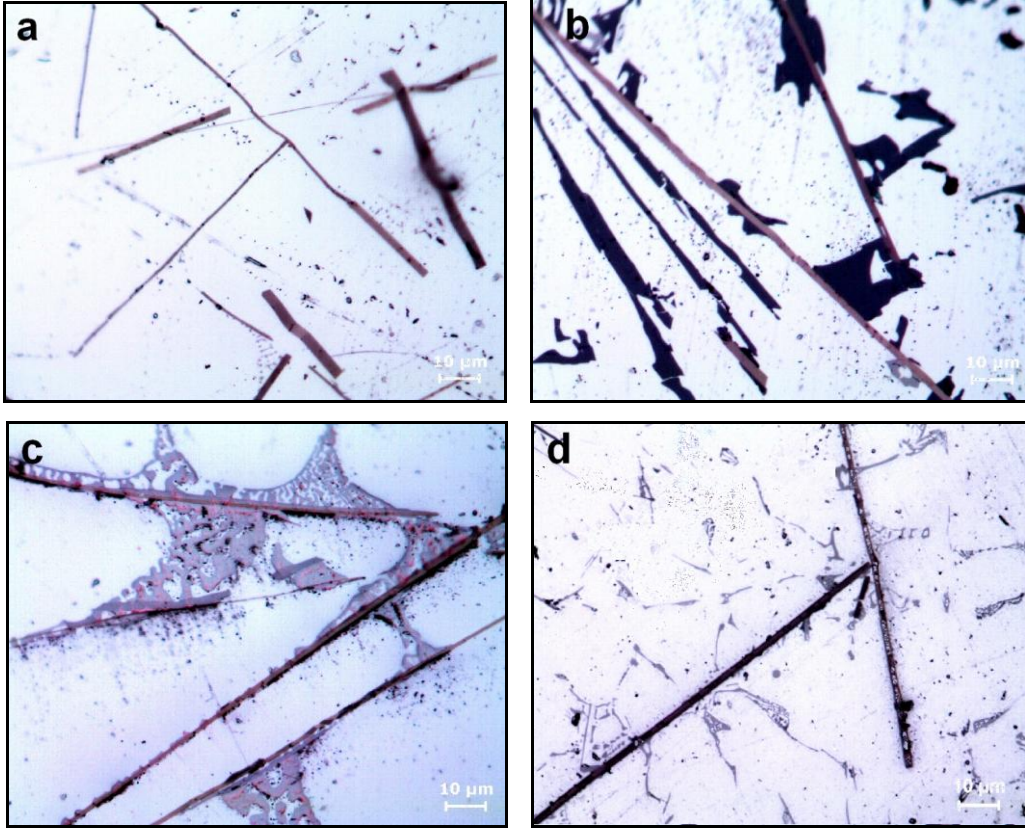


Şekil 4.7. a)1400 °C'den 5,0 °C/s soğuma hızında saf Al, b) Al-Si, c) Al-Cu ve d) Al-Mg alüminyum matris alaşımı kullanılarak üretilen deney numunelerine ait mikroyapı görüntüsü

Şekil 4.7'de verilen mikroyapı görüntülerinde, AlB_2 yapılarına ait genişliklerin önemli bir değişim sergilemediği görülmektedir. Bunun yanında mikroyapı görüntülerinde, saf Al matris alaşımı ile üretilen 2 no'lu deney numunesinde (Şekil 4.7a) alüminyum matris alaşımı içerisinde yalnızca uzun AlB_2 borür yapıları yer aldığı, Şekil 4.7b'de ise Al-Si alüminyum matris alaşımı kullanılarak üretilen 5 no'lu numunede uzun AlB_2 borür yapılarının yanında gri renkte ötektik silisyum kristalleri, Şekil 4.7c'de Al-Cu matris alaşımı kullanılarak üretilen 8 no'lu numunede AlB_2 borür yapılarının yanında $AlCu_2$ intermetalik bileşikleri ve Şekil 4.7d'de Al-Mg matris alaşımı ile üretilen 11 no'lu deney numunesinde ise uzun AlB_2 yapılarının yanında $AlMg_2$ intermetalik bileşiklerinin yer aldığı görülmektedir.

Şekil 4.8'de alüminyum matris alaşımına ait ana katkı elementlerinin AlB_2 borür yapılarının kalınlıklarına etkisinin belirlenmesi amacı ile seçilmiş 3, 6, 9 ve 12 no'lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri yer almaktadır. Şekil 4.8(a, b, c ve

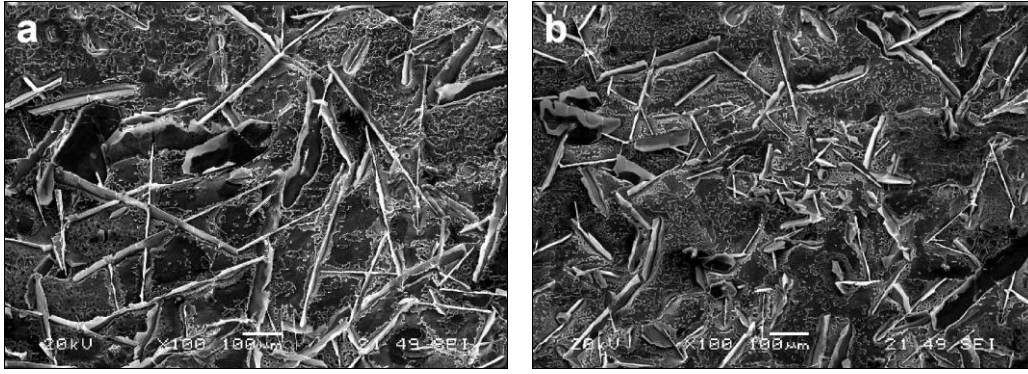
d)'de 3,3 °C/s soğuma hızında sırası ile saf Al, Al-Si, Al-Cu ve Al-Mg alüminyum matris alaşımları kullanılarak üretilen deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri yer almaktadır.



Şekil 4.8. 1400 °C'den 3,3 °C/s soğuma hızında a) saf Al, b) Al-Si c) Al-Cu ve d) Al-Mg alüminyum matris alaşımı kullanılarak üretilen sırası ile 3, 6, 9 ve 12 no'lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüsü

Şekil 4.8 dikkatlice incelendiğinde matris alaşımının AlB_2 yapılarının kalınlıkları üzerinde önemli bir etkiye sahip olmadığı ve AlB_2 borür yapılarının kalınlıklarının tüm matrislerde 1μ 'un altında olduğu görülmektedir.

Şekil 4.9a ve b'de sırası ile 7,0 ve 3,3 °C/s iki farklı soğuma hızına sahip 1 ve 3 no'lu numunelerden alınan SEM görüntüleri verilmiştir. SEM görüntülerinde soğuma hızının azalması ile AlB_2 borür yapılarının genişliğinin azaldığı görülmektedir. Şekil 4.9a'da 7,0 °C/s soğuma hızında AlB_2 borür yapılarının uzunluluklarının yaklaşık 500 μ iken Şekil 4.9b'de 3,3 °C/s soğuma hızında AlB_2 borür yapılarının genişliklerinin yaklaşık 100 μ civarında olduğu görülmektedir.



Şekil 4.9. a) 1400 °C'den 7,0 °C/s ve b) 3,3 °C/s soğuma hızında katkısız alüminyum matris alaşımı kullanılarak üretilen 1 ve 3 no'lu deney numunelerine ait SEM görüntüsü

Üretilen numunelerin tane boyut dağılımlarının belirlenmesine yönelik olarak %37 HCl çözeltisi ile 5 dak. dağlandıktan sonra görüntü analiz programı yardımı ile tane boyutları ölçülmüştür. Tablo 4.8'de farklı soğuma hızlarında üretilen numuneler üzerinden ölçülen ortalama matris alaşımlarının tane boyutları gösterilmiştir.

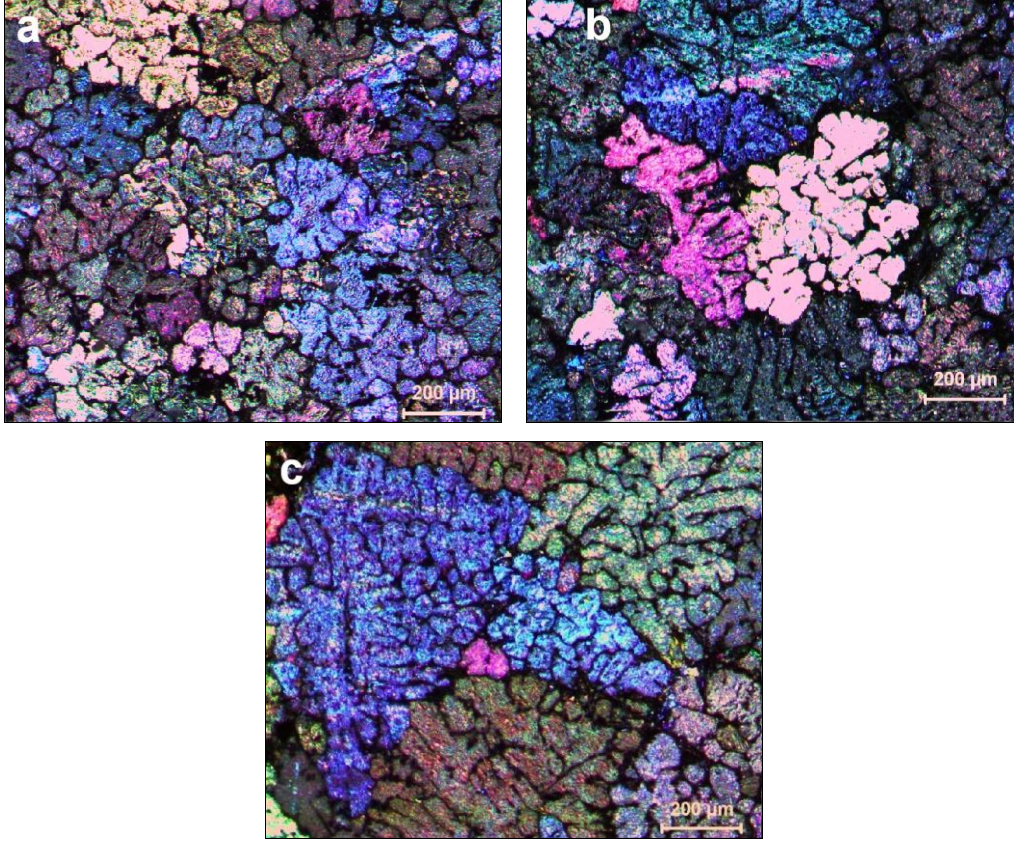
Tablo 4.8. Farklı soğuma hızlarında üretilen numunelere ait matris alaşımı tane boyut değerleri ve ortalamaları

Soğuma hızı, °C/s	Tane boyutu, μ			Ort.
	1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	
7,0	1165	1800	1285	1417
5,0	464	534	423	474
3,3	340	290	314	315

Tablo 4.8'de ortalama tane boyutunun soğuma hızının artmasına bağlı olarak arttığı ve en büyük tane boyutunun 3,3 °C/s soğuma hızında üretilen numunelerde 1417 μ , en küçük tane boyutu ise 7,0 °C/s soğuma hızında üretilen numunelerde ortalama 315 μ olduğu görülmektedir.

Şekil 4.10a, b ve c'de sırası ile Al-Si matris alaşımı ile 7,0 °C/s, 5,0 °C/s ve 3,3 °C/s soğuma hızlarında üretilen 4, 5 ve 6 no'lu deney numunelere ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.10'da farklı renklerde görülen tane boyutlarının soğuma hızının artmasına bağlı olarak azaldığı görülmektedir. Şekilde üzerinde en

küçük tane boyutu Şekil 10a'da 7,0 °C/s soğuma hızında, en büyük tane boyutu ise Şekil 10c'de 3,3 °C/s soğuma hızında üretilen numunelere ait olduğu görülmektedir.



Şekil 4.10. Al-Si alüminyum matris alaşımı ile a) 7 °C/s, b) 5 °C/s ve c) 3,3 °C/s soğuma hızında üretilen kompozitlerin matrislerine ait optik mikroskop görüntüsü

4.3.2. “ $\text{AlB}_2(\text{kati}) + \text{Al}(\text{sivi})$ ” bölgesinde “bekleme zamanı” ve “bekleme sıcaklığı” faktörlerinin AlB_2 yapıları üzerine etkileri

“ $\text{AlB}_2(\text{kati}) + \text{Al}(\text{sivi})$ ” bölgesinde bekleme zamanı ve sıcaklığının AlB_2 yapıları üzerine etkilerinin belirlenmesi amacı ile yapılan bu deneysel bölümde üç bekleme zamanı ve üç bekleme sıcaklığı dikkate alınarak $3 \times 3 = 9$ farklı parametreye sahip deney numuneleri hazırlanmıştır. Bu bölüme ait sonuçların sunumunda, karşılaştırmaların sağlıklı yapılabilmesi amacı ile deneylerde kullanılan master kompozite (“ $\text{AlB}_2(\text{kati}) + \text{Al}(\text{sivi})$ ” bölgesinde hiç bekletilmemiş) ait sonuç bilgileri yer almaktadır.

Deneylerde master kompozit olarak önceki bölümde bor oksit ilavesi ile 1400 °C’de 7,0 °C/s soğuma hızında silisyum katkılı alüminyum matris alaşımı kullanılarak üretilen, %4 AlB₂ takviye içeriğine sahip, AlB₂/Al–Si kompoziti kullanılmıştır.

Tablo 4.9. “AlB_{2(sıvı)} + Al_(sıvı)” bölgesinde “bekleme zamanı” ve “bekleme sıcaklığı” parametrelerine bağlı olarak ölçülen AlB₂ genişlikleri ve bunların ortalama değerleri

Deney No.	Bekleme Sıcaklığı, °C	Bekleme Zamanı, dak	Genişlik ölçümleri, μ					Ort.
			1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	4.ölçüm	5.ölçüm	
1	700	20	512	403	336	400	461	422
2	700	60	364	380	347	387	333	362
3	700	180	319	305	369	360	320	334
4	800	20	534	324	302	318	326	360
5	800	60	264	328	323	308	270	298
6	800	180	326	203	240	270	240	255
7	900	20	321	276	307	210	358	294
8	900	60	200	335	240	327	222	264
9	900	180	181	234	206	204	132	191
Master kompozit			617	570	402	400	497	497

Tablo 4.9’da görüldüğü gibi 9 farklı deney numunesi ve master kompozitine ait AlB₂ genişlik ölçümlerinde en yüksek ortalama genişlik değerinin master alaşımında (497μ), en küçük ortalama AlB₂ genişliğinin ise master kompozitinin 900 °C’de 180 dakika bekleme sonrasında elde edilen 9 no’lu deney numunesinde (197μ) olmuştur.

Tablo 4.10’da “AlB_{2(katı)} + Al_(sıvı)” bölgesinde “bekleme zamanı” ve “bekleme sıcaklığı” için yapılan deneylerde üretilen ve master kompozitine ait AlB₂ kalınlık değerleri ve bunların ortalamaları verilmiştir. Tablo 4.10’da yapılan 12 farklı deney numunesinden alınan AlB₂ borür yapılarının kalınlıklarının 0,32μ ile 3,58μ arasında değişiklik gösterdiği ve bekleme zamanının ve sıcaklığının artmasına bağlı olarak AlB₂ borür yapılarının kalınlıklarının arttığı görülmektedir. Tabloda ayrıca master

kompozitinde $0,61\mu$ olan AlB_2 kalınlıklarının, $900\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 180 dak. bekleme sonrasında ortalama $3,32\mu$ seviyesine kadar yükselmiş olduğu görülmektedir.

Tablo 4.10. " $AlB_{2(kati)} + Al_{(sivi)}$ " bölgesinde "bekleme zamanı" ve "bekleme sıcaklığı" parametrelerine bağlı olarak ölçülen AlB_2 kalınlıkları ve bunlarının ortalama değerleri

Dene y No.	Bekleme Sıcaklığı, $^\circ\text{C}$	Bekleme Zamanı, dak	Kalınlık ölçümleri, μ					Ort. Kalınlık
			1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	4.ölçüm	5.ölçüm	
1	700	20	0,84	0,53	0,57	0,57	0,73	0,66
2	700	60	1,11	1,20	3,10	0,98	0,99	1,48
3	700	180	1,08	2,77	1,05	1,59	1,31	1,56
4	800	20	1,48	1,32	0,97	0,86	1,39	1,20
5	800	60	1,71	1,74	1,57	1,54	1,39	1,59
6	800	180	1,58	2,09	1,94	1,46	3,4	2,09
7	900	20	2,40	1,74	4,92	2,42	1,99	2,69
8	900	60	2,56	3,95	2,03	2,81	2,83	2,84
9	900	180	2,11	3,58	2,59	3,47	4,86	3,32
Master kompozit			0,68	0,32	0,57	0,88	0,61	0,61

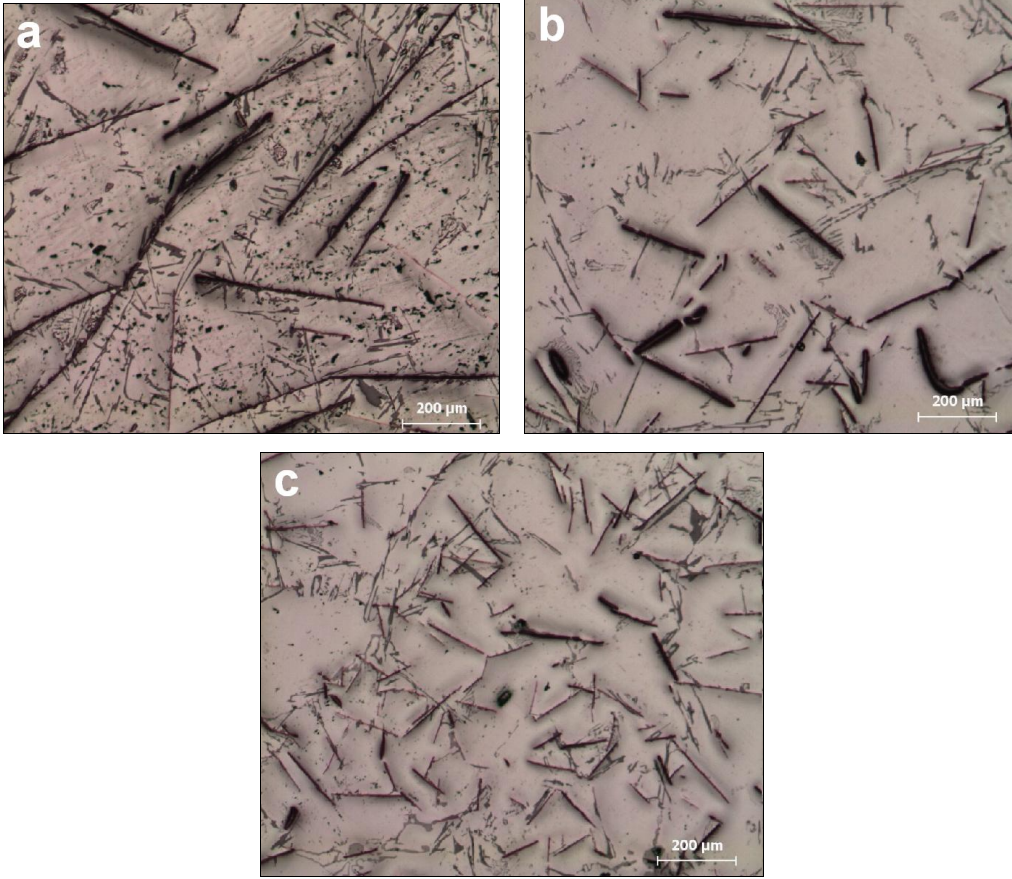
Tablo 4.11. “ $AlB_{2(kati)} + Al_{(sivi)}$ ” bölgesinde “bekleme zamanı” ve “bekleme sıcaklığı” parametrelerine bağlı olarak ölçülen AlB_2 aspekt oranları ve bunlarının ortalama değerleri

Deney No.	Bekleme Sıcaklığı, °C	Bekleme Zamanı, dak.	Aspekt oranı ölçümleri (Genişlik/Kalınlık)					Ort. Aspekt oranı
			1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	4.ölçüm	5.ölçüm	
1	700	20	569	760	591	703	628	650
2	700	60	328	317	112	396	333	297
3	700	180	295	110	351	226	244	246
4	800	20	361	245	313	369	235	305
5	800	60	154	189	206	200	194	189
6	800	180	206	97	124	185	71	137
7	900	20	134	159	62	87	180	124
8	900	60	78	85	118	116	78	95
9	900	180	86	65	80	59	27	63
Master Alaşımı			905	1804	708	453	812	937

Tablo 4.11’de yapılan deneyler ve master kompozitine ait AlB_2 aspekt oranları ve bunların ortalama değerleri verilmiştir. Tablo 4.11’de AlB_2 aspekt oranlarının 27 ile 937 değerleri arasında değişiklik gösterdiği ve en yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının master kompozitinde ortalama 937 değerinde iken, en küçük aspekt oranlı AlB_2 yapılarının 900 °C’de 180 dak. bekleme sonrasında elde edilen 9 no’lu numunede ortalama 63 değerinde ölçüldüğü görülmektedir.

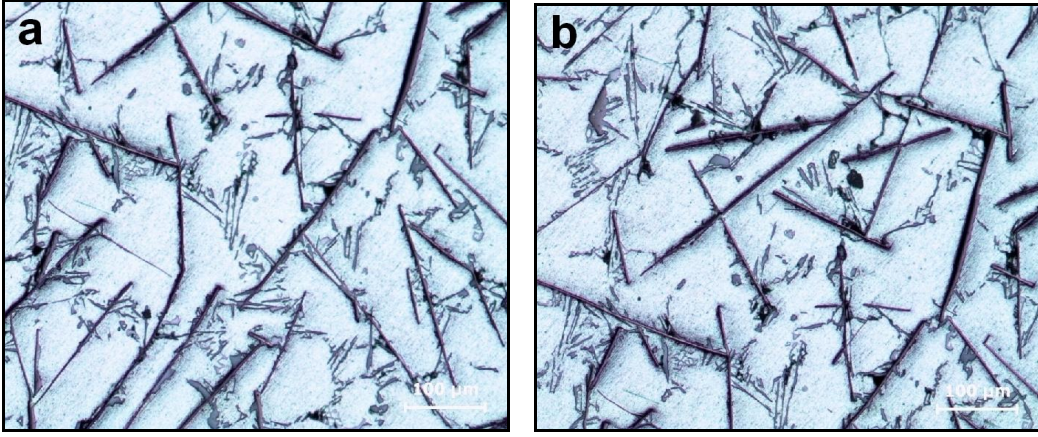
Şekil 4.11’de AlB_2 bölgesinde bekleme sıcaklığının AlB_2 genişlikleri üzerine etkilerinin belirlenmesi amacı ile yapılan 3, 6 ve 9 no’lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir Şekil 4.11a, b ve c’de sırası ile 700, 800 ve 900 °C’de 180 dak. bekleme sonrasında elde edilen numunelere ait mikroyapı görüntülerinde, AlB_2 yapılarının genişliklerinin bekleme sıcaklığının artmasına bağlı olarak azaldığı görülmektedir. Seçilen mikroyapı görüntülerinde en büyük uzunluğa sahip AlB_2 borür yapılarının 700 °C’de 180 dak. bekleme sonrasında elde edilen 3 no’lu numunede, en düşük uzunluğa sahip AlB_2 yapılarının ise Şekil 4.11d’de 900

°C’de 180 dakika bekleme sonrası elde edilen 3 no’lu numunede yer aldığı görülmektedir.



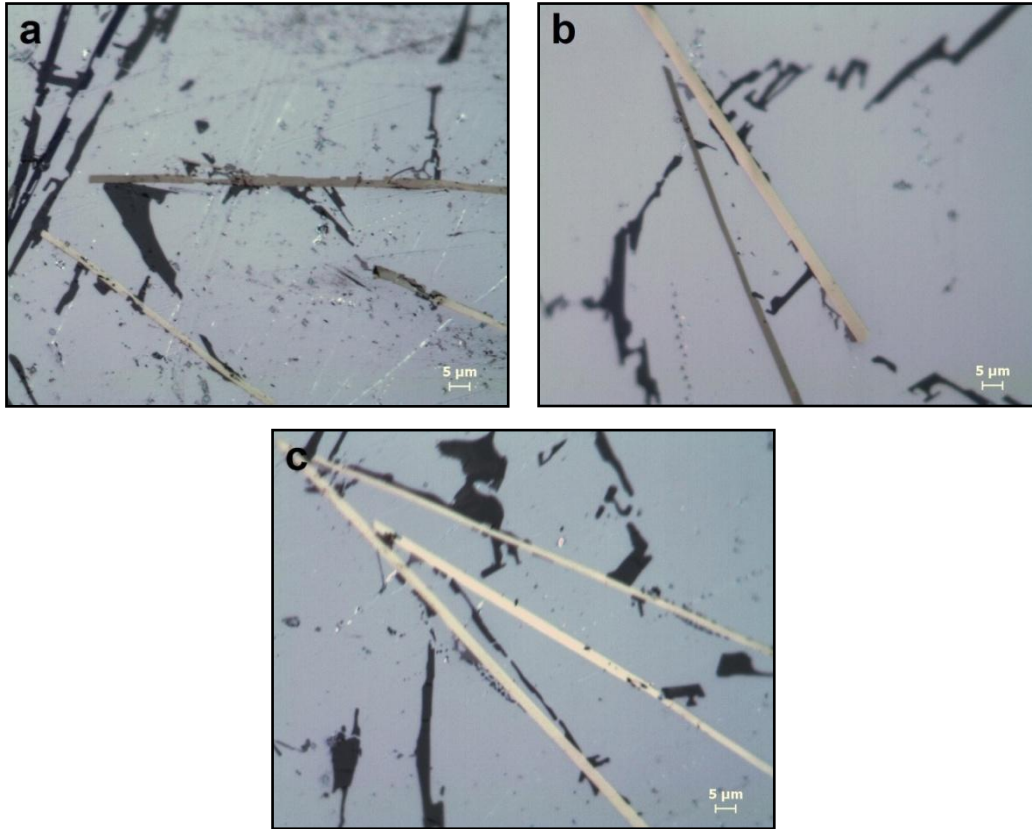
Şekil 4.11. a) 700 °C’de 180 dak. bekleme sonrası elde edilen 3 no’lu numuneye, b) 800 °C’de 180 dak. bekleme sonrası elde edilen 6 no’lu numuneye ve c) 900 °C’de 180 dak. bekleme sonrası elde edilen 9 no’lu numuneye ait mikroyapı görüntüsü

Şekil 4.12’de bekleme zamanının AlB_2 genişliklerine etkilerinin belirlenmesi amacı ile seçilmiş 7 ve 8 no’lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.29 ve Şekil 4.30’da 900 °C’de 20 ve 60 dak. bekleme sonrası elde edilen deney numunelerine ait mikroyapı görüntülerinde artan bekleme zamanına karşın AlB_2 fleyk genişliklerinin azalmış olduğu görülmektedir.



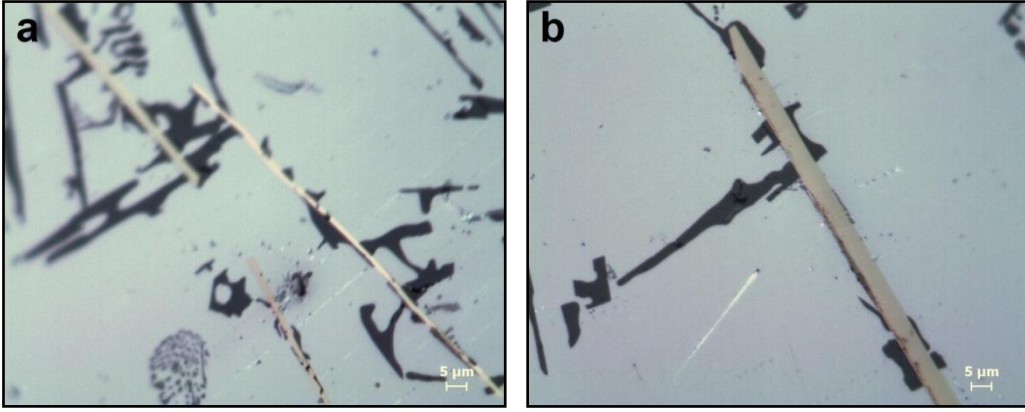
Şekil 4.12. a) 900 °C’de 20 dak. bekleme sonrası elde edilen 7 no’lu deney numunesine, ve b) 900 °C’de 60 dak. bekleme sonrası elde edilen 8. deney numunesine ait mikroyapı görüntüsü

Şekil 4.13a, b ve c’da sırası ile 700, 800 ve 900 °C’de 60 dak. bekleme sonrası elde edilen 2, 4 ve 7 no’lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekillerden görüldüğü gibi artan bekleme sıcaklığın bağlı olarak AlB_2 yapılarının kalınlıklarının da arttığı görülmektedir. Şekil 4.13a’da 700 °C’de 60 dak. bekleme sonrasında 1μ civarında olan AlB_2 kalınlıklarının, Şekil 4.13c’de 900 °C’de 60 dak. bekleme sonrasında yaklaşık 2μ seviyesine yükselmiş olduğu görülmektedir.



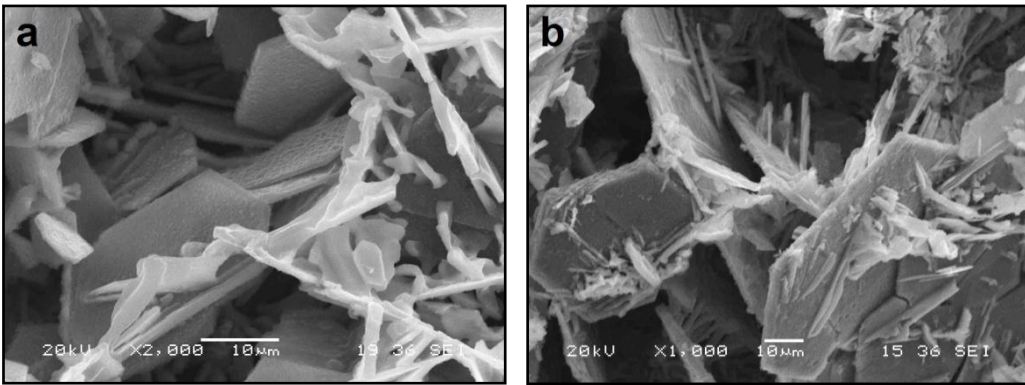
Şekil 4.13. a) 700 °C’de 60 dak. bekleme sonrası elde edilen 2 no’lu deney numunesine, b) 800 °C’de 60 dak. bekleme sonrası elde edilen 4 no’lu deney numunesi ve c) 900 °C’de 60 dak. bekleme sonrası elde edilen 8 no’lu deney numunesine ait mikroyapı görüntüsü

Şekil 4.14’de bekleme sürelerinin AlB_2 borür yapılarının kalınlıklarına etkilerinin gösterilmesi amacı ile seçilmiş 7 ve 8 no’lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.14a ve Şekil 4.14b’de sırası ile 900 °C’de 20 dak. ve 180 dak. bekleme sonrasında elde edilen deney numuneleri üzerinden alınan optik görüntülerde artan bekleme zamanına bağlı olarak AlB_2 kalınlıklarının arttığı görülmektedir. Ayrıca seçilen mikroyapı görüntülerinde, Şekil 4.14a’da 900 °C’de 20 dak. bekleme sonrasında yaklaşık 1μ olan AlB_2 kalınlıklarının, Şekil 14b’de 180 dak. bekleme sonrasında yaklaşık 5μ seviyesine kadar yükselmiş olduğu görülmektedir.



Şekil 4.14. a) 900 °C’de 20 dak. ve b) 900 °C’de 180 dak. bekleme sonrası elde edilen sırası ile 7 ve 9 no’lu deney numunelerine ait mikroyapı görüntüleri

Şekil 4.15’de bekleme sürelerinin AlB_2 kalınlıkları üzerine etkilerinin belirlenmesi amacı ile 7 no’lu ve 9 no’lu deney numunelerine ait SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.15a ve Şekil 4.15b’de 900 °C’de sırası ile 20 ve 180 dakika bekletilerek elde edilen numunelere ait SEM görüntülerinde artan bekleme sıcaklığına bağlı olarak AlB_2 yapılarının kalınlıklarının arttığı görülmektedir. Ayrıca Şekil 4.15a ve Şekil 4.15b’de SEM görüntülerinde, silisyum kristallerinin kompleks şekillerde, AlB_2 borür yapılarının ise ince ve düzgün altıgen plakalar şeklinde olduğu görülmektedir.



Şekil 4.15. 900°C’de a) 20 dak. ve b) 180 dak. bekleme sonrası elde edilen 7 ve 9 no’lu deney numunelerine ait SEM görüntüsü

4.4. Doğrudan Döküm Yöntemi ile AlB_2 Kompozitlerin Üretimine Yönelik Deneysel Sonuçlar

Bu bölümde tek adımlı doğrudan döküm yöntemi ile yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin üretimi için yapılan deneylerden elde edilen sonuçlara yer verilmiştir. Bu deneylerde kompozit üretimi, indüksiyon ocağında 1400 °C’de bor oksit ilavesi ile hazırlanan sıvı Al–B alaşımının, doğrudan ve eğimli soğutma plakası üzerinden grafit potalara dökülmesi ile gerçekleştirilmiştir. Bu bölümde irdelenen sonuçlar;

a- Doğrudan ve eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitlerin karşılaştırılmasına yönelik olarak yapılan deneylere ait sonuçlar

b- Eğimli soğutma plakası ile doğrudan döküm yöntemi ile üretilen yüksek aspekt oranlı AlB_2/Al , $AlB_2/Al-Si$, $AlB_2/Al-Cu$ ve $AlB_2/Al-Mg$ kompozitlerden elde edilen sonuçlar

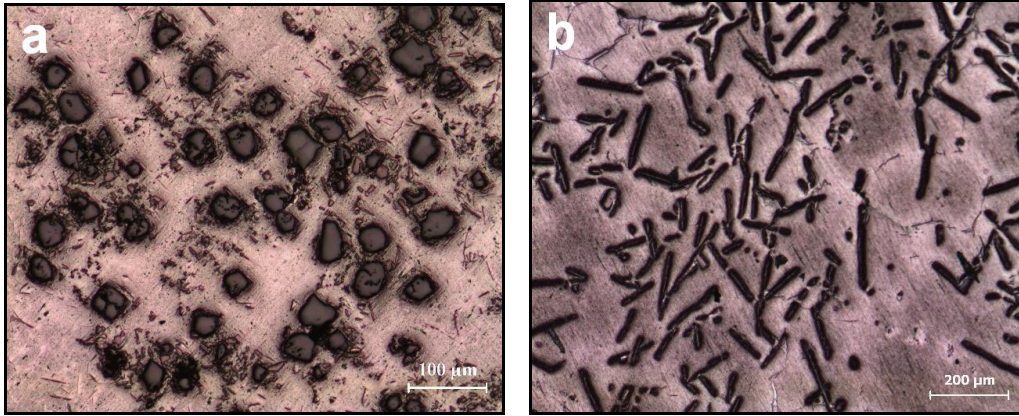
şeklinde iki başlık altında verilmiştir.

4.4.1. Doğrudan ve eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitlerin karşılaştırılmasına yönelik olarak yapılan deneylere ait sonuçlar

Döküş şeklinin mikroyapıya etkilerinin araştırılmasına yönelik olarak yapılan bu deneysel çalışmalarda, 1400 °C’de Al–B sıvı çözeltisi doğrudan ve eğimli soğutma plakası üzerinden grafit potalara dökümleri yapılmıştır. Deneylerden sağlıklı sonuçların alınması amacı ile her iki döküş şeklinde de ticari saflıkta alüminyum matris kullanılmıştır.

Şekil 4.16a ve b’de sırası ile 1400 °C’de doğrudan ve eğimli soğutma plakası üzerinden soğutulmuş grafit potaya yapılan döküm numunelerine ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.16a’da doğrudan döküm yöntemi ile üretilen numunede alüminyum matris alaşımı içerisinde gri renkte ve eşeksenli AlB_{12} yapıları ve kırmızı renkte küçük AlB_2 borür yapılarının yer aldığı görülmektedir. Mikroyapı görüntüsünde AlB_{12} borür yapılarının yoğunluğunun AlB_2 borür yapılarına göre daha

fazla ve boyutlarının daha büyük olduğu görülmektedir. Şekil 4.16b’de eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen deney numunesinde ise eşeksensiz AlB₁₂ yapılarının yerini uzun AlB₂ borür yapılarının aldığı görülmektedir.



Şekil 4.16. a) Doğrudan grafit potaya dökülerek ve b) eğimli soğutma plakası üzerinden soğutularak grafit potaya dökülerek üretilen numunelere ait mikroyapı görüntüsü

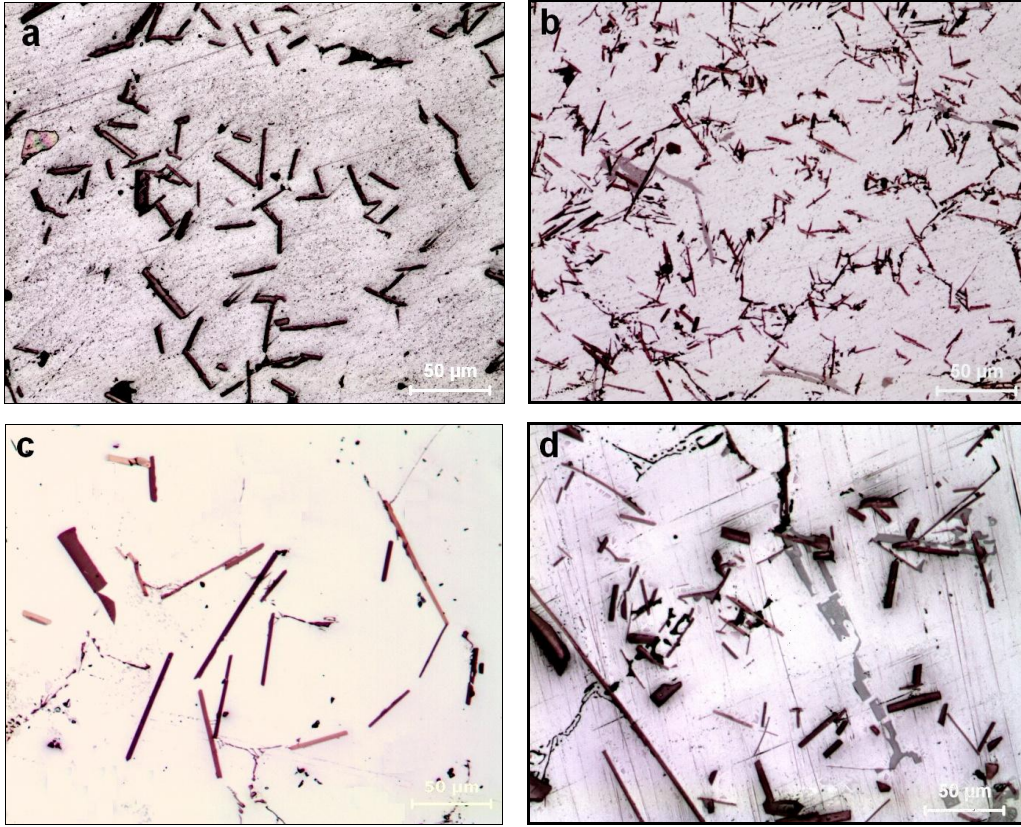
Tablo 4.12’de doğrudan grafit potaya dökülerek üretilen kompozit numuneleri üzerinden ölçülen AlB₁₂ ve AlB₂ borür yapılarına ait ölçüm sonuçları ve bunların ortalamaları verilmiştir. Tablo 4.12’de doğrudan grafit potaya dökülerek üretilen kompozitlerde yuvarlak görünüme sahip AlB₁₂ borür yapılarının çapının ortalama 35µ civarında olduğu, uzun plaklar şeklinde olan AlB₂ borür yapılarının ise ortalama 8,7µ uzunluğunda, 0,7µ kalınlığında ve bunlara bağlı olarak değişen aspekt oranlarının 12,43 değerinde olduğu görülmektedir.

Tablo 4.12. Doğrudan grafit potaya dökülerek üretilen döküm numunesine ait AlB₁₂ ve AlB₂ boyutları

Borür türü	Ölçülen boyut	Ölçüm değerleri, µ			Ort.
		1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	
AlB ₁₂	Çap	36,70	35,40	33,50	35,20
AlB ₂	Genişlik	8,30	8,38	7,51	8,10
	Kalınlık	0,50	0,35	0,75	0,70
	Aspekt oran	12,50	11,89	13,16	12,43

4.4.2. Eğimli soğutma plakası ile doğrudan döküm yöntemi ile üretilen yüksek aspekt oranlı AlB_2/Al , $AlB_2/Al-Si$, $AlB_2/Al-Cu$ ve $AlB_2/Al-Mg$ kompozitlerden elde edilen sonuçlar

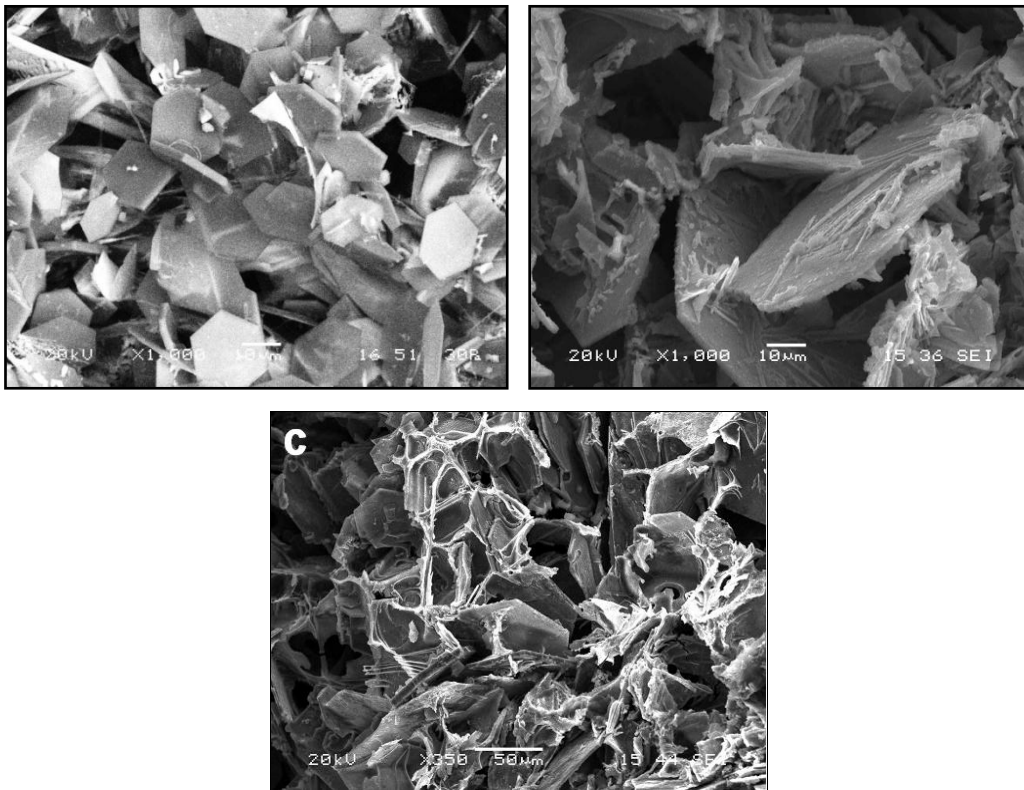
Eğimli soğutma plakası ile AlB_{12} yapılarını içermeyen, yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin üretimlerinin hedeflendiği bu bölümde katkısız, silisyum, bakır ve magnezyum katkılı matris alaşımı kullanılarak yüksek aspekt oranlı AlB_2/Al , $AlB_2/Al-Si$, $AlB_2/Al-Cu$ ve $AlB_2/Al-Mg$ kompozitleri üretilmiş ve bunlarının karakterizasyonlarına yer verilmiştir. Çalışmada induksiyon ocağında $1400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de ergitilen matris alaşımlarına bor oksit ilave edilmiş, bu sıcaklıkta bir saat bekleme sonrasında elde edilen sıvı Al-B alaşımının dökümü eğimli soğutma plakası üzerinden grafit potalara yapılmıştır. Çalışmada her matris için 4 kg ağırlığında AlB_2/Al , $AlB_2/Al-Si$, $AlB_2/Al-Cu$ ve $AlB_2/Al-Mg$ kompozitleri üretilmiştir. Üretilen kompozitlere ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.17(a, b, c ve d)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.17. 1400 °C’de eğimli soğutma plakası üzerinden dökülerek üretilen a) AlB₂/Al, b) AlB₂/Al-Si, c) AlB₂/Al-Cu ve d) AlB₂/Al-Mg kompozitlerine ait mikroyapı görüntüleri

Mikroyapı görüntülerinde yüksek aspekt oranlı AlB₂ borür yapılarının yer aldığı görülmekte ve kompozitlerin hiç birinde eşeksenli AlB₁₂ borür yapılarının yer almadığı görülmektedir. Şekil 4.17a’da AlB₂/Al kompozitinde yalnız AlB₂ yapıları görülürken Şekil 4.17b’de AlB₂/Al-Si kompozitinde AlB₂ borür yapılarının yanında ötektik silisyum kristalleri, Şekil 4.17c’de AlB₂/Al-Cu kompozitinde AlCu₂ intermetalik bileşikleri ve Şekil 4.17d’de ise AlB₂/Al-Mg kompozitinde ise AlMg₂ intermetalik bileşiklerinin yer aldığı görülmektedir.

Şekil 4.18’de sırası ile AlB_2/Al , $AlB_2/Al-Si$ ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozitlerine ait SEM görüntüleri verilmiştir. SEM görüntülerinde AlB_2 borür yapılarının genel olarak altıgen ve ince fleykler şeklinde yer aldığı görülmektedir. Şekil 4.18a’da AlB_2/Al kompozitlerde yalnız AlB_2 borür yapıları gözlenmektedir. Şekil 4.18b’de $AlB_2/Al-Si$ kompozitine ait SEM görüntüsünde AlB_2 borür yapılarının üzerinde ötektik silisyum kristallerinin yer aldığı, Şekil 4.18c’de $AlB_2/Al-Cu$ kompozitine ait SEM görüntüsünde ise AlB_2 borür yapılarının üzerinde Al_2Cu olduğu intermetalik bileşiklerin yer aldığı görülmektedir.



Şekil 4.18. 1400 °C’de eğimli soğutma plakası üzerinden dökülerek üretilen a) AlB_2/Al , b) $AlB_2/Al-Si$, c) $AlB_2/Al-Cu$ kompozitlerine ait SEM görüntüsü

Tablo 4.13’de eğimli soğutma plakası kullanılarak elde edilen kompozitlere ait % B oranları, bunların ortalamaları ve ortalama % B oranları dikkate alınarak hesaplanan % AlB_2 oranları verilmiştir.

Tablo 4.13. Eğimli soğutma plakası kullanılarak elde edilen numuneler üzerinden alınan % B, ortalama %B ve % AlB₂ oranları

Kompozit Türü	% B ölçüm değerleri, %			Ort. %B oranı	Ort. % AlB ₂ oranı
	Y1	Y2	Y3		
AlB ₂ /Al	1,66	1,89	2,05	1,86	4,20
AlB ₂ /Al-Si	1,20	1,06	1,35	1,20	2,71
AlB ₂ /Al-Cu	1,66	1,73	1,77	1,72	3,87
AlB ₂ /Al-Mg	1,20	1,23	1,21	1,21	2,73

Tablo 4.13'den görüldüğü gibi doğrudan döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde % B oranının %1,20 ile %2,05 oranlarında değiştiği ve en yüksek bor oranının ortalama %1,86 ile saf Al matris ile üretilen AlB₂/Al kompozitinde gözlenirken, en düşük % B değerinin %1,20 ile Al-Si matris ile üretilen kompozit numunesinde yer aldığı görülmektedir. Bu ortalama değerlere göre hesaplanan %AlB₂ oranının ise en yüksek AlB₂/Al kompozitinde %4,20 değerinde, buna karşılık en düşük AlB₂ oranının ise AlB₂/Al-Si kompozitinde ortalama %2,71 oranında olduğu görülmektedir.

Tablo 4.14'de eğimli soğutma plakası kullanılarak ölçülen AlB₂ genişlik, kalınlık ve aspekt oranlarına ait ölçüm değerleri ve bunların ortalamaları verilmiştir. Tablo 4.14'da AlB₂ yapılarının genişlik değerinin en yüksek AlB₂/Al kompozitinde 36,10μ, en yüksek AlB₂ aspekt oranının 59,88 ile yine AlB₂/Al kompozitinde olduğu gözlenmiştir. Tabloda AlB₂ kalınlıklarında bir değişikliğin söz konusu olmadığı ve yaklaşık olarak ortalama 0,60μ civarında kaldığı görülmektedir.

Tablo 4.14. Eğimli soğutma plakası kullanılarak elde edilen kompozitlere ait AlB₂ boyutları ve aspekt oranları

Kompozit türü		Ölçülen değerler, μ						Ort.
		1. ölçüm	2. ölçüm	3. ölçüm	4. ölçüm	5. ölçüm	6. ölçüm	
Genişlik	AlB ₂ /Al	34,20	38,40	67,00	29,01	32,02	16,02	36,10
	AlB ₂ /Al-Si	34,94	30,86	22,67	38,66	30,80	25,82	30,62
	AlB ₂ /Al-Cu	31,04	47,15	30,31	20,69	31,70	33,56	32,41
	AlB ₂ /Al-Mg	43,18	32,84	39,80	30,3	30,70	30,08	34,48
Kalınlık	AlB ₂ /Al	0,70	0,56	0,60	0,55	0,63	0,60	0,61
	AlB ₂ /Al-Si	0,53	0,45	0,89	0,53	0,57	0,89	0,64
	AlB ₂ /Al-Cu	0,56	0,57	0,76	0,61	0,57	0,53	0,60
	AlB ₂ /Al-Mg	0,67	0,53	0,47	0,53	0,63	0,80	0,60
Aspekt Oranı	AlB ₂ /Al	48,86	68,57	111,67	52,73	50,79	26,67	59,88
	AlB ₂ /Al-Si	66,38	69,09	25,38	73,45	54,33	28,91	52,92
	AlB ₂ /Al-Cu	55,43	83,18	39,93	33,71	55,92	63,76	55,32
	AlB ₂ /Al-Mg	64,86	62,40	84,55	57,57	48,61	37,52	59,25

Tablo 4.15’de eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitler üzerinde ölçülen % gözenek değerleri ve bunların ortalamaları verilmiştir. Tablo 4.15’de eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitlerin % gözenek değerinin oldukça yüksek olduğu görülmektedir. Hazırlanan tabloda en yüksek gözenek değeri %7,41 ile AlB₂/Al kompozitinde, en düşük gözenek değeri ise ortalama %6,59 ile AlB₂/Al-Si kompozitlerinde gözlenmektedir.

Tablo 4.15. Eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitlere ait % gözenek ölçüm değerleri ve bunların ortalama değerleri

Kompozit Türü	Gözenek ölçümleri, %			Ort. % gözenek
	1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	
AlB ₂ /Al	6,92	7,05	8,25	7,41
AlB ₂ /Al-Si	0,33	18,00	1,45	6,59
AlB ₂ /Al-Cu	12,39	5,11	3,12	6,87
AlB ₂ /Al-Mg	9,00	0,49	10,50	6,66

Tablo 4.16. Eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitlere ait yoğunluk ölçümleri ve bunlarının ortalama değerleri

Kompozit Türü	Yoğunluk ölçümleri, g/cm ³			Ort. Yoğunluk
	1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	
AlB ₂ /Al	2,16	2,25	2,21	2,21
AlB ₂ /Al-Si	2,45	2,46	2,45	2,46
AlB ₂ /Al-Cu	2,37	2,37	2,37	2,37
AlB ₂ /Al-Mg	2,42	2,41	2,39	2,40

Tablo 4.16’da eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitler üzerinden alınan yoğunluk değerleri ve bunlarının ortalamaları verilmiştir. Tablo 4.16’da üretilen kompozitlere ait yoğunluk değerlerinin 2,46g/cm³ ile 2,16g/cm³ arasında değişiklik gösterdiği ve en yüksek yoğunluğa sahip numunelerin 2,45g/cm³ yoğunluk değeri ile AlB₂/Al-Si kompozitinden alındığı gözlenmiştir.

4.5. Takviye Oranlarının Artırılmasına Yönelik Yapılan Deneylere Ait Sonuçlar

AlB₂ kompozitlerinde takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik olarak yapılan deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar;

a- AlB₂ takviye oranlarının tek adımlı doğrudan döküm yöntemi ile artırılmasına yönelik optimizasyon çalışmalarından alınan sonuçlar,

b- Savurma döküm yöntemi ile AlB₂ takviye oranlarının artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar,

c- Ezme döküm yöntemi ile AlB₂ takviye oranlarının artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar,

şeklinde üç bölümde ele alınmıştır.

4.5.1. AlB₂ takviye oranlarının tek adımlı doğrudan döküm yöntemi ile artırılmasına yönelik optimizasyon çalışmalarından alınan sonuçlar

AlB₂ takviye içeriklerinin tek adımlı olarak artırılmasına yönelik olarak “sıcaklık”, “zaman”, “bor oksit ile temas yüzey alanı” ve “matris alaşımı” faktörleri eş zamanlı olarak optimize edilmeye çalışılmıştır. Bu deneylerde Taguchi deneysel tasarım metodundan faydalanılmıştır.

Taguchi deney tasarımına göre yapılan sekiz deneye ait gözlem değerleri, bunların ortalamaları ve “Larger the beter” performans ölçütü için hesaplanan S/N oranları Tablo 4.17’de verilmiştir.

Tablo 4.17. Taguchi deney metodu için deney numunelerinden ölçülen % B değerleri, bunların ortalamaları ve S/N oranları

Deney No.	Ölçülen değer, % B			Ort. % B	S/N
	1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm		
1	1,50	1,50	1,56	1,52	3,64
2	0,88	0,97	0,8	0,88	-1,15
3	0,94	1,03	0,99	0,98	-0,16
4	1,17	1,33	1,46	1,32	2,30
5	1,04	0,98	1,13	1,05	0,39
6	2,08	1,97	2,56	2,20	6,70
7	1,99	1,77	1,93	1,90	5,53
8	1,61	1,56	1,60	1,59	4,01

Tablo 4.17’de Taguchi deneysel tasarımı için yapılan deneylere ait alınan gözlem değerlerine bakıldığında % B oranlarının %0,80 ile %2,56 arasında değiştiğini ve en yüksek % B oranının 6 no’lu deney numunesinde ortalama %2,20 civarında olduğu görülmektedir. Tablo 4.18’de S/N performans ölçütüne göre hesaplanmış ortalama faktör seviyeleri verilmiştir. Tablo 4.18’de verilen faktör seviyelerinin ortalamalarına bakıldığında en yüksek faktör seviyelerinin ortalaması D faktörünün 1. seviyesinde 4,54 değerinde, en düşük faktör seviyesi ortalaması ise D faktörünün 2. seviyesinde 0,77 değerinde olduğu görülmektedir.

Tablo 4.18. S/N oranlarına göre faktör seviyeleri ortalaması

Faktörler	Seviye	
	1	2
A	1,16	4,16
B	2,4	2,92
C	2,35	2,96
D	4,54	0,77

Tablo 4.19. ANOVA varyans analiz tablosu

Faktörler	Kareler Toplamı S	Serbeslik Derecesi f	Karaler Ortalaması	Teorik F $F_{(hesap)}$
A	17,97	1	17,97	31,10 [♦]
B [#]	0,55	1	0,55	0,95
C [#]	0,75	1	0,75	1,3
D	28,47	1	28,47	49,29 [♦]
A x B [#]	0,97	1	0,97	1,68
A x C	6,35	1	6,35	10,99 ⁺
A x D [#]	0,04	1	0,04	0,07
Toplam	52,78	3	17,59	
e	2,31	4	0,58	

#, Hata

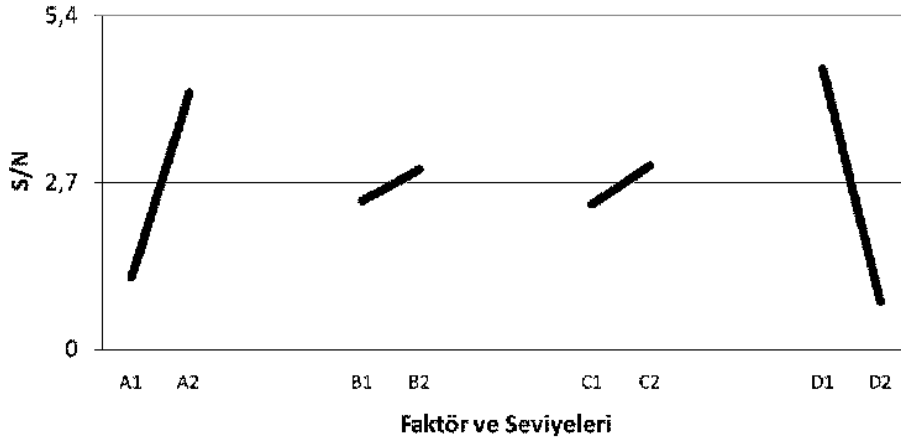
¥, 0,90 güven düzeyi için (4,54)

+ ,0,95 güven düzeyi için (7,75)

♦,0,99 güven düzeyi için (21,00)

Tablo 4.19’de faktörlerin etkinlik derecelerinin belirlenmesi amacı ile “Larger the better” performans ölçütü için hazırlanan ANOVA analiz tablosu görülmektedir. % bor oranının artırılması amacı ile deneysel faktör seviyelerinin optimizasyonuna yönelik olarak hazırlanan Anova tablosunda % B oranları üzerinde D (matris alaşımı) faktörünün 49,9 F değeri ile birinci sırada etkili olduğu ve 10,99 F değeri ile A (bekleme sıcaklığı) faktörünün ise onu takip ettiği görülmektedir. Ayrıca Anova tablosunda B (bekleme sıcaklığı) ve C (bor oksit temas yüzey alanı) faktörünün sistem üzerinde önemli etkiye sahip olmadığı ve A X C (bekleme zamanı ve bor oksit temas yüzey alanı) faktörlerinin karşılıklı etkileşimlerinin etkili olduğu görülmektedir. Tablo 17’de Anova tablosunda etkisi olmadığı düşünülen B (bekleme sıcaklığı), C (bor oksit temas yüzey alanları), A X B (bekleme zamanı ve sıcaklığı etkileşimi) ve A X D (Bekleme zaman ve matris alaşımı etkileşimi) faktörleri “pooling” yapılarak diğer faktörlerin etkinlikleri daha da belirgin hale getirilmiştir.

Şekil 4.19’da maksimum % B için optimum faktör seviyelerinin belirlenmesi amacı ile faktörlerin grafiksel gösterimi yer almaktadır.



Şekil 4.19. Faktörlerinin grafiksel gösterimi

Şekil 4.19’da faktörlerin grafiksel gösteriminden de anlaşılacağı gibi sistem üzerinde D (Matris alaşımı) ve A (Bekleme zamanı) faktörlerinin etkili olduğu, B (Bekleme sıcaklığı) ve C (Bor oksit temas yüzey alanı) faktörlerinin ise % B oranları üzerinde önemli bir etkiye sahip olmadığı görülmektedir. Faktörlerin grafiksel gösteriminde maksimum % B için optimum şartların A2D1 olduğu görülmektedir B ve C faktörlerinin etkilerinin sistem üzerinde önemli bir etkiye sahip olmadıkları için

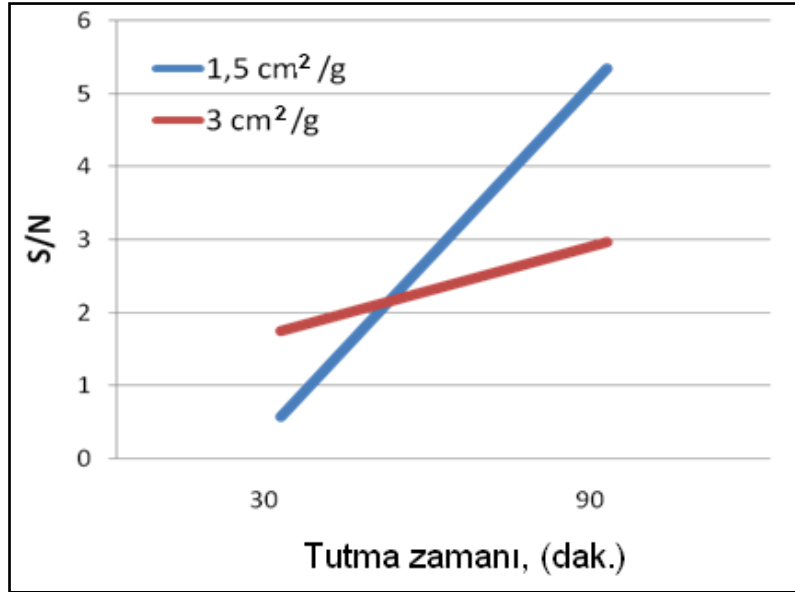
optimizasyon parametrelerine dahil edilmemiştir). Sonuç olarak Taguchi deneysel metodunda, maksimum % B eldesi için yapılacak deneylerde saf Al matris alaşımının kullanılması ve bekleme zamanının mutlaka 90 dakika olması gerektiği sonucuna varılmıştır.

Tablo 4.20’de optimum şartlar dikkate alınarak hesaplanan tahmini S/N oranı, ortalama % B değeri ve S/N ve % B için tahmini güven aralıkları verilmiştir.

Tablo 4.20. A2D1 optimum şartları için tahmini ortalama S/N oranları ve % B değerleri ve güven aralıkları

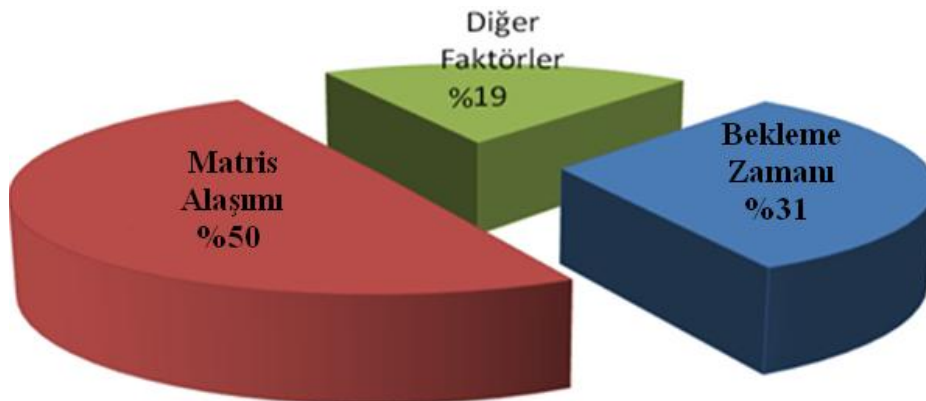
Nicelik	S/N oranları için	% B oranı için
Optimum şartlar	A2D1	A2D1
Ortalama değer, μ	6,04	2,01
$\alpha=0,05$ için güven aralığı	$5,05 < \mu < 7,03$	$1,85 < \mu < 2,27$

Tablo 4.20’de saf Al matris ile 90 dakika beklenilerek yapılan deneylerde beklenen ortalama % B oranının $\mu = \%2,01$ olduğu ve tahmini güven aralığının ise $1,85 < \mu < 2,27$ olduğu görülmektedir. Yapılan çalışmada, 6 ve 7 no’lu deneylerin A2D1 optimum şartlarını sağladığı için ayrıca bir doğrulama deneyinin yapılmasına ihtiyaç duyulmamıştır. Optimum parametrelere sahip olan 6 no’lu deneyde ortalama % B değerinin %2,20, S/N oranının 6,70 olduğu, 7 no’lu deney için ise % B değeri %1,90, S/N oranı 5,53 olduğu görülmektedir ve bu iki değere bakıldığında ikisinin de Tablo 4.20’de belirtilen güven aralığında olduğu görülmektedir. Bu sonuçlar deneylerde uygulanan Taguchi deneysel tasarım metodunun doğru uygulandığını göstermektedir.



Şekil 4.20. Bekleme zamanı ve Bor oksit yüzey alanı faktörlerinin karşılıklı etkileşim (A x C) grafiği

Şekil 4.20’de bekleme zamanı ve bor oksit yüzey alanı faktörlerinin karşılıklı etkileşim (A x C) grafiği verilmiştir. Şekil 4.20’de bor oksit temas yüzey alanının yüksek olması durumunda zaman faktöründen çok etkilendiğini, yüzey alanı faktörünün düşük olması durumunda ise zaman faktöründen önemli düzeyde etkilenmediğini göstermektedir. Yani maksimum % B elde edilebilmesi için yüzey alanının yüksek olması durumunda bekleme süresinin uzun tutulması gerekmektedir.



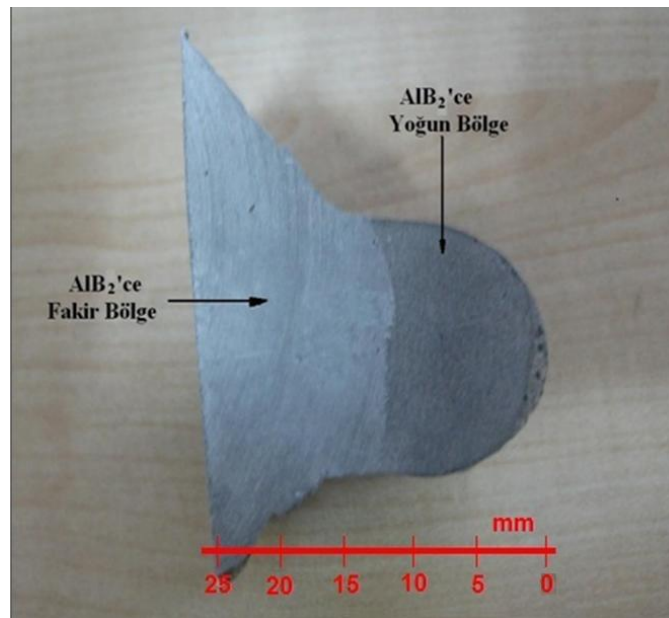
Şekil 4.21. Faktörlerinin sistem üzerindeki dereceleri

Sistem üzerine etki eden faktörlerin yüzdeler etkilerinin saptanması amacı ile Şekil 4.21’de gösterilen grafik verilmiştir. Grafikten yapılan optimizasyon çalışmalarında % B oranları üzerinde en çok etki eden faktörün, %50 etki ile “matris alaşımı”

faktörü olduğu, onu %31 etki ile “bekleme zamanı” faktörü izlemektedir. Sistemde kontrol edilemeyen diğer faktörlerin toplam etkisinin ise %19 oranında olduğu görülmektedir.

4.5.2. AlB_2 takviye içeriklerinin savurma döküm yöntemi ile artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar

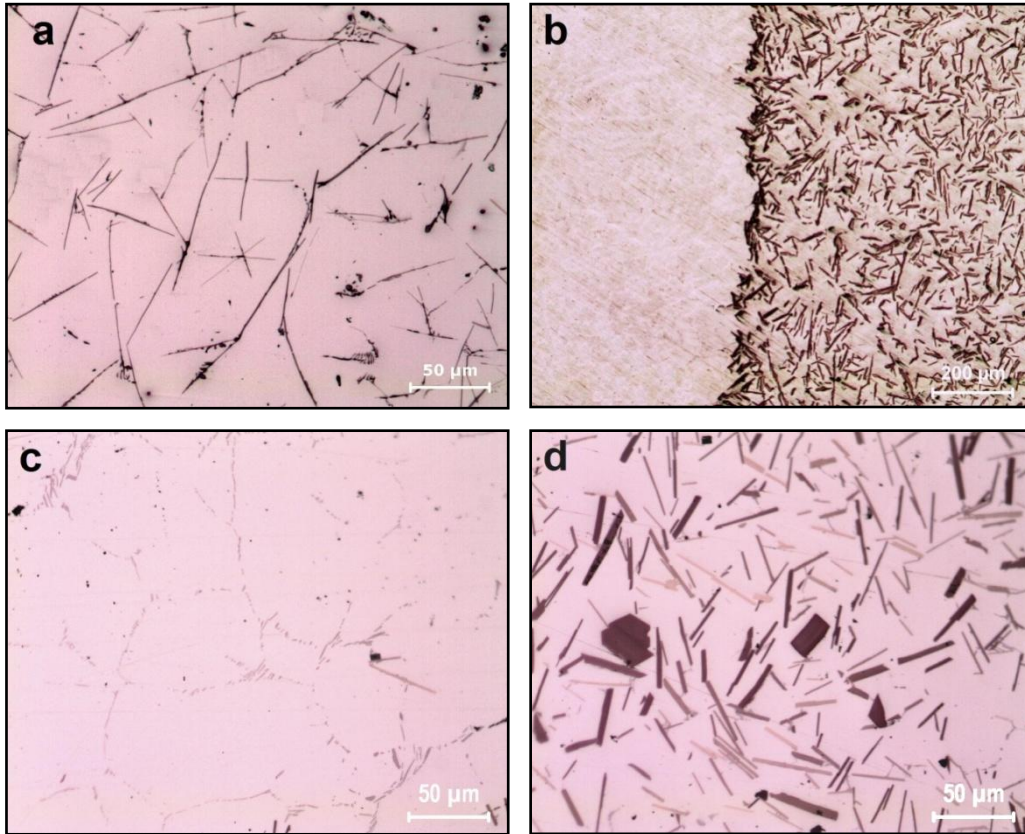
Savurma döküm yöntemi kullanılarak AlB_2 takviye içeriklerinin artırılmasının amaçlandığı bu bölümde başlangıç alaşımı olarak eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen düşük takviye içeriğine sahip AlB_2 kompozitleri kullanılmıştır. Bu amaca yönelik olarak düşük takviye içeriğine sahip kompozitler $800^{\circ}C$ 'de 5 dakika savurma işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.22'de savurma işlemi sonrasında elde edilen bir deney numunesine ait makroyapı görüntüsü yer almaktadır. Şekil 4.22'de üretilen kompozitin AlB_2 'ce zengin ve AlB_2 'ce fakir olmak üzere iki farklı bölgenin mevcut olduğu görülmektedir. Şekilde koyu renkteki AlB_2 'ce zengin bölgenin kalıp dış kısımlarında yer aldığı ve yaklaşık $3cm^2$ 'lik bir bölgeyi temsil ettiği görülmektedir.



Şekil 4.22. Savurma döküm yöntemi ile üretilen AlB_2 kompozitine ait makroyapı görüntüsü

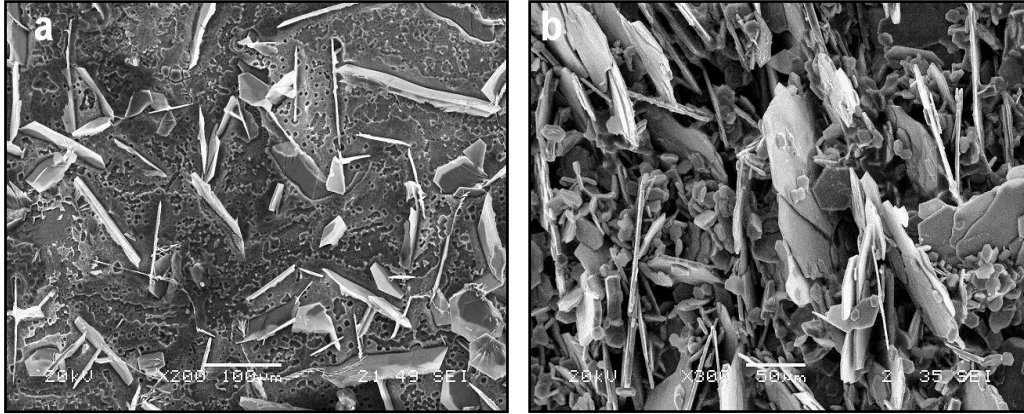
Şekil 4.23b'de AlB_2 'ce zengin ve AlB_2 'ce fakir bölgelerin yer aldığı ara bölgeye ait mikroyapı görüntüsünde AlB_2 'ce zengin ve AlB_2 'ce fakir bölgelerin savurma

kuvvetinin etkisi ile birbirinden keskin bir şekilde ayrıldığı görülmektedir. Matris alaşımının savurma süresince yaklaşık 5 dakika sıvı kalması ve savurma kuvvetinin yeterli olması neticesinde AlB_2 'ce zengin ve AlB_2 'ce fakir bölgelerinin dereceli bir geçiş olmadan keskin bir şekilde birbirinden ayrıldıkları görülmektedir.



Şekil 4.23. a) Master AlB_2 kompozitine, b) AlB_2 'ce zengin ve fakir bölgelerin yer aldığı ara bölgeye, c) AlB_2 'ce fakir ve d) AlB_2 'ce zengin bölgeye ait optik mikroskop mikroyapı görüntüleri

Şekil 4.23a'da savurma işleminde kullanılan yaklaşık %3 AlB_2 içeriğine sahip master kompozitine ait mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Master kompozitine ait mikroyapı görüntüsünde matris alaşımı içerisinde ince AlB_2 borür yapılarının homojen ve rastgele yönlendirilmiş bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Şekil 4.23c ve Şekil 4.23d'de savurma işlemi sonrasında oluşan sırası ile AlB_2 'ce fakir ve zengin bölgeye ait optik mikroskoptan alınan mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Mikroyapı görüntülerinde savurma sonrasında AlB_2 borür yapılarının tamamının AlB_2 'ce zengin bölgelerde toplandığı ve Şekil 4.23c'de AlB_2 'ce fakir bölgede ise AlB_2 borür yapılarının yer almadığı görülmektedir.



Şekil 4.24. a) AlB_2 master kompozitine ve b) AlB_2 'ce zengin bölgeye ait SEM görüntüsü

Şekil 4.24a ve Şekil 4.24b'de sırası ile master kompozitine ve savurma sonrasında elde edilen AlB_2 'ce zengin bölgeye ait SEM görüntüleri verilmiştir. SEM görüntülerinde düşük AlB_2 takviye oranına sahip master kompozitin savurma işlemi sonrasında AlB_2 takviye oranının AlB_2 'ce zengin bölgelerde artmış olduğu görülmektedir.

Tablo 21'de üretilen kompozitler üzerinde % B dağılımlarının tespiti amacı ile $AlB_2/Al-Cu$ kompoziti üzerinden Şekil 3.14'de belirtilen 1. ve 3. bölge (AlB_2 'ce zengin bölgenin) ve 5. bölge (AlB_2 'ce fakir) bölgelerde % B ölçümleri ve bunların ortalamaları verilmiştir.

Tablo 4.21. $AlB_2/Al-Cu$ kompozitine ait % B ölçümleri

Gözlem Bölgesi	% B ölçüm değerleri			Ort.
	1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	
1. bölge	5,48	4,63	4,88	5,00
3. bölge	4,50	4,90	5,20	4,87
5. bölge	0,00	0,02	0,10	0,04

Tablo 4.21'de en yüksek bor çözünürlüğünün 1. bölgede AlB_2 'ce zengin bölgenin en dış bölümünde %5 olduğu ve onu %4,87 değeri ile 3. bölgenin izlediği görülmektedir. AlB_2 'ce fakir bölgeyi temsil eden 5. bölgede ise % B oranının hızlı bir şekilde düşerek sıfır değerine yaklaşmış olduğu görülmektedir.

Eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen düşük takviye içeriğine sahip kompozitlerin, savurma döküm yöntemi ile takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik alüminyum matrise katkı elementlerinin AlB_2 takviye oranları üzerine etkilerinin belirlenmesi amacı ile saf Al, silisyum ve bakır katkılı olmak üzere üç farklı alüminyum matrisli kompozitler (AlB_2/Al , $AlB_2/Al-Si$ ve $AlB_2/Al-Cu$) savurma işlemine alınmıştır. Savurma işlemi sonrasında üretilen kompozitlere ait % B oranları, bunlarının ortalamaları ve ortalama % B değerleri dikkate alınarak hesaplanan % AlB_2 oranları Tablo 4.22’de verilmiştir.

Tablo 4.22. Savurma işlemi sonrasında AlB_2 ’ce zengin bölgelerden alınan %B değerleri, bunların ortalamaları, ortalama % B değerleri dikkate alınarak hesaplanan % AlB_2 oranları

Matris alaşımı	Kompozit türü	Ölçüm % Bor değerleri			Ort. % B oranı	Ağırlıkça % AlB_2 oranı
		1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm		
Saf Al	AlB_2/Al	5,20	4,33	4,22	4,58	10,31
Al-Si	$AlB_2/Al-Si$	5,03	4,47	4,97	4,82	10,85
Al-Cu	$AlB_2/Al-Cu$	5,48	4,63	4,88	5,00	11,24

Tablo 4.22’de savurma işlemi sonrasında düşük takviye içeriğine sahip kompozitlerin takviye içeriklerinin AlB_2 ’ce zengin bölgelerde yaklaşık %11 civarına kadar yükselmiş olduğu ve en yüksek % AlB_2 takviye içeriğinin $AlB_2/Al-Cu$ kompozitinde ortalama %11,24 en düşük AlB_2 takviye oranı ise AlB_2/Al kompozitinde ortalama %10,31 değerinde olduğu görülmüştür.

Bundan sonraki sonuçların sunumunda, savurma işlemi ile yaklaşık %10 AlB_2 içeriğine sahip olan AlB_2 ’ce zengin bölgeler “kompozit”, takviye içeriği sıfır yakın olan AlB_2 ’ce fakir bölgeler “matris” olarak ifade edilecektir. Tablo 4.23’de savurma döküm sonrası AlB_2 ’ce zengin (kompozit) ve fakir (matris) bölgelerden alınan yoğunluk ölçümleri ve ortalamaları verilmiştir.

Tablo 4.23. Savurma döküm sonrasında AlB_2 'ce zengin (kompozit) ve fakir (matris) bölgelerden alınan yoğunluk ölçümleri ve ortalamaları

Kompozit türü	Bölge	Yoğunluk ölçümleri, g/cm^3			Ort.
		1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	
AlB_2/Al	Kompozit	2,72	2,72	2,72	2,72
	Matris	2,68	2,68	2,68	2,68
$AlB_2/Al-Si$	Kompozit	2,72	2,72	2,73	2,72
	Matris	2,66	2,67	2,66	2,67
$AlB_2/Al-Cu$	Kompozit	2,82	2,83	2,83	2,83
	Matris	2,78	2,79	2,78	2,79

Tablo 4.23'de savurma işlemi ile kompozit olarak tanımlanan AlB_2 'ce zengin bölgelerin yoğunluklarının, matris olarak tanımlanan AlB_2 'ce fakir bölgelerden daha yüksek olduğu görülmektedir. Ayrıca Tablo 4.23'de en yüksek yoğunluk değerinin $AlB_2/Al-Cu$ kompozitinde $2,82g/cm^3$ olduğu, en düşük yoğunluk değerinin ise Al matris alaşımında $2,68g/cm^3$ değerinde olduğu görülmektedir.

Tablo 4.24'de karışımlar kuralı denklemi ile hesaplanmış teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerlerinin karşılaştırılması verilmiştir. Arşimet düzeneği ile ölçülen yoğunluk değerlerinin, % AlB_2 takviye içerikleri dikkate alınarak hesaplanan teorik yoğunluklarının karşılaştırılmasının yapıldığı tabloda, teorik değerler ile ölçülen değerlerin bir birine çok yakın olduğu ve en yüksek teorik ve deneysel yoğunluk değerinin $AlB_2/Al-Cu$ kompozitinde $2,83g/cm^3$ civarında olduğu görülmektedir.

Tablo 4.24. Yoğunluk karşılaştırma tablosu

Kompozit türü	AlB_2 takviye oranı, %	Ölçülen matris yoğunluğu, g/cm^3	Ölçülen kompozit yoğunluğu, g/cm^3	Hesaplanan kompozit yoğunluğu, g/cm^3
AlB_2/Al	10,30	2,68	2,72	2,73
$AlB_2/Al-Si$	10,90	2,67	2,72	2,72
$AlB_2/Al-Cu$	11,20	2,77	2,83	2,83

Üretilen kompozitlerde savurma yönüne bağlı olarak % gözenek değişimlerinin belirlenmesi amacı ile kalıp iç kısmından dış yüzeyine doğru Şekil 3.14’de görülen altı bölgeden ortalama % gözenek değerleri alınmıştır. Tablo 4.25’de üretilen kompozitler üzerinden alınan % gözenek sonuçları görülmektedir. % gözenek sonuçlarına göre hazırlanan Tablo 4.25’de genel olarak kalıp dış yüzeyinden uzaklaştıkça % gözenek oranının azaldığı ve en yüksek % gözenek değerinin AlB_2/Al kompozitinde 1. bölgede %1,42 (1mm mesafede), en düşük % gözenek değerinin ise $AlB_2/Al-Cu$ kompozitinde 4. Bölgede (15mm mesafede) %0,21 oranında olduğu görülmektedir.

Tablo 4.25. Kalıp dış yüzeyinden iç yüzeyine doğru altı bölgeye ait % gözenek ölçüm değerleri

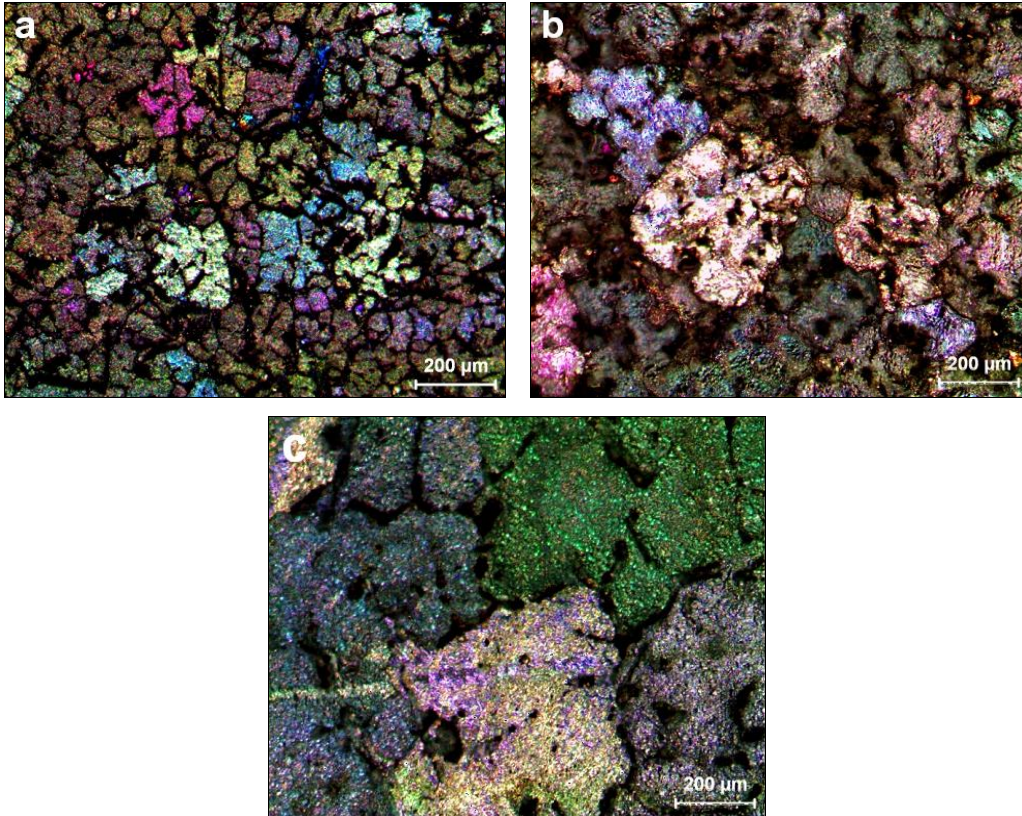
Kompozit türü	AlB_2 'ce fakir bölge			AlB_2 'ce zengin bölge		
	25mm	20mm	15mm	10mm	5mm	1mm
AlB_2/Al	0,17	0,19	0,019	1,94	2,00	1,43
$AlB_2/Al-Si$	0,22	0,22	0,21	0,40	0,46	0,86
$AlB_2/Al-Cu$	0,05	0,29	0,07	0,32	0,20	0,59

Savurma yöntemi ile üretilen kompozitlerde, savurma yönüne bağlı olarak tane dağılımlarının belirlenmesi amacı ile Şekil 3.23’de belirlenen altı bölgeden ortalama tane boyut değerleri alınmıştır. Tablo 4.26’da deneyler sonrasında alınan tane boyut değerleri görülmektedir. Tablo 4.26’da kompozitlerin tane boyutlarının kalıp dış yüzeyinden uzaklaştıkça arttığı görülürken, en düşük ortalama tane boyutu $AlB_2/Al-Si$ kompozitinde 1. bölgede (1mm mesafede) 55μ civarında, en yüksek tane boyutu ise $AlB_2/Al-Cu$ kompozitinde 6. bölgede (25 mm mesafede) yaklaşık 600μ civarında olduğu görülmektedir.

Tablo 4.26. Kalıp dış yüzeyinden iç yüzeyine doğru belirlenen altı bölgeye ait ortalama tane boyutu

Kompozit türü	AlB_2 'ce fakir bölge			AlB_2 'ce zengin bölge		
	25mm	20mm	15mm	10mm	5mm	1mm
AlB_2/Al	556	418	305	212	192	147
$AlB_2/Al-Si$	396	439	306	69	71	55
$AlB_2/Al-Cu$	600	400	346	170	158	110

Şekil 4.25a, b ve c’de AlB_2/Al kompozitlerinin tane boyutlarının belirlenmesi amacı ile sırası ile 1. bölge, 3. bölge ve 6. bölgelere ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.25’de görüldüğü gibi, kompozitlerinin tane boyutlarının kalıp dış yüzeyinden uzaklaştıkça arttığı ve en küçük tane boyutunun Şekil 4.25a’de 1. bölgede, en büyük tane boyutunun ise Şekil 4.25c’de 6. bölgede yer aldığı görülmektedir.



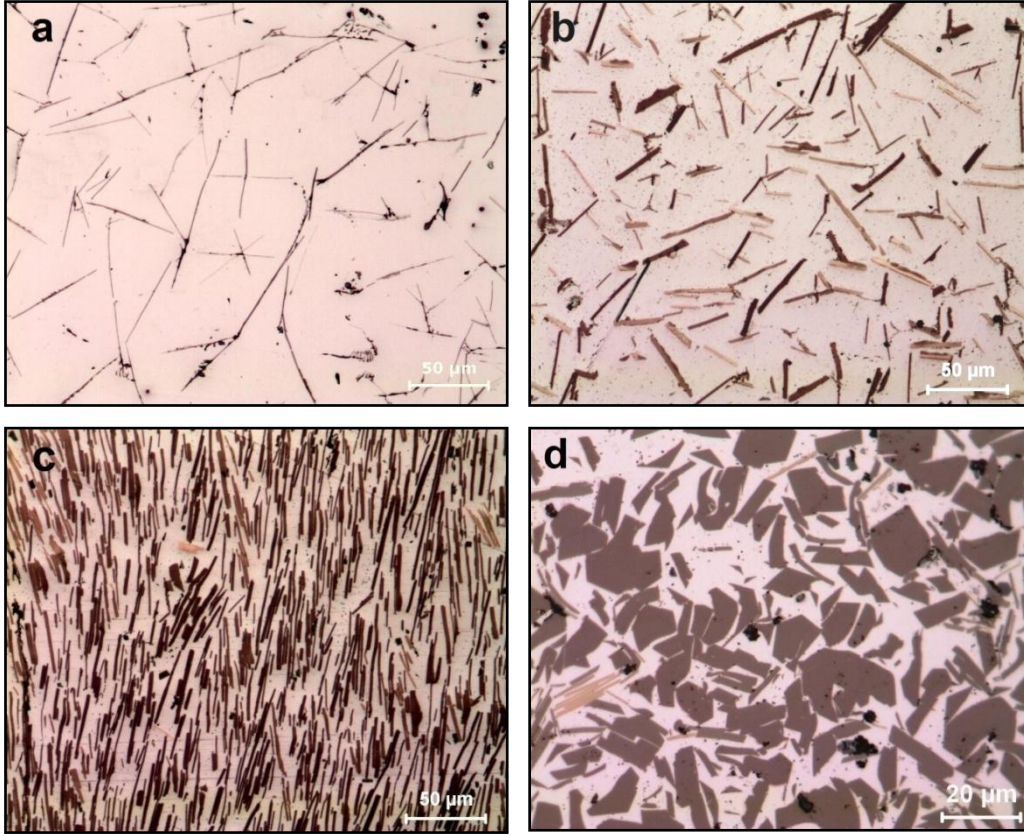
Şekil 4.25. AlB_2/Al kompoziti sırası ile 1., 3. ve 6. Bölgelere ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü

4.5.3. Ezme döküm yöntemi ile AlB_2 takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik deneysel sonuçlar

AlB_2 takviye içeriklerinin artırılması amacı ile ezme döküm yönteminin kullanıldığı bu bölümde, 800 °C’de yarı katı haldeki, düşük AlB_2 takviye içeriğine sahip AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozitlerinin 20 ve 60 bar basınç altında ezme döküm yöntemi ile takviye içerikleri artırılmıştır. Ezme döküm yöntemi ile kompozitlerde AlB_2 takviye içeriğinin artırılması teknik olarak, 800 °C’de (“ $Al_{(sıvı)} + AlB_{2(katı)}$ ” bölgesinde) sıvı halde bulunan matrisin kalıba uygulanan basınç etkisi ile kalıp üzerinde yer alan

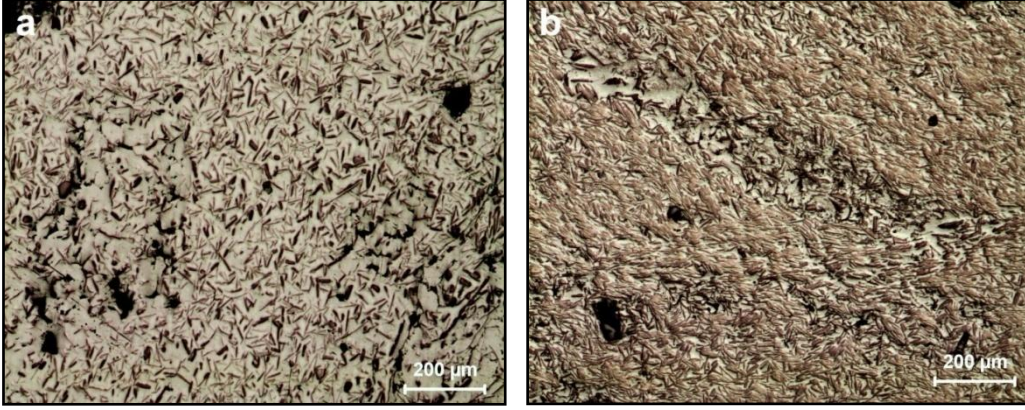
tahliye kanallarından süzülerek sıvı matris içerisinde AlB_2 konsantrasyonunun artırılması ile gerçekleştirilmiştir.

Şekil 4.26a'da deneylerde kullanılan %3 AlB_2 takviye içeriğine sahip master AlB_2 kompozitinin mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Şekil 4.26a'da alüminyum matris içerisinde yer alan ince AlB_2 yapılarının homojen ve seyrek bir dağılım sergilediği görülmektedir. Şekil 4.26b'de 20 bar basınç altında ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozite ait mikroyapı görüntüsünde AlB_2 borür yapılarının konsantrasyonunun arttığı ve düzensiz ve homojen bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Şekil 4.26c ve Şekil 4. 26d'de 60 bar basınç altında üretilen kompozitlere ait sırası ile uygulanan basınca dik ve paralel yönlerdeki mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekillerde 60 bar basınç altında AlB_2 borür yapılarının yoğunluğunun önemli oranda arttığı ve AlB_2 borür yapılarının ezme ve filtreleme basıncı yönünde istiflenerek belirli bir yönlenme kazandığı görülmektedir.

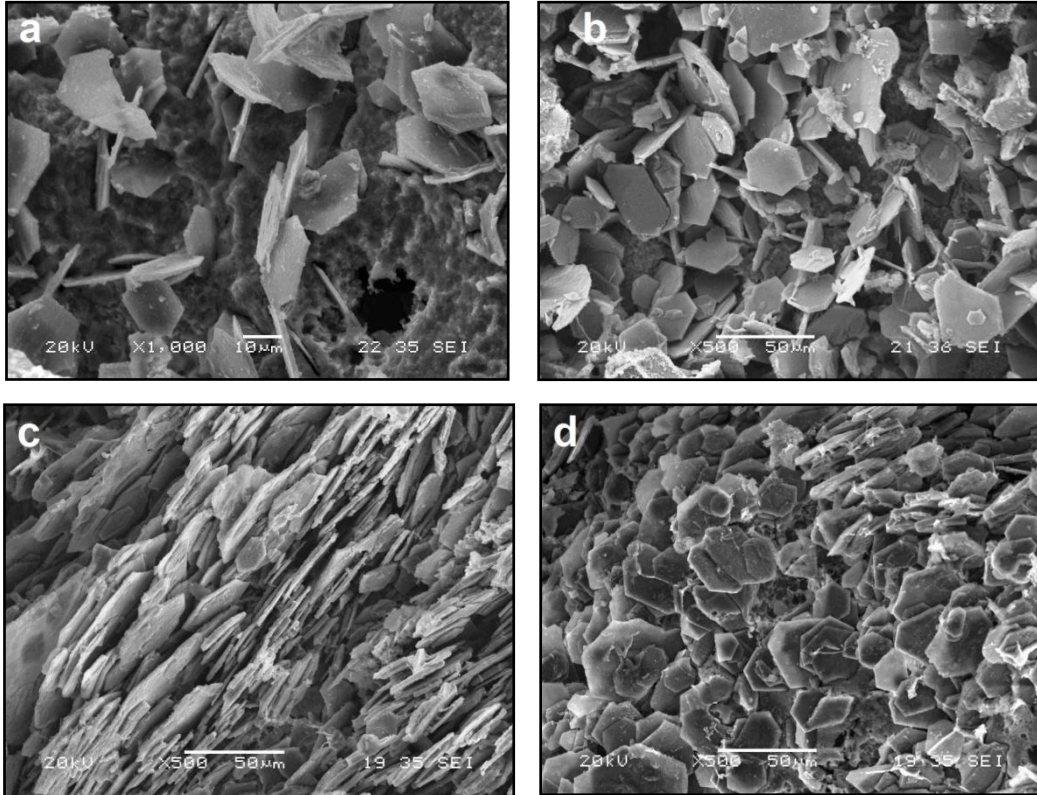


Şekil 4.26. a) %3 AlB_2 takviye içeriğine sahip master kompozite b) 20 bar'lık basınç altında üretilen, c) 60 Bar basınç altında (basınç yönüne paralel) ve d) 60 Bar basınç altında (basınç yönüne dik) üretilen kompozitlere ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü

Şekil 4.27a'da 20 Bar basınç altında filtrelenerek, Şekil 4.27b'de ise 60 Bar basınç altında filtrelenerek üretilen kompozitlere ait genel mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Üretilen kompozitlerin mikroyapı görünümüne genel olarak bakıldığında 20 bar basınç altında üretilen kompozitin mikroyapı görüntüsünde süreksizliklerin ve boşluklarının yer aldığı görülmektedir. Şekil 4.27'de 60 Bar basınç altında ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozite ait mikroyapı görüntüsünde ise gözenek boşluklarının azalmış olmasına rağmen süreksizliklerin hala devam ettiği, buna ek olarak yapıda ince AlB_2 yapılarının yanında kompleks şekilli AlB_{12} borür yapılarının yer aldığı görülmektedir.



Şekil 4.27. a) 20 Bar basınç altında b) 60 Bar basınç altında üretilen kompozitlere ait optik mikroskop mikroyapı görüntüleri



Şekil 4.28. a) %3 AlB₂ takviye içeriğine sahip master kompozit, b) 20 bar basınç altında üretilen, c) 60 Bar basınç altında (basınç yönüne paralel) ve d) 60 Bar basınç altında (basınç yönüne dik) üretilen kompozitlere ait SEM görüntüleri

Şekil 4.28a'da gösterilen master kompozitine, Şekil 4.28b'de 60 bar basınç altında üretilen, Şekil 2.28c (basınç yönüne paralel) ve Şekil 4.28d'de (basınç yönüne dik) 60 bar basınç altında üretilen kompozitlere ait SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil

4.28a'da ki master alaşımına ait SEM görüntüsünde AlB_2 borür yapılarının oranının düşük olduğu ve ince altıgen fleykler şeklinde gelişi güzel dağılım sergilediği görülmektedir. Şekil 4.28b'de 20 Bar basınç altında üretilen AlB_2 borür yapılarının rastgele dağılım özelliğini koruduğu ve buna karşın oranlarının artmış olduğu görülmektedir. Şekil 4.28c ve Şekil 4.28d'de 60 bar basınç altında AlB_2 borür yapılarının oranının önemli düzeyde arttığı ve fleyk şeklindeki AlB_2 borür yapılarının ezme basıncı yönünde istiflenerek belirli bir oryantasyon kazandığı görülmektedir.

Tablo 4.27'de 800 °C'de 20 ve 60 Bar basınç altında üretilen ve master kompozitine ait % B ölçümleri, bunların ortalamaları ve ortalama % B oranları dikkate alınarak hesaplanmış % AlB_2 içerikleri verilmiştir. Tablo 4.27'de uygulanan ezme basıncının artmasına bağlı olarak AlB_2 takviye içeriklerinin arttığı görülmektedir. Ayrıca hazırlanan tabloda yapılan filtreleme işlemleri sonrasında en yüksek AlB_2 takviye içeriklerinin 60 bar basınç altında üretilen kompozitte yaklaşık %30 civarında olduğu görülmektedir.

Tablo 4.27. Master kompoziti, 20 ve 60 bar basınç altında ezme döküm yöntemi ile üretilen AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozitine ait % B değerleri, bunların ortalamaları ve % AlB_2 oranları

Kompozit türü	Üretim	Ölçülen % Bor oranları			Ort. % B	Ort. % AlB_2
		1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm		
AlB_2/Al	Doğrudan döküm	1,83	1,90	1,80	1,84	4,15
	20 Bar ezme döküm	3,90	4,70	4,30	4,30	9,68
	60 Bar ezme döküm	15,70	14,35	13,50	14,52	32,66
$AlB_2/Al-Cu$	Doğrudan döküm	1,66	1,89	2,05	1,87	4,20
	20 Bar ezme döküm	4,50	4,20	4,30	4,33	9,75
	60 Bar ezme döküm	13,76	13,50	13,06	13,44	30,24

Tablo 4.28’de master kompoziti ve 20 ve 60 bar filtreleme basıncı uygulanarak üretilen kompozitlere ait % AlB_2 takviye oranları, % gözenek ve yoğunluk değerleri verilmiştir. Tabloda genel olarak % gözenek değerinin artmasına bağlı olarak kompozitlerin yoğunluk değerlerinin azalmış olduğu görülmektedir. Tabloda en yüksek % gözenek değeri doğrudan döküm yöntemi ile üretilen AlB_2/Al kompozitinde ortalama %7,41, en düşük % gözenek değerinin 60 bar basınç altında üretilen AlB_2/Al kompozitinde ortalama %0,92 oranında olduğu görülmektedir. Ölçülen en düşük yoğunluk değeri doğrudan döküm yöntemi ile üretilen AlB_2/Al kompozitinde $2,21g/cm^3$, en yüksek yoğunluk değeri ise 60 Bar basınç altında üretilen AlB_2/Al kompozitinde $2,80g/cm^3$ ’dür.

Tablo 4.28. Master kompoziti, 20 ve 60 bar’lık basınç altında ezme döküm yöntemi ile üretilen $AlB_2/Al-Cu$ kompozitine ait % gözenek ölçümleri ve bunların ortalamaları

Kompozit türü	Üretim yöntemi	Takviye oranı, %	Gözenek oranı, %	Yoğunluk, g/cm^3
AlB_2/Al	Doğrudan döküm	4,15	7,41	2,21
	20 Bar ezme döküm	9,68	0,97	2,65
	60 Bar ezme döküm	32,66	0,92	2,80
Al Matris	60 Bar ezme döküm	0,00	–	2,67
$AlB_2/Al-Cu$	Doğrudan döküm	4,20	6,87	2,37
	20 Bar ezme döküm	9,75	1,72	2,72
	60 Bar ezme döküm	30,24	1,46	2,73
Al-Cu Matris	60 Bar ezme döküm	0,00	–	2,77

Tablo 4.29. 20 ve 60 Bar basınç altında filtreleme yöntemi ile üretilen AlB₂ kompozitlerine ait AlB₂ genişlik, kalınlık ve aspekt oranları

Üretim türü		AlB ₂ ebatları ve aspekt oranları, μ					Ort. değerler
		1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	4.ölçüm	5.ölçüm	
20 Bar basınç altında ezme döküm	Genişlik	30,02	31,3	30,89	33,67	26,16	30,41
	Kalınlık	0,81	0,51	0,59	0,64	0,54	0,62
	Aspekt	36,87	61,93	52,35	52,89	48,13	50,43
60 Bar basınç altında ezme döküm	Genişlik	29,15	22,00	32,15	30,04	32,00	29,07
	Kalınlık	0,63	0,79	0,60	0,60	0,48	0,62
	Aspekt	46,64	27,91	53,63	49,73	66,74	48,93

Tablo 4.29’da 20 ve 60 Bar ezme basıncı uygulanarak üretilen kompozitlere ait AlB₂ genişlik, kalınlık ve aspekt oranları verilmiştir. Tablo 4.29’da iki farklı filtreleme basıncı ile üretilen kompozitlerde AlB₂ yapılarının genişlik ve aspekt oranlarının önemsiz düzeyde de olsa değişimi gözlenirken, kalınlıklarında önemli bir değişim gözlemlenmemiştir. Tabloda filtreleme basıncının artmasına karşın, AlB₂ yapılarının kalınlıklarının ortalama 0,62 μ seviyesinde kaldığı, genişliklerinin 30,41 μ ’dan 29,07 μ ’a, aspekt oranlarının ise 50,43 değerinden 48,93 değerine düştüğü görülmektedir.

4.6. Üretilen Kompozitlere Ait Sertlik, Çekme ve Basma Sonuçlar

Yapılan çalışmalarda doğrudan döküm yöntemi ile ancak <% 4 AlB₂ takviye oranına sahip kompozitler üretilmiştir. Çalışmada AlB₂ takviye oranlarının artırılması amacı ile ezme döküm ve savurma döküm yöntemlerinden faydalanılmıştır. Yapılan optimizasyonlar sonucunda savurma döküm yöntemi ile en fazla %10, ezme döküm yöntemi ile de en fazla %32 AlB₂ takviye içeriğine sahip kompozitler

üretilebilmiştir. Doğrudan döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde yüksek oranda gözenek içermeleri nedeniyle sağlıklı bir sertlik, çekme ve basma değerleri alınamamış ve bu bölümde savurma ve ezme döküm yöntemleri kullanılarak üretilen kompozitlere ait sonuçlar sunulmuştur.

4.6.1. Sertlik test sonuçları

Savurma ve ezme döküm yöntemi kullanılarak üretilen kompozitlerin sertlik ölçümlerinde AlB_2 takviye içeriği, üretim yöntemleri, alüminyum matris alaşımına ait katkı elementi ve T6 ısıl işlem durumları dikkate alınmıştır.

Tablo 4.30'da savurma işlemi sonrasında ölçülen sertlik değeri verilmiştir. Tabloda sertlik değeri, kalıp dış yüzeyinden iç kısımlara doğru altı bölgede T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrasında alınmıştır.

Tablo 4.30. Kalıp dış yüzeyinden iç yüzeyine doğru belirlenen altı bölgeye ait T6 işlemi öncesi ve sonrası ölçülen ortalama HB sertlik değerleri verilmiştir.

Kompozit türü	AlB_2 'ce fakir bölge			AlB_2 'ce zengin bölge		
	25mm	20mm	15mm	10mm	5mm	1mm
AlB_2/Al	31,20	29,40	32,70	40,30	42,80	42,90
$AlB_2/Al-Si$	54,90	53,10	50,90	59,00	59,00	59,00
$AlB_2/Al-Cu$	53,00	48,10	47,20	66,00	66,50	69,00
$AlB_2/Al-Si (T6)$	47,00	53,00	56,00	88,00	86,00	82,00
$AlB_2/Al-Cu (T6)$	60,00	52,00	54,00	85,00	79,00	91,00

Tabloda kalıp dış yüzeylerinde HB sertlik değerinin en yüksek olduğu (1–10mm mesafe aralığında) ve iç bölgelere doğru (10–25mm mesafe aralığında) azaldığı görülmektedir. Tabloda ayrıca T6 ısıl işlemi ile kompozit ve matris alaşımlarının HB sertlik değerlerinin arttığı gözlenirken, en yüksek HB sertlik değeri $AlB_2/Al-Cu$ kompozitinde T6 ısıl işlemi sonrasında 1. bölgede 91 HB olarak ölçülmüş, en düşük sertlik değeri ise AlB_2/Al kompozitinde 6. bölgede 32,7 HB olarak ölçülmüştür.

Savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde AlB_2 'ce zengin ve fakir iki farklı bölge tespit edilmiştir. Kompozitler üzerinde yapılan % AlB_2 ölçümlerinde AlB_2 'ce zengin bölgelerde takviye içeriğinin yaklaşık %10, AlB_2 'ce fakir bölgelerde ise AlB_2 oranının sıfır değerine yakın olduğu görülmüştür. Bu nedenle AlB_2 'ce zengin bölgeler kompozit, AlB_2 'ce fakir bölgeler ise matris olarak ifade edilecektir.

Tablo 4.31'de savurma döküm sonrasında kompozit olarak tanımlanan %10 AlB_2 içeriğine sahip AlB_2 'ce zengin (1. 2. ve 3. bölgeler) ve matris alaşımı olarak tanımlanan %0,01 AlB_2 içeriğine sahip AlB_2 'ce fakir bölgelerden alınan (4. 5. ve 6. bölgeler) ortalama HB sertlik değerleri T6 ısıl işlem durumları ile birlikte verilmiştir.

Tablo 4.31. Savurma döküm sonrası üretilen %10 AlB_2 içeriğine sahip kompozitler ve matris alaşımlarına ait ortalama HB sertlik değerleri

Kompozit Türü	Sertlik, HB	
	Kompozit	Matris
%10 AlB_2/Al	42	31
%10 $AlB_2/Al-Si$	59	53
%10 $AlB_2/Al-Cu$	67	49
%10 $AlB_2/Al-Si$ (T6)	85	52
%10 $AlB_2/Al-Cu$ (T6)	84	55

Tablo 4.31'de kompozitlerin sertlik değerlerinin matris alaşımlarına göre daha yüksek olduğu ve en yüksek sertlik değerinin 85 HB ile $AlB_2/Al-Si$ kompozitinde T6 ısıl işlemi sonrasında elde edildiği görülmektedir.

Yapılan çalışmalarda AlB_2 takviye içeriklerinin artırılması amacı ile ezme döküm yönteminden faydalanılmıştır ve iki farklı basınç altında %10 ve %30 oranında AlB_2 takviye içeriğine sahip AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozitleri üretilmiştir. Tablo 4.32'de ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerin takviye içerikleri, HB sertlik değerleri ve bunların ortalamaları verilmiştir.

Tablo 4.32. Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait sertlik değerleri ve bunlarının ortalamaları

Kompozit türü	AlB ₂ takviye oranı, %	Sertlik ölçümleri, HB			
		1.ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	Ort.
AlB ₂ /Al	0	31	29	31	30.3
	10	68	64	54	62.0
	30	97	93	92	94.0
AlB ₂ /Al-Cu	0	47	53	52	50.7
	10	97	93	92	94.0
	30	114	126	123	121.0

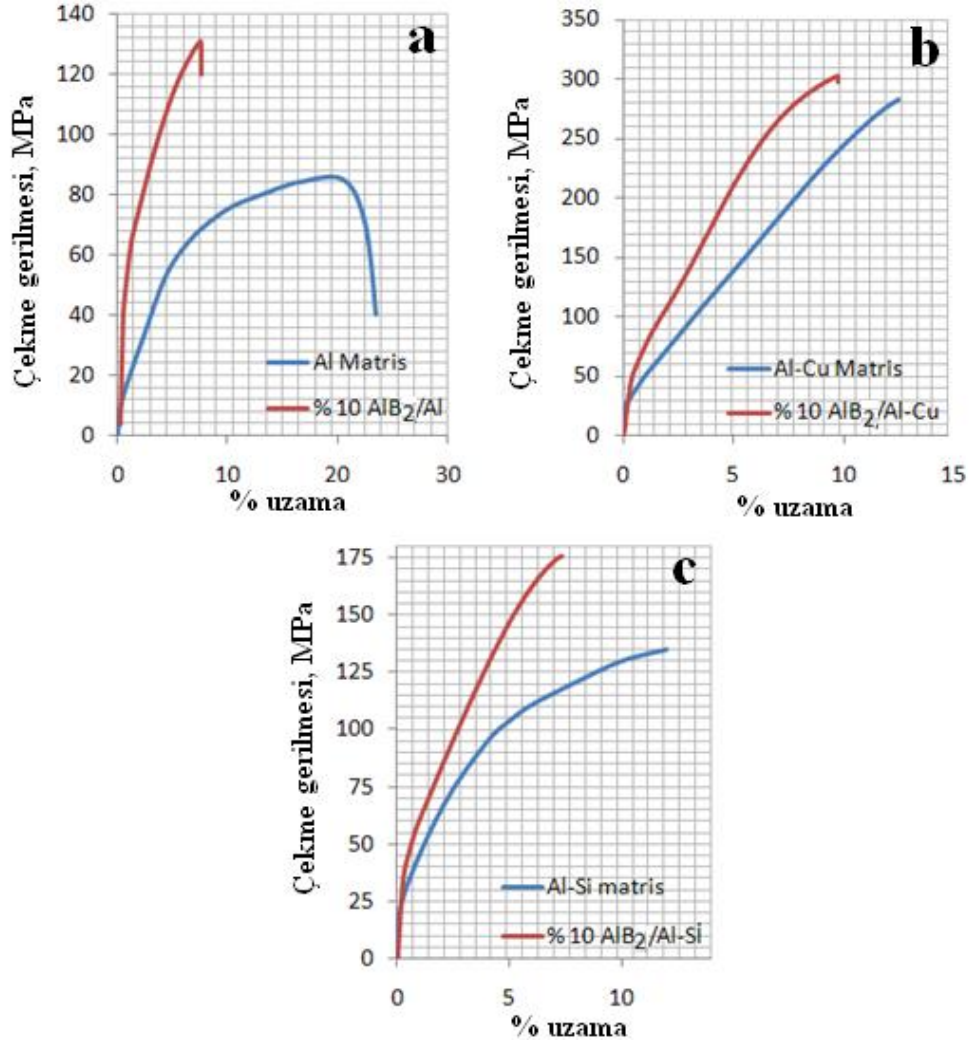
Tablo 4.32’de ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde takviye içeriklerinin artmasına bağlı olarak sertlik değerlerinin arttığı görülmektedir. Matris alaşımlarına ait katkı elementinin de önemli oranda etkili olduğu görülen sertlik değerlerinde en yüksek HB sertlik değeri %30 AlB₂ içeriğine sahip AlB₂/Al-Cu kompozitinde ortalama 121 HB olduğu görülmektedir.

4.6.2. Çekme dayanımı test sonuçları

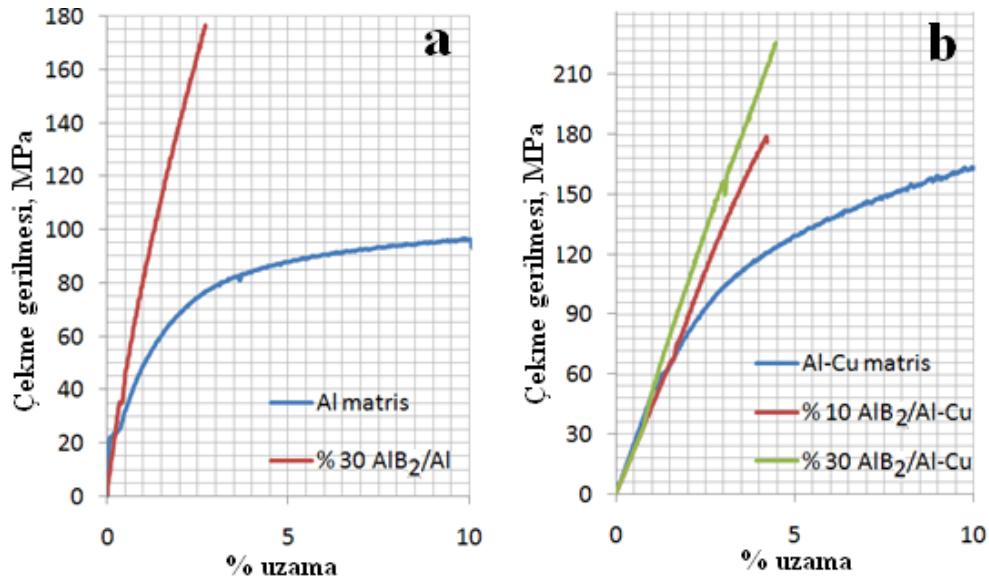
Yapılan çalışmalarda AlB₂ kompozitlerinin çekme testlerinin yapılması amacı ile savurma ve ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozit ve matris alaşımları kullanılmıştır. İki farklı üretim yöntemi kullanılarak üretilen kompozitler testler öncesinde T6 ısıl işlemine alınmıştır.

Şekil 4.29’da savurma işlemi sonrasında üretilen %10 AlB₂ takviye içeriğine sahip kompozit ve matris alaşımlarına ait çekme gerilme-% uzama eğrileri verilmiştir. Grafiklerde çekme gerilme-%uzama eğrilerinin karşılaştırılması amacı ile kompozitler matris alaşımları ile birlikte verilmiştir. Eğrilerde %10 AlB₂ takviye içeriğine sahip AlB₂/Al, AlB₂/Al-Cu ve AlB₂/Al-Si kompozitlerinin her üçünün de matris alaşımlarına göre akma ve çekme dayanımlarının daha yüksek seviyelerde olduğu görülmektedir. Eğrilerde % uzama değerlerine bakıldığında kompozitlerin % uzama değerlerinin matris alaşımlarına göre düşük seviyelerde olduğu görülmektedir.

Grafiklerde matris alaşımına göre en yüksek dayanım artışının AlB_2/Al kompozitinde, en düşük çekme dayanımı artışının ise $\text{AlB}_2/\text{Al-Cu}$ kompozitinde yer aldığı görülmektedir.



Şekil 4.29. Savurma döküm yöntemi ile üretilen a) %10 AlB_2/Al , b) %10 $\text{AlB}_2/\text{Al-Cu}$ ve c) %10 $\text{AlB}_2/\text{Al-Si}$ kompozitleri ve matris alaşımlarına ait gerilme-% uzama eğrileri



Şekil 4.30. Ezme döküm yöntemi ile üretilen a) %30 AlB₂/Al kompoziti ve matris alaşımı, b) %30, %10 ve matris alaşımlarına ait çekme-% uzama eğrileri

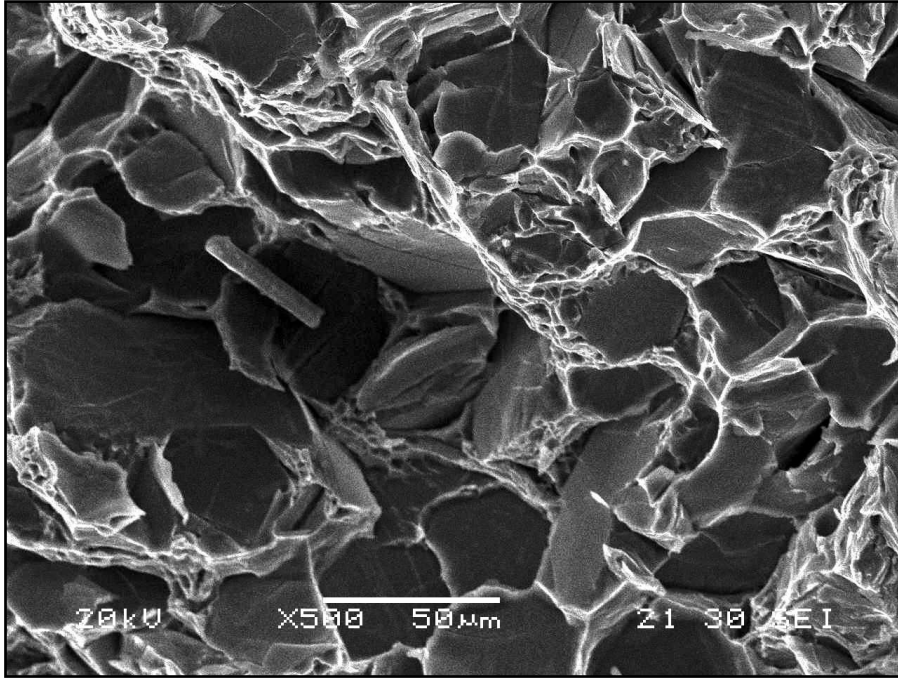
Şekil 4.30'da ezme döküm yöntemi ile üretilen %10, %30 AlB₂ takviye içeriğine sahip AlB₂/Al, AlB₂/Al-Cu ve matris alaşımlarına ait çekme eğrileri verilmiştir. İki farklı basınç altında üretilen kompozitlerin çekme mukavemetlerinin %30 AlB₂ içeriği ile artmış olduğu görülmektedir. Grafiklerde en yüksek çekme gerilmesi artışının savurma döküm yönteminde olduğu gibi AlB₂/Al kompozitinde gözlenmektedir. Grafiklerde % uzama değerleri dikkate alındığında matris alaşımlarının % uzama değerlerinin kompozitlere göre oldukça yüksek seviyelerde olduğu görülmektedir. Şekil 4.30b'de Al-Cu matris alaşımı ile yapılan çalışmada matris alaşımın takviye içeriğinin %10 oranına çıkarılması sonucu kompozitin çekme gerilmesini azalttığı, takviye içeriğinin %30 oranına çıkarılması ile kompozitin çekme gerilmesini matrise göre tekrar yükselttiği görülmektedir.

Tablo 4.33'de savurma ve ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozit ve matris alaşımlarına ait çekme ve akma gerilmesi ve % uzama değerleri takviye içerikleri ile birlikte verilmiştir.

Tablo 4.33. Savurma ve ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait UTS, akma ve % uzama değerleri

Özellikler			Çekme Testleri		
Kompozit Türü	Takviye oranı	Üretim Yöntemi	UTS, MPa	Akma, MPa	% Uzama
AlB ₂ /Al	0	Savurma Döküm	84	56	22,80
AlB ₂ /Al	10	Savurma Döküm	131	64	7,89
AlB ₂ /Al-Si	0	Savurma Döküm + T6	135	79	6,20
AlB ₂ /Al-Si	10	Savurma Döküm + T6	176	82	7,00
AlB ₂ /Al-Cu	0	Savurma Döküm + T6	281	235	0,90
AlB ₂ /Al-Cu	10	Savurma Döküm + T6	293	226	9,40
AlB ₂ /Al	0	Ezme Döküm	105	60	24,00
AlB ₂ /Al	30	Ezme Döküm	177	137	2,90
AlB ₂ /Al-Cu	0	Ezme Döküm + T6	193	100	20,00
AlB ₂ /Al-Cu	10	Ezme Döküm + T6	279	128	3,35
AlB ₂ /Al-Cu	30	Ezme Döküm + T6	226	160	2,15

Tablo 4.33’de AlB₂ kompozitlerin UTS ve akma dayanımlarının takviye içeriklerinin artmasına bağlı olarak arttığı görülmektedir. Savurma ve ezme döküm yöntemlerinin kullanılması ile üretilen kompozitlerde UTS ve akma dayanımlarının savurma döküm yönteminde aynı takviye içeriği için daha yüksek değerlerde olduğu görülmektedir. Kompozitlerin % uzama değerleri genel olarak artan takviye içeriğine karşın azalmıştır. Matris alaşımlarına göre çekme dayanımında en büyük artış 105MPa değerinden 177MPa değerine yükselerek %30 AlB₂ takviye içeriğine sahip AlB₂/Al kompozitinde gözlenmektedir. Tabloda katkısız (Saf Al) alüminyum alaşımlarında UTS ve akma değerlerinin bakır katkılı alüminyum alaşımlarına göre daha fazla olduğu görülmektedir.

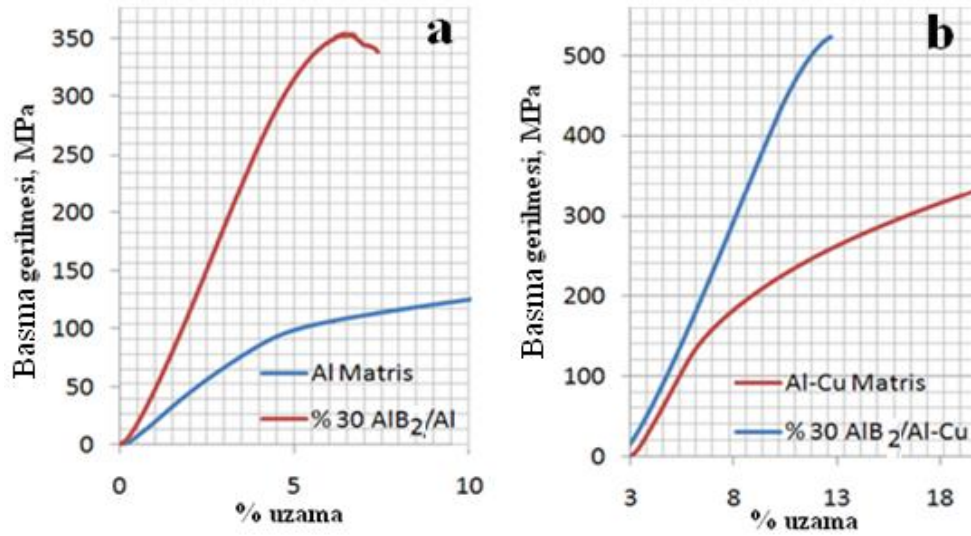


Şekil 4.31. Kompozitlere ait tipik bir kırık yüzey SEM görüntüsü

Şekil 4.31’de kompozitlere ait tipik bir kırık yüzey SEM görüntüsü verilmiştir. Kırık yüzey analizlerinde kompozitlerde gevrek ve sünek kırılma özelliklerinin her ikisini de taşıdığı görülmektedir. Kırık yüzeylerde genellikle AlB_2 partiküllerinin bulunduğu bölgelerde gevrek, matris alaşımının mevcut olduğu ara bölgelerde ise sünek kırılmanın yer aldığı görülmektedir.

4.6.3. Basma dayanımı test sonuçları

Çalışmalarda basma testleri için ezme döküm yöntemi ile üretilmiş %30 ve %10 AlB_2 takviye içeriğine sahip AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozitleri ve matris alaşımları kullanılmıştır. $AlB_2/Al-Cu$ kompoziti ve matris alaşımı basma testleri öncesinde T6 ısıl işlemine alınmıştır.



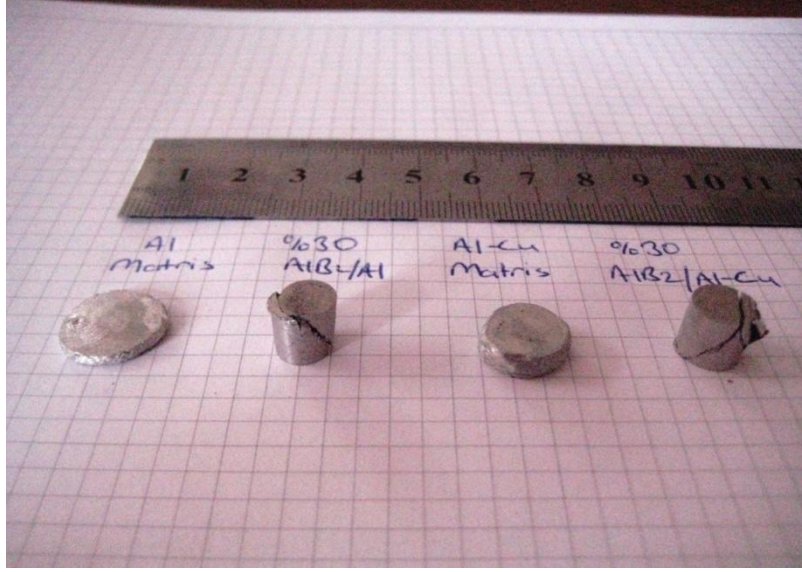
Şekil 4.32. Ezme döküm yöntemi ile üretilen a) %30 AlB₂/Al kompoziti ve b) %30 AlB₂/Al-Cu kompoziti ve matris alaşımlarına ait basma gerilmesi-% uzama eğrileri

Şekil 4.32’de basma sonrasında %30 AlB₂ takviye içeriğine sahip kompozitlerin ve bunların matris alaşımlarına ait basma gerilme-% uzama eğrileri verilmiştir. Grafiklerde her iki kompozit türünde de basma gerilmesinin matris alaşımlarına göre oldukça yüksek olduğu görülmektedir. Matris alaşımına göre en yüksek basma gerilmesi artışı çekme gerilmesinde olduğu gibi yine AlB₂/Al kompozitinde gözlenmektedir. Grafiklerde en yüksek basma gerilmesi %30 AlB₂/Al-Cu kompozitinde 500MPa üstünde olduğu görülmekte ve bunun yanında grafiklerde kompozitlerin % uzama değerlerinin matris alaşımlarına göre oldukça düşük olduğu ve en düşük % uzama değerini %30 takviye içeriğine sahip AlB₂/Al kompozitinin sahip olduğu görülmektedir.

Tablo 4.34. Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozit ve matris alaşımlarına ait basma gerilmesi ve akma gerilmesi değerleri

Kompozit Özellikler			Basma Testleri	
Kompozit Türü	Takviye içeriği, %	Üretim Yöntemi	Basma gerilmesi, MPa	Basma Akması, MPa
AlB ₂ /Al	0	Ezme Döküm	121	68
AlB ₂ /Al	10	Ezme Döküm	241	123
AlB ₂ /Al	30	Ezme Döküm	354	287
AlB ₂ /Al-Cu	0	Ezme Döküm + T6	298	145
AlB ₂ /Al-Cu	10	Ezme Döküm + T6	329	156
AlB ₂ /Al-Cu	30	Ezme Döküm + T6	523	449

Tablo 4.34’de ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozit ve matris alaşımlarına ait basma gerilmesi ve basma akma gerilmesi değerleri verilmiştir. Tabloda basma gerilmesinin ve basma akma gerilmesi değerlerinin kompozitlerin takviye içeriklerinin artmasına bağlı olarak arttığı görülmektedir. Al-Cu esaslı kompozitlerde basma gerilmesi ve akma gerilmesi değerlerinin saf Al esaslı kompozitlere nazaran daha yüksek seviyelerde olduğu görülmektedir. Saf Al matrisli kompozitte 121MPa olan en yüksek basma gerilmesi %10 AlB₂ ilavesi ile 241MPa’a, %30 AlB₂ içeriği ile 354MPa’a yükselmiştir. Al-Cu matris alaşımlı kompozitte ise basma gerilmesi 298MPa’dan %10 AlB₂ takviye içeriği ile 329MPa’a, %30 AlB₂ takviye içeriği ile 523MPa’a yükselmiştir.



Şekil 4.33. Basma testleri sonrasında %30 takviye içerikli AlB₂/Al ve AlB₂/Al-Cu kompozitleri ve bunların matris alaşımlarına ait makroyapı görüntüsü

Şekil 4.33’de basma testleri sonrasında %30 AlB₂ takviye içeriğine sahip AlB₂/Al ve AlB₂/Al-Cu ve matris alaşımlarına ait makroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekilde matris alaşımlarının her ikisinin de sünek özellik gösterdiği ve basma yüküne bağlı olarak çaplarının arttığı görülmüştür. %30 AlB₂ takviye içeriğine sahip kompozitler ise tipik gevrek kırılma özelliği taşımış ve 45° açı oluşturarak kırılmış olduğu görülmektedir.

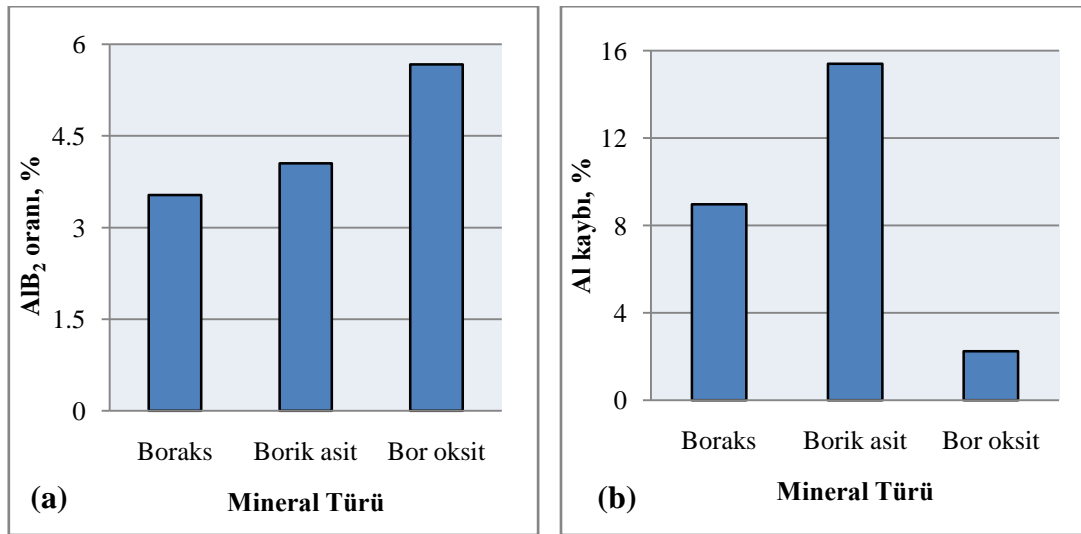
BÖLÜM 5. SONUÇLARIN İRDELENMESİ

Bu bölümde alüminyum matris içerisinde AlB_2 borür yapılarının oluşturulması, AlB_2 kompozitlerinin üretim yöntemleri ve takviye içeriklerinin artırılmasına yönelik olarak yapılan deneylerden alınan sonuçlar irdelenmiştir.

AlB_2 kompozitlerinin üretimine yönelik olarak yapılan literatür çalışmalarında bor kaynağı olarak KBF_4 florür tuzları ile üretilmiş ticari Al-B alaşımlarının kullanıldığı görülmektedir. Alüminyum alaşımlarının dökümünde tane inceltici eleman olarak da kullanılan ticari Al-B alaşımları, KBF_4 tuzlarından üretildikleri için oldukça pahalıdır. Bu çalışmada pahalı Al-B alaşımları yerine buna alternatif olabilecek çeşitli bor minerallerinin ilavesi ile AlB_2 kompozitlerinin in-situ (yerinde reaksiyon) yöntemi ile üretimi amaçlanmıştır. Bu amaca yönelik olarak ülkemizde bol ve ucuz olarak bulunan bor oksit, borik asit ve boraks mineralleri seçilmiştir. Üç farklı bor mineralinden, AlB_2 kompozitlerinin üretim potansiyellerinin belirlenmesine yönelik olarak yapılan deneysel çalışmalar % AlB_2 oranları, AlB_2 borür yapılarının aspekt oranları, % gözenek, yoğunluk ve % alüminyum kayıpları bakımından karşılaştırma yapma imkanı sağlamıştır.

Bölüm 4'te Şekil 4.4(a, b ve c)'de sırası ile boraks, borik asit ve bor oksit ilavesi ile üretilen numunelere ait makroyapı görüntülerinde her üç numunede de yaklaşık 500μ genişliğinde ince AlB_2 borür yapılarının $1400^\circ C$ 'de oluşturulabildiği görülmektedir. Şekil 5.1a'da verilen ortalama % AlB_2 oranlarına bakıldığında en yüksek AlB_2 oranının bor oksit ilavesi ile üretilen numunede ortalama %5,5 oranında olduğu ve onu %3,5 oranı ile borik asit ilavesi ile üretilen numunenin izlediği görülmektedir. En düşük AlB_2 oranı ise boraks ilavesi ile üretilen numunede ortalama ağırlıkça %3 civarında seyrettiği görülmüştür. Borik asit ve boraks mineralleri ile üretilen numunelerde AlB_2 oranının daha düşük seviyelerde seyretmesinin muhtemel nedeni boraks içerisindeki bor oranının diğerlerine göre az olmasıdır. Bunu telafi etmek için

Tablo 3.3'ten de görüleceği gibi aynı AlB_2 oranı elde etmek için daha yüksek miktarda borik asit ve boraks minerali kullanılmıştır. Ancak yüksek oranda boraks ilavesi reaksiyonun oluşabilmesi ve tamamlanabilmesi için daha yüksek reaksiyon zamanını kaçınılmaz kılmaktadır. Reaksiyonun tamamlanabilmesi için bir diğer şart bor içeren mineralin sıvı alüminyum ile mükemmel temasının sağlanabilmesidir. Bu temas çoğunlukla sağlanamamakta ve bu yüzden bor içeriğine neden olan tamamlanmamış reaksiyon gerçekleşmektedir. Buna göre yapılan deneylerde borik asit ve boraks ilavesi ile üretilen numunelerde uygulanan 1 saatlik sentezleme süresinin yetersiz kalmış olabileceği düşünülmektedir. Bunun sonucu olarak % AlB_2 oranlarının bor oksit minerali kullanılan deneylere göre daha düşük seviyelerde kalmasına neden olmuştur. Bunun yanında Şekil 5.1a'ya baktığımızda borik asit ve boraks mineralleri ile üretilen numunelerde alüminyum kayıplarının bor oksit mineraline göre 3 ile 5 kat daha fazla olduğu görülmektedir. Burada azalan alüminyumun doğal olarak bor çözebilme yeteneğinde dolayı belirli bir oranda azalmaya neden olmuş olabilir.

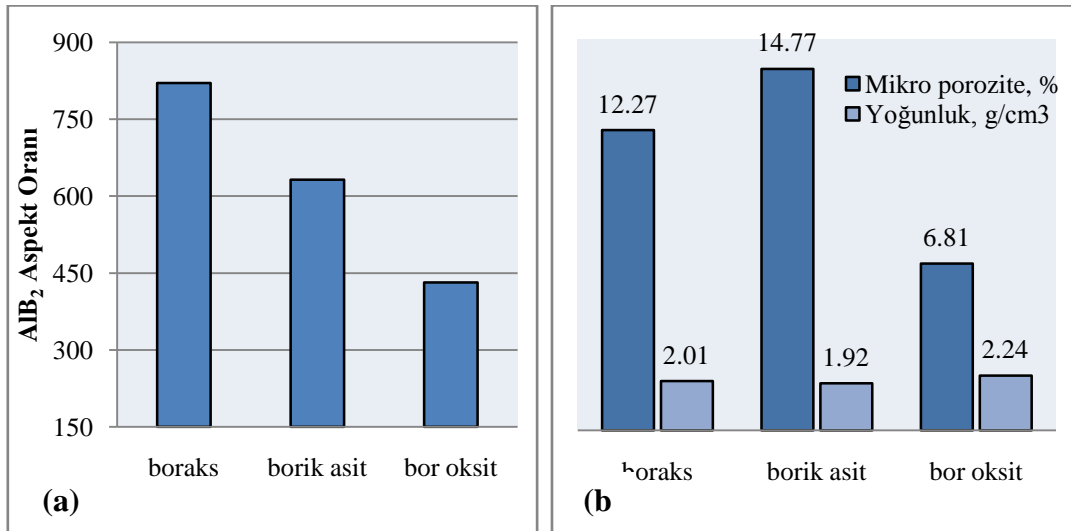


Şekil 5.1. 1400°C'de boraks, borik asit ve bor oksit ilavesi ile üretilen kompozitlere ait a) % AlB_2 oranları ve (b) alüminyum kaybı

Borik asit, boraks ve bor oksit ilavesi ile oluşturulan AlB_2 borür yapılarının ortalama aspekt oranları dikkate alınarak bir kıyaslama yapıldığında ise (bakınız Şekil 5.2a) en yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarının ortalama 820 ile boraks ilavesi ile üretilen numunede, en düşük aspekt oranlı AlB_2 yapılarının ise ortalama 431 ile bor

oksit ilavesi ile üretilen numunede yer aldığı görülmektedir. Şekil 5.1a ve Şekil 5.2a'da kompozit içerisinde AlB_2 oranının artmasına bağlı olarak AlB_2 borür yapılarının aspekt oranlarının düştüğü görülmektedir. Bunun muhtemel nedeni Şekil 4.4'de verilen mikroyapı görüntülerinden de görüleceği gibi matris içerisinde AlB_2 borür yapılarının diğer borür yapıları tarafından engellenmesi olarak tahmin edilmektedir. Bu nedenle AlB_2 takviye oranının artmasının AlB_2 borür yapılarının aspekt oranlarında azalmaya neden olması kaçınılmaz bir durumdur.

Şekil 5.2b'de bor minerallerinin ilavesi ile üretilen numunelere ait ortalama % gözenek ve yoğunluk değerleri verilmiştir. Numunelerde gözenek oranlarının yüksek olduğu ve yoğunluklarının ise düşük olduğu görülmektedir. Numunelerde gözlemlenen yoğunluk değerlerinin düşük olmasının en muhtemel nedeni gözenek oranının yüksek olmasına bağlanabilir. Numunelerde gözenek oranlarının yüksek olmasının en olası nedeni ise sentezleme işleminin yüksek sıcaklıklarda yapılması sonucu bor katkısı bünyesinde yer alan ve atmosferde bulunan hidrojen atomlarının alüminyum içerisinde çözünerek katılaşma sırasında gözenek oluşturması ile açıklanabilir.



Şekil 5.2. a) 1400°C'de boraks, borik asit ve bor oksit ilavesi ile sentezlenen AlB_2 borür yapılarının ortalama aspekt oranı ve b) gözenek ve yoğunluk değişimi

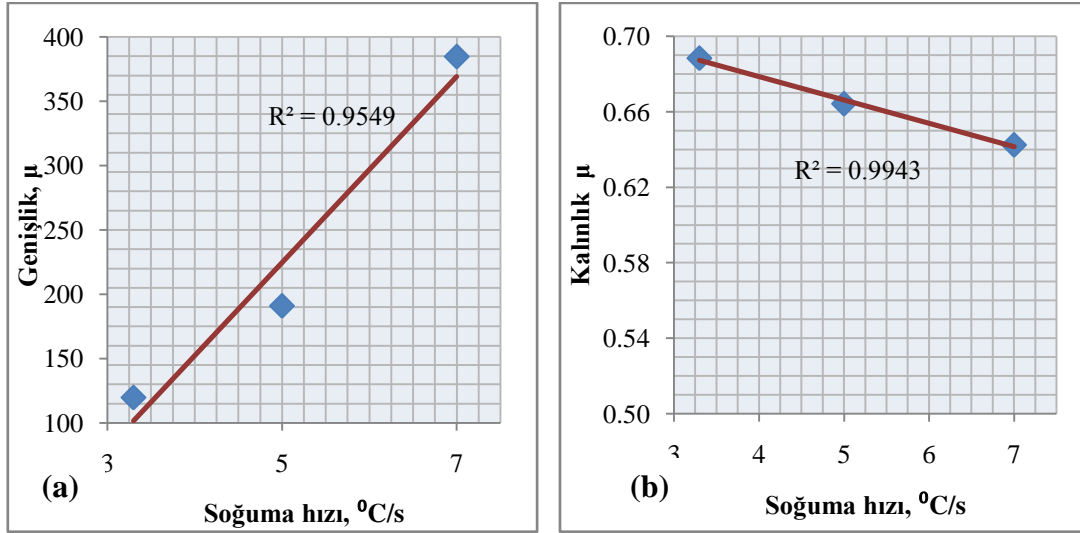
Bu sonuçların alınması bor oksit dışındaki bor minerallerinin kullanımının gerek takviye yapısı gerekse kompozitin yoğunluğu açısından diğerlerine nazaran verimsiz

olduğunu göstermiştir. Dolayısı ile çalışmanın bundan sonraki bölümünde yüksek üretim potansiyeli nedeniyle AlB_2 kompozitlerinin üretiminde sadece bor oksit minerali kullanılmıştır. Bu amaca yönelik olarak bor oksit ilavesi ile AlB_2 kompozitlerinin üretim özellikleri araştırılmıştır. Bölüm 4'te Şekil 4.1'de bor oksit ilavesi ile $1400^\circ C$ 'de üretilen numuneye ait makroyapı görüntüsünde alüminyum matris alaşımı içerisinde koyu renkli uzun AlB_2 yapıları ve numunenin üst kısmında alüminyumun bor oksit ile reaksiyonu sonrasında oluşan cüruf tabakası görülmektedir.

Benzer çalışmada Hall ve Economy (Hall, 2000-a) ifade ettiği gibi bor oksidin $800^\circ C$ 'de sıvı alüminyum ile temas ettiği kısımlarda Denklem 2.1'de verilen reaksiyonun geliştiği ve bunun sonucunda elemental bor ve katı Al_2O_3 bileşiklerinin ortaya çıktığı rapor edilmiştir. Reaksiyon sonrasında oluşan bor, artan sıcaklığa bağlı olarak sıvı alüminyum tarafından çözülmüş, katı Al_2O_3 ise cüruf formunda sıvı metalin üst kısımlarında birikmiştir. Sıvı alüminyum içerisinde yer alan bor daha sonra peritektik reaksiyon sıcaklığının altında alüminyum ile ekzotermik reaksiyon oluşturarak AlB_2 borür yapılarına dönüşmüştür. Şekil 4.2 ve Şekil 4.3'de numune ve cüruf üzerinden alınan XRD analizleri bunu doğrulamaktadır. Şekil 4.2'de numune üzerinden alınan XRD analizinde yalnız Al ve AlB_2 piklerinin gözlenmesi, alüminyum matris alaşımı içerisinde yer alan uzun çubuksu yapıların AlB_2 borür yapılarının olduğunu göstermektedir. Şekil 4.3'de numune üzerinde yer alan XRD analizinde gözlenen bor oksit piki ise bor oksidin tamamının alüminyum ile reaksiyona girmediğini ortamda bir miktar daha bor oksit bulunduğunu göstermektedir. Cüruf tabaklarında görülen AlN piki, kalıpların boyanması amacı ile kullanılan BN ile alüminyumun yüksek sıcaklıkta reaksiyona girerek AlN intermetalik bileşiğini oluşturduğunu göstermektedir. Şekil 4.5a'da numuneler üzerinden alınan SEM görüntüsünde ve Şekil 4.5b'de AlB_2 borür yapısının optik görüntüsünde, alüminyum matris alaşımı içerisinde in-situ yöntemi ile kendiliğinden oluşan AlB_2 borür yapılarının 1μ altında ince altıgen plaklar şeklinde olduğunu göstermektedir.

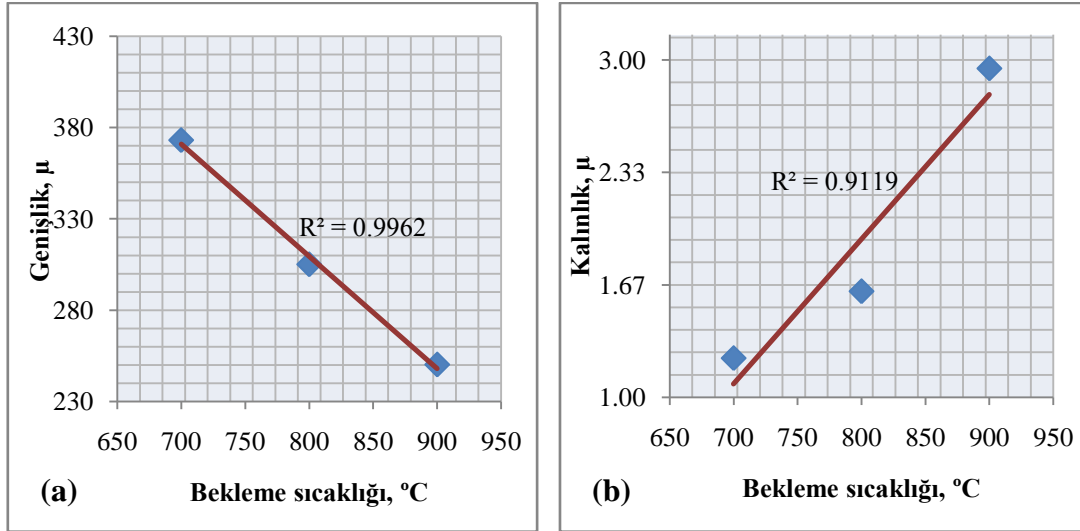
Genellikle kompozit literatüründe yüksek performanslı bir kompozit için takviye fazının aspekt oranının en az 100 değerinde olması gerektiği rapor edilmektedir

(Rohatgi, 2001; Taya, 1989). AlB_2 kompozitlerinin bor oksit ilavesi ile üretiminde takviye fazı olan AlB_2 borür yapılarının genişlik, kalınlık ve buna bağlı olarak da aspekt oranları, üretim parametrelerine bağlı olarak değiştirilebilmektedir. Bu amaca yönelik olarak yapılan optimizasyon çalışmalarında soğuma hızı ve “ $AlB_{2(katı)} + Al_{(sıvı)}$ ” bölgesinde bekleme zamanı ve sıcaklığının AlB_2 borür yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oranları üzerine etkileri araştırılmıştır. Soğuma hızının AlB_2 borür yapılarının boyutları üzerine etkilerinin araştırılması amacı ile bor oksit ilavesi ile $1400^\circ C$ 'de hazırlanan sıvı Al-B, Al-Si-B, Al-Cu-B ve Al-Mg-B alaşımları 3.3, 5 ve $7^\circ C/s$ üç farklı soğuma hızında oda sıcaklığına soğutulmuştur. Çalışmada Şekil 5. 3a ve b'de görüldüğü gibi AlB_2 borür yapılarının genişliklerinin soğuma hızının artmasına bağlı olarak arttığı, kalınlıklarının ise azaldığı görülmektedir. Soğuma hızı ile AlB_2 borür yapılarının genişliklerinin artması ve kalınlıklarının azalmasının muhtemel sebebi Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1998) rapor ettiği gibi AlB_2 borür yapılarının anizotropik büyüme özelliğine sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Depisch ve arkadaşları (Deppisch, 1998) soğuma hızının artmasına bağlı olarak AlB_2 borür yapıların (0001) yönünde diğer yönlere nazaran büyüme hızının yavaşladığı ve buna bağlı olarak AlB_2 borür yapılarının anizotropik büyüme oranının arttığını rapor etmişlerdir. Bu çalışmada da buna benzer şekilde düşük soğuma hızı ile üretilen ($3,3^\circ C/s$) numunede genişliklerin daha düşük kalınlıkların daha yüksek olduğu, buna karşın yüksek soğuma hızına sahip ($7^\circ C/s$) numunede ise genişliklerin daha yüksek, kalınlıkların ise daha düşük olduğu görülmektedir. Buna göre soğuma hızının artmasına bağlı olarak genişlik/kalınlık oranı $120/0,69=174$ 'den $390/0,63=620$ 'ye yükseldiği görülmektedir. Bu sonuçlar AlB_2/Al tipi kompozitlerde AlB_2 yapılarının aspekt oranı açısından yeterli boyutlara sahip olduğunu göstermektedir.

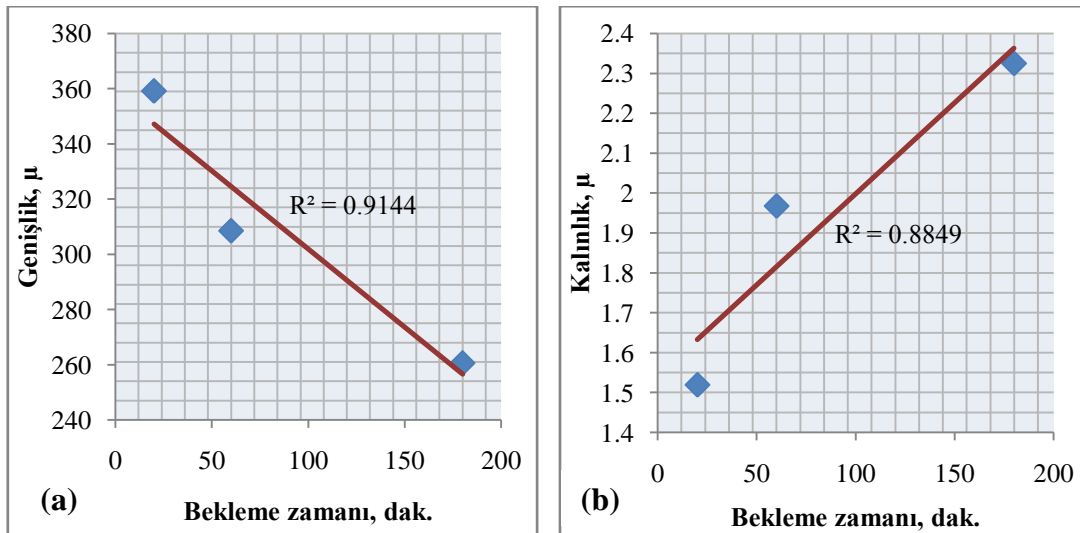


Şekil 5.3. 1400°C’de soğuma hızına bağlı olarak AlB₂ kalınlık ve genişlik değişimleri

Çalışmada AlB₂ borür yapılarının boyutlarının optimizasyonu amacı ile “AlB_{2(katı)} + Al_(sıvı)” bölgesinde bekleme sıcaklık ve zamanının etkileri de araştırılmıştır. Çalışmada önceden üretilen ortalama 500μ genişliğinde ve 0,7μ kalınlığında AlB₂ borür yapılarına sahip AlB₂/Al–Si kompozitleri 700, 800 ve 900°C’de 20, 60 ve 180 dak. ısıl işleme alınmıştır. Şekil 5.4 ve Şekil 5.5’de bekleme zamanı ve bekleme sıcaklığının artmasına bağlı olarak AlB₂ borür yapılarının kalınlıklarının arttığı, genişliklerinin ise azaldığı görülmektedir. Şekil 5.4a ve Şekil 5.5a’da artan sıcaklık ve zamana bağlı olarak AlB₂ borür yapılarının küçülmesi muhtemelen kompozitin ergitilmesi sonucunda 500μ genişliğindeki AlB₂ borür yapılarının parçalandığını ve artan sıcaklık ve zamana bağlı olarak AlB₂ borür yapılarının uç kısımlarından sıvı alüminyum tarafından çözüldüğünü göstermektedir. Şekil 5.4b ve Şekil 5.5b’de bekleme sıcaklık ve zamanının artmasına bağlı olarak AlB₂ borür yapılarının kalınlıklarının artması ise muhtemelen sıvı alüminyum içerisinde çözünen bor atomlarının AlB₂ kristallerinin (0001) düzleminde büyümesine katkıda bulunduğu düşünülmektedir.



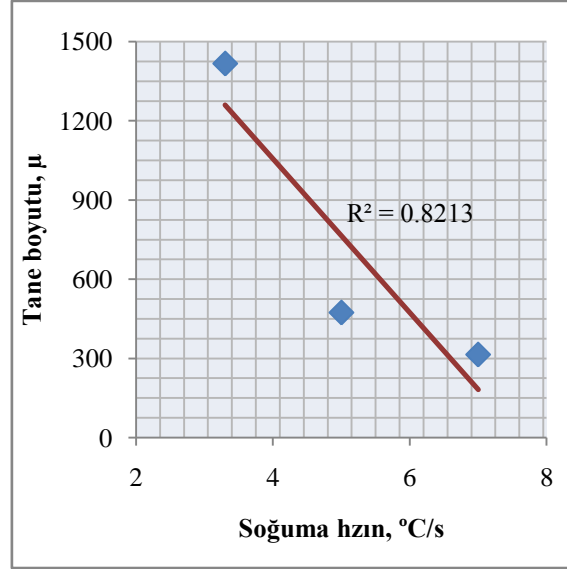
Şekil 5.4. 800°C'de "AlB₂(katı) + Al(sıvı)" bölgesinde bekleme sıcaklığı değişimine karşılık AlB₂ borür yapılarının genişlik ve kalınlık değişimleri



Şekil 5.5. 800°C'de "AlB₂(katı) + Al(sıvı)" bölgesinde bekleme zamanı değişimine karşılık AlB₂ borür yapılarının genişlik ve kalınlık değişimleri

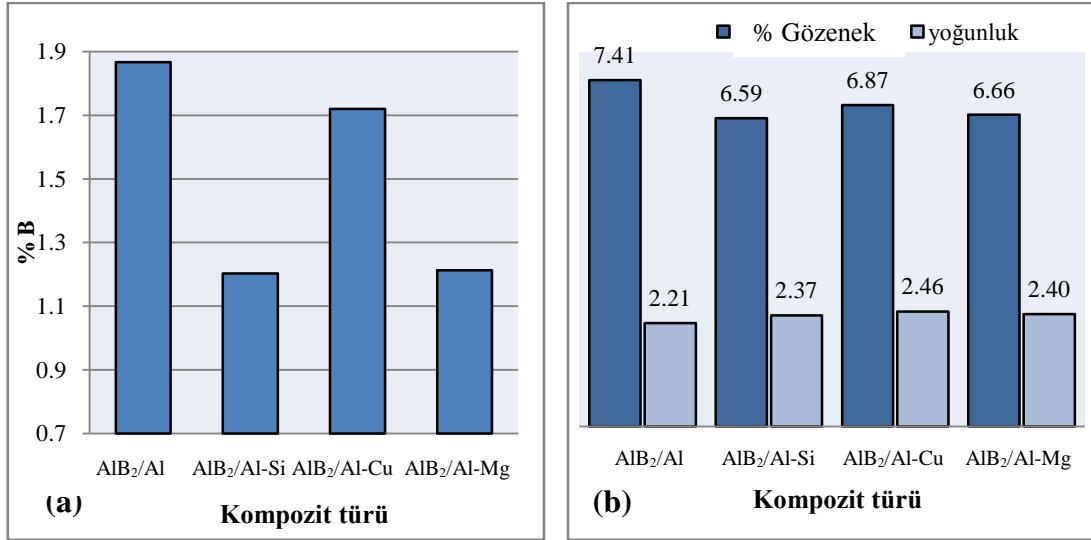
Tane boyutu analizi sonuçları soğuma hızının değişimine bağlı olarak kompozitlerin tane boyut dağılımının değiştiği ve Şekil 5.6'da görüleceği üzere ortalama tane boyut değerinin artan soğuma hızına bağlı olarak arttığını göstermiştir. 7°C/s soğuma hızı ile üretilen kompozitlerde ortalama 150µ gibi küçük seviyelerde gözlenen tane boyut değeri, azalan soğuma hızına bağlı olarak 3,3°C/s soğuma hızında ortalama 1400µ seviyesine kadar ulaştığı görülmüştür.

AlB₂ kompozitlerinin üretiminde takviye fazı olan AlB₂ borür yapılarının oluşturulması için Al-B çözeltilisinin hazırlanması ve soğuma sırasında AlB₁₂ borür yapılarının çekirdeklenmesine ve büyümesine izin verilmeden peritektik sıcaklığın altında AlB₂ borür yapılarının oluşturulması gerekmektedir. Alınan sonuçlar yüksek aspekt oranlı AlB₂ kompozitlerinin döküm yöntemi ile üretilmesine yönelik olarak yapılan deneylerde ocaktan 1400°C'den doğrudan grafit potaya dökülerek üretilen kompozitlere ait mikroyapı görüntülerinde, eşeksenli AlB₁₂ ve düşük aspekt oranlı AlB₂ borür yapılarının yer aldığını göstermiştir (Şekil 4.16). Bunun nedeni muhtemelen doğrudan yapılan dökümlerde, Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1997) rapor ettikleri gibi yüksek aspekt oranlı AlB₂ borür yapılarının sentezlenmesi için gerekli soğuma hızının (>50°C/dak.) sağlanamadığı ve bu nedenle yapıda istenmeyen eşeksenli AlB₁₂ borür yapılarının da oluştuğu düşünülmektedir. Bu çalışmada AlB₁₂ borür yapılarının oluşumunun engellenmesi için gerekli hızlı soğumanın sağlanması amacı ile 1400°C'de bor oksit ilavesi ile hazırlanan Al-B, Al-Si-B, Al-Cu-B ve Al-Mg-B çözeltileri eğimli soğutma plakası üzerinden geçirilerek grafit potalara dökülmüştür. Çalışmaya ait mikroyapı görüntülerinde (Bkz. Şekil 4.17) görüldüğü gibi kompozitlerinin hiç birinde AlB₁₂ borür yapılarının mevcut olmadığı görülmüş, buna karşın yapıda yüksek aspekt oranlı AlB₂ borür yapıları tespit edilmiştir. Buna göre muhtemelen sıvı Al-B alaşımının eğimli soğutma plakası üzerinden geçirilmesi ile AlB₁₂ borür yapılarının oluşumuna izin verilmeden peritektik sıcaklığın altına inildiği ve burada in-situ AlB₂ borür yapılarının çekirdeklendiği var sayılmaktadır.



Şekil 5.6. Soğuma hızına bağlı olarak kompozitlerde tane boyut değişimi

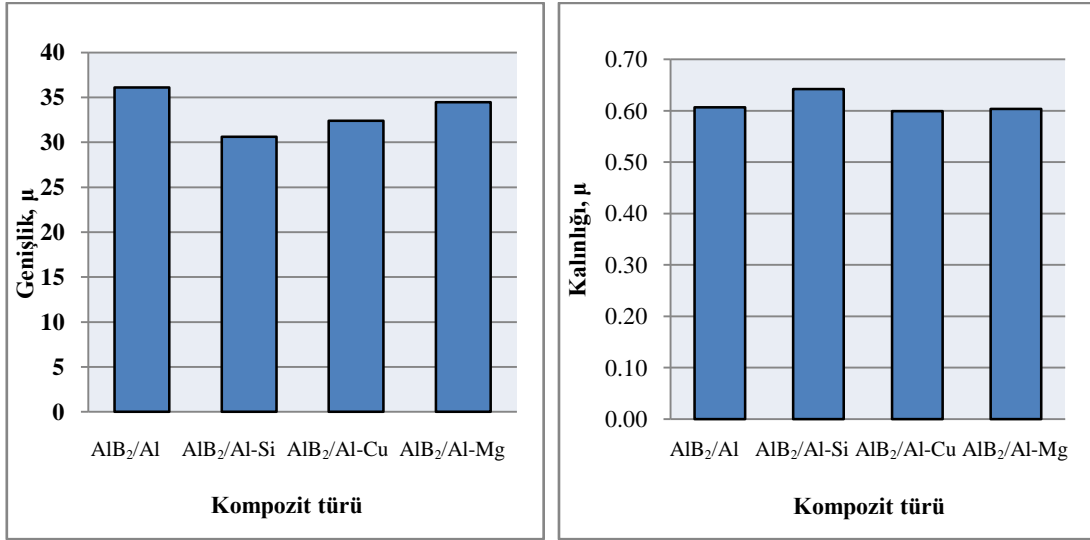
Şekil 5.7a'da 1400°C'de 1 saat bor oksit ilavesi ile indüksiyon ocağında doğrudan döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait % B oranlarına bakıldığında, % B çözünürlüğünün ortalama %1,2 ile %1,9 arasında değiştiği görülmektedir. % B oranları arasında gözlenen farklılığın nedeni matris alaşımına ait katkı elementlerinin bor çözünürlüğünü azaltmasından kaynaklandığı tahmin edilmektedir. En yüksek % B oranının yaklaşık %1,9 oranı ile AlB₂/Al kompozitinde, en düşük % B çözünürlüğünün, yaklaşık %1,2 ile AlB₂/Al-Si ve AlB₂/Al-Mg kompozitlerinde gözlenmesi bunu kanıtlar nitelik taşımaktadır. Al-Cu matrisli kompozitte ise bor oranının saf Al matrisli kompozit kadar yüksek olmasının muhtemel sebebi matris alaşımına ait bakır katkısının 1400°C'de Al-B alaşımının hazırlanmasının ardından ilave edilmesinden kaynaklandığı tahmin edilmektedir. Alaşıma bakır daha düşük sıcaklıkta ilave edilmiş olsaydı saf alüminyumun daha fazla bor çözme yeteneği bakır ilavesi ile azalmış olabilirdi.



Şekil 5.7. Eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitlere ait ortalama a) % AlB₂ oranı ve b) ortalama % gözenek ve yoğunluk değişimleri

Şekil 5.7b’de eğimli soğutma plakası kullanılarak üretilen kompozitlerin yoğunluk ve % gözenek seviyesine bakıldığında, % gözenek seviyelerinin oldukça yüksek (~ %7) olduğu buna bağlı olarak da doğal olarak kompozitlerin yoğunluklarının düşük (~ 2,4 g/cm³) seviyelerde olduğu görülmektedir. % gözenek oranlarının yüksek olmasının muhtemel sebebinin döküm sıcaklığının ve soğuma hızının yüksek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Yüksek sıcaklıklarda alüminyum içerisinde çözülmüş hidrojen oranı artmakta ve soğuma sırasında hidrojen gazı çekirdeklenecek gaz boşluklarını oluşturmaktadır.

Şekil 5.8’de eğimli soğutma plakası ile doğrudan döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait AlB₂ borür yapılarının genişlik ve kalınlık değişimlerine bakıldığında, matris alaşımlarına göre önemli bir değişimin söz konusu olmadığı ve genişliğinin ortalama 30µ, kalınlığının ise ortama 0,60µ seviyesinde seyrettiği görülmektedir.



Şekil 5.8. Eğimli soğutma plakası ile üretilen kompozitlere ait ortalama AlB₂ a) genişlik ve b) kalınlık değişimi

Çalışmada AlB₂ kompozitlerinin takviye içeriklerinin artırılması amacı ile doğrudan döküm yöntemi, savurma döküm yöntemi ve ezme döküm yöntemlerinden faydalanılmıştır. Tek adımlı doğrudan döküm yöntemi ile AlB₂ takviye içeriklerinin artırılması amacı ile Bölüm 4.3.1’de “Taguchi deney tasarımı” metodu kullanılmış ve AlB₂ takviye oranları üzerinde etkisi olduğu düşünülen “bekleme sıcaklığı”, “bekleme zamanı”, “bor oksidin alüminyum ile temas yüzey alanı” ve “matris alaşımı” faktörleri bu metotla optimize edilmeye çalışılmıştır. Çalışma sonucunda % AlB₂ oranları üzerinde en etkili faktörlerin sırası ile “bekleme zamanı” ve “matris alaşımı” faktörleri olduğu görülmüştür. Buna göre bor oksit ilavesi ile tek adımlı olarak maksimum düzeyde AlB₂ takviye oranının elde edilebilmesi için alüminyum ile bor oksidin sentezlenmesinde bekleme zamanının yüksek (180 dakika) ve matris alaşımı olarak katkısız alüminyum alaşımının (%99,96 safiyete sahip alüminyum alaşımının) kullanılması gerektiği tespit edilmiştir. Optimum şartlar dikkate alınarak yapılan doğrulama deneylerinde bor oksit ilavesi ile en yüksek % AlB₂ takviye oranının %4,5 seviyesine kadar çıktığı görülmüştür.

Yapılan literatür çalışmalarında Hall ve Economy (Hall, 2000-a) bor oksit veya boraks ilavesi ile AlB₂ kompozitlerinin üretiminde, alüminyumun bor oksit veya boraks ile temas eden ara bölgede meydana gelen sert ve inert özellik taşıyan Al₂O₃ tabakasının alüminyum ile bor oksidin reaksiyonunu engelleyerek bor çözünürlüğünü

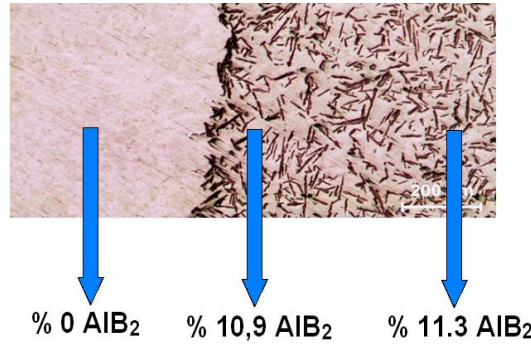
ve dolayısı ile bunun alüminyum içerisinde indirgenmesini azalttığını rapor etmişlerdir. Bu çalışmada Taguchi deneysel tasarım metodunda dahil edilen “bor oksidin alüminyum ile temas yüzey alanı” faktörünün % B çözünürlüğü üzerinde “bekleme zamanı” ve “matris alaşımı” faktörleri kadar etkili olmadığı görülmüştür. Buna göre Hall ve Economy (Hall, 2000-a) tarafından rapor edilen sonuçların daha farklı çalışmalarla kontrol edilmesine ihtiyaç vardır.

Taguchi deneysel tasarımında % AlB_2 takviye içerikleri üzerinde en etkili faktörün “matris alaşımı” faktörünün olduğu görülmüş ve maksimum oranda % AlB_2 takviye oranı için saf Al matris alaşımının tercih edilmesi gerektiğini göstermiştir. Yapılan çalışmalarda döküm yoluyla üretilen kompozitlerde bunu destekler nitelikte sonuçlar alınmıştır. Döküm yoluyla üretilen kompozitlerde AlB_2 takviye oranını saf Al ve Al-Cu matrisli kompozitlerde maksimum seviyede iken Al-Si ve Al-Mg matris alaşımli kompozitlerde daha düşük seviyelerdedir. Çalışmada Al-Cu matrisli kompozitlerinin üretiminde matris alaşımına ait katkı elementi (Cu), bor oksidin saf Al ile reaksiyona alınmasının ardından ilave edilmiştir. Bu nedenle Al-Cu matrisli kompozitler saf Al matrisli kompozitler kadar yüksek AlB_2 takviye oranına sahip olduğu düşünülmektedir.

Sonuçlar, doğrudan döküm yöntemi ile AlB_2 takviye oranları en fazla %4,5 olduğunu göstermiştir. Bu oran metal matrisli kompozitler için oldukça düşüktür. Bu nedenle doğrudan döküm yönteminde ortaya çıkan bu darboğazın aşılması amacı ile savurma döküm ve ezme döküm yöntemlerinden faydalanılmıştır.

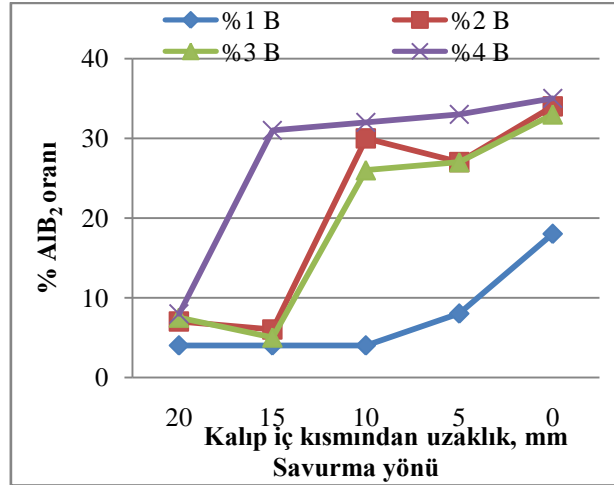
Savurma döküm yöntemi ile AlB_2 takviye oranının artırılması amacı ile doğrudan döküm yöntemi ile üretilen kompozitler, $800^{\circ}C$ 'de yarı ergitilmiş ve bu sıcaklıkta 25 G savurma kuvveti ile 5 dakika savrularak soğutulmuştur. Savurma sonrasında üretilen numunelerde optik incelemelerde (bakınız Şekil 4.22 ve Şekil 4.23) yapıda AlB_2 'ce zengin ve fakir iki bölgenin mevcut olduğu görülmektedir. Şekil 5.9'dan görüleceği üzere AlB_2 'ce zengin bölgelerde AlB_2 borür yapılarının oranının yaklaşık %10 civarında, olduğu AlB_2 'ce fakir bölgelerde ise AlB_2 oranının sifıra yakın olduğu görülmektedir. Bu ayrışma savurma kuvveti etkisi altında yoğunluğu sıvı alüminyuma ($2,41 g/cm^3$) göre daha yüksek olan AlB_2 borür ($3,19 g/cm^3$) yapılarının

kalıp dış bölgelerine doğru savrulmasından kaynaklanmaktadır. Şekil 5.9'da AlB_2 'ce zengin ve fakir bölgelerin birbirinden keskin bir şekilde ayrıldığı ve AlB_2 'ce zengin bölgelerde takviye oranının birbirine çok yakın olduğu, AlB_2 takviye fazının homojen ve gelişi güzel dağılım sergilediği görülmektedir. Bunun muhtemelen savurma kuvveti ile kalıp dış bölgelerine sürüklenen AlB_2 borür yapılarının viskoziteyi artırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Sıvı alüminyuma göre daha yoğun olan AlB_2 borür yapıları savurma kuvveti etkisi ile kalıp dış bölgelerine doğru sürüklenerek viskoziteyi artırmıştır. Viskozite değeri savurma kuvvetinin yenemeyeceği değere ulaştığında AlB_2 borür yapıları bu bölgede hapsolmuş ve bu sayede AlB_2 borür yapıları bu bölgelerde belirli bir oranda kalmıştır.

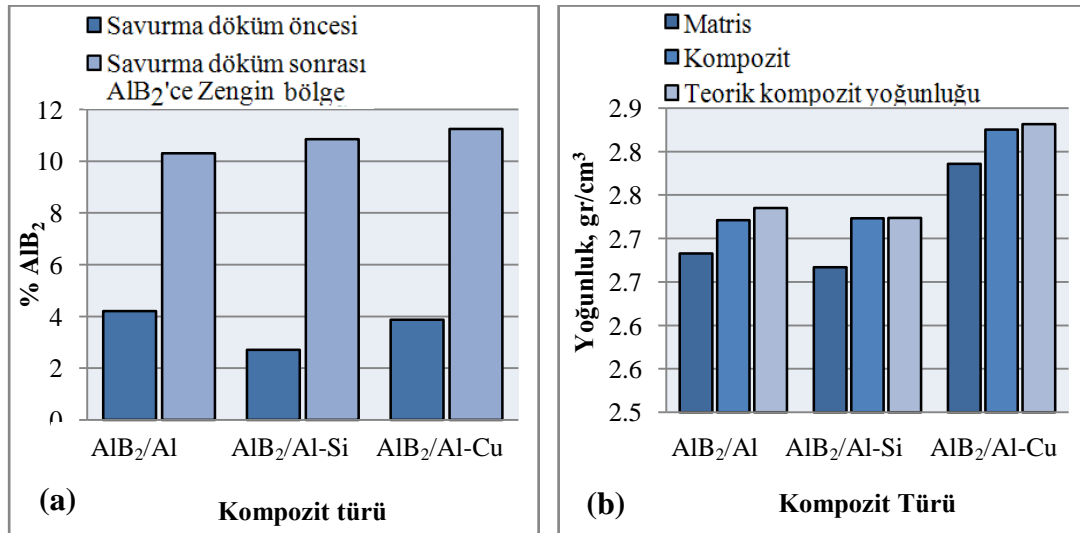


Şekil 5.9. Savurma döküm numunesinde AlB_2 'ce fakir ve AlB_2 'ce zengin bölgeye ait % AlB_2 takviye oranı değişimi

Benzer şekilde Melgarejo ve arkadaşlarının (Melgarejo, 2008) savurma döküm yöntemi ile derecelendirilmiş AlB_2 takviyeli kompozit üretmeye yönelik olarak yaptıkları çalışmada, %1, %2, %3 ve %4 bor oranına sahip $AlB_2/Al-Mg$ başlangıç kompozitlerini $850^\circ C$ 'de 20 G savurma kuvveti ile savurma işlemine almışlardır. Şekil 5.10'da üretilen numunelere ait savurma kuvveti yönünde % AlB_2 takviye oranları verilmiştir. Savurma sonrasında AlB_2 takviye oranlarının savurma yönünde arttığı görülmektedir. Şekilde %1 bor oranına sahip kompozit dışında ki diğer kompozitlerin hepsinde belirli bir mesafede ani bir % AlB_2 artışı gözlenmiştir. Bu mesafeden sonra artışın neredeyse yok denecek kadar az olduğu görülmektedir.



Şekil 5.10. Savurma yönüne bağlı olarak AlB₂ takviye oranı değişimi (Malgarejo, 2008)

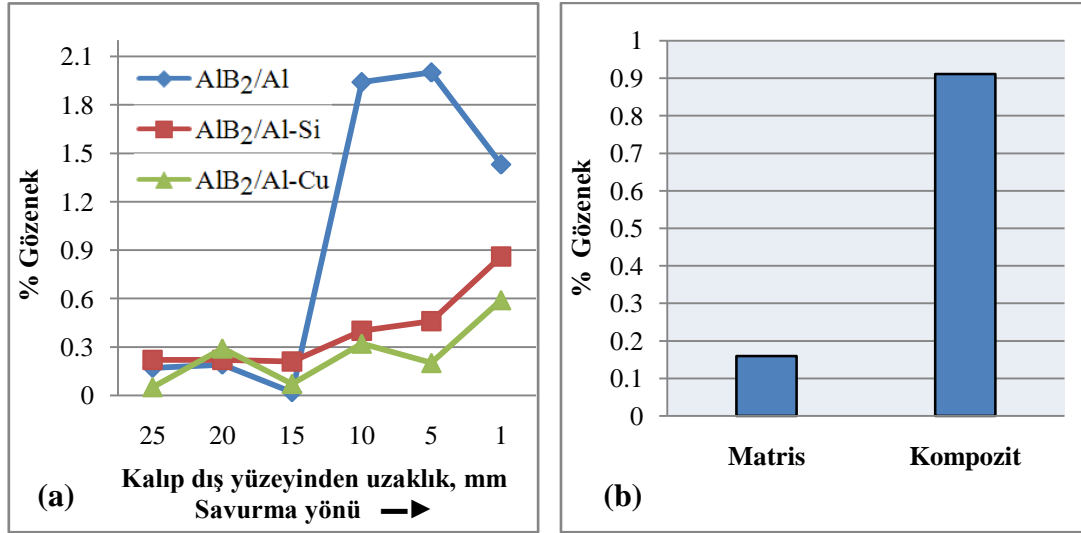


Şekil 5.11. Bu çalışmada elde edilen a) savurma döküm öncesi ve sonrası kompozit türlerine karşılık % AlB₂ takviye oranı değişimi, b) savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait teorik ve gerçek yoğunluk değerleri değişimi

Şekil 5.11a'da AlB₂/Al, AlB₂/Al-Si ve AlB₂/Al-Cu kompozitlerine ait savurma döküm öncesinde ve sonrasında alınan % AlB₂ takviye oranları dikkate alınarak oluşturulmuş grafik verilmiştir. Grafikte savurma işlemi öncesinde %4'ün altında AlB₂ takviye oranına sahip kompozitlerin, savurma işlemi sonrasında AlB₂'ce zengin bölgelerde takviye oranlarının yaklaşık üç kat artışla %10 seviyesinin üstüne çıktığı görülmektedir.

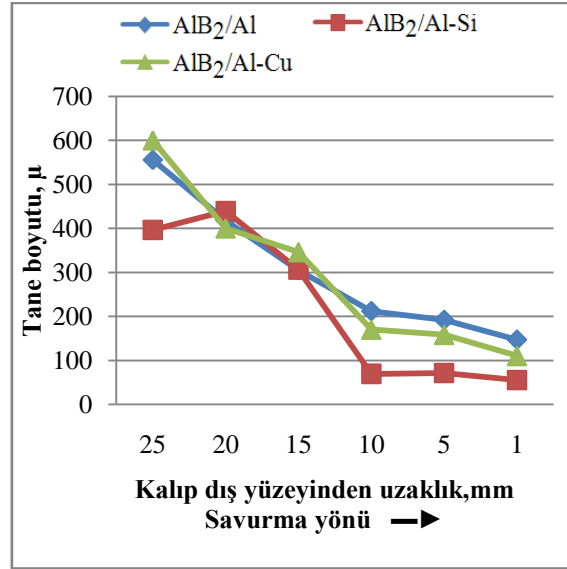
Savurma döküm sonrasında kompozitlerin ve matris alaşımlarının yoğunluk değerlerine bakıldığında, kompozitlerin yoğunluk değerlerinin, matris alaşımlarına göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Bunun muhtemel nedeni düşük yoğunluğa sahip matris alaşımının içerisinde yer alan ($3,17\text{g/cm}^3$ yoğunluğa sahip) AlB_2 borür yapılarının kompozitin yoğunluğunda artışa neden olmasıdır. Şekil 5.11b'de karışımlar kuralı dikkate alınarak % AlB_2 oranlarına göre hesaplanan teorik yoğunluk değerinin, gerçek yoğunluk değerleri ile uyumlu olması bu öngörüğü desteklemektedir. Ayrıca teorik yoğunluk değerleri ile deneysel yoğunluk değerlerinin birbirine yakın seyretmesi yapılan çalışmalarda % AlB_2 ölçümlerinin doğru yapıldığını ve karışımlar kuralı gereği AlB_2 takviyeli kompozitlerin yoğunluk değerlerinin hesaplanabileceğini göstermektedir.

Şekil 5.12a'da savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitler üzerinde savurma yönüne göre % gözenek değişimlerine bakıldığında, savurma yönüne bağlı olarak gözenek seviyesinin arttığı görülmektedir. Şekilde gözenek seviyesinin 15mm'lik mesafeden sonra (AlB_2 'ce zengin bölge) ani bir artışın söz konusu olduğu görülmektedir. Şekil 5.12b'de savurma işlemi sonrasında AlB_2 'ce zengin ve fakir bölgelerden alınan ortalama % gözenek seviyelerine bakıldığında AlB_2 'ce zengin bölgelerde % gözenek seviyesinin 8 kat daha yüksek olduğu görülmektedir. Bunun nedeni olarak AlB_2 'ce zengin bölgede viskositenin yüksek olması nedeni ile bu bölgedeki gözenek boşluklarının bertaraf edilememesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

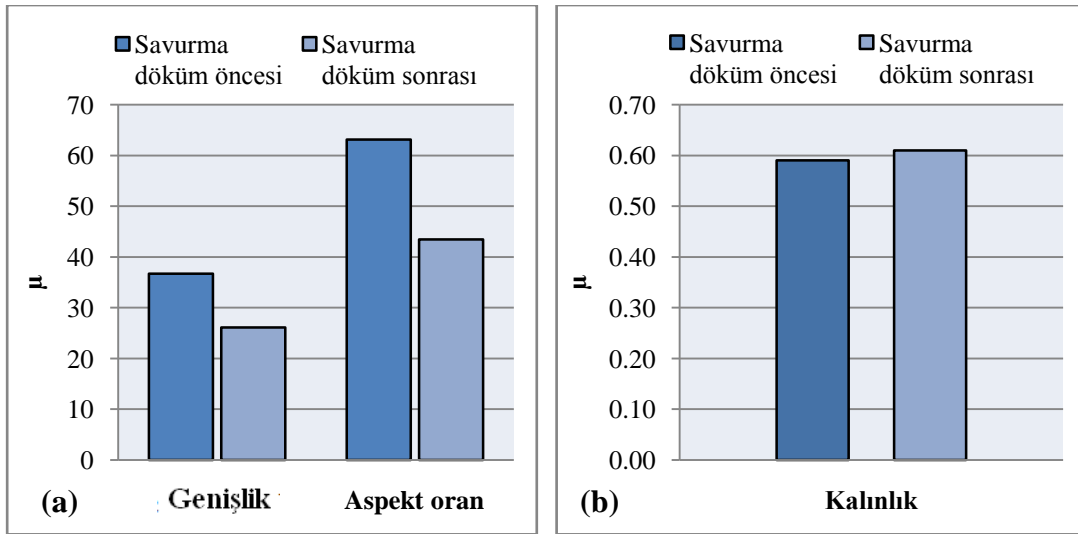


Şekil 5.12. a) Kalıp dış yüzeyinden iç kısmına doğru belirlenen altı bölgeye ait % gözenek değişimi ve b) AlB₂'ce zengin ve AlB₂'ce fakir bölgelere ait ortalama % gözenek değişimi

Savurma döküm sonrasında üretilen numuneler üzerinden alınan ortalama tane boyutlarına bakıldığında, genel olarak savurma döküm yöntemlerinde olduğu gibi kalıp dış kısmından iç kısmına doğru tane boyutlarının yükseldiği görülmektedir. Bunun kalıp dış bölgelerinde soğuma hızının daha yüksek olması ve soğuma hızının kalıp iç bölgelerine doğru azalmasından kaynaklandığı varsayılmaktadır. Şekil 5.13'de kompozitlerin tane boyut dağılımına dikkatli bakıldığında, AlB₂'ce zengin bölgelerde (1 ile 10mm'lik mesafede) tane boyut değişiminin çok düşük olmasına karşılık, AlB₂'ce fakir bölgelerde (10 ile 25mm'lik mesafede) daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu nedenle AlB₂'ce zengin bölgelerde AlB₂ borür yapılarının tane inceltme mekanizmalarının harekete geçerek bu bölgelerde tane boyutunun olması gerekenden daha düşük seviyede kalmasına neden olduğu düşünülmektedir. Geçmiş çalışmalarda da (Nafisi, 2007; Nafisi 2006) bu görüşü destekleyen sonuçlar rapor edilmiştir.



Şekil 5.13. Kalıp dış yüzeyinden iç kısmına doğru belirlenen altı bölgeye ait ortalama tane boyut değişimi



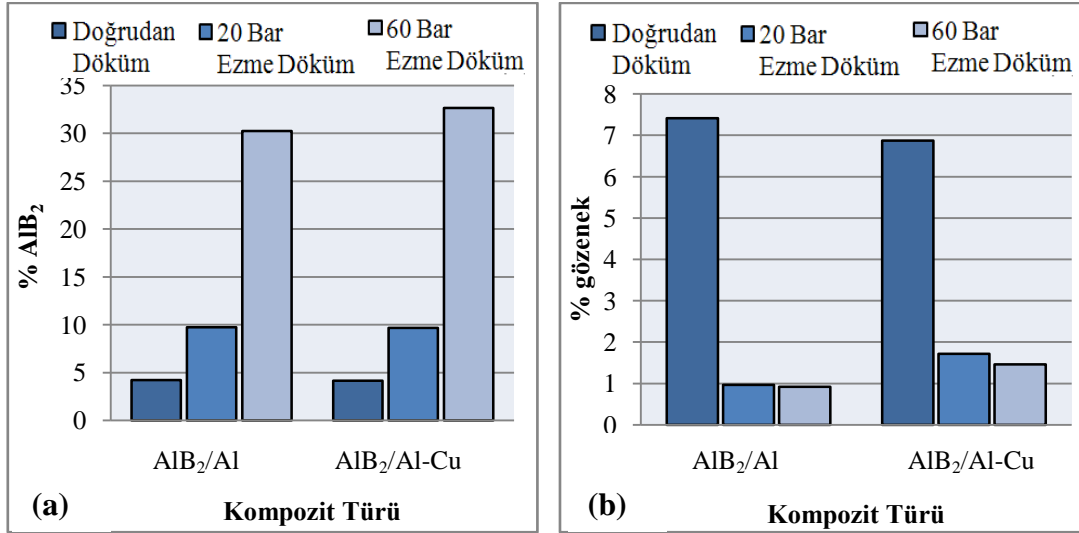
Şekil 5.14. Savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama AlB₂ genişlik ve aspekt oranları ve b) kalınlık değişimi

Savurma işlemi ile AlB₂ borür yapılarının genişlik ve aspekt oranlarının değişimine bakıldığında Şekil 5.14b'de savurma işlemi öncesi ve sonrasında AlB₂ borür yapılarının kalınlığında önemli bir değişim gözlenmemiş ve ortalama AlB₂ kalınlıkları 0,60μ seviyesinde kalmıştır. Şekil 5.14a'da görüldüğü gibi doğrudan döküm yöntemi ile 35μ seviyesinde olan AlB₂ borür yapılarının genişliği, savurma işlemi ile 25μ seviyesine düşmüştür. Buna bağlı olarak 60 değerinin üzerinde olan

aspekt oranları savurma sonrasında 40 değerine düşmüştür. Bunun muhtemel nedeninin savurma kuvvetinin etkisi ile geniş AlB_2 borür yapılarının kırılması olduğu düşünülmektedir.

Çalışmada AlB_2 takviye oranlarının artırılmasında savurma döküm yöntemine alternatif olarak ezme döküm yönteminden de faydalanılmıştır. Ezme döküm yöntemi ile AlB_2 takviye oranlarının artırılması, $800^\circ C$ 'de ($AlB_{2(katı)} + Al_{(sıvı)}$ bölgesinde) yarı-katı ergitilen kompozitlerin kalıba uygulanan basıncın etkisi ile kalıp üzerinde yer alan tahliye kanallarından sıvı matris alaşımının süzülmesi ile sıvı matris içerisinde AlB_2 oranının bu şekilde artırılması sağlanmıştır. Çalışmada $800^\circ C$ 'de 20 ve 60 bar ezme basıncı yardımı ile %10 ve %30 AlB_2 takviye içeriğine sahip kompozitler başarılı bir şekilde üretilmiştir. Benzer çalışmada Deppisch, Hall ve Economy (Deppisch, 1997; Hall, 2000-c; Hall, 1999) basınç altında filtreleme "ezme döküm" yöntemi ile %10 ve %20 AlB_2 takviye içeriğine sahip kompozitler ürettiklerini rapor etmişlerdir.

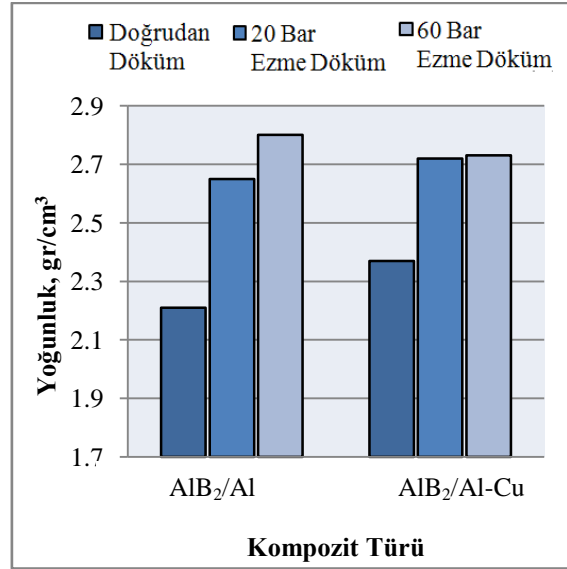
Şekil 5.15a'da doğrudan döküm yöntemi ile, 20 ve 60 Bar ezme basıncı altında üretilen kompozitlere ait % AlB_2 oranları verilmiştir. Grafikte yaklaşık %4 oranında olan AlB_2 borür yapılarının oranının 20 Bar basınç ile 2,5 kat artarak %10 seviyesine, 60 Bar basınç ile de 8 kat artarak %30 seviyesinin üzerine çıktığı görülmektedir. Bu sonuçlar takviye oranının artırılmasında ezme döküm yönteminin etkili bir yöntem olduğunu göstermiştir.



Şekil 5.15. a) Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama % AlB₂ değişimi ve b) Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama % gözenek değişimi

Şekil 5.15b’de ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait gözenek oranlarına bakıldığında, doğrudan döküm yöntemi ile yüksek gözenek seviyesine sahip olan kompozitin gözenek seviyesinin, uygulanan ezme basıncının artmasına bağlı olarak azaldığı görülmüştür. Çalışmada ezme döküm yöntemi ile gözenek seviyesi %7 seviyesinden, AlB₂/Al kompozitleri için %1, AlB₂/Al-Cu kompozitleri için ise %1,5 seviyesine kadar düşürülmüştür. Bunun uygulanan basınca bağlı olarak matris içerisindeki boşlukların tahliye edilmiş olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

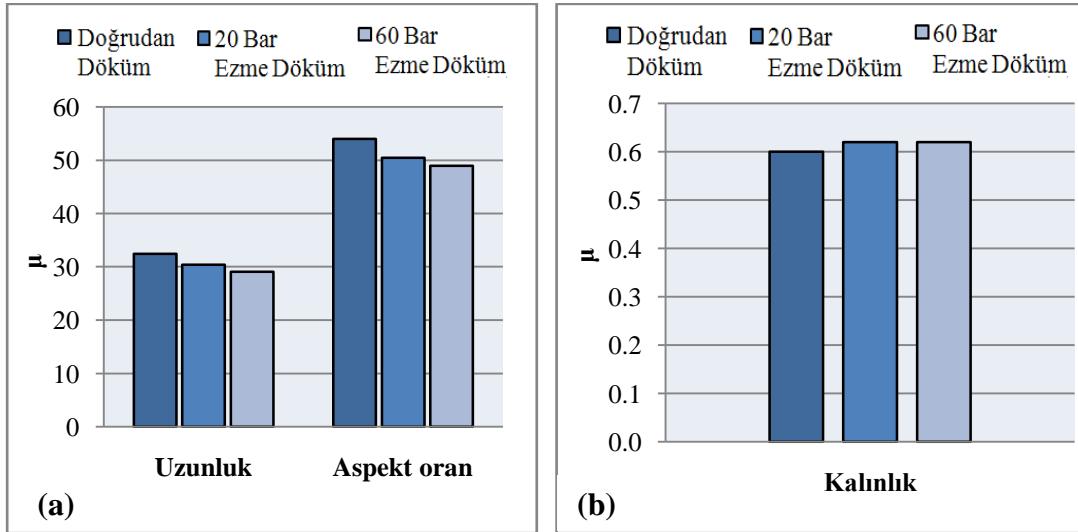
Şekil 5.16’da kompozitler üzerinden alınan yoğunluk değerleri dikkate alınarak çizilen grafikte, kompozitlerin yoğunluk değerlerinin, % gözenek oranları ile orantılı bir şekilde değiştiği görülmektedir. Grafikte, % gözenek seviyesinin düşmesine bağlı olarak kompozitlerin yoğunluk değerlerinin arttığı görülmektedir.



Şekil 5.16. Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama yoğunluk değişimi

Şekil 4.26a'da gösterildiği gibi 20 bar basınç altında ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde AlB₂ yapılarının rastgele ve homojen bir dağılım sergilediği görülmüştür, 60 Bar basınç altında üretilen kompozitlerde ise yapıda bazı süreksizliklerin mevcut olduğu ve AlB₂ borür yapılarının ise kısmen yer aldığı bölgelerde AlB₁₂ borür yapılarının yer aldığı görülmüştür. 60 bar'lık basınç altında üretilen kompozitlerde, önceki çalışmalardan (Deppisch, 1997) elde edilen sonuçlara benzer şekilde filtreleme işlemi sırasında AlB₂ borür yapılarının homojen bir şekilde filtrelenemeyerek yapıda AlB₂ borür yapılarının dağılımında süreksizliklerin yer aldığı görmüştür. Bunun yanında yapıda görülen yoğun AlB₂ bölgelerinde AlB₁₂ borür yapılarının gözlenmesinin Al-B faz diyagramından görüleceği üzere AlB₂'ce yoğun bölgelerde %40,3'lük ötektik kompozizasyonun üzerine çıkılarak AlB₂ borür yapılarının bir kısmının AlB₁₂ borür yapılarına dönüşmüş olabileceği düşünülmektedir. Şekil 4.26 ve Şekil 4.27'ye bakıldığında 20 bar basınç altında rastgele yönelmiş olan AlB₂ borür yapılarının, 60 bar basınç altında uygulanan basınç yönüne paralel olacak şekilde belirli bir yönelme kazandığı görülmektedir. Bunun muhtemel bir nedeni AlB₂ takviye oranının artması için uygulan ezme basıncının etkisi ile AlB₂ borür plakalarının kayarak basma yönünde istiflenmesidir. Şekil 4.26c'ye bakıldığında AlB₂ takviye oranının %30 seviyesine çıkarılabildiği için ister istemez belirli bir yönelme kazanması kaçınılmazdır.

Buna benzer bir yöntem ile Deppisch ve arkadaşlarının(Deppisch, 1997) yaptıkları çalışmada AlB_2 takviye oranını %30 seviyesinin üzerine çıkardıklarını rapor etmişlerdir. Bu çalışmada alınan sonuçlara benzer şekilde %10 AlB_2 takviye oranına sahip kompozitlerde AlB_2 borür yapılarının rastgele dağılıma sahip olduğu ve mikroyapıda süreksizliklerin mevcut olduğunu rapor etmişlerdir. Yine bu çalışmadan elde edilen sonuçlara benzer şekilde %20 AlB_2 takviye içeriğine sahip kompozitlerde kısmi olarak AlB_2 borür yapılarının yönlenme kazandığını ve yapıda süreksizliklerin bulunduğunu, AlB_2 'ce zengin bölgelerde AlB_{12} borür yapılarının oluştuğunu rapor etmişlerdir.



Şekil 5.17. Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere ait ortalama genişlik, kalınlık ve aspekt oranı değişimi

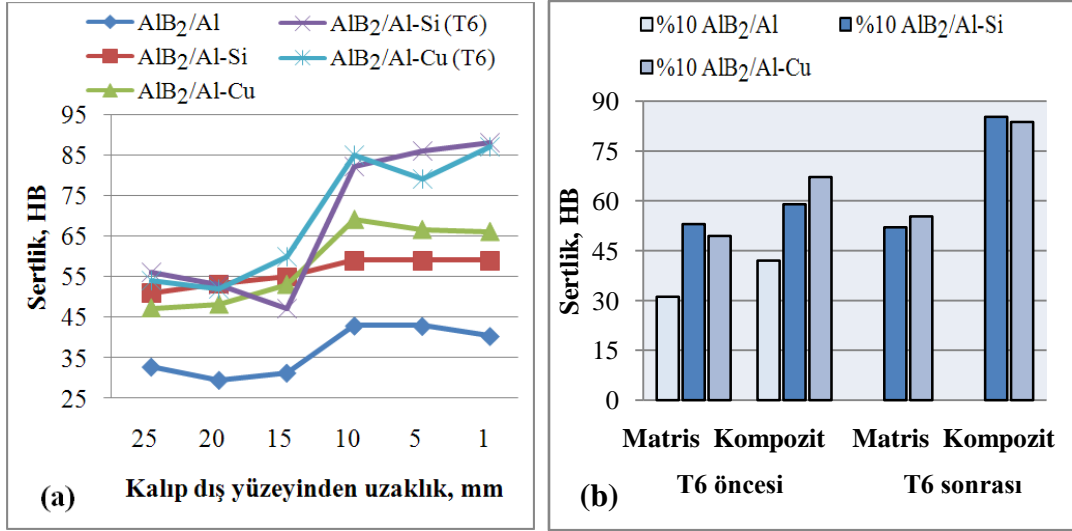
Tablo 5.17'de görüldüğü gibi AlB_2 borür yapılarının genişliklerinin ezme basıncı ile 30μ seviyesinde iken 20 ve 60 bar basınç altında 30μ seviyesinin altına düştüğü ve AlB_2 borür yapılarının kalınlıklarında ise önemli bir değişim gözlenmeyerek yaklaşık $0,60\mu$ 'luk bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Şekil 5.17'den görüleceği üzere ezme döküm yöntemi ile 20 ve 60 bar ezme basıncı altında üretilen kompozitlerin AlB_2 borür yapılarının aspekt oranlarında önemli bir değişim sağlamadığı gözlenmemiş ve AlB_2 yapılarının aspekt oranları yaklaşık 50 seviyesinde kaldığı görülmüştür.

Bu çalışmaya benzer bir çalışmada (Deppisch, 1997) filtreleme yöntemi ile kompozitlerin takviye içeriklerinin artışına bağlı olarak Tablo 5.3’de görüldüğü gibi AlB_2 takviye fazının genişliklerinin azaldığı rapor edilmiş, genişliklerdeki azalışın muhtemel nedeni filtreleme basıncı ile uzun AlB_2 borür yapılarının kırılarak AlB_2 borür yapılarının genişliklerinin azalmasına bağlanmıştır. Bu çalışmadan elde edilen sonuçlar Tablo 5.1’de görüldüğü gibi Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1997) aksine, AlB_2 borür yapılarının genişliklerinin 20 ve 60 bar basınç altında genişliklerinin önemli oranda azalmadığını göstermiştir. Bunun muhtemel nedeni bu çalışmada üretilen AlB_2 borür yapılarının genişliklerinin yukarıda bahsedilen çalışmada elde edilen borür yapılarına kıyasla daha küçük olmasına bağlanabilir.

Tablo 5.1. Bu çalışmadan elde edilen ve Deppisch ve arkadaşları (Deppisch 1997) tarafından rapor edilen AlB_2 takviye oranına bağlı olarak AlB_2 genişlik ve kalınlık değişimleri

Çalışmalar	AlB_2 Takviye oranı, %	Genişlik, μm	Kalınlık, μm
Bu çalışmaya ait	3	32,00	0,60
	10	30,41	0,62
	30	29,07	0,62
Deppisch ve arkadaşlarına ait	4	176,00	3,00
	10	126,00	3,50
	20	76,00	4,20

Üretilen kompozitler üzerinden alınan sertlik değerlerine bakıldığında savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde savurma yönüne bağlı olarak sertlik değerlerinin değiştiği görülmüştür. Kompozitin sertlik değerlerinin kalıp dış kısımlarından 10mm’ye kadar (AlB_2 ’ce zengin bölgelerde) yüksek seviyede iken, 10mm’lik mesafeden sonra (AlB_2 ’ce fakir bölgede) ani bir düşüşe uğradığını görülmüştür. Bunun nedeni alüminyum matris içerisine ilave edilen AlB_2 takviye elemanının kompozitin sertlik değerini artırmasıdır.

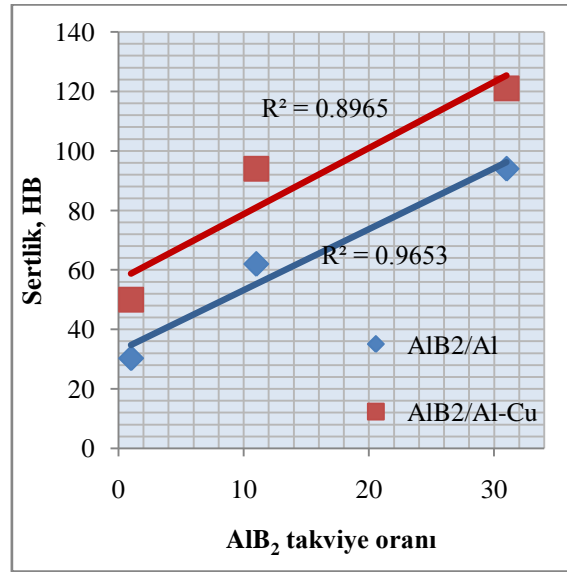


Şekil 5.18. Kalıp dış yüzeyinden iç yüzeyine doğru belirlenen altı bölgeye ait T6 işlemi öncesi ve sonrası ortalama HB sertlik değişimi

Savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde AlB₂'ce zengin ve fakir bölgelerden oluşan iki farklı bölgenin mevcut olduğu ve bu iki bölgenin birbirinden keskin bir şekilde ayrıldığı vurgulanmıştır. Şekil 5.18a'da verilen sertlik değerleri de bunu desteklemektedir. Kompozit olarak tanımlanan %10 AlB₂ takviye oranına sahip AlB₂'ce zengin bölgelerde HB sertlik değerinin yüksek seviyelerde ve birbirine yakın değerlerde olduğu görülmektedir. Matris olarak tanımlanan % AlB₂ oranı sıfır değerine yakın olduğu AlB₂'ce fakir bölgelerde ise HB sertlik değerlerinin düşük seviyede ve birbirine yakın değerlerde olduğu görülmektedir.

Şekil 5.18b'de savurma döküm sonrasında matris ve kompozit olarak tanımlanan AlB₂'ce fakir ve zengin bölgelerden T6 ısıtma işlemi öncesi ve sonrasında alınan ortalama sertlik değerleri görülmektedir. Grafikte %10 AlB₂ içeriğine sahip kompozitlerinin (AlB₂'ce zengin bölgelerin) sertlik değerlerinin, matris alaşımlarına (AlB₂'ce fakir bölgelere) göre yüksek seviyelerde olduğu görülmektedir. Ayrıca hazırlanan grafikte kompozitin sertlik değeri üzerinde AlB₂ takviye içeriğinin yanında, T6 ısıtma işleminin ve matris alaşımının da etkili olduğu görülmektedir. Alınan sonuçlar en yüksek sertlik değerinin silisyum ve bakır katkılı alüminyum matris alaşımı ile üretilen kompozitte T6 ısıtma işlemi sonrasında 75 HB sertlik değerinin üstünde olduğunu göstermiştir.

Bu çalışmadan alınan sonuçlar ezme döküm yöntemi ile AlB_2 takviye içeriğinin 60 Bar basınç altında %30 değerine kadar yükseltilebildiğini göstermiştir. Şekil 5.19'da ezme döküm sonrasında üretilen kompozitlerde ki sertlik değerleri dikkate alınarak çizilen grafikte, savurma döküm yönteminde olduğu gibi takviye oranının artmasına bağlı olarak, kompozitlerin sertlik değerinin arttığı görülmüştür. Şekil 5.19'da görüleceği üzere ezme döküm yöntemi ile en yüksek sertlik değerinin %30 AlB_2 /Al-Cu kompozitinde ortalama 120 HB seviyesine çıkmaktadır.

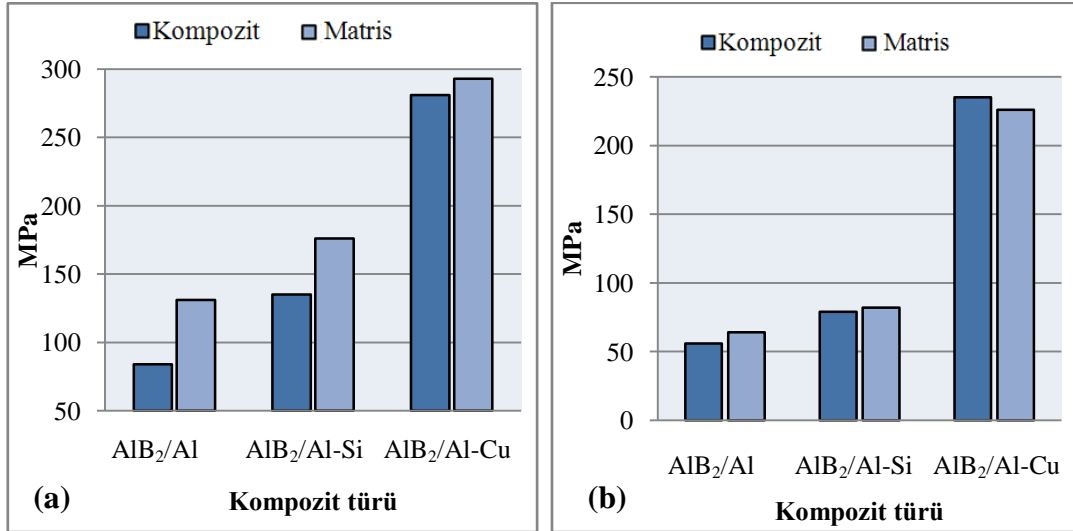


Şekil 5.19. Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde takviye oranına bağlı sertlik değişimi

Savurma ve ezme döküm yöntemi ile üretilen %10 ve %30 AlB_2 takviye içeriğine sahip kompozitlerde çekme testleri yapılmıştır. Çalışmada doğrudan döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerin yüksek oranda gözenek içermeleri nedeni ile çekme testlerinde doğru sonuçlar vermediği anlaşıldığından çekme testlerinin sunumunda yalnızca gözenek değerleri daha düşük olan savurma ve ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitler dikkate alınmıştır.

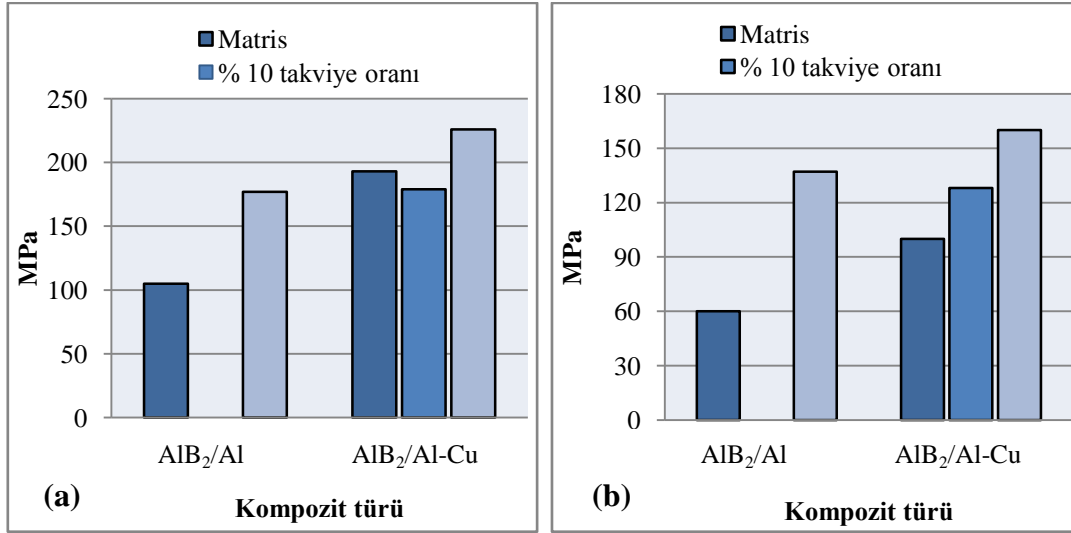
Şekil 5.20'de savurma döküm yöntemi ile üretilen AlB_2 /Al, AlB_2 /Al-Si ve AlB_2 /Al-Cu kompozit ve matris alaşımlarına ait akma ve çekme gerilmeleri verilmiştir. Şekil 5.20a'da kompozitlerin çekme gerilmelerinin matris alaşımlarına göre daha yüksek seviyelerde seyrettiği görülmektedir. Matris alaşımının da etkili olduğu görülen çekme gerilmelerinde en yüksek çekme gerilmesi AlB_2 /Al-Cu kompozitinde

300MPa civarında olduğu görülmüştür. Şekil 5.20b’de AlB_2/Al ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozitlerin de akma gerilmesinin matris alaşımlarına göre yüksek seviyelerde olduğu görülmektedir. $AlB_2/Al-Cu$ kompozitinde ise akma gerilmesinin matris alaşımına göre düşük olduğu görülmektedir.



Şekil 5.20. Savurma döküm yöntemi ile üretilen AlB_2/Al , $AlB_2/Al-Si$ ve $AlB_2/Al-Cu$ kompozit ve matris alaşımlarına ait çekme ve akma gerilimleri Kompozit Matris

Şekil 5.21’de ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozit ve matris alaşımlarına ait akma ve çekme mukavemetleri verilmiştir. Grafiklerde Al matris alaşımına %30 oranında AlB_2 ilavesi matris alaşımının çekme ve akma mukavemetlerini önemli oranda artırmıştır. 100MPa civarında olan matris alaşımının çekme mukavemeti %30 AlB_2 ilavesi ile 177MPa seviyesine yükselmiştir. Al-Cu matris alaşımında AlB_2 takviye oranının artmasına bağlı olarak akma mukavemetleri artmıştır. Al-Cu matrisli kompozitlerde %10 AlB_2 ilavesi matris alaşımının çekme mukavemetini düşürmüştü, %30 AlB_2 ilavesi ile tekrardan yükselişe geçmiştir. Sonuçlar bu çalışmada en yüksek çekme gerilmesinin %30 AlB_2 takviye oranına sahip $AlB_2/Al-Cu$ kompozitinde 220MPa elde edildiğini göstermiştir.



Şekil 5.21. Ezme döküm yöntemi ile üretilen AlB₂/Al ve AlB₂/Al-Cu kompozit ve matris alaşımlarına ait çekme ve akma gerilmeleri

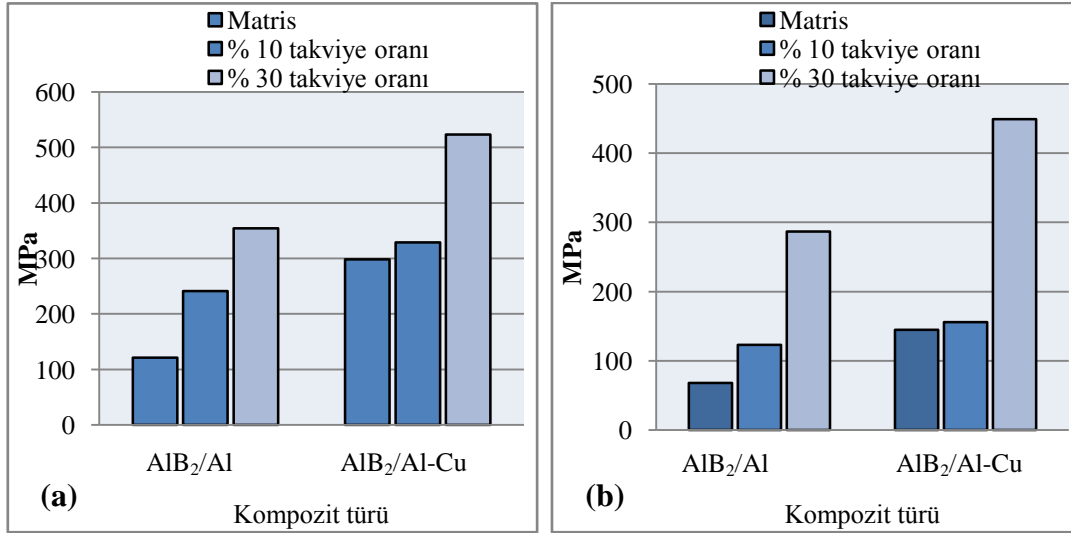
Kompozit mukavemetinde genel bir kural olan karışımlar kuralı gereği kompozitlerin mekanik özellikleri matrise ilave edilen takviye elemanın özellik ve oranına bağlı olarak değişmektedir. Genellikle artan takviye içeriğine bağlı olarak kompozitlerin mekanik özellikleri artmaktadır. Kompozitlerde mekanik özelliklerde bir artışın sağlanabilmesi için matris içerisindeki takviye oranının belirli bir kritik değerin üzerinde olması gerekmektedir (Taya, 1989). Takviye oranının bu değerin altında kalması ise aksine matris alaşımının mekanik özelliklerini azaltmaktadır. Karışım kuralı gereği bu kritik V_{min} değeri matris alaşımının mekanik özelliğinin artmasına bağlı olarak artmaktadır ve düşük mekanik özelliğe sahip matris alaşımında bu değer daha düşüktür. Şekil 5.20 ve Şekil 5.21’de savurma ve ezme döküm yöntemi ile üretilen %10 AlB₂ kompozitleri ve matris alaşımlarına ait çekme ve akma gerilmeleri verilmiştir. Grafiklerde AlB₂/Al ve AlB₂/Al-Si kompozitlerinde %10 takviye oranı ile matris alaşımlarının akma ve çekme mukavemetlerinin arttığı görülmektedir. Bu sonuç, bu çalışmada üretilen kompozitlerde kritik V_{min} değerinin aşıldığını göstermektedir. Çekme ve akma gerilmesi daha yüksek seviyede olan Al-Cu matris alaşımli kompozitlerde ise bu oran %10 AlB₂ takviye oranı ile çelişkili sonuçlar vermiştir. Muhtemelen %10 AlB₂ takviye oranı AlB₂/Al-Cu kompoziti için V_{min} değerinin altında bir değerdedir. %30 AlB₂/Al-Cu kompozitinde matris alaşımına göre akma ve çekme gerilmelerinin yüksek seviyede olması %30 AlB₂ takviye oranı ile bu kritik V_{min} değerinin aşıldığını göstermektedir.

Genellikle metal matrisli kompozitlerde sünek ve tok matris alaşımı içerisinde, daha rijit ve mukavim olan güçlendiriciler ilave edilmektedir. Matrise ilave edilen takviye oranına bağlı olarak kompozitin % uzama değerleri azalmaktadır. Sonuçlar bu çalışmadan elde edilen kompozitlerde de bu kuralın geçerli olduğunu göstermiştir. Şekil 4.29 ve Şekil 4.30'da ezme ve savurma döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde, AlB_2 ilavesi ile kompozitlerin % uzama değerlerinin önemli oranda düştüğü görülmüştür.

Tablo 5.2. $AlB_2/Al-Cu$ kompozit ve $Al-Cu$ matris alaşımına ait mekanik özellikler (Deppisch, 1997)

Mekanik Özellikler	Al-Cu matris	%4 $AlB_2/Al-Cu$	%10 $AlB_2/Al-Cu$	%20 $AlB_2/Al-Cu$	Yönlenmiş %20 $AlB_2/Al-Cu$
Basma, E (GPa)	69	77	86	97	–
Basma, σ_y (MPa)	98	123	144	182	–
Çekme, E (GPa)	68	–	82	94	106
Çekme, σ_y (MPa)	75	–	115	128	185
Çekme, UTS (MPa)	97	–	128	131	188
150°C'de Çekme, UTS (MPa)	–	–	–	130	–

Bu çalışmadan elde edilen sonuçlar Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1997) uyguladıkları filtreleme yöntemi ile ürettikleri kompozitlerde ki çekme ve basma sonuçları ile karşılaştırılarak Tablo 5.2'de verilmiştir. Tablo 5.2 incelendiğinde bu çalışmadan elde edilen sonuçlar ile yukarıda verilen çalışmadan elde edilen sonuçlar arasında benzerlik olduğu görülmektedir. Bu çalışmadan elde edilen sonuçlar benzer şekilde 75MPa olan matris alaşımının çekme mukavemetinin % 10 AlB_2 takviye oranı ile 128MPa'a, % 20 AlB_2 takviye oranı ile 131MPa'a yükseldiği görülmektedir.



Şekil 5.22. Ezme döküm yöntemi ile üretilen AlB₂/Al ve AlB₂/Al-Cu kompozit ve matris alaşımlarına ait basma çekme ve akma gerilmeleri grafikleri

Şekil 5.22’de bu çalışmaya ait ezme döküm yöntemi ile üretilen AlB₂/Al ve AlB₂/Al-Cu kompozit ve matris alaşımlarının basma, çekme ve akma gerilmesi değerleri verilmiştir. Şekil 5.22’de AlB₂ takviye oranlarının artmasına bağlı olarak kompozitlerin çekme ve akma gerilmelerinin arttığı görülmektedir. Grafikte en yüksek basma gerilmesi %30 AlB₂ takviye oranına sahip AlB₂/Al-Cu kompozitinde 500MPa’ın üzerinde olduğu görülmüştür. Akma değeri ise yine %30 AlB₂ takviye içeriğine sahip AlB₂/Al-Cu kompozitinde 450MPa civarında tespit edilmiştir. Tablo 5.4’de Deppisch ve arkadaşlarının (Deppisch, 1997) ürettikleri kompozitler üzerinden aldıkları basma elastik modül ve akma gerilmesine bakıldığında artan AlB₂ takviye oranına bağlı olarak kompozitlerin basma elastik modülünün ve akma gerilmesinin arttığı görülmektedir. Yapılan çalışmada 98MPa olan akma gerilmesine sahip Al-Cu matris alaşımın, %10 AlB₂ takviye oranı ile 144MPa’a , %20 AlB₂ takviye oranı ile 182MPa’a yükseldiği görülmektedir.

BÖLÜM 6. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada bor oksit ilavesi ile alüminyum matrisli AlB_2 kompozitinin üretimi ve mekanik özellikleri incelenmiştir. İlk önce farklı bor cevherleri ile AlB_2 borür yapıları in-situ (yerinde reaksiyon) yöntemi ile oluşturulmuş ve AlB_2 borür yapılarının boyutları üzerine etki eden parametreler incelenmiştir. İkinci aşamada doğrudan döküm, savurma ve ezme döküm yöntemleri kullanılarak kompozitlerin AlB_2 takviye oranlarının artırılması üzerinde durulmuştur. Son aşamada ise kompozitlerin çekme dayanımı, basma dayanımı ve setlik özellikleri irdelenmiştir. Buna göre çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıda maddeler halinde sıralanmıştır.

1- Bor minerallerinin ilavesi ile AlB_2 kompozitlerinin üretim potansiyellerinin araştırılmasına yönelik olarak yapılan deneysel çalışmalarda elde edilen sonuçlar bor minerallerinin ilavesi ile AlB_2 kompozitlerinin üretilebileceğini göstermiştir. Ancak, bor oksit ilavesi ile üretilen deney numunesinin diğer bor minerallerine göre düşük aspekt oranlı AlB_2 yapılarına sahip olmalarına rağmen, yüksek % AlB_2 oranı, yüksek yoğunluk, düşük gözenek ve düşük alüminyum kaybı gibi özelliklerinden dolayı AlB_2 kompozitlerinin üretimi için daha elverişli olduğu görülmüştür.

2- 1400°C'de bor oksit ilavesi ile yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının oluşturulmasına yönelik olarak yapılan çalışmalarda, alüminyum matris alaşımı içerisinde in-situ (yerinde reaksiyon) yöntemi ile yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapıları oluşturulabilmiştir. Oluşan yüksek aspekt oranlı AlB_2 yapılarının altıgen plaklar şeklinde olduğu ve matris içerisinde homojen dağılıma sahip olduğu görülmüştür.

3- AlB_2 borür yapılarının genişlik ve kalınlıkları üzerine etki eden faktörlerin belirlenmesine yönelik yapılan çalışmalarda, AlB_2 borür yapılarının genişlik ve kalınlıkları üzerinde soğuma hızının, " $AlB_{2(sıvı)} + Al_{(katı)}$ " bölgesinde bekleme

sıcaklık ve bekleme zamanının etkili olduğu, alüminyum matris alaşımının ise önemli bir etkiye sahip olmadığı görülmüştür. Düşük kalınlık ve yüksek genişliğe sahip (yüksek aspekt oranlı) bir AlB_2 borür takviye fazının elde edilmesi için üretim proseslerinde soğuma hızının yüksek, “ $AlB_{2(sıvı)} + Al_{(katı)}$ ” bölgesinde bekleme sıcaklığının ve bekleme zamanının düşük tutulması gerektiği tespit edilmiştir.

4- Doğrudan döküm yöntemi ile AlB_2 kompozitlerinin üretiminde, AlB_{12} borür yapılarının oluşumunun engellenmesi ve yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarının elde edilebilmesi için yüksek sıcaklıktaki Al-B çözeltisinin hızlı bir şekilde soğutularak peritektik sıcaklığın altına inilmesi gerektiği tespit edilmiştir. Döküm yöntemi ile AlB_{12} yapıları içermeyen ve yüksek aspekt oranlı AlB_2 kompozitlerinin üretimi için uygun eğimli soğutma plakası kullanımı bir alternatif çözüm olabileceği görülmüştür.

5- Bor oksit ilavesi ile % AlB_2 takviye oranlarının artırılmasına yönelik olarak yapılan tek adımlı (doğrudan döküm yöntemi ile) üretim yönteminde % AlB_2 oranının en yüksek %4,5 mertebesine kadar artırılabilirdiği ve AlB_2 takviye oranının üzerinde “matris alaşımı” ve “bekleme zamanı” faktörlerinin etkili olduğu görülmüştür. %4,5 AlB_2 takviye oranı için bor oksidin saf Al matris alaşımı ile $1400^\circ C$ 'de 180 dakika ısı işleme alınması gerektiği tespit edilmiştir.

6- Yapılan çalışmalarda doğrudan döküm yöntemine alternatif olarak savurma ve ezme döküm yöntemlerinden de faydalanılmıştır. Savurma döküm yöntemi ile takviye içeriği en fazla %10 seviyesine kadar çıkarılabilirken, ezme döküm yöntemi ile %30 seviyesinin üzerine çıkarılmıştır. Ezme döküm yönteminde yüksek AlB_2 içeriğine rağmen yapıda gözlenen süreksizlikler ve AlB_{12} borür yapıları bu yöntemin kompozit üretim performansı açısından dezavantajlı hale getirmiştir. Daha düşük takviye içeriğine sahip olan savurma döküm yönteminde, ezme döküm yöntemine nazaran gözenek seviyelerinin düşük olması, yoğunluklarının yüksek olması ve AlB_2 borür yapılarının homojen dağılıma sahip olması bu yöntemi AlB_2 kompozitlerinin üretim performansı açısından daha avantajlı hale getirdiği görülmüştür.

7- Savurma ve ezme döküm yöntemleri ile takviye içerikleri artırılan kompozitler üzerinde yapılan sertlik ölçümlerinde, kompozitlerin HB sertlik değerlerinin artan takviye içeriğine bağlı olarak arttığı görülmüştür. Üretilen kompozitlerde sertlik değerlerinin, AlB_2 takviye oranlarının yanında matris alaşımına ve kompozite uygulanan T6 ısıl işleminin de önemli derecede etkili olduğu görülmüştür. Üretilen kompozitler üzerinde en yüksek sertlik, %30 takviye içeriğine sahip Al-Cu matrisli kompozitte T6 ısıl işlemi sonrasında ortalama 120 HB olarak ölçülmüştür.

8- Yapılan çekme dayanımı testlerinde kompozitlerin çekme ve akma dayanımlarının matris alaşımlarına göre yüksek olduğu tespit edilmiştir. Çalışmada savurma yöntemi ile üretilen %10 AlB_2 takviye oranına sahip kompozitlerde çekme dayanımlarının, saf Al matrisli kompozitte 84MPa'dan 131MPa (%60 oranında), Al-Si matrisli kompozitlerde 135MPa'dan 176MPa (%30 oranında) ve Al-Cu matrisli kompozitlerde 281MPa'dan 293MPa (%4 oranında) seviyesine yükseldiği tespit edilmiştir.

9- Ezme döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerde çekme dayanımlarının %30 AlB_2 oranı ile saf Al matrisli kompozitlerde 105MPa'dan 177MPa'a (%69 oranında), Al-Cu matrisli kompozitlerde 193MPa'dan 226MPa'a (%19 oranında) yükseldiği tespit edilmiştir.

10- Yapılan basma dayanımı testlerinde artan AlB_2 takviye oranına bağlı olarak kompozitlerin basma-çekme ve basma-akma dayanımlarının arttığı tespit edilmiştir. Çalışmada saf al matrisli kompozit için 121MPa basma-çekme dayanımı %10 AlB_2 takviye oranı ile 241MPa (%99 oranında), %30 takviye oranı ile 354MPa (%193 oranında) yükseldiği görülmüştür. Al-Cu matrisli kompozitte ise 298MPa olan matris alaşımının basma-çekme dayanımı %10 AlB_2 takviye oranı ile 329MPa (%10 oranında), %30 AlB_2 takviye oranı ile 523MPa (%75 oranında) seviyesine yükseldiği tespit edilmiştir.

11- Yapılan basma testlerinde basma-akma gerilmelerinin artan takviye oranına bağlı olarak saf Al ve Al-Cu matrisli kompozitlerin her ikisinde de artış gözlenmiştir. Saf Al matrisli kompozitte, 68MPa olan matris alaşımının basma-akma

gerilmesinin %10 AlB_2 takviye oranı ile 123MPa (%80 oranında), %30 AlB_2 takviye oranı ile 287MPa'a (%300 oranında) artış gözlenmiştir. Al-Cu matrisli kompozitte ise 145MPa olan matris alaşımın basma-akma dayanımı, %10 AlB_2 takviye oranı ile 156MPa (%7 oranında), %30 AlB_2 takviye oranı ile 449MPa (%200 oranında) arttığı tespit edilmiştir.

12- Bundan sonraki yapılacak çalışmalarda mekanik özelliklerin daha da yükseltilebilmesi için AlB_2 borür yapılarının aspekt oranlarının mekanik özellikler üzerine etkileri araştırılmalı ve optimize edilmesi sağlanmalıdır. Ayrıca AlB_2 plakalarının matris içerisinde yönlenmesine bağlı olarak kompozitin mekanik özelliklerinde ne tür bir etki yaptığı araştırılmalıdır.

KAYNAKLAR

AI, T.T., Microstructures and mechanical properties of in-situ Al₂O₃/Ti-Al composites by exothermic dispersion method, *Acta Metall. Sin.(Engl. Lett.)*Vol.21, 437-443, (2008).

ARIK, H., TURKER, M., Production and characterization of in-situ Fe-Fe₃C composite produced by mechanical alloying, *Materials & Design*, 28, 140-146, (2007).

ASKELAND, D. R., *Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri*, çev; M. Erdoğan, Cilt 1, Nobel Yayınları, (1998).

ASM Handbook, *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, Vol; 2, ASM International Handbook Committee, 1990.

BEDİR, F., Alüminyum kompozitlerin üretimi, karakteristik özellikleri ve endüstriyel uygulamaları, *Mühendis ve Makina Cilt : 47 Sayı: 554*, (2006).

BIROL, Y., An improved practice to manufacture Al-Ti-B master alloys by reacting halide salts with molten aluminium, *Journal of Alloys and Compounds*, 420, 71-76, (2006).

BIROL, Y., Production of Al-Ti-B master alloys from Ti sponge and KBF₄, *Journal of Alloys and Compounds* 440, 108-112, (2007).

BIROL, Y., Production of Al-Ti-B grain refining master alloys from Na₂B₄O₇ and K₂TiF₆, *Journal of Alloys and Compounds* 458, 271-276, (2008).

BLUCHER, J. T., NARUSAWA, U., KATSUMATA, M., NEMETH, A., Continuous manufacturing of fiber-reinforced metal matrix composite wires – technology and product characteristics, *Composites: Part A* 32, 1759-1766, (2001).

Bor Raporu, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası, Temmuz, (2003).

BRINKMAN, H. J., DUSZCZYK, J., KATGERMAN L., In-situ formation of TiB₂ in a P/M aluminum matrix, *Scripta materialia*, 37, 293-297, (1997).

CALDERON, H. E., Efectos de la deformacion mecánica sobre compuestos de matriz de aluminio tratados térmicamente, *Maestro en Ciencias*, Universidad de Puerto Rico Recinto Universitario de Mayagüez, (2004).

CALDERON, H. E., SUAREZ, O. M., Thermomechanical effects on aluminum matrix composites reinforced with AlB_2 particles, *Journal of Composite Materials*, 42, 2651-2672, (2008).

CAMPBELL, C. E., KATTNER, U. R., A Thermodynamic Assessment of the Ni-Al-B System, *Journal of Phase Equilibria*, 20, 485-496, (1999).

CARLSON, O. N., Bull, *Alloy Phase Diagrams*, 11-6, 560-566, (1990).

COOPER P.S, Kearns, MA., Removal of transition metal impurities in aluminium melts by boron additives. *Material Science Forum*, 217-222:141-6, (1996).

COOPER, P.S, Kearns, M.A., Cook, R., Effects of residual transition metal impurities on electrical conductivity and grain refinement of EC grade aluminium, *The 126th TMS Annual Meeting in Orlando, Florida, February 9-13*, (1997).

DANIEL, B. S. S., MURTHY, V. S. R., MURTY, G.S., Metal-ceramic composites via in-situ methods, *Journal of Materials Processing Technology* 68, 132-155, (1997).

DEGISCHER, H. P., Innovative light metals: metal matrix composites and foamed aluminium, *Materials & Design* 18, 221-226, (1997).

DEMİR, A., ALTINKOK, N., Effect of gas pressure infiltration on microstructure and bending strength of porous Al_2O_3/SiC -reinforced aluminium matrix composites, *Composites Science and Technology* 64, 2067-2074, (2004).

DEPPISCH, C., LIU, G., SHANG, J.K., ECONOMY, J., Processing and mechanical properties of AlB_2 flake reinforced Al-alloy composites, *Materials Science and Engineering*, A225, 153-161, (1997).

DEPPISCH, C., LIU, G., HALL, A., XU, Y., ZANGVIL, A., SHANG, J.K., ECONOMY, J., The crystallization and growth of AlB_2 single crystal flakes in aluminum, *Journal of Materials Research*, 13-12, 3485-3497, (1998).

DPT Bor Tuzları Raporu, Sekizinci Beş Yıllık Kalkınma Planı, Madencilik ÖİK Raporu, Endüstriyel Hammaddeler Alt Komisyonu Kimya Sanayii Hammaddeleri Cilt II (Bor Tuzları-Trona-Kaya Tuzu-Sodyum Sülfat-Stronsiyum) Çalışma Grubu Raporu, Ankara, (2001)

DUQUE, N. B., MELGAREJO, Z. H., SUAREZ, O. M., Functionally graded aluminum matrix composites produced by centrifugal casting, *Materials Characterization*, 55, 167-171, (2005).

DUSCHANEK, H., ROGL, P., The Al-B (Aluminum-Boron) System, *Journal of Phase Equilibria*, 15, 543, (1994).

EL-MAHALLAWY, N., TAHA, M. A., JARFORS, A. E. W., FREDRIKSSON, H., On the reaction between aluminium, K_2TiF_4 and KBF_4 , *Journal of Alloys and Compounds* 292, 221-229, (1999).

EMAMY, M., MAHTA, M., RASIZADEH, J., Formation of TiB_2 particles during dissolution of $TiAl_3$ in Al- TiB_2 metal matrix composite using an in situ technique, *Composites Science and Technology* 66, 1063–1066, (2006).

FENG, K., YANG, Y., SHEN, B., GUO, L., In situ synthesis of TiC/Fe composites by reaction casting, *Materials and Design* 26, 37–40, (2005).

FERHAN, M., Çok Yanıtlı Taguchi Tasarım metodu ve Alüminyum Sanayinde Bir Uygulama, Sakarya Üniversitesi, Haziran, (2003).

FJELLSTEDT, J., JARFORS, A. E. W., EL-BENAWY, T., Experimental investigation and thermodynamic assessment of the Al-rich side of the Al-B system, *Materials and Design* 22, 443-449, (2001).

FJELLSTEDT, J., JARFORS, A. E. W., On the precipitation of TiB_2 in aluminum melts from the reaction with KBF_4 and K_2TiF_6 , *Materials Science and Engineering A* 413–414, 527–532, (2005).

GENI, M., KIKUCHI, M., Damage analysis of aluminum matrix composite considering non-uniform distribution of SiC particles, *Acta mater* 46, 3125-3133, (1998).

HALL, A. C., Pathways to a family of low cast, high performance, metal matrix composites based on AlB_2 in aluminum, The University of Tulsa, (1999).

HALL, C., ECONOMY, J., “Preparing high- and low-aspect ratio AlB_2 flakes from borax or boron oxide”. *JOM* 52(2), 42-44. (2000-a).

HALL, A. C., ECONOMY, J., The $Al_L+AlB_{12} \rightarrow AlB_2$ peritectic transformation and its role in the formation of high aspect ratio AlB_2 flakes, *Journal of Phase Equilibria*, 21, 63-69, (2000-b).

HALL, A. C., ECONOMY, J., “A new discontinuously reinforced aluminum metal matrix composite (MMC): Al + AlB_2 flakes”. *State of the Art in Cast Metal Matrix Composites in the Next Millenium*, Proceedings of a Symposium at the 2000 TMS Fall Meeting, St. Louis, MO, United States, Oct. 8-12, 273-281, (2000-c).

HASHIM, J., LOONEY, L., HASHMI, M. S. J., Metal matrix composites: production by the stir casting method, *Journal of Materials Processing Technology* 92-93, 1-7, (1999).

HIGASHI, I., Crystal Chemistry of $\alpha-AlB_{12}$ and $\gamma-AlB_{12}$, *Journal of Solid State Chemistry* 154, 168-176, (2000).

HOSEINI, M., MERATIAN, M., Tensile properties of in-situ aluminium–alumina composites, *Materials Letters* 59, 3414 – 3418, (2005).

İDİZ, S., Deney tasarımı ve Taguchi Metodu Ürün ve Proseslerinin Optimizasyonu, Federal Mogul Yayınlar, Maşukiye, Şubat, (1999).

JIANG, B., LIU, C., ZHANG, C., WANG, B., WANG, Z., The effect of non-symmetric distribution of fiber orientation and aspect ratio on elastic properties of composites, *Composites: Part B* 38, 24–34, (2007).

KARABAY S., Modification of AA-6201 alloy for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires with property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminium alloy conductors, *Materials and Design* 27, 821–832, (2006).

KARABAY S., Influence of AlB_2 compound on elimination of incoherent precipitation in artificial aging of wires drawn from redraw rod extruded from billets cast of alloy AA-6101 by vertical direct chill casting, *Materials and Design*, 29, 1364–1375, (2008).

KOUZELI, M., MORTENSEN, A., Size dependent strengthening in particle reinforced aluminium, *Acta Materialia* 50, 39–51, (2002).

KOK, M., Production and mechanical properties of Al_2O_3 particle-reinforced 2024 aluminium alloy composites, *Journal of Materials Processing Technology* 161, 381–387, (2005).

KÖK, M., Abrasive wear of Al_2O_3 particle reinforced 2024 aluminium alloy composites fabricated by vortex method, *Composites: Part A* 37, 457–464, (2006).

KÖK, M., ÖZDİN, K., Wear resistance of aluminium alloy and its composites reinforced by Al_2O_3 particles, *Journal of Materials Processing Technology* 183, 301–309, (2007).

KUBOTA, M., KANEKO, J., SUGAMATA, M., Properties of Al- AlB_2 Materials Processed by Mechanical Alloying and Spark Plasma Sintering, *materials forum*, 28, 1365-1370, (2004).

KUBOTA, M., KANEKO, J., SUGAMATA, M., Properties of mechanically milled and spark plasma sintered Al- AlB_2 and Al- MgB_2 nano-composite materials, *Materials Science and Engineering A* 475, 96–100, (2008).

LOA, I., KUNC, K., SYASSEN, K., Crystal structure and lattice dynamics of AlB_2 under pressure and implications for MgB_2 , *Physical Review*, B 66, 134101, (2002).

LOCHNER, R. H., MATAR, J. E., *Designing For Quality An Introduction To The Best Of Taguchi And Western Methods Of Statistical Experimental Design*, Chapman And Hall, London, Newyork, Tokyo, Melbourne, Madras, (1990).

LU, L., LAI, M. O., CHEN, F. L., Al-4 wt % Cu composite reinforced with in-situ TiB particles, *Acra mater.* Vol. 45, 4297-4309, (1997).

LU, L., LAI, M. O., NG, C. W., Enhanced mechanical properties of an Al based metal matrix composite prepared using mechanical alloying, *Materials Science and Engineering A* 252, 203–211, (1998).

MA, Z. Y., TJONG, S. C., LI, Y. L., The performance of aluminium-matrix composites with nanometric particulate Si-N-C reinforcement, *Composites Science and Technology* 59, 263-270, (1999).

MAHENDRA, K. V., RADHAKRISHNA, K., Castable composites and their application in automobiles, *Proc. IMechE Vol. 221 Part D: J. Automobile Engineering*, (2007).

MAITY, P. C., CHAKRABORTY, P. N., PANIGRAHI, S. C., Al-Al₂O₃ in-situ particle composites by reaction of CuO particles in molten pure Al, *Materials Letters* 30, 147- 151, (1997).

MANDALA, A., MAITIB, R., CHAKRABORTYA, M., MURTY, B. S., Effect of TiB₂ particles on aging response of Al-4Cu alloy, *Materials Science and Engineering A* 386, 296-300, (2004).

MELGAREJO, Z. H., SUAREZ, O. M., SRIDHARAN, K., Wear resistance of a functionally-graded aluminum matrix composite, *Scripta Materialia*, 55, 95-98, (2006).

MELGAREJO, Z. H., SUÁREZ, O. M., SRIDHARAN, K., Microstructure and properties of functionally graded Al-Mg-B composites fabricated by centrifugal casting, *Composites: Part A* 39, 1150-1158, (2008).

MICHAUD, V., MORTENSEN, A., Infiltration processing of fiber reinforced composites; governing phenomena, *Composites: Part A* 32, 981-996 (2001).

MIN-MIN, W., WEI-JIE, L., JI-NING, Q., DI, Z., BO, J., FENG, Z., The effect of reinforcements on superplasticity of in situ synthesized (TiB+TiC)/Ti matrix composite, *Scripta Materialia* 54, 1955-1959, (2006).

MIRACLE, D.B., Metal matrix composites for space systems: current uses and future opportunities, *composites science and technology*, 65, 2526-2540, (2001-a).

MIRACLE, D. B., Aeronautical applications of metal-matrix composites, *ASM International*, 1043-1049, (2001-b)

MIRACLE, D. B., Metal matrix composites – From science to technological significance, *Composites Science and Technology* 65, 2526-2540, (2005).

MIRKOVIC, D., GRÖBNER, J., SCHMID-FETZER, R., Fabrichnaya, O., LUKAS, H. L., Experimental study and thermodynamic re-assessment of the Al-B system, *J. Alloys Compds.*, 384, 168-174, (2004)

NAFISI, S., GHOMASHCHI, R., Grain refining of conventional and semi-solid A356 Al-Si alloy, *Journal of Materials Processing Technology* 174, 371-383, (2006).

NAFISI, S., GHOMASHCHI, R., Boron-based refiners: implications in conventional casting of Al-Si alloys, *Materials Science and Engineering, A* 452-453, 445-453, (2007).

PENG, H. X., FAN, Z., EVANS, J. R. G., Bi-continuous metal matrix composites, *Materials Science and Engineering A303*, 37–45, (2001).

PENG, H. X., FAN, Z., MUDHER, D. S., EVANS, J. R. G., Microstructures and mechanical properties of engineered short fibre reinforced aluminium matrix composites, *Materials Science and Engineering A335*, 207–216, (2002).

PINTO, Z. H. M., Fabrication and characterization of functionally graded Al/AlB₂ matrix composites for high wear aerospace applications using centrifugal casting, master of science, Mechanical Engineering University Of Puerto Rico Mayagüez Campus, (2006).

PRASAD, V. V. B., BHAT, B. V. R., MAHAJAN, Y. R., RAMAKRISHNAN, P., Structure- property correlation in discontinuously reinforced aluminium matrix composites as a function of relative particle size ratio, *Materials Science and Engineering A337*, 179-186, (2002).

PRASAD, S. V., ASTHANA, R., Aluminum metal–matrix composites for automotive applications: tribological considerations, *Tribology of aluminum composites 17*, 445-453, (2004).

PREVITALI, B., POCCHI, D., TACCARDO, C., Application of traditional investment casting process to aluminium matrix composites, *Composites: Part A 39*, 1606–1617, (2008).

QIN, S., ZHANG, G., Preparation of high fracture performance SiCp-6061Al:6061 Al composite, *Materials Science and Engineering A279*, 231–236, (2000).

RALPH, B., YUEN, H. C., LEE, W. B., The processing of Metal Matrix Composites - an Overview, *Journal of Materials Processing Technology*, 63, 339-353, (1997).

RAWAL, S., Metal-Matrix Composites for Space Applications, *JOM 53*, 14–17, (2001).

ROHATGI, P., Cast Metal Matrix Composites: Past, Present ve Future, American Foundry Society, Silver Anniversary Paper, Div. 2. AFS Transactions, 01-133, 1-25, (2001).

ROSS , P. J., Taguchi Techniques for Quality Engineerin, McGraw – Hill, Newyork, (1988).

ROSSO, M., Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties, *Journal of Materials Processing Technology 175*, 364–375, (2006).

RUIZ-NAVAS, E. M., FOGAGNOLO, J. B., VELASCO, F., RUIZ-PRIETO, J. M., FROYEN, L., One step production of aluminium matrix composite powders by mechanical alloying, *Composites: Part A 37*, 2114–2120, (2006).

SEREBRYANSKIL, V.T., EPELBAUM, V., Phase Diagram of the Aluminum-Boron system, 12, 748-750, (1961).

SUAREZ, O. M., Precipitation hardening of a novel aluminum matrix composite, *Materials Characterization* 49, 187–191, (2003).

SUKUMARAN, K., RAVIKUMAR, K. K., PILLAI, S. G. K., RAJAN, T. P. D., RAVI, M., PILLAI, R. M., PAI, B. C., Studies on squeeze casting of Al 2124 alloy and 2124-10% SiCp metal matrix composite, *Materials Science and Engineering A* 490, 235–241, (2008).

ŞAHİN, Y., *Kompozit Malzemelere Giriş*, Gazi Kitabevi, Ankara, (2000).

TAGUCHI, T., ELSAYED, E., HSIANGT, T., *Quality Engineering In Production Systems*, McGraw-Hill International Editions, Engineering Series, (1989).

TAHA, M. A., Practicalization of cast metal matrix composites (MMCCs), *Materials and Design* 22, 431-441, (2001).

TAHERI-NASSAJ, E., KOBASHI, M., CHOH, T., Fabrication and analysis of in situ formed boride/Al composites by reactive spontaneous infiltration, *Scripta Materialia*, Vol. 37, 605-614, (1997) .

TAYA, M., ARSENAULT, R.J., *Metal Matrix Composites Thermomechanical Behavior*, Pergamon Press, (1989).

TEE, K. L., LU, L., LAI, M.O., In-situ processing of Al–TiB₂ composite by the stir-casting technique, *Journal of Materials Processing Technology* 89–90, 513–519, (1999).

TEE, K. L., LU, L., LAI, M. O., Synthesis of in situ Al-TiB₂ composites using stir cast route, *Composite Structures* 47, 589-593, (1999-b),

TEE, K. L., LU, L., LAI, M. O., Improvement in mechanical properties of in-situ Al-TiB₂ composite by incorporation of carbon, *Materials Science and Engineering A* 227-231, (2003).

TJONG, S. C., WANG, G. S., MAI, Y. W., High cycle fatigue response of in-situ Al-based composites containing TiB₂ and Al₂O₃ submicron particles, *Composites Science and Technology* 65, 1537–1546, (2005).

TJONG, S.C., MAI, Z.Y., Microstructural and mechanical characteristics of In-situ metal matrix composites, *Materials Science And Engineering*, 29, 49-113, (2000).

TJONG, S. C., YIU-WING MAI, Processing-structure-property aspects of particulate- and whisker-reinforced titanium matrix composites, *Composites Science and Technology* 68, 583–601, (2008).

TORRALBA, J. M., DA COSTA, C. E., VELASCO, F., P/M aluminum matrix composites: an overview, *Journal of Materials Processing Technology* 133, 203–206, (2003).

ÜNLÜ, B. S., DURMUŞ, H., MERİÇ, C., Metal matrisli kompozitler ve uygulamaları, *Metalurji Malzeme*, ISSN 1305-8665, Sayı: 9, Ocak-Şubat 2007.

WANG, X., JHA, A., BRYDSON, R., In situ fabrication of Al_3Ti particle reinforced aluminium alloy metal–matrix composites, *Materials Science and Engineering A364*, 339–345, (2004).

WANG, X., The formation of AlB_2 in an Al–B master alloy, *Journal of Alloys and Compounds* 403, 283–287, (2005).

WANNASIN, J., FLEMINGS, M. C., Fabrication of metal matrix Composites by a high-pressure centrifugal infiltration process, *Journal of Materials Processing Technology* 169, 143–149, (2005).

WILLIAM, C., HARRIGAN, Jr., Commercial processing of metal matrix composites, *Materials Science and Engineering A244*, 75–79, (1998).

YU, P., DENG, C., MA, N., NG, D. H. L., A new method of producing uniformly distributed alumina particles in Al-based metal matrix composite, *Materials Letters* 58, 679–682, (2004).

ZHANG, X., LU, W., ZHANG, D., WU, R., In situ technique for synthesizing (TiB + TiC)/Ti composites, *Scripta Materialia*, Vol. 41, 39–46, (1999).

ZHAO, D. G., LIU, X. F., PAN, Y. C., BIAN, X. F., LIU, X. J., Microstructure and mechanical properties of in situ synthesized $(TiB_2+Al_2O_3)/Al-Cu$ composites, *Journal of Materials Processing Technology* 189, 237–241, (2007).

ZHU, S. J., IIZUKA, T., Fabrication and mechanical behavior of Al matrix composites reinforced with porous ceramic of in situ grown whisker framework, *Materials Science and Engineering A354*, 306–314, (2003).

ÖZGEÇMİŞ

Ömer SAVAŞ 1976 yılında Yozgat'ta doğdu. 1995-1998 yılları arasında Kocaeli Üniversitesi, KMYO, Endüstriyel Elektronik Programından ön lisans diploması aldıktan sonra lisans eğitimini 1998-2001 yılları arasında Sakarya Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Öğretmenliği Bölümünde tamamladı. Yüksek Lisansını 2002-2005 yılları arasında Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim dalında yaptı. Yüksek lisansın tez bölümünde Yrd.Doç.Dr.Ramazan KAYIKCI'nın danışmanlığında "Alüminyum-Silisyum Döküm Alaşımlarında Mikroporozite Oluşumuna Etki Eden Faktörlerin İncelenmesi" başlıklı bir tez sunmuştur.

Doktora eğitimine 2005 yılında başlamış ve Doç.Dr.Ramazan KAYIKCI'nın danışmanlığında halen devam etmektedir.