

**T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**SIKIŞTIRMA DÖKÜM İLE ÜRETİLMİŞ Al_2O_3
TAKVİYELİ AA 6061 KOMPOZİT MALZEMESİNİN
MEKANİK ÖZELLİKLERİ VE ISIL İŞLEM
DAVRANIŞLARININ KARAKTERİZASYONU**

Metalurji Ve Malzeme Mühendisi Coşku KUMRAL

**F.B.E. Metalurji Ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Ergün KELEŞOĞLU

İSTANBUL, 2007

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ	iv
ŞEKİL LİSTESİ	v
ÇİZELGE LİSTESİ	ix
ÖNSÖZ	xi
ÖZET	xii
ABSTRACT	xiii
1 GİRİŞ VE AMAÇ	1
2 KOMPOZİT MALZEMELER	3
2.1 Kompozit Malzemelerin Tanımı Ve Sınıflandırılması	3
2.2 Metal Matrisli Kompozitlerin Uygulama Alanları	10
2.2.1 Otomotiv Uygulamaları	12
2.2.2 Uzay-Havacılık-Askeri(Yapısal) Uygulamalar	18
2.2.3 Diğer Uygulamalar	22
3 METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ	26
3.1 Giriş	26
3.2 Sıvı Faz Üretim Yöntemleri	26
3.2.1 Döküm (Gravity Döküm) Yöntemleri	37
3.2.2 Sıvı Metal/Seramik Takviye Karıştırma(Vortex, Stir cast)	37
3.2.3 Sıkıştırılmalı (Sequeeze) Döküm Yöntemi	44
3.2.4 Basıncılı İnfiltrasyon Yöntemi	45
3.2.5 Basıncısız İnfiltrasyon Yöntemi	66
3.2.6 XD TM Yöntemi	69
3.3 Katı Faz Üretim Yöntemleri	70
3.3.1 Toz Metalurjisi Yöntemi	70
3.3.2 Yüksek Enerji-Yüksek Hız Yöntemi	74
3.3.3 Difüzyon Bağlanma Yöntemi	74
3.4 Çift Faz Üretim Yöntemi	74
3.4.1 Spray Yöntemi	74
3.4.2 Yarı-Katı Döküm Yöntemi	76
3.4.3 Çok Fazlı Malzemelerin Kararsız Biriktirmesi	78
4 METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ	79
4.1 Giriş	79
4.2 Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Matris Malzemesinin Etkisi	83
4.3 Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Hacim Oranının Etkisi	88
4.4 Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Boyutunun Etkisi	90
4.5 Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Tipinin Etkisi	91
4.6 Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Sıcaklığın Etkisi	92

5	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	95
5.1	Giriş	95
5.2	Numune Üretimi.....	97
5.2.1	Ergitme	97
5.2.2	Döküm	98
5.2.3	Numunelerin Sıcak Montesi	102
5.2.4	Numunelerin Zımpalama, Parlatma ve Dağlanması	105
5.2.5	Numunelerin Mikroyapı İncelemesi.....	107
5.2.6	Homojenizasyon İşlemi	108
5.2.7	Çözeltiye Alma(Su Verme) İşlemi.....	110
5.2.8	Yaşlandırma İşlemi	110
5.2.9	Numunelerin Sertliklerinin Ölçümü(Vickers Sertlik Ölçümü HV)	111
6	BULGULAR.....	115
6.1	Hazırlanan Numunelerin Yoğunlukları	115
6.2	Numunelerin Üretimi Sırasında Takviyeye Bağlı Sertlikleri Ve Mikroyapı İncelemeleri	118
6.2.1	Numunelerin Döküm Sonrası Sertlik Değerleri.....	119
6.2.2	Numunelerin Döküm Sonrası Mikroyapıları	121
6.2.3	Numunelerin Homojenizasyon İşlemi Sonrası Hacim Oranı Ve Partikül Boyutuna Bağlı Sertlik Değişimi	125
6.2.4	Numunelerin Çözeltiye Alma İşlemi Sonrası Hacim Oranı Ve Partikül Boyutuna Bağlı Sertlik Değişimi	128
6.2.5	Numunelerin Yaşlandırma İşlemi Sonrası Hacim Oranı Ve Partikül Boyutuna Bağlı Sertlik Değişimi	130
6.2.6	Numunelerin Yaşlandırma İşlemi Sonrası Metalografik İncelemeleri	132
7	İRDELEME VE TARTIŞMA.....	136
7.1	Döküm Sonrası Sertlik Değerlerinin Yorumlanması	136
7.2	Homojenizasyon Sonrası Sertlik Değerlerinin Yorumlanması.....	137
7.3	Yaşlandırma Sonrası Sertlik Değerlerinin Yorumlanması	138
8	SONUÇ.....	149
	KAYNAKLAR	151
	ÖZGEÇMİŞ	153

SİMGE LİSTESİ

Al	Alüminyum
μm	Partikül boyutu
g	Yerçekimi ivmesi (m/s^2)
ρ	Sıvı yoğunluğu
dm	Damlacık maksimum çapı
f	Geometrik faktör
N/m	Yüzey gerilimi
AES	Taramalı Auger mikroskobu
D	Pota çapı
H	Pota içinde sıvı metal yüksekliği
d	Karıştırıcı çapı
TG	Termal gravimetri
TPD	Termal programlı desorpsiyon
TPR	Termal programlı reaksiyon
h	İnfiltrasyon yüksekliği
P_0	Kapiler basınç
V_p	Partikül hacim oranı
W_i	Birim alan başına harcanan iş
S_i	Metal matrisin birim hacmi
S/V	Matrisin birim hacmi başına partikül yüzey alanı
λ	Küresellikten sapma faktörü
θ	Ara yüzey temas açısı
γ_{sg}	Sıvı buhar yüzey gerilimi

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1	Kompozit malzemeleri meydana getiren malzeme sınıfları.....	3
Şekil 2.2	Değişik malzeme sınıflarının çalışma sıcaklığı ve mukavemet/ ağırlık oranlarına göre performans haritaları	11
Şekil 2.3	Bazı kompozit malzemeler için performans ve maliyet karşılaştırması	12
Şekil 2.4	Partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemeden üretilmiş silindir gömleklerine sahip Al motor bloğu	13
Şekil 2.5	Seramik fiber takviyeli Al matrisli dizel motor piston ring yivi	14
Şekil 2.6	Sıcak dövülmüş % 15 SiCp/2080 Al bağlantı çubuğu.....	16
Şekil 2.7	% 20 SiC takviyeli fren diskleri	17
Şekil 2.8	%20 hacim oranında Al ₂ O ₃ partikülü ile takviye edilmiş 6061 Al otomobil şaftı18	
Şekil 2.9	Uzay mekiğinde Bor takviyeli Al matrisli, boru şekilli uçak gövdesi (struts) kirişleri	21
Şekil 2.10	Teleskop	22
Şekil 2.11	2124 Al (Al 4.4 Cu 1.5 Mg) alaşımı için SiC partikül hacim oranı ile termal genleşme katsayısının değişimi	23
Şekil 2.12	%65-78 SiCp takviyeli Al alaşım matrisli (a) Chip ve (b) mikrodalga paketleyicisi	24
Şekil 3.1	Metal matris kompozit malzemelerin üretim yöntemlerinin göreceli maliyetlerinin karşılaştırılması	26
Şekil 3.2	Katı, sıvı ve gaz arasında oluşan yüzey gerilimlerini ve temas açısını gösteren şematik diyagram	27
Şekil 3.3	Temas açısına alaşım elementinin ve sıcaklığın etkisi	30
Şekil 3.4	% 15 SiC takviyeli 7075 Al matrisli kompozit için 765 °C'de zamanla ergime sıcaklığının düşmesi	32
Şekil 3.5	Aluminyum karbür oluşumunu önlemek için farklı sıcaklıklarda gerekli % Si (at.) içeriği	32
Şekil 3.6	Al-Mg alaşımlarında Al ₂ O ₃ partiküllerin etrafında oluşan reaksiyon tabakası34	
Şekil 3.7	Al-Mg alaşımlarında Al-Mg oksitlerinin termodinamik kararlılığı.....	35
Şekil 3.8	Dökümle metal matris üretim yöntemleri	36
Şekil 3.9	Sıvı metal/seramik partikül karıştırma (Vorteks) yönteminin şematik gösterimi38	
Şekil 3.10	(a) Karıştırma hızı ve (b) kanştırıcı pozisyonuna göre Al ₂ O ₃ /Al kompozitte porozitenin değişimi. (o) dökümün üst kısmı, (•) dökümün alt kısmı, d karıştırıcı çapı, D pota çapı (d/D=0.63), h üstten doğru sıvı içinde karıştırıcının pozisyonu ve H pota içinde sıvı metal yüksekliği	41
Şekil 3.11	Oluklu karıştırıcı dizaynı.....	42
Şekil 3.12	Partikül dağılımına katılma koşullarının etkisi (a) düşük katılma (hassas döküm) hızı, (b) yüksek katılma (basınçlı kalıba döküm) hızı.....	42
Şekil 3.13	Vida tipi ekstrüzyon cihazının şematik diyagramı	44
Şekil 3.14	Sıkıştırılmalı döküm yönteminin şematik gösterimi	44
Şekil 3.15	Saf Al (açık semboller) ve saf gümüş (kapalı semboller) ile SiC (O,●) ve Al ₂ O ₃ (◊,◆) preformlarının infiltrasyonu için infiltrasyon basıncının fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesi ile değişimi. İnfiltrasyon süresi 120 sn.	49
Şekil 3.16	Saf Al ile infiltre edilen paketlenmiş TiC preformları için infiltrasyon süresinin fonksiyonu olarak infiltre edilen yüksekliğin karesinin değişimi.	49

Şekil 3.17	Birçok seramik partiküllerinin infiltrasyonu için eşik basıncı ile (P_o) ($V_p/(D(1-p))$)' ın değişimi. Siyah-küresel SiC ($\square$), yeşil-köşeli SiC ($\blacktriangle$), köşeli Al_2O_3 ($\blacktriangledown$) ve elmas şekilli TiC52
Şekil 3.18	SiC/Al-alışım sistemlerinde zamanla infiltrasyon için harcanan daldırma işindeki ve eşik basıncındaki değişim..... 54
Şekil 3.19	Basıncılı infiltrasyon prosesleri için (a) üstten doldurma, (b) alttan doldurma ve (c) üstten döküm yöntemlerinin şematik çizimi55
Şekil 3.20	K_2ZrF_6 içeriğinin (% ağırlık) fonksiyonu olarak Al/SiC arayüzeyindeki temas açısının değişimi58
Şekil 3.21	SiC/Al kompozit sistemlerinde sıcaklıkla eşik basıncındaki değişim58
Şekil 3.22	Isıl işlemsiz ve 600 °C' de 30 dk ısıtılma tabi tutulmuş ortalama 45,1 μm boyutunda SiC partikül ve saf Al için uygulanan basıncın fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin değişimi.....59
Şekil 3.23	Oksidasyona uğramış ve uğramamış 26 μm boyutunda SiC takviye partikül ve saf Al için uygulanan basıncın fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin değişimi60
Şekil 3.24	Mg_2Si içeriğinin fonksiyonu olarak ticari ve üçlü Al-Si-Mg alışımı ile infiltre edilen SiC takviyesi arasındaki temas açısının değişimi66
Şekil 3.25	Lanxide™ prosesinin şematik gösterimi67
Şekil 3.26	Basıncsız infiltrasyon yöntemini etkileyen faktörler; (a) 18 μm Al_2O_3 ve 900 °C' de 5 saat süre için Al-Mg alışımında Mg içeriği (b) 18 μm Al_2O_3 , 5 saat süre için üretim sıcaklığı ve (c) Al-10 Mg alışımı, 800 °C' de ve 5 saat süre için ortalama partikül boyutu67
Şekil 3.27	Metal matris kompozit malzeme üretimi için (a) üretim akış şeması, (b) Alcoa prosesi, (c) Ceracon prosesi70
Şekil 3.28	Vakum sıcak presleme tekniğinin şematik gösterimi. (a) Vakum sıcak presleme ünitesine tozun yüklenmesi, (b) Vakum altında karışım/kalıp ısıtma, gaz çıkışı, (c) pres uygulama, (d) kalıptan ara ürünü (billet) çıkarmak.....73
Şekil 3.29	(a) tüp üretimi, (b) yuvarlak şekilli billet üretimi için modifiye edilmiş osprey biriktirme sistemi ve (c) hızlı katılaştırma prosesi.....76
Şekil 3.30	(a) Kararsız biriktirme tekniği ve (b) kararsız biriktirme tekniğinde kullanılan akışkan yatağın şematik görünümü78
Şekil 4.1	Kompozit malzemelerin mekanik özelliğine matris alışımının etkisi. % 20 SiC kılcal kristal takviyeli (a) 7075 Al (b) 2124 Al (c) 6061 Al ve (d) 5083 Al matrisli kompozitlerin gerilme deformasyon eğrisi84
Şekil 4.2	Takviyesiz ($\blacktriangle$) ve SiC kılcal kristal takviyeli ($\bullet$) 2124 Al alışımının havada yaşlanma davranışı86
Şekil 4.3	Kompozit malzemenin yaşlanma davranışına matris tipinin ve takviye boyutunun etkisi87
Şekil 4.4	Al-Mg ₂ Si faz diyagramı87
Şekil 4.5	Takviye hacim oranı ile (a) SiCp/2124 Al-T6 kompozitin elastisite modülünün ve (b) Al_2O_3 /A332 (A19.5Si ₃ CuMgZn)-T5 kompozitin 250 °C 'deki çekme özelliklerinin değişimi89
Şekil 4.6	Partikül hacim oranı ile 6061 Al alışımının çekme uzamasının değişimi89
Şekil 4.7	Ekstrüze edilmiş farklı partikül boyutuna ve temper koşuluna sahip takviyesiz A 356 ve % 15 SC takviyeli A 356 alışımının gerileme-deformasyon eğrileri.....91
Şekil 4.8	Takviyesiz ve farklı tipte partikül ile takviye edilmiş Al matrisli kompozit için oda sıcaklığı gerilme-gerçek deformasyon eğrileri92
Şekil 4.9	(a) %12-24 Al_2O_3 fiber/ Al_9Si_3Cu ve (b) %20 SiCp/A 356 kompozit malzemelerin elastisite modülüne sıcaklığın etkisi.....93

Şekil 4.10	Sıcaklığın fonksiyonu olarak sesifik mukavemetin (çekme mukavemeti / yoğunluk) değişimi.....	93
Şekil 5.1	Takviye partiküllerin sıvı matrise karıştırılması için kullanılan düzeneğin şematik resmi	98
Şekil 5.2	Kalıba dökülen numunelerin sıcaklık kontrollü olarak basınç altında katılaştırıldığı düzeneğin şematik resmi.....	98
Şekil 5.3	Deney için kullanılan kalıbın fotoğrafı	99
Şekil 5.4	Kullanılan kalıbın sıcaklık kontrol ünitesi	99
Şekil 5.5	Dökümün ardından sıkıştırma aşamasında kalıbın durumu	100
Şekil 5.6	Üretilen bazı numuneler	101
Şekil 5.7	Tekrar üretilen 45 µm takviye boyutuna sahip % 20 hacim oran takviyeli numune	101
Şekil 5.8	Üretilen diğer numuneler	102
Şekil 5.9	Sıcak monte için gerekli ekipmanlar.....	102
Şekil 5.10	Sıcak montede kalıp için kullanılan ve ergiyik bakalite basınç uygulayan ekipman	103
Şekil 5.11	Ekipmanın basınç göstergesi	104
Şekil 5.12	45 µm çaplı partikül takviyeli numuneler	104
Şekil 5.13	75 µm çaplı partikül takviyeli numuneler	104
Şekil 5.14	100 µm çaplı partikül takviyeli numuneler	105
Şekil 5.15	Metalografik numune hazırlamada kullanılan zımparalama ve parlatma düzenekleri.....	105
Şekil 5.16	Dağlamada kullanılan Keller ayracı	106
Şekil 5.17	Dağlama sonrası yüzeyi incelemeye hazır bir numune.....	106
Şekil 5.18	45 µm partikül çapına sahip % 5 hacim oranı ile takviye edilmiş numune.....	107
Şekil 5.19	45 µm partikül çapına sahip % 20 hacim oranı ile takviye edilmiş numune.....	107
Şekil 5.20	Metalografide kullanılan mikroskop.....	108
Şekil 5.21	Homojenizasyonda kullanılan fırın.....	109
Şekil 5.22	A) numunelerin fırın içindeki konumu. B) Numunelerin fırından çıktıktan sonraki durumları	109
Şekil 5.23	Yaşlandırma prosesinin yapıldığı fırın.....	111
Şekil 5.24	Sertlik ölçümünün yapıldığı Vickers ölçüm aleti	112
Şekil 5.25	Vickers ölçümü yapılırken mikroskoptan görülen görüntü	113
Şekil 5.26	Vickers ölçümü sırasında yapılan hatalı ölçümler	113
Şekil 6.1	Elde edilen numunelerin yoğunluk grafiği.....	116
Şekil 6.2	Numunelerin % porozite oranları	117
Şekil 6.3	Döküm sonrası Hacim oranı-sertlik eğrisi.....	120
Şekil 6.4	Döküm sonrası Hacim oranı-sertlik eğrisi.....	120
Şekil 6.5	Döküm sonrası Hacim oranı-sertlik eğrisi.....	121
Şekil 6.6	45 µm % 5, 10, 15, 20 hacim oranlarına sahip numunelerin mikroyapı fotoğrafları	123
Şekil 6.7	75 µm % 5, 10, 15, 20 hacim oranlarına sahip numunelerin mikroyapı fotoğrafları.....	124
Şekil 6.8	100 µm % 5, 10, 15, 20 hacim oranlarına sahip numunelerin mikroyapı fotoğrafları	125
Şekil 6.9	Homojenizasyon sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(45 µm).....	126
Şekil 6.10	Homojenizasyon sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(75 µm).....	127
Şekil 6.11	Homojenizasyon sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(100 µm).....	127
Şekil 6.12	Çözeltiye alma sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(45 µm).....	128
Şekil 6.13	Çözeltiye alma sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(75 µm).....	129

Şekil 6.14	Çözeltiye alma sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(100 µm).....	130
Şekil 6.15	45 µm boyutunda takviyeye sahip numunelerin homojenizasyon sırasında sertlik değişimleri	131
Şekil 6.16	75 µm boyutunda takviyeye sahip numunelerin homojenizasyon sırasında sertlik değişimleri	131
Şekil 6.17	100 µm boyutunda takviyeye sahip numunelerin homojenizasyon sırasında sertlik değişimleri.....	132
Şekil 6.18	A) Döküm sonrası 75 µm partikül çaplı % 5 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 15.dk sonrası fotoğrafı	133
Şekil 6.19	A) Döküm sonrası 100 µm partikül çaplı % 20 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 30.dk sonrası fotoğrafı	133
Şekil 6.20	A) Döküm sonrası 45 µm partikül çaplı % 10 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 45.dk sonrası fotoğrafı	133
Şekil 6.21	A) Döküm sonrası 45 µm partikül çaplı % 5 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 60.dk sonrası fotoğrafı.	134
Şekil 6.22	A) Döküm sonrası 100 µm partikül çaplı % 5 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 90.dk sonrası fotoğrafı.	134
Şekil 6.23	A) Döküm sonrası 100 µm partikül çaplı % 10 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 120.dk sonrası fotoğrafı	135
Şekil 7.1	Farklı takviye boyutları için döküm sonrası elde edilen sertlik grafiği	137
Şekil 7.2	Farklı takviye boyutları için homojenizasyon sonrası elde edilen sertlik grafiği.....	138
Şekil 7.3	Elde edilen kompozitlerin mikroyapısının temsili gösterimi	139
Şekil 7.4	Partikül-matris arası etki alanının temsili gösterimi	140
Şekil 7.5	45 µm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik grafiği	141
Şekil 7.6	75 µm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik grafiği	142
Şekil 7.7	100 µm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik grafiği	143
Şekil 7.8	% 5 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri grafiği ...	145
Şekil 7.9	% 10 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri grafiği..	146
Şekil 7.10	% 15 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri grafiği..	147
Şekil 7.11	% 20 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri grafiği..	148

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2.1	Bazı takviye malzemelerinin özellikleri	7
Çizelge 2.2	Matris malzemesi olarak kullanılan bazı alaşımların özellikleri	9
Çizelge 2.3	Al matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları	11
Çizelge 2.4	Otomotiv endüstrisinde kullanılan süreksiz takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları	14
Çizelge 2.5	Otomotiv endüstrisinde kullanılan sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerin uygulama alanları	15
Çizelge 2.6	Fren diski uygulaması için dökme demir ve Al matrisli kompozit malzemelerin karşılaştırması	17
Çizelge 2.7	Sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin uzay-havacılık alanlarında uygulamaları	20
Çizelge 2.8	Partikül takviyeli kompozit malzemelerin spesifik uygulamaları	25
Çizelge 3.1	Basınçlı infiltrasyon incelemelerinde yaygın olarak kullanılan bazı saf metallerin fiziksel özellikleri	47
Çizelge 3.2	Birçok seramik partiküllerden paketlenmiş preformların saf Al ile infiltrasyonu için deneysel olarak elde edilen eşik basıncı (P_0) değerleri	52
Çizelge 3.3	Seramik preformların içine saf metallerin infiltrasyonu için literatürde yayınlanmış veriler.	61
Çizelge 3.4	SiC preformlarına Al ikili alaşımlarının infiltrasyonu için yayınlanmış deneysel veriler.....	62
Çizelge 3.5	Al-Mg alaşımları ile infiltre edilen Al_2O_3 preformları için yayınlanmış deneysel veriler.....	62
Çizelge 3.6	Bazı ticari alaşımlarla SiC preformlarının infiltrasyonu için veriler.	65
Çizelge 3.7	750 °C infiltrasyon sıcaklığında Al alaşımları ile % 57 hacim oranında 26 μm boyutunda SiC partikül kompaktlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı (P_0 , kPa), sıvı alaşımların yüzey gerilimi ($\gamma_{sıvı-buhar}$, $MN.m^{-1}$) ve temas (θ) açısı	65
Çizelge 4.1	Süreksiz takviyeli kompozit malzemelerin akma mukavemeti, çekme mukavemeti, % kopma uzaması, elastisite modülü ve üretim yöntemi veya üretici firma	80
Çizelge 4.2	Fiber takviyeli bazı kompozit malzemelerin akma mukavemeti, maksimum mukavemet, % kopma uzaması, elastisite modülü ve üretim yöntemi veya üretici firma	81
Çizelge 4.3	Bazı kompozit malzemelerin sertlik değerleri	82
Çizelge 4.4	Bazı kompozit malzemelerin kılma tokluğu değerleri	83
Çizelge 5.1	Deneysel çalışmada üretilecek numuneler ve kompozisyonları	97
Çizelge 6.1	Elde edilen numunelerin yoğunluk değerleri.....	116
Çizelge 6.2	Numunelerin porozite oranları.....	117
Çizelge 6.3	Elde edilen numunelerin tüm sertlik değerleri.....	119
Çizelge 6.4	Döküm sonrası hacim oranı-sertlik ilişkisi (45 μm)	119
Çizelge 6.5	Döküm sonrası hacim oranı-sertlik ilişkisi (75 μm)	120
Çizelge 6.6	Döküm sonrası hacim oranı-sertlik ilişkisi (100 μm)	121
Çizelge 6.7	Homojenizasyon sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(45 μm)	126
Çizelge 6.8	Homojenizasyon sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(75 μm)	126
Çizelge 6.9	Homojenizasyon sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(100 μm)	127
Çizelge 6.10	Çözeltiye alma sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(45 μm)	128
Çizelge 6.11	Çözeltiye alma sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(75 μm)	129
Çizelge 6.12	Çözeltiye alma sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(100 μm)	129
Çizelge 7.1	Her bir takviye boyutu katkısı için döküm sonrası elde edilen sertlikler.....	137

Çizelge 7.2	Her bir takviye boyutu katkısı için homojenizasyon sonrası elde edilen sertlikler	138
Çizelge 7.3	45 µm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik çizelgesi.....	141
Çizelge 7.4	75 µm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik çizelgesi.....	142
Çizelge 7.5	100 µm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik çizelgesi.....	143
Çizelge 7.6	% 5 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri	145
Çizelge 7.7	% 10 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri	146
Çizelge 7.8	% 15 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri	147
Çizelge 7.9	% 20 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri	148

ÖNSÖZ

Tez çalışmam boyunca bilgi ve tecrübesiyle bana yön veren, desteğini esirgemeyen tez danışmanım değerli hocam Yrd. Doç. Dr. Ergün KELEŞOĞLU' na saygıyla teşekkür ederim.

Ayrıca Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Müh. laboratuvarlarında yaptığım çalışmalar sırasında bana her türlü kolaylığı sağlayan ve yardımlarını esirgemeyen herkese teşekkürü bir borç bilirim.

Tez çalışmam sırasında yardımlarını ve desteklerini hep yanımda hissettiğim tüm arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Ayrıca, bu çalışmam sırasında bana sevgi ve ilgiyle yaklaşan, desteklerini hiç esirgemeyen aileme de sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

ÖZET

Dünyanın hızla artan enerji talebi ve tabii kaynaklarda gelecek durum öngörülerini sebebi ile teknolojik gelişmelerin enerji sarfıyatı ve ekonomisi üzerine yoğunlaştığını görmekteyiz. Bununla birlikte bu teknolojik atılımların daha az enerji gereksinimi, bir başka deyişle daha az ve/veya hafif kütleleri bir yerden başka bir yere hareket ettirme gibi konularda yoğunlukla gerçekleştiğini biliyoruz. Bu çalışmaların en önemli parametresi olan malzeme bilimi, mevcut teknolojilerin geliştirilmesi ve yeni teknolojiler bulunması konusunda bilimadamlarına çok geniş bir yelpaze sunmaktadır.

Malzeme biliminin 1900' lü yılların başından beri süregelen gelişimi bize, onun niçin teknolojik ilerlemenin birincil öncelikli parametresi olduğu konusunda çok kesin bilgiler vermektedir. Özellikle son 10-15 yıl içerisinde malzeme bilimine dayalı yeni dalların oluşması ve bu dalların üretim sanayiinde önemli yer tutması bizi bu konuda daha da cesaretlendirmektedir. Malzeme biliminin gelişimi yeni malzemelerin bulunması ve özelliklerinin iyileştirilmesi amacına dayalıdır. Yeni malzemelerin bulunması, teknolojinin gelişim eğrisine paralel yeni alışımlar ve kompozitler geliştirilmesi konularında çalışılması ile en aktif dönemini yaşamaktadır. Üretilen yeni kompozitler, hafif ancak yük taşıma kabiliyeti üst düzeyde malzemeler olup öncelikle havacılık ve uzay sanayiinde ve ucuzlayan üretim teknolojileri sayesinde otomotiv sanayiinde sıklıkla kullanılan malzemeler haline gelmiştir.

Bu çalışmada elde edilen değişik tane boyutu ve hacim oranı takviyeli kompozitlerin bu takviye oran ve boyutuna bağlı olarak değişen fiziksel özelliklerinin karakterizasyonu konusunda araştırma yapılacak ve çıkan sonuçlar yorumlanacaktır. Çeşitli grafikler ve çizelgeler ile bu sonuçlar gözler önüne serilecek ve tartışılacaktır.

Bu çalışmada AA 6061 alaşımının Al_2O_3 partikül takviyesi ile desteklenmesi amaçlanmıştır. Üretim yöntemi olarak ergiyik karıştırma yöntemi ve döküm yöntemi olarak sıkıştırılmalı(squeeze) döküm yöntemi benimsenmiş ve bu tekniklerin uygulanabilirliği laboratuvar ölçekli denenmiştir. Kullanılan üretim yönteminin etkinliği elde edilen ürünlerin değişik proseslerden sonra mekanik özellikleri karakterize edilerek tespit edilmeye çalışılmıştır.

Sonuçlar, matris-takviye arayüzeyinde arzulanan bağlanmanın gerçekleştiğini, kullanılan üretim yönteminin uygulanabilir olduğunu ortaya koymuştur.

Anahtar Kelimeler : Alüminyum, Kompozit Malzemeler, Hacim Oranı, Partikül Çapı.

ABSTRACT

As a result of highly increasing energy need of the world and foreseen future conditions of natural resources, technological improvements are now major in consumption and economy of energy. Nevertheless, we also know that these technological leaps are mostly related with reducing the need of energy, in other words, moving masses with lower weight from one location to another. Material science, the most important parameter of these studies, presents a very large spectrum to the scientists for developing the current technologies and finding new ones as well.

Continuous development of material science as from early 20th century gives us very certain information about the reason why it is primary and has the priority as a parameter of technological improvement. Especially, new disciplines have been formed with material science basis and these disciplines' being important actors of production industry is encouraging us more than ever. Material science is living the most active period in its history by finding new materials, studies for developing new composites and alloys. New produced composites are light but with high lifting capabilities. So that they easily become most useable materials in especially industry of aviation, space and by the help of cheapening production technologies in automotive industry.

This study consists of an analysis of physical characterization changing due to the different size and volume specifications of composites created during the study and finally a comment of results strictly supported by graphics and drawings.

At this study, supporting the composition AA 6061 by Al_2O_3 particulate reinforcement has been aimed. As a production method, melt mixing method; as a foundry method, squeeze foundry method is adopted and the applicability of these techniques is measured by laboratory scaled. The efficiency of production method used is tried to be ascertained by characterising mechanical properties of final products after several processes.

The results stated that, expected connection at matrix-reinforcement interface is realized so the production method used is applicable.

Keywords : Aluminium, Composite Materials, Volume Ratio, Diameter of Particle.

1. GİRİŞ VE AMAÇ :

Günümüzde enerji kaynaklarının gittikçe azalması, çevresel kaygıların ve çevre bilincinin artması nedeniyle özellikle taşıt araçlarında ölü ağırlığın hareketine harcanan enerjinin azaltılması önemli bir mühendislik hedefi haline gelmiştir. Bu amaç, ancak hafif konstrüksiyon elemanlarının kullanılması ile sağlanabilir. Bu tür konstrüksiyonlarda kullanılacak malzemelerin hafif ancak yüksek mekanik özelliklere sahip olması tasarımcının elindeki en esnek parametredir. Yukarıdaki kaygılar dışında taşıt ağırlığının azaltılması çabuk ivmelenme ve frenleme gibi teknik performansların da artırılmasını sağlar.

Alüminyum düşük yoğunluğu nedeni ile ağırlık tasarrufu sağlamayı amaçlayan uygulamalarda en gözde alternatif malzeme haline gelmiştir. Ancak mekanik özelliklerinin rakip olduğu diğer malzemelere kıyasla daha düşük olması alüminyumun en önemli dezavantajlarını oluşturmaktadır. Bu durum, alüminyum malzemelerde mukavemet artırıcı mekanizmaların araştırılmasında en önemli motivasyon unsurudur.

Alüminyum malzemelerde yaygın mukavemet artırıcı mekanizma olarak çökelme sertleşmesi ve 2.cil faz sertleşmesi karşımıza çıkmaktadır. Alüminyum matrisli kompozitlerde bu mekanizmaların her ikisinden de yararlanılmaktadır. Geçmişte bu tür kompozitler havacılık ve uzay sanayiinde başarı ile kullanılmıştır. Üretimlerindeki bilgi birikimlerinin artması ve üretim teknolojilerinin ucuzlaması ile bu malzemeler otomotiv sanayii için de cazip hale gelmiştir.

Otomotiv sanayindeki alüminyum matrisli kompozit uygulamaları çoğunlukla Al-Si döküm alaşımlarına SiC ve Al_2O_3 eklenmesi ile elde edilen kompozitlerden oluşmaktadır. Al_2O_3 ekonomik ve kullanışlıdır. Yük taşıyan elemanlarda Al kompozitlerin kullanılabilmesi ise yoğurma alaşımlarına söz konusu takviyelerin eklenmesini gerektirir. Yoğurma alaşımlarının katılma aralığının döküm alaşımlarına kıyasla daha geniş olması takviyelerin üretim esnasında matris içerisine katılmasında önemli problemler çıkartmaktadır. Bu problemlerin başında ergiliğin ıslatabilirliği gelir.

Bu çalışmada otomotiv sektöründe yük taşıyıcı yapısal elemanların üretiminde kullanılabilecek Al_2O_3 takviyeli Al matrisli kompozit malzemenin üretilmesi ve üretim prosesi ile bağlantılı malzeme özelliklerinin karakterizasyonu amaçlanmıştır. Matris malzemesi olarak AA 6061 malzemesi seçilmiştir. 6xxx serisi alaşımları orta sert alaşım gurubu olarak değerlendirilip ekstrüzyon gibi şekillendirme yöntemlerine son derece uygundur. Bu alaşım gurubunun korozyon dirençleri 2xxx ve 7xxx serisi alaşımlardan daha iyidir. AA 6061, 6xxx serisi

içerisinde mekanik özellikleri en yüksek alaşım olup partikül takviyesi ile mekanik özelliklerinin daha da üstün duruma getirilmesi halinde 2xxx ve 7xxx alaşımları ile rekabet edebilir bir konuma gelecektir. Böylelikle hem şekillendirilmeye yatkın hem de mekanik özellikleri iyileştirilmiş bir malzeme elde edilecektir. Böylesi bir malzeme yük taşıyan uygulamalarda kullanılabilir olmaya adaydır.

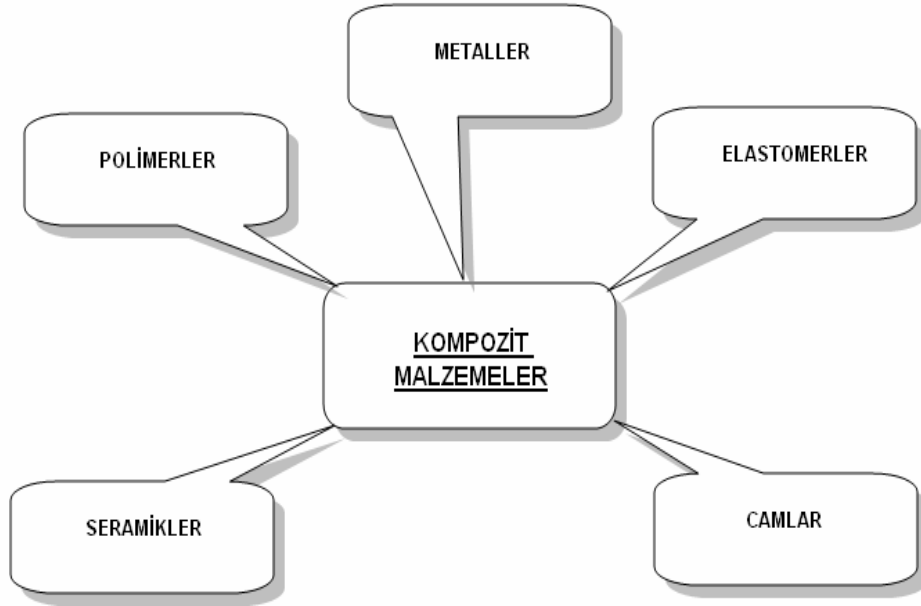
Al matrisli kompozitlerin üretiminde en yaygın kullanılan üretim yöntemi ergiyik alüminyumun içerisine katı partikül takviyelerinin eklenmesi ve mekanik karıştırma ile ıslatmanın sağlanmasıdır. Bu teknik hem ekonomik hemde geleneksel döküm yöntemlerine kolayca adapte edilebilecek bir yöntemdir. Çalışmaya konu olan malzemelerin üretiminde de bu yöntem benimsenmiştir. Kalıba dökülen kompozitin katılaşması esnasında basınç uygulaması ile basınç altında katılaştırma gerçekleştirilmiştir. Böylelikle arayüzey yapışma problemlerinin de aşılması hedeflenmiştir. Böylelikle kullanılan üretim tekniğinin teknolojik uygulanabilirliği belirlenecektir.

Tezin ilk bölümlerinde kompozit oluşturma anafikri ve felsefesi, metal matrisli kompozitlerin üretim teknikleri tanıtıldıktan sonra teze konu olan çalışmanın nasıl yapıldığı “DeneySEL” başlığı altında anlatılacaktır. Elde edilen numunelerin karakterizasyon sonuçları “Bulgular” bölümünde verilecek “İrdeleme Ve Tartışma” bölümünde ise bu bulgulara sebep olabilecek temel mekanizmalar açıklanmaya çalışılacaktır.

2. KOMPOZİT MALZEMELER

2.1 Kompozit Malzemelerin Tanımı Ve Sınıflandırılması

Kompozit terimi, mekanik ve fiziksel özellikleri yönünden kendisini oluşturan ve herbir bileşenine göre daha üstün özelliklere sahip, yarı homojen yapıdaki malzemeler için kullanılmaktadır(Huda,1995). Kompozit malzemelerin, genel olarak kabul edilmiş tanımı olmamakla birlikte en geniş anlamda kompozit malzeme; birden fazla farklı metal ve metal olmayan bileşenlerin bir arada toplanmış hali olarak ifade edilmektedir (Şekil 2.1.)



Şekil 2.1. kompozit malzemeleri meydana getiren malzeme sınıfları(Ashby,1993).

Kompoziti oluşturan bileşenler, genelde farklı kimyasal bileşime sahiptirler ve birbirleri içerisinde çözünmezler. Kompozit, kendisini oluşturan bileşiklerin tek başına sahip olamayacakları özelliklerden daha üstün özelliklere sahiptir(Schwartz,1984). Bileşenlerin kimyasal ve yapısal özelliklerinin her ikisinde göz önünde bulunduran bir tanımlama şu şu şekilde yapılmaktadır; “Bir kompozit malzeme, temel olarak birbiri içerisinde çözünmeyen ve birbirinden farklı şekil ve/veya malzeme kompozisyonuna sahip iki veya daha fazla bileşenin karışımından veya birleşmesinden oluşan bir malzeme sistemidir”(Schwartz,1984).

Kompozit malzemelerin üretiminde çok değişik takviye malzemeler kullanılmaktadır. Takviye malzemeleri, temelde yapısal şekillerine göre sürekli ve süreksiz olmak üzere iki ana gruba toplanmaktadır. Şekline göre takviye malzemesi beş alt gruba ayrılmaktadır(Huda,1995,Nair, 1985);

- i. Sürekli Fiberler.
- ii. Süreksiz(kısa) fiberler.
- iii. Kılcal kristal(Whiskers).
- iv. Partiküller.
- v. Teller(metal).

Kompozit malzemeler, yapısal bileşenlerin şekline ve matris yapısına göre;

- i. Takviye edildikleri yapısal bileşenlerine göre;

Sürekli fiber takviyeli kompozitler.

Süreksiz partikül takviyeli kompozitler.

Kılcal kristal veya süreksiz fiber takviyeli kompozitler.

Levhasal kompozitler.

Doldurulmuş(veya iskelet) kompozitler.

Tabakalı kompozitler.

- ii. Matris malzemelerine göre;

Seramik matrisli kompozitler.

Polimer matrisli kompozitler.

Metal matrisli kompozitler.

Şeklinde sınıflandırılmaktadır(Schwartz,1984,Eliasson,1995);

Kompozit malzemeler üzerine yapılan ilk çalışmalar, sürekli fiberlerle takviye edilmiş(Al-Ti matrisli) malzemelerin geliştirilmesine odaklanmıştır. Ancak (a) takviye malzemesinin pahalı olması (660 \$/kg borkarbür fiber), (b) kompozitin mikroyapısal homojensizliği ve fiber fiber yönelmesine bağlı olarak özelliklerin anizotropikliği (c) yapıda fiber/fiber teması (d) aşırı arayüzey reaksiyonları ve (e) üretim proseslerinin laboratuvar koşullarına gereksinimi gibi üretim ile ilişkili problemlerden dolayı fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin geniş endüstriyel kullanımı engellenmektedir ve bu malzemelerin etkin kullanımı, askeri ve diğer oldukça özel uygulamalarla sınırlıdır(Eliasson,1995,İbrahim,1991). Kılcal kristal takviyesinin ise (a) yine üretimi ile ilişkili olarak yüksek fiyatı, (b) düzensiz yüzey ve kusurlu iç yapılarının gözlenmesi ve (c) maksimum/minimum çapları arasındaki oranın minimum

olması nedeniyle asbes toza benzer sağlık sorununa sebep olmasından dolayı ticari kullanımı azalmaktadır(İbrahim,1991).

Ancak partikül takviyeli kompozit malzemeler (a) takviye malzemelerin kolay üretilebilmesi ve uygun maliyetle(SiC partikül fiyatı 4,85 \$/kg) çeşitli takviye partikülünün mevcudiyeti (b) tekrarlanabilir mikroyapı ve özelliklerde kompozit üretimini sağlayan proseslerin gelişimi (c) süreksiz takviyelerle üretilen kompozitlerin dövme, haddeleme ve ekstrüzyon gibi standart veya standarda yakın metalurjik proseslerle şekillendirilebilmeleri ve (e) hemen hemen izotropik özellikler göstermelerinden dolayı günümüzde önemli oranda ilgi çekmişlerdir. Sürekli fiber yerine partikül şeklinde takviye malzemesinin seçiminin temel sebebi kompozitin maliyetini azaltmaktır(Huda,1995). Ancak fiber takviyeli kompozitlerle kıyasla, partikül takviyeli kompozitlerde mukavemetteki gelişme azdır(Srivatsan,1991). Partikül takviyeli kompozitlerin mukavemeti (i) partikül takviyenin çapına, (ii) partiküller arası boşluğa, (iii) takviyenin hacim oranına ve (iv) matris/takviye arayüzeyindeki duruma bağlıdır. Takviye malzemelerin seçimini etkileyen kriterler şunlardır(Lloyd,1994,Srivatsan,1991);

- Elastisite modülü,
- Çekme mukavemeti,
- Yoğunluk,
- Takviye partikülün şekli ve boyutu,
- Termal kararlılık,
- Termal genleşme katsayısı,
- Kimyasal kararlılık,
- Maliyet.

Kompozit malzeme yapısal amaçlı uygulamalar için kullanılacaksa, yüksek mukavemetli, yüksek elastisite modülüne sahip ve düşük yoğunluklu takviye malzemelerine gereksinim artar. Köşeli partiküller bölgesel gerilme yoğunlaşmasını artırdığı ve sünekliği düşürdüğü için partikül şekli önemlidir. Eğer kompozit malzemesi termal uygulamalarda kullanılacaksa termal genleşme katsayısı ve termal iletkenlik katsayısıda önemli olmaktadır.

Kompozit malzeme üretim aşamasında takviye seçiminde bazı zorluklarla karşılaşılmaktadır. Örneğin; kompozit üretim yönteminde iki temel metot vardır; toz metalurjisi ve sıvı metal içeren yöntemler. Toz metalurjisi yönteminde, matris alaşım tozu, homojen karışım elde etmek için takviye partikülleri ile karıştırılır. Karıştırmadan sonra aglomerasyon kalmaması için metal ve seramik tozlarının boyutları dikkatle seçilmelidir. Uniform partikül dağılımını sağlamak için

uygun boyut oranı, kullanılan karıştırma prosesine bağlıdır. Sıvı faz kompozit üretim yöntemleri için farklı parametreler söz konusudur. Bu proselerin bazısında, seramik partiküller, sıvı alaşım matrisle oldukça uzun süre temas halinde kalırlar ve bu, iki bileşen arasında reaksiyonun oluşumuna yol açar. Örneğin SiC, termodinamik olarak çoğu Al alaşımlarında kararsızdır ve Al_4C_3 oluşturan reaksiyonu gerçekleştirir, fakat çoğu sıvı Mg alaşımları içindede kararlıdır. Diğer yandan, Al_2O_3 , çoğu Mg içermeyen Al alaşımları içinde kararsızdır ve spinel (Al_2MgO_4) oluşturmaktadır. Takviye malzemelerinin reaksiyona girmesi kompozitin özelliklerini önemli bir şekilde etkilediğinden takviye malzemesinin seçimi, matris alaşımı ve üretim parametreleri (süre ve sıcaklık gibi) göz önünde bulundurularak yapılmalıdır. Büyük partiküller sıvı içerisine kolaylıkla ilave edilebilmelerine rağmen özgül ağırlıklarından dolayı çökme eğilimi göstererek segrege olmuş döküm yapısına sebep olabilirler. Bununla birlikte; ince partiküller sıvının viskozitesini artırarak üretimi zorlaştırırlar(Lloyd,1994).

Metalik olan tellerin haricinde takviye malzemeleri genellikle seramiklerdir. Belirli bir uygulama alanında kullanılmak üzere en uygun kompoziti elde edebilmek için kompozit bileşenleri hakkında tam ve ayrıntılı bilgiye sahip olmak gerekmektedir. Takviye malzemesinin cinsi, şekli, boyutu ve boyut dağılımı, yüzey özellikleri, kimyasal bileşimi ve homojenliği gibi yapısal özellikleri çok önemlidir. Çizelge 2.1.' de en çok kullanılan bazı sürekli ve süreksiz takviye malzemelerinin fiziksel ve mekanik özellikleri verilmiştir.

Takviye malzemesi olarak kullanılan metalik teller, seramik fiberlerden daha sünektir. Metalik tellerin matris alaşımına takviye edilmesinin amacı, sünek, aynı zamanda yüksek mukavemetli ve yük taşıyabilen kompozit malzemelerin üretilmesidir. Günümüzde, çelik tel, üzerinde en çok çalışılan takviye malzemesidir. Ancak metalik tellerin en büyük dezavantajı, yoğunluklarının seramik takviye malzemesinden(berilyum teli hariç) yüksek olmasıdır. Teller dışında takviye malzemeleri, genelde fiber, kılcal kristal ve partikül şeklindeki oksit, karbür ve nitrür bileşimindeki seramik malzemelerdir. Çok sık kullanılan takviye malzemesi SiC, Al_2O_3 , TiB_2 , B_4C ve grafitir(Huda,1995,Eliasson,1995,İbrahim,1991).

Kütlesel seramik malzemeler, yüksek sıcaklık ve/veya aşırı korozyif ortamlara çok uygun olmalarına karşın, yük altında gevrek davranış göstermeleri bu malzemelerin kullanım alanlarını sınırlamaktadır(Ögel). Son yıllarda kütlesel seramik malzemelerin mekanik özelliklerini ve özellikle tokluğunu iyileştirmek için seramik matrisli kompozitlerin kullanımı gündeme gelmiştir. Takviye malzemesi olarak genelde elyaf şeklindeki malzemeler kullanılmıştır. Seramik matrisli kompozitlerin tokluğunun artmasındaki en önemli etken, takviye malzemesi olarak kullanılan elyafın çatlak ilerlemesini engellemesi ve geciktirmesidir.

Yaygın olarak kullanılan seramik matrisli kompozitler; SiC/cam, SiC/Si₃N₄, Al₂O₃/NbAl₃-Nb₂Al ve karbon/SiC(sıralama takviye/matris şeklinde) karışımlarıdır(Nourbakhsh,1992).

Çizelge 2.1 Bazı takviye malzemelerinin özellikleri.

Takviye Malzemesi	Çekme Mukavemeti 10 ⁻⁶ (MPa)	Elastisite Modülü 10 ⁻⁹ (Gpa)	Termal Genleşme Katsayısı (10 ⁻⁶ cm/cm ³ °C)	Yoğunluk (gr/cm ³)
Metalik Telier				
Tungsten	2900	345	4,6	19,3
Molibden	2200	331	8,5	10,2
Ostenitik Paslanmaz Çelik	2400	200	8,5	7,9
Bakır	414	124	16,5	8,9
Berilyum	1100	310	11,6	1,85
Seramik Partikül				
Al ₂ O ₃	221(1090 °C)	380(1090 °C)	4.4-7.92	3,98
AlN	2100(24 °C)	310(1090 °C), 345 (24 °C)	2.69-4.84	3,26
BeO	24(1090 °C)	190(1090 °C)	4.1-7.38	3,01
B ₄ C	2800(24 °C)	450(24 °C)	3.38-6.08	2,52
C	-	690(24 °C)	1.44	2,18
CeO ₂	600(24 °C)	200(24 °C)	6.9-12.42	7,13
HfC	-	317(24 °C)	6,66	12,20
MgO	41(1090 °C)	317(1090 °C)	6.45-11.6	3,58
MoSi ₂	286(1090 °C)	280(1260 °C)	4.85-8.91	6,31
Mo ₂ C	-	230(24 °C)	3.2-5.81	8,90
NbC	-	228(24 °C)	6,84	7,66
Si	-	112(24 °C)	3,06	2,33
SiC	-	325(1090 °C), 420-450 (24 °C)	3.0-5.4	3,21
Si ₃ N ₄	-	207(24 °C)	1,5	3,18
SiO ₂	-	73(24 °C)	<1,08	2,66
TaC	-	366(24 °C)	6.46	13,9
TaSi ₂	-	340(1260 °C)	6.8-10.80	-
ThO ₂	193(1090 °C)	200(1090 °C)	5.3-9.54	9,86
TiB ₂	-	414(1090 °C)	8,28	4,50
TiC	55(1090 °C)	269(24 °C)	7.60	4,93
VC	-	434(24 °C)	7.16	5,77
WC	-	670(24 °C)	2.83-5.09	15,93
ZrB ₂	-	503(24 °C)	8,28	6,09
ZrC	90(1090 °C)	529(24 °C)	6,66	6,73
ZrO ₂	83(1090 °C)	132(1090 °C)	6.67-12.01	5,89
WO ₃	-	175 (1090 °C)	5.3	-
Seramik Fiber				
Al ₂ O ₃	2000	300	-	3.30
SiC	3500-4134	400	-	-
SiC (kalcal kristal)	3341	500-800	-	-
Karbon grafit pan fiber	2400-4820	227-390	-	-
Karbon grafit pitch fiber	2067	400-700	-	-
Karbon esaslı P-55 fiber	2068	380	-	2.25
Karbon esaslı P-100 fiber	2200	690	-	2.25
Karbon esaslı P-120 fiber	2200	820	-	-
Bor fiber	3500	400	-	2.50

Polimer matrisli kompozit malzemelerde ise matris malzemesi olarak termoset veya termoplastik malzemeler kullanılır. Takviye malzemeleri sürekli elyaf, kesik elyaf ve eşeksenli partikül şeklindeki malzemelerdir. Ancak en yüksek mukavemet artışı sürekli elyaf kullanımı ile sağlanmaktadır. Elyaf miktarı arttıkça kompozit malzemenin mukavemetide artmaktadır.

Metal matris kompozit malzemelerin üretiminde matris malzemesi olarak çok değişik metal ve

metal alaşımları kullanılmaktadır. Matris olarak kullanılan metal, takviye elemanını bir arada tutmaya yarayan bir bağlayıcı gibi davranır ve işlevi takviye malzemesine yükü iletmektir. Yükün iletilmesi, matris ve takviye elemanı arasındaki arayüze bağlıdır ve iyi bir arayüz bağları oluşumunda matris, takviye tipi ve üretim tekniği ile ilişkilidir. Takviye malzemelerinin seçim kriteri olarak kimyasal bileşim, morfoloji, mikroyapı, fiziksel/mechanik özellik ve maliyet gibi karakteristikler dikkate alınırken, matris için oksidasyon direnci, korozyon direnci, yoğunluk, mukavemet, süneklik/tokluk önemli olmaktadır(Huda,1995). Genel olarak Al, Ti, Mg, Ni, Cu, Pb, Fe, Ag, Zn, Sn ve süper alaşımlar matris malzemesi olarak kullanılmaktadır. Fakat bu alaşımlardan Al, Ti ve Mg alaşımları daha geniş kullanım alanına sahiptir(İbrahim,1994).

Son yıllarda üstün mekanik özelliklere, düşük elektrik iletkenliğine, düşük yoğunluğa, yüksek korozyon direncine ve diğer diğer hafif metaller(Mg gibi) göre düşük maliyete sahip olmalarından dolayı matris alaşımı olarak Al alaşımlarının kullanımı hızla artmaktadır. 2xxx (AlCuMg), 5xxx (AlMg), 6xxx (AlMgCuSi), 7xxx (AlZnMgCu) ve ayrıca ıslatılabilirlik karakteristiğinden dolayı 8xxx (AlLi) Al alaşımları çok yaygın bir şekilde kompozit üretiminde kullanılmaktadır. Örneğin; 2xxx alüminyum alaşımları havacılık uygulamaları için yaygın olarak tercih edilmektedir. Çünkü, 7xxx Al alaşımı ve takviye elemanı arasında gelişen arayüz reaksiyonları kompozitin mukavemetini azaltmaktadır(Huda,1995). 6xxx alaşımı ise orta mukavemet değerleri göstermesine rağmen kompozit üretiminde kolaylık sağladığı ve diğer alaşımlara göre daha yüksek korozyon direncine sahip olduğu için matris alaşımı olarak tercih edilmektedir. Mg ve Li gibi reaktif alaşım elementleri içeren Al alaşımları takviye fazı ile iyi bir bağlanma oluşturduğu için ideal bir matris malzemesi olmaktadır(Huda,1995).

Titanyum ve titanyum alaşımları, yüksek sıcaklık mukavemetini koruyabilme özelliğinden dolayı uçak motorlarında, kompresörlerin kanat ve disklerinde kullanılmaktadır(Huda,1995). Titanyum alaşımlarının metal matrisli kompozit üretiminde matris malzemesi olarak tercih edilmesi üretilen kompozitin yüksek sıcaklıklarda kullanımını sağlamaktadır. Bu nedenle yüksek sıcak uygulamalarında kullanılacak metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde çoğunlukla titanyum ve titanyum alaşımları tercih edilmektedir.

Metal matrisli kompozitlerin üretiminde yaygın olarak kullanılmakta olan diğer bir matris malzemesi de Mg ve alaşımlarıdır. Mg matrisli kompozit malzemeler piston malzemesi ve motor parçalarında kullanılmaktadır. Mg alaşımları, düşük genleşme katsayısı, yüksek mukavemet özellikleri ve düşük yoğunluğa sahip olması nedeniyle havacılık uygulamalarında da kullanılmaktadır. Çizelge 2.2, kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan bazı matris

alaşımları ve bu alaşımların mekanik özelliklerini göstermektedir.

Çizelge 2.2 Matris malzemesi olarak kullanılan bazı alaşımların özellikleri.

Alaşım	Akma Mukavemeti (MN/m ²)	Çekme Muk. (MN/m ²)	% Uzama	Elastisite Modülü (GN/m ²)	Yoğunluk (gr/cm ³)	Termal Genleşme Katsayısı (10 ⁻⁶ /K)	Kırılma Tokluğu (Kİc) (Mpa ^{1/2})
6061 Al-T6	275	310	20	69		25.4 (50-300 °C)	29.7
2014 Al-T6	414-476	483-524	13	73		23 (50-300 °C)	25.3
2021 Al	414	483	13	73	-	-	-
2124 Al-T6	325	470	12	72			
2618 Al-T6	370	470	9	74			
7075 Al-T6	505	570	10	72			
8090 Al-T6	415	485	7	80			
A332 (T5)	75 (250 °C) ve 35 (350 °C)	115 (250 °C)	8.5	-		24.5 (50-300 °C)	
A356-T6	205	280	6	76	2.68		
A380-F	160	320	3.5	72			
A231	-	280	-	40	1.7	25.2	-
AZ61	157	198	3	38			
AZ 91	168	311	21	49			
Ti-6Al-4V	-	1170	-	110	4.4	9.5	-
Saf Al	-	120	-	-	-	-	-

Metal matrisli kompozit malzemeler;

- Yüksek elastisite modülü,
- Yüksek mukavemet(çekme ve basma),
- Yüksek sürünme direnci,
- Yüksek aşınma direnci,
- Metallerin süneklik ve tokluk, seramiklerin mukavemet ve aşınma direnci özelliklerini bir araya getirme,
- Düşük yoğunluk,
- Tekrar üretilebilir mikroyapı ve özelliklere sahip olma,
- Yüksek sıcaklık mukavemeti,
- Sıcaklık değişiklikleri ve termal şoka karşı düşük hassasiyet(düşük termal genleşme katsayısı) gibi,

Olumlu özelliklerinden dolayı ticari olarak geniş kullanım alanı bulmuştur. Bunların yanında metal matris kompozitlerin dezavantajları ise;

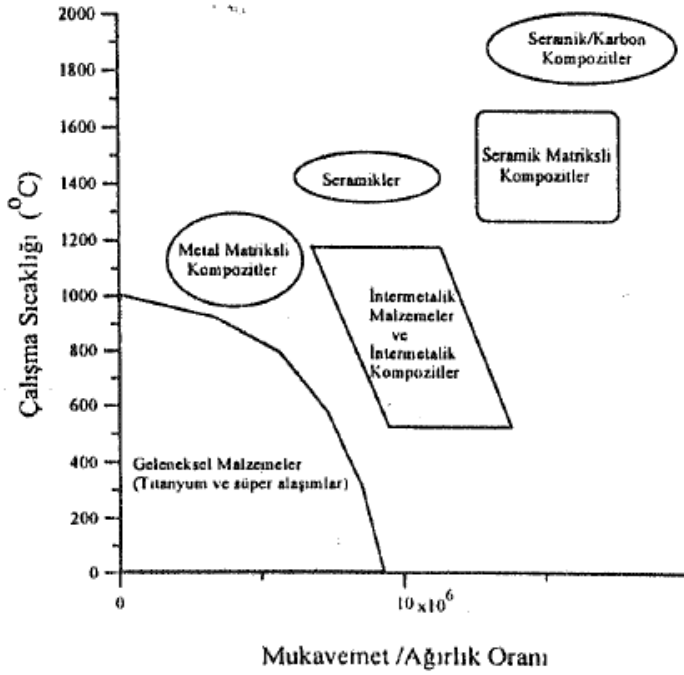
- Düşük süneklik,
- Düşük yorulma direnci,

- Çok karmaşık ve pahalı üretim metotları.

Olarak sınıflandırılabilir.

2.2 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Uygulama Alanları

Metal matris kompozit malzemeler, matris alaşımlarından çok daha pahalı olduklarından yalnızca malzeme özelliğinin birinci derecede önemli olduğu otomotiv ve uzay/havacılık endüstrisi gibi alanlarda tercihen kullanılmaktadırlar. 80'li yılların başında belli sektörlerdeki gelişmeler özellikle gelişmiş motor ve uzay araçları gibi yüksek sıcaklık malzemelerine ve değişken sıcaklıklarda boyutsal kararlılığa sahip malzemelere olan gereksinim sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitler üzerine ilgiyi arttırmıştır. Metal matrisli kompozit malzeme, türbin motoru olarak kullanılacaksa diğer yüksek sıcaklık malzemelerine göre özelliklerinin optimal olarak geliştirilmesi için en önemli anahtar parametre, mukavemet/ağırlık oranı veya spesifik mukavemettir. Şekil 2.2, kullanım sıcaklıklarına ve spesifik mukavemetlerine göre çeşitli yüksek sıcaklık malzemelerinin performans haritalarını göstermektedir. Metal matrisli kompozitler, geleneksel malzemelerden daha yüksek sıcaklıkta kullanılmakta iken, spesifik mukavemetlerinin seramik, karbon/karbon kompoziti gibi diğer yüksek sıcaklık malzemelerinkinden daha düşük olduğu gözlenmektedir(Lilholt,1991). Metal bilimi ve teknolojisinin seramiklerden çok daha çok daha ileride olmasından dolayı metal matrisli kompozitler, bazı dezavantajlarına rağmen hala yüksek sıcaklık malzemesi olarak seramik matrisli kompozit malzemelerden daha fazla ve güvenilir olarak kullanılmaktadır.



Şekil 2.2. Değişik malzeme sınıflarının çalışma sıcaklığı ve mukavemet/ ağırlık oranlarına göre performans haritaları(Lilholt,1991).

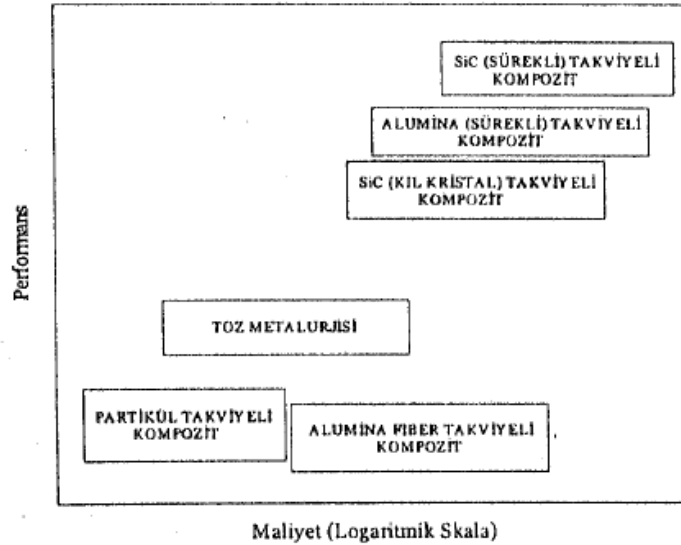
Metal matris kompozit malzemelerle kazanılan yüksek mukavemet, elastisite modülü, aşınma direncinde iyileşme, düşük yoğunluktan dolayı ağırlıkta azalmave yüksek tokluk gibi mekanik özelliklerin yanısıra düşük termal şok ve termal genleşme katsayısı, yüksek elektrik ve ısı iletkenliği gibi fiziksel özellikler otomotiv, uzay-havacılık ve çeşitli uygulamalar için onları çekici malzemeler yapmıştır. Kompozit malzemelerin uygulama alanları otomotiv, uzay-havacılık ve spor gereçleri (Çizelge 2.3) olmak üzere 3 ana grupta toplanabilir.

Çizelge 2.3. Al matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları(Rohadgi,1991).

Takviye tipi	Otomotiv	Havacılık/Askeri	Spor Gereçleri
Sürekli Fiber		Deniz altılar, füze mermisi çatıları, kompresor pervaneleri, roket fırlatma tüpleri	
Kısa fiber/kıl kristal fiber	Piston başlığı, yanma memesi, bağlantı elemanı (rot), yataklar,	Uzay mekiği için kriş ve destekler, teleskop	
Partikül	Bağlantı elemanı (rot), Silindir gömleği, fren diski, şaft, ateşleyici	Metal ayna optikleri, uydu solar refraktörleri, kanat panelleri,	Tenis raketi, kayak, bisiklet çatısı, tekerlek çerçevesi, golf sopası

2.2.1 Otomotiv Uygulamaları

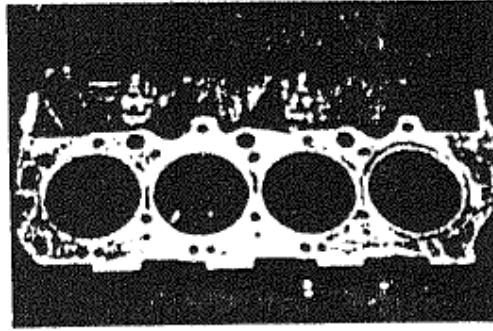
Ekonomik yakıt tüketimi, düşük araç emisyonu, yüksek performans, mukavemet, kalite, konfor, rahatlık ve maliyet otomotiv endüstrisi tarafından belirlenmiş hedeflerin birkaçıdır(Allison,1993). Bu hedeflere ulaşmak için yeni malzemelerin ve üretim proseslerinin gelişimi gerekli hale gelmektedir. Metal matris kompozitlerin sahip olduğu yüksek spesifik mukavemet, aşınma direnci, düşük termal genleşme katsayısı ve sönümleme özellikleri otomotiv endüstrisinin beklentilerini karşılamaktadır. Otomotiv endüstrisinde Al matrisli kompozitlerin kullanımı ile 0,5-2 \$/kg mertebesinde ağırlıktan kazanım sağlanmıştır. Şekil 2.3, farklı kompozitler için performans ve maliyet karşılaştırmasını vermektedir. Genel olarak, yüksek performanslı kompozitler çok pahalı ve aynı zamanda sürekli fiber takviyelidir. Otomotiv endüstrisinde uygulama olanağı bulan kompozitler, partikül takviyeli ve sıvı faz üretim yöntemi ile üretilen ve dolayısıyla ucuz olanlardır(Allison,1993). Metal matrisli kompozitlerin otomotiv uygulamalarındaki örnekler Çizelge 2.4. ve Çizelge 2.5. ' de verilmektedir.



Şekil 2.3. Bazı kompozit malzemeler için performans ve maliyet karşılaştırması(Allison,1993).

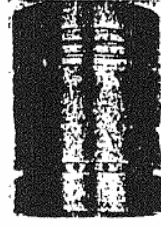
Toplam otomotiv ağırlığını azaltmak (yaklaşık 15-35 kg) için, otomobil üreticileri, orta seviyede Si içeren A319 ve A356 alaşımlarından üretilmiş motor bloklarını dökme demir motor bloklarının yerine kullanmışlardır. Bununla birlikte bu alaşımlar, sürtünmeye ve silindir bölgesinde aşırı yüklerle dayanamamışlardır. Bu gereksinimleri karşılamak için partikül takviyeli Al matrisli kompozit motor blokları geliştirilmiştir (Şekil 2.4). Motor silindir bölgesi,

aşırı sıcaklıklara(aşırı çalışma koşullarında 200⁰C' ye kadar) ve aşırı yüklenmeye maruz kaldıklarından, bu bölgede aşınmaya, yorulmaya, sürünmeye dirençli, termal iletkenliği ve boyutsal kararlılığı yüksek olan Al₂O₃ veya SiC takviyeli kompozit malzemeler kullanılmıştır(Allison,1993). Honda 2.3 litrelik Prelude ve Ferrari F1 yarış otomobil motor blokları için dökme demir yerine sırasıyla sıkıştırılmalı dökümle üretilmiş alümina/karbon fiber hibrid kompozit ve Al-grafit kompozit malzemeler kullanmıştır. Al matrsten üretilmiş silindir gömleği, dökme demir silindir gömleklerine yakın aşınma direnci ve aynı hızda çalışabilme kabiliyeti sergilemiştir(Eliasson,1995). Bu uygulama için kullanılan bir başka kompozit malzeme, toz metalurjisi yöntemi işe homojen yapıda üretilmiş sıkışma(seizure) direncini arttırmak için % 0,5-3 grafit ilaveli ve aşınma direncini iyileştirmek için Al₂O₃ takviyeli Al-17Si alaşımlarıdır(Eliasson,1995).



Şekil 2.4. Partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemeden üretilmiş silindir gömleklerine sahip Al motor bloğu(Allison,1993).

Piston ve bağlantı çubuğu(rot) uygulamalarında metal matrisli kompozit malzemeler yaygın olarak kullanılmıştır. Kompozit malzemeden üretilmiş piston ve rotun kullanımı ile ağırlıklıktan kazanılmakta, motora etkiyen ikincil kuvvetler azaltılmakta, düşük termal genleşme katsayısından dolayı boyutsal kararlılık ile sırasıyla 250-300⁰C ve 150-180⁰C aralığında çalışan piston ve bağlantı çubuklarında sıcaklık değişiminden kaynaklanan termal yorulmaya karşı direnç sağlanmakta, yakıt ekonomisi ve motor hızı artmakta, krank şaftın üzerine düşen yükler ve sürtünme kayıpları azalmaktadır(Allison,1993).



Şekil 2.5. Seramik fiber takviyeli Al matrisli dizel motor piston ring yivi(Eliasson,1995,Rohadgi,1991).

Çizelge 2.4. Otomotiv endüstrisinde kullanılan süreksiz takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları.

Matris/Takviye	Uygulama Alanları	Özellikleri ve Yararları	Üretici Firma (veya Üretim Yöntemi)
% 20-30 SiC/Al	Piston, fren diski, silindir gömleği, pervane mili, şaft	Aşınma direnci, yüksek spesifik mukavemet, ağırlıktan tasarruf	Duralcan, Martin Marietta, Lanxide
SiC/Mg	Dişli çark, makara ve zırh (cover)	Ağırlıktan tasarruf, yüksek mukavemet ve yüksek direngenlik	Dow Kimya (USA)
Grafit/Cu	Elektrik kontaktörleri, entegre ve hibrid devre, elektronik paketleme yatakları	Düşük sürtünme ile aşınma direnci, düşük termal genleşme katsayısı	Hitachi LTD (USA)
Grafit/Al	Dizel deniz motorları için yatakları (kendinden yağlamalı, daha ucuz ve hafifi), otomotiv yataklarında, piston, piston yivi, piston gömleği, bağlantı çubukları	Yüksek mukavemet, düşük termal genleşme katsayısı, ağırlıktan tasarruf, boyutun azaltılması	Birleşik mühendislik (USA)
Al ₂ O ₃ /Al	Silindir gömleği, piston, yatak malzemesi, bağlantı çubukları, piston ring yivi	Yüksek mukavemet, düşük termal genleşme katsayısı, ağırlıktan tasarruf, boyutun azaltılması	Birleşik mühendislik (USA), Toyoto
Al ₂ O ₃ .SiO ₂ /Al	Pervane yağ pompası, Damper kasnağının tekerleği (Hub of damper pulley)	Aşınmaya direnç, yüksek mukavemet	Hiroshima Aluminum (Japon), Toyoto
TiC/Al	Piston, biyel kolu, turboşarj pervaneler, bağlantı milleri	Aşınmaya direnç, yorulmaya direnç, ağırlıktan tasarruf	Martin marietta

Piston eksenine dikey rastgele yönlenmiş Al₂O₃ fiber takviyeli Al-Si-Cu matrisli sıkıştırılmalı dökümle üretilmiş kompozit piston kafası(crowns) otomotiv endüstrisinde kullanılmaya başlanmıştır(Eliasson,1995,Rohadgi,1991). Bu malzemeler, yorulma hasarına sebep olan

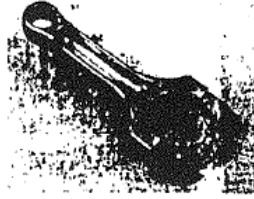
pistonların radyal genişmesini azaltmakta ve yanma odasındaki(combustion bowl) erozyon ve çatlamayı önlemişlerdir. Daha hafif piston ve güvenilir baş alanları (head lands) elde etmek için piston yivleri de takviyeli kompozitlerden üretilmiştir(Şekil 2.5). Alan çalışması kapsamında, ağır yük altında çalışan 250 hp 6 silindir dizel kamyon motorlarından 4 tanesi Al_2O_3 fiber takviyeli kompozit ve diğer ikisi takviyesiz malzemeden üretilerek test edilmiş ve 200 saat inceleme sonucunda pistonların kontrolü, takviyesiz malzemeden üretilmiş motorların çatlak içerdiğini ve 500 saate kadar bu çatlakların büyüme gösterdiği belirlenmiştir. Buna rağmen Al matrisli kompozitlerde çatlak oluşmamış ve hatta kontrol pimleri üzeri yanma memesi kenarında erozyon gözlenmemiştir. Fiber takviyeli yiv, piston ağırlığını %10 azaltmıştır. İlave olarak piston, piston yivi ve silindir göbeği uygulamaları için grafit takviyeli Al kompozitlerin kullanılması ile içten yanmalı motorlardaki parçaların aşınması azalmıştır, yakıt tasarrufu sağlanmış, sürtünmeden kaynaklanan güç kayıpları ve motorun toplam ağırlığı azaltılmıştır. Iguera, Bruni model ve Honda motor silindir bloğu ve silindir gömlekleri ile Ferrari F1 yarış otomobil motorları dökme demir yerine grafit/Al kompozitlerden üretilmiştir. Tek silindirli dizel motorlarında dökme demir pistonları yerine dökümle üretilmiş grafit/Al kompozit pistonları yakıt tüketimini ve sürtünmesel güç kayıplarını azaltmakta, kuru ve/veya yağlamalı halde çalışma sırasında sıkışma yapmamakta ve içten yanmalı motorların toplam ağırlığını azaltmaktadır(Rohadgi,ASM Handbook).

Çizelge 2.5. Otomotiv endüstrisinde kullanılan sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerin uygulama alanları.

Matris/Takviye	Uygulama Alanları	Özellikleri ve Yararları	Üretici Firma (veya Üretim Yöntemi)
$Al_2O_3(f)-C(f)/Al$	Motor bloğu	Yüksek mukavemet, düşük termal genişleme katsayısı, ağırlıktan tasarruf	
$Al_2O_3(fibral kristal)/Al$	Piston segmanı, piston yanma yüzeyi, piston yivi	Yüksek mukavemet ve direngenlik, aşınma direnci, yüksek çalışma sıcaklığıyüksek sürtünme ile yorulma direnci	Toyota, JPL,
Al_2O_3/Al	Bağlantı mili, biyel kolu, Silindir gömleği	Yüksek mukavemet ve direngenlik, ile ağırlıktan tasarruf düşük termal genişleme	Dupont Chrysler (USA), Honda
$SiC(fibral kristal)/Al$, $SiC(fibral kristal)/Al-17Si-4Cu$	Bağlantı milleri, hareket iletim milleri, Dizel motor pistonu, kompresör pervanesi,	Yüksek spesifik mukavemet, düşük termal genişleme katsayısı, ağırlıktan tasarruf, aşınmaya direnç	Nissan, Niigata (Japon), Sanyo

Bağlantı çubukları için önemli malzeme özelliği, elastisite modülü, yoğunluk ve yorulma direncidir. Dökülmüş ve ardından dövülmüş %15 SiC takviyeli 6061 Al veya 2014 Al matrisli kompozit malzemesi, bağlantı çubuk uygulamaları için kullanarak maksimum eksenel yükler azaltılmış ve ayrıca yapısal kesitler inceltilmiş veya daraltılmıştır(Ray,1993). Honda, metal matris kompozit bağlantı çubuğunu kullanarak yakıt ekonomisi ile birlikte %30 ağırlıktan

tasarruf sağlanmıştır. Şekil 2.6 'da, sıcak dövme ile üretilmiş %15 SiC partikül takviyeli 2080 Al matrisli kompozit malzemedan imal edilmiş bağlantı çubuğu gösterilmektedir(Allison,1993).



Şekil 2.6. Sıcak dövülmüş % 15 SiCp/2080 Al bağlantı çubuğu(Allison,1993).

Otomotiv endüstrisinde Al matrisli kompozitlerin diğer bir kullanım alanı, fren diskleri ve fren kampanalarıdır (Şekil 2.7). Özellikle kompozit fren disklerinin düşük ağırlıkları, frenleme mesafesinin kısa olması, aşınma dirençleri, ısıyı uzaklaştırmak için iyi termal iletkenlikleri ve mukavemetlerindeki gelişme, onları dökme demirlere karşı tercih edilen malzeme yapmıştır. Metal matrisli kompozit malzemedan (üretilmiş fren diskinin öncelikli yararı % 50-60 ağırlıktan tasarruf sağlamasıdır. Dökme demirden bir fren diski 5,4 kg iken, metal matris kompozitten üretileni yalnızca 2,5 kg'dır. Böylece ağırlık tasarrufundan dolayı yakıt verimliliğinde artma, fren mesafesinde azalma, fren gürültüsünde azalma, daha homojen sürtünme ve daha az aşınma sağlanmaktadır(Allison,1993). Bu nedenle otomotiv sanayiinde kullanılan dökme demir fren kampanaların yerine % 20-30 SiC takviyeli Al matrisli kompozit kullanılmaktadır(Allison,1993). Partikül takviyeli Al matrisli kompozitten üretilmiş fren diskinin işlevini etkileyen önemli faktör termal yayılım katsayısıdır. Kompozitin termal yayılımı, dökme demirin yayılımından 5 ile 8 kat daha yüksektir. Bu özellik, sürtünen yüzeylerde ortaya çıkan ısının sistemden uzaklaştırılmasına yardımcı olmaktadır. Fren rotorları çok şiddetli çalışma koşullarında 450 °C kadar yüksek sıcaklıklara maruz kalmaktadır(Allison,1993). Bu sıcaklıklarda, termal yaşlanma, gerilme gevşemesi, yayılım katsayısı özellikleri önemli olmaktadır. Çizelge 2.6' da Duralcan tarafından geleneksel dökümle üretilmiş % 20 SiC takviyeli F₃S.20₅ matrisli kompozitle gri dökme demirin (30/35) özelliklerinin karşılaştırması verilmiştir.

Performans-maliyet ilişkisini dikkate alarak en iyi malzemeyi veren değer parametresi (max Q_{ck}) Denklem 2.1 yardımıyla hesaplanmıştır(Eliasson,1995)

$$\text{Max}Q_{CK} = (\lambda^a \sigma_{a,0.2}^v) / dC_k \quad (2.1)$$

Burada λ termal iletkenlik, $\sigma_{a,0.2}$ akma mukavemeti, α ve ν geometrik faktörler (1 olarak alınmış.) ve C_k malzeme maliyetidir.

Çizelge 2.6. Fren diski uygulaması için dökme demir ve Al matrisli kompozit malzemelerin karşılaştırması (Eliasson,1995).

Malzeme	Akma Mukavemeti (MPa)	Termal İletkenlik (W/mk)	Yoğunluk (kg/cm ³)	C_k (\$/kg)	Q_{ck}
Gri Dökme Demir	215	42	7.28	0.5	2.81
% 20 SiC/F ₃ S.205	310	182	2.770	5	4.07

Denklem 2.1' e göre hesaplanan değer parametresi (Q_{ck})' nin alüminyum kompozitte yüksek olması bu uygulama için rekabet eden malzeme olduğunu ortaya koymuştur. Ağırlığı düşürmek amacıyla Al matrisli kompozitten üretilmiş, otomotiv fren merkezleri de (calipers) gelişme altındadır. Yaygın olarak kullanılan dökme demirlerle karşılaştırıldığında kompozit fren merkezlerinin elastisite modülü yüksektir. Düşük elastisite modülüne sahip malzeme, yük altında kötü pedal hissi vermekte, büyük titreşime sebep olmakta ve ayrıca papuc aşınması düz olmamaktadır. Fren merkezi uygulamaları için kullanılan kompozitler PRIMEX^{IM} basınçsız metal infiltrasyonu ile üretilmiş % 50 Al₂O₃ takviyeli 2124 Al-T6 (AlCuMg) ve % 30 SiC takviyeli Al-Si-Mg alaşım (Aghajanian,1994) matrisli malzemelerdir.



Şekil 2.7. % 20 SiC takviyeli fren diskleri (Allison,1993).

Hafif kamyonlarda kullanılan prototype otomobil saftlar Duralcan prosesleri ile üretilen % 20 Al₂O₃P/6061 Al kompozit malzemesi ile geliştirilmiştir. Geleneksel alaşımlarına kıyasla, kompozit malzemenin sahip olduğu yüksek elastisite modülü, saftın çapını azaltma imkanı vermektedir. Belirli bir çapta, saftın kritik hızını arttırmak veya belirli bir kritik hızda saftın uzunluğunu da artırmak mümkündür(Eliasson,1995).

Kritik şaft hızı (N_c) :

$$N_c = (15\pi/L^2) \cdot [(E/p) \cdot g \cdot (R_o + R_i)^2]^{1/2} \quad (2.2)$$

olarak ifade edilir ve burada L şaft uzunluğu, R_o ve R_i dış ve iç çaplar, E elastisite modülü, (p) yoğunluk ve (g) yer çekim ivmesidir. Buradan anlaşılabacağı gibi özgül modül (E/p), kritik hızı etkileyen tek malzeme özelliğidir. Kritik hızı etkileyen geometrik değişkenler ise şaft uzunluğu ve çapıdır. Özgül modüllerinin hem çelikten hem de Al' dan önemli derecede yüksek olması nedeniyle metal matrisli kompozitlerden daha uzun şaft üretmek mümkündür. Korozyon direnci, mukavemet ve süneklik gibi bir takım istekler bu uygulama 19m 6xxx serisi Al alaşımları üzerinde dikkatlerin yoğunlaşmasına yol açmıştır. Şaft malzemesi olarak % 20 $Al_2O_3P/6061$ Al kompozitinin kullanımı (Şekil 2.8), sabit bir kesit alanı için şaft uzunluğunda % 8'lik bir artışa imkan sağlamıştır(Allison,1993).



Şekil 2.8. % 20 hacim oranında Al_2O_3 partikülü ile takviye edilmiş 6061 Al otomobil şaftı(Allison,1993).

Yatak malzemesi uygulamalarında katı yağlayıcı gibi davranarak sürtünme katsayısını düşürüp aşınma direncini artırdığı için grafit fiber takviyeli kompozit malzemelerin kullanılması mümkündür(Eliasson,1995). Rusya'da grafit takviyeli alüminyum alaşım matrisli kompozitler, yatak uygulamalarında, geleneksel bronz ile yer değiştirmiştir(Rohadgi,1986). Ayrıca spreylendirme prosesi ile üretilmiş yüksek hacim oranında B_4C içeren 5754 Al matrisli alaşımlar, neutron absorplama kabiliyetinden dolayı nükleer güç santrallerinde kullanılmıştır. Bu uygulama için B_4C takviyeli 5754 Al matrisli kompozit malzemeler, düşük yoğunluğu, artan çekme özellikleri, yüksek elastisite modülü, iyi korozyon direnci ve iyi termal iletkenliğinden dolayı seçilmiştir.

2.2.2 Uzay-Havacılık-Askeri (Yapısal) Uygulamalar

Uzay-havacılık uygulamalarının karakteristiği, pahalı ve az miktarlarda üretimin olmasıdır. Uzay-havacılık uygulamalarında parçaların maliyeti, ileri teknoloji gereksiniminin bir

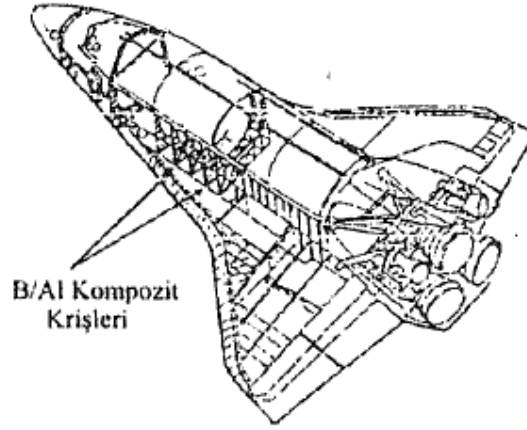
sonucudur. Uzay-havacılık uygulamalarında ağırlıktan elde edilen tasarruf, yakıt ekonomisinde iyileşme sağlamaktadır. Havacılıkta ağırlık tasarrufunun sağladığı yarar 2000 \$/kg ve bu değer sivil uçaklar için 100-1000 \$/kg' dir. Ağırlıktan tasarruf miktarı az olduğunda, kullanılan malzemelerin maliyeti yüksek olduğu için uygulama alanının maliyeti yüksek olmaktadır(Eliasson,1995). Havacılık uygulamalarında metal matris kompozit malzemelerin kullanılmasının amacı, yalnızca alaşımın yoğunluğunu düşürmek değil çoğunlukla elastisite modülü ile birlikte ağırlıktan tasarruf sağlamaktır. Örneğin süreksiz SiC partikül takviyeli Al alaşım matrisli kompozit kullanımı ile % 10 ağırlıktan tasarrufa karşılık % 50 elastisite modülünde artış rapor edilmiştir(Ibrahim,1991).

Takviye malzemesinin yüksek fiyatından dolayı (660 \$/kg) üretim maliyetlerinin yüksekliği sürekli fiber takviyeli kompozitlerin uygulamasını pahalı hale getirmektedir. Fiber takviyeli kompozit malzemelerin tercih edilmesinin nedeni, kabul edilebilir miktarda ağırlık tasarruf değerlerine karşılık özelliklerindeki artış oranının yüksek olmasıdır. Geleneksel Al ve çelik gibi malzemelerle karşılaştırıldığında uzay-havacılık uygulamalarında Al kompozitlerin kullanımı ile yakıt tasarrufu sağlanır. Çizelge 2.7'de, sürekli fiber takviyeli Al matrisli kompozitlerin kullanım alanlarına yönelik, füze mermileri, savaş muharebe tankları, şase parçaları, zırh malzemeleri, dikilebilir ani saldırı köprüleri, uzay mekiği parçaları gibi örnekler verilmektedir. Çizelge 2.7' den de anlaşılacağı gibi partikül takviyeli metal matrisli kompozitlerin aksine yüksek maliyetli sürekli fiber takviyeli kompozitler, yüksek mukavemet ve termal direnci gerektiren, ancak maliyetin önemli olmadığı veya kaçınılmaz olarak katlanıldığı alanlarda (havacılık, ve uzay endüstrisi ile enerji sektöründe özellikle nükleer santrallerde) daha çok uygulama olanağı bulmaktadır(Eliasson,1995).

Çizelge 2.7. Sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin uzay-havacılık alanlarında uygulamaları.

FİBER/MATRİS	UYGULAMA ALANI
SiC kaplı B/Al	Türbin kanatları
C/Mg veya Mg alaşımı	Türbin fan kanatları, basınçlı kaplar, zırh levhaları
SiC/Be veya Ca, W, Mo, Fe, Co, Ni, Cr, Si, Cu, Mg ve Zr ile alaşımları	Nükleer endüstrisi ile havacılık ve uzay sanayinde
SiCw/7075 Al	Havacılık yapıların bağlantı elemanları (Mitsubishi Electronics)
B+Paslanmaz çelik; Borsik+Mo fiberleri/Al,Ti	Havacılık ve uzay endüstrisi
SiC/Ti veya Ti-3Al-2.5 V alaşımı	Kompresör kanatları, uçak kanat yüzeyleri
C/Si	Aşındırıcı malzemeler
C/Bronz	Yatak Malzemesi
C/Cu alaşımları	Yüksek mukavemetli ve elektrik iletkenliği yüksek malzemeler
Karbürler ile kaplı C/Ni veya alaşımı	Havacılık endüstrisi
Ta,Ti ve W'ın tek karbürleri/Al, Al-Si, Ag, Cu ve alaşımları	Sürtünme aşınmasına dayanıklı malzemeler
Al ₂ O ₃ /Al alaşımı	Helikopter dişli kutularında, roket ve helikopter parçaları
C/Al	Roket ve holikopter parçaları, füze ve roket tüpleri
SiC/ 6061 Al	Kompressor bıçakları, pervaneler
B fiber/Al alaşımı	Uzay mekiğinin gövdesini destekleyen krişler, jet motor pervaneleri

Bor fiber takviyeli Al alaşım matrisli kompozit malzemeden imal edilmiş krişler uzay mekiğinin gövdesini taşıması için geliştirilmiştir(Şekil 2.9). Ayrıca bor fiber takviyeli kompozitler, jet motorunun pervane bıçaklarında da kullanılmıştır. Pervanelere ve kompressör bıçaklarına bakıldığında, hafifliğin yanında yüksek elastisite modülü, sürtünme özellikleri, mukavemet ve erozyona karşı direnç önemlidir. Takviyesiz Al alaşımlarla karşılaştırıldığında özelliklerde iyileşme, sürekli fiberlerin yönlendirilmesini belirleyerek elde edilebilir. SiC fiber takviyeli 6061 Al alaşım matrisli kompozit malzemeler bu uygulamalar için kullanılmıştır. Titanyum esaslı kompressör bıçaklarla karşılaştırıldığında kompozit malzemeden üretilmiş bıçaklar daha yüksek hızlara ulaşma imkanı sunmuştur(Eliasson,1995). Sürekli grafit, fiber takviyeli Al alaşımları, yüksek sıcaklıkta özelliklerini koruyabilme kabiliyetine sahip oldukları için, füze yüzeyleri ve roket tüpleri gibi uygulamalar bu kompozitlerin ilgi alanına girmiştir(Eliasson,1995).

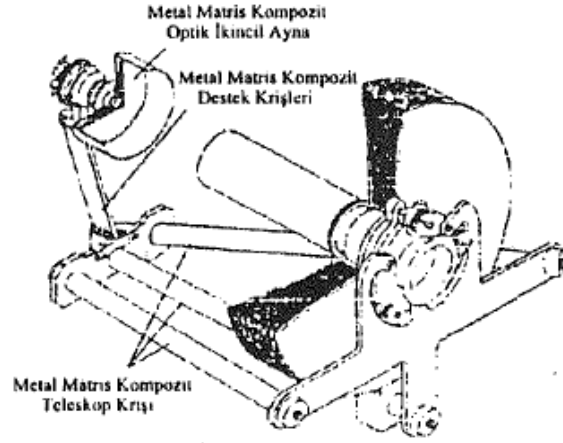


Şekil 2.9. Uzak mekiğinde Bor takviyeli Al matrisli, boru şekilli uçak gövdesi (struts) kirişleri(Eliasson,1995).

Uzak araçları ve yapıları ortam ve çalışma şartları gereği düşük ağırlığa, yüksek mukavemete, düşük ısı genleşme katsayısına, oksidasyona karşı dirence ve boyutsal kararlılığa sahip olması gereklidir. Bu nedenle titanyum ve titanyum aluminidlar gibi hafif ve yüksek sıcaklık alaşımlarına, yüksek mukavemetli ve yüksek elastisite modülüne sahip seramik veya grafit fiberleri katılarak elde edilen metal matrisli kompozitler uzak araçlarının karşılaşacağı sert ortamlara ve yüksek sıcaklıklara dayanma yeteneğine sahip olur. Bunun yanında uzak mekiklerinin gövdesini destekleyen kafes sistemi ile kirişlerde ve iniş takımı parçalarında kullanılan 242 adet tek yönlü bor-alüminyum kompozit, sağladığı ağırlık tasarrufuna ek olarak düşük ısı iletimine sahip olmasından dolayı araç gövdesindeki ısı akışını ve dolayısıyla ısı yalıtım gereksinimlerini azaltmış ve böylece araç içi hacminin büyümesine yol açmıştır(Ögel).

Havacılığa ait optik uygulama alanlarında partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemelere örnekler, metal ayna optikleri, uydu-güneş reflektörleri ve uçak panelleridir. Metal ayna optikleri ve uçak kanat panelleri için % 20-40 SiC takviyeli 6061 Al veya 2024 Al alaşım matrisli kompozitler kullanılmıştır. Partikül takviyeli kompozitlerin özelliklerinin izotrop olmasının yanı sıra ağırlıktan tasarruf, termal genleşme katsayısının düşük, termal iletkenlik katsayısının ve ısıyı dağıtma kabiliyetinin yüksek olması, bu uygulamalar için önemli olmaktadır. Takviye partikül hacim oranının artması ile termal genleşme katsayısı ihmal edilebilir bir seviyeye inmektedir. Metal ayna optiklerinde, termal çevrim sözkonusu olduğundan termal genleşme katsayısının düşük olması istenmektedir(Eliasson,1995). Akımsız Ni kaplamalarla karşılaştırıldığında bu tür uygulamalar için partikül takviyeli kompozitler

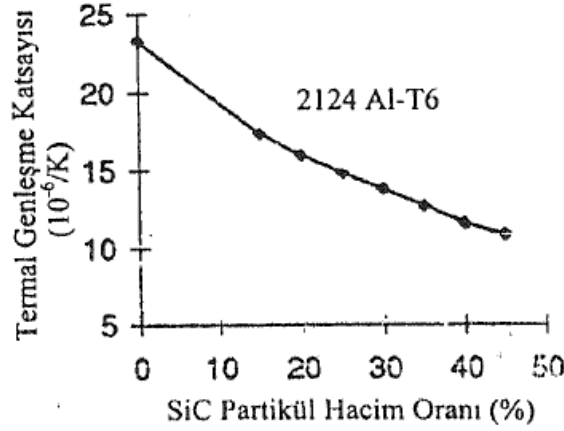
tercih edilmektedir. Ayrıca partikül takviyeli kompozitler boyutsal olarak kararlıdırlar. Kızıl ötesi aynalar ve ultra hafif uzay teleskopları (Şekil 2.10) gibi asm termal çevrim-mekanik şok şartları altında kullanılabilecek optik cihaz uygulamaları için metal matrisli kompozitler en uygun seçenek haline gelmiştir. Ayrıca düşük ısı genleşme katsayıları ile birlikte metal matrisli kompozitlerin mükemmel termal iletkenlikleri, geniş bir sıcaklık aralığında yansıtma yüzeylerinin boyutsal kararlılığı ve düzgünlüğüne yardımcı olmaktadır(Ögel).



Şekil 2.10. Teleskop (Eliasson,1995).

2.2.3 Diğer Uygulamalar

Elektronik uygulamalar için metal matrisli kompozitlerin geliştirilmesinde etkili olan önemli parametre, düşük yoğunluk ve ısı genleşme katsayısı, yüksek ısı iletimi ve yüksek elastisite modülüdür(Aghajanian,1994). Kompozitin termal genleşme katsayısı, takviye elemanının tipi ve miktarı ile değişim göstermektedir. Şekil 2.11, -51 ile 93 °C sıcaklık aralığında 2124 Al-T6 alaşımının termal genleşme katsayısına SiC içeriğinin etkisini göstermektedir. Metal matris kompozitlerin termal genleşme katsayıları takviye partikül hacim oranının artması ile azalmaktadır. Artan partikül içeriği ile termal genleşme katsayısı takviye elemanının yönlenmesine bağlı olarak farklılık göstermektedir(Eliasson,1995).



Şekil 2.11. 2124 Al (Al 4.4 Cu 1.5 Mg) alaşımı için SiC partikül hacim oranı ile termal genleşme katsayısının değişimi(Eliasson,1995).

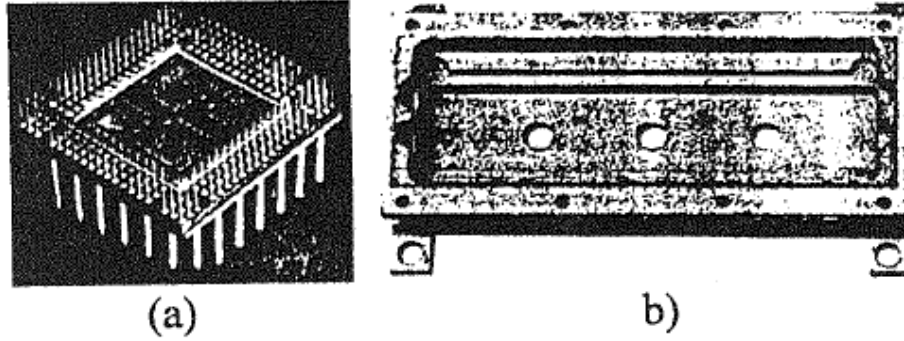
Kompozit malzemelerin termal genleşme katsayısındaki azalma oranı, takviye elemanının termal genleşme katsayısını düşüklük derecesine bağlıdır. SiC takviye elemanının termal genleşme katsayısı Al_2O_3 takviye elemanının termal genleşme katsayısından düşüktür. Düşük termal genleşme katsayısı özelliği, termal çevrime maruz kalan parçaların kullanım alanlarında önemlidir ve termal yorulma riski azalmış olmaktadır. Bununla birlikte, takviye elemanları çatlak başlangıcı için bir kaynak oluştururken, takviye elemanının ilavesi ile matris malzemesinin sünekliğinde hızlı bir düşme ve termal genleşmedeki farklılıktan dolayı takviye ve matris arasında iç gerilmeler meydana gelmekte iken kesin olarak kompozitin termal yorulma özelliklerinde iyileşme ve/veya yorulma riskinin azaldığını söylemek doğru olmamaktadır(Eliasson,1995).

Takviye elemanının termal genleşme katsayısı matriksinkinden daha düşük iken elastisite modülü büyüktür. Bu, üretimden sonra soğuma işleminin, matriste çekme gerilmelerine ve ilişkili olarak takviyede basma gerilmelerine yol açacağı anlamına gelmektedir.

Metal matris kompozitler, düşük termal genleşme katsayısı ve düşük yoğunluklarının yanında yüksek termal iletkenlik katsayısına sahiptirler. Bu özelliklerinden dolayı da parça uygulamalarında tercih edilmektedirler (Aghajanian,1994).

Mikrodalga ve elektronik devre (package) malzemelerinin (Şekil 2.12) maruz kaldığı, 65 ila 125°C arasında termal çevrim yüklemesi, parçaların hasarına sebep olabilir. Bu amaçlar için, SiC takviyeli 6061 Al matrisli kompozit malzemeler kullanılmıştır. Metal matris kompozit malzemelerin elektrik ve termal özellikleri matris malzemesine bağlıdır ve takviye hacim

oranı ile düşmemektedir.



Şekil 2.12 %65-78 SiCp takviyeli Al alaşım matrisli (a) Chip ve (b) mikrodalga paketleyicisi (Aghajanian,1994).

Mikrodalga devre sistemlerinde kullanılan kart malzemelerinin fonksiyonu, ısı yayan parçalardan ısının uzaklaştırılmasında etkili olmaktır. Aynı zamanda yüksek elastisite modülü ve çekme mukavemeti gereklidir. Aşırı sıcaklıklarda çalışmaya güvenilirliği için kart malzemesinin termal genleşme katsayısı, Al_2O_3 , Si ve GaAs gibi mikrodalga devre elemanlarının üretiminde kullanılan malzemelerin sahip olduğu termal genleşme katsayısı değerine yakın veya daha düşük olmalıdır (Zweben,1992). Termal çevrim sırasında parçaların bağlantı noktalarında termal genleşme katsayısının uyuşmaması nedeniyle çatlak veya yorulma hasarı oluşabilir, bu sebeple termal genleşme katsayısı önemli bir parametredir. Bu gereksinimleri karşılayan geleneksel bir çok metal, özellikle hafifliğin istendiği özellikle havacılık elektroniği uygulamalarında yüksek yoğunlukları nedeniyle elverişsizdir. Toz metalurjisi ile üretilen ve hacimce % 20-40 arasında SiCp takviyeli Al-Alaşım matrisli kompozitler, hafiflik, iyi ısıl genleşme katsayısı, ısı iletimi ve korozyon direnci gibi gereksinimleri karşılayan malzemeler olarak geliştirilmiştir (Eliasson,1995).

Son yıllarda elektronik sanayiinde süper iletken kablolarının yapımında metal matrisli kompozit malzemelerin kullanıldığı görülmektedir. Kırılgan bir yapıya sahip olan NbTi, V_3Ga gibi süper iletken bileşikler, 2,5 μm çapındaki tel haline getirildikten sonra 1500 adet tel sargısı olarak Ag veya bronz matris içerisinde gömülerek dış etkenlerden korunmaktadır.

Tenis racketleri, kayaklar, bisiklet çatısı (frame), tekerlek jantları ve golf sopası gibi sportif alanlarda da alüminyum matrisli kompozit malzemeler kullanılmıştır (Çizelge 2.8). Tüm bu uygulamalarda düşük ağırlık için yoğunluk ve aynı zamanda mukavemet için elastisite modülü önemli malzeme özellikleridir. Örnek olarak, grafit/epoksi racketlerle karşılaştırıldığında, ekstrüze edilmiş % 20 SiC partikül takviyeli 6061 Al alaşım matrisli

kompozit raketler, düşük maliyetlerde % 25 titreşim azalması ve mukavemet artışı sağlamıştır.

Çizelge 2.8. Partikül takviyeli kompozit malzemelerin spesifik uygulamaları (Eliasson,1995).

MALZEME	UYGULAMA
%20 SiC/6061 Al	Teniz Raketi
%10 Al₂O₃/7075 Al (Al4.5Zn1.4Mg0.45Mn)	Bisiklet Gövdesi
%20 SiC/Al9Si	Golf Sopası Başlıkları

3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

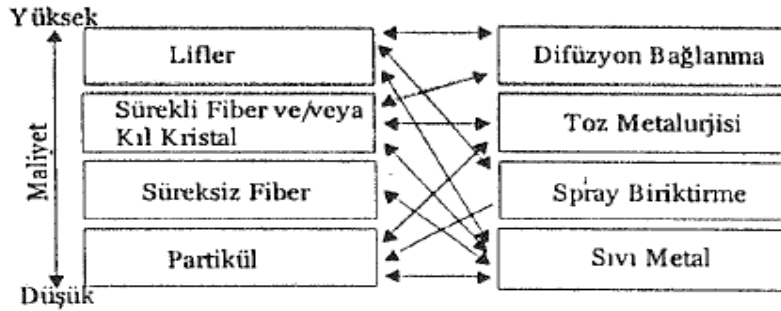
3.1 Giriş

Metal matrisli kompozit malzemeler, kullanılmakta olan geleneksel üretim yöntemleri ile kolay olarak üretilmemekte olup, kompozitlerin özelliklerini ve yapısını optimize etmek için çeşitli üretim teknikleri geliştirilmiştir.

Metal matrisli kompozit malzemeleri üretmek için kullanılan yöntemler, üretim süresince metal matrisin sıcaklığına bağlı olarak üç grupta sınıflandırılmaktadır (Huda,1994,Ibrahim,1991).

- 1- Sıvı-faz üretim yöntemleri
- 2- Katı-faz üretim yöntemleri
- 3- Çift-faz (sıvı/katı) üretim yöntemleri

Şekil 3.1, metal matris kompozit malzemelerin üretim yöntemlerinin göreceli maliyetlerini göstermektedir.

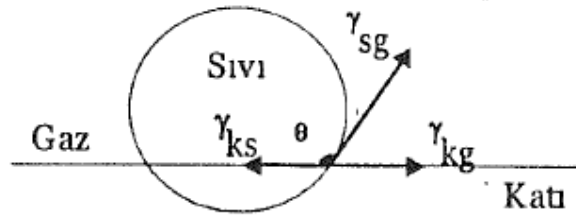


Şekil 3.1 Metal matris kompozit malzemelerin üretim yöntemlerinin göreceli maliyetlerinin karşılaştırılması (Rohadgi,1991).

3.2. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

Sıvı faz üretim yöntemleri, üretimin sıvı fazda gerçekleştiği yöntemlerdir. Sıvı faz proseslerinde, farklı ve uygun teknikler kullanılarak matrisin içine seramik partiküller ilave edilmektedir. Sıvı faz üretim yöntemlerinde sıvı metallerle (1000 mJ/m^2 kadar yüksek yüzey gerilimi ile) ilişkili olarak fiber veya partikülle takviye edilmiş kompozitleri üretmenin temel zorluğu, metal ve takviye fazı arasındaki zayıf ıslatma ve bağlanmadır. Bu, matris alaşımına

bağlı olarak, seramik takviyenin dikkatli seçimini gerektirmektedir. Metal matris ile takviyelerin ıslatma karakteristiğini belirlemek için kullanılan metod "hareketli damlacık" deneyidir. Sabit sıcaklık ve kontrollü atmosfer altında seramik takviye altlık yüzeyinde oluşturulan metal damlacığının yüzey gerilimi, damlacığının şeklinden hesaplanmakta ve arayüzey gerilimi (veya bağ mukavemeti), sıvının yüzey gerilimini aştığı zaman metal ve sıvı arasında ıslatma meydana gelmektedir. Herhangi bir sıvı faz, sistemin yüzey enerjisi tarafından izin verilen bir dereceye kadar katı fazı ıslatmaktadır. Sıvı ile bir katının ıslatılabilirliği, şekil 3.2' de gösterildiği gibi sıvı ile katının yüzey gerilimleri sonucu oluşan temas açısı θ ile tanımlanmaktadır (İbrahim,1991).



Şekil 3.2. Katı, sıvı ve gaz arasında oluşan yüzey gerilimlerini ve temas açısını gösteren şematik diyagram (İbrahim,1991).

$$W_i = \gamma_{sg} - \cos\theta = \gamma_{kg} - \gamma_{ks} \quad (3.1)$$

$$D_f = \gamma_{kg} - \gamma_{ks} \quad (3.2)$$

Burada $\cos\theta > 0$ ve $\theta < 90^\circ$ yani $\gamma_{kg} > \gamma_{ks}$ veya $W_i < 0$ ve $D_f > \gamma_{kg}$ iken sıvı katıyı ıslatmaktadır. Aksi durumda katı/sıvı arayüzeyi oluşturmak için fazladan iş gerekmektedir. ıslatmanın şiddeti, temas açısının büyüklüğünün yanında Denklem 3.4' ü kullanarak hesaplanan sıvı/gaz yüzey geriliminin büyüklükleri ile de ölçülmektedir. Denklem 3.4'de g yerçekim ivmesi, ρ sıvının yoğunluğu, d_m damlacığının maksimum çapı ve f geometrik faktördür (Pech-Canul,2009).

$$\gamma_{sg} = g\rho d_m^2/4 [(0,052/f) * 0,1227 + 0,0481f] \quad (3.4)$$

Sıvı metali çevreleyen oksit tabakası, arayüzey reaksiyonları, valans elektron konsantrasyonu, sıcaklık, zaman ve vakum gibi birçok karmaşık faktör, metal ile ıslatmayı karakterize etmek için hareketli damlacık deneyini etkilemektedir. Bununla birlikte metal-seramik sistemlerinde ıslatılabilirlik (İbrahim,1991);

- i. Katının yüzey enerjisini artırarak
- ii. Katı-sıvı yüzey enerjisini azaltarak
- iii. Sıvı metalin yüzey gerilimini azaltarak

iyileştirilmektedir. Pratikte bunlar sırasıyla, seramik partiküllere metalik kaplama uygulayarak, reaktif elementlerle metalik matrisi alaşımlandırarak ve seramik partiküle ısıtma işlemi uygulayarak başarılmaktadır (İbrahim,1991).

Islatma deneyi ve kompozit üretimi üzerinde etkili olan yöntemlerden biri, seramik takviye malzemesinin kaplanmasıdır. Islatılabilirliği artırmak için kullanılan kaplamalar iki grupta toplanmaktadır; matrisle reaksiyona giren metalik kaplamalar (Ni, Cu, Ag, Cr gibi), veya metal üzerindeki oksit tabakası (örneğin sıvı Al yüzeyinde oluşan Al_2O_3) ile reaksiyona giren (K_2ZrF_6 gibi) kaplamalardır. Sıvı metaller her zaman katı metalleri ıslatmakta ve intermetalik bileşiklerin oluşması durumunda ıslatma güçlenmektedir (Delennay,1987). Seramik takviye yüzeyine biriktirilen metalik kaplamalar, seramik-metal etkileşimini, metal-metal etkileşimine çevirmekte ve partikülün yüzey enerjisini azaltarak yüzeyi kaplanmış partiküllerin sıvı alaşım tarafından daha kolay ıslatılmasını sağlamaktadır, Yaygın olarak kullanılan metalik kaplama Ni' dir. Ni, kararlı intermetalik oluşturmak üzere Al ile reaksiyona girmektedir ($NiAl_3$, Ni_2Al_3 , v.b.). Böylece ıslatmanın artmasına rağmen . kompozitin mekanik özellikleri, bu bileşiklerin gevrek karakterinden dolayı bozulmaktadır (Delennay,1987). Metalik kaplama uygulaması Al_2O_3/Al kompozit sistemlerinde Ni veya TiN ile Al_2O_3 ' ü kaplayarak başarılı şekilde kullanılmıştır. İlave olarak metal ve grafit fiber arasındaki uyumluluğu ve bağlanmayı artırmak için fiberler üzerine ince bor ve titanyum tabakası kimyasal buhar biriktirme ile kaplanmıştır. Kaplanmış grafit fiberler, havaya maruz kaldıklarında titanyum-bor kaplaması hızlıca oksitlendiğinden kararsız hale geçmektedirler (Mortensen,1991). Bu nedenle Mg tarafından ıslatılan ve havada kararlı olan SiO_2 kaplaması, grafit fiberler için kullanılmıştır. Ayrıca basınçlı infiltrasyon yöntemi ile gerçekleştirilen üretilebilirlik ve ıslatılabilirlik deneylerinde SiC partikülün K_2ZrF_6 ile kaplanmasının olumlu sonuç verdiği belirtilmiştir (Delennay,1987).

Sıvı Al üzerinde alüminyum oksit tabakasının bulunması, deney süresince seramik altlıkla sıvı metalin temasını engellemektedir. Matris alaşımına Li, Mg, Na, Ca, Zr ve P gibi reaktif elementlerinin ilavesi, sıvı yüzey gerilimini düşürerek, sıvı-katı arayüzey enerjisini azaltarak veya arayüzeyde kimyasal reaksiyona sebep olarak metal-seramik sistemlerinin ıslatma karakteristiğini iyileştirmektedir. Al alaşımlarına Li ve Mg gibi oksijen için yüksek afiniteye

sahip olan elementlerin ilavesi ile sıvı metal yüzeyi üzerindeki oksit tabakası değiştirilmekle, sıvı metal/oksit arayüzey gerilimi düşürülmekte ve böylece bazı seramiklerin ıslatılması güçlendirilmektedir(Delennay,1987). Örneğin % 3 Mg'nin bulunması saf Al'nin yüzey gerilimini 0.760 N/m' den 0.620N/m' ye (Mg 'nin yüzey gerilimi 0.599 N/m) düşürmektedir. İlave edilen elementlerin arayüzeyde oluşturdukları aktiviteye örnek olarak Al_2O_3 ve MgO arasında meydana gelen kimyasal reaksiyon verilebilir; arayüzeyde $MgO.Al_2O_3$ spinelin oluşumu gibi intermetalik bileşikler ile arayüzey bağ mukavemeti güçlendirilebilmektedir(Ibrahim,1991). Alüminyum matrisli kompozitlerde çok sık olarak kullanılan Mg ilavesinin temel etkileri şu şekilde özetlenebilir;

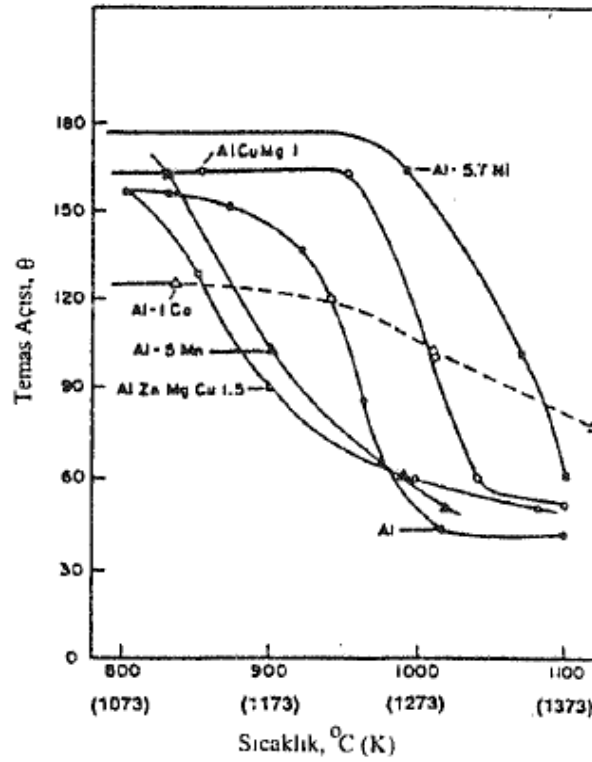
- (i) Takviye elemanının yüzeyindeki oksijenle reaksiyona girerek oksijeni temizlemek, gaz tabakasını inceltmek ve böylece ıslatmayı güçlendirmek ve aglomerasyon eğilimini azaltmak,
- (ii) Kompozit üretim sıcaklıklarında takviye elemanına bağlı oksidi azaltıp, termodinamik olarak kararlı oksit bileşiği ($MgAl_2O_4$) oluşturarak ıslatmaya yardım etmek ve,
- (iii) Örneğin Si gibi alaşım elementleri ile reaksiyona girerek kompozitte matrisin ısı işlem kabiliyetini iyileştirmek.

Matris ve takviye arasında oluşan kimyasal reaksiyonun ıslatmaya katkısı, Young denklemini matematiksel olarak modifiye ederek daha kolay gösterilmektedir(Pech-Canul,200). Denklem 3.5'de ΔFr reaksiyon serbest enerjisidir.

$$\gamma_{kg} = (\gamma_{ks} + \Delta Fr) = \gamma_{sg} \cos\theta \quad (3.5)$$

Seramik partikül yüzeyine adsorblanmış gazın (örneğin SiC partikülü yüzeyindeki SiO_2 ' nin) uzaklaştırılması için uygulanan yüzey ısı işlemi, metal matris kompozitlerde ıslatmayı güçlendirdiği için verimli olarak kullanılmaktadır. Ancak seramik partikül yüzeyinde SiO_2 bileşiği halinde oksijenin bulunması durumunda yüksek serbest enerjili metaller, yüzeyde kararlı oksit oluşturmaktadır. Bu kararlı oksit, arayüzeyde difüzyon bariyeri gibi davranarak ıslatmayı engelleyici bir etkide bulunur, ısı işlemin uygulanmasına alternatif olarak, sıvı metalin ultrasonik radyasyona tabi tutulması ile, seramik partikül yüzeylerine adsorblanmış gazın kısmen uzaklaştığı ve böylece ıslatmanın iyileştiği görülmüştür. Seramik takviye elemanını kaplama, metal matrisi alaşımlandırma, takviye. elemanına ısı işlem uygulanmasının yanında matris sıcaklığını artırarak da ıslatma iyileştirilmektedir. Şekil 3.3.' de alaşım elementinin ve sıcaklığın fonksiyonu olarak SiC takviye elemanı ile temas halinde

olan Al için ıslatma açısının değişim grafiği gösterilmektedir. Şekil 3.3.' den 900 °C ve 1000 °C arasında ıslatmamadan ıslatmaya doğru bir geçiş gözlenmektedir. Bu geçiş, ya pasif oksit filminin kırılması ya da alüminyum karbür oluşumu yada her ikisinin ard arda meydana gelmesinin sonucudur. Alaşım elementleri, geçişin meydana geldiği sıcaklık aralığını değiştirmektedir. Bunlara ilave olarak Al veya Mg ile infiltrasyon yöntemi için ıslatmayı artıran birçok model geliştirilmiştir (Mortensen,1991); (i) Sıvı sodyumla fibere ön işlem uygulanması (yalnızca Al_2O_3 ve karbon takviye elemanları için uygulanan bu proses, fiberleri 550 °C' de sıvı sodyuma daldırmak, 600 °C' de kalay-%2 Mg banyosuna ve sonra Al ergiyine daldırmaktan (Delennay,1987) ibarettir, (ii) suyu alınmış sodyum tetraborate ile SiC' e ön işlem uygulanması (iii) yüksek sıcaklıkta alkol veya organik solventlerden biri ile B_4C ' ye ön işlem uygulanması ve (iv) özellikle lanxide yönteminde birçok takviye elementlerin Al ile infiltrasyonu için oksijen içermeyen azot ilavesinin üretim sırasında yapılması.



Şekil 3.3. Temas açısına alaşım elementinin ve sıcaklığın etkisi (Maxwell,1990).

Arayüzeyde oluşan intermetalikler matris ve takviye arasında yük transferini kontrol ettiği için metal matris kompozit malzemelerin mekanik davranışında önemli olmaktadır. Arayüzey reaksiyonları metal matris kompozit malzemelerin yük taşıma kabiliyetini güçlendirmesinin ötesinde ıslatılabilirliğini iyileştirirken yüksek üretim sıcaklıklarında oluşan aşırı arayüzey

reaksiyonları kompozite zarar vermektedir. SiC/Al sistemlerinde Al_4C_3 ve Al_4SiC_4 gibi ara fazlar, sürekli tabaka veya kesikli bir tabaka oluşturur. Silisyum içermeyen alüminyum alaşımlarında SiC, termodinamik olarak matrisin ergime noktasının üzerinde kararsızdır ve Denklem 3.6 ile Denklem 3.7'de görüldüğü gibi reaksiyona girmektedir, SiC partikülün çözünmesi ile açığa çıkan C, Al ile reaksiyona girerek Al_4C_3 intermetalliğini meydana getirmektedir.



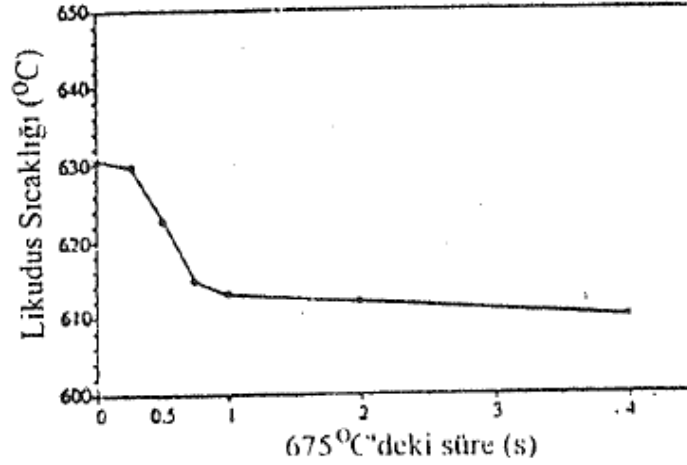
$$\Delta F_{1000K} = -51.3 \text{ kJ/mol}$$



SiC ve Al_4C_3 arasındaki bağlanma iyi olmasına rağmen, bu reaksiyon SiC takviye partikülün çözülmesine, pürüzlü yüzey oluşturmaktan dolayı gerilme yoğunlaşmasına sebep olup, kompozitin zayıflamasına ve ayrıca Al_4C_3 suda çözülebilir olduğundan korozyona duyarlılığın artmasına yol açmaktadır(Suery,1993). Örneğin grafit/Al veya SiC/Al sistemlerinde gevrek karakterde intermetalik Al_4C_3 bileşiği oluşumu ve büyümesi ile takviye elemanının bozulması meydana gelmiştir(Rohadgi,1991). Al_4C_3 kararsızdır ve alüminyum hidroksil oluşturmak için atmosferik nemle reaksiyona (Denklem 3.8) girmektedir.

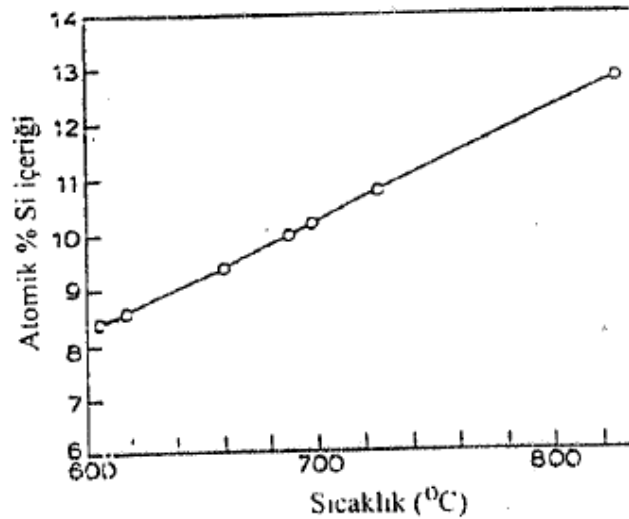


SiC' ün Al ile reaksiyonu, daha fazla alüminyum karbür oluşumunu engelleyecek olan matris alaşımındaki denge silisyum içeriğine ulaşana kadar devam etmektedir(Lloyd,1994). Reaksiyon ilerledikçe matrisin silisyum içeriği artmakta ve Al-Zn-Mg matrisli kompozitler (% 15 SiC/7075 Al) için Şekil 3.4.' de gösterildiği gibi metal matrisin ergime sıcaklığı düşmektedir. Rohadgi ve arkadaşları, Al_2O_3 /Al-1.8 Si kompozitlerinin akıcılığının, partikül hacim oranının artması ve takviye boyutunun azalması ile azaldığını göstermişlerdir. Sıvı Al alaşımının akıcılığının azalmasının sonucunda katılaşma süresi kısaltmakta ve vizkozite artmaktadır. Görüldüğü gibi, takviye ve matris arasında oluşan reaksiyon, matris alaşım metalurjisinde (matris alaşımının mukavemeti ve alaşımın ergime noktası gibi temel özelliklerini etkileyerek) değişikliklere de sebep olmaktadır(Lloyd,1994).



Şekil 3.4. % 15 SiC takviyeli 7075 Al matrisli kompozit için 765 °C'de zamanla ergime sıcaklığının düşmesi(Lloyd,1994).

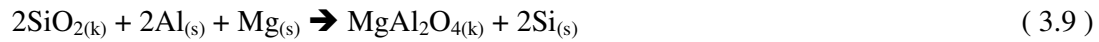
Al_4C_3 intermetaliklerinin oluşumu, 650 °C'nin üzerinde meydana gelmektedir. Alüminyum karbür oluşumu, ya 650 °C'den düşük sıcaklıklarda üretimin yapılmasıyla ya da yüksek silisyum içeren alüminyum alaşımlarının matris alaşımı olarak kullanılmasıyla(Ribes,1990) engellenmektedir. Şekil 3.5, termodinamik olarak Al_4C_3 oluşumunu engellemek için gerekli alaşımdaki denge Si içeriğini göstermektedir. Bunun yanında SiC yüzeyini oksitleyerek SiO_2 filmi oluşturmak ve/veya üretim/döküm sıcaklığını düşürmekte Al_4C_3 oluşumunu engellemektedir(Lloyd,1994).



Şekil 3.5. Alüminyum karbür oluşumunu önlemek için farklı sıcaklıklarda gerekli % Si (at.) içeriği(Lloyd,1994).

Şekil 3.5' den görüldüğü gibi, SiC/Al kompozitin üretim yöntemi sıvı metal ile takviye fazının uzun süre temasını gerektiriyorsa Al_4C_3 fazının oluşumunu engellemek için % 7 veya 8' den yüksek oranda Si içeren Al alaşımları matris alaşımı olarak seçilmelidir(Lloyd,1994). Katı durum pekiştirmesi kullanılan toz metalurjisi yönteminde solidüs sıcaklığının altında SiC kararlı olduğu için Al_4C_3 oluşumu gözlenmezken sıvı faz sinterlemede reaksiyon için bir potansiyel mevcuttur. Ribes ve arkadaşları(Ribes,1990), yarı-katı karıştırma yöntemi ile ürettikleri 6061 Al alaşım matrisli SiC takviyeli kompozitlerin yapısal incelemelerinde Al_4C_3 oluşumunu gözlemişlerdir. Bu çalışmada, takviye elemanın karıştırma sıcaklığı 600 °C ve döküm sıcaklığı ve süresi sırasıyla 700 °C ve 5 dakikadır. Al_4C_3 ' ün oluşum kinetiğine bakıldığında 714 °C' de 100 saat sonunda ancak 0.05 molar hacim oranında Al_4C_3 oluşabilmektedir(Ribes,1990). Bu durumda, döküm tekniklerinde Al_4C_3 oluşumunu engellemek için düşük sıcaklık ve süre seçilmelidir.

SiC/Al kompozit sisteminde katılaşma sırasında Al_4C_3 veya $MgAl_2O_4$ oluşumu sırasında yeterli miktarda açığa çıkan Si, Al-Mg (~ %1 Mg) alaşımlarında Mg ile Mg_2Si oluşturmak üzere reaksiyona girer(Ribes,1990). Mg içeriğinin artması, kaba Mg_2Si intermetalığının oluşumuna sebep olur. Partikül yüzeyinde oluşan Mg_2Si intermetalığı, kompozitin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Ancak arayüzey reaksiyonlarının oluşumu ile matristeki Mg içeriği azalmakta ve kompozitin çökeltme sertleşmesi kabiliyeti yok olmaktadır. Al-Mg alaşım matrisli ve oksidasyonla yüzeyinde SiO_2 tabakası bulunduran SiC takviyeli kompozit malzemelerde katılaşma sırasında takviye yüzeyinde intermetalığının oluşumu gözlenmiştir. SiO_2 tabakası içeren SiC yüzeyinde muhtemel $MgAl_2O_4$ oluşma reaksiyonları aşağıda verilmiştir ;



$$\Delta F = -442 \text{ kJ/mol}$$



$$\Delta F_{1273K} = -813 \text{ kJ/mol}$$



$$\Delta F_{1273K} = -256 \text{ kJ/mol}$$

Denklem 3.9, ara kademeler olmaksızın doğrudan MgAl_2O_4 oluşumunu vermektedir. Bununla birlikte Denklem 3.10 ve Denklem 3.11 sonucunda oluşan Al_2O_3 ve MgO yardımıyla MgAl_2O_4 spinelin oluşumu gözlenebilmektedir. Ancak MgO oluşum reaksiyonu yüksek Mg içeren alaşımlarda meydana gelmektedir(Cöcen,1997).

Al_2O_3 , Mg içermeyen Al alaşımlarında kararlı iken Al-Mg alaşımlarında ise Mg ile reaksiyona girmektedir(Ribes,1990).



$$\Delta F_{1000K} = -76,6 \text{ kJ/mol}$$

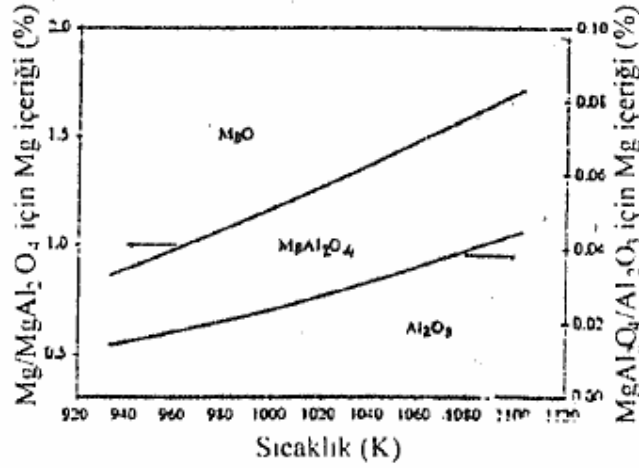


$$\Delta F_{1000K} = -47 \text{ kJ/mol}$$

Al ve Al_2O_3 arasında ıslatmayı artırıcı element olarak Mg' nin ilave edilmesi durumunda arayüzeyde oluşan MgAl_2O_4 tabakası Şekil 3.6' de gösterilmektedir(Ray,1993). Al-Mg alaşımlarında, sıvı Al içinde Mg ile Al_2O_3 takviyesi arasında meydana gelen reaksiyonla MgAl_2O_4 tabakasının oluşumu sonucu güçlü bağlanma sağlanmaktadır. Denklem 3.12 ve Denklem 3.13 için Al-Mg alaşımlarının aktivasyon katsayıları ve MgAl_2O_4 (veya MgO)' un oluşum serbest enerjilerine dayanarak Al_2O_3 - MgAl_2O_4 - MgO dengesi için bileşim/sıcaklık kararlılığı hesaplanmış ve Şekil 3.7' de gösterilmiştir(Lloyd,1994). Yüksek Mg seviyelerinde ve düşük sıcaklıklarda MgO oluşurken çok düşük Mg seviyelerinde spinel (MgAl_2O_4) meydana gelmektedir. Solidüs sıcaklığının altında kararlı olan SiC' ün aksine Al_2O_3 için katı durumda da arayüzey reaksiyonu devam edebilmektedir.



Şekil 3.6. Al-Mg alaşımlarında Al_2O_3 partiküllerin etrafında oluşan reaksiyon tabakası (Ray,1993).



Şekil 3.7. Al-Mg alaşımlarında Al-Mg oksitlerinin termodinamik kararlılığı(Lloyd,1994).

Matris ve Al_2O_3 takviye malzemesinin arayüzeyinde, MgAl_2O_4 fazının oluşumu, matris ve takviye arayüzeyinde kuvvetli bir bağlanma meydana getirmektedir. Yalnız arayüzeyde MgAl_2O_4 fazının oluşması, alaşım bileşiminin kontrolünün zorlaştığı, matristen Mg uzaklaşarak matrisin yaşlanma kabiliyetinin azaldığı, sıvı metalin viskozitesini artırdığı ve partikül/matris arayüzey mukavemetini azalttığı için istenmemektedir(Nair,1985). Bu nedenlerden dolayı matris ve takviye arayüzeyinde MgAl_2O_4 oluşumu kontrol edilmelidir. MgAl_2O_4 oluşumunu engellemek amacıyla yüksek Mg içeren (örneğin %7 Mg) matris alaşımları seçilmeli veya Al_2O_3 partiküllerinin Ni ve Cu gibi metallerle kaplanması gerekmektedir; fakat çoğu zaman bu kaplamalar Al içinde kolaylıkla çözülmekte ve matrisin sünekliğini azaltan gevrek intermetalik bileşikler oluşturmaktadır (Ray,1993). Bu nedenle sıçratma ve sol-gel (Ray,1993) gibi teknikler kullanılarak seramik kaplama yapılmaktadır, fakat bu, takviyenin maliyetini artırmaktadır.

Al matrise B_4C takviye edildiğinde 700 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda, alüminyum borür (AlB_2) ve Al_3BC fazının oluşumu meydana gelmektedir(Suery,1993). Sıvı Al matrise TiC partiküllerinin takviye edilmesi durumunda 750 °C'nin altında;



Şeklinde bir reaksiyonun olduğu rapor edilmiştir(Ray,1993). Ayrıca TiC, oksijenle reaksiyona girerek TiO_2 oluşturur, sonra 725°C' de;



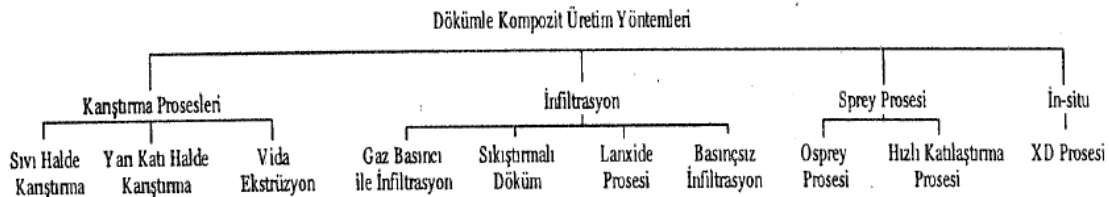
Reaksiyonuna göre Al_3Ti meydana gelmektedir.

Metal matrisli kompozitlerde arayüzey reaksiyonlarının şiddeti ve bulunma olasılığının tayini için birçok analitik teknikler kullanılmıştır. Örneğin SiC/Al kompozit sistemlerinde, arayüzey reaksiyonlarının bulunup bulunmadığı aşağıdaki teknikler kullanılarak belirlenmektedir;

- Al_4C_3 , Si veya Mg piklerinin şiddetine göre
- Seramik-matris tabakasının kalınlığına göre
- Diferansiyel tarama Kalorimetri cihazı ile sıvı sıcaklıklarındaki değişikliklerine göre. Bu yaklaşım, alaşımda Si' nin çözülme derecesi ile orantılı olarak sıvı sıcaklığının düşmesi prensibine dayanmaktadır
- Taramalı Auger mikroskobu (AES) veya TEM ile SiC matris arayüzeyinde Al, Si ve C' un şiddetine göre
- X ray enerji dispersiyon analizi (STEM, EDAX) yapan taramalı elektron mikroskobu ile SiC arayüzeyinde Al, Si veya Mg'nin göreceli konsantrasyonuna göre(Lloyd,1994).

Sonuç olarak seramik partiküllerin ilave edilmesi veya reddedilmesi, sıvı metali ıslatmaya yardım edici elementlerin ilavesine, karıştırma öncesi seramik partiküllerin kaplanmasına veya ısıtma işlem uygulanmasına bağlı olmaktadır. İyi ıslanma, sonuç kompozitte takviye ile matris arasında bağ mukavemetini güçlendirmektedir(Delennay,1987).

Sıvı faz üretim yöntemleri, geleneksel döküm, sıvı metal/seramik partikül karıştırma, sıkıştırma döküm, basınçlı infiltrasyon eriyik oksidasyon yöntemi, ve XD™ yöntemleridir. Şekil 3.8, dökümle kompozit malzeme üretim yöntemlerini şematik olarak göstermektedir.



Şekil 3.8. Dökümle metal matris üretim yöntemleri (Ray,1993).

Basınç etkisi ile sıvı metal infiltrasyon yöntemi, azalan basınç sırasına göre sıkıştırılmalı döküm, gaz basıncı ile infiltrasyon ve lanxide prosesi olarak sıralanmaktadır.

3.2.1. Döküm (Gravity Döküm) Yöntemleri

Kuma döküm, metal kalıba döküm ve santrifüj döküm gibi geleneksel üretim yöntemleri, metal matris kompozit malzemelerin üretiminde kullanılmıştır(Eliasson,1995). Metal matrisli kompozitlerin dökümü, geniş yelpazede malzeme ve proses seçimi sunan ve göreceli olarak ucuz olduğu için çekici bir üretim yöntemidir. Örneğin partikül içeren sıvı halde kompozitin santrifüj dökümü, katılaştıran malzemede partikülce zengin ve partikülce fakir bölge olmak üzere iki farklı bölgenin oluşumuna sebep olmaktadır; partiküller, sıvıdan daha hafif ise içteki, daha yoğun ise daha dıştaki bölge partikülce zengindir. Partikülce zengin bölgenin kalınlığı, dönme hızının ve döküm sıcaklığının artması ile azalmaktadır. Metal matrisli kompozit malzeme üretiminde kullanılan metalik kalıba döküm yönteminde karşılaşılan yüksek katılaşma hızları, metal matriste partiküllerin homojen dağılımını sağlamaktadır. Katılaşma hızlarının çok düşük olduğu kum kalıba döküm yönteminde ısılatmama problemlerinden dolayı partiküller yüzeyde yüzmekte veya topaklanmaktadır.

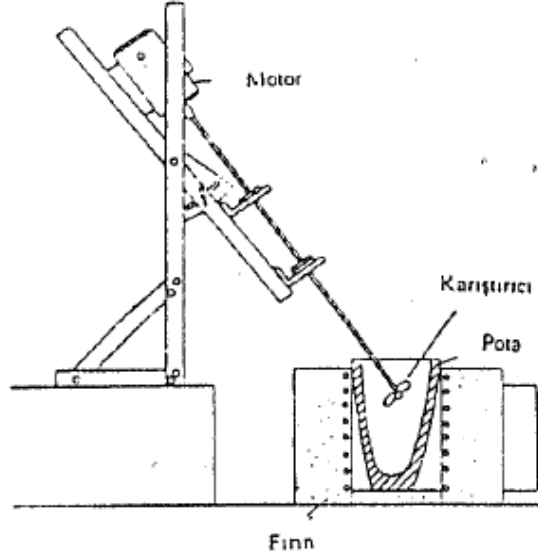
Çoğu durumda, takviye ile sıvı metalin kimyasal etkileşimini önlemek veya takviye malzemesinin sıvı metal tarafından ısıtılmasını sağlamak için özel prosedürler kullanılmaktadır(Eliasson,1995).

3.2.2. Sıvı Metal/Seramik Takviye Karıştırma (Vortex, stir cast)

Sıvı metalin içine seramik partikül takviyeyi karıştırmak için bir çok yaklaşım kullanılmıştır. Bunlar;

- İnert taşıyıcı gazda sıkışmış tozların, enjeksiyon tabancası kullanarak sıvı içine ilavesi.
- Sıvı metal kalıbı doldururken partiküllerin sıvı içine ilavesi.
- Sıvı metalin mekanik karıştırılması ile oluşturulan vorteksin ortasından sıvı metalin içine partiküllerin ilavesi.
- Sıvı metalin karıştırılması sırasında sıvının içine küçük briketlerin (partikül ve matris alaşım tozlarının presle kompaktlanması sonucu oluşan kompakt) ilavesi.
- İleri geri hareket eden çubuklar yardımı ile partiküllerin sıvı içine girmesi için kuvvet uygulamak.
- Santrifüj hareketle sıvı içine ince partiküllerin dispersiyonu.
- Sıvı metal ultrasonla sürekli titreşirken seramik partiküllerin sıvı içine ilave edilmesi.

- Elektromagnetik olarak karıştırılan sıvıya partiküllerin ilavesi. Elektromagnetik karıştırma ile sağlanan türbülans akış, uniform dağılım elde etmek için kullanılmaktadır.
- Sıfır yer çekimi işlemi ile partiküllerin sıvı içine ilavesi (sıfır yerçekimi, uzun zaman periyodunda yüksek sıcaklıkları ve ultra yüksek vakumun birlikte kullanımından ibarettir(Srivatsan,1991).



Şekil 3.9. Sıvı metal/seramik partikül karıştırma (Vorteks) yönteminin şematik gösterimi(Ray,1993).

Yukarıdaki tekniklerin tümünde, sıvı içinde homojen seramik partikül karışımını oluşturmak ve ıslatılamayan seramik fazı sıvı içine ilave etmek için dış kuvvet kullanılmıştır(Rohadgi,1991). Surappa ve Rohatgi' nin ortaya koyduğu ilk karıştırma metodunda, pervanelerle sıvı metalde oluşturulan girdabın kenarından seramik partiküller ilave edilmiştir. Sıvı metal karıştırma metodu, maliyeti düşürdüğü ve geleneksel metal üretim ekipmanlarının kullanımına izin verdiği için ilgi çekmiştir. Sıvı metal/seramik partikül karıştırma (Vorteks) yöntemi ile kompozit malzeme üretiminde kullanılan bir düzenek Şekil 3.9' da gösterilmiştir.

Sıvı metal/seramik partikül karıştırma yönteminde mekanik karıştırıcı aksamı ve bir bekletme fırını kullanılmaktadır. Matris alaşımı bir pota içerisinde ergitilmekte ve mekanik karıştırma işlemi Özel olarak dizayn edilmiş bir pervane yardımıyla yapılmaktadır. Düşeyle 30-35 derece açı yapan kanştıncı pervane sıvı metale daldırılır. Yeterli girdap elde edildiğinde

önceden hazırlanmış partikül şeklindeki takviye malzemesi, girdabın tam ortasına belli bir besleme hızı ile kontrollü olarak verilir. Sıvı metale partikül şeklindeki takviye malzemesinin ilave işlemi bittikten sonra karıştırmaya devam edilir ve partiküllerin homojen bir şekilde sıvı metal içerisinde dağıtılması sağlanır(Pai,1995). Hazırlanan homojen sıvı-partikül karışımı, gravity döküm, basınçlı veya sıkıştırılmalı döküm gibi geleneksel ya da sprey biriktirme gibi ileri üretim teknikleri ile dökülmektedir. Döküm tekniğinin ve kalıp konfigürasyonunun seçimi kompozit malzemenin kalitesini kontrol etmektedir(Rohadgi,1991).

Sıvı metal/seramik partikül karıştırma yönteminde homojen bir partikül dağılımı sağlamak amacıyla aşağıdaki proses parametrelerin kontrol edilmesi gerekmektedir(Rohadgi,1991)

- Sıvı metalin bileşimi, sıcaklığı, soğutma hızı ve bileşimi
- Katılaştıran sıvının viskozitesi
- Karıştırıcının boyutu
- Karıştırma süresi
- Karıştırıcının pozisyonu (derinliği ve eğimi)
- Karıştırma hızı
- Partiküllerin ve ergiyin özgül yoğunluğu
- İlave edilen partiküllerin boyutu ve miktarı
- Katılma süresince herhangi bir dış kuvvetin varlığı
- Son karıştırma işlemi ile döküm arasında geçen süre
- Kalıp malzemesinin özellikleri ve kalıp sıcaklığı.

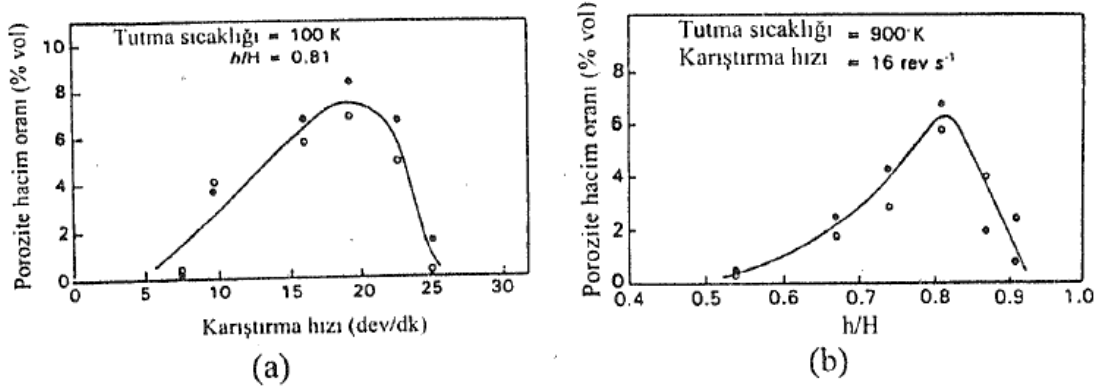
Metal matris ve takviye malzemesi arasında kuvvetli bağların meydana gelmesi için, sıvı metal/seramik takviye karıştırma yönteminde yüksek üretim sıcaklığı, Al_2O_3/Al sistemi için $T > 900\text{ }^{\circ}C$, sıvı metali alaşımlandırma işleminin özellikle sıvı alüminyum matris ve seramik arasında ıslatmayı artırmak için yeni bir faz oluşturmak üzere takviye elemanları ile reaksiyona giren Mg, Ca, Na, Pb, Ti ve Li gibi yüzey aktif elementlerin ilavesi ve seramik partiküllerin metal ile kaplanması(Lloyd,1994), takviye yüzeyinde oksitlenmiş gazların giderilmesi için ısıtıl işlem uygulanması (böylece SiC yüzeyinde seçici olarak SiO oluşumu ile ıslatma kolaylaştırılır) gerekmektedir. Sukumaran ve arkadaşları(Sukumaran,1995), sıvı metal/takviye karıştırma ile kompozit üretiminde optimum %1 Mg ilavesi ile homojen takviye dağılımı ve düşük porozite elde edildiğini rapor etmişlerdir. Bununla birlikte proses büyük seramik partiküllerin kullanımı

(>50 μm) ve düşük partikül hacim oranları ile (< % 10) kısıtlanmaktadır(Lloyd,1994). Kompozit üretimi süresince iyi bir ıslatmanın başarılması için metal matris ve takviye partikülleri arasındaki izin verilen reaksiyon, takviye malzemesinin özelliklerini bozmamalıdır. Üretim süresince karıştırma, arayüzeyde adsorbe olmuş tabakaların ve meydana gelen oksit filmlerin parçalanmasını sağlayarak arayüzey bağlanmasını kolaylaştırmaktadır (Srivatsan,1991).

Son zamanlarda, mekanik karıştırma işlemi sırasında oluşan girdabın zararlı etkisinden sakınmak için, magnetohidrodinamik karıştırma koşulları altında sıvı metale partikül takviye elemanının ilavesini ve ardından metalik kalıba dökümü içeren prosesler geliştirilmiştir(Ray,1993).

Karıştırma işleminin en büyük dezavantajı; çekilmeden kaynaklanan poroziteden ayrı olarak karıştırma ile oluşturulan girdabın takviye elemanları ile birlikte hava kabarcıklarının sıvı içine girmesi ile sıvı metalin gaz içeriğinin artması ve bu nedenle de üretilen kompozit malzemelerin poroziteli olmasıdır. Partikül takviyeli kompozitlerin mekanik özellikleri porozitenin bulunmasından etkilenmektedir. Porozitenin etrafında homojen olmayan gerilme dağılımının oluşumu kompozitin hasara uğramasına neden olmaktadır. Karıştırma prosesinde poroziteyi azaltmak için kullanılan yaklaşımlar şunlardır(Ray,1993):

- (i) Çevreyi kontrol etmek (vakum uygulamak v.b.)
- (ii) Özel karıştırıcı dizaynı ve girdap oluşumunu bozan parçaların kullanımı
- (iii) Karıştırıcı hızı, boyutu ve sıvı içindeki pozisyonu (Şekil 3.10)
- (iv) Partiküllere ısıtma işlemi uygulama gibi üretim parametrelerinin düzenlenmesidir.

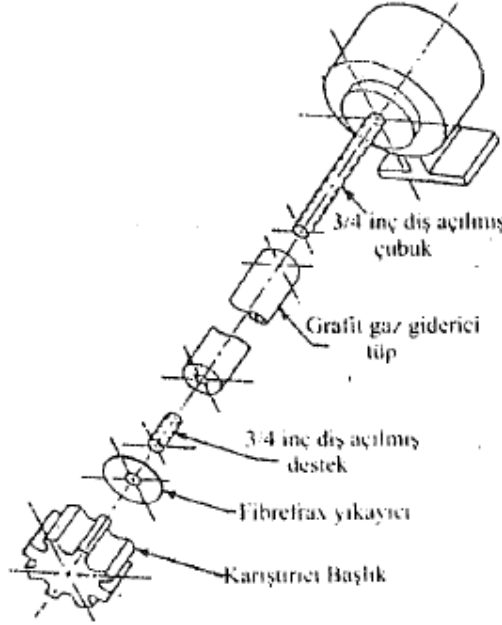


Şekil 3.10. (a) Karıştırma hızı ve (b) kanştırıcı pozisyonuna göre Al_2O_3/Al kompozitte porozitenin değişimi. (o) dökümün üst kısmı, (•) dökümün alt kısmı, d karıştırıcı çapı, D pota çapı ($d/D=0.63$), h üstten doğru sıvı içinde karıştırıcının pozisyonu ve H pota içinde sıvı metal yüksekliği(Ray,1993).

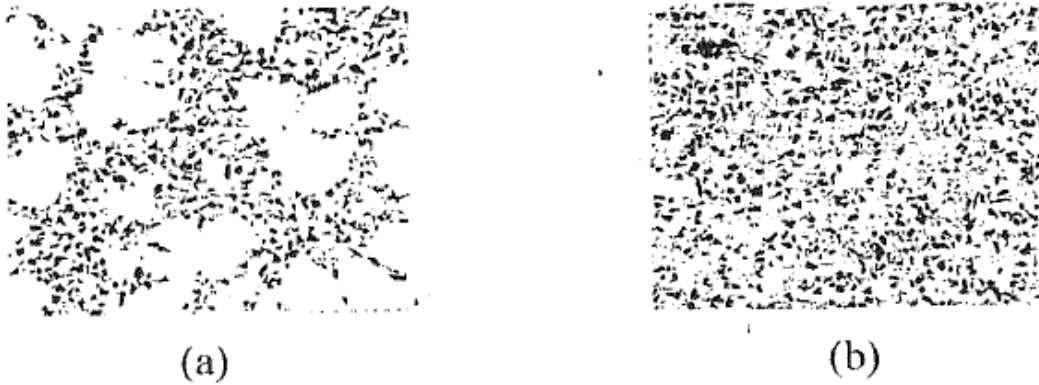
Duralcan, SiC/Al kompozitte poroziteyi azaltmak için sıvı alaşım ile partikülü karıştırırken vakum ve inert gaz atmosferi uygulamıştır. Karıştırma işleminin vakum altında ve pota yüzeyine argon ve/veya azot gazlarının üflenmesi gibi kontrollü atmosferde yapılması, sıvı metal/seramik takviye karıştırma yöntemine ekstra bir maliyet getirmektedir. Duralcan, özel karıştırıcı dizaynı ile porozite oluşumunu engellemiştir (Şekil 3.11). Düşük poroziteli kompozit üretmek için uygulanan prosesinde, pota dibine yerleştirilen preform üzerine sıvı metal dökülerek hava ile temas engellenmiş ve sisteme vakum uygulandıktan sonra sıvı metal içindeki partikülü dağıtmak üzere karıştırma işlemine başlanmıştır. Altta kalan partikülleri yukarı kaldırmak için yüksek karıştırma hızına ve süresine gerek duyulmuştur. Bundan dolayı oluşacak aşırı girdap hava kabarcığının emilme hızının artmasına sebep olmuştur. Bu nedenle prosesinde girdap oluşumunu engelleyici parçalar kullanılmıştır(Ray,1993).

Sıvı metal karıştırma yöntemi ile üretilen kompozitlerde partikülün dağılımı karmaşıktır. Çünkü üretimin her aşamasında, karıştırma sırasında, karıştırma sonrası ve katılaşma öncesi, takviye partikülleri matris alaşımı içerisinde farklı dağılımlar göstermektedir. Partikül segregasyonu, takviye elemanının sıvı içinde homojen olarak dağıtılamamasından kaynaklanmaktadır. Karıştırmadan sonra-katılaşmadan önce graviteden dolayı partiküller topaklanır ve çöker. Bu yöntemde, kanştırıcının yeteri kadar partikül topaklarını kıramaması halinde döküm ingot yapısında partikül segregasyonu gözlenir. Partiküllerin yüksek hacim oranı ve büyük boyutu topaklanmayı engeller. Takviye partiküllerinin çökme hızı partikül yoğunluğuna, partikül boyutuna ve partikül şekline bağlıdır(Lloyd,1994). Katılaşma

sırasında partikül segregasyonu, bir ihtimalle, dentritlerin partikülü en son katılaşılan dentridler arasındaki bölgeye iterek ve/veya ilerleyen katı/sıvı sınırı arasında partikülün toplanmasından kaynaklanmaktadır(Ray,1993). Partikül dağılımı katılaşma hızından etkilenmektedir (Şekil 3.12). Ekstrüzyon haddeleme gibi plastik şekil verme prosesleri yapıyı homojen haline getirir ve ilk ürünlerdeki partikül homojensizliğinin minimuma indirilmesi ve optimum özelliklerin eldesi için önemlidir(Lloyd,1994).



Şekil 3.11. Oluklu karıştırıcı dizaynı(Ray,1993).



Şekil 3.12. Partikül dağılımına katılaşma koşullarının etkisi (a) düşük katılaşma (hassas döküm) hızı, (b) yüksek katılaşma (basınçlı kalıba döküm) hızı(Lloyd,1994).

Partikül takviyeli kompozit malzemelerin girdap oluşturma yöntemi ile üretimi, oldukça yaygın olarak kullanılmasına rağmen bu üretim yönteminde karşılaşılan zorluklar özet olarak aşağıda sıralanmaktadır.

- Mekanik karıştırma süresince seramik partiküllerin birbirlerine yapışması yani aglomerasyonu
- Seramik partiküllerin pota dibine çökmesi
- Metal matris içerisinde ikinci fazların segregasyonu
- Aşırı arayüzey reaksiyonları
- Mekanik karıştırma süresince seramik partiküllerin kırılması

Döküm yoluyla üretilen kompozitte porozite takviyeden uzakta veya takviye ile matris sınırında oluşmaktadır. Düşük yüklerde matristen partiküllerin ayrılmasına yardımcı olduğu için arayüzeydeki porozite istenmemektedir. Kompozitte, katılaşma süresince takviye elemanının yüzeyinde heterojen olarak gazın çekirdeklenmesi veya takviyenin sıvı alaşım içine ilave edilmesi için gerçekleştirilen karıştırma ile oluşan girdabın neden olduğu kabarcıklara tutunan takviyenin emilmesi ile arayüzey porozitesi oluşmaktadır(Ray,1993).

Karıştırma yöntemi, Alcan alüminyum şirketinin sahip olduğu Duralcan prosesleri ile büyük başarıya ulaşmıştır. Duralcan prosesi, 10 µm veya daha büyük kaplanmış seramik partikülleri kullanmakta, geleneksel Al alaşımlarına uygulanabilmekte ve % 25 seviyesine kadar takviye hacim oranı içeren kompozitler üretmektedir(Lloyd,1994).

Dow laboratuvarları, Mg matrisli kompozitlerin üretimi için, geleneksel polimer üretiminde kullanılan vida tipi ekstrüzyon cihazından (Şekil 3.13) yararlanmıştır. Burada Mg plakeleri ve takviye tozları huniden beslenmekte ve vida hem viskozite pompası hem de karıştırıcı olarak davranmaktadır. 580 °C' de partikül ve alaşım karışımı, son ürün şeklinde kompozit parça dökümü için silindir kovanın çıkış ucunda kalıba beslenmektedir. Proses, alaşım matrisli kompozit üretimi için geliştirilmiştir(Ray,1993).

Sıkıştırılmalı dökümle üretilen kompozitlerin kalitesini etkileyen önemli proses değişkenleri kalıp ön ısıtma sıcaklığı, takviye fazının sıcaklığı, sıvı sıcaklığı, uygulanan basıncın süresi ve şiddeti, preformda partiküllerin paketlenme yoğunluğudur(Huda,1995). Uygulanan yüksek basınç, sıvı metalin takviye elemanını (fiber, kılcal kristal veya partikül) ıslatmasını sağlamakta, arayüzey reaksiyon oluşumunu engellemekte ve preformun içine akarak porozite oluşumuna izin vermeden tam olarak doldurması için sıvı metale kuvvet uygulamaktadır. Böylece eşit hacim oranında takviye elemanı içeren kompozitlerden sıkıştırılmalı dökümle üretilen kompozitin mukavemeti daha yüksek olmaktadır. Fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerin üretimi sırasında mekanik işlem kullanan yöntemler, seramik fiberlerin verimsiz kullanımına ve aşırı fiber kırılmasına sebep olduğundan sıkıştırılmalı döküm yöntemi, son ürün şeklinde kompozit malzemenin üretimine imkan verdiği için ilgiyi üzerinde toplamıştır(Huda,1995,Eliasson,1995).

3.2.4. Basıncılı İnfiltrasyon Yöntemi

Basıncılı infiltrasyon yönteminde, sıkıştırılmalı dökümden farklı olarak, sıvı alaşım, kuru ve/veya yaş yöntemle hazırlanmış gözenekli bir preform içerisine, sıkıştırılmış inert bir gazın uyguladığı basınç yardımıyla infiltre edilmektedir(İbrahim,1991). Poroz ortam içine sıvının kendiliğinden infiltrasyonu, sıvı katıyı ıslattığında meydana gelmektedir. Aksi takdirde, dış basınç uygulanmalıdır. Sabit basınç altında yapılan infiltrasyon deneylerinde, basınç, seçilen değere kadar yavaş olarak yükseltilmekte, belirli bir zaman periyodunda (ki bu infiltrasyon süresi olarak tanımlanır) sabit tutulmakta ve son olarak aniden atmosferik basınca düşürülmektedir(Garcia,1999). Basıncılı infiltrasyon yönteminin avantajı, yüksek hacim oranında seramik takviyeli kompozitlerin üretilmesidir(Lloyd,1994). Basıncılı infiltrasyon yöntemi, Al/Al₂O₃ kısa fiber kompozit malzemelerden ticari olarak TOYOTA dizel motor pistonlarının üretiminde kullanılmıştır.

Basıncılı infiltrasyon yönteminin başlıca dezavantajı, sıvı metal ile takviye malzemesi arasında oluşan istenmeyen arayüzey reaksiyonları, daha ağır ekipman ve alete ihtiyaç duyulmasıdır. Bununla birlikte, sıvı Al' nin takviye elemanını ıslatmadığı durumlar için basıncılı infiltrasyonun bazı önemli avantajları vardır;

- Basınç, infiltrasyonu hızlandırmakta, böylece daha kısa üretim süresi sağlanmakta ve takviye elemanı ile matrisin kimyasal etkileşimini azaltmaktadır.

- Matris likudus sıcaklığının hemen altındaki sıcaklıklarda da preformun infiltrasyonunu sağlamaktadır; böylece düşük sıcaklıklarda infiltrasyon gerçekleştiğinden matris ve takviye elemanı arasında kimyasal etkileşim daha fazla engellenmektedir.
- Matris katılaşma boşluklarını beslemek için preform içine sıvı akışını yönlendirmektedir.
- Katılaşma süresince dökümden ısı akış hızını artırmaktadır.

İnfiltrasyon prosesini etkileyen faktörler;

- (i) Partikül (ortalama çapı, boyut dağılımı, şekli ve hacim oranı),
- (ii) Sıvı metal (bileşimi, yüzey gerilimi ve viskozitesi),
- (iii) Sıvı/katı arayüzeyi (temas açısı, arayüzey reaksiyonları vb) ve
- (v) Deneysel koşullar (uygulanan basınç ve sabit basınç altında kalan süre ve infiltrasyonun gerçekleştiği atmosfer)

olmak üzere dört grup altında toplanmaktadır(Srivatsan,1991).

İnfiltrasyon prosesini karakterize etmek için kullanılan ölçülebilir değer, belirli basınç ve infiltrasyon süresinde elde edilen infiltrasyon yüksekliğidir. Sabit infiltrasyon süresinde infiltrasyon yüksekliği ile infiltrasyon basıncının değişim grafiği, infiltrasyonun başlangıcı için gerekli eşik basıncının bulunmasına yardımcı olmaktadır. Diğer yandan, sabit infiltrasyon basıncında infiltrasyon süresi ile infiltrasyon yüksekliğinin değişim grafiği infiltrasyon kinetiği hakkında bilgi vermektedir(Garcia,1999).

Yaygın olarak, ticari saflıkta metaller ve alaşımlar basınçlı infiltrasyon deneylerinde matris malzemesi olarak kullanılmaktadır. Yoğun bir şekilde incelenen saf metaller, alüminyum, gümüş, kalay ve çinkodur. Bu metallerin sıvı durumdaki fiziksel özellikleri Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Basıncılı infiltrasyon incelemelerinde yaygın olarak kullanılan bazı saf metallerin fiziksel özellikleri(Garcia,1999).

Malzme	Ergime sıcaklığı, T _m , (K)	Yoğunluk (kg/cm ³)	Sıvı-buhar yüzey gerilimi, γ_{lv} , (mN/m)	Viskozite, μ , (mNsm ²)
Al	933	2.385	863	0.149
Ag	1234	9.346	903	0.453
Sn	505	7.000	544	0.538
Zn	692	6.575	782	0.413

Basıncılı infiltrasyon deneylerinde SiC, Al₂O₃, TiC ve B₄C partikülleri yaygın olarak kullanılmıştır. Seramik partiküllerin karakterizasyonu;

- (i) Şekil, ortalama çap ve boyut dağılım aralığı gibi morfolojik karakteristikler
ve
- (ii) Partiküllerin yüzey koşulu, özellikle pürüzlülüğü ve kimyasal bileşim (içerdiği organik atıklar gibi) olmak üzere iki farklı özellik için yapılmaktadır(Garcia,1999).

Boyut dağılımı, lazer ışık yayma yöntemi ile analiz edilmektedir. Partikül boyut dağılımının karakterizasyonu için uygun parametre Denklem 3.16 ile verilmektedir(Garcia,1999);

$$\text{Partikül Dağılım Aralığı, } D(x) = [D(90) - D(10)] / D(50) \quad (3.16)$$

Buradaki D(x), partiküllerin % x'inin bulunduğu ortalama çaptır. Çizelge 3.2' den gösterildiği gibi literatürde partikül boyut dağılım aralığı, 0.8 ile 1.5 arasında değişmiştir.

Partiküllerin yüzey alanı değerleri lazer yayma ve Brunauer, Emmett ve Teller (BET) yöntemi ile belirlenmektedir. Partiküllerin spesifik yüzey alanları ticari araçlar tarafından verilmektedir.

Takviye partikül ortalama boyutu ve şekil faktörü, basıncılı infiltrasyon deneylerini etkileyen önemli bir faktördür. Partikül şekil, maksimum/minimum çap oranı ile karakterize edilmiştir. Bu değer, image analiz yöntemini kullanan modern ekipmanlarla kolaylıkla belirlenebilmektedir(Maxwell,1990).

Birçok deneysel yöntemler, partikülün şeklini karakterize etmek için kullanılmıştır. Morfolojik karakteristikler, optik veya elektron probe analiz cihazı ile yapılabilmektedir. Diğer yandan kimyasal bileşim, Fourier transform infrared spektroskopisi (FTIR) ve termal programlı reaksiyonlar (TPR), termal programlı desorpsiyonlar (TPD), ve termal gravimetri (TG) gibi

termal teknikler ile yapılmaktadır. Bu teknikler partikül yüzeyinin kirlenme derecesini ve SiC veya TiC gibi partiküllerde oksidasyon derecesini değerlendirmek için yaygın olarak kullanılmaktadır. Büyük miktarda partikül yüzeyinde organik kalıntıların bulunması, infiltre edilmiş preformda porozite hacim oranının ve infiltrasyon başlangıcı için uygulanan basıncın (eşik basıncı) yüksek olmasına neden olmaktadır. İlgilenilmesi gereken bir başka partikül yüzey işlemi, yani ısıtma işlemidir. Isıtma işlemi sırasında dikkat edilmesi gereken husus, partiküllerin topaklanmasını azaltmaktır. Çoğu kez topaklanma meydana geldiği için ısıtma işlemi sonrasında partiküllere öğütme işlemi uygulanmaktadır.

Basıncı infiltrasyon deneylerinde eşik basıncının analizini yapmak için Darcy ve Kapiler kanunu geliştirilmiştir (Garcia,1999).

Darcy Kanunu :Viskoz sıvıların akışı Navier Stokes denklemi ile idare edilmektedir. Sıkıştırılmayan sıvılar için genel Navier Stokes denklemi (Garcia,1999);

$$\Delta P = \mu \Delta^2 v \quad (3.17)$$

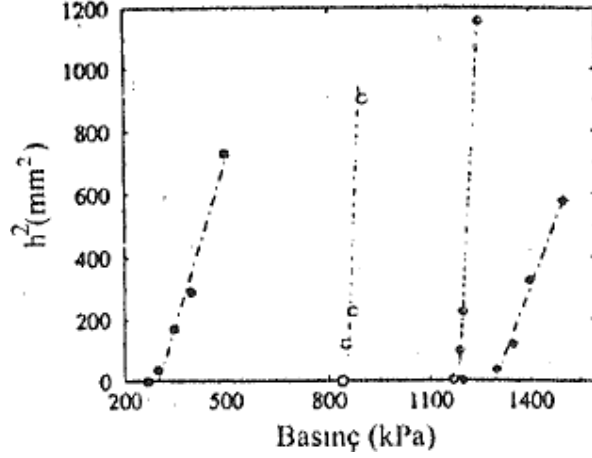
şeklinde. Burada v sıvının hızı, μ sıvının viskozitesi ve ΔP basınç düşüştür. Denklem 3.17' de gravity etkisi ihmal edilmiştir. Bu denklem, infiltrasyon deneyi sırasında tek yönlü akış olduğunu kabul ederek poroz ortama doğru, sıkıştırılmayan sıvının akışını analiz etmek için Darcy kanununa indirgendiğinde sürenin (t) ve infiltre edilen sıvı içindeki basınç düşüşünün (ΔP) fonksiyonu ile infiltrasyon yüksekliğinin (h) karesi, Denklem 3.18 ile elde edilmektedir.

$$h^2 = \left[\frac{2kt}{\mu(1 - V_p)} \right] \Delta P \quad (3.18)$$

Sıvı metalde basınç düşüşü (ΔP), uygulanan basınç (P) ile kapiler basınç, P_o , (bir başka deyişle eşik basınç) arasındaki farktır ;

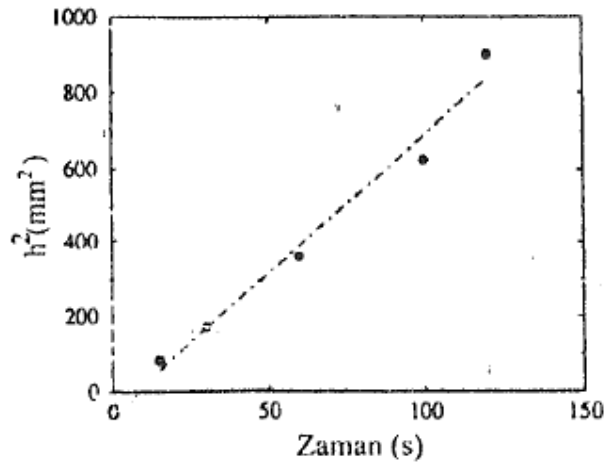
$$\Delta P = P - P_o \quad (3.19)$$

Şekil 3.15' de partikül boyutları sırasıyla 12 μm ve 18 μm olan küresel Al_2O_3 ve elmas şekilli ve yeşil SiC preformlarının saf Al (infiltrasyon sıcaklığı 750 $^{\circ}C$) ve saf gümüş (infiltrasyon sıcaklığı 1000 $^{\circ}C$) ile infiltrasyonu için uygulanan basıncın fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin (h^2) değişiminin deneysel sonuçları gösterilmektedir(Ray,1993).



Şekil 3.15. Saf Al (açık semboller) ve saf gümüş (kapalı semboller) ile SiC (O, ●) ve Al_2O_3 (◇, ◆) preformlarının infiltrasyonu için infiltrasyon basıncının fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesi ile değişimi. İnfiltrasyon süresi 120 sn.

Şekil 3.15, infiltrasyon deneylerinin Darcy kanununa uyumlu olduğunu göstermektedir. 5 mm' nin altındaki infiltrasyon yükseklikleri, sıkıştırılmış toz preformun bozulması söz konusu olabileceğinden, dikkate alınmamıştır (Garcia, 1999). İnfiltrasyon deneylerinde infiltrasyon süresine karşılık infiltrasyon yüksekliğinin değişim sonuçları da (Şekil 3.16) Darcy kanunu ile uyumlu olarak lineer çıkmıştır. Burada, eğrinin orjinden başlamaması, infiltrasyon başlangıcı için kuluçka süresinin varlığına dayandırılmıştır (Garcia, 1999).



Şekil 3.16. Saf Al ile infiltre edilen paketlenmiş TiC preformları için infiltrasyon süresinin fonksiyonu olarak infiltre edilen yüksekliğin karesinin değişimi.

Kapiler (capillary) Kanunu: İçinde kılcal boşluklar bulunan tüp, sıvı içine daldırıldığı zaman kılcal kanallar içine, sıvının infiltrasyonu için kapiler basınç gerekmektedir. Kapiler

basınç, hidrostatik basınç cinsinden Denklem 3.20 ve uygulanan basınç cinsinden Denklem 3.21' deki gibi çıkartılmaktadır;

$$\Delta P = [2(\gamma_{ks} - \gamma_{kg})] / r \quad (3.20)$$

$$\Delta P = \rho gh = P - P_o \quad (3.21)$$

Burada r tüpün çapı, ρ sıvının yoğunluğu, g yerçekim kuvveti ve h sıvı sütununun yüksekliğidir. Kılcal kanallar boyunca sıvı sütununun yükseliği, ıslatılabilirliği belirlemek için daldırma ıslatma deneyidir. Islatılabilirliğin ölçüsü olarak, yükselen sıvı sütununun hidrolik yarıçapı (r_h) alınmaktadır;

$$r_h = D.w/[6\lambda(1 - w)] = [D^*(1 - V_p)]/6\lambda V_p \quad (3.22)$$

D partikülün ortalama çapı, w toz kompaktın boşluk hacim oranı; V_p partikül hacim oranı ve λ küresellikten sapmayı belirten veya kılcal boşluğun geometrisine bağlı olan veya bir başka deyişle her bir partikülün gerçek yüzey alanının aynı hacimdeki kürenin yüzey alanına oranı ile ilişkili geometrik faktördür(Oh,1989). Islatma karakteristiği yüksek bir sıvı ile yapılan deneylerde, küresel olmayan köşeli partiküller için geometrik faktörün değeri 1.4 olarak belirlenmiştir(Oh,1989). Bununla birlikte literatürde yayınlanan λ ' un temas açısı verileri 125 ile 150° arasında değişmektedir. Ayrıca oksitlenmiş Al için γ_{sg} değeri 863 mN/m olarak alındığında, λ ' nın 3.2 ile 4.9 arasında değiştiği bulunmuştur.

Denklem 3.20 ile 3.22' i birleştirerek, kapiler basınç veya infiltrasyon başlangıcı için gerekli eşik basıncı Denklem 3.23 ile ifade edilmektedir(Oh,1989).

$$\Delta P = [6\lambda\gamma_{sg}\cos\theta(1 - w)]/D^*w = [6\lambda\gamma_{sg}\cos\theta V_p]/(D^*(1 - V_p)) \quad (3.23)$$

Sıvı tarafından katının ıslatılmasını kontrol eden kritik parametre ıslatma için birim alan başına harcanan iş (W_i) ve ıslatmama durumunda poroz ortama sıvının infiltrasyonu için, uygulanan minimum dış basınçtır. Bu basınç, eşik basıncı olarak (veya kapiler basınç olarakta) bilinen P_o değeridir. Eşik basıncı, ıslatma için gerekli iş cinsinden Denklem 3.24' deki gibi yazılabilir;

$$P_o = S_i - W_i \quad (3.24)$$

Burada S_i metal matrisin birim hacmi başına partikül yüzey (S/V) alanıdır. P_o , Young-Dubre denklemini kullanarak sıvı/katı arayüzündeki temas açısı ile ilişkilendirildiğinde(Oh,1989);

$$P_o = S_i\gamma_{sg}\cos\theta \quad (3.25)$$

Denklem 2.28 elde edilmektedir. P_0 ' in çok açık ifadesi, poroz ortamın morfolojisini göz önünde bulundurarak elde edilebilir. Örneğin partiküllerin, ortalama D çapında küresel şekle sahip olduğu kabul edilirse, S_i (Garcia,1999);

$$S_i = (6\lambda V_p)/(D(1 - V_p)) \quad (3.26)$$

şeklinde yazılır. Burada V_p partikül hacim oranı ve λ küresellikten sapmayı belirten faktördür. Denklem 3.24 ve Denklem 3.26' nın birleşimi ile daha önce eşik basıncı için bulunan Denklem 3.23 ifadesi ortaya çıkmaktadır. $\lambda \neq 1$ ise küresellikten sapma yerine yüzey pürüzlülüğü ve gerçek partikül boyut dağılımı dikkate alınmalıdır. Benzer partiküllerde dahi λ' nın farkedilebilir şekilde değişik değer vermesi metal/seramik arayüzeyindeki ıslatma konusunda bilgi almak için Denklem 3.22' nin kullanımı üzerinde şüphe uyandırdığı belirtilmiştir. Bu yüzden, alternatif olarak spesifik yüzey alanının ölçülmesi önerilmiştir (Oh,1989);

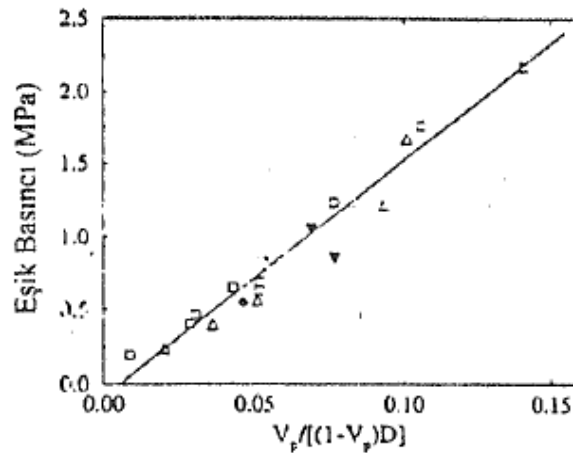
Şekil 3.15' deki doğruların basınç eksenini kestiği nokta infiltrasyon için gerekli eşik basıncı (P_0) değeridir. Seramik takviye/Al sistemleri üzerinde birçok araştırmacı tarafından belirlenen P_0 sonuçları Çizelge 3.2' de verilmektedir. Kapiler kanunun geçerliliğini kontrol etmek için, SiC/Al sistemleri için Narciso ve arkadaşları tarafından ortaya konan veriler yardımı ile çizilen doğru denklemi;

$$P_0 = 16.15 * [V_p/D(1 - V_p)] - 0.09 * \text{Mpa} \quad (3.27)$$

şeklindedir. Deneysel sonuçlardan(Garcia,1999) yararlanarak çizilen P_0 - $V_p/(D(1-V_p))$ grafiği Şekil 3.17' de verilmiştir. SiC, Al_2O_3 ve TiC partikül preformlarının saf Al ile infiltrasyonunda $V_p/(D(1-V_p))$ ile eşik basıncının (P_0) değişim grafiğinden 7.5-156 μm partikül boyut aralığı için verilerin kapiler kanununa uyumlu olduğu gözlenmiştir.

Çizelge 3.2. Birçok seramik partiküllerden paketlenmiş preformların saf Al ile infiltrasyonu için deneysel olarak elde edilen eşik basıncı (P_0) değerleri.

Partikül	Ortalama Partikül Çapı, D, (μm)	Partikül boyut dağılım aralığı	Partikül Hacim Oranı (V_p)	Eşik basıncı (P_0) (kPa)	Denklemler 3.27 ile hesaplanan Eşik basıncı (P_0) (kPa)	Deneysel Koşullar (infiltrasyon sıcaklığı, $^{\circ}\text{C}$ /infiltrasyon atmosferi/infiltrasyon süresi, dk)	Al'un saflık derecesi
SiC	7.5 (Siyah)	1.1	0.50	2170	2178	750/hava/2	99,98
	12.5 (Siyah)	1.4	0.57	1760	1617	750/hava/2	99,98
	13.0 (Siyah)	1.3	0.51	1235	1142	750/hava/2	99,98
	24.0 (Siyah)	0.8	0.56	630	743	750/hava/2	99,98
	26.0 (Siyah)	1.3	0.58	690	746	750/hava/2	99,98
	29.7 (Siyah)	1.4	0.56	650	600	750/hava/2	99,98
	44.0 (Siyah)	1.2	0.58	480	403	750/hava/2	99,98
	49.8 (Siyah)	1.1	0.59	405	375	750/hava/2	99,98
	155.3 (Siyah)	0.8	0.58	195	53	750/hava/2	99,98
	12.1 (yeşil)	0.9	0.53	1220	1455	750/hava/2	99,98
	12.6 (yeşil)	1.4	0.56	1670	1536	750/hava/2	99,98
	26.0 (yeşil)	0.8	0.57	560	731	750/hava/2	99,98
	39.8 (yeşil)	0.8	0.59	400	492	750/hava/2	99,98
	70.6 (yeşil)	1.0	0.59	240	238	750/hava/2	99,98
	9.63	-	0.52	710	1721	800/hava/5	99,99
	12.8	-	0.52	550	1277	800/hava/2	99,7
	12.8	-	0.52	524	-	800/hava/2	99,999
	22.8	-	0.53	565	706	750/hava/2	99,95
	47.73	-	-	71	-	670/hava/2	
Al_2O_3	5-15	-	0.51	680	1586	750/hava/5	
	18.0	1.1	0.57	853	1100	750/hava/2	99,98
	20	1.9	0.58	1050	1022	750/hava/2	98,5
TiC	31	1.5	0.59	550	657	750/hava/2	99,5
B_4C	8.89	-	0.52	332	1872	800/hava/5	99,99



Şekil 3.17. Birçok seramik partiküllerinin infiltrasyonu için eşik basıncı ile (P_0) ($V_p/(D(1-V_p))$)'nin değişimi. Siyah-küresel SiC ($\square$), yeşil-köşeli SiC ($\blacktriangle$), köşeli Al_2O_3 ($\blacktriangledown$) ve elmas şekilli TiC

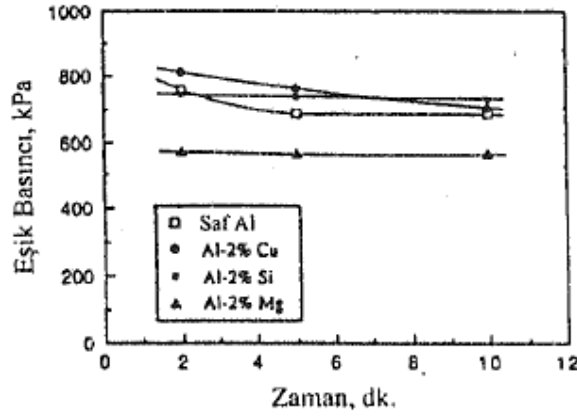
($\diamond$)

Şekil 3.17' de gözlenen doğrusallıktan sapma ve Çizelge 3.2' de Denklem 3.27 ile hesaplanan ve deneysel olarak bulunan eşik basıncı değerleri arasındaki fark, partikül boyut dağılım aralığına dayandırılmıştır. Partikül boyut dağılım aralığının büyük olması, ortalama çaptan küçük partiküllerin, önemli oranda preformda bulunduğu, küçük partiküllerin büyük partiküller arasındaki boşlukları doldurduğu anlamına gelmekte ve böylece tahmin edilen eşik basıncı değerinin artmasına yol açmaktadır. Diğer yandan küçük partikül boyutları da, büyük partikül boyut dağılım aralığına sahip partiküllerin oluşturduğu dezavantaja benzer şekilde eşik basıncını artırma eğilimindedir. Sonuç olarak partiküller, Şekil 3.17' deki çizginin altında ve üstünde eşik basıncına veya 1,0' dan daha büyük ve küçük partikül dağılım aralığına sahip olanlar diye iki gruba ayrılabilir. Ayrıca, maksimum/minimum çap oranı da deneysel ve teorik eşik basıncı değerinin farklı bulunmasına sebep olmaktadır. Uzamış şekilli Al_2O_3 partikülleri, deneysel olarak ve hesaplama yoluyla belirlenen eşik basıncı değerleri (Tablo 3.2) arasındaki farkı artırdığı belirtilmiştir. Diğer yandan Narciso ve arkadaşları, partikül yüzey pürüzlülüğünün eşik basıncını pek etkilemediğini kaydetmişlerdir.

İnfiltrasyon Süresi: Eşik basıncı, yaygın olarak eş zamanlı (yani uygulanan basıncın belirli süre sabit tutulması ile gerçekleştirilen) infiltrasyon deneylerinden elde edilmiştir. Johas ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, infiltrasyon yüksekliğinin zamana karşı türevinin (Denlem 3.28) uygulanan basınçla doğrusal ve infiltrasyon zamanından bağımsız olarak değiştiği rapor edilmiştir. Bu sonuç, Alonso ve arkadaşlarının yaptığı çalışma ile uyumludur; sabit basınç altında bekleme süresi yaklaşık olarak %90 azaltılmasına (120 saniyeden 15 saniyeye) rağmen P_o ' da önemsiz oranda (% 2,5 civarında) yükselme gözlenmiştir. Sürenin artırılması ile eşik basıncındaki önemsiz değişim, sıvı alüminyum/SiC arayüzeyinde meydana gelen reaksiyonlarla ıslatılabilirlikteki iyi yönde değişime dayandırılmıştır.

$$(dh^2/dt) = 2k/(\mu(1 - V_p)) * (P - P_o(t)) \quad (3.28)$$

Bununla birlikte eşik basıncına infiltrasyon süresinin etkisini incelemek için Oh ve arkadaşlarının(Oh,1989) yaptıkları çalışmada saf Al, Al-%2Si ve Al-%2Mg alaşımları ile SiC preformlarının infiltrasyonu için 800 °C' de 5 dakika infiltrasyon süresinden sonra dengeye ulaşıldığı belirlenmiştir. Fakat, Al-%2Cu alaşımı için eşik basıncının zamanla doğrusal olarak azaldığı görülmüştür (Şekil 3.18).



Şekil 3.18. SiC/Al-alaşım sistemlerinde zamanla infiltrasyon için harcanan daldırma işindeki ve eşik basıncındaki değişim.

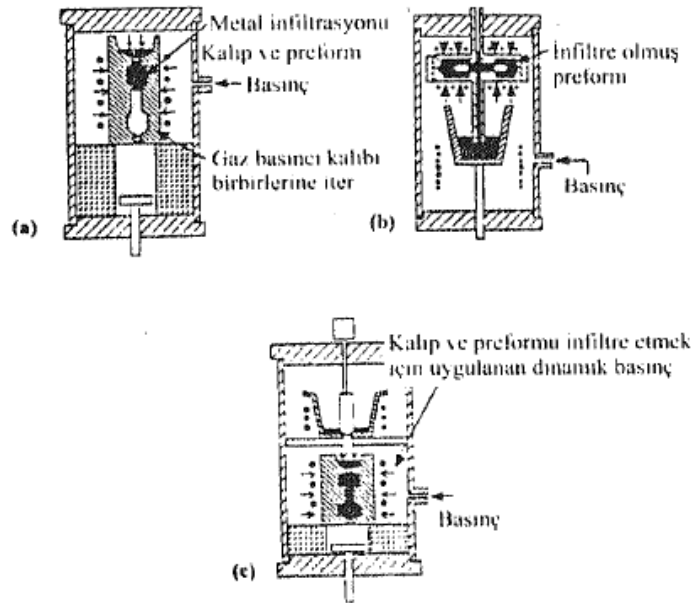
İnfiltrasyonun Önü: İnfiltrasyon, poroz ortamda karışmayan sıvı ile başka bir sıvının yerdeğiştirmesi anlamındadır. Bu durumda, sıvı yani Al, poroz ortamı dolduran hava ile yer değiştirmektedir. İnfiltrasyon önünün şekli, viskoz yada kapiler kuvvetlerin baskın olup olmadığına bağlıdır. Kapiler kuvvetler ihmal edildiğinde, arayüzeyin şekli, sıvının viskozitesine bağlıdır; viskozitesi iyi olan sıvı infiltre edilirse kararlı ve düz arayüzeyler meydana gelirken viskozitesi düşük sıvı infiltre edildiğinde viskoz parmağı olarak bilinen bir şekilde kararsız ve pürüzlü arayüzeyler oluşmaktadır. Kapiler kuvvetler etkin ise uygulanan basınç (P), eşik basıncından (P_0) büyük, ama belirli bir kritik basınçtan (P_c) küçük ise ıslatmama durumunda infiltrasyonun önü pürüzlü, ıslatma ($\theta \approx 45^\circ$) durumunda ise düz olacaktır. Ayrıca uygulanan basıncın artması ile infiltrasyon önü daha da düzleşecektir (Garcia, 1999). İnfiltrasyon deneylerinde viskoz kuvvetlerin önemsiz, kapiler kuvvetlerin önemli olduğu belirlenmiştir.

İnfiltrasyon Atmosferi; İnfiltrasyon deneylerinde infiltrasyonun meydana geldiği andaki atmosfer, özellikle oksijen afinitesi yüksek olan Al gibi metaller için, önemli bir faktördür. Rapor edilen deneysel sonuçlar (Garcia, 1999), infiltrasyon atmosferinde oksijen miktarının azalmasından sıvı metal yüzeyi üzerinde, daha ince oksit tabakasının bulunmasından ve partikül oksidasyonunun daha az olmasından dolayı SiC preformlarının Al ile infiltrasyonu sırasında eşik basıncının düştüğünü göstermiştir.

Oksijen kısmi basıncının azalması, Al/seramik takviye arayüzeyinde ıslatmayı artırmaktadır. İnfiltrasyon proseslerinde atmosferin etkisinin incelenmesi amacıyla havanın miktarını azaltmak için önce vakum ve sonra inert gaz enjeksiyonu uygulanmaktadır. Bununla birlikte bu aşamalardan geçerken paketlenmenin bozulmamasına dikkat edilmelidir. Narciso ve arkadaşları, inert veya (düşük miktarda hidrojen içeren) indirgenmiş atmosferin, eşik

basıncını % 6-11 düşürdüğünü belirlemişlerdir. Oh ve arkadaşları(Oh,1989), Al-%2 Mg ile infiltre edilen B₄C kompaktı için elde edilen eşik basıncı değerinin SiC kompaktı için elde edilen eşik basıncı değerinden düşük olmasına rağmen hava yerine argon atmosferinin kullanımı ile SiC kompaktı için eşik basıncında % 27 düşüş gözlenirken B₄C partikülleri ile zıt sonuç (eşik basıncında % 350 artış) rapor etmişlerdir. İnfiltrasyon atmosferinin hava olması durumunda eşik basıncının azalması B₄C partikülleri üzerinde sıvı B₂O₃ tabakasının oluşumuna dayandırılmıştır.

İnfiltrasyon Deney Düzenekleri ve Deneysel Prosedür: Sıkıştırılmış seramik preformlarının gerek üstten ve gerekse alttan(Garcia,1999,Candan,1997) infiltrasyonu için kullanılan basınç üniteleri oldukça benzerdir (Şekil 3.19). Alonso ve arkadaşlarının kullanmış olduğu paslanmaz çelik silindirden yapılmış deney düzeneyinde metalik spiral conta veya silikon kauçuk o-ringler, ünite ve kapak arasında yalıtım sağlamıştır(Oh,1989). Test düzeneği, maximum 3000 kPa basınca dayanabilmekte ve 2500 kPa basınca ayar edilmiş valflere sahiptir. Resistans fırın kabın içine yerleştirilmiş ve basınç ölçerler tarafından basınç, yaklaşık ± 2 kPa hassasiyetle kontrol edilebilmektedir. Birçok araştırmacı(Oh,1989,Candan,1997), seramik partikülleri, quartz tüp içinde paketlemiştir. Partikül hacim oranını belirlemek için ihtiyaç duyulan parametrelerden biri olan kompakt yüksekliğinin ölçümüne izin verdiği için saydam veya yarı saydam tüpler gereklidir.



Şekil 3.19. Basıncılı infiltrasyon prosesleri için (a) üstten doldurma, (b) alttan doldurma ve (c) üstten döküm yöntemlerinin şematik çizimi.

Metal, grafit veya alüminadan yapılmış potada ergitilmektedir. Quartz tüpü sıvı ergiyik içine daldırmadan önce inert gaz kabarcığı oluşturarak gaz giderme ve sıvı yüzeyindeki oksit tabakasının temizlenmesi, yapılan yaygın uygulamalardandır. Quartz tüp, preformun ısınması için birkaç dakika ergiyik içinde tutulmaktadır; bu süre genellikle 3 dakika ile sınırlandırılmıştır. Sonra basınç, seçilen bir değere kadar 50 ile 60 Pa/s hızında uygulanır ve 2 ile 5 dakika gibi sabit zaman periyodu için basınç değeri sabit tutulmasının ardından 30 ile 70 kPa/s hızında ünitenin havası boşaltılır. İnfiltrasyon süresince basınç ve sıcaklık kaydedilir, infiltrasyon sonrası numune sıvı metalin dışına çıkartılır ve havada soğutulur infiltrasyon yüksekliğini belirlemek için kesitten metalografik inceleme yapılmaktadır.

Matris alaşımı olarak Al' un kullanılması durumunda Al, alumina ve serbest silisyum oluşturmak üzere quartz tüple reaksiyona girmektedir(Oh,1989). Al ile quartz tüpün iç cidarı arasında oluşan reaksiyonla serbest Si elementi Denklem 3.10' a göre oluşmuştur(Narciso,1995);

Narciso ve arkadaşları, basınçlı infiltrasyonla kompozit malzeme üretiminde (750 °C) beş deney sonrasında alaşımın bileşimi % 3,1 Si' den % 4,0 Si' ye arttığını rapor etmişler ve bu değişimin ıslatılabilirlik üzerinde önemli bir etkisinin olmadığını saptamışlardır. Sıvı alüminyumun arayüzey özelliklerine ve yüzey gerilimine silisyumun etkisi çok az olmasına rağmen belirli deneyden sonra sıvı metal değiştirilmelidir(Garcia,1999).

Basınçlı infiltrasyonla metal matris kompozit malzeme üretim yönteminde önemli bir adım, üniform olarak sıkıştırılmış toz numunelerin hazırlanmasıdır. İnfiltrasyon süresince kanal oluşumunu önlemek ve düz olarak ilerleyen sıvıya sahip olmak için iyi paketlenme gereklidir(Oh,1989). Partiküllerin paketlenmesi işlemi, bir ağırlıkla quartz tüpe vurarak yapılabilir. Bununla birlikte bu yöntem preform içerisinde tabaka oluşumunu güçlendirmektedir. Tabaka oluşumundan sakınmak veya azaltmak ve kompaktın uniformluluğunu artırmak için tüpe vibrasyonlu çarpmanın uygulanması önerilmektedir(Garcia,1999). Vibrasyon işlemi, ulaşılabilirdi kadar büyük partikül hacim oranına ve böylece üretimin tekrarlanabilir olmasına izin vermektedir. Preformların dikkatli ve sistematik paketlenmesi yeniden üretilebilir kompaktın eldesi için esastır. Hazırlanan preformun her iki tarafı düşük yoğunluklu (yoğunluğu % 5 civarında-% 97 poroziteli) alumina tıkaç ile kapatılır. Bu tıkaç, infiltrasyon süresince preformun bozulmasını ve atıkların veya oksit tabakasının sıyrılıp geçmesini önlemektedir. İnfiltrasyon süresince quartz tüp içinde preformun yukarıya doğru hareketini önlemek için preformun üstüne yoğunluğu daha yüksek partiküller yerleştirilmelidir(Garcia,1999). Sürekli fiber veya kısa fiber içeren preform hazırlamak için bir

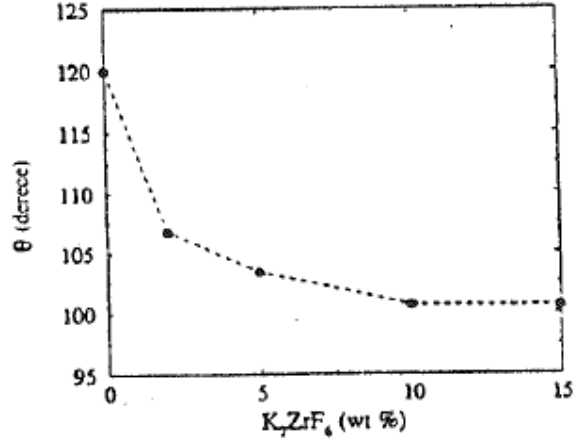
çok yöntem kullanılmıştır. Sulu çözelti içinde kısa fiberlerin süspansiyonu ardından bir kalıp içine presle sıkıştırma, polimer bağlayıcı ile kalıp içinde paralel fiberlerin dizilmesi, paralel fiberlerin üç boyutlu dokuması v.b.

Partikül hacim oranını (V_p) belirlemek için, içine partikülleri paketlemeden önce ve sonra quartz tüp tartılır. Quartz tüpün iç çapı ve paketlenmiş partikül yüksekliğinin ölçümü yardımı ile V_p hesaplanabilmektedir(Garcia,1999). Sonuç hacim oranı, partikül boyutuna, şekline, boyut dağılım aralığına bağlı olarak farklı partiküller için 0.50-0.60 arasında değişmiş ve hacim oranının bu değerden düşük olması yani partiküllerin iyi paketlenmemesi halinde sıvı metal partikülleri iterek kompaktın içinde kanallar oluşturmuştur. Bu koşullar altında infiltrasyon, düşük eşik basıncında meydana gelebilir(Garcia,1999). Eşit boyutlu küre şekilli partiküllerin paketlenmesi sonucu V_p 'nin 0.74 gibi büyük değere sahip olduğu gözlenmiştir(Garcia,1999).

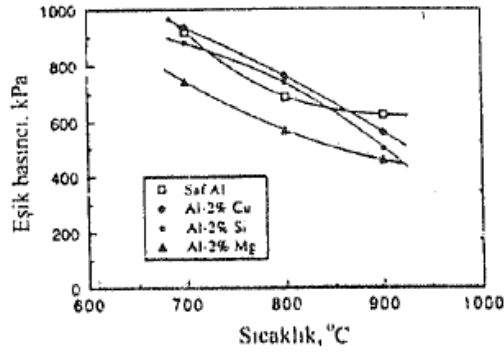
Basıncılı infiltrasyon deneyinden sonra, infiltre olmuş numune havada soğutulmakta, kesitten parlatılmakta ve infiltre olmuş yükseklik ölçülmektedir. Eşik basıncı değeri, Denklem 3.18' e göre infiltrasyon yüksekliğine karşı uygulanan basınç eğrisinde x eksenine doğru ekstrapolasyon (Şekil 3.15 ve Şekil 3.16) yapılarak belirlenmektedir(Oh,1989).

Basıncılı infiltrasyon deneylerinde eşik basıncını etkileyen bir çok faktör bulunmaktadır; takviye partikül boyutu, sıvı metali çevreleyen oksit tabakası gibi. Kullanılan takviye partikül boyutu küçüldükçe eşik basıncı artmaktadır. Ayrıca infiltrasyon deneylerine sıvı alüminyumı çevreleyen oksit tabakasının etkisi birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. 1000 K sıcaklığın altında Al/seramik takviyeli kompozitlerin üretiminde temel problemlerden biri, Al' u çevreleyen oksit tabakasından dolayı seramik takviyenin sıvı Al tarafından ıslatılamamasıdır(Candan,1997). Oksit tabakasının etkisini azaltmak için alternatif yöntem, oksit filmini kıran ve/veya zayıflatan kimyasal bileşen ilavesidir. Özellikle, K_2ZrF_6 ile seramiğin kaplanması, Al/seramik arayüzeyinde ıslatmayı artırdığı ve infiltre edilmiş mikroyapıda SiC partikül yüzeyinde $ZrAl_3$ intermetaliklerin oluştuğu yayınlanmıştır. Alonso ve arkadaşları, SiC partiküllerin K_2ZrF_6 (zirkonyum tuzu) ile kaplanmasının iki şekilde olacağını rapor etmişlerdir. Birincisi; 100 °C'de K_2ZrF_6 tuzuna doymuş su içine partikülleri ilave etmek ve ardından suyu tam olarak buharlaştırmaktır. Diğeri; ultrasonik karıştırıcı yardımı ile oda sıcaklığında etanol içinde partikülleri ve K_2ZrF_6 tuzunu karıştırmak, ardından 200 °C' de karışımı kurutmaktır. Alonso ve arkadaşları % 57 hacim oranındaki SiC içine ağırlıkça % 0-15 K_2ZrF_6 ilave edilmesi ile eşik basıncının % 75 oranında düştüğünü bulmuşlardır. Islatmadaki bu iyileşme, K_2ZrF_6 ilavesi üzerinde oluşan flouride parçacıklarının oksit filmlerini çözerek parçalaması ile

açıklanmıştır. Eşik basıncı değişimleri Denklem 3.23' ü kullanarak temas açısı değerlerine dönüştürülebilir. K_2ZrF_6 ilavesi ile diğer parametrelerin etkilenmediği kabul edilerek ve temiz Al-SiC arayüzeyinde temas açısının $\theta = 120^\circ$ alındığında Şekil 3.20' de gösterilen ve hareketli damlacık deneyleri ile karşılaştırılabilir sonuçlar elde edilmiş [35]. Şekil 3.20' den görüldüğü gibi tam ıslatma meydana gelmemiştir (Alonso, 1993).



Şekil 3.20. K_2ZrF_6 içeriğinin (% ağırlık) fonksiyonu olarak Al/SiC arayüzeyindeki temas açısının değişimi (Alonso, 1993).



Şekil 3.21. SiC/Al kompozit sistemlerinde sıcaklıkla eşik basıncındaki değişim.

SiC/Al kompozit sistemleri için sıcaklıkla eşik basıncının değişimi Şekil 3.21 'de gösterilmektedir. Sıcaklıkla, eşik basıncının düşmesi ve ıslatılabilirliğin artması, daha hızlı arayüzey reaksiyonlarının meydana gelmesine ve kısmen yüzey enerjisindeki değişime dayandırılmıştır.

Ayrıca sıcaklık, oksit tabakasının özelliklerini değiştirmektedir. Tam ıslatma koşulu, uygulanan basınçla birlikte sıcaklık artışı ile elde edilebilir (Narciso, 1995). Sıcaklık artarken ıslatmadaki artış, büyük olasılıkla hem seramik takviye elemanı üzerindeki oksit filminin kırılması ve hem

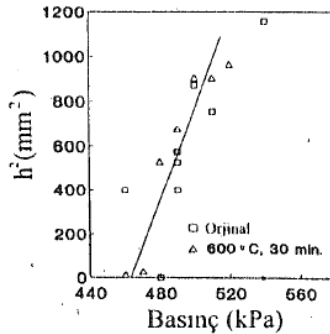
de sıvı metal yüzeyi üzerindeki oksit film kararlılığının azalmasından dolayıdır(Garcia,1999). Gerçekte yüksek sıcaklıklarda, sıvı alüminyum katı Al_2O_3 ile gaz halindeki Al_2O oluşturmak için reaksiyona girmektedir(Garcia,1999).



Bu reaksiyon, Al yüzeyinden oksit filminin uzaklaştırılması için bir mekanizma sağlamaktadır. Al alaşımıyla paketlenmiş seramik partiküllerin infiltrasyonuna sıcaklığın etkisinin incelendiği çalışmalar(Maxwell,1990), sıcaklıkla P_o' ın azaldığını rapor etmişlerdir. Sıvı metal sıcaklığının artması ile eşik basıncındaki azalma sıvı metal yüzeyinde oksit kararlılığının azalmasının yanında sıvı metal yüzey enerjisindeki azalmaya bağlanmıştır(Narciso,1995).

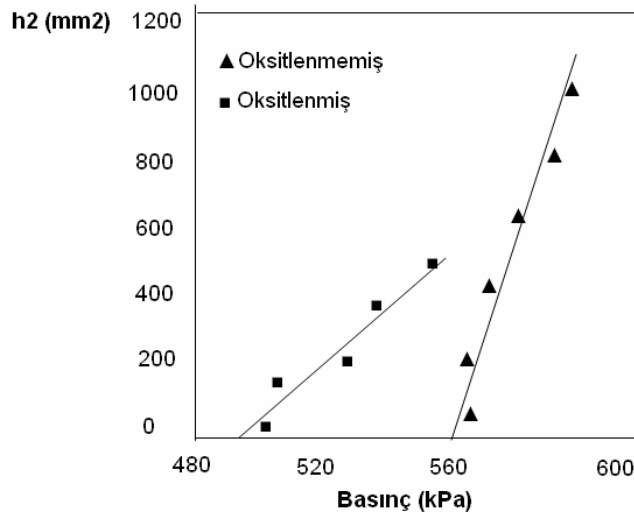
Takviye elemanı ve matris arasındaki olumsuz kimyasal reaksiyonunu azaltmak için iki faktör kullanılmaktadır. Birincisi, düşük preform sıcaklığı ki infiltrasyon sırasında matrisin katılaşmasına sebep olmakta ve böylece sıvı tarafından takviye malzemesinin daha az etkilenmesi gözlenmektedir. İkinci olarak, yüksek basınç ile birlikte düşük kalıp sıcaklığı kullanılarak numunenin hızla soğuması ile matris hızlı olarak katılaştırılmakta ve böylece sıvı metal matris ve takviye arasında temas süresi minimuma indirilmektedir. Bununla birlikte, matris liküdüs sıcaklığının altında infiltrasyon sıcaklığı seçilerek matris ve takviye arasındaki kimyasal etkileşim azaltılmakta ve ayrıca matris liküdüs sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda preformu infiltre ederek çok ince taneli matris elde edilmektedir.

Partikül yüzeyinde bulunan organik kalıntılar basınçlı infiltrasyon deneyini etkilemektedir. Şekil 3.22, basınçlı infiltrasyon deney sonuçlarının geniş dağılımı, partikül yüzeyinde bulunan kalıntıların eşik basıncını ve kompaktın geçirgenliğini etkilediğini göstermektedir. 600 °C' de ısıtılmış SiC partiküller, doğrusallıktan sapma göstermemektedirler.



Şekil 3.22. Isıl işlemsiz ve 600 °C' de 30 dk ısıtılma tabi tutulmuş ortalama 45,1 µm boyutunda SiC partikül ve saf Al için uygulanan basıncın fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin değişimi.

Seramik takviye partiküllere uygulanan oksidasyon işlemi de eşik basıncını etkilemektedir. Narciso ve arkadaşları, basınçlı infiltrasyon yöntemine, partikül oksidasyonunun etkisini incelemek için 26 μm boyutuna sahip yeşil-SiC partiküllerini 1000 °C' de 20 saat oksidasyon işlemine tabi tutmuşlardır. Oksidasyon sonrasında, partiküllerin aglomerasyonu meydana geleceğinden bilyalı öğütme işlemi yapılmıştır. Uygulanan oksidasyon işleminin eşik basıncını % 10 azalttığı (Şekil 3.23) rapor edilmiştir. Bu sonuç, Al ile SiO_2 arasındaki reaksiyona veya oksidize edilmiş partiküllerin spesifik yüzey alanındaki değişime dayandırılmıştır. Oksidasyona uğramış partiküllerin spesifik yüzey alanı küçülmüştür.



Şekil 3.23. Oksidasyona uğramış ve uğramamış 26 μm boyutunda SiC takviye partikül ve saf Al için uygulanan basıncın fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin değişimi.

İnfiltrasyon deneylerine yüzey geriliminin etkisini inceleyen bir çok araştırmacı(Maxwell,1990,Candan,1997), sisteme ilave edilen farklı elementlerin sebep olduğu yüzey gerilimindeki değişimle eşik basıncındaki değişim arasında ilişki kurmaya çalışmışlardır. Özellikle kurşun ve kalay gibi yüzey aktif elementlerin etkisi ile eşik basıncı ve yüzey gerilimi verileri arasındaki ilişki incelenmiştir. Düşük konsantrasyonlarda ilave edilen kurşun (Çizelge 2.3 ve Çizelge 2.4), Al' nin yüzey gerilimini 863 mN/m' den 662 mN/m' ye düşürürken eşik basıncını da % 30 azaltmıştır. Bu sonuç, kurşun ilavesi ile yüzey gerilimindeki azalmaya ve alüminyum yüzeyini kaplayan oksit tabakasındaki değişimden dolayı ıslatılabilirlikteki iyileşmeye dayandırılmıştır. Yüzeye aktif Sn ve Pb elementlerin ilavesi ile temas açısı da etkilenmektedir. Yapılan çalışmada, Sn ve Pb ilavesi ile SiC takviyeli preformlarda ıslatmanın arttığı ve Al_2O_3 takviyeli preformlarda ise ıslatmanın azaldığı gözlenmiştir. Candan ve

arkadaşları, Al-%1,4 Pb alaşımı için rapor ettikleri sonuçlar, daha önceki sonuçlar ile uyumludur.

Bazı saf metaller ve Al ikili alaşımlarla SiC ve Al₂O₃ takviye elemanlarından hazırlanmış preformlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı, yüzey gerilimi ve temas açısı sonuçları Çizelge 3.3-Çizelge 3.5' de verilmektedir. Çizelge 3.3 ve Çizelge 3.4' de eşik basıncı (P₀),

$W_0\lambda = 1 / 6[1 / (f - 1)] * P_0d$ ile ilişkili olarak verilmektedir.

Çizelge 3.3 Seramik preformların içine saf metallerin infiltrasyonu için literatürde yayınlanmış veriler.

Metal	T (°C)	Sıvı-buar Yüzey Gerilimi, γ_{sb} (mN/m)	Preform tipi	Partikül Boyutu (μ m)	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (kPa)	W, λ (N/m)	Temas Açısı (°)
Ag	100	643	SiC	12	0,53	1294	2,3	
			Al ₂ O ₃	18	0,58	302	0,66	<90°
Al	750	862	SiC	12	0,53	1186	2,1	127°
			Al ₂ O ₃	18	0,58	853	1,85	109°
Sn	330	570	SiC	22,8	0,57	350	1,01	145°
Al	750	860,870	SiC	22,8	0,57	565	1,0	127°
Zn	545	761	SiC	8,4	0,53	872	1,08	
Al	800	856	SiC	9,63	0,52	710	0,97	127°
				12,8	0,52	524	-	-
Al	800	-	B ₄ C	8,89	0,52	724	-	-

SiC preformları içine saf Al' nin infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı, Al' un saflık derecesinin artması ile azalmıştır(Chong,1993). Ayrıca Al-Si alaşımlarında Si ilavesi ile saf Al' nin yüzey geriliminde meydana gelen düşük miktardaki azalmayla eşik basıncındaki değişim uyumludur. Oh ve arkadaşlarının(Alonso,1993) , bulduğu sonuçlar oldukça farklıdır; % 2 Si içeriği için eşik basıncı artarken % 4,5' e kadar Si içeriği eşik basıncını azaltmıştır, yine de her iki durumda elde edilen eşik basıncı değeri Saf Al için yayınlanan (Çizelge 3.2 ve Çizelge 3.3) eşik basıncı değerinden büyüktür. Al-Si alaşım matrisli kompozitlerde matris ile SiC takviye elemanı arasında etkileşim meydana gelmemektedir.

Çizelge 3.4. SiC preformlarına Al ikili alaşımlarının infiltrasyonu için yayınlanmış deneysel veriler.

Alaşım	% Alaşım İçeriği	Sıvı-buar Yüzey Gerilimi, γ_{sg} (mN/m)	Partikül Boyutu (μm)	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (kPa)	Temas Açısı, ($^\circ$)	Deney Koşulu (Infiltrasyon Sıcaklığı, $^\circ C$ /Infiltrasyon atmosferi/Infiltrasyon Süresi, dk)	Wıl (N/m)
Al-Si	5	854	26	0,57	560	-	750/hava/-	
	13	841	26	0,57	530	-	750/hava/-	
	2	859	9,63	0,52	779	-	800/hava/5	
	4,5	855	9,63	0,52	731	-	800/hava/5	
	3,8	856	22,8	0,53	558	-	750/hava/2	1,88
Al-Mg	2	828	26	0,57	550	-	750/hava/2	
	4	805	26	0,57	520	-	750/hava/2	
	0,5	852	12,8	0,52	514	-	750/hava/-	
	1	843	22,8	0,53	533	-	750/hava/-	1,8
	1,7	812	22,8	0,53	522	-	750/hava/-	1,8
	3,4	630,820	22,8	0,53	518	113°	750/hava/-2	1,8,1,74
	8,6	570,780	22,8	0,53	411	67°	750/hava/-2	1,4
	13,9	520,750	22,8	0,53	320	58°	750/hava/-	1,1
	2	828	9,63	0,52	779	-	800/hava/5	
	4,5	800	9,63	0,52	731	-	800/hava/5	
	4,2	852	12,8	0,52	591	-	800/hava/-	
Al-Cu	2	854	9,63	0,52	745	-	800/hava/5	
	4,5	852	9,63	0,52	807	-	800/hava/5	
	6	852	22,8	0,53	573	-	750/hava/2	1,93
	0,7	716	26	0,57	624	-		
Al-Sr	2,1	689	22,8	0,53	620	-	750/hava/2	2,1
Al-Cu	0,8	792	22,8	0,53	602	-	750/hava/2	2,02
Al-Ti	5	800	22,8	0,53	540	138°	750/hava/2	1,82
Al-Cr	2,5	886	22,8	0,53	561	-	750/hava/2	1,89
Al-Fe	2	863	26	0,57	580	-	750/hava/-	
Al-Pb	1	662	51	0,59	280	-	750/hava/2	
	1,4		22,8	0,53	375	-	750/hava/2	1,26

Çizelge 3.5. Al-Mg alaşımları ile infiltre edilen Al_2O_3 preformları için yayınlanmış deneysel veriler

Al-Mg (%)	Sıvı-buar Yüzey Gerilimi, γ_{sg} (mNm)	Partikül Boyutu (μm)	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (kPa)	Deney Koşulu (Infiltrasyon Sıcaklığı, $^\circ C$ /Infiltrasyon atmosferi/Infiltrasyon Süresi,dk)
2	828	5-15	0,51	630	750/hava/2
3	816	5-15	0,51	590	750/hava/2
4	805	18	0,58	925	750/hava/2

Saf Al' nin yüzey gerilimine ve dolaylı olarak SiC preformlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı değerine Mg' nin etkisi, son zamanlarda çok sık olarak incelenmiştir(Maxwell,1990,Candan,1997). Mg ilavesi ile yüzey gerilimi değişmekte, temas açısı(Candan,1997 ve dolayısıyla eşik basıncı(Candan,1997) düşmektedir. Oh ve arkadaşları, Mg ilavesi ile eşik basıncının düşmesini negatif oksit oluşum serbest enerjisinin daha yüksek olmasına yani oksijenle kimyasal reaksiyonun artmasına, dolayısıyla arayüzey enerjisindeki

ve ayrıca daldırma için harcanan iş deki (W_i) azalmaya dayandırmışlardır. Al' a Mg ilavesi ile temas açısı (Çizelge 3.4) çok düşmesine rağmen eşik basıncının yok olmaması (sıfırlanmaması), infiltrasyon sırasında aluminyumu çevreleyen oksit tabakası ile ilişkilendirilmiştir(Candan,1997). Candan ve arkadaşları, ıslatmayı engelleyen oksit filminden dolayı Al ile SiC preformlarının infiltrasyonunun tam ıslatmama koşullarında meydana geldiğini ortaya koymuşlardır. Al-Mg alaşım matrisli kompozitlerde matris ile SiC takviye elemanının etkileşimi sonucu Mg_2Si fazı meydana gelmekte ve sıvı-katı arasındaki temas açısının azalmasından dolayı mikroyapıda porozite oranı azalmaktadır(Liu,1993).

% 58 hacim oranında sıkıştırılmış Al_2O_3 preformlarının saf gümüş ile 1000 °C' de infiltrasyonu sonucunda eşik basıncının Saf Al' ye kıyasla (750 °C, 853 kPa) daha düşük bulunması (302 kPa) gerek saf gümüşün yüzey geriliminin gerekse temas açısının düşük olmasına dayandırılmıştır. Diğer yandan Şekil 3.15' den görüldüğü gibi gümüş için uygulanan basınçla infiltrasyon yüksekliğinin değişimi aluminyumdan daha yavaş olması, iki metalin farklı viskoziteye (μ_{Al} , 750°C , 1.04 mNs/m² ve μ_{Ag} , 1000°C , 3.7 mNs/m²) sahip olmasından (Denklem 3.18) kaynaklanmıştır.

Farklı araştırma grupları(Chong,1993) tarafından rapor edilen Al-Cu alaşımları için sonuçlar benzer eğilim göstermiştir; Cu ilavesi, saf Al' nin yüzey gerilimini düşürmesine rağmen eşik basıncını artırmıştır (Çizelge 3.4). Veriler oksit filminin karakteristiğinin ve sonuçta arayüzeydeki ıslatmanın bakırla etkilenildiğini göstermektedir. Al-Cu matrisli kompozitlerde saf Al' ye Cu ilavesi ile mikroyapıdaki porozite oranı artmıştır.

Düşük miktarlarda Ti ve Cr ilavesi durumunda eşik basıncı değerleri, yüzey gerilimi verileri ile yaklaşık olarak uyumlu sonuç verirken, Sr ve Ca ilavesi durumunda eşik basıncının değişmemesi tam olarak açıklanamamıştır. % 5 Ti ile yüzey gerilimindeki düşmeyle orantılı olarak Po da biraz azalmaya sebep olurken % 2,5 Cr ilavesi ile yüzey geriliminde ve eşik basıncında ihmal edilebilir bir değişim gözlenmiştir. Sr ve Ca ile yüzey gerilimindeki değişim Po daki artışı açıklayamamaktadır [80]. Bu iki elementin sebep olduğu yüzey reaksiyonları ve temas açısı değişimleri üzerine henüz veri yayınlanmamıştır. Ti ve Cr ilavesi ile mikroyapıda saf Al ile benzer porozite meydana gelmiştir. Sr ve Ca ilavesinin şiddetli bir şekilde poroziteyi artırdığı rapor edilmiştir.

Al-Mg alaşımları ile Al_2O_3 preformlarının infiltrasyonu için mevcut deneysel sonuçlar Çizelge 3.5' de özetlenmiştir. Al_2O_3/Al kompozit sisteminde artan Mg ilavesi ile ıslatılabilirliğin güçlendirildiği belirlenmiştir(Liu,1993). Spinel oluşturmak üzere Mg ve Al_2O_3 arasında

meydana gelen güçlü reaksiyona rağmen, Mg ilavesiyle eşik basıncı değişimleri çoğunlukla yüzey gerilimindeki değişimlerden dolayı kaynaklanmıştır. $Al_2O_3/Al-Mg$ kompozit sisteminde infiltrasyon hızının artması ile reaksiyon etkisi azalmaktadır. Diğer yandan Al_2O_3 takviyeli Al-Mg ikili alaşım matrisli kompozitin üretiminde belirlenen eşik basıncının saf Al' dekinden daha yüksek bulunması, reaksiyon ürünlerinin kısmen infiltrasyonu engellemesine dayandırılmıştır(Garcia,1999).

Üçlü ve ticari alaşımlar için yayınlanan veriler Çizelge 3.6' da verilmiştir. Ticari A357, 6061 Al ve 2014 Al alaşımlarının deneysel eşik basıncı değerleri saf Al' ye nazaran yüzey gerilimindeki düşme ile orantılı olarak azalmıştır (Çizelge 3.6). Alaşım elementleri, yüzey gerilimini ve dolayısıyla ıslatma için gerekli iş miktarını da düşürmektedir. Diğer yandan Al-Mg-Si üçlü alaşımları ile paketlenmiş SiC partiküllerinin infiltrasyonu için gerekli eşik basıncındaki (P_o) azalmanın, Mg veya Si ilavesiyle Al' nin yüzey gerilimindeki düşme ile orantılı olmuştur.

İkili ve üçlü alaşımlarda deneysel olarak belirlenen P_o yardımıyla temas açısı değerinin belirlenmesi için kapiler kanununda λ değerinin bilinmesi gerekmektedir. Bununla birlikte Denklem 3.30 ve/veya Denklem 3.31 yardımıyla λ değeri ihmal edilerek göreceli temas açısı değeri bulunabilmektedir;

$$W_i = \gamma_{kg} - \gamma_{ks} = \gamma_{sg} \cos\theta \quad (3.30)$$

$$\cos\theta_{\text{alaşım}} = (\gamma_{Al} / \gamma_{\text{alaşım}}) * (P_o^{\text{alaşım}} / P_o^{Al}) * \cos\theta_{Al} \quad (3.31)$$

Narciso ve arkadaşları, SiC/saf Al arayüzeyindeki temas açısını 120° olarak almışlardır. Denklem 3.31, sabit D, Vp, λ ve aynı tür partikül için geçerli olmaktadır.

Mg ve Si' un ikili alaşım halinde Al' ye ilave edilmesi durumunda temas açısında önemli bir iyileşme sağlamaktadır (Çizelge 3.7). Bununla birlikte üçlü alaşımlarda oldukça farklı sonuç bulunmuştur. Hem Mg ve hemde Si' un birlikte bulunması durumunda yapıda oluşan Mg_2Si içeriğinin fonksiyonu olarak temas açısındaki değişim Şekil 3.24' de gösterilmektedir. Sonuç olarak Mg_2Si içeriği ıslatılabilirlikteki artışı tayin eden bir faktör olmaktadır. Mg_2Si bileşiğinden ayrı olarak aşırı miktarda primer Si' un bulunmasının ıslatılabilirlik üzerindeki etkisi önemsizdir. A 357 alaşımında 6061 Al alaşımından daha fazla Si bulunmasına rağmen 6061 Al alaşımının SiC ile yaptığı temas açısı daha dardır.

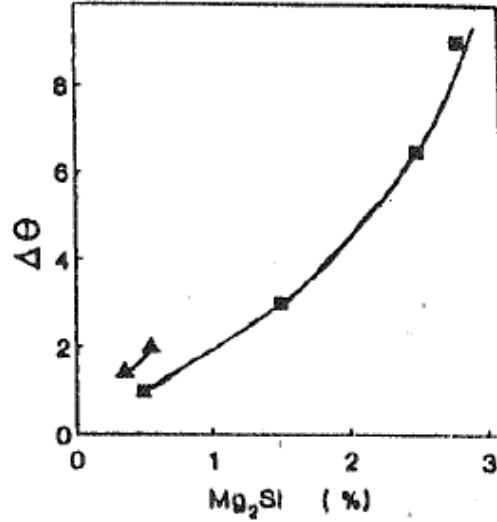
Çizelge 3.6. Bazı ticari alaşımlarla SiC preformlarının infiltrasyonu için veriler.

Alloy	Sıcaklık (°C)	Sıvı-buhar Yüzey Gerilimi, γ_{sg} (mN/m)	Partikül Boyutu (μm)	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (Pa)	Deney Koşulu (Infiltrasyon Sıcaklığı, °C/Infiltrasyon atmosferi/Infiltrasyon Süresi, dk)
2014 Al	800	836	375	0,52	398	800/hava/3
	800	836	150	0,52	497	800/hava/3
	800	836	45	0,52	522	800/hava/3
	800	835	12,8	0,52	573	800/hava/-
	800	835	22,8	0,53	364	800/hava/-
	800	835	36,5	0,54	227	800/hava/-
A357	750	840	26	0,57	530	750/hava/2
6061 Al	750	836	26	0,57	520	750/hava/2

Çizelge 3.7. 750 °C infiltrasyon sıcaklığında Al alaşımları ile % 57 hacim oranında 26 μm boyutunda SiC partikül kompaktlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı (P_0 , kPa), sıvı alaşımların yüzey gerilimi ($\gamma_{sıvı-buhar}$, MN.m⁻¹) ve temas (θ) açısı.

Malzeme	Si (ağ. %)	Mg (ağ. %)	Mg ₂ Si (at. %)	Sıvı-buhar Yüzey Gerilimi, γ_{sg} (mN/m ⁻¹)	Eşik Basıncı (Pa)	θ
Al	-	-	-	863	570	120°
Al-Si	5	-	-	855	560	120°
	13	-	-	842	530	120°
Al-Mg	-	2	-	829	550	120°
	-	4	-	806	520	120°
Al-Si-Mg	0,52	0,9	0,5	845	540	119°
	1,56	2,7	1,5	818	490	117°
	2,6	4,5	2,5	797	420	113,5°
	13,0	5,0	2,8	776	370	111°
A357	7,47	0,62	0,36	840	530	118,5°
6061 Al	0,62	1,05	0,55	836	520	118°

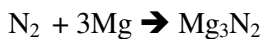
Basıncılı infiltrasyonla üretilen kompozitlerin mikroyapısını, üretim parametrelerinden infiltrasyon sıcaklığı, infiltrasyon basıncı ve partikül boyutu etkilemektedir [82,83]. İnfiltrasyon sıcaklığının, uygulanan basıncın(Lai,1994) ve partikül boyutunun artması ile mikroyapıdaki porozite azalmaktadır.



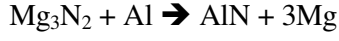
Şekil 3.24. Mg₂Si içeriğinin fonksiyonu olarak ticari ve üçlü Al-Si-Mg alaşımı ile infiltre edilen SiC takviyesi arasındaki temas açısının değişimi.

3.2.5. Basıncsız İnfiltrasyon Yöntemi

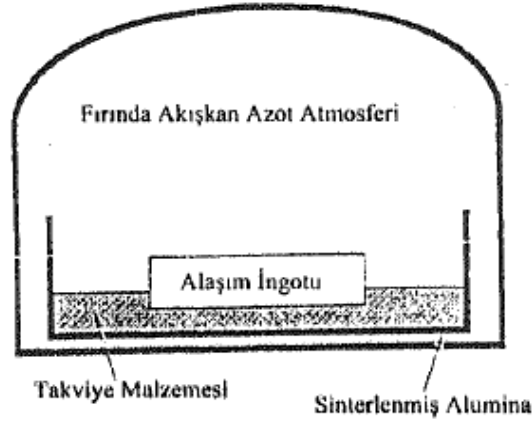
Basıncsız infiltrasyon yöntemi, sıvı oksidasyon ve/veya Lanxide prosesi olarak bilinmektedir. Burada sıvı alaşım üzerine yerleştirilen son ürün şeklinde slip döküm veya presle hazırlanmış, partikül veya fiber içeren seramik preform kontrollü atmosfer altında (azot) ve yüksek sıcaklıklarda (Al alaşım-seramik sistemi için 800-1000 °C) reaksiyona uğrarken, sürekli olarak sıvı alaşımla infiltre edilmektedir (İbrahim,1991,Ray,1993). Basıncsız infiltrasyon yönteminin gerçekleşmesi için alaşım elementi olarak Mg' nin kullanılması esastır (Srivatsan,1991,Ray,1993). Seramik preformda bulunan porozitelerin içerisinde sıvı halindeki alaşımın yüksek sıcaklık oksidasyonu sonucu (Şekil 3.25), oksitlenmemiş metal alaşımı ve oksidasyon ürünlerinin karışımından oluşan matris malzemesi meydana gelmektedir. Lanxide prosesi ile son ürün şeklinde % 55-70 hacim oranında Al₂O₃ veya SiC takviyeli kompozit üretilebilmektedir [31]. Kimyasal reaksiyon, temel olarak Al' un seramik preforma infiltre olmasını hızlandırmak için kullanılmaktadır. Denklem 3.32 ve Denklem 3.33, sırasıyla infiltrasyonun gelişimini sağlayan ve infiltrasyon sırasında meydana gelen reaksiyondur. İnfiltrasyon sıcaklığına ısıtma sırasında buharlaşan Mg takviye yüzeyinde Mg₃N₂ bileşiği oluşturmak üzere azot atmosferi ile reaksiyona girmektedir. Mg₃N₂, basınç veya vakum uygulamaksızın alaşımın preform içine infiltrasyonuna imkan sağlayan bir bileşiktir.



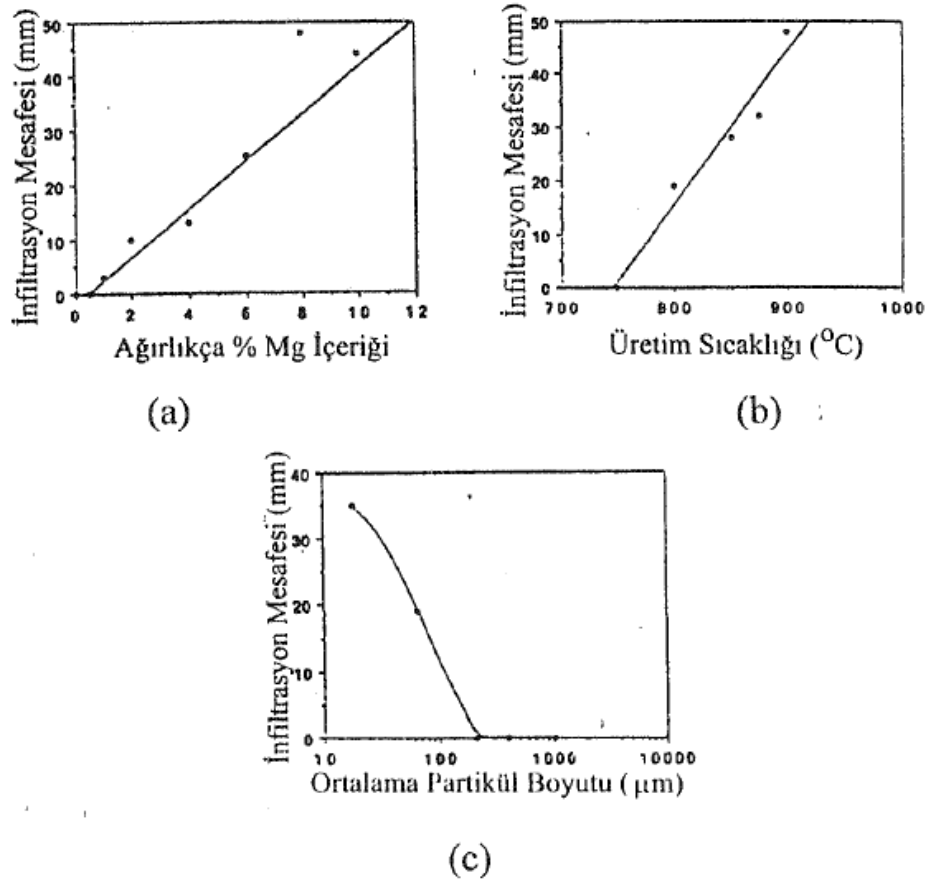
(3.32)



(3.33)



Şekil 3.25. LanxideTM prosesinin şematik gösterimi(Srivatsan,1991).



Şekil 3.26. Basınçsız infiltrasyon yöntemini etkileyen faktörler; (a) 18 μm Al₂O₃ ve 900 °C' de 5 saat süre için Al-Mg alaşımında Mg içeriği (b) 18 μm Al₂O₃, 5 saat süre için üretim sıcaklığı ve (c) Al-10 Mg alaşımı, 800 °C' de ve 5 saat süre için ortalama partikül boyutu.

Basıncsız infiltrasyon yöntemindeki proses değişkenleri; partikül boyutu, alaşım (ağırlıkça %3-10 Mg içermeli), sıcaklık (800 °C - 1000 °C) ve atmosfer (azot veya hava)'dir(Srivatsan,1991,Ray,1993). Aghajanian ve arkadaşları, Al_2O_3 takviyeli kompozitlerin basıncsız infiltrasyonu işleminde, alaşım bileşimi (Mg içeriği), üretim sıcaklığı, üretim süresi ve atmosferin N_2 içeriğinin önemli proses parametreleri olduğunu ortaya koymuşlardır (Şekil 3.26).

Şekil 3.26' dan, Al-Mg alaşımının Mg içeriğinin ve/veya üretim sıcaklığının artması ile infiltrasyon miktarı artmakta ve ayrıca kritik bir Mg içeriği veya sıcaklığa ulaşana kadar infiltrasyonun meydana gelmediği görülmektedir. Kullanılan Ar/ N_2 gaz karışımında % 100 Ar gazı kullanılması halinde infiltrasyon meydana gelmezken % 25 ve üzerindeki N_2 gazı içeren karışımda tam infiltrasyon meydana gelmiştir. N_2 atmosferi koşullarında matris/takviye arayüzeyinde AlN intermetalikliğinin oluşumu sağlanarak infiltrasyon kolaylaştırılmaktadır. AlN miktarındaki artış kompozitin mukavemetini artırmakta ve termal genleşme katsayısını azaltmaktadır. Bu nedenle mukavemet ve termal genleşme katsayısı, proses sıcaklığını ve atmosferin azot içeriğini kontrol ederek ayarlanabilmektedir. İnfiltrasyon hızı, düşük sıcaklıklarda ve atmosferin düşük azot içeriğinde düşüktür(Srivatsan,1991).

Daha önceki çalışmalardan farklı olarak Kajikawa ve arkadaşları, Mg içermeyen Al-%12.5 Si alaşım matrisli SiC takviyeli kompozit malzemeleri basıncsız infiltrasyonla üretmişlerdir. Kajikawa ve arkadaşları, preform hazırlarken belirli oranlarda Ti, Ni ve Al tozları ile SiC takviyesini karıştırmışlar ve üretim sırasında NiAl ve TiAl oluşumu üzerine meydana gelen ekzotermik reaksiyonlardan yararlanmışlardır. Pech-Canul ve arkadaşları(Pech-Canul,2000), Al alaşımları ile SiC preformlarının basıncsız infiltrasyonuna Si kaplamasının etkisini incelemişler ve Al alaşımlarının Si ile kaplanmış takviyeyi ıslattığını, kılcal kanalların daha kolay doldurulması ile kompozitte porozitenin minimuma indiğini gözlemişlerdir. Yalnız Si kaplaması ile arayüzeyde Si birincil fazların oluşmasından ve Si partiküllerin poroz olmasından dolayı üretilen kompozitlerin mekanik özelliklerinde bozulma meydana gelmiştir.

Aghajanian ve arkadaşları, basıncsız infiltrasyon yönteminde takviye boyutunun azalması ile infiltrasyon eğiliminin arttığını ve ince Al_2O_3 partiküllerin matris tarafından kolay ıslatıldığını bulmuşlardır. Diğer yandan basınçlı infiltrasyon deneylerinde, partikül boyutunun azalması ile kılcal aralık boyutundaki azalmadan dolayı infiltrasyon gerçekleşmediğinden infiltrasyonun meydana gelmesi için gerekli eşik basıncı artmaktadır(Oh,1989). Bununla birlikte basıncsız infiltrasyon deneylerinde baskın üretim değişkeni yüzey alanıdır ve daha küçük partikül boyutu daha fazla ıslatılabilir yüzey alanı sağlamaktadır. Basıncsız infiltrasyon deneylerinde

infiltrasyona yardımcı olması için; (a) infiltrasyon öncesi preforma vakum uygulamak, (b) K_2ZrF_6 gibi metal florid ilavesi ve ayrıca (c) takviyenin Na_2O ile kaplanması işlemleri yapılmaktadır. LanxideTM prosesinin temel avantajı(Srivatsan,1991), kompleks ve tam yoğun kompozit şekillerinin üretebilmesinin yanında dezavantajı infiltrasyon için uzun zaman gerekmesi ve sıvı metal ile SiC arasındaki reaktivite sonucu Si' un yapı içine difuzyonu ile konsantrasyon farklılığının meydana gelmesidir.

3.2.6. XDTM Yöntemi

XDTM yöntemi, Martin Marietta firması tarafından geliştirilmiş olan patentli bir üretim yöntemidir ve burada seramik partiküller, in situ olarak üretilir. Proses, gerekli takviye partiküllerini oluşturmak için ekzotermik reaksiyona girecek solvent; metal bileşiklerini ilave etmekten ibarettir(Lloyd,1990,Ray,1993). Bu üretim yönteminde kompozit malzemeye ilave edilen takviye partikülleri, sıvı matris alaşımı içerisinde gelişen reaksiyonlar sonucu elde edilmektedir. Bu yöntemde sıvı haldeki matris malzemesi içerisine kompozit malzemenin üretimi için gerekli olan takviye malzemesini oluşturacak kimyasal bileşikler eklenir. Çok değişik partiküller sıvı metal içerisinde elde edilebilir. Bu takviye partiküllerinden en çok üretileni TiB_2 ve TiC ' dür. Sıvı metal içerisinde bu partiküller, şu reaksiyonlara göre oluşturulmaktadır.



Takviye partikülleri sıvı matris alaşımı içerisinde oluştuklarından tek kristalli ve oksitlenmemiş arayüzeylere sahiptir. Reaksiyon sıcaklığı gibi proses parametrelerinin değiştirilmesiyle 0.2-10 μm arasında değişen boyuta sahip partiküller elde edilebilir(Lloyd,1994).

XDTM prosesinin alternatififi olan bir proses de, sıvı haldeki Al-Ti alaşımı içerisine TiC partiküllerini oluşturacak kadar yeterli sıcaklıkta karbon enjekte ederek sıvı alaşım içerisinde TiC partiküllerinin oluşumunu sağlamaktır(Lloyd,1994,Ray,1993). Bir başka üretim yönteminde 250 °C'de 1 saat ön ısıtılmış potasyum hegzafloratitanat (K_2TiF_6) ve potasyum tetrafloraborat (K_2BF_4) tuzları, karıştırma metodu kullanılarak sıvı Al veya Al alaşımlarına ilave edilmiş ve tuz ile Al arasındaki reaksiyonla TiB_2 partikülleri meydana gelmiştir.



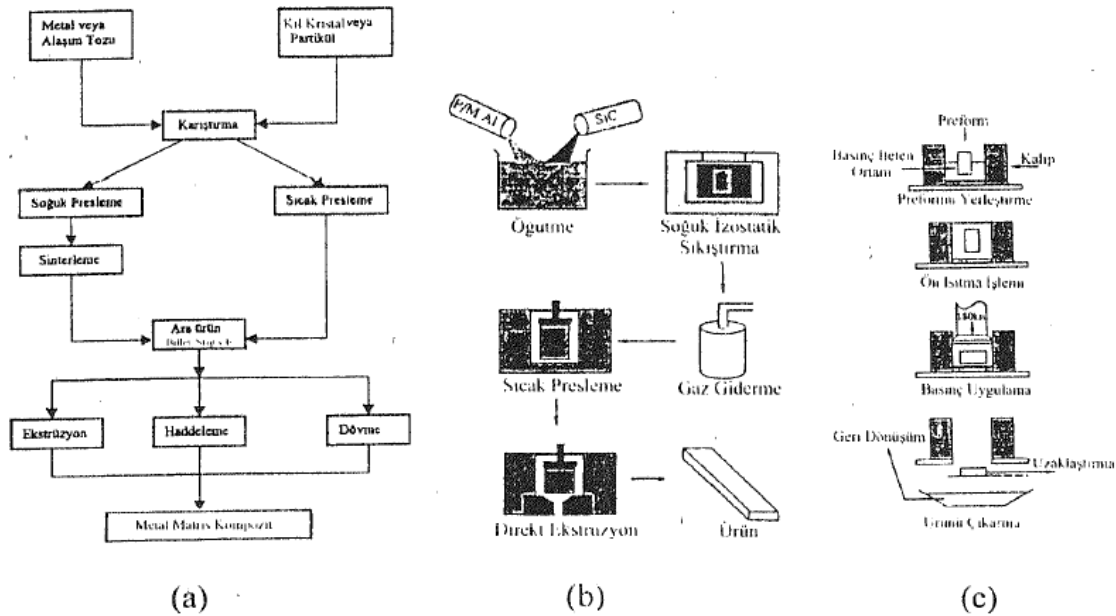
XD™ yöntemi, matris tarafından üretilen seramik partiküller doğal olarak ısıtıldığından yüksek arayüzey mukavemeti sağlanmaktadır(Lloyd,1994).

3.3. Katı Faz Üretim Yöntemleri

Partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin katı faz üretim yöntemleri, toz metalurjisi, yüksek enerji-yüksek hız ve difüzyon bağlanma yöntemleridir. Bu yöntemler aşağıda tanımlanmıştır.

3.3.1. Toz Metalurjisi Yöntemi

Takviye malzemelerinin sıvı alaşım tarafından ısıtılabilirliğinin düşük olması nedeniyle, ilk olarak geliştirilen üretim yöntemi, toz metalurjisidir(Lloyd,1994). Toz metalurjisi üretim yönteminin temel aşamaları ve şematik gösterimi Şekil 3.27' de verilmektedir.



Şekil 3.27. Metal matris kompozit malzeme üretimi için (a) üretim akış şeması, (b) Alcoa prosesi, (c) Ceracon prosesi(Huda,1995).

Geleneksel toz metalurjisi yönteminde karıştırma, metal tozlarının bir araya getirilmesi (pekiştirme) ve sinterleme olmak üzere üç aşama vardır. Bu yöntemde kullanılan metal tozları, genellikle 20-40 µm boyutunda ön alaşımlandırılmış atomize tozlar veya hızlı katılaşırma ile üretilmiş şeritler olabilir. Takviye malzemesi olarak değişik şekil ve boyutlardaki SiC ve Al₂O₃ partikülleri kullanılmaktadır. Uygun partikül boyutunun seçim kriteri, partikül boyutunun metal tozu boyutuna oranı olarak ifade edilmektedir(Lloyd,1994).

Hızlı katılaştırma prosesi ile üretilmiş kılcal kristal veya partikül şeklindeki takviye ile metal tozları karıştırılır. Karıştırma işlemi, matris içerisinde partikül dağılımını etkilediği için önemli bir aşamadır. Metal toz partikülleri, yüzeylerinde sulu oksit filmlerine sahip olabilir ve bu oksit tabakası porozite oluşumuna neden olur. Eğer sonradan gaz sıkışmasından dolayı oluşan poroziteyi uzaklaştırma işlemi yapılmıyacaksa, pekiştirme işleminden önce bu su moleküllerinin uzaklaştırılması gerekmektedir. Toz metalurjisi yönteminde, karıştırma sırasında oluşması muhtemel segregasyon veya topaklanmayı ortadan kaldırmak için mekanik alaşımlama prosesi geliştirilmiştir. Mekanik alaşımlama, kuru, yüksek enerjili bilye-öğütme prosesidir. Bu proses, pekiştirmeden sonra, uniform metal tozu ve takviye dağılımı meydana getirmek için yüksek enerjili basınç-çarpma kuvvetleri etkisi ile metal tozları ve takviye karışımını tekrarlı olarak kırma ve birleştirmeden ibarettir. Burada ince partiküllerin üniform dağılması, ince taneli yapı oluşması ve metal tozlarının deformasyon sertleşmesinden dolayı metal matrisin yüksek dislokasyon yoğunluğu kompozitin mukavemetinde artışa katkıda bulunmaktadır.

Karıştırma sonrası elde edilen karışım oda sıcaklığında ve/veya yüksek sıcaklıkta ve yüksek basınç altında (yaklaşık % 75 yoğunluğa kadar) sıkıştırılır(Huda,1995). Soğuk presleme sonrası kalıplanmış ürün, partikül ve matris tozu arasındaki bağ oluşumunu kolaylaştırması ve mukavemetin artırılması amacıyla sinterlenir. Sinterleme ile % 80-90 teorik yoğunluğa ulaşılır. Karıştırma işleminden sonra soğuk presleme yerine sıcak presleme de kullanılır(Eliasson,1995). Sıcak izostatik presleme kullanımıyla, soğuk preslemeye nazaran daha yüksek yoğunluğa sahip kompozit malzemeler üretilir. Sıcak ve/veya soğuk presleme sonrası mukavemet kazanmış olan ara ürün, ekstrüzyon, dövme ve haddeleme gibi işlemlerle şekillendirilir. Karıştırma sonrası elde edilen ürünün yoğunluğunun teorik yoğunluğa ulaşması ve ürün mukavemetinin artırılması amacıyla soğuk izostatik presleme/sıcak izostatik presleme ya da sinterlemeyi takiben ekstrüzyon işlemi uygulanmaktadır(Huda,1995).

Poroziteden kaçınmak amacıyla sıcak ve soğuk presleme vakum altında yapılmalıdır. Vakum altındaki sıcak presleme, alaşımı solidüs sıcaklığının altında veya sıvı-katı aralığında pekiştirir ve % 95' in üzerindeki yoğunlukta kompozit üretir. Yüksek yoğunlukta kompozit eldesi, sıvı faz sinterleme ile başarılmaktadır, fakat dezavantajı seramik partikül arayüzeyinde istenmeyen intermetaliklerin oluşmasına sebep olan sıvı faz ile takviye arasında reaksiyonun meydana gelmesidir. Sıvı faz sinterleme, sıvı bölgesinde kaba ötektik intermetalik fazları oluşturarak hızlı katılaştırılmış toz partiküllerinin mikroyapısını da bozar. Katı durum sinterleme, hızlı katılaştırılmış atomizasyon ve şerit döküm prosesleri ile aşırı doymuş metastable kompozitin

üretilmesi için avantaj sağlar. Sinterleme sonrası elde edilen son ürün yaklaşık olarak 20:1 oranında ekstrüze edilerek meydana gelir. Yüksek ekstrüzyon oranı metal tozları arasında iyi, bir bağ oluşumunu sağlamak ve metal toz partikülleri arasındaki oksit filminin dağıtılması için gereklidir. Yüksek ekstrüzyon oranı aynı zamanda partikül dağılımını da homojen hale getirmektedir. Çünkü ekstrüzyondan dolayı meydana gelen plastik akış, partikül topaklarını dağıtmaya meyleder. Bununla birlikte, ekstrüzyon oranı ve sıcaklık, hızlı katılaştırılmış tozlar kullanılıyorsa matrisin bozulmasından ve takviye partikül kırılmasından sakınmak için dikkatlice kontrol edilmelidir(Lloyd,1994).

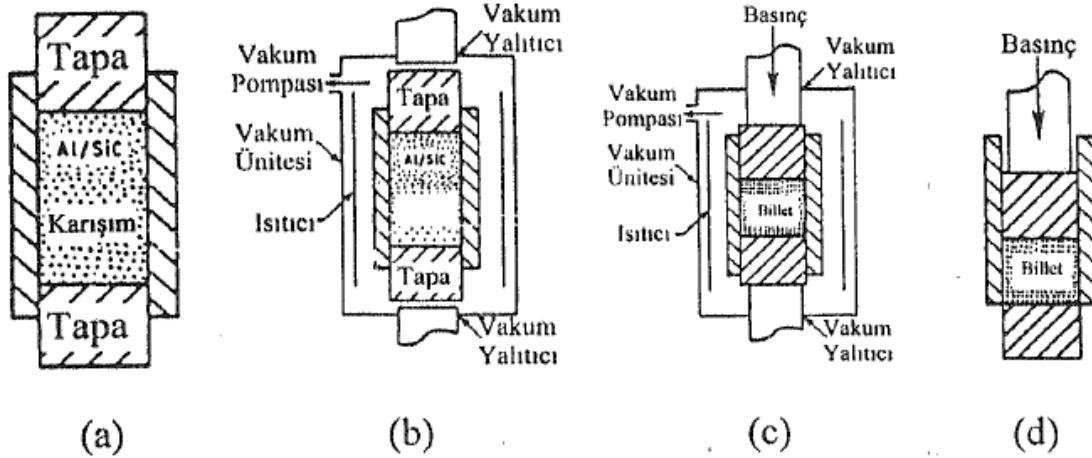
Toz metalurjisi yöntemi diğer üretim yöntemlerinden daha ekonomik olmasının yanında bir çok avantaja sahiptir. Bu avantajlar, aşağıda sıralanmıştır(Huda,1995).

- Üretim süresince düşük sıcaklık kullanıldığından takviye partikülleri ve matris alaşımı arasındaki reaksiyon en aza indirilmekte ve bu mekanik, özelliklerde iyileşme sağlamaktadır.
- Yüksek hacim oranlarına sahip kompozit malzemelerin üretilmesine imkan sağlayarak yüksek mukavemetli ve düşük termal genleşme katsayısına sahip kompozit elde etmek mümkündür.
- Hızlı katılaştırılmış malzemeler gibi matris için denge dışı alaşımlar kullanılabilir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için hızlı katılaştırılmış alaşımlar, genel alaşımlardan daha yüksek sıcaklık direncine sahiptirler.

Toz metalurjisi ile metal matrisli kompozit malzeme üretimi birçok üretici firma tarafından başarıyla kullanılmıştır: Alüminyum Company of America (ALCOA), Ceracon Inc, DWA Composites Specialties Inc, Naval Surface Weapons Center, White Oak Laboratory ve Advanced Composite Materials Corporation. Alcoa ve Ceracon prosesleri, Şekil 3.27' de şematik olarak gösterilmiştir. Alcoa prosesinde metal matris kompozit preformunun pekiştirilmesi sıcak ekstrüzyon ile yapılırken, Ceracon prosesinde son yoğunlaştırma işlemi, basınç ileten ortamda sıcak presleme ile başarılmaktadır(Ibrahim,1991). Alcoa tarafından geliştirilen toz metalurjisi üretiminde, takviye malzemesi, hızlı katılaştırma ile üretilmiş metal tozlarla karıştırılır. Karışım, daha sonra, soğuk presleme işlemi ile billete dönüştürülür, gaz giderilir ve sıcak izostatik veya vakum preslemeye (Şekil 3.28) tabi tutulur(Ibrahim,1991). Soğuk presleme yoğunluğu, porozitenin açık veya birbirleri ile bağlantılı olup olmadığının tespiti için kontrol edilmelidir. Bu, presleme işlemini takip eden gaz giderme işlemi sırasında önemlidir. Gaz giderme işlemi, ısı-vakum-inert gaz üflemenin birleşik etkisi yardımıyla

absorblanmış ve/veya kimyasal olarak oluşmuş su ve diğer buharlaşabilen parçacıkların uzaklaştırılmasını kapsar.

Ceracon prosesinde ise ön ısıtılmış kalıp içinde bulunan basınç ileten ortama (621 °C) preform yerleştirilir, sonra yaklaşık 1,24 GPa değerlerinde uygulanan basınçla preformun pekişmesi sağlanmaktadır.



Şekil 3.28. Vakum sıcak presleme tekniğinin şematik gösterimi. (a) Vakum sıcak presleme ünitesine tozun yüklenmesi, (b) Vakum altında karışım/kalıp ısıtma, gaz çıkışı, (c) pres uygulama, (d) kalıptan ara ürün (billet) çıkarmak(Eliasson,1995).

Toz metalurjisi ile üretilmiş partikül takviyeli kompozit malzemelerde takviye fazının dağılımı, karıştırma prosesine, pekiştirme prosesine ve matris ve takviye elemanının boyutuna, (İbrahim,1991) karıştırma ve karıştırma sonrası uygulanan soğuk veya sıcak preslemeye ve son ürüne uygulanan ekstrüzyon oranına bağlıdır. Karıştırma aşamasında matris toz boyutu, takviye partiküllerinin boyutuna oranla büyükse takviye partiküller kaba tozların aralarında topaklanma eğilimi gösterecektir. Topaklanma sonrası takviye fazı, matris fazı içerisinde heterojen bir dağılım gösterir. Karıştırma süresinin daha fazla olması durumunda en küçük boyuta sahip partiküller en alt, kaba partiküller en üste toplanır. Toz metalurjisi yöntemlerinde 0,7:1 SiC/Al partikül boyut oranı, 0,24:1 boyut oranından daha üniform dağılım verdiği rapor edilmiştir(Lloyd,1994).

Toz metalurjisi tekniğinin avantajı, kompozitte, ileri-hızlı katılaştırılmış toz metalurjisinin olumlu özelliklerinin kullanılabilmesi ve hemen hemen izotropik özellikler sunmasıdır(Srivatsan,1991). Toz metalurjisi ile üretilen SiC/Al kompozitler, sıvı faz yöntemleri ile üretilenlerle karşılaştırıldığında, daha yüksek mukavemet ve daha düşük süneklik sergilerler(İbrahim,1991).

3.3.2. Yüksek Enerji-Yüksek Hız Yöntemi

İnce seramik partiküller içeren hızlıca su verilmiş metal tozlarının bir araya getirilmesi için başarılı bir şekilde kullanılan başka bir yaklaşım, yüksek enerji-yüksek hız yöntemi olarak bilinmektedir. Bu yöntemde, metal-seramik karışımının pekiştirilmesi, kısa bir zaman periyodunda karışıma uygulanan yüksek enerji ile elde edilir. Kompozit malzemelerin üretiminde hem mekanik enerji hem de elektrik enerjisi kullanılabilir. Yüksek enerji-yüksek hız şoku (1 Mj/s) soğuk kalıp içerisindeki tozların hızlıca ısınmasını sağlar. Kısa bir süre için ulaşılan bu sıcaklık, faz dönüşümü ve tane kabalaşmasının kontrolünü sağlamak için bir fırsat sunar. Bu yöntem, Al-SiC kompozit malzemelerin üretiminde başarılı bir şekilde kullanılmaktadır.

3.3.3. Difüzyon Bağlanma Yöntemi

Difüzyon bağlanma, sürekli fiberle takviye edilmiş levha veya folyo şekilli metal matrisli kompozitlerin üretiminde sık sık kullanılmaktadır. Fiber yığını, matris metal tabakaları arasında sandviç haline getirilir. Tek bir parça kompozit malzeme oluşturmak için 100 kadar tabaka üst üste konabilir(Huda,1995). Tabakalar, havası alınarak kapanır, ısıtılır ve tam yoğunluğa ulaşmak için preslenir. Çoğu zaman bağ mukavemetini artırmak için fiberler iyon kaplama veya plazma spreyleme ile kaplanmaktadır. Ayrıca atmosferik koşullardan daha çok vakum ortamında yapılan difüzyon işlemi verimli olmaktadır.

3.4. Çift Faz Üretim Yöntemleri

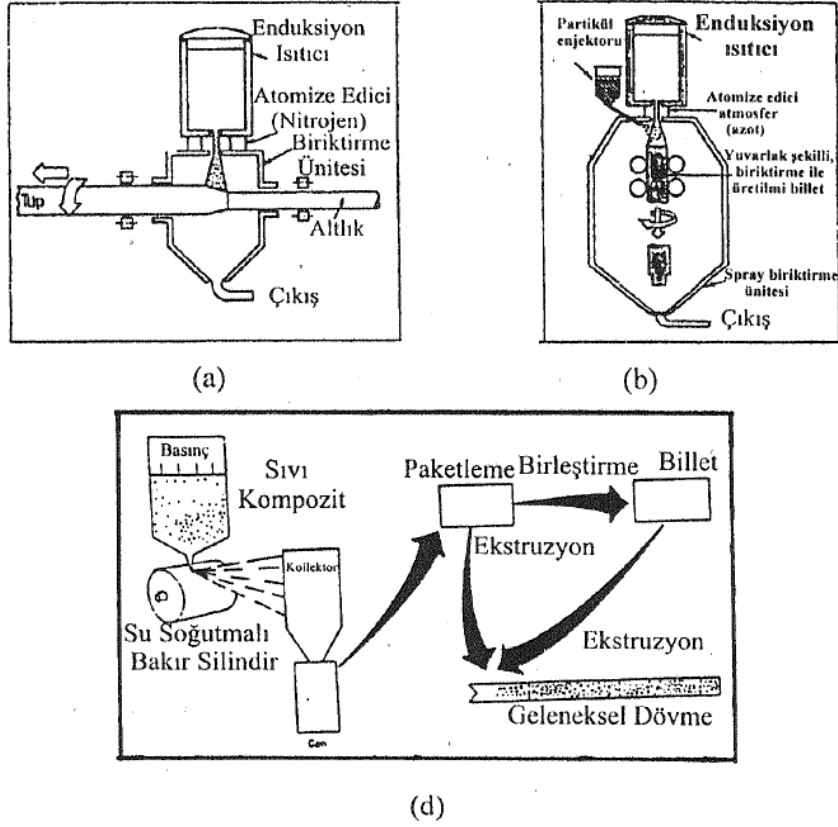
Çift faz üretim yöntemleri, martis alaşımının denge diyagramına bağlı olarak alaşımın çift faz içerdiği (hem katı hem de sıvı fazları) sıcaklıkta, takviye partiküllerinin matris alaşımına eklenmesidir. Ticari olarak uygulanan çift faz üretim yöntemleri osprey, yarı katı döküm ve çok fazlı malzemelerin kararsız biriktirmesi yöntemleridir.

3.4.1. Spray Yöntemi

Sprey yöntemi, osprey ve hızlı katılaştırma olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Takviyesiz alaşımlar için osprey prosesi Singer tarafından geliştirilmiş ve Osprey Metal olarak ticari ad almıştır(Eliasson,1995). Sprey yöntemi, bir eriyiğin atomize edilmesini ve bir altlık üzerinde yarı katı damlacıklar halinde biriktirilmesini ve hızlı katılaştırılmasını kapsar. Kompozit malzeme üretmek için kullanılan osprey yönteminde, kontrollü (inert) atmosfer altında kompozit malzemeyi meydana getirecek olan matris alaşımı, spreyl tabancası boyunca inert gaz jeti ile atomize edilerek sıvı metal damlacık spreyl haline dönüştürülür ve metal damlacık akıntı

halinde iken seramik partiküller bu sprej içine enjekte edilmektedir. Metal matris kompozit malzemeyi meydana getirecek olan damlacık halindeki karışım ön ısıtılmış bir altlık üzerine çarptırılarak biriktirilmektedir(Huda,1995,Eliasson,1995). Damlacık altlığa çarptığı zaman kısmen katı durumundadır. Biriktirme hızı 6-10 kg/dk' dır. Uygun olarak kontrol edilirse osprey prosesi ile tüp, yuvarlak kütük veya şerit şeklinde ürün elde edilebilir. Bu yaklaşım osprey prosesinin modifikasyonu olarak ALCAN tarafından ileri sürülmüştür. Alcan, 200 kg ingot üreterek bu yöntemi, ticari uygulaması halinde geliştirmiştir. Osprey prosesinin şematik görünümü Şekil 3.29' da gösterilmektedir.

Metal parçacıklarının boyutu yaklaşık 20-40 µm kadardır. Partiküllerin metal matrise ilave edilme oranı sınırlıdır ve bu oran yaklaşık olarak % 30 civarındadır. Bu üretim yönteminin avantajı, sıvı ve takviye elemanı arasında geçen kısa temas süresinden dolayı sıvı matris ve seramik takviye fazının etkileşimi sınırlıdır ve dolayısıyla arayüzeyde sınırlı reaksiyon meydana gelmekte ve üretilen kompozitin mekanik özelliklerini iyi yönde etkilemektedir(Huda,1995). Yöntemin diğer bir avantajı ise matris fazı içerisinde partikül şeklinde takviye malzemesinin dağılımının homojen olmasıdır. Bu üretim yönteminin dezavantajları; başlangıç biletleri %95-98 yoğunluğunda ve tam yoğunluğa ulaşmak için ikinci bir proses adımına gereksinim duyulması, ayrıca üretim esnasında porozitenin meydana gelmesi ve maliyetin diğer yöntemlere nazaran yüksek olmasıdır(Eliasson,1995). Atomizasyon elde etmek için yeterli katılma aralığına sahip olmak şartıyla, herhangi bir matris kompozisyonunda alaşım (Al-Li 8090 gibi ileri havacılık alaşımı dahi) kullanılabilir. Sprey biriktirme ile üretilen kompozit maliyetleri, toz metalurjisi ve sıvı/partikül karıştırma ile üretilen kompozit maliyetleri arasındadır(Lloyd,1994). Yöntem, toz metalurjisinde kullanılan karıştırma ve pekiştirme aşamalarını birleştirerek metal matris kompozit malzemelerin üretiminde tasarruf vaad eder. Proses parametreleri (a) alaşımın sıcaklığı, (b) gaz jetinin sıcaklığı ve (c) altlığın sıcaklığıdır(Ray,1993).



Şekil 3.29. (a) tüp üretimi, (b) yuvarlak şekilli billet üretimi için modifiye edilmiş osprey biriktirme sistemi ve (c) hızlı katılaştırma prosesi (Ray,1993).

Kompozitin hızlı katılaştırma prosesi ile üretiminde, sıvı alaşım-partikül karışımından oluşan bir jet, Şekil 3.29.c' de gösterildiği gibi, basınç altında su soğutmalı bakır tekerlek üzerine çarptırılmakta ve elde edilen tabaka halindeki tozlar bir toplayıcı (kollektör) yardımı ile toplanmaktadır(Ray,1993). Tabakalar, 40-60 μm kalınlığında, 6-8 mm uzunluğunda ve 0,5-0,7 mm genişliğindedir. Burada önemli proses parametreleri, soğutulan bakır tekerleğin dönme hızı ve tekerlek üzerine çarpan malzeme miktarıdır. Tekerlek çok hızlı dönerse, damlacık toz oluşturacak kadar tekerleğe tutunamayacaktır. Diğer yandan çok yavaş dönerse, tabaka halindeki tozlar kalın olacaktır(Ray,1993).

3.4.2. Yarı-Katı Döküm Yöntemi

Bu yöntem, slurry (çamur kıvamında) döküm, compo-döküm veya rheo-döküm olarak bilinmektedir. Burada, sıvı metal/seramik partikül karıştırma prosesinde yer alan üretim düzenekleri kullanılabilmekte ve seramik partiküller metal matrise, matrisin hem sıvı hem de katı faz içerdiği sıcaklıkta eklenmektedir(Eliasson,1995). Bunu, çamur kıvamı oluşturmak için etkin bir şekilde karıştırma ve ardından bu karışımın sıcaklığını likudus sıcaklığının üstüne

çıkarılması ve sonra bir kalıba dökülmesi işlemi takip etmektedir(Eliasson,1995,Ibrahim,1991). Katılaşma sırasında etkin karıştırmaya maruz kaldığı zaman birçok metalik alaşımlar yüksek viskoziteli çamur kıvamına benzer davranış göstermektedir. Yüksek viskoziteli, kısmen katı ve dentiritik olmayan mikroyapı, seramik partiküllerin yüzmesine (sistemde askıda kalmasına) sebep olmakta yani çökmesine engel olmaktadır(Lloyd,1994). Karıştırma süresince metal matrisin çamur karakteristiği, takviye malzemesinin eklenmesine izin vermektedir. Yarı katı aralığında bulunan matris alaşımının karıştırılması dentritlerin kırılmasına ve sıvı faz içerisinde küresel tanelerin oluşmasına neden olmaktadır. Sıcaklık, alaşımın liküdüs ve solidüsü arasında tutulur ve bu işlem, çamur kıvamında ötektik altı fazın ve süreksiz seramik partiküllerini mekanik olarak sıkışmasına neden olmaktadır(Eliasson,1995).

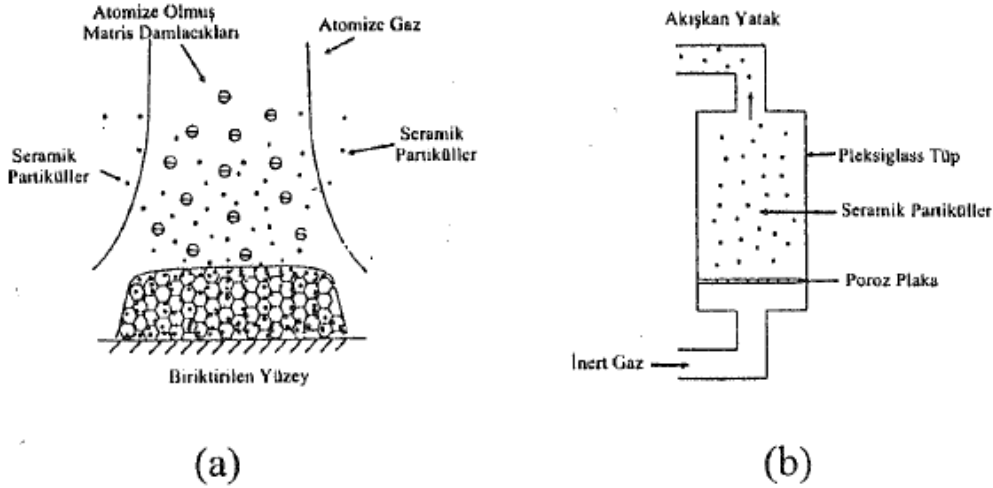
Seramik partiküller önce mekanik olarak matris içerisinde kalırlar ve daha sonra etkin bağ oluşumu için sıvı matris alaşımı ile kimyasal etkileşimlerde bulunurlar. Bu yöntem, Mehrabian ve arkadaşları tarafından ağırlıkça % 30 alüminyum oksit, silisyum karbür ve % 21 cam partiküllerinin hacimce 0,40-0,45 katı dağılımının olduğu, Al-% 5 Si- % 2 Fe alaşımına eklenmesinde kullanılmıştır. Bu yöntemde katılaşma süresince dibe çöken kaba partiküller (340 µm) dışında, partikül dağılımı homojen olmuştur. Bu yöntemin diğer bir avantajı, çamur kıvamında kompozitin yarı katı halinden dolayı deformasyona direnç az olduğu için, dövme veya ekstrüzyon ile son ürün şeklinde parça üretimine izin vermesidir(Huda,1995). Bunun yanında proses düşük sıcaklıklarda gerçekleştiği için hem takviye elemanının termokimyasal olarak bozulma riski hem de takviye ile matris metali arasındaki reaksiyon azalmaktadır. Bu yöntemin dezavantajı ise, kısmen katı alaşım ve karıştırıcının öğütme etkisinden dolayı fiber kırılmasının gözlenmesidir.

Hosking ve arkadaşları, vakum-indüksiyon fırını, alundum pota sistemi ve dökme demir pervane yardımı ile farklı boyut ve % hacim oranlarında Al_2O_3 ve SiC partikül takviyeli Al alaşım (2024 Al, 2014 Al ve 201 Al) matrisli kompozit malzemelerin üretiminde yarı-katı karıştırma yöntemini kullanmışlardır. Bu çalışmada, indüksiyon güç girişi, katının toplam yüzdesinin % 50' yi aşmayacak şekilde kontrol edilmiş ve alaşımın yaklaşık % 40 ile % 50' si katı olduğunda takviye partiküller ilave edilmiştir. Pervanelerin dönme hızı genellikle 240 rpm olarak seçilmiş ve karıştırma, matris ile takviye arasında bağlanmayı güçlendirecek miktarda arayüzey reaksiyonları oluşana kadar devam edilmiş, sonra likudus sıcaklığının üzerine aşırı ısıtılan sıvı metal grafit kalıp içine dökülmüştür. Hosking ve arkadaşları, grafit kalıba döktükleri kompoziti indüksiyon kaynağı ile tekrar ergiterek hidrolik pres yardımıyla dövme işlemine (yaklaşık 200 ton) tabi tutmuşlardır. Dövme işleminden dolayı matris çevresinde porozite

gözlenmemiş ayrıca, göreceli olarak partikül üniform dağılımı, takviye % hacim oranı ve boyutu sırasıyla % 5 ve üzeri ve 5 μ m veya daha büyük olduğunda başarılıdır.

3.4.3 Çok Fazlı Malzemelerin Kararsız Biriktirmesi

Çok fazlı malzemelerin kararsız biriktirmesi yönteminde matris malzemesi, yüksek hızlı inert gaz jetleri kullanarak ince damlacık dispersiyonları şeklinde parçalanır (Şekil 3.30.a). Aynı zamanda, önceden belirlenmiş uzaysal bölgede, mukavemet kazandırılmış bir yada iki fazın jetleri, atomize edilmiş spreynin içine enjekte edilir (Şekil 3.30.b). Ara yüzeyin kontrolü, atomize edilmiş matris spreynin sınırlı miktarda sıvı hacim oranı içerdiği uzaysal bölgede takviye fazlarının enjeksiyonu ile başarılıdır. Bundan dolayı kısmen katılaşmış matris ile seramik partiküllerin temas süresi ve sıcaklığının minimuma indirilmesi durumunda arayüzey reaksiyonları ve dolayısıyla mukavemet yakından kontrol edilebilir. Ayrıca üretim sırasında çevrenin sıkı kontrolü oksidasyonu minimuma indirir (Ibrahim, 1991). Son yıllarda, Gupta ve arkadaşları, kararsız biriktirme tekniğini kullanarak Al-Li alaşımına % 20' e kadar SiC partiküllerini ilave etmişlerdir. Bu çalışmada takviye fazının enjeksiyonu, uygun olarak dizayn edilmiş akışkan yatak kullanarak inert gaz buharında ince SiC partiküllerini taşıyarak başarılıdır.



Şekil 3.30. (a) Kararsız biriktirme tekniği ve (b) kararsız biriktirme tekniğinde kullanılan akışkan yatağın şematik görünümü (Ibrahim, 1991).

4. METAL MATRİS KOMPOZİT MALZEMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

4.1.Giriş

Partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler, monolitik alaşımlarla ulaşılamayan, fiziksel ve mekanik özelliklerin kombinasyonuna sahip olup, ileri teknolojik gelişimi için fırsat sunmaktadır. Geniş yelpazede, uygun matris ve takviye malzemesinin seçimi ile yoğunluğu ve termal genleşme katsayısı düşük kompozitlerin geliştirilmesine izin verilmektedir. Partikül takviyeli kompozitler, yüksek çekme mukavemeti, elastisite modülü, aşınma ve yorulma direnci gibi mekanik özellikler sergilerken süneklik ve tokluğun düşük olması bu malzemelerin kullanımını sınırlamaktadır(Lloyd,1994). Çizelge 4.1- Çizelge 4.4, farklı üretim yöntemi ile (veya üreticiden) elde edilmiş kompozitlerin mekanik özelliklerini vermektedir.

Takviye elemanının ilavesi ile önemli oranda artan ve özellikle mühendislik parçaların dizaynında önemli olan mekanik özelliklerden biri elastisite modülüdür. Elastisite modülü artarsa, genellikle kalınlığı azaltmak ve dolayısıyla ağırlıktan kazanmak mümkündür. Al matrisli kompozitlerin yoğunluğu düşük ve elastisite modülü yüksektir. Kompozit malzemelerin özelliklerini tahmin etmek için kullanılan karışımlar kuralı ifadesi(Lloyd,1994);

$$E_c = V_p * E_p + V_m * E_m \quad (4.1)$$

şeklinde dir. Burada E_c , E_m ve E_p sırasıyla kompozit, matris ve partikülün elastisite modülü, ve V_m ve V_p matris ve partikülün hacim oranlarıdır. Karışımlar kuralı, partikül takviyeli kompozitin elastisite modülünü belirlemek için değil sürekli fiber takviyeler için oldukça uygundur. Halpin-Tsai denkleminde karışımlar kuralı süreksiz takviyeli kompozitler için modifiye edilmiştir(Lloyd,1994);

$$E_c = [E_m (1 + 2sqV_p)] / (1 - qV_p) \quad (4.2)$$

$$q = [(E_p/E_m) - 1] / (E_p/E) + 2s \quad (4.3)$$

Burada s partikülün maksimum/minimum çapının oranıdır. Haphin-Tsai denklemi doğruluğu yüksek sonuç verdiği rapor edilmiştir(Lloyd,1994).

Çizelge 4.1. Süreksiz takviyeli kompozit malzemelerin akma mukavemeti, çekme mukavemeti, % kopma uzaması, elastisite modülü ve üretim yöntemi veya üretici firma.

Malzeme	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	% Kopma Uzama	Elastisite modülü (GPa)	Üretim Yöntemi veya Üretici Firma
%10 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	296	338	7.5	81	Duralcan, Alcan
%15 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	317	359	5.4-6	87-89	Duralcan, Alcan
%20 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	359	379	2.1	999	Duralcan, Alcan
%20 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	305	330	3.4	85	Comral 85, Comalco)
%15 SiC/6061 Al-T6	342	364	3.2	91	Cospray, Alcan
% 15 SiC/6061 Al-T4	405	460	7.0	98	DWA
% 20 SiC/6061 Al-T4	420	500	5.0	105	DWA
% 25 SiC/6061 Al-T4	430	515	4.0	115	DWA
% 25 SiC/6061 Al-T6	434	498	3.91	122.7	TM+Ekstrüzyon
% 20 SiC/6061 Al-T6	415	498	6	97	TM+Ekstrüzyon
% 10 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	483	517	3.3	84	Duralcan, Alcan
%15 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	476	503	2-2.3	92-94	Duralcan, Alcan
%20 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	483	503	1.0	101	Duralcan, Alcan
%15 SiC/2014 Al-T6	466	493	2.0	100	Cospray, Alcan
%20 SiC/2014 Al-T6	479	497	2.5	107.8	Döküm+Ekstrüzyon
%17 SiC/2124 Al-T4	400	610	5-7	100	Bp
% 25 SiC/2124 Al-T6	420	574	5.4	115.5	TM+Ekstrüzyon
% 25 SiC/2124 Al-T4	490	630	2-4	116	BP
% 20 SiC/2124 Al-T4	405	560	7.0	105	DWA
% 15 SiC/7075 Al-T6	556	601	2.5	95	Cospray, Alcan
% 15 SiC/7075 Al-T6	581	610	3.0	99.4	Döküm+Ekstrüzyon
% 15 SiC/7049 Al-T6	598	643	2.0	90	Cospray, Alcan
% 25 SiC/7090 Al-T6	686	805	2.0	117	Toz Met +Ekstrüzyon
% 13 SiC/8090 Al-T4	455	520	4.0	101	Cospray, Alcan
% 13 SiC/8090 Al-T6	499	547	3.0	101	Cospray, Alcan
% 17 SiC/8090 Al-T4	310	460	4-7	103	Toz Met. +Ekstrüzyon
% 13 SiC/8090 Al-T6	450	540	3-4	103	Toz Met. +Ekstrüzyon
% 10 SiC/A356-T6I	283-287	303-308	0.6	82	Duralcan, Alcan
% 15 SiC/A356-T6I	324-329	331-336	0.3	91	Duralcan, Alcan
% 20 SiC/A356-T6I	331-336	352-357	0.4	98	Duralcan, Alcan
% 10 SiC/A380-F	245	332	0.7-1.0	88-95	Duralcan, Alcan
% 10 SiC/A380-F	308	356	0.54	101-114	Duralcan, Alcan
% 9.4 SiC/AZ91	191	236	2.0	47.5	Dow
% 15.1 SiC/AZ91	208	236	1.0	54	Dow
% 20 SiC/AZ91	260	328	2.5	80	Dow

Çizelge 4.2. Fiber takviyeli bazı kompozit malzemelerin akma mukavemeti, maksimum mukavemet, % kopma uzaması, elastisite modülü ve üretim yöntemi veya üretici firma.

Malzeme	Akma Muk. (MPa)	Maksimum Muk. (MPa)	% Uza ma	Elastisite modülü (GPa)	Üretim Yöntemi (veya Üretici Firma)
% 16 SiC _(kılcal kristal) /2124 Al-T6	440	704	3.0	112	Toz Metalurjisi
% 15 SiC _(kılcal kristal) /2009 Al-T6	355	634	3.9	110	Toz Metalurjisi.
% 15 SiC _(kılcal kristal) /2009 Al-T4	348	610	4.8	109	Toz Metalurjisi
% 12 SiC _(kılcal kristal) /A332	197 (250 °C), 153 (300 °C), 94 (350 °C)	226 (250 °C), 180 (300 °C), 124 (350 °C)	-	-	Sıkıştırma döküm
% 20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	440	585	4	120	Toz Metalurjisi + Ekstrüzyon
% 30 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	570	795	2	140	Toz Metalurjisi + Ekstrüzyon
% 20 SiC _(kılcal kristal) /2124 Al-T6	497	856	2.4	127	-

Kompozit malzemenin üretimi sırasında, alaşıma gaz giderme işleminin uygulanması veya prosesin azot atmosferi ile korunması mekanik özelliklerde iyileşme sağlamaktadır. Kompozitlerin mukavemetinde etkin bir artış partikül takviyesinden daha çok fiber takviyesi ile gözlenmektedir. Bununla birlikte fiber takviyeli kompozitte süneklik düşüktür ve takviyenin yönlenmesine şiddetle bağlıdır. Partikül takviyeli kompozitler ise yapısal uygulamalar için beklenen özellikleri veren izotropik malzemelerdir. Süreksiz takviyeli Al alaşımlarının mukavemeti üzerine ilk ciddi çalışmayı yapan McDanels, alaşım tipine, matris alaşımının temper koşuluna, partikül hacim oranına bağlı olarak akma ve çekme mukavemetinde % 60' a kadar artış belirlemiştir(Eliasson,1995).

Çizelge 4.3. Bazı kompozit malzemelerin sertlik değerleri

Malzeme	Sertlik	Üretim yöntemi ve/veya üretici Firma
% 10 SiC/6061 Al	59HV	Toz Metalurjisi
% 23 SiC/6061 Al	158 HV	Toz Metalurjisi
% 25 SiC/6061 Al-T6	80 RB	Soğuk kompakt + sıcak pres.
% 20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	84 RB	Soğuk kompakt + sıcak pres.
% 20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al	56.7 RB	Soğuk kompakt + sıcak press + gaz giderme
% 20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	88.6 RB	Soğuk kompakt + sıcak press + gaz giderme
% 20 SiC/2124 Al	130 HV	Soğuk izostatik pres. + vakumda sıcak presleme
% 20 SiC/2124 Al	210 HV	Soğuk izostatik pres. + vakumda sıcak presleme + homojenleştirme ısıtma işlemi
%10 SiC (1.8 µm)/6061 Al-T6	130HV5N	Duralcan
%20 SiC (1.8 µm)/6061 Al-T6	155HV5N	Duralcan
%20 Al ₂ O ₃ (8.8 µm)/6061 Al-T6	145HV5N	Duralcan
%20 Al ₂ O ₃ (18.7 µm)/ 6061 Al-T6	136HV5N	Duralcan
1100 Al	29.6 HV10	Toz metalurjisi
% 5 SiC (10 µm)/1100 Al	36.2 HV10	Toz metalurjisi
% 5 SiC (27 µm)/1100 Al	33,3 HV10	Toz metalurjisi
% 5 SiC (43 µm)/1100 Al	34,0 HV10	Toz metalurjisi
% 10 SiC (10 µm)/1100 Al	39,4 HV10	Toz metalurjisi
% 10 SiC (27 µm)/1100 Al	36,8 HV10	Toz metalurjisi
% 10 SiC (43 µm)/1100 Al	37,2 HV10	Toz metalurjisi
% 20 SiC (10 µm)/1100 Al	43.5 HV10	Toz metalurjisi
% 20 SiC (27 µm)/1100 Al	45.0 HV10	Toz metalurjisi
% 20 SiC (43 µm)/1100 Al	44.8 HV10	Toz metalurjisi

Metal matris kompozit malzemelerde mukavemet artışı, bileşenlerin farklı termal büzülme davranışına sahip olması, geometrik zorlanma ve üretim sırasında plastik deformasyon etkisiyle matristeki dislokasyon yoğunluğundaki değişim ile ilişkilidir (İbrahim, 1991). Takviye (örneğin SiC) ile matris (Al) arasındaki termal genleşme katsayısındaki farktan dolayı soğuma sırasında matris ve takviye malzemesi arasında termal büzülmeden kaynaklanan deformasyon, dislokasyon üreterek mukavemet artışı sağlamaktadır (Eliasson, 1995, İbrahim, 1991). Al' un termal genleşme katsayısı SiC' ün termal genleşme katsayısından 5 ile 10 kat daha büyüktür. 1 µm boyutunda SiC takviyeli Al matrisli kompozitte, $\epsilon = \rho Lb$ (burada L partiküller arası boşluk ve b Al' nin Burgers faktörü) bağıntısı kullanılarak hesaplanan dislokasyon yoğunluğundaki artış $\rho = 1.8 \cdot 10^{13} \text{ m}^{-2}$ olarak bulunmuştur.

Çizelge 4.4. Bazı kompozit malzemelerin kırılma tokluğu değerleri

Malzeme	Kırılma Tokluğu, Kıc (Mpa m ^{-1/2})	Üretim yöntemi (veya üretici firma)
Al 6061-T6	36.8	-
%15 SiC/2024 Al	13.5-15.5	Sıcak preleme +ekstrüzyon
%15 SiC/5456 Al	16.0-18.0	Sıcak preleme +ekstrüzyon
%15 SiC/6061 Al	25.9-37.5	Sıcak preleme +ekstrüzyon
%25 SiC/6061 Al	11.1-11.5	Sıcak preleme +ekstrüzyon
%10 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	24.1	Duralcan-Alcan
%15 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	22	Duralcan-Alcan
%20 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	21.5	Duralcan-Alcan
%10 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	18.8	Duralcan-Alcan
%15 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	18.0	Duralcan-Alcan
%20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al	19.5	Soğuk kompakt +sıcak pres. +ekstrüzyon
%20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	23.4	Soğuk kompakt +sıcak pres. +ekstrüzyon
%20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al	18.9	Soğuk kompakt +sıcak pres. +ekstrüzyon + gaz giderme
%20SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	22.4	Soğuk kompakt +sıcak pres. +ekstrüzyon +gaz giderme
%17 Al ₂ O ₃ /Al-Li	24.85	İnfiltrasyon
%15 SiC _(kılcal kristal) /2124 Al-T6	22.2	Toz Metalurjisi
%15 SiC _(kılcal kristal) /2009 Al-T6	28.9	Toz Metallurjisi
%15 SiC _(kılcal kristal) /2009 Al-T6	27.1	Toz Metallurjisi

Üretim sırasında meydana gelen plastik deformasyon, dislokasyon yoğunluğunu artırırken dislokasyon hareketine sebep olan plastik deformasyon, dislokasyon kilitlemesi ile mukavemet artışına sebep olmaktadır(Ibrahim,1991).

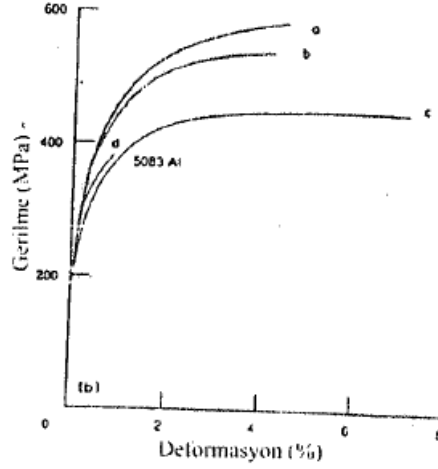
Partikül takviyeli kompozitlerin mikrosertlik ölçümü, uygulanan yükün büyüklüğüne, matris sertliğine, ısıtılma işlem koşullarına, partikül sertliğine, partikül boyutu ve hacim oranına bağlı olarak ve ayrıca batıcı ucun matris bölgesine veya partikülce toplanmış bölgeye isabet etmesinden dolayı geniş aralıkta değişebilir.

Çekme deneyi ile elde edilen % kopma uzaması değeri takviye malzemesi ilavesi ile hızlı olarak azalmaktadır(Lloyd,1994). Bu, özellikle düzensiz şekilli takviye fazının, bölgesel gerilme yoğunlaşmasından dolayı çatlak başlangıcı ve yayılmasının meydana geldiği bir bölge gibi davranmasından kaynaklanmaktadır. Kompozitlerin mekanik test sonrası hasarı, partikül kırılması ve matriste boşluk oluşumu görünümündedir.

4.2. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Matris Malzemesinin Etkisi

Partikül takviyeli kompozitlerde çekme ve akma mukavemetini etkileyen birçok faktör vardır. Metal matrisli kompozitlerin mekanik davranışlarını etkileyen faktörlerden ilki matris (Şekil 4.1) alaşımıdır. Şekil 4.1 ve Çizelge 4.1-Çizelge 4.3' den görüldüğü gibi, takviye boyutu ve takviye hacim oranı sabit tutulduğunda en yüksek mekanik özellik 7xxx Al serisi alaşım (7075

Al) matrisli kompozitlerde sergilenirken onu 2xxx Al serisi (2124 Al) ve 6xxx Al serisi alaşım (6061 Al) matrisli kompozitler takip etmektedir. En düşük mekanik özellik, 5xxx Al serisi (5083 Al) ve A300 serisi (A356) alaşım matrisli kompozitler göstermektedir.



Şekil 4.1. Kompozit malzemelerin mekanik özelliğine matris alaşımının etkisi. % 20 SiC kılcal kristal takviyeli (a) 7075 Al (b) 2124 Al (c) 6061 Al ve (d) 5083 Al matrisli kompozitlerin gerilme deformasyon eğrisi(Ibrahim,1991).

Lee ve arkadaşları, toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş %15 SiC (kılcal kristal) takviyeli 2124 Al (3.4 Cu, 1.9 Mg, 0.24 Mn) ve 2009 Al (3.5 Cu, 1.2 Mg, 0.01 Mn) matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerine matris alaşımının etkisini incelemişler ve çekme testleri sonucunda 2009 Al-T6 kompozitin çekme mukavemeti, 2124 Al-T6 kompozitin çekme mukavemetinden daha düşük çıkmıştır. Bu, 2124 Al' de daha fazla bulunan Cu ve Mg' nin oluşturduğu Al_2MgCu ince çökeltisine ve ayrıca Mn ve Fe gibi alaşım elementlerin tane büyümesini ve yeniden kristalleşmeyi sınırlayarak sertlik üzerindeki etkisine dayandırılmıştır.

SiC/Al kompozitlerde, matris mukavemetinin artması ile kompozitin mukavemeti, ıslatılabilirlik derecesinin artması ile de arayüzey bağ mukavemeti artmaktadır. Liu ve Chao(Liu,1993), basınçlı infiltrasyonla üretilmiş, 3 μm boyutunda % 12 hacim oranında Al_2O_3 fiber takviyeli Al alaşımı matrisli kompozite Mg ilavesinin mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. Mg ilavesinin artması ile kompozitin akma ve çekme mukavemeti artmış ve porozite azalmıştır. Bu durum, Mg ilavesi ile matris ve fiber arayüzey bağ mukavemetinin güçlenmesine ve infiltrasyonun kolaylaşmasına dayandırılmıştır. Bununla birlikte, Liu ve Chao, kompozitte Mg ilavesinin artması ile çekme hasarında fiber kırılmasından boşluk oluşumuna doğru bir geçiş gözlemişlerdir. Karıştırmalı dökümle % 10 SiC (34 μm)/ A356 partikül takviyeli kompozite ilave Mg' nin mekanik özelliklere etkisini inceleyen Sukumaran ve arkadaşları, Liu

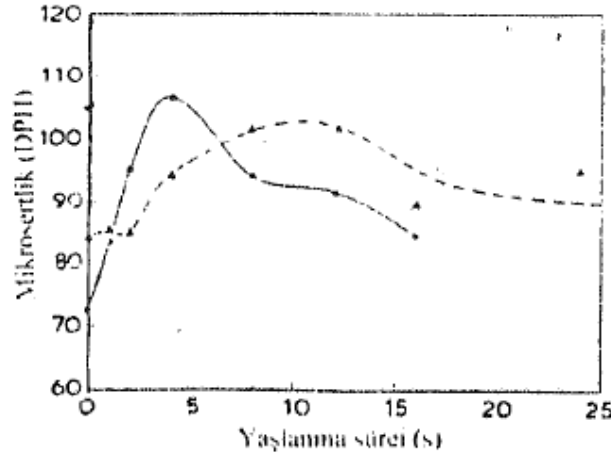
ve Chao' nun aksine % 0.4-1 Mg' nin üzerinde ekstra Mg ilavesinin (% 3.0-3.2) mekanik özelliklerde azalmaya yol açtığını rapor etmişlerdir. Sukumaran ve arkadaşları, % 10 SiC/A 356 kompozite % 3-3.2 arasında Mg ilavesi ile çekme mukavemeti değerinin düşmesini, düşük ergime sıcaklığına sahip Mg_5Al_8 kaba çökeltisinin oluşumuna dayandırmışlardır. İlave olarak, bu çalışmada, daha yüksek Mg içeriği ile porozite miktarında artış gözlenmesinin, sıvı metal içinde hidrojen çözünürlüğündeki artışa ve aynı zamanda sıvının akıcılığının azalmasına bağlı olduğu rapor edilmiştir.

Al matrisli kompozitlerde sık kullanılan diğer alaşım elementi Si' dur. Al alaşımlarına Si ilavesi alaşımın akıcılığını olumlu yönde etkilemekte ve sıvı sıcaklığını düşürmektedir. Yalnız Si miktarında daha fazla (ötektik üstü bileşim- % 12.6 Si) artış birincil Si aşırı çökeltilerini oluşturabilir. Si partikülleri göreceli olarak gevrek oldukları için SiC/Al kompozitlerin bazı mekanik özelliklerinin bozulmasına sebep olmaktadır(Pech-Canul,2000). Basıncsız infiltrasyonu kolaylaştırmasından, kılcal kanalların daha kolay doldurulmasından ve böylece kompozitte porozite miktarının azalmasından dolayı takviye elemanının Si ile kaplanması, yapıda poroz ve gevrek Si partiküllerinin oluşmasına, böylece elastisite modülü ve kırılma tokluğunun düşmesine sebep olmuştur.

Kompozitin mukavemetindeki artış, matrisin takviye elemanına yükü iletme kabiliyetine ve arayüzey bağ mukavemetine bağlıdır. Arayüzey bağ mukavemeti zayıfsa, partiküle gerilmenin transferinin meydana gelmesinden önce arayüzey hasara uğrayacak ve mukavemet artışı belirlenemeyecektir. Arayüzeyin yanında, termal iç gerilmelerin bulunması ve takviye partikül dağılımının homojensizliği, çok düşük deformasyon oranlarında plastisitenin başlamasına ve deformasyona karşı direnç gösterilmemesine sebep olacaktır. Partikül takviyeli kompozitler gözönüne alındığında matris mikro yapısı önemli rol oynamaktadır; ilk önemli bulgu olarak matris tane boyutu takviye elemanının ilavesi ile küçülür. Bilindiği gibi, takviye malzemesi ve matris arasındaki termal genleşme katsayısındaki farklılık dislokasyon yoğunluğunda bir artışa sebep olmaktadır.

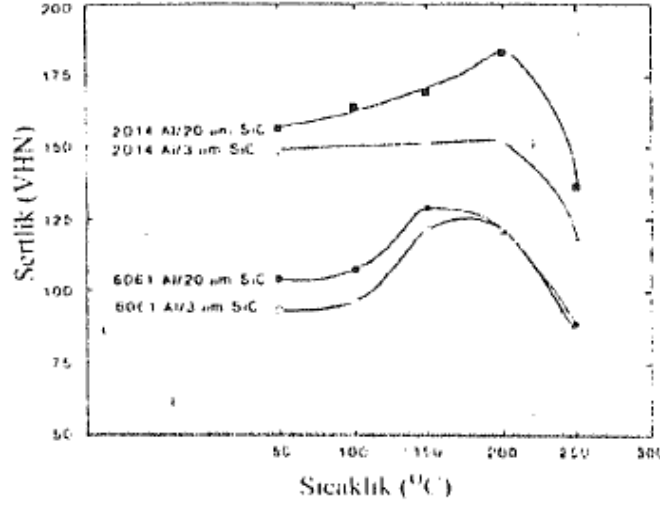
Takviyesiz malzemelerle karşılaştırıldığında seramik takviye partikülünün bulunması metal matris kompozitlerin yaşlanma davranışını etkilemektedir; takviye içeren alaşımlarda çökelti oluşum kinetiği hızlanmakta yani maksimum sertlik koşuluna daha kısa sürede ulaşılmaktadır. Bu davranış, matris ve takviye arasındaki (sahip oldukları farklı termal büzülme katsayılarından dolayı) uyumsuzluğun teşvik ettiği yüksek dislokasyon yoğunluğundan dolayı artan çekirdekleşme ve büyüme kinetiği ile açıklanmıştır. İlave olarak partikül hacim oranı, partikül şekli, tipi ve boyutundaki değişim, maksimum sertliğe ulaşmada farklı süreler gerektirmektedir.

Şekil 4.2' de SiC kılcal kristal takviyeli ve takviyesiz kompozitte 2124 Al alaşımlarının yaşlanma grafiği verilmektedir. Takviye içeren 2124 Al alaşımı 3 saatte maksimum sertliğe sahip olurken takviyesiz 2124 Al alaşımı 10 saatte maksimum sertliğe ulaşmıştır. Kompozit malzemelerde yaşlanma kinetiğinin yüksek olması matris ve takviye malzemesi arasındaki termal genleşme farklılığından kaynaklanan yüksek dislokasyon yoğunluklarının bulunmasına bağlıdır(Ibrahim,1991).



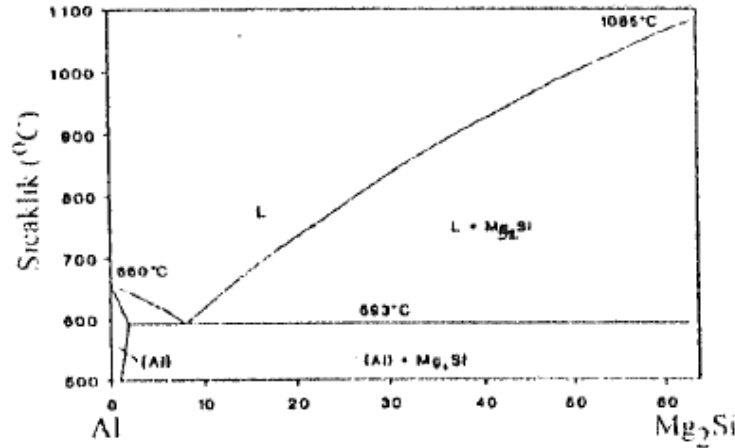
Şekil 4.2. Takviyesiz (▲) ve SiC kılcal kristal takviyeli (●) 2124 Al alaşımının havada yaşlanma davranışı(Ibrahim,1991).

Song ve arkadaşları, % 20 hacim oranında 3 ve 20 μm SiC takviyeli 2014 Al ve 6061 Al matrisli kompozitlerin mekanik özelliğine yaşlandırma işleminin etkisini incelemişler ve 1 saat için 530 °C' de su verilmiş kompozit numuneleri 50-200 ° C arasında yaşlandırma işlemine tabi tutmuşlardır. Şekil 4.3, yaşlandırılmış kompozitlerin kütesel sertlik ölçümelerini vermektedir. Bu ölçümler, 2014 Al matrisli kompozitin sertliğinin 6061 Al matrisli kompozitin sertliğinden daha yüksek olduğunu ve 150-200 °C' de maksimum sertliğin elde edildiğini göstermektedir. Bununla birlikte, kaba SiC partikül takviyeli kompozit, ince partikül takviyeli kompozitten daha yüksek sertliğe sahiptir. Song ve arkadaşları, TEM (taramalı elektron mikroskobu) kullanarak inceledikleri yaşlandırılmış kompozit malzemedede düşük sıcaklıklarda (50-100 °C) θ' (CuAl_2) ve θ'' çökeltilerinin dislokasyon çizgi ve halkalarında oluştuğunu, 200 °C' de θ'' çökeltilisinin iğnesel θ^1 çökeltilisine dönüştüğünü gözlemişlerdir. Ayrıca dislokasyon yoğunluğunun, SiC takviyesinin kenarında daha fazla, matris içinde daha az olduğu bulunmuştur.



Şekil 4.3. Kompozit malzemenin yaşlanma davranışına matris tipinin ve takviye boyutunun etkisi.

Takviyesiz ve SiC takviyeli Al-Mg-Si (6061 Al) veya Al-Si (A356) alaşım matrisli kompozitlerde çökelti fazı oluşturan bileşik Mg_2Si intermetalikdir (Ribes, 1990, Pai, 1995). Mg_2Si ' in ergime sıcaklığı (Şekil 4.4), sertliği yüksek ve yoğunluğu düşük olmasından dolayı oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklık mukavemetini artırıcı olarak bu intermetalik kullanılmaktadır.



Şekil 4.4. Al- Mg_2Si faz diyagramı [118].

SiC takviyeli Al matrisli kompozitte, matris ile takviye arasındaki reaksiyonla $MgAl_2O_4$ oluşumu sonucu matriste Mg' nin harcanması kompozitin yaşlanabilirlik kabiliyetini azaltmaktadır. Salvo ve arkadaşları, oksidasyon işlemi ile yüzeyinde SiO_2 oluşmuş SiC partikülü ile takviye edilmiş A356 alaşımında $MgAl_2O_4$ oluşumundan dolayı matristeki Mg içeriğinin azalmasının kompozitin yaşlanma sertleşmesi özelliğini bastırdığını ve bununla birlikte Al-Mg ikili alaşımlarında (veya 6061 Al' de) yüzeyinde SiO_2 bulunan SiC takviyesinin ilavesi ile spinell oluşum reaksiyonu

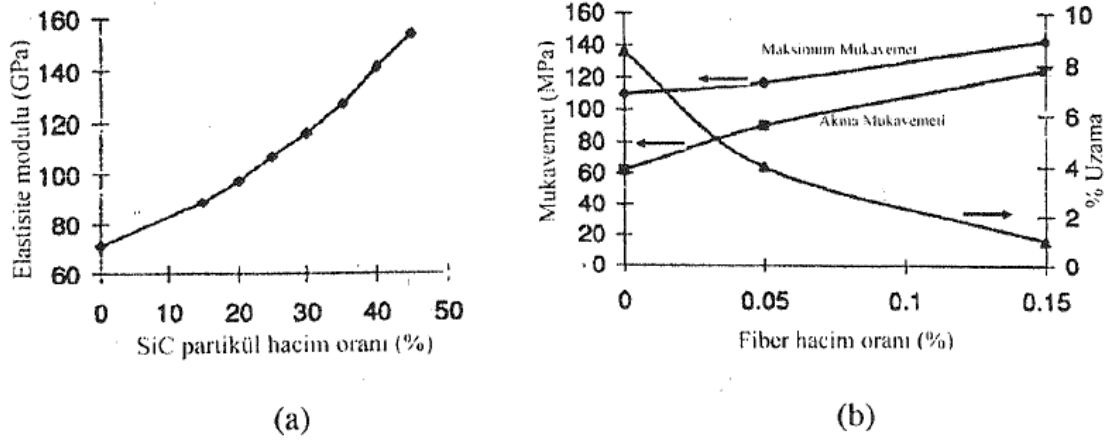
sonucu Si' un açığa çıkması yaşlanabilirlik karakteristiğini iyileştirdiğini bulmuşlardır. Ribes ve arkadaşları, Saivo ve arkadaşlarının bulgularına uyumlu olarak, oksidasyon işlemine uğramış % 10 SiC ile takviye edilmiş A356 alaşım kompozitte yaşlanma sertleşmesi kabiliyetinin ve çekme mukavemetinin düştüğünü gözlemişlerdir. Ribes ve arkadaşları oksidasyon işlemine tabi tutulmuş SiC ile takviye edilmiş A356 kompozitlerde arayüzeyde oluşan spinel/matris ayrılması ile çekme hasarının gerçekleştiğini, bununla birlikte orjinal SiC ile takviye edilmiş kompozitte Si kırılmasının meydana geldiğini yayınlamışlardır.

Çizelge 4.1 ' de bazı kompozitlerin % uzama değerleri verilmiştir. Çizelge 4.1' den görüldüğü gibi, dövme ürünleri dökme ürünlerden daha yüksek sünekliğe sahiptir.

4.3. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Hacim Oranının Etkisi

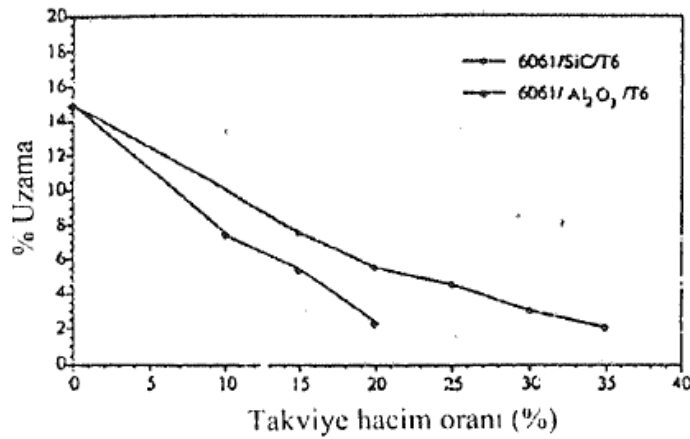
SiC/Al kompozit malzemelerde takviye elemanının hacim oranının artması ile akma mukavemeti, maksimum mukavemet (basmada ve çekmede), elastisite modülü artmakta ve süneklik düşmektedir(Eliasson,1995). Şekil 4.5, T6 ısıtıl işlemine tabi tutulmuş 2124 Al (Al-Cu) alaşımının elastisite modülüne SiC partikül hacim oranının etkisini göstermektedir. Takviye hacim oranının artması ile mukavemetin artması, SiC takviye miktarının artması ile dislokasyon yoğunluğundaki artıştan kaynaklanmıştır.

Şekil 4.5 b' de T5 koşulunda ısıtıl işlem görmüş A1203 fiber takviyeli A332 (Al 9.5 Si 3 Cu) alaşım matrisli kompozitin 250 °C' deki çekme özellikleri verilmektedir(Eliasson,1995). Seramik takviye partikül ve/veya fiber hacim oranının artması ile mukavemet artmıştır. Bununla birlikte, Lloyd (Lloyd,1994), mukavemetteki artışın, oldukça yüksek partikül hacim oranlarında azaldığını gözlemiştir. Bunun sebebi, yüksek hacim oranlarında uniform partikül dağılımının kolay olmamasıdır. Birçok çalışma, kompozitin sertliğinin ve çekme özelliklerinin, artan partikül hacim oranı ile arttığını, fakat artan partikül boyutu ile azaldığını bulmuştur. Al-Rubaie ve arkadaşları, diğer çalışmalarla uyumlu olarak takviye hacim oranının artması ile kompozit sertliğinin arttığını, fakat Zhang ve arkadaşları ile Ma ve arkadaşlarının aksine takviye boyutunun azalması ile sertliğin değişmediğini (Çizelge 4.1) belirlemişlerdir.



Şekil 4.5. Takviye hacim oranı ile (a) SiCp/2124 Al-T6 kompozitin elastisite modülünün ve (b) $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{A332}$ ($\text{A19.5Si}_3\text{CuMgZn}$)-T5 kompozitin 250 °C 'deki çekme özelliklerinin değişimi (Eliasson,1995).

Takviye hacim oranı (Şekil 4.6) arttıkça süneklik azalmaktadır. Süneklik, mühendislik dizaynlarda sık sık göz önünde bulundurulanan parametrelerden biridir; özellikle süneklik düşükse, düşük deformasyonlarda çatlak ortaya çıkabilir,



Şekil 4.6. Partikül hacim oranı ile 6061 Al alaşımının çekme uzamasının değişimi(Lloyd,1994).

Kompozitlere uygulanan ısıtma işlemi kırılma tokluğu artarken, toz metalurjisi kompozitlere gaz giderme amacıyla uygulanan sinterleme ısıtma işlemi ile kırılma tokluğu azalmıştır(Huda,1995). Matris sistemleri arasında 6061 Al en yüksek kırılma tokluğu değerine sahiptir. Lee ve arkadaşları, Mn içeren 2124 Al alaşım matrisli kompozitin (Çizelge 4.4) kırılma tokluğunun, 2009 Al alaşım matrisli kompozite kıyasla daha düşük çıkmasını kaba manganez partiküllerinin oluşumuna dayandırmışlardır. Kompozitlerin kırılma tokluğu, takviye boyutunun artması ile

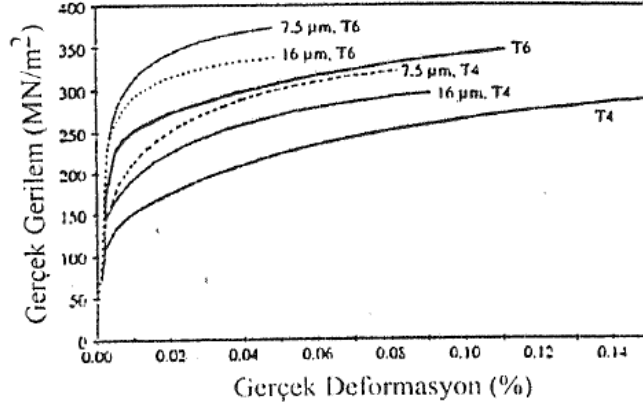
azalmaktadır(Lloyd,1994), Halın ve Rosenfield, Denklem 4.4 yardımıyla kırılma için kritik gerilme şiddet faktörünü takviye partikül hacim oranı ile ilişkilendirmişlerdir;

$$K_{Ic} = [2\sigma_a E(\pi/6)^{1/3} d]^{1/2} V_f^{-1/6} \quad (4.4)$$

bağıntısıyla verilmiştir. Burada çatlak ucu yarı çapı (tipik olarak 50 μm), σ_y akma gerilmesi, E elastisite modülü ve ϵ_c ise partikül matris arayüzey mukavemetine, boşluk hacim oranına ve ortalama gerilmeye bağlı olarak boşluk oluşumu için gerekli deformasyon miktarıdır.

4.4. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Boyutunun Etkisi

Aghajanian ve arkadaşları, basınçsız infiltrasyonla üretilmiş Al_2O_3 takviyeli Al-%10 Mg matrisli kompozitlerin mekanik özelliğine takviye boyutunun etkisini (Çizelge 4.1) incelemişlerdir. Burada, takviye boyutunun incelenmesi ile maksimum çekme mukavemeti ve % uzama miktarı artmıştır. Şekil 4.7, ekstrüze edilmiş iki farklı partikül boyutu ve ısıtma işlem koşulu için SiC takviyeli (% 15 SiCp/A356) ve takviyesiz A 356 malzemelerinin gerilme-deformasyon eğrilerini vermektedir(Lloyd,1994). Düşük deformasyonlarda soğuk işlem sertleşmesi azalan SiC partikül boyutu ile artmıştır. Bu durum, termal genleşme katsayısındaki farklılıktan kaynaklanmıştır. Aghajanian ve arkadaşlarının çalışmasına uyumlu olarak birçok araştırmacı takviye boyutunun artması ile takviye kırılmasının gözlenmesinden dolayı mukavemetin ve sünekliğin düştüğünü belirtmişlerdir. Takviye boyutunun azalması ile mukavemetteki artış, bileşenler arasındaki termal genleşme katsayılarındaki farklılıktan dolayı soğuma sırasında dislokasyon yoğunluğundaki artıştan kaynaklanmıştır. Muemmary ve Derby, partikül boyutu ile mukavemet değişimi arayüzey bağ mukavemetinden bağımsız olduğunu ileri sürmüşlerdir. Ayrıca Muemmary ve Derby, düşük hacim oranlarında 3 ve 30 μm boyutlarında SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin çekme deneyi sırasında kırılana kadarki deformasyon miktarının takviye partikül boyutunun artması ile arttığını bulmuşlardır. Bu durumu, sünek kırılma mekanizması olan boşluk çekirdeklenmesi, boşluk büyümesi ve boşlukların birleşmesi mekanizmalarından boşluk büyüme miktarındaki artışa dayandırmışlardır.



Şekil 4.7 Ekstrüze edilmiş farklı partikül boyutuna ve temper koşuluna sahip takviyesiz A 356 ve % 15 SC takviyeli A 356 alaşımının gerileme-deformasyon eğrileri(Lloyd,1994).

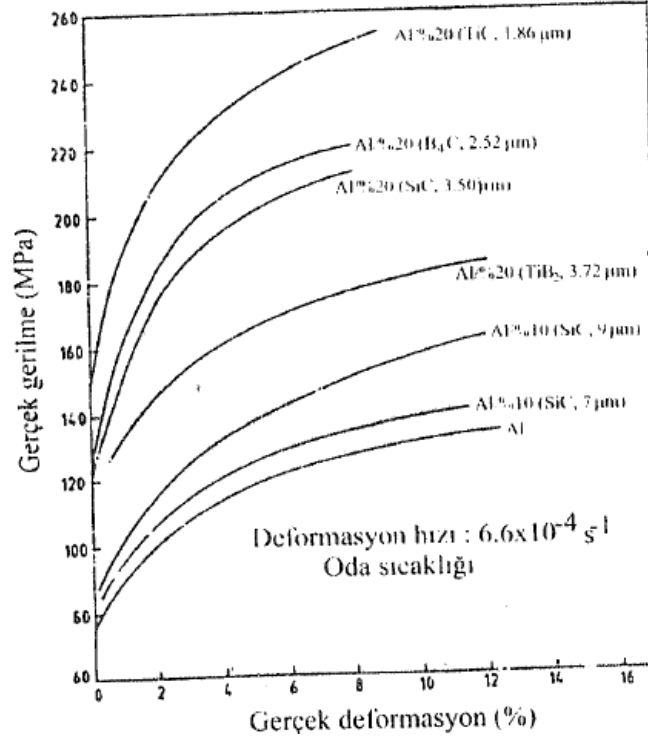
Partikül kırılması, genellikle büyük partiküllerde gözlenmektedir. Büyük seramik partiküllerin, hasarı başlatan çatlakları içermeye ihtimali yüksektir. Takviye partikülleri arasındaki matris, akma mukavemetinin çok üstünde bölgesel gerilmeye yol açacak şekilde zorla deformasyona uğratıldığında boşluk şeklinde hasar oluşumu meydana gelir. Mekanik deneylerde, hasarın arayüzey yerine takviye çevresindeki matrisin plastik akışı ile meydana gelmesi, takviye ile matris arasında bağ oluşumunun güçlü olduğunu ortaya koymaktadır.

Arayüzey boyunca kırılmayı minimuma indirmek için yüksek arayüzey mukavemetine gereksinim duyulmaktadır. Bununla birlikte, matrisin mikroyapısında önemlidir; çünkü bölgesel matris hasarının kırılmayı kontrol ettiği açıktır. Ayrıca partikül dağılımı kompozit sünekliğini etkiler. Belirli hacim oranı için kompozitin sünekliğini etkileyen faktörler şunlardır;

- Uniform partikül dağılımı.
- Yüksek arayüzey mukavemeti.
- Partikül şekli.
- Sünek matris.

4.5. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Tipinin Etkisi

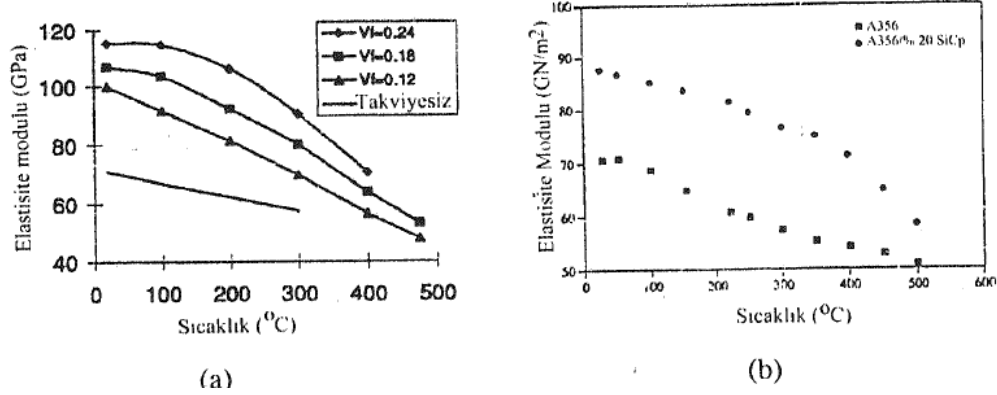
Roy ve arkadaşları, SiC, TiC, B₄C ve TiB₂ partikülleri ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerine takviye tipinin etkisini Şekil 4.8' de vermişlerdir. Şekil 4.8 ve Çizelge 4.1' den görüldüğü gibi %20 TiC ile takviye edilmiş kompozit en iyi çekme ve süneklik kombinasyonları sergilemiştir.



Şekil 4.8 Takviyesiz ve farklı tipte partikül ile takviye edilmiş Al matrisli kompozit için oda sıcaklığı gerilme-gerçek deformasyon eğrileri.

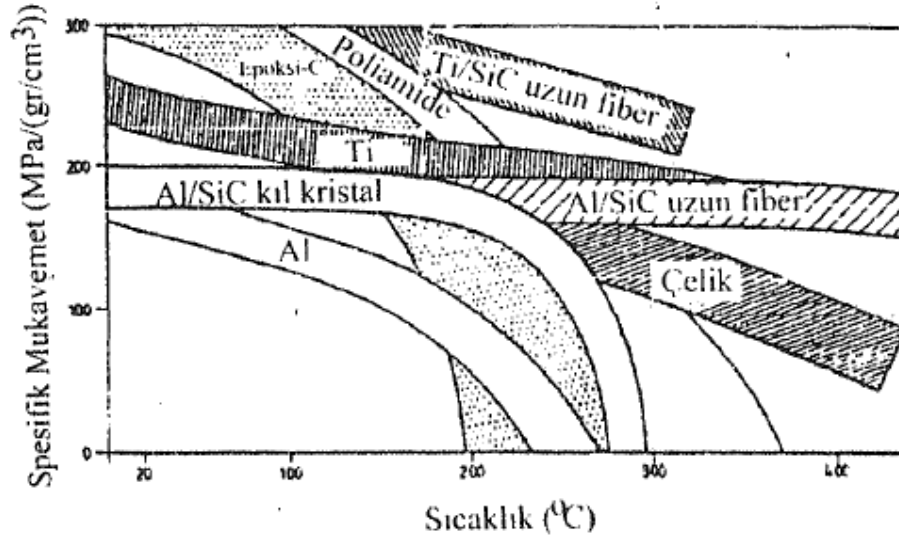
4.6. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Sıcaklığın Etkisi

Seramik takviyeli kompozitlerin en büyük özelliği yüksek sıcaklık mukavemetleridir. Kompozit malzemeler, belirli sıcaklığa ($\approx 200^\circ \text{C}$) kadar kullanılabilir mukavemet değerlerine sahiptirler. Şekil 4.9, takviyesiz ve % 12-24 hacim oranında Al_2O_3 fiber takviyeli $\text{Al}_9\text{Si}_3\text{Cu}$ alaşım matrisli ve %20 SiC partikül takviyeli A356 matrisli kompozitlerin elastisite modülüne sıcaklığın etkisini göstermektedir. Kompozit malzemeler, takviyesiz malzemelerle karşılaştırıldığında her bir sıcaklıkta yüksek elastisite modülüne sahip olmalarının yanında yüksek fiber hacim oranına sahip kompozit daha geniş sıcaklık aralığında elastisite modülü değerini koruyabilmektedir. Hadianfard ve arkadaşları, $25\text{-}180^\circ \text{C}$ deney sıcaklığı aralığında, %20 Al_2O_3 partikül takviyeli 6061 Al alaşım matrisli kompozit malzemelerin çekme mukavemeti ve elastisite modülünün sırasıyla yalnızca %18 ve %12 azaldığını bulmuşlardır.



Şekil 4.9. (a) %12-24 Al₂O₃ fiber/Al₉Si₃Cu ve (b) %20 SiCp/A 356 kompozit malzemelerin elastisite modülüne sıcaklığın etkisi.

Şekil 4.10' da sıcaklığın fonksiyonu olarak spesifik mukavemet değerleri gösterilmektedir. Sürekli fiber takviyeli kompozitler 250° C' ye kadar mukavemetlerini koruyabilirken, süreksiz partikül takviyeli kompozitler 20-150° C arasına kadar mukavemetlerini korumaktadırlar.



Şekil 4.10 Sıcaklığın fonksiyonu olarak sesifik mukavemetin (çekme mukavemeti/yoğunluk) değişimi.

Zhao ve arkadaşları, takviyesiz ve % 10-25 hacim oranında Al₂O₃ 2024 Al alaşımının mukavemetine sıcaklığın ve takviye hacim oranının etkisini incelemişlerdir. Düşük sıcaklıklarda takviye hacim oranına bağlı olarak partikül takviyeli kompozit, takviyesiz alaşımdan daha yüksek mukavemet değerleri sergilerken yüksek sıcaklıklarda bu fark azalmıştır. Partikül takviyeli kompozitlerin düşük sıcaklıklarda ve düşük deformasyon oranlarında takviyesiz matristen daha yüksek mukavemet göstermesi deformasyon sertleşmesi hızının bir sonucudur.

Ayrıca Zhao ve arkadaşları, düşük sıcaklıklarda baskın olan partikül kırılması şeklinde hasar mekanizmasından yüksek sıcaklıklarda partiküller arası boşluk oluşumu şeklinde bir hasar mekanizmasına geçişin olduğunu gözlemişlerdir.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR:

5.1. Giriş

Bu çalışmada incelenecek numunelerin elde edilmesi için kullanılan yöntem vortex(girdap), diğer bir isim ile sıvı metal-partikül karıştırma yöntemidir. Partiküllerin sıvı alaşıma ilavesi üzerine çok sayıda çalışma yapılmıştır. Burada uygulanan yöntem daha önceden yapılan çalışmalarla benzerlik göstermektedir. Ergimiş metalin karıştırılıp içinde bir vortex oluşturulması ve partiküllerin bu vortex'e ilavesi modeli uygulanarak kompozit oluşturulmuştur. Yapışma problemini azaltmak amacıyla kompozitin döküldüğü kalıpta katılma ve sonrasında basınçla sıkıştırma gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışmanın temelini matris'e katılacak partikülün hacim oranı ve partikül çapı değişiminin oluşan bu kompozitin mekanik özellik karakterizasyonuna nasıl bir etkisi olduğunu ortaya koymak oluşturmaktadır. Bu karakterizasyonun değişimini sağlayacak prosesler, bir kompozit malzeme üretiminde uygulanmış geleneksel işlemlerdir. Sırası ile verilecek olur ise; matris malzemenin ergitilmesi, ergiyeğin içerisine değişik çap ve hacim oranlarında partiküllerin katılması, oluşan vortex ile partiküllerin ıslatılmasının sağlanması, katılma sırasında basınç uygulanarak (Sıkıştırma Yöntemi) yoğunlaşmanın artırılmasının hedeflenmesi, kalıptan alınan numunelerin yüzey parlatma işlemleri için sıcak montesi ve bakalite alınmaları, numunelerin metalografik incelemeleri için yüzey zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerinin yapılması, ışık mikroskobu altında bünne yapı incelemesi ve fotoğraflarının çekilmesi, numunelerin homojenize edilmesi, çözeltiye alınması ve yaşlandırma işlemlerine tabi tutulmalarıdır. Bu çalışmada amaçlanan uygulanan tüm bu proseslerde ayrı hacim oranları ve partikül çaplarındaki numunelerin mekanik özelliklerinin değişim karakterinin ortaya konmasıdır. Karakterlere takviyelerin değişik oran ve boyuttaki katkıları gözler önüne serip nedenlerini ve mekanizmalarını ortaya koyarak kullanılan üretim yönteminin teknik uygulanabilirliğini tespit etmek bu çalışma için bir başarı ve hedeflenen amaç olmuştur.

Sıvı metalin içine partikül takviyesini karıştırmak için günümüzde bir çok yaklaşım kullanılmaktadır. Bunlar;

- İnert taşıyıcı gazda sıkışmış tozların, enjeksiyon tabancası kullanarak sıvı içine ilavesi.
- Sıvı metal kalıbı doldururken partiküllerin sıvı içine ilavesi.
- Sıvı metalin mekanik karıştırılması ile oluşturulan vorteksin ortasından sıvı metalin içine partiküllerin ilavesi.

- Sıvı metalin karıştırılması sırasında sıvının içine küçük briketlerin (partikül ve matris alaşım tozlarının presle kompaktlanması sonucu oluşan kompakt) ilavesi.
- İleri geri hareket eden çubuklar yardımı ile partiküllerin sıvı içine girmesi için kuvvet uygulanması.
- Santrifüj hareketle sıvı içine ince partiküllerin dispersiyonu.
- Sıvı metal ultrasonla sürekli titreşirken seramik partiküllerin sıvı içine ilave edilmesi.
- Elektromagnetik olarak karıştırılan sıvıya partiküllerin ilavesi. (Elektromagnetik karıştırma ile sağlanan türbulans akış, uniform dağılım elde etmek için kullanılmaktadır)
- Sıfır yer çekimi işlemi ile partiküllerin sıvı içine ilavesi (sıfır yerçekimi, uzun zaman periyodunda yüksek sıcaklıkların ve ultra yüksek vakumun birlikte kullanımından oluşmaktadır).

Yukarıdaki tekniklerin tümünde, sıvı içinde homojen takviye partikül karışımını oluşturmak ve ıslatılamayan takviye fazı sıvı içine ilave etmek için dış kuvvet kullanılmaktadır. Surappa ve Rohadgi' nin ortaya koyduğu ilk karıştırma metodunda, pervanelerle matriste oluşturulan girdabın kenarından seramik partiküller ilave edilmiştir (Lloyd,1994). Sıvı metal karıştırma metodu, maliyeti düşürdüğü ve geleneksel metal üretim ekipmanlarının kullanımına izin verdiği için ilgi çekmiştir. Bu çalışmada kullanılan yöntem; sıvı metal/seramik partikül karıştırma (Vorteks) yöntemi ile kompozit malzeme üretiminde kullanılan bir düzenek Şekil 5.1' de şematik olarak verilmiştir.

Matris malzemesi olarak AA 6061 malzemesi seçilmiştir. 6xxx serisi alaşımları orta sert alaşım gurubu olarak değerlendirilip ekstrüzyon gibi şekillendirme yöntemlerine son derece uygundur. Bu alaşım gurubunun korozyon özellikleri 2xxx ve 7xxx serisi alaşımlardan daha düşüktür. AA 6061 6xxx serisi içerisinde mekanik özellikleri en yüksek alaşım olup partikül takviyesi ile mekanik özelliklerinin daha da üstün duruma getirilmesi halinde 2xxx ve 7xxx alaşımları ile rekabet edebilir bir konuma gelecektir. Böylelikle hem şekillendirilmeye yatkın hemde mekanik özellikleri iyileştirilmiş bir malzeme elde edilecektir. Çalışmada, kullandığımız yöntemin bu tür bir malzeme ne kadar etkili olabileceği belirlenecek, aynı zamanda bu tarz bir malzemenin laboratuvar ortamında ne derece başarı ile üretilebileceği gözlemlenecektir. Yöntemin endüstriyel uygulanabilirliği ise bir başka araştırma konusu olarak bırakılmıştır.

Çizelge 5.1 AA 6061 alaşımının bünye yapısı.

ELEMENT	ORAN
KROM	0.04 - 0.35
BAKIR	0.15 - 0.4
DEMİR	0 - 0.7
MAGNEZYUM	0.8 - 1.2
MANGANEZ	0.15 max
TİTANYUM	0.15 max
ÇİNKO	0.25 max
DİĞER	0.15 max

5.2 Nunume Üretimi :

5.2.1 Ergitme :

Bu aşamada incelenecek numunelerin matris yapısını oluşturacak AA 6061 alaşımı bir potada 700 °C’ de eritilmektedir. Burada dikkat edilen en önemli husus; ergitme işleminden önce hazırlanacak 6061 alaşımının uygun hacimde ve ağırlıkta kesilmesidir. Toplam 12 adet farklı numune hazırlanacak olması % değişimi direkt etkileyecek matris katılma miktarını çok önemli kılmaktadır.

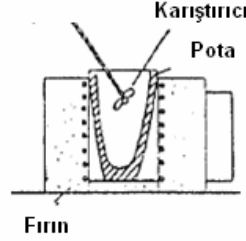
Standart olarak hazırlanacak her numunenin 6 gr. Olması ana kriter ve değişmez olarak belirlenmiştir. Buna göre hazırlayacağımız numunelerin farklı hacim oranlarında Al_2O_3 içereceklerini ön görerek döküm sonunda elde edilecek her bir numunenin ağırlıklarının aynı çıkabilmesi için referansımız haricindeki tüm numunelerden hacim oranı farklılıkları kadar matris çıkartılmıştır. Elde edilecek numunelerin listesi aşağıda verilmektedir.

Çizelge 5.2 Deneysel çalışmada üretilecek numuneler ve kompozisyonları.

PARTİKÜL ÇAPI	PARTİKÜL(Al_2O_3) HACİM ORANI	AA 6061 MİKTARI(gr)	Al_2O_3 MİKTARI(gr)
45 μm	5%	5,7 gr.	0,3 gr.
"	10%	5,4 gr.	0,6 gr.
"	15%	5,1 gr.	0,9 gr.
"	20%	4,8 gr.	1,2 gr.
75 μm	5%	5,7 gr.	0,3 gr.
"	10%	5,4 gr.	0,6 gr.
"	15%	5,1 gr.	0,9 gr.
"	20%	4,8 gr.	1,2 gr.
100 μm	5%	5,7 gr.	0,3 gr.
"	10%	5,4 gr.	0,6 gr.
"	15%	5,1 gr.	0,9 gr.
"	20%	4,8 gr.	1,2 gr.

Yukarıdaki çizelgede belirtildiği şekilde miktarlar matris için AA 6061 kütüğünden kesilmiş ergitme potasına konmuştur. Potada sıcaklık 700 °C’ ye ayarlanarak 6061’ in eriyiğe dönüşmesi sağlanmıştır.

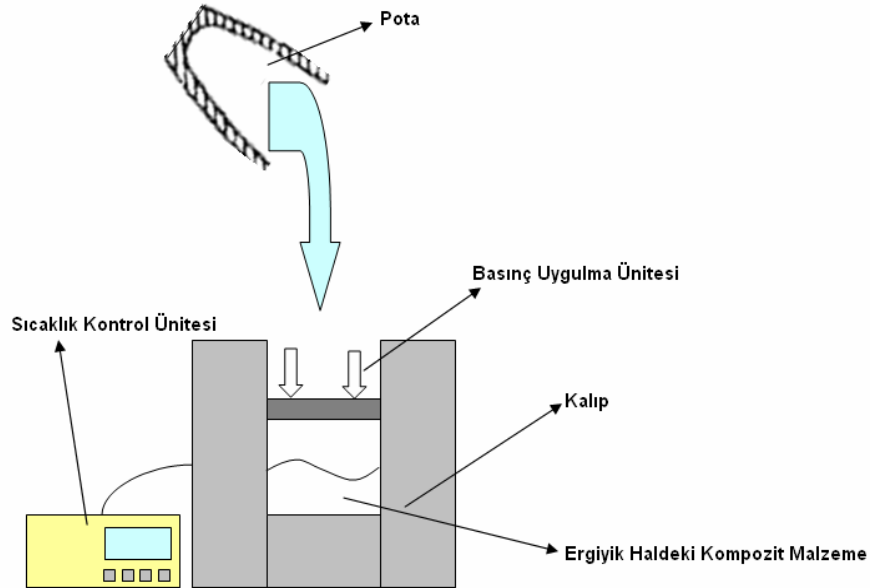
700 °C’ de alüminyum ergiyiğe dönuştükten sonra içerisine izelge 5.1’ de verilen değerlerde alüminalar (Al_2O_3) katılmıştır. Özel bir mikser yardımı ile Al_2O_3 ergiyiğin içerisine homojen olarak dağılması ve karıştırılması sağlanmıştır.



Şekil 5.1 Takviye partiküllerin sıvı matrise karıştırılması için kullanılan düzeneğin şematik resmi.

5.2.2 Döküm :

AA 6061’ in ergitilmesi ve yapısına partiküllerin katılıp girdap etkisi ile homojen bir şekilde dağılımını sağladıktan sonra ergiyiğin kalıba dökülmesi gerekmektedir. Bu deneysel çalışmada kullanılan kalıp çok amaçlı olup, ergiyiğin dökülmesinden sonra ısı kontrollü bir şekilde soğutulup aynı zamanda üzerine basınç uygulanmasına imkan vermektedir (sıkıştırma).

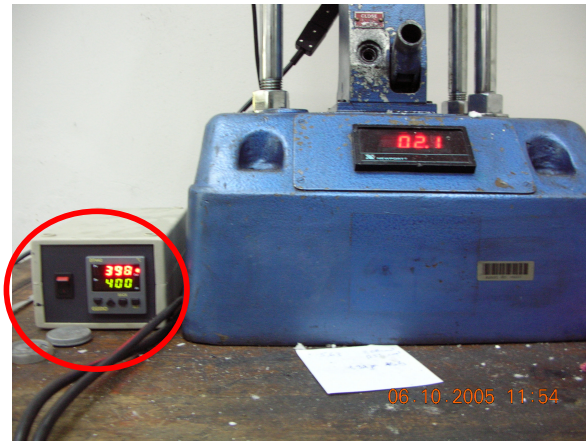


Şekil 5.2 Kalıba dökülen numunelerin sıcaklık kontrollü olarak basınç altında katılaştırıldığı düzeneğin şematik resmi.

Döküm prosesi yukarıda tanımlandığı gibi tamamlandıktan sonra sıcaklık kontrol ünitesi 400 °C' ye ayarlanarak kalıp soğumaya bırakılmıştır. Burada kritik olan parametre ergiyiğe katılan partiküllerin tam olarak ısıtılabilmesidir. Burada sağlamak amacı ile 600 °C ile 400 °C arasında kalıba pres ile basınç uygulanmıştır. Basınç miktarı 4000 Kgf. olarak belirlenmiş ve numunelerin yüzey alanında 7 cm² olarak hesaplanmıştır. Bu da numunelere cm²' ye 570 Kgf/cm² basınç uygulandığını göstermektedir. Basınç uygulaması ile amaçlanan porozitenin azaltılması ve ısıtmanın olabildiğince yüksek değerlerde gerçekleşmesini sağlayarak elde edilen malzemelerde kompozit özelliklerinin ortaya çıkmasını sağlamaktır.



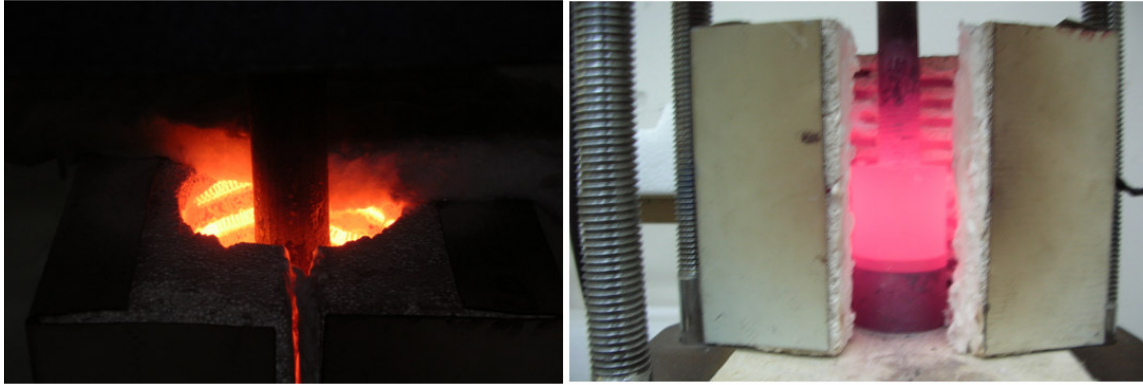
Şekil 5.3 Deney için kullanılan kalıbın fotoğrafı.



Şekil 5.4 Kullanılan kalıbın sıcaklık kontrol ünitesi.

Şekil 5.3 ve Şekil 5.4’ te ergiyiğin döküldüğü kalıbı ve özel yapılmış sıcaklık kontrollü ve basınç uygulamalı düzenek verilmiştir. Fotoğraftan anlaşılacağı üzere hidrolik bir mekanizma ile ergiyik metale yukarıdan bir kuvvet uygulanmakta ve uygulanan bu kuvvet esnasında sıcaklığı kontrol etme imkanı bulunmaktadır. Ergiyik metalin döküldüğü kalıp önceden ısıtılmakta ve ergiyik kalıba döküldükten sonra sistem kapatılarak basınç uygulanmaktadır. Kalıp çevresindeki iki parçalı ayrılabilir tip ısıtma fırını kalıbın soğumasını kontrol altında tutmaya imkan vermektedir. Fırının sıcaklığı kontrol edilerek basınç altındaki sıvının kontrollü katılaşması ve soğuması sağlanmıştır. Şekil 5.5’ te basınç altında katılaşma sırasında deney düzeneğinin görüntüsü verilmiştir.

Basınç altında sıkıştırma döküm düzeneği bu çalışmada içinde yer aldığı bu tür araştırmalar için tasarlanmış ve üretilmiştir.



Şekil 5.5 Dökümün ardından sıkıştırma aşamasında kalıbın durumu.

Kalıp 400 °C’ de yarım saat bekletildikten sonra kuvvet kaldırılmadan sistem kapatıldı ve numunelerin soğuması sağlanmıştır. Daha sonra numuneler kalıp ile birlikte havada soğutulmuştur.

Dökülmüş parçalardan kesilen numunelerin resimleri Şekil 5.6’ daki fotoğraflarda verilmektedir. Tüm numuneler aynı proses adımları uygulanarak üretilmiştir.



Şekil 5.6 Üretilen bazı numuneler.

Yukarıdaki şekilde aynı partikül boyutlu Al_2O_3 katılmış fakat farklı hacim oranları ile karıştırılmış $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$ kompozit malzeme numuneleri görülmektedir. D fotoğrafında ıslatma probleminin etkisi çok açık görülmektedir. 6061 matris yapısı ergiyik halde iken katılan %20 oranındaki Al_2O_3 ' ü yeterince ıslatamadığı için numunede katılma sonrası köşelerde dökülmeler gözlenmiştir. Porozitenin bazı uygulamalarda % 30 oranlarına kadar çıkabildiğini bilmekteyiz. Bu çalışmada da bu numune için ıslatmama problemi ile karşılaşılmıştır ve bunun sonucu olarak numune yeniden hazırlanmıştır. Çalışmanın başında da değinildiği gibi bu sorunu aşmak için karıştırma hızı ve miktarını, ayrıca döküm sonrasında basınç parametrelerimizi kontrol edilerek aynı numune tekrar hazırlanmıştır.



Şekil 5.7 Tekrar üretilen 45 µm takviye boyutuna sahip % 20 hacim oran takviyeli numune.

Islatma problemi nedeniyle tekrar üretilen 45 µm' luk, % 20 Al_2O_3 hacim oranı katkıli kompozit malzeme yukarıda görülmektedir.



Şekil 5.8 Üretilen diğer numunler.

5.2.3 Numunelerin Sıcak Montesi :

Üretilen numunelerin metalografik inceleme için hazırlanması amacıyla numuneler sıcak monte işlemiyle bakalite alınmıştır. Şekil 5.9’ da sıcak monte ekipmanları gösterilmiştir.



Şekil 5.9 Sıcak monte için gerekli ekipmanlar.

Numuneler bakalite şu işlem sırası ile alınmıştır; öncelikle kalıbın alt ve üst sınırlarını belirleyen yüzeylerin üzerine sıcaklık sebebiyle ergiyik bakalitin yapışmaması için yapışmayı engelleyici toz sürüldü. Daha sonra kalıbın alt sınırı olacak parça sıcaklığın ve basıncın uygulanacağı cihaza yerleştirildi. Ardından incelenecek yüzeyi altta kalacak şekilde numuneler kalıba kondu. Burada dikkat edilecek husus numunenin kalıbın tam ortasında olacak şekilde konumlandırılmasıdır. Ölçek yardımı ile standartlaşan miktarda bakalit numunenin üzerine kalıbın içine döküldü. Eğer bu çalışmada olduğu gibi birden fazla numune incelenecekse bakalit dökülmeden önce özelliklerini ayırtetmek amacı ile değişik renklerde granüller numunenin etrafına serpiştirilmelidir. Bu çalışmada uygulama bu şekilde yapılmıştır. Daha sonra üst sınırı belirleyecek parçada cihaza yerleştirilerek işlem başlatıldı. Buradaki sıcaklık 200 dereceye ayarlanarak bakalitlerin tamamen erimesi ve numunenin etrafına nüfuz etmesi sağlanmıştır. Tıpkı döküm sonrası olduğu gibi bu aşamada da yoğunluk bakalitin kalitesi açısından çok büyük önem taşımaktadır. Yoğunluğu fazla olan bakalit arasında boşluklar kalmayacak ve numunenin metalografisi işlemi için pürüzsüz bir yüzey elde edilmiş olacaktır. Bu sebeple ergime sonrası basınç 4500 - 5000 kgf' a çıkarılarak oluşacak bakalitin pürüzsüz ve rijit olması sağlanmıştır. Bu basınç değerine ulaşmak için yine hidrolik bir sistem kullanılmıştır. Aşağıdaki fotoğrafta kullanılan cihaz görülmektedir.



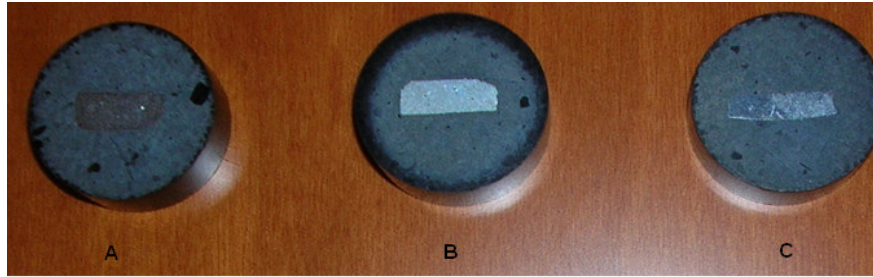
Şekil 5. 10 Sıcak montede kalıp için kullanılan ve ergiyik bakalite basınç uygulayan ekipman.



Şekil 5.11 Ekipmanın basınç göstergesi.

Sistemin hızlı soğutulması için içinden su geçen bir boru sistemi ile de kısa sürede kalıp içerisinde oda sıcaklığına inilmiştir. Sıcak monte sonrası elde edilen numuneler aşağıdaki fotoğraflarda net bir şekilde görülmektedir. Numuneler artık metalografi için zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerine hazır hale gelmişlerdir.

Numuneleri ayırtetmek için değişik renkli parçacıklardan yararlanılmıştır. Herhangi bir parçacık ilave edilmeyen bakalit kaplamalar bize numunelerin $45\text{ }\mu\text{m}$ ' lik partiküllerle kompozit oluşturan matris yapısına sahip olduklarını belirtmektedir.



Şekil 5.12 $45\text{ }\mu\text{m}$ çaplı partikül takviyeli numuneler.

Eğer kaplama yüzeyinde sarı renkli granüller var ise bunların $75\text{ }\mu\text{m}$ çaplı Al_2O_3 ile takviyeli 6061 alaşımı olduklarını ifade etmektedir.



Şekil 5.13 $75\text{ }\mu\text{m}$ çaplı partikül takviyeli numuneler.

Eğer kaplama yüzeyinde sarı renkli granüller var ise bunların 100 μm çaplı Al_2O_3 ile takviyeli 6061 alaşımı olduklarını ifade etmektedir.



Şekil 5.14 100 μm çaplı partikül takviyeli numuneler.

5.2.4 Numunelerin Zımparalanma, Parlatma Ve Dağlanması :

Numunelerin sıcak montesi zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerinin doğru yapılabilmesi için çok önemli bir işlemdir. Başarı ile bakalite alınan numuneler bundan sonra gittikçe incelen zımpara kağıtları ile zımparalandı ardından parlatıldı ve dağlanarak metalografik inceleme için hazır hale getirildi.

Tüm numuneler önce 800 daha sonra 1000 ve ardından 1200'lük zımpara kağıtları ile zımparalanmıştır.



Şekil 5.15 Metalografik numune hazırlamada kullanılan zımparalama ve parlatma düzenekleri.

Her numune için her zımpara kağıdında 5 dakika süre ile zımparalama işlemi uygulanmıştır. Dönme sırasında zımpara kağıdının üzerine az miktarda da olsa su uygulanarak kaldırılan yüzeylerin kağıt dışına atılması sağlanmış ve yüzey üzerinde derin çiziklere sebep olması engellenmiştir. Yüzeydeki pürüzlüğün giderilmesi metalografi sırasında alınacak görüntülerin o derece sağlıklı ve başarılı olmasını sağlamıştır. Ayrıca dikkat edilmesi gereken diğer önemli bir husus; bir sonraki zımpara kağıdına her geçişte yüzey üzerindeki çizik ve çıkıntıların alınması

için numune 90° lik bir aı ile çevrilerek zımparalama her safhada bir öncekine göre dik uygulanmıştır.

Zımparalama işleminin ardından parlatma işlemine geçilmiş ve önce alümina ile daha sonrada kromoksit ile son parlatma işlemi uygulanmıştır.

şekil 5.15' te zımparalama ve parlatma işleminin uygulandığı cihazlar görülmektedir. İşlem zımparalama tamamen aynı mekanizmaya sahiptir. Al_2O_3 uygulamasından sonra uha yıkanmalı ve ardından kromoksit dökülerek son parlatmaya geçilmelidir.

Parlatma işleminden sonra numuneler dağlanarak mikroyapı incelemesi için uygun hale gelmişlerdir. Dağlama Keller ile yapılmıştır. Keller; % 1 HF , % 1,5 HCl, % 2,5 HNO_3 , % 95 H_2O içermektedir.



şekil 5.16 Dağlamada kullanılan Keller ayracı.

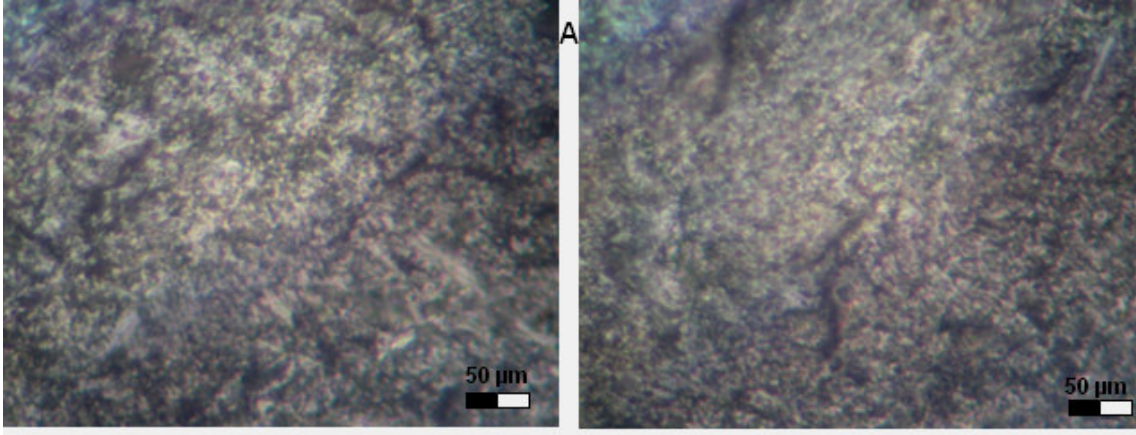


şekil 5.17 Dağlama sonrası yüzeyi incelemeye hazır bir numune.

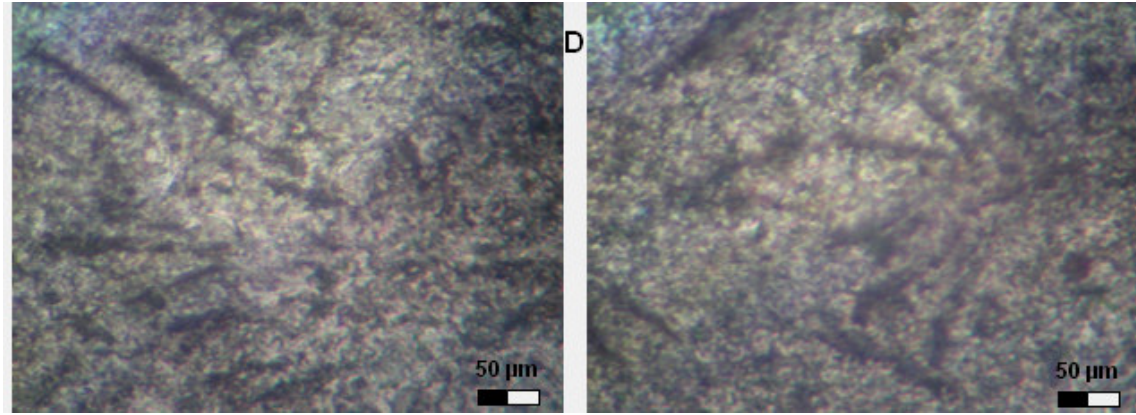
Dağlama sonrası numunelerin yüzeyi tamamen parlak bir görünüm kazanmış olup metalografik inceleme için hazır durumdadır.

5.2.5 Numunelerin Mikroyapı İncelemesi :

Numunelerin yüzeylerinin hazırlanması sonrası mikroyapı incelemesi ve fotoğraflarının çekilmesi için metalografi laboratuvarında çalışılmıştır. Her bir bir numune ayrı ayrı incelenmiş ve kompoziti oluşturan matris ve takviye partiküller net bir şekilde tespit edilmiştir. Partikül boyutu farklı olan numunelerde inceleme sonucunda yapıdaki farklılıklar net bir şekilde ortaya koyulabilmiştir. Aşağıda % 5 ve % 20 hacim oranı için numunlerden elde edilmiş bünye yapısı fotoğrafları görülmektedir.



Şekil 5.18 45 µm partikül çapına sahip % 5 hacim oranı ile takviye edilmiş numune.



Şekil 5.19 45 µm partikül çapına sahip % 20 hacim oranı ile takviye edilmiş numune.

Yukarıdaki resimlerden de kolayca anlaşılabacağı üzere bünye içerisindeki partikül hacim oranı arttıkça daha görünür bir hal almaktadır. 45 µm' lik partikül çapına sahip olan Al_2O_3 ile takviye edilmiş 6061 matrisinin bünyesi hacim oranı arttıkça daha çok partikül içermektedir. Fotoğraflardan net olarak görünen bu durum, A fotoğraflarında % 5 miktarında olan partikül, D fotoğraflarında % 20' ye ulaşmıştır. Vortex' in etkisi ile homojen dağılımın nispeten sağlandığı numunelerde partiküllerin rastgele düzensiz biçimde dağıldıkları ancak yapının geneline

ulaşabildikleri görülmektedir. Bu durum sonuçlar kısmında detaylı verilecek mekanik özelliklere etkinin nasıl gerçekleştiğini yorumlamak adına yardımcı olacaktır. Mikroyapılardan, partiküllerin kompozitlerde düzlemsel olarak rastgele olarak bulundukları gözlenmektedir.

Mikroyapıların incelenmesinde ışık mikroskobundan yararlanılmış olup görüntülerin elde edilmesi için mikroskoba bir aparat vasıtası ile fotoğraf makinesi bağlanmıştır. Aşağıda inceleme yapılan mikroskop görülmektedir.



şekil 5.20 Metalografide kullanılan mikroskop.

Kullanılan mikroskopta değişik b y tmelere sahip mercekler mevcuttur. Bu  alışma için seçilen büyütme miktarı 400X ve 600X' tir. Mikroskobun arkasında yer alan renk perdeleri ile en doğru ve net görüntüyü elde etmek mümkün olabilmıştir.

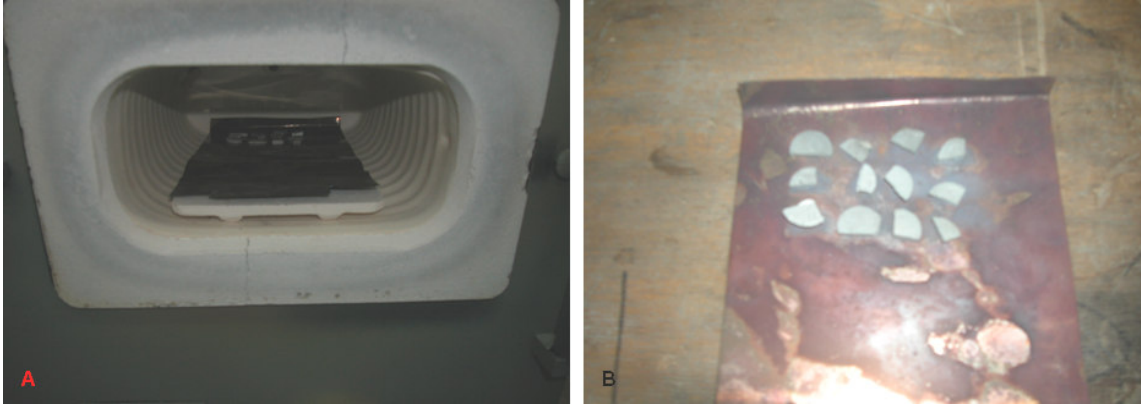
5.2.6 Homojenizasyon İşlemi :

Numuneler mikroyapıları incelendikten sonra bakalitten çıkarılarak homojenizasyon işlemi için hazırlamıştır. Numuneyi bakalitten almak ancak kırarak mümkün olduğundan y zeyeye zarar vermeden  eki  yardımı ile numunler bakalitten çıkartılmıştır. Homojenizasyon için uygun sıcaklık olarak 560  C seçilmiş olup 8 saat süre ile sabit sıcaklıkta fırında bekletilmışlerdir. Ardından yavaş soğumaya bırakılan numuneler oda sıcaklığına gelene kadar fırın ile birlikte soğumuşlardır.



Şekil 5.21 Homojenizasyonda kullanılan fırın.

Yukarıdaki fotoğrafta homojenizasyon için kullanılan fırın görülmektedir, numuneler fırına, fırın tamamen 560 °C'ye ulaşınca konulmuştur. Bu çalışmada her bir aşamanın sonunda sertlik değişimleri incelenmiş olup her numune için sertlik değişim grafikleri hazırlanmıştır. Bunlar bulgular kısmında sunulup, tartışma kısmında irdelenecektir.



Şekil 5.22 A) numunelerin fırın içindeki konumu. B) Numunelerin fırından çıktıktan sonraki durumları.

Şekil 5.22 B' de numunelerin bazılarının yarım bazılarının çeyrek daire şeklinde oldukları görülmektedir. Döküm sonrası tüm bu çalışmalara başlamadan önce doğabilecek bir tersliğe

karşı tam daire formu olarak hazırlanan numuneler ikiye kesilerek yarıları tedbir maksadıyla ayrıca sıcak monte işlemine sokulup bekletilmiştir. Ve her proses sonunda rastgele seçilmiş numuneler kesilerek proses sonrası metalografik inceleme için bakalite alınmışlardır. Sonuçlar kısmında bu bünye fotoğraflarına da ayrıca yer verilecektir.

5.2.7 Çözeltiye Alma ve Su Verme İşlemi :

Numuneler homojenizasyon işleminde yavaş soğutulup oda sıcaklığında sertlik ölçümleri tamamlandıktan sonra çözeltiye alma işlemi için tekrar fırına konmuştur. Çözeltiye alma sıcaklığı AA 6061 matrisi için 530 °C' dir ve fırının önceden bu sıcaklığa gelmesi beklenmiştir. Fırının önceden ısıtılmasının nedeni fırın 530 °C' ye ayarlandıktan sonra rejime ulaşana kadar sıcaklığında bir dalgalanma meydana gelmesidir. Isınan fırın öncelikle 600 °C' ye sonra 450 °C' ye, tekrar 580 °C' ye ve ardından 500 °C' ye dalgalanır. Fırının sıcaklığının sabitlenmesini beklemek bu tür ısı işlem çalışmaları için çok daha olumlu sonuçlar vermiştir. Sonuç olarak 530 °C' de sabitlenen ve rejime ulaşan fırında numuneler 2 saat bekletilmiş ve ardından ani soğuma için suya atılmıştır. Yine bu işlemin ardından tüm numuneler için sertlik değerleri ölçülmüş ve kaydedilmiştir.

5.2.8 Yaşlandırma İşlemi :

Yaşlandırma işlemi homojenizasyon ve çözeltiye almadan sonra yapılan bir ısı işlemidir. Burada numuneler 4 saat boyunca 160 °C' de fırında tutularak sertlikleri sürekli olarak kontrol edilmiştir. Yaşlandırma sırasında toplam 8 zaman dilimi için her numuneden sertlik ölçümleri alınmış ve bir çizelgede sertlik değişimleri toplanmıştır. İşleme başlanan ilk saat boyunca her 15 dakikada bir numuneler fırından çıkartılmış ve suda ani soğutularak hemen sertlik ölçümleri yapılmıştır. 2. saat her yarım saatte bir numuneler fırından alınıp suda soğutularak sertlik ölçümleri yapılmıştır. 3. ve 4. saatler ise her 1 saatte bir sertlik ölçümleri alınarak numuneler her zaman aralıklarındaki sertlik değişim karakterleri gözlemlenmiş ve kaydedilmiştir.



Şekil 5.23 Yaşlandırma prosesinin yapıldığı fırın.

Sertlik değerlerinin alındığı dakikalar ; 15., 30., 45., 60., 90., 120., 180., 240. dakikalardır. Toplam 12 numune ve bir referans için toplam 104 adet sertlik değeri alınmıştır. Bunlar sonuçlar kısmında verilecek zaman-sertlik, hacim oranı-sertlik, partikül çapı-sertlik eğrilerine işlenerek yorum yapmamızı kolaylaştıracaktır.

5.2.9 Numunelerin Sertliklerinin Ölçümü : (Vickers Sertlik Ölçümü HV)

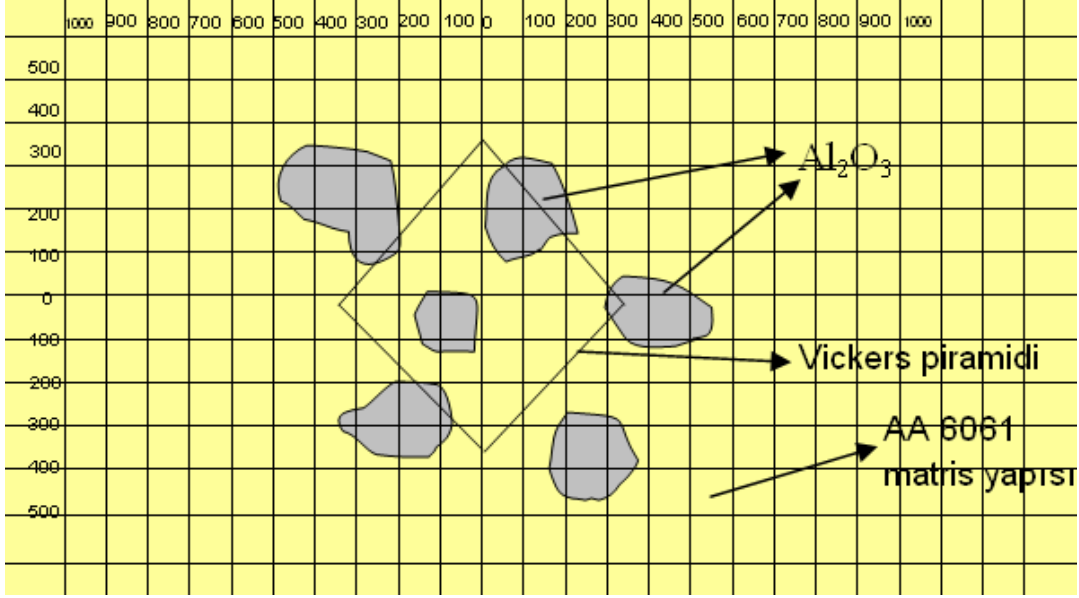
Çalışmamızın başında belirtildiği gibi numunelerin mekanik özelliklerinin karakterizasyonu için her bir işlem adımında sertlikleri ölçülmesi gerekmektedir. Bu amaçla her numune şu ana kadar anlatılan tüm çalışmalarda kontrol edilmiş ve sertlik değerleri ölçülmüştür. Daha sonra bu ölçümler çalışmamızın sonucunu net olarak görmemiz konusunda bize yardımcı olacaktır. Ölçüm metodu olarak Vickers sertlik ölçüm yöntemi benimsenmiştir. Bunun en temel nedeni doğru ve hızlı sonuca ulaşabilmemizdir. Özellikle yaşlandırma prosesi esnasında 15' er dakikalık aralarla alınan ölçümlerde zamana karşı bir yarış verilmiştir. Yaşlandırmada belli aralıklarla numuneleri fırından çıkartmak ulaşılmak istenen değerlere direkt etki ederek bizi yanlış sonuçlara yönlendirebilecek bir konumda olmuştur. Bu sebeple yapılacak her ölçümün

kısa zamanda ve sonuca yönelik yapılması gerekmiştir. Vickers sertlik ölçüm yöntemi pratikliği ile bize bu olanağı tanımıştır.



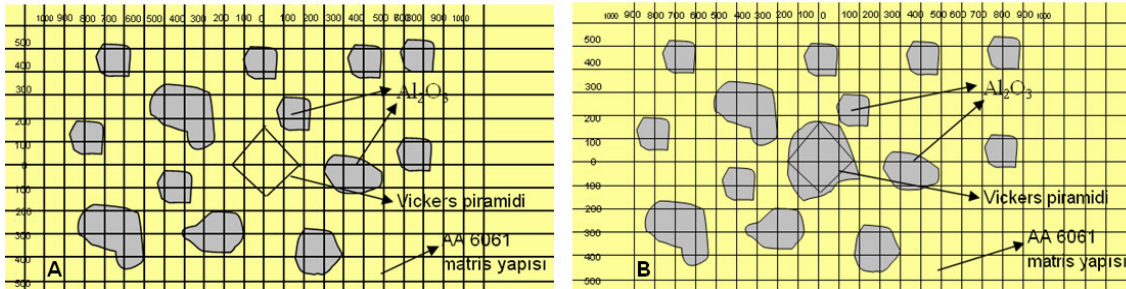
Şekil 5.24 Sertlik ölçümünün yapıldığı Vickers ölçüm aleti.

Sertlik ölçümünün yapılması ; Vickers ölçümünün yapılabilmesi için numuneler bir çeşit ışık mikroskobunun altına yerleştirilir. Daha sonra netlik ayarı ayar düğmelerinden yapılarak yüzeyin en net görüntüsü elde edilir. Numuneyi yerinden hiç hareket ettirmeden mercek döndürülerek bakılan noktaya vickers ölçüm piramidi getirilir. Değişik yüklerde yüzeye uygulanabilen bu piramit ile yüzey üzerinde belirgin bir iz çıkartılır (uygulanan yükler 2 Kp, 10 Kp veya 30 Kp olabilir). Yapılan bu çalışmada uygulanan yük 10 Kp' dur. Yükün 10 Kp seçilmesinin en önemli sebebi, kompozit malzemelerin heterojen bir yapıya sahip olmasıdır. Farklı yüzey özelliklerinden dolayı küçük izlerle herhangi birinin üzerine bu izin düşmesi tüm malzemenin sertlik değerini temsil etmeyecek bir alanın ölçülmesine sevkedebilirdi. Şematik olarak gösterilecek olursa;



Şekil 5.25 Vickers ölçümü yapılırken mikroskoptan görülen görüntü.

Şekil 5.25’ de görüldüğü gibi piramid ucun numune üzerine basması ile piramid şeklinde bir iz yüzeyde belirmiştir. İzin içerisinde partiküller ve matrisin kendisi yaklaşık aynı oranlarda yer alabilmiştir. Şayet 10 Kp’ luk yük yerine 2 Kp’ luk olan kullanılsa idi bu iz çok daha küçük olacak ve bunun sonucunda izin tamamının bir partiküle basması veya tamamının matris yapıya basması sonucunu doğuracaktı. Bu durumda bizim aradığımız esas sertlik değerinden sapmalara ve kompozitin bileşke sertliğinden uzak bir değer bulmamıza sebep olacaktı. Aşağıda bu şekilde görülebilecek izlerin şematik gösterimleri mevcuttur.



Şekil 5.26 Vickers ölçümü sırasında yapılan hatalı ölçümler.

Yukarıdaki A şeklinde görülen durum piramidin sadece matrisin üzerine geldiği ve sertliğin sadece matrisinki kadar olduğu hatalı bir ölçümdür. Aynı şekilde B şeklinde de piramid sadece partikül üzerinde oluşmuş ve sert olan Al_2O_3 ’ ün sertlik değerini alarak yine hatalı bir ölçüm yapılmış olur. Bu çalışmada 10 Kp’ luk ağırlığın kullanılma nedeni piramidin altında kalan yüzeyin olabildiğince tüm malzemeyi temsil etmesini sağlayarak en doğru sertlik değerine

ulaşabilmektedir. Numunelerin sertlik ölçümleri sırasında bu konuyada dikkat ederek en sağlıklı ölçümlerin alınması sağlanmıştır.

Ölçüm metodunun mekanizması şu şekilde açıklanabilir; öncelikle yukarıdaki şekillerde görüldüğü gibi piramit iz elde edilir. Ardından önce dik köşegenin uç kısmı(üst köşe) x ekseninde sıfıra getirilir ve tam yüzlük dilimler sayılır. Ardından alt uç kısmın yüzlük dilimi ne kadar geçtiğini anlamak için mikroskobun yanında bulunan ve eksenleri hareket ettirmeye yarayan ayar düğmesi ile alttaki uç kısma kadarki bölüm aşağıdan yukarıya doğru karartılır. Alttaki uç kısmın tam başladığı noktaya kadar karartma uygulandıktan sonra yanda bulunan ve eksenleri hareket ettirmeye yarayan düğme üzerinden, düğmenin üzerindeki çizgiye denk gelen değer okunur. Bu değer 0 ile 100 arasında olmak zorundadır ve tam yüzlük alan ile toplanarak toplam dik köşegenin uzunluğunu bize verir. Burada anlatılanların aynısı yatay köşegen için de uygulanarak bir değer elde edilir. Daha sonra iki köşegenin uzunlukları toplanır ve ikiye bölünür. Yani köşegenlerin aritmetik ortalaması bulunur. Ancak bu uygulamada aşağıdaki denklem kullanılmış olup iki köşegenin ortalaması hesaplanmış ve formülde yerine konarak her numune için sertlik değerleri hesaplanmıştır.

$$HV = (2 * F * \cos 22) / d^2 \quad (5.1)$$

Yukarıdaki denklemde ;

F = Uygulanan Kuvvet (kgf).

d = İki Köşegenin Uzunluğunun ortalamasıdır (mm).

6. BULGULAR :

Bu bölümde deneysel çalışmalar sonucunda ortaya çıkarılmış fiziksel özelliklerin her proses öncesi ve sonrası değişimlerinin, takviye partikül hacim oranı ve boyutuna göre nasıl bir karakteri olduğunu ortaya koymakta yardımcı olacak grafikler ve tablolar verilecektir.

6.1 Hazırlanan Numunelerin Yoğunlukları :

Çalışmanın başında belirtildiği gibi kompozit malzemelerin hazırlanmasında karşılaşılan en büyük problem ıslatmadır. Yani ergiyik halindeki matrisin takviye partikülleri ıslatamaması sebebi ile boşlukların oluşması porozitenin artması ve yoğunluğun azalmasıdır. Bu da malzemenin mukavemetinin düşük olmasına, kırılma olmalarına sebep olmaktadır. Bu çalışmada hazırlanan numunelerin hepsinin yoğunlukları döküm sonrası ölçülmüş ve tablo ve grafik olarak hazırlanmıştır. Yoğunluğun hesaplanmasında Arşimet prensibinden yararlanılmıştır.

$$\text{Yoğunluk} \rightarrow \delta_{\text{yoğ}} = M_{\text{hava}} / [M_{\text{hava}} - M_{\text{su}}] \quad (6.1)$$

Burada;

$\delta_{\text{yoğ}}$ = Kompozitin Yoğunluğu.

M_{hava} = Kompozitin Havadaki Ağırlığı

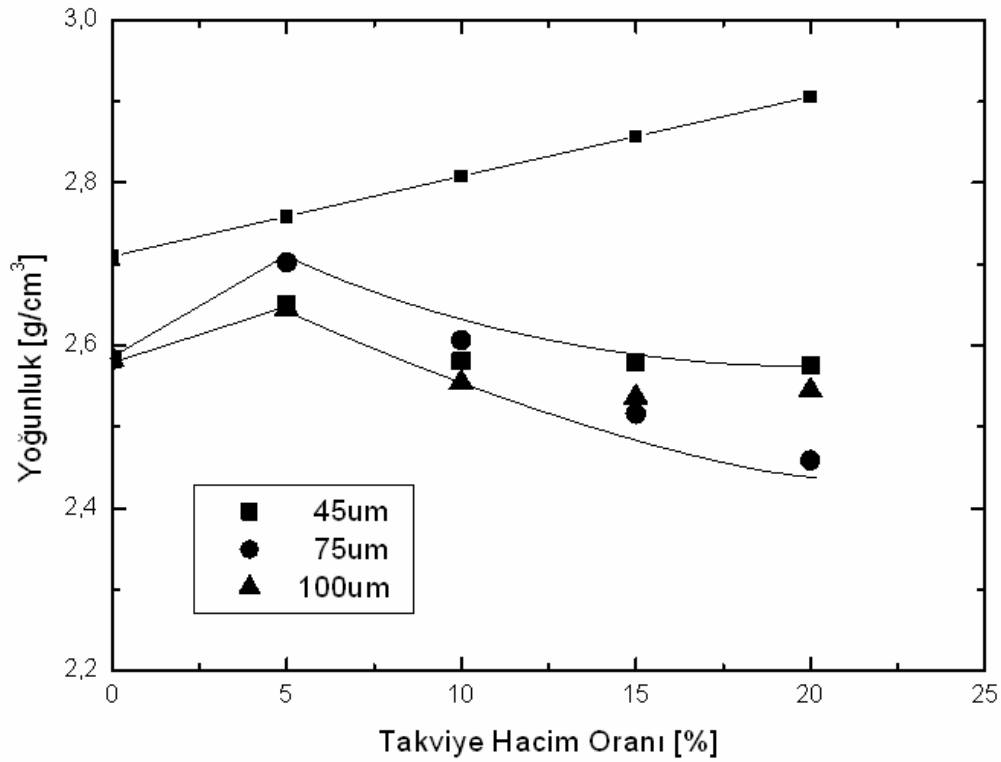
M_{su} = Kompozitin Sudaki Ağırlığıdır.

Parçanın saf su içerisindeki ağırlık azalması cm^3 cinsinden hacmine eşdeğerdir. Havadaki ağırlık hacme bölünerek yoğunluk elde edilir. Bu yoğunluklara göre Çizelge 6.1 oluşturulmuştur.

Çizelge 6.1 Elde edilen numunelerin yoğunluk değerleri.

PARTİKÜL BOYUTU HACİM ORANI	NUMUNE YOĞUNLUĞU (gr/cm ³)			
	45 µm	75 µm	100 µm	Teorik
0%	2,58268	2,58268	2,58268	2,71
5%	2,65101	2,70238	2,64516	2,759
10%	2,58049	2,60638	2,55422	2,808
15%	2,57895	2,51563	2,53641	2,857
20%	2,57558	2,45882	2,5445	2,906

Yukarıdaki tabloya göre oluşturulan grafik verilmiştir.



Şekil 6.1 Elde edilen numunelerin yoğunluk grafiği.

Çizelge ve grafikten anlaşılabacağı gibi bu çalışmada hazırlanan numunelerin yoğunlukları teorik değerlere göre daha düşük çıkmıştır. Bunun temel nedeni ıslatma probleminin varlığıdır. Takviyesiz olarak üretilen AA6061 alaşımı numunede dahi teorik yoğunluğa ulaşılamamış olması problemin alaşımın döküme uygun olmamasından kaynaklanmaktadır. Takviye edilmemiş referans numunedeki bu porozitenin değeri %4 kadardır. Döküm sonrası elde edilen üründe porozitenin bu değerde olması normal karşılanabilir. Zira kullanılan alaşım yoğurma alaşımıdır ve dökümü zordur. Aynı zamanda söz konusu alaşım için literatürdeki değerler

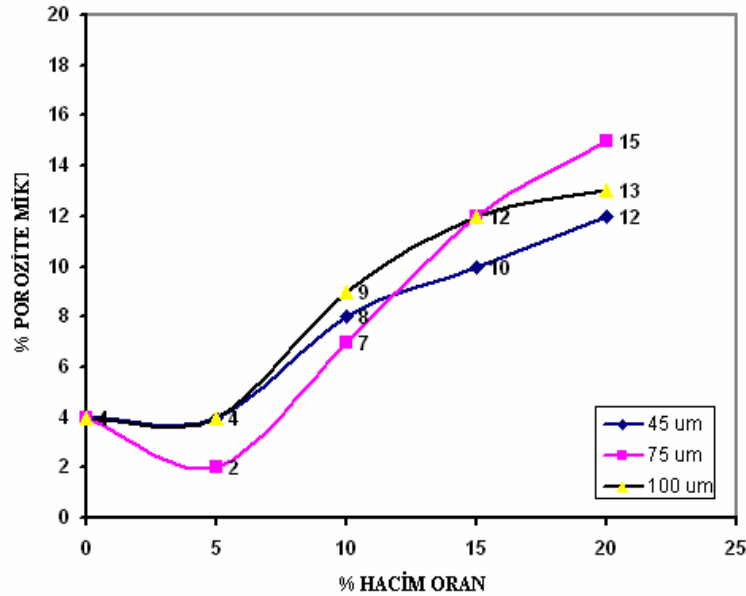
yoğurma işlemi sonrası değerlerdir. Bu çalışmadaki numunelerin de bu tarz bir yoğurmadan geçeceği düşünülürse yoğunluğun teorik değere yaklaşacağı düşünülebilir. Bununla beraber artan takviye oranıyla bu porozite daha da artmıştır. Partikül takviyesinin dökülebilirliği düşürdüğünün bir göstergesidir.

Çizelge 6.2 Numunelerin porozite oranları.

HACİM ORANI	TAKVİYE PARTİKÜL BOYUTU (gr/cm ³)		
	45	75	100
0%	4	4	4
5%	4	2	4
10%	8	7	9
15%	10	12	12
20%	12	15	13

Yukarıdaki çizelgede partikül boyutu ve hacim oranına bağlı olarak numunelerin % porozite miktarı görülmektedir. Buradan da anlaşılabileceği gibi hacim oranı arttıkça porozite miktarı da artmaktadır.

HACİM ORANI - POROZİTE



Şekil 6.2 Numunelerin % porozite oranları.

Yukarıda verilen iki çizelge ve bunlara bağlı hazırlanan iki grafikten anlaşılan bu çalışma için hazırlanan 12 adet numuneden % 5 hacim oranı kuralına göre hazırlanmış numunelerin porozite

miktarları diğerlerine göre oldukça iyi seviyededir. Yani yoğunlukları oldukça iyi değerlerdedir. Bununla neticesi olarak partiküllerin ıslatılabilirliğinin oldukça fazla gerçekleştiğini ve arayüzeylerinin yeterince miktarda matris ergiyik matris ile kaplandığını söyleyebiliriz. Yoğunluğun ve ıslatılabilirliğin soğuma sırasındaki basınçla direkt ilgisi olduğunu söylersek bu grafiklerden çıkan ilk sonuç, katılaşma sırasında uygulanan basma kuvvetinin bu numuneler haricinde yeteri kadar uygulanamadığını, % 5 hacim oranı ile takviye edilmiş kompozit numunelerin bu anlamda en iyi sonucu verdikleri görülmüştür.

Sıvı matrisin partikülleri ıslatabilmesi ve yüksek akışkanlık için sıcaklığının yüksek olması gerektiği konusunda literatürde kesin bir fikir birliği olmasına rağmen, yüksek sıcaklıklarda kontrol edilmesi oldukça güç olan reaksiyonların meydana gelebilmesi ve partikülün takviye etkisinin düşmesi, kompozitin katılaşması sırasında çekilme boşluklarının oluşması gibi problemler ortaya çıkmaktadır. Bu boşluklardan kaynaklanan yoğunluk kayıpları ve porozite oluşumu üretilen kompozitin mekanik özelliklerinde düşüslere neden olmaktadır.

6.2 Numunelerin Üretim Sırasında Takviyeye Bağlı Sertlikleri Ve Mikroyapı İncelemeleri:

Bu bölümde üretilen numunelerin sertlikleri (HV) verilecek olup, hacim oranı ve takviye boyutu ile sertliklerin nasıl değişkenlik içinde olduğunu göreceğiz. Bu çalışmada kullanılan ölçüm metodu Vickers sertlik ölçüm yöntemidir ve kullanılan yük 10 Kp' dir.

Çizelge 6.3 Elde edilen numunelerin tüm sertlik değerleri.

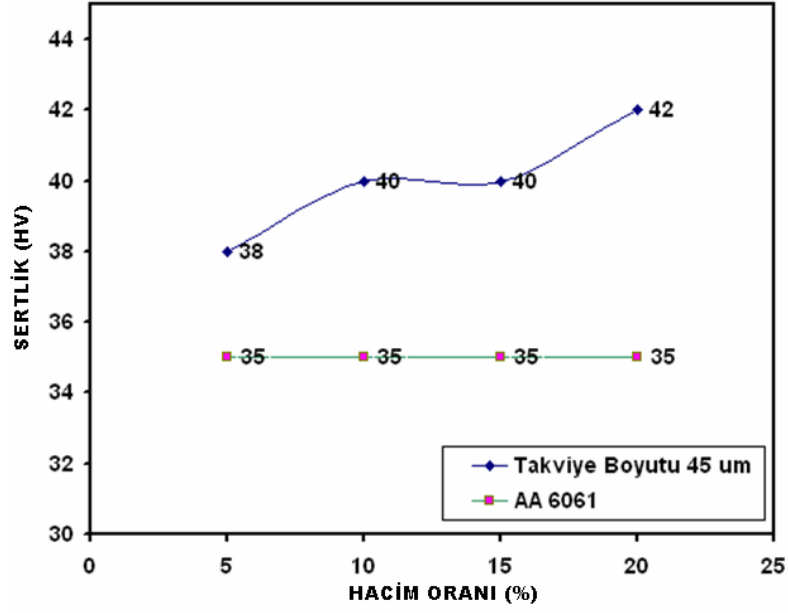
PARTİKÜL BOYUTU (μm)	YÜZDE ORANI (%)	SERTLİK DEĞERLERİ (HV)										
		DÖKÜM SONRASI	HOMOJENİZASYON SONRASI	ÇÖZELTİYE ALMA SONRASI	YAŞLANDIRMA SONRASI SERTLİK							
					15 DK.	30 DK.	45 DK.	1 SAAT	1 SAAT 30 DK.	2 SAAT	3 SAAT	4 SAAT
45 μm	5%	38	50	51	52	54	57	60	62	65	62	58
"	10%	40	52	52	54	56	58	61	64	67	60	57
"	15%	40	53	51	56	59	62	65	69	73	67	62
"	20%	42	54	53	57	60	64	69	72	76	71	65
75 μm	5%	39	52	52	55	58	60	62	64	67	63	58
"	10%	41	53	54	56	59	61	64	68	72	67	63
"	15%	41	54	55	57	60	62	64	67	73	68	64
"	20%	43	55	56	58	61	65	68	73	76	72	66
100 μm	5%	40	53	54	55	58	60	63	67	66	64	61
"	10%	42	53	56	56	59	62	64	69	68	67	63
"	15%	44	54	57	57	61	64	68	73	71	68	63
"	20%	45	57	59	60	62	68	72	77	74	71	68
REF	AA 6061	35	47	50	52	54	55	57	59	60	61	62

6.2.1 Döküm Sonrası Sertlik Değerleri :

Döküm sonrası sertliklerin nasıl değiştiği aşağıdaki tablolar ve grafiklerde net bir şekilde ortaya konmaktadır. Bu değişikliğin nedenleri tartışma bölümü içerisinde yorumlanacaktır. Ancak partiküllerin matris içinde pasif kalmadıklarını uygulanan her ısıtma işlemde kendi karakterlerini kompozitin bünyesine belli oranlarda aktardıklarını görmekteyiz.

Çizelge 6.4 Döküm sonrası hacim oranı-sertlik ilişkisi.(45 μm)

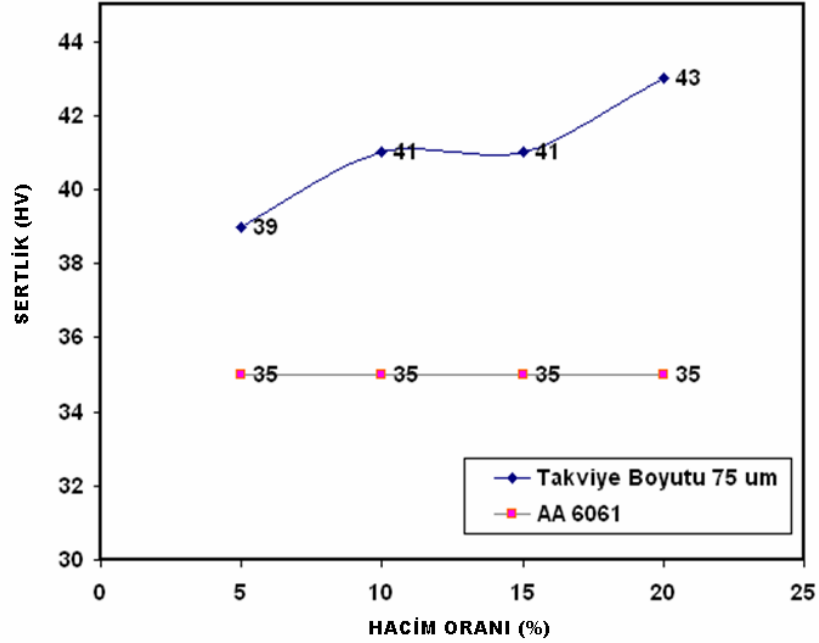
	Takviye Boyutu 45 μm			
	DÖKÜM SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK EĞRİSİ			
% Hacim Oranı	5	10	15	20
Sertlik	38	40	40	42



Şekil 6.3 Döküm sonrası Hacim oranı-sertlik eğrisi.

Çizelge 6.5 Döküm sonrası hacim oranı-sertlik ilişkisi.(75 µm)

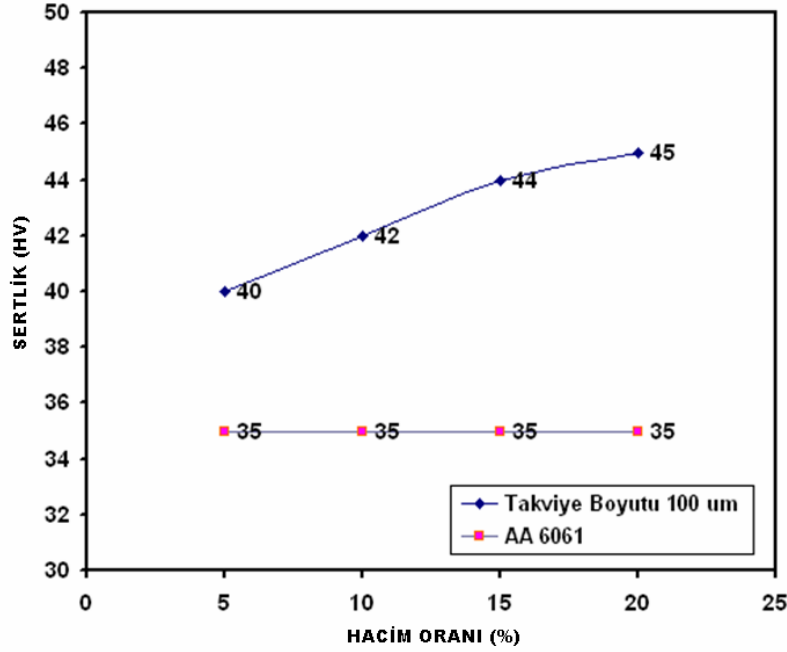
	Takviye Boyutu 75 µm			
	DÖKÜM SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK BAĞINTISI			
% miktar	5	10	15	20
Sertlik(HV)	39	41	41	43



Şekil 6.4 Döküm sonrası Hacim oranı-sertlik eğrisi.

Çizelge 6.6 Döküm sonrası hacim oranı-sertlik ilişkisi.(100 μ m)

	Takviye Boyutu 100 μ m			
	DÖKÜM SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK BAĞINTISI			
% miktar	5	10	15	20
Sertlik (HV)	40	42	44	45



Şekil 6.5 Döküm sonrası Hacim oranı-sertlik eğrisi.

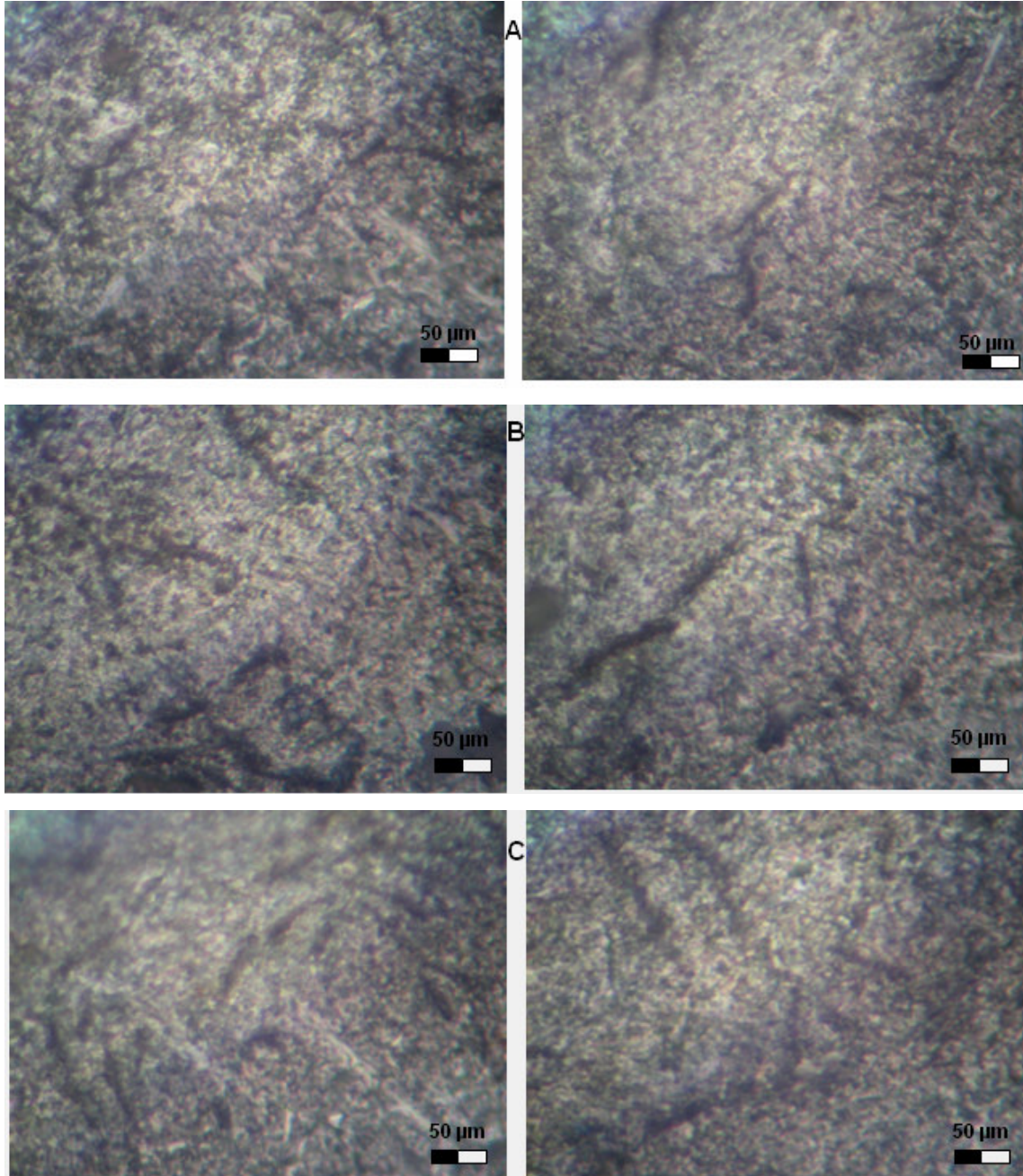
Yukarıdaki tablo ve grafiklerden de anlaşılacağı gibi döküm sonrasında sertlikler partikül takviyeli numunelerde artma eğilimindedirler. Hacim oranı % 5 olan takviye partiküle sahip numune ile referans numunemiz arasında 5 HV' lik fark var iken hacim oranı % 20 olan takviye partiküle sahip numune ile referans arasında 10 HV' lik bir fark mevcuttur. Bu da bize takviye partikülün hacim oranının kompozitin sertliğinde önemli bir rolü olduğunu göstermektedir. Bu durumun nedenleri hakkındaki yorumları tartışma bölümünde yapılacaktır.

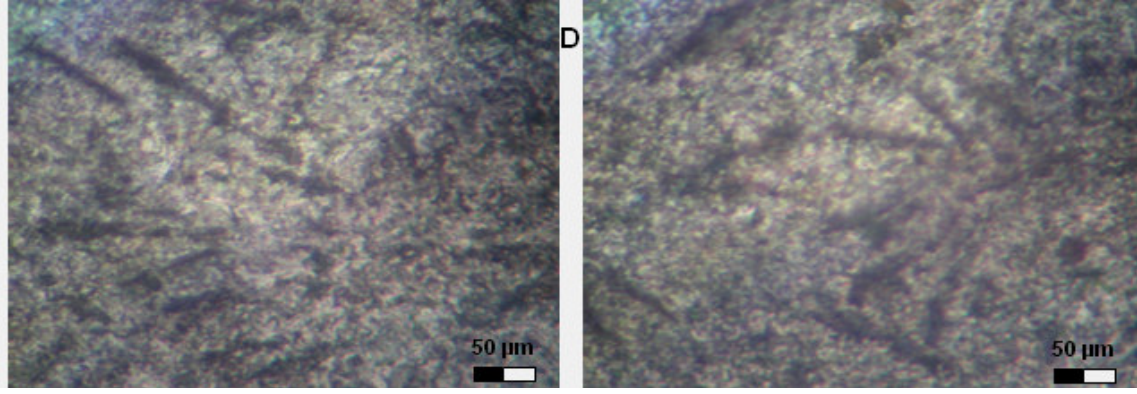
6.2.2 Numunelerin Döküm Sonrası Mikroyapıları :

Deneyisel çalışmanın ilk bölümünde anlatıldığı gibi numuneler döküldükten ve kalıptan çıkarıldıktan sonra sıcak monte işlemine tabi tutulmuşlardır. Yani metalografik inceleme için bakalit içine alınmışlardır. İlk bölümde detaylı verilmeyen bu mikroyapı inceleme ve fotoğraflarına bu bölümde yer verilecektir. Mikroyapılarda paralel kesitler alınmış ve fotoğraflar buna göre elde edilmiştir. Fotoğraflarda ortaya çıkan en belirgin özellikler partiküllerin rastgele dizilmiş olması ve genel olarak matris içine homojen bir şekilde dağılmış

olduğudur. Ayrıca teorik olarak olması gereken hacim oranı arttıkça partiküllerin daha sık görünümüne sahip olması da yine fotoğraflardan net bir şekilde gözlenmektedir.

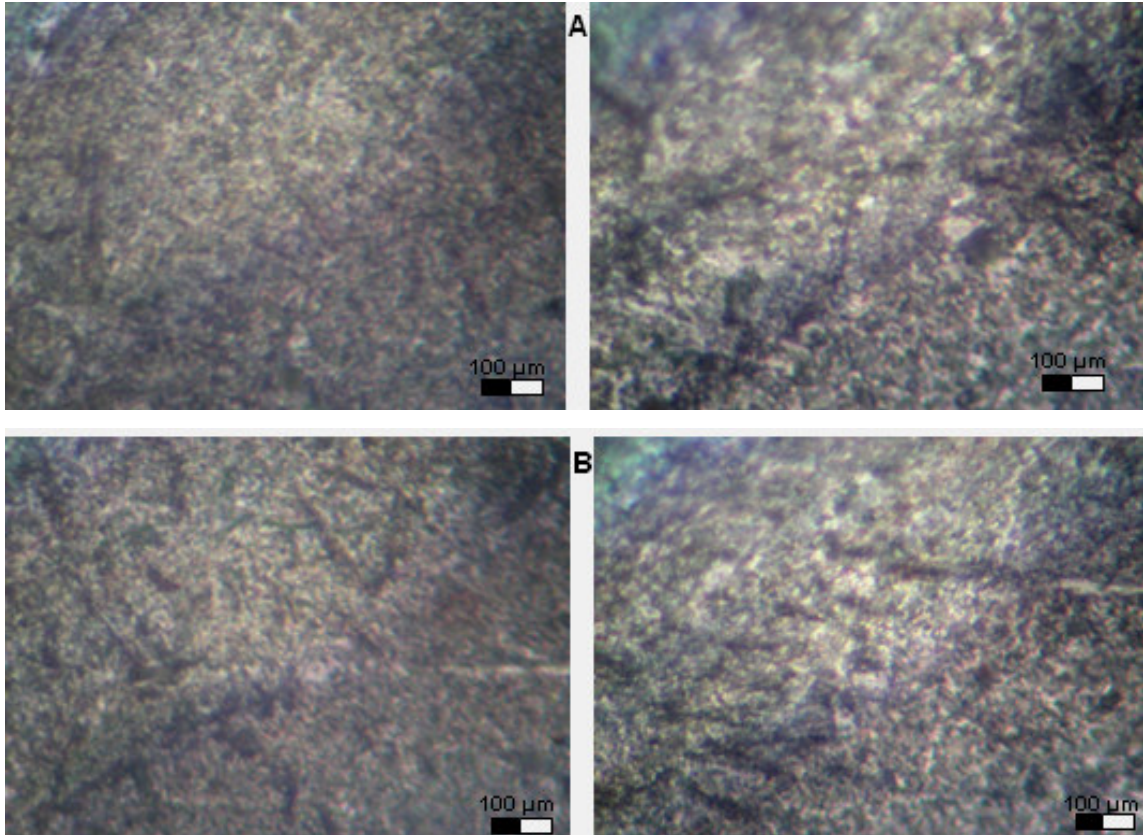
Sonuç olarak üretilen metal matrisli kompozit malzemelerde partikül dağılımı, partikül hacim oranına bağlı olarak değiştiği tespit edilmiştir. Sırasıyla % 5, % 10, %15, % 20 hacim oranlarında partikül içeren kompozit malzemelerin paralel kesitlerdeki mikroyapıları verilmektedir.

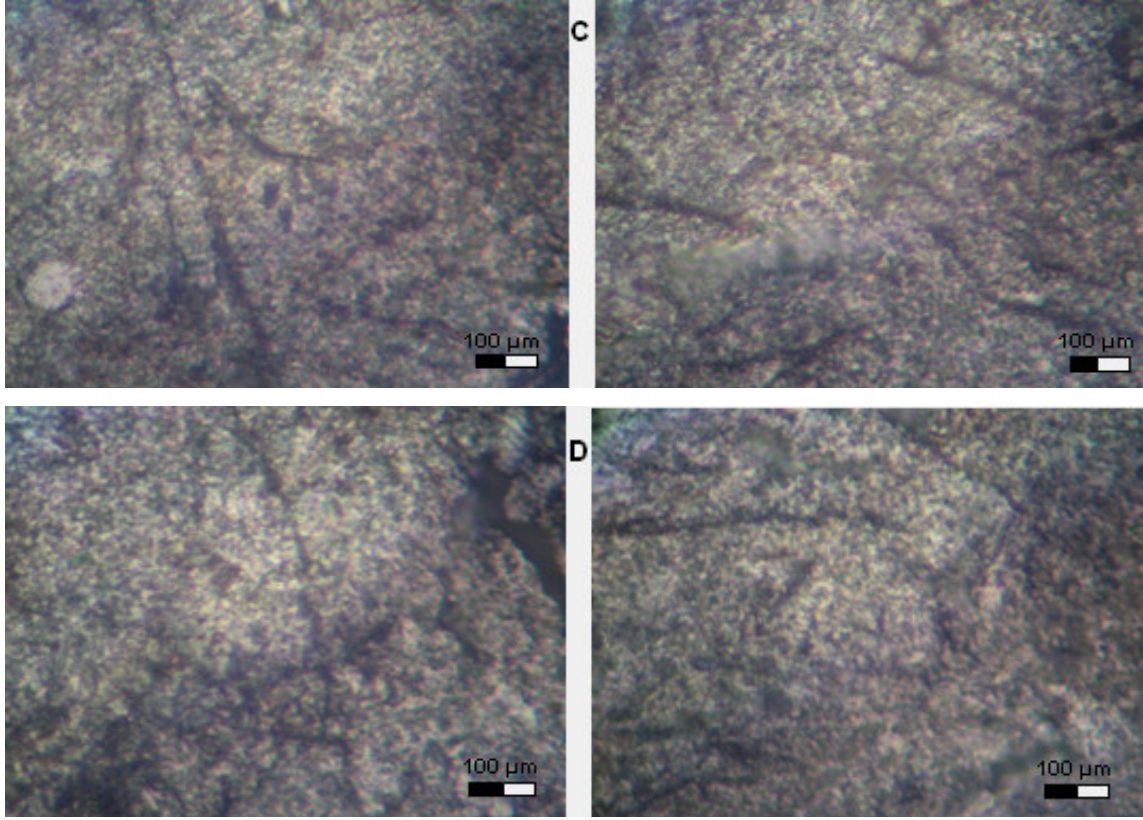




Şekil 6.6 45 µm % 5, 10, 15, 20 hacim oranlarına sahip numunelerin mikroyapı fotoğrafları.

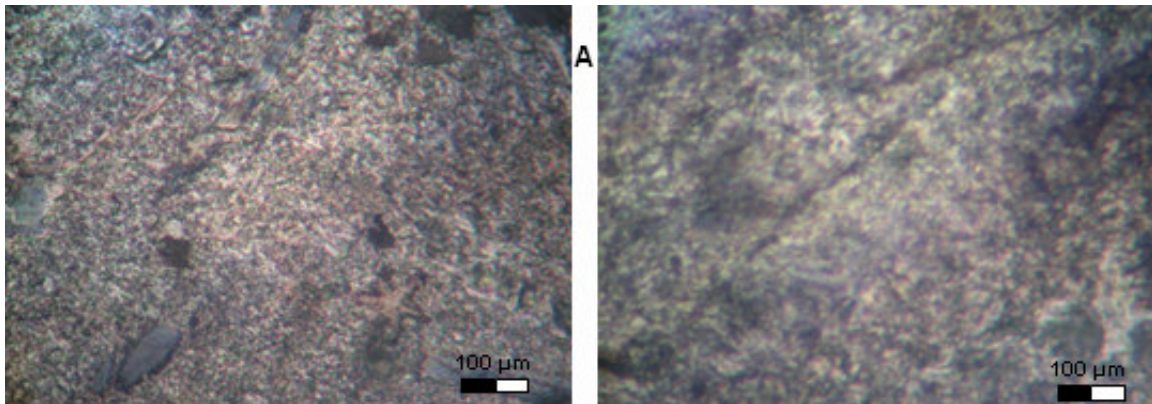
Yukarıdaki mikroyapı fotoğraflarında 45 µm büyüklüğünde Al_2O_3 partiküllerle takviye edilmiş 6061' in mikroyapıları görülmektedir. Konuya girişte de anlatıldığı gibi mikroyapılar içerisinde partiküller rastgele dağılmış bir halde görülmektedir. Ancak vortex' in etkisi ile partiküllerin yapı içerisine homojen dağılması sağlanmıştır. Bununla birlikte hacim oranı arttıkça mikroyapılar içindeki partiküllerin nasıl arttığı da bu fotoğraflardan anlaşılabilmektedir.

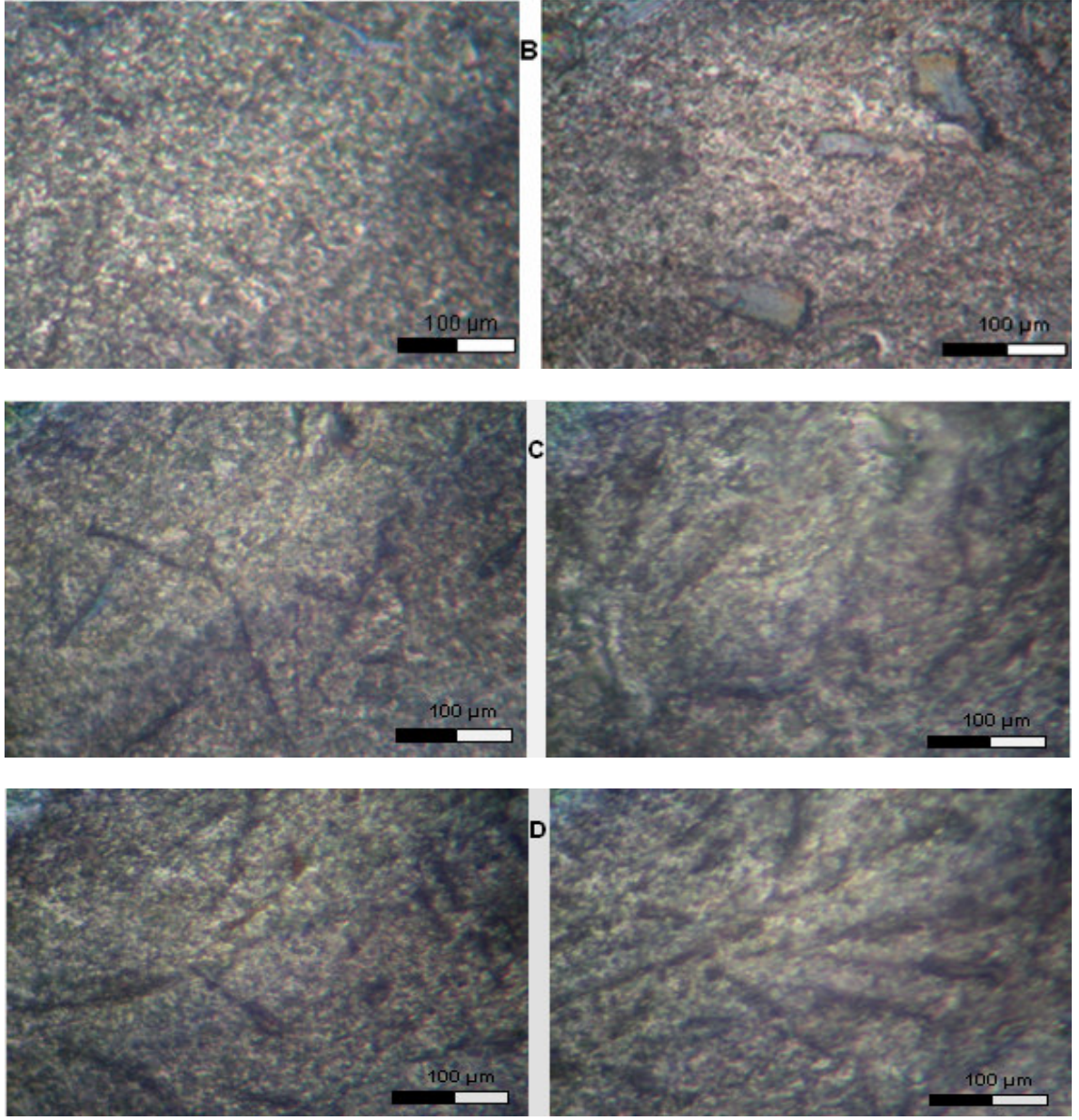




Şekil 6.7 75 µm % 5, 10, 15, 20 hacim oranlarına sahip numunelerin mikroyapı fotoğrafları.

Fotoğraflarda 75 µm boyutunda partiküllerle %5, %10, %15, %20 hacim oranlarında takviye edilen kompozit malzemelerin mikroyapıları görülmektedir. Tıpkı 45 µm boyutunda takviye partiküllerle üretilmiş numunelerde olduğu gibi karışım bünyede homojen görülmekte ancak partikül yönleri rastgele düzendedir.





Şekil 6.8 100 µm % 5, 10, 15, 20 hacim oranlarına sahip numunelerin mikroyapı fotoğrafları.

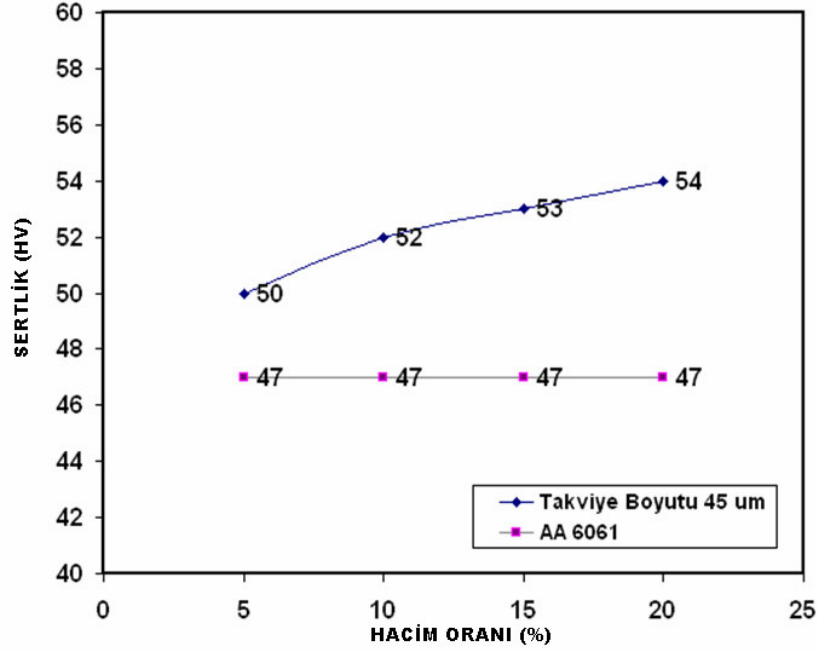
6.2.3 Numunelerin Homojenizasyon İşlemi Sonrası Hacim oranı Ve Partikül Boyutuna Bağlı Sertlik Değişimleri :

Numuneler metalografi sonrası bakalitten çıkarılarak homojenizasyon için hazırlandılar. Fırın sıcaklığı 560 °C' ye ayarlanarak ısı dalgalanmasının bitmesinin ardından numuneler daha önce anlatıldığı şekilde (5.2. Numune Üretimi) fırına konmuş ve 8 saat beklenmiştir. Ardından yavaş soğutulularak numunelerin sertliklerinin ölçülmesi için hazır hale gelmişlerdir. Aşağıdaki tablolarda ve grafiklerde homojenizasyon işlemi sonrası her bir numune için takviye partikül boyutu ve hacim oranına bağlı sertlik değerleri verilmiştir. Burada elde edilen değerler aynı

zamanda AA 6061 referans numunesi içinde tutulmuş olup her bir partikül takviyesi ve hacim oranı için karşılaştırmalı grafikler hazırlanmıştır.

Çizelge 6.7 Homojenizasyon sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(45µm)

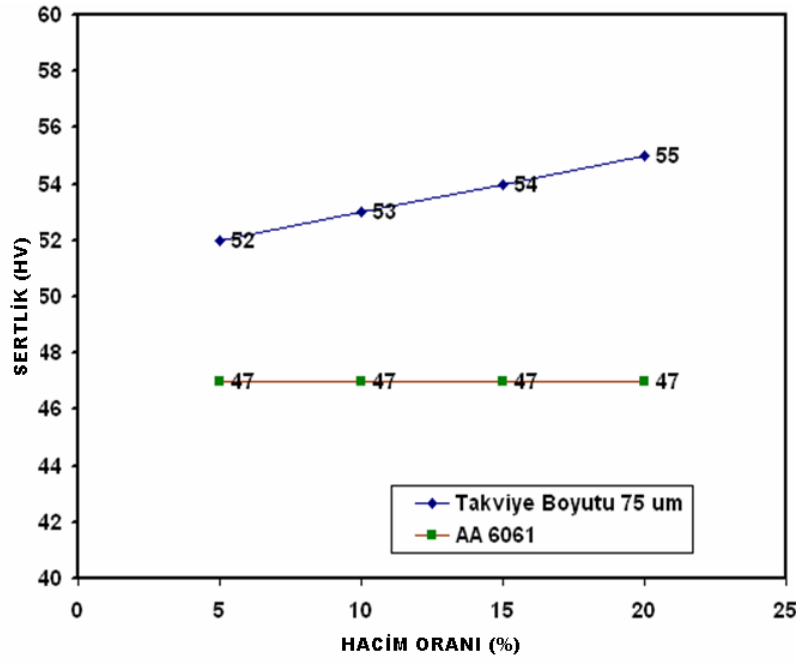
	Takviye Boyutu 45 µm			
	HOMOJENİZASYON SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK DEĞERLERİ			
% Hacim Oranı	5	10	15	20
Sertlik(HV)	50	52	53	54



Şekil 6. 9 Homojenizasyon sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(45 µm)

Çizelge 6.8 Homojenizasyon sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(75 µm)

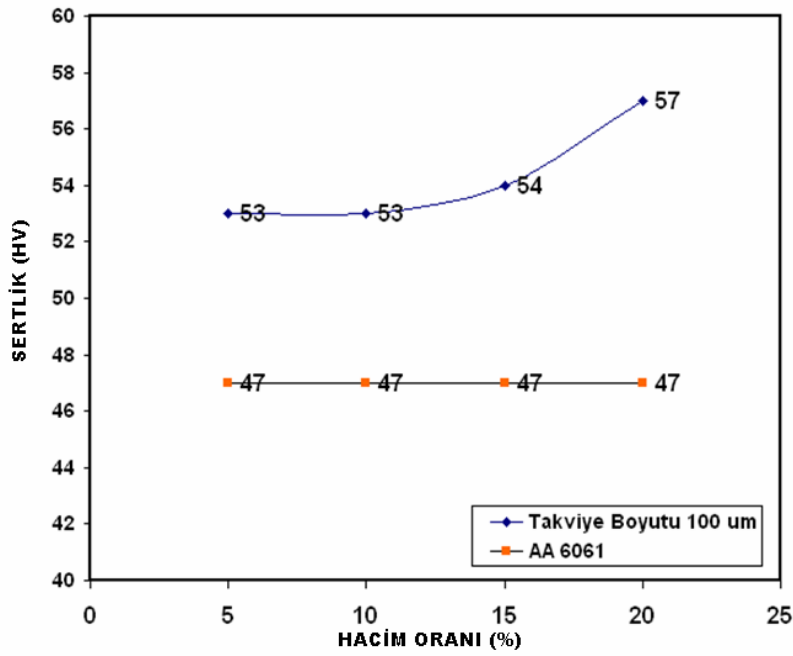
	Takviye Boyutu 75 µm			
	HOMOJENİZASYON SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK DEĞERLERİ			
% Hacim Oranı	5	10	15	20
Sertlik (HV)	52	53	54	55



Şekil 6. 10 Homojenizasyon sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(75 µm)

Çizelge 6.9 Homojenizasyon sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(100 µm)

	Takviye Boyutu 100 µm			
	HOMOJENİZASYON SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK DEĞERLERİ			
% Hacim Oranı	5	10	15	20
Sertlik (HV)	53	53	54	57



Şekil 6. 11 Homojenizasyon sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(100 µm)

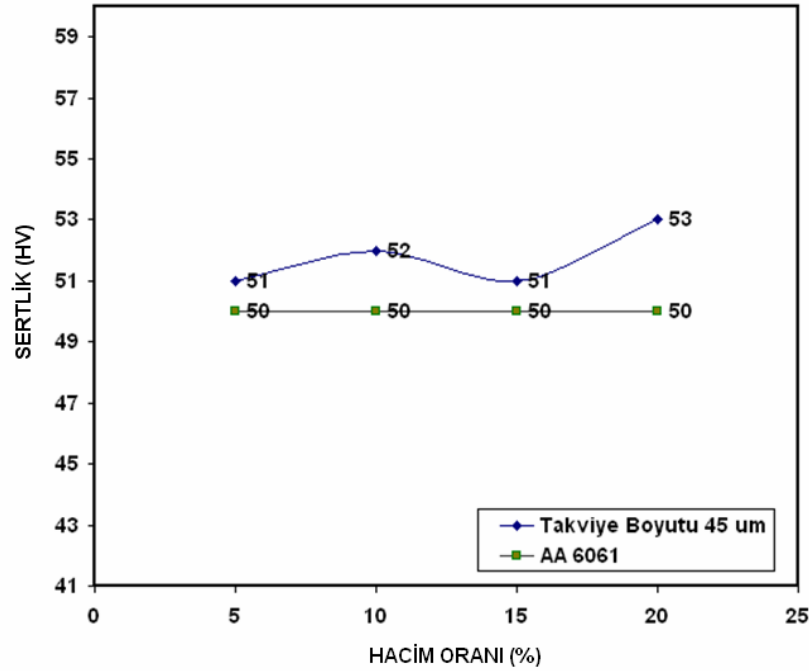
Çizelge ve grafiklerde görüldüğü gibi homojenizasyon sonrasında da sertlik artmakta. Fakat döküm sonrası oluşan sertliklerden 10-12 HV fazla olan bu değerler homojenizasyon sırasında takviye partiküllerin bu sertliklerin artmasında etkili olmadığını bize göstermektedir. Homojenizasyon sırasında artış gösteren değerlerin nedeninden tartışma bölümünde detaylı olarak bahsedilecektir.

6.2.4 Numunelerin Çözeltiye Alma İşlemi Sonrası Hacim oranı Ve Partikül Boyutuna Bağlı Sertlik Değişimleri :

Çözeltiye alma işleminden sonra sertliklerin artma eğilimde olduğunu söylemek mümkündür. Referans numunesine kıyasla daha az artış gösteren kompozitlerin hacim oranı-partikül boyu-sertlik eğrileri aşağıdadır.

Çizelge 6.10 Çözeltiye alma sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(45 μ m)

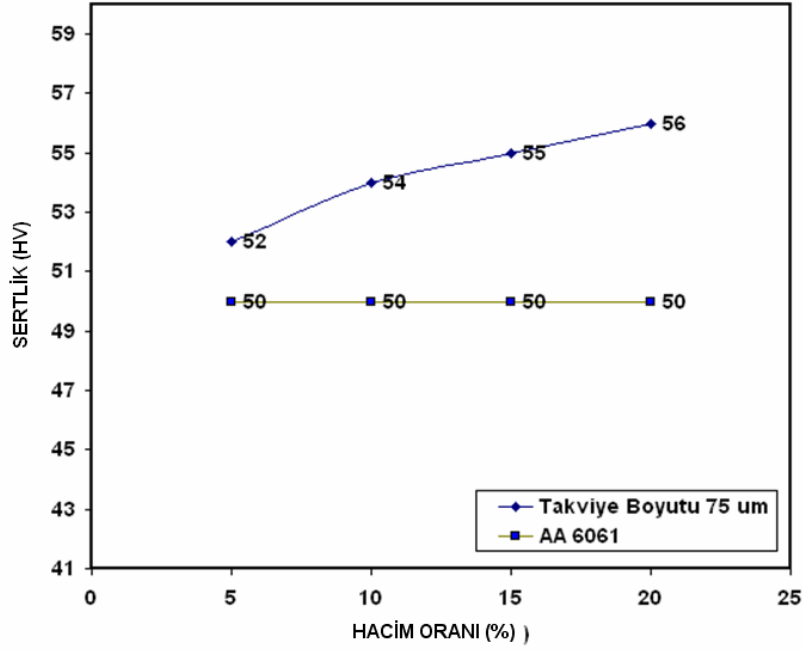
	Takviye Boyu 45 μ m			
	SU VERME İŞLEMİ SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK DEĞERİ			
% Hacim Oranı	5	10	15	20
Sertlik (HV)	51	52	51	53



Şekil 6. 12 Çözeltiye alma sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(45 μ m)

Çizelge 6.11 Çözeltiye alma sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(75 µm)

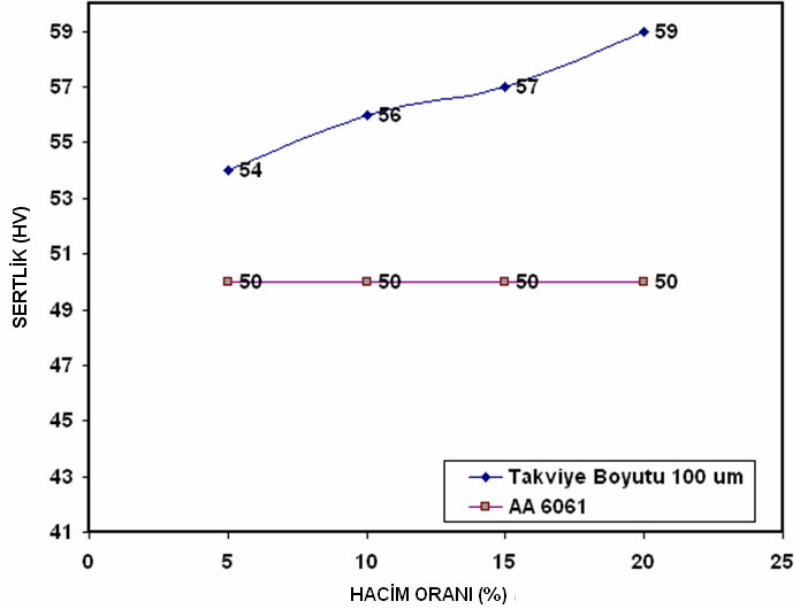
	Takviye Boyu 75 µm				
	SU VERME İŞLEMİ SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK DEĞERİ				
% Hacim Oranı	5	10	15	20	
Sertlik (HV)	52	54	55	56	



Şekil 6. 13 Çözeltiye alma sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(75 µm)

Çizelge 6.12 Çözeltiye alma sonrası hacim oranı-sertlik değişimi.(100 µm)

	Takviye Boyu 100 µm				
	SU VERME İŞLEMİ SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK DEĞERİ				
% Hacim Oranı	5	10	15	20	
Sertlik (HV)	54	56	57	59	

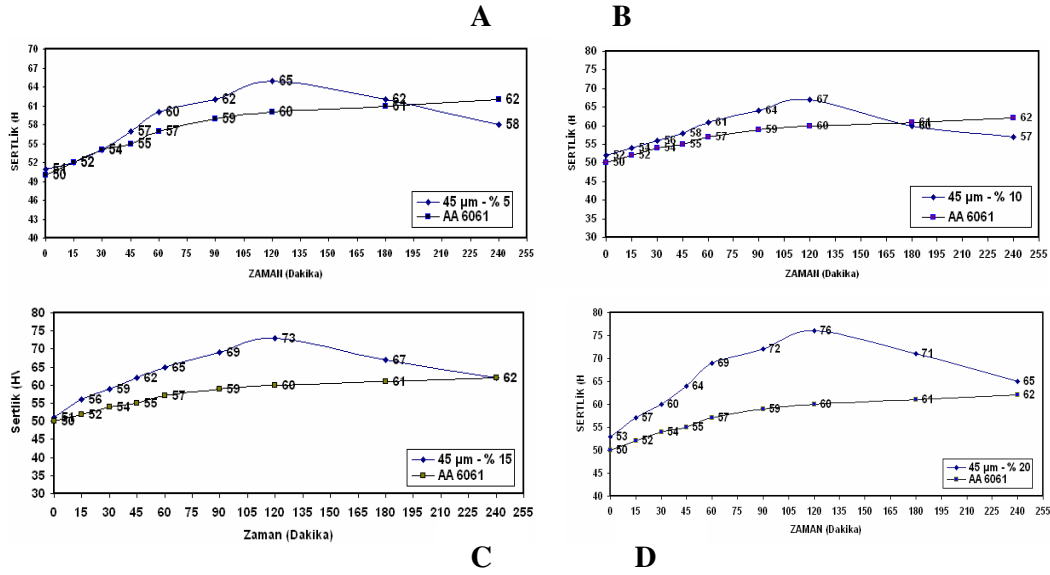


Şekil 6. 14 Çözeltiye alma sonrası Hacim oranı-sertlik değişim grafiği.(100 µm)

Çözeltiye alma işleminde de numunelerin genelinde sertlik artışı meydana gelmiştir. Sertlik artışının temelinde aşırı doymuş matrisin etkisi vardır. Homojenizasyon esnasında, döküm sırasında dentrit kolları arasında katılan elementlerin taneler içerisine diffüze olması sonucu aşırı doymuş taneler yapıyı sertleştirmektedir.

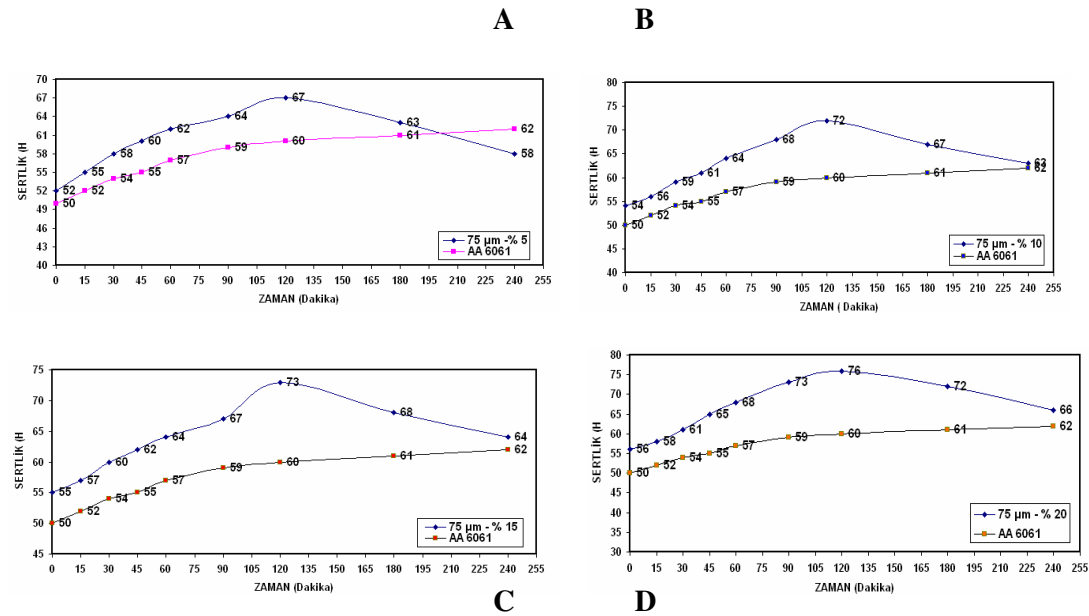
6.2.5 Numunelerin Yaşlandırma İşlemi Sonrası Hacim oranı Ve Partikül Boyutuna Bağlı Sertlik Değişimleri :

Numunelerde bu prosese kadar genel bir sertlik artışı eğilimi olduğunu gördük. Yaşlandırma ile birlikte numuneler içindeki takviye elementlerinin yaşlandırma prosesi esnasında sertliğe nasıl aktif bir şekilde etki ettiğini göreceğiz. Öncelikle bu bölümde grafiklerle bu değişimler verilecek ardından tartışma bölümünde nedenleri üzerinde fikir yürütülecektir.



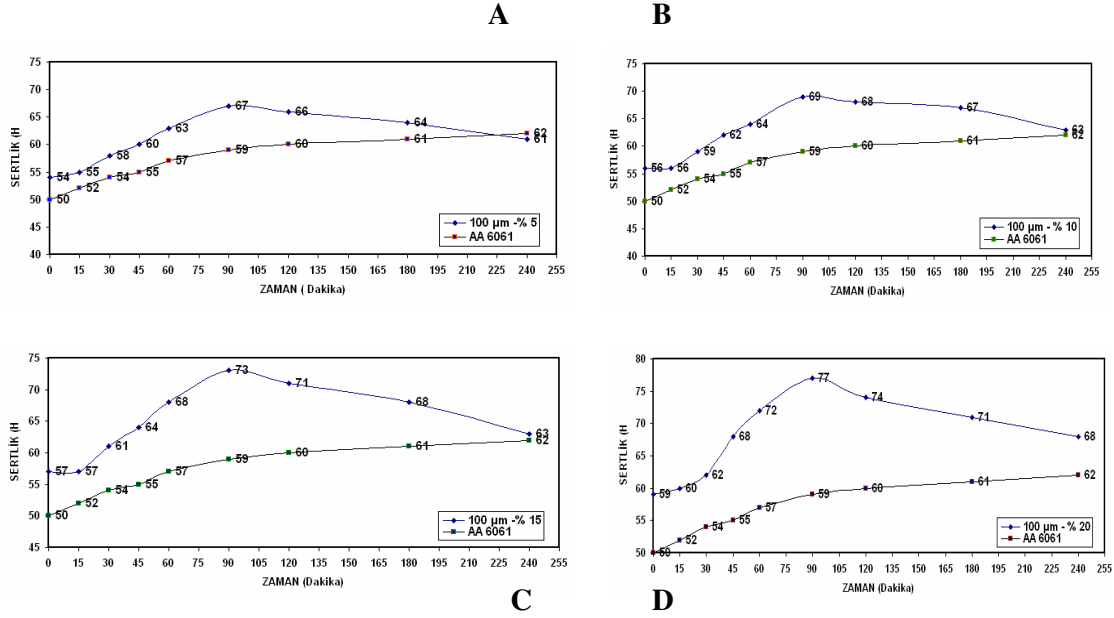
Şekil 6.15 45 μm boyutunda takviyeye sahip numunelerin homojenizasyon sırasında sertlik değişimleri.

Yukarıdaki grafiklerde yaşlanma prosesinde her 15 dakikalık aralarla alınan sertlik ölçüm değerlerinin numunelere göre ne kadar değişkenlik gösterdiği görülmektedir. Yukarıdaki grafiklerin hepsi 45 μm partikül çanına sahip % 5, 10, 15, 20 hacim oranlarında takviye edilmiş numunelere ait değerlerdir.



Şekil 6.16 75 μm boyutunda takviyeye sahip numunelerin homojenizasyon sırasında sertlik değişimleri.

Takviye çapı arttıkça yaşlanma prosesi sırasında çıkılan maksimum sertlik değerinin de arttığı gözlenmiştir. Yukarıda 75 µm çaplı takviye partiküllerle üretilmiş kompozit malzemeler görülmektedir.



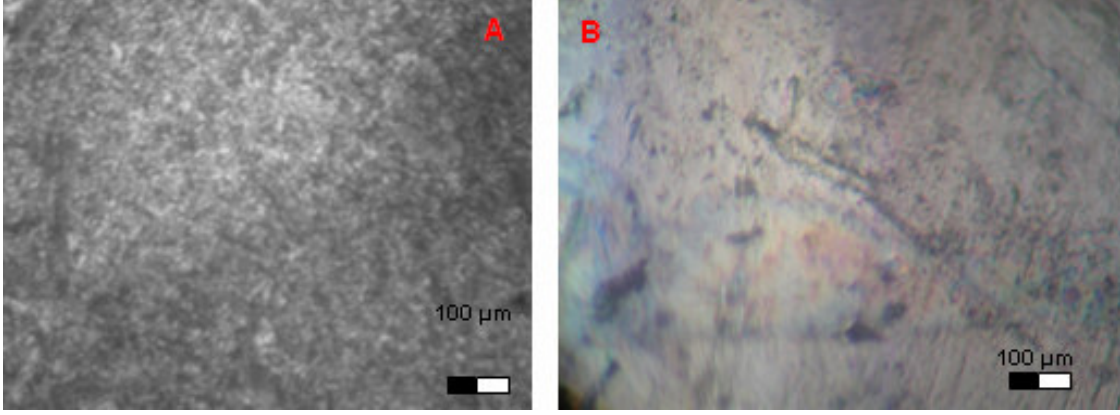
Şekil 6.17 100 µm boyutunda takviyeye sahip numunelerin homojenizasyon sırasında sertlik değişimleri.

Takviyesiz malzemelerle karşılaştırıldığında seramik takviye partikülünün bulunması metal matris kompozitlerin yaşlanma davranışını etkilemektedir; takviye içeren alaşımlarda çökelti oluşum kinetiği hızlanmakta yani maksimum sertlik koşuluna daha kısa sürede ulaşılmaktadır. Yukarıdaki grafiklerde bu kuralda olduğu gibi hacim oranı ve partikül boyutuna bağlı olarak sertlik artışı farklılık göstermektedir.

6.2.6 Numunelerin Yaşlandırma İşlemi Sonrası Metalografi İncelemeleri :

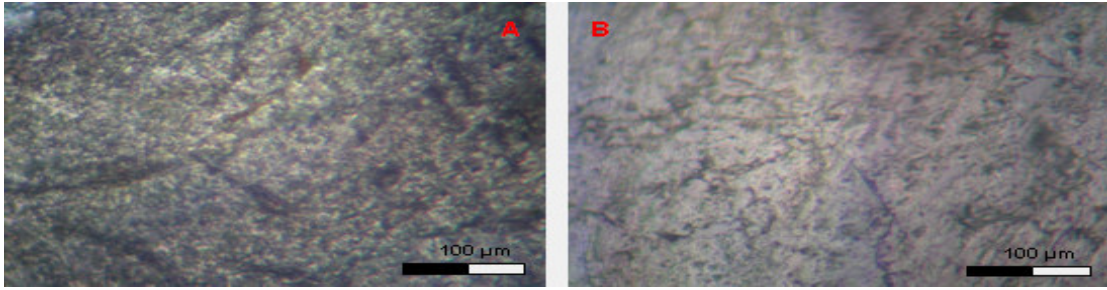
Çalışmanın başında bazı numunelerden yaşlandırma işlemi sırasında parçalar keserek tekrar metalografik incelemelerinin yapılacağını belirtilmişti. Aşağıda yaşlandırmanın her aşamasına ait bazı numune fotoğraflarını onların döküm sonrası fotoğrafları ile birlikte vererek sertlik değişimine neden olan mekanizmanın mikroyapıyı nasıl değiştirdiğini gösterilecektir.

15. Dakika : Bu aşamada 75 µm partikül çapına sahip % 5 hacim oranında Al_2O_3 katkılı AA 6061 malzemesinin döküm sonrası ve yaşlanma sonrası mikroyapıları görülmektedir.



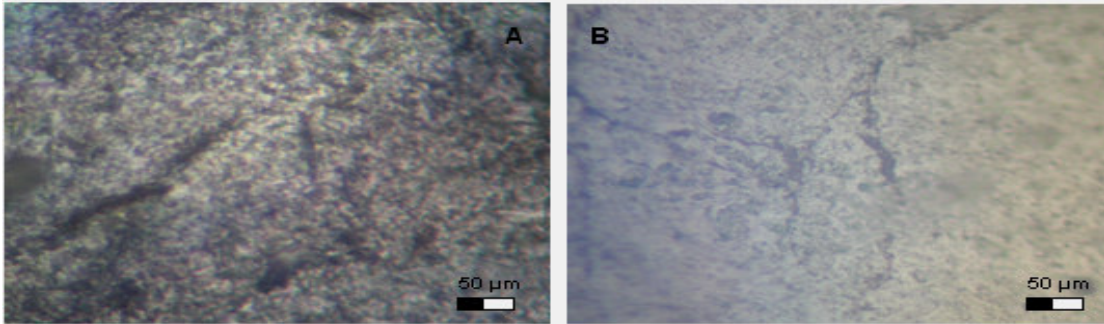
Şekil 6.18 A) Döküm sonrası 75 µm partikül çaplı % 5 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 15.dk sonrası fotoğrafı.

30. Dakika : Bu aşamada 100 µm partikül çapına sahip % 20 hacim oranında Al_2O_3 katkılı AA 6061 malzemesinin döküm sonrası ve yaşlanma sonrası mikroyapıları görülmektedir.



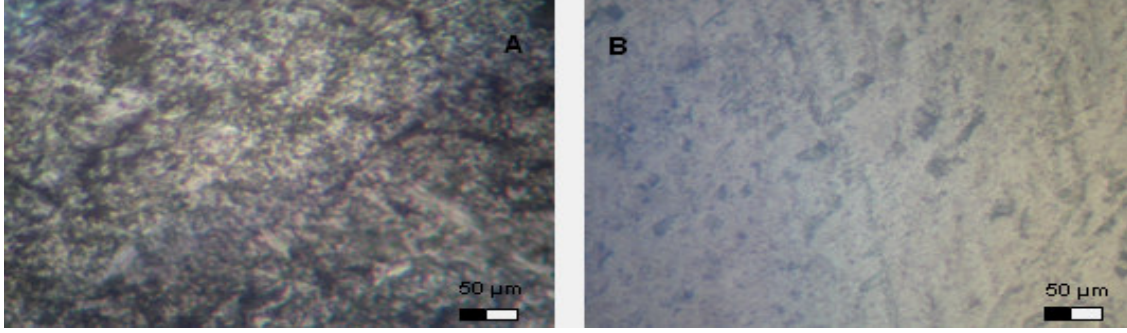
Şekil 6.19 A) Döküm sonrası 100 µm partikül çaplı % 20 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 30.dk sonrası fotoğrafı.

45. Dakika : Bu aşamada 45 µm partikül çapına sahip % 10 hacim oranında Al_2O_3 katkılı AA 6061 malzemesinin döküm sonrası ve yaşlanma sonrası mikroyapıları görülmektedir.



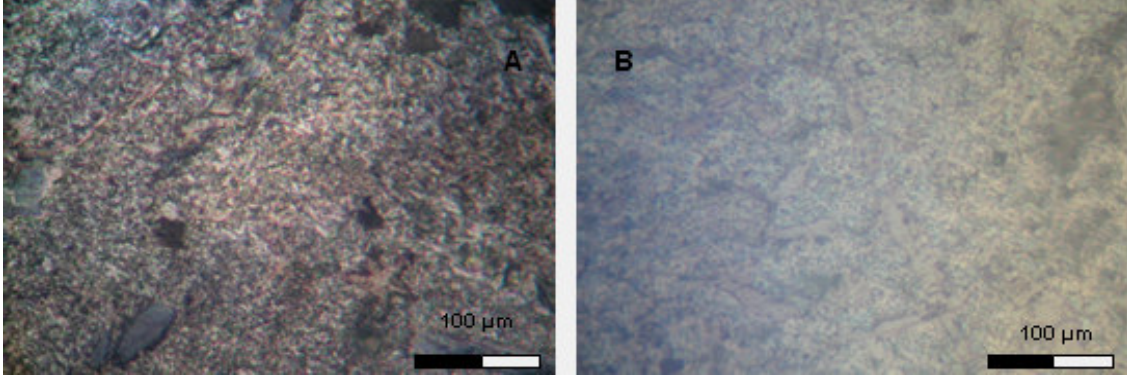
Şekil 6.20 A) Döküm sonrası 45 µm partikül çaplı % 10 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 45.dk sonrası fotoğrafı.

60. Dakika : Bu aşamada 45 μm partikül çapına sahip % 5 hacim oranında Al_2O_3 katkı AA 6061 malzemesinin döküm sonrası ve yaşlanma sonrası mikroyapıları görülmektedir.



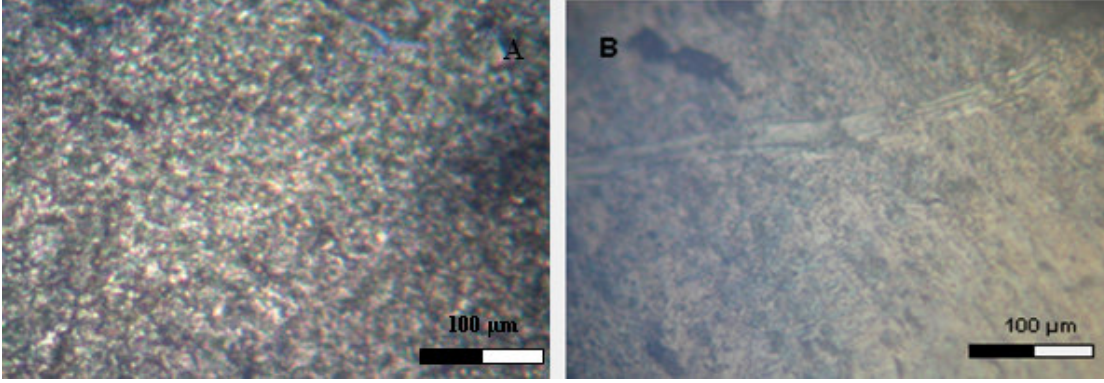
Şekil 6.21 A) Döküm sonrası 45 μm partikül çaplı % 5 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 60.dk sonrası fotoğrafı.

90. Dakika : Bu aşamada 100 μm partikül çapına sahip % 5 hacim oranında Al_2O_3 katkı AA 6061 malzemesinin döküm sonrası ve yaşlanma sonrası mikroyapıları görülmektedir.



Şekil 6.22 A) Döküm sonrası 100 μm partikül çaplı % 5 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 90.dk sonrası fotoğrafı.

120. Dakika : Bu aşamada 100 μm partikül çapına sahip % 10 hacim oranında Al_2O_3 katkı AA 6061 malzemesinin döküm sonrası ve yaşlanma sonrası mikroyapıları görülmektedir.



Şekil 6.23 A) Döküm sonrası 100 μm partikül çaplı % 10 hacim oranlı numune fotoğrafı, B) Aynı numunenin yaşlandırmanın 120.dk sonrası fotoğrafı.

7. İRDELEME VE TARTIŞMA :

7.1. Döküm Sonrası Sertlik Değerlerinin Yorumlanması :

Partikül takviyeli bir kompozit malzemenin mukavemeti veya sertliği doğrudan olarak takviye fazının mukavemeti, sertliği ve hacim oranı ile doğru orantılıdır. Partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler, monolitik alaşımlarla ulaşılamayan, fiziksel ve mekanik özelliklerin kombinasyonuna sahip olup, ileri teknolojik gelişimi için fırsat sunmaktadır. Geniş yelpazede, uygun matris ve takviye malzemesinin seçimi ile yoğunluğu ve termal genleşme katsayısı düşük kompozitlerin geliştirilmesine izin verilmektedir. Partikül takviyeli kompozitler, yüksek çekme mukavemeti, elastisite modülü, aşınma ve yorulma direnci gibi mekanik özellikler sergilerken süneklik ve tokluğun düşük olması bu malzemelerin kullanımını sınırlamaktadır

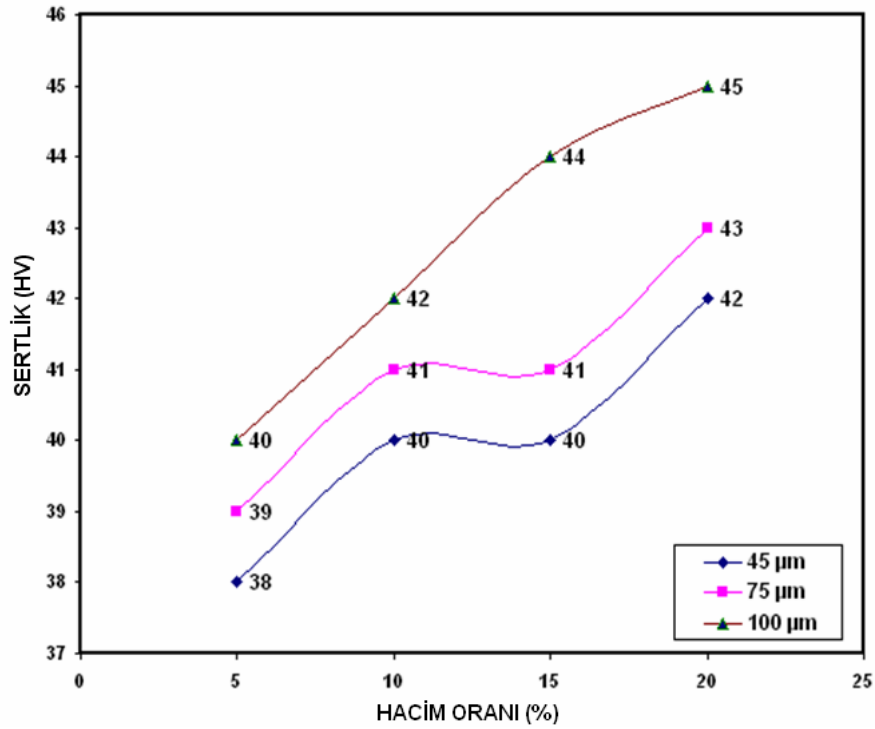
Bu çalışmada ortaya çıkan sonuçlardan biri hacim oranı sabit kalmasına rağmen numunelere katılan partikül boyu arttıkça sertliğin de arttığıdır. Ayrıca katılan takviye malzemesinin hacim oranı arttıkça yine sertliğin arttığı gözlemlenmiştir. Takviye hacim oranının artmasıyla sertlikte dolayısıyla akma sınırı ve çekme dayancında artış olması karışımlar kuralı ile açıklanabilir. Yapı içerisindeki sert fazın miktarının artması malzemenin bileşke sertliğinin takviyeninkine yaklaşmasına sebep olmuştur. Takviye oranının artmasıyla sertliğin yükselmesi takviyeler ile matris arasında ıslatmanın belirli oranda sağlandığını göstermektedir.

Bulguların ortaya koyduğu ilginç bir durum ise; takviye boyutları arttıkça aynı hacim oranı için elde edilen sertlik artışının daha fazla olmasıdır. Bu durumu karışımlar kuralıyla açıklamak zordur. Takviye boyutunun artmasıyla aynı hacim oranı için ortaya çıkan takviye-matris arayüzeyi azalmaktadır. Normal olarak arayüzey azaldıkça sertlik artışının az olması beklenirken numunelerimizde tam tersi bir durum ortaya çıkmıştır. Bu durum fiberle takviyeli plastiklerdeki kritik fiber boyu kavramıyla açıklanabilir. Kısa fiberli takviyelerde, takviyelerin her iki ucunda yük taşımaya katılmayan fiber boyunun tüm fiber boyuna oranı artmakta ve kısa fiberler daha düşük dayanç artışına sebep olmaktadır. Bu durum partiküller içinde geçerlidir. Küçük çaplı partiküllerde partikül çapının yük taşımaya katılan kısmı azalmaktadır. Nispeten uzun partiküllerde ise yük taşımaya katılan partikül boyu daha fazla olacaktır.

Aşağıda kıyaslama amacıyla döküm sonrası her bir takviye boyutu için hacim oranına bağlı döküm sonrası sertlik değişimleri bir kez daha topluca verilmiştir.

Çizelge 7.1 Her bir takviye boyutu katkısı için döküm sonrası elde edilen sertlikler.

		45 μm - 75 μm - 100 μm			
		DÖKÜM SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK DEĞİŞİMLERİ			
% Hacim Oranı		5	10	15	20
Sertlik(HV)	45 μm	38	40	40	42
	75 μm	39	41	41	43
	100 μm	40	42	44	45



Şekil 7.1 Farklı takviye boyutları için döküm sonrası elde edilen sertlik grafiği.

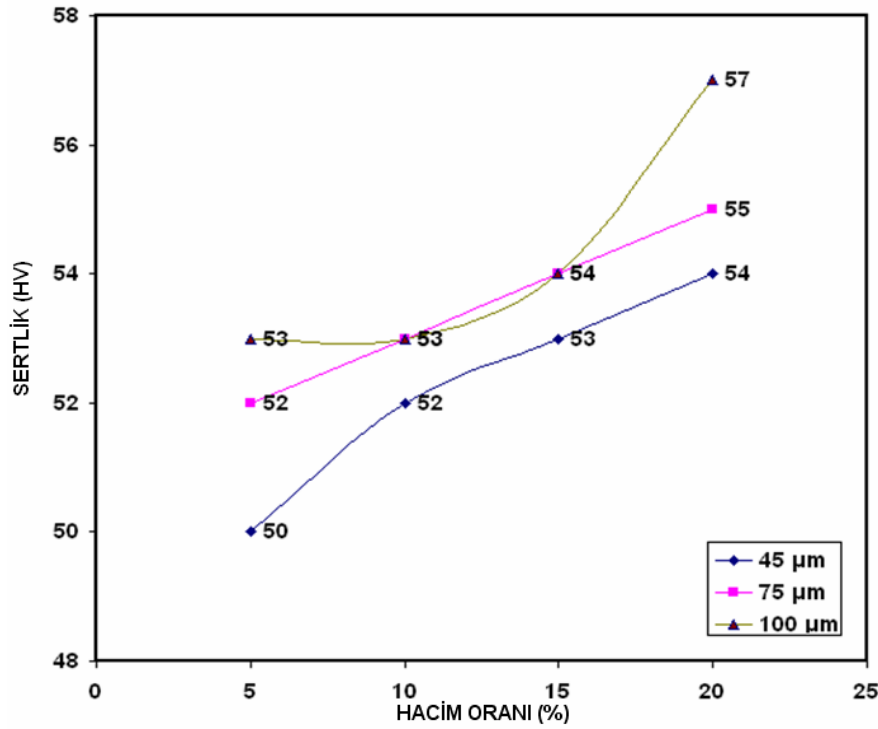
7.2 Homojenizasyon Sonrası Sertlik Değerlerinin Yorumlanması :

Homojenizasyon sonrası hazırlanan numunelerdeki sertlik artışını şu şekilde açıklayabiliriz ; Döküm sonrası dentrit kolları arasında intermetalik fazlar şeklinde katılaştıran alaşım elementlerinin homojenizasyon esnasında taneler içine diffüze olarak çözünmesi nedeni ile katı çözelti mukavemet artırma mekanizması çalışmış ve malzemenin sertliği artmıştır. Hazırlanan referansın sertliğinin bu mekanizmanın çalışması ile 35 HV' den 47 HV' ye yükseldiği görülmüştür. Aynı şekilde daha önceden verilen sertlik tablolarında da görüldüğü gibi her partikül boyunda ve hacim oranına yaklaşık referansın sertlik artışı kadar sertliklerinin arttığı

saptanmıştır. Bu da bize homojenizasyon sırasında oluşan yapı değişimlerinde ve sertlik artışlarında partikül takviyesinin rolünün fazla olmadığını, bu artışa matristeki değişimin sebep olduğu izlenimini vermiştir. Aşağıda homojenizasyon sonrası her bir takviye boyutu için hacim oranına bağlı sertlik değişimleri verilmiştir.

Çizelge 7.2 Her bir takviye boyutu katkısı için homojenizasyon sonrası elde edilen sertlikler.

		45 - 75 - 100 μm			
		HOMOJENİZASYON SONRASI HACİM ORANI-SERTLİK DEĞİŞİMLERİ			
% Hacim Oranı		5	10	15	20
Sertlik (HV)	45 μm	50	52	53	54
	75 μm	52	53	54	55
	100 μm	53	53	54	57



Şekil 7.2 Farklı takviye boyutları için homojenizasyon sonrası elde edilen sertlik grafiği.

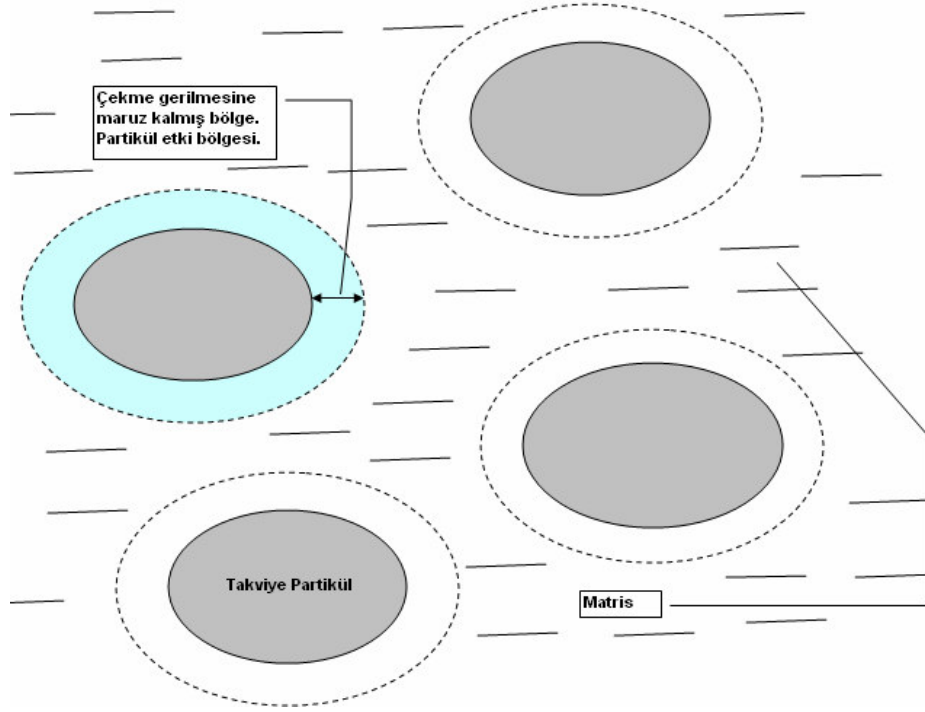
7.3 Yaşlanma Sonrası Sertlik Değerlerinin Yorumlanması :

Yaşlandırma işlemi ile kompozitin matrisinin mukavemetinin artırılarak kompozitin genel mekanik özelliklerinin artırılabilceğinden bahsedilmiştir. Bulgular bölümünde veriler sunulurken matris içerisine gömülü partiküllerin bu süreci etkilediği ve hem elde edilen sertliği hemde yaşlanma prosesini hızlandırdığı görülmüştür.

Başlangıç sertliğinin matristeki çökeltme sertleşmesi nedeni ile arttığı görülmüştür. Ancak çökeltme ile elde edilen sertlik artışının her hacim oranı için farklı farklı olduğu görülmektedir.

Bu durum eklenen takviyelerin matris içerisinde pasif bir şekilde olmadığını ve matrisin çökelme davranışını doğrudan etkileyip değiştirdiğini göstermektedir.

Bu etkileşimin takviye ve matris arasındaki ısı genleşme farkının matris üzerinde oluşturduğu lokal gerilmelerden kaynaklandığı düşünülebilir. Genleşme katsayılarının değerleri Çizelge 2.1 ve Çizelge 2.2’ de mevcuttur.

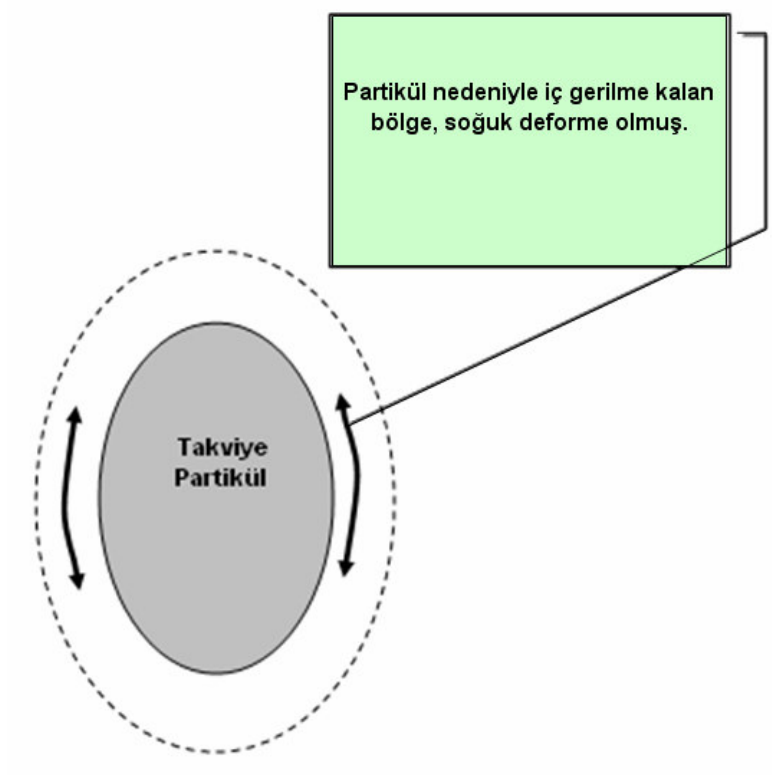


Şekil 7.3 Elde edilen kompozitlerin mikroyapısının temsili gösterimi.

Yüksek hacim oranlarındaki numunelerde takviyelerin komşusu matrise uygulamış olduğu gerilme bölgelerinin alanı da artacaktır. Bu da sertliği arttıracaktır. Yukarıdaki şekilde bu durumun tasviri yapılmaktadır. Büyük tanelerin matriste oluşturdukları etki alanının hem derinliği fazladır hem de kapladığı alan (hacim) küçük takviyelerin oluşturduğu etki alanının kapladığı alandan (hacim) daha fazladır. Bu şekilde oluşan gerilme alanları daha fazla hacim kaplayacağından yük taşıyan bölgelerin de daha fazla olduğunu dolayısıyla sertliğin büyük taneli numunelerde daha fazla artış gösterdiği düşünülebilir.

Al_2O_3 ’ün genleşme katsayısı $4,4 \cdot 10^{-6} \text{ cm/cm } ^\circ\text{C}$, matrisin genleşme katsayısı ise $25,4 \text{ cm/cm } ^\circ\text{C}$ ’dir. Buna göre soğuma esnasında takviyeye komşu matris içerisinde çeki iç gerilmeleri oluşacaktır. Çeki gerilmeleri matris içerisindeki çökelme mekanizmasını hızlandırıcı bir etkiye

sahiptir. Buradan da büyük partikül hacimli numunelerin niçin daha erken maksimum sertliğe ulaştığı anlaşılabilir.

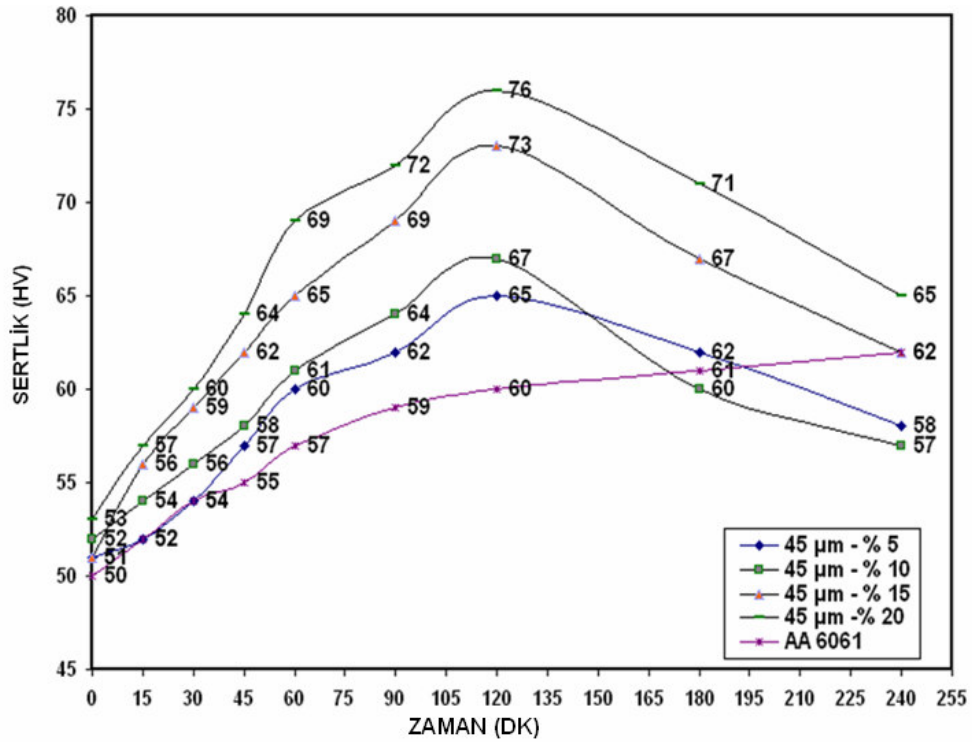


Şekil 7.4 Partikül-matris arası etki alanının temsili gösterimi.

Aşağıda yaşlandırma sonrasındaki her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik grafikleri gösterilmektedir.

Çizelge 7.3 45 μm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik çizelgesi.

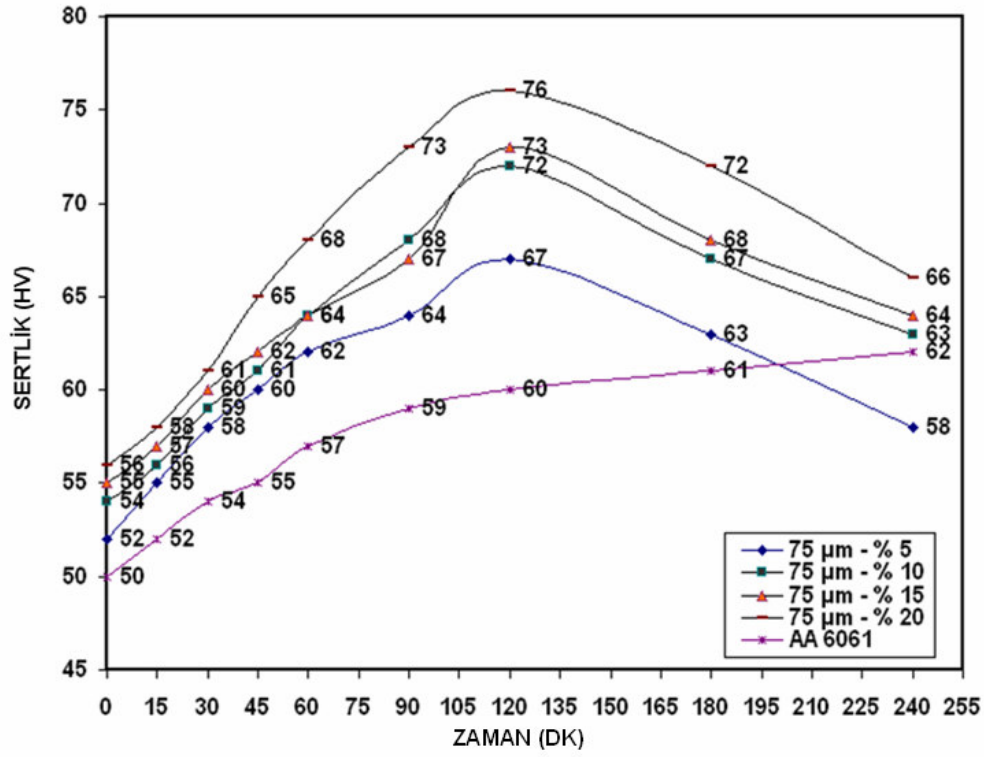
		YAŞLANDIRMA SIRASINDAKİ ZAMAN-SERTLİK DEĞİŞİMLERİ (45 μm - %5,10,15,20)								
ZAMAN (dk)		0	15	30	45	60	90	120	180	240
SERTLİK (HV)	5%	51	52	54	57	60	62	65	62	58
	10%	52	54	56	58	61	64	67	60	57
	15%	51	56	59	62	65	69	73	67	62
	20%	53	57	60	64	69	72	76	71	65
	REFERANS	50	52	54	55	57	59	60	61	62



Şekil 7.5 45 μm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik grafiği.

Çizelge 7.4 75 μm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik çizelgesi.

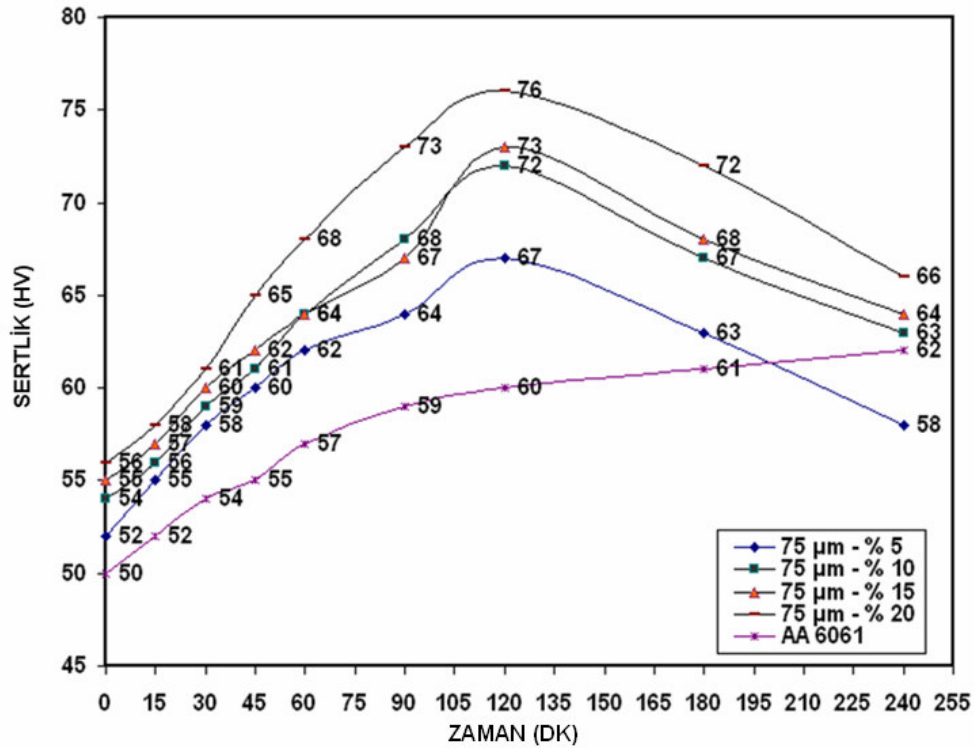
		YAŞLANDIRMA SIRASINDAKİ ZAMAN-SERTLİK DEĞİŞİMLERİ (75 μm - %5,10,15,20)								
ZAMAN (dk)		0	15	30	45	60	90	120	180	240
SERTLİK (HV)	5%	52	55	58	60	62	64	67	63	58
	10%	54	56	59	61	64	68	72	67	63
	15%	55	57	60	62	64	67	73	68	64
	20%	56	58	61	65	68	73	76	72	66
	REFERANS	50	52	54	55	57	59	60	61	62



Şekil 7.6 75 μm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik grafiği.

Çizelge 7.5 100 μm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik çizelgesi.

		YAŞLANDIRMA SIRASINDAKİ ZAMAN-SERTLİK DEĞİŞİMLERİ (100 μm - %5,10,15,20)								
ZAMAN (dk)		0	15	30	45	60	90	120	180	240
SERTLİK (HV)	5%	54	55	58	60	63	67	66	64	61
	10%	56	56	59	62	64	69	68	67	63
	15%	57	57	61	64	68	73	71	68	63
	20%	59	60	62	68	72	77	74	71	68
	REFERANS	50	52	54	55	57	59	60	61	62



Şekil 7.7 100 μm takviye partikül çaplı her bir numunenin birbirleri ile karşılaştırmalı zaman-sertlik grafiği.

Partiküller matris içinde çok aktiftir. Nitekim takviye partikül boyutu 100 μm olan numunelerde grafikte net olarak görülebileceği gibi maksimum sertliğe 90 dk. sonunda ulaşılmıştır. Partikül boyutu daha az olan numunelerde ise maksimum sertliğe 120 dk. sonunda ulaşıldığı görülmüştür. Takviye içermeyen referans numune de ise 240 dk. sonra dahi çökelpmenin devam ettiği sertlik artışından görülmektedir.

Matris içindeki çeki gerilmelerinin atomları birbirinden uzaklaştırdığı için sıcaklık artışına benzer şekilde difüzyonu arttıracak tahmin edilebilir.

Grafiklerin hepsinde gözlenen durum; hacim oranı arttıkça sertliğin yükseldiğidir. Büyük partikül boyutlu numunelerde bu yükseliş daha fazladır.

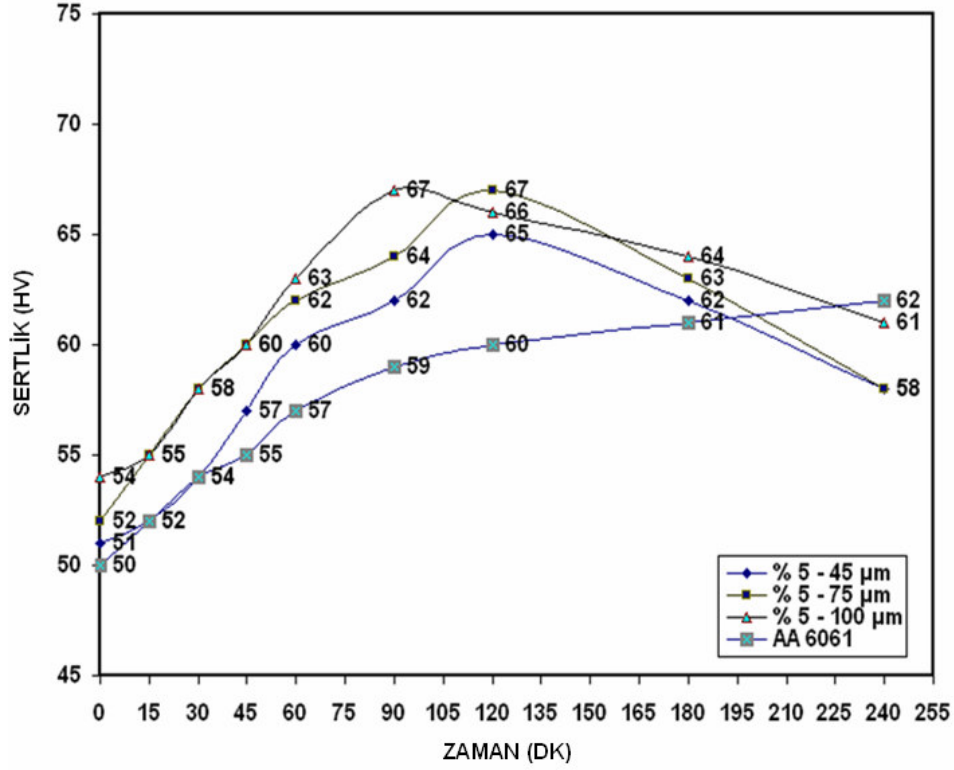
Kompozitin mukavemetindeki artış, matrisin takviye elemanına yükü iletme kabiliyetine ve arayüzey bağ mukavemetine bağlıdır. Arayüzey bağ mukavemeti zayıfsa, partiküle gerilmenin transferinin meydana gelmesinden önce arayüzey hasara uğrayacak ve mukavemet artışı belirlenemeyecektir. Arayüzeyin yanında, termal iç gerilmelerin bulunması ve takviye partikül dağılımının homojensizliği, çok düşük deformasyon oranlarında plastisitenin başlamasına ve deformasyona karşı direnç gösterilmesine sebep olacaktır. Partikül takviyeli kompozitler gözönüne alındığında matris mikro yapısı önemli rol oynamaktadır; ilk önemli bulgu olarak matris tane boyutu takviye elemanının ilavesi ile küçülür. Bilindiği gibi, takviye malzemesi ve matris arasındaki termal genleşme katsayısındaki farklılık dislokasyon yoğunluğunda bir artışa sebep olmaktadır.

Takviyesiz malzemelerle karşılaştırıldığında seramik takviye partikülünün bulunması metal matris kompozitlerin yaşlanma davranışını etkilemektedir; takviye içeren alaşımlarda çökelti oluşum kinetiği hızlanmakta yani maksimum sertlik koşuluna daha kısa sürede ulaşılmaktadır. Bu davranış, matris ve takviye arasındaki (sahip oldukları farklı termal büzülme katsayılarından dolayı) uyumsuzluğun teşvik ettiği yüksek dislokasyon yoğunluğundan dolayı artan çekirdekleşme ve büyüme kinetiği ile açıklanmıştır. İlave olarak partikül hacim oranı, partikül şekli, tipi ve boyutundaki değişim, maksimum sertliğe ulaşmada farklı süreler gerektirmektedir. Kompozit malzemelerde yaşlanma kinetiğinin yüksek olması matris ve takviye malzemesi arasındaki termal genleşme farklılığından kaynaklanan yüksek dislokasyon yoğunluklarının bulunmasına bağlıdır.

Bundan sonraki çizelge ve grafiklerde sabit hacim oranlarında farklı partikül boyutlarında saptanmış sertlik değerlerinin yaşlanma prosesi sırasındaki değişimlerini gösterilecektir. Burada da sertlik değerinin tane boyutuna bağlı olarak çok maksimum sertliğe ulaşma hızının tane boyutu ile olan ilişkisi net bir şekilde görülmektedir.

Çizelge 7.6 % 5 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri.

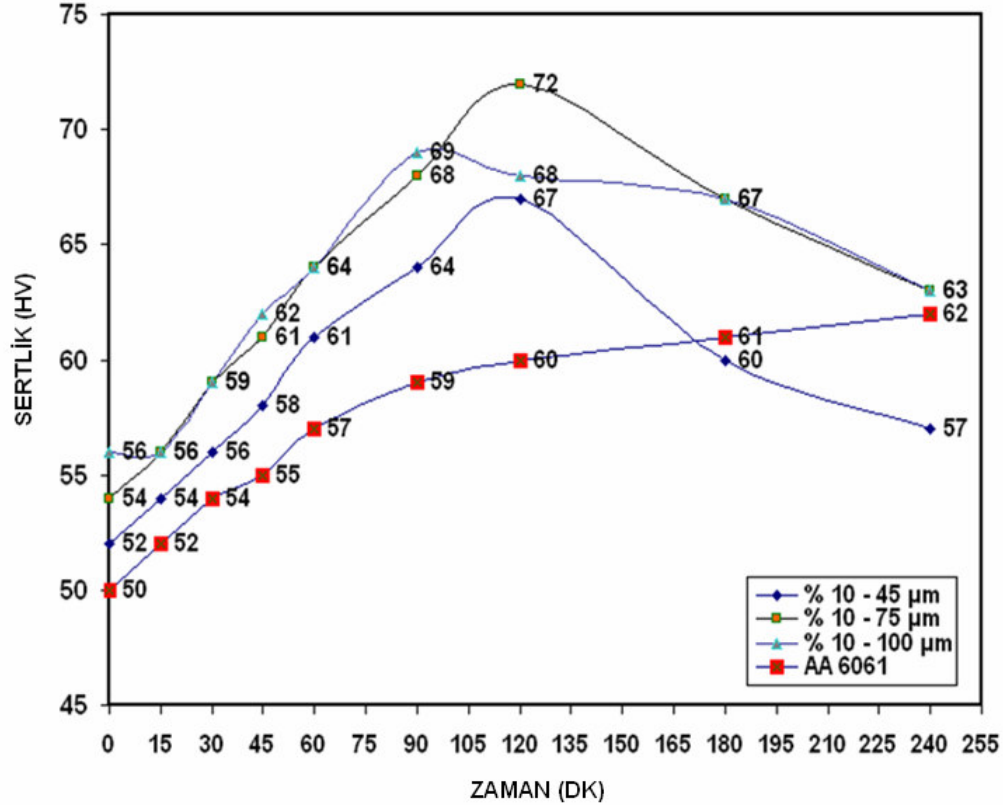
		YAŞLANDIRMA SIRASINDAKİ ZAMAN-SERTLİK DEĞİŞİMLERİ (% 5 - 45, 75, 100 μ m)								
ZAMAN (dk)		0	15	30	45	60	90	120	180	240
SERTLİK (HV)	45mm	51	52	54	57	60	62	65	62	58
	75mm	52	55	58	60	62	64	67	63	58
	100mm	54	55	58	60	63	67	66	64	61
	REFERANS	50	52	54	55	57	59	60	61	62



Şekil 7.8 % 5 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri grafiği.

Çizelge 7.7 % 10 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri.

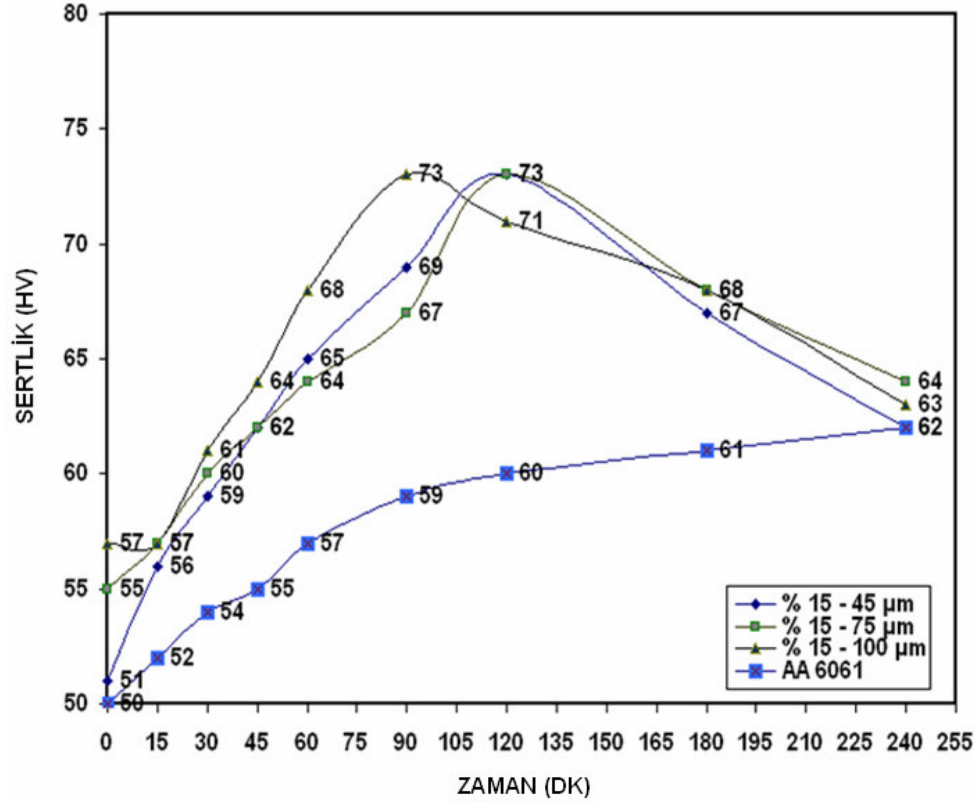
		YAŞLANDIRMA SIRASINDAKİ ZAMAN-SERTLİK DEĞİŞİMLERİ (% 10 - 45, 75, 100 μm)								
ZAMAN (dk)		0	15	30	45	60	90	120	180	240
SERTLİK (HV)	45 μm	52	54	56	58	61	64	67	60	57
	75 μm	54	56	59	61	64	68	72	67	63
	100 μm	56	56	59	62	64	69	68	67	63
	REFERANS	50	52	54	55	57	59	60	61	62



Şekil 7.9 % 10 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri grafiği.

Çizelge 7.8 % 15 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri.

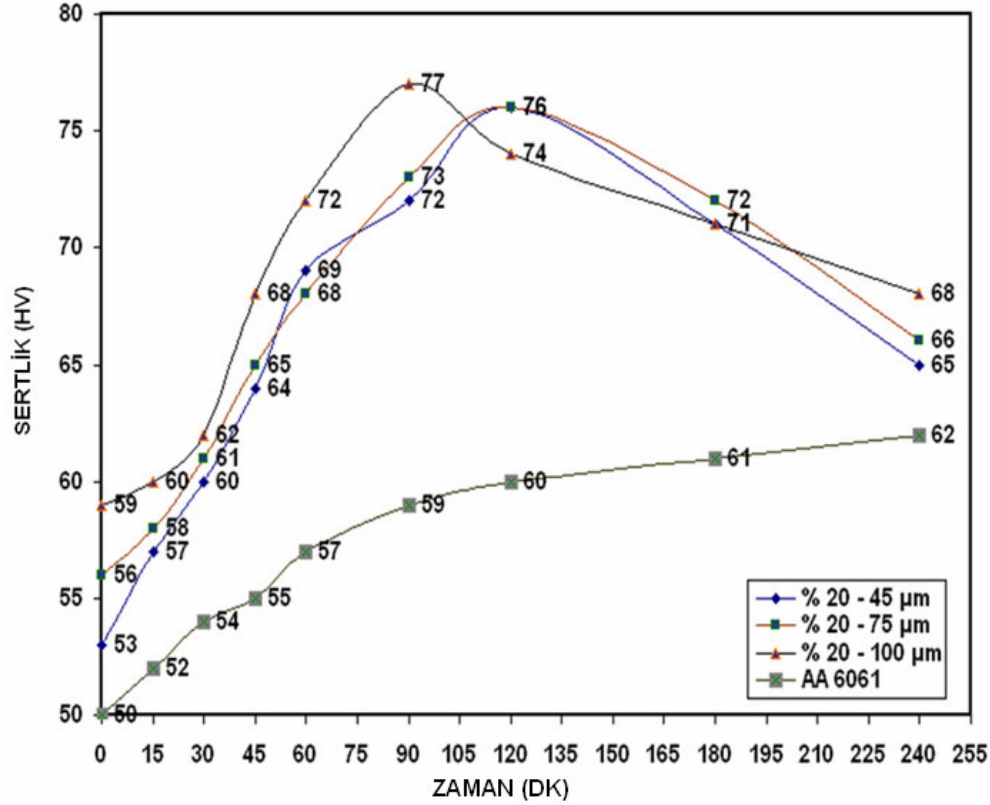
		YAŞLANDIRMA SIRASINDAKİ ZAMAN-SERTLİK DEĞİŞİMLERİ (% 15 - 45, 75, 100 μm)								
ZAMAN (dk)		0	15	30	45	60	90	120	180	240
SERTLİK (HV)	45 μm	51	56	59	62	65	69	73	67	62
	75 μm	55	57	60	62	64	67	73	68	64
	100 μm	57	57	61	64	68	73	71	68	63
	REFERANS	50	52	54	55	57	59	60	61	62



Şekil 7.10 % 15 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri grafiği.

Çizelge 7.9 % 20 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri.

		YAŞLANDIRMA SIRASINDAKİ ZAMAN-SERTLİK DEĞİŞİMLERİ (% 20 - 45, 75, 100 μm)								
ZAMAN (dk)		0	15	30	45	60	90	120	180	240
SERTLİK (HV)	45 μm	53	57	60	64	69	72	76	71	65
	75 μm	56	58	61	65	68	73	76	72	66
	100 μm	59	60	62	68	72	77	74	71	68
	REFERANS	50	52	54	55	57	59	60	61	62



Şekil 7.11 % 20 hacim oranlı her bir numunenin yaşlandırma sertlik değişimleri grafiği.

Son çizelge ve grafiklerden anlaşılabacağı gibi takviye içeren alaşımlarda çökelti oluşum kinetiği hızlanmakta yani maksimum sertlik koşuluna daha kısa sürede ulaşılmaktadır.

8. SONUÇ

Bu çalışmada şekillendirilme yeteneği açısından en uygun alüminyum alaşımlarından AA 6061 alaşımının Al_2O_3 takviyelerle desteklenmesi ile elde edilen kompozit malzemenin laboratuvar ölçeğinde üretilmesi ve karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Sözkonusu matris malzemesi yaşlanabilir olması nedeniyle matriste çökeltme sertleşmesi mekanizmasıyla mukavemet artışı mekanizmasından yararlanmak mümkündür.

Kompozit oluşturmada ergiyik karıştırma yöntemi uygulanmıştır. Yoğurma alaşımlarında, döküm alaşımlarına kıyasla ıslatma problemleri daha belirgindir. Bu problemi aşmak için ergiyik, sıkıştırma döküm yoluyla basınç altında katılaştırılmıştır. Buna rağmen artan takviye hacim oranıyla ıslatma problemi kendini göstermekte ve kompozitin porozitesi artmaktadır. % 20' yi aşan takviye oranlarında numunede bütünlük sağlamak zorlaşmaktadır, bu nedenle takviye oranı % 20 ile sınırlı tutulmuştur. Çalışmada kullanılan yöntemle % 20' ye kadar olan hacim oranlarında yukarıda anılan kompozitlerin teknolojik ve metalurjik olarak üretiminin mümkün olduğu görülmüştür. Ekonomik değerlendirmeler her ne kadar bu tezin ilgi alanına girmese de kullanılan yöntemin geleneksel yöntemlerle hemen hemen aynı olması nedeniyle yöntemin ekonomik bir teknik olacağı da düşünülmektedir.

Çalışmada kullanılan takviye boyutlarının 45-100 μm arasında olması, bir başka anlatımla takviye boyutlarının matris tane boyutları ile aynı ölçekte olması nedeniyle bu tür kompozitlerde “sert faz” mukavemet artış mekanizması etkin olmaktadır. Bu tür bir mukavemet artışı karışımlar kuralı uyarınca sert fazın yani takviyenin hacim oranıyla doğrusal bağlantı göstermektedir. Sertlik ölçümleri ile yapılan değerlendirme, çalışmada üretilen numunelerde de bu durumu doğrulamıştır. Bu durum sert takviye parçacıklarının ıslatma problemine rağmen matrise şekilsel ve/veya metalurjik olarak bağlandığının başka bir anlatımla kompozit oluşturma hedefinin sağlandığının bir göstergesidir.

Çökeltme sertleşmesi prosesi, matris içerisine gömülü takviyelerin mukavemet artışına hacim oranında katkısının yanında komşusu matris malzeme içerisindeki mukavemet artırıcı mekanizmaları etkilediğini göstermiştir. Bilindiği gibi çökeltme sertleşmesi sonucu matris malzemesinde “dispersiyon sertleşmesi” mekanizması etkin hale gelmektedir. Takviye partiküllerin matris içerisindeki varlığı matrisin çökeltme sertleşmesini teşvik etmiştir. Takviyeli malzemelerde elde edilen çökeltme sertleşmesi takviyesiz matrise göre daha yüksek olmuştur. Çökeltme ile sertlik artışı takviye hacim ve boyutuyla artmıştır.

Bu durum takviye partiküllerin matris içerisinde pasif bir şekilde durmadığını komşusu matrisle etkileşim içerisinde olduğunu göstermektedir. Bu etkileşimin arayüzey ve arayüzeye komşu matris içerisinde ısı genleşme farkı nedeniyle oluşan çekme gerilmelerinden kaynaklandığı tahmin edilmektedir. Bu etkileşim ayrı bir araştırma konusu olmakla birlikte bu etkileşimin varlığı çalışmada üretilen kompozitlerin arayüzey bağlantısının belirli ölçülerde sağlandığının bir başka göstergesi olarak değerlendirilebilir.

Sonuç olarak çalışmada hedeflenen AA 6061 yoğurma alaşımının Al_2O_3 ile takviye edilmesi ve mekanik özellikleri 7xxx ve 2xxx serilerine yakın şekillendirilebilirliği yüksek bir malzeme eldesinin sağlanabildiği, kullanılan üretim yönteminin bu amaç için uygun olduğu görülmüştür. Islatma problemini daha da azaltıcı tedbir ve mekanizmaların araştırılması ile daha etkin kompozitlerin elde edilebileceği tahmin edilmektedir.

KAYNAKLAR

- Huda, M.D. and Hashmi, M.S., (1995). MMCs: "Materials, Manufacturing and Mechanical Properties", pp 37-64, The Printer Ltd., U.K.
- Ashby, M.F., (1993). "Criteria for selecting the components of composites", *Acta Metall. Mater.*, 41, 1313-1335.
- Schwartz, M.M., (1984). "Composites materials Handbook McGraw Hill Book Company", New York.
- Nair, S.V., Tien, J.K. and Bates, R.C., (1985). "SiC-Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites", *International Metal Reviews*, 30, 275-288.
- Eliasson, J. And Sandstrom, R., (1995). "Applications of Aluminium Matrix Composites"; *Key Engineering Materials*, 104-107, 3-36.
- Ibrahim, I.A., Mohammed, F.A. and Lavernia, E.J., (1991). "Particulate Reinforced Metal Matrix Composites-A Review", *Journal of Materials Science*, 26, 1137-1156.
- Lloyd, D.J., (1994). "Particle Reinforced Aluminium And Magnesium Matrix Composites"; *International Review*, 39, 1-23.
- Srivatsan, T.S., Ibrahim, I.A., Mohammed, F.A. and Lavernia, E.J., (1991). "Processing Techniques for Particulate-Reinforced Metal Aluminium Matrix Composites"; *Journal of Materials Science*, 26, 5965-5978.
- Ögel, B., "Kompozit malzemelerde Son Gelişmeler Ve İleriye Dönük Beklentiler", 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 1, 639-644.
- Lilholt, H., (1991). "Aspect of Deformation Metal Matrix Composites"; *Materials Science and Engineering A*, 135, 161-171.
- Nourbakhsh, S., Sahin, O., Rhee, H.W. and Margolin, H., (1992). "Microstructural Characterization of a Zirconia-Toughened Alumina Fiber Reinforced Niobium Aluminide Composite"; *Acta Metall. Mater.*, 40, 285-284.
- Ribes, H; Suery, M.; Lesperance, G. And Legoux, J.G., (1990). "Microscopic Examination of the Interface Region in 6061-Al/SiC Composites Reinforced with As-Received and Oxidized SiC Particles", *Metallurgical And Materials Transactions A*, 21, 2489-2496.
- Allison, J.E. and Cole, G.S., (1993). "Metal Matrix Composites in the Automotive Industry; Opportunities and Challenges"; *JOM*, 45, 19-24.
- Rohadgi, P.K., Asthana, R. And Das, S., (1986). "Solidification, Structures and Properties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites", *International Metals Reviews*, 31, 115-135.
- Rohadgi Pradeep, "Cast Metal Matrix Composites, ASM Handbook", 15, p 840-854, USA, ISBN, 0-87170-0077.
- Ray, S., (1993). "Synthesis of Cast metal Matrix Particulate Composites", *Journal of Materials Science*, 28, 5397-5413.
- Aghajanian, M.K., Ahland, G.C., Antolin, P.B., and Nagelberg, A.S., (1994). "Fabrication of Properties of Metal Matrix Composites for Automotive Brake Caliper Applications, Metal Matrix Composites", *Society of Automotive Engineers, Inc., USA*.
- Zweben, C., (1992). "Metal Matrix Composites for Electronic Packing", *JOM*, July, 15-23.

Oh, S.Y.; Cornie, J.A. and Russell, K.C., (1989). "Wettability of Ceramic Particulates with Liquid Aluminium Alloys: Part I. Experimental Techniques"; *Metallurgical and Materials Transactions A*, 20, 527-532.

Mortensen, A., (1991). "Interfacial Phenomena in the Solidification Processing of Metal Matrix Composites", *Materials Science and Engineering A*, 135, 1-11.

Delennay, F., Froyen, L. and Deruyttere, A., (1987). "The Wetting of Solids by Molten Metals and its Relation to the Preparation of Metal Matrix Composites", *Journal of Materials Science*, 22, 1-16.

Pech-Canul, M.I., Katz, R.N., Makhlof, M.M. and Pickard, S., (2000). "The Role of Silicon in Wetting and Pressureless Infiltration of SiC Preforms by Aluminium Alloys", *Journal of Materials Science*, 35, 2167-2173.

Garcia-Cordovilla, C., Louis, E. And Narciso, J., (1999). "Pressure Infiltration of Packed Ceramic Particulates By Liquid Metals"; *Acta Mater.*, v476, (1999) 4467-4479.

Maxwell, P.B., Olson, D.L. and Edwards, G.R., (1990). "The Infiltration of Aluminium into Silicon Carbide Compacts"; *Metallurgical and Materials Transactions. B*, 21, 475-485.

Candan, E., Atkinson H.V. and Jones, H., (1997). "Effect of Magnesium Alloying Additions on Infiltration Threshold Pressure and Structure of SiC Powder Compacts Infiltrated by Aluminium-Based Melts"; *Journal of Materials Science*, 32, 289-294.

Alonso, A., Narciso, J., Pamies, A., Garcia-Cordovilla, C, and Louis, E., (1993). "Effect of K_2ZrF_6 Coatings on Pressure Infiltration of Packed SiC Particulates by Liquid Aluminium", *Scripta Metallurgica Et Materialia.*, 29, 1559-1564.

Narciso, J., Garcia-Cordovilla, C., and Louis, E., (1995). "Effect of Temperature on Pressure Infiltration of packed SiC Particulates by Liquid Aluminium", *Journal of Materials Science Letters*, 14, 1144-1146.

Pai, B.C., Ramani, G., Pillai, R.M. and Satyanarayana, K.G., (1995). "Role of Magnesium in Cast Aluminium Alloy Matrix Composites", *Journal of Materials Science*, 30, 1903-1911.

Liu, T.M. and Chao, C.G., (1993). "Effect of Magnesium on Mechanical Properties of Alumina-Fiber Reinforced Aluminium Matrix Composites Formed By Pressure Infiltration Casting", *Materials Science and Engineering A*, 169, 79-84.

Suery, M. And Lesperance, G., (1993). "Interfacial Reactions and Mechanical Behaviour of Aluminium Matrix composites Reinforced With Ceramic Particles", *Key Engineering Materials*, 79-80, 33-46.

Cöcen, Ü., Önel, K. And Özdemir, İ., (1997). "Microstructures and Age Hardenability of Al-5 %Si-0,2%Mg Based Composites Reinforced With Particulate SiC", *Composites Science and Technology*, 57, 801-808.

Sukumaran, K., Pillai, S.G.K., Pai, B.C., (1995). "The Effect of Magnesium Additions on the Structure and Properties of Al-7Si-10SiCp Composites", *Journal of Materials Science*, 30, 1469-1472.

Chong, S.Y., Atkinson, H.V., (1993). "Effect of Ceramic Particle Size, Melt Superheat, Impurities and Alloy Conditions on Threshold Pressure for Infiltration of SiC Powder Compacts by Aluminium Based Melts"; *Mater. Science and Engineering A*, 173, 233-237.

Lai, Shy-Wen and Chung, D.D.L., (1994). "Fabrication of Particulate Aluminium Matrix Composites by Liquid Metal Infiltration", *Journal of Mater. Science*, 29, 3128-3150.

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi	23.08.1979	
Doğum yeri	KOCAELİ	
Lise	1994-1997	Kocaeli Anadolu Lisesi.
Lisans	1997-2002	Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya-Metalurji Fak. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü
Yüksek Lisans	2002-	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği. Malzeme Anabilim Dalı.
İş Tecrübesi	2005-	FORDOTOSAN Kocaeli Fabrikası Gövde Üretim Müdürlüğü Transit Hattı Proses Mühendisliği.