

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

**PARTİKÜL TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN
DİFÜZYONLA BİRLEŞTİRİLMESİ**

HATİCE MOLLAOĞLU ALTUNER

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI**

**DANIŞMAN
PROF. DR. AHMET TOPUZ**

İSTANBUL, 2011

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

**PARTİKÜL TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN
DİFÜZYONLA BİRLEŞTİRİLMESİ**

HATİCE MOLLAOĞLU ALTUNER

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI**

**DANIŞMAN
PROF. DR. AHMET TOPUZ**

İSTANBUL, 2011

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**PARTİKÜL TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN
DİFÜZYONLA BİRLEŞTİRİLMESİ**

Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER tarafından hazırlanan tez çalışması 31.05.2011 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı

Prof. Dr. Ahmet TOPUZ
Yıldız Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Ahmet TOPUZ
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Nurullah GÜLTEKİN
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof.Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof.Dr. İbrahim UZMAN
Kocaeli Üniversitesi

Prof.Dr. Ahmet ÜNAL
Yıldız Teknik Üniversitesi

ÖNSÖZ

Doktora tez çalışmam boyunca değerli bilgi ve tecrübelerin bana aktaran ve yol gösteren, ayrıca mesleki gelişimime yaptığı değerli katkılarından ötürü saygıdeğer hocam Prof. Dr. Ahmet TOPUZ'a teşekkürü bir borç bilirim.

Deney numunelerimin işlenmesinde yardımlarını esirgemeyen Şahin Metal A.Ş'den Makine Yük. Müh. Erhan Eser Bey'e, çekme testlerindeki yardımlarından ötürü saygıdeğer hocam Prof. Dr. Ahmet ÜNAL'a, kesme testlerinin gerçekleştirilmesindeki yardımlarının yanı sıra desteğini her zaman hissettiğim sevgili arkadaşım Arş. Gör. Zekeriya Yaşar CÖMERT'e, bölümümüz teknisyenlerinden Mehmet ÇALIŞKAN'a teşekkürlerimi sunarım.

Tüm yaşamım boyunca her zaman arkamda olan aileme maddi ve manevi desteklerinden ötürü minnetimi sunarım.

Doktora çalışmam konusunda her zaman beni cesaretlendiren sevgili eşim ve meslekdaşım Serdar ALTUNER'e sevgilerimi sunarım.

Mayıs, 2011

Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ	viii
KISALTMA LİSTESİ	ix
ŞEKİL LİSTESİ.....	x
ÇİZELGE LİSTESİ	xvi
ÖZET	xvii
ABSTRACT	xix
BÖLÜM 1	
GİRİŞ	1
1.1 Literatür Özeti	1
1.2 Tezin Amacı	3
1.3 Bulgular	3
BÖLÜM 2	
PARTİKÜL TAKVİYELİ Al METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER	5
2.1 Metal Matrisli Kompozitler	5
2.1.1 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması	6
2.2 Partikül Takviyeli Al Metal Matrisli Kompozitler	8
2.2.1 Alüminyum MMK Malzemelerin Gösterimi.....	10
2.2.2 Matris Alaşımları.....	11
2.2.3 Takviye Elemanları	12
2.2.4 Al Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri	18
2.2.4.1 Sıvı-Hal Üretim Yöntemleri	20
2.2.4.2 Toz Metalurjisi Yöntemi	29
2.3 Al MMK'lerin Kullanım Alanları.....	30
2.3.1 Otomotiv Sanayi Uygulamaları	31
2.3.2 Havacılık ve Savunma Sanayi Uygulamaları	33
2.3.3 Elektronik Sanayi Uygulamaları	36

2.3.4	Spor Ekipmanları ve Diğer Uygulamalar	37
BÖLÜM 3		
DİFÜZYONLA BİRLEŞTİRME		39
3.1	Tanım	39
3.2	Difüzyonla Birleştirmenin Esası.....	40
3.3	Katı Hal Birleştirmelerini Açıklayan Hipotezler	44
3.4	Difüzyonla Birleştirmede İşlem Parametreleri.....	45
3.4.1	Birleştirme Sıcaklığı.....	46
3.4.2	Birleştirme Basıncı	47
3.4.3	Birleştirme Süresi.....	49
3.4.4	Yüzey Koşulları	50
3.4.5	Kaynak Atmosferi.....	54
3.5	Difüzyonla Birleştirme Yöntemi İle Birleştirilebilen Malzemeler.....	56
3.5.1	Aynı Türdeki Malzemelerin Direkt Birleştirilmesi.....	56
3.5.2	Farklı Türdeki Malzemelerin Direkt Birleştirilmesi	57
3.5.3	Aynı Türdeki Malzemelerin Ara Tabaka İle Birleştirilmesi.....	57
3.5.4	Farklı Türdeki Malzemelerin Ara Tabaka İle Birleştirilmesi	57
3.5.5	Metallerle Ametallerin Ara Tabakalı ya da Ara Tabakasız Birleştirilmesi	57
3.6	Ara Tabaka	58
3.7	Difüzyonla Birleştirmede Kullanılan Cihazlar	62
3.8	Yöntemin Avantajları ve Sınırlamaları	65
BÖLÜM 4		
PARTİKÜL TAKVİYELİ Al METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN DİFÜZYONLA BİRLEŞTİRİLMESİ.....		68
4.1	Al MMK'lerin Ergitme Kaynağında Karşılaşılan Sorunlar	69
4.2	Birleşme Arayüzeyi.....	70
4.3	Partikül Takviyeli Al MMK'lerin Difüzyonla Birleştirilmesi Üzerine Yapılan Çalışmalar	71
BÖLÜM 5		
DENEYSEL ÇALIŞMALAR		86
5.1	Deney Düzenəğinin Kurulması	86
5.2	Kesme Testi Aparatının Yapımı	88
5.3	Deneylerde Kullanılan Numuneler.....	91
5.3.1	SiC Takviyeli Alüminyum Metal Matrisli Kompozit.....	91
5.3.2	Alüminyum Alaşımı.....	95
5.4	Malzemelerin Numune Boyutlarına Getirilmesi.....	98
5.4.1	Metalografi İncelemelerine Tabi Tutulacak Birleştirmelerde Kullanılan Numuneler	98
5.4.2	Kesme Testine Tabi Tutulacak Birleştirmelerde Kullanılan Numuneler	99

5.5	Difüzyonla Birleştirme İşlemleri Öncesinde Numune Yüzeylerinin Hazırlanması.....	99
5.5.1	Zımparalama İşlemleri	99
5.5.2	Yüzey Pürüzlülüğü.....	101
5.5.3	Oksit Giderme ve Yüzey Temizliği.....	101
5.6	Deneylerin Yapılışı.....	102
5.6.1	Direkt (Ara tabakasız) Difüzyonla Birleştirme Deneyleri	102
5.6.2	Ara Tabakalı Difüzyonla Birleştirme Deneyleri	105
5.6.2.1	Cu Ara Tabakalı Birleştirmeler.....	105
5.6.2.2	Ni Ara Tabakalı Birleştirmeler	106
5.7	Deney Numunelerinin İncelenmesinde Kullanılan Cihazlar.....	107
BÖLÜM 6		
DENEYSEL SONUÇLAR		110
6.1	Direkt (Ara tabakasız) Birleştirmelere Ait Deneysel Sonuçlar	110
6.1.1	Makroskobik İnceleme Sonuçları	111
6.1.2	Mikroskobik İncelemelere Ait Sonuçlar	112
6.1.3	Mikrosertlik İncelemeleri.....	121
6.1.4	Kesme Testi Sonuçları.....	122
6.2	Ara Tabakalı Birleştirmelere Ait Deneysel Sonuçlar	124
6.2.1	Makroskobik İnceleme Sonuçları	124
6.2.2	AraYüzey İnceleme Sonuçları	125
6.2.2.1	Cu Ara Tabakalı Birleştirmelere Ait Ara Yüzey İnceleme Sonuçları	125
6.2.2.2	Ni Ara Tabakalı Birleştirmelere Ait Ara Yüzey İnceleme Sonuçları	132
6.2.3	Kesme Testi Sonuçları.....	141
6.3	Çekme Testi Sonuçları ve Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi	142
6.3.1	Çekme Testi Sonuçları	143
6.3.2	Kırılma Yüzeyi İncelemeleri	144
BÖLÜM 7		
SONUÇ ve ÖNERİLER.....		149
KAYNAKLAR.....		154
EK-A		
380 Al ALAŞIMINA AİT YÜZEY PÜRÜZLÜLÜK ÖLÇÜMÜ SONUCU.....		163
EK-B		
2124/SiC/17p KOMPOZİT MALZEMEYE AİT YÜZEY PÜRÜZLÜLÜK ÖLÇÜMÜ SONUCU .		164
ÖZGEÇMİŞ.....		165

SİMGE LİSTESİ

D	Difüzyon katsayısı
D_0	Difüzyon sabiti
Q	Aktivasyon enerjisi
R	Üniversal gaz sabiti
T	Sıcaklık
X	Difüzyon mesafesi
t	Zaman
F_{max}	Maksimum kuvvet
A	Yüzey alanı
ρ	Yoğunluk
ρ_m	Kompozitin yoğunluk değeri
ρ_m	Matris malzemesinin yoğunluk değeri
ρ_f	Takviye malzemesinin yoğunluk değeri
V_f	% takviye hacim oranı
T_m	Ergime sıcaklığı
R_a	Ortalama yüzey pürüzlülük değeri

KISALTMA LİSTESİ

MMK	Metal Matrisli Kompozit
IIW	International Institute of Welding (Uluslararası Kaynak Enstitüsü)
SEM	Scanning Electron Microscope (Tarama Elektron Mikroskobu)
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy (Enerji Saçılım Spektroskopisi)
XRD	X-ray Diffraction

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1	Takviye elemanlarına göre MMK'lerin şematik gösterimi.....	7
Şekil 2.2	Çeşitli MMK kompozitler. a) Sürekli fiber bor takviyeli Al matrisli kompozit (B ₄ C kaplı 142 µm çapında bor fiberler, matris 6061 Al alaşımı) b) Kırpık grafit fiberli Al matrisli kompozit (fiber çapı 10µm, takviye oranı %40, matris 2024 Al alaşımı) c) %40 SiC partikül takviyeli 6061Al matrisli kompozit d) %20 SiC süreksiz fiber takviyeli Al matrisli kompozit e) %60 Al ₂ O ₃ takviyeli Al matrisli kompozit f) %81 SiC takviyeli Al matrisli kompozit	8
Şekil 2.3	MMK malzeme üreten firmaların takviye elemanı tercihi.....	9
Şekil 2.4	MMK pazarında yer alan farklı matris alaşımlarını tercih eden firma sayısı.....	10
Şekil 2.5	MMK pazarında yer alan farklı takviye elemanı tercih eden firma sayısı....	13
Şekil 2.6	Al-Cu-Mg (2080)/SiC _p -T8 kompozitinde çekme dayanımı davranışı: a) takviye hacim oranına bağlı olarak (sabit partikül boyutu-5µm) b) partikül tane boyutuna bağlı olarak (sabit takviye hacim oranı-%20)	15
Şekil 2.7	SiC hacim oranı artışının kompozitin aşınma direnci üzerindeki olumlu etkisi.....	16
Şekil 2.8	Al MMK'lerde SiC hacim oranının fonksiyonu olarak kırılma tokluğundaki değişim.....	16
Şekil 2.9	SiC partikül takviyeli 2124-T6 Al MMK malzemede takviye hacim oranının oda sıcaklığındaki ısıl genleşme katsayısı üzerine etkisi	16
Şekil 2.10	Al MMK malzemelerin üretim yöntemleri	19
Şekil 2.11	MMK üreten firma sayısının tercih ettikleri üretim yöntemlerine göre % dağılımı.....	20
Şekil 2.12	Karıştırmalı döküm yönteminde kullanılan dikey ergitme fırını	22
Şekil 2.13	Vorteks yöntemi ile üretilen 10 µm partikül destekli Al MMK'in optik mikroskop görüntüsü.....	22
Şekil 2.14	Sıkıştırılmalı döküm tekniğinin şematik görünümü	23
Şekil 2.15	Sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile üretilmiş %50 SiC takviyeli Al matrisli kompozitin mikroyapısı.....	23
Şekil 2.16	Osprey yönteminin şematik olarak gösterilişi.....	26
Şekil 2.17	Biriktirme yöntemlerinin işlem basamakları ile T/M yönteminin karşılaştırılması	27
Şekil 2.18	In-situ yöntemi ile MMK eldesi	28
Şekil 2.19	Toz metalürjisi yönteminin şematik gösterimi	29

Şekil 2.20	Al-MMK a) piston kolu prototipi, b) fren parçaları, c) kardan mili	32
Şekil 2.21	a) Gri dökme demir fren diski, b) Al/SiC/20p Al MMK fren diski	33
Şekil 2.22	F-16 askeri uçağının karın kanatçığında Al alaşımı yerine SiC partikül takviyeli Al MMK kullanımı a) F-16 askeri uçağı, b) kompozit karın kanatçığı c) uçuş sayısının fonksiyonu olarak karın kanatçığında meydana gelen eğilme	34
Şekil 2.23	Boeing 777 de kullanılan fan çıkış vanası ve üretildiği Al MMK malzeme ...	35
Şekil 2.24	Elektronik paketlerde kullanılan Al/SiC/70p kompozitinin mikroyapısı.....	36
Şekil 2.25	Elektronik sanayinde kullanılan çeşitli Al-MMK paketler	37
Şekil 2.26	a) Al MMK koşu ayakkabısı çivileri b) bu çivilerin kullanıldığı bir koşu ayakkabısı.....	37
Şekil 3.1	Çeşitli katı hal kaynak yöntemlerinin sıcaklık, süre ve deformasyon açısından karşılaştırılması	40
Şekil 3.2	Difüzyon kaynağının mekanik modeli	42
Şekil 3.3	Difüzyon kaynaklı bir parçada ara yüzeye olan mesafeye bağlı olarak bölgesel deformasyonun değişimi	48
Şekil 3.4	Difüzyonla birleştirmede birleştirme basıncı, birleştirme sıcaklığı ve birleştirme süresinin dayanıma etkisi	50
Şekil 3.5	Difüzyonla birleştirme sıcaklık-basınç diyagramı.....	50
Şekil 3.6	Metalik malzemelerde yüzey yapısı	51
Şekil 3.7	Yüzeylerin temasında yüzey pürüzleri nedeni ile oluşan boşluklar	51
Şekil 3.8	Argon iyon bombardımanı yapılmış ve yapılmamış Cu-Cu birleştirmelerinde çekme dayanımı-sıcaklık ilişkisi.....	54
Şekil 3.9	Difüzyonla birleştirme yöntemi ile direkt ya da ara tabaka ile birleştirilebilen malzeme grupları.....	58
Şekil 3.10	Mg-3Al-1Zn alaşımının 480°C'de 10 µm Al ara tabaka ile TLP yöntemi ile birleştirilmesinde ortaya çıkan mikroyapı değişimleri a) 1 dakika b)10 dakika c)60 dakika d) 120 dakika	62
Şekil 3.11	Difüzyon kaynak cihazı (1-Yük, 2-Gaz çıkışı, 3-Isıtma bobinleri, 4-Gaz girişi, 5-Numuneler, 6-Isılçift).....	64
Şekil 3.12	Difüzyonla birleştirme işlemlerinde kullanılan vakumlu sıcak pres	64
Şekil 4.1	%20SiC/2024 Al kompozit malzemesinin ergitme kaynağında oluşan Al ₄ C ₃ fazı.....	70
Şekil 4.2	Partikül takviyeli Al MMK'lerin birleştirilmesinde a) kompozit-kompozit ara yüzeyi b) kompozit-takviyesiz metal alaşımı ara yüzeyi	71
Şekil 4.3	%5 SiC takviyeli Al MMK ve 6063 Al alaşımının difüzyonla birleştirme ara yüzeyi.....	72
Şekil 4.4	Al MMK'lerin difüzyon kaynağında a) yetersiz b) ideal c) aşırı kütle transferi sonucunda elde edilen ara yüzeyler	73
Şekil 4.5	%10 SiC _p takviyeli Al MMK malzemelerin difüzyonla birleştirilmesinde sıcaklığın birleştirme dayanımı üzerine etkisi	74
Şekil 4.6	Birleştirme basıncının dayanım üzerine etkisi (6061/Al ₂ O ₃ /10p-8090-6061/Al ₂ O ₃ /10p)	75
Şekil 4.7	530°C-3 MPa deney şartlarında a) 10 b) 30 c) 60 dakika süre ile birleştirilen 6061/Al ₂ O ₃ /10p-8090 Al alaşımına ait mikroyapılar	76
Şekil 4.8	Ara tabaka kullanımı ve ara tabaka kalınlığının dayanım üzerine etkisi.....	77

Şekil 4.9	540°C de 90 dakikada 50 µm Cu ara tabaka ile birleştirilen Al/Mg ₂ Si MMK malzemede birleşme ara yüzeyinin mikroyapısı.....	78
Şekil 4.10	Ni ara tabaka kullanımında a) birleşme ara yüzeyinin mikroyapısı b) oluşan difüzyon tabakaları	79
Şekil 4.11	Al-Mg alaşımlarının difüzyonla birleştirilmesinde magnezyumun birleşme çizgisi oluşumu üzerindeki etkisinin şematik gösterimi.....	80
Şekil 4.12	Farklı takviye oranına sahip malzemelerin difüzyon kaynağında aratabaka kullanımının kaynak dayanımı üzerine etkisi	81
Şekil 4.13	Alüminyumun TLP difüzyonla birleştirme yönteminde Cu ara tabaka kullanılması durumunda ara yüzey mikroyapısının oluşum şeması	82
Şekil 4.14	6061/SiC/15(wt)p Al MMK'lerin Cu aratabaka ile 560°C'de 0,2 MPa basınç ile birleştirilmesinde elde edilen birleşme ara yüzeyleri a) 2 saat b)6 saat	83
Şekil 4.15	6063/SiC/15p malzemenin 595°C'de 90 dakika süre difüzyonla birleştirilmesinde farklı ara tabakalar kullanımının kesme dayanımı üzerindeki etkisi .	84
Şekil 5.1	Difüzyonla birleştirme cihazının şematik görünümü	86
Şekil 5.2	Numune tutucu ve kuvveti iletmekte kullanılan baskı elemanın teknik resmi	88
Şekil 5.3	Kesme testinde kullanılan aparatın şematik görünümü	89
Şekil 5.4	Kesme testi için tasarlanan aparatın teknik resmi	90
Şekil 5.5	Al/SiC kompozit malzemenin farklı büyütme ölçeklerindeki mikroyapıları	93
Şekil 5.6	2124/SiC/17p kompozit malzemeye ait SEM mikroyapısı ve bu görüntüye ait Si, Mg, Mn, Cu elementel haritaları	94
Şekil 5.7	Al/SiC kompozit malzemenin SEM mikroyapısı	95
Şekil 5.8	380 alüminyum alaşımının farklı büyütme ölçeklerindeki ışık metal mikroskobu mikroyapıları	97
Şekil 5.9	Metalografi incelemelerine tabi tutulacak birleştirmelerde kullanılan numunelerin şematik görünümü	98
Şekil 5.10	Kesme testine tabi tutulacak birleştirmelerde kullanılan numunelerin şematik görünümü.....	99
Şekil 5.11	8x10x10 mm boyutlarındaki numunelerin zımparalanmasında kullanılan numune tutucu	100
Şekil 5.12	Ø8,5x10 mm boyutlarındaki numunelerin zımparalanmasında kullanılan numune tutucu	100
Şekil 5.13	Difüzyonla birleştirme deneylerine ait akış şeması	104
Şekil 5.14	Metalografi incelemelerinde kullanılan Leica Image Analyser cihazı	108
Şekil 5.15	SEM incelemelerinde kullanılan Jeol JSM 5410 LV marka tarama elektron mikroskobu.....	108
Şekil 5.16	Mikrosertlik ölçümlerinde kullanılan Zwick/Roell Indentec ZHV sertlik cihazı.....	109
Şekil 6.1	540°C'de 3 MPa basınç ve 90 dakika süre ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al numune çiftine ait makrograf.....	111
Şekil 6.2	560°C'de 3 MPa basınç ve 30 dakika süre ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al numune çiftine ait makrograf.....	112
Şekil 6.3	560°C'de 3 MPa basınç ve 90 dakika süre ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al numune çiftine ait makrograf.....	112

Şekil 6.4	540°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika süre ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al numune çiftine ait makrograf.....	112
Şekil 6.5	520°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM.....	114
Şekil 6.6	540°C’de 3 MPa basınç ve 30 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM.....	115
Şekil 6.7	540°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM.....	116
Şekil 6.8	540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM.....	117
Şekil 6.9	560°C’de 3 MPa basınç ve 30 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM.....	118
Şekil 6.10	560°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM.....	119
Şekil 6.11	560°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM.....	120
Şekil 6.12	Difüzyonla birleştirme işlemi sonrasında 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi.....	121
Şekil 6.13	540°C’de 3 MPa basınç altında birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al çiftinin birleşme dayanımı değerleri	123
Şekil 6.14	560°C’de 3 MPa basınç altında birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al çiftinin birleşme dayanımı değerleri	123
Şekil 6.15	Farklı sıcaklık ve sürelerde difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al çiftinin birleşme dayanımı değerlerinin karşılaştırılması	124
Şekil 6.16	540°C’de 0,2 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüsü	126
Şekil 6.17	540°C’de 60 dakika süre sonunda aratabaka ve difüzyon tabakalarının kalınlığı.....	126
Şekil 6.18	Al-Cu ikili faz diyagramı ve fazlar	127
Şekil 6.19	540°C’de 0,2 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni.....	127
Şekil 6.20	540°C’de 0,2 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi	128
Şekil 6.21	540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a)ışık mikroskobu b)SEM.....	129
Şekil 6.22	540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftinde meydana gelen difüzyon tabakalarının kalınlık değerleri.....	130

Şekil 6.23 540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni.....	131
Şekil 6.24 540°C’de 0,2 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi	132
Şekil 6.25 1 µm kalınlığında kaplama şeklinde Ni aratabaka ile 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait SEM mikroskobu	133
Şekil 6.26 Al-Ni ikili faz diyagramı ve fazlar	133
Şekil 6.27 540°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM.....	134
Şekil 6.28 540°C’de 60 dakika süre sonunda Ni ara tabakada oluşan kalınlık değişimi.....	135
Şekil 6.29 540°C’de 60 dakika süre sonunda elde edilen difüzyon tabakasına ait EDS spektrumları a) A tabakasına ait spektrum b) B tabakasına ait spektrum	136
Şekil 6.30 540°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni	136
Şekil 6.31 540°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi	137
Şekil 6.32 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM.....	138
Şekil 6.33 540°C’de 90 dakika süre sonunda nikel ara tabakada oluşan kalınlık değişimi.....	139
Şekil 6.34 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni	140
Şekil 6.35 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi	141
Şekil 6.36 Cu ve Ni ara tabaka kullanılarak birleştirilen malzeme çiftinin kesme dayanımı değerleri	142
Şekil 6.37 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinine ait kesme kırılma yüzeyi görüntüleri (a) 380 Al (1000X), (b) 2124/SiC/17p (1000X)	144
Şekil 6.38 560°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinine ait kesme (a) 380 Al (500X), (b) 2124/SiC/17p (500X); çekme (c) 380 Al (1000X) (d) 2124/SiC/17p (1500X) numuneleri kırılma yüzeyleri	145
Şekil 6.39 540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede Cu ara tabaka kullanılarak difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinine ait kesme (a) 380 Al (500X), (b) 2124/SiC/17p (500X); çekme (c) 380 Al (500X) (d) 2124/SiC/17p (500X) numuneleri kırılma yüzeyleri	146
Şekil 6.40 Cu ara tabakalı birleştirmelerde kırılmanın meydana geldiği ara yüzey....	147
Şekil 6.41 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede Ni ara tabaka kullanılarak difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinine ait kesme kırılma yüzeyleri (a) 380 Al (500X), (b) 2124/SiC/17p (500X)	147

Şekil 6.42 Ni ara tabakalı birleştirmelerde çekme testinde kırılmanın meydana geldiği ara yüzey	148
---	-----

ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 2.1 Metal matrisli kompozitlerde kullanılan tipik takviye elemanları.....	7
Çizelge 2.2 Al MMKlerde matris olarak kullanılan bazı Al alaşımlarının kimyasal bileşimleri.....	12
Çizelge 2.3 Al_2O_3 ve SiC takviye partiküllerinin özellikleri.	14
Çizelge 2.4 Parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri.....	17
Çizelge 2.5 Osprey Yöntemi ile elde edilen Al MMK'lerin tipik özellikleri	27
Çizelge 2.6 Farklı üretim yöntemlerinin göreceli olarak karşılaştırılması	30
Çizelge 2.7 Üretim yöntemlerinin maliyet bakımından karşılaştırılması	30
Çizelge 3.1 Bazı metallerin $0,7 T_m$ sıcaklık değerinde yüzeyden 0,1 mm derinliğe kadar oksitlenmesi için geçen zaman	55
Çizelge 3.2 Metallerin oksit filmi oluşum süreleri	55
Çizelge 4.1 Aynı ve farklı türde Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde elde edilen kesme dayanımı değerleri.....	76
Çizelge 5.1 Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemenin kimyasal analizi (%ağ)	91
Çizelge 5.2 2124/SiC/17p kompozit malzemeye ait sertlik değerleri	92
Çizelge 5.3 380.0 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (%)	95
Çizelge 5.4 Deneylerde kullanılan alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (%).....	96
Çizelge 5.5 380 alüminyum alaşımının sertlik değeri.....	96
Çizelge 5.6 Difüzyonla birleştirme deneylerinin gerçekleştirildiği deney parametreleri.....	107
Çizelge 6.1 Farklı deney şartlarında numunelerin birleşme durumu	110
Çizelge 6.2 $540^{\circ}C$ 'de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede Cu ara tabaka ile difüzyonla birleştirilen malzeme çiftinde ara yüzeyde oluşan tabakaların kimyasal bileşimi ve fazlar	131
Çizelge 6.3 $540^{\circ}C$ 'de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede Ni ara tabaka ile difüzyonla birleştirilen malzeme çiftinde ara yüzeyde oluşan tabakaların kimyasal bileşimi ve fazlar.....	139
Çizelge 6.4 Birleştirmelere ait ortalama çekme ve kesme dayanımı değerleri	143

PARTİKÜL TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN DİFÜZYONLA BİRLEŞTİRİLMESİ

Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Ahmet TOPUZ

Günümüzde alüminyum metal matrisli kompozitlerin kullanımı giderek yaygınlaşmaktadır. Bu malzemelere olan ilgi, ikincil proseslerden biri olan birleştirme yöntemlerinin araştırılmasını ve geliştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Alüminyum matrisli kompozitlerin konvansiyonel ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilmesinde karşılaşılan çeşitli sorunlar nedeni ile difüzyon ile birleştirilmelerine olan ilgi giderek artmaktadır. Difüzyonla birleştirme, sıcaklık, süre ve basıncın etkisi ile birleştirilecek malzemeler arasında difüzyon sonucunda gerçekleşen bir katı hal birleştirme yöntemidir.

Bu çalışmada SiC partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin konvansiyonel alüminyum alaşımları ile difüzyonla birleştirilmesi amaçlanmıştır. Birleştirme deneyleri öncesinde, difüzyonla birleştirme işlemlerinin gerçekleştirileceği deney cihazı ve kesme testlerinde kullanılmak üzere özel bir kesme aparatı tasarlanmış ve imal ettirilmiştir. Difüzyonla birleştirme deneylerinde %17 hacim oranında SiC takviyeli alüminyum matrisli kompozit (2124/SiC/17p) ve 380 alüminyum basınçlı döküm alaşımı kullanılmıştır. Difüzyonla birleştirme deneylerinde direkt ve ara tabakalı birleştirmeler olmak üzere iki farklı yöntem kullanılmıştır. Direkt difüzyonla birleştirme deneyleri vakum atmosfer altında 3 MPa basınç değerinde, 520, 540 ve 560°C olmak üzere 3 farklı sıcaklık değerinde, 30–60–90 dakika sürede gerçekleştirilmiştir. Aratabakalı birleştirmeler Ni ve Cu aratabaka malzemeleri kullanılarak 540°C sıcaklık değerinde 60 ve 90 dakika sürede sırasıyla 3 MPa ve 0,2 MPa basınç değerinde gerçekleştirilmiştir.

Difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çifti makroskobik incelemeye tabi tutulmuş, birleştirme kalitesini belirlemek amacıyla birleşme bölgesinin incelenmesinde ışık metal mikroskobu ve taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. Ara tabaka ile birleştirilen numunelerin arayüzeylerinde oluşan difüzyon tabakaları EDS ve XRD yöntemleri ile incelenmiştir. Vickers mikrosertlik ölçümleri ile birleşme ara yüzeylerinin sertlik profilleri çıkartılmıştır. Farklı deney şartlarında difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinin birleşme dayanımı kesme testi ile belirlenmiştir. Direkt birleştirme deneylerinde 560°C sıcaklık değerinde 90 dakika sürede birleştirilen malzeme çiftinde 93 MPa kesme dayanımına ulaşılmıştır. Cu ara tabaka kullanımı Ni aratabaka kullanılan deneylere göre daha iyi sonuç vermiştir. Ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen difüzyonla birleştirme deneylerinde en yüksek kesme dayanımı değerine (87 MPa) 540°C sıcaklık değerinde 90 dakika sürede Cu aratabaka kullanımı ile ulaşılmıştır.

Direkt ve ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen difüzyonla birleştirme deneylerinde en yüksek kesme dayanımının elde edildiği numune çiftleri ayrıca çekme testine tabi tutulmuştur. 560 °C sıcaklık değerinde 3 MPa basınç 90 dakika sürede direkt olarak birleştirilen malzeme çiftinin çekme dayanımı 53 MPa, 540°C sıcaklık değerinde 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede Cu ara tabaka kullanılarak birleştirilen malzeme çiftinin çekme dayanımı ise 49 MPa olarak bulunmuştur.

Gerçekleştirilen deneyler, 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinin direkt difüzyonla birleştirme yöntemi ile elde edilen dayanım değerlerine yakın ya da daha yüksek değerlere Cu ara tabaka kullanılarak daha düşük işlem sıcaklığında ve basıncında daha az deformasyon ile ulaşılabileceğini göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum matrisli kompozit, SiC, difüzyonla birleştirme

**DIFFUSION BONDING OF PARTICULATE REINFORCED ALUMINUM
MATRIX COMPOSITES**

Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER

Department of Metallurgical and Materials Engineering

PhD. Thesis

Advisor: Prof. Dr. Ahmet TOPUZ

Metal matrix composites are becoming more popular as structural materials. This great interest has required investigation and optimization of the joining techniques for these materials. There has been a growing interest in diffusion bonding of Al based metal matrix composites owing to the problems that might occur during conventional welding methods. Diffusion bonding is a joining technique in which temperature, time and pressure produce, through diffusion, coalescence of the base metals being bonded.

The purpose of this study was to join an Al based metal matrix composite with a conventional aluminum alloy by diffusion bonding technique. Before bonding experiments, a special bonding test machine and shear test apparatus were designed and manufactured. 17 %vol. reinforced aluminum matrix composite (2124/SiC/17p) and 380 aluminum die casting alloy were used for the diffusion bonding experiments. Two different procedures—direct diffusion bonding and diffusion bonding with an insert material—were followed. Direct diffusion bonding experiments were carried out at 520-540 and 560°C under 3 MPa pressure applied for 30, 60 and 90 minutes in a vacuum atmosphere. The diffusion bonding experiments with Ni and Cu insert materials were carried out at 540°C for 60 and 90 minutes under 3 and 0,2 MPa pressure. The diffusion bonded 2124/SiC/17p–380 Al couples were investigated macroscopically. In order to identify the bonding quality the bonding interfaces were

surveyed by light and scanning electron microscopes (SEM). The interfaces of the samples bonded with insert materials were also investigated by EDS and XRD analysis to identify the diffusion layers. Hardness profiles of the bonding interfaces were obtained by Vickers microhardness technique. Higher bonding strengths were achieved where Cu insert material was used instead of Ni. Bonding strengths of the samples were determined by shear tests. 93 MPa shear strength value was obtained with the direct diffusion bonding experiments conducted at 560°C under 3 MPa pressure applied for 90 minutes.

Test pieces that exhibit maximum shear strength in direct diffusion bonding and diffusion bonding with an insert material were also subjected to tensile test. 53 MPa and 49 MPa of tensile strength values were obtained with the direct diffusion bonding experiments conducted at 560°C under 3 MPa pressure applied for 90 minutes and diffusion bonding experiments with an Cu insert material conducted at 540°C under 0,2 MPa pressure applied for 90 minutes, respectively.

The experiments showed that with the use of Cu insert material, similar or higher strength values than those obtained by direct diffusion bonding can be obtained at lower process temperature and pressure at less deformation levels.

Keywords: Al metal matrix composites, SiC, diffusion bonding.

1.1 Literatür Özeti

Günümüzde otomotiv, savunma, havacılık ve uzay teknolojilerindeki gelişmeler yeni nesil malzemelerin kullanımını gerekli kılmaktadır. Konvansiyonel malzemelerle bu sektörlerin ihtiyaç duyduğu malzeme özelliklerine ulaşmak mümkün değildir. Kompozit malzemeler, günümüz modern teknolojilerinin artan malzeme özelliği taleplerini karşılayabilecek gelecek vadeden malzeme grubunu oluşturmaktadırlar. Metal matrisli kompozitler (MMK), kompozitler malzemelerin içerisinde önemli paya sahip bir malzeme grubudur.

Metal matrisli kompozitler (MMK), başta alüminyum olmak üzere titanyum ya da magnezyum gibi hafif metal alaşımlarının, yüksek dayanıma sahip seramik partiküller ya da fiberler ile takviye edilmesiyle elde edilen ve monolitik malzemelerde elde edilmesi mümkün olmayan üstün özellikler gösteren malzemelerdir. MMK'lerin sahip olduğu üstün özelliklere örnek olarak yüksek dayanım/yoğunluk ve yüksek elastisite modülü/yoğunluk oranı, yüksek aşınma dayanımı, boyutsal kararlılık, ayarlanabilir ısı genleşme katsayısı, yüksek yorulma dayanımı ve sıcakta dayanım verilebilir [1]. Partikül takviyeli MMK'ler, üretimlerinin daha kolay ve maliyetlerinin daha düşük olması sebebi ile sürekli fiberlerle takviyelendirilen MMK'lerden daha çok ticari öneme sahiptirler [2]. Otomotiv ve havacılık endüstrisi tarafından oldukça iyi tanınan ve kullanılan, düşük yoğunluğa, kullanışlı mekanik özelliklere ve çevre dayanımına sahip olan alüminyum alaşımları MMK'lerde en çok tercih edilen matris alaşımıdır. Al matrisli kompozitlerde takviye elemanı olarak en çok partikül halinde SiC ve Al₂O₃ kullanılmaktadır [3].

Otomotiv ve havacılık endüstrilerinin beklediği malzeme özelliklerini karşılayabilen Al MMK'lerin kullanımlarının daha çok artması, bu malzemelerin üretimlerinin kolaylaştırılması ve maliyetlerinin düşürülmesi kadar kesme, işleme ve kaynak gibi ikincil prosesleri üzerine yapılacak olan çalışmalara da bağlıdır. Son yıllarda Al matrisli kompozitler, üretim maliyetleri düşürülerek daha ticari hale getirilmiştir. Ancak ticari anlamda gerçek bir başarı için, karmaşık şekilli parça üretimi ve bu kompozit malzemelerin konvansiyonel malzemelerle birlikte başarılı bir şekilde kullanılabilmesi şarttır. Bu nokta da birleştirme teknolojilerinden biri olan kaynak yöntemi gündeme gelmektedir. Al matrisli kompozitlerin üstün mekanik özelliklerine rağmen birleştirilme kabiliyetleri çok iyi değildir. Bu nedenle birleştirme işlemi özel yöntemlerle özel şartlarda gerçekleştirilir.

Al MMK'lerin konvansiyonel ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilmesinde bazı problemler ortaya çıkmaktadır. Bu problemlerin başında kaynak havuzunda malzemenin homojenliğinin bozulması gelir. Özel yöntemlerle matris içerisinde homojen bir şekilde dağıtılan partiküller kaynak havuzunda heterojen şekilde dağılır. Ayrıca kaynak bölgesinde soğuma sırasında takviye elemanları nedeniyle alışılmışın dışında bir katılaşma meydana gelir. Kaynak bölgesinde mikro segregasyonlar ve yığılmalar nedeniyle birçok hata oluşur. Ergitme kaynağında karşılaşılan bir diğer sorun ise prosesin doğasından kaynaklanan yüksek sıcaklık nedeniyle takviye elemanı ve matris malzemesi arasında istenmeyen reaksiyonların meydana gelmesidir. Takviye elemanı olarak SiC kullanıldığında gerek konvansiyonel ergitme kaynağı yöntemlerinde gerekse lazer kaynağı ve elektron ışın kaynağı gibi yöntemlerde yüksek proses sıcaklığı değerlerinde (650°C) istenmeyen reaksiyonlar sonucunda Al₄C₃'ler oluşmaktadır. Oldukça kırılgan ve atmosferik koşullarda dağılma özelliğine sahip olan bu reaksiyon ürünü sebebi ile kaynak dayanımı düşmektedir [2], [4].

SiC takviyeli Al MMK'lerin ergitme kaynağında karşılaşılan bu problemler katı hal birleştirme yöntemlerinin kullanımını gerekli kılmaktadır. SiC takviyeli Al MMK'lerin katı hal birleştirilmesinde düşük birleştirme sıcaklığı ve düşük deformasyon derecesi ile öne çıkan yöntem difüzyonla birleştirme yöntemidir.

1.2 Tezin Amacı

Bu çalışmada, SiC partikül takviyeli alüminyum metal matrisli kompozit malzemelerin konvansiyonel alüminyum döküm alaşımları ile difüzyonla birleştirilme kabiliyetlerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Kompozit malzeme olarak hazır olarak temin edilen 2124/SiC/17p malzeme, alüminyum alaşımı olarak 380 alaşımı kullanılmıştır. Başlıca alaşım elementi olarak Si ve Cu içeren 380 alaşımı, daha çok otomotiv endüstrisinde şanzıman ve dişli kutularında, motor bloklarında ve çeşitli bileşenlerde, ayrıca elektronik ve haberleşme gereçlerinde, el aletleri ve elektrikli aletlerde yaygın bir şekilde kullanılan basınçlı döküm alaşımıdır. Alüminyum matrisli kompozit malzeme ile alüminyum döküm alaşımının difüzyonla birleştirilmesi sonucunda fonksiyonel bir malzeme üretimi sağlanmış olacaktır.

Tez çalışmalarında 2124/SiC/17p kompozit malzeme ve 380 Al alaşımının difüzyonla birleştirilmesi iki ana yöntem kullanılarak gerçekleştirilmiştir. İlk yöntem malzemelerin direkt olarak difüzyonla birleştirilmesi, diğer yöntem ise bu malzemelerin ara tabaka kullanılarak difüzyonla birleştirilmesidir.

1.3 Bulgular

Tez çalışması kapsamında gerçekleştirilen deneyler sonucunda 2124/SiC/17p kompozit malzeme ve 380 Al alaşımının direkt ve ara tabaka kullanılarak difüzyonla birleştirilmesinin mümkün olduğu görülmüştür. Direkt difüzyonla birleştirme deneylerinde, ara yüzeydeki boşlukların kapandığı etkili bir birleşmeye 560°C sıcaklık değerinde 3 MPa basınç altında 90 dakika sürede ulaşılmıştır. 93 MPa kesme dayanımının elde edildiği bu birleştirme şartında numunelerde sıcaklık ve basıncın etkisi ile meydana gelen çap değişimi yaklaşık %20 civarındadır.

Cu ve Ni ara tabaka ile birleştirilen malzeme çiftlerinin dayanım değerleri aynı sıcaklık ve sürede direkt olarak birleştirilen malzeme çiftlerinin dayanım değerlerinden daha yüksektir. Gerçekleştirilen deneyler sonucunda, 2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinin Cu ara tabaka kullanılarak daha düşük işlem basıncı değerinde (0,2 MPa) başarı ile birleştirilebileceği görülmüştür. 540°C sıcaklık değerinde 0,2 MPa basınç altında 90 dakika sürede Cu ara tabaka kullanılarak birleştirilen numunelerin kesme dayanımı 87

MPa'dır. Bu deney şartında birleştirilen numunelerde meydana gelen çap değişimi ise %1,5 değerinin altındadır.

Tüm birleştirme şartları incelendiğinde 2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinin Cu ara tabaka malzemesi kullanılarak çok düşük miktarda deformasyon ile birleştirilmesinin mümkün olduğu sonucuna varılmıştır.

PARTİKÜL TAKVİYELİ Aİ METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

2.1 Metal Matrisli Kompozitler

Son kırk yıldır, üstün mekanik özelliklere sahip ileri malzemelerin geliştirilmesi üzerine yapılan çalışmalar hızla ilerlemektedir. Yüksek performanslı malzemelere olan artan talepler araştırmaları ileri alaşımların ve kompozit malzemelerin geliştirilmesine yönlendirmektedir. Taşımacılık endüstrisi, özellikle havacılık ve otomotiv endüstrileri, yüksek dayanım/yoğunluk, oranına sahip bu tür ileri malzemelerin geliştirilmesi ile yakından ilgilenmektedir [5].

Teknolojik gelişmelerin ihtiyaç duyduğu üstün özelliklere sahip ileri malzemelerden biri de metal matrisli kompozit malzemelerdir. Metal matrisli kompozitler (MMK), temel olarak birbiri içinde çözünmeyen ve birbirinden farklı şekil ve malzeme kompozisyonuna sahip iki veya daha fazla makro bileşenin karışımından oluşan malzemelerdir [6]. Diğer kompozit malzemelerde olduğu gibi MMK'ler de, kendisini meydana getiren takviye edici faz ve bu fazı taşıyan matrisin tek başına karşılayamayacağı özelliklere sahiptir. MMK malzemeler, metalik matris alaşımının seramik, karbon veya metalik takviye elemanları ile sistematik karışımından elde edilen malzemeler olup, sürekli ve süreksiz takviye elemanı içerirler ve monolitik malzemelerde elde edilemeyen mükemmel özellikler gösterirler [1].

Matris alaşımına, takviye elemanına, takviye elemanın şekli ile takviye oranına ve üretim yöntemine bağlı olarak istenilen özellikte MMK malzeme elde etmek mümkündür. Spesifik uygulamalarda istenilen özelliklere uygun ihtiyacın standart

malzemeler ile karşılanamadığı durumlarda MMK'ler yapısal ve fonksiyonel bir malzeme grubu olarak öne çıkmaktadır [7].

MMK malzemeler takviyesiz metal alaşımlarına göre daha yüksek dayanım/yoğunluk ve elastisite modülü/yoğunluk oranına, rijitliğe, sıcaklık dayanımına, yorulma dayanımına, sürünme dayanımına, boyutsal kararlılığa ve daha düşük ısıl genleşme katsayısına sahiptir. Ayrıca, MMK malzemeler polimer matrisli kompozitler gibi nem tutmazlar ya da gaz çıkışına neden olmazlar, UV ve radyasyona karşı dayanıma sahip, yakıt ve çözücülere karşı daha dayanıklıdır [8], [9].

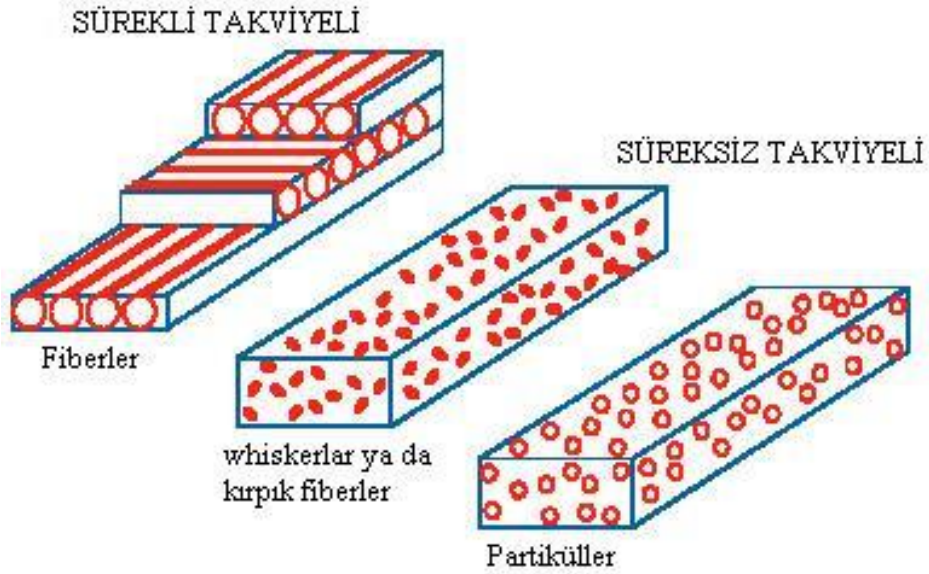
2.1.1 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

MMK malzemelerde sürekli olan matris, bir metal alaşımıdır. MMK'lere ait en önemli özelliklerden biri yüksek dayanım/yoğunluk oranı olduğundan matris alaşımı olarak daha çok alüminyum ve magnezyum gibi hafif alaşımlar tercih edilir. Bazı özel uygulamalarda titanyum, bakır, gümüş, nikel, niyobyum ve süper alaşımların da matris malzemesi olarak kullanıma alındığı bilinmektedir. Bu tip özel uygulamalara örnek olarak kompresör ve buhar türbinlerinde yüksek ısı dayanımı nedeniyle Ti alaşımları, kontak malzemelerinde Cu alaşımları verilebilir [10]. Bu matris malzemeleri daha çok süreksiz formda seramik partiküller ya da sürekli fiberler ile takviye edilirler. Takviye oranı genellikle %10-%60 arasındadır. [1], [2].

MMK malzemeleri 3 grup altında toplamak mümkündür [8]:

- i. partikül takviyeli MMKler
- ii. süreksiz fiber (kırpık fiber, kısa fiber) takviyeli MMKler
- iii. sürekli fiber takviyeli MMKler

Şekil 2.1'de metal matrisli kompozitlerde kullanılan takviye elemanları şematik olarak görülmektedir [11]. Şekil 2.2'de ise sürekli ve süreksiz takviyeli MMK'lere ait kesit görüntüleri yer almaktadır. Çizelge 2.1'de en/boy oranlarına göre MMK malzemelerde kullanılan takviye elemanları verilmiştir.



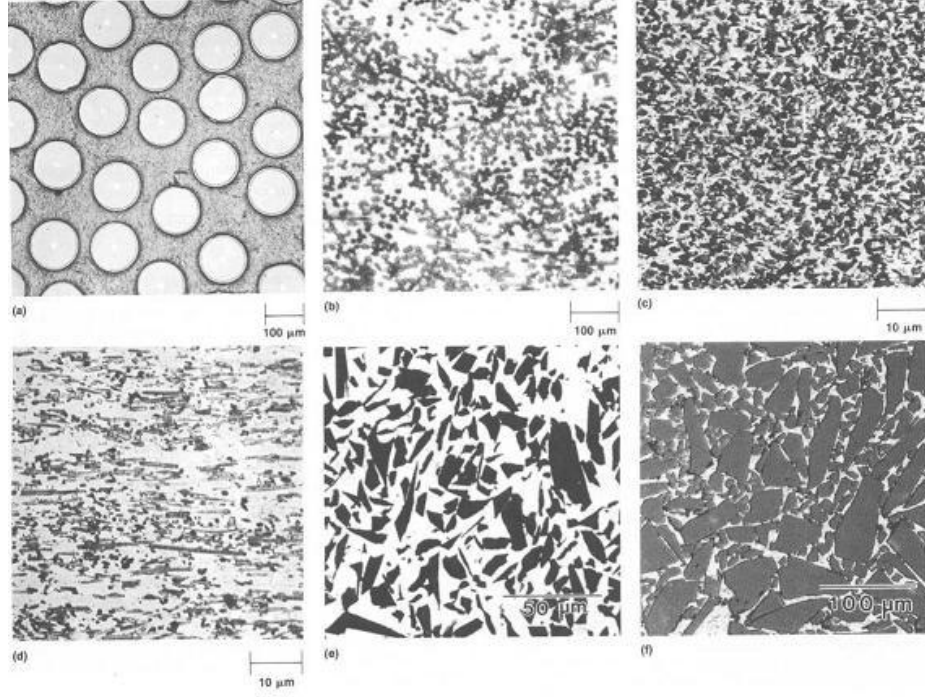
Şekil 2.1 Takviye elemanlarına göre MMK'lerin şematik gösterimi [11]

Çizelge 2.1 Metal matrisli kompozitlerde kullanılan tipik takviye elemanları [8]

Takviye elemanı	En/boy oranı	Çap, μm	Örnek
Partikül	1-4	1-25	SiC, Al_2O_3 , BN, B_4C , WC
Kısa ya da kırık fiber	10-10000	1-5	C, SiC, Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiO}_2$
Sürekli fiber	>1000	3-150	SiC, Al_2O_3 , C, B, W, Nb-Ti, Nb_3Sn

Şekil 2.2'de sürekli ve süreksiz takviyeli MMK'lere ait kesit görüntüleri verilmiştir.

Mekanik özellikleri en iyi olan MMK grubu sürekli ya da süreksiz fiberlerle takviye edilenlerdir. Ancak bu tür kompozitlerin üretim maliyetleri oldukça yüksektir. Ayrıca anizotropik özellik gösterirler ve ikincil proseslerde (kesme, işleme, kaynak vs...) büyük sorunlara neden olurlar. Partikül takviyeli MMKler, mekanik özellikleri diğer gruba göre daha düşük olmasına karşın, genel olarak izotropiktirler. Ayrıca üretimleri daha basit ve ucuzdur. İkincil prosesleri matris malzemesinden daha zor olmasına karşın, sürekli fiberli kompozitlerden daha kolaydır. Bu nedenle partikül takviyeli MMK'ler daha çok uygulama alanı bulmuştur [2].



Şekil 2.2 Çeşitli MMK kompozitler. a) Sürekli fiber bor takviyeli Al matrisli kompozit (B_4C kaplı 142 μm çapında bor fiberler, matris 6061 Al alaşımı) b) Kırık grafit fiberli Al matrisli kompozit (fiber çapı 10 μm , takviye oranı %40, matris 2024 Al alaşımı) c) %40 SiC partikül takviyeli 6061Al matrisli kompozit d) %20 SiC süreksiz fiber takviyeli Al matrisli kompozit e) %60 Al_2O_3 takviyeli Al matrisli kompozit f) %81 SiC takviyeli Al matrisli kompozit [1]

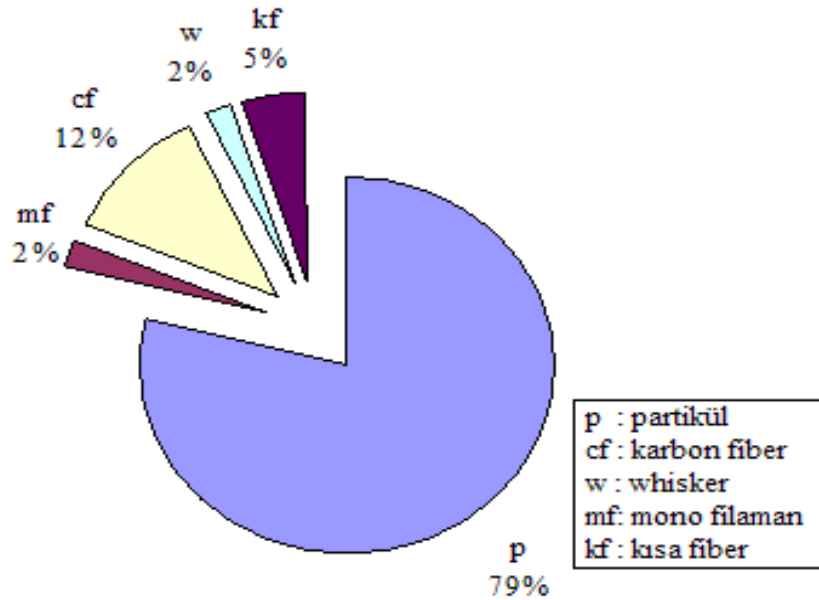
2.2 Partikül Takviyeli Al Metal Matrisli Kompozitler

Bilindiği üzere MMK'ler, sürekli fiber takviyeli, süreksiz fiber takviyeli ve partikül takviyeli olmak üzere 3 grup altında toplanmaktadır. Bu 3 grup içerisinde mekanik özellikler bakımından en üstün durumda olan sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerdir. Ancak, hem bu tür kompozit malzemelerin takviyelendirilmesinde kullanılan yüksek dayanımlı fiberler hem de bu fiberlerin kullanıldığı kompozitlerin üretimi zor ve maliyeti yüksektir. Ayrıca, sürekli fiber takviyeli MMK malzemelerin ikincil prosesleri oldukça zordur, bu nedenle bu malzemeler üretildikleri orijinal şekilleri ile kullanılmak durumdadır. Sürekli fiber takviyeli MMK malzemelerle ilgili olan tüm bu olumsuzluklar kritik olmayan uygulamalar için daha düşük maliyetli kompozit malzeme arayışlarına yol açmıştır [12], [13].

MMK malzemelerin gelişimi tarihsel olarak ele alındığında, ticari anlamda üretimleri için başlangıçta 2 yol izlenmiştir: Bunlar toz metalürjisi yöntemi ile kırık (whisker)

fiberli MMKlerin üretimi ve partikül takviyeli kompozitlerin üretimidir. Ancak kırpık fiberlerin ve toz metalürjisi yönteminin maliyeti yüksektir. MMK alanındaki teknolojik gelişmelere paralel olarak 1970 ve 1980'lerdeki havacılık ve savunma sanayindeki performans odaklı beklentiler yerini maliyet odaklı beklentilere bırakmıştır. Bu nedenle teknik fizibiliteye ulaşan kırpık fiber takviyeli toz metalürjik kompozitlere olan ilgi azalmıştır. Günümüzde ticari olarak bu tür bir MMK üreten firma yoktur [14].

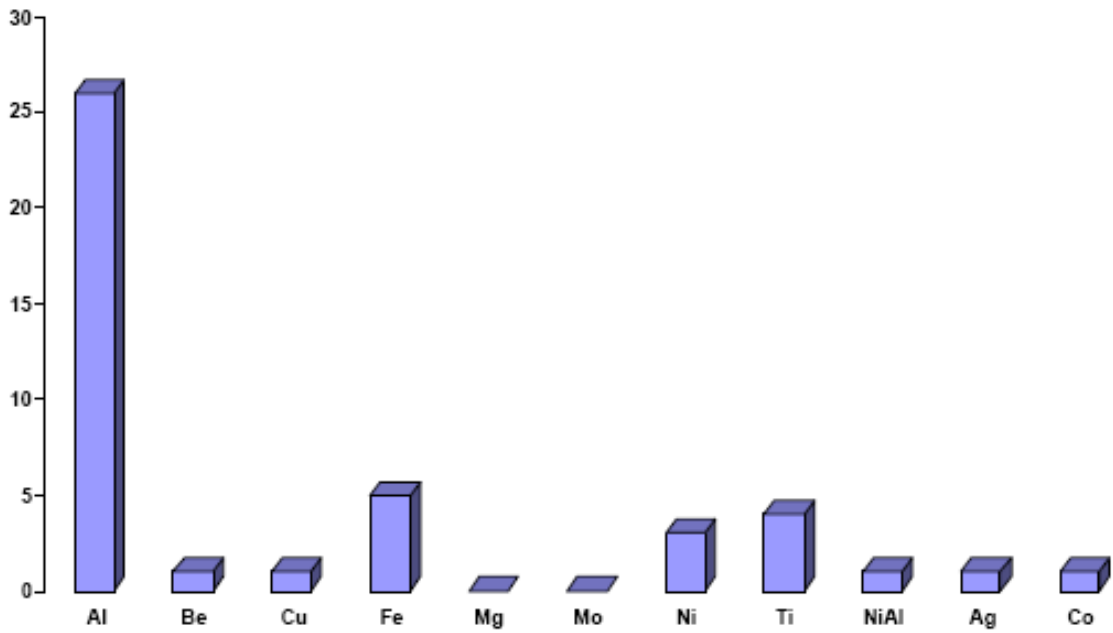
MMK malzemeler içerisinde partikül takviyeli kompozitler, düşük maliyetleri, konvansiyonel yöntemler ile üretilebilmeleri ve izotropik özellikleri nedeni ile gelecek vaat etmektedir [15]. Şekil 2.3'de günümüzde ticari olarak MMK üretimi yapan firmaların %79'u takviye elemanı olarak seramik partikülleri kullanmaktadır.



Şekil 2.3 MMK malzeme üreten firmaların takviye elemanı tercihi [3]

MMK'ler üzerindeki ticari çalışmaların çoğu matris metali olarak alüminyumun üzerinde odaklanmaktadır. Düşük yoğunluğu, kullanışlı mekanik özellikleri ve çevre dayanımı özellikleri nedeni ile alüminyum alaşımları titanyum ve magnezyuma oranla daha çok kullanılmaktadır [1], [2]. Diğer yandan alüminyum, diğer düşük yoğunluklu metallerden (Ti ve Mg) daha ucuzdur. Alüminyum alaşımları havacılık ve otomotiv endüstrisi gibi birçok endüstride oldukça iyi tanınan alaşımlardır. Birçok bakımdan mükemmel özelliklere sahip olan alüminyum alaşımları farklı uygulamalara cevap verecek şekilde modifiye edilebilmektedir [13]. Alüminyumun ergime noktası çoğu

uygulamanın gerektirdiği sıcaklık değerini karşılayacak kadar yüksek ve aynı zamanda kompozit üretim işlemlerini mümkün kılacak kadar düşüktür. Ayrıca alüminyum, sürekli bor fiberler, Al_2O_3 , SiC ve grafit fiberler, seramik partiküller, kısa fiberler ve süreksiz fiberler gibi birçok değişik takviye elemanı ile başarılı bir şekilde kullanılabilir. Avrupa Birliği ve İsviçre Hükümeti tarafından desteklenen bir araştırmaya göre [3] alüminyum tüm bu avantajları nedeni ile MMK pazarında bulunan firmalarca en çok tercih edilen matris malzemesidir (Şekil 2.4).



Şekil 2.4 MMK pazarında yer alan farklı matris alaşımlarını tercih eden firma sayısı [3]

2.2.1 Alüminyum MMK Malzemelerin Gösterimi

Metal matrisli kompozit malzemeler, gelişimlerinin henüz yeni olması sebebiyle üretici firmalara ait ticari isimleri ile bilinmektedir. Tüm MMK malzemeler içerisinde daha çok Al MMK üretildiğinden Alüminyum Derneği (AA-Aluminum Association) MMK malzemeler için bir gösterim sistemi geliştirmiştir. ANSI 35.5-1992 tarafından da benimsenen bu gösterim sistemi şu şekildedir:

matris malzemesi/takviye elemanı/%hacim oranı-şekli

Örneğin, 2124/SiC/25w şeklindeki bir gösterim %25 hacim oranında SiC kırpık (whisker) fiber takviyeli AA-2124 alaşımını; 6061/ Al_2O_3 /10p %10 SiC partikül takviyeli AA-6061

alaşımını belirtmektedir. Bu özel gösterimlerin yanı sıra genel matris/takviye elamanı kombinasyonlarından bahsedilirken Al/B ya da Al/SiC gibi kısaltmalar kullanılabilir [16].

2.2.2 Matris Alaşımları

MMK malzeme üretiminde matris malzemesi olarak yüksek dayanım/yoğunluk oranı, yorulma dayanımı ve korozyon direnci gibi özellikleri ile sıklıkla tercih edilen yağırma alüminyum alaşımları şunlardır:

Al-Cu-Mg (2XXX)

Al-Mg-Si (6XXX)

Al-Zn-Mg-Cu (7XXX)

Matris malzemesi olarak alüminyum kullanımının bir diğer avantajı da alüminyumun ısıl işlenebilirlik özelliğidir. Yapılan birçok çalışma, matris alaşımının ısıl işlemi ile kompozitin akma dayanımının arttığını göstermiştir [17]. Bu nedenle metal matrisli kompozit malzeme üretiminde, tüm alüminyum alaşımları içerisinde özellikle yaşlanabilir olan Al alaşımları (Al-Cu-Mg ve Al-Zn-Mg-Cu) tavsiye edilmektedir [18]. Günümüzde yaşlanabilir Al alaşımlarından olan Al-Li alaşımları da bu gruba dahil edilmektedir. Li ilavesi alaşımın elatisite modülünü (Young's modülü) yükseltirken, yoğunluğunu düşürmektedir. Bu durum özellikle havacılık endüstrisi için cezbedicidir. Döküm yöntemleri ile üretilen Al MMK malzemelerde ise matris olarak daha çok AlSi9Mg (A359), AlSi9Cu3(A380) ve AlSi12CuMgNi gibi döküm alüminyum alaşımları tercih edilmektedir [14], [19]. Çizelge 2.2'de Al MMKlerde matris olarak kullanılan bazı alüminyum alaşımların kimyasal bileşimleri verilmiştir.

Çizelge 2.2 Al MMKlerde matris olarak kullanılan bazı Al alaşımlarının kimyasal bileşimleri

Sembol	Kimyasal Bileşim, (%) ağı								
	Si	Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Cr	Ti	Diğer
2014	0,5-1,2	3,9-5,0	0,2-0,8	0,4-1,2	0,25	0,7	0,1	0,15	0,2
2024	0,5	3,9-5,0	0,2-0,8	0,4-1,2	0,25	0,5	0,1	0,15	0,2
6061	0,4-0,8	0,15-0,4	0,8-1,2	0,15	0,25	0,7 max	0,35 max	0,15	-
7075	0,4 max	1,2-2,0	2,1-2,9	0,3	5,1-6,1	0,5 max	0,18-0,28	0,2	0,2
A359	8,5-9,5	0,2 max	0,5-0,7	0,1 max	0,1 max	0,2 max	-	0,2	0,15
A360	9,0-10	0,6 max	0,4-0,6	0,35 max	0,5 max	2,0 max	-	-	0,25
A380	7,5-9,5	3,0-4,0	0,1 max	0,5 max	3,0 max	2,0 max	-	-	0,5

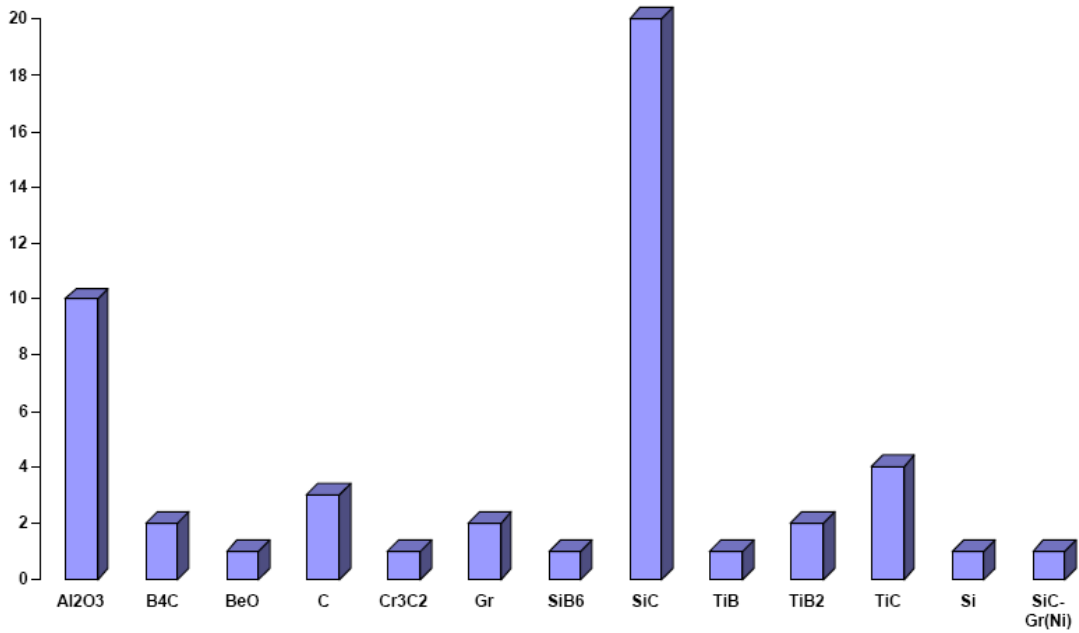
2.2.3 Takviye Elemanları

Al matrisli MMK üretiminde, Al alaşımlarının partiküllerle takviye edilmesinde SiC, Al₂O₃, B₄C, TiC, TiB₂ ve ZrO₂ gibi seramik partiküller ve uçucu kül kullanılmaktadır [20].

Takviye elemanı seçimini etkileyen başlıca faktörler, kompozitten beklenen özellikler, üretim yöntemi ve maliyettir. Kompozitten beklenen nihai özellikler dikkate alınarak uygun yoğunluğa, yüksek dayanım değerine ya da uygun ısı genleşme ve iletkenlik özelliğine sahip bir takviye elemanı seçilmelidir. Üretim yönteminde sıcaklık ve matris alaşımı ile takviye elemanının etkileşim süresi göz önüne alınarak, istenmeyen reaksiyonların yaşanmayacağı bir takviye elemanı seçmek gerekir. MMK malzemelerde partikül şeklinde takviye elemanı kullanımının başlıca sebebi maliyet olduğundan, seçilecek partiküller ekonomik açıdan uygun olmalı ve istenilen boyut ve miktarda temin edilebilmelidir [21].

Yoğunluğunu Al'dan biraz daha yüksek olmasının yanı sıra, düşük maliyeti ve her boyutta kolaylıkla bulunabilmesi bakımından SiC en çok kullanılan takviye elemanıdır. SiC takviyesi kompozitin elastisite modülünü ve çekme dayanımını arttırmaktadır. SiC takviye elemanının bir diğer avantajı da kompozitin aşınma dayanımını arttırmasıdır.

Şekil 2.5’de MMK üretimi alanında ticari olarak faaliyet gösteren firmaların büyük bir kısmını SiC ile çalıştığı görülmektedir.



Şekil 2.5 MMK pazarında yer alan farklı takviye elemanı tercih eden firma sayısı [3]

İkinci olarak en çok kullanılan takviye elemanı Al₂O₃’dür. Al₂O₃, SiC ile karşılaştırıldığında daha kararlı ve inerttir, daha iyi korozyon dayancına sahiptir ve yüksek sıcaklığa daha dayanıklıdır. Ancak Al₂O₃’ün matris ile reaksiyona girmesi güçtür. Bu nedenle matris ile bağ oluşturma problemi vardır. Bu problem, matrisin alaşımlandırılması ya da takviye elemanının kaplanması ile çözülebilmektedir. Çizelge 2.3’de Al₂O₃ ve SiC takviye partiküllerinin bazı özellikleri görülmektedir.

Son yıllarda istenilen sonuçlara ulaşmak için intermetalikler yeni bir partikül takviye elemanı grubu olarak kullanılmaya başlanmıştır. En çok kullanılan intermetalik sistemler Ni-Al ve Fe-Al’dur. Al-Nb gibi diğer intermetalik sistemler de kompozitin birçok özelliğini geliştirmektedir. İntermetalikler genel olarak, kompozitin aşınma, korozyon direnci ve mekanik özellikleri üzerine etki etmektedir. Ancak matrisin intermetalikler ile takviyelendirilmesinde, intermetaliklerin matrise olan yüksek ilgisine dikkat edilmelidir. Bu durum özellikle yaşlandırma işleminde problem oluşturmaktadır [13].

Çizelge 2.3 Al₂O₃ ve SiC takviye partiküllerinin özellikleri [22].

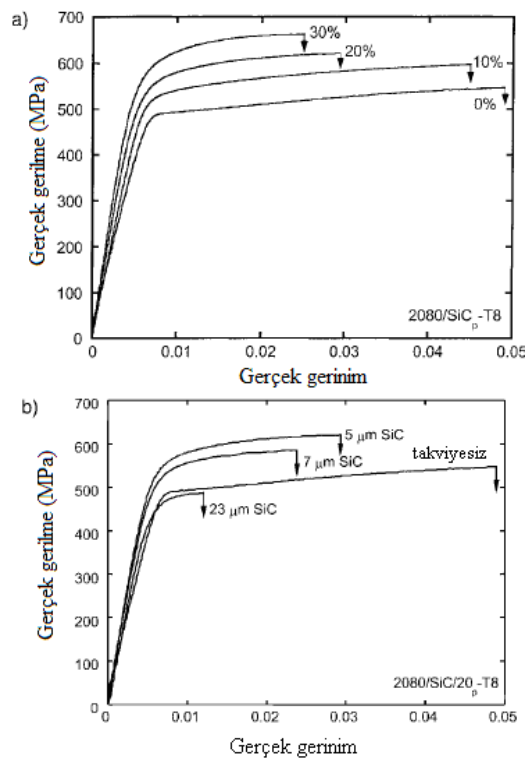
Özellik	Al ₂ O ₃	SiC
Elastisite modülü (GPa)	380-450	420-450
Yoğunluk (g/cm ³)	3,96	3,20
Isıl genleşme katsayısı (1/K)	7,0.10 ⁻⁶	4,3. 10 ⁻⁶
Isıl iletkenlik (w/m.K)	5-10 (1273 K'de)	10-40 (1273 K'de)
Poisson oranı	0,25	0,17
Sertlik (HV)	2100	2400

Al MMK'ler üzerinde yapılan çalışmalar, takviye elemanı ilavesinin matrisin mikroyapısını önemli derecede etkilediğini göstermiştir. Takviye elemanı ilavesi ile tane boyutu küçülür, yaşlanma hızlanır, çökelti boyutu ve dağılımı değişir. Ayrıca matris/takviye elemanı ara yüzeyinde termal genleşme katsayıları nedeni ile dislokasyon yoğunluğu artar. Dislokasyon yoğunluğunun artmasının nedeni matrisin (Al) takviye elemanından (SiC) daha yüksek termal genleşme katsayısına sahip olması nedeni ile soğuma esnasında matriste meydana gelen homojen olmayan plastik deformasyonlardır. Yüksek sıcaklıklardan soğuma esnasında matriste partikül çevrelerinde çekme gerilmeleri oluşur ve de bu da dislokasyon yoğunluğunu arttırır. Homojen olmayan dislokasyon yoğunlukları, sonradan kompozitin yaşlanması sırasında çökme kinetiklerini, plastik akma, akma dayanımı gibi davranışlarını etkiler. Matris alaşımına takviye elemanlarının ilavesi ile gerçekleşen direkt kuvvetlendirmenin yanı sıra matris/takviye elemanı ara yüzeyi çevresinde artan dislokasyon yoğunlukları sebebi ile indirekt kuvvetlendirme de meydana gelir [23], [24].

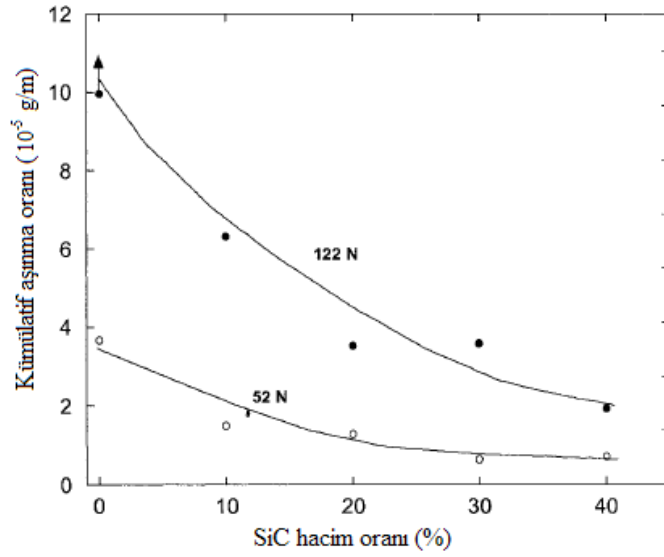
Alüminyum matrisli partikül takviyeli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri, matris alaşımına, takviye elemanı tipi ve şekline, dağılımına ve takviye oranına ve malzemenin geçirmiş olduğu termomekaniksel işlemlere bağlı olarak değişir [23]. Genel olarak tüm partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerde Çizelge 2.4'de görüldüğü gibi, çekme dayanımı ve akma sınırı ile elastisite modülü partikül takviyesi ile artarken; kopma uzaması ve kırılma tokluğu değerlerinde düşüş gözlenir [18]. Bu kompozitlerin yapı malzemelerinin dizaynı açısından oldukça önemli olan kırılma

tokluğu ve kırılma gerinimi değerlerinin düşük olması daha geniş bir alanda kullanımlarını kısıtlamaktadır. Bu nedenle partikül takviyeli Al MMK'ler üzerinde yapılan çalışmaların çoğu takviye elemanın kırılma mekanizmaları ve tokluğu üzerindeki etkisi ile ilgilidir [12].

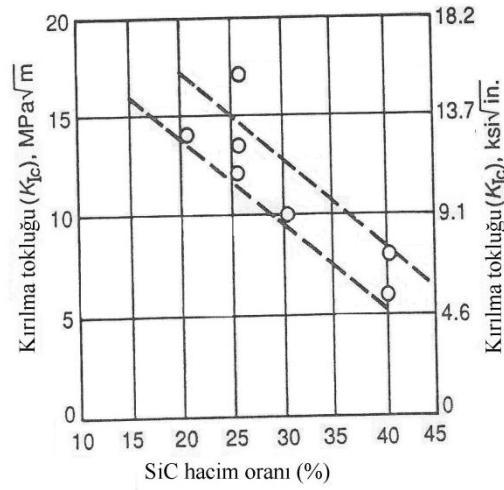
Al MMK malzemelerde takviye elemanı ve takviye oranına bağlı olarak meydana gelen bazı özellik değişimleri Şekil 2.6–2.9'da görülmektedir. Al MMK'lerde takviye hacim oranı arttıkça kompozitin çekme dayanımı (Şekil 2.6) ve aşınma dayanımı (Şekil 2.7) artmaktadır. Buna karşın takviye oranı arttıkça kompozitin kırılma tokluğu (Şekil 2.8) ve ısı genleşme katsayısı (Şekil 2.9) düşmektedir.



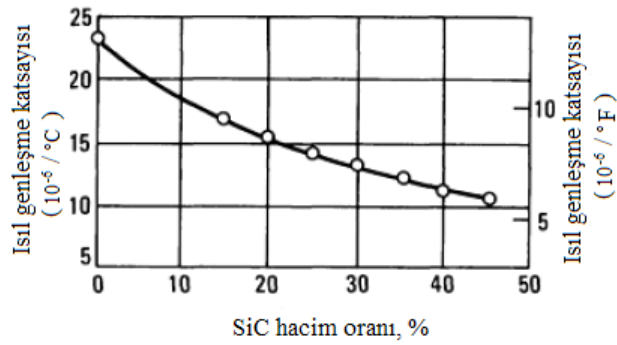
Şekil 2.6 Al-Cu-Mg (2080)/SiC_p-T8 kompozitinde çekme dayanımı davranışı: a) takviye hacim oranına bağlı olarak (sabit partikül boyutu–5μm) b) partikül tane boyutuna bağlı olarak (sabit takviye hacim oranı-%20) [25]



Şekil 2.7 SiC hacim oranı artışının kompozitin aşınma direnci üzerindeki olumlu etkisi [26]



Şekil 2.8 Al MMK'lerde SiC hacim oranının fonksiyonu olarak kırılma tokluğundaki değişim [16]



Şekil 2.9 SiC partikül takviyeli 2124-T6 Al MMK malzemede takviye hacim oranının oda sıcaklığındaki ısı genleşme katsayısı üzerine etkisi [27]

Çizelge 2.4 Parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri [18]

Malzeme	Akma Sınırı [MPa]	Çekme Dayanımı [MPa]	Kopma Uzaması(%)	Elastisite Modülü [GPa]	Kırılma Tokluğu [MPa m ^½]	Isıl Genleşme Katsayısı 10 ⁶ K ⁻¹
DÖKÜM YÖNTEMİ İLE ÜRETİLEN KOMPOZİTLER						
6061 - T6 (1)	276	310	20.0	69.0	29.7	25.4
1+ 10% Al₂O₃	296	338	7.6	81.4	24.1	22.0
1+ 15% Al₂O₃	317	359	5.7	86.9	22.0	19.6
1+ 20% Al₂O₃	352	372	4.0	97.2	21.5	-
2014 - T6 (2)	476	524	13.0	73.1	25.3	23.0
2+ 10% Al₂O₃	496	531	3.0	84.1	18.0	20.9
2+ 15% Al₂O₃	476	503	2.2	90.3	18.8	19.3
2+ 20% Al₂O₃	503	517	1.0	101.0	-	-
A356 - T6 (3)	200	255	4.0	75.2	-	-
3+ 20% SiC	297	317	0.6	84.8	-	-
SIVI METAL PÜSKÜRTME YÖNTEMİ İLE ÜRETİLEN KOMPOZİTLER						
2618 - T6 (4)	320	400	-	75.0	-	23.0
4+ 13% SiC	333	450	-	89.0	-	19.0
8090 - T6 (5)	480	550	-	79.5	-	22.9
5+ 12% SiC	486	529	-	100.1	-	19.3
TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN KOMPOZİTLER						
1	276	310	15.0	69.0	-	23.0
1+ 20% SiC	397	448	4.1	103.4	-	15.3
1+ 30% SiC	407	496	3.0	120.7	-	13.8
1+ 40% SiC	431	538	1.9	137.9	-	11.1
2	345	462	8.0	71.0	-	-
2+ 20% SiC	379	517	5.3	105.0	-	-
2+30%SiC	434	621	2.8	121.0	-	-
2+40%SiC	414	586	1.5	134.0	-	-
7090-T6 (6)	586	627	10.0	73.8	-	-
6+20%SiC	621	690	2.5	106.9	-	-

2.2.4 Al Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

Metal matrisli kompozitler içerisinde partikül takviyeli metal matrisli kompozitlerin daha fazla ticari uygulama alanı bulmasının başlıca nedeni, klasik ve iyi bilinen yöntemlerle üretimlerinin mümkün olmasıdır [28]. Ancak bu durum, hiçbir zaman bu kompozitlerin üretiminin problemsiz ve kolay olduğu anlamına gelmemelidir. Matrisin takviye elemanlarını ıslatmaması, homojen dağılımın sağlanması, porozitelerin önlenmesi, dökümde akıcılığın sağlanması, ara yüzey reaksiyonlarının engellenmesi gibi birçok problemlerle karşılaşılabilir [29].

Partikül takviyeli Al MMK'lerin ticari olarak üretilmeye başlanması yaklaşık 35 yıldan öncesine dayanmaktadır. Ancak o yıllarda üretim miktarı çok düşük ve sınırlı, üretim maliyetleri çok yüksekti. 1987'de Alcan Alüminyum Duralcan USA ile bu malzemelerin geniş ölçekte üretilmelerine karar vermiştir. Günümüzde Al MMK'lerin kullanım alanlarına bağlı olarak üretim ölçekleri giderek artmakta ve geliştirilen ya da iyileştirilen yeni üretim teknikleri ile üretim maliyetleri düşürülmektedir [30].

Al MMK'lerin üretim yöntemlerini başlıca 3 grup altında toplamak mümkündür:

- Sıvı-hal üretim yöntemleri
- Katı-hal üretim yöntemleri
- Gaz faz üretim yöntemleri

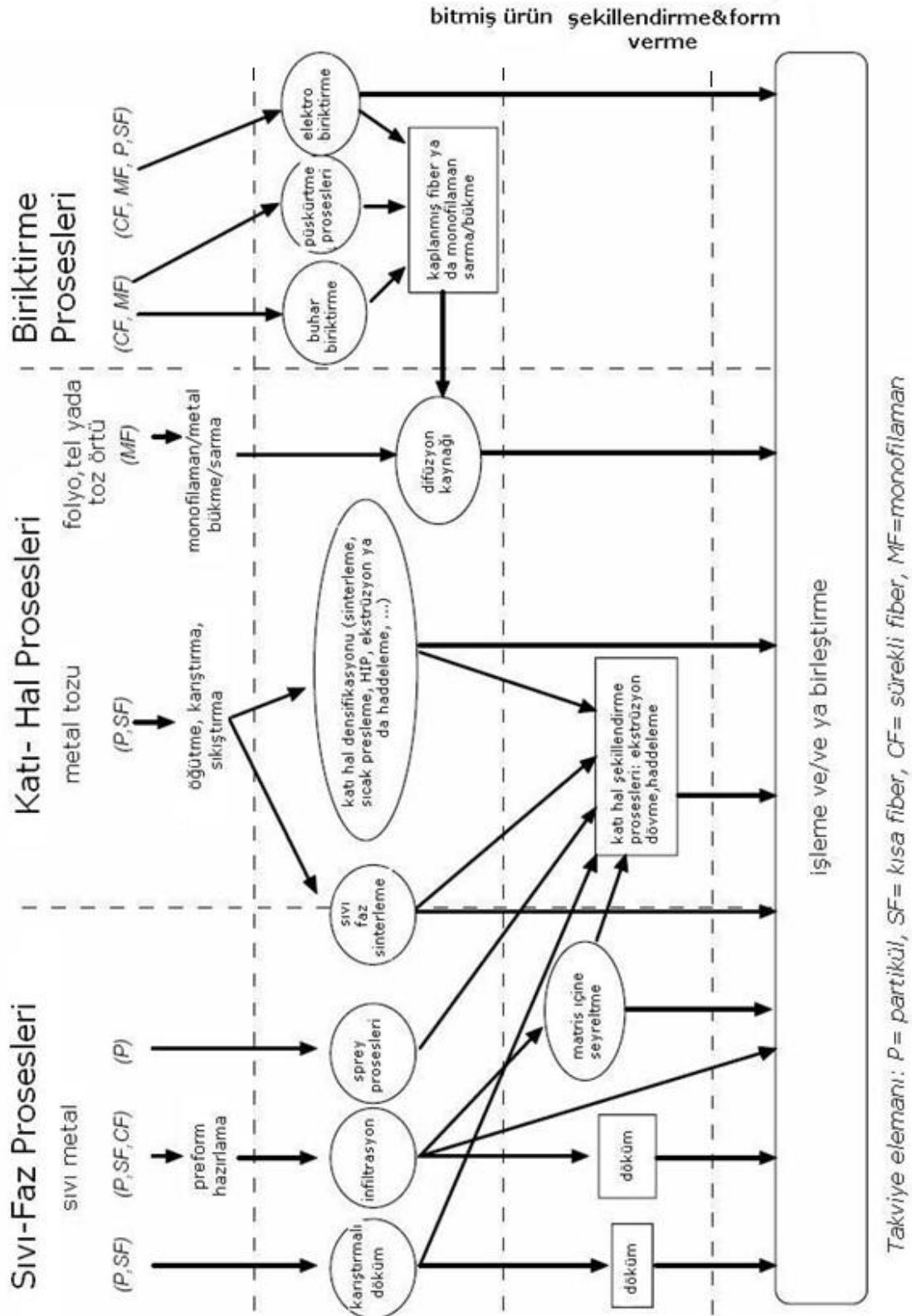
Sıvı-hal üretim yöntemleri karıştırmalı döküm, yarı-katı döküm, basınçlı ve basınçsız infiltrasyon, sıvı metal püskürtme ve in-situ yöntemlerinden oluşmaktadır.

Katı-hal üretim yöntemleri toz metalürjisi yöntemi ve difüzyonla birleştirme yöntemidir. Ancak difüzyonla birleştirme yöntemi sürekli fiber takviyeli Al MMK'lerin üretiminde kullanıldığından, partikül takviyeli Al MMK'lerin katı-hal yöntemi ile üretimi denildiğinde akla sadece toz metalürjisi yöntemi gelmelidir.

Gaz fazındaki üretim yöntemleri fiziksel buhar biriktirme (PVD), düşük basınçlı plazma biriktirme yöntemlerinden oluşur. Ancak bu yöntemler partikül takviyeli Al MMK'lerin üretiminde konvansiyonel olarak kullanılmamaktadır [8].

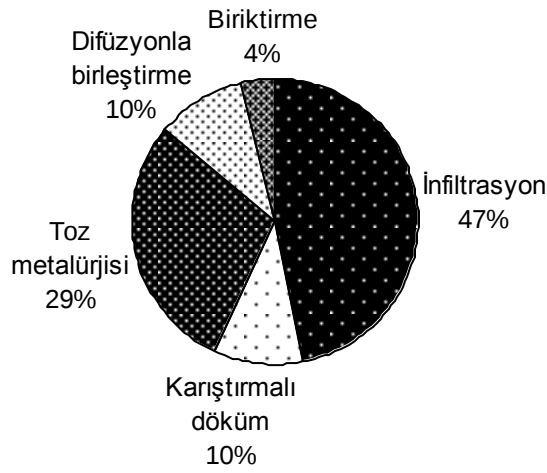
Al MMK malzemelerin üretiminde kullanılan yöntemlerin sınıflandırılması Şekil 2.10'da görülebilir.

Ön-İşlemler Kompozit Üretimi İkincil Prosesler



Şekil 2.10 Al MMK malzemelerin üretim yöntemleri [31]

Günümüzde partikül takviyeli Al MMK üretimin teknolojilerindeki gelişmeler daha çok toz metalürjisi ve infiltrasyon yöntemleri üzerinedir [32]. MMK malzemelerin üretiminde tercih edilen yöntemler MMK malzeme kullanan sektörler göre de değişiklik gösterir. Mortensen'in [3] değerlendirmesine göre, havacılık ve uzay sanayi MMK üretiminde %57 toz metalürjisi, %43 sıvı-hal yöntemlerini tercih ederken, otomotiv sektörü %67 sıvı-hal yöntemlerini, %33 toz metalürjisi yöntemini tercih etmektedir. Elektronik sanayi de otomotiv sektörüne benzer olarak daha çok sıvı-hal yöntemlerini tercih etmektedir. MMK üretimi alanında faaliyet gösteren firma sayısının tercih ettikleri üretim yöntemlerine göre % dağılımı Şekil 2.11'de görülmektedir.



Şekil 2.11 MMK üreten firma sayısının tercih ettikleri üretim yöntemlerine göre % dağılımı [3]

2.2.4.1 Sıvı-Hal Üretim Yöntemleri

Sıvı-hal üretim yöntemleri, takviye elemanlarının sıvı alüminyum içerisine ilave edilmesini ya da takviye elemanlarından hazırlanan preform içerisine matris alaşımının infiltrasyonunu kapsar. Genel olarak sıvı-hal yöntemleri ucuz, basit, uygulanabilirliği kolay ve karmaşık şekilli parçaların üretiminin mümkün olması nedeni ile ilgi çekicidir. Klasik döküm teknikleri partikül takviyeli Al MMK'lerin sıvı-hal yöntemleri ile üretimi için kolaylıkla adapte edilebilmektedir. Sıvı-hal yöntemlerinde karşılaşılan başlıca sorunlar, matris alaşımının takviye partiküllerini ıslatmaması, yüksek işlem sıcaklıkları nedeni ile istenmeyen fazların (Al_4C_3) oluşması tehlikesi, çekme ve gaz boşluklarının oluşmasıdır [11].

Al MMK'lerin üretiminde en çok kullanılan sıvı-hal üretim yöntemlerini başlıca 4 grup altında toplamak mümkündür:

- karıştırmalı döküm ve sıvı metal infiltrasyonu
- sıkıştırılmalı döküm ya da basınçlı infiltrasyon
- sıvı metal püskürtme
- in-situ yöntemi

Karıştırmalı Döküm Yöntemi: Bu yöntem; ergitilmiş matris malzemesi içerisine takviye malzemesinin ilavesi esasına dayanır. Partikül şeklindeki takviye elemanlarının matris alaşımı içerisinde homojen bir şekilde dağılmasını sağlamak için ergiyik haldeki alaşım karıştırılır. Karıştırma işlemi mekanik, elektromanyetik olarak ya da gaz enjeksiyonu ile gerçekleştirilebilir. Yöntemde karşılaşılan başlıca sorunlar, takviye partiküllerinin aglomerasyonu, gaz boşluklarının oluşması ve matris alaşımının takviye partiküllerini ıslatmamasıdır. Bu sorunlar aşağıdaki teknikler ile giderilmeye çalışılmaktadır:

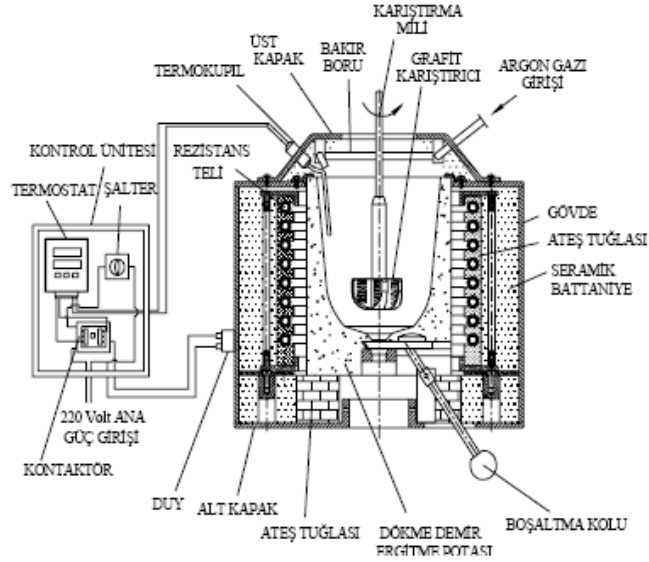
- vorteks yöntemi ile karıştırma
- yeterli ıslatmanın sağlanabilmesi için takviye partiküllerinin kaplanması ya da matrisin alaşımlandırılması
- takviye partiküllerinin ön ısıtılması
- ultrasonik ya da elektromanyetik titreşimlerin kullanılması
- takviye partiküllerinin biriketler ya da peletler halinde ilave edilmesi

Karıştırmalı döküm yöntemi ile üretilen Al MMK malzemelerde takviye hacim oranı genellikle %30'un altındadır. Yöntemin en büyük avantajı basit ve ucuz oluşunun yanı sıra istenilen şekilde parça üretiminin mümkün olmasıdır. Ancak bu yöntemle üretilen Al MMK'lerde partiküllerin tam olarak homojen dağıtılamaması en büyük problemidir [7], [33].

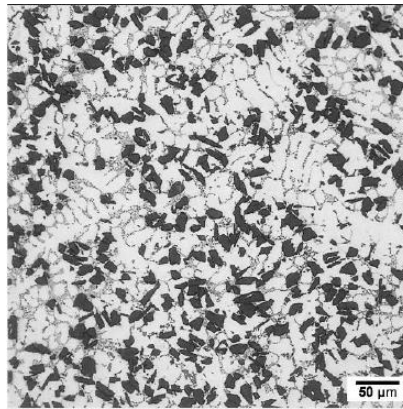
Bu üretim yönteminde yapılan araştırmalar, karıştırma hızının oldukça önemli bir sistem parametresi olduğunu ortaya koymuştur. Takviye elemanları ve ergiyik matris teması için karıştırıcı pervanesi tarafından üretilen kayma kuvvetleri, parçacıkların birleşmesini (topaklanma, aglomerasyon) sağlamaya çalışan ara yüzey kuvvetlerini engellemeye çalışır. Karıştırma hızı arttıkça ergiyik içersindeki kayma gerilmeleri de

artar. Bu da parçacık hacim oranının artmasını gerektirir. Fakat artan karıştırma hızı ergiyik içerisine gaz girişine neden olur ve ergiyik içine dağıtılmaya çalışılan SiC parçacıkları flotasyonda olduğu gibi gaz kabarcıklarına saldırırlar ve artan köpük miktarı ile daha fazla miktardaki SiC parçacıkları ergiyik içersine girmeden kalır. Bu iki karşılıklı etken sonucunda optimum karıştırma hızı ortaya çıkar. Farklı deney düzeneklerinde, farklı akışkan sistemlerinde değişik değerlerde ortaya çıkmakla beraber hız değerinin literatürlerde 500-1000 devir/dak'lık aralığa sahip olduğu görülmüştür [18], [34].

Şekil 2.12'de karıştırmalı döküm yönteminin gerçekleştirilebileceği düzenek, Şekil 2.13 ise karıştırmalı döküm yöntemi ile üretilen partikül takviyeli Al MMK malzemenin mikroyapısı görülmektedir.



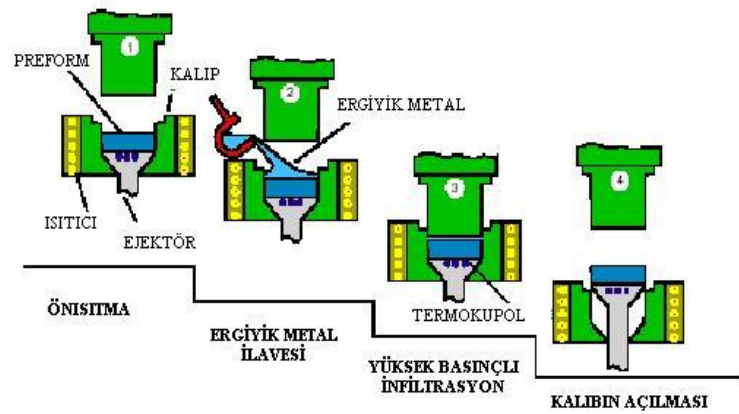
Şekil 2.12 Karıştırmalı döküm yönteminde kullanılan dikey ergitme fırını [35]



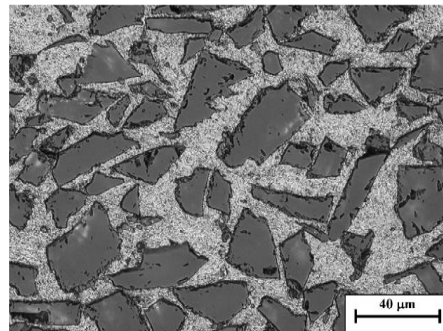
Şekil 2.13 Vorteks yöntemi ile üretilen 10 µm partikül destekli Al MMK'nin optik mikroskop görüntüsü [22]

Sıkıştırırmalı Döküm Tekniği: Sıkıştırırmalı döküm tekniği diğer bir adlandırmayla basınçlı infiltrasyon, Al matrisli kompozitlerin üretiminde oldukça popüler bir yöntemdir. Yöntem takviye elemanlarından oluşmuş preform içerisine tek eksenli basınç yardımı ile ergiyik haldeki matris alaşımının infiltrasyonundan ibarettir. Basınç değeri genellikle 70-150 MPa arasındadır. Bu yöntemle elde edilen kompozitlerin mikroyapısı eşyönlü, ince tanelerden oluşur, boşluksuz parçalar elde edilir. İnfiltrasyon hızı, ergiyik metalin viskozitesi, uygulanan basınç, preformun geçirgenliği ve kalıp sıcaklığı gibi faktörlere bağlıdır. Sıkıştırırmalı döküm, düzgün yüzeylerin elde edildiği oldukça hızlı bir prosestir [11].

Bu yöntemin en büyük avantajı %50 gibi yüksek takviye oranına sahip MMK eldesinin mümkün olmasıdır [18]. Şekil 2.14’de sıkıştırırmalı döküm tekniğinin işlem basamakları, Şekil 2.15’de ise bu yöntemle üretilen bir Al MMK görülmektedir [36].



Şekil 2.14 Sıkıştırırmalı döküm tekniğinin şematik görünümü [11]



Şekil 2.15 Sıkıştırırmalı döküm yöntemi ile üretilmiş %50 SiC takviyeli Al matrisli kompozitin mikroyapısı [36]

Yarı Katı Döküm Tekniği: Bu yöntem temelde karıştırılmalı döküm tekniği ile aynı olmasına karşın burada takviye partikülleri tamamen ergiyik haldeki matris alaşımı yerine yarı-katı haldeki alaşıma ilave edilir. Yöntem endüstride “Rheocasting” ya da “Compocasting” isimleri ile tanınmaktadır [16]. Bu yöntemde yarı-katı fazda, akıcı özelliğe sahip, dendrit ihtiva etmeyen karışım ikinci kademe üretim yöntemleriyle şekillendirilir. Yöntem, aşağıda belirtilen işlem akışına uygun olarak tatbik edilir.

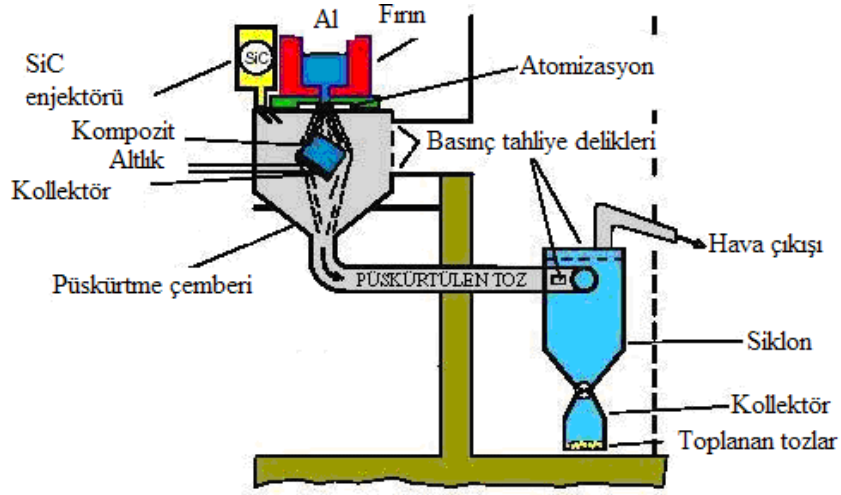
- Gerekli iyileştirmelerin, katkıların yapılabilmesi amacıyla Al alaşımı yaklaşık 750° C kadar ısıtılır.
- Alaşım sıcaklığı yarı-katı faz teşekkül sıcaklığına kadar düşürülür. Bu esnada akıcılığın sağlanması ve dendrit teşekkülünün önlenmesi amacıyla karışım sürekli olarak karıştırılır.
- İşte bu aşamada takviye elemanları oluşan vortekse aktarılacak dağılımı sağlanır. Karışım viskozitesinin yeterli olması toparlanmaları önleyeceği gibi dağılımın düzgün olmasına yardımcı olur [37].

Basıncsız İnfiltrasyon Yöntemi: Yöntemin esası, gözenekli bir takviyeden oluşan preform veya kompakt içerisine, ısıtmayan sıvı metali basınç uygulanmadan infiltrate etmeye dayanır. Sıvı metale dışarıdan basınç uygulamaksızın gözenekli tabletin infiltrasyonunu sağlamak ön sinterleme işlemi gibi pahalı ve sanayi uygulamalarına yatkın olmayan bir ara basamağı ortadan kaldırır. Dolayısıyla üretim maliyeti düşer ve parçanın endüstriyel uygulama alanı genişler. Basıncsız infiltrasyon yöntemi sırasında ergimiş metal, seramik malzemedeki gözenekleri kapiler kuvvetler etkisi ile doldurur. Başarılı bir infiltrasyon için sıvı metal ile seramik malzeme arasındaki temas açısının küçük olması dışında diğer koşullar da sağlanmalıdır. Seramik malzeme, kapiler kuvvetle infiltrasyonu sağlayacak şekilde por boyutu ve dağılımına sahip olmalıdır. Metalin sıvı halde akışkanlığı yüksek olmalı ve seramik malzemenin metal içindeki çözünürlüğü az olmalıdır. İnfiltrasyon sistemine vakum uygulanması, kapiler etki ile infiltrasyonu artırır [38]. Basıncsız infiltrasyon yöntemi, daha çok elektronik sanayi için yüksek hacim oranına sahip SiC takviyeli Al matrisli kompozitlerin üretiminde tercih edilir.

Sıvı Metal Püskürtme Yöntemi: Bu yöntem, ergiyik haldeki matris alaşımı damlacıkları ve takviye elemanlarından oluşan karışımının çıkarılabilir bir altlık üzerine püskürtülerek biriktirilmesi esasına dayanır. Yöntem hibrit bir hızlı katılma yöntemidir. Yöntemde metal alaşım ergime sıcaklığından katılma sıcaklığına çok hızlı bir şekilde soğurken, katılma sıcaklığından oda sıcaklığına yavaş bir soğumaya maruz kalır. Bu durum elde edilen malzemenin çok ince taneli ve çökelti yapısında olmasına neden olur. Yöntem önceleri döküm yoluyla üretilmeleri güç olan çelikler ve nikel esaslı süper alaşımlar için geliştirilmiş olsa da günümüzde bakır ve alüminyum alaşımları ve MMK malzemeler için de kullanılmaktadır [16].

MMK malzemelerin bu yöntemle üretilmesinde, sıvı metal damlacıkları takviye elamanı fazı ile birlikte katılmanın tamamlanacağı metal bir altlık üzerine püskürtülür. Alternatif olarak, takviye elamanı altlık üzerine yerleştirilir ve üzerine ergiyik matris metali püskürtülür. Nihai ürünün şekli, altlığın şekline ve hareketine bağlı olarak değişir. Yöntem ile boru, ingot ya da plaka şeklinde ürünler elde etmek mümkündür. Bu proseste metal damlacıklarının hızla katılması sonucunda çok az segregasyona uğramış ince taneli bir yapı elde edilir. Yöntemin önemli parametreleri, metal damlacıklarının başlangıç sıcaklığı, boyut dağılımı ve hızı, takviye elamanının sıcaklığı, hızı ve beslenme oranı ve altlık metalinin pozisyonu, yapısı ve sıcaklığıdır. Ancak metal matrisli kompozitlerin püskürtme yolu ile üretiminde mevcut farklı yöntemler metalin püskürtülmesi ve takviye elemanın metal ile karıştırılması bakımından birbirlerinden ayrılırlar. Çoğu spre-y-biriktirme yönteminde ergiyik metal proses gazları ile atomize edilerek genellikle 300 pm çapta sıvı damlacıklar elde edilir. Takviye partikülleri sıvı metal damlacıklarına enjekte edilebileceği gibi Alcan International Ltd, UK tarafından geliştirilen Osprey yönteminde olduğu gibi atomizasyon gazı ve sıvı metal arasına da enjekte edilebilir. Günümüzde Osprey yöntemi başarıyla geliştirilmiş ve 100 kg Al ingottan SiC takviyeli al matrisli kompozit üretecek kapasiteye ulaşmıştır. Benzer spre-y-biriktirme yöntemleri ile Al_2O_3 yada grafit partikül takviyeli Al matrisli kompozit üretimi üzerine çalışmalar da mevcuttur [39].

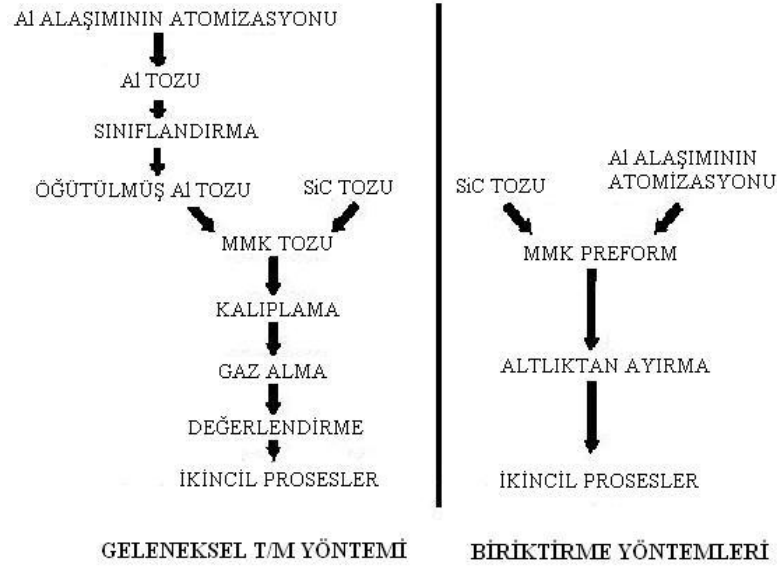
Şekil 2.16'da Osprey yöntemi şematik olarak gösterilmiştir [11].



Şekil 2.16 Osprey yönteminin şematik olarak gösterilişi [11]

Bu yöntemde katılma oldukça hızlı gerçekleştiğinden, matris/takviye elamanı arasındaki etkileşim en aza indirilir. Sıvı metal ve takviye elamanı temasının çok kısa olması sayesinde ara yüzey reaksiyonları minimumdur ve bu durum sonucunda termodinamik açıdan kararlı iki fazlı bir malzeme elde edilir. Sıvı metal püskürtme yönteminin en önemli avantajlarından biri matris yapısının oldukça ince taneli olması ve segregasyon içermemesidir. Yöntemin bir diğer avantajı üretim hızının yüksek oluşudur. Al MMK'lerin üretiminde 6-10 kg/dak üretim hızına ulaşmak mümkündür. Yöntem, toz metalürjisi yöntemine göre daha ekonomiktir. Ayrıca bu yöntemde toz metalürjisi yönteminde mutlaka uygulanması gereken matris tozları ve takviye elamanlarının karıştırılması ve gaz alma işlemlerine gerek yoktur. Şekil 2.17'de sıvı metal püskürtme yönteminin işlem basamakları toz metalürjisi yöntemi ile karşılaştırılmaktadır.

Yöntemin dezavantajı, kullanılan proses gazları ve çok miktardaki atık tozlar sebebi ile infiltrasyon ya da sıvı-metal karıştırma yöntemleri kadar ekonomik olmayışıdır. Ayrıca elde edilen kompozitin yoğunluğu matris alaşımının %95 ile %98i arasındadır. Bu nedenle elde edilen ürünler dövme, ekstrüzyon gibi ikincil bir işleme tabi tutularak nihai yoğunluğa ulaşırlar [8], [16].



Şekil 2.17 Biriktirme yöntemlerinin işlem basamakları ile T/M yönteminin karşılaştırılması [11]

Osprey yöntemi ile daha çok SiC partikül takviyeli Al-Si döküm alaşımları üretilmektedir. Al-Si döküm alaşımların yanı sıra 2xxx, 6xxx, 7xxx ve 8xxx serisi yoğurma alaşımları da kullanılmaktadır [16]. Osprey yöntemi ile elde edilen kompozit malzemelerin tipik özellikleri Çizelge 2.5’de görülmektedir.

Çizelge 2.5 Osprey Yöntemi ile elde edilen Al MMK’lerin tipik özellikleri [11]

Matris Alaşımı	Isıl İşlem	SiC (%hacim)	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama %	Elastisite Modülü (GPa)	Yoğunluk g/cm ³
AA2124	T4	17	610	400	7	100	2,85
	T351	17	610	500	6	100	2,85
	T4	25	700	500	4	115	2,88
AA8090	T6	17	540	450	4	103	2,66
AA6013	T6	20	520	450	5	104	2,82

In-situ (yerinde üretim) yöntemi: Gaz enjeksiyonu adıyla da bilinir bu yöntem, takviye partiküllerinin ergiyik metal içinde reaksiyonlar sonucunda tabii olarak üretimine dayanır.

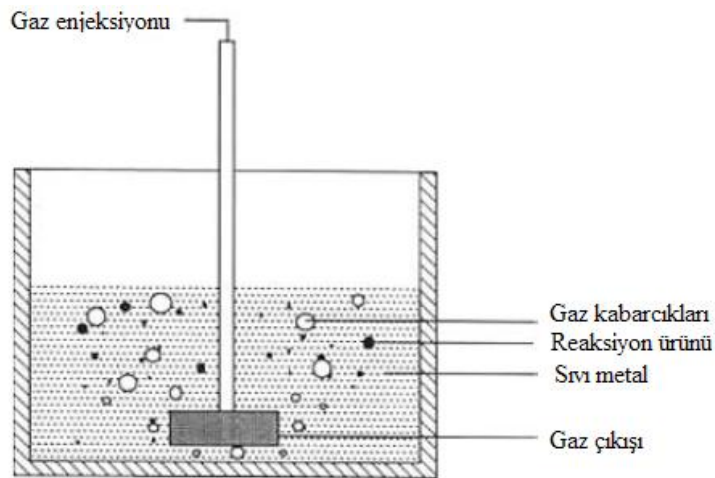
Ergiyik matris alaşımı içerisinde takviye partiküllerin oluşması için ergiyik içerisine, istenilen takviye seramik fazı oluşturacak bileşikler ilave edilir ya da matris alaşımı içerisine C taşıyıcı gaz enjekte edilir. Matris ile ilave edilen gaz ya da bileşikler arasındaki reaksiyonların sonucunda takviye elemanı yerinde oluşturulur. En çok üretilen takviye elemanı TiC ve TiB₂'dir.



Yöntemin en büyük avantajı, matris/takviye elemanı arayüzeyin çok temiz olmasıdır. Arayüzey doğal olarak oluştuğundan, bu yöntemle elde edilen kompozitlerin arayüzey dayanımı daha yüksektir.

Lanxide Corporation tarafından geliştirilen Lanxide yöntemi ile ergiyik haldeki alüminyum alaşımının oksidasyonu ya da nitrasyonu sonucunda Al-Al₂O₃ ve Al-AlN kombinasyonları elde edilmektedir. Martin Marietta Corporation tarafından patenti alınan XD-prosesinde ise Al matris tozu ve ergiyik haldeki Al içinde egzotermik reaksiyonlar sonucunda seramik takviye fazını oluşturacak bileşiklerden oluşan karışım ergime sıcaklığının üzerine ısıtılır. Bu yolla daha çok TiB₂ takviyeli Al MMKler elde edilir [39].

şekil 2.18'de gaz enjeksiyonu ile kompozit üretim metodunun şematik gösterimi görülmektedir.



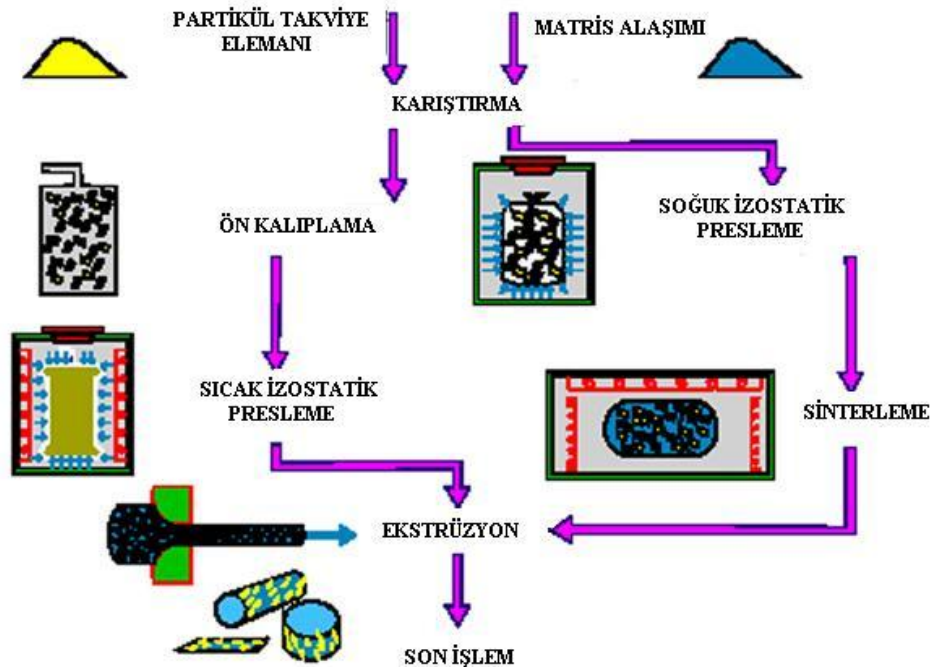
şekil 2.18 In-situ yöntemi ile MMK eldesi [40].

2.2.4.2 Toz Metalürjisi Yöntemi

Toz metalürjisi yöntemi, matris alaşımı ve takviye elemanı tozlarının bir karıştırıcı yardımı ile karıştırılmasını, karıştırılan tozların preslenmesini ve sinterlenmesini içermektedir.

Bu yöntem tamamen katı halde gerçekleştiğinden, gerekli sıcaklık diğer yöntemlerden daha düşüktür. Dolayısıyla matris alaşımı ile takviye elemanı arasında daha az etkileşim söz konusudur. Yöntemin avantajlarının başında kuvvetli ara yüzey reaksiyonlarının oluşmaması ve matris-takviye elemanı arasında istenmeyen reaksiyonların minimize edilmesi açısından son derece önemli olan düşük işlem sıcaklığı gelmektedir. Ayrıca diğer yöntemlerle üretilemeyen bazı kompozitlerin eldesi (SiC takviyeli Ti alaşımları gibi) ancak toz metalürjisi ile mümkün olabilmektedir. Partikül ya da süreksiz fiber takviyeli kompozitler, toz metalürjisi yöntemi ile diğer alternatif yöntemlere göre daha kolaylıkla üretilabilmektedir. Bu yöntemin bir diğer avantajı da takviye elemanlarının homojen dağılımıdır [13].

Şekil 2.19’da toz metalürjisi yönteminin şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 2.19 Toz metalürjisi yönteminin şematik gösterimi

Homojen bir şekilde karıştırılan tozların preslenmesinde, mekanik ya da hidrolik tek etkili presler kullanılabildiği gibi, sıcak ya da soğuk izostatik presleme de kullanılmaktadır. İzostatik presleme öncesinde tozlara ön şekil verilir ve presleme işlemi bir zarf içerisinde gerçekleştirilir. Sıcak presleme yöntemlerinde presleme ve sinterleme işlemleri aynı anda gerçekleşir. Boyut kontrolü daha kolaydır. Sıcaklık ve basıncın aynı anda uygulanması ile yüksek yoğunlukta ve istenilen mikroyapısal özellikte parçalar edilir. Partikül takviyeli Al MMK'lerin sıcak presleme ile üretiminde, Al'un oksidasyona uğramaması için, işlemin mutlaka kontrollü bir atmosferde gerçekleştirilmesi gerekmektedir [15].

Sinterleme işleminden sonra elde edilen kompozitin özelliklerini arttırmak ve için plastik şekil verme ya da talaşlı işlemler uygulanabilir. Ekstrüzyon, haddeleme gibi işlemler ile istenilen yoğunluğa ulaşılmaktadır. Plastik şekil verme oranı 20:1 ya da daha yüksektir [22]. Çizelge 2.6'da toz metalürjisi yönteminin diğer bazı yöntemler ile çeşitli özellikler bakımından karşılaştırılması, Çizelge 2.7'de ise üretim yöntemlerinin maliyet bakımından karşılaştırılması verilmiştir.

Çizelge 2.6 Farklı üretim yöntemlerinin göreceli olarak karşılaştırılması [13]

Özellik	Proses			
	Toz Metalürjisi	CoSpray	Yarı-katı Döküm	Sıvı infiltrasyonu
Mikroyapısal Özellikler	1	2	2	2
İkincil prosesler	3	1	1	4
Düşük maliyet	4	2	1	2
Endüstriyel olgunluk	1	2	2	4

1= en iyi 4= en kötü

Çizelge 2.7 Üretim yöntemlerinin maliyet bakımından karşılaştırılması [13]

Proses	Maliyet	Takviye elamanı
Difüzyon kaynağı	↑	Monofilamanlar
Toz metalürjisi		Süreksiz fiberler
Sprey yöntemleri		Kısa fiberler
Ergitme prosesleri		Partiküller

2.3 Al MMK'lerin Kullanım Alanları

Al MMK malzemeler, matris alaşımının düşük yoğunluk, yüksek tokluk özelliklerinin takviye elamanının yüksek dayanım, sertlik ve yüksek elastisite modülü gibi özellikleri

ile kombinasyonu sonucunda yüksek dayanım/yoğunluk, yüksek elatisite modülü/yoğunluk oranı, rijitlik ve yüksek aşınma dayanımı gibi üstün özelliklere sahip olurlar. Ayrıca kompozit malzemelerde, matris alaşımı ve takviye elamanının seçimi ve takviye oranının değiştirilebilmesi sonucunda spesifik uygulamalar için istenilen fiziksel ve mekanik özelliklere ulaşmak mümkündür. Örneğin Al MMK malzemelerde iyi bir ısı iletkenliğe sahip, aşınma dayanımı yüksek ve ısı genleşme katsayısı düşük malzeme üretilebilir.

Al MMK'ler, yukarıda sayılan özellikleri ve istenilen mekanik ve fiziksel özelliklerin eldesinin mümkün olması sebebi ile başta otomotiv sektörü olmakla birlikte, havacılık ve uzay, savunma sanayi, elektronik ve spor malzemeleri alanlarında kullanılmaktadır. Bu alanlarda kullanılan Al MMK malzemelerin bir kısmı sürekli fiberler ya da kısa fiberlerle takviye edilen malzemeler olmasına karşın, bu bölümde yalnızca partikül takviyeli Al MMK malzemelere ait örnekler verilecektir.

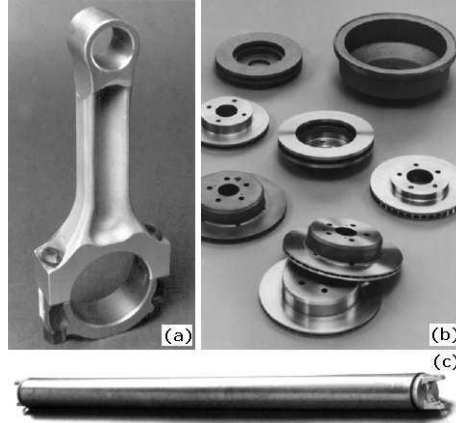
2.3.1 Otomotiv Sanayi Uygulamaları

Al MMK'lerin en çok kullanıldığı sektörlerin başında gelen otomotiv sektörü ileri teknoloji gerektiren büyük bir markettir. Günümüzde otomobillerde kullanılan parçalardan istenilen birçok özelliğin başında spesifik dayanım ve hafiflik gelmektedir. Partikül takviyeli Al MMK'ler yüksek dayanım/yoğunluk, rijitlik, korozyon dayanımı, yorulma dayanımı, yüksek aşınma direnci, düşük ya da ayarlanabilir ısı genleşme katsayısı ve geleneksel yöntemlerle üretilebilme özelliği nedeni ile otomotiv sektörü için ilgi çekici malzemeler sınıfına girmektedir.

Otomotiv sektörü büyük miktarlarda üretimin olduğu, ileri teknolojilerin kullanıldığı bir pazardır. Ancak otomotiv sektöründe malzeme seçiminde performans kadar önemli olan bir diğer husus da ekonomikliktir. Bu nedenle otomotiv sektöründe partikül takviyeli Al MMK'ler üzerine olan çalışmaların büyük bir kısmı beklenen özellikleri karşılayan düşük maliyetli Al MMK eldesi üzerinedir.

Otomobil parçalarında hafiflik nedeni ile dökme demir yerine Al alaşımların kullanılması çalışmaları 1960'lardan bu yana devam etmektedir. Takviyesiz Al alaşımları yerine Al MMK malzemelerin kullanılması üzerine olan çalışmaların geçmişi ise yaklaşık

35 yıla dayanmaktadır [41]. Günümüzde otomotiv endüstrisinde aktarma şaftları, fren diskleri (hafiflik nedeni ile ivmenin artması sonucunda fren mesafesi kısalır), motor monoblok ve silindir gömlekleri, biyel kolu ve pistonlar, şaftlar gibi birçok parça Al MMK'lerden üretilmektedir [21]. Şekil 2.20'de otomotiv sektöründe kullanılan Al MMK üretilen çeşitli parçalar görülmektedir.

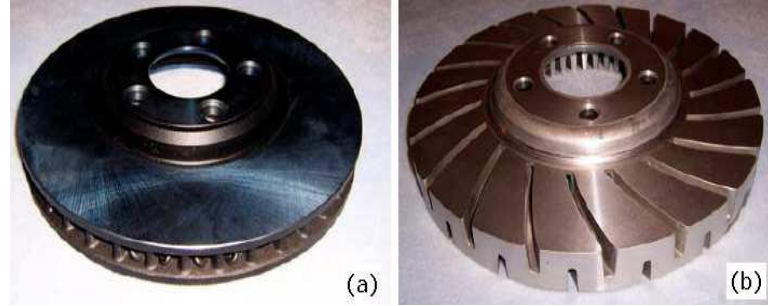


Şekil 2.20 Al-MMK a) piston kolu prototipi, b) fren parçaları, c) kardan mili [42]

Otomotiv endüstrisinde Al MMKlerin kullanımına ait ilk ticari örnek 1983 yılında Toyota Motor Company tarafından duyurulan dizel motor pistonlarıdır [43]. 1989 yılında Honda alüminyum ve Al MMK malzemeden ürettiği silindir bloğu ile %20 oranında ağırlık kaybına ulaştığını duyurmuştur. Özel bir teknoloji ile alüminyum silindirin içerisine yerleştirilen alümina ve karbon kısa fiber takviyeli Al MMK tabakası sürtünme kararlılığına sahip olmasının yanı sıra yüksek ısı iletkenliği sayesinde motorun soğuma verimini arttırmıştır. Benzer olarak Honda, sonraki yıllarda aşınma direnci için %12 Al_2O_3 partikül ve yağlama özelliği için %9 C ile takviyelendirilmiş Al MMK'den silindir gömleği üretimine geçmiştir. Bu uygulama Honda Prelude 2.3L modelinin yanı sıra, Honda S2000, Toyota Celica, and Porsche Boxster modellerinde de kullanılmıştır [42].

Otomobillerde ağırlığı azaltma yönündeki çalışmalarda hedef alınan parçalardan biri de fren sistemleridir. Fren sistemleri halen epey ağır malzemelerden imal edilmektedir. Otomobillerde fren diski malzemesi olarak genellikle gri dökme demir kullanılmaktadır. Son yıllarda üreticiler, binek otomobiller için daha hafif ve daha üstün özelliklere sahip olan Al MMK fren diski ve kampanaları üretmeye başlamışlardır [44]. Al-MMK'ler, dökme demire göre oldukça hafif olmaları yüksek ısı iletkenlikleri ve dökme demire

göre oldukça üstün olan mekanik özellikleri ve aşınma dirençleriyle, fren sistemlerinde disk malzemesi olarak cazip hale gelmektedir [45], [46] Herling [47]'in yürüttüğü bir projede dört kapılı bir sedan otomobilde kullanılan gri dökme demirden imal edilen 8,44 kg ağırlındaki fren diskisi Al/SiC/20p Al MMK'den üretilerek ağırlık 3,32 kg'a düşürülmüştür (Şekil 2.21).



Şekil 2.21 a) Gri dökme demir fren diskisi, b) Al/SiC/20p Al MMK fren diskisi [47]

Al MMK'lerin otomotiv sektöründeki uygulamaları Toyota ve Honda'nın çalışmaları ile Japonya'da epey ilerleme göstermiştir. Avrupa'da ise Al MMK üzerine olan çalışmalar hala gelişme aşamasındadır. Ancak bu konudaki bir istisna, bir Brite-Euram projesi olan levha şeklindeki partikül takviyeli MMK'lerin üretilmesidir. 1990–1993 yılları arasında BE–5259 Brite-Euram Projesi kapsamında Riso, Alcan International, Stampal, Fiat ve birçok Avrupa üniversitesi Al MMK malzemeden fren diskisi, fren kampanası, rulman yatağı ve süspansiyon kolu üretimi üzerine çalışmalar yapmıştır. Yeni nesil Al MMK fren diskleri için Fiat Bravo/Brava modelleri potansiyel uygulama alanıdır. Proje çerçevesine geliştirilen süspansiyon kolu ise 1998 yılında Ferrari'de denenmiş olmasına karşın yüksek maliyeti nedeni ile daha ucuz otomobillerde kullanılamamıştır [41].

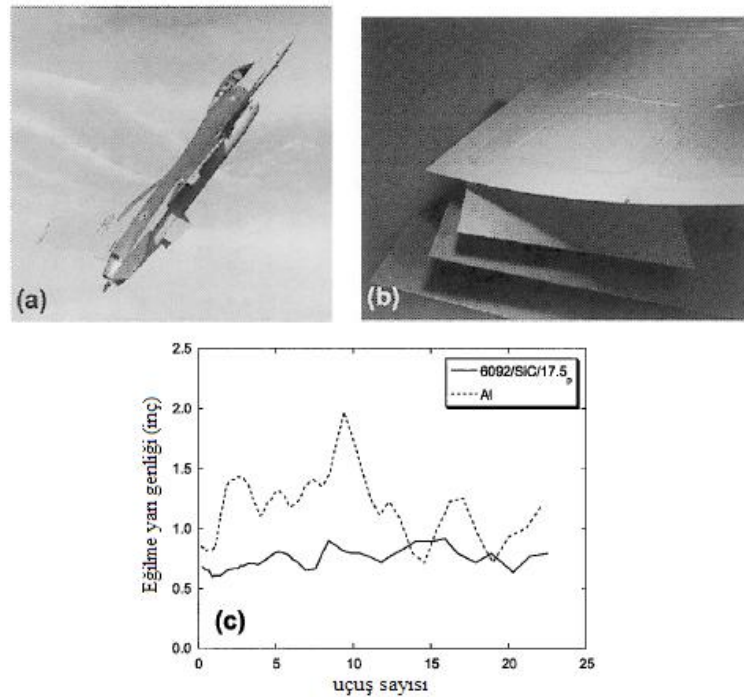
Günümüzde partikül takviyeli Al MMK'lerin otomotiv sanayindeki Ar-Ge çalışmalarının bir çoğu bu malzemelerin performans özelliklerini geliştirmek yerine maliyetlerini düşürmek üzerinedir. Partikül takviyeli Al MMK'lerin otomotiv sanayinde takviyesiz Al alaşımları gibi daha geniş bir uygulama alanı bulmasının yolu bu malzemelerin tercihen tek kademeli ve net şekilli parça üretimi ile mümkün olacaktır [48].

2.3.2 Havacılık ve Savunma Sanayi Uygulamaları

Havacılık ve uzay uygulamaları için Al MMK malzemelerin ilgi çekici özellikleri, yüksek dayanım/yoğunluk, ayarlanabilir ısı genleşme ve ısı iletkenlik ve rijitliktir. Havacılık ve

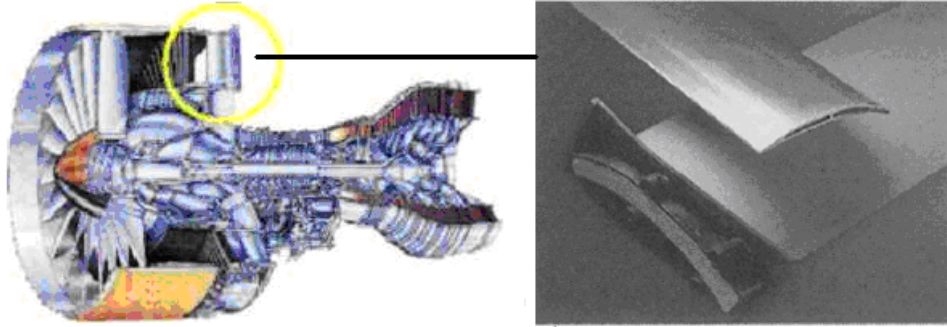
uzay endüstrisinde kompozit malzemenin performans özellikleri, ekonomik özelliklerinden önce gelir [8]. Al MMK'lerin havacılık-uzay alanındaki uygulamalarına ait çalışmaların büyük bir çoğunluğu Amerika Birleşik Devletleri'nde gerçekleştirilmiştir.

Partikül takviyeli Al MMK'ler askeri uçaklarda birçok uygulama alanı bulmuştur [49]. Örneğin, F-16 uçaklarının alüminyum giriş kapıları yorulmaya karşı oldukça hassas olduğundan bu kapılar artık takviyesiz alüminyum yerine Al/SiC partikül takviyeli MMK malzemelerden üretilmektedir. Ayrıca F-16 askeri uçaklarının eskiden 2024-T4 Al alaşımından yapılan karın kanatçıkları da DWA Composites tarafından üretilen %17,5 SiC partikül takviyeli 6092 Al MMK ile değiştirilmiştir. Malzeme seçimindeki bu değişiklik ile karın kanatçıklarının ömrü 4 kat artmış, bakım ve onarım maliyetlerindeki düşüşlerle birlikte 26 milyon dolar kazanç sağlanmıştır. F-16 uçaklarında yine aynı kompozit malzeme yakıt giriş kapısı kapaklarında da kullanılmış ve 2024 Al alaşımına oranla ortalama yüzey gerilmelerinde %10 düşüş, yataklama özelliğinde ise %28 artış elde edilmiştir. Şekil 2.22'de F-16 askeri uçaklarında kullanılan Al MMK' den yapılan karın kanatçığı görülmektedir.



Şekil 2.22 F-16 askeri uçağının karın kanatçığında Al alaşımı yerine SiC partikül takviyeli Al MMK kullanımı a) F-16 askeri uçağı, b) kompozit karın kanatçığı c) uçuş sayısının fonksiyonu olarak karın kanatçığında meydana gelen eğilme [49]

Partikül takviyeli Al MMK malzemelerin sivil havacılıktaki uygulamalarına örnek olarak Boeing 777 uçağının Pratt & Whitney motorundaki fan çıkış vanası verilebilir. Daha önce grafit/epoksi kompozitinden üretilen bu parçada 6092/SiC/17,5p Al MMK kullanımı ile yabancı madde hasarı problemi ortadan kalkmış ve bakım maliyetleri azalmıştır (Şekil 2.23). Rolls-Royce firması ise hava soğutmalı motorların işlem sıcaklığının 150°C'yi aşmadığı kısımlarında Al MMK malzemeleri tercih etmektedir [50].



Şekil 2.23 Boeing 777 de kullanılan fan çıkış vanası ve üretildiği Al MMK malzeme [49].

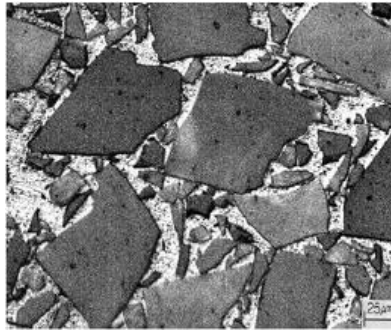
Al MMK'lerin havacılık sektöründeki diğer uygulamalarına örnek olarak Eurocopter France N4 ve EC120 helikopterlerinin 2009/SiC/15p-T4 pervane kanadı manşonları, V-22 helikopterine ait A206/SiC/40p Al MMK'den üretilen hidrolik manifold verilebilir.

Al MMK malzemelerin havacılık sektöründeki uygulamaları yalnızca hava araçları ile ilgili değildir. Elde edilebilen mevcut bilgilere göre Hughes Aerospace and Electronic Co., General Motors, National Automotive Center ve Advanced Refractory Technologies Inc., firmaları NADIBO (Kuzey Amerika Savunma Endüstrisi Ana Organizasyonu) Uygulama Grubu'na bağlı olarak Al MMK'lerin savunma sanayindeki uygulamaları üzerine detaylı araştırmalar gerçekleştirmiştir. Bu araştırmaların çoğu tank parçaları ve roket gövdeleri üzerinedir [41]. Al MMKlerin savunma sanayi için bir diğer önemli uygulama alanı da roketlerdir. Kısa ve orta menzilli roketlerde takviyesiz alüminyum alaşımı kanat ve kanatçıklarında görülen sıcakta dayanım değerinin düşük olması problemi Ti ya da çelik yerine daha hafif ve ucuz olan Al MMK kullanımı ile giderilmiştir [51].

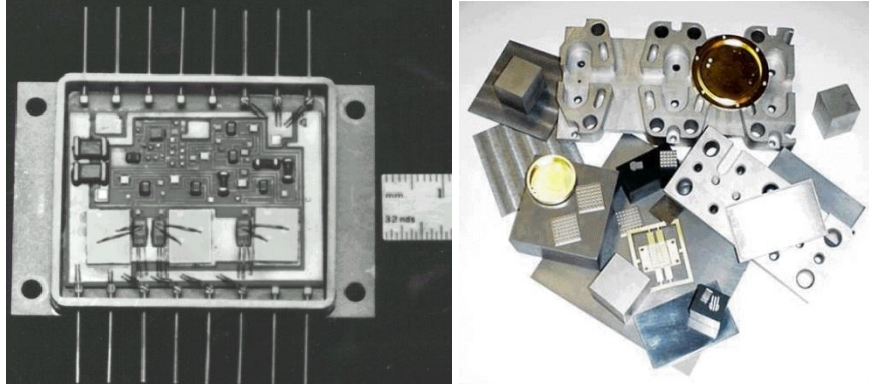
2.3.3 Elektronik Sanayi Uygulamaları

Elektronik ve haberleşme endüstrisinde kullanılan yeni nesil entegre devreler, eski devrelere oranla daha çok ısı üretmektedir. Bu nedenle bu tür devrelerde ısı dağılımı ana etken durumuna gelmiştir. Bu devrelerde kullanılan altlık malzemesi (genellikle Si, AlN, Al_2O_3 ya da GaAs) ve bakır ana blok arasındaki ısı genleşme farkı nedeni ile termal yorulma meydana gelmektedir. Bu problem, Cu yerine altlık malzemesi ile ısı genleşme katsayılarının daha iyi eşleştiği düşük ısı genleşme katsayısına sahip Al MMK'lerin (bor ya da grafit fiber takviyeli Al MMK, SiC partikül takviyeli Al MMK) kullanımı ile çözülmektedir. Elektronik sanayinde Al MMK'ler, düşük ısı genleşme ve yüksek ısı kararlılıklarının yanında düşük yoğunluk ve yüksek elastisite modülleri ile de dikkat çekicidir. Yüksek oranda SiC ile takviye edilen Al MMK'lerin elektronik sanayi için bir diğer ilgi çekici özelliği ise bu malzemelerin basınçsız infiltrasyon ile net şekilli üretimlerinin mümkün olmasıdır. Elektronik devreleri nem ve çevresel etkilerden korumak için hermetik (hava sızdırmaz) paketler kullanılmaktadır. Bu malzemelerde aranan en önemli özellik ayarlanabilir ısı genleşme katsayısıdır. Al MMK'ler takviye oranına bağlı olarak ısı genleşme katsayılarının değişebilmesi nedeni ile bu özelliği sağlamaktadır [11] , [52].

Günümüzde SiC partikül takviyeli Al MMK'den yapılan bir çok elektronik paket uzay sanayinde iletişim uydularında ve global konumlandırma uydularında kullanılmaktadır [53]. Şekil 2.24'de elektronik paketlerde kullanılan Al/SiCp malzemelerin mikroyapısı, Şekil 2.25'de ise Al/SiCp malzemeden üretilen çeşitli elektronik paketler görülmektedir.



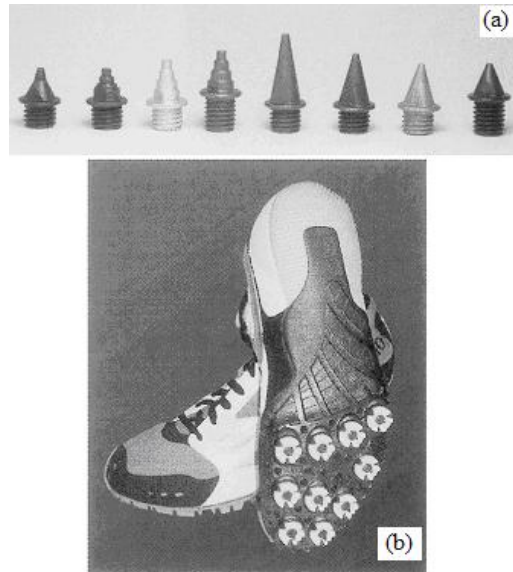
Şekil 2.24 Elektronik paketlerde kullanılan Al/SiC/70p kompozitinin mikroyapısı [54]



Şekil 2.25 Elektronik sanayinde kullanılan çeşitli Al-MMK paketler [53]

2.3.4 Spor Ekipmanları ve Diğer Uygulamalar

Partikül takviyeli Al MMKler hafiflikleri ve rijit oluşları nedeniyle spor ekipmanları alanında da uygulama bulmuşlardır. Bu uygulamalara en güzel örnek Specialized Bicycle Co. firmasının 6061/ Al_2O_3 /10p Al MMK'den ürettiği dağ bisikleti gövdeleridir. Al MMK'ler rijitlikleri sebebi ile golf ve beyzbol sopalarında, patenlerde de kullanılmaktadır [55]. Partikül takviyeli Al MMK malzemelerin spor ekipmanlarındaki ilginç uygulamalarından biri de Omni-Lite Corp. Firmasının geliştirdiği koşu ayakkabısı çivileridir (Şekil 2.26). Bu çivilerin üretildiği Al MMK malzemeler %5–30 arasında SiC, Al_2O_3 , B_4C ya da TiC partikül içermektedir. Klasik çelik çivilere göre 1/3 oranında daha hafif olan bu Al MMK çiviler, özel tasarımları gereği koşucunun ayak tabanı ve bacağına istenmeyen darbelerin ve gerilmelerin gelmesini önler [8].



Şekil 2.26 a) Al MMK koşu ayakkabısı çivileri b) bu çivilerin kullanıldığı bir koşu ayakkabısı [8]

Al MMK'lerin münferit alanlardaki diğer uygulamaları da mevcuttur. Örneğin Walt Disney'deki dünyanın en büyük eğlence trenlerinden biri olan Big Thunder Railway Thrill Ride treninin fren paletleri üstün aşınma özelliği sebebi ile 6092/SiC/17p Al MMK malzemede üretilmiştir [55].

Ayrıca Inter City Express hız treninde fren disklerinin stratejik olarak önemli olan aşınma yüzeylerinde SiC partikül takviyeli Al MMK'den yapılmış fren diskleri kullanılmıştır. Tercihen sadece sürtünme yüzeylerinde Al MMK malzemenin kullanılması ile üretilen Al MMK/dökme demir sistemi ile fren diski ağırlığı sadece dökme demirden üretilen sisteme göre %43 oranında azalmıştır [56].

DİFÜZYONLA BİRLEŞTİRME

3.1 Tanım

Difüzyon ile birleştirme ya da literatürde sık rastlanan adı ile difüzyon kaynağı, basınç altında ergime olmaksızın, atomlar arasında bağ oluşumu ile elde edilen katı hal birleştirme yöntemlerinden biridir. Diğer katı hal birleştirme yöntemlerine örnek olarak sürtünme kaynağı, deformasyon kaynağı ve demirci kaynağı verilebilir [57]. Difüzyon ile birleştirme için yapılmış çeşitli tanımlar vardır:

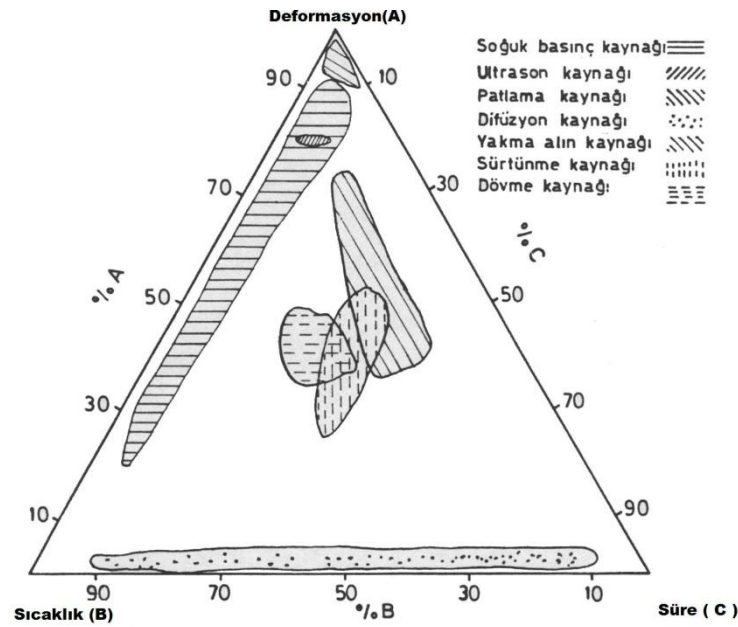
Uluslararası Kaynak Enstitüsü (IIW) tarafından Kazakov'un önerisi ile kabul edilen tanıma göre difüzyon kaynağı, birleştirilecek parçaların ara yüzey tabakalarında difüzyonu sağlayacak kadar yüksek sıcaklıklarda, aradaki boşlukların plastik deformasyonla kaplanması ile atomik seviyede bağların oluştuğu bir katı hal birleştirme yöntemidir [58].

İngiliz standardı BS 499'a göre ise difüzyon ile birleştirme, birleştirilmek üzere eşleşmiş iki yüzeyin, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya yol açmayan bir basınçta, katı hal difüzyon yoluyla malzemeler arasında metalürjik bir bağ oluşuncaya kadar, malzeme özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan bir kaynak yöntemidir.

Difüzyon ile birleştirme yöntemi ile metal-metal, metal-seramik ya da seramik-seramik malzeme çiftleri aralarında bir ara tabaka olmadan ya da ara tabaka kullanılarak birleştirilebilir [59].

Difüzyon ile birleştirme yöntemi basınç ve ek ısı ile çalışan diğer katı hal kaynak yöntemlerinden uzun kaynak süresi, çok düşük deformasyon derecesi ve düşük kaynak sıcaklığı ile ayrılır (Şekil 3.1) [58].

Katı hal kaynak yöntemlerinden biri olan difüzyon ile birleştirme (diffusion bonding) yöntemi literatürde difüzyon kaynağı (diffusion welding) olarak da adlandırılmaktadır. Amerika Kaynak Kurumu yöntem için difüzyon kaynağı tabirini kullanmaktadır [60]. Kazakov [61], yöntemi difüzyon kaynağı olarak adlandırırken Derby ve Wallach [62], [63] ve günümüzdeki araştırmacıların çoğu difüzyon ile birleştirme tabirini tercih etmektedir. Her iki adlandırma da doğrudur. Bu çalışmada yöntem için “difüzyonla birleştirme” tabiri kullanılmıştır.



Şekil 3.1 Çeşitli katı hal kaynak yöntemlerinin sıcaklık, süre ve deformasyon açısından karşılaştırılması [58]

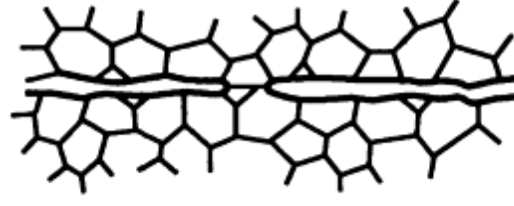
3.2 Difüzyonla Birleştirmenin Esası

Difüzyonla birleşmenin gerçekleşebilmesi için birleştirilecek malzeme yüzeylerinin birbirine atomlar arası etkileşim kuvvetlerinin etkili olacağı seviyede yakın olması gerekmektedir. Temas halindeki iki yüzey ideal olarak düzgün, paralel ve yeterince temiz ise arada metalsel bir bağ oluşumu için yeterli şartlar mevcuttur. Bu teorik anlayış, evrensel olarak kabul edilmesine rağmen, bu durum ancak yüzey oksitlerinin olmadığı ya da birleşme ara yüzeyinde atomik seviyede bağ oluşuna engel olacak absorbe

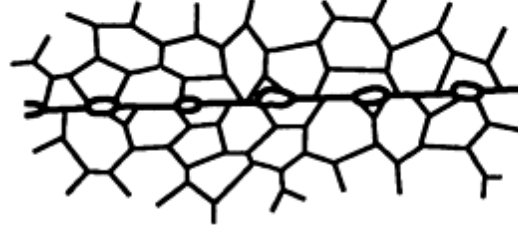
gazlar ya da yüzey kirliliklerinin olmadığı malzeme çiftleri için geçerlidir. Ancak gerçekte, metal yüzeyleri asla tamamen temiz ve düz (pürüzsüz) olamayacağından, yüzeyler arasındaki ilk temas yüzey pürüzlerinin uç noktaları arasındadır [57]. Karşılıklı yüzeylerdeki metal-metal temas alanı birleşme yüzey alanının çok küçük bir kısmına karşılık gelir. Yüzey pürüzlerinin uç noktalarının ilk teması gerçekleştirdiği bu sınırlı alanın toplamı gerçek temas alanını oluşturur ve ΣA_g ile gösterilir. ΣA_g 'nin, nominal (adsal) temas alanı A_a 'ya oranı oldukça düşüktür. Genellikle, $\Sigma A_g = 0.01 A_a \div 0,00001 A_a$ arasındadır [58], [61].

Yüzeyler arasında bundan sonraki gerçek temas, plastik akma ve sürünme deformasyonu ile meydana gelir. Difüzyonla birleşme, gerçekte atomik seviyede temiz iki katı yüzeyin birleşmesi ile mümkündür. Yüzeylerin birleşmesi üç aşamalı bir dizi metalürjik olayın neticesinde gerçekleşir. Her aşama birleşme işlemine baskın katkıda bulunan belli bir metalürjik mekanizma ile ilişkilidir. Şekil 3.2'de şematik olarak gösterilen difüzyonla birleştirmenin mekanizması şu şekildedir:

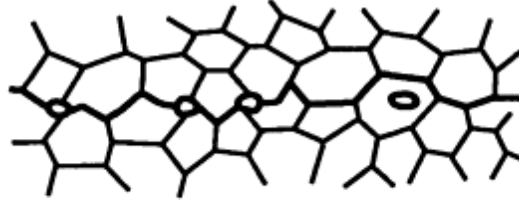
- a) İlk temas: Yüzeylerin oda sıcaklığında yalnız pürüzlü noktalarda temas etmesi
- b) Birinci aşama: Plastik akma ve sürünme sonucunda yüzey pürüzlerinin deformasyonu
- c) İkinci aşama: Tane sınırlarının hareketi ve ara yüzeydeki boşlukların yok oluşu
- d) Üçüncü aşama: Hacimsel difüzyon ve boşlukların yok oluşu



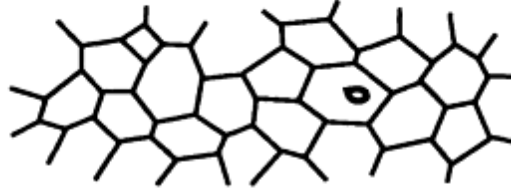
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 3.2 Difüzyon kaynağının mekanik modeli [60]

Difüzyonla birleştirmede, kaynak esnasında sınırlı oranda deformasyona izin verildiğinden yüzeylerin işlem öncesindeki durumları oldukça önemlidir. İşlem öncesinde karşılıklı yüzeylerin arasındaki ilk temas, yüzeydeki çıkıntılarının uç kısımları arasındadır. Oda sıcaklığında yük altında bu mikro pürüzler malzemenin akma dayanımına ulaşıldığında deforme olurlar. Bu deformasyon miktarı oda sıcaklığında özellikle soğuk sertleşmiş malzemelerde oldukça kısıtlıdır. Sıcaklık difüzyonla

birleştirme sıcaklığına yükseldiğinde, plastik akma sonucunda mikro pürüzlerde deformasyon artar.

Difüzyon ile birleştirmenin ilk aşamasında, yüzey pürüzlerinin deformasyonu sonucunda birleşme yüzey alanı genişler. Bu aşamada etkili olan parametreler, yüzey pürüzlülüğü, akma dayanımı, soğuk sertleşme, sıcaklık ve basınçtır. Sıcakta sürenin etkisi ile sürünme mekanizmaları pürüzlerin deformasyonunu kontrol eder ve temas yüzeyleri giderek artar. Temas yüzey alanı büyüdükçe, pürüzlerin üzerinde etkili olan gerilmeler düşer. Sonuç olarak sürünme deformasyonu hızla yavaşlar ve giderek etkisini yitirir. Difüzyon kaynağının ilk basamağında sıcaklık ve basıncın, plastik deformasyon ve sürünme deformasyonu üzerine olan etkileri birbirleri ile bağlantılıdır. Yüksek sıcaklıklarda daha düşük basınç yeterliken daha düşük sıcaklıklarda tersi geçerlidir. Ancak ne olursa olsun, her sıcaklık-basınç kombinasyonu için toplam deformasyon miktarı küçük bir değerle sınırlıdır (<2-3%). İdeal olarak birinci basamağın sonunda, pürüzlerin yıkılması ile birlikte düzlemsel bir ara yüzey oluşmalıdır. Bu aşamanın tamamlanmasından sonra ara yüzey artık düz değildir, temas eden kısıtlı alanlarla birlikte boşluklar içerir. Bu temas eden alanlarda, birleşme her iki yüzeydeki taneler arasındaki tane sınırına karşılık gelir. Göreceli yüksek basınç uygulandığı durumda, ilk aşama genellikle çok kısa bir zamanda gerçekleşir.

Birleşmenin ikinci aşamasında sırasıyla iki değişiklik meydana gelir: Ara yüzeydeki boşluklar küçülür ve birçoğu yok olur. Buna ek olarak ara yüzey tane sınırı daha düşük enerji dengesine ulaşmak için birleşme ara yüzeyinden göç eder. İkinci aşamada etkili olan mekanizmalar sürünme ve difüzyondur ve birçok pratik uygulamada birleşme gerçek olarak bu basamağı takiben tamamlanır. Tane sınırının hareketi ile kalan boşluklar taneler tarafından yutulur. Bu üçüncü aşamada boşluklar çok küçüktür ve bu küçük boşlukların ara yüzey dayanımına önemli bir etkisi yoktur. Atomların hacimsel difüzyonu sonucunda boşluklar küçülür ve yok olur [60]. Difüzyonla birleştirmede birinci ve ikinci aşamada sınırlı miktarda deformasyon etkiliyken, daha sonraki aşamalarda difüzyon mekanizması etkili olmaya başlar [64], [65].

3.3 Katı Hal Birleştirmelerini Açıklayan Hipotezler

Metalsel malzemelerde katı halde birleşmenin oluşumunu açıklayan çeşitli hipotezler mevcuttur. Bu hipotezler, film hipotezi, rekristalizasyon hipotezi, enerji hipotezi, dislokasyon hipotezi, elektron hipotezi ve difüzyon hipotezidir [58], [61].

Film Hipotezi: Bu hipoteze göre temiz yüzeylere sahip bütün metaller ve alaşımlar birleştirilebilmektedir. Yüzeyler arasında birleşme olabilmesi için yüzeylerin, atomlar arası kuvvetlerin etki alanına girmesi gerekir. Ancak gerçek uygulamalarda birleştirme kalitesinde farklılıklar gözlenebilir. Bunun nedeni yüzey filmlerindeki farklılıklardan ileri gelmektedir. Yüzeyler soğuk olarak zorlandığında, sert ve kırılgan yüzey filmleri kırılır ve altlarındaki temiz yüzeyler açığa çıkar. Bu durumda meydana gelen bağlantı sağlamdır. Eğer yüzeydeki film plastik ise, film yüzeye yayılır ve bağ oluşmaz.

Enerji hipotezi: Enerji hipotezine göre birleştirilecek malzemeler, ara yüzeyde adezyon meydana gelebilmesi için gerekli enerji eşik değerine yükseltilmelidir. Bu eşik enerji seviyesinde atomik bağın oryantasyonu artık bir faktör değildir. Yüzeylerde atomlar arasında metalik bağ oluşur ve arayüzey kaybolur. Atomların enerjisi arttıkça adezyon için gerekli plastik deformasyon ihtiyacı azalır. A.P. Semanov'a göre metallerin adezyonu difüzyonsuz bir süreçtir; ancak yüksek sıcaklıkların söz konusu olduğu uygulamalarda difüzyon süreci ilave bir katkı sağlayabilir. Bu hipotezin zayıf tarafı, aradaki adezyonun derecesinin malzemenin hangi özellikleri tarafından belirlendiğinin açıklanamamasıdır.

Rekristalizasyon hipotezi: Deformasyonun ardından gerinim sertleşmesi oluşumu ve ilave olarak yüksek sıcaklığa maruz kalma, malzeme kafesindeki atomların diğer yerlere hareketine yol açar. Böylelikle birleşmekte olan parçaların arayüzeyinde her iki parçanın da sahip olduğu ortak yeni taneler şekillenirler. Ancak bu hipotezi her zaman doğrulamak mümkün olmamıştır. Örneğin -150°C sıcaklıkta yapılan birleştirmelerde, X ışını difraktometresi ile yapılan incelemelerde birleşme yüzeyinde rekristalizasyona rastlanılmamıştır.

Elektron hipotezi: Hipotezi geliştiren G.V. Samsonov'a göre yüzeylerin adezyonu, temas halindeki metal atomları ile ilgili durağan elektron dizisinin oluşumu ile sağlanır. Metallerdeki ve kimyasal bileşiklerdeki element atomlarının elektron dizileri, kaynak

edilebilirlik, yüzeylerdeki ıslatabilirlik ve difüzyon süreçleri hakkında önemli bilgiler verir.

Dislokasyon hipotezi: Freidel ve Astrov'a göre arayüzeydeki plastik deformasyon dislokasyonların yüzeye hareketine yol açar. Dislokasyonların bu hareketi sonucunda yüzeyde, her biri bir atom yüksekliğine sahip basamaklı bir yapı oluşur ve koruyucu oksit film kırılır. Bu konuda iki ayrı görüş mevcuttur. Bunlardan ilkinde göre, temas yüzeyinde dislokasyonların doğuşu plastik deformasyona olan direnci azaltarak birleşime yardımcı olur. Diğer görüşe göre ise, dislokasyonların doğuşu temas yüzeylerindeki girinti-çıkıntı sayısını arttırarak daha büyük bir plastik deformasyona yol açar. Dislokasyon hipotezine göre adezyonun yolu ile bağ oluşumu temas bölgesinde malzemenin plastik akışı ile sağlanmaktadır. Adezyonun ardından bir difüzyon sürecinin de etkili olabileceği kabul edilmektedir.

Difüzyon hipotezi: Difüzyon hipotezine göre temas halindeki yüzeyler arasında sağlam bir bağ oluşumu malzeme atomları arasındaki difüzyona bağlıdır. Metal yüzeylerindeki atomlar serbest bağlara sahiptir. Bu nedenle bu atomlar, atomlar arası kuvvetlerin etkili olduğu mesafe içinde herhangi bir atomu tutabilirler. Serbest bir atom daha fazla enerjiye sahiptir. Atomun herhangi bir yere tutunması bu enerjinin serbest kalması ile sonuçlanır. Ancak katılarda bu durumun gerçekleşebilmesi için esaslı bir miktar ilave enerjiye ihtiyaç duyulmaktadır.

Bu hipotezler, birbirleri ile çelişen kısımlarına karşın ortak bir görüşe sahiptir: Basınç kaynağında oluşan bağ metalik bağdır. Bir metal, ideal olarak kafesinde bulunan pozitif yüklü iyonlar ile bu iyonlarla etkileşimde bulunan çok sayıda elektronların bir koleksiyonudur. Bu elektron bulutunun iyonlarla etkileşimi metal parçaları bir arada tutar. Dolayısıyla, atomlar arası kuvvetlerin etki alanına girildiğinde parçalar birleşir [58], [66].

3.4 Difüzyonla Birleştirmede İşlem Parametreleri

Difüzyonla birleştirmede etkili olan temel parametreler; birleştirme sıcaklığı, birleştirme basıncı, birleştirme süresi, yüzey koşulları ve birleştirme atmosferidir. Ayrıca ara tabaka kullanımı da birleştirme kalitesini etkileyen bir diğer parametredir.

3.4.1 Birleştirme Sıcaklığı

Difüzyonla birleştirmede, birleştirme dayanımını etkileyen en önemli değişken sıcaklıktır [67]. Difüzyonla birleştirmede etkin olan mekanizma difüzyon olduğundan sıcaklık çok önemli bir parametredir. Katılarda difüzyon olayında, difüzyon hızı ile sıcaklık arasındaki ilişki Arrhenius bağıntısı ile açıklanır:

$$D=D_0 \cdot e^{-Q/RT} \quad (3.1)$$

Bu bağıntıdan da anlaşılacağı üzere difüzyon kontrollü bir aktivite, sıcaklıkla eksponansiyel olarak değişir (Formülde, D_0 difüzyon sabitini, Q aktivasyon enerjisini, R üniversal gaz sabitini ve T Kelvin cinsinden sıcaklığı göstermektedir.) [68].

Malzemelerin difüzyonla birleştirilmesinde, plastik akma, sürünme deformasyonu ve yüzeyler arasında difüzyon etkin olduğundan, sıcaklığın yükselmesi ile temas eden yüzeylerin akma dayanımı düşer ve yüzeyler arasındaki temas artar, gözenek ya da boşlukların yok olmasını kontrol eden difüzyon hızı artar. Sıcaklığın yükselmesi kimyasal etkileşimleri de artırır [67].

Difüzyonla birleştirmede işlem sıcaklığı, yöntem bir katı-hal kaynağı olduğundan birleştirilecek malzeme çiftlerinin ergime sıcaklıklarının altında olmalıdır. Sıcaklık, seçilen işlem basıncında olabildiğince kısa sürede yüzey pürüzlüğünün yeteri kadar birbirine geçmesini sağlayacak malzeme temasını sağlarken, malzemede herhangi bir biçim değişimi yaratmamalı, öngörülen süre içinde yeterli difüzyonu sağlayacak kadar yüksek olmalıdır. Uygulanacak sıcaklık, yüzeyler arasında atomların transferini mümkün kılacak yani atomlar arası etkileşim kuvvetlerini arttıracak derecede olmalıdır [57].

Kaynak sıcaklığının belirlenmesinde, birleştirilecek malzeme çiftlerinin metalürjik özellikleri, ergime sıcaklıkları, difüzyon katsayıları ve akma davranışları göz önünde bulundurulmalıdır [66].

Difüzyonla birleştirmede sıcaklık artışı, malzeme içindeki difüzyonu hızlandırması bakımından önemlidir. Difüzyonun hızlanması kaynak için gerekli olan süreyi azaltmakla beraber malzemede deformasyon artışına ve yapısal dönüşümlere yol açabilir.

Karışık kristal oluşturan malzeme çiftlerinde sıcaklık artışı dayanımı arttırmaktadır. Kaynak dayanımını arttırmak için sıcaklığın yükseltilmesi ancak belli bir değere kadar

olabilir. Bu değerin üzerinde sıcaklığın yükseltilmesi sadece kaynak basıncının ve sürenin azaltılmasına yöneliktir.

Kaynak sıcaklığı, malzemenin ergime sıcaklığına ya da birleştirilecek malzeme çiftlerinden düşük ergime sıcaklığına (T_m) sahip olana göre genellikle $0,5 T_m$ değerinin üzerinde seçilir [65]. Bazı araştırmacılar difüzyonla birleştirmede sıcaklık için $0,75 T_m$ 'yi şart koşturmaktadır [59]. Ancak birleştirilecek malzemelere göre $0,5-0,9 T_m$ gibi daha geniş bir çalışma aralığında birleştirme yapan araştırmacılar da vardır.

Difüzyonla birleştirmede sıcaklık kadar ısıtma ve soğutma hızları da önemlidir. Endüstriyel uygulamalar için $50\text{ }^{\circ}\text{C/dakikalık}$ ısıtma hızı olumlu sonuçlar vermiştir. Farklı metallerin birleştirilmesinde ise farklı ısıl genleşmelerden dolayı herhangi bir çatlama ya da deformasyona yol açmamak için $15\text{ }^{\circ}\text{C/dakikalık}$ maksimum ısıtma hızı önerilmektedir [58].

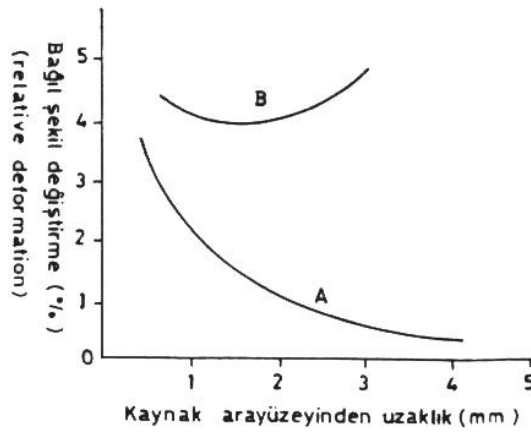
3.4.2 Birleştirme Basıncı

Difüzyonla birleştirmede, birleştirilmek istenen yüzeylerin birbirine atomlar arası etkileşim kuvvetlerinin etkili olabileceği kadar yakın olması gerekmektedir. Ancak gerçekte tamamen giderilemeyen yüzey pürüzlülükleri ya da adsorbe olmuş gaz, yağ ya da oksit tabakaları nedeni ile yüzeyler birbirine sadece belli noktalardan temas eder. Difüzyonla birleştirmede büyük bir plastik deformasyona ihtiyaç duyulmamaktadır. Ancak, birleşme ara yüzeyine dik olan kuvvetler temas yüzeylerinin birbirine sıkı bir şekilde geçmesini sağlayacak düzeyde olmalıdır [57]. Klomp'a göre, uygulanan basınç özellikle oksijene ilgisi fazla olan yüzeyi oksitle kaplanan malzemelerde daha önemlidir. Uygulanan basınç, bu oksit tabakasının kırılarak gerçek yüzeylerin temasını sağlamalıdır [67].

Basınç ile malzemedeki deformasyon oranı kontrol edilir. Basınç arttıkça rekristalizasyon sıcaklığı düşer ve rekristalizasyon hızlanır. Basıncın uygulanması ile yüzeydeki oksit film kırılır, ardından yüzeydeki pürüzlülüklerde plastik deformasyon başlar. Bu plastik deformasyon yüzeydeki çıkıntılar arasında uyum sağlanana dek devam eder. Basıncın düşük olduğu durumlarda bu süreç daha yavaş ilerler. Birleştirilecek parçalardaki deformasyon oranı üzerinde sıcaklığın etkisi daha

belirgindir. Örneğin 0,5 C çeliğinde 900°C sıcaklıkta deformasyon %1 iken, aynı basınçta 1000°C sıcaklıkta deformasyon %3'e çıkmaktadır

Difüzyon kaynağında uygulanan basıncın etkisi ile makro oranda bir deformasyonun olmadığı tespit edilmiştir. Ancak yüksek sıcaklıkların bölgesel olarak uygulanmasıyla deformasyon oranı %4-5'e çıkabilmektedir. Örneğin Şekil 3.3'de %0,12 C, %1 Cr, %1 Mo, %1 V içeren çeliğin 1100 °C'de 10 dakika süre ile gerçekleştirilen difüzyon kaynaklarında 4,8 MPa (A) ve 9,5 MPa (B) basınçlara karşılık gelen bölgesel deformasyon oranları görülmektedir.



Şekil 3.3 Difüzyon kaynaklı bir parçada ara yüzeye olan mesafeye bağlı olarak bölgesel deformasyonun değişimi [58].

Kaynak basıncının yüksekliği, uygulanacak kaynak sıcaklığında birleştirilecek malzemelerin mekanik özelliklerine bağlıdır. Difüzyonla birleştirmede, genellikle basınç üst sınırı olarak malzemenin birleştirme sıcaklığındaki akma dayanımı alınmaktadır [58].

Pratikte uygulanabilecek kaynak basıncının büyüklüğü kaynak teçhizatı ve eklem geometrisi tarafından sınırlıdır. Basınç mümkün olduğunca uniform bir şekilde uygulanmalıdır. Aksi takdirde, basınç tepe etkisi nedeni ile özellikle kaynak edilecek parçaların köşelerinde yüzey birbirine sıkı bir şekilde geçmez. İyi bir kaynak için gerekli olan basınç sıcaklık ve zamanla yakından ilgilidir. İyi bir kaynak için gerekli olan basıncın belli sınırları vardır. Ekonomik açıdan düşük basınç tercih edilir. Yüksek basınç kullanımı maliyeti arttırmanın yanı sıra daha iyi bir kontrol ve dolayısıyla daha karmaşık yöntemlere ihtiyaç duyar [57].

3.4.3 Birleştirme Süresi

Difüzyon kontrollü reaksiyonlarda süre önemli bir değişkendir.

Herhangi bir atom tarafından difüzyon sırasında kat edilen ortalama mesafe, x ile ifade edildiğinde, II. Fick Kanunu'nun çözümü difüzyon mesafesini verir [69].

$$X=C.(D*t)^{1/2} \quad (3.2)$$

X: difüzyon mesafesi

D: difüzyon katsayısı (cm^2/s)

t: zaman (s)

C: sabit

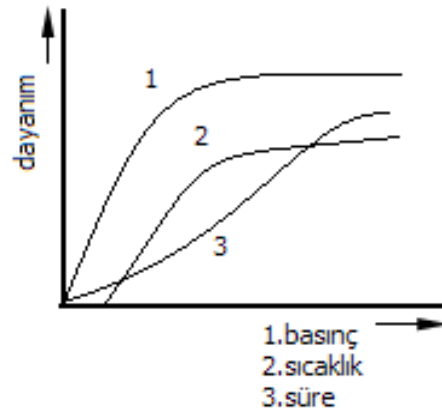
Difüzyon reaksiyonları zamanın karekökü ile orantılı olduğundan, belirli bir değerin üzerinde sürenin etkisi azalır. Difüzyonla birleştirmede zaman sayısal olarak basit bir değişken değildir. Bir atomun kat ettiği mesafeyi gösteren ilişki, difüzyonla birleştirmede meydana gelen daha karmaşık değişiklikleri anlamamıza yardımcı olamaz.

Difüzyonla birleştirmede geçen süre iki evre olarak tanımlanmaktadır. Bir olgunlaşma süreci olan birinci evrede yüzeyler arasındaki temas alanı artmakta ve aşırı deformasyon bölgeleri oluşmaktadır. İkinci evrede ise kayma ve tane sınırı göçünün görüldüğü yoğun sürünme ile birlikte yeniden kristalleşme olayları hakimdir.

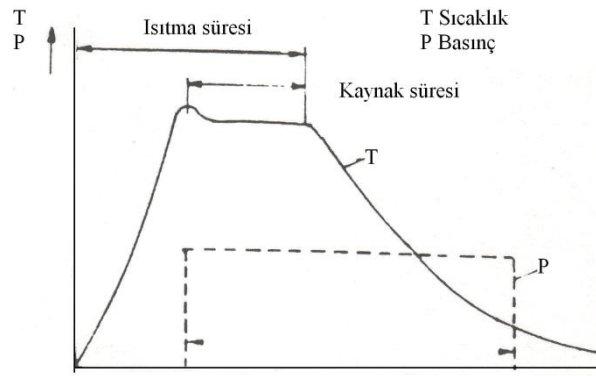
Difüzyonla birleştirmede, kaynak sıcaklığı ve birleştirme türüne göre bağlı olarak her malzeme veya malzeme çifti için gerekli olan süre bir-iki dakika ile saatler arasında değişmektedir. Seçilen süre, difüzyon prosesinin başlayıp yeteri derecede tamamlanabilmesi için yeterli olmalıdır. Ancak sürenin gerekenden aşırı olması kimyasal ve fiziksel özelliklerin bozulmasına yol açabilir [70]. Tuncel'e [58] göre sürenin yüksek olması ekonomik nedenlerden dolayı da istenmeyen bir durumdur. Uzun süreler malzemelerde boşluk oluşumuna yol açtığı gibi kimyasal bileşim değişimlerine ve kırılgan metaller arası bileşiklerin oluşumuna da neden olabilmektedir.

Yöntem parametreleri, sıcaklık, süre ve basınç, birbirinden bağımsız değildir ve bunlar üzerinde tam bir genel sonuç söylemek mümkün değildir. Parametrelerden birinin arttırılması diğer parametrelerden birinin ya da hepsinin düşürülmesini sağlayabilir

[71]. Şekil 3.4’de sıcaklık, süre ve basıncın dayanım üzerindeki etkisi görülmektedir. Şekil 3.5’de ise zamana bağlı sıcaklık ve basınç değişimi gösterilmiştir [66].



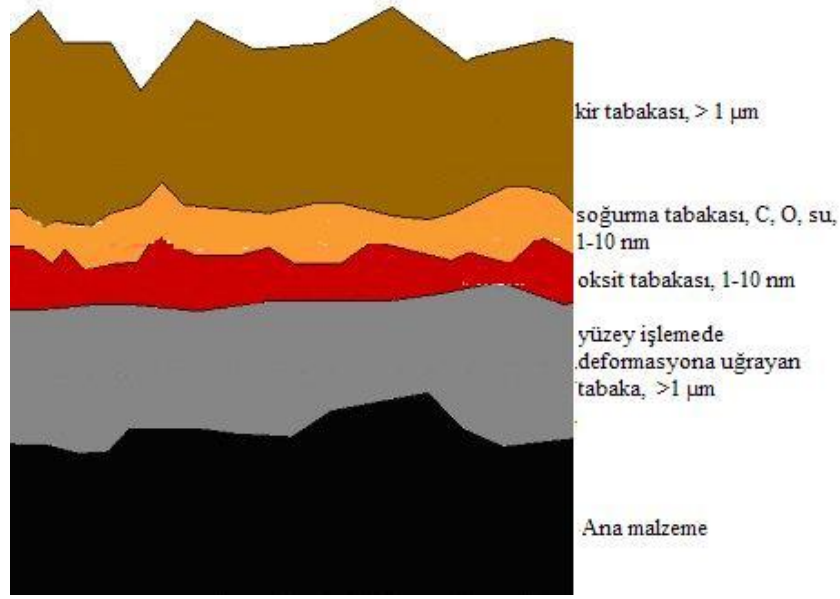
Şekil 3.4 Difüzyonla birleştirmede birleştirme basıncı, birleştirme sıcaklığı ve birleştirme süresinin dayanıma etkisi [66]



Şekil 3.5 Difüzyonla birleştirme sıcaklık-basınç diyagramı [66]

3.4.4 Yüzey Koşulları

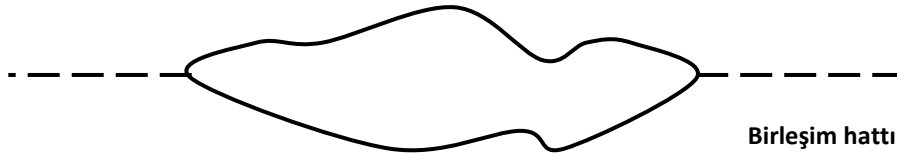
Difüzyonla birleştirmede yüzeyler arasında atomik kuvvetlerin etkili olabilmesi için, birleştirilecek yüzeylerin birbirine olabildiğince yakın olması gerekir. Bu nedenle birleştirilecek yüzeylerin makro ve mikro boyutta olabildiğince düzgün olmasının yanı sıra her türlü kirlilikten temizlenmiş olması istenir. Ancak metalsel malzemelerin yüzeylerinin ideal anlamda düzgün olmadıkları, önceki şekil verme işleminden kaynaklanan geometrik bozuklukların yanı sıra yüzeylerin oksit, kir gibi farklı tabakalarla örtülü olduğu bilinmektedir (Şekil 3.6) [72].



Şekil 3.6 Metalik malzemelerde yüzey yapısı [73]

Difüzyonla birleştirmede, birleştirme kalitesine etki eden yüzey koşulları, yüzey pürüzlülüğü, yüzey üzerindeki organik filmler (yağ, kir tabakası) ve inorganik filmler (oksit tabakası) olarak özetlenebilir.

Birleştirilecek parçaların yüzeylerinin birbirine tam olarak oturması için öncelikle makro boyutta düzgün, yani birbirine paralel olmaları gerekir. Ancak yüzeylerin makro boyutta düzgün olması yüzeyler arasında birleşmeyi sağlayacak bağ oluşumu için yetersizdir. Birleştirme esnasında karşılıklı yüzeyler arasında gerçekleşen temasta yüzey pürüzleri nedeni ile Şekil 3.7' deki gibi boşluklar açığa çıkacak ve etkili bir birleşme sağlanamayacaktır.



Şekil 3.7 Yüzeylerin temasında yüzey pürüzleri nedeni ile oluşan boşluklar

Gerçekte yüzeyler en hassas yüzey işlemlerinden geçirilseler dahi, yüzey pürüzlülük değerlerinin sıfıra indirilmesi mümkün değildir. Kaba taşlanmış bir yüzeyde pürüz yükseklikleri 40-120 µm, ince tornada 20-40 µm, parlatmada ise 0,2-1 µm arasındadır. Yüzeyler arasında yaklaşmayı sağlamak için makro boyutta düzgün hale getirilen

yüzeylerin ortalama pürüzlülük değerleri, zımparalama işlemi yardımı ile en aza indirilmelidir. Bu sayede ara yüzeyde pürüzler nedeni ile kalan boşlukların hacmi en aza indirilmiş olacaktır [58]. Genelde yüzey düzgünlüğünün artmasının birleşme kalitesini arttıracığı söylenmesine karşın belli bir orandaki yüzey pürüzlülüğünün birleştirme üzerine olumlu etkisi vardır. Ancak adı geçen ortalama pürüz değeri yine de çoğunlukla 1 μm 'nin altındadır. Zururi [74], iki farklı yüzey pürüzlülük değerine sahip (0,84 ve 0,18 μm) 6061 alüminyum alaşımını aynı şartlarda difüzyon ile birleştirmiş ve daha kaba yüzeye sahip olan numunelerde birleştirme işlemini sonrasında daha yüksek çekme dayanımı elde etmiştir.

Makro ve mikro boyutta olabildiğince düzgün hale getirilen yüzeyler üzerindeki her türlü kirlilik de yüzeylerin temasına engel olur. Temas yüzeyleri üzerindeki yabancı madde kalınlığı 1 nm'yi geçerse adezyonu sağlamak için gerekli çekim kuvvetleri yeterli seviyeye ulaşamaz. Temiz bir temas yüzeyine sahip bir malzemede, yüzey atomları doymamış (açık) bağları nedeni ile elektronlarını diğer atomlarla paylaşmak ister. Buna karşın yüzeyler kirli duruma geldiğinde, yüzey kirleri elektronlarını metalin atomlarıyla paylaşarak doyunlaşırlar. Sonuçta yüzeydeki çekme kuvvetleri azalmış olur [58].

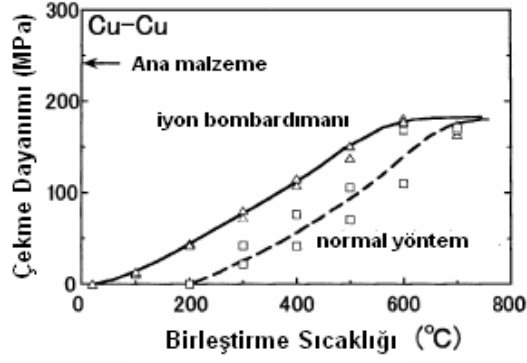
Gerçekte malzeme yüzeyleri üzerinde farklı kirlilikler mevcuttur ve kaynağın gerçekleşmesi için gerekli olan mekanizmalar, ancak bu kirliliklerin temas yüzeylerinden uzaklaşması ya da yüzeyler üzerinde sınırlı bölgelerde toplanması durumunda var olabilir [64].

Atmosferden absorbe edilen uçucu moleküller ya da temas ile oluşan yağ, gres ya da mum benzeri organik kirler, yüzeyler üzerinden solvent temizleme yöntemi ile temizlenebilirler. Solvent temizleme sonucunda yüzeyler üzerinde az miktarda da olsa kalan organik kirleri kaldırmakta kullanılan en yaygın yöntem ise yüzeylerin paslanmaz çelik tel fırça ile fırçalanmasıdır. Günümüzde yapılan birçok çalışmada, zımparalanarak pürüzleri en aza indirilen yüzeyler, işlem öncesinde çoğunlukla ultrasonik temizleme banyolarında aseton ile 10–30 dakika arasında temizlenmektedir.

Metal yüzeylerindeki oksitler, inorganik yüzey kirliliklerini oluştururlar. Bazı inorganik oksit filmleri, kaynak basıncının etkisi ile mekanik olarak kırıldıkları için genelde kaynak işlemine engel olmazlar. Titanyum alaşımlarının 850°C'nin üzerinde gerçekleşen

difüzyonla birleştirme işlemlerinde ara yüzeye adsorbe olan gazlar ve ince yüzey oksit tabakası kolayca çözünerek difüze olur ve böylece birleşme ara yüzeyinde metalik bağların oluşmasına engel olmaz. Benzer şekilde gümüşün 200 °C'deki difüzyonla birleştirme işleminde yüzey oksitlerinin kırılması ya da dağılması için herhangi bir deformasyona ihtiyaç yoktur, gümüş-oksit 190 °C'nin üzerinde tamamen çözünür. Ara yüzeydeki kontaminasyonları yüksek oranda çözebilen bu tür malzemelere örnek olarak tantan, tungsten, bakır, demir, zirkonyum ve niyobyum verilebilir. Bu tür metallerde oksijen, hacim difüzyonu yolu ile metal içersine asimile olduğundan temas yüzeyleri üzerinde engel teşkil etmez. Bu nedenle Ti, Cu, Zr, Nb ve Ta en kolay kaynak edilebilen grubu oluşturmaktadır. Buna karşılık oksijen gibi ara yüzeyde kirlilik oluşturan elementleri çözündürebilirliği az olan metaller, örneğin Al, Al alaşımları, çelik ya da Al, Ti, Cr içeren kobalt esaslı alaşımlar ise çözünmeyen oksit tabakası oluşturmaları nedeniyle difüzyon kaynağı ile birleştirilmeleri en zor grubu oluştururlar. Oksijen çözündürebilirliği yüksek olan metallerin kaynağında yüzey üzerindeki oksit filmin kalkması için basınç ve sıcaklığın etkisi ile difüzyon yeterlidir. Ancak oksijen çözündürebilirliği az olan metallerde oksit filmin giderilmesi için ek faktörler gerekmektedir. Bu faktörler, kaynak işlemi öncesinde itinalı bir yüzey işlenirliği ve temizliği ile kaynak esnasında atmosferin redükleyici özelliğinin kontrolüdür [60].

Yapılan çalışmalar, birleştirilecek yüzeyler üzerindeki oksit filmin kırılmasında argon iyon bombardımanı ile temizleme gibi ileri yöntemlerin olumlu sonuçlar verdiğini ortaya koymuştur. Wang vd. [75], bakır-bakır, 304L paslanmaz çelik ve saf demir malzemelerin difüzyonla birleştirilmesinde, birleşme öncesinde yüzeyleri argon iyon bombardımanı ile temizlemiştir. Birleştirilecek yüzeyler bu yöntem ile temizlendiğinde meydana gelen bağlantıların çekme dayanımlarının arttığı gözlemlenmiştir (Şekil 3.8).



Şekil 3.8 Argon iyon bombardmanı yapılmış ve yapılmamış Cu-Cu birleştirmelerinde çekme dayanımı-sıcaklık ilişkisi [75]

Gerçekleştirilecek uygulamalarda etkili bir kaynak için, birleştirilecek yüzeyler istenen boyutlarda makro geometrik olarak düzgün bir şekilde şekillendirildikten sonra zımparalama işlemi ile yüzey pürüzlülüğü en aza indirilmelidir. Yüzeyler üzerinde kalan tozlar basınçlı hava yardımı ile giderilmeli ve bu işlemin ardından yüzeyler kimyasal ya da ultrasonik temizlemeye tabi tutulmalıdır. Kurutulan malzeme yüzeyleri derhal kaynak odasına alınmalı ve birleştirme işlemine tabi tutulmalıdır.

3.4.5 Kaynak Atmosferi

Difüzyonla birleştirmede, gerçek metal yüzeylerinin temasını sağlanmasında yüzey kirliliklerinin ve yüzey oksitlerinin giderilmesi oldukça önemlidir. Ancak bu ön hazırlık tek başına yeterli değildir. İşlem sırasında birleştirilecek metal yüzeylerinde yeni bir oksit tabakasının oluşumunu engellemek gerekir. Bu nedenle difüzyonla birleştirme işleminde kaynak bölgesinde atmosfer açısından en uygun ortam sağlanmalıdır.

Yüksek sıcaklıkta altın dışındaki metaller hızla oksidasyona uğramaktadır. Çizelge 3.1’de bazı metallerin $0,7 T_m$ sıcaklık değerinde yüzeyden 0,1 mm derinliğe kadar oksitlenmesi için geçen zaman saat olarak verilmiştir [76]. Bazı metaller için bu süre saat olarak tanımlanamayacak kadar uzun iken bazıları için oldukça kısadır. Çizelge 3.2 de ise bazı metallerin oda sıcaklığında belirli bir film kalınlığında oksit filmi oluşturma süreleri görülmektedir [61]. Metal oksitlerin hangi sürede ne kadar kalınlıkta bir oksit filmi oluşturduğunun bilinmesi dışında, oluşan oksit filmin özelliği de önemlidir. Bazı metallerin oksitleri stabil değildir, mekanik ya da kimyasal etkilerle yüzeyden

uzaklaşırlar. Titanyum ve gümüşün oksitleri, stabilitesi azaldığında çözünür. Buna karşın alüminyumun üzerinde kısa sürede çok ince bir film tabakası şeklinde oluşan alüminyum oksit stabil bir oksittir ve metali koruyuculuk özelliği yüksek olan bu oksit filmin giderilmesi çok güçtür. Bu tür kararlı bir oksidi difüzyonla birleştirmenin ilk basamağında deformasyonun etkisi ile parçalamak da mümkün değildir. Oksit filmler difüzyonla birleştirmede, temas yüzey alanını azaltmakta ve ayrıca yüzeylerin birbirine atomlar arası etkileşim kuvvetlerinin etkili olabileceği kadar yakın olmasına engel olmaktadır. Bu nedenle özellikle alüminyum gibi kararlı bir oksit filmi oluşturan alaşımların birleştirilmesinde kaynak atmosferi oksidasyona yol açmayacak özellikte olmalıdır.

Çizelge 3.1 Bazı metallerin $0,7 T_m$ sıcaklık değerinde yüzeyden 0,1 mm derinliğe kadar oksitlenmesi için geçen zaman [76].

Malzeme	Oksitlenme süresi	Ergime Sıcaklığı (T_m) (°C)	Malzeme	Oksitlenme süresi (saat)	Ergime Sıcaklığı (T_m) (°C)
Au	sınırsız	1063	Ni	600	1453
Ag	çok uzun	961	Cu	25	1083
Al	çok uzun	660	Fe	24	1536
Si	$2 \cdot 10^6$	1410	Ti	< 6	1670
Be	10^6	1284	Ta	çok kısa	2977

Çizelge 3.2 Metallerin oksit filmi oluşum süreleri [61]

Metal	Oksit filmi kalınlığı, mikron	Süre, saniye
Bakır	$3 \cdot 10^{-3}$	30
Alüminyum	$12 \cdot 10^{-4}$	15
Demir	$2 \cdot 10^{-3}$	40
Molibden	$2 \cdot 10^{-3}$ - $3 \cdot 10^{-3}$	40
Germanyum	$2 \cdot 10^{-3}$ - $3 \cdot 10^{-3}$	80

Difüzyonla birleştirme genellikle vakum ortamında gerçekleştirilir. Uygulanan vakumun değeri kaynak edilecek malzemenin oksidasyon tutumuna göre değişmektedir. Örneğin Al gibi hızla oksitlenen ve oksijen çözünürlüğü olmayan malzemelerin kaynağında vakum değeri 10^{-5} Pa gibi oldukça yüksektir. Kaynak atmosferi olarak vakum yerine argon ya da azot gibi inert gazlar da kullanılabilir. İnert gaz atmosferinde gerçekleştirilecek uygulamalarda kaynak odası önce kısmi vakuma alınmalıdır. Ancak vakum ortamında yapılan kaynaklar, vakum çok yüksek olmasa bile yeterince saf olmayan inert gazlarla yapılanlardan daha iyi dayanım sağlamaktadır.

Difüzyon kaynağında diğer bir yöntemde ısıtmanın sıvı ortamda yapılmasıdır. Sıvı ortam olarak birleştirme sıcaklığına uygun tuz banyoları kullanılır. Banyonun oksitleyici olmamasına dikkat edilmelidir. Paslanmaz çeliklerin titanyum alaşımlarına kaynağında bu yöntemle başarılı sonuçlar elde edilmiştir. Bu yöntemin başlıca avantajı maliyetinin düşük olmasıdır. Ayrıca ısı iletim katsayısı nedeniyle ısıtma hızı 3-5 kat artmaktadır [58].

3.5 Difüzyonla Birleştirme Yöntemi İle Birleştirilebilen Malzemeler

Difüzyonla birleştirme yöntemi aynı ya da farklı malzemelerin direkt ya da ara tabaka üzerinden birleştirilmesine imkan verir. Bu yöntemle, çok çeşitli malzemeler birleştirilebilmektedir. Bu malzemelere örnek olarak Al ve alaşımları, Ti ve alaşımları, Cu ve alaşımları, Cr, Ni alaşımları, çelik alaşımları, Al veya Ti matrisli kompozitler ve refrakter metaller (Zr, Nb, W, Mo...) verilebilir.

Difüzyonla birleştirme yöntemi ile gerçekleştirilebilecek bağlantı türleri aşağıdaki şekilde gruplanabilir [72]:

3.5.1 Aynı Türdeki Malzemelerin Direkt Birleştirilmesi

Bu türde uygulamalarda, aynı türdeki malzemeler arada herhangi bir ara tabaka olmaksızın direkt olarak birleştirilir. Yöntem parametrelerini, birleştirilecek malzemenin mekanik ve metalürjik özellikleri belirler. Ancak birleştirilecek malzemenin atom büyüklüğüne bağlı olarak difüzyon hızının düşük olması birleştirme süresinin uzamasına yol açar. Bu durum yöntemi pratik ve ekonomik olmaktan uzaklaştırır.

3.5.2 Farklı Türdeki Malzemelerin Direkt Birleştirilmesi

Birbiri ile uyumlu, intermetalik faz oluşturmayan farklı metallerin direkt olarak birleştirilmesi bu gruba girmektedir. Yöntem parametrelerini birleştirecek malzeme çiftlerinin özellikleri belirler. Örneğin birleştirme sıcaklığı, ergime sıcaklığı düşük olan metale göre seçilmelidir. Aynı şekilde birleştirme esnasında uygulanacak basınç ve bunun sonunda ortaya çıkan deformasyon miktarı da malzeme çiftinden yumuşak olan malzemeye göre belirlenmelidir.

Seçilen işlem parametreleri, metal çifti arasında intermetalik bir tabaka oluşmasına neden olmayacak şekilde seçilmelidir. Ancak difüzyonla birleştirmede bazı durumlarda intermetalik fazların oluşumu tam olarak engellenemez. Dağlılar'a göre [66] Al-Cu gibi bazı özel kombinasyonlarda işlem parametreleri, oluşacak intermetalik tabaka kalınlığını 20 µm'nin altında sınırlayacak şekilde olmalıdır. Kırılgan tabakalar bu kalınlık aralığında pratikte mekanik yükleme değerlerine etki etmezler.

3.5.3 Aynı Türdeki Malzemelerin Ara Tabaka İle Birleştirilmesi

Bazı durumlarda kaynak işlemini kolaylaştırmak için aynı türdeki malzemelerin birleştirilmesinde, malzeme yüzeyleri arasında kaplama ya da ince folyo şeklindeki ara tabakalar kullanılır. Kaynak işlemi, birleştirecek yüzeyler arasına konulan ya da kaplanan bu tabaka üzerinden gerçekleştirilir. Yöntem parametrelerini ara tabaka malzemesinin özellikleri belirler. Ara tabaka kullanımı hakkında daha detaylı bilgi ileride 3.6 nolu başlık altında verilecektir.

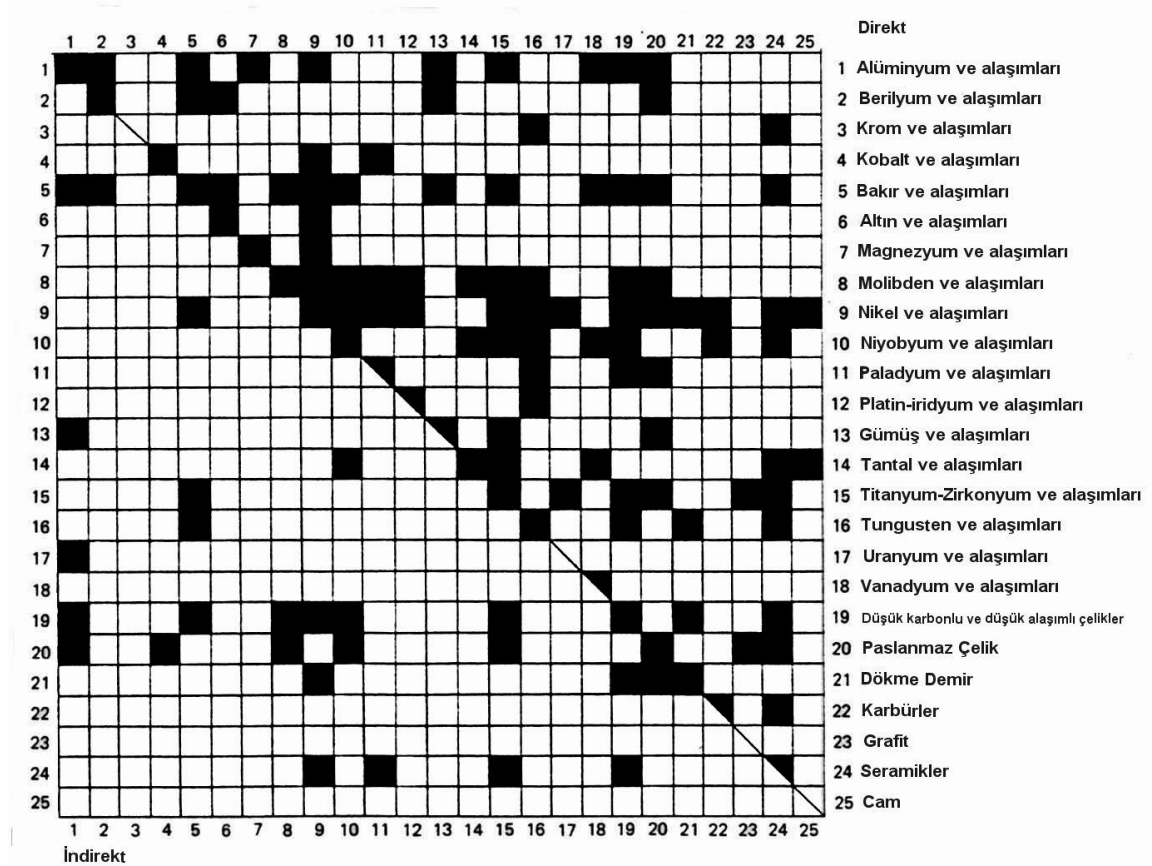
3.5.4 Farklı Türdeki Malzemelerin Ara Tabaka İle Birleştirilmesi

Özellikle birbiri ile intermetalik faz oluşturan farklı metallerin birleştirilmesinde, birleştirme işlemini kolaylaştırmak için bu yöntem kullanılır. Ara tabaka olarak kullanılacak malzemenin her iki malzeme ile de uyumlu olmasına dikkat edilmelidir.

3.5.5 Metallerle Ametallerin Ara Tabakalı ya da Ara Tabakasız Birleştirilmesi

Farklı fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip malzemelerin ara tabakalı ya da ara tabakasız birleştirilmesinde elverişli yöntem parametrelerinin azlığına rağmen difüzyonla birleştirmede örneğin metal-seramik bağlantıları gerçekleştirilebilmektedir. Ancak gerçekleştirilmesi için farklı ısıl genleşmelerin dengelenmesi gerekmektedir.

Şekil 3.9'da difüzyon kaynağı ile direkt ya da ara tabaka üzerinden kaynaklanabilen malzemeler görülmektedir [57].



Şekil 3.9 Difüzyonla birleştirme yöntemi ile direkt ya da ara tabaka ile birleştirilebilen malzeme grupları [57]

3.6 Ara Tabaka

Malzemelerin difüzyon ile birleştirilmesinde, bazı durumlarda çeşitli sebeplerle birleştirmeye yardımcı olan ara tabakalar kullanılır. Ara tabaka kullanımının başlıca nedenleri şunlardır:

1. Kaynak sıcaklığını düşürmek
2. Meydana gelecek olan deformasyonu ara yüzey bölgesinde kısıtlamak
3. İntermetalik oluşumunu en aza indirmek
4. Yüzey temasını arttırmak
5. İnterdifüzyon nedeni ile oluşabilecek poroziteleri minimuma indirmek

6. Oksidasyonu azaltmak

7. Daha yüksek difüzyon hızlarına ulaşmak

Farklı metallerin birleştirilmesinde ortaya çıkan sorunların başında intermetalik faz oluşturan malzeme çiftleri gelmektedir. İntermetalik oluşturan çiftlerin ergitme kaynak yöntemleri ile etkili bir şekilde birleştirilmeleri hemen hemen imkansızdır. Difüzyon ile birleştirmede işlem sıcaklığı nispeten düşük olsa da ortaya çıkan bu tür kırılgan intermetalik fazlar, elde edilen bağlantının dayanımını düşürmektedir [77]. Bu tür malzeme çiftlerinin birleştirilmesinde intermetalik fazların oluşumunu minimize etmek için ara tabakalar kullanılır. Bu tür uygulamalarda seçilen ara tabaka malzemesi her iki malzeme ile uyumlu olmalı ve kırılgan bir reaksiyon tabakası oluşturmamalıdır. Örneğin, Kundu vd. [78], ticari saflıkta titanyum ve 304 paslanmaz çeliğin difüzyonla birleştirilmesinde Fe_2Ti_4O gibi intermetalik fazların oluşumunu minimize etmek için ara tabaka olarak bakır folyo kullanmıştır. Nishi vd. [79] ise dispersiyonla sertleşmiş bakır ve 316 paslanmaz çeliği Au, Ni ve Cu gibi farklı ara tabakalar kullanarak birleştirmiştir.

Düşük difüzyon kabiliyetine sahip elementler içeren malzemelerin birleştirilmesinde yüksek difüzyon kabiliyetine sahip bir ara tabaka malzemesi kullanılabilir. Bu türdeki uygulamalar için en uygun ara tabaka malzemesi fosfor içeren akımsız nikeldir. Fosfor, birçok metalik sistemde yüksek difüzyon kabiliyetine sahiptir. Bazı durumlarda birleştirilecek malzemeler arasında temiz bir ara yüzey elde etmek için empürite elementlerini yüksek oranda çözebilme özelliğine sahip ara tabakalar kullanılır (Ti gibi). Ara tabaka kullanımına gerek duyulan bir diğer durum ise, birleşmenin ilk basamağında yüzeyler arasında deformasyonun etkisi ile gerçek bir temasın sağlanabilmesi için yumuşak bir ara tabaka malzemesinin kullanılmasıdır [60].

Elektronik ve yüksek sıcaklık dayanımı gerektiren uygulamaların çoğunda önemli bir rol oynayan metal-seramik birleşmeleri çoğu kez ara tabaka üzerinden gerçekleştirilir. Böylece normalde birleştirilmesi çok güç olan bu malzemelerde belli bir dayanıma sahip bağlantılar elde etmek mümkündür. Bu amaçla ara tabaka kullanılan çalışmalara örnek olarak Wlosinski vd. [80], Kiauga vd. [81] ve Jadoon vd. [82]'nin yaptığı çalışmalar verilebilir. Wlosinski vd. [80] alümina ve çeliği bakır ara tabaka kullanarak birleştirmiştir. Jadoon vd. [82] ise 50 µm kalınlığında Cu ve 12,5 µm kalınlığında Ti ara

tabaka kullanarak silisyum nitrit ile ısı direnci yüksek bir metali (Fecralloy- 72,3Fe-22,0Cr-5,0Al-0,3Si-0,02C- 0,2Mn-0,1Zr) difüzyonla birleştirme yöntemi ile birleştirmiştir. Kiauga vd. [81] ise yaptıkları çalışmada alümina ve 304 kalite paslanmaz çeliğin difüzyonla birleştirilmesinde Ti ara tabaka kullanımını araştırmıştır.

Ara tabaka seçiminde dikkat edilmesi gereken en önemli unsur yukarıda bahsedilen durumlarda amacına uygun bir ara tabaka malzemesi seçmektir. Kullanılacak ara tabaka malzemesi, birleştirilecek malzeme ya da malzemelere uyumlu, yakın dayanım değerine sahip, ara yüzeyde ana metalden difüze olan safsızlıklar nedeni ile düşük tokluğa sahip bir bölge oluşturmayacak özellikte ve birleştirilecek malzemelerle uyumlu ısı genleşme katsayısına sahip olmalıdır. Ara tabaka olarak kullanılan malzeme birleşme bölgesinde uygun bir mikroyapı oluşturmalıdır Ara tabaka olarak daha çok gümüş, bakır, altın, ya da saf alüminyum gibi düşük ergime derecesine sahip yumuşak ince metal filmler tercih edilmektedir.

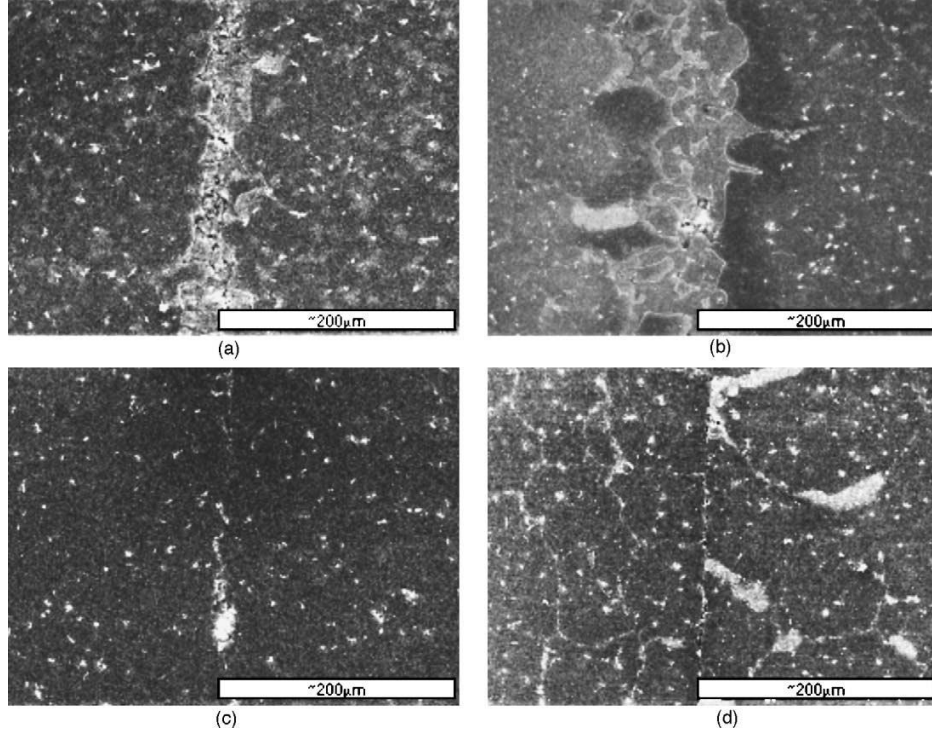
Ara tabaka malzemeleri folyo ya da kaplama tabakası şeklinde olabilir. Folyo şeklinde kullanılan ara tabakalar mikron ile ifade edilen kalınlıklarda plaka şeklinde iki yüzey arasına yerleştirilir. Bazı durumlarda ise ara tabaka olarak kullanılacak malzeme elektro biriktirme, plazma püskürtme ya da buhar biriktirme gibi yüzey kaplama teknikleri kullanılarak birleştirilecek malzeme yüzeylerinden birine ya da her ikisine birden kaplanır. Kaplama şeklindeki ara tabaka kullanımında endüstriyel uygulamalarda daha çok gümüş kullanılmıştır. Gümüş ara tabaka, birleştirilecek malzemelerin yüzeyine genellikle elektro biriktirme ya da vakum buharlaştırma (manyetik sıçratma, sıcak-oyuk katot, electron-beam buharlaştırma...) yöntemlerinden biri ile kaplanır [83]. Fernando vd. [84] geliştirdikleri patentte Al alaşımlarının yüzeylerini difüzyonla birleştirme öncesinde AgNO₃ ile kaplamanın birleştirmeye yardımcı olacağını ortaya koymuştur. Daldırma, boyama ya da püskürtme yöntemlerinden biri ile yüzeye kaplanan gümüş nitrat, difüzyonla birleştirme esnasında sıcaklık 475-520°C'ye çıktığında parçalanarak Ag'e dönüşür.

Ara tabaka ile gerçekleştirilen difüzyonla birleştirme işlemlerinde, birleştirme kalitesine uygun ara tabaka seçiminin yanı sıra, kullanılan ara tabakanın kalınlığı, üretim şekli gibi faktörler de etki etmektedir.

Ara tabaka olarak kullanılan malzeme ana metal ile bir ötektik oluşturuyorsa ve seçilen kaynak sıcaklığı bu ötektik sıcaklığından daha düşük ise ara yüzeyde sıvı bir film oluşur. Bu durumda difüzyonla birleştirme yöntemi “geçici sıvı faz ile birleştirme” (transient liquid phase bonding- TLP) adını alır [57]. Duval vd. [85] tarafından geliştirilen TLP yöntemi, ergitme kaynak yöntemleri ile difüzyonla birleştirme yönteminin kombinasyonundan oluşur. TLP yöntemi özellikle Ni esaslı alaşımlarının, Al alaşımlarının, Ti alaşımlarının, intermetaliklerin, çeliklerin ve paslanmaz çeliklerin kaynağında başarılı bir yöntemdir [86]. TLP yönteminde ergime sıcaklığı düşürücü elementler içeren (B, Si ya da P gibi) ya da birleştirilecek ana malzeme ile ötektik bir faz oluşturan ara tabakalar kullanılır [87]. TLP yöntemi dört ana basamaktan oluşur:

- i. Ara tabaka malzemesinin çözünmesi
- ii. Ara tabakanın genişlemesi ve homojenizasyonu
- iii. İzotermal katılma
- iv. Birleşme ara yüzeyinin homojenizasyonu

Birinci ve ikinci basamaktaki olaylar TLP ile birleştirmede çok kısa sürede sıvı fazdaki difüzyon olayları ile gerçekleşir. Toplam sürenin büyük bir kısmını oluşturan izotermal katılma ve birleşme ara yüzeyinin homojenizasyonu büyük oranda katı fazdaki difüzyon olayları ile kontrol edilir [88], [89]. TLP yönteminde ara yüzeyde oluşan sıvı faz, sabit birleştirme sıcaklığında devam eden difüzyonun sonucunda izotermal olarak katılır. Yöntem bu haliyle, ara tabakanın direkt olarak soğutmanın etkisiyle gerçekleştiği lehimleme yöntemlerinden ayrılır [90]. Şekil 3.10’da Mg-3Al-1Zn alaşımının 10 µm kalınlığında Al ara tabaka kullanılarak TLP yöntemi ile birleştirilmesinde ara tabaka ve ara yüzeyde zamanla meydana gelen değişimler görülmektedir [91].



Şekil 3.10 Mg-3Al-1Zn alaşımlarının 480°C’de 10 µm Al ara tabaka ile TLP yöntemi ile birleştirilmesinde ortaya çıkan mikroyapı değişimleri a) 1 dakika b)10 dakika c)60 dakika d) 120 dakika [91]

3.7 Difüzyonla Birleştirmede Kullanılan Cihazlar

Difüzyonla birleştirme ısı ve basınç gerektiren bir kaynak yöntemi olduğundan birleştirme işlemi, birleştirilecek parçaların şekil ve boyutlarına, işlemin gerektirdiği atmosfer ve sıcaklığa uygun olarak dizayn edilmiş özel ekipmanlara ihtiyaç duymaktadır. Çoğu durumda kaynak cihazı kullanıcı tarafından ya da kullanıcının gereksinimlerine cevap verecek şekilde tasarlanır. Birleştirme işlemi çoğu kez vakum, inert gaz ya da redükleyici bir atmosfer gerektirir [57].

Birleştirme için gerekli sıcaklık ısıtma işlemi fırında, haznede ya da dirençlerle yapılır. Birleştirme işlemi fırın yerine bir hazne içerisinde gerçekleştiriliyorsa, ısıtma işlemi bu haznenin çevresine sarılan rezistanslar yardımı ile sağlanır [92]. Bir diğer ısıtma yöntemini de indüksiyondur. İndüksiyon kullanımının en büyük avantajı, farklı malzemelerin birleştirilmesinde her parça için farklı sarım sayısında bobin kullanılabilmesidir [58]. Sıcaklığın elde edilmesi kadar önemli olan bir husus da sıcaklığın kontrol edilmesidir. Diğer yöntemlere göre daha uzun zaman gerektiren difüzyon ile birleştirme yönteminde işlem süresi boyunca sıcaklığın sabit olması

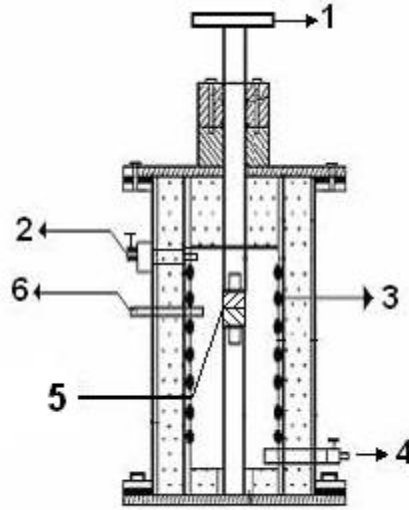
gerekmektedir. Bu yüzden kaynak cihazı sıcaklığı uzun sürelerde sabit tutacak şekilde tasarlanmalıdır.

Kaynak basıncını oluşturmak için gerekli olan kuvvetin uygulanmasında çeşitli sistemler kullanılabilir. Bu sistemlerin başında mekanik, hidrolik ya da izostatik sistemler gelmektedir. Mekanik ve hidrolik sistemler daha çok küçük parçaların kaynağında kullanılmaktadır. Ancak daha büyük ve karmaşık şekilli parçaların kaynağında kaynak yüzeyi boyunca eş basınç dağılımını sağlamak oldukça güçtür. Bu nedenle, bu tür durumlarda izostatik gaz basıncı kullanılmaktadır. İzostatik sistemlerde kaynak işlemi, önceden havası boşaltılmış bir ortamda ya da koruyucu bir zarf içerisinde gerçekleştirilir. Bu yöntem, kolay kırılabilen metallerin kaynak işlemlerinde, ya da metallerin seramik ve sermetlere yapılan kaynak işlemleri için çok uygundur, çünkü izostatik basınç, malzemede basma gerilmelerini ortadan kaldırmaktadır [93]. Mekanik ve hidrolik sistemlerde, uygun presler kullanılır. Bu presler, yeterli yük kapasitesine ve boyutlara sahip olmalı, ısıtılmalı ve basıncı belli bir süre boyunca sabit tutabilmelidir. Pres sisteminin en önemli avantajı sağladığı kullanım kolaylığıdır ve üretimin bu sistemle mükemmel bir şekilde kontrol edilebilmesidir. Pres boyutlarındaki pratik sınırlamalardan dolayı büyük elemanların fabrikasyonuna elverişli değildir. Bu yöntem yüksek üretim hızlarında kullanıma ve seri üretime uygun değildir. Basınç ile birlikte kaynak işlemi için gerekli sıcaklığın elde edilebilmesi için ısıtılmış kalıplar kullanılır. Kuvvetin preslerle uygulandığı sistemlerde pres kalıpları sıcaklık ve basınca dayanıklı olmalıdır ve kaynaklanacak metalle uyumlu olmalıdır. Kalıp ve parça arasındaki etkileşim, geciktirici maddelerle ve bazen de kalıp yüzeyinin oksitlenmesiyle kontrol edilebilir.

Difüzyonla birleştirme işlemi çoğu kez kontrollü bir atmosfer gerektirdiğinden, kaynağın gerçekleştiği hazne ya da fırın vakuma alınabilmeli ya da koruyucu bir gaz ile kontrol edilmeye elverişli olmalıdır. İşlemin vakumlu fırınlarda gerçekleştirilemediği durumlarda, birleştirilecek parçalar uygun bir alaşımdan (düşük karbonlu çelik gibi...) imal edilen bir hazne içerisine yerleştirilir, daha sonra haznenin içerisindeki hava boşaltılır. Bazı durumlarda boşaltma işlemi sıcaklık ve basınç uygulandığı sürece devam ederken, bazı durumlarda hazne havası boşaltıldıktan sonra özel bir kelepçe ile kapatılır [57].

Difüzyonla birleştirme işlemlerinde kullanılan cihazlar, basınç, sıcaklık ve koruyucu atmosfer sağlayıcı ana kısımların dışında bu parametreleri kontrol etmeye ve ölçmeye yarayan ek donanımlara ihtiyaç duyar.

Şekil 3.11' de atmosfer kontrollü bir difüzyon kaynak cihazının şematik şekli, Şekil 3.12'de ise difüzyonla birleştirme işlemlerinde kullanılan sıcak pres görülmektedir.



Şekil 3.11 Difüzyon kaynak cihazı (1-Yük, 2-Gaz çıkışı, 3-ısıtma bobinleri, 4- Gaz girişi, 5- Numuneler, 6-Isılıçift) [94]



Şekil 3.12 Difüzyonla birleştirme işlemlerinde kullanılan vakumlu sıcak pres [95]

3.8 Yöntemin Avantajları ve Sınırlamaları

Difüzyon kaynağı olarak da adlandırılan difüzyonla birleştirme yöntemi antik çağlardan beri kullanılan bir yöntemdir. Bu yöntemin kullanımına ait ilk kalıntılar, Fırat Nehri kıyılarında M.Ö 3200'lü yıllara ait altın kupa ve kadehlerdir. Basit haliyle günümüzden binlerce yıl önce nalbantlar ve zanaatkarlar tarafından kullanılan difüzyonla birleştirme yöntemi ile artık bir çok alaşım ve kompozit modern bir şekilde birleştirilmektedir [5], [96]. Günümüzde yaygın olarak daha çok havacılık, uzay ve nükleer teknolojisinde kullanılan bu yöntemin avantaj ve sınırlamaları aşağıda maddeler halinde özetlenmiştir [5], [58], [66], [71], [73], [93], [95], [97], [98].

Yöntemin avantajları şu şekildedir:

1. Yöntem sayesinde metalürjik süreksizlikler ya da porozite içermeyen temiz bir birleştirme ara yüzeyi elde etmek mümkündür. İdeal bir difüzyonla birleştirme işleminde, kaynak hataları, boşluklar ya da alaşım elementi kaybı gibi sorunlarla karşılaşılmaz.
2. Ana malzeme ile aynı fiziksel kimyasal ve mekanik özelliklere sahip birleştirmeler elde edilir.
3. Parça ölçüleri nettir, ayrıca kaynak payı bırakmak gerekmez. Birleştirilen parçalar ağırlık kazanmaz. Bu özellik, özellikle hafifliğin ön planda olduğu uygulamalarda önemlidir.
4. Ergitme kaynağında ortaya çıkan istenmeyen fazların (intermetalik fazlar) oluşma riski yoktur. Bu nedenle ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilmesi güç olan malzeme çiftlerini difüzyonla birleştirmek mümkündür.
5. Birleştirilen parçalardaki deformasyon miktarı minimumdur. Bu nedenle yüksek hassasiyet isteyen parçalar hassas toleranslar içerisinde birleştirilebilir.
6. Ara tabaka kullanımı sayesinde diğer kaynak yöntemleri ile birleştirilemeyen metal-seramik çiftleri difüzyonla birleştirme yöntemi ile sorunsuz bir şekilde birleştirilir.
7. Karmaşık şekilli parçaların birleştirilmesi mümkündür. Kaynaklanabilirlik, parça kalınlığından bağımsızdır. İnce parçalar, kalın parçalarla sorunsuz bir şekilde

birleştirilebilir.

8. İşlem sırasında ultraviyole ışınım ya da gaz salınımı oluşmaz. Dolayısıyla çevreye direkt bir zararı yoktur.
9. İşlem sıcaklığı düşüktür, birleştirme sırasında ısıl işlem de yapılabilir.
10. Uygun cihazların kullanımı ile birçok parçanın çok sayıdaki birleştirmesi aynı anda yapılabilir.
11. Ağır parçalar ön ısıtma yapılmaksızın birleştirilebilir.
12. Prosesin, sıcaklık, basınç ve süre gibi temel değişkinlerinin bilgisayar kontrolü ile otomasyonu mümkündür.

Önemli bazı işlem sınırlamaları ise şunlardır:

1. İşlem öncesinde itinalı bir yüzeyi hazırlığı gerektirir. Birleştirilecek malzeme yüzeyleri arada boşluk kalmayacak şekilde hazırlanmalıdır.
2. Kararlı oksitler oluşturan malzemelerin bu yöntemle birleştirilebilmesi güçtür. Bu tür malzemelerin yüzeyindeki oksitler işlem öncesinde giderilmeli ve yeniden oluşmaması için gerekli tedbirler alınmalıdır.
3. Birleştirme işlemi kontrollü bir atmosfer ya da vakum gerektirir.
4. İşlem süresi oldukça uzundur (birkaç dakikadan uzun saatlere kadar).
5. İlk yatırım maliyeti yüksektir. Büyük parçaların birleştirilmesi gerekli donanım boyutları sebebiyle sınırlıdır.
6. Uzun kaynak süresi nedeniyle seri üretim için uygun olup olmadığı tartışmalıdır.
7. Vakum ya da kontrollü bir atmosferde kuvvet ve sıcaklık uygulanması gerektiğinden, birleştirme haznesinde çalışmak zordur.
8. Optimum yöntem parametrelerinin belirlenmesi için sayısız ön deneye ihtiyaç vardır.
9. Difüzyonla birleştirme yöntemi ancak, hassas toleransların gerektiği, pahalı malzemelerin kullanıldığı havacılık, uzay ya da nükleer endüstrilerde ekonomiktir.

10. Yöntemde birleştirilen parçaların yorulma dayanımı, kırılma tokluğu gibi özellikleri hakkında güvenilir bilgilerin eksikliği ve birleştirme kalitesinin belirlenmesinde tahribatsız muayene yöntemlerinin kullanılamaması hala büyük bir eksikliklerdir.

PARTİKÜL TAKVİYELİ Al METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN DİFÜZYONLA BİRLEŞTİRİLMESİ

Yüksek dayanım/yoğunluk oranı, yüksek aşınma dayanımı, rijitlik ve düşük ısı genleşme katsayısı gibi özellikleri nedeni ile başta otomotiv ve havacılık endüstrisi olmak üzere bir çok alan için ilgi çekici bir malzeme grubunu oluşturan partikül takviyeli Al MMK malzemelerin kullanımı iki nedenden ötürü beklendiği kadar yaygınlaşmamıştır. Bu nedenlerden ilki kompozitin maliyeti, diğeri ise kesme, işleme ve kaynak gibi ikincil proseslerinde karşılaşılan sorunlardır. Bu nedenle bu malzemelerin kullanımının artması üretim yöntemlerindeki maliyet düşürmeye yönelik çalışmalara bağlı olduğu kadar ikincil prosesleri üzerine yapılan/yapılacak olan çalışmalara da bağlıdır.

Al MMK malzemelerin karmaşık şekillerde üretiminin zor olması ve diğer malzemelerle birlikte kullanılmasının gerekli olduğu durumlar, bu kompozit malzemelerin birleştirilmesini gerekli kılmıştır. Ancak matris içerisindeki seramik partiküller birleştirme işlemini güçleştirmektedir. Al MMK'lerin birleştirilmesinde, TIG, MIG, lazer ve elektron demeti kaynağı gibi yöntemleri içeren ergitme kaynak yöntemleri ve difüzyon ve sürtünme kaynağı gibi yöntemleri içeren katı-hal kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Ancak, özellikle SiC takviyeli Al MMK'lerin kaynağında katı-hal kaynak yöntemleri ile ergitme kaynak yöntemlerine göre çok daha iyi sonuçlar elde edilmektedir [99].

4.1 Al MMK'lerin Ergitme Kaynağında Karşılaşılan Sorunlar

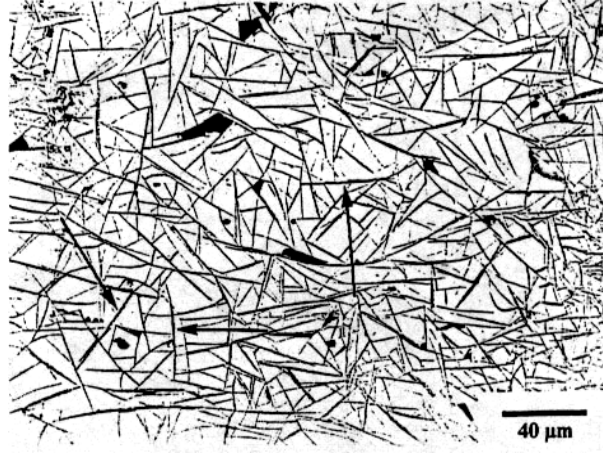
Partikül takviyeli Al MMK malzemeleri konvansiyonel ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilmesinde çeşitli sorunlarla karşılaşmaktadır. Bu sorunlar aşağıdaki şekilde özetlenebilir [4]:

- Ergime safhasında, kompozit kaynak havuzunun viskozitesi yüksek ve akışkanlığı düşüktür. Bu nedenle dolgu maddeleri ile kompozitin karışımı güçleşir. Bu durum kaynağın oluşumunu zorlaştırır ve tatmin edici bir kaynak oluşumuna engel olur.
- Ergiyik haldeki kaynak havuzu oda sıcaklığına soğurken, takviye partikülleri katılma cephesi tarafından reddedilir, böylece kaynak havuzunun normal katılma süreci bozulur. Bu durum takviye partiküllerinin mikro segregasyonuna ya da homojen olmayan bir dağılımına sebep olur. Meydana gelen kaynak birçok hataya sahip, özellikleri kötü bir kaynak olur.
- Kaynak sıcaklığının yüksek olması sebebi ile alüminyum matris ve takviye fazı arasında istenmeyen reaksiyonlar meydana gelebilir.

Al MMK'lerin ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilmesinde karşılaşılan sorunlardan önlenmesi en güç olanı yüksek sıcaklık nedeni ile matris alaşımı ve takviye fazı arasındaki istenmeyen reaksiyonlardır. Bu durum özellikle SiC ile takviye edilen Al MMK için geçerlidir. Kaynak esnasında sıcaklık 650°C'nin üzerine çıktığında SiC ve matris alaşımı arasında meydana gelen reaksiyon sonucunda oldukça kırılgan ve havada dağılma özelliğine sahip Al_4C_3 fazı oluşur:



Al_4C_3 fazı mikroyapıda şeritler halinde görülürken, Si'lar bloklar halinde görülmektedir (Şekil 4.1). Al_4C_3 oluşumunun istenmemesinin başlıca iki nedeni vardır. Bunlardan ilki Al_4C_3 'lerin oldukça kırılgan olması nedeniyle kırılma tokluğunu düşürmesidir. Diğer neden ise Al_4C_3 'lerin atmosferik koşullarda kaynak ömrünü birkaç gün gibi kısa bir süreye indirmesidir. Çünkü Al_4C_3 'ler nem etkisi ile kaynağın aşınmasına neden olurlar [2].



Şekil 4.1 %20SiC/2024 Al kompozit malzemesinin ergitme kaynağında oluşan Al_4C_3 fazı [2]

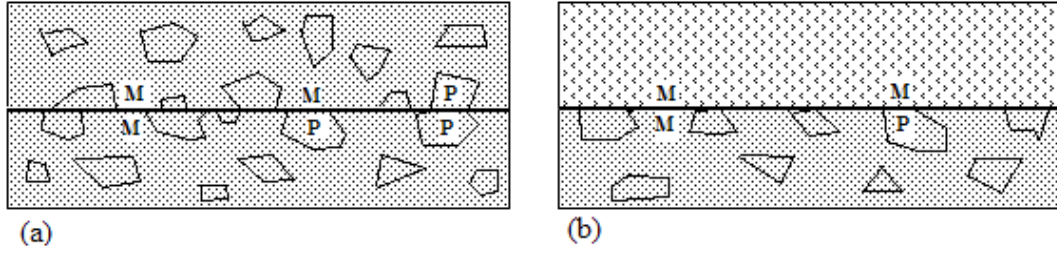
SiC partikül takviyeli Al MMK'lerin kaynağındaki bu sorunların giderilmesi için daha çok katı-hal kaynak yöntemleri tercih edilmektedir. En çok kullanılan katı-hal kaynak yöntemlerinin başında difüzyonla birleştirme gelmektedir. Difüzyonla birleştirme yönteminde sıcaklık bu tür sorunlara neden olacak kadar yüksek değildir.

4.2 Birleşme Arayüzeyi

Seramik partikül takviyeli Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinin daha iyi bir şekilde anlaşılabilmesi için birleşme bölgesindeki mikro birleşmelerin iyi bir şekilde anlaşılması gerekir. Partikül takviyeli Al MMK'lerin birbiri ile birleştirilmesinde birleşme ara yüzeyi mikro boyutta 3 farklı kısımda incelenebilir [2]:

- Matris/Matris (M/M),
- Matris/ Partikül takviye elemanı (M/P),
- Partikül takviye elemanı / Partikül takviye elemanı (P/P).

Partikül takviyeli Al MMK'lerin takviyesiz Al alaşımları ile birleştirilmesinde ise birleşme ara yüzeyinde mikro boyutta M/M ve M/P ara yüzeyleri mevcuttur. Şekil 4.2'de her iki durum için birleşme ara yüzeyinin şematik modeli görülmektedir.



Şekil 4.2 Partikül takviyeli Al MMK'lerin birleştirilmesinde a) kompozit-kompozit ara yüzeyi b) kompozit-takviyesiz metal alaşımı ara yüzeyi

M/M ara yüzeyi birbiri ile en uyumlu olan ara yüzeydir ve gerçek birleşme bu ara yüzeyde meydana gelir. M/P ara yüzeyi yumuşak matris alaşımı ile sert partiküllerin eşleştiği bir ara yüzeydir. Birleşme esnasında uygulanan kuvvetin ve sıcaklığın etkisi ile matris alaşımı partikül yüzeyini kaplar ve sürünmenin de etkisi ile partikülün çevresini sarar. Ek olarak matris alaşımında meydana gelen bu akma, partiküllerin boyutuna ve partiküller arasındaki mesafeye de bağlıdır. Partikül boyutunun küçük olması matrisin bu şekildeki deformasyonunu kolaylaştırmaktadır. Bununla birlikte matris alaşımındaki akma, partiküller arasındaki mesafe ile ters orantılıdır. P/P ara yüzeyi, birleşme ara yüzeyinin her iki tarafında da sert seramik partiküllerin karşılaştığı kısımlarda oluşur. İki sert seramik partikül arasında birleşmenin meydana gelmesi oldukça güçtür. Uygulanan kuvvetin çok yüksek olduğu durumlarda, partiküllerin parçalanması ile daha küçük P/P ve P/M ara yüzeyleri oluşabileceği gibi, matris alaşımı kuvvetin etkisiyle partiküllerin eşleştiği kısımlardaki boşluklara doğru akabilir [70].

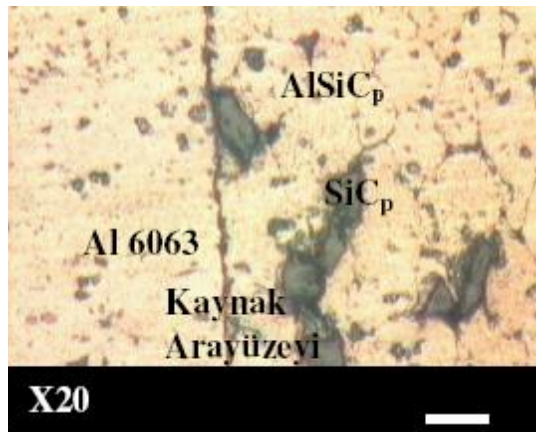
Liming vd. [100]'ne göre katılma sıcaklığının altında yapılan difüzyonla birleştirme işlemlerinde gerçek birleşme sadece M/M ara yüzeyinde meydana gelir. M/P ve P/P mikro ara yüzeylerinin dayanım üzerine olumlu bir etkisi yoktur.

4.3 Partikül Takviyeli Al MMK'lerin Difüzyonla Birleştirilmesi Üzerine Yapılan Çalışmalar

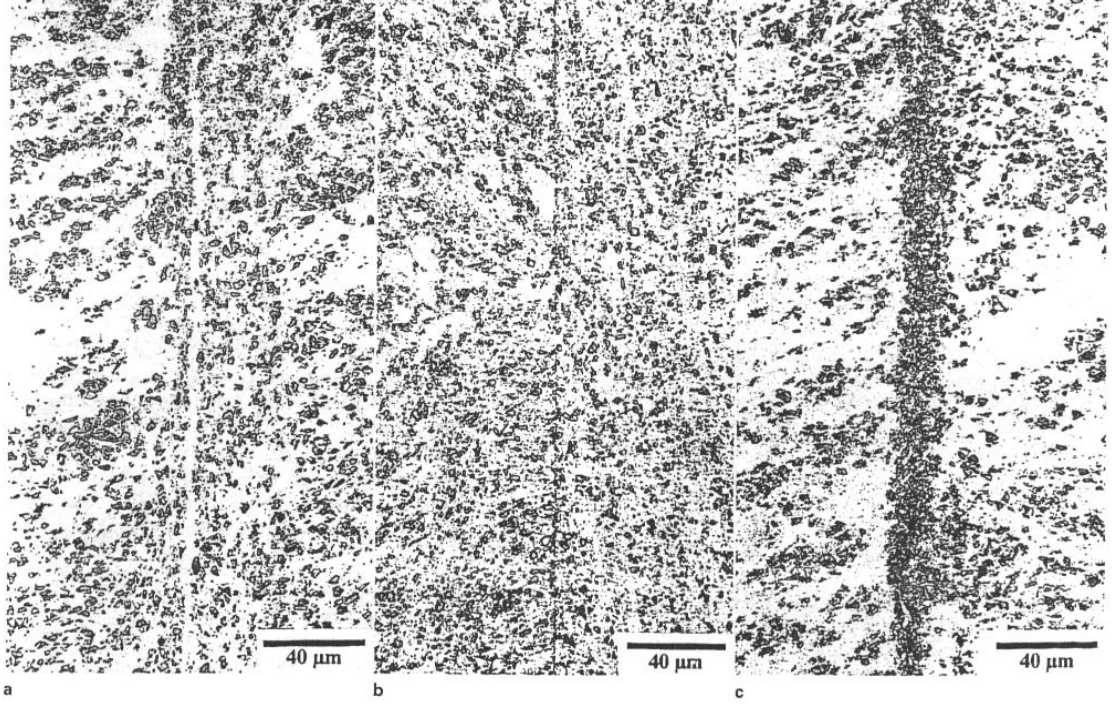
Partikül takviyeli Al MMK malzemelerin difüzyonla birleştirilmesi üzerine yapılan birçok çalışma mevcuttur. Çalışmaların birçoğu kompozit-kompozit birleştirmeleri üzerinedir. Ancak seçilen kompozit malzemelerin matris alaşımları, takviye elemanları ve takviye hacim oranları birbirinden farklıdır. Diğer yandan daha az sayıda olmakla birlikte, Al MMK'lerin takviyesiz Al alaşımları ile birleştirilmesi üzerine de çalışmalar yapılmıştır.

Bu konuda yapılan çalışmalarda, araştırmacıların kullandığı kompozit malzemeler daha çok SiC ve Al₂O₃ ile takviye edilmiş 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi Al alaşımlarıdır. Bununla birlikte 3xx serisi döküm alaşımların kullanıldığı çalışmalar da vardır. Çalışmaların bir kısmı malzemelerin direkt birleştirilmesi üzerineyken, bir kısmı ara tabakaların kullanıldığı geçici sıvı faz difüzyonla birleştirme yöntemi üzerinedir. Tüm bu çalışmalarda seçilen işlem parametreleri, kullanılan malzeme çiftleri ve yöneme göre değişiklik göstermektedir. Seçilen yöntem parametrelerine bağlı olarak ara yüzeyde gerçek bir birleşme meydana gelmemekte (Şekil 4.3) ya da Şekil 4.4’den görülebileceği üzere aşırı kütle transferi sebebi ile partiküllerin segregasyona uğraması ya da aglomerasyonu birleşme dayanımını düşürmektedir.

Kompozit malzemelerin özellikleri doğası gereği, matris alaşımı, takviye elemanı ve hacim oranı ile değiştiğinden, bu malzemelerin difüzyonla birleştirilmesinde seçilen işlem parametreleri de malzemelere bağlı olarak farklılık göstermektedir. Ancak yapılan araştırmalardan, sıcaklık, basınç, süre, ara tabaka kalınlığı gibi parametrelerin birleştirme kalitesi üzerine etkileri hakkında genel bir fikir edinmek mümkündür. Çalışmanın bu bölümünde, partikül takviyeli Al MMK’lerin difüzyonla birleştirilmesi üzerine günümüze kadar yapılan çeşitli araştırmalar, konunun daha iyi anlaşılabilmesi için öncelikle işlem parametrelerine göre özetlenecektir.



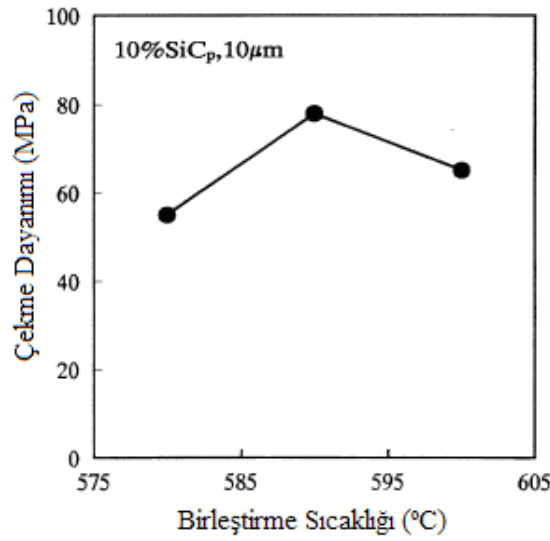
Şekil 4.3 %5 SiC takviyeli Al MMK ve 6063 Al alaşımının difüzyonla birleştirme ara yüzeyi [101]



Şekil 4.4 Al MMK'lerin difüzyon kaynağında a) yetersiz b) ideal c) aşırı kütle transferi sonucunda elde edilen ara yüzeyler [2]

Konu üzerine yapılan çalışmaların hemen hepsinde incelenen işlem parametrelerinin başında birleştirme sıcaklığı gelmektedir. Literatürde katı hal difüzyonla birleştirme için tavsiye edilen sıcaklık değeri $0,5-0,7 T_m$ arasındadır. Bu aralık saf alüminyum için $330-460^{\circ}\text{C}$ aralığına denk gelir. Ancak çalışmaların çoğunda sıcaklık değeri, yeterli bir birleştirme elde edilemediğinden dolayı 500°C 'nin üzerinde seçilmiştir. Sıcaklığın 500°C 'nin altında seçildiği tek çalışma Lee vd. [70]'dir. $6061/\text{Al}_2\text{O}_3/20\text{p-T6}$ Al MMK'lerin kontrolsüz atmosferde difüzyonla birleştirilmesi üzerine olan bu çalışmada, birleştirme sıcaklığı 450°C 'dir. Ancak bu çalışmada seçilen basınç değerinin 20 MPa 'nın üzerinde, yani oldukça yüksek olduğu göz ardı edilmemelidir. Gerçekleştirilen çalışmalar genel olarak, işlem sıcaklığının artmasının birleştirme dayanımını arttırdığını göstermiştir. Difüzyon sıcaklık kontrollü bir işlem olduğundan bu oldukça normaldir. Ancak seçilen sıcaklığın belli bir değerin üzerinde olması deformasyon miktarının artmasına sebep olduğu gibi, Şekil 4.4c'de görüldüğü gibi takviye elemanlarının birleşme ara yüzeyinde toplanmasına dolayısıyla birleşme dayanımının yeniden düşmesine de neden olur. Ara tabaka kullanılarak birleştirilen Al MMK'lerde bu durum daha nettir. Zhang vd. [4] yaptığı çalışmada %10 SiC takviyeli saf Al MMK malzemeleri Al-Si-Mg alaşımı ara tabaka kullanarak 580 , 590 ve 600°C 'de birleştirmiştir. Sıcaklık

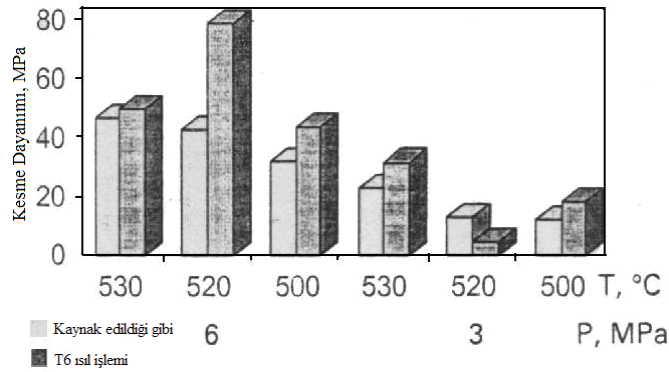
580°C'den 590°C'ye yükseldiğinde birleşme dayanımı artmış, ancak 600°C'ye yükseldiğinde yeniden düşmüştür (Şekil 4.5).



Şekil 4.5 %10 SiC_p takviyeli Al MMK malzemelerin difüzyonla birleştirilmesinde sıcaklığın birleştirme dayanımı üzerine etkisi [4]

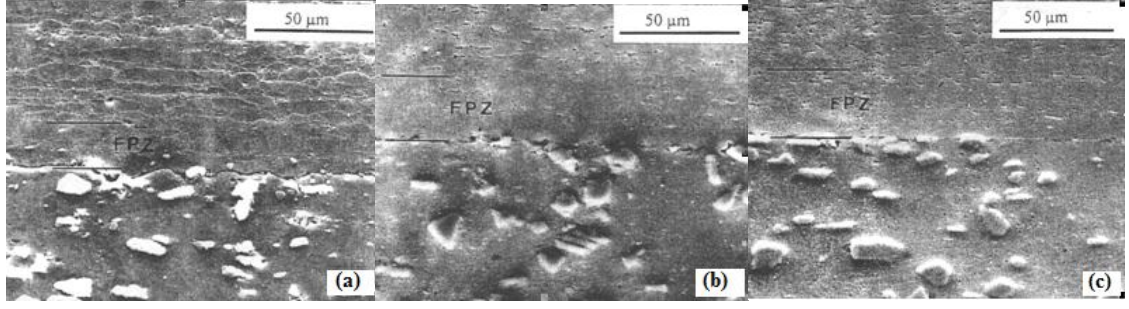
Malzemelerin difüzyonla birleştirilmesinde uygulanan basınç değerinin malzemenin akma dayanımı değerinin üzerinde olmaması gerekir. Aksi takdirde işlem sıcaklığının da etkisi ile malzemelerde makro oranda deformasyon meydana gelir. Al MMK malzemelerin difüzyonla birleştirilmesi üzerine bugüne kadar yapılan deneysel çalışmalarda deney şartlarına bağlı olarak farklı basınç değerleri tercih edilmiştir. Genel olarak partikül takviyeli Al MMK malzemelerin direkt olarak difüzyonla birleştirilmesinde tercih edilen basınç değeri, ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen birleştirilmelerden daha yüksektir. Örneğin Urena vd.[102], 6061/Al₂O₃/10-20p Al MMK'leri birbiriyle ve 8090 Al alaşımı ile birleştirmek için 3 ve 6 MPa, Aydın vd. [103] 7075/SiC/3p Al MMK'leri birleştirmek için 2 MPa basınç değeri ile çalışmıştır. Zhang vd. [104] ise 2024/SiC_p ve 6061/SiC_p Al MMK malzemelerin direkt ve Al-Si-Mg alaşımı ara tabaka ile 540°C'de difüzyonla birleştirme işlemlerinde basınç değeri olarak 0,08–0,09 MPa gibi oldukça düşük bir değer seçmiştir. Buna karşın, Zhao vd. [105], 2024/SiC/15p Al MMK malzemeleri saf alüminyum folyo ara tabaka kullanarak 530–590°C sıcaklık aralığında 16 MPa basınç değeri ile birleştirmiştir. Konu ile ilgili araştırmalar incelendiğinde, aynı sıcaklık değerinde basıncın artmasının birleştirme dayanımını arttırdığını ortaya koyan (Şekil 4.6) çalışmaların [102] yanı sıra basınç değerindeki

artmanın dayanım üzerinde çok önemli bir etkisinin olmadığını gösteren çalışmaların da olduğu görülür. Örneğin Shirzadi ve Wallach [106], 8090/SiC Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde basınç değerinin 1 MPa'dan 5 MPa'a yükseltilmesiyle dayanım değerinde önemli bir değişiklik olmadığını görmüştür.



Şekil 4.6 Birleştirme basıncının dayanım üzerine etkisi (6061/Al₂O₃/10p-8090-6061/Al₂O₃/10p) [102]

Araştırmacıların değişken olarak seçtiği bir diğer parametre de birleştirme süresidir. Partikül takviyeli Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesi üzerine yapılan çalışmaların çoğunda işlem süresi 15–60 dakika arasındadır. Seçilen süre, ara yüzeyde birleşme mekanizmasının tüm basamaklarının oluşumuna yetecek kadar uzun, boşluk oluşumuna ya da aşırı kütle transferine neden olmayacak kadar kısa olmalıdır. Urena ve arkadaşları kaynak süresinin etkisini belirlemek için 6061/Al₂O₃/10p ve 8090 alaşımını aynı deney şartlarında (530°C ve 3 MPa kaynak basıncı) 10, 30 ve 60 dakika süre ile difüzyonla birleştirme işlemine tabi tutmuştur. 10 dakikalık işlem süresi sonunda ara yüzeyde çok fazla miktarda porozite ve hata mevcuttur. Bu durum difüzyonla birleştirme prosesinin henüz ilk basamağının tamamlanmamış olduğunu gösterir. 30 dakika süre ile birleştirilen numunelerde ise ara yüzey hattı kaybolmaya başlamıştır. Ancak ara yüzeyde hala kusurlar mevcuttur. En etkili birleşme 60 dakika sonunda gerçekleşmiştir. Şekil 4.7'de sürenin birleşme ara yüzeyi üzerine etkisi görülmektedir [102].



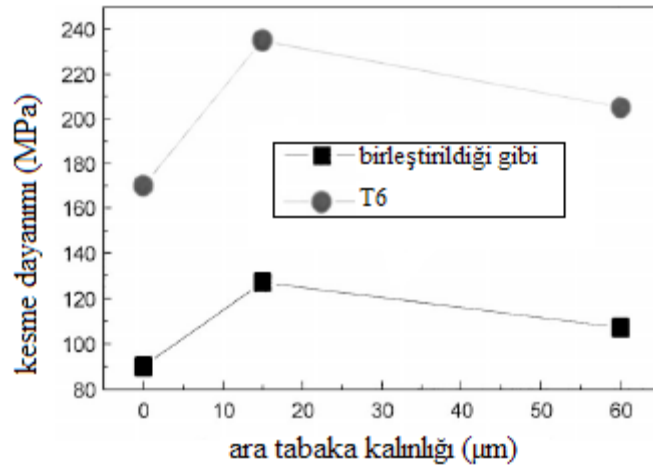
Şekil 4.7 530°C-3 MPa deney şartlarında a) 10 b) 30 c) 60 dakika süre ile birleştirilen 6061/Al₂O₃/10p-8090 Al alaşımına ait mikroyapılar [102]

Partikül takviyeli Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde, takviye elamanları ara yüzeyde difüzyona engel olduğundan birleşme dayanımını kötü yönde etkilemektedir. Zhang vd. [104], farklı hacim oranlarında 2024/SiC ve 6061/SiC Al MMK'leri 540°C'de 15 dakika süre ile $5 \cdot 10^{-4}$ Pa vakum değerinde difüzyonla birleştirmiştir. Bu çalışmaya ait sonuçlar Çizelge 4.1'de özetlenmiştir. Zhang ve arkadaşlarının elde ettiği bu değerlerden SiC takviye oranının artması ile kesme dayanımının düştüğü sonucunun yanı sıra, farklı türde Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde birleşme dayanımının aynı türde kompozitlere oranla daha düşük olduğu sonucu çıkarılabilir. Benzer olarak Urena vd. [102], 6061/Al₂O₃/10p ve 6061/Al₂O₃/20p Al MMK'leri 520°C'de 6 MPa basınç değerinde difüzyon ile birleştirdiğinde sırasıyla 80 MPa ve 50 MPa kesme dayanımı değerine ulaşmıştır.

Çizelge 4.1 Aynı ve farklı türde Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde elde edilen kesme dayanımı değerleri

Al MMK çifti	Kesme Dayanımı (MPa)	Ortalama Kesme Dayanımı (MPa)
2024 Al-2024Al	146, 103, 134	128
2024/SiC/5p-2024/SiC/5p	84, 114, 95	98
2024/SiC/10p-2024/SiC/10p	103, 78, 97	93
2024/SiC/15p-2024/SiC/15p	86, 65, 95	82
2024/SiC/25p-2024/SiC/25p	53, 36, 66	52
6061/SiC/10p-6061/SiC/10p	-	90
6061/SiC/20p-6061/SiC/20p	-	57
2024/SiC/5p-6061/SiC/10p	-	74
2024/SiC/10p-6061/SiC/10p	-	68

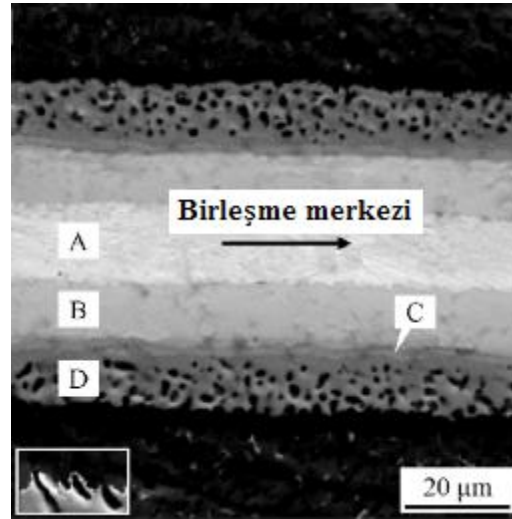
Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde, birleştirme ara yüzeyinde etkili bir birleşmeye engel olan P/P temasını en aza indirmenin ya da engel olmanın yolu ara tabaka kullanımıdır. Ara tabaka malzemesi Al matrisle uyumlu, yumuşak bir malzeme olmalıdır. Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde bu nedenle ara tabaka olarak daha çok saf bakır, saf alüminyum ya da nikel kullanılır. Ara tabaka P/P ara yüzey sayısını azaltmasının yanı sıra, basıncın da etkisi ile birleştirilecek yüzeyler arasındaki boşlukların kapanmasını da sağlar. Bu amaçla ara tabaka kullanımı için Zhao vd.'nin [105] yaptığı çalışma örnek verilebilir. Zhao vd. (105), 2024/SiC/15p Al MMK malzemeleri 10^{-3} Pa vakum altında 16 MPa basınçta 60 dakika süre ile iki farklı kalınlıktaki (15 ve 60 μm) saf Al folyo kullanarak 530-590°C sıcaklık aralığında birleştirmiştir. Şekil 4.8'de de görüldüğü üzere ara tabaka kullanımı ile P/P ara yüzeylerinin P/M ara yüzeylerine dönüşmesi sonucunda kesme dayanımı yükselmiştir. Elde edilen birleşmenin kesme dayanımı kullanılan ara tabakanın kalınlığı ile değişmiştir. Daha kalın bir ara tabakanın kullanıldığı birleştirmelerde ara yüzeyde daha geniş bir partikülsüz bölge olduğundan, daha ince ara tabaka kullanılan birleştirmelere göre daha düşük bir dayanım değeri elde edilir (Şekil 4.8).



Şekil 4.8 Ara tabaka kullanımı ve ara tabaka kalınlığının dayanım üzerine etkisi [105]

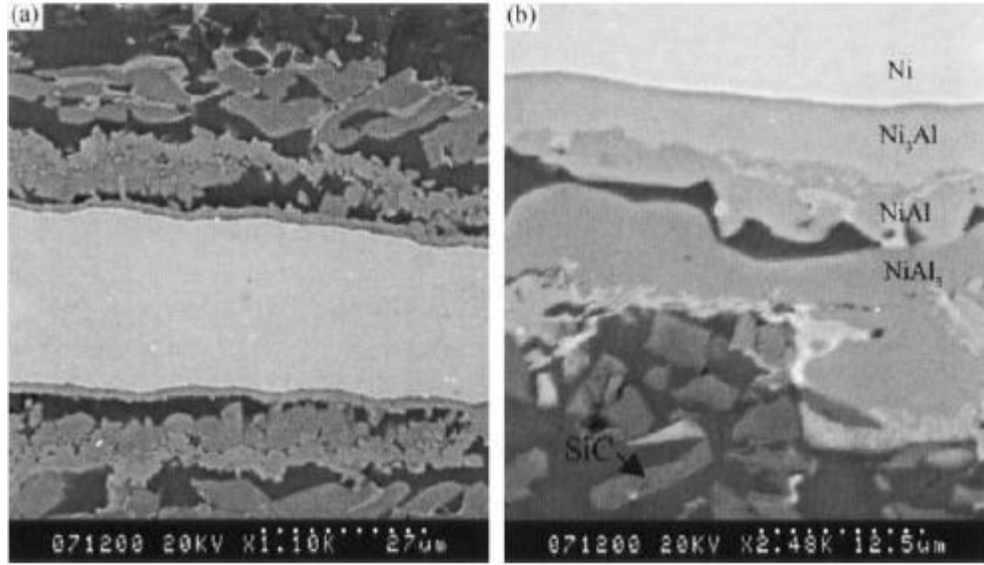
Saf bakır ya da nikel ara tabakaların kullanıldığı çalışmalarda daha düşük sıcaklık değerlerinde elde edilen dayanım değerleri ara tabakasız olarak daha yüksek sıcaklıklarda elde edilen dayanım değerlerine yaklaşmaktadır. Örneğin Nami vd. [107], Al/Mg₂Si kompozit malzemeleri ara tabakasız olarak 540, 560 ve 580°C de direkt olarak 90, 120 ve 150 dakika sürede birleştirmiştir. 90 dakika sürede sıcaklığa bağlı olarak

sırasıyla ana malzemenin %54, %65 ve %73'ü kadar dayanım elde etmiştir. 120 dakika sonunda bu değerler %56, %67 ve %76 iken 150 dakikada %57, %68 ve %78'dir. Aynı malzemeler 540°C'de 50 µm bakır ara tabaka kullanarak aynı sürelerde birleştirilmiş ve bu kez sırasıyla ana malzemenin %52, %66 ve %73'ü kadar dayanım değerine ulaşılmıştır. 120 ve 150 dakikada Cu ara tabaka kullanılarak elde edilen birleşmelerin dayanım değeri 560°C'de 120 dakikada ve 580°C'de 90 dakikada ulaşılan dayanım değerine yakındır. Şekil 4.9'da görüldüğü üzere Cu ve Al'un karşılıklı difüzyonu sonucunda birleşme ara yüzeyinde farklı bileşimlere sahip A, B, C ve D ile gösterilen difüzyon tabakaları meydana gelmiştir. Bu tabakalar CuAl_2 , Al_3Cu_2 ve AlCu gibi intermetalik bileşiklerden oluştuğu tespit edilmiştir [107].



Şekil 4.9 540°C de 90 dakikada 50 µm Cu ara tabaka ile birleştirilen Al/Mg₂Si MMK malzemedeki birleşme ara yüzeyinin mikroyapısı [107]

Ni ara tabaka kullanımına örnek olarak ise Feng vd. [108] 2014/SiC/10p kompozit malzemeyi 610°C'de 60 dakika sürede 100 µm kalınlığında saf Ni kullanarak birleştirdiği çalışma verilebilir. Birleşme sonunda Şekil 4.10 da görüldüğü üzere Ni folyo ve Al MMK malzeme arasında Ni_3Al , NiAl , NiAl_3 intermetalik bileşiklerden oluşan difüzyon tabakaları meydana gelmiştir. Araştırmacılar ara yüzeyin, EDS ve XRD analizleri ile tespit ettikleri bu intermetalik bileşiklerin yanı sıra Al_3Ni_2 ya da Al_3Ni_5 gibi diğer intermetalik bileşikler içermesinin muhtemel olduğunu söylemişlerdir [108].



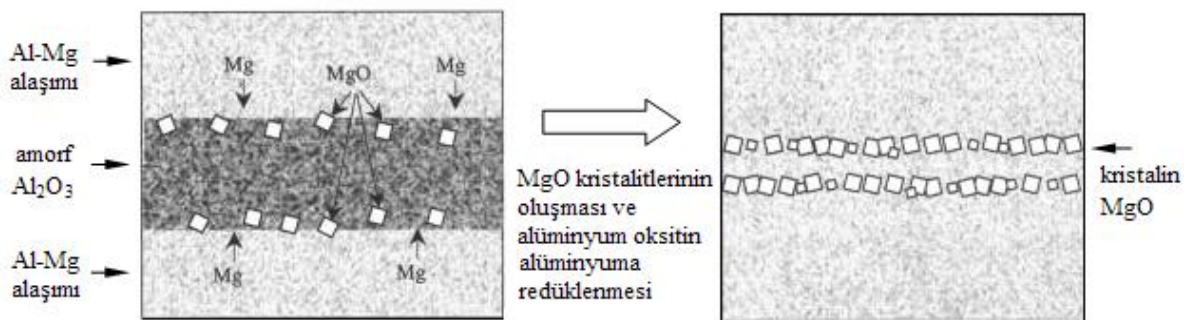
Şekil 4.10 Ni ara tabaka kullanımında a) birleşme ara yüzeyinin mikroyapısı b) oluşan difüzyon tabakaları

Ara tabaka kullanılmasının bir diğer nedeni de ara yüzeydeki oksit tabakasıdır. Al alaşımlarının ve Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde en büyük sorun malzeme yüzeyinde oluşan oksit tabakasıdır. Alüminyumun oksidi yapışkan, kimyasal olarak kararlı ve Al içerisinde çözünmeyen bir oksittir. Bu oksit tabakası ara yüzeyde difüzyon bariyeri oluşturarak, etkili bir birleşme elde edilmesini güçleştirir. Bu nedenle Al alaşımlarının ve Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde, genellikle 1200 meshlik SiC aşındırıcılarla zımparalanan malzeme yüzeyleri, aseton ile ultrasonik olarak temizlendikten sonra derhal birleştirme işlemine tabi tutulur. Bazı araştırmacılar, birleştirme öncesinde numune yüzeylerini asitle muamele ederek oksit filmi gidermeye ya da kalınlığını azaltmaya çalışmıştır. Ancak numunelerin birleştirilmesine kadar geçen kısa zamanda, ya da koruyucu atmosfer ortamındaki artık oksijen nedeniyle yüzeyler üzerinde yeniden ince bir oksit filmin oluşması muhtemeldir. Bu oksit tabakasını kırarak yüzeylerin gerçek temasını sağlamak için önemli miktarda bir plastik deformasyon gereklidir. Daha önce gerçekleştirilen bir çalışmada 8090 Al alaşımı ile 6061/Al₂O₃/10p Al MMK malzeme 500, 520 ve 530°C'de 3 ve 6 MPa basınçta 60 dakika süre ile difüzyonla birleştirilmiştir. İşlem sonrasında malzemelerde meydana gelen makroskobik deformasyon miktarı sıcaklığa bağlı olarak 3 MPa için sırasıyla %7-%16 ve %15 iken 6 MPa için %26-%39 ve %42'dir. Dayanım açısından etkili bir birleşmenin 6 MPa basınç ve 520-530°C'de elde edildiğinin rapor edildiği bu çalışmadan da

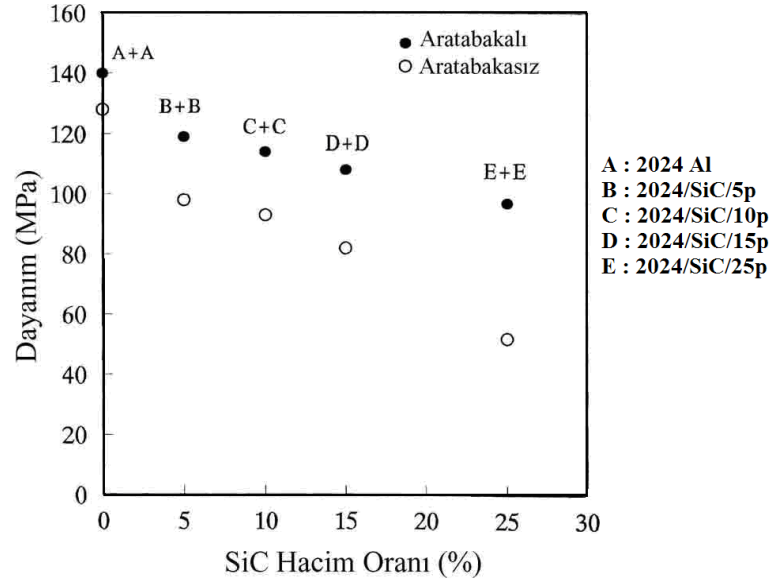
anlaşılabacağı üzere oksit filmi kırmak için gerekli olan deformasyon miktarı epey yüksektir [102].

Al ve Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde yüzeyler arasında bariyer oluşturan oksit tabakasını zarara uğratarak gerçek temasın sağlanmasının bir diğer yolu uygun bir ara tabaka malzemesi kullanmaktır. Bu amaçla kullanılan ara tabakalar ya içerdikleri aktif alaşım elementleri sebebiyle oksit tabakasında hasara yol açar ya da bileşimleri gereği yüzeyler arasında geçici bir sıvı faz oluşturarak oksit tabakasını zarara uğratar.

Shirzadi'nin [4] bildirdiğine göre, Mandrell ve Wallach, Mg ve Li gibi aktif elementlerin Al_2O_3 oksit tabakası üzerindeki etkilerini inceledikleri çalışmada, bu elementlerin oksit tabakası ile etkileşimi sonucunda sürekli yapıdaki oksidi parçalayarak daha yüksek bir birleşme dayanımı elde edildiğini göstermişlerdir (Şekil 4.11). Ayrıca Kotani vd. [109], birleştirme sıcaklığının yükseltilmesinin amorf yapıdaki oksit film tabakasını dereceli olarak kristalin yapıya dönüştürdüğünü ve Mg gibi elementlerin bu dönüşüm sıcaklığını düşürdüğünü tespit etmiştir. Bu çalışmalardan yola çıkarak bazı araştırmacılar Al MMK'lerin difüzyonla birleştirilmesinde Al-Si-Mg alaşımı ara tabakalar kullanmıştır. Örneğin, Zhang vd. [104] farklı hacim oranlarında SiC takviyeli 2024 Al MMK'lerin $540^\circ C$ 'de düşük basınçta difüzyonla birleştirilmesinde $10\ \mu m$ kalınlığında folyo şeklinde Al-Si-Mg alaşımı ara tabaka kullanımı ile elde edilen birleştirmelerin kesme dayanımlarının arttığını tespit etmiştir (Şekil 4.12). Şekil 4.11'de 2024/SiC Al MMK'lerin Al-Si-Mg ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen difüzyonla birleştirilmesinde birleşme ara yüzeyi görülmektedir.



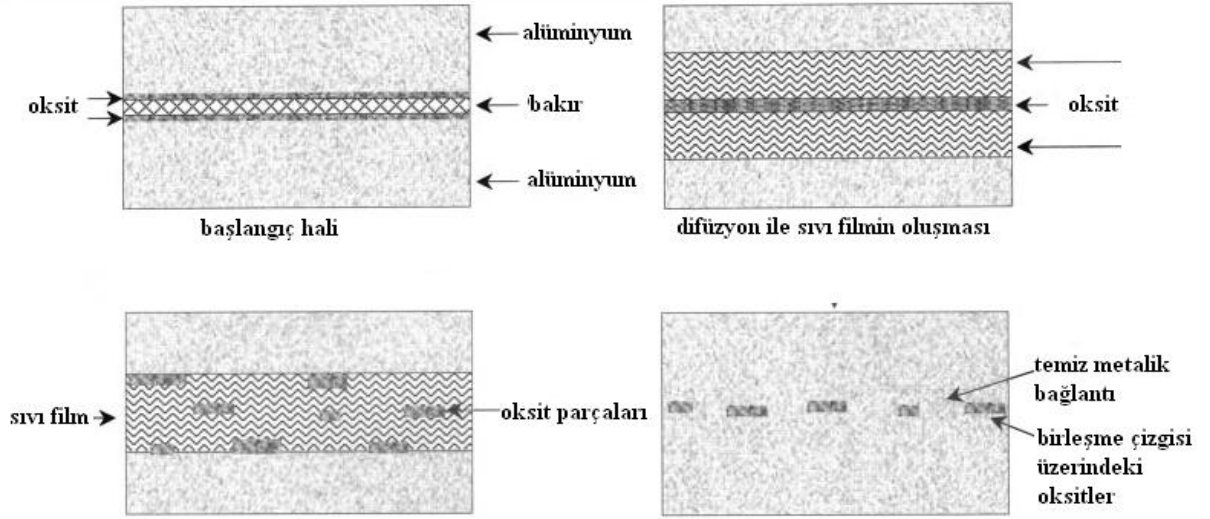
Şekil 4.11 Al-Mg alaşımlarının difüzyonla birleştirilmesinde magnezyumun birleşme çizgisi oluşumu üzerindeki etkisinin şematik gösterimi [90]



Şekil 4.12 Farklı takviye oranına sahip malzemelerin difüzyon kaynağında aratabaka kullanımının kaynak dayanımı üzerine etkisi [104]

Geçici sıvı faz difüzyonla birleştirme (TLP) yönteminde ara tabaka malzemesi olarak ana malzeme ile ötektik bir yapı oluşturan metaller tercih edilir. Al MMK'lerin geçici sıvı faz difüzyonla birleştirme yönteminde bu amaçla genellikle Cu kullanılır. Bu durumda birleştirme sıcaklığı Al-Cu ötektik sıcaklığının (548°C) üzerinde seçilir. Sıcaklığın etkisi ile bakırın alüminyumun içerisine difüzyonu ile ötektik bileşim yakalandığında ara yüzeyde sıvı bir film oluşur. Bu sıvı film sabit birleştirme sıcaklığında devam eden difüzyonun etkisi ile izotermal olarak katılaşır. Birleştirilecek yüzeyler üzerindeki oksit tabakasının bu sıvı filmin oluşması üzerindeki ve ara yüzey mikroyapısı üzerindeki etkisi tam olarak bilinmemekle birlikte bu durum akla yatkın bir yaklaşımla şu şekilde açıklanmaktadır: Ara tabakadan oksit içerisine Cu'nun difüzyonunun, ana malzemedan oksit içerisine Al'un difüzyonundan daha hızlı olduğu varsayılırsa; oksit filmin her iki tarafında sıvı bir Al-Cu ötektiği oluşur. Bu durumda oksit film bu sıvı tarafından çevrelenmiş olur. Sıvı filmlerin genişliği, bakır ara tabaka tamamen yok olana kadar artar. Bu şekilde sıvı bir tabaka ile çevrelenen oksit tabakasının fiziksel kararlılığı üzerine direkt bir inceleme olmamasına rağmen, oldukça ince ve kırılgan olan bu oksidin yöntemin etkisi ile küçük parçalara ayrılacağı düşüncesi akla yatkındır. Devam eden difüzyon sebebi ile izotermal olarak katılaşmaya başlayan sıvı filmde katı/sıvı ara yüzeyi bu oksit parçalarını süpürerek birleşme ara yüzeyinin ortasına getirir. Bu yaklaşımın şematik açıklaması Şekil 4.13'de görülebilir [90]. Bu şekilde bir ara tabaka kullanımı ile elde edilen birleştirmelerde

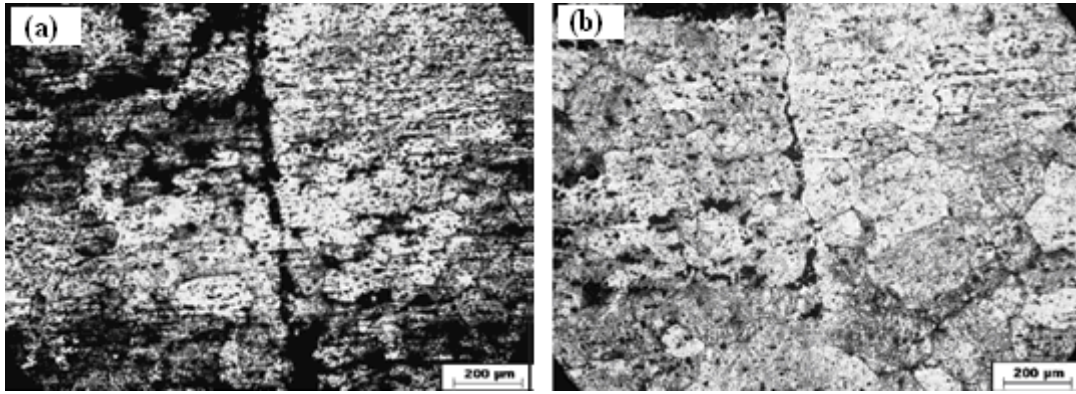
birleşme dayanımının arttığını gösteren çalışmalar mevcuttur. Ancak parçalanmış oksit tabakasının gelişigüzel dağılımı, elde edilen mekanik dayanım değerlerinin geniş bir aralıkta değişmesine yol açmaktadır.



Şekil 4.13 Alüminyumun TLP difüzyonla birleştirme yönteminde Cu ara tabaka kullanılması durumunda ara yüzey mikroyapısının oluşum şeması

Shirzadi ve Wallach [106], 8090/SiC/14(wt)p Al MMK malzemeleri 3 μm kalınlığında Cu folyo ara tabaka kullanarak 560°C'de 1–5 MPa basınç ile 60 dakika sürede 10^{-4} mbar vakum altında TLP yöntemi ile birleştirerek T6 ısıtılma işleminden sonra maksimum 221 MPa kesme dayanımına ulaşmıştır. Bu dayanım değeri ana malzemenin %84'üne denk gelmektedir. Ancak burada kullanılan pres izostatik bir prestir. Araştırmacılar izostatik TLP yönteminin konvansiyonel TLP yöntemine oranla daha iyi sonuç verdiğini rapor etmişlerdir. Aynı çalışmada 359/SiC/20(wt)p Al MMK'ler ise 7 μm Cu folyo ile aynı proses parametrelerini kullanarak farklı bir uygulama ile önce 0,1–0,2 MPa düşük basınç ile 20 dakika, ardından 1–5 MPa izostatik basınç ile 60 dakika boyunca işleme tabi tutulmuş ve 242 MPa kesme dayanımına sahip (ana malzemenin %92'si) birleşmeler elde edilmiştir. Ulaşılan bu dayanım değerleri bugüne kadar elde edilen en yüksek değerlerdir. Maity vd. [110], [111] ise 6061/SiC/15(wt)p Al MMK malzemeleri 50 kalınlığında μm Cu folyo ara tabaka kullanarak TLP yöntemi ile argon atmosferinde difüzyonla birleştirmiştir. Birleştirme sıcaklığı olarak, Al-Cu ötektik sıcaklığının üzerinde ve 6061 alaşımının katılma sıcaklığın altında olacak şekilde 560°C'nin seçildiği çalışmada kullanılan basınç değeri 0,1 ve 0,2 MPa ve süre 20 dakika ile 6 saat

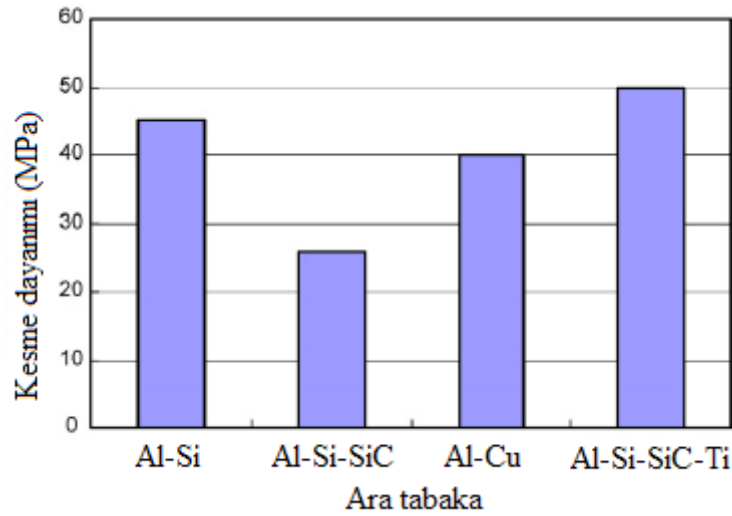
arasındadır. Bu çalışmada araştırmacıların amacı, konvansiyonel TLP yöntemini kullanarak ve geçici sıvı fazın izotermal katılaşmasına müsaade edecek kadar uzun süre (3-6 saat) sonunda Shirzadi ve Wallach'ın [106] elde ettiği gibi yüksek dayanıma ulaşmaktır. Araştırmacıların 0,2 MPa basınç ile 20 dakika, 1, 2, 3 ve 6 saat sonunda elde ettikleri kesme dayanımı değerleri sırasıyla 69, 54, 49, 77 ve 95 MPa'dır. Dayanım değerlerinin 20 dakikadan sonra giderek düşmesini ortamdaki artık oksijen sebebi sıvı filmin oksitlenmesine bağlayan araştırmacılar, 3 saatin sonunda izotermal katılaşmanın tamamlanması ve 6 saatin sonunda birleşme bölgesinin homojenizasyonu ile dayanım değerinin yeniden yükseldiği söylemektedir. 6 saat süre sonunda ulaşılan 95 MPa dayanım değeri ana malzemenin dayanım değerinin %90'ına denk gelmektedir. Şekil 4.14'de bu çalışmaya ait birleşme ara yüzeyi mikrografları görülmektedir.



Şekil 4.14 6061/SiC/15(wt)p Al MMK'lerin Cu aratabaka ile 560°C'de 0,2 MPa basınç ile birleştirilmesinde elde edilen birleşme ara yüzeyleri a) 2 saat b) 6 saat [111]

Al MMK'lerin geçici sıvı faz difüzyonla birleştirme yönteminde kullanılan ara tabakalar önceki örneklerde olduğu gibi folyo şeklinde olabileceği gibi toz ya da kaplama şeklinde de olabilir. Huang vd [112], TLP yöntemi üzerine yaptıkları çalışmada 6063/SiC/15p Al MMK malzemeyi 580–605°C sıcaklık değerlerinde $3 \cdot 10^{-3}$ MPa basınç ile 15–120 dakika süre ile Al-Si, Al-Cu ve Al-Si-SiC toz karışımlarından oluşan ara tabaka kullanarak $3 \cdot 10^{-3}$ Pa vakum altında birleştirmiştir. En yüksek dayanım değeri Al-Si (%87,4 Al-%12,6Si) toz karışımından hazırlanan ara tabakanın kullanıldığı birleştirmelerde elde edilirken Al-Si-SiC ara tabaka kullanıldığında SiC'ler nedeni ile ara yüzeyde boşluklar oluşmuştur. SiC'lerin Al ve Si tarafından ıslatılabilirliğini arttırmak için %3 Ti ilavesi ile kesme dayanımı belirgin bir şekilde yükselmiştir (Şekil 4.15). Toz şeklindeki ara tabaka kullanımına ait bir diğer örnek de Maity vd.'nin [113] yaptığı çalışmadır. Araştırmacılar

daha önce örnek verilen çalışmalarına ek olarak bu kez folyo şeklindeki Cu ara tabaka yerine Cu tozu kullanarak yaptıkları çalışmada da başarılı sonuçlar elde etmiştir.



Şekil 4.15 6063/SiC/15p malzemenin 595°C’de 90 dakika süre difüzyonla birleştirilmesinde farklı ara tabakalar kullanımının kesme dayanımı üzerindeki etkisi [112]

Partikül takviyeli Al MMK malzemelerin difüzyonla birleştirilmesinde ara tabakasız, aktif elementler içeren ara tabakalar ya da geçici sıvı faz oluşturacak bir ara tabaka üzerinden yapılan birleştirmelere ek olarak bazı araştırmacılar konvansiyonel olmayan yöntemleri de denemiştir. Örneğin geçici sıvı faz difüzyonla birleştirme yönteminde, ara yüzeyde bir sıcaklık gradyenti oluşturarak gerçekleştirilen birleştirmelerde sıcaklık gradyentinin etkisi ile düz yerine sinüzoidal bir ara yüzey oluşur. Bu durum, elde edilen birleşmede dayanım değerinin artmasına yol açar [106], [114]. Lee vd. [70] ise 6061/Al₂O₃/20p-T6 Al MMK malzemelerin vakum yerine normal atmosfer ortamında (hava) birleştirilmeleri üzerine çalışmıştır. Bu çalışmada, 450°C’de gerçekleştirilen deneylerde numunelere akma dayanımının %60’ı kadar kuvvet uygulanmış ve malzeme yüzeyindeki oksidi parçalamak için alttaki numune üstekine göre 90° döndürülmüş ve kuvvet akma dayanımının %160’ına çıkarılmıştır. Bu yöntem ile birleştirilen malzemelerin çekme dayanımı ana malzemenin %90’ına ulaşmıştır. Vakum yerine normal atmosfer koşullarında gerçekleştirilen bir diğer çalışma da ise, 356/SiC/20p malzeme Zn-Al ($T_m=399^\circ\text{C}$) ara tabaka ile 530°C’de 4 MPa basınç ile titreşim etkisi ile birleştirilmiştir. Oksit tabakasının deformasyonu için numunelere sıcaklık 530°C’ye geldiğinde 20 saniye süre ile 50 Hz frekans ve 20µm genliğinde bir titreşim uygulanmış

ve ardından basınç 4 MPa değerine yükseltilmiştir. Normal atmosfer koşullarında gerçekleştirilen bu çalışmada titreşim uygulanmaması halinde neredeyse 0'a yakın bir çekme dayanımına sahip olan birleşme, titreşimin etkisi ile 150 MPa değerine çıkmıştır [115], [116].

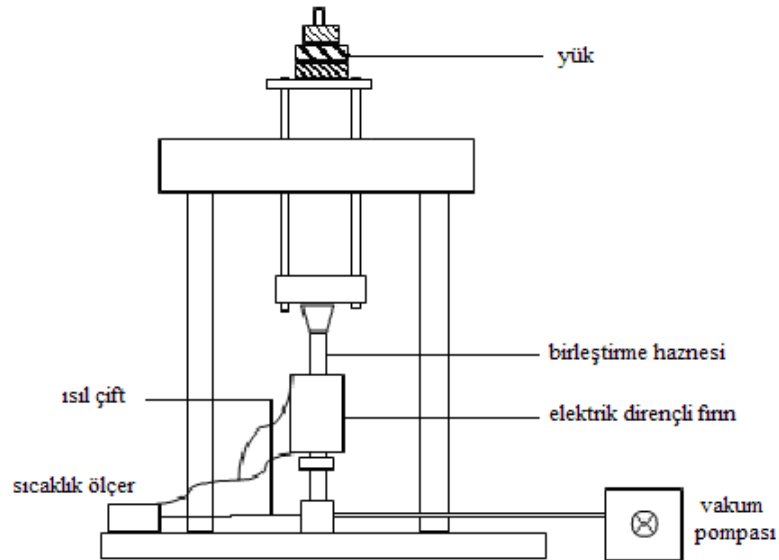
Al alaşımlarının ve Al MMK malzemelerin difüzyonla birleştirilmesi yüzeylerindeki kararlı oksit tabakası nedeniyle oldukça güçtür. Partikül takviyeli Al MMK'lerin birbirleri ya da Al alaşımları ile difüzyonla birleştirilmesi üzerine yapılan çalışmaları genel olarak 3 grup altında toplamak mümkündür. Bunlar; direkt difüzyonla birleştirme, aktif elementler içeren ara tabaka ile difüzyonla birleştirme ve geçici sıvı faz difüzyonla birleştirme yöntemleridir. Seçilen yöntem ve kullanılan kompozit malzemelere bağlı olarak farklı kalitede ve dayanım değerinde birleşmeler elde edilir. Ancak tüm yöntemler için elde edilen dayanım değerlerini, geniş bir aralıkta değiştiğini söylemek mümkündür. Bugüne kadar gerçekleştirilen tüm çalışmalarda elde edilen birleştirmelerin dayanım değeri ana malzemelerin dayanım değerinin altındadır.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Deney Düzenekinin Kurulması

Difüzyonla birleştirme işlemi genellikle, birleştirilecek parçaların şekli ve büyüklüğüne uygun olarak dizayn edilen kaynak cihazları ile gerçekleştirildiğinden deneysel çalışmaların ilk basamağı deney düzeneğinin hazırlanması olmuştur.

Deneysel çalışmaları gerçekleştirebilmek için difüzyonla birleştirme yönteminin ana parametreleri olan sıcaklık, basınç ve koruyucu atmosferi sağlayabilen bir düzeneğe ihtiyaç duyulmuştur. Birleştirme deneylerinde kullanılacak olan deney düzeneği basınç ve sıcaklık değerlerini geniş bir aralıkta değiştirmeyi sağlayacak şekilde tasarlanmıştır. Deneylerde kullanılan difüzyonla birleştirme cihazı Şekil 5.1’de görülmektedir.



Şekil 5.1 Difüzyonla birleştirme cihazının şematik görünümü

Difüzyonla birleştirme işlemi çelik bir boru içerisinde gerçekleştirilmektedir. Bu çelik boru, üzerinde vakum ve ısı çift girişlerinin olduğu pirinçten yapılmış bir hücre üzerine sızdırmaz bir şekilde sabitlenmektedir. Hücrenin orta kısmında numune tutucunun yerleştirildiği ve içerisinden ısı çift geçen çelik bir parça bulunmaktadır. Birleştirme odası görevini gören çelik borunun üst kısmında, numunelere birleştirme basıncı için gerekli kuvveti ileten çelik baskı elemanı yerleştirilmiştir. Birleştirme için gerekli ısı, çelik boru üzerine geçirilen elektrik dirençli bir fırın ile sağlanmaktadır.

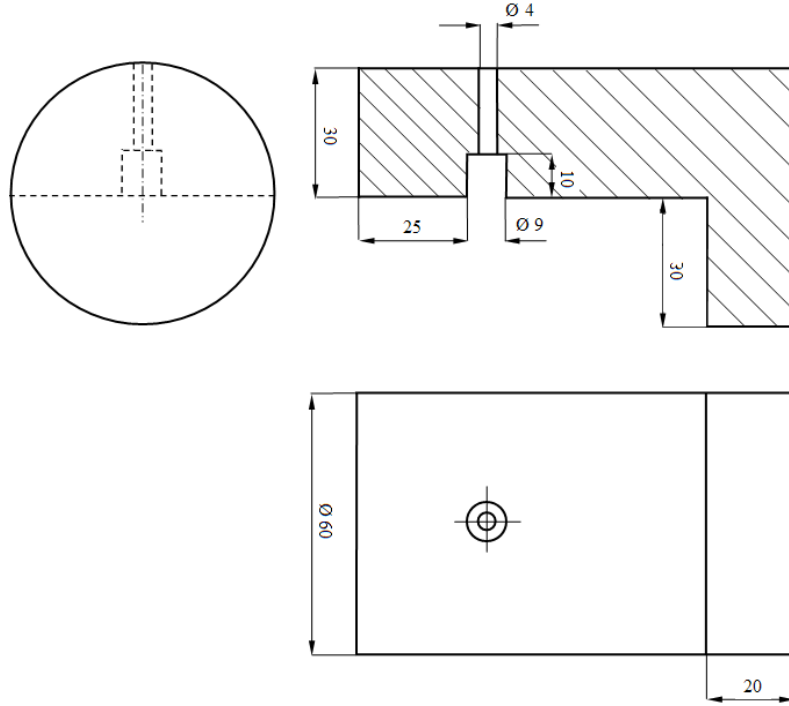
Isıtma işleminde kullanılan elektrik dirençli fırın, alümina tüp üzerine direnç sarılması ile oluşturulmuştur. Dirençlerin çevresi elektrik ve ısı yalıtımını sağlayacak uygun bir izolasyon malzemesi ile sarılmış ve çelik bir kılıf içerisine alınmıştır. Alümina tüp, çelik boru üzerine geçirilerek dıştan ısıtma sağlanmaktadır. Deney sıcaklığının, deney süresince ayarlanan sabit değerde tutulabilmesi için Jumo Itrom 16 marka PID kontrollü bir sıcaklık ölçer kullanılmıştır. Fırının ısıtma hızı yaklaşık 15°C/dakika'dır. Sıcaklık ölçmede 1 mm kalınlığında mineral izoleli NiCr-Ni ısı çift kullanılmıştır.

Birleştirme haznesi olarak kullanılan çelik boru koruyucu bir ortamın sağlanabilmesi için Edwards High Vacuum Pump Stage II ile vakuma alınmıştır. Ortamın vakum değeri 5.10^{-3} mbar'dır.

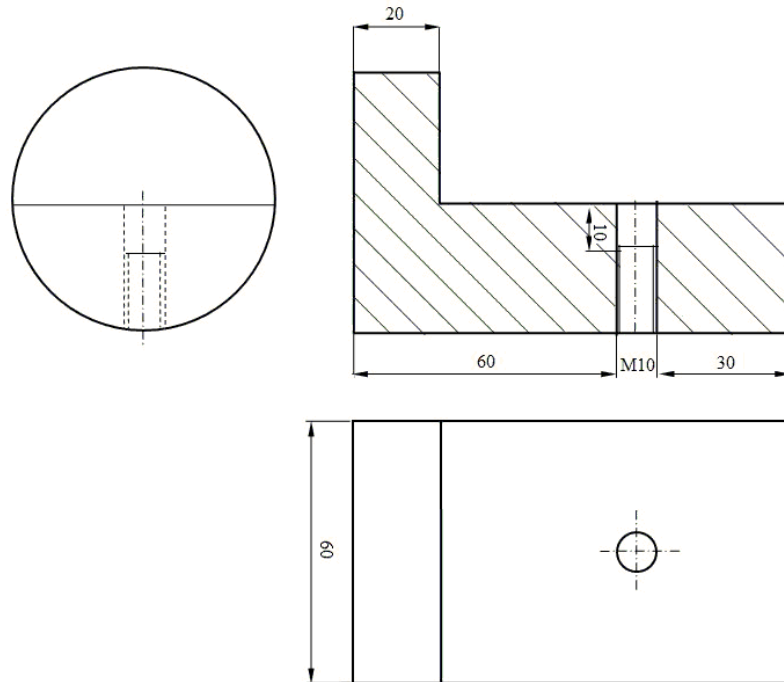
Birleştirme basıncını sağlamak için ölü yükler kullanılmaktadır. Birleştirme işlemlerinin öncesinde basınç için gerekli olan yük değeri sisteme eklenen bir yük hücresi yardımıyla kontrol edilmiştir.

$$\text{Kesme Dayanımı} = \frac{F_{\max}}{A} \quad (5.1)$$

89



a) Sol parça



b) Sağ parça

Şekil 5.4 Kesme testi için tasarlanan aparatın teknik resmi

5.3 Deneylerde Kullanılan Numuneler

5.3.1 SiC Takviyeli Alüminyum Metal Matrisli Kompozit

Difüzyonla birleştirme işlemlerinde kullanılan Al MMK malzeme %17 hacim oranında SiC takviyeli Al-Cu alaşımıdır. Kompozit malzeme GoodFellow isimli şirketten 100 mm boyunda 15 mm çapında silindir çubuklar halinde temin edilmiştir. Temin edilen kompozit malzeme sıvı metal püskürtme yöntemi ile üretilen bir malzemedir. Kompozit malzemenin kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1 Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemenin kimyasal analizi (%ağ)

Al	SiC	Cu	Mg	Mn
77,3	17,8	3,3	1,2	0,4

Kompozit malzemenin üretici tarafından verilen fiziksel özellikleri şu şekildedir:

Yoğunluk: 2,85 g/cm³

SiC % hacim oranı :17

Çekme dayanımı (boyuna):610 MPa

Elastisite modülü:100 GPa

Akma Dayanımı:400 MPa

% kopma uzaması:6

Kompozit malzemenin kimyasal bileşimi ve fiziksel özellikleri göz önünde bulundurulduğunda, matris malzemesinin 2124-T4 olduğu söylenebilir. T4 kompozit malzemenin doğal yaşlandırma işlemine tabi tutulduğunu göstermektedir. Dolayısıyla deneysel çalışmaların bundan sonraki kısımlarında kompozit malzeme 2124/SiC/17p şeklinde gösterilecektir.

2124/SiC/17p kompozit malzemenin yoğunluğu Arşimed prensibine göre deneysel olarak da ölçülmüş ve sonuç 2,85 g/cm³ olarak bulunmuştur. Deneysel olarak ölçülen yoğunluk değeri kullanılarak “karışımlar kuralı”na (5.1) göre kompozit malzemenin

takviye hacim oranı hesaplanmıştır. Hesaplamalarda ρ_m (matris malzemesinin yoğunluğu) değeri olarak 2124 alaşımının yoğunluk değeri olan 2,78 g/cm³ ve ρ_f (takviye elemanının yoğunluğu) değeri olarak SiC'ün yoğunluk değeri olan 3,2 g/cm³ değerleri kullanılmıştır.

$$\rho_c = \rho_f \cdot V_f + \rho_m \cdot (1 - V_f) \quad (5.2)$$

Bağıntıdaki V_f değeri kompozitin hacimce takviye elemanı yüzdesini ifade etmektedir. Karışımlar kuralına göre hesap edilen SiC %hacim oranı 16,666 olarak bulunmuştur. Bu değer üretici firma tarafından verilen %17 değerini doğrulamaktadır.

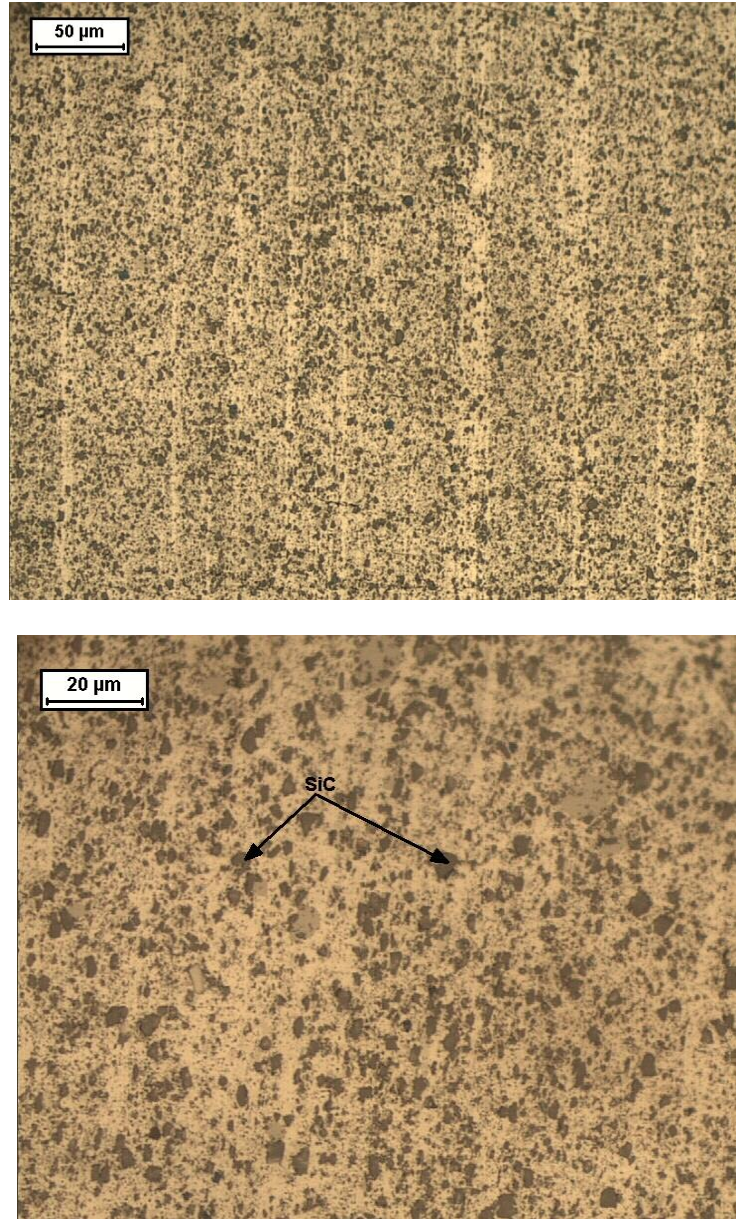
2124/SiC/17p kompozit malzemenin sertlik değeri Vickers yöntemi ile 100 g'lık yük kullanılarak ölçülmüştür. Kompozit malzemenin ortalama sertlik değeri 125 HV0,1 olarak bulunmuştur (Çizelge 5.2).

Çizelge 5.2 2124/SiC/17p kompozit malzemeye ait sertlik değerleri

Al/SiC numune	HV0,1
1. ölçüm	127
2. ölçüm	124
3. ölçüm	125
Ortalama sertlik değeri	125

Kompozit malzemenin mikroyapısını saptamak amacı ile metalografik inceleme yapılmıştır. Metalografik numune hazırlama işlemleri için 3 mm kalınlığında 15 mm çapındaki numune, soğuk monteye alınarak döner diskte 120-1200 mesh'lik SiC zımparalar ile sulu olarak zımparalanmıştır. Zımparalama işleminin ardından parlatma için sırasıyla alümina, 6, 3 ve 1µm'luk elmas pasta kullanılmıştır. Herhangi bir dağlama işlemine tabi tutulmayan numunenin mikroyapısı ışık metal mikroskobu ile incelenmiştir. Numunenin ışık metal mikroskobu ile alınan farklı büyütmelerdeki mikroyapı görüntüleri Şekil 5.5'de görülmektedir. Mikroyapı incelemeleri sonucunda kompozit malzemenin oldukça ince bir mikroyapıya sahip olduğu söylenebilir. Bu durum kompozitin üretilme yönteminden kaynaklanmaktadır. Sıvı metal püskürtme

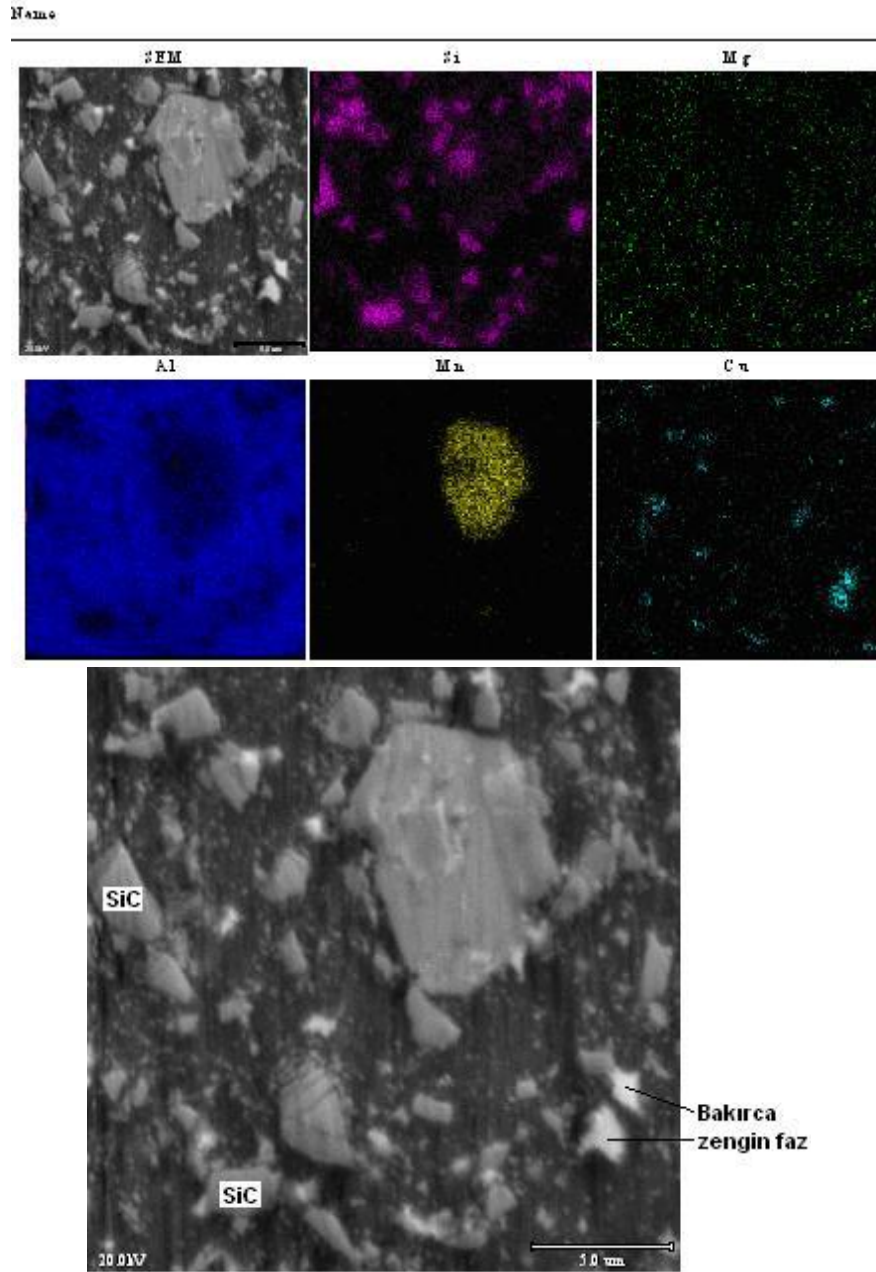
yönteminin en önemli avantajlarından biri matris yapısının oldukça ince taneli olması ve segregasyon içermemesidir [14].



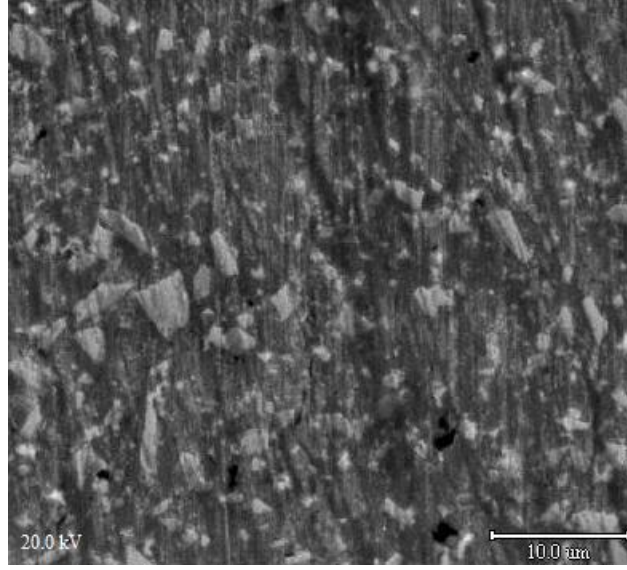
Şekil 5.5 Al/SiC kompozit malzemenin farklı büyütmelelerdeki mikrografları

İnce bir mikroyapıya sahip kompozit malzeme Tarama elektron mikroskobu (SEM) ile de incelenmiştir. Şekil 5.6'da kompozit numunede gerçekleştirilen elementel haritalandırma sonucu görülmektedir. Elementel haritalandırma sonucunda kompozit malzemenin gri küçük partiküller halindeki SiC dışında daha açık renkte (beyaz) gözüken bakırca zengin diğer fazları da içerdiği tespit edilmiştir. Mikroyapıda açık renkte gözüken bu fazın Al-Cu alaşımlarında görülen Al_2Cu ya da Al_2CuMg gibi çökelti

fazı olduğu düşünülmektedir. Şekil 5.7'deki SEM mikrografında SiC takviye partiküllerin boyutunun oldukça küçük ve dağılımının homojen olduğu görülebilir.



Şekil 5.6 2124/SiC/17p kompozit malzemeye ait SEM mikrografı ve bu görüntüye ait Si, Mg, Mn, Cu elementel haritaları



Şekil 5.7 Al/SiC kompozit malzemenin SEM mikrografı

5.3.2 Alüminyum Alaşımı

Difüzyonla birleştirme işlemlerinde kompozit malzeme ile birleştirilecek olan takviyesiz alüminyum alaşımı basınçlı döküm yöntemi ile üretilen AlSi9Cu3 alaşımıdır. Bu alaşım Alüminyum Derneği (Aluminum Association) gösterimine göre 380.0 alaşımına denk gelmektedir. Basınçlı dökümde kullanılan başlıca alaşımı olan 380.0 alaşımının özellikleri maliyet, dayanım, korozyon direnci ile birlikte yüksek akıcılık ve sıcak yırtılma dayanımının iyi bir kombinasyonundan oluşur. Bu alaşıma ait limit bileşim değerleri Çizelge 5.3’de verilmiştir [117].

Çizelge 5.3 380.0 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (%) [117]

Alaşım	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ni	Sn	Diğer (toplam)	Al
380.0	7,5- 9,5	3- 4	0,1 max	0,5 max	2 max	3 max	0,5 max	0,35 max	0,5 max	kalan

Deneylerde kullanılmak üzere ticari olarak temin edilen alaşımın bu limit değerle sahip olup olmadığının kontrolü için, alaşımın kimyasal bileşimi Hilger Analytical marka optik emisyon spektrometresi kullanılarak belirlenmiştir. Alüminyum alaşımına ait kimyasal analiz sonucu Çizelge 5.4’de verilmiştir.

Çizelge 5.4 Deneylerde kullanılan alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (%)

Alaşım	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ni	Sn	Diğer (toplam)	Al
380.0	8,65	2,95	0,269	0,336	0,431	1,90	-	-	0,158	85,30

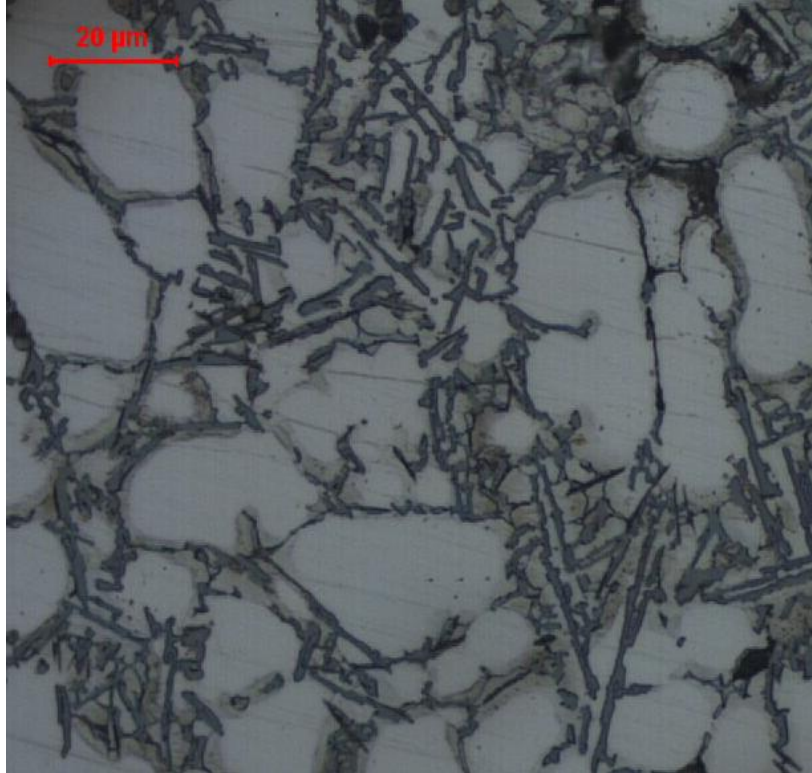
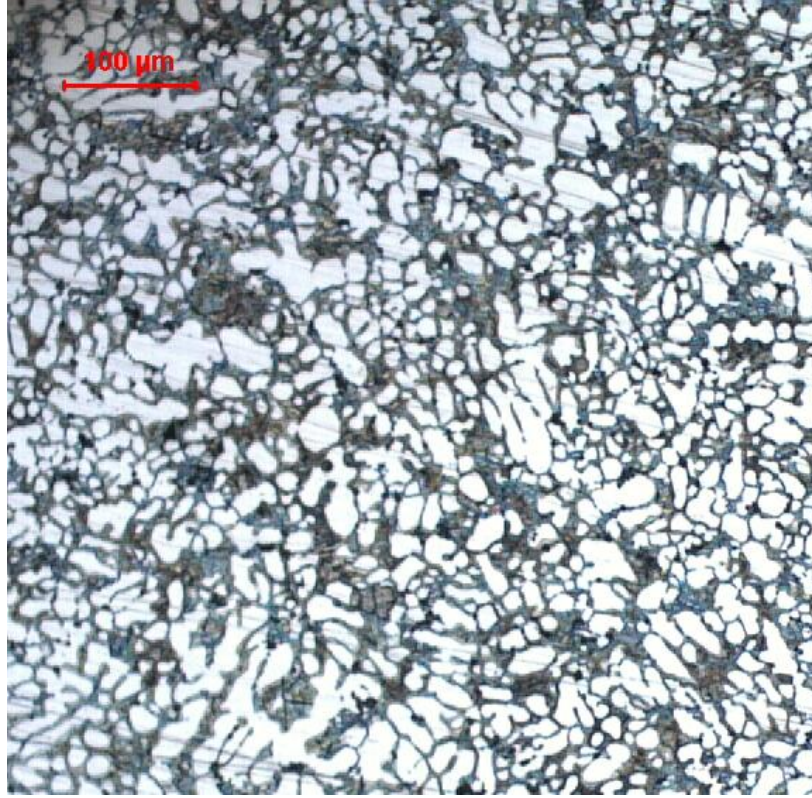
380 alaşımının sertlik değeri Vickers yöntemi ile 100 g'lık yük kullanılarak ölçülmüştür. Numunenin ortalama sertlik değeri 85 HV0,1 bulunmuştur (Çizelge 5,5).

Çizelge 5.5 380 alüminyum alaşımının sertlik değeri

A380	HV0,1
1. ölçüm	86,81
2. ölçüm	86,05
3. ölçüm	83,95
Ortalama sertlik değeri	85,6

380 alaşımının yoğunluk değeri Arşimet prensibi ile ölçülmüş ve $2,77 \text{ g/cm}^3$ olarak bulunmuştur. . Bu alaşımın kesme dayanımı değeri 184 MPa ve çekme dayanımı değeri 210 MPa'dır.

Alaşımın mikroyapısını saptamak amacı ile metalografik inceleme yapılmıştır. Metalografik numune hazırlama işlemleri için 380 alaşımı numune soğuk monteye alınarak döner diskte 120–1200 mesh'lik SiC zımparalar ile sulu olarak zımparalanmıştır. Zımparalama işleminin ardından parlatma için sırasıyla alümina, 6, 3 ve $1\mu\text{m}$ 'lik elmas pasta kullanılmıştır. Parlatma işleminin ardından yüzeyi Keller ayracı (1 ml HF+1,5 ml HCl+2,5 ml HNO₃ +95 ml H₂O) ile 10–15 s dağlanan numunenin mikroyapısı ışık metal mikroskobu ile incelenmiştir. Numunenin ışık metal mikroskobu ile alınan farklı büyütmelerdeki mikroyapı görüntüleri Şekil 5.8'de görülmektedir. Mikroyapıda görülen açık renkli kısım birincil α fazı, daha koyu renkte ince halde görülen kısım ise ötektiktir



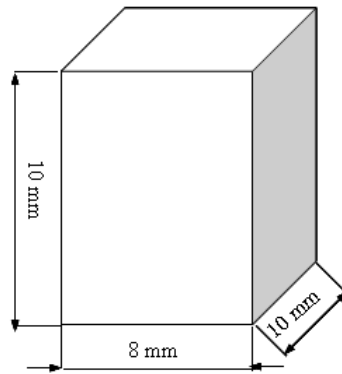
Şekil 5.8 380 alüminyum alaşımının farklı büyütmelerdeki ışık metal mikroskobu mikrografları

5.4 Malzemelerin Numune Boyutlarına Getirilmesi

Ticari olarak temin edilen 2124/SiC/17p ve 380 alüminyum alaşımı malzemelerden birleştirme deneylerinde kullanılmak üzere iki farklı şekil ve boyutta numuneler hazırlanmıştır. Bunlar kesme testinin uygulanacak birleştirmelerde kullanılan numuneler ve metalografi incelemelerine tabi tutulacak birleştirmelerde kullanılan numunelerdir. Numunelerin istenilen geometri ve ölçülere getirilmesi için gerekli talaşlı şekillendirme işlemleri özel bir firmada gerçekleştirilmiştir.

5.4.1 Metalografi İncelemelerine Tabi Tutulacak Birleştirmelerde Kullanılan Numuneler

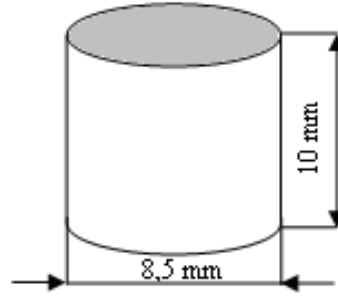
Metalografi incelemelerine tabi tutulacak birleştirmelerde, difüzyonla birleştirme işlemi sonrasında birleştirme ara yüzeyi incelemelerinin birleştirilen numunelerin kesilmesine gerek kalmazsınız gerçekleştirilmesi amacıyla dikdörtgen kesitli numune kullanımı tercih edilmiştir. Dikdörtgen kesitli numunelerin geometrisi ve boyutları Şekil 5.9’da görülmektedir. 100 mm boyunda 15 mm çapındaki silindir çubuk şeklindeki 2124/SiC717p Al MMK malzeme 8x10x10 mm boyutlarına getirilmek için önce planyalanarak 8x10x100 mm boyutunda çubuk haline getirilmiş ardından 10’ar mm genişliğinde dilimlere ayrılmıştır. Kesme işleminin ardından numunelerin alt ve üst yüzeylerini birbirine tamamen paralel hale getirmek için taşlama işlemi uygulanmıştır. 380 alüminyum alaşımına da aynı işlemler uygulanmıştır.



Şekil 5.9 Metalografi incelemelerine tabi tutulacak birleştirmelerde kullanılan numunelerin şematik görünümü

5.4.2 Kesme Testine Tabi Tutulacak Birleştirmelerde Kullanılan Numuneler

Difüzyonla birleştirme işleminden sonra, birleştirme dayanımını kesme testi (shear test) ile belirlenecektir. Kesme testi şekil 5.4’de detaylı olarak gösterilen bir kalıp yardımı ile gerçekleştirildiğinden, bu kalıba uygun şekilde numune kullanılması gerekmektedir. Bu nedenle bu teste tabi tutulacak birleştirmelerde boyutları şekil 5.10’da görölen silindirik şekilli numuneler kullanılmıştır. 15 mm çapındaki 100 mm uzunluğundaki 2124/SiC/17p kompozit malzeme önce tornada işlenerek çapı 8,5 mm’ye getirilmiş ardından 10’ar mm’lik dilimlere ayrılmıştır. 380 alüminyum alaşımı numuneler de aynı şekilde hazırlanmıştır.



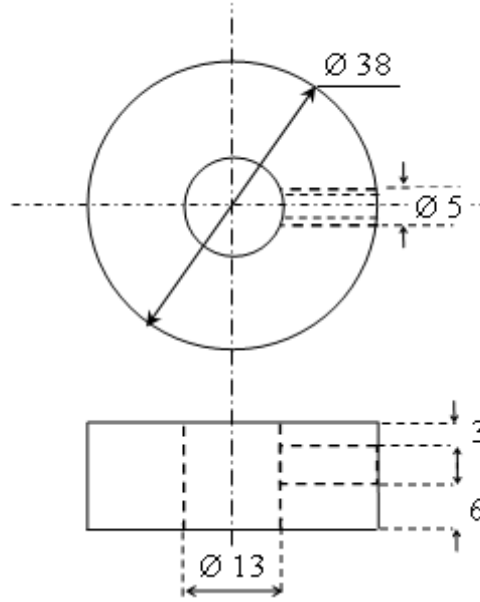
şekil 5.10 Kesme testine tabi tutulacak birleştirmelerde kullanılan numunelerin şematik görünümü

5.5 Difüzyonla Birleştirme işlemleri Öncesinde Numune Yüzeylerinin Hazırlanması

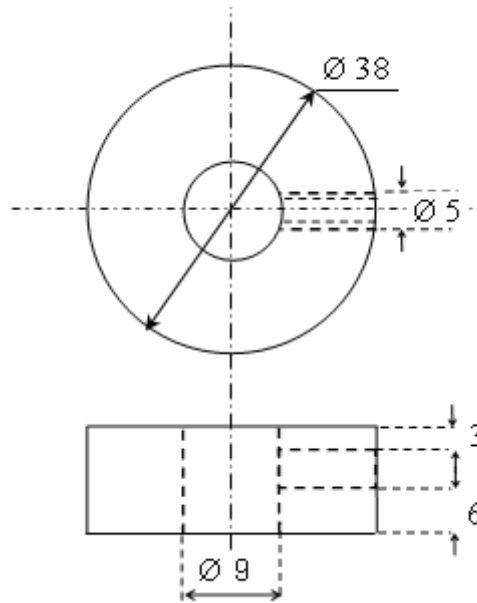
5.5.1 Zımparalama işlemleri

Difüzyonla birleştirme işleminde birleştirme yüzeylerinin düzgünlüğü oldukça önemlidir. Yüzeylerin birbirine tam olarak oturması ve arada boşluk kalmaması için birleştirme yüzeyleri mutlaka zımparalanmalı ve yüzey pürüzlölük değeri minimuma indirilmelidir. Bu amaçla, deneylerde kullanılacak 380 alüminyum alaşımı ve 2124/SiC/17p kompozit malzeme yüzeyleri birleştirme işlemlerinin hemen öncesinde zımparalama işlemine tabi tutulmuştur. Zımparalama işlemi, döner diskte 120–1200 mesh’lik SiC zımpara kağıtları ile sulu olarak gerçekleştirilmiştir. Metalografi incelemelerine tabi tutulacak birleştirmelerde kullanılacak olan numune yüzeyleri şekil 5.11’de, kesme testine tabi tutulacak birleştirmelerde kullanılacak olan numune yüzeyleri ise şekil 5.12’de görölen elik numune tutucular yardımı ile zımparalanmıştır. Numune tutucu kullanılmasının nedeni, zımparalama işlemi sırasında numune

yüzeylerinde herhangi bir eğilmeye neden olmamak, yüzeylerin paralelliğini bozmamaktır.



Şekil 5.11 8x10x10 mm boyutlarındaki numunelerin zımparalanmasında kullanılan numune tutucu



Şekil 5.12 $\varnothing 8,5$ x10 mm boyutlarındaki numunelerin zımparalanmasında kullanılan numune tutucu

5.5.2 Yüzey Pürüzlülüğü

1200 meshlik SiC aşındırıcı ile zımparalanan numune yüzeylerinin sahip olduğu pürüzlülük değerini belirlemek amacıyla, zımparalanan yüzeylerin ortalama yüzey pürüzlülüğü (R_a) değeri ölçülmüştür. Ölçme işlemi Mahr PerthometerS2 marka yüzey pürüzlülüğü ölçme cihazı ile gerçekleştirilmiştir.

Yapılan çok sayıdaki ölçüm sonucunda 380 alüminyum alaşımını numunenin ortalama yüzey pürüzlülük değeri (R_a) değeri 0,09–0,135 μm , 2124/SiC/17p kompozit numunenin R_a değeri 0,085–0,142 μm arasında bulunmuştur. Yüzey pürüzlülüğü ölçümüne ait örnekler Ek A ve Ek B’de verilmiştir.

5.5.3 Oksit Giderme ve Yüzey Temizliği

Alüminyum ve alaşımlarının yüzeyi, oda sıcaklığında dahi oldukça kısa sürede oksit filmi ile kaplanmaktadır. Oldukça yapışkan ve stabil olan bu oksit filmin kalınlığı 15 s gibi bir sürede birkaç nm’yi bulmaktadır. Ayrıca nemli ortamlarda film kalınlığı nem oranına bağlı olarak iki kat daha kalın olabilmektedir [118].

Difüzyonla birleştirilecek olan numune yüzeyleri her ne kadar birleştirme işleminin gerçekleştirileceği zamanın hemen öncesinde zımparalansalar da, birleştirme işleminin başladığı ana kadar oksitlenmeleri muhtemeldir. Bu nedenle zımparalama işleminin ardından birleştirilecek numune yüzeyleri aşağıda bileşimi verilen asit çözeltisi ile temizlenerek yüzeydeki oksit film giderilmeye ya da kalınlığı azaltılmaya çalışılmıştır. Bu amaçla kullanılan asit çözeltisinin bileşimi şu şekildedir:

15 ml HNO_3 –15 ml HCl –15 ml H_2O –1 ml HF

Zımparalama işleminin ardından bir cımbız yardımı ile numunelerin yalnızca birleştirme yüzeyleri 10 s süre ile bu asit çözeltisinin içerisine daldırılmıştır. Asitle muamele edilen yüzeyler derhal su ve ardından etil alkol ile çalkalanmıştır. Asidin etkisi ile numune yüzeylerinde matlaşma meydana geldiği gözlemlenmiştir.

Asitle oksit giderme işleminin ardından numunelere ultrasonik temizleme işlemi uygulanmıştır. Ultrasonik temizleme işleminde yüksek saflıkta aseton kullanılmıştır. Difüzyonla birleştirme işleminin hemen öncesinde gerçekleştirilen ultrasonik temizleme işleminin süresi tüm birleştirmeler için 30 dakikadır. 30 dakika sürenin

sonunda numuneler basınçlı hava ile kurutularak derhal numune tutucuya yerleştirilerek birleştirme cihazına alınmıştır.

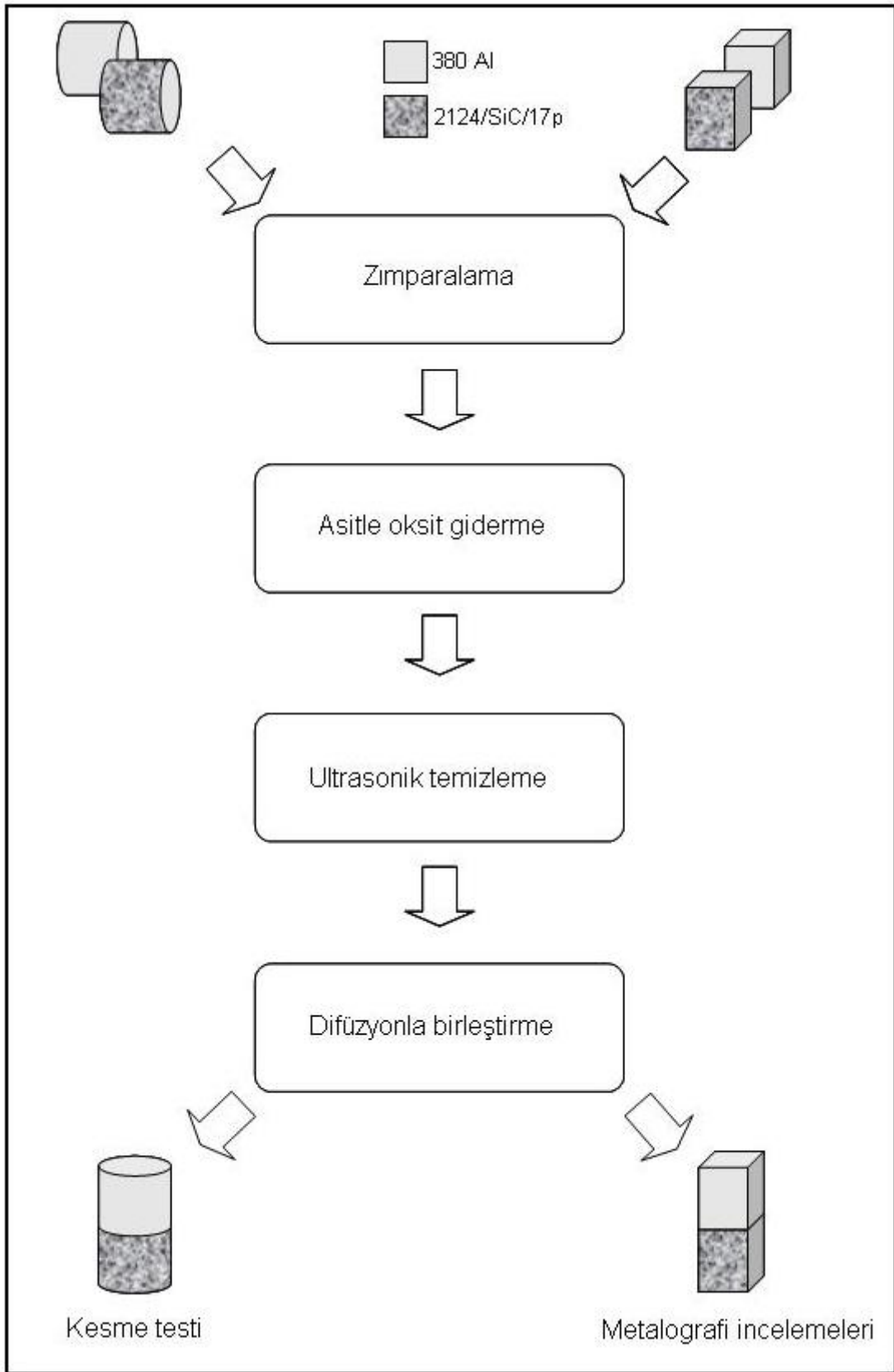
5.6 Deneylerin Yapılışı

2124/SiC/17p kompozit numune ve 380 Al alaşımı numunelerin difüzyonla birleştirme deneyleri başlıca 2 ayrı grup altında gerçekleştirilmiştir. Bir grup numune herhangi bir ara tabaka malzemesi kullanmadan direkt olarak difüzyonla birleştirilirken, diğer gruptaki numunelerin difüzyonla birleştirme işlemlerinde kaplama ya da folyo şeklindeki ara tabaka malzemeleri kullanılmıştır.

5.6.1 Direkt (Ara tabakasız) Difüzyonla Birleştirme Deneyleri

2124/SiC/17p kompozit numunelerin 380 Al alaşımı numunelerle direkt difüzyonla birleştirme işlemlerinde ana deney parametreleri birleştirme sıcaklığı, birleştirme süresi ve basınçtır. Deney parametrelerinin başlangıç değerleri, SiC takviyeli Al MMKlerin difüzyonla birleştirilmesi üzerine gerçekleştirilen önceki araştırmalar ve yapılan ön deneylerin sonuçları göz önüne alınarak seçilmiştir. Difüzyonla birleştirme deneyleri vakum atmosferde, 3 MPa birleştirme basıncı altında, 520, 540 ve 560°C birleştirme sıcaklığında, 30, 60 ve 90 dakika birleştirme süresinde gerçekleştirilmiştir. Seçilen ilk sıcaklık değeri 540°C'dir. 540°C sıcaklık değerinde seçilen tüm deney sürelerinde numunelerin birleştiği görülmüştür. Numunelerin daha düşük bir sıcaklık değerinde birleştirilip birleştirilemeyeceğinin tespit edilebilmesi amacıyla birleştirme sıcaklığı 540°C'nin altına düşürülerek 520°C olarak seçilmiştir. Sıcaklığın birleşme dayanımı üzerine etkisini belirlemek üzere 3. bir sıcaklık değerine daha ihtiyaç duyulmuş ve bu değer 540°C'nin 20°C üzeri olan 560°C olarak seçilmiştir. Birleştirme deneyleri öncesinde kompozit malzeme ve alüminyum alaşımı numunelerin birleştirme yüzeyleri, numune tutucu yardımıyla döner diskli zımpara makinelerinde 1200 meshlik SiC aşındırıcılar kullanarak zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi sonrasında alkol ile çalkalanıp soğuk hava ile kurutulan numune yüzeyleri 15 ml HNO₃, 15 ml HCl, 15 ml H₂O ve 1 ml HF'den oluşan asit çözeltisi ile 10 saniye süresince muamele edilerek derhal ultrasonik temizleme cihazına alınarak aseton ile temizleme işlemine tabi tutulmuştur. 30 dakikalık sürenin sonunda aseton içerisinden alınan Al MMK ve Al

alaşımı numuneler birleştirme yüzeyleri üst üste getirilerek, kompozit malzeme altta kalacak şekilde difüzyonla birleştirme cihazına yerleştirilmiştir. Numunelerin cihaza yerleştirilmesi, oksidasyon riski sebebi ile olabildiğince hızlı bir şekilde yapılmıştır. Birleştirme haznesinin derhal vakuma alınması için vakum pompası çalıştırılmış ve ısıtma işlemine haznedeki havanın boşaltılmasından sonra başlanmıştır. Sistem istenilen vakum değerine geldiğinde birleştirme basıncına karşılık gelen yükler uygulanmış ve ısıtma işlemi için fırın çalıştırılmıştır. Numunelerin oda sıcaklığından işlem sıcaklığına ısıtılmasında ısıtma hızı yaklaşık 15°C/dakika'dır. Sistem seçilen işlem sıcaklığı değerine geldiğinde birleştirme süresi tutulmaya başlanmıştır. Seçilen sürenin sonunda fırın kapatılmış ve numuneler vakum ortamda sıcaklık 100°C'nin altına gelene kadar hazne içerisinde soğumaya bırakılmıştır. Sıcaklık bu değerin altına indiğinde önce yükler kaldırılmış ve vakum pompası kapatıldıktan sonra birleştirme haznesi açılarak numuneler alınmıştır. Deney sonuçlarının daha sağlıklı bir şekilde değerlendirilebilmesi için aynı deney şartlarında her seferinde 3 çift numune birleştirilmiştir. Difüzyonla birleştirme deneylerinin yapılışında izlenen yol Şekil 5.13'deki akış şemasında özetlenmiştir.



Şekil 5.13 Difüzyonla birleştirme deneylerine ait akış şeması

5.6.2 Ara Tabakalı Difüzyonla Birleştirme Deneyleri

Al MMKlerin ve Al alaşımlarının difüzyonla birleştirilmesinin, yüzeylerin oksidasyonu sebebiyle oldukça zor olduğu ve elde edilen dayanım değerlerinin pek de yüksek olmadığı bilinmektedir. Birleştirme işlemini kolaylaştırmak ve birleşme dayanımını yükseltmek için başvurulacak yollardan biri de uygun bir ara tabaka malzemesi kullanmaktır. Ara tabaka kullanımının difüzyonla birleştirme işlemi ve birleşme dayanımı üzerine etkisinin araştırılması için bir grup 2124/SiC/17p kompozit numune ve 380 Al alaşımı bakır ve nikel olmak üzere iki farklı ara tabaka kullanılarak birleştirilmiştir. Çalışmadaki amaç, malzeme çiftinin katı halde birleştirilmesi olduğundan Cu ara tabakalı birleştirmelerde seçilen deney sıcaklığı Al-Cu ötektik sıcaklığının altında 540°C 'dir. Ni ara tabakalı birleştirmeler de sonuçların karşılaştırılabilmesi için aynı sıcaklık değerinde gerçekleştirilmiştir.

5.6.2.1 Cu Ara Tabakalı Birleştirmeler

Bakır aratabakalı birleştirmelerde kullanılan ara tabaka malzemesi $40\ \mu\text{m}$ kalınlığında folyo şeklindeki saf bakırdır. ETP Cu (%99,90 saflıkta) ara tabaka malzemesi Altek Döküm A.Ş'den tavllanmış halde şeritler şeklinde temin edilmiştir. Zımparalanan birleştirme yüzeyleri arasına yerleştirilmek üzere saf bakır şeritlerden numune şekillerine uygun parçalar çıkarılmıştır ($8 \times 10\ \text{mm}$ ve $\varnothing 8,5\ \text{mm}$). Bakır aratabakaların çıkarılması işlemi Cu folyoya el değmemesi ve Cu'nun oksitlenmemesi için eldiven yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Bakır ara tabaka malzemesi, birleştirme deneyleri öncesinde Al MMK ve Al alaşımı numune ile birlikte aseton ile ultrasonik temizleme işlemine tabi tutulmuştur. Ultrasonik temizleme işleminin ardından Cu ara tabaka cımbız yardımıyla kompozit ve Al alaşımı numune arasına yerleştirilmiştir. Kompozit numune altta kalacak şekilde birleştirme cihazına yerleştirilen numuneler vakum atmosferde 540°C 'de $0,2\ \text{MPa}$ basınç altında 60 ve 90 dakika süre ile difüzyonla birleştirilmiştir. Birleştirme basıncı direkt difüzyonla birleştirme deneylerden farklı olarak $3\ \text{MPa}$ yerine $0,2\ \text{MPa}$ olarak seçilmiştir. Birleştirme basıncının düşük seçilmesinin nedeni yumuşak Cu ara tabaka kullanılması ile numunelerin daha az deformasyonla birleştirilebilmesinin mümkün olup olmadığını araştırmaktır.

5.6.2.2 Ni Ara Tabakalı Birleştirmeler

Nikel ara tabakalı birleştirmeler iki farklı nikel ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Seçilen ilk yol, birleşme ara yüzeylerinde Ni ara tabaka oluşturmak üzere numune yüzeylerinin Ni ile kaplanmasıdır. Zımparalanan kompozit ve Al alaşımı numune yüzeyleri asit ile dağlanıp ultrasonik olarak temizlendikten sonra manyetik sıçratma PVD yöntemi ile yaklaşık 500 nm saf Ni ile kaplanmıştır. Ni kaplama işlemi Nanomaster NSC 2000 Sputter marka PVD cihazında aşağıdaki parametreler kullanılarak gerçekleştirilmiştir:

Yöntem :DC Sputter
G :396 Watt
Kaplama kalınlığı :500 nm

Birleştirme yüzeyleri yaklaşık 500 nm kalınlığında saf Ni ile kaplanan 2124/SiC/17p ve 380 Al alaşımı numuneler bir araya getirildiğinde nikel ara tabaka kalınlığı yaklaşık 1 μ m olmaktadır. Deneyler için seçilen birleştirme sıcaklığı 540°C, birleştirme süresi 90 dakika ve basınç 3 MPa'dır. Nikel kaplı birleştirme yüzeyleri st üste gelecek şekilde difüzyonla birleştirme cihazına yerleştirilen deney numuneleri için bundan sonra izlenen yol, direkt difüzyonla birleştirme işlemlerinde olduğu gibidir.

Yaklaşık 1 μ m kalınlığında kaplama şeklinde Ni ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen birleştirme işlemlerinde istenilen sonuçların alınamaması üzerine, bu kez nikelin folyo şeklinde kullanılması yoluna gidilmiştir. 50 μ m kalınlığında %99,95 saflıktaki Ni ara tabaka malzemesi tavlannış halde folyo şeklinde Advent Research Materials England firmasından temin edilmiştir. Zımparalanan birleştirme yüzeyleri arasına yerleştirilmek üzere saf nikel şeritlerden numune şekillerine uygun parçalar çıkarılmıştır (8x10 mm ve $\varnothing$ 8,5 mm). Nikel ara tabaka malzemesi, birleştirme deneyleri öncesinde Al MMK ve Al alaşımı numune ile birlikte aseton ile ultrasonik temizleme işlemine tabi tutulmuştur. Folyo şeklinde nikel ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmelerde deney parametreleri Cu folyo kullanımı ile aynı sıcaklık (540°C) ve sürelerde (60 ve 90 dakika) ancak direkt difüzyonla birleştirme deneyleri ile aynı basınç değerinde (3 MPa)

gerçekleştirilmiştir. Çizelge 5.6’da 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinin direkt ve ara tabaka ile difüzyonla birleştirilmesinde kullanılan deney parametreleri görülmektedir

Çizelge 5.6 Difüzyonla birleştirme deneylerinin gerçekleştirildiği deney parametreleri

Malzeme Çifti		Sıcaklık (°C)	Basınç (MPa)	Süre (dakika)	Ortam
Direkt (ara tabakasız) birleştirme deneyleri					
2124/SiC/17p–380 Al		520	3	30	Vakum 5.10 ⁻³ mbar
				60	
				90	
		540	3	30	
				60	
				90	
		560	3	30	
				60	
				90	
Ara tabakalı birleştirme deneyleri					
Nikel	2124/SiC/17p–Ni–380 Al <i>Ara tabaka : 1µm saf Ni PVD kaplama</i>	540	3	90	Vakum 5.10 ⁻³ mbar
	2124/SiC/17p–Ni–380 Al <i>Ara tabaka : 50µm saf Ni folyo</i>	540	3	60	
				90	
Bakır	2124/SiC/17p–Cu–380 Al <i>Ara tabaka : 40µm saf Cu folyo</i>	540	0,2	60	
				90	

5.7 Deney Numunelerinin İncelenmesinde Kullanılan Cihazlar

Direkt ve ara tabaka kullanılarak difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p ve 380 Al alaşımı numuneler, birleştirme işlemleri sonrasında çeşitli inceleme ve test işlemlerine tabi tutulmuştur. Öncelikle birleştirilen numuneler makroskobik olarak incelenerek deformasyon oranları (%çap değişimi) tespit edilmiştir. 8x10x10 mm boyutlarındaki dikdörtgen kesitli numunelerin kullanıldığı birleştirmeler metalografi incelemelerinde kullanılırken, Ø8,5x10 mm boyutlarındaki silindirik kesitli numunelerin kullanıldığı birleştirmeler birleşme dayanımını belirlemek üzere kesme testine tabi tutulmuştur. Metalografi incelemelerinde Leica marka Image Analyser mikroskop (Şekil 5.14) ve Jeol JSM 5410 LV model tarama elektron mikroskobu (SEM) (Şekil 5.15) kullanılmıştır. Birleştirme işlemleri sonrasında numune çiftlerinin sertlik değişimlerinin belirlenmesi

amacıyla mikrosertlik incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri Şekil 5.16’da görülen Zwick/Roell Indentec ZHV sertlik cihazı ile gerçekleştirilmiştir.

Bakır ve nikel ara tabaka kullanılarak birleştirilen numuneler EDS ve Panalytical Xpert Pro marka XRD ile incelenerek ara yüzeyde oluşan fazlar belirlenmiştir.

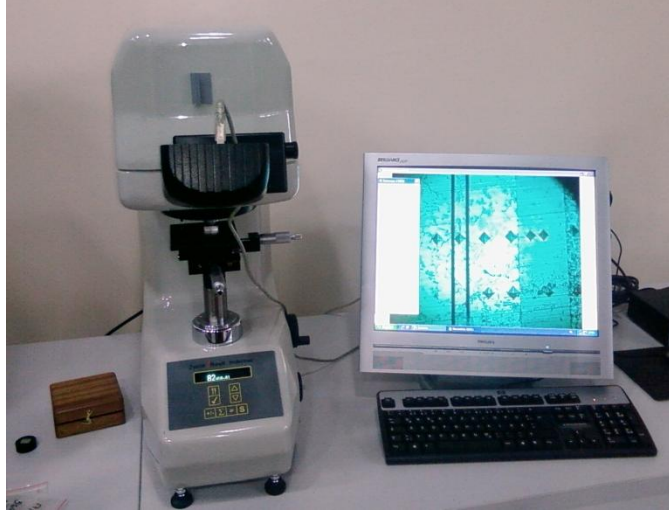
En yüksek kesme dayanımının elde edildiği numuneler ayrıca çekme testine tabi tutulmuştur. Bu numunelere ait kırılma yüzeyleri ve aynı şartlarda birleştirilen kesme numunelerinin kırılma yüzeyleri incelenmiştir.



Şekil 5.14 Metalografi incelemelerinde kullanılan Leica Image Analyser cihazı



Şekil 5.15 SEM incelemelerinde kullanılan Jeol JSM 5410 LV marka tarama elektron mikroskobu



Şekil 5.16 Mikrosertlik ölçümlerinde kullanılan Zwick/Roell Indentec ZHV sertlik cihazı

DENEYSEL SONUÇLAR**6.1 Direkt (Ara tabakasız) Birleştirmelere Ait Deneysel Sonuçlar**

Direkt difüzyonla birleştirme deneylerinde seçilen ilk sıcaklık değeri olan 540°C’de tüm sürelerde numuneleri birleştiği görülmüştür. 520°C’de gerçekleştirilen difüzyonla birleştirme deneylerinde ise 30 dakika süre sonunda numunelerin birleşmediği tespit edilmiştir. Aynı sıcaklık değerinde 60 dakika süre sonunda birleşmiş gibi görülen numuneler metalografi incelemeleri için yüzey hazırlama işlemi sırasında zımparalanırken çeşitli zımpara kademelerinde birleşme yerlerinden ayrılmıştır. 520°C’de 90 dakika süre ile birleştirilen numunelerde ise herhangi bir ayrılma meydana gelmemiştir. 560°C’de tüm sürelerde birleşme gerçekleşmiştir. 2124/SiC/17p–380 Al numune çiftinin farklı sıcaklık ve sürelerde birleşme durumu Çizelge 6.1’de özetlemiştir.

Çizelge 6.1 Farklı deney şartlarında numunelerin birleşme durumu

+ : başarılı - : başarısız		Difüzyonla Birleştirme Sıcaklığı (°C)		
		520	540	560
İşlem süresi (dakika)	30	-	+	+
	60	-	+	+
	90	+	+	+

6.1.1 Makroskobik İnceleme Sonuçları

Difüzyonla birleştirme işlemlerinden sonra birleştirilen numunelerde makro boyutta herhangi bir deformasyon meydana gelip gelmediğinin tespit edilebilmesi için çap değerlerinde meydana gelen değişiklik tespit edilmiştir. Difüzyonla birleştirme öncesinde 8,5 mm olan çap değeri sıcaklık, basınç ve süreye bağlı olarak artmış ve numunelerde değişik oranlarda şişme meydana gelmiştir.

Yapılan ölçümler sonucunda 520°C sıcaklık değerinde 3 MPa basınç altında 90 dakikada birleştirilen numunelerin deformasyona uğramadığı, 540°C'de 3 MPa basınç altında 30–60–90 dakika süre sonunda difüzyonla birleştirilen tüm 2124/SiC/17p–380 Al numune çiftlerinde sıcaklık ve basıncı etkisi ile meydana gelen çap değişiminin %3 civarında olduğu tespit edilmiştir.

560°C sıcaklık değerinde gerçekleştirilen birleştirmelerde 30 dakika süre sonunda meydana gelen çap değişimi yaklaşık %10 civarındadır. Bekleme süresinin artması ile deformasyon miktarı da artmıştır. Bu sıcaklık değerinde 90 dakika süre sonunda meydana gelen çap değişimi yaklaşık %20 civarındadır.

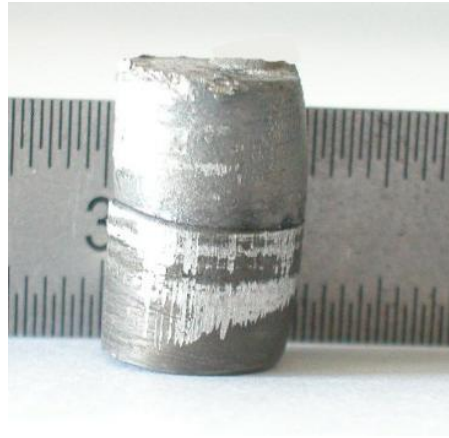
Şekil 6.1–6.4'de farklı deney parametreleri ile birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al numune çiftine ait makrograflar görülmektedir.



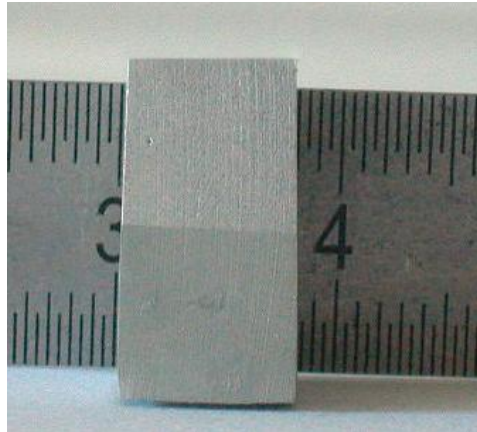
Şekil 6.1 540°C'de 3 MPa basınç ve 90 dakika süre ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al numune çiftine ait makrograf



Şekil 6.2 560°C'de 3 MPa basınç ve 30 dakika süre ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al numune çiftine ait makrograf



Şekil 6.3 560°C'de 3 MPa basınç ve 90 dakika süre ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al numune çiftine ait makrograf



Şekil 6.4 540°C'de 3 MPa basınç ve 60 dakika süre ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al numune çiftine ait makrograf

6.1.2 Mikroskopik İncelemelere Ait Sonuçlar

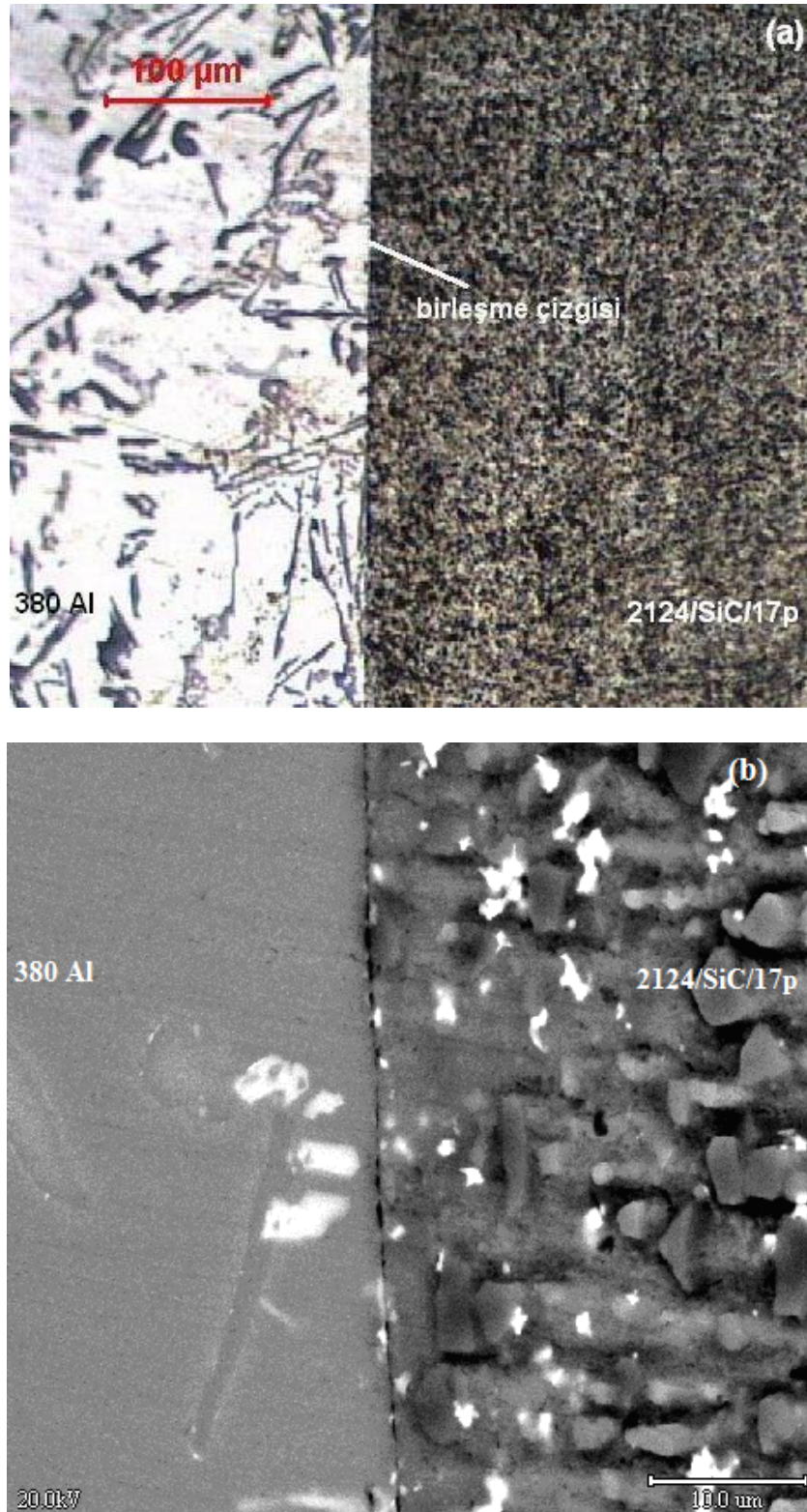
Arayüzey incelemelerine tabi tutulacak numunelerin birleşme arayüzeyine dik kesitleri sırasıyla 60-120-180-220-320-400-600-800-1000 ve 1200 meshlik SiC aşındırıcılarla sulu

olarak döner diskte zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi ardından yıkanıp kurutulan numune yüzeyleri önce alümina ile kaba olarak, ardından sırasıyla 6–3 ve 1 µm'lik elmas ile ince olarak parlatılmıştır. Parlatma işlemlerinin ardından numune yüzeyleri yıkanmış ve alkol ile çalkalanıp kurutularak metalografi incelemelerine hazır hale getirilmiştir.

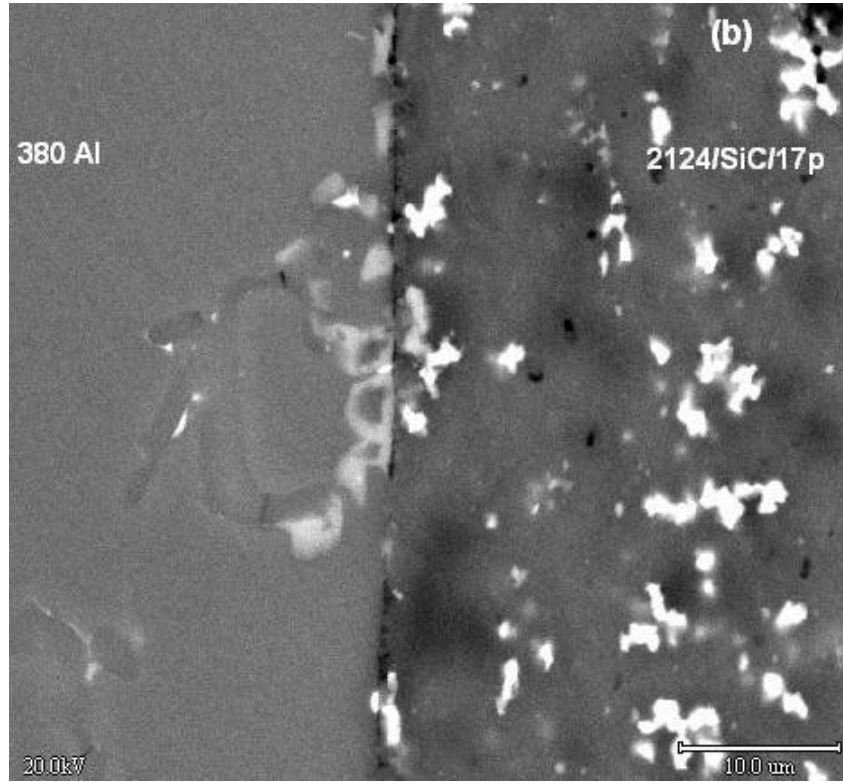
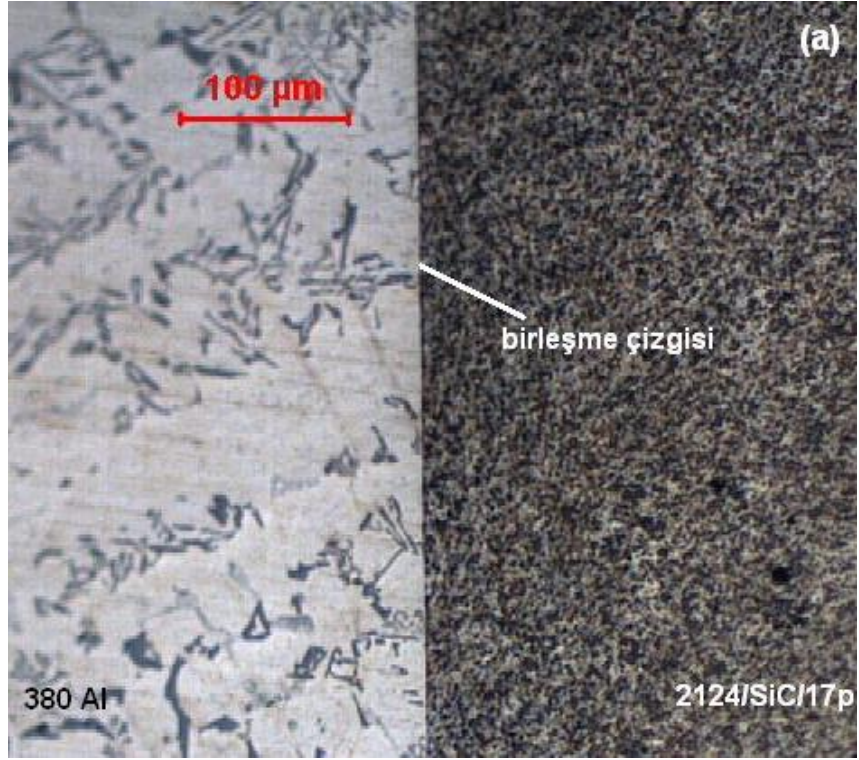
520°C'de 3 MPa basınç altında 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait ışık metal mikroskobu görüntüsü Şekil 6.5a'da, SEM mikrografi Şekil 6.5b'de verilmiştir. 540°C'de 3 MPa basınç altında 30, 60 ve 90 dakika sürede birleştirilen 2124/SiC/17p–380Al malzeme çiftine ait ışık metal mikroskobu görüntüleri sırasıyla Şekil 6.6a, Şekil 6.7a ve Şekil 6.8a'da, SEM mikrografları ise sırasıyla Şekil 6.6b, Şekil 6.7b ve Şekil 6.8b'de görülmektedir. 560°C'de 3 MPa basınç altında 30, 60 ve 90 dakika sürede birleştirilen 2124/SiC/17p–380Al malzeme çiftine ait ışık metal mikroskobu görüntüleri sırasıyla Şekil 6.9a, Şekil 6.10a ve Şekil 6.11a'da, SEM mikrografları ise sırasıyla Şekil 6.9b, Şekil 6.10b ve Şekil 6.11b'de verilmiştir.

Şekil 6.5b'den görüldüğü üzere 520°C'de 3 MPa basınç altında 90 dakika süre sonunda elde edilen 2124/SiC/17p–380 Al birleşme ara yüzeyinde siyah olarak görülen boşluklar mevcuttur. Bu boşluklar ara yüzeyde birleşmeyen bölgelerin olduğunu göstermektedir. Sıcaklığın 540°C'ye yükseltilmesi ile birleşmenin gerçekleşmediği siyah renkli ara yüzey boşlukları yok denecek kadar azalmıştır (Şekil 6.8b). 560°C'de birleştirilen numune çifti üzerinde yapılan mikroskobik incelemelerde Şekil 6.10b'de görüldüğü üzere ara yüzeyde herhangi bir boşluğa rastlanmamıştır. Birleştirme sıcaklığının yükselmesi ile ara yüzeydeki boşlukların miktarı belirgin bir şekilde azalmıştır.

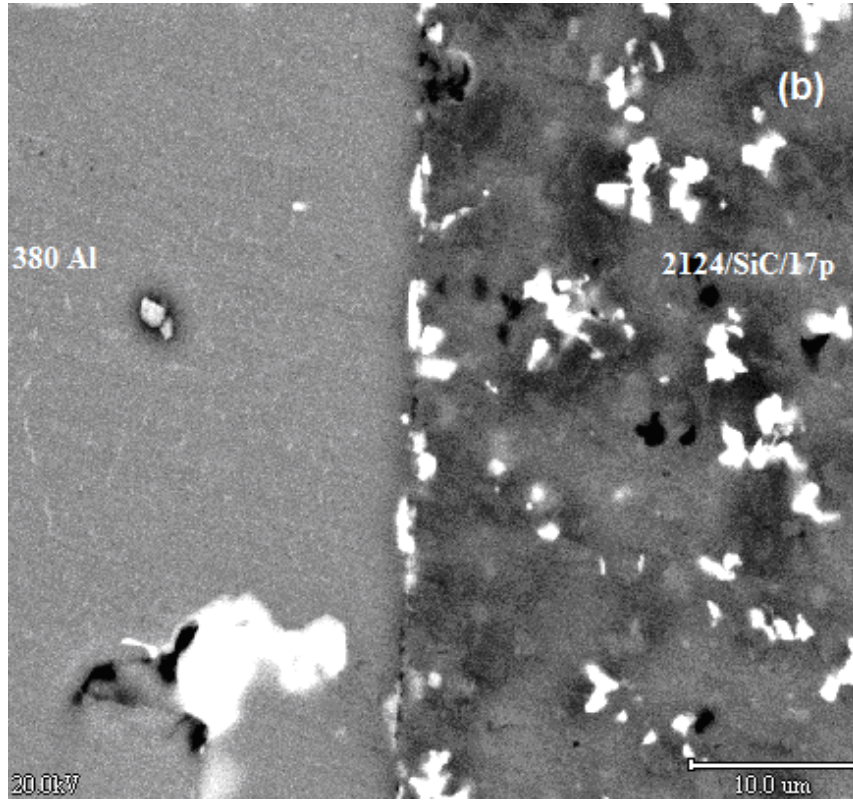
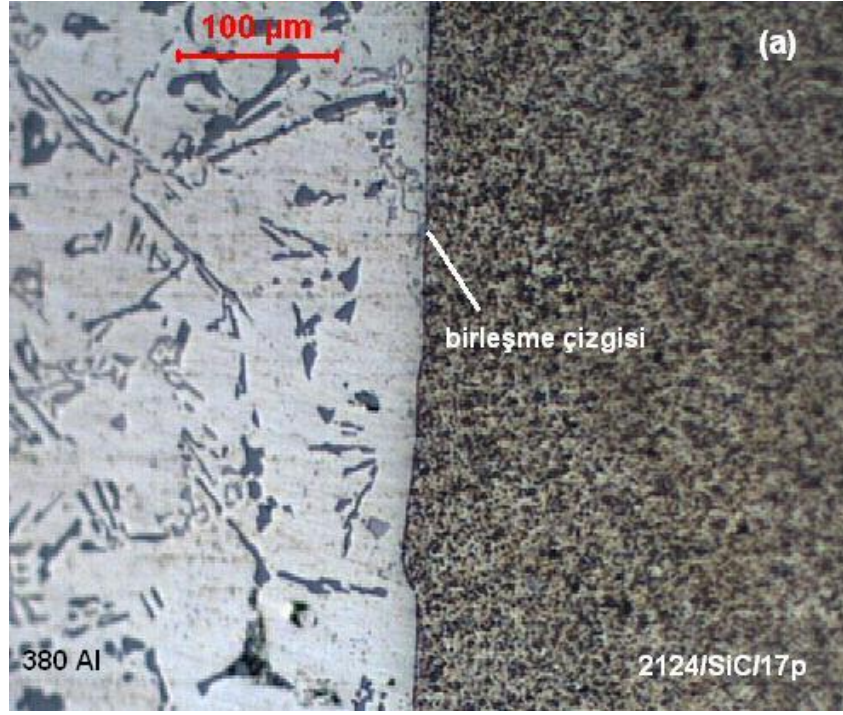
Birleştirme süresinin birleşme ara yüzeyi üzerine etkisi de birleştirme sıcaklığının etkisine benzerdir. Birleştirme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya yükseldiğinde birleşme ara yüzeyindeki boşlukların miktarı Şekil 6.6b ve Şekil 6.10b'de görüldüğü üzere belirgin bir şekilde azalmıştır. 90 dakika süre sonunda birleşme ara yüzeyinde boşluğa rastlanılmamıştır (Şekil 6.11b). Aynı sıcaklık ve basınç değerinde farklı sürelerde birleştirilen numunelerin birleşme ara yüzeyleri incelendiğinde, birleşme süresinin artması ile ara yüzeydeki boşlukların miktarının azaldığı sonucuna varılmıştır.



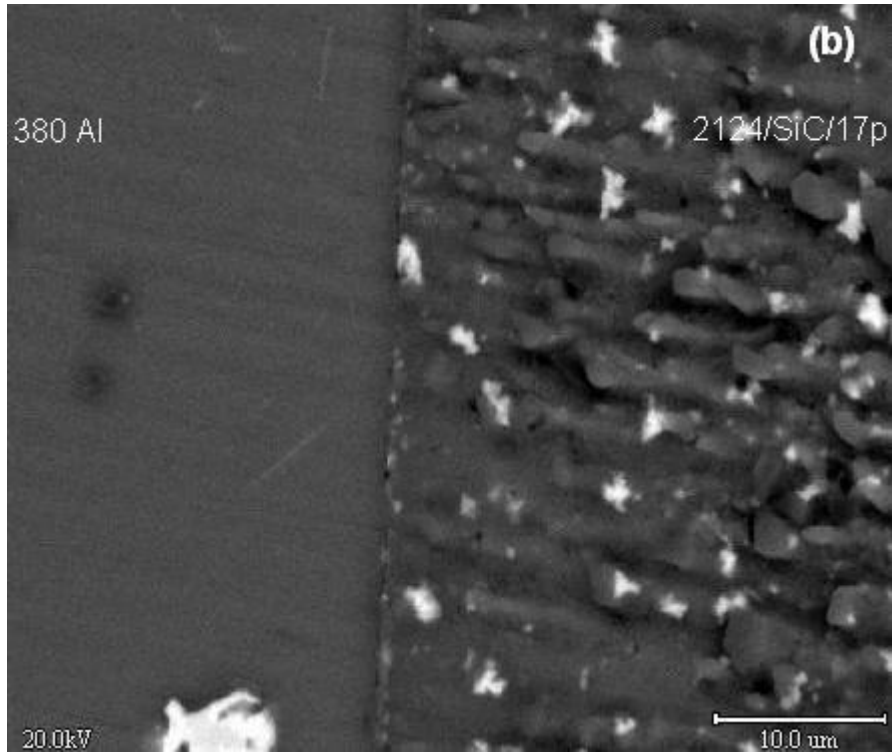
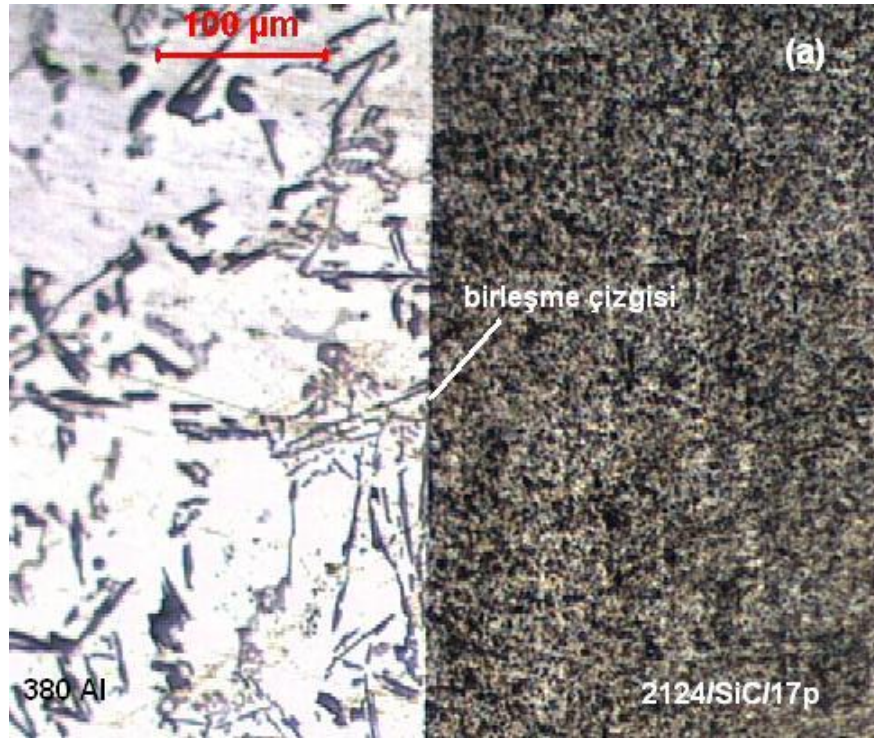
Şekil 6.5 520°C'de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM



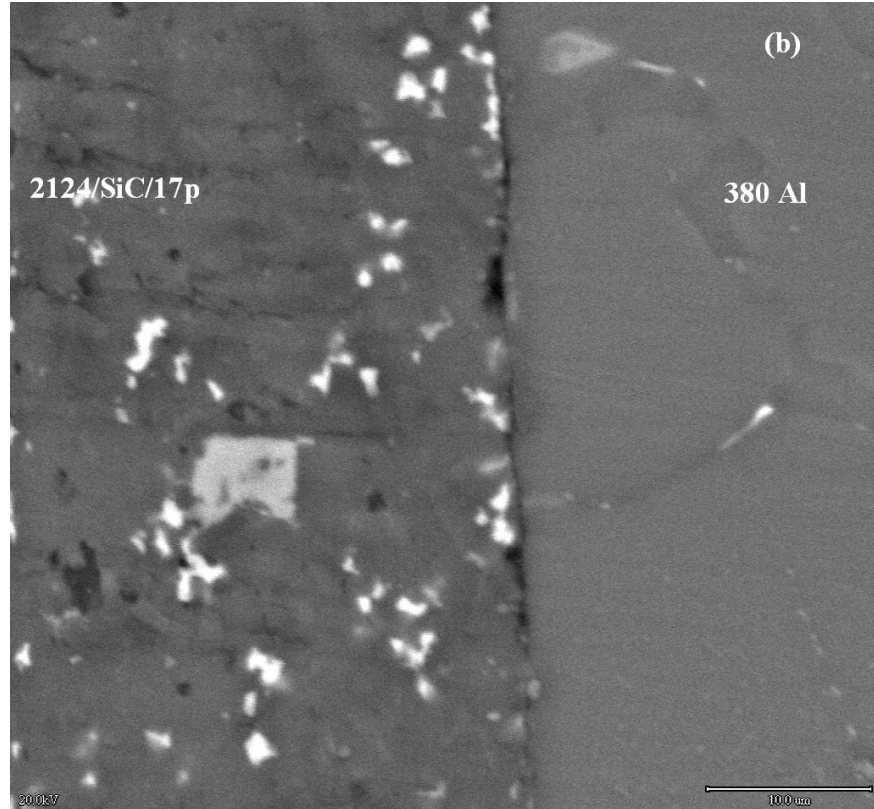
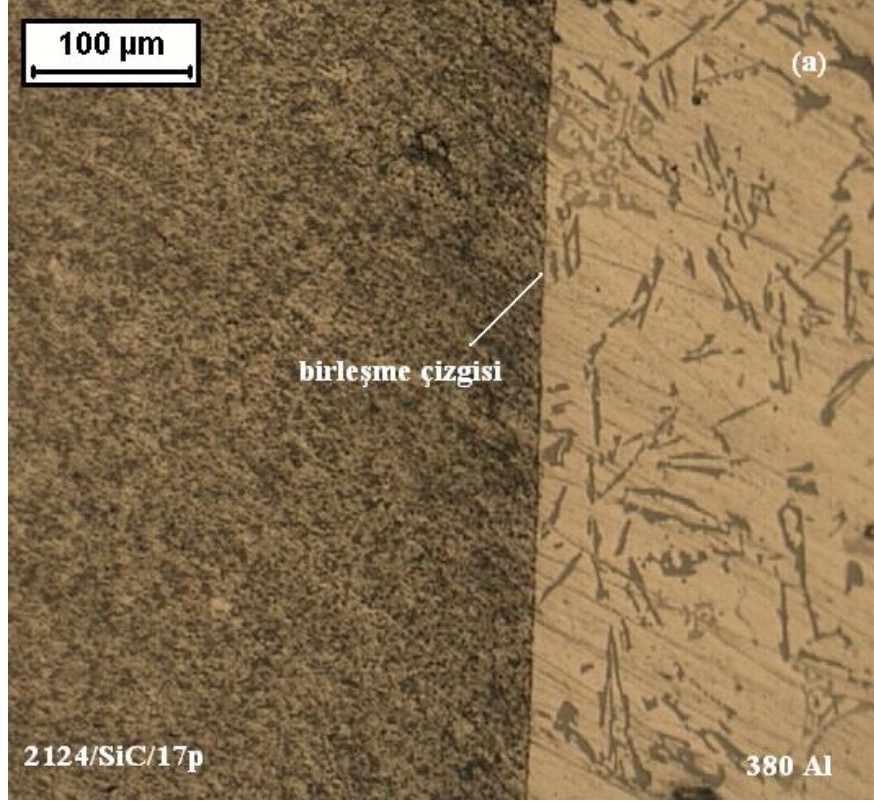
Şekil 6.6 540°C'de 3 MPa basınç ve 30 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM



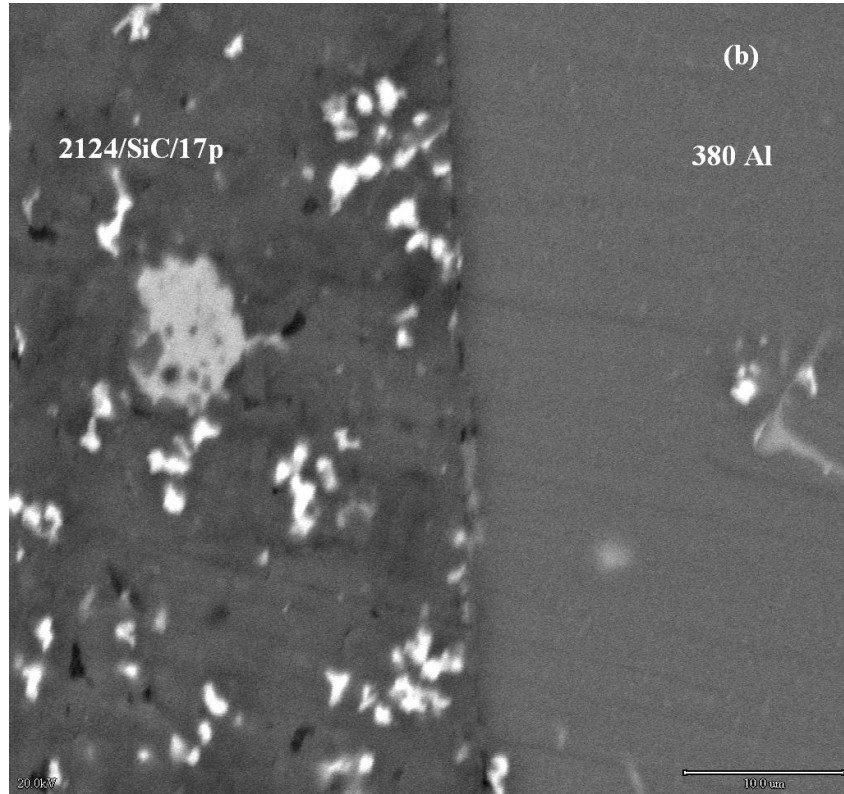
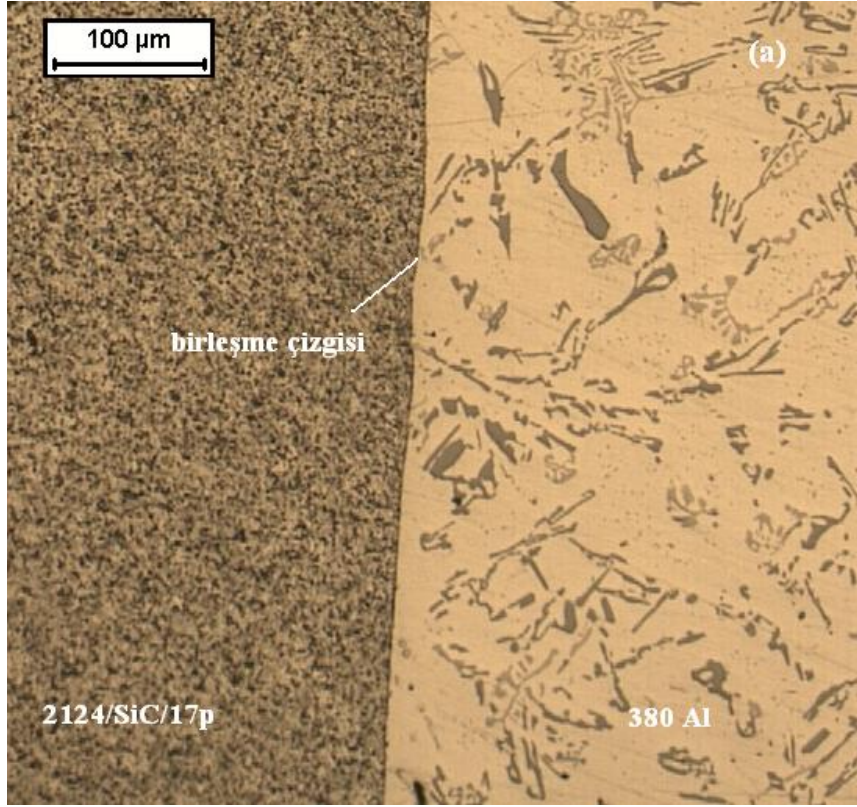
Şekil 6.7 540°C'de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM



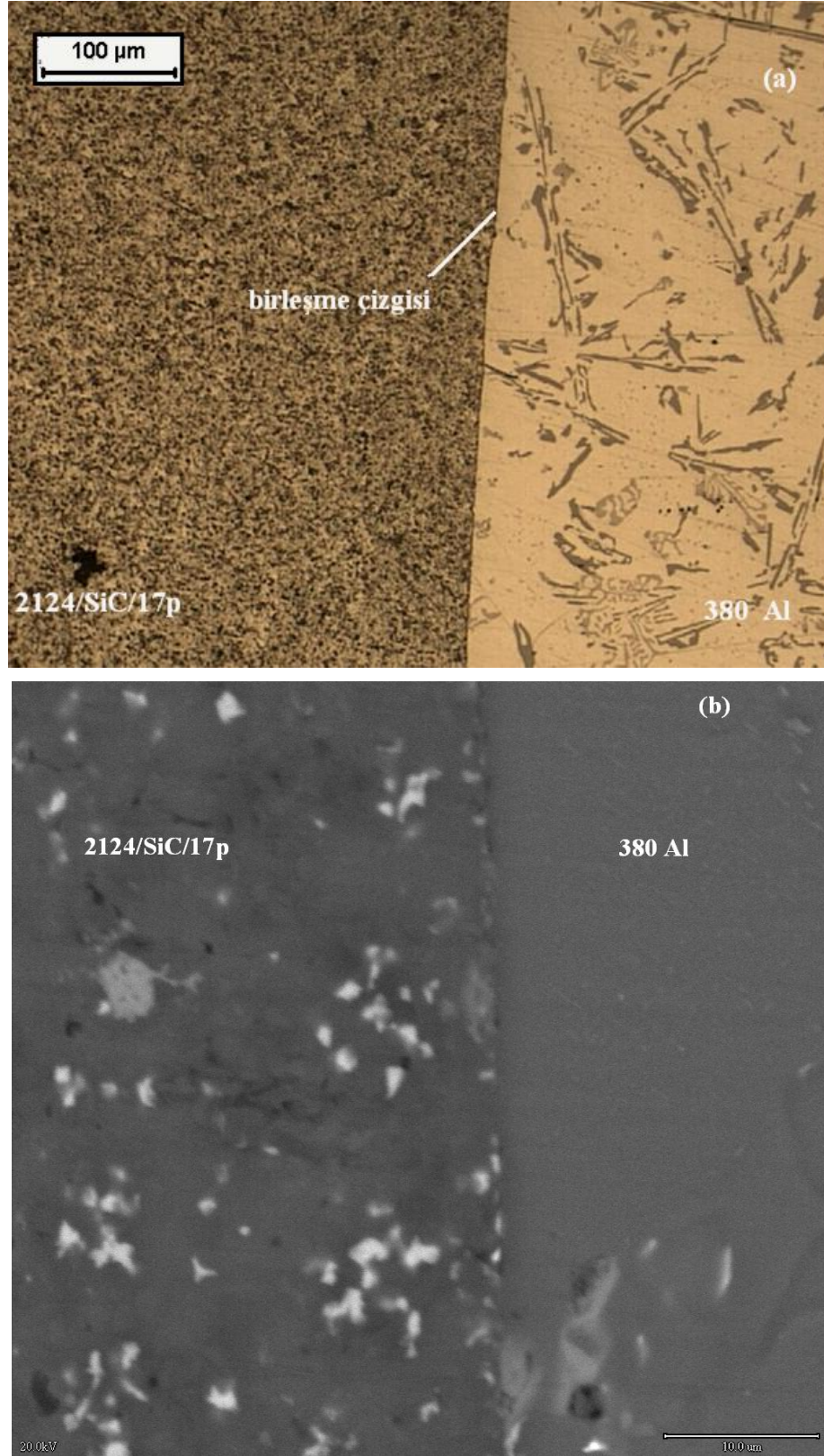
Şekil 6.8 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM



Şekil 6.9 560°C’de 3 MPa basınç ve 30 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM



Şekil 6.10 560°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM

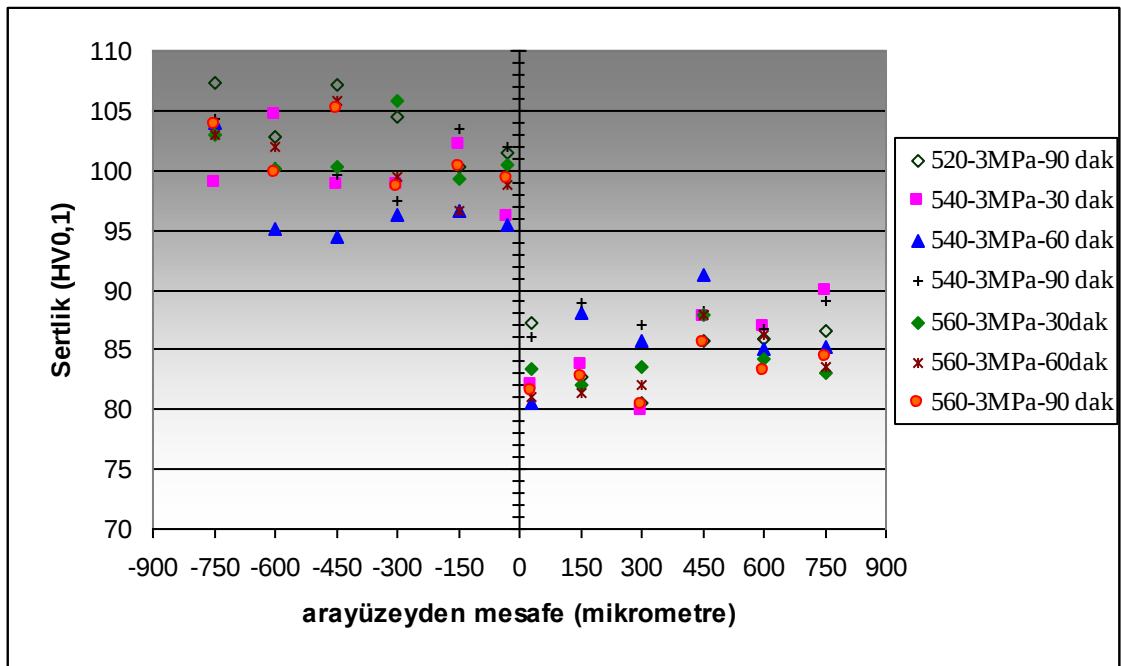


Şekil 6.11 560°C'de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM

6.1.3 Mikrosertlik İncelemeleri

Farklı deney parametreleri kullanılarak gerçekleştirilen difüzyonla birleştirme işleminin 2124/SiC/17p–380 Al alaşımı numune çiftinde herhangi bir sertlik değişimine neden olup olmadığının tespiti için birleştirilen numunelerde mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümlerinde yük değeri 100 g'dır. Birleşme arayüzeyi merkez olarak kabul edilmiş ve birleşme arayüzeyinden hem kompozit hem de alüminyum alaşımı tarafına doğru 150 μm aralıklarla sertlik izi alınmıştır. Yapılan ölçümlere ait sonuçlar Şekil 6.12'deki grafikte verilmiştir.

Birleştirme işlemi sonrasında ölçülen sertlik değerleri numunelerin birleştirme işlemi öncesindeki sertlik değerleri ile karşılaştırıldığında 380 alüminyum alaşımının sertliğinin değişmediği görülmüştür. 380 Al alaşımı malzemenin birleştirme öncesindeki sertlik değeri ortalama 85 HV0,1 değerindedir. 520°C'de 90 dakika süre ile birleştirme işlemine tabi tutulan numunenin sertlik değeri işlem sonrasında ortalama 85,2 HV0,1 olarak bulunmuştur. 540°C'de 30, 60 ve 90 süre ile birleştirilen numunelerin ortalama sertlik değerleri ise sırasıyla 85,1, 85,9 ve 87 HV0,1 olarak ölçülmüştür.



Şekil 6.12 Difüzyonla birleştirme işlemi sonrasında 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi

2124/SiC/17p kompozit malzeme difüzyonla birleştirme işlemleri öncesindeki sertlik değeri ortalama 125 HV0,1 değerindedir. 520°C'de 90 dakika süre ile birleştirme

işlemine tabi tutulan numunenin sertlik değeri işlem sonrasında ortalama 104 HV0,1 olarak bulunmuştur. 540°C’de 30, 60 ve 90 dakika süre ile birleştirilen numunelerin ortalama sertlik değerleri ise sırasıyla 100, 97 ve 101 HV0,1 olarak ölçülmüştür. 560°C’de 30, 60 ve 90 dakika süre ile birleştirilen numunelerin ortalama sertlik değerleri sırasıyla 102, 100, 101 HV0,1’dir. Ölçümler sonucunda difüzyonla birleştirme işleminde seçilen sıcaklık değerinde numunelerin 30 ila 90 dakika sürelerde tutulması ve ardından birleştirme haznesi içerisinde oda sıcaklığına yavaş bir şekilde soğutulmasının kompozit malzemenin sertlik değerinin bir miktar düşmesine neden olduğu tespit edilmiştir.

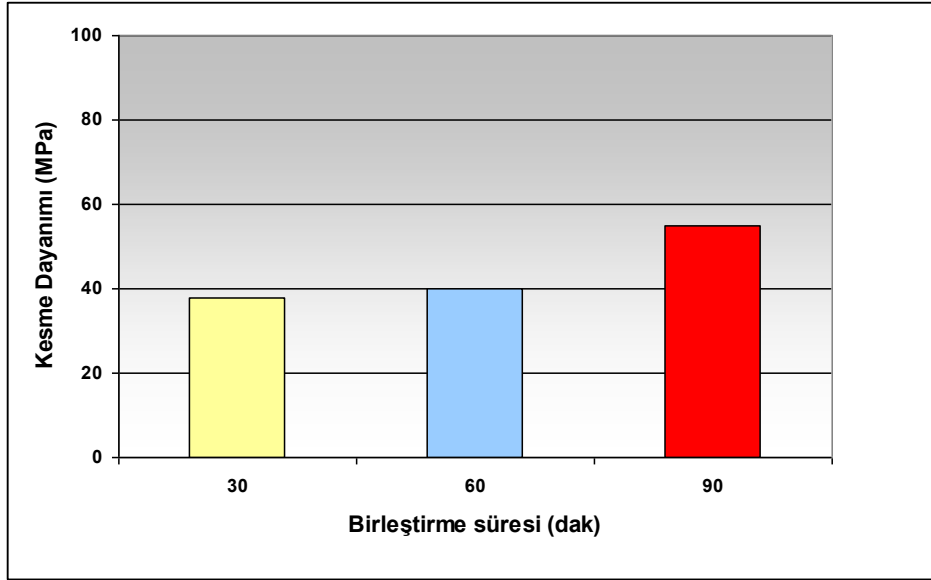
Yapılan sertlik incelemeleri sonucunda her iki numunede de arayüzeyden itibaren numune içine doğru önemli bir oranda sertlik değişimi meydana gelmediği görülmüştür. Bu durum, farklı deney şartlarında birleştirilen malzemelerin birleştirme ara yüzeylerinde mikrosegregasyon ya da takviye elemanının homojen olmayan bir dağılımına rastlanmadığından beklenen bir sonuçtur.

6.1.4 Kesme Testi Sonuçları

Farklı deney parametrelerinde difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al çiftinin birleşme dayanımı özel olarak tasarlanan bir aparat (Şekil 5.4) yardımı ile 100 kN kapasiteli Mohrfederhaff marka universal test cihazında 0,5 mm/dak hızda kesme kuvveti uygulanması ile ölçülmüştür. Test sırasında maksimum kuvvet değerleri kaydedilmiş, bu değer numunelerin birleşme yüzey alanlarına bölünerek (Bağıntı 5.1) kesme dayanımı (MPa) değerleri bulunmuştur. Her birleşme şartı için 3 adet numune teste tabi tutulmuş ve kesme dayanımı olarak 3 test sonucunda elde edilen dayanım değerlerinin ortalaması alınmıştır.

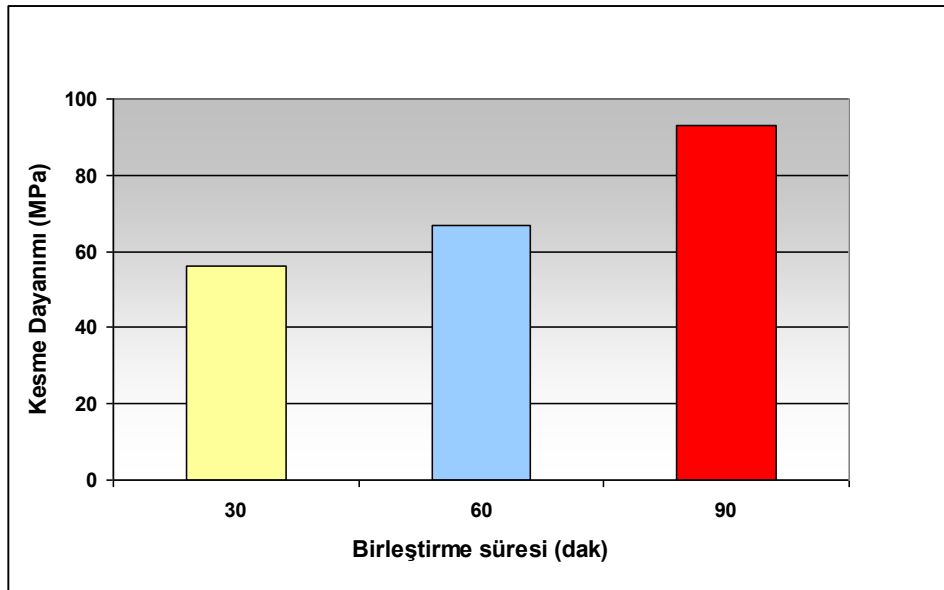
520°C’de 3 MPa basınç altında gerçekleştirilen deneylerde 30 dakika sürede numune çiftinin birleşmemesi, 60 dakika süre sonunda birleştirilen numunelerin elle ayrılması sebebi ile bu birleştirmelere ait kesme dayanımı değerleri hesaplanamamıştır. 520°C’de 90 dakika süre sonunda birleştirilen numune çiftinin kesme dayanımı değeri ortalama 22 MPa olarak bulunmuştur.

540°C’de 3 MPa basınç altında 30 dakika, 60 dakika ve 90 dakika süre sonunda gerçekleştirilen birleştirmelere ait ortalama kesme dayanımı değerleri sırasıyla 38 MPa, 40 MPa ve 55 MPa olarak bulunmuştur (Şekil 6.13).



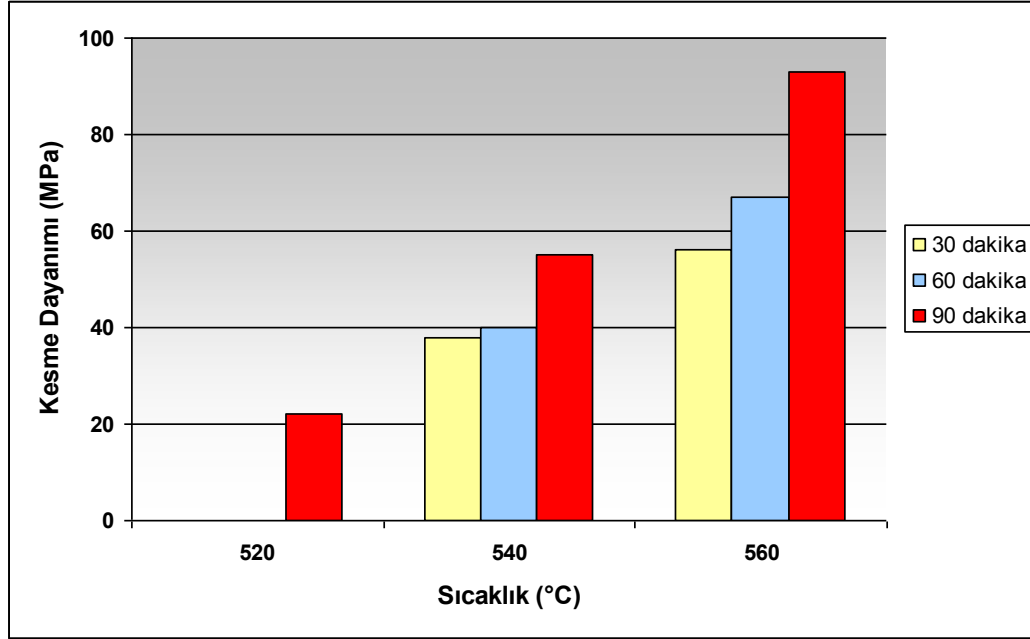
Şekil 6.13 540°C’de 3 MPa basınç altında birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al çiftinin birleşme dayanımı değerleri

560°C’de 3 MPa basınç altında 30 dakika, 60 dakika ve 90 dakika süre sonunda gerçekleştirilen birleştirmelere ait ortalama kesme dayanımı değerleri ise sırasıyla 56 MPa, 67 MPa ve 93 MPa olarak bulunmuştur (Şekil 6.14).



Şekil 6.14 560°C’de 3 MPa basınç altında birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al çiftinin birleşme dayanımı değerleri

2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinin direkt olarak difüzyonla birleştirilmesinde birleştirme sıcaklığının yükseltilmesi ile birleşme dayanımı değerinin de arttığı tespit edilmiştir. Aynı sıcaklık değerinde gerçekleştirilen deneylerde birleştirme süresinin artması ile elde edilen birleşme dayanımı değeri de artmıştır. Bu sonuç Şekil 6.15’de görülebilir.



Şekil 6.15 Farklı sıcaklık ve sürelerde difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al çiftinin birleşme dayanımı değerlerinin karşılaştırılması

6.2 Ara Tabakalı Birleştirmelere Ait Deneysel Sonuçlar

540°C sıcaklıkta 60 ve 90 dakika sürede, 40 µm kalınlığında saf bakır ara tabaka ile 0,2 MPa basınç değerinde ve 50 µm kalınlığında saf nikel ara tabaka kullanılarak 3 MPa basınç değerinde gerçekleştirilen difüzyonla birleştirme deneylerinin tamamında 2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinin birleştiği görülmüştür.

6.2.1 Makrosbik İnceleme Sonuçları

Birleştirme yüzeylerinin PVD ile yaklaşık 500 nm saf Ni ile kaplanması ile 540°C’de 3 MPa basınç altında 90 dakika sürede birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinde, birleştirme sonrasında önemli miktarda bir deformasyon saptanmamıştır. 540°C sıcaklıkta aynı basınç değerinde 60 ve 90 dakika süre ile 50 µm saf Ni folyo ara tabaka malzemesi kullanılarak birleştirilen malzeme çiftinde meydana gelen çap

değişimi ise yaklaşık olarak %2,5 değerindedir. Bu değer aynı şartlarda aratabakasız olarak birleştirilen numunelerde meydana gelen çap değişimi ile yaklaşık olarak aynıdır.

40 µm saf Cu folyo ara tabaka malzemesinin kullanıldığı 540°C’de 0,2 MPa basınç altında 60 ve 90 dakika sürede gerçekleştirilen birleştirmelerde meydana gelen çap değişimi %1,5’in altındadır.

6.2.2 AraYüzey İnceleme Sonuçları

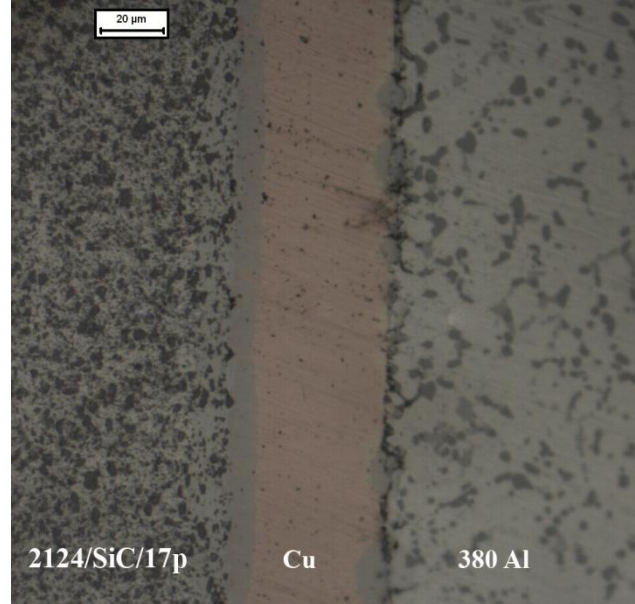
Cu ve Ni ara tabaka kullanılarak birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al numuneleri, ara yüzey incelemelerinin gerçekleştirilebilmesi için ara tabakasız birleştirilen numuneler ile aynı metalografik hazırlama işlemlerine tabi tutulmuştur. Bu kısımda birleşme ara yüzeylerinin ışık mikroskobu ve SEM ile incelenmesine ait metalografik sonuçların yanı sıra ara yüzeylerde meydana gelen difüzyon tabakalarının tanımlanabilmesi için EDS ve XRD sonuçları ve ayrıca bu tabakalara ait sertlik değerleri yer almaktadır.

Ara yüzeyde elementlerin karşılıklı difüzyonu sebebi ile oluşan difüzyon tabakaların kalınlık değerlerinin yüksek olmaması nedeni ile mikrosertlik ölçümlerinde yük 10 g olarak seçilmiştir. Her difüzyon tabakası üzerinde çok sayıda iz alınarak gerçekleştirilen ölçümlerde difüzyon tabakalarından malzeme içleri doğru ise 30 µm aralıklarla sertlik izleri alınmıştır. Ölçüm sonuçlarına ait grafiklerde 0 noktası kullanılan ara tabakaların merkezini, (-30) ve (30) noktaları ise difüzyon tabakalarının bittiği yerlerde ana malzeme üzerinde alınan ilk sertlik değerini göstermektedir. Kompozit malzeme ve ara tabaka arasındaki difüzyon tabakalarının sertlik değerleri 0 ve (-30) arasında, alüminyum alaşımı ve ara tabaka malzemesi arasındaki difüzyon tabakalarının sertlik değerleri 0 ve (30) arasında işaretlenmiştir.

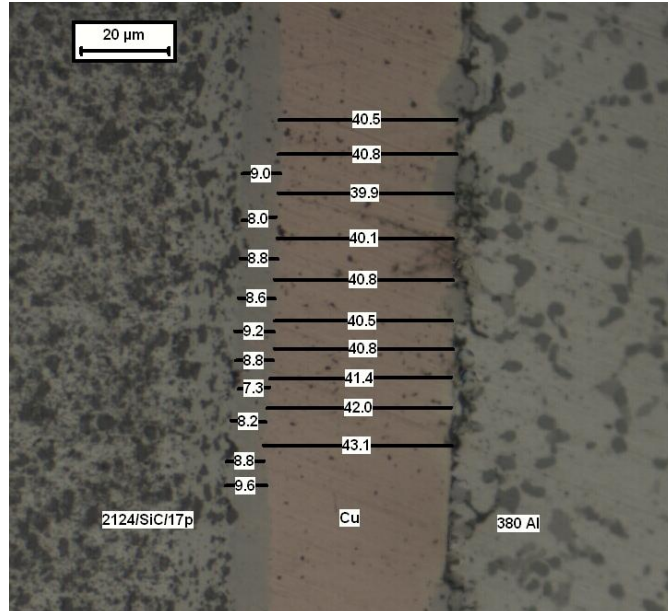
6.2.2.1 Cu Ara Tabakalı Birleştirmelere Ait Ara Yüzey İnceleme Sonuçları

540°C’de 0,2 MPa basınç altında 60 dakika sürede 40 µm kalınlığında %99,90 saflıktaki Cu folyo ara tabaka ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait ışık metal mikroskobu görüntüsü Şekil 6.16’da verilmiştir. Mikrografda görüldüğü üzere 540°C sıcaklıkta 60 süre sonunda saf bakır ara tabakanın, her iki numune tarafında ince difüzyon tabakaları meydana gelmiştir. Ancak Cu–2124/SiC/17p arasındaki tabaka

sürekli ve daha kalın iken, Cu–380 Al arasındaki tabaka homojen bir görünüme sahip değildir. Cu ara tabaka ve Al alaşımı ara yüzeyinde sınırlı noktalarda difüzyon tabakaları oluşmuştur. Cu–2124/SiC/17p arasındaki difüzyon tabakasının ortalama kalınlık değeri 8,6 μm olarak ölçülmüştür. Ara tabaka kalınlığının ölçülmesine ait veriler Şekil 6.17’de verilmiştir.

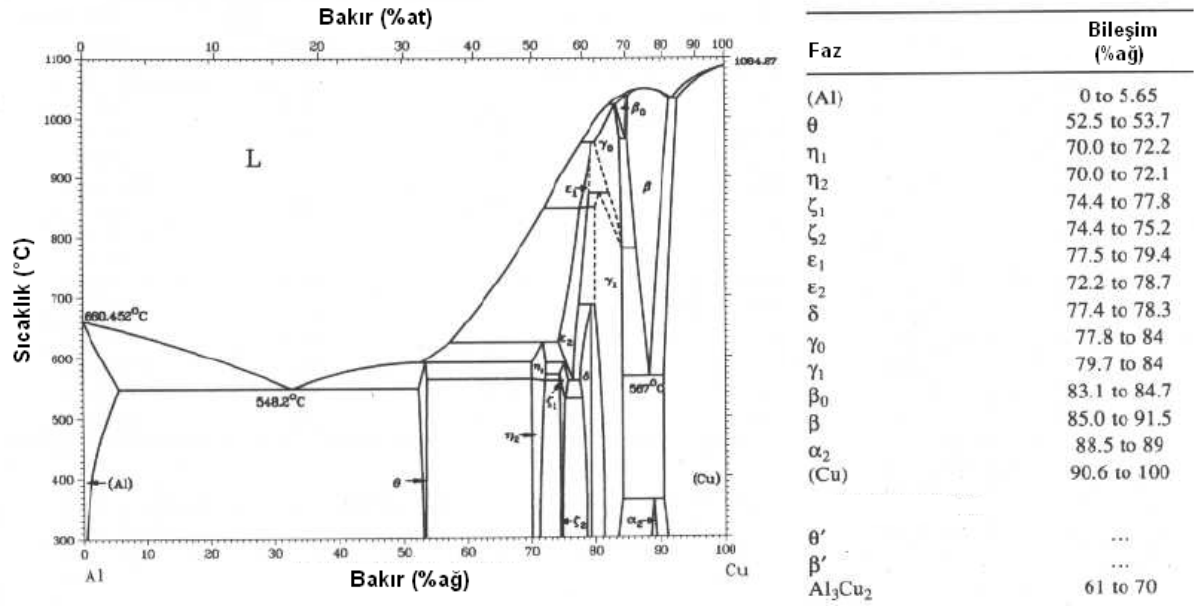


Şekil 6.16 540°C’de 0,2 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüsü

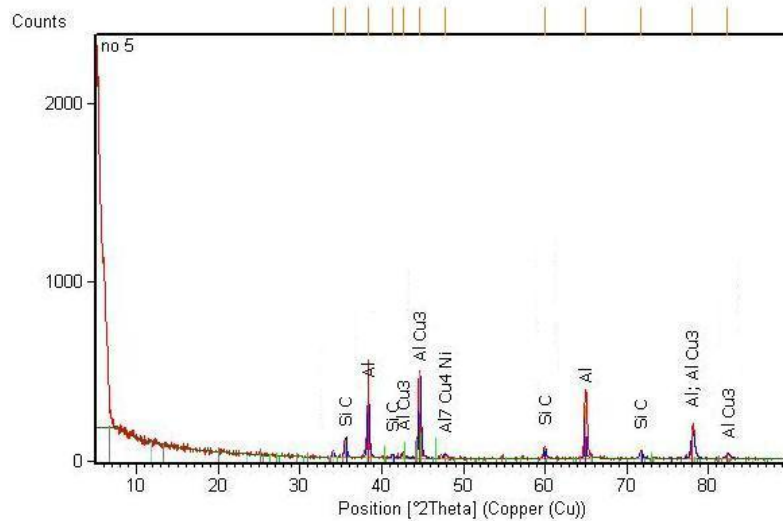


Şekil 6.17 540°C’de 60 dakika süre sonunda aratabaka ve difüzyon tabakalarının kalınlığı

Ara yüzeyde yapılan EDS incelemelerinde Cu-380 Al ve Cu-2124/SiC/17p arasındaki difüzyon tabakalarının sırasıyla %85,71Cu-%14,29 Al ve %91,1 Cu-%8,9 Al içerdiği tespit edilmiştir. Dolayısı ile bu tabakaların β -AlCu₃ yapısı içerdiği söylenebilir. Bu birleşmeye ait XRD analizinde de AlCu₃ fazının varlığı tespit edilmiştir. Şekil 6.18'de Al-Cu ikili faz diyagramı, Şekil 6.19'da 540°C'de 0,2 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-Cu-380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni görülmektedir.

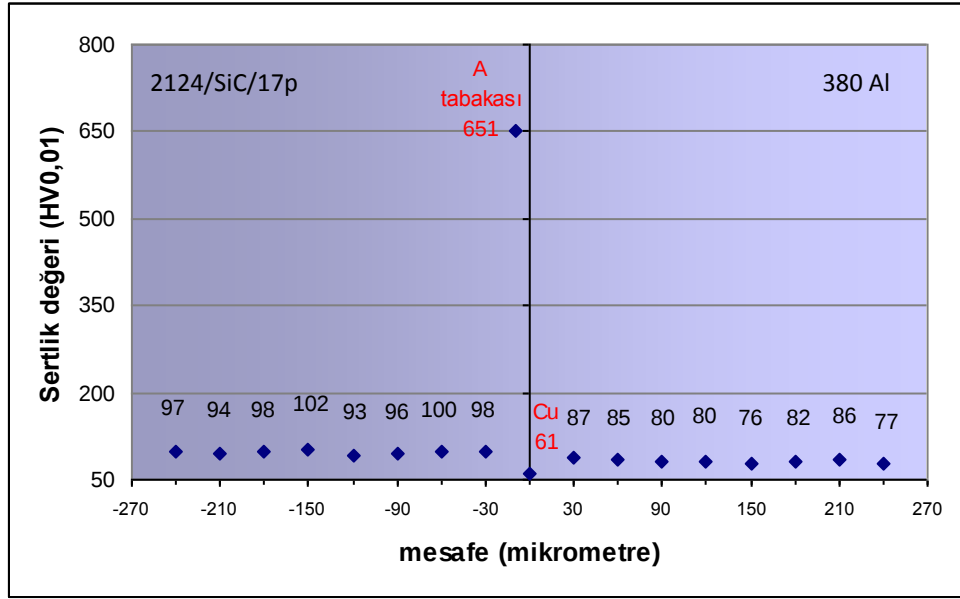


Şekil 6.18 Al-Cu ikili faz diyagramı ve fazlar [119]



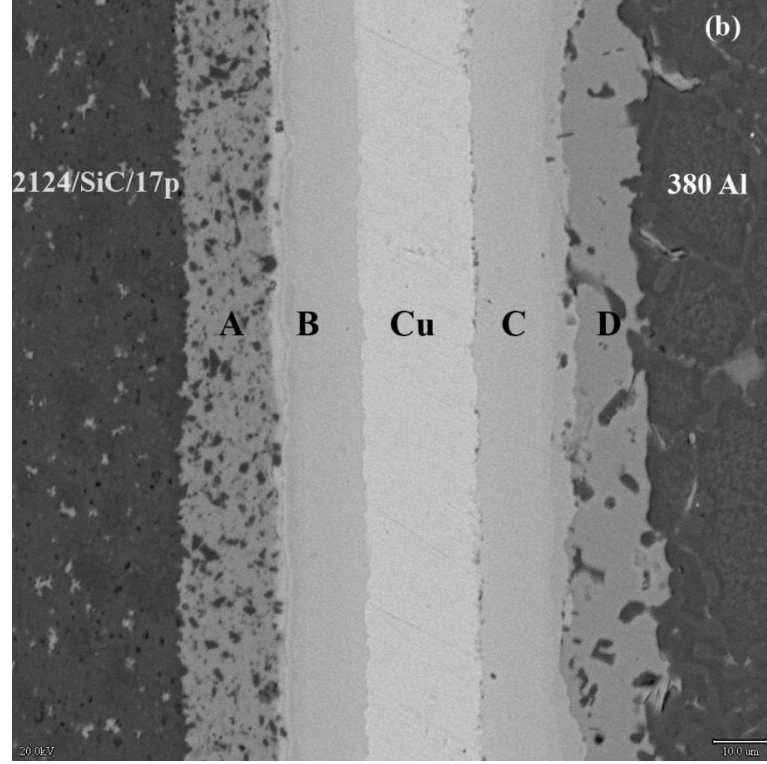
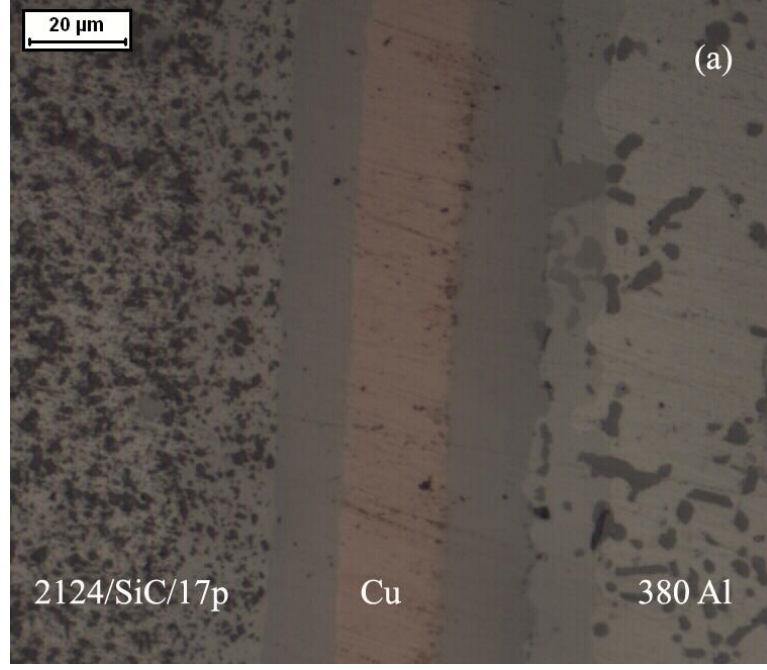
Şekil 6.19 540°C'de 0,2 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-Cu-380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni

Bu numune çiftine ait mikrosertlik değerleri Şekil 6.20'deki grafikte görülmektedir. Birleşme sonrasında numune ara yüzeyleri arasındaki saf Cu ara tabakanın sertlik değeri 61 HV 0,01 olarak ölçülmüştür. EDS ve XRD incelemeleri ile β -AlCu₃ içerdiği tespit edilen ve grafik üzerinde A ile gösterilen difüzyon tabakasının sertlik değeri ise 651 HV0,01'dir. Grafikte de görüldüğü üzere ana malzemelerde ara yüzeyden itibaren önemli bir sertlik değişimi meydana gelmemiştir. Ancak difüzyon tabakasının sertlik değeri ara tabaka ve ana malzemelerden oldukça yüksektir.



Şekil 6.20 540°C'de 0,2 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-Cu-380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi

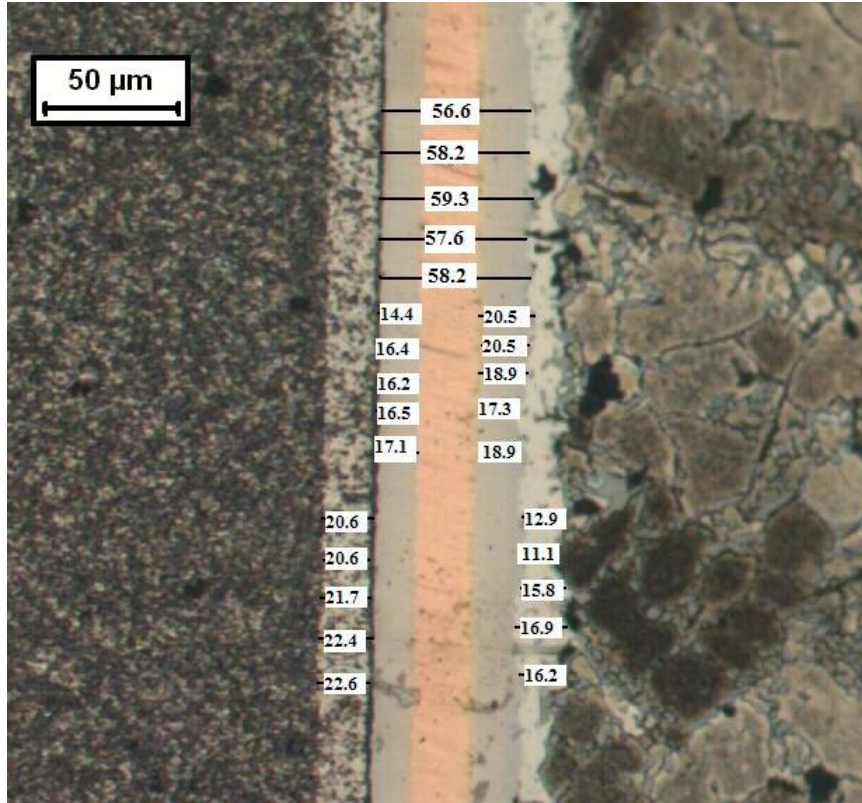
Bakır ara tabaka ile aynı deney şartlarında 90 dakika sürede birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinin birleşme ara yüzeyine ait mikroyapı görüntüleri Şekil 6.21'de verilmiştir. Şekil 6.21b'de görüldüğü üzere birleştirme süresinin 90 dakikaya çıkması sonucunda saf Cu ara tabaka ve her iki malzeme arasında farklı difüzyon tabakaları oluşmuştur. Cu-2124/SiC/17p arasındaki difüzyon tabakasının kompozit malzeme tarafındaki kısmı A, Cu ara tabaka tarafındaki kısmı B, Cu-380 Al arasındaki difüzyon tabakasının Cu ara tabaka tarafındaki kısmı C ve alüminyum alaşımı tarafındaki kısmı D olarak adlandırılmıştır.



Şekil 6.21 540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a)ışık mikroskobu b)SEM

Difüzyon tabakalarının kalınlık ölçümüne veriler Şekil 6.22’de verilmiştir. Dağlanmamış numune çiftinde Cu–2124/SiC/17p arasındaki A tabakasını ayırt etmek güç olduğundan tabaka kalınlığı ölçümleri Keller ile dağlanan yüzey üzerinde gerçekleştirilmiştir.

Ölçümler sonucunda A tabakasının ortalama 21,5 μm , B tabakasının ortalama 16 μm , C tabakasının ortalama 19 μm ve D tabakasının ortalama 14,5 μm kalınlıkta olduğu saptanmıştır.



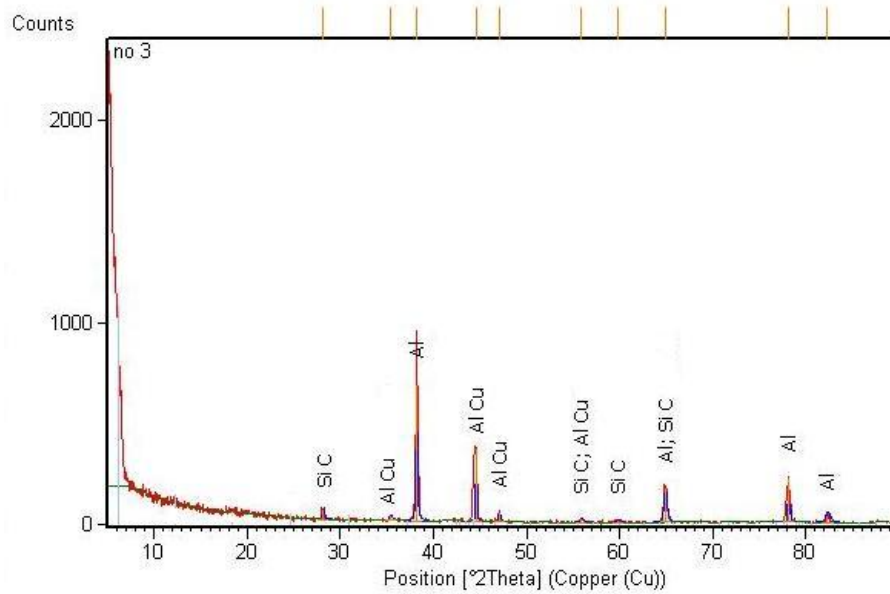
Şekil 6.22 540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftinde meydana gelen difüzyon tabakalarının kalınlık değerleri

Birleşme ara yüzeyinde gerçekleştirilen EDS analizleri elde edilen Cu–2124/SiC/17p arasında ve Cu–380 Al arasındaki difüzyon tabakalarının bileşim değerleri ve bu değerlere karşılık gelen muhtemel fazlar Çizelge 6.2’de görülmektedir. Çizelgede tabaka bileşimlerine karşılık gelen muhtemel fazlar Şekil 6.18’de görülen ikili faz diyagramı ışığında yazılmıştır.

Çizelge 6.2 540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede Cu ara tabaka ile difüzyonla birleştirilen malzeme çiftinde ara yüzeyde oluşan tabakaların kimyasal bileşimi ve fazlar

Tabaka	Kimyasal Bileşim (%ağ.)			Muhtemel Fazlar
	Al	Cu	Si	
Cu–2124/SiC/17p ara yüzeyi				
A	25,1–34,723	55,953–69,665	1,507-8,108	Al ₃ Cu ₂
B	8,349–12,533	87,467–91,452	0–0,1	β(AlCu ₃), Cu
Cu–380 Al ara yüzeyi				
C	8,331–14,457	85,543–91,669	-	β(AlCu ₃), Cu
D	26,548–27,947	71,491–72,918	0,533–0,99	η ₂ (AlCu)

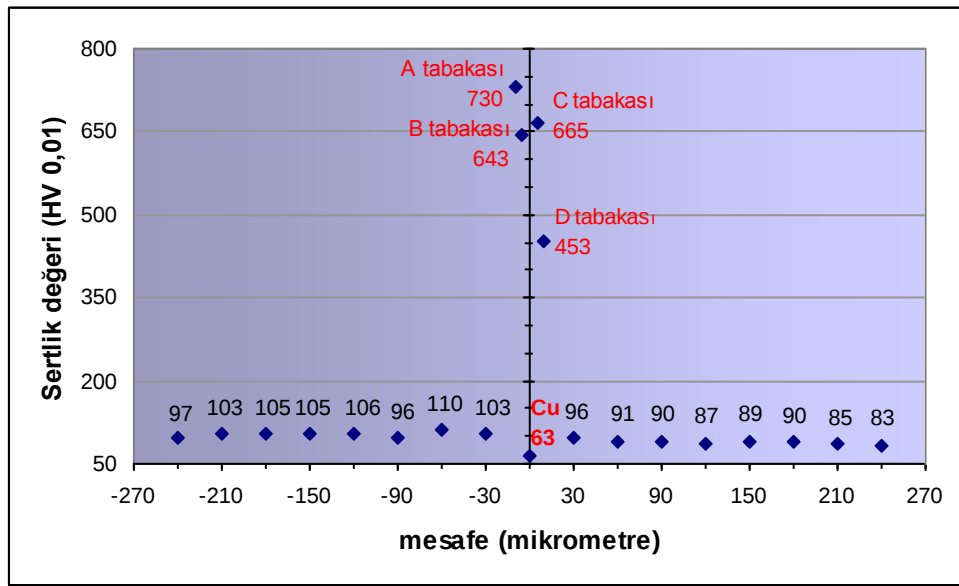
540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftinin XRD paterni Şekil 6.23’de verilmiştir. XRD incelemelerinde ara yüzeyde intermetalik η₂ fazı (AlCu) tespit edilmiştir. Birleşme ara yüzeyinde XRD incelemelerinde tespit edilememekle birlikte β-Cu ve Al₃Cu₂ gibi diğer fazların olduğunu söylemek mümkündür.



Şekil 6.23 540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Cu–380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni

Saf bakır ara tabaka kullanılarak 90 dakika sürede birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinin birleşme sonrasında ara yüzeyden itibaren sertlik değerleri ve ara

yüzeyde difüzyon sonucunda oluşan A, B, C, D difüzyon tabakalarına ait sertlik değerleri Şekil 6.24'deki grafikte görülmektedir. En yüksek sertlik değerine sahip olan tabaka kompozit malzeme tarafında bakırın kompozite difüzyonu ile oluşan ve Al_3Cu_2 fazını içerdiği düşünülen A tabakasıdır (730 HV0,01). Alüminyum alaşımı tarafındaki AlCu fazı içerdiği düşünülen D tabakasının sertlik değeri ise 453 HV0,01 olarak ölçülmüştür. Saf bakır ara tabakanın hemen yanında oluşan ve β -Cu yapısında olduğu düşünülen B ve C tabakalarının sertlik değerleri sırasıyla 643 ve 665 HV0,01'dir. B ve C tabakalarının sertlik değerlerinin 60 dakika sürede birleştirilen numune çifti ara yüzeyinde meydana gelen difüzyon tabakasının sertlik değeri ile yakın olması dikkat çekicidir.



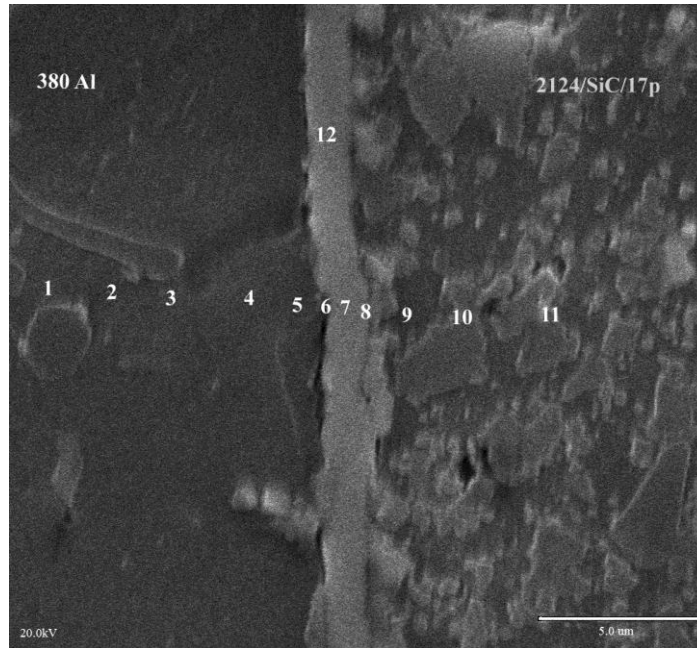
Şekil 6.24 540°C'de 0,2 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-Cu-380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi

6.2.2.2 Ni Ara Tabakalı Birleştirmelere Ait Ara Yüzey İnceleme Sonuçları

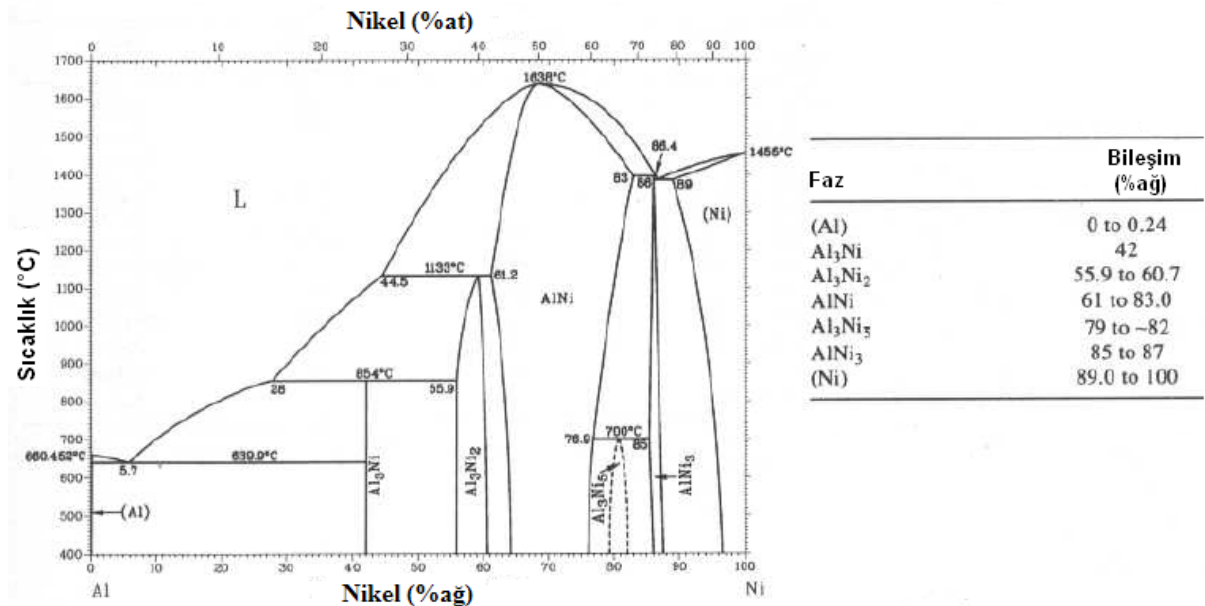
Birleştirilecek numune yüzeylerinin yaklaşık 500 nm saf nikel kaplanması ile elde edilen yaklaşık 1 μ m kaplama şeklindeki Ni ara tabaka ile 540°C'de 3 MPa basınç değerinde 90 dakika sürede birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinin ara yüzeyine ait SEM mikrofrafı Şekil 6.25'de görülmektedir. Mikrograf üzerindeki sayılar EDS analizi alınan noktaları göstermektedir.

Birleşme ara yüzeyi üzerinde gerçekleştirilen EDS analizleri sonucunda yalnızca ara tabaka üzerinde Ni elementinin varlığı tespit edilmiştir. 6-7-8 ve 12 nolu noktaların EDS analizi sonucunda ara yüzeydeki Ni oranının ağırlıkça %65 civarında olduğu tespit

edilmiştir. Şekil 6.26’da verilen Al-Ni ikili faz diyagramı incelendiğinde %65 civarında Ni içeren fazın AlNi fazı olduğu görülmektedir.

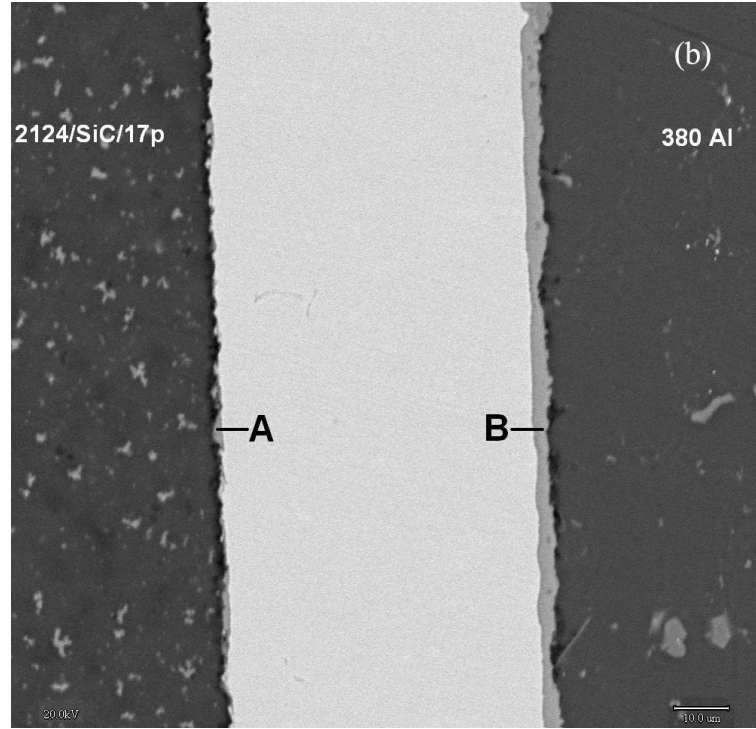
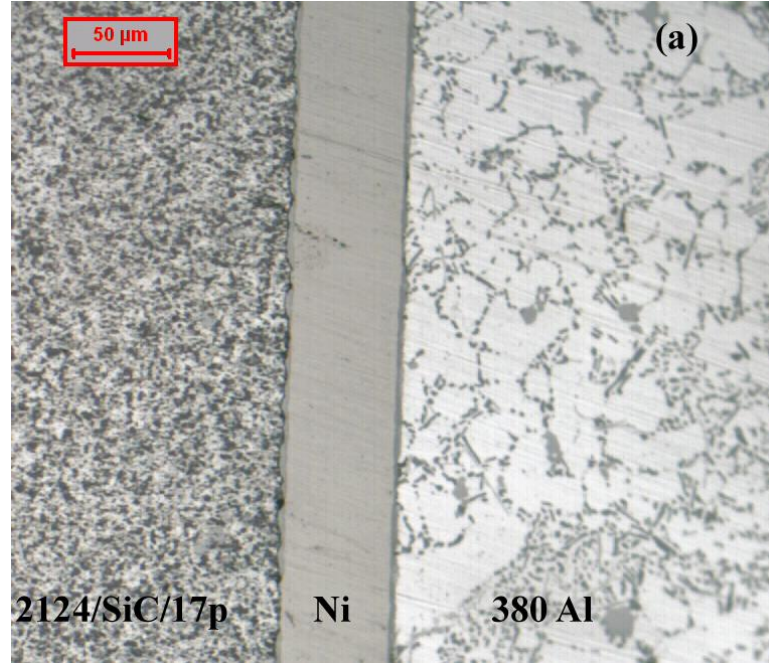


Şekil 6.25 1 µm kalınlığında kaplama şeklinde Ni aratabaka ile 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait SEM mikrosafı



Şekil 6.26 Al-Ni ikili faz diyagramı ve fazlar [120]

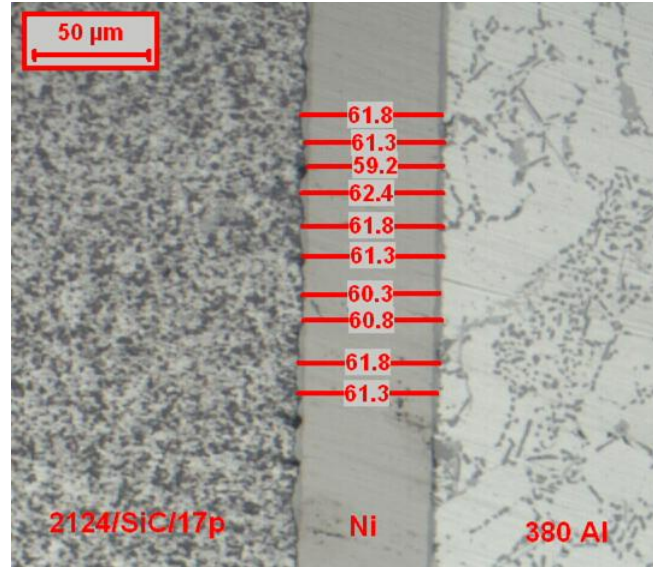
540°C’de 3 MPa basınç altında 60 dakika sürede 50 µm kalınlığında %99,95 saflıktaki Ni folyo ara tabaka ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait ışık metal mikroskobu görüntüsü Şekil 6.27a’da, SEM mikrosafı Şekil 6.27b’de verilmiştir.



Şekil 6.27 540°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM

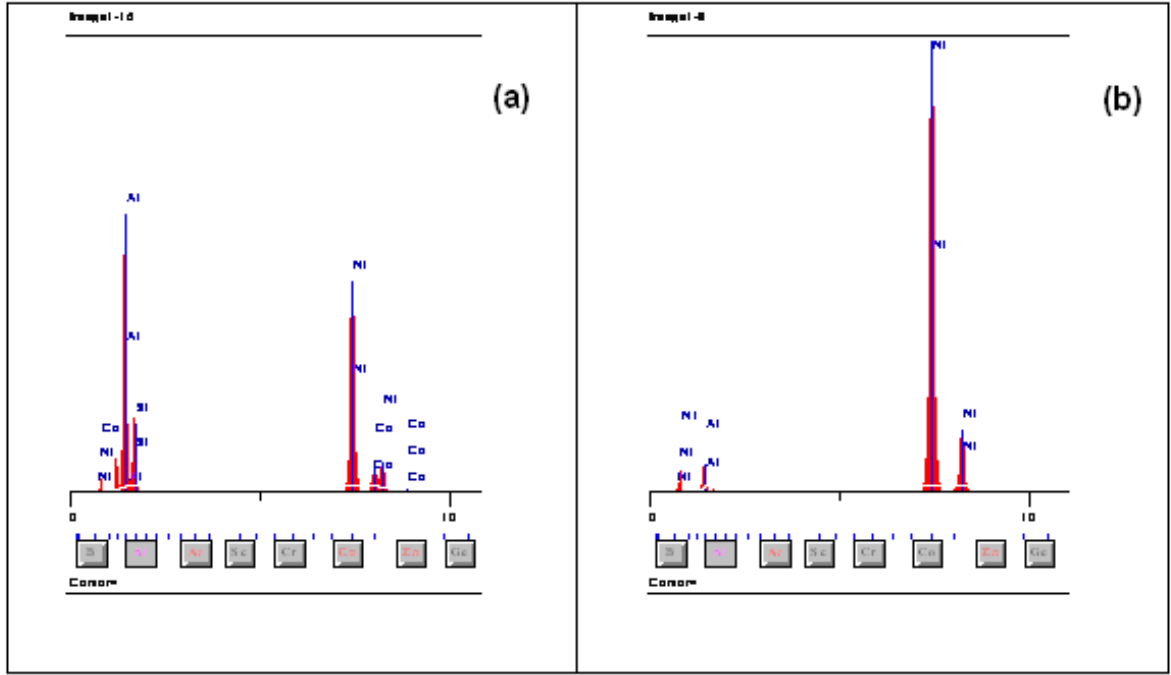
Şekil 6.27’de görüldüğü üzere 540°C sıcaklıkta 60 süre sonunda saf nikel ara tabakanın, her iki numune tarafında ince difüzyon tabakaları meydana gelmiştir. Her iki tabaka da oldukça ince olmakla birlikte Ni–380 Al arasındaki tabakanın (B), Ni–2124/SiC/17p arasındaki tabakadan (A) daha kalın ve homojen olduğu söylenebilir. Ara yüzeyde

gerçekleştirilen ölçümlerde difüzyonla birleştirme öncesinde 50 µm kalınlık değerinde olan Ni ara tabakanın birleştirme sonrasındaki kalınlığı ortalama olarak 61 µm olarak ölçülmüştür. Ara tabaka kalınlığının ölçülmesine ait veriler Şekil 6.28’de verilmiştir.

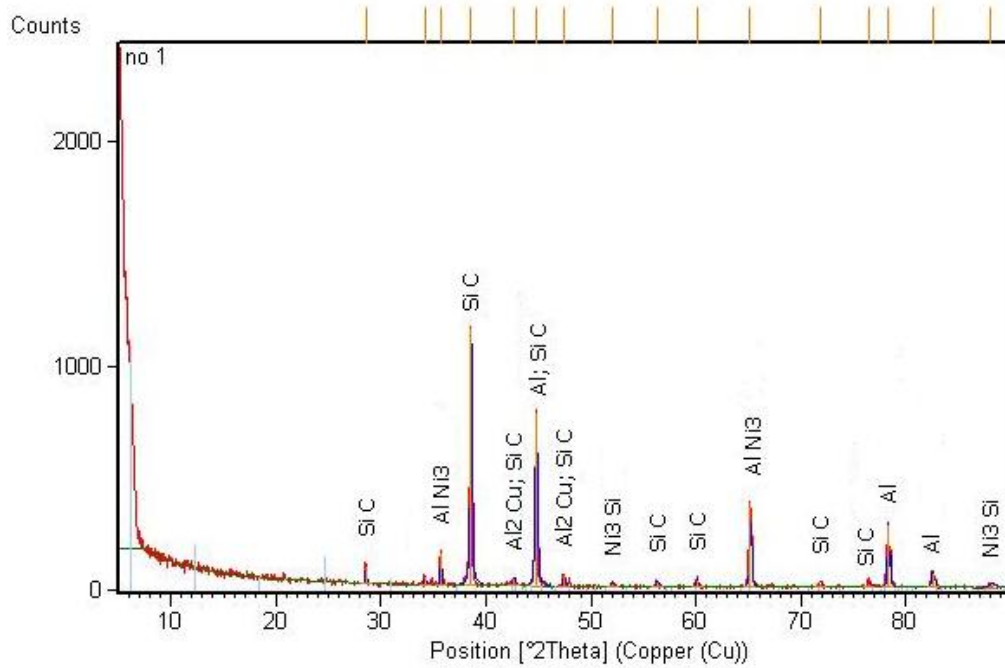


Şekil 6.28 540°C’de 60 dakika süre sonunda Ni ara tabakada oluşan kalınlık değişimi

Birleşme ara yüzeyi üzerinde gerçekleştirilen EDS analizleri sonucunda Şekil 6.30b’de A ile gösterilen Ni–2124/SiC/17p arasındaki tabakanın ağırlıkça %58,7 Ni içerdiği tespit edilmiştir. Aynı şekil üzerinde B ile gösterilen Ni–380 Al arasındaki tabaka ise ağırlıkça %96,3 Ni içermektedir. Al-Ni ikili faz diyagramı incelendiğinde %85,5-%96,3 Ni bölgesindeki fazın intermetalik yapıdaki $AlNi_3$ fazının olduğu görülmektedir. Dolayısıyla B tabakasının intermetalik $AlNi_3$ fazı içerdiği söylenebilir. $AlNi_3$ intermetalik fazının varlığı gerçekleştirilen XRD analizi sonucunda da tespit edilmiştir. A tabakasına ait EDS sonuçları ile Al-Ni ikili faz diyagramı karşılaştırıldığında ise ağırlıkça %58,7 Ni içeren bu tabakanın Al_3Ni_2 fazı içerdiği muhtemeldir. Ancak bu faz XRD analizinde görülmemiştir. Bu tabakalardan alınan EDS spektrumları Şekil 6.29’da görülmektedir. Şekil 6.30’da 540°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni verilmiştir.



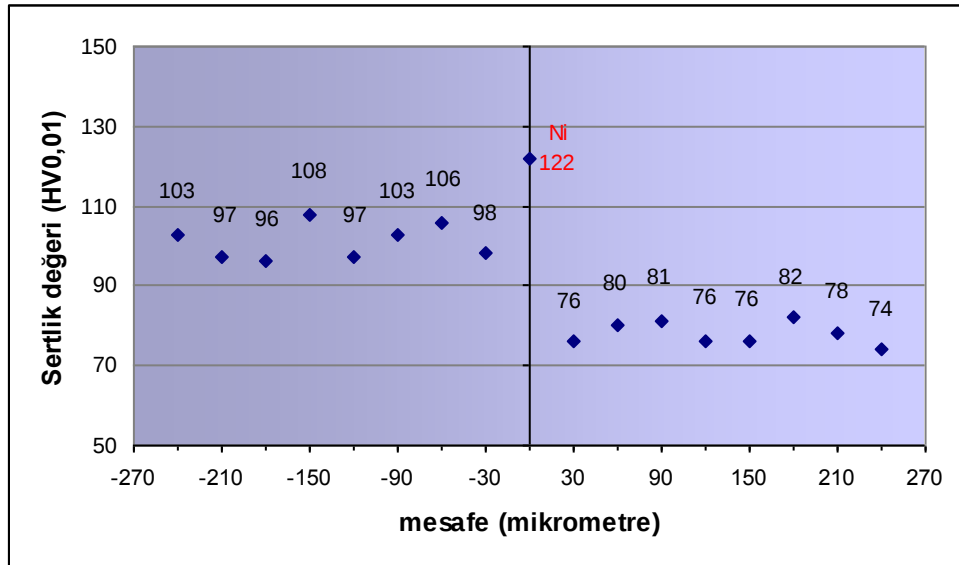
Şekil 6.29 540°C’de 60 dakika süre sonunda elde edilen difüzyon tabakasına ait EDS spektrumları a) A tabakasına ait spektrum b) B tabakasına ait spektrum



Şekil 6.30 540°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-Ni-380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni

A ve B tabakalarının kalınlığı sertlik ölçümü için elverişli değildir. Dolayısıyla bu tabakaların sertlik değerlerini belirlemek mümkün olmamıştır. Birleşme sonrasında numune ara yüzeyleri arasındaki saf Ni ara tabakanın sertlik değeri 122 HV_{0,01} olarak ölçülmüştür. Şekil 6.31’de verilen sertlik ölçümüne ait grafikde görüldüğü üzere ana

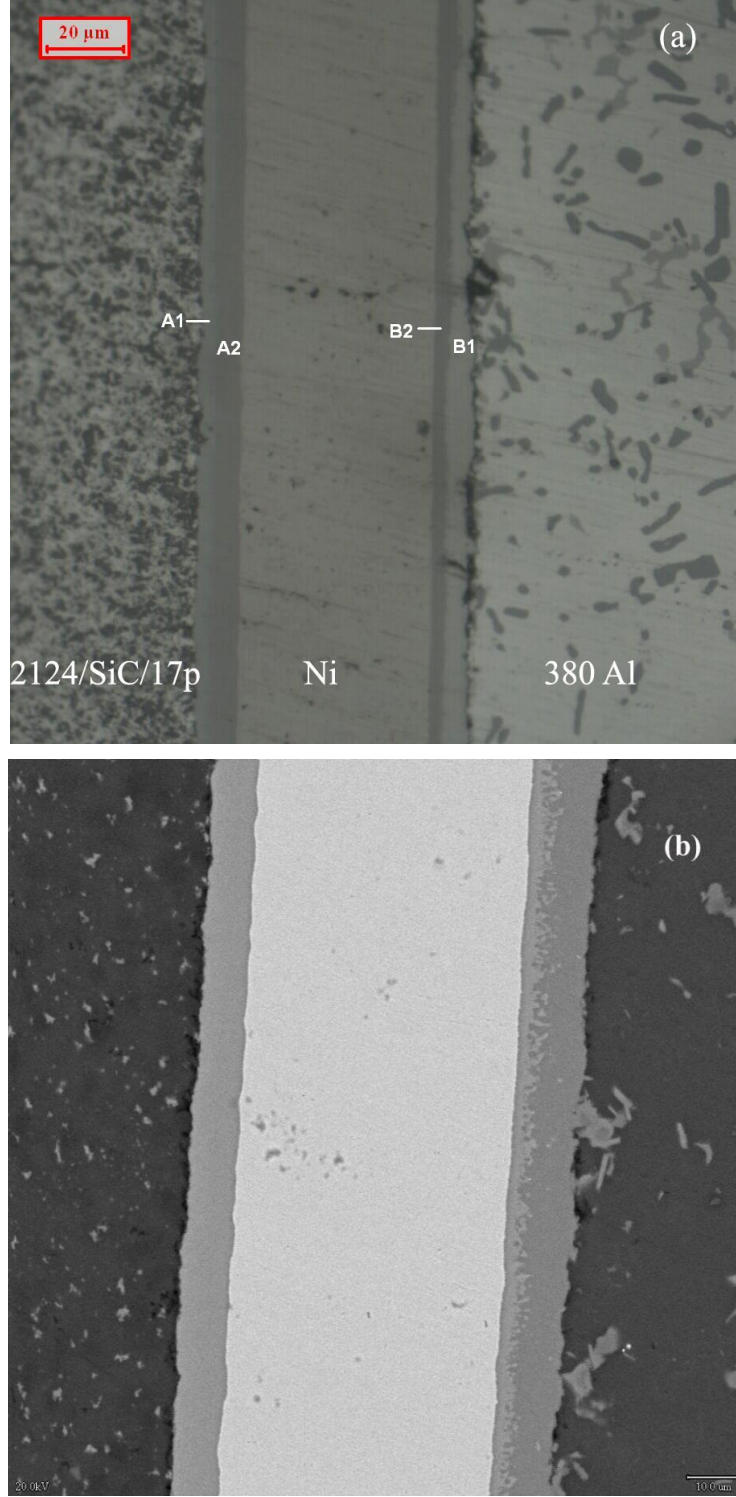
malzemelerde ara yüzeyden itibaren önemli bir sertlik değişiminin olduğunu söylemek mümkün değildir.



Şekil 6.31 540°C’de 3 MPa basınç ve 60 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi

540°C’de 3 MPa basınç altında 90 dakika sürede 50 µm kalınlığında %99,95 saflıktaki Ni folyo ara tabaka ile difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftine ait ışık metal mikroskobu görüntüsü Şekil 6.32a’da, SEM mikrografı Şekil 6.32b’de görülmektedir.

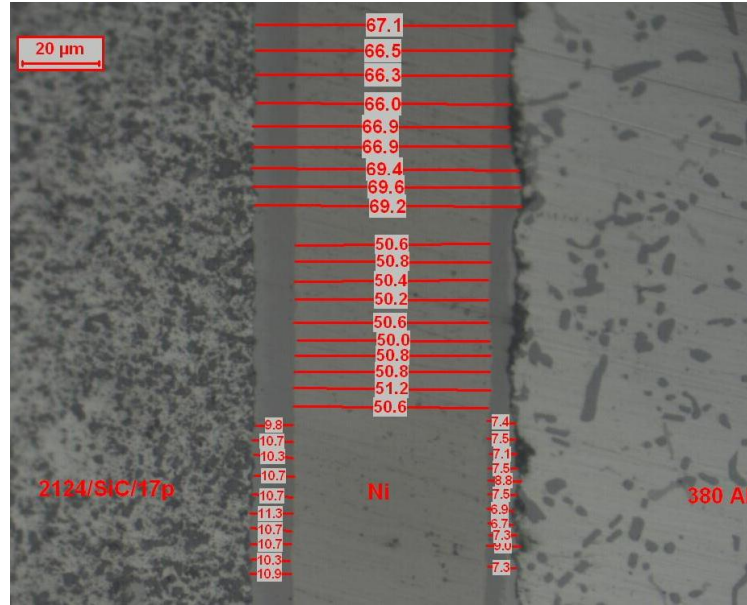
Şekil 6.32’de görüldüğü üzere birleştirme süresinin 90 dakikaya çıkması sonucunda 540°C’de Al ve Ni’in difüzyonu sonucunda saf Ni ara tabaka ile her iki malzeme arasında farklı difüzyon tabakaları meydana gelmiştir. Ni–2124/SiC/17p arasındaki difüzyon tabakasının kompozit malzeme tarafındaki daha açık renkle görülen kısmı A1, Ni ara tabaka tarafındaki daha koyu renkte görülen kısmı ise A2 tabakası olarak adlandırılmıştır. Benzer şekilde Ni–380 Al arasındaki difüzyon tabakasının alüminyum alaşımı tarafındaki açık renkle görülen kısmı B1, Ni ara tabaka tarafındaki daha koyu renkte görülen kısmı ise B2 tabakası olarak adlandırılmıştır.



Şekil 6.32 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftine ait mikroyapı görüntüleri a) ışık mikroskobu b) SEM

Birleşme ara yüzeyinde gerçekleştirilen ölçümlerde birleşme öncesinde 50 µm olan ara tabaka kalınlığının 90 dakika süre sonunda difüzyon tabakaları ile birlikte ortalama 68 µm değerine ulaştığı tespit edilmiştir. Ni–2124/SiC/17p arasındaki A1 ve A2

tabakalarının toplam kalınlık değeri ortalama 10,5 μm , Ni–380 Al arasındaki B1 ve B2 tabakalarının toplam kalınlık değeri ise ortalama 8,5 μm olarak ölçülmüştür. Ara tabaka kalınlığının ölçümüne ait sonuçlar Şekil 6.33’de görülebilir.

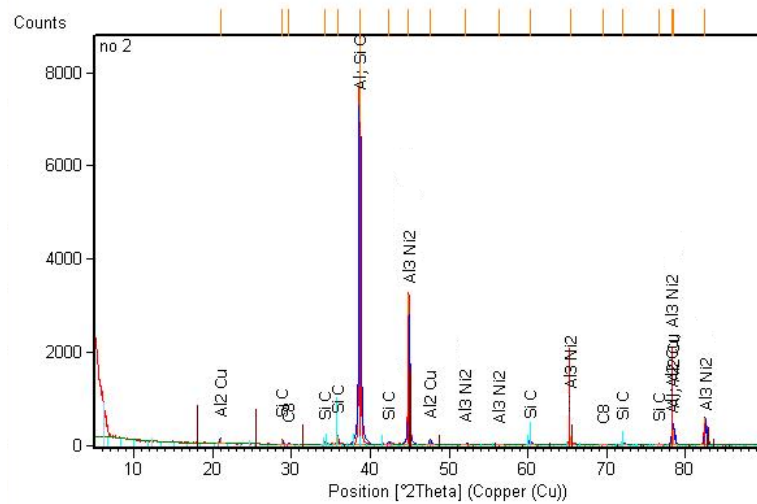


Şekil 6.33 540°C’de 90 dakika süre sonunda Ni ara tabakada oluşan kalınlık değişimi Ni–2124/SiC/17p arasında ve Ni–380 Al arasındaki difüzyon tabakalarının birleşme ara yüzeyinde gerçekleştirilen EDS analizleri elde edilen bileşim değerleri ve bu değerlere karşılık gelen muhtemel fazlar Çizelge 6.3’de görülmektedir.

Çizelge 6.3 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede Ni ara tabaka ile difüzyonla birleştirilen malzeme çiftinde ara yüzeyde oluşan tabakaların kimyasal bileşimi ve fazlar

Tabaka	Kimyasal Bileşim (%ağ.)				Muhtemel fazlar
	Al	Ni	Cu	Si	
Ni-2124/SiC/17p ara yüzeyi					
A1	21,561	55,288	-	23,152	Al ₃ Ni ₂
A2	10,798	89,202	-	-	AlNi ₃
Ni-380 Al ara yüzeyi					
B1	33,079	63,334	3,182	0,404	Al ₃ Ni ₂
B2	19,053	78,374	-	2,573	AlNi, Al ₃ Ni ₅

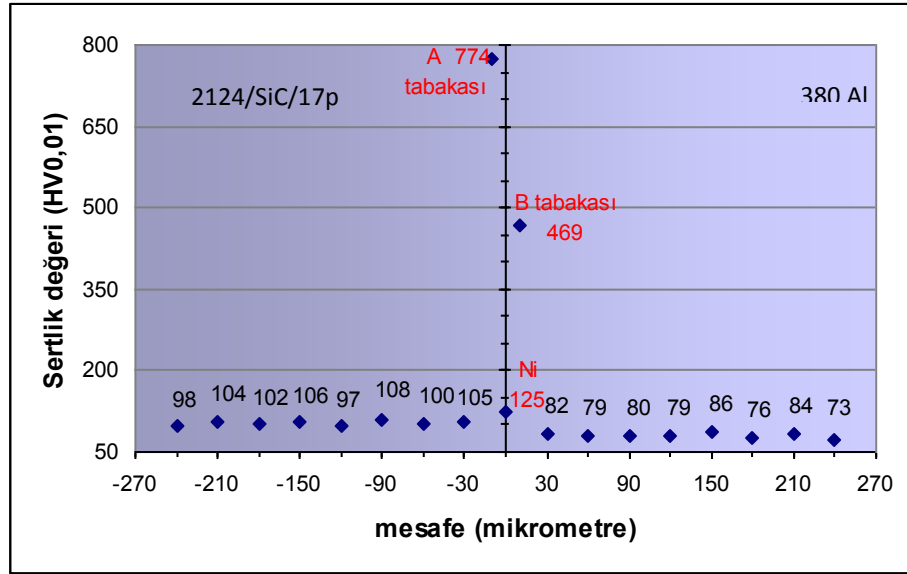
Birleşme ara yüzeyinde meydana gelen difüzyon tabakaları üzerinde gerçekleştirilen EDS analizi sonuçları Al-Ni ikili faz diyagramı ışığında yorumlandığında A1 ve B1 tabakalarının Al_3Ni_2 intermetalik fazından oluştuğu söylenebilir. XRD analizi incelemesi de ara yüzeyde Al_3Ni_2 fazının mevcut olduğunu göstermektedir. Difüzyon tabakaları üzerinde gerçekleştirilen EDS analizleri sonucunda Ni-2124/SiC/17p ara yüzeyinde A2 ile gösterilen tabakanın ağırlıkça %89,2Ni-%10,8 Al bileşiminde olduğu tespit edilmiştir. Al-Ni ikili faz diyagramı incelendiğinde bu bileşime ait fazın AlNi_3 olduğunu söylemek mümkündür. Ni-380 Al ara yüzeyinde B2 ile gösterilen tabaka ise ağırlıkça %78,4 Ni içermektedir. Bu oranda Ni içeren bileşim ise Al-Ni faz diyagramının $\text{AlNi}+\text{Al}_3\text{Ni}_5$ bölgesinde yer almaktadır. Dolayısıyla A2 tabakasının intermetalik yapıdaki AlNi_3 , B2 tabakasının ise intermetalik AlNi ve/ve ya Al_3Ni_5 fazlarını içerdiği oluştuğu düşünülmektedir. 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni Şekil 6.34’de görülmektedir.



Şekil 6.34 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–Ni–380 Al malzeme çiftine ait XRD paterni

Ni ara tabaka kullanılarak 90 dakika sürede birleştirilen numune çifti arayüzeyi üzerinde gerçekleştirilen sertlik ölçümlerine ait sonuçlar Şekil 6.35’deki grafikte görülmektedir. Ancak difüzyon tabakalarının kalınlıkların çok düşük olması yüzünden her biri üzerinde ayrı ölçümler yapmak mümkün olmamıştır. Bu nedenle grafikte A tabakası olarak işaretlenen sertlik değeri Ni–2124/SiC/17p arasındaki A1 ve A2 tabakalarının ortalama sertlik değerini, B tabakası olarak işaretlenen sertlik değeri ise Ni–380 Al arasındaki B1 ve B2 tabakalarına ait ortalama sertlik değerini ifade

etmektedir. Yapılan ölçümlerde saf nikel ara tabakanın 125 HV0,01 sertlik değerine sahip olduğu tespit edilmiştir. İntermetalik yapıdaki A tabakasının sertlik değeri 774 HV0,01, B tabakasının sertlik değeri ise 469 HV0,01 olarak ölçülmüştür. 90 dakika sürede birleştirilen numune çiftinde ara yüzeyde difüzyon tabakaları dışında kalan ana malzeme kısımlarında 60 dakika sürede birleştirilen numune çiftinde olduğu gibi önemli bir sertlik değişikliği tespit edilmemiştir.



Şekil 6.35 540°C'de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p-Ni-380 Al malzeme çiftinin arayüzeyden itibaren sertlik değişimi

6.2.3 Kesme Testi Sonuçları

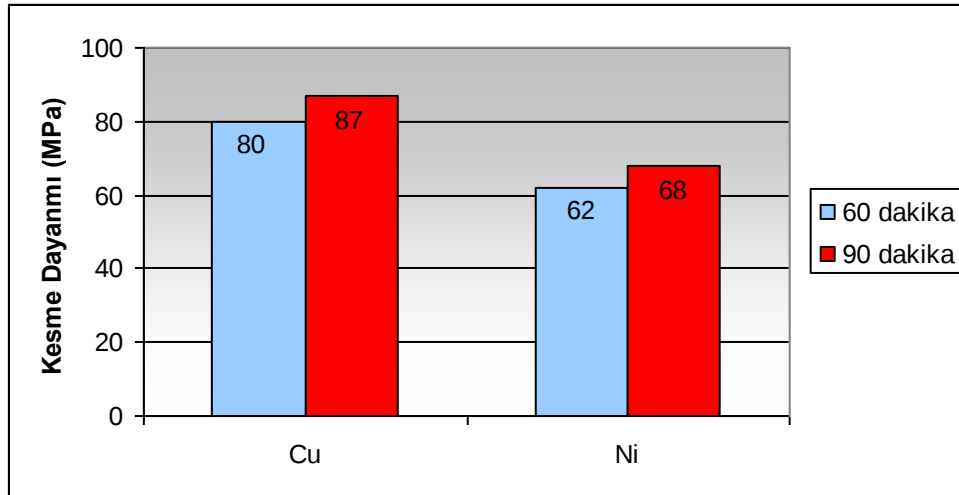
Cu ve Ni ara tabaka kullanılarak birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinin kesme dayanımı her birleştirme şartı için 3 adet numunenin kesme testine tabi tutulması sonucunda bulunmuştur. Verilen sonuçlar bu 3 değer in ortalamasıdır.

40 µm kalınlığında saf bakır folyo ara tabaka ile 540°C'de 0,2 MPa basınç ile 60 ve 90 dakika sürede birleştirilen malzeme çiftinin ortalama kesme dayanımı sırasıyla 80 MPa ve 87 MPa olarak bulunmuştur.

Ni ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen deneylerde ilk tercih edilen yaklaşık 1 µm kaplama şeklinde Ni ara tabaka ile 540°C'de 3 MPa basınçta 90 dakika sürede birleştirilen numune çiftinin ortalama kesme dayanımı 30 MPa olarak bulunmuştur. Bu değer ara tabaka kullanılmadan direkt difüzyonla birleştirilen numunelerin dayanım değerinden daha düşüktür.

50 µm kalınlığında saf nikel folyo ara tabaka ile 540°C'de 3 MPa basınç ile 60 ve 90 dakika sürede birleştirilen malzeme çiftinin ortalama kesme dayanımı sırasıyla 62 MPa ve 68 MPa olarak bulunmuştur.

Bakır ve nikel folyo ara tabakaları ile 540°C'de birleştirilen numunelerde farklı sürelerde elde edilen ortalama kesme dayanımı değerlerinin karşılaştırılması Şekil 6.36'da görülmektedir.



Şekil 6.36 Cu ve Ni ara tabaka kullanılarak birleştirilen malzeme çiftinin kesme dayanımı değerleri

Aynı sıcaklık değerinde ve aynı sürelerde gerçekleştirilen ara tabakalı birleştirmelerde Cu ara tabaka ile birleştirilen numunelerin kesme dayanımı değerleri, Ni ara tabaka ile birleştirilen numunelerin kesme dayanımı değerlerin daha yüksektir. Ayrıca her iki ara tabaka malzemesinde de bekleme süresi arttığında dayanım değeri az miktarda artmıştır.

6.3 Çekme Testi Sonuçları ve Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi

Direkt olarak birleştirilen numunelerden en yüksek kesme dayanımının elde edildiği 560°C–3 MPa–90 dakika deney şartlarında ve ara tabaka kullanılarak birleştirilen numunelerden en yüksek kesme dayanımının elde edildiği 540°C–0,2 MPa–90 dakika-Cu aratabaka deney şartlarında birleştirilen numuneler ayrıca çekme testine tabi tutulmuştur.

Çekme testleri 2 kN kapasiteli Mares marka çekme cihazında 1 mm/dak çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Çekme testine tabi tutulan numuneler metalografik incelemelerde kullanılmak üzere birleştirilen dikdörtgen kesitli numunelerdir. Difüzyonla birleştirme işlemlerinde kullanılan numune boyutları küçük olduğundan, çekme testleri standart numune boyutları ile gerçekleştirilememiştir.

Direkt ve ara tabaka ile difüzyonla birleştirilen malzeme çiftlerinin kırık yüzeyleri SEM ile incelemeye tabi tutularak, elde edilen bulgular mekanik dayanım değerleri ve birleşme ara yüzeyi yapısı ile birlikte değerlendirilmiştir.

Kırılma yüzeyi incelemesine tabi tutulan numuneler, 540 ve 560°C sıcaklıkta, 3 MPa basınç değerinde 90 dakika sürede direkt olarak birleştirilen ve Cu ve Ni folyo ara tabaka kullanılarak 540°C sıcaklıkta 90 dakika sürede birleştirilen numunelerdir. 560°C’de direkt olarak ve 540°C sıcaklıkta Cu ara tabaka ile birleştirilen numuneler ayrıca çekme testine de tabi tutulduğundan bu numunelere ait çekme kırılma yüzeyleri de incelenmiştir.

6.3.1 Çekme Testi Sonuçları

560°C–3 MPa–90 dakika deney şartında ara tabakasız olarak direkt birleştirilen numune çiftinin çekme dayanımı ortalama olarak 53 MPa olarak bulunmuştur. Bakır ara tabaka ile 540°C–0,2 MPa–90 dakika deney şartında birleştirilen numune çiftinin ortalama çekme dayanımı 44 MPa’dır. Numunelerin tamamında kopma birleşme ara yüzeyinde meydana gelmiştir.

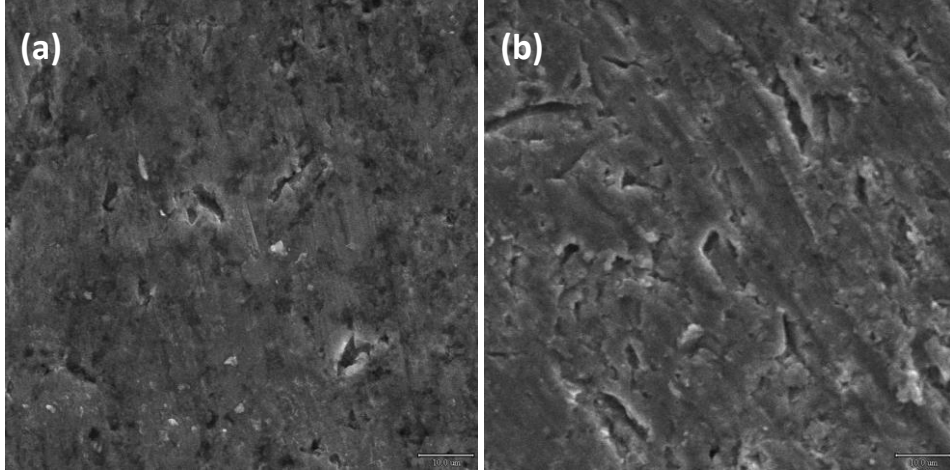
Çizelge 6.4’de seçili deney şartlarında difüzyonla birleştirilen numuneler için çekme dayanımı ve kesme dayanımı değerleri verilmiştir.

Çizelge 6.4 Birleştirmelere ait ortalama çekme ve kesme dayanımı değerleri

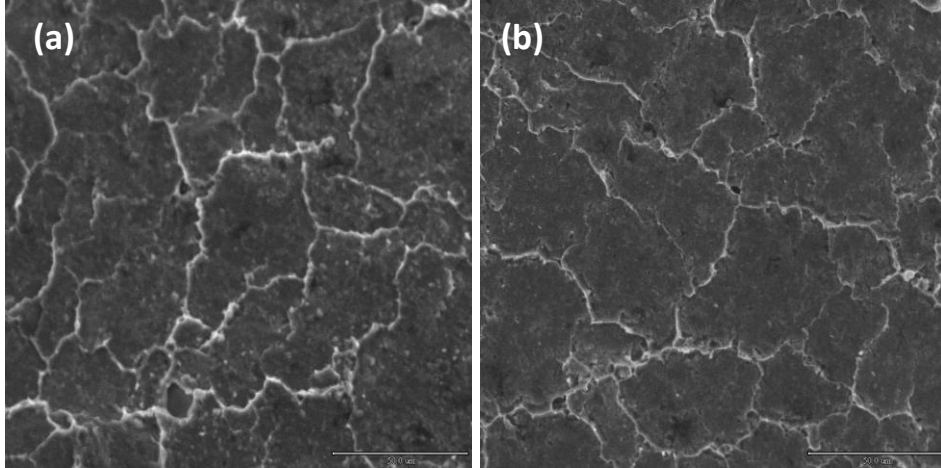
Birleştirme parametresi	Ortalama Çekme Dayanımı (MPa)	Ortalama Kesme Dayanımı (MPa)
Direkt (ara tabakasız) birleştirme		
560°C–90 dakika	53	93
Ara tabakalı birleştirme		
Cu ara tabaka 540°C–90 dakika	49	87

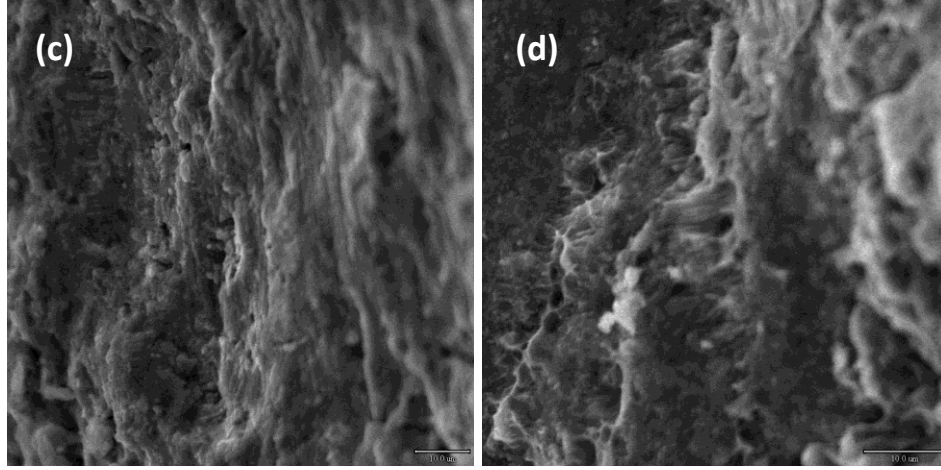
6.3.2 Kırılma Yüzeyi İncelemeleri

Şekil 6.37 ve 6.38’de ara tabakasız birleştirmelere ait kesme ve çekme kırılma yüzeyi görüntüleri verilmiştir. Her bir şekilde, (a) ve (b) resimleri kesme numunelerine ait sırasıyla 380 Al alaşımı ve 2124/SiC/17p kırılma yüzeyi görüntüleri, Şekil 6.38’de (c) ve (d) resimleri ise çekme numunelerine ait sırasıyla 380 Al alaşımı ve 2124/SiC/17p kırılma yüzeyi görüntüleridir.



Şekil 6.37 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinine ait kesme kırılma yüzeyi görüntüleri (a) 380 Al (1000X), (b) 2124/SiC/17p (1000X)



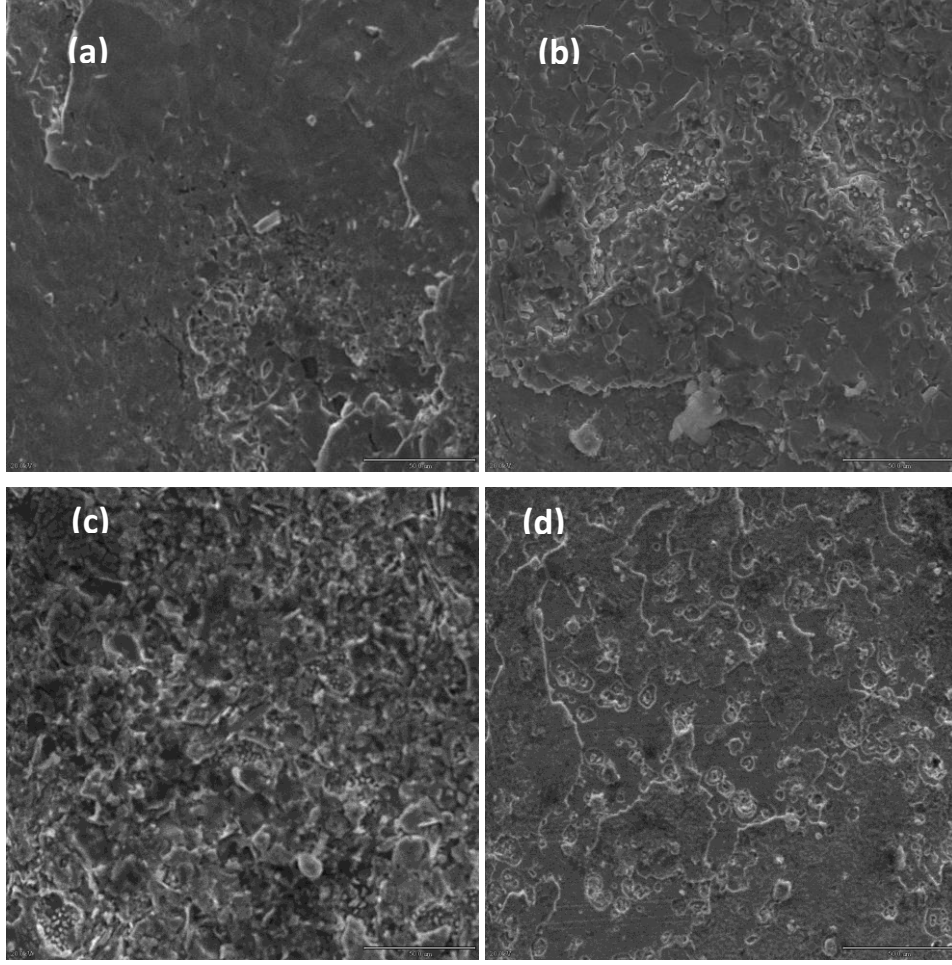


Şekil 6.38 560°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinine ait kesme (a) 380 Al (500X), (b) 2124/SiC/17p (500X); çekme (c)380 Al (1000X) (d) 2124/SiC/17p (1500X) numuneleri kırılma yüzeyleri

560°C’de 90 dakika sürede difüzyonla direkt olarak birleştirilen numunelerin kesme kırılma yüzeyleri incelendiğinde alüminyum alaşımı ve kompozitin benzer bir düzlem gösterdikleri görülmüştür. Her iki malzeme için de kırılma tipik sünek karakterlidir (Şekil 6.38a ve 6.38b). Aynı şartlarda birleştirilen numunelerin çekme kırılma yüzeyleri incelendiğinde ağırlıklı olarak sünek bir kırılmanın olduğu ancak bazı bölgelerde kırılmanın gevrek yapıda olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 6.38c ve 6.38d).

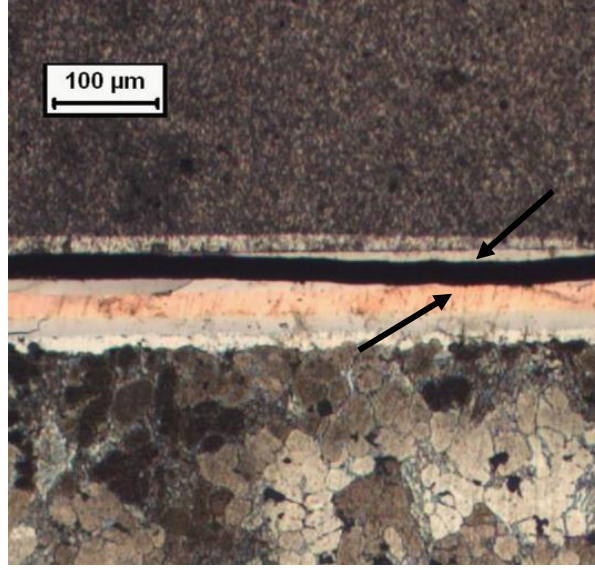
540°C’de 90 dakika sürede difüzyonla direkt olarak birleştirilen numunelerin kesme yüzeyleri incelendiğinde meydana gelen kırılmanın 560°C’de birleştirilen numunelere oranla daha gevrek yapıda olduğu görülmüştür (Şekil 6.37). Bu numunelerin kesme dayanımı 560°C’de birleştirilen numunelere göre daha düşüktür.

Şekil 6.39’da 540°C’de 90 dakikada Cu ara tabaka kullanılarak birleştirilen numunelere ait kesme ve çekme kırılma yüzeyi görüntüleri verilmiştir.

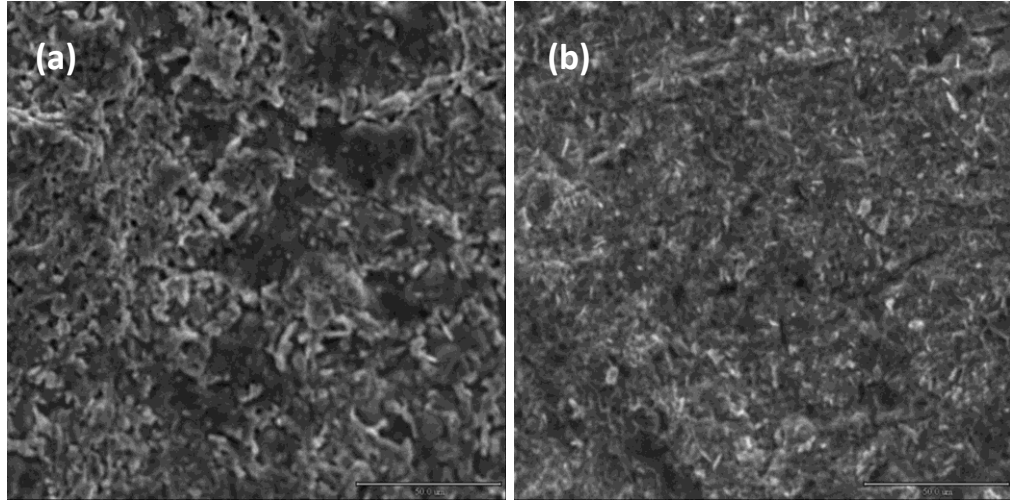


Şekil 6.39 540°C’de 0,2 MPa basınç ve 90 dakika sürede Cu ara tabaka kullanılarak difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinine ait kesme (a) 380 Al (500X), (b) 2124/SiC/17p (500X); çekme (c) 380 Al (500X) (d) 2124/SiC/17p (500X) numuneleri kırılma yüzeyleri

Cu ara tabaka kullanılarak birleştirilen numunelerde kesme ve çekme deneylerinde kırılma, Şekil 6.40’da görüldüğü üzere bakır ara tabaka ile kompozit malzeme arasında B tabakası ile Cu ara yüzeyinde meydana gelmiştir. Kırılma yüzeyi söz konusu bölge olduğu için bakırın tipik sünek kırılma davranışı şeklinde olur.

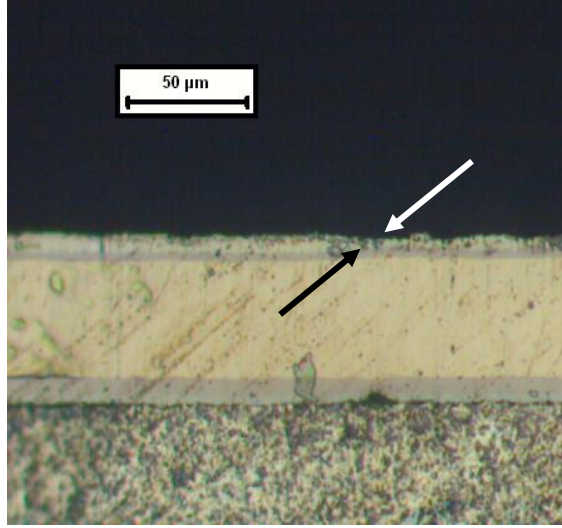


Şekil 6.40 Cu ara tabakalı birleştirmelerde kırılmanın meydana geldiği ara yüzey
Şekil 6.41’de 540°C’de 90 dakikada Ni ara tabaka kullanılarak birleştirilen numunelere ait kesme kırılma yüzeyi görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.41 540°C’de 3 MPa basınç ve 90 dakika sürede Ni ara tabaka kullanılarak difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 Al malzeme çiftinine ait kesme kırılma yüzeyleri (a) 380 Al (500X), (b) 2124/SiC/17p (500X)

Ni ara tabaka kullanılarak birleştirilen numunelerde meydana gelen kırılma sünek-gevrek yapıdadır. Bunun sebebi Şekil 6.42’de görüldüğü üzere kırılmanın alüminyum alaşımı ana malzeme ile B1 olarak adlandırılan Al_3Ni_2 intermetalik fazından oluşan tabaka arasında meydana gelmesidir. Bu tabakadaki intermetalik fazların varlığı sünek kırılmanın yanında gevrek kırılmayı desteklemiştir.



Şekil 6.42 Ni ara tabakalı birleştirmelerde çekme testinde kırılmanın meydana geldiği ara yüzey

SONUÇ ve ÖNERİLER

2124/SiC/17p kompozit malzemenin 380 alüminyum alaşımı ile difüzyonla birleştirilmesi deneylerinde direkt ve ara tabakalı olmak üzere iki farklı yöntem kullanılmıştır. Her iki yöntem sonucunda da malzeme çiftinin difüzyonla birleştirilebildiği görülmüştür.

Her iki yöntem için de birleşme yüzeylerinin düzgünlüğü ve temizliği çok önemlidir. Birleştirilecek parçaların birleşme yüzeyleri arada boşluk kalmayacak ve atomik seviyedeki ara yüzey kuvvetlerinin etki edebileceği düzgünlükte ve difüzyona engel olacak her türlü kirlilikten arındırılmış olmalıdır. Bu nedenle, difüzyonla birleştirme deneyleri öncesinde 2124/SiC/17p ve 380 alüminyum döküm alaşımı numunelerinin birleşme yüzeyleri 1200 meshlik zımparalar ile düzeltilmiş ve ardından aseton içerisinde yarım saat süre ile ultrasonik olarak temizlenmiştir. Zımparalama işlemleri, numunelerin saklanma koşullarında yeniden oksitlenmesi tehlikesi sebebi ile birleştirme deneylerinin hemen öncesinde gerçekleştirilmiştir. Alüminyum ve alaşımlarının yüzeyleri oda sıcaklığında dahi birkaç saniyede oksitlendiğinden, zımparalama işlemlerinin sonrasında birleştirilecek numunelerin yüzeyleri 15 ml HNO₃-15 ml HCl-15 ml H₂O-1 ml HF'den oluşan bir çözelti ile muamele edilerek yüzeydeki oksit tabakası giderilmeye çalışılmıştır.

2124/SiC/17p ve 380 alüminyum döküm alaşımı numunelerinin direkt difüzyonla birleştirilmesi üzerine yapılan literatür incelemelerinin sonucunda deneylerin basınç değeri olarak 3 ve 6 MPa ile gerçekleştirilmesi düşünülmüştür. Ancak gerçekleştirilen ön deneylerde seçilen sıcaklık değerlerinde 6 MPa basınç değerinde malzemelerdeki

deformasyon miktarının yüksek olduğu görülmüştür. Bu nedenle direkt difüzyonla birleştirme deneylerinde basınç değeri olarak 3 MPa kullanılmıştır.

2124/SiC/17p-380 alüminyum döküm alaşımının direkt difüzyonla birleştirilmesinde 520°C'de 30 ve 60 dakika süre ile gerçekleştirilen deneylerde sonuç alınamamıştır. Bu sıcaklık değerinde birleşme 90 dakika süre sonunda gerçekleşmiştir. 520°C'de 3 MPa basınç altında 90 dakika sürede birleştirilen malzeme çiftinin kesme dayanımı 22 MPa olarak bulunmuştur. 540°C'de 3 MPa basınç altında 30-60 ve 90 dakika sürede birleştirilen malzeme çiftlerine ait ortalama dayanım değeri sırasıyla 38 MPa, 40 MPa ve 55 MPa olarak bulunmuştur. 560°C'de 3 MPa basınç altında 30 dakika, 60 dakika ve 90 dakika süre sonunda gerçekleştirilen birleştirmelere ait ortalama kesme dayanımı değerleri ise sırasıyla 56 MPa, 67 MPa ve 93 MPa olarak bulunmuştur. Birleştirmelere ait kesme dayanımı değerleri incelendiğinde, birleştirme sıcaklığının artmasının birleşme dayanımlarını arttırdığı görülmüştür. Aynı sıcaklık değerinde farklı sürelerde gerçekleştirilen birleştirmeler incelendiğinde birleştirme süresinin artmasının da birleştirme dayanımı üzerinde olumlu etkisi olduğu sonucuna varılmıştır. Birleştirmelere ait birleşme ara yüzeyinin ışık metal mikroskobu ve SEM incelemeleri sonucunda, düşük sıcaklık değerinde ve düşük sürelerde birleştirilen malzeme çiftlerinde birleştirme çizgisinin daha belirgin olduğu ve ara yüzeyde birleşmeyen kısımların var olduğu tespit edilmiştir. Sıcaklığın ve sürenin artması ile ara yüzeyde birleşmeyen kısımların varlığı azalmıştır.

Direkt difüzyonla birleştirme deneylerinde daha yüksek dayanım değerlerinin elde edildiği 560°C'de gerçekleştirilen birleştirmelerde deformasyon oranı artmıştır. 540°C'de gerçekleştirilen deneylerde malzemelerdeki çap değişimi %3 civarında iken, 560°C'de gerçekleştirilen deneylerde bu değer %10 ile %20 arasındadır. Bu konuda daha önce gerçekleştirilen benzer çalışmalarda da yüksek dayanım değerlerinin elde edildiği birleştirmelerde deformasyon oranının da yüksek olduğu görülmektedir [102].

MMK malzemelerin katı halde direkt difüzyonla birleştirme işlemi, birleşme ara yüzeylerinde mikrosegregasyona ya da takviye elemanlarının homojen olmayan dağılımına sebep olmadığından birleşme arayüzeyinden ana malzeme içine doğru önemli bir sertlik değişimi meydana gelmemektedir. Farklı deney parametreleri

kullanılarak direkt olarak difüzyonla birleştirilen 2124/SiC/17p–380 alüminyum döküm alaşımı numunelerinin birleşme arayüzeyinde gerçekleştirilen mikro sertlik incelemeleri sonucunda her iki numunede de arayüzeyden itibaren numune içine doğru önemli bir oranda sertlik değişimi meydana gelmediği tespit edilmiştir. Aydın ve arkadaşları da 7075/SiC/3p Al MMK malzemenin difüzyonla birleştirilmesinde benzer bir sonuca ulaşmıştır [103].

Katı hal kaynak yöntemleri ile birleştirilen Al/Cu arayüzeyi 120°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda çeşitli intermetalik bileşiklerin oluşması ve büyümesi için uygundur [121]. 40 µm kalınlığında saf Cu ara tabaka kullanılarak 540°C sıcaklıkta 0,2 MPa basınç değerinde 60 ve 90 dakika sürede birleştirilen numunelerin birleşme bölgesinde saf Cu ara tabaka ile ana malzeme arayüzeyleri arasında karşılıklı difüzyon sonucunda farklı difüzyon tabakaları meydana gelmiştir. 60 dakika sonunda daha çok kompozit ile Cu ara tabaka ara yüzeyinde oluşan difüzyon tabakası, 90 dakika süre sonunda genişlemiş ve Cu ile her iki ana malzeme arasında farklı 2 tabaka oluşmuştur. XRD, EDS ve Al-Cu ikili faz diyagramı ışığında gerçekleştirilen incelemelerde bu tabakaların AlCu, Al₃Cu₂, AlCu₃ gibi intermetalik bileşikleri içerdiği tespit edilmiştir. Birleşme ara yüzeyinde gerçekleştirilen mikro sertlik ölçümleri sonucunda bu tabakaların sertlik değerlerinin 453–730 HV0,01 arasında olduğu bulunmuştur. Difüzyon tabakalarının sona erdiği kısımlardan ana malzeme içerisine doğru önemli bir sertlik değişimi meydana gelmemiştir. Cu ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmelerde 60 ve 90 dakika süre sonunda elde edilen ortalama kesme dayanımı değerleri sırasıyla 80 ve 87 MPa'dır. Bekleme süresinin artması ile dayanım değeri yükselmiştir.

Ni ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmelerde, numune yüzeylerinin PVD ile 1 µm kalınlığında Ni ile kaplanması gerçekleştirilen birleştirmelerin dayanım değeri ara tabaka kullanımını anlamsız kılacak kadar düşüktür. Bu sebeple Ni ara tabakalı deneyler 50 µm saf Ni folyo kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

50 µm kalınlığında saf Ni ara tabaka kullanılarak 540°C sıcaklıkta 3 MPa basınç değerinde 60 ve 90 dakika sürede birleştirilen numunelerin birleşme bölgesinde saf Ni ara tabaka ile ana malzeme arayüzeyleri arasında karşılıklı difüzyon sonucunda farklı difüzyon tabakaları meydana gelmiştir. 60 dakika süre sonunda Ni ile ana malzemeler

arasındaki difüzyon tabakası oldukça ince iken, 90 dakika süre sonunda genişleyerek her iki ana malzeme tarafında 2 farklı difüzyon tabakası meydana gelmiştir. XRD, EDS ve Al-Ni ikili faz diyagramı ışığında gerçekleştirilen incelemelerde bu tabakaların Feng vd.'nin [108] gerçekleştirdiği çalışmadakine benzer şekilde Al_3Ni_2 , $AlNi_3$, $AlNi$ intermetalik bileşikleri içerdiği tespit edilmiştir. Birleşme ara yüzeyinde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinde 2124/SiC717p-Ni arasındaki tabakanın sertlik değeri ortalama olarak 774 HV0,01 ve 380 Al-Ni arasındaki tabakanın sertlik değeri ortalama olarak 469 HV0,01 olarak bulunmuştur. Ni ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmelerde 60 ve 90 dakika süre sonunda elde edilen ortalama kesme dayanımı değerleri sırasıyla 62 ve 68 MPa'dır. Bekleme süresinin artması ile dayanım değeri yükselmiştir.

Cu ve Ni ara tabakalı birleştirmeler ile aynı sıcaklık (540°C) ve sürelerde ara tabakasız olarak gerçekleştirilen direkt birleştirmelere ait sonuçlar irdelendiğinde her iki ara tabaka malzemesi ile alınan sonuçların ara tabakasız birleştirmelerden daha iyi olduğu sonucuna varılmıştır.

Cu ve Ni ara tabaka kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmeler kendi içerisinde değerlendirildiğinde ise 2124/SiC717p-380 Al alaşımı malzeme çifti için Cu ara tabaka kullanımının daha uygun olduğu sonucuna varılmıştır. Aynı sıcaklık değerinde ve aynı sürede gerçekleştirilen birleştirmelerde Cu ara tabaka kullanımı ile ara yüzeyde oluşan difüzyon tabakaları, Ni ara tabaka kullanımı ile oluşan difüzyon tabakalarından daha kalındır. Nikele göre daha küçük atom çapında olan bakırın alüminyum içerisine olan difüzyonu daha fazladır. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde bakır ara tabaka kullanılarak birleştirilen malzeme çiftlerinde kırılmanın saf bakır aratabaka ile difüzyon tabakaları arasında meydana geldiği, nikel ara tabaka kullanılarak birleştirilen malzeme çiftlerinde ise kırılmanın ana malzeme-difüzyon tabakası arasında meydana geldiği görülmüştür. Bu durum Cu ara tabaka kullanımı ile ara yüzeylerde oluşan intermetalik bileşik içeren tabakaların ana malzemelerle daha uyumlu olduğunu gösterir.

Yumuşak bakır ara tabaka malzemesi ile 0,2 MPa düşük basınç değerinde gerçekleştirilen birleştirmelerde meydana gelen deformasyon tüm birleştirmeler içerisinde en azdır (max. %1,5). 540°C sıcaklıkta 0,2 MPa basınç değerinde 60 dakika

sürede birleştirilen 2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinin dayanım değeri 80 MPa ve meydana gelen deformasyon oranı %1,5'in altında iken, 560°C sıcaklıkta 3 MPa basınç değerinde aynı sürede direkt olarak birleştirme sonucu elde edilen dayanım değeri 67 MPa ve meydana gelen çap değişimi yaklaşık olarak %16 civarındadır. Dolayısı ile 2124/SiC/17p-380 Al malzeme çiftinin difüzyonla birleştirilmesi için ideal yöntem yumuşak Cu ara tabaka kullanmaktır.

KAYNAKLAR

- [1] Foltz, J.V. (1990). Metal Matrix Composites, ASM Handbook, Volume 2, ASM International, USA
- [2] Ellis, M.B.D. (1996). "Joining of Aluminium Based Metal Matrix Composites", International Materials Reviews, 41:42-57.
- [3] Mortensen, A. (2001). "Metal Matrix Composites in Industry: an Overview", MMC Conference VIII, , November 26–27 2001, London.
- [4] Zhang, X.P , Quan, G.F ve Wei, W., (1999). "Preliminary Investigation on Joining Performance of SiCp-reinforced Aluminium Metal Matrix Composite (Al/SiCp–MMC) by Vacuum Brazing" Composites: Part A, 30:823-827.
- [5] Shirzadi, A.A. (1997). Diffusion Bonding Of Aluminium Alloys and Composites: New Approaches and Modelling, Doktora Tezi, Cambridge Universitesi, UK.
- [6] Hasçalık, A. (2003). "Al₂O₃ Oranının Al/Al₂O₃ Kompoziti ile AISI 1020 Çeliğinin Sürtünme Kaynağına Etkisi", F.Ü. Fen ve Mühendislik Bilimleri Dergisi, 15(2):245-254.
- [7] Singla M., Dwivedi, D., Singh, L. ve Chawla, V., (2009). "Development of Aluminium Based Silicon Carbide Particulate Metal Matrix Composite", Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering, 8 (6):455-467.
- [8] Chawla, K. ve Chawla N., (2006). Metal Matrix Composites, Springer, USA.
- [9] Fang, C.K., Huang C.C. ve Chuang, T.H. (1999). "Synergistic Effects of Wear and Corrosion for Al₂O₃ Particulate-Reinforced 6061 Aluminum Composites", Metallurgical and Materials Transactions A, 30A:643-650.
- [10] Degischer H.P., (1994). Schmelzmetallurgische Herstellung von Metallmatrix-Verbundwerkstoffen, Editör Kainer K. U., DGM Informationsgesellschaft Verlag, p. 139-169.
- [11] European Aluminium Association, TALAT-Training in Aluminium Application Technology, <http://www.eaa.net/eea/education/talat/lectures/1402.pdf> ,01 Haziran 2010.
- [12] Hong, S.J., Kim, H.M., Huh, D., Suryanarayana, C. Ve Chun, R.S. (2003). " Effect of Clustering On The Mechanical Properties of SiC Particulate-Reinforced

- Aluminum Alloy 2024 Metal Matrix Composites”, Materials Science and Engineering A, 347:198-204.
- [13] Torralba, J.M., Costa, C.E. ve Velasco, F. (2003). “P/M Aluminum Matrix Composites: an Overview”, Journal of Materials Processing Technology, 133:203-206.
- [14] Hunt, W.H. (2000). Particulate Reinforced MMCs, Comprehensive Composite Materials, Metal Matrix Composites, Elsevier, 3:701-715.
- [15] Ataş, E. ve Gür, C.H. (2000), “Determination of Properties of SiC Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites By Ultrasonic Techniques”, 15th World Conference on NDT, 15–21 October 2000, Roma.
- [16] Davis, J.R. (2002). ASM Specialty Handbook, Aluminum and Aluminum Alloys, “Aluminum Matrix Composites”, ASM International, Fifth print, USA.
- [17] Shakeri, H.R. ve Wang, Z. (2002). “ Effect of Alternative Aging Process on the Fracture and Interfacial Properties of Particulate Al₂O₃-reinforced Al (6061) Metal Matrix Composite”, Metallurgical and Materials Transactions A, 33A:699–1712.
- [18] Karagöz, E.,(1998). Vorteks Yöntemleriyle Üretilen Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Malzemenin Mikroyapısal Karakterizasyonu ve Isıl İşlemleri, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [19] Kainer, K.U. (2006). Metal Matrix Composites, Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering, Wiley WHC, Weinheim, USA.
- [20] Kolukısa, S. ve Topuz, A.(2001). “Uçucu Kül İçeren Alüminyum Matrisli Kompozit Malzeme Üretimi ve Özellikleri”, 10. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, Haziran 2001, 1815-1822.
- [21] Deniz, S., (2000). Al₂O₃ Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Üretimi, Mekanik ve Fiziksel Özellikleri ile Mikroyapı Karakterizasyonu, Doktora Tezi, YTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [22] Llyod D.J., (1994). “Particulate Reinforced Al- and Mg- Matrix Composites”, Inter. Mater. Reviews, 39(1):1-23
- [23] Chawla, N., Hubel, U., Shen, Y.L., Andres, C., Jones, J.W. ve Allison, J.E. (2000). “The Effect of Matrix Microstructure on the Tensile and Fatigue Behavior of SiC-Reinforced 2080 Al Matrix Composites”, Metallurgical and Materials Transactions A, 31A:531-539.
- [24] Williams, J.J., Piotrowski, G., Saha, R ve Chawla, N. (2002). “Effect of Overaging and Particle Size On Tensile Deformation and Fracture of Particle-Reinforced Aluminum Matrix Composites”, Metallurgical and Materials Transactions A, 33A:3862-3865.
- [25] Chawla, N., Shen, Y-L., (2001). “Mechanical Behavior of Particle Reinforced Metal Matrix Composites”, Advanced Engineering Materials, 3(6):356-370.
- [26] Venkataraman,B. ve Sundararajan, G., (1996). “The Sliding Wear Behaviour of Al-SiC Particulate Composites I. Macrobehaviour”, Acta Mater., 44(2):451-460.

- [27] Thaw,C., Minet,R., Zemany,J ve Zweben,C (1987). "Metal Matrix Composite Microwave Packaging Components", Sample J., Nov-Dec: 40
- [28] Cöcen, Ü ve Önel, K. (2002). "Ductility and Strength of Extruded SiC_p/Aluminium-Alloy Composites", Composites Science and Technology, 62:275-282.
- [29] Kolukisa, S., (1999). Uçucu Kül İçeren Alüminyum Matrisli Kompozit Üretimi, Özellikleri ve Mikroyapı Karakterizasyonu, Doktora Tezi, YTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [30] Klimowicz, T.F. (1994). "The Large-Scale Commercialization of Aluminium-Matrix Composites", JOM, A Publication of the Minerals, Metals & Materials Society, 49-53.
- [31] Evans, A., Marchi,C. ve Mortensen, A., (2003). Metal Matrix Composites in Industry: An Introduction and a Survey, Kluwer Academic Publishers, USA.
- [32] Włodarczyk-Fligier, A., Dobrzański, L.A., Kremzer, M. ve Adamiak, M (2008). "Manufacturing of Aluminium Matrix Composite Materials Reinforced by Al₂O₃ Particles", Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 27(1): 99-102.
- [33] Pai, B.C., Pillai, R.M. ve Satyanarayana, K.G. (1993). "Stir Cast Aluminium Alloy Matrix Composites", Key Engineering Materials, 79-80:117-128.
- [34] Hashim, J., (2001). "The Production of Cast Metal Matrix Composite by a Modified Stir Casting Method", Jurnal Teknologi, Universiti Teknologi Malaysia 35(A):9-20.
- [35] Sur, G., Şahin, Y. ve Gökkaya, H., (2005). "Ergimiş Metal Karıştırma ve Basınçlı Döküm Yöntemi İle Alüminyum Esaslı Tanecik Takviyeli Kompozitlerin Üretimi", Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der., 20 (2):233-238.
- [36] Mindivan, H., Kayalı, E.S. ve Çimenoglu, H. (2008). "Tribological Behavior of Squeeze Cast Aluminum Matrix Composites", Wear, 265:645-654.
- [37] Mehriban, R., Riek, R.G. ve Flewings, M.C., (1974). "Preparation and Casting of Metal Particulate Non-Metal Composites", Metal. Transc.,5:1899-1905.
- [38] Çırakoğlu, M., Toy, Ç., Tekin, A. ve Scott, D., (1999). "AlN-B₄C Kompozitlerinin Basıncsız İnfiltrasyon Yöntemiyle Üretim Şartlarının İncelenmesi", 8. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 2:1307-1315.
- [39] Michaud, V.J., (1993). Fundamentals of Metal Matrix Composites, Butterworth-Heinemann, "Chapter 1- Liquid Process, 3-41.
- [40] Koczak, M.J. ve P. Sahoo, (1991). In: Second Japan International SAMPE Symposium and Exhibition (I. Kimpara, K.Kageyama and Y. Kagawa, e&), 2, International Convention Management, Inc, Tokyo, Japan, 713-721.
- [41] Kevorkijan, V. (2002). "Development of Al MMC Composites for Automotive Industry", JOM, 8(1):285-286.

- [42] Hunt, Jr. ve W.H., Miracle, D.B., (2001). Automotive Applications of Metal-Matrix Composites, Composites, ASM Handbook , Edited by D.B. Miracle and S.L. Donaldson, ASM International, 21:1029-1032.
- [43] Donomoto, T., N. Miura, K. Funatani ve N. Miyake, (1983). SAE Tech.Paper no. 83052.
- [44] Toptan, F., Kumdalı, F. ve Kerti, I., (2006). “Al-B₄C Kompozitlerinin Fren Diski Olarak Kullanılabilirliğine Genel Bir Bakış”, Metalurji, 145:11-18.
- [45] Shorowordi, K. M., Haseeb, A. S. M. A. ve Celis, J. P., (2004). “Velocity Effects On The Wear, Friction And Tribochemistry Of Aluminum MMC Sliding Against Phenolic Brake Pad, Wear, 256:1176–1181.
- [46] Straffelini, G., Pellizzari, M. ve Molinari, A., (2004). “Influence Of Load And Temperature On The Dry Sliding Behaviour of Al-Based Metal-Matrix-Composites Against Friction Material”, Wear , 256:754–763.
- [47] Herling, D.R., (2004). “Low-Cost Cast Aluminum Metal Matrix Composites”, Automotive Lightweighting Materials, U.S Department of Energy FY 2004 İlerleme Raporu.
- [48] Kevorkijan, V., (1999). “Commercial Viability of Al-based MMCs in the Aotomotive Segment”, Materials and Manufacturing Processes, 14(5): 639-645.
- [49] Miracle, D.B., (2001). ASM Handbook - Composites, 21:1043-1049.
- [50] Hooker, J.A. ve Doorbar P.J. (2000). “Metal Matrix Composites for Aeroengines”, Materials Science and Technology, 16: 725-731.
- [51] Shakesheff, A. J. Ve Purdue, G. (1998). “Designing Metal Matrix Composites to Meet Their Target: Particulate Reinforced Aluminium Alloys for Missile Applications” Materials Science and Technology, 14(9–10):851–856.
- [52] Chawla, N., Deng, X. ve Schnell D.R.M., (2006). “Thermal Expansion Anisotropy in Extruded SiC Particle Reinforced 2080 Aluminum Alloy Matrix Composites”, Materials Science and Engineering A, 426:314-322.
- [53] Rawal, S. (2001). “Metal-Matrix Composites for Space Applications”, JOM, 53 (4):14-17.
- [54] Composites Materials Lab in Korea Advanced Institute of Science and Technology, Squeeze Casting Process and Thermal Properties of SiCp/Al Metal Matrix Composites for Electronic Packaging Applications, <http://composite.kaist.ac.kr/cgi-bin/reseng2.pl?packaging>, 12 Nisan 2010.
- [55] World of MMC Assess, <http://mmc-assess.tuwien.ac.at/mmc/Site-4-from-Applications.html>, 09 Temmuz 2010.
- [56] Zeuner, T., P. Stojanov, P.R. Sahm, H. Ruppert ve A. Engels, (1998). “Developing Trends In Brake Technology For Rail Application”, Mater. Sci. Technol., 14:857-863.

- [57] Jellison, J.L. ve Zanner J.F. (1983). "Solid State Welding", Metals Handbook, 9th Edition, ASM International, USA, 6:672-691.
- [58] Tuncel, S., (1988). DIN X210Cr12 Takım Çeliği ile DIN 25MoCr4 Az Alaşımlı Çeliğin Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesi, Doktora Tezi, YTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [59] Nicholas, M.G., (1998). Joining Processes: Introduction to Brazing and Diffusion Bonding, Kluwer Academic Publishers, 16-22.
- [60] Mahoney, M.W ve Bampton, C.C (1998), Fundamentals of Diffusion Bonding, ASM Handbook, 6 Welding, Brazing and Soldering, electronic version of second print (1994), ASM International, USA.
- [61] Kazakov, N.F. (1969). "Vacuum Diffusion Welding" Mashinosrojeni je Moscow, Wright Paterson AFB Translation Rep. FTD-MT-24 41968, Springfield, Va, federal Clearinghouse, USA.
- [62] Derby, B. ve Wallach, E.R., (1982). "Theoretical Model for Diffusion Bonding", Met. Sci., 16:49-52
- [63] Derby, B. ve Wallach, E.R., (1984). "Diffusion Bonding: Development of Theoretical Model", Met. Sci., 18:427-431.
- [64] O' Brien, R.L., (1991). "Diffusion Welding and Brazing", Welding Handbook, American Welding Society , Eighth Edition, 2: 814-837.
- [65] Lancaster, J.A., (1993). Metallurgy of Welding, Chapman&Hall, 27-29.
- [66] Dağlılar, S., (1994). AISI 304 Tipi Paslanmaz Çelik İle 6101 No.lu Alüminyum Alaşımının Katı Hal Difüzyon Kaynağıyla Birleştirilmesi, Doktora Tezi, YTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [67] Moorhead, A. J. ve Kim, H.E. (1991). "Joining Oxide Ceramics", ASM Engineered Materials Handbook Series, Ceramics and Glasses, 3:511-522.
- [68] Topbaş, M.A. (1993). Isıl İşlemler, Prestij Basın Yayın ve Hizmetleri, İstanbul.
- [69] Hosford, W. F. (2005). Physical Metallurgy, CRC Taylor&Francis, 51-55.
- [70] Lee, C.S., Li, H. ve Chandel, R.S., (1999), "Vacuum-free Diffusion Bonding of Aluminium Metal Matrix Composite", Journal of Materials Processing Technology, 89-90:326-330.
- [71] Practical Welding Letter, Diffusion Bonding, http://www.welding-advisers.com/PRACTICAL_WELDING_LETTER-PracticalWeldingLetterNo10.html, 08 Ağustos 2010.
- [72] Gültekin, N. (1991), Kaynak Tekniği, Engin Ofset, İstanbul.
- [73] Wikipedia, http://en.wikipedia.org/wiki/File:Metallreinigung_wikipedia_KK_illustration_en_2.jpg , 22 Temmuz 2010.
- [74] Zuruzi, A.S., Li, H. ve Dong, G., (1999). "Effects of Surface Roughness on the Diffusion Bonding of Al alloy 6061 in Air", Materials Science and Engineering A, 270:244-248.

- [75] Wang, A., Ohashi, O., Yamaguchi, N., Aoki, M., Higashi, Y. ve Hitomi, N. (2003). "Cleaning Of Diffusion Bonding Surface By Argon Ion Bombardment Treatment", Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B, 206: 219–223.
- [76] Ashby, M.F ve Jones, D.R.H, Engineering Materials 1, (2005). Third Edition, Elsevier, Great Britain.
- [77] He, P. ve D. Liu,D., (2006). "Mechanism of Forming Interfacial Intermetallic Compounds at Interface for Solid State Diffusion Bonding Of Dissimilar Materials", Materials Science and Engineering A, 437:430-435.
- [78] Kundu ,S., Ghosh, M., Laik, A. Bhanumurthy, K., Kale , G.B. ve Chatterjee, S. (2005). "Diffusion Bonding of Commercially Pure Titanium to 304 Stainless Steel Using Copper Interlayer" Materials Science and Engineering A, 407:154-160.
- [79] Nishi, H., Araki,T. ve Eto, M., (1998). "Diffusion Bonding of Alumina Dispersion-Strengthened Copper To 316 Stainless Steel With Interlayer Metals", Fusion Engineering and Design,39–40: 505-511.
- [80] Wlosinski, W., Olesinska, W. ve Pietrzak, K., (1996). "Bonding of Alumina to Steel Using Copper Interlayer" , Journal of Materials Processing Technology, 56 (1-4):190-199.
- [81] Kliauga, A.M., Travessa, D. ve Ferrante,M., (2001). "Al₂O₃/Ti interlayer/AISI 304 Diffusion Bonded Joint Microstructural Characterization of the Two Interfaces", Materials Characterization, 46:65-74.
- [82] Jadoon, A.K., Ralph , B. ve Hornsby,P.R., (2004). "Metal to Ceramic Joining via a Metallic Interlayer Bonding Technique", Journal of Materials Processing Technology, 152:257-265.
- [83] Rosen, R.S ve Kassner, M.E. (1998). Mechanical Properties of Soft-Interlayer Solid-State Welds, ASM Handbook, 6 Welding, Brazing and Soldering, electronic version of second print (1994), ASM International, USA.
- [84] Fernando, W.A., Divecha, A.P ve Karmarkar, S. D. (1990). US Patent No 4,978,054, Diffusion Bonding Process for Aluminum and Aluminum Alloys.
- [85] Duvall SD, Owczarski WA. ve Paulonis DF., (1974). "TLP Bonding: A New Method For Joining Heat Resistant Alloys", Weld J., 53:203-14.
- [86] Yuan, X., Kim, M.B. ve Kang,C.Y. (2009). "Characterization Of Transient-Liquid-Phase-Bonded Joints in a Duplex Stainless Steel With a Ni–Cr–B Insert Alloy", Materials Characterization, 60:1289-1297.
- [87] Khan, T.I., Kabir, M.J. ve Bulpett, R., (2004). "Effect of Transient Liquid-Phase Bonding Variables on The Properties of a Micro-Duplex Stainless Steel", Materials Science and Engineering A, 372:290-295.
- [88] Jung, J.P., Le, B.Y ve Kang, C.S, (1993). US Patent No 5221039, Liquid Phase Diffusion Bonding Using High Diffusivity Element As Insert Material.

- [89] Padron,T., Khan, T.I. ve Kabir, M.J., (2004). "Modelling The Transient Liquid Phase Bonding Behaviour of a Duplex Stainless Steel Using Copper Interlayers", Materials Science and Engineering A, 385:220-228.
- [90] Shirzadi, A.A., Assadi, H. ve Wallach, E.R., (2001). "Interface Evolution and Bond Strength When Diffusion Bonding Materials With Stable Oxide Films", Surface and Interface Analysis, 31:609-618.
- [91] Sun, D.Q., Gu, X. Y. ve Liu, W.H. (2005). "Transient Liquid Phase Bonding of Magnesium Alloy (Mg-3Al-1Zn) Using Aluminium Interlayer", Materials Science and Engineering A, 391:29-33.
- [92] Weisman, C. (1981). Welding Handbook, Volume 1 Fundamentals of Welding, 7th Edition, American Welding Society, USA.
- [93] Atabay, M., (1999). Alüminyum Alaşımlarının Difüzyon Kaynağı, Yüksek Lisans Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- [94] Taşkın, M., Dikbaş, H. ve Çalığülü U. (2008). "Artificial Neural Network (Ann) Approach To Prediction Of Diffusion Bonding Behavior (Shear Strength) Of Ni-TiAlloys Manufactured By Powder Metallurgy Method" Mathematical and Computational Applications, 13(3): 183-191.
- [95] Hong Kong Productivity Council, Diffusion Bonding Technology, <http://coe.hkpc.org/html/tch/industrysupport/toys/doc/diffusion%20bonding.pdf> , 25 Şubat 2011.
- [96] Tylecote, R.F. (1967). "Diffusion Bonding" Welding and Metal Fabrication, 35:483.
- [97] Kazakov, N.F., Diffusion Bonding of Materials, 1985, Pergamon Press.
- [98] Welding Technology Machines, Advantages Disadvantages and Applications of Diffusion Welding, <http://www.welding-technology-machines.info/solid-state-welding-processes/advantages-disadvantages-and-applications-of-diffusion-welding.htm> , 11 Mart 2011.
- [99] Midling, O.T. ve Grong, Ø. (1995). " Joining of Particle Reinforced Al-SiC MMCs", Metal Matrix Composites, 355–372
- [100] Liming, L., Meili, Z., Longxiu, P. ve Lin, W. (2001). "Studying of Micro-Bonding In Diffusion Welding for Composite", Materials Science and Engineering A, 315:103-107.
- [101] Küçükkara, H. , Acarer, M., Ahlatcı, H. ve Türen,Y., (2009). "Toz Metalurjisi Yöntemi ile Üretilen Al-SiC_p Kompozit Malzemelerin Difüzyon Kaynak Kabiliyetlerinin İncelenmesi", 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09), 13-15 Mayıs 2009, Karabük, Türkiye
- [102] Urena, A., Gomez, Salazar, J.M., Escalera, M.D. ve Hanson, W.B. (2000). "Diffusion Bonding of Alumina Reinforced 6061 Alloy Metal Matrix Composites Using Al-Li Interlayer", Materials Science and Technology, 16:103-109.

- [103] Aydın, M., Gürler, R. ve Türker, M., (2009). "The Diffusion Welding of 7075 Al-3% SiC Particles Reinforced Composites", *The Physics of Metals and Metallography*, 107 (2):206-210.
- [104] Zhang, X.P., Ye, L., Mai, Y.M., Quan, G.F. ve Wei, W., (1999). "Investigation on Diffusion Bonding Characteristics of SiC particulate Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites (Al/SiC_p-MMC)", *Composites: Part A*, 30:1415-1421.
- [105] Zhao, M.J., Chen, L. ve Bi, J., (1999). "Effect of Interlayer on Properties of Diffusion Bonded Joints of Silicon Carbide Particulate-Reinforced Aluminum Composites", *Journal of Materials Science Letters*, 18:2005-2006.
- [106] Shirzadi, A.A. ve Wallach, E.R. (1997). "New Approaches for Transient Liquid Phase Diffusion Bonding of Aluminium Based Metal Matrix Composites", *Materials Science and Technology*, 13: 135–142.
- [107] Nami, H., Halvaei, A., Adgi, H. ve Hadian, A. (2010). "Investigation on Microstructure and Mechanical Properties of Diffusion Al/Mg₂Si Metal Matrix Composite Using Copper Interlayer", *Journal of Materials Processing Technology*, 210:1282-1289.
- [108] Feng, T., Chen, X., Wu, L. ve Lou, S. (2006). "Diffusion Welding of SiCp/2014 Al Composites Using Ni as Interlayer", *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 13(3):267-271.
- [109] Kotani K., Ikeuchi K. ve Matsuda F., (1996). "Interfacial Oxides in Diffusion-bonded Joints of Al-Mg Alloys by TEM", *Proc. The 6th International Symposium of Japan Welding Society, Nagoya, Japan, November, 95-100*, Ed. Ushio M.
- [110] Maity, J., Pal, T.K. ve Maiti, R., (2008). "Microstructural Characterization of TLPD Bonded 6061-SiCp Composite", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17:746-754.
- [111] Maity, J., Pal, T.K. ve Maiti, R., (2009). "Transient Liquid Phase Diffusion Bonding of 6061-15 wt% SiCp in Argon Environment", *Journal of Materials Processing Technology*, 209:3568-3580.
- [112] Huang, J-H., Dong, Y-L., Wan, Y., Zhao, X-K. ve Zhang, H. (2007). "Investigation on Reactive Diffusion Bonding of SiCp/6063 MMC by Using Mixed Powders as Interlayers", *Journal of Materials Processing Technology* 190:312-316.
- [113] Maity, J., Pal, T.K. ve Maiti, R., (2010). "Transient Liquid Phase Diffusion Bonding of 6061-13 vol.% SiCp Composite Using Cu Powder Interlayer: Mechanism and Interface Characterization" *J Mater Sci*, 45:3575–3587.
- [114] Assadi, H., Shirzadi, A. A., Wallach, E.R., (2001). "Transient Liquid Phase Diffusion Bonding Under A Temperature Gradient: Modelling Of The Interface Morphology", *Acta Materialia*, 49:31-39.
- [115] Huibin, H., Jiuchun, Y., Zhiwu, X., Baoyou, Z. ve Shiqin, Y., (2006). "Interface Structure Changes During Vibration Liquid Phase Bonding of SiCp/A356 Composites in Air", *Composites: Part A*, 37:1458-1463.

- [116] Zhiwu, X., Jiuchun, Y., Weiwei, Z., Xu Huibin, X., Shiqin, Y., (2005). "Thermal Expansion Behavior and Performance of VLP Diffusion-bonded Joints of SiCp/A356 Composites" *Composites Science and Technology*, 65:1461–1467.
- [117] Kearney, A.L., (2001). *Properties of Cast Aluminum Alloys, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM Handbook, ASM International, 2:637.
- [118] Hatch, J. E., (2005). *Aluminum, Properties and Physical Metallurgy*, ASM, USA.
- [119] Murray, J.L. (1985). "The Aluminium-Copper System", *Int. Met. Rev.*, 30 (5): 211-233.
- [120] Nash, P., Singleton, M.F. ve Murray, J.L., (1991). "Al-Ni (Aluminium-Nickel)", *Phase Diagrams of Binary Nickel Alloys*, ASM International, Materials Park, OH, 3-11.
- [121] Abbasi, M., Taheri, A.K., Salehi ve M.T., (2001). "Growth Rate of Intermetallic Compounds in Al/Cu Bimetal produced by cold Roll Welding Process", *Journal of Alloys Compounds*, 319:233-241.

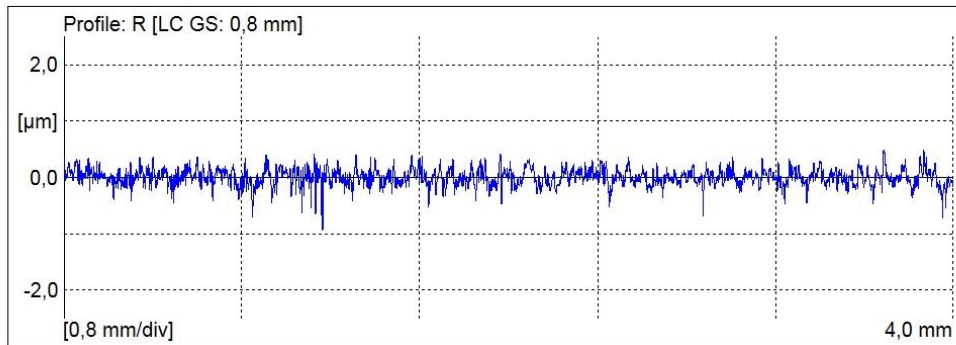
380 Al ALAŞIMINA AİT YÜZEY PÜRÜZLÜLÜK ÖLÇÜMÜ SONUCU

 MarSurf XR 20 V1.40-3 (SP1)	YILDIZ TEKNİK UNIVERSİTESİ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği XR20-Admin New Measurement	 11/24/09
--	---	---

Object:
Number:
Comment:

Meas. Instrum.: Perthometer S2
Drive Unit: PZK
Pick-up: MFW-250 [-4,8 %]

Lt: 5,6 mm [N=5]
Ls: 2,5 µm
VB: ±25 µm
Vt: 0,50 mm/s
Points: 11200

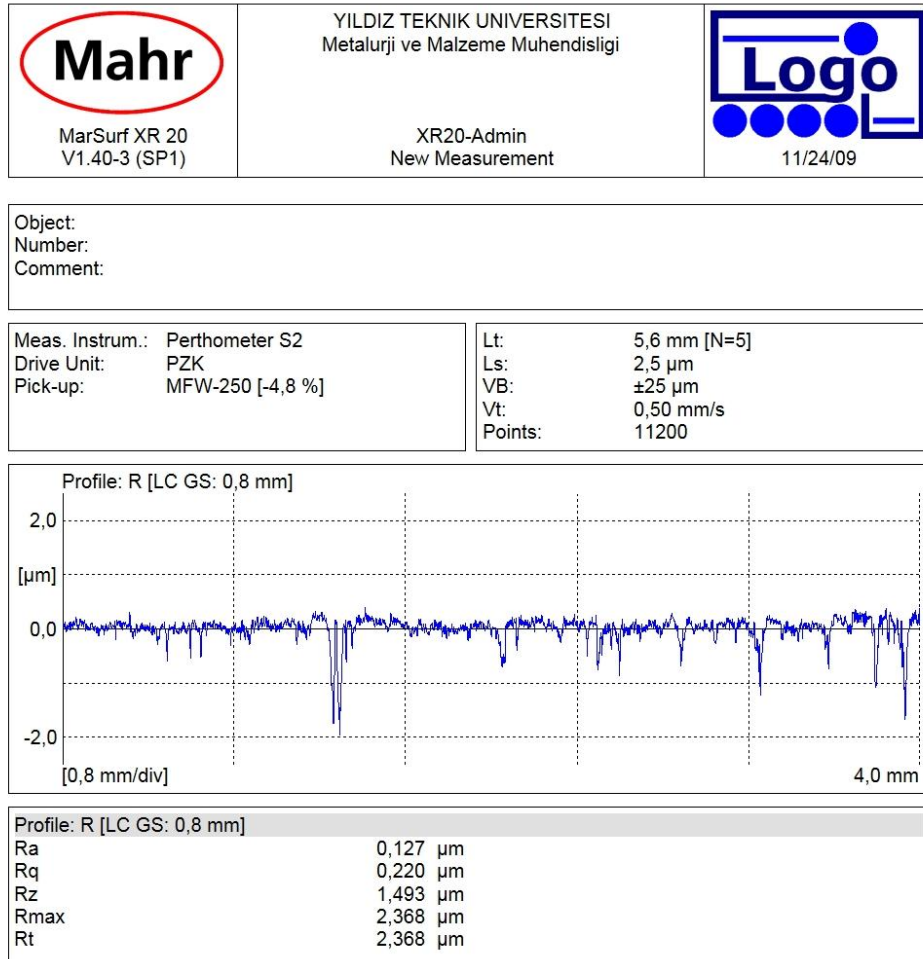


Profile: R [LC GS: 0,8 mm]

Ra	0,117 µm
Rq	0,152 µm
Rz	1,080 µm
Rmax	1,365 µm
Rt	1,432 µm

2124/SiC/17p KOMPOZİT MALZEMEYE AİT YÜZEY PÜRÜZLÜLÜK ÖLÇÜMÜ

SONUCU



ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER
Doğum Tarihi ve Yeri : 1979 Bursa
Yabancı Dili : İngilizce
E-posta : haticemollaoglu@gmail.com

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Alan	Okul/Üniversite	Mezuniyet Yılı
Y. Lisans	Metalurji ve Malzeme Müh.	YTÜ	2004
Lisans	Metalurji ve Malzeme Müh.	YTÜ	2001
Lise	Fen	Bursa Erkek Lisesi	1997

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	Firma/Kurum	Görevi
2011-	Assan Alüminyum A.Ş	Ürün ve Proses Geliştirme Uzmanı.
2001-2011	Yıldız Teknik Üniversitesi	Araş. Gör.

YAYINLARI

Makale

1. Subaşı, O., **Mollaoğlu H.**, Topuz A., (2010). "The Production and Testing of Composite Friction Materials", *MaterialPrüfung (Materials Testing)*, 52:222-226
2. Topuz, A., **Mollaoğlu, H.**, (2003) "Chromium and Tungsten Carbide Coating of X210Cr12 Steel by a Thermoreactive Diffusion Process", *Practical Metallography*, 40:602-612

Bildiri

1. Guedes , A., **Mollaoğlu , H.**, Viana, F. , Pinto, A.M.P., Vieira , M.F., (2010). "Brazing Ti-47Al-2Cr-2Nb to Inconel 718 with Different Filler Alloys: Microstructural Characterization of the Interfaces", *International Conference on Advances in Welding Science and Technology for Construction, Energy and Transportation Systems(AWST-2010)*, 15-16 July 2010, İstanbul.
2. Akça,C., Karaaslan ,A., **Mollaoğlu, H.**, (2010). "Laser Beam Weldability Of Commercially Pure Magnesium/AM60 Alloy Joint", *19th International Conference On Metallurgy and Materials*, May 18-20th 2010, Roznov pod Radhostem, Czech Republic.
3. Karaaslan ,A., Akça ,C., **Mollaoglu, H.**, (2010). "Geometric Characterization of Dissimilar Joints in Nd:YAG Laser Beam Welding of X15CrNiSi2012 /GGG-NiSiCr3552", *19th International Conference On Metallurgy and Materials*, May 18-20th 2010, Roznov pod Radhostem, Czech Republic.
4. Topuz A., **Mollaoğlu H.**, Baykal Ş., (2008). "Characterization of Green and Sintered Powder Metallurgical Parts with Ultrasonic Method" , *3rd International Nondestructive Testing Symposium*, 17-19 April 2008, Istanbul, 253-260.
5. Topuz A., **Mollaoğlu H.**, (2004). "SiC Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Malzemelerin Difüzyon Kaynağı", *HİTEK , Turkish Air Force Academy* , 9-10 December 2004, İstanbul.
6. Topuz A., **Mollaoğlu H.** , Yalman, Y.O., (2004). "Kutu Borlama Tekniği ile X210Cr12 , 8620 Çelikleri ve KGDD'in Termokimyasal Borlanması, *10th. Denizli Materials Symposium*, 14-16 Nisan 2004, Denizli, 319-324.
7. Topuz A., **Mollaoğlu H.**, Yıldırım, S. (2002). "Chromium Carbide Coating of X210Cr12 Steel by Thermoreactive Diffusion Process, *11. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, Haziran 2002 ,İstanbul, 171.