

T.C.
KASTAMONU ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI



**DİFÜZYON KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ TM BAKIR
ESASLI KOMPOZİT MALZEMELERİN MİKROYAPI VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

MARWAN ABDUSSALAM MOHAMMED ELHEMSHERI

DOKTORA TEZİ

DR. ÖĞR.ÜYESİ. ÖZKAN ESKİ

HAZİRAN - 2022

KASTAMONU

TAAHHÜTNAME

Bu tezin tasarımı, hazırlanması, yürütülmesi, araştırmalarının yapılması ve bulgularının analizlerinde bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu; ayrıca seminer yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını, bilimsel etiğe uygun olarak kaynak gösterildiğini bildirir ve taahhüt ederim.

Marwan Abdussalam Mohammed ELHEMSHERI

ÖZET

DOKTORA TEZİ

DİFÜZYON KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ TM BAKIR ESASLI KOMPOZİT MALZEMELERİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

MARWAN ABDUSSALAM MOHAMMED ELHEMSHERİ
KASTAMONU ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI
DANIŞMAN:DR. ÖĞR. ÜYESİ ÖZKAN ESKİ

Bakır, üretim ve tüketimde demir/çelik ve alüminyumdan sonra üçüncü sırada yer alan, başlıca ticari metal gruplarından biridir. Bakır, yüksek termal ve elektrik iletkenliği, plastisitesi, yumuşaklığı ve şekillendirilebilirliği nedeniyle geniş uygulama alanları bulmuştur. Bununla birlikte, saf haldeki bakır, zayıf mukavemet, aşınma ve yorulma direncine sahiptir ve bu nedenle elektrik anahtarlarının kontak terminalleri ve kayar yüzeyler gibi üst düzey uygulamalar için uygun değildir.

Metal veya seramik matrislerde karbürlerin kullanımı, aşınmaya dayanıklı malzemelerin üretiminde giderek daha yaygın hale gelmekte ve endüstride önemli bir kullanım payı bulunmaktadır. Bakır bazlı bir kompozit matrisler, B₄C, SiC parçacıkları gibi seramiklerle güçlendirilmiştir. B₄C, metal matrisli kompozitler (MMK'ler) için takviye olarak kabul edilen düşük yoğunluklu, yüksek mukavemetli, yüksek sertliğe ve yüksek Young modülüne sahip bir seramiktir. Difüzyon kaynak yöntemi (DKY), saf bakırın bu sınırlamalarını aşmıştır. Geçen yüzyılın başında, gerilme kaynaklı veya çatlak oluşumunu önlemek amacıyla konvansiyonel ultra ince taneli malzemeler için geliştirilmiş bir yenilikçi bir hatı hal işlem yöntemidir. DKY, seçici konumlarda mikro yapıyı ve diğer mekanik özellikleri değiştirmek için benzersiz bir işlemdir.

Bu araştırmada bakır-borkarbür (Cu+B₄C) kompozitlerinin birleştirilmesinde difüzyon kaynağı yöntemi kullanılmıştır. Kompozitler toz metalurjisi (TM) ile üretilmiştir. Cu tozları ağırlıkça %2,5; 5 ve 7,5 bor karbür (B₄C) içerğinde. 45 dakika süresince turbulade karıştırılmış, 40 MPa'da ve argon atmosferinde 800°C'de 4 dakika sıcak preslenmiştir. Cu+B₄C kompozitleri, 800°C ve 900°C sıcaklıkta ve 90;120 ve 180 dakika süresince difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir. İçerğinel

Difüzyon kaynağı sırasında 5 ve 8 MPa tek eksenli basınç uygulanmıştır. Kaynak bağlantı bölgeleri taramalı elektron ve optik mikroskop aracıyla incelenmiştir. Elde edilen bağlantılara sertlik, kesme ve enine kopma dayanımı testleri uygulanmıştır. %2,5 ve %5 oranında B₄C içeren bakır numunelerde sırasıyla 144 MPa ve 166 MPa değerinde en yüksek dayanım elde edilmiştir.

ANAHTAR KELİMELER:Difüzyon kaynağı, bakır matrisli kompozitler, bor karbür.

Haziran 2022, Sayfa,135

ABSTRACT

PH.D THESIS

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF POWDER METALLURGY (PM) COPPER-BASED COMPOSITES WELDED BY DIFFUSION TECHNIQUE.

MARWAN ABDUSSALAM MOHAMMED ELHEMSHERI

**KASTAMONU UNIVERSITY INSTITUTE OF SCIENCE
DEPARTMENT OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING**

SUPERVISOR:ASSİST. PROF. DR. ÖZKAN ESKİ

Copper remains one of the major groups of commercial metals, ranking third behind only iron/steel and aluminium in production and consumption. Copper has found extensive applications because of its high thermal and electrical conductivity, plasticity, softness and formability. However, copper in pure form has poor strength, wear and fatigue resistance and hence is unsuitable for high-end applications like contact terminals of electrical switches and sliding surfaces.

The use of carbides in metal or ceramic matrices is becoming increasingly popular in the production of abrasion-resistant materials, and the industry has an important share of usage. A copper-based composite matrix is reinforced with ceramics like B₄C particles. Boron carbide (B₄C) also has low density, high strength, high hardness and high Young's modulus, which are considered to be reinforcement for metal matrix composites (MMCs). Diffusion welding processing (DWP) overcame the above limitations of pure copper. At the beginning of the last century, have developed this innovative solid-state processing technology, which is being used to enhance locally the mechanical properties of conventional materials by producing ultrafine-grained structures, which is rather attractive in situations where strength and/or fatigue crack initiation are serious concerns. DWP is a unique process to modify the microstructure and other mechanical properties at selective locations.

In this investigation diffusion welding method is used to join copper boron carbide Cu+ B₄C composites. The composites are manufactured by powder metallurgy (PM). Cu powders were blended with 2,5; 5 and 7,5% by weight B₄C. Cu-% wt; %B₄C, milled in a ball-milling machine for up to 45 minutes; compacted by the hot press at 40 MPa and sintered in the Ar atmosphere at 800°C for 4 min. Cu+B₄C composites were bonded to Cu+B₄C composites at various temperatures of 900°C and times of 90; 120 and 180 min through diffusion bonding. 5 and 8 MPa uniaxial load was applied during the diffusion bonding. Microstructural characterization of the joints was shown, optical microscopy and scanning electron microscopy were carried out on the welded interfaces, and mechanical characterization by shear strength, bending strength, and hardness measurements. It is found that the optimal parameters in the process of joining copper matrix composites observed at samples welded at Cu+2,5% B₄C; Cu+5% B₄C by using diffusion bonding are the pressure of 5, 8 MPa, and 90 and 120 minutes of the bond time to achieve the highest tensile strength and bending strength of 142,65; 166 MPa respectively.

KEYWORDS: Diffusion welding, copper matrix composites, Boron carbide.

June 2022, Page, 135



TEŞEKKÜR

Öncelikle, tezim boyunca bana yol gösteren ve her türlü desteği ve imkânı sağlayarak değerli bilgilerini benimle paylaşan danışman hocam Sayın Dr. Öğr. Üyesi Özkan ESKİ'ye teşekkür eder, saygılarımı sunarım. Bu süreçte gösterdikleri tüm rehberlik için tez izleme komitesi üyelerine çok teşekkür ederim; görüşleri, fikirleri ve geri bildirimleri kesinlikle benim için çok değerliydi. Son olarak, eğitim aldığım yıllar boyunca, bu tezi araştırırken ve yazarken bana sonsuz destek ve sürekli cesaret verdikleri için aileme çok derin şükranlarımı sunarak teşekkür ediyorum.

MARWAN ABDUSSALAM M. ELHEMSHERİ

Kastamonu, 2022

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
TEZ ONAYA	ii
TAAHHÜTNAME	iii
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR	vii
İÇİNDEKİLER	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ	x
TABLolar DİZİNİ	xi
GRAFİKLER DİZİNİ	xii
FOTOĞRAFLAR DİZİNİ	xiii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xv
1 GİRİŞ	1
2 LİTERATÜR TARAMASI	4
2.1 Bakır Matrisli Kompozitin Üretimi	4
2.2 Bakır Kompozit Matrisinin Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesi	7
3 KOMPOZİT MALZEMELER	11
3.1 Giriş	11
3.1.1 Kompozit Malzemelerin Sınıflandırması.....	11
3.1.1.1 Metal matrisli kompozitler (MMK)	12
3.1.1.2 Seramik matrisli kompozitler (SMK).....	14
3.1.2 Kompozitlerin Önemi	14
3.1.3 Kompozitlerin Avantajları ve Dezavantajları	15
3.2 Metal Matrisli Kompozitler (MMK)	16
3.2.1 Matris Türü	18
3.2.2 Takviye	20
3.2.3 MMK'lerin Matris Malzemesine Göre Sınıflandırılması	22
3.2.4 MMK'lerin Hazırlanması	22
3.3 Bor Karbür (B ₄ C)	23
3.3.1 Toz İmalatı	24
3.3.2 Kristal Yapı	25
3.3.3 Bor Karbür Özellikleri	27
3.4 Bakır	29
3.4.1 Bakırın Özellikleri	31
3.4.1.1 Uygulamalar	32
3.5 Toz Metalürjisi (TM).....	32
3.5.1 Toz Karıştırma	35
3.5.2 Toz Sıkıştırma.....	36
3.5.3 Sinterleme	37
3.5.3.1 Sinterleme türleri.....	40
3.5.3.1.1 Katı faz sinterleme	40
3.5.3.1.2 Sıvı faz sinterleme	41
3.5.3.2 Sinterleme tekniği	43
3.5.3.2.1 Sıcak presleme ile sinterleme (HP).....	43
3.5.3.2.2 Sıcak izostatik presleme (SİP)	44

3.5.3.3	Spark plazma sinterleme (SPS).....	45
3.6	Difüzyon Kaynağı	46
3.6.1	Difüzyon Kaynağına (DK) Giriş.....	46
3.6.2	Difüzyonun Fiziksel İlkesi.....	47
3.6.2.1	Difüzyon mekanizmaları.....	48
3.6.2.1.1	Boşluk mekanizması.....	48
3.6.2.1.2	Geçiş mekanizması	49
3.6.2.1.3	Doğrudan değişim mekanizması.....	49
3.6.2.1.4	Halka mekanizması.....	50
3.7	Kaynak Mekanizması.....	50
3.7.1	Difüzyon Kaynak Prensibi ve Parametreleri	52
3.7.1.1	Ana teknolojik parametreler.....	52
3.7.2	Avantajlar ve Dezavantajlar:	54
4	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	57
4.1	Hammadde ve Kompozit Üretimi	57
4.2	Difüzyon Kaynak İşlemi	58
4.3	Karakterizasyon Teknikleri.	63
4.3.1	Yoğunluk Ölçümleri	63
4.3.2	X-ışını Kırınım Analizi.....	64
4.3.3	Mikro Yapısal Analiz.....	65
4.3.3.1	Optik mikroskop (OM).....	65
4.3.3.2	Taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDS).....	66
4.3.4	Mekanik Karakterizasyon	66
4.3.4.1	Üç nokta eğme testi.....	66
4.3.4.2	Sertlik testi	67
4.3.4.3	Kesme mukavemeti testi	68
5	BULGULAR VE TARTIŞMA	69
5.1	Optik Mikroskop Analizi.....	69
5.2	X-Işını Kırınım Analizi (XRD).	74
5.3	SEM-EDS Analizi	75
5.4	Yoğunluk Ölçümleri.....	85
5.5	Sertlik Testleri	89
5.5.1	Brinell Sertlik Testleri	89
5.6	Kesme Mukavemeti Testi.....	92
5.7	Üç Nokta Eğme Testi	99
5.7.1	Kırılma Yüzeylerinin Analizi	106
6	SONUÇLAR.....	109
	KAYNAKLAR	112
	ÖZGEÇMİŞ.....	120

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 3-1. B ₄ C'nin Rombohedral birim hücre yapısı	26
Şekil 3-2. B-C faz diyagramı	26
Şekil 3-3. Bileşimin B ₄ C a ve c kafes parametreleri üzerindeki etkisi	27
Şekil 3-4. Bileşimin bor karbür sertliğine etkisi.	28
Şekil 3-5. Gözenekliliğe bağlı olarak bor karbürlerin eğilme mukavemeti	28
Şekil 3-6. YMK kafesi	30
Şekil 3-7. T/M ile üretilen parçaların otomobil içinde dağılımı	34
Şekil 3-8. Toz Metalürji İşleminin Üretimi	35
Şekil 3-9. Sıkıştırma işlemi.	37
Şekil 3-10. Sinterleme sırasında taneler arasında oluşan mekanizmalar	39
Şekil 3-11. Sinterleme işlemi aşaması	40
Şekil 3-12. İki küre sinterleme modeli.	41
Şekil 3-13. Basınç destekli sinterleme	42
Şekil 3-14. Sıcak presleme ile sinterleme için şematik çizim	43
Şekil 3-15. Sıcak izostatik presleme için şematik çizim	44
Şekil 3-16. Spark plazma sinterleme için şematik çizim	45
Şekil 3-17. Boşluk mekanizması.....	48
Şekil 3-18. Geçiş mekanizması	49
Şekil 3-19. Doğrudan değişim mekanizması	49
Şekil 3-20. Halka mekanizması.....	50
Şekil 3-21. Birleştirmelerin oluşum aşamaları.....	51
Şekil 4-1. a) 800°C; b) 900°C de yapılan kaynak işleminde hazne içindeki sıcaklığın zamanla değişimi	60
Şekil 5-1. 8 MPa basınçta ve 900°C sıcaklıkta 180 dakika boyunca birleştirilen numunelerin yüzeylerinden alınan X-ışını kırınım desenleri	74

TABLULAR DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 3-1. Kompozit uygulamalarda kullanılan ortak matris malzemelerinin listesi.....	12
Tablo 3-2. Kullanılabilecek metal takviye partikülleri	21
Tablo 3-3. Metal takviyesinde kullanılan çeşitli partiküllerin özellikleri	21
Tablo 3-4. Bazı potansiyel kompozit takviye faz/malzemeleri ve uygulamaları.....	22
Tablo 3-5. Bor karbürün bazı fiziksel ve mekanik özellikleri	29
Tablo 3-6. Bakırın özellikleri.....	32
Tablo 4-1. Kompozitlerin takviye oranları ve üretim parametreleri	57
Tablo 4-2. Cu+%2,5 B ₄ C için deneysel difüzyon kaynağı özellikleri	61
Tablo 4-3. Cu+%5 B ₄ C için deneysel difüzyon kaynağı özellikleri	62
Tablo 4-4. Cu+%7,5 B ₄ C için deneysel difüzyon kaynağı özellikleri	62
Tablo 5-1. Cu-B ₄ C kompozit malzemelerin difüzyon kaynağından önceki yoğunluk sonuçları.	86
Tablo 5-2. 900°C sıcaklıkta, 5 MPa basınçta difüzyon kaynağı sonrası ortalama yoğunluk değerleri.....	87
Tablo 5-3. 900°C sıcaklıkta, 8 MPa basınçta difüzyon kaynağı yapılan numunelerdeki ortalama yoğunluk.....	88
Tablo 5-4. B ₄ C ve basıncın, 900°C sıcaklıkta kaynaklanmış numunelerdeki kesme mukavemeti test sonuçlarına etkisi	94

GRAFİKLER DİZİNİ

Sayfa

Grafik 4-1. (a) bakır tozlarının ve (b) bor karbür (B ₄ C)'ün SEM görüntüleri .	58
Grafik 5-1. Cu–B ₄ C kompozitleri için yoğunluğun B ₄ C içeriği ile değişimi. .	86
Grafik 5-2. Farklı % B ₄ C'deki kontrol numuneleri için Brinell sertlik grafiği	89
Grafik 5-3. (a) 5 MPa ve (b) 8 MPa için farklı %B ₄ C'deki numunelerin sertlik değeri.....	91
Grafik 5-4. (a) 5 MPa ve (b) 8 MPa için numunelerin farklı kaynak sürelerinde sertlik değerleri.....	92
Grafik 5-5. Basınç ve sürenin 900°C kaynak sıcaklığındaki kesme mukavemeti üzerine etkisi.....	95
Grafik 5-6. B ₄ C içeriğinin 900°C kaynak sıcaklığındaki kesme mukavemeti üzerindeki etkisi	97
Grafik 5-7. Sürenin, 900°C kaynak sıcaklığındaki kesme mukavemeti üzerindeki etkisi	98
Grafik 5-8. Kontrol numunelerinin çapraz kırılma dayanımı (ÇKD) değerleri	99
Grafik 5-9. 90 dakika boyunca kaynaklanmış numuneler için ÇKD değerleri.	100
Grafik 5-10. 120 dakika boyunca kaynaklanmış numuneler için ÇKD değerleri.....	101
Grafik 5-11.180 dakika boyunca kaynaklanmış numuneler için ÇKD değerleri.....	101
Grafik 5-12. 90 dakikalık kaynak süresi için kaynak basıncına bağlı olarak elde edilen ÇKD değerlerinin kaynaksız numunelere oranı.....	102
Grafik 5-13. 120 dakikalık kaynak süresi için kaynak basıncına bağlı olarak elde edilen ÇKD değerlerinin kaynaksız numunelere oranı.....	102
Grafik 5-14. 180 dakikalık kaynak süresi için kaynak basıncına bağlı olarak elde edilen ÇKD değerlerinin kaynaksız numunelere oranı.....	103
Grafik 5-15. %2,5 B ₄ C için kaynaksız numunelerin kaynak basıncına bağlı ÇKD değerlerinin enine ÇKD oranı.....	105
Grafik 5-16. %5 B ₄ C için kaynaksız numunelerin kaynak basıncına bağlı ÇKD değerlerinin enine ÇKD oranı.....	105
Grafik 5-17. %7,5 B ₄ C için kaynaksız numunelerin kaynak basıncına bağlı ÇKD değerlerinin enine ÇKD oranı.....	106

FOTOĞRAFLAR DİZİNİ

Sayfa

Resim 3-1. Metal tozu karıştırma ve karıştırma.....	36
Resim 4-1. (a) Toz karıştırma makinesi (Turbula), (b) Hassas terazi.....	58
Resim 4-2. Difüzyon kaynak ekipmanının resmi.....	59
Resim 4-3. Numunelerin şekli ve boyutları	59
Resim 4-4. a) Zımparalama ve parlatma makinesi. b) Kesme Makinesi	61
Resim 4-5. Metkon Gripo 2 zımparalama ve parlatma makinesi.....	63
Resim 4-6. Yoğunluk ölçümünde kullanılan helyum piknometre	64
Resim 4-7. Faz analizi saptaması için kullanılan XRD cihazları,.....	65
Resim 4-8. Optik mikroskop cihazları.	65
Resim 4-9. Mikroyapı görüntüleme ve faz analizi cihazları	66
Resim 4-10. Üç nokta eğme testi için universal çekme makinesi. numune.....	67
Resim 4-11. Sertlik ölçüm cihazı.....	67
Resim 4-12. a) Evrensel Instron makinesi . b) Bağlantıların kesme testi için tasarlanmış ek donanımın.....	68
Resim 5-1. a) Saf bakır b) Cu-ağırlıkça %2,5 B ₄ C c) Cu-ağırlıkça %5 B ₄ C ve d) Cu-ağırlıkça %7,5 B ₄ C içeren kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri	69
Resim 5-2. (a) 30 dakika boyunca 3 MPa, (b) 60 dakika boyunca 2 MPa ‘da 800°C sıcaklıkta kaynaklanan Cu+%2,5 B ₄ C’ nin optik görüntüsü	70
Resim 5-3. 5 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%2,5 B ₄ C’ nin difüzyon kaynaklı birleştirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk.....	70
Resim 5-4. 8 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%2,5 B ₄ C’ nin difüzyon kaynaklı birleştirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk.....	71
Resim 5-5. 5 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%5 B ₄ C’ nin difüzyon kaynaklı birleştirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk.....	72
Resim 5-6. 8 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%5 B ₄ C’ nin difüzyon kaynaklı birleştirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk.....	72
Resim 5-7. 5 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%7,5 B ₄ C’ nin difüzyon kaynaklı birleştirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk.....	73
Resim 5-8. 8 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%7,5 B ₄ C’ nin difüzyon kaynağı birleştirmesinin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk.....	73
Resim 5-9. Bakır kompozitlerin matris SEM görüntüleri: (a) Saf Cu, (b) Cu+%2,5 B ₄ C, (c) %5 B ₄ C, (d) %7,5 B ₄ C.....	75
Resim 5-10. (900°C sıcaklıkta, 120 dakika boyunca 8 MPa basınç uygulayarak) kaynaklanan ağırlıkça %5 oranında B ₄ C içeren Cu kompozitinin SEM görüntüsü (a) Cu matrisli B ₄ C partikülünün dağılımı ve (b) ara yüzeyi.....	76
Resim 5-11. 800°C sıcaklıkta, 90 dakika boyunca 3 MPa basınç uygulayarak kaynaklanan bölgede Cu+%5B ₄ C’ nin element haritalama analizi	77
Resim 5-12. Cu+%7,5 B ₄ C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 800°C, 45dk: a) 3 MPa, b) 5 MPa.	78
Resim 5-13. Cu+%7,5 B ₄ C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 800°C, 60dk: a) 3 MPa, b) 5 MPa.....	78

Resim 5-14. 800°C sıcaklıkta, 60 dakika boyunca 3 MPa basınç uygulanan Cu+%5B ₄ C için kaynak ara yüzeyi SEM görüntüleri.....	79
Resim 5-15. 800°C sıcaklıkta, 30 dakika boyunca 4 Mpa basınç uygulanan Cu+%2,5 B ₄ C için kaynak ara yüzeyi SEM görüntüleri.....	79
Resim 5-16. Cu+%2,5 B ₄ C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 5MPa: a) 90, b) 120, c) 180 dk.	80
Resim 5-17. Cu+%2,5 B ₄ C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 8 MPa: a) 90, b) 120, c) 180 dk	81
Resim 5-18. Cu+%5 B ₄ C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 5 MPa: a) 90, b) 120, c) 180 dk.....	81
Resim 5-19. Cu+%5 B ₄ C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 8 MPa: a) 90, b) 120, c) 180 dk.....	82
Resim 5-20. Cu+%7,5 B ₄ C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 5 MPa: a) 90 dk., b) 120dk, c) 180 dk	82
Resim 5-21. Cu+%7,5 B ₄ C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 8 MPa: a) 90 dak, b) 120 dak.....	83
Resim 5-22. Cu+%2,5 B ₄ C için kaynak numunesinin temas yüzeyi: 800°C, 5 MPa: a) 45 dk., b) 60 dk.....	84
Resim 5-23. Cu-%2,5 B ₄ C için kaynak numunesinin temas yüzeyi: 900°C, 180 dk. : a) 8MPa, b) 5 MPa.	85
Resim 5-24. Yoğun plastik deformasyon.....	85
Resim 5-25. Aşağıdaki koşullarda gerçekleştirilen kaynak işleminin yüzey kırıklarının SEM mikroyapısı a) Cu+%2,5 B ₄ C 800°C sıcaklık ve 8 Mpa basınçta 90 dk. b) Cu+%2,5 B ₄ C 900°C sıcaklık ve 8 Mpa basınçta 120 dk. c) Cu+%5,0 B ₄ C 900°C sıcaklık ve 8 Mpa basınçta 120 dk. d) Cu+%7,5 B ₄ C 900°C sıcaklık ve 8 Mpa basınçta 180 dk.....	107

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Kısaltmalar

MMKs	: Metal Matrisli Kompozitler
PMCs	: Polimer Matrisli Kompozitler
CMCs	: Seramik Matrisli Kompozitler
CMMCs	: Bakır Metal Matrisli Kompozitler
MP	: Toz Metalurjisi
IMCs	: Metaller Arası Bileşikler
Cu	: Bakır Elementi
B ₄ C	: Bor karbür
Mg	: Magnezyum Elementi
T _m	: Erime Sıcaklığı
SPS	: Kıvılcım Plazma Sinterleme
L	: Sıvı Hal
G	: Gaz Hal
S	: Katı Hal
HP	: Sıcak Pres sinterlemesi
PEG	: Polietilen Glikol
HR-SEM	: Yüksek Çözünürlüklü Elektron Mikroskop
ÇKD	: çapraz kırılma dayanımı
RBS	: Oranlı Yapıştırma Mukavemeti

1 GİRİŞ

Üstün mekanik özelliklere sahip ileri malzemelerin geliştirilmesi, son otuz yılda yeni ürünlerin imalatında hızlı bir ilerleme kaydedilmesini sağlamıştır. Yüksek performanslı malzemelere yönelik giderek artan talep, ileri alaşım ve bileşiklerin geliştirilmesine yönelik araştırmaları harekete geçirmiştir. Önemli performans avantajları sağlayabilen yüksek mukavemet-ağırlık oranlarına sahip malzemeler, özellikle havacılık ve uzay sanayisi ile son dönemlerde otomotiv üreticileri dahil olmak üzere ulaştırma sanayii tarafından özel ilgi görmektedir (Shirzadi ve Colledge, 1997). Kompozit malzeme teknolojisindeki gelişmeler, bu ihtiyacı büyük ölçüde karşılayabilecek noktaya gelmiştir. Kompozit malzemeler, sahip oldukları üstün özelliklerin bir sonucu olarak popüler hale gelmiştir. Mevcut mühendislik uygulamaları, daha güçlü, daha hafif ve daha ucuz malzemelerin kullanılmasını gerektirmektedir. Geleneksel malzemeler, yüksek performans beklentilerini karşılayamadığından yeni nesil malzemelerin üretilmesi ihtiyacı doğmaktadır.

Genel olarak, alüminyum (Al), bakır (Cu) ve Magnezyum (Mg) içeren metal matrisli kompozit malzemeler (MMK), çok çeşitli mühendislik uygulamalarında ihtiyaç duyulan spesifik kombinasyonları sunabilme becerisiyle dikkat çekmektedir (Ramnath vd., 2014). Tatmin edici seviyede korozyon direnci, yüksek ısıl direnç, düşük ısıl genleşme katsayısı, yüksek sertlik, yüksek özgül mukavemet, üstün aşınma direnci ve iyi sönümlenme kapasitesi bu özellikler arasındadır (Ahmad vd., 2019; Kok, 2005). Metal matrisli kompozit (MMK) malzemelerin uygulama alanları otomotiv, havacılık, savunma, eğlence, denizcilik ve spor sektörleri gibi farklı alanlardan oluştuğu için, birçok uygulamada geleneksel metal alaşımlarının yerini hızla almaktadır. MMK'ler çoğunlukla seramik malzemelerle takviye edilmiş metal seramik alaşımlardır. Hafif metal (Al, Mg ve Ti) alaşımları yaygın olarak kullanılan metal alaşımlardır, ancak çinko (Zn), bakır (Cu) ve paslanmaz çelik gibi diğer metal alaşımları da kullanılmaktadır (Ettpmgexmsrw vd., 2011; Sridhar ve Lakshmi, 2020).

Cu, üretim ve tüketim açısından bugün hala en önemli ticari metalik gruplardan biri olup, sadece demir/çelik ve alüminyumdan sonra üçüncü sırada gelmekle kalmayıp

(Cartigueyen ve Mahadevan, 2015) yüksek termal ve elektrik iletkenliği, yüksek korozyon direnci ve imalat kolaylığı gibi avantajlarından dolayı da yaygın olarak kullanılan bir metaldir. Ancak saf bakırın mekanik özellikleri yüksek sıcaklıklarda bozular. Bu olumsuzluklar bakıra seramik takviyelerin eklenmesiyle giderilebilir. Yapıya seramik ilavesi saf bakırın mekanik özelliklerini artırır.

İyi bir mikroyapısal kararlılık, yüksek sıcaklık direnci, çok iyi bir elektrik/termal iletkenlik ve korozyon direnci sunduğundan bakır matrisli kompozitler, ısı emiciler, konnektörler, yüksek performanslı anahtarlar, elektronik paketleme, direnç kaynak elektrotları gibi (Waşık ve Baczewska, 2016; Rajkumar ve Aravindan, 2013) çok sayıda mühendislik uygulaması için son derece umut vericidir (Waşık ve Baczewska, 2016; Rajkumar ve Aravindan, 2013)). Bakır matrisli kompozitleri üretmek için yaygın olarak uygulanan yöntemlerden biri, toz metalürjisi (TM) yöntemleridir (Waşık ve Baczewska, 2016). Bakır esaslı malzemelerin geliştirilmesi eseramiklerin takviye olarak kullanılmasına bağlıdır, en yaygın takviyeler arasında alümina, titanyum karbür, grafit, silisyum karbür ve bor karbür yer almaktadır. Sertlik, aşınma direnci, maliyet etkinliği, ısı dayanıklılığı ve ulaşılabilirlik açısından, takviye malzemelerinin nihai malzeme özellikleri üzerinde önemli bir etkisi bulunmaktadır (Celebi Efe vd., 2011; Gao vd., 2016) Takviye katkı maddeleri olarak, genellikle karbürler (SiC, TiC, NbC, WC, TaC, B₄C, v.b), oksitler (Al₂O₃, Y₂O₃, SiO₂, Cr₂O₃, TiO₂, v.b.) ve borürler (örneğin, TiB₂, ZrB₂, v.b) kullanılır. Volkanik tüfler, elmas partiküller, metallere arası fazlar, çelik işlemeden çıkan talaşlar ve karbon borular veya lif de bu alanda önemli bir rol oynamaya başlamıştır (Waşık ve Baczewska, 2016). İyi mekanik özellikler, yüksek nötron soğurum kesit alanı, yüksek erime noktası, iyi aşınma ve korozyon direnci, yüksek sertlik, mükemmel termoelektrik özelliklerin yanı sıra düşük yoğunluk, yüksek erime noktası, yüksek elastik modül ve kimyasal kararlılık ile karakterize olduklarından bor karbür (B₄C) bu modern takviye malzemeleri arasında önemli bir rol oynamaktadır (Altınoy vd., 2013).

Gelişmiş malzemeler yeni birleştirme teknikleri gerektirdiğinden, yeni yapısal malzemelerin geliştirilmesiyle ilgili araştırmalar, kaynaklanabilirlik yönleriyle ilgili araştırmalarla paralel olarak yürütülmelidir (Çam ve Koçak, 1998). Mühendislikte kullanılan modern kaynak işlemleri ve difüzyon kaynağı gibi katı hal teknikleri, hassas

malzemelerin birleştirilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Katı hal birleştirme işlemleri, ana metali eritmeden, çoğunlukla yüksek basınç altında yapılmaktadır. Metaller arası bileşik oluşumu gibi kaynaklardaki kusurlara neden olabilecek metal reaksiyonların aralığını böylece sınırlamaktadır. Bağlanma, mekanik, elektriksel veya ısıl enerji ve/veya difüzyon ile elde edilmektedir. Günümüzde bu süreçler, kaynak teknoloji endüstrilerinde önemli bir rol oynayarak, diğer bileşenlerin yanı sıra uçak gövdeleri, denizaşırı yerleşim birimleri, boru hatları gibi karmaşık yapıların geliştirilmesinde önemli bir rol oynamaktadır (Ramesh ve Banoth, 2014).

Bu tezde, bir difüzyon kaynağı yöntemiyle bakır metal matrisli kompozitlerinin (BMMK) birleştirebilirliği araştırılmıştır. Ancak, literatürde bildiğimiz kadarıyla, BMMK'ler için optimal difüzyon kaynağı parametreleri henüz incelenmemiştir. Bu çalışmada, farklı sıcaklık ve basınç kombinasyonlarında BMMK'lerin argon atmosferi kontrollü difüzyon kaynağı özellikleri derinlemesine araştırılmıştır. Difüzyon kaynağı parametrelerinin ara yüzeyin mikroyapısına ve birleşme yerinin mekanik özelliklerine etkisi analiz edilmiştir.

2 LİTERATÜR TARAMASI

2.1 Bakır Matrisli Kompozitin Üretimi

İpek (2007), toz metalürji yöntemi ile üretilen, (B₄C) ile takviye edilmiş bakır esaslı metal matris kompozitlerinin (MMK'ler) sıkıştırılmış kompozitlerinin tribolojik davranışlarını incelemiştir. B₄C takviyesi, ağırlıkça %2 ile %10 arasında değişen oranlarda seçilmiştir. Soğuk presleme işlemi kullanılarak, tozlar 735±1 MPa basınç altında bir kalıpta preslenmiştir. Numuneler, Ar gazı ortamında 900 °C'de 1 saat ve 3 saat boyunca farklı sinterlenme sürelerinde sinterlenmiştir. Artan B₄C içeriği ile birlikte numunelerin gözenekliliğinin arttığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte, takviye içeriği arttıkça aşınma direnci de artmıştır (İpek vd., 2017).

Fevzi Bedir (2007) Al-Cu-SiCp ve Al-Cu- B₄C kompozitlerini üretmek için sıcak presleme yönteminin etkisi üzerinde çalışmış olup bunların karakteristik özelliklerini araştırmıştır. Takviyeli (SiC, B₄C) kompozitlerin hacim fraksiyonları hacimce %10, %20 ve %30'dur. Isıl işlemin kompozitler üzerindeki etkisini değerlendirmek için kompozitler, 530°C'de 24 saat çözelti içinde tutulmuş, daha sonra, farklı sürelerde 180°C'de bir yağ banyosunda yaşlandırılmış ve bir Brinell sertlik (HB) test cihazı kullanılarak, sertlikleri ölçülmüştür. Bu numunelerin 8-10 saatte maksimum değere ulaştığı gözlenmiştir. Kompozitin sertliği ve aşınma performansı, artan hacimsel takviyeli partikül içeriğiyle birlikte artmıştır (Bedir, 2007).

Altınsoy vd. (2013), soğuk preslenmiş Cu-B₄C kompozitlerinin bazı özelliklerini incelemiştir. Elektrik iletkenliği için kullanılan bakırın mekanik özelliklerini geliştirmek için ticari bakır tozları (40 µm), ağırlıkça %0; 1; 2; 3 oranında B₄C (40µm) ile takviye edilmiştir. Cu-B₄C kompozitleri, TM yöntemiyle üretilmiş ve açık ortamda 2 saat boyunca 700°C'de sinterlenmiş ve sinterleme sonrası soğuk preslemeye tabi tutulmuştur. Sinterlenmiş bileşiklerde ana bileşen olan Cu ve B₄C varlığı, X-ışını kırınım tekniği ve SEM-EDS analiz tekniği kullanılması suretiyle doğrulanmıştır. Elektron mikroskopu (SEM-EDS analizi), B₄C moleküllerinin Cu matrisinde homojen olarak dağıldığını göstermiştir. 700°C'de sinterlenen Cu ve Cu-B₄C bileşiklerinin bağıl yoğunluğu, %97,5 ile %90,19 arasında değişmektedir. Bileşenlerin tam sertliği,

80,65 ila 87,5 HB arasında değişirken, elektriksel iletkenlikleri %90,04 IACS ila %68,87 IACS arasında değişiklik göstermiştir. Soğuk preslemeye tabi tutulan bakırın-B₄C bileşiklerinin ağırlıkça %1'inin, ümit verici fiziksel özellikler sergilediği görülmüştür (Altınsoy vd., 2013).

Soğuk preslenmiş Cu/B₄C kompozitlerinde B₄C oranlarının bağıl yoğunluk, mikro sertlik ve elektriksel özellikler gibi bazı mekanik ve fiziksel özellikler üzerindeki etkisi, Yener vd. (2015) tarafından incelenmiştir. 40 µm partikül boyutuna sahip ticari bakır tozlara, bir elektrik iletkeni olarak kullanılan bakırın mekanik özelliklerini geliştirmek üzere %1; %2 ve %3 ağırlık oranlarında 40 µm partikül boyutu B₄C takviye edilmiştir. Cu/B₄C kompozitlerinin sinterleme işleminden sonra kompozitlerin ana bileşenleri olan Cu ve B₄C'nin varlığı, X-ışını kırınım analizi tekniği ve SEM-EDS ile kontrol edilmiştir. Numunelerin mikroyapısında B₄C partiküllerinin bakır matriste homojen bir dağılım sergilediği gözlenmiştir. Soğuk presleme yöntemi ile üretilen Cu-1% B₄C kompozitlerinin, ümit verici fiziksel özellikler gösterdiği görülmüştür. Cu/ B₄C kompozit malzemesinin elektriksel iletkenlik ölçüm sonuçlarında, %96'nın üzerinde bir genel doğruluk düzeyine ulaşılmıştır (Yener vd., 2015).

Eski vd. (2017), Bor karbür B₄C ilavesinin Cu-B₄C kompozitlerinin mikroyapı sertliği ve yoğunluk gibi fiziksel ve mekanik özellikler üzerindeki etkilerini araştırmıştır. Bakır (Cu) tozlarının mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için ağırlıkça %2,5; 5; 7,5 ve 10 oranında B₄C (40 µm) ilave edilmiştir. Cu-B₄C bileşikleri, bir argon ortamında 650°C; 750°C ve 850°C sıcaklıkta 4 dakika boyunca sinterlenmiştir. Sinterlenen ürünlerin elektriksel iletkenlik değerleri, optik mikroskop, X-ışını kırınım analiz tekniği ve SEM-EDS kullanılarak B₄C varlığında incelendikten sonra ölçülmüştür. B₄C'nin Cu matrisinde homojen olarak dağıldığı belirlenmiştir. B₄C oranı arttıkça bileşiklerin sertliği artmış yoğunluğu azalmıştır (ESKİ vd., 2017).

Özel vd., (2009) çalışmalarında Cu-Al- B₄C metal matrisli kompozit (MMK), (TM) yöntemi kullanılarak sıcak presleme ile üreterek numunelerin mikroyapısı ve sertlik değerlerini incelenmişlerdir. Cu-5% Al toz karışımına %5; %10 ve %20 B₄C ilave edilmek suretiyle toz karışımları hazırlanmıştır. TM yöntemi ile üretilen Cu esaslı Cu-

Al-B₄C kompozitlerinin homojen bir dağılım gösterdiği görülmüştür. Yapılan deneyler sonucunda farklı oranlarda ilave edilen B₄C, mikroyapıyı ve sertliği etkilemiştir, en yüksek sertlik değeri, %20 oranında B₄C ilavesine sahip numunede bulunmuş ve takviye malzemesi içermeyen numunede en düşük sertlik tespit edilmiştir. B₄C ilavesinin artması ile sinterleme aralığının kısmen genişlediği belirlenmiştir. Bunun nedeni, B₄C partiküllerinin ilave edilmesi ve Cu matrisinde sıcak preslemeden sonra B₄C partikülleri, presleme sırasında gözeneklerin Al partiküllerine doğru hareket etmesini önlemiştir ve gözeneklerin, B₄C partikülleri etrafında kümelenmesi belirlenmiştir. Hazırlanan kompozitlerin yoğunlukları göz önüne alındığında, B₄C ilavesi olmayan numunede en yüksek yoğunluk miktarı tespit edilirken, en düşük yoğunluk miktarı, %20 oranında B₄C ilave edilmiş numunede görülmüştür. Matriste oluşan sinterleme boşluğundaki büyümenin de yoğunluk miktarında azalmaya yol açtığı belirlenmiştir (Özel vd., 2009).

Öksüz ve Şahin (2016), TM yöntemiyle Al₂O₃ ve B₄C partikülleri gibi seramik takviyeli bakır matrisinin ve mikroyapısının SEM ve EDS analizleriyle incelendiğini bildirmiştir. Mikroyapı, partiküllerin matriste eşit dağıldığını ve B₄C partikülleri ile matris arasında iyi bir kaynak ara yüzeyi olduğunu ortaya koymuştur. Bununla birlikte, daha büyük Al₂O₃ partiküllerinin dağılımı, kompozitlerde gözenekliliğe ve partiküller arası temaslara neden olmuştur. Bu nedenle, B₄C partikülleri ile takviye edilen bileşiklerin sertliği, Al₂O₃ partikülleriyle takviye edilen bileşiklere göre çok daha yüksektir (Öksüz ve Şahin, 2016).

Jane vd. (2016), 590°C sıcaklıkta vakum fırınında 9 saat boyunca sinterleme döngüsü kullanılarak toz (TM) teknolojisi ile üretilen farklı B₄C fraksiyonları ile (ağırlıkça %2; 4; 6; 8; 10 ve 12) takviye edilmiş alüminyum ve bakır MMK'ler üzerinde çalışmıştır. Üretilen bileşikler, mekanik özellikleri açısından incelenmiştir. Ağırlık oranı (yüzde olarak) arttıkça MMK'nin yoğunluğu artan B₄C'ye kıyasla düşerken, sertlik B₄C partiküllerinin ağırlık oranıyla artmıştır. Çekme mukavemeti ve basınç mukavemeti değerleri, B₄C ağırlık oranının %10 düzeyine çıkmasıyla artmış ve sonra azalmıştır (Jain vd., 2016).

Toz metalürji yöntemi kullanılarak üretilen, B₄C ile takviye edilmiş bakır metal matrisli kompozitlerin ve ezilmiş deniz kabuğu parçacıklarının mikroyapısal ve mekanik özellikleri, Sankar vd. (2018) tarafından araştırılıp raporlanmıştır. B₄C, mükemmel tokluk ve direnç özellikleri bulunan, en çok bilinen üçüncü malzemedir. Deniz kabukları, kıyı bölgeleri boyunca kolayca bulunur. Bu nedenle, bu çalışmada toz metalürjisinde (TM) kullanılma olasılığı araştırılmaya çalışılmıştır. İki parti numune hazırlanmıştır. Takviyeleri homojen dağılımının belirlenmesi için her iki partinin sinterlenmiş numuneleri mikroyapısal karakterizasyonla sınırlandırılmıştır. Üretilen tüm numunelerin mikro sertliği ve aşınma direnci değerlendirilmiştir. Elde edilen sonuçlar, (ağırlıkça) %2 deniz kabuğu tozu ve %10 bor karbürün eklemenin, kompozitin aşınma direncini ve sertliğini arttırdığını ortaya koymuştur (Sankar vd., 2018).

2.2 Bakır Kompozit Matrisinin Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesi

Mahendran vd. (2010)'ne göre, birçok durumda, farklı metaller birbirine birleştirilmelidir ve ortaya çıkan birleşmelerin ara yüzeyleri, mekanik ve/veya elektriksel kuvvetleri normal şartlarda hatasız bir şekilde muhafaza etmelidir ki bu difüzyon kaynak yöntemiyle mümkün değildir. Magnezyum (Mg) ve Bakır (Cu), çok farklı erime noktalarına sahiptir. Bu Mg-Cu birleşmelerinin mikroyapısında ve birleşme performansında büyük farklılıklara neden olabilir. Bununla birlikte, difüzyon kaynağı ile birleştirme, bu alaşımları kolayca birleştirmek için kullanılabilir. Bu çalışmada, Mg ve Cu birleştirmelerinde parametrelerin difüzyon katmanının kalınlığı üzerindeki etkisi, bağlantı mukavemeti ve yapının rijitliği analiz edilmiştir. Kaynak sıcaklığının, kaynak özellikleri üzerinde baskın bir etkisi olduğu bulunmuştur. 450 °C kaynak sıcaklığı ve 12 MPa kaynak basıncında, 30 dakika kaynak süresinde üretilen kaynaklı bağlantılar, maksimum 66 MPa kesme mukavemeti ve 81 MPa çekme mukavemeti sağlamıştır (Mahendran vd., 2010).

Ekrami vd., (2019) bakır/gümüş çiftini, nikel ve gümüş folyo ara katmanları yardımıyla difüzyon kaynağı yöntemiyle üretmiştir. Sonuçlar, ara yüzlerin katman genişliğinin sıcaklığın yükselmesiyle birlikte arttığını ortaya koymuştur. Bu arada, uygun bir düzeneğin yanı sıra uygun ara katman kullanılması sayesinde, (750°C'de

kaynaklanmış paslanmaz çelik-Ni-Ag-Cu numuneleri ile karşılaştırıldığında), difüzyon kaynağı ile yapılan tüm birleştirme işlemlerinde daha düşük sıcaklıkta maksimum kesme dayanımına sahip birleştirmeyi mümkün kılmıştır (Ekrami vd., 2019).

Aydın vd. (2012)'nin çalışmasında, Ti-6Al-4V alaşımı 875; 890 ve 900 °C sıcaklıklarda ve 15; 30 ve 60 dk. difüzyon kaynağı yapılarak elektrolitik bakıra bağlanmıştır. Difüzyon kaynağı ile birleştirme sırasında 3 MPa'lık tek eksenli yük uygulanmıştır. Birleştirmelerin ara yüzey kalitesi, ayrıntılı bir sertlik testi ve bir kesme testine tabi tutulmak suretiyle değerlendirilmiştir. Birleştirme ara yüzeyleri, optik mikroskopi, taramalı elektron mikroskopisi ve enerji dağılım spektrometri ile de incelenmiştir. Difüzyon kaynağı ile birleştirme yöntemiyle Ti-6Al-4V, Cu'a başarılı şekilde birleştirilmiştir. 890°C'de 60 dakikada birleştirilmiş numune için 2171 N maksimum kesme mukavemeti bulunmuştur. Maksimum rijitlik değerleri, bağlantının titanyum tarafındaki ara yüzün çevresinde elde edilmiştir. Bakır tarafında sertlik sabit kalırken titanyum tarafında bulunan ara yüze olan mesafe arttıkça, sertlik değerlerinin düştüğü görülmüştür. Ara yüzey yakınındaki difüzyon geçiş bölgesinin Cu_4Ti , Cu_2Ti , Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti_3 , ve $CuTi$ 'nin farklı fazlarından oluştuğu gözlenmiştir (Aydın vd., 2012).

Aydın vd. (2013), Ti-6Al-4V ve Cu'ın farklı kaynak sıcaklıkları (825°C ve 850°C) ve bekleme süreleri (15; 30 ve 60 dak) ile argon koruması altında difüzyon kaynağı ile birleştirme yöntemiyle birleştirilmelerini araştırılmıştır. Kaynaklı bağlantılar, ara yüz dayanım derecesinin tespiti amacıyla sertlik ve kesme testlerine tabi tutulmuştur. Buna ek olarak, ara yüzeyin mikroskobik özellikleri, taramalı ve optik elektron mikroskopisi (SEM) yöntemiyle incelenmiştir. Görünüm ve element çalışmaları yapılarak ara yüzeyin EDS histogram ve difüzyon haritaları çıkartılmıştır. Kesme testleri, kaynak sıcaklığı ve sıkıştırma süresindeki artışın bağlantı parçalarının kesme dayanımını arttırdığını ortaya koymuştur. Sertlik testleri, sertlik değerlerinin titanyumdan ara yüze olan mesafenin artmasıyla yükseldiği ve ara yüzden bakıra olan mesafenin artmasıyla azaldığını göstermiştir. EDS analizi, sıcaklık ve kaynak süresine bağlı olarak kaynaklı kısımlarda farklı reaksiyon bölgeleri meydana geldiğini göstermiştir (Aydın vd., 2013).

Yılmaz (2001), AISI Tip 304 paslanmaz çelik ve soğuk haddelenmiş bakırın, 2 ile 12 MPa arası basınç altında 650°C ila 950°C arasında değişen sıcaklıklarda, 5 ile 45 dakika boyunca difüzyon kaynağı ile birleştirilmesini incelemiştir. Birleştirme işlemi yapıldıktan sonra birleştirilen numunelerinin kesme ve çekme mukavemeti tespit edilerek ara yüzün tane boyutu dahil olmak üzere mikroyapısı incelemiştir. Elde edilen sonuçlardan, bağlantı kesme dayanımının, ara yüz tane sınırlarının taşınmasına ve birleştirme süreci sırasındaki tane büyümesine bağlı olduğu görülmüştür. Ayrıca, kaynak bölgesinde tane boyutu ile kesme dayanımı arasında ilişki kurulmaya çalışılmıştır. Kesme testi ve mikroyapı gözlem sonuçları dikkate alınarak, sağlam bir birleştirme elde etmek amacıyla, 4 – 6; 5 MPa basınç altında 15-20 dakika boyunca 800-850°C sıcaklıklarda optimal birleştirme koşulları elde edilmiştir. Difüzyon kaynaklı bağlantının kırılma davranışı farklı birleştirme koşullarında kesme ve çekme testleri ile araştırılmıştır. Bağlantıların hem kesme hem de çekme mukavemetinin birleştirme şartlarına duyarlı olduğu, metaller arası fazların, bu parametreleri etkilemediği görülmüştür. Ayrıca kesme deneyi ile elde edilen birleştirme yüzeyinin kesme dayanım değeri, çekme deneyi ile elde edilen kırılma yüzeyinin kesme mukavemetinden daha yüksektir (Yılmaz, 2001).

Hongchao vd. (2016), bir Gleeble 3500 termal simülatöründe incelediği, ara katmanlı ve ara katmansız dökme metalik $Zr_{41,25}Ti_{13,75}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ cam ve saf bakır arasındaki difüzyon kaynağı kapasitesini araştırmıştır. Yapılan deneysel çalışmalar, her iki durumda da iyi difüzyon kaynaklı bağlantıların çatlaklar ve boşluklar olmadan elde edilebildiğini ortaya koymuştur. Ara yüzdeki atomik difüzyon, EDS ve EPMA yöntemleri ile yapılan incelemede, ara yüzdeki atomik difüzyon bölgelerinin oldukça dar bir yapıya sahip olduğu görülmüştür. Amorf durumdan dönüştürülen kristalli fazlar, ara yüzdeki atomik difüzyonu hızlandırmıştır (Kou vd., 2016).

Suresh (2016), bakıra bağlı (Cu/Cu) difüzyonu olgusunu incelemiştir. Birleştirme işlemi, bir vakum ortamında, 5-15 MPa tek eksenli basınç altında, farklı sürelerde (30-120 dak) 700°C ve 850°C sıcaklıkta gerçekleşmiştir. Işık çalışmaları ve taramalı elektron mikroskopisi (SEM) kullanılarak birleştirilmiş bölgeler karakterize edilmiştir. Bağlanma mukavemeti, mikro-çekme ve mikro-sertlik testleri uygulanarak tahribatlı teste tabi tutulmak suretiyle değerlendirilmiştir. Ayrıca birleştirme kalitesi, tahribatsız

test yöntemi ile de incelenmiştir (ultrasonlu tarama testi). Birleştirme mekanizmasını anlamak için tane büyüme denklemi kullanılmıştır. Araştırmanın bulguları, sürünme, akış ve difüzyon kütle transferi yoluyla vakumun kapanışını gözlemleyen Pilling tarafından geliştirilen modelle karşılaştırılmıştır. 750°C kaynak sıcaklığında, 60 dakika difüzyon süresi boyunca 15 MPa basınç uygulayarak %91 gibi yüksek bir bağlantı dayanımı gözlenmiştir. Tahribatlı ve tahribatsız testler arasındaki ilişki incelenmiştir (Kumar ve Ravisankar, 2016).

Zhao vd. (2009), Ti6Al4V/Cu-10Sn bronz difüzyon kaynağı ile yapılan birleştirmenin mikroyapıları ve mekanik özellikleri, taramalı elektron mikroskopisi (SEM) ve enerji dağılımlı spektrometri (EDS) vasıtasıyla incelemiştir. Farklı birleştirme sürelerinde Ti6Al4V'nin Cu-10Sn bronza difüzyon kaynağı araştırılmıştır. Bağlantıda dört belirgin ara yüz katmanı gözlemlenmiştir. Kaynaklı bağlantının, 10 MPa kaynak basıncı altında 15 dk. birleştirme süresi boyunca 830°C birleştirme sıcaklığında kaynakla birleştirildiğinde 102 MPa kadar yüksek kesme dayanımına sahip olduğu görülmüştür. Kesme testi sonuçları, kırılmanın, reaksiyon tabakası ile Cu-10Sn bronz alt tabaka arasında meydana geldiğini ve kesme dayanımının Cu-Ti-Sn metallerarası bileşiklerinin oluşumuyla güçlü bir şekilde ilişkili olduğunu göstermiştir (Zhao vd., 2009).

Sethilvelan vd. (2011) difüzyon kaynağı ile üretilen alüminyum alaşımı AA2024 ve ticari sınıf bakır alaşımının farklı birleştirmelerinin mekanik ve metalürjik özelliklerini incelemiştir. Difüzyon katmanı kalınlıkları değişken olan üç adet difüzyon kaynağının, difüzyon katman kalınlığının mekanik ve metalürjik özellikler üzerindeki etkileri incelenmiştir. Bindirmeli birleştirmelerin kesme dayanımı, bağlama mukavemeti ve sertlik gibi mekanik özellikleri değerlendirilmiştir. Difüzyon tabaka kalınlığı, difüzyon katmanlarındaki fazlar, difüzyon katmanlarının element bileşimi gibi metalürjik özellikler de incelenmiştir. Bu çalışmada, orta düzeyde bir difüzyon katman kalınlığına sahip (minimum ve maksimum arasında) difüzyon kaynağının, üstün mekanik özellikler gösterdiği saptanmıştır (Mahendiran vd., 2011).

3 KOMPOZİT MALZEMELER

3.1 Giriş

Endüstriyel teknolojilerin gelişmesiyle, daha iyi özelliklere sahip ileri mühendislik malzemelerini temin etme ihtiyacı doğmuştur. Kompozit malzemeler, mükemmel özellikleri ve kullanım alanları nedeniyle günlük yaşamımızın ayrılmaz bir parçası olarak kabul edilmektedir. Kompozit, aynı veya farklı gruplardaki mühendislik malzemelerinin özelliklerini (hafiflik, mukavemet, esneklik vb.) yeni ve tek bir malzeme de daha iyi şekilde elde etmek üzere birlikte çalışan iki veya daha fazla makroskopik olarak tanımlanabilir bileşenden oluşan bir malzeme yapısıdır (Boopalan vd., 2013). Kompozitler, bilinen en gelişmiş ve uyarlanabilir mühendislik malzemelerinden biridir. Bu büyüleyici ve harika malzemeler, malzeme bilimi ve teknolojisindeki ilerlemelerin sonucu olarak doğmuştur. Bileşikler heterojendir ve iki veya daha fazla bileşenin dolgu veya takviye liflerle ve uyumlu bir matrisle bir araya getirilmesiyle oluşturulur (Bommara vd., 2019). Matris metalik, seramik veya polimerik kökenli olabilir. Lif takviyeler, kompozitlere şeklini, yüzey görünümünü, çevresel toleransı ve genel dayanıklılığını kazandırırken, makroskopik rijitlik ve mukavemet sağlayan yapısal yüklerin çoğunu taşır. Bir kompozit malzeme, bileşenlerinin en çok istenilen özelliklerini bir arada sunarken en az istenilen özelliklerini bastırıldığından, üstün ve benzersiz mekanik ve fiziksel özellikler sağlayabilir (Sudhagar vd., 2018). Günümüzde kompozit malzemeler, olağanüstü mukavemet-ağırlık ve elastisite modülü-ağırlık oranına sahip olduklarından, havacılık endüstrisi, otomotiv endüstrisi ve diğer mühendislik uygulamalarında önemli bir rol oynamaktadır (Bommara vd., 2019 ; Patil ve Vijaykumar, 2014 ; Sudhagar vd., 2018).

3.1.1 Kompozit Malzemelerin Sınıflandırması

Kompozit malzemeler, son yıllarda malzemelerdeki en önemli gelişmelerden biri olmuştur. Kompozitler, geleneksel malzemelere kıyasla çok sayıda üstün özellik sundukları için tasarlanmış malzemelerin en önemli sınıflarından biri haline gelmiştir. Bir kompozit içerisindeki matris malzemesi seramik, polimer veya metal esaslı olabilir. Matrise göre kompozit malzemelerin sınıflandırılması aşağıdaki gibidir:

- Metal matrisli kompozitler (MMK)
- Polimer matrisli kompozitler (PMK)
- Seramik matrisli kompozitler (SMK)

Polimer bazlı matrisler, ticari olarak temin edilebilen kompozitlerin çoğunu oluşturur. Bununla birlikte, (MMK'ler) ve (SMK'ler) yüksek sıcaklıktaki uygulamalarda son derece önemlidir. Başka bir kompozit malzeme sınıfı, çimento matrisini temel almaktadır. İnşaat mühendisliği yapılarındaki önemi nedeniyle, çatlamaya karşı yüksek dirençli çimento matrisli kompoziti geliştirmek için çok farklı çalışmalar yapılmaktadır (Sayuti, vd., 2012). Tablo 3-1 'de kompozitte kullanılan genel matris malzemeleri gösterilmiştir (Schey, 2000).

Tablo 3-1. Kompozit uygulamalarda kullanılan ortak matris malzemelerinin listesi

Polimerik bazlı kompozitler	Termoset reçineler, Epoksiler: Esas olarak havacılık, uçak ve spor malzemeleri imalat uygulamaları için kullanılır Polyesterler ve vinil esterler: Esas olarak otomotiv, denizcilik, kimya, elektrik ve tüketim malları uygulamaları için kullanılır Poliüretanlar ve poliüre: Esas olarak otomotiv gövdesi parçaları imalatı için, reaksiyon enjeksiyonlu kalıplama prosesinde kullanılır Fenolikler: Hem havacılık hem de otomotiv uygulamalarında kullanılır
	Termoplastikler(Naylon 6, PET ve PBT gibi) termoplastik polyesterler, polikarbonat, poliasetaller, polipropilen: enjeksiyonla kalıplanmış ürünlerde süreksiz elyafı güçlendirilir Polieter eter keton (PEEK), polifenilen sülfür (PPS), polisülfon (PSUL), poliamid-imid (PAI), polieterimid (PEI), vb.: Orta derecede yüksek sıcaklık uygulamaları için hem sürekli hem de süreksiz elyaf ile kullanılır
Metal matrisli kompozitler	Alüminyum alaşımları, titanyum alaşımları, magnezyum alaşımları, bakır bazlı alaşımlar, nikel bazlı alaşımlar: çoğunlukla orta derecede yüksek sıcaklık uygulamaları için kullanılır
Seramik matrisli kompozitler	Silisyum karbür, titanyum karbür, alüminyum oksit, silisyum nitrür, karbon: yüksek sıcaklık uygulamaları için kullanılır

3.1.1.1 Metal matrisli kompozitler (MMK)

Metal matrisli kompozitler, metalik matrisler veya alaşımlı kompozitlerdir. Daha yüksek sıcaklık direnci, daha yüksek elastiklik ve daha fazla süneklik ve tokluğa sahiptir. Dezavantajları ise parçaları makinede işlerken daha yüksek yoğunluk ve daha fazla güçlükle karşılaşılmasıdır (Sayuti, vd., 2012). Bu kompozitlerde kullanılan

matris malzemeleri genellikle, alüminyum, magnezyum, alüminyum-lityum, titanyum, bakır ve süper alaşımlar olup, MMK'lerde kullanılan lif malzemeler arasında alüminyum oksit, grafit, titanyum karbür, silikon karbür, bor, tungsten ve molibden yer almaktadır. Metalik olmayan lifin çekme mukavemeti, 2000 ile 3000 MPa arasında yer alırken, elastikiyet modülü 200-400 GPa arasında değişir (Erden ve Ho, 2017).

Bor lifleri, düşük ağırlıkları, yüksek özgül sertlikleri ve yüksek ısıl iletkenlikleri nedeniyle Uzay Mekiği yörüngesindeki yapısal tübular dikmeler için bir alüminyum matriste kullanılmıştır. Titanyum matrisli silisyum karbür liflerle takviye edilmiş MMK'ler, geliştirilmekte olan hipersonik uçağın iskeletini, kirişlerini, stiffener (berkitme) ve iskeletini güçlendirmek için kullanılmaktadır. Bisiklet iskeletleri ve spor aletleri, diğer uygulamalar arasındadır (Wang vd., 2006). Uydular, roketler ve helikopter yapıları, alüminyum ve magnezyum matrislerle takviye edilmiş grafit liften yapılmaktadır. Darbe plakalarını üretmek için grafit kablo içeren sulu matris kompozitleri kullanılmaktadır.

Elektrik bağlantılarını ve yataklarını imal edilmesi için bir bakır matrisin içine grafit lif yerleştirilmektedir. Anten yapıları imal etmek için magnezyumda da aynı lif kullanır. Titanyum ve bor lif bileşikleri bir jet motoru için fan kanatları olarak kullanılmaktadır. Yüksek sıcaklıkta motor bileşenleri üretmek için molibden ve tungsten lifleri, kobalt bazlı süper alaşım lifleri kullanılabilir. Basınç dökümlü MMK'ler, genellikle kompost malzemelerden çok daha iyi bir takviye dağılımını sergiler. Bunun nedeni, kullanılan seramik profilin, takviyenin birbirlerine sağlam bir şekilde bağlı olan gerekli ağırlık payına sahip olması, böylece hareketin engellenmesidir. Böylece, topaklaşma ve dendritik ayrılma ortadan kalkar (Sayuti, vd., 2012). Metali ara yüz kanallarına yerleştirmek ve gazların yerini değiştirmek için uygulanan basınç nedeniyle gözeneklilik azalır. Tane boyutu ve şekli, ısı akışı desenlerinden dolayı sızma oluşumunu tamamen değiştirebilir. İkincil fazlar normalde, düşük donma çözünürlük açısından zengin olan bölgelerin katılma matrisinden önce liflere doğru dağıldığı lif matrisin ara yüzünde oluşur (Basutkar vd., 2015).

3.1.1.2 Seramik matrisli kompozitler (SMK)

Seramik matrisli kompozitler, aşındırıcı ortamlara ve yüksek sıcaklıklara karşı direnç gösterdiğinden tasarlanan malzemelerindeki önemli bir diğer gelişmedir. Seramikler, güçlü ve sert malzemeler olup yüksek sıcaklıklara karşı direnç göstermelerine karşın genelde tokluktan yoksundurlar. 1700°C sıcaklığa kadar mukavemetlerini koruyan matris malzemeleri silisyum nitrür, silisyum karbür, alüminyum oksit ve mullittir (alüminyum, silikon ve oksijenden oluşan bir bileşik). Karbon-karbon matrisli kompozitler, yüksek sıcaklıklarda oksitlenme direncinden yoksun olmalarına rağmen, mukavemetlerinin büyük bölümünü 2500°C'ye kadar korurlar. Karbon-karbon fiber kompozitleri, muhtemelen seramik matrisli kompozitlerin en gelişmiş parçalarıdır. Bu malzemeler çoğunlukla, havacılık endüstrisi için fren malzemesi olarak kullanılmaktadır. Bu tür kompozitler, şekillendirilmiş karbon veya grafit lifin, daha sonra pirolize edilen karbonize bir öncü ile emdirilmesiyle veya karbon veya grafitten kimyasal buhar biriktirme yoluyla üretilmektedir. Ortaya çıkan malzemeler, güçlü ve hafif olup mükemmel yüksek sıcaklık özellikleri, güçlü korozyon direnci ve iyi termal şok, elektrik ve aşınma özellikleri sergiler (Windhorst ve Blount, 1997). Kolay şekillendirilebildiklerinden genel uygulamalar için kullanışlı hale gelmektedirler. Karbon-karbon lif SMK'ler, elektrotlar, yataklar, diskler, fren balataları, vidalar, contalar, nükleer reaktör parçaları, dökümhane kalıpları, gaz türbinleri ve motor pistonlarında termal yalıtım malzemeleri olarak kullanılmaktadır. Bu tür kompozitlerin havacılık uygulamaları ise frenler, roket memeleri, türbin kanatları, roket egzoz sistemleri ve ısı kalkanlarıdır (ASM, 1997). Lifli malzemeler genellikle karbon ve alüminyum oksittir. Seramik matrisli kompozitlerinin mekanik özelliklerini, özellikle de tokluğunu geliştirme amaçlı çeşitli teknikler araştırılmaktadır. Jet ve otomobil motorları, derin deniz madenciliği ekipmanları, basınçlı tanklar, yapısal bileşenler, kesme aletleri ve metal ekstrüzyon ve çekme kalıpları uygulamalardan sadece birkaçıdır (Humphreys, 1987).

3.1.2 Kompozitlerin Önemi

Kompozit teknolojisi ve bilimi, yapısal analiz ve tasarım, malzeme mekaniği, malzeme bilimi ve süreç mühendisliği gibi çeşitli disiplinlerin etkileşimini gerektirir.

Kompozitler üzerine yapılan araştırmaların amacı, bileşen ve kompozit malzemelerin temel özelliklerini incelemek, etkili ve verimli imalat işlemlerini geliştirmek, hizmet koşullarına yönelik malzemeyi optimize etmek ve malzemelerin özellikleri üzerindeki etkisini anlamanın yanı sıra malzemenin özelliklerini belirleyip analitik işlemler yoluyla yapısal davranışları öngörmek ve böylece malzemenin karakterizasyonu, hata ve gerilim analizi için etkili bir deneysel teknik geliştirmektir. Önemli bir başka görev ise, malzeme bütünlüğünün uygunluğunu değerlendirmek, dayanıklılığını ölçmek, yapısal güvenilirliği, kusur kritiği, ve hizmet süresini belirlemektir (Sayuti, vd., 2012). Daha yüksek nihai gerilimlere sahip yeni karbon lif türleri ortaya çıkmaktadır. Termoplastik matrisler hem katı hem de nem etkilerine karşı hassas oldukları, seri üretim ve onarım için daha uygun olduklarından belirli durumlarda kullanılmaktadırlar. Dokuma kumaş ve kısa lif takviyesi olarak kullanımı, çok daha fazla ilgi görmektedir. Seramik/matris, metal/seramik ve karbon/karbon gibi yüksek sıcaklık kompozitleri, yapının tasarımı ve sistemleri yüksek sıcaklıklarda çalışabilme yeteneği nedeniyle yoğun araştırmalar yapılmasına neden olmuştur. İmalat yöntemlerinin geliştirilmesi ile geleneksel ve yeni kompozit malzemelerin kullanılması yakından ilişkilidir. Özelliklerin kontrol edilmesinde ve bitmiş ürünün kalitesinin sağlanması en önemli aşamalardan biri imalat sürecidir. Kompozit teknolojisi, gelişmekte olmasına rağmen, tam olarak olgunlaşmamıştır. Geleceğe yönelik umutlar ve çeşitli teknolojik beklentiler kompozit malzeme üretimine önem kazandırmaktadır. Kompozitlerin kullanımı, yoğun üretimin olduğu, inşaat, otomotiv ve havacılık gibi sektörlerde giderek artan bir şekilde yaygınlaşacaktır (Akkerman ve Haanappel, 2015).

3.1.3 Kompozitlerin Avantajları ve Dezavantajları

Kompozit malzemelerin geleneksel malzemelere göre özel avantajları olsa da kimi dezavantajları da bulunmaktadır (Onur Meydanoğlu, 2006).

Avantajlar

- Artan veya azalan mukavemet, aşınma dayanımı, ısıl veya elektrik iletkenliği
- Kolay şekillendirilebilme
- Uzun ömür (korozyon ve kimyasal etkilere karşı direnç)

- Işık olarak sıralanma
- Korozyon direnci
- Vibrasyonun veya yüklerin etkisi: Bazı kompozitler metallere çok daha yüksek aşınma direncine sahip olabilir
- Yüksek sürtünme direnci
- Yüksek güç/ağırlık oranı

Dezavantajları

- Kopmada düşük uzama
- Malzemenin geri dönüştürülmesi mümkün olmaması
- Kompozit malzemenin üretimi esnasında yaşanan zorluk\
- Yüksek işlem maliyeti
- Malzeme maliyeti
- Bakım zorluğu
- Test ve denetim süreçlerinin karmaşıklığı
- İmalat zorlukları

Kompozit malzemeler, anizotropik olma eğilimindedir, Bu, sertlik, dayanıklılık vb. özellikler, kompozit malzemelerinin nasıl yönlendirildiğine bağlı olarak farklı yönlerde değiştiği anlamına gelmektedir. Yapısal elemanlara çok yönlü kuvvet uygulayan yapılarda kompozitleri kullanan tasarımcı, anizotropik özelliklerinden dolayı önemli bir zorlukla karşı karşıya kalmaktadır. Ayrıca, kompozit malzemenin bileşenleri arasında güçlü bir bağlantı oluşturmak zordur. Gelişmiş cihazların yaygın kullanımı, yüksek üretim maliyetleri nedeniyle kısıtlıdır. Üstün mekanik özelliklere sahip ileri kompozit malzemelerin geliştirilmesi mühendislik alanında yeni ufuklar açmıştır. Aşınma dayanımı, elektrik yalıtımı, düşük termal genleşme, yüksek sertlik, mukavemet ve yorulma dayanımı gibi avantajları, bu ürünleri birçok uygulamada tercih edilen malzemeler haline getirmektedir (Xiaotong, 2017).

3.2 Metal Matrisli Kompozitler (MMK)

Partiküller, kısa lifler, çubuklar veya kalıcı lifler kararlı ve güçlü bir matris olarak bir metal veya alaşım, metal matris bileşenlerini oluşturur (Chawla, 2012). MMK, daha

iyi performansın malzeme gelişiminde en önemli güç olduğu dönemde, gelişmiş askeri sistemler için bir teknoloji olarak ortaya çıkmıştır (Miracle, 2005). MMK, sürekli metal fazın (matris) bir veya daha fazla takviye fazıyla birleştirildiği bir malzeme grubu olarak açıklanabilir. Bu kompozit malzeme, tamamlayıcı özellikleri seçici olarak iyileştirerek, matrisin zayıf özelliklerini gizleyerek ve takviye yaparak nihai ürünün geliştirilmesini amaçlamaktadır. MMK üretilirken, belirli bir kullanım için özellikleri orijinal malzemelerden daha üstün niteliklere sahip yeni bir madde oluşturmak amacıyla, iki veya daha fazla madde fiziksel olarak (kimyasal olarak değil) birleştirildiğinde katı bir madde oluşur. Matris, amaçlanan uygulamaya uygun bir saf metal veya alaşım olabilir. Takviye, partiküller, çubuklar, lif ve diğer malzemeler gibi herhangi bir maddeden olabilir. En yaygın takviyeler, 0,1-100 µm nominal boyuta sahip seramiklerdir (Chung, 2006; Clayton, 1987).

Potansiyel bir tamamlayıcı olarak, mühendislik uygulamaları için uygun olan hemen hemen her şey kullanılabilir. Matris ve takviyeler ametalik olsa bile, MMK, bazen metaller için geleneksel alaşımlama teknikleri kullanılarak üretilmez. Çünkü böyle bir işlem, bileşiğin bozar. Alaşımlarda, fazlar kimyasal ve fiziksel olarak farklılık göstermez, ancak bir bileşikte, bileşenlerin özelliklerinden tam olarak faydalanmak için bu fazlar kasıtlı olarak ayrılır. Bileşiğin nominal bileşeni, boosting (iyileştirme) aşamasıdır. Sistemin ana taşıyıcısı olarak hizmet eder. Bu nedenle kompozit tasarlanırken matris malzemeleri yerine üstün mekanik özelliklere sahip takviyeler seçilmektedir. Matris, yük taşıyan takviyeyi birbirine bağlanmaktan ve bileşiğin toplu formunu korumaktan sorumludur (Ratke, 2006).

Matris ara yüzey üzerinden takviyeye aktarılan toplam yükün bir kısmını paylaşır (veya tam tersi). Matrise ve matristen ne kadar yük aktarılacağını belirleyen, ara yüzeyin verimliliğidir. Matris ve takviye arasındaki yüksek etkileşim, MMK'lerin doğasında mevcuttur. Elde edilen mukavemet, matris ve takviye arasındaki ara yüzün etkinliğinin doğrudan bir fonksiyonudur (Callister, 1991). Ara yüzeyin karakteri, ilgili iki fazın kimyasal ve mekanik uyumluluğuna bağlıdır. Düşük sıcaklıkta işleme yöntemi kullanılarak veya kararlı bileşenler seçilerek kimyasal uyumsuzluk sınırları aşılabilir. Termomekanik uyumsuzluk problemini çözmek için termal değişiklikleri içeren sünek bir matris kullanılmaktadır. Aynı zamanda buna uygun termal genişleme

katsayısına sahip bir çift matrisin ve takviyelerin seçilmesine de yardımcı olur. Ancak bir çift bileşenden oluşan bir kompozitin üretilmesi ne kimyasal ne de termomekanik olarak mümkün olmadığında, ikisi arasında orijinal çift uyumsuzluğunu gizleyen matris uyumlu bir ara faz ve sertleştirici yerleştirilebilir. Bu interfaz, matris ile takviye arasındaki kimyasal tepkimeyi engeller ve/veya birbiriyle aynı olmayan herhangi bir gerilim birikiminin matrisin içine girmesine yardımcı olur. Takviye partikülleri çevreleyen yumuşak ve tortusuz katman yüzeylerindeki ilerleyen çatlakları sınırlayarak gerilim değerini etkili şekilde kademeli olarak azaltır ve böylece nihai dayanımı artırır. Metal matrisli kompozitler, II. Dünya Savaşı'ndan bu yana sürekli gelişmektedir. Başlangıçta uçaklarda yapı malzemesi olarak kullanılmak üzere tasarlanmıştır. Savaş bittikten sonra amaç değişmiş ve MMK'ler sivil kullanıma yönelik tasarlanmıştır. Günümüzde bileşikler gıda ambalajlarında, tıbbi implantlarda, askeri zırhlarda, otomotiv uygulamalarında, havacılık uygulamalarında veya yaşamın hemen her alanında yaygın olarak kullanılmaktadır. Çok çeşitli uygulamalarda MMK'lerin bu yaygın kullanımı, bunlarla ilgili daha önce bahsedilen avantajlara bağlanabilir (Chawla, 2012).

MMK'ler genel olarak, takviye tipine ve geometrik özelliklere göre sınıflandırılır. Bu kompozitler, temel sınıflandırmaya göre iki ana kategoriye ayrılır:

- Kalıcı elyaf filamentlerden oluşan kalıcı takviyeli kompozitler
- Kısa elyaflar, çubuklar veya partiküllerden oluşan geçici takviyeli kompozitler

3.2.1 Matris Türü

Diğer bileşenlerin de içine gömülü olduğu bir kompozit bileşenini oluşturan, delikli alaşım/metal/polimer/plastik/reçine/seramiktir. Matris metalden yapılmışsa metal matris olarak, polimerden yapılmışsa polimer matris olarak adlandırılmaktadır. Kompozitlerde, matrisin veya matrislerin iki önemli fonksiyonu bulunmaktadır. İlk olarak takviye fazını yerine bağlar. Ardından, uygulanan bir kuvvet altında bozulur ve gerilimi takviye bileşenlerine dağıtır. Bazen matrisin kendisi önemli bir güçlendirici unsurdur. Bu bazı MMK'lerde meydana gelir. Diğer durumlarda, matrisin soğuk ve sıcak ortamlara dayanması gerekebilir. Elektriği iletir veya elektriğe direnç

gösterebilir, nemi tutabilir veya korozyona karşı koruma sağlayabilir. Ağırlığı, kullanım kolaylığı veya diğer birçok uygulama için ayarlanabilir. Potansiyel bir matris malzemesi, bir takviye fazını gömmek ve bir arada tutmak için işlenebilen herhangi bir katıdır (Sayuti, vd., 2012).

Polimerler ve metaller bu görevde çok başarılı olmuş, cam, portland çimento, alçı, karbon, silikon vb. inorganik malzemelerden oluşan, farklı başarı derecelerine sahip malzemeler de matris olarak kullanılmışlardır. Bu ikinci malzemeler kırılma noktalarına kadar elastik kalır ve karakteristik olarak çekme yükü altında düşük kırılma gerilmeleri sergilerler ancak sıkıştırma altında güçlüdürler. Bir kompozitin bileşenlerinin üretim ve/veya kullanım sırasında nasıl etkileşime girdiği, kompozit üretiminde matrisin dikkate alınması gereken önemli noktalarından biridir (Sulaiman vd., 2008). Kimyasal ya da metalürjik olarak kendilerine zarar verecek şekilde tepki vermemelidirler.

Genel olarak, çok farklı lineer ısıl genişleme katsayılarına sahip olmamalıdır. Matris ve takviye malzemesi arasındaki komşu temas alanı, bazı yönlerden monolitik malzemelerdeki tane sınırlarına benzeyen ara yüzey olarak adlandırılmaktadır. Ancak bazı durumlarda komşu bölge, ara faz adı verilen ayrı bir ilave fazdır. Örneğin, takviyeli plastiklerle cam elyaf üzerine kaplama ve lamine katmanlarını birbirine bağlayan yapıştırıcı buna örnektir. Böyle bir ara faz olduğunda, ara fazın her yüzeyi ve bitişik bileşeni arasında iki ara yüzey bulunmaktadır. Yine diğer kompozitlerde, farklı bileşenlerin yüzeyleri, ara faz oluşturmak için etkileşime girer. İmalat yöntemleri, büyük ölçüde matrisin özelliklerine ve matrisin, takviye özelliklerini nasıl etkilediğine bağlıdır. Metal, polimer, seramik, cam ve karbon/grafit, kompozit işlemede normal olarak kullanılan önemli matrislerden bazılarıdır.

Matris, sürekli kompozit olarak tanımlanan bir kompozit içinde önemli bir fazdır. Bir matrisin önemli fonksiyonu, takviyeyi olumsuz koşullara karşı korurken takviye ile matris arasında gerilim aktarma noktası görevi gören takviye fazını gömülü yerine bağlamaktır. Mekanik özellikleri, kesme modülü, kesme kuvveti ve proses özelliklerini etkilemektedir. Takviye fazı, bir kompozit malzemesinin temel yük

taşıyan elemandır. Bu nedenle, kompozitin özellikleri, takviye fazının yönelimi ile belirlenmektedir (Sayuti, vd., 2012).

3.2.2 Takviye

Farklı takviye türleri ve şekillerinin farklı matrislerde belirli avantajları olduğundan, yakın zamanda yapılan araştırmalar, değerlendirilen matris materyalleri için çok çeşitli takviyelere odaklanmaktadır (Basavarajappa, vd., 2004). Kompozit özelliklerin hem bileşenlerin özelliklerine hem de bunlar arasındaki kimyasal etkileşime ve her ikisi de işlem yöntemine bağlı olan ısıl genleşme katsayılarındaki farka bağlı olduğuna dikkat edilmelidir. Yüksek sıcaklıkta kullanılan kompozitlerde hem işleme hem de uygulama sıcaklıklarında artan kimyasal reaksiyonlar ve faz kararsızlığı nedeniyle karşılaşılan problem daha karmaşıktır. MMK'lerde takviye fazları, matris malzemesinde sürekli veya süreksiz takviye biçiminde gömülüdür. Sürekli takviye fazı, kompozit boyunca en az bir yönde sürekli olarak gerçekleştirilir. Sürekli lif veya delikli açık hücreli sıvısı, sürekli takviye faz tipi için uygun bir örnektir. Süreksiz takviye, partiküller, kısa lifler ve iplikler gibi matris bileşeninin içine gömülü ayrı öğeler biçimindeki bir bileşimin non-percolating (yüzeye geçmeyen) bileşenidir. Süreksiz takviyelerden üretilen ön kalıplar, bir bağlayıcı veya soğuk sıkıştırma ile mekanik olarak stabilize edilmişlerse, yine süreksiz takviyeler olarak adlandırılmaktadır (Attia, 2001). Yaklaşık 5 veya daha az en-boy oranına sahip olan kabaca eş eksenli takviyelerdir. Tek veya çok kristalli olabilirler, küresel, köşeli veya levha benzeri çeşitli formlara sahip olabilirler ve 1 mm'den daha büyük bir çapa sahip olabilirler. Dispersoidler, partiküllerle aynıdır, ancak çapı 1 mm'den az olanlar hariç olmak üzere takviye sağlayabilir. Levhacıklar, en boy oranı (çap/kalınlık) ikiden büyük olan düz takviyelerdir. En boy oranı 5'ten daha az olan levhacıklar, bir partikül türü olarak kabul edilebilir. Kısa lif, uzunluk/çap oranı 5'ten büyük, ancak genellikle 100'den büyük ve çapı tipik olarak 1 mm'den büyük silindirik takviyelerdir. İplikler, genellikle 10'dan büyük bir uzunluk çap oranı ve 1 mm'den küçük bir çapla üretilen uzatılmış tek kristallerdir. Kompozit işlemede çeşitli ateşe dayanıklı takviye fazları kullanılmaktadır. Bunlar, ateşe dayanıklı metaller, karbürler, nitrürler, borikler, oksitler, sülfidler, intermetalikler, silisitler ve silikatlardır. Çünkü nitrürler, borikler, silisitler ve oksitler gibi ateşe dayanıklı metal bileşiklerinin son derece sert olduğu ve mukavemetlerini yüksek sıcaklıklarda

koruduğu bilinmektedir. Takviye seçiminde dikkat edilecek farklı hususlar mevcuttur. Seçim kriterleri başlıca, kimyasal bileşimi, erime noktası, yoğunluk, hacim küçülmesi, şekil ve boyut, kristal yapı, serbest enerji oluşumu, Young modülü, yaygınlık, bulunabilirlik, üretim kolaylığı ve kullanım özelliklerine göre belirlenmelidir. Takviye için çok sayıda farklı oksitler, karbürler, nitrürler ve borikler uygundur; Tablo 3-2 (N. Chawla vd., 2006)'de genel bir bakış sunulmuştur.

Tablo 3-2. Kullanılabilecek metal takviye partikülleri

Etal-Temel	Karbür	Nitrür	Borür	Oksit
Bor	B ₄ C	BN	-	-
Tantal	TaC	-	-	-
Zirkonyum	ZrC	ZrN	ZrB ₂	ZrO ₂
Hafniyum	HfC	HfN		HfO ₂
Alüminyum	-	AlN	-	Al ₂ O ₃
Silikon	SiC	Si ₃ N ₄	-	-
Titanyum	TiC	TiN	TiB ₂	-
Krom	CrC	CrN	CrB	Cr ₂ O ₃
Molibden	Mo ₂ C, MoC	Mo ₂ N, MoN	Mo ₂ B, mb	-
Tungsten	W ₂ C, WC	W ₂ N, WN	W ₂ B, WB	-
Toryum	-	-	-	ThO ₂

Silisyum ve bor karbürler, alüminyum oksit, alüminyum ve bor nitrürler ve titanyum borürün hepsinin teknolojik ve ekonomik olarak tercih edildiği kanıtlanmıştır. Bu sert malzemelerin özelliklerinin bir özeti, Tablo 3-3'de verilmiştir.

Tablo 3-3. Metal takviyesinde kullanılan çeşitli partiküllerin özellikleri

Partiküllerin Türü	SiC	Al ₂ O ₃	AlN	B ₄ C	TiB ₂	TiC	BN
Kristal Türü	Hex	Hex	Hex	Rhomb	Hex	Cub	Hex
Erime Noktası [°C]	2300	2050	2300	2450	2900	3140	3000
Young Modülü [Gpa]	480	410	350	450	370	320	90
Yoğunluk [Gm Cc 1]	3,21	3,9	3,25	2,52	4,5	4,93	2,25
Isı İletkenliği [WM-1 K-1]	59	25	10	29	27	29	25
Mohs-Sertlik	9,7	6,5	-	9,5	-	-	1,0-2,0
Termal Genleşme Katsayısı [10-6 K-1]	4,7-5,0	8,3	6,0	5-6	7,4	7,4	3,8

Takviye fazı partikül veya lif, sürekli veya süreksiz tipte olabilir. Titanyum karbür, tungsten karbür, silisyum nitrür, alüminyum silikat, kuvars, silisyum karbür, grafit, uçucu kül, alümina, cam elyaf, titanyum borür, vb. kompozit malzemelerde normalde

takviye olarak kullanılan önemli partiküllerin bazılarıdır. Kompozitlerin işlenmesi sırasında takviye ikinci faz malzemesi uygulamaya göre seçilmektedir (Clyne, 1996). Takviye fazı, genel olarak partiküller veya lif şeklindedir. Partikül boyutu mikrometre cinsinden ifade edilir. Kesikli lif “En Boy Oranı” denilen bir terimle tanımlanmaktadır. Uzunluğun lifin çapına oranı olarak ifade edilmektedir. Sıvı alaşımın veya metal matris malzemesinin ıslanabilirliğini arttırmak için takviye fazı her zaman önceden ısıtılır (LA Carlsson., 2014). Tablo 3-4’de (Mahallawy ve Taha., 1993) potansiyel kompozit takviye malzemelerinin ve uygulamalarının bir listesi bulunmaktadır.

Tablo 3-4. Bazı potansiyel kompozit takviye faz/malzemesi ve uygulamaları

Metal temel	Karbürler	Nitrürler	Boridler	Oksitler	Uygulamalar
Bor	B ₄ C	BN	-	-	Uzay, nükleer
Tantal	TaC	TaN	TaB ₂	-	Uzay
Zirkonyum	ZrC	ZrN	ZrB ₂	ZrO ₂	Uzay, Otomotiv, Nükleer
Hafniyum	HfC	HfN	HfB	HfO ₂	Uzay, Nükleer
Alüminyum	-	AlN	-	Al ₂ O ₃	Otomotiv, Metal İşleme
Silikon	SiC	Si ₃ N ₄	-	-	Otomotiv, Uzay, Metal İşleme
Titanyum	TiC	TiN	TiB ₂	-	Uzay
Krom	CrC	-	CrB ₂	CrO ₂	Uzay, Otomotiv
Molibden	MoC	-	MoB	-	Uzay, Otomotiv
Tungsten	WC	-	WB	-	Metal İşleme
Toryum	ThC ₂	ThN	-	ThO ₂	Uzay

3.2.3 MMK’lerin Matris Malzemesine Göre Sınıflandırılması

MMK’ler matris materyaline göre farklı kategorilere ayrılmaktadır. Yaygın kullanılan metal matrisli konfigürasyonlara bakır esaslı kompozitler, magnezyum esaslı kompozitler, titanyum esaslı kompozitler, super alaşım esaslı kompozitler, alüminyum esaslı kompozitler örnek olarak verilebilir.

3.2.4 MMK’lerin Hazırlanması

Metal matrisli kompozit malzemeler, çeşitli yöntemlerle üretilebilmektedir. Uygun bir mühendislik süreci seçilirken, takviye bileşenlerinin (lif ve partiküller), matris alaşımının ve uygulamalarının istenen türde, dağılım ve miktarda elde edilmesi hedeflenmektedir. İmalat yöntemi, işleme ve son işlem yöntemlerinin yanı sıra takviye

bileşenlerinin şeklini değiştirerek, bileşenler için aynı bileşim ve miktarlar kullanılmışsa da farklı karakteristik profiller elde etmek mümkündür. Uygun öncü malzeme üretimi, bir yapı birimine veya yarı işlenmiş bir malzemeye (profil) işlenmesi ve bitirme işlemi ayrılmalıdır. Ekonomik nedenlerle, son ürüne yakın boyutlarda prototipler ve yapı birimlerinin mekanik son işlem sürecini minimize edebilecek dönüşüm işlemleri kullanılabilir (Kainer, 2006). Genel olarak, aşağıdaki mühendislik işlem türleri mümkündür:

- Eritme metalürjisi işlemleri
- Toz karışımlarının ve lif bağlantılarının izostatik sıcak preslenmesi
- Toz metalürjisi işlemleri
- Tikso döküm veya tikso-forming, ekstrüzyon, dövme, soğuk kütleli şekillendirme veya super plastic şekillendirme yoluyla eritme metalürjiden gelen öncül malzemenin daha fazla işlenmesi,
- Yarı mamul ürünlerin birleştirilmesi ve kaynaklanması
- Metal tellerde birleşikbozulma (grup süperiletkenler).
- İşleme teknikleri ile son işlem,

3.3 Bor Karbür (B₄C)

Bor karbür (B₄C), silisyum karbür, kübik bor nitür ve elmas gibi metalik olmayan sert malzemelerle aynı kategoriye giren, oksit olmayan bir seramiktir. Bor karbonlu malzemeler, ilk olarak 1883 yılında Joly tarafından, daha sonra 1894 yılında Moissan tarafından üretildi. Bununla birlikte, Ridgway, 1934 yılına kadar bu tür bor-karbon karbon bileşiklerinin kombinasyonlarını analiz etmemiş, 1934'te B₄C'yi stokiometrik hesaplamalarda kullanılan kimyasal formül olarak atamıştır (B₄C). B₄C, yüksek sertliği (Vickers skalasında 2950 kg/mm²), yüksek elastikiyet modülü (~450-470 GPa) ve düşük yoğunluğu (2,52 g/cm³) ile karakterizedir. Bor ile karbon arasında hesaplanan kovalent bağ enerjisi 9,42 eV iken, iyonik bağ enerjisinin 1,41 ev olarak hesaplanır. Bu bağ enerjileri, bağlanmanın yaklaşık %90 kovalent olmasıyla tutarlıdır. Bu yüksek kovalent özellik, bor karbürle ilişkili aşırı sertlik ve elastikiyet modülünü açıklamaktadır. Bor karbürün yüksek sertliğine rağmen, yüksek bağlama mukavemeti, düşük koordinasyon sayısı (temel olarak kovalent bağlanma nedeniyle) ve kaplamalı

kayma sistemlerinin olmaması, yer değiştirme hareketine karşı dirence katkıda bulunarak kolay kırılan mekanik davranış sergiler. Buna göre bor karbürün kırılma sertliği genellikle düşüktür (2,9-3,7 MPa). Sinterlenmiş bor karbür malzemelerin olası uygulamaları, makinede işleme/kesme ve su pskrtml kesme memelerinden yüksek performanslı hafif zırhlara kadar değişmektedir. Bor karbürün yapısında %19,8 oranında bor izotop ^{10}B bulunduğundan bor karbürün yüksek bir nötron emilim kesiti bulunmaktadır. Bu zellik, düşük kırılma direnci ve reaktivite ile birlikte, bor karbürü nükleer reaktör kontrol çubukları veya kalkan plakaları için kullanışlı bir malzeme haline getirir. Fosil yakıtların maliyetinin artmasıyla, nükleer reaktörlerin gc üretiminin giderek daha cazip hale geldiğini ve bunun da, bor karbür elemanlarına yönelik talebin artmasına yol açabileceğini belirtilmektedir (Greim ve Schwetz, 2006; Thvenot, 1990; Wiley, 2011).

3.3.1 Toz İmalatı

Bor karbür, genellikle borik asit ve grafit kullanılarak imal edilmekte olup borik asidin, bor okside termal dönüşümü gerçekleştikten sonra oluşur.



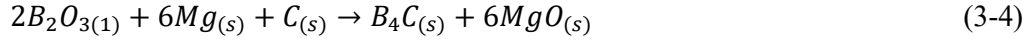
Burada (l), (g) ve (s) sırasıyla sıvı, gaz ve katı fazları ifade eder. Bu işlem oldukça endotermik olup, 1812 kJ/mol veya 9,1 kW/kg gerektirir ve normalde 1500-2500°C'de, bir elektrikli fırında gerçekleştirilir. S_iC için Acheson fırınlarına benzer şekilde, ark veya dirençli fırınlar kullanılmaktadır. Başlangıç malzemesi, kok veya grafit gibi borik oksit ve karbonun yakın bir kombinasyonudur. Aynı zamanda büyük miktarlarda 2,3 m³/kg karbon monoksit üretilip B₂O₃'n yüksek sıcaklıklarda buharlaşmasıyla bor kaybolabilir.

Bor oksidin buhar basıncı, daha yüksek sıcaklıklarda nispeten yüksek olduğundan, buhar fazı reaksiyonu dikkate alınmalıdır. Bir ortamdaki kısmi karbon monoksit basıncı dikkate alındığında, yukarıda belirtilen reaksiyonda yaklaşık 156°C sıcaklıkta negatif bir Gibbs enerji değişimi sergiler. CO ürünü fırından sürekli çıkarılmadığı sürece, reaksiyonu makul bir hızda ilerletmek için bundan çok daha yüksek bir sıcaklık gereklidir; yukarıda bahsedildiği gibi, genellikle, işlem sırasında ortaya çıkan çok

büyük miktardaki CO gazı nedeniyle bor karbür tozunu sentezlemek için 2000°C'den fazla bir sıcaklık gereklidir. Reaktant bor oksit (B₂O₃), ısıtma işlemi boyunca faz değiştirir, yaklaşık 452°C'de erir. Bor oksit, indirgeyici ortamlarda yaklaşık 1227°C sıcaklığın üzerinde uçucu bir suboksit (gaz fazı) B₂O₂ üretir. B₂O₂, yaklaşık 1860°C'de kaynar. Uçucu B₂O₂, bor karbürlerini sentezlemek için gaz-katı bir mekanizması sunar.



Bor karbürün oluşumu büyük ölçüde, reaktan bor oksidin katıdan sıvıya ve sonra B₂O₂(g) gibi gaz halindeki bor okside faz değişimine ve faz değişiminin meydana geldiği hız üzerinde ısıtma hızının ve son sıcaklığın etkisine bağlıdır. Aynı zamanda, bor karbür tozları, alternatif bir imalat tekniği olarak, 1000–1800°C sıcaklıkta karbon varlığında borik oksidin magnezyotermik indirgemeleri yoluyla doğrudan imal edilebilir. MgO ve reaksiyona girmemiş Mg, asit (H₂SO₄) yıkama yöntemiyle giderilmektedir (Thévenot, 1990).

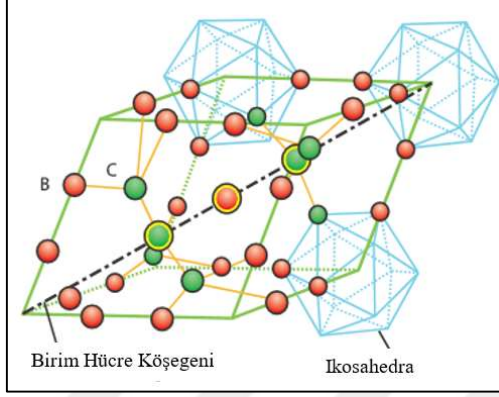


Bu reaksiyon, son derece ekzotermiktir. Bu, ya doğrudan tutuşma noktasında (termit işlemi) ya da hidrojen altındaki bir karbon tüp fırınında gerçekleştirilmektedir. Ürün, 1800°C sıcaklıkta vakum altında ısıtılarak daha da saflaştırılabilir. MgO, bir partikül büyüme inhibitörü olarak hareket ettiğinden, 0,1-1,5 µm uzunluğunda ultra ince bor karbür partikülleri elde edilir (Cho ve Speyer, 2005),

3.3.2 Kristal Yapı

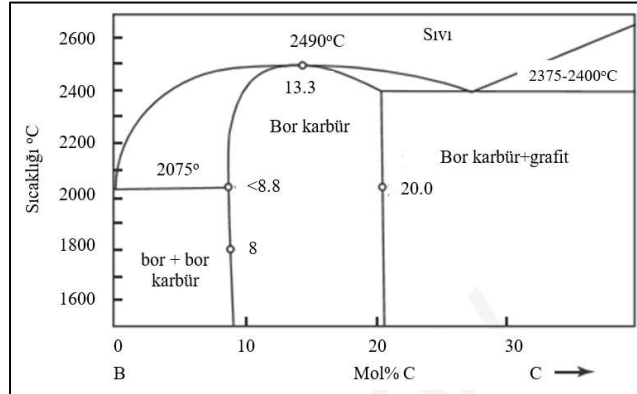
Birim hücre, eşkenar dörtgenin c ekseni boyunca uzanan, ikosahedron arası üç atom zinciriyle birbirine bağlanan, köşelerde sekiz adet ikosahedron oluşturan 15 atom içerir (altıgen birim hücre yorumu için). Emin, stokiyometrik B₄C yapısının en iyi şekilde, çapraz gövdeli bir C-B-C ikosahedronlar arası zinciri ile bağlanan B₁₁C ikosahedrona sahip olarak tanımlandığını belirtmiştir.

Şekil 3-1 (Cho ve Speyer, 2005; Thévenot, 1990)'de bor karbür birim hücresinin bir çizimi yer almaktadır.



Şekil 3-1. B_4C 'nin Rombohedral birim hücre yapısı

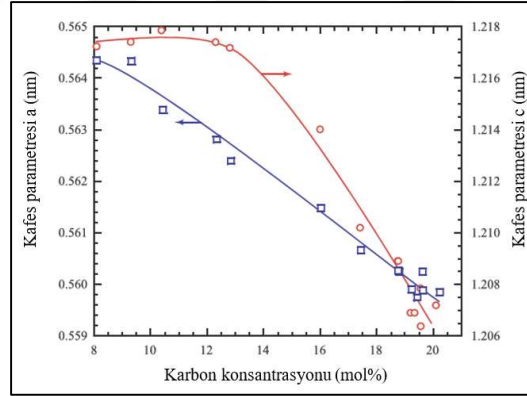
Bor karbürün, bileşim aralığı içinde %8,8 ila %20 karbon veya $B_{10,4}C$ ila B_4C arasında katı bir çözelti olarak mevcut olduğu unutulmamalıdır (Skorokhod vd., 1996). Emin, bu bileşim aralığının, ikosahedron veya ikosahedronlar arası zincir kafes bölgelerinde karbon atomları ve bor atomlarının değişimi ile açıklandığını öne sürmüştür. %20'yi aşan bir karbon içeriği, B_4C ve serbest grafit oluşumuna yol açar (şekil 3-2). Bir stokiyometrik bileşim nedeniyle karbon içeriği azaltıldığında, karbon atomlarının yerini bor atomlarının aldığı, bor bakımından zengin bor karbür oluşur. Bileşim giderek bor bakımından zenginleştikçe, ikosahedral zincirlerdeki karbon atomlarından birinin yerini bor alır ve bu da C-B-B zincirlerinin oluşmasına yol açmaktadır.



Şekil 3-2. B-C faz diyagramı

%13,3 mol C'den ($B_{13}C_2$) daha az olan bileşimlerde C-B-B zincirleri kalır, ancak $B_{11}C$ ikosahedronu, B_{12} yapılarına dönüşür (Schwetz ve Vogt, 1980). Bileşimle birlikte yapıda meydana gelen bu değişiklikler, kafes parametrelerinde ve birim hücre hacminde bir değişikliğe neden olur. Karbon konsantrasyonu arttıkça kafes parametresi doğrusal olarak azalır. İlginç şekilde, altıgen c kafes parametresi de artan karbon içeriğiyle birlikte azalır, ancak yukarıda belirtilen $B_{12} \rightarrow B_{11}C$ dönüşümüne karşılık gelen %13,3 mol C'deki eğimde bir değişiklik göstermektedir (Lee ve Speyer, 2010). Artan karbon içeriğiyle azalan kafes parametreleri, birim hücre hacminde doğrusal bir azalmaya yol açar.

Sonuç olarak, bor karbürün teorik yoğunluğu, karbon içeriğinin doğrusal fonksiyonu olarak, $2,465 \text{ g/cm}^3$ 'ten ($B_{10,4}C$ için) $2,52 \text{ g/cm}^3$ 'e (B_4C için) yükselir (Skorokhod vd., 1996). Şekil 3-3'de, (a) ve (c) kafes parametrelerinin davranışını bor karbür içeriğinin bir fonksiyonu olarak gösteren bir grafik verilmiştir.



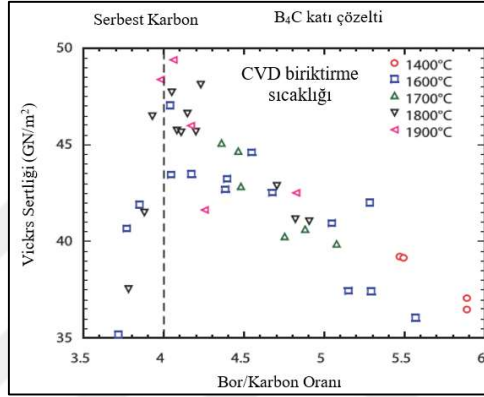
Şekil 3-3. Bileşimin B_4C a ve c kafes parametreleri üzerindeki etkisi

3.3.3 Bor Karbür Özellikleri

Bor karbürün teorik yoğunluğu, katı çözeltilinin homojenlik aralığı içinde karbon içeriği ile doğrusal olarak artar. İlişki aşağıdaki denklemde atomik $\%8,8 \leq [C] \leq 20,0$ aralığında tanımlanabilir.

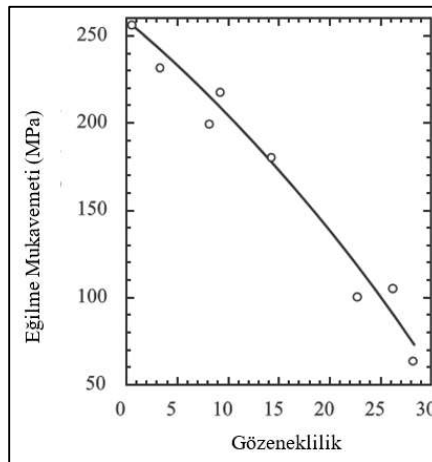
$$\rho \left(\frac{g}{cm^3} \right) = 2,422 + 0,0048([C]at. \%) \quad (3-5)$$

Stokiyometrik B₄C için ölçülen yoğunluk 2,52 g/cm³'tür. Bor karbür bilinen en sert üçüncü malzemedir ancak gerçek sertlik değerleri dağınık olduğundan karşılaştırma yapmak oldukça güçtür (Cho ve Speyer, 2005). Niihara vd. stokiyometrik bileşimde maksimum sertlik ve iz kırığı tokluğunu tespit etmiştir (Şekil 3-4). Artan bor içeriği ile bu değerlerin azalması, bor ikamesinin bağlanma mukavemetinde bir azalmaya neden olduğuna işaret eder (Niihara vd., 1984).



Şekil 3-4. Bileşimin bor karbür sertliğine etkisi

Homojenlik bölgesi içindeki karbon içeriği ile eğilme mukavemeti artar. Homojenlik bölgesinin ötesinde, serbest grafit mukavemeti azalır. Bu nedenle, sıcak preslenmiş bor karbürdeki serbest karbonu ortadan kaldırmak için genellikle küçük miktarlarda bor eklenir (Champagne ve Angers, 1979). Gözenekliliğin (Şekil 3-5'de görüldüğü gibi) ve tane boyutunun artmasıyla eğilme mukavemeti azalır.



Şekil 3-5. Gözenekliliğe bağlı olarak bor karbürlerin eğilme mukavemeti

Bor karbür; alümina, silisyum karbür ve elmas benzeri metalik olmayan önemli sert malzemeler grubuna aittir. İlk olarak neredeyse bir asır önce Joly tarafından 1883 yılında sentezlenmiş olmasına rağmen, B₄C formülü 1934 yılında atandı. Bugün, B_{4,3}C ila B_{10,4}C arasında bir homojenlik aralığı oluşturulmuştur. Ticari bor karbür bileşimi tipik olarak, yüksek karbon tarafında stokiyometrik sınır olan 4:1 oranındaki bor: karbon stokiyometrisine yakındır. Bor karbür son derece sert bir malzemedir, sertlik açısından sadece elmas ve kübik bor nitrürden daha düşük kalitededir. Ayrıca, yüksek erime noktasına, yüksek mekanik mukavemetine, düşük yoğunluk ile birleşmiş halde, yüksek nötron kesitine sahiptir ve bir yarı iletkenidir (Cho ve Speyer, 2005; Greim ve Schwetz, 2006). Tablo 3-5, çeşitli B₄C seramiklerinin mekanik özelliklerini göstermektedir (Sharifi vd., 2011).

Tablo 3-5. Bor karbürün bazı fiziksel ve mekanik özellikleri

B ₄ C'nin Özellikleri			
Birleşim	(B ₄ C)	Yoğunluk	2,52 (g/cm ³)
Moleküler Ağırlık	55,26	Kristal yapı	Rhombohedral
Renk	Siyah	Erime noktası	2450°C
Sıkıştırma Mukavemeti	2750 (MPa)	Elektriksel iletkenlik	140 (Ω ⁻¹ m ⁻¹)
Sertlik	27,4-34,3 (GPa)	Uzay grubu	R3m
Young modülü	290-450 (GPa)	Kafes parametreleri	a ⁰ =0,55991, c ⁰ =1,20740 (nm)
Poisson katsayısı	0,18	Birim hücre hacmi	3,27809 (nm ³)

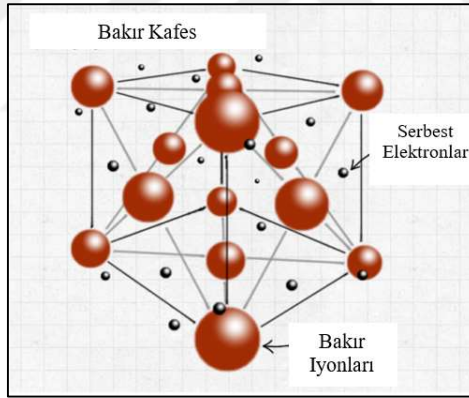
3.4 Bakır

Bakır, insanoğlu tarafından kullanılan en eski metaldir. Kullanımı, tarih öncesi dönemlere dayanmaktadır. Bakır, 10.000 yıldan uzun süredir çıkarılırken, günümüzde Irak'ta tarihi M.Ö. 8700 yılına dayanan bakır bir kolye ucu bulundu. Bakır, M.Ö. 5000 yılına kadar basit bakır oksitlerden eritiliyordu. Bakır; kuprit, malakit, azurit, kalkopirit ve bornit gibi minerallerde ve doğal bir metal olarak bulunur. Aynı zamanda genelde gümüş üretiminin bir yan ürünüdür. Sülfürler, oksitler ve karbonatlar en önemli cevherlerdir (J. R. Davis, 2001).

Günümüzde bakır ve bakır alaşımları, üretim ve tüketimde sadece demir/çelik ve alüminyumdan sonra üçüncü sırada yer alarak halen en önemli ticari metal

gruplarından biri olmaya devam etmektedir. Bakır ve alaşımları, ısıl ve elektriksel iletkenlikleri, plastisite, yumuşaklıkları ve şekillendirilebilirlikleri sayesinde oldukça geniş uygulamalarda kullanım alanı bulmuştur. Ancak saf haldeki bakırın mukavemeti, aşınma ve yorulma direnci düşüktür; bu nedenle, elektrik anahtarlarının kontak terminalleri ve kayan yüzeyler gibi yüksek kaliteli uygulamalar için uygun değildir (Cartigueyen ve Mahadevan, 2015).

Bakır, yüzey merkezli kübik kafes yapısına sahip, (YMK, Şekil 3-6) polimorf olmayan bir metaldir. Saf bakırın kırmızımsı bir rengi olup çinko ilavesiyle sarı, nikel ilavesiyle gümüş rengi üretir. Erime noktası 1083°C, yoğunluğu ise 8,9g/cm³'tür ve bu da onu alüminyumdan üç kat daha ağır yapar. Bakırın termal ve elektrik iletkenliği 391 W/m.K olup gümüşe göre daha düşüktür, ancak alüminyuma kıyasla 1,5 kat daha fazladır (Saravanakumar vd., 2016).



Şekil 3-6. YMK kafesi

Diğer metallerin değerlendirilmesi ve elektrik iletkenlik alaşımlarının karakterizasyonu için saf bakırın elektrik iletkenliği, temel bir değer olarak kullanılmaktadır. Bakır iletkenlik standardı (IASC) 58 Mss⁻¹ olarak belirlenmiştir. Saf metal alaşımlama, iletkenliğini azaltır. Bakır ürünün kullanılabilmesi için öncelikle bir çok aşamadan geçirilmesi gerekir. Geri dönüştürüldüğünde, bazı aşamalardan tekrar tekrar geçebilir. Bakır, çoğunlukla doğada saf metal haliyle bulunmaktadır. Bakır, oksijen, kükürt veya diğer elementlerin bulunduğu bakırın kimyasal bileşiğinin olduğu maden cevherlerinden metalürjik olarak üretilmektedir.

- Kalkopirite bulunan bakır içeriği yaklaşık %34,5'tir,
- Azurit ve malakit, alkali bakır karbonatlardır,
- Kuprit, bakıroksittir (Konečná ve Fintová, 2012).

Bakır, günümüzdeki çok yönlü mühendislik malzemelerinden biridir. Mukavemet, iletkenlik, korozyon direnci, işlenebilirlik ve süneklik gibi fiziksel özelliklerin bir araya gelmesi, bakırın çok çeşitli uygulamalar için uygun olmasını sağlar. Bakır, mükemmel elektrik ve ısı iletkenliği sayesinde birçok mühendislik uygulamalarında en yaygın kullanılan yapısal ve işlevsel metallere biridir. İyi süneklige sahip olduğundan ve korozyona ve oksitlenmeye karşı oldukça dayanıklı olduğundan bakır, elektrik ve elektronik endüstrisi için vazgeçilmez bir metaldir. Yüksek elektrik ve termal iletkenlikler, uygun mukavemet ve süneklik kombinasyonları, üretim kolaylığı (işlenebilirlik, dökülebilirlik, kaynaklanabilirlik ve birleşme özellikleri), estetik çekicilik ve metalin, çoğunlukla belirli bir amaç için tasarlanmış özelliklerle, yüzlerce kullanışlı alaşım oluşturma yeteneği, bakır kullanımını tetikleyen özelliklerin arasında yer almaktadır (J. R. Davis, 2001).

3.4.1 Bakırın Özellikleri

Bakırın en önemli özellikleri sert, sünek ve dövülebilir bir malzeme olmasıdır. Bu özellikler bakırın boru şekillendirme, tel çekme, bükme ve çekme için son derece uygun olmasını sağlar. Bakır ve alaşımlarının sergilediği diğer temel özellikler şunlardır (J. R. Davis, 2001):

- Mükemmel ısı iletkenlik
- Mükemmel elektrik iletkenliği
- Yüksek korozyon direnci
- Yüksek biyolojik kirlenme direnci
- İyi işlenebilirlik
- Üretim kolaylığı

Bakır, dondurucu soğuklarda mekanik ve elektriksel özelliklerini korur. Bakırın manyetik olmayan özellikleri Tablo 3-6 (Aydın vd., 2013)'de verilmiştir.

Tablo 3-6. Bakırın özellikleri

Sembol	Bakır, Cu	Atom numarası	29
Yoğunluk (RT)	8,96 g/cm ³	Sıvı yoğunluğu	8,02 g/cm ³
Erime noktası	1084,6°C	Termal iletkenlik	401 W/mK
Kaynama noktası	2562°C	Young modülü	110-128 GPa
Poisson katsayısı	0,34	Kristal yapısı	Yüzey merkezli kübik
Termal Genleşme	16,5 µm/ mK	Elektrik yalıtımı	16,78 n.Ω.m

3.4.1.1 Uygulamalar

Bakır ve bakır alaşımları, inanılmaz derecede geniş bir uygulama çeşitliliğinde kullanılabilir. Bakırın bazı kullanım alanları şunlardır:

- Enerji nakil hatları,
- Mimari uygulamalar,
- Yemek pişirme gereçleri,
- Bujiler,
- Elektrik tesisatları, kablolar ve elektrik gücü dağıtım hatları,
- Yüksek iletkenliğe sahip kablolar,
- Elektrotlar,
- Eşanjörler,
- Soğutma boruları,
- Su tesisatları,
- Su soğutmalı bakır potalar,

Ayrıca, pirinç ve bronz gibi bakır alaşımları için çok daha fazla uygulama bulunmaktadır.

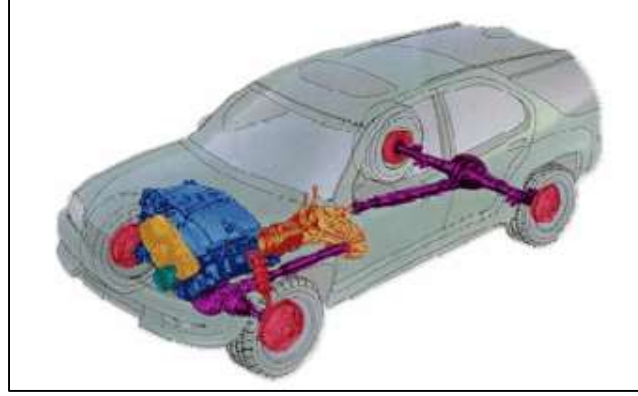
3.5 Toz Metalürjisi (TM)

Metal-seramik ve metal-metal üretimi için en yaygın kullanılan yöntem toz metalürjisidir. Hızlı katılaşma teknolojisinin gelişmesiyle, matris ingot; başlangıç karışımlarından başlamak yerine, önceden dağıtılmış toz formunda üretilmektedir. Tozun seramik takviye partikülleri (veya filamanları) ile karıştırılmasından sonra

tamamen gazdan arındırıldığı, dövüldüğü ya da ekstrüde edildiği soğuk dengeli presleme yöntemi kullanılmaktadır. Bazı durumlarda, tamamen gazdan arındırma işleminden önce toz karışımının sıcak statik izostatik basınca maruz bırakılması gereklidir (Suresh ve Mortensen, 1993).

Monga'ya göre farklı metal işleme teknolojileri (T/M) en çeşitli üretim yaklaşımlarını sunmaktadır. T/M'nin cazip yönlerinden biri de ekonomik olarak yakın toleranslara sahip, yüksek kaliteli, karmaşık parçalar üretebilmesidir. Prensip olarak, T/M belirli boyut, şekil ve paketleme özelliklerine sahip bir mineral tozunu alır ve güçlü, ince, yüksek performanslı bir forma dönüştürür. Temel aşamalar, toz oluşmasını veya sıkıştırılmasını ve ardından partiküllerin sinterlenerek termal olarak bağlanmasını içerir. Bu işlemde, nispeten düşük enerji tüketimi, yüksek malzeme kullanımı ve düşük sermaye maliyeti ile otomasyon süreçleri etkin bir şekilde kullanılmaktadır. Bu özellikler, T/M yöntemini üretkenlik, enerji ve ham maddelerle ilgili mevcut endişelere karşı çok uygun hale getirir. Bunun sonucunda da bu alan genişlemekte ve geleneksel metal şekillendirme işlemlerinin yerini almaktadır. T/M, aynı zamanda çok çeşitli yeni malzemeler, ince yapılar ve özellikler sunabilen çok yönlü bir üretim yöntemidir. Bu da T/M için, korozyona dayanıklı bileşikler gibi birçok benzersiz çukurlu uygulamalar yaratır.

T/M uygulama alanları çok geniştir. Metal tozlar; tungsten lamba filamanları, diş restorasyonları, yağsız yataklar, şanzıman dişlileri, zırh delici balistik, elektrik kontakları, nükleer güç yakıt elemanları, ortopedik implantlar, iş makineleri, yüksek sıcaklık filtreleri, uçak ve fren balatalarının üretiminde kullanılmaktadır. Şarjlı bataryalar ve jet motoru parçaları da uygulama alanları arasındadır. Ayrıca, metal tozlar; boya pigmentleri, gözenekli beton, baskılı devre kartları, zenginleştirilmiş talaş, patlayıcı, kaynak elektrotları, roket yakıtları, baskı mürekkepleri, kaynak bileşikleri ve katalizörlerde de kullanılmaktadır. Kompozit malzemelerin yaygın olarak kullanıldığı alanların %75'ini oluşturan otomotiv sanayi, pazar lideri konumundadır. Amerikan otomobillerinde 16 kg'dan fazla, Avrupa otomobillerinde ortalama 7 kg, Japon otomobillerinde ise 5 kg T/M ile üretilen parça bulunmaktadır. Şekil 3-7 (Sağlam, 2008).



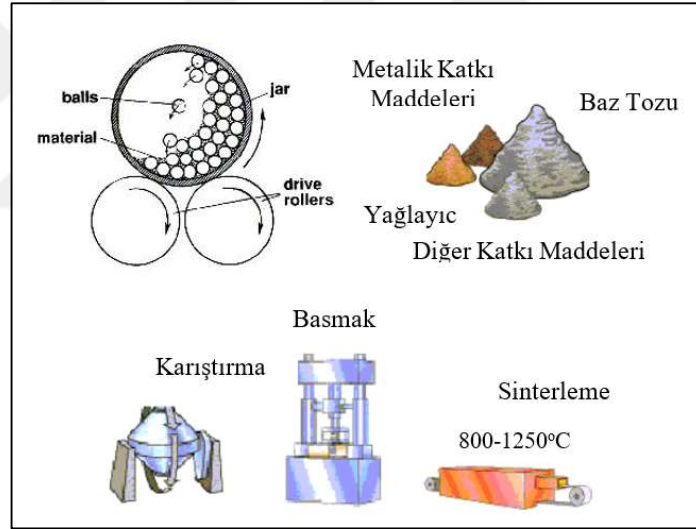
Şekil 3-7. T/M ile üretilen parçaların otomobil içinde dağılımı

Toz partiküllerinin yüksek enerjili bilyeli öğütme işleminden geçirilmesi, yeni alaşımlar ve 1970'lerde başarıyla tasarladığı alaşımları üretmek için endüstriyel bir süreç şeklinde bir malzeme montaj yöntemi olarak geliştirilmiştir. Metal toz işlemi, geleneksel yöntemlerle yapılamayan alaşımların ve sentezlerin hazırlanmasına olanak sağlar. Yüksek enerjili bilyeli öğütmede, değişim sonucunda farklı boyutlarda ve dolayısıyla farklı fiziksel özelliklere sahip çok çeşitli ince partiküller üretebileceğimiz bazı parametreler mevcuttur. Bu parametreler;

- Değirmen tipi
- Öğütme ortamı
- Öğütme yoğunluğu
- Bilye-Toz ağırlık oranı (Bpr)
- Öğütme süresi
- Öğütme sıcaklığıdır

Metal bileşikleri, ferro-alaşımlar, alüminyum, silikon, alüminyum-bakır vb. gibi gevrek malzemeler, bilyeli öğütmede mekanik olarak ezilir. Diğer yandan kolay kopmadıklarından ötürü birçok sünek metalde öğütme etkisiz kalmaktadır. Bunun yerine, soğuk sünek partiküller, daha büyük partiküller oluşturacak şekilde birbirlerine kaynaklanır. Öğütme, alüminyum ve MMK kompozit toz gibi sünek metallere metalik talaşlar üretmek için kullanılmaktadır. Bu durumda, yapışmayı ve soğuk kaynağı ortadan kaldırmak için bir yağlayıcı kullanılmaktadır (Sağlam, 2008). Süreksiz takviyeli MMK üretmek için en yaygın kullanılan yöntem, toz metalürjisidir

(TM) (Hunt, 2000). Yöntemin uygulamasına ilişkin grafik Şekil 3-8'de sunulmuştur. Buna göre matris ve takviye faz tozları istenilen şekilde karıştırılıp şekillendirilmektedir. Daha sonra kalıba basılarak tozlar stabil hale getirilir. Preslenmiş tozlara uygulanan, erime noktasının yeterince altında bir sıcaklıkta yapılan ısıl işlem, katı faz difüzyonuna olanak sağlayarak toz stabilizasyonunu daha kolay çalışmasını sağlamaktadır. Bir diğer seçenek de tozları karıştırdıktan sonra sıcak presin doğrudan uygulanmasıdır. Matris fazı olarak bakır, nikel, alüminyum, kobalt, titanyum, molibden ve çelik alaşımları yaygın olarak kullanılmaktadır. SiC, grafit, Ni, Ti ve Mo partikül veya kısa lif olarak kullanılmaktadırlar. Eritme ve dökme işlemleri olmadığından bu yaklaşım diğer üretim yöntemlerine göre daha ucuzdur (Sağlam, 2008; Torralba vd., 2003).



Şekil 3-8. Toz Metalürji İşleminin Üretimi

3.5.1 Toz Karıştırma

Pek çok sektörde sıklıkla gerçekleştirilen işlem, tozların karıştırılmasıdır. Karıştırma makinasının temel amacı, daha az zaman ve enerji harcayarak homojen bir ürün elde etmektir. Düzensiz şekil ve hacimdeki tozları karıştırmak zorunda kaldığımızda, tozları karıştırmak güç hale gelmektedir. Tozların büyük bir kısmı yapışkan olsa da rutubetli bir ortama veya yüksek bir saklama sıcaklığına maruz kaldığında topaklanma kendiliğinden meydana gelmektedir. Karıştırma özelliği esas olarak tozun akış davranışından etkilenmektedir. Tozların (özellikle farklı yoğunluklardaki tozların)

karıştırılması, tozların yukarı ve küçük partiküllerin aşağı doğru daha fazla hareket etmesine neden olabilir. Moleküller arasındaki fiziksel ve kimyasal etkileşimler, toz karıştırma mekanizmasının temelini oluşturmaktadır. Karıştırma düzensizliklerinin maksimum aralığını, toz formunda fark oluşturur. Partikül boyutu, yoğunluğu, şekli ve esnekliği ile ilgili farklardan dolayı sorumlu partikül izole edilmektedir. Tozun özelliklerindeki farklılık, karıştırma veya mekanik vibrasyona yol açmaz. Karıştırma cihazı genellikle karıştırılacak malzemeye göre seçilmektedir. V-şeklinde olan karışımlar, endüstriyel toz karıştırma uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Diğer toz karıştırıcıları ise, turbula karıştırıcı ve statik karıştırıcıdır. Turbula karıştırıcı, toz karışımında iyi sonuçlar vermektedir. Farklı ağırlıklarda ve farklı partikül boyutlarında homojen bir toz karışımı elde etmek için turbula karıştırıcı kullanılmaktadır. Turbula karıştırıcıda karışım, Schatz'ın geometrik teorisine göre, dönme, çevirme ve yansıma yöntemiyle elde edilir (Meher, 2015; Bauman vd., 2008). Resim 3-1'de toz karıştırma makinesinin bir görüntüsü verilmektedir.



Resim 3-1. Metal tozu karıştırma ve karıştırma

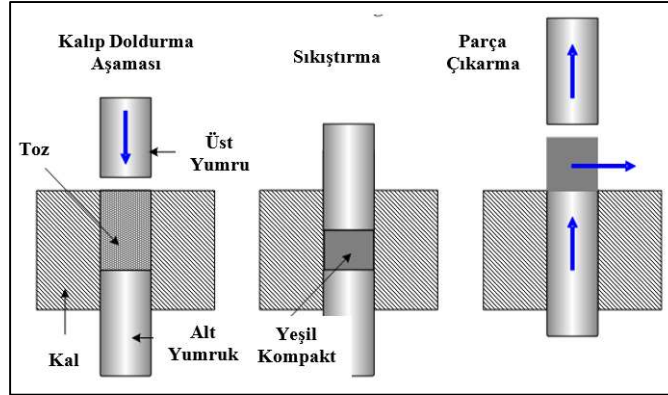
3.5.2 Toz Sıkıştırma

Yüksek yoğunluklu ürünün elde edilebilmesi için, harmanlanmış metal tozuna sağlam bir kalıpla yüksek basınç uygulanmaktadır. Bu işlemde, tek kalıp preslemede üstten ve çift kalıp preslemede ise hem üstten hem de alttan dik olarak hareket eden zimbalar kalıba yüksek basınç uygulamaktadır. Yüksek basınç uygulaması altında toz partikülleri birbirine sıkışıp birbirine kenetlenir. Numune kalıptan çıkartıldıktan sonra,

zarar görmeden daha fazla çalışılmasına yardımcı olan, “yeşil mukavemet” olarak da adlandırılan yeterli mukavemet gelişir. Sıkıştırma işleminden önce, iş takımının aşınmasını azaltmak ve sıkıştırma işlemini kolaylaştırmak için toza bir yağlayıcı eklenip karıştırılır. Hem teknik hem de ekonomik nedenlerden ötürü, mümkün olan en düşük basınçta mümkün olan en yüksek kompakt yoğunluğu elde etmek en çok tercih edilen yöntemdir. Çoğu sıkıştırma işlemi, mekanik presler ve rijit aletlerle yapılırken, hidrolik ve pnömatik presler kullanılır. Tozlar, sıvı gibi akamaz; eşitlik sağlanana ve karşı kuvvet oluşturulana kadar pres uygulanır. Bu karşı kuvvet, partiküller ve kalıp yüzeyi arasındaki sürtünme ile düşük zımba direncinin bir araya gelmesiyle oluşur (Meher, 2015). Farklı türlerde toz sıkıştırma işlemleri mevcuttur.

1. Silindirik bir kalıp içerisinde toz sıkıştırma,
2. İzostatik toz sıkıştırma,

Şekil 3-9’da, kalıplara istenen şekli vermek için yüksek basınç uygulanmak suretiyle yapılan sıkıştırma işlemi yer almaktadır.



Şekil 3-9. Sıkıştırma işlemi

3.5.3 Sinterleme

Sinterleme işleminde, sıkıştırılmış metal tozu bir fırında kontrollü bir ortamda ısıtılarak erime noktasının altındaki bir sıcaklıkta tutarlı bir katıya dönüştürülür. Sinterleme sırasında partikül-partikül difüzyonu oluşur ve partiküller gözenekli bir malzemenin mekanik mukavemet kazanmasına yol açan bir taşıma mekanizmasıyla birbirine bağlanır. Kompozitlerin sinterlenmesi, çeşitli parametrelere bağlıdır. Bunlar;

- Sinterleme sıcaklığı ve süresi, sıkıştırılmış tozun yoğunluğu,
- Sinterleme fırının koruyucu ortamı,
- Toz partiküllerinin geometric yapısı,
- Toz karışımının birleştirilmesi,

Sinterleme sıcaklığı ne kadar yüksekse, toz partikülleri arasında istenen bağlantıyı sağlamak için o kadar az süre gerekir. Sinterleme sıcaklığı ve süresi, sıkıştırılmış toz malzemesine bağlıdır. Sıkıştırma sırasında plastik deformasyonun neden olduğu toz partiküllerinin ve kristal kafeslerin dağılımıyla sıkıştırılmış tozun yoğunluğu artar. Oksit ve diğer kirleticiler, difüzyon kaynağını ve yeterli özellik gelişimini engellediğinden, metallerin çoğunun oksidasyona karşı korunması gerekir.

İndirgeyici bir atmosfer yalnızca oksidasyona karşı koruma sağlamakla kalmaz, aynı zamanda var olan oksidi de azaltabilir. Özel bir sinterleme koşulunda toz, kaba partiküllerden daha hızlı sinterlenen ince partiküllerden oluşur. Bununla birlikte, partiküller arası sürtünme nedeniyle ince tozun sıkıştırılması daha zordur. Toz partikül boyutunun optimizasyonu, daha fazla yoğunluğa ulaşmak için gereklidir.

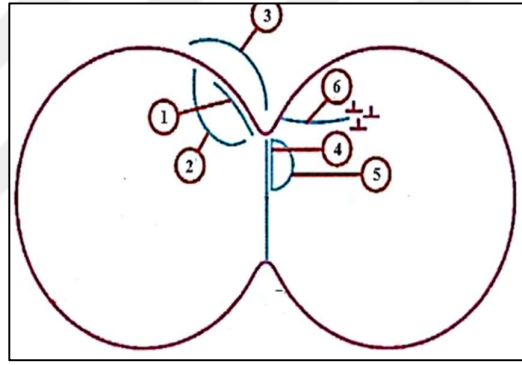
Sinterlemenin ilk aşaması, partiküller arası boyunun hızlı büyümesi ile karakterizedir. Ara aşamada, gözenek yapısı pürüzsüz hale gelir ve birbirine bağlı silindirik bir yapıya sahiptir. Daha sonra olası gözenek izolasyonu ve sinterleme hızının yavaşlamasıyla tane boyutu büyür. Sinterlemenin son aşamasında, silindirik gözenekler kararsız hale gelir ve küresel gözeneklere çöker ve yavaş yoğunlaşma meydana gelir (Meher, 2015).

Başlangıç Aşamasındaki Boyun Oluşumu: Sinterlemede başlıca sorunlar, ısı ve kütle taşınımıdır. Sinterleme aşaması sırasında kütle taşınımını hızlandırmak için, mümkün olan en yüksek sıcaklıklara ulaşmak ve bu sıcaklıklarda çalışmaya devam etmek mümkündür. Araştırmalar nedeniyle sinterleme sırasında atomlar arasındaki kütle taşınımının 6 bölgeden oluştuğu belirtilmiştir (Şekil 3-10). Bu bölgeler şunlardır;

- Yüzey difüzyonu
- Yüzeyden kafese difüzyon
- Buhar konveksiyonu

- Temas noktasından difüzyon
- Temas noktasından kafese difüzyon
- Plastik akış bölgeleri.

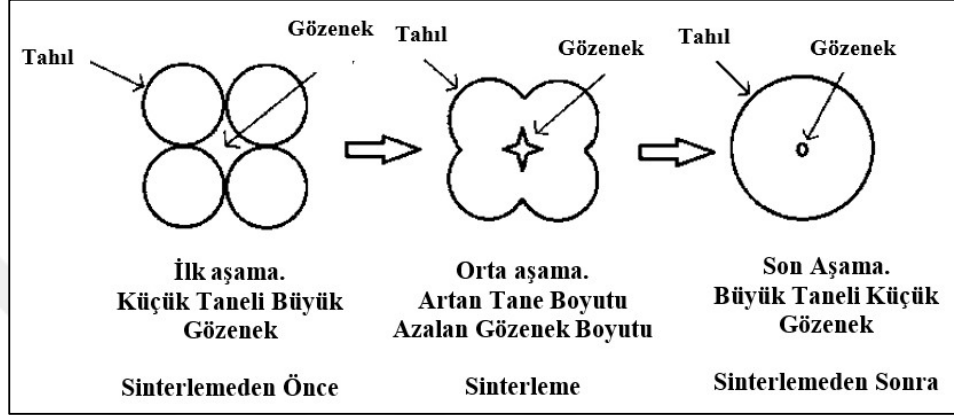
Boyun oluşumu, 1; 2 ve 3 numaralı bölgelerde yoğunlaşma olmaksızın meydana gelir. Temas noktası difüzyonu (4) ve temas noktasından kafese doğru ilerleyen difüzyon (5) sinterleme işlemi boyunca meydana gelen en önemli yoğunlaşma mekanizmalarıdır. Resimde 6 ile gösterilen bölge, metallerin sinterlenmesinde genellikle etkilidir ve yer değiştirme hareketi sonucu meydana gelen plastik akış boyun oluşumu ve yoğunlaşmanın oluşmasına neden olur (Wiley, 2011).



Şekil 3-10. Sinterleme sırasında taneler arasında oluşan mekanizmalar

Sinterleme aşaması: sinterlemede temel olarak partikül veya tozlar arasındaki boşlukların difüzyon, basınç ve ısı etkisiyle ortadan kaldırılması amaçlanmaktadır. Sinterleme işlemi, üç aşamadan oluşmaktadır. İlk aşama olarak, sinterlemeöncesinde taneler birbiriyle temas halinde olup tane sınır alanları artmış ve bu temas sonucunda taneler birleşmeye başlamıştır. Bu aşamada taneler, sinterleme sonucu oluşan birleşmiş tanelerden daha küçüktür. Ancak, gözenek boyutları ise sinterleme işleminden önce daha büyüktür. Bu durum, nitrojen (N_2) gazını emecek tozun yüzey alanlarının sinterleme işleminden önce daha geniş olmasıyla açıklanabilir. İkinci aşamada ise bitişik taneler arasında boyunlar oluşur. Çok sayıda küçük tanecik yerine, sadece birkaç büyük tanecik mevcuttur. Gözenekler, sinterleme öncesindeki gözeneklerden daha küçüktür. Ancak, tanelerin birleşmesi tamamlanmamıştır. Bu aşamada taneler büyümeye devam etmiştir. Bu nedenle, bu aşamaya ara aşama denir. Ara aşamada tozun yüzey alanının, sinterleme öncesindeki yüzey alanından daha

küçük olduğu anlamına gelmektedir. Son aşamada birleşme işlemi tamamlanmıştır. Taneler, kalsine edilmiş porselenden yapılmış olanlardan daha büyüktür. Küçük gözenekler oluşur. Yüzey alanı azaltılmıştır. Diğer iki fazın yüzey alanından daha küçüktür, Şekil 3-11 (Aytimur vd., 2014).



Şekil 3-11. Sinterleme işlemi aşaması

3.5.3.1 Sinterleme türleri

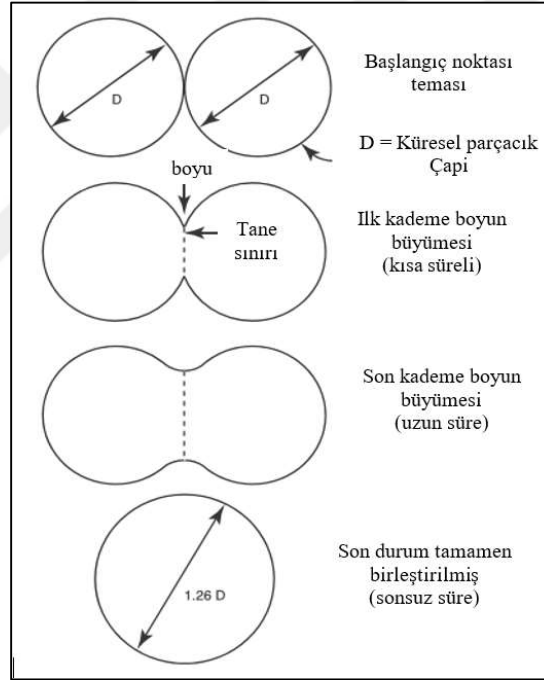
Katı, sıvı ve basınç destekli olmak üzere üç kategoriye ayrılan sinterleme işlemi, malzemenin cinsine, numunenin şekline ve numunenin boyutuna göre değişmektedir.

3.5.3.1.1 Katı faz sinterleme

Katı fazlı sinterleme, metal partiküllerin/tozların sinterleme için gereken sıcaklıkta ve katı halde yoğunlaşmasıdır. Isıtılan partiküllerin/tozların kendi aralarında bağ kurması sağlanır. Taneler büyür. Büyümenin etkisiyle, tane sınırlarının ve serbest yüzeylerin küçülür yüzey enerjisinde bir azalmaya yol açar. Hacim korunur ve yüzey enerjisi en aza indirilir. Bu, partikülün veya tozun son şeklini belirler. Partiküllerin üzerindeki temas noktaları genişler ve partiküller birleşir. Sürenin sonunda partiküller birleşerek tek bir büyük partikülü oluştururlar.

Şekil 3-12 iki kürenin sinterleme aşamalarını göstermektedir. Şekilde, uzun süreli sinterleme işlemine tabi tutulan kürelerin tamamen bir araya geldiği ve bunun sonucunda tek bir kürenin çapının 1,26 katına ulaştığı görülmektedir. Sinterleme

sonucunda yoğunluğu ve dayanımı artırılmış, gözenekleri küçültülmüş yapılar elde edilir. Bununla birlikte, sinterleme işlemi sırasında boşluklar üç farklı şekilde etkileşime girebilir. Bunlardan birincisinde, boşluklar tane sınırında kalır ve birleşerek tanelerin büyümesini önleyebilir, böylece yoğunlaşma meydana gelmez. İkinci etkileşimde boşluklar, tane oluşumunu yavaşlatabilen, hareket eden tane sınırlarıyla sürüklenir. Üçüncüsünde, tane sınırlarının boşluklardan ayrılma olasılığı bulunmaktadır. Bu nedenle, sinterleme sıcaklığı, tüm süreçler boyunca hassas bir şekilde ayarlanmalıdır. Ayrıca, partiküllerin/tozların ham yoğunluğu da değerlendirilebilir (Kang, 2010).

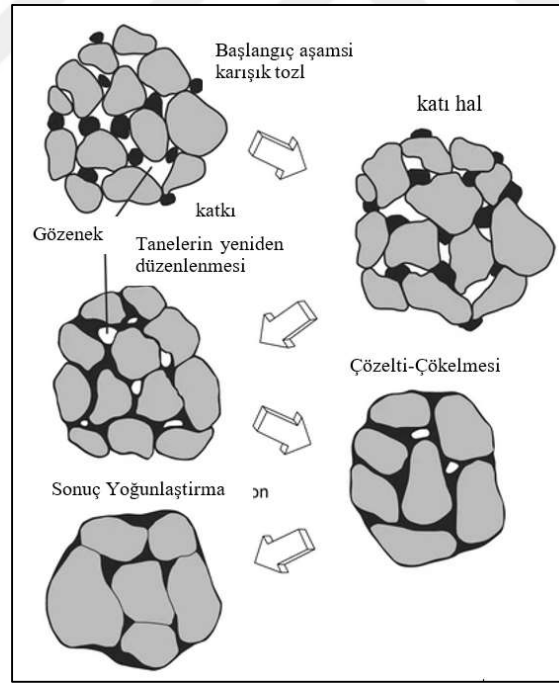


Şekil 3-12. İki küre sinterleme modeli.

3.5.3.1.2 Sıvı faz sinterleme

Sıvı faz sinterleme eski zamanlardan beri uygulanmasına rağmen, ilk olarak 1920'lerde geliştirilmiş ve şimdi çok çeşitli malzemelerin üretiminde kullanılmaktadır. Bu işlem, dış porseleni, seramik karbür kesme takımları ve otomobil piston çubukları dahil olmak üzere pek çok malzemenin üretiminde kullanılmaktadır. Katı faz sinterleme sırasında karşılaşılan tane büyümesi nedeniyle yoğunluğu yüksek malzemelerin yoğunlaştırma işleminde meydana gelen yavaşlamadan dolayı elde

edilmesindeki zorluk, sıvı faz sinterlemesini gerekli kılmıştır. Geniş bir aralıkta eriyen katı çözeltiler ve kompozit malzemelere uygulanan sıvı faz sinterlemesinde, katı partiküller sıvı fazda kısmen çözülerek sıvının katı malzemenin ıslatmasına olanak sağlamaktadır. Kapılar kuvvet, ıslanma sonucu taneler arasında sıkışan sıvının bir sonucu olarak oluşur ve bu kuvvet, taneleri birbirine bağlar. Katı malzemeler, sıcaklık arttıkça yumuşamaya başlar. Taneler, büyük boyutlu partiküllerin çökmesi sonucu oluşan katı eriyikten küçük boyutlu partiküllerin çökmesi ile büyür. İşlem sırasında tane büyümesinin yanı sıra geri kalan gözenekler de dolmaya devam eder. Böylece, katı malzeme daha iyi paketlenir ve kalan boşluklar sıvıyla daha iyi dolar. Nihai ürün, istenen özelliklerde bir kompozittir ve sıvı faz sinterleme ile daha etkin sinterleme elde edilir (Şekil 3-11). Bu yöntemle, hızlı sinterleme işlemi düşük sinterleme sıcaklıklarında gerçekleşir. Sıvının bütün yapıda meydana gelen katı ve kılcal etki içerisindeki üstün hareketliliği bunun başlıca nedenleridir (German vd., 2009).



Şekil 3-13. Basınç destekli sinterleme

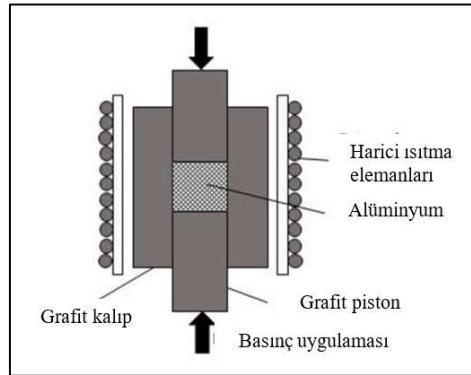
Basınç destekli sinterleme teknikleri hem katı hem de sıvı faz sinterlemesinin sonunda istenen yoğunluk değerlerine ulaşamaması nedeniyle uygulanmaya başlanmıştır. Basınç destekli sinterlemede malzemeye dışarıdan basınç uygulanır. Bu işlemin amacı dışarıdan uygulanan bu basınç sayesinde, tane büyüme hızını etkilemeksizin

yoğunlaştırma için itici gücü arttırmaktır. Bununla birlikte, basınç destekli sinterlemenin dezavantajı, üretim maliyetlerindeki yükseliştir. Bu yöntemler, genel olarak basınçsız sinterleme yöntemlerinden daha iyi sonuçlar vermekte olup, yeni malzemelerin araştırılması ve geliştirilmesinde kullanılmaktadır. Basınç destekli sinterleme, sıcak presleme, sıcak izostatik presleme ve kıvılcım plazma sinterleme gibi üç farklı yöntemle gerçekleştirilir (German vd., 2009).

3.5.3.2 Sinterleme tekniği

3.5.3.2.1 Sıcak presleme ile sinterleme (HP)

En yaygın sinterleme işlemi, metalürjik bir bağ oluşturmak üzere sıkıştırılmış metalin ısıtılmasını içeren geleneksel sinterlemedir (sıcak presleme ile sinterleme [HP]). Burada yeşil numune, metalürjik bütünlük oluşturmak için kontrollü bir atmosferde daha sonra yükseltilmiş bir sıcaklıkta ısıtılır. Sinterleme sıcaklığı, süresi, sinterleme ortamı ve ısıtma hızı, geleneksel sinterleme işleminin farklı kontrol parametreleridir. Geleneksel sinterleme işlemi, diğer sinterleme işlemlerine göre daha uzun sürer, ancak ekonomik teşviklerle birlikte değişmez bir işleme yöntemidir. İşleme sırasında malzemenin tane büyümesini kontrol etmek için farklı başlangıç toz partikül boyutları ve sıcaklıkları kullanılarak çeşitli girişimlerde bulunulmuştur (Raihanuzzaman vd., 2015). Geleneksel sinterleme malzemesinde, yüzey önce ısıtılır, sonra ısı içeri doğru ilerler. Bu nedenle, yüzeyden bileşenin içine doğru bir miktar sıcaklık değişimi mevcuttur (Meher, 2015; Oghbaei ve Mirzaee, 2010).



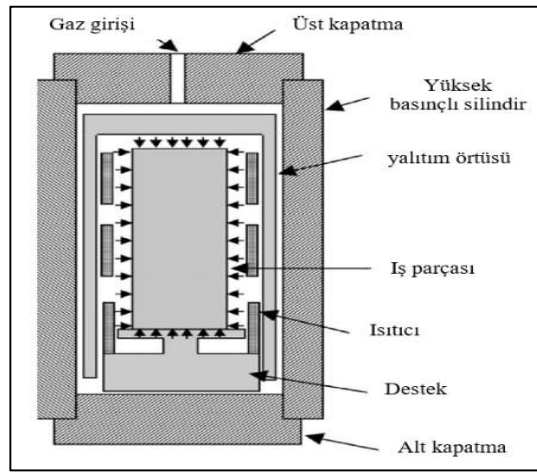
Şekil 3-14. Sıcak presleme ile sinterleme için şematik çizim

3.5.3.2.2 Sıcak izostatik presleme (SİP)

Sıcak izostatik presleme (SİP), yüksek yoğunluk elde etmek için malzemenin gaz basıncı kullanılarak sıkıştırıldığı bir termomekanik işlemdir. İzostatik basınçlandırma ile sıcak izostatik preslemede esnek kalıplar kullanılmaktadır. Birincil kontrol parametreleri basınç, sıcaklık ve süredir. Ticari uygulamalarda, sıcak izostatik presleme altı kategori altında toplanır.

Bunlar: metal tozunun sıkıştırılması, döküm parçalarda eş zamanlı ısıl işlem uygulanması, gözenekliliğin ortadan kaldırılması, sinterlenmiş metal parçaların yoğunlaştırma sorası, bileşenin neden olduğu sünme veya yorgunluğun yenilenmesi ve malzemelerin birleştirilmesidir. Sıcak izostatik presleme, çalışılacak parçaya izostatik basınç ve yüksek sıcaklığın aynı anda uygulanmasını içeren bir işlemdir. Sıkıştırılmış yapıya ısı ve basıncı taşımak için Ar ve N₂ gibi yüksek basınçlı gazlar kullanılır ve bu da yoğunlaştırmaya neden olur. SİP işlemi ile 2200°C'ye kadar sıcaklıklar ve 200 MPa'ya kadar basınçlar mümkündür.

Çalışılacak parça genellikle, seramik veya camdan mamul havası alınmış bir kapsül içine yerleştirilir. Tozun daha düşük sıcaklıkta daha yüksek yoğunlukta konsolide edilmesi, karmaşık şekilli numunelerin üretimi ve homojen yoğunluk elde edilmesi, SİP'nin geleneksel sinterlemeye göre elde ettiği başlıca avantajlar arasındadır (Loh ve Sia, 1992; Meher, 2015).

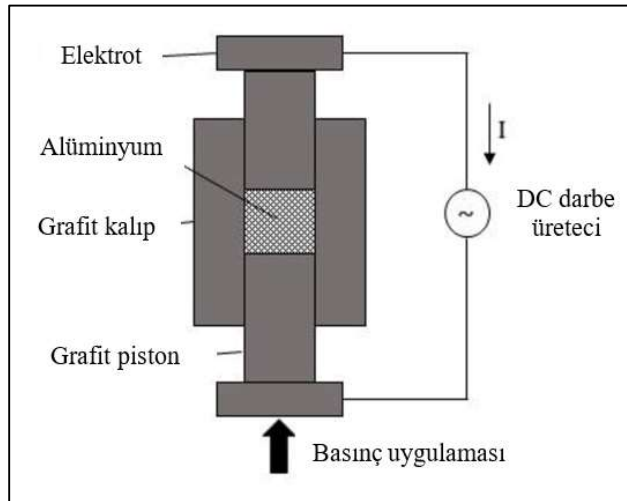


Şekil 3-15. Sıcak izostatik presleme için şematik çizim

3.5.3.3 Spark plazma sinterleme (SPS)

Spark plazma sinterleme (SPS), özellikle geleneksel sinterleme yöntemiyle sinterlenmesi zor olan her türlü malzemeyi yoğunlaştırmak için kullanılmaktadır. Daha hızlı ısıtma, kısa bekleme süresi ve darbeli DC voltajı, spark plazma sinterlemesinin en büyük avantajları arasında yer almaktadır. SPS’de, joule ısıtma dışında, darbeli DC ilk aşamada etkin bir şekilde boşalır. Burada, spark plazmasının ve darbe basıncının ürettiği yüksek sıcaklık toz partiküllerinin yüzeyindeki tüm safsızlıkları ortadan kaldırarak homojen sıcaklığın korunmasına yardımcı olur (Ghahremani vd., 2015b).

Spark plazmasında, grafit gibi iletken bir kalıbın sinterlenmesi kullanılır. Kalıp, dikey yönde 20 ila 100 MPa arasında değişen mekanik basınca tabi tutulmuş ve yüksek akımlı (0,5-40 KA) ve düşük voltajlı (4-20V) bir darbeli elektrik akımı kullanılır. Kalıbın dış duvarına odaklanan sinterleme sıcaklığını kontrol etmek için bir termokupl kullanılır. Geleneksel sinterleme ile karşılaştırıldığında, spark plazma sinterleme önemli ölçüde daha az süre ve sıcaklık gerektirir (Chuvildeev vd., 2015). Spark plazma sinterlemesinde, diğer sinterleme tekniklerine kıyasla seramik tozuna hızla ve nispeten daha düşük sıcaklıklarda sinterleme yapılabilir (Ghahremani vd., 2015a; Meher, 2015).



Şekil 3-16. Spark plazma sinterleme için şematik çizim

3.6 Difüzyon Kaynağı

3.6.1 Difüzyon Kaynağına (DK) Giriş

Kaynak, 1930 yılından beri kalıcı birleşimler oluşturmak için en yaygın kullanılan teknolojilerden biridir. Isı, basınç veya her ikisi uygulayarak metallerin metalürjik olarak birleştirilmesi işlemidir. Neredeyse her alanda çok önemli bir rol oynamaktadır. 20. yüzyılın ortalarında, iki (metalden metale) birleşme yüzeyi arasında bağlantı oluşturmak için sadece birkaç yöntem bulunmaktaydı. Daha sonra, 100'den fazla malzeme birleştirme tekniği geliştirildi. Son zamanlarda benzer veya farklı malzemelerin birleştirilmesinde farklı kaynak yöntemleri uygulanabilmektedir. Füzyon kaynağı, katı hal kaynağı ve radyant enerji kaynak yöntemleri, farklı malzemeler arasında heterojen bir bağ kurmak için en uygun seçimdir.

Bununla birlikte, bu birleştirme işlemleri sırasında, büyüklüğü kesinlikle kaynaklanacak ana malzemeye ve işlem değişkenlerine bağlı olan ve son birleştirmenin mekanik özellikleri üzerinde dikkate değer bir etkisi olan kusurlar meydana gelebilir. Bunu biraz daha açmak gerekirse, heterojen malzemeleri birleştirirken fiziksel, termal, mekanik ve kimyasal özelliklerdeki (yani erime noktalarındaki fark, termal genişleme, yoğunluk ve çevredeki gazlarla reaksiyon) farklılıklardan dolayı pek çok zorluk yaşanabilir ve aynı zamanda birleştirmeler arasında son kaynağın mekanik özelliklerini bozan metallerarası bileşiklerin (IMC'ler) oluşmasına da yol açabilir. Bu problemler, katı hal kaynak yöntemlerinden biri olan difüzyon kaynağı gibi özel kaynak teknikleri kullanılarak ortadan kaldırılabilir.

Moskova Teknoloji Enstitüsü'nde (MIT) bir profesör olan N. F. Kazakov, difüzyon kaynağını ilk olarak 1953 yılında keşfetti. Difüzyon kaynak teknolojisi, kaynak yapılması zor farklı malzeme kombinasyonlarının birleştirebilme özelliğiyle öne çıkmaktadır. Reaktif ve refrakter malzemelere son derece iyi kalitede kaynak yapılması ve baz metallerle neredeyse aynı mekanik özelliklerin korunması da avantajdır. Difüzyon kaynağı, araştırma alanında oldukça yeni bir teknolojidir. Uzay ve havacılık, nükleer güç, otomotiv elektroniği ve sensör sanayi gibi farklı alanlarda da çok sayıda uygulaması bulunmaktadır. Bu durum, araştırmacıların yeni ve ileri

malzemeler geliştirmeye olan ilgisinin artmasına yol açmıştır. Bu çalışma, B₄C takviyeli bakır kompozit malzemelerin difüzyon kaynağı ile ilgili deneysel işlemi temsil etmektedir (Patel, 2017).

3.6.2 Difüzyonun Fiziksel İlkesi

Difüzyon, atomların daha yüksek konsantrasyonlu bir bölgeden daha düşük konsantrasyonlu bir bölgeye, konsantrasyon değişimi yönünde hareket edip taşındığı bir malzeme olgusudur. Atomlar, her atom bir denge durumu (yani denge konsantrasyonu) elde etmeye çalışana kadar sürekli hareket eder (D Jr, 2007; Kazakov ve Fedotovitch, 2013). Difüzyon süreçleri ikiye ayrılabilir: kendi kendine difüzyon ve hetero-difüzyon. Kendi kendine difüzyon saf metalde gerçekteşir. Kendi kendine difüzyon sırasında atomlar kristal kafes boyunca rastgele hareket eder. Atomların ađ içindeki rastgele hareket etmesinden dolayı, konsantrasyon değişimi kristal kafeste oluşur fakat saf metalin kütlesi değişmez. Fick'in metal plakaya yönelik birinci yasası (denklem 3.6), birim zaman başına x-yönünde konsantrasyonda bir değişiklik gösterdiğinde, Fick yasaları bu konsantrasyon değişimini ifade edebilir. X ekseninde birim alan ve birim zaman başına atomların J difüzyon akışı, konsantrasyon değişimiyle orantılıdır. Matematiksel olarak řu şekilde ifade edilir:

$$J = -D \cdot \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (3-6)$$

Çoğu uygulamada difüzyon süreçleri zaman içerisinde değiştiğinden, sabit olmayan süreçlerdir. Fick'in ikincil yasası, elde edilebilecek ilişkinin adıdır (denklem 3.7). Matematiksel olarak řu şekilde ifade edilir:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \cdot \frac{\partial C}{\partial x} \right) = D \cdot \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (3-7)$$

Burada,

- J - Difüzyonakışı [mol.m⁻² .s⁻¹]
- D - Difüzyonkatsayısı [m² .s⁻¹]
- C - Konsantrasyon [mol.m⁻³]
- x - Difüzyonyönü [m]

- t - Süre [s] ifade eder,

Hetero-difüzyon malzemenin iki fazı arasında gerçekleşir. Bu daha karmaşık bir olgu olup sadece atomun bir pozisyonu başka bir pozisyona kaydırmak için yeterli miktarda enerjisi varsa mümkündür. Atom ağda hareket ettiğinde, kendi yerinde bir delik ya da boşluk oluşturur. Genellikle yer değiştirme, birkaç mikron civarındadır (D Jr, 2007; Kazakov ve Fedotovitch, 2013).

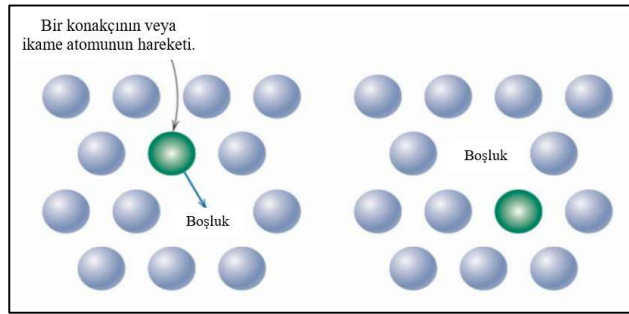
3.6.2.1 Difüzyon mekanizmaları

Difüzyon, genellikle dört şekilde gerçekleştirilir:

1. Boşluk mekanizması,
2. Geçiş mekanizması,
3. Doğrudan değişim mekanizması,
4. Halka mekanizması.

3.6.2.1.1 Boşluk mekanizması

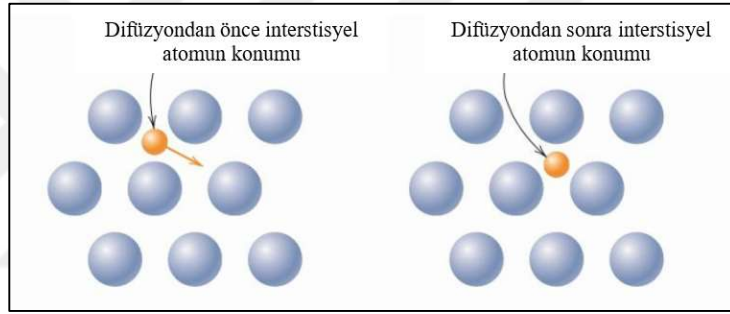
Şekil 3-17’de gösterilen boşluk mekanizması, atomların normal bir kafes pozisyonundan bitişikteki boş bir kafese değiştirilmesini içerir. Bu mekanizmanın oluşması için kristal kafese boşluklar yerleştirilmesi gerekir. Bu boşluklar, kristal ağdaki bozuklukların sayısını doğrudan göstermektedir. Yaygın atomlar ve boşluklar pozisyonlarını değiştirdiğinden, boşlukların hareketleri atom hareketinin tersi yönünde gerçekleşir. Hem kendi kendine difüzyon hem de hetero-difüzyon bu mekanizma ile gerçekleşir (D Jr, 2007).



Şekil 3-17. Boşluk mekanizması

3.6.2.1.2 Geçiş mekanizması

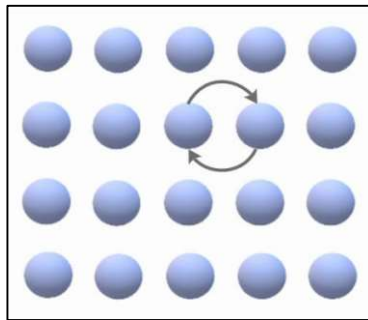
Atomların yakındaki bir geçiş bölgesinden boş olan komşu bir yere göç ettiği bir geçiş mekanizması Şekil 3-18'de şematik olarak sunulmuştur. Bu mekanizmaya geçiş difüzyonu adı verilir. Göç eden atomlar (hidrojen, karbon, azot ve oksijen gibi safsızlıklar) geçiş bölgesine sığacak kadar küçüktür. Genel olarak, konakçı veya ikame safsızlık atomları bu mekanizma aracılığıyla yayılmaz ve nadiren bir geçiş bölgesi oluşturur. Geçiş atomlarının boyutu daha küçük olduğundan çoğu metal alaşımında geçiş difüzyonu, boşluk modundan çok daha hızlı meydana gelir (D Jr, 2007; Khorshidi vd., 2011).



Şekil 3-18. Geçiş mekanizması

3.6.2.1.3 Doğrudan değişim mekanizması

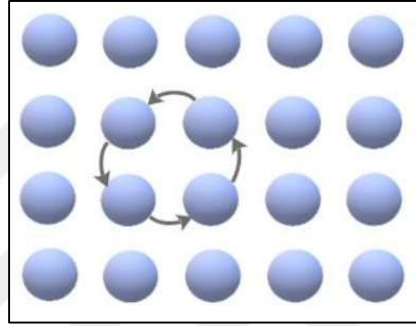
Şekil 3-19'de, iki bitişik atom arasındaki yer değiştirme gösterilmektedir. Her bir atomun yaklaşık iki atom çapı kadar hareket etmesi gerekeceğinden bu oldukça fazla enerji gerektirecektir ve bu kafesteki lokal bozulma için fark edilebilir olacaktır. Bu nedenle bu mekanizma ortadan kaldırılmalıdır (Kazakov, 1985).



Şekil 3-19. Doğrudan değişim mekanizması

3.6.2.1.4 Halka mekanizması

Bir metaldeki dört atomun halka mekanizması olarak adlandırıldığı dairesel değişim Şekil 3-20 'de gösterilmektedir. Bu işlem, aynı anda dört atomun hareket ettiği, kapalı dolgulu yapılara sahip hemen her tür metalde meydana gelir. Bu mekanizma, son derece yüksek bir aktivasyon enerjisi gerektireceğinden gerçekleşmesi mümkün değildir (Kazakov, 1985).



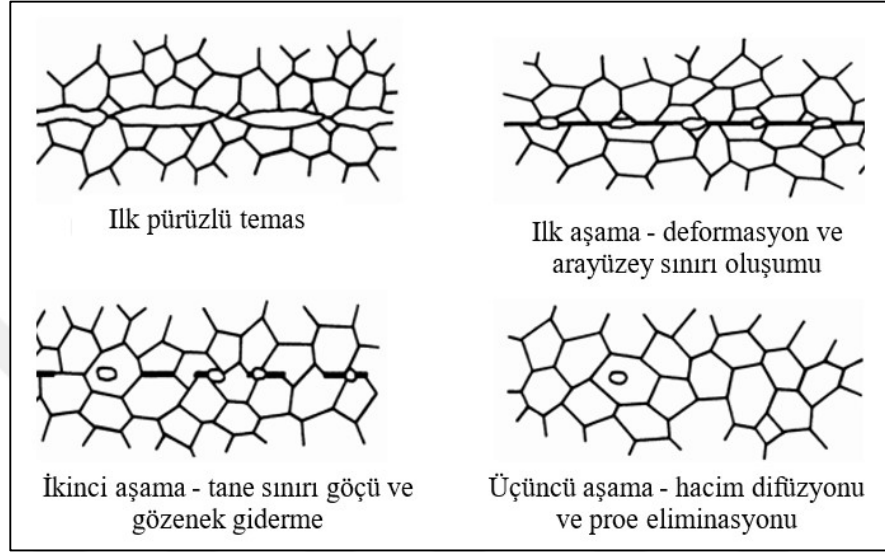
Şekil 3-20. Halka mekanizması

3.7 Kaynak Mekanizması

Difüzyon kaynağında, birleşme yeri hayati bir rol oynar. Bağlanma dayanımı ve güvenilirliği açısından, malzemenin difüzyon ve atom bağlanmasına izin verecek kadar doğru mesafede olması gerekmektedir. Bu da birleşen malzemelerinin yüzeyine bağlıdır. Bağlanmadan önce, malzemenin yüzeyinde bulunan gaz, su ve diğer maddelerin emilmiş katmanı giderilmelidir. Şekil 3-21'de birleşme oluşumunun üç aşaması gösterilmektedir. Birinci aşama, oda sıcaklığında iki metalik yüzey arasındaki ilk temasla başlar. Bu aşamada gerçek temas alanı küçüktür. Lokal gerilmeler, sürünme bozulma mekanizması ve oksit tabaka kırılma mekanizması, bağlanmaya hükmeder. Isı ve basınç uygulanması, çok sayıda gözeneklilik içeren bir bağ düzlemi oluşuncaya kadar, pütürlerin bozulmasına ve büyümesine neden olur. Ancak bu aşamanın sonunda, bağlanan alan %100'den az olup birleşme yerinde pek çok boşluk kalır.

İkinci aşama: Atomların difüzyonu, tane sınırı boyunca gerçekleşir. İkinci aşamada bazı boşlukların daralması ve periyodizasyonu ile metallerearası bileşiklerin ilk

çekirdeklerinin oluşumu ve büyümesi olmak üzere, iki farklı ancak bir biri ilişkili olgu meydana gelir. Bu aşamanın sonunda, birçok boşluk ortadan kalkar, ancak pek çok boşluk da tanelerin içinde hapsolür (Khorshidi vd., 2011).



Şekil 3-21. Birleştirmelerin oluşum aşamaları

Üçüncü aşama: Bu aşamada çekirdekler kaynak yüzeyi boyunca büyümeye devam eder. Sonuç olarak gözeneklilik kristalin merkezinde sıkışır. Kaynak ara yüzeyinin taşınması nedeniyle orijinal ara yüzey kaybolur. Bu olgu meydana geldiğinde, devam eden tek mekanizma, iki metalik malzeme arasındaki hacimsel ara difüzyondur (Campbell, 2011; Kearns, 1980). Difüzyon kaynağının temel modelini oluşturmak çok zordur, çünkü belli koşullar altında gerçekleşir ve sonucu baskın olgudan etkilenir. Örneğin, yüzey kenarlarına uygulanan basınç düşük olduğunda, yüksek kaliteli birleştirme elde etmek için uzun kaynak süresi gerekir.

Uygulanan basınç ve kaynak sıcaklığı birleşme yüzeyinde yeterince yüksekse, yüzey pütürleri önce bozulur ve daha sonra yüzey kenarlarındaki atomlar atom bağları oluşturacağından kısa sürede numuneler arasında sağlam bir kaynak oluşturur. Farklı malzemeler farklı mekanik ve termomekanik özellikler sergilemektedir. Metaller arası fazlar, difüzyon kaynağını gerçekleştirir veya kaynaklı yüzeylerinde bazen istenmeyen yapılar oluşabilir. Bu tür fazlardan kaçınmak için, kaliteli bir kaynaklı bağlantı elde etmek amacıyla bu katmanların arasına uygun metalik ara katmanlar yerleştirilmesi

tercih edilir. Ara katmanlar, çoğunlukla folyo, püskürtmeli kaplama, galvanik kaplama veya toz şeklinde bulunur. Farklı ısıl genleşme katsayılarına sahip farklı malzemelerle difüzyon kaynağı yapıldığında, numuneler soğudukça temas noktasında artık gerilimler oluşur.

Bu sorunu ortadan kaldırmak için, kaynakla birleştirilmiş bileşenlerin CTE (CTE-coefficient of thermal expansion)değerleri ile iyi plastisite arasında bir ısıl genleşme katsayı değerine sahip uygun metalik ara katmanların seçilmesi, ortaya çıkan gerilimleri telafi etmek için tercih edilebilir (Khorshidi vd., 2011).

3.7.1 Difüzyon Kaynak Prensibi ve Parametreleri

Kaliteli bir birleşme oluşturmak için, birbirlerine kaynaklanan her iki metal yüzeyinin de iyice temizlenmesi gerekir. Temizleme işlemi, kaynak sırasında metallerin daha fazla oksitlenmesini de önler. Sonrasında önceden belirlenmiş bir sıcaklıkta malzemeler ısıya tabi tutulur. Plastik hale gelene kadar işlemin belirli bir süre boyunca bu sıcaklıkta tutulmasını sağlamak gerekir. Daha sonra, sağlam difüzyon kaynağı oluşturmak için yeterli basınç uygulanır. Göz önünde bulundurulması gereken bir unsur, işlem sırasında vakum veya koruyucu atmosferin stabilitesini sağlamaktır. Nitekim, iki heterojen malzeme arasında yüksek kaliteli bir birleşme üretmek için, difüzyon kaynağına uygun kaynak parametrelerini bulmak amacıyla, seçilen malzeme ile birkaç test gerçekleştirilmelidir.

3.7.1.1 Ana teknolojik parametreler

Başarılı bir difüzyon bağı, çeşitli değişkenler tarafından kontrol edilir. Difüzyon kaynağı teknolojisinde en önemli değişkenler sıcaklık, basınç ve süredir. İkincil parametreler arasında, koruyucu (asal) gazın veya vakumun saflığı, yüzey pürüzlülüğü ve temizlik yer almaktadır. Bu değişkenler bu bölümde ele alınmıştır:

Sıcaklık: Difüzyon kaynağı tekniği için çok hassas bir parametredir. Kaynaklanan malzemenin erime sıcaklığına göre belirlenir. Farklı malzemelerle kaynak yapılırken, metallerin daha düşük bir erime sıcaklığı olduğu kabul edilmelidir. Çeşitli metal ve alaşımların difüzyon kaynağı en iyi 0,6 T_e ile 0,9 T_e arasındaki sıcaklıklarda yapılır.

Ancak optimum değerin yaklaşık 0,7 T_c olduğu kabul edilmektedir. Kaynaklanan malzemedeki münferit elemanlar difüzyon oranlarını etkiler, malzemelerin plastisiteni artırır. Amaç kaynak sıcaklığını ulaşılabilecek en düşük seviyeye düşürmektir.

Difüzyon işleminde yayınlık sıcaklığın bir fonksiyonudur. Matematiksel olarak aşağıdaki denklemle ifade edilir (Campbell, 2011; D Jr, 2007):

$$D = D_0 \cdot e^{\frac{-Q}{k.T}} \quad (3-8)$$

Burada,

- D - Yayınlık, T sıcaklığındakidifüzyon katsayısı [m² .s⁻¹]
- D₀ - Oransallıksabiti [m² .s⁻¹].
- Q - Difüzyoniçinaktivasyonenerjisi [J].
- T - Mutlaksıcaklık [K].
- k - Boltzmann sabiti [J.K⁻¹]

Denklem (3.8)'den, difüzyon işlemlerinin sıcaklıkla üstel olarak değiştii açıktır. Dolayısıyla çok küçük bir sıcaklık değişimi difüzyon işlemini önemli ölçüde etkiler (Kearns, 1980; Brien ve Guzman, 2007).

Basınç: Kaynak basıncı yalnızca temas eden yüzeyleri birbirine yaklaştırmaya değil, aynı zamanda çok fazla bozulma olmadan malzemenin mümkün olduğunca yayılmasına yetecek seviyede olmalıdır. Bu arada, makroskopik çatlak oluşumunu önlemeye dikkat edilmelidir. Basınç, nihai birleşme, deformasyon ve yeniden kristalleşme süreçleri gibi işlemin çeşitli yönlerini etkiler. Basınç, malzemenin türüne, kaynak sıcaklığına, fiziksel ve mekanik özelliklerine ve kullanılan ara katmanın türüne göre seçilir (Kearns, 1980; Brien ve Guzman, 2007).

Zaman: Bu bağımlı bir parametredir. Basınç ve sıcaklığa göre seçilir. Kaynaklanmış yüzeylerin boyutları ve kaynaklanmış malzemelerin münferit elemanlarının farklı difüzyon oranlarından dolayı yeterli difüzyon için seçimi optimal olmalıdır. Bir difüzyon kaynağı uygulamasında, süre, birkaç dakika ile birkaç saat arasında değişebilir. Ekonomik nedenlerden dolayı en iyi üretim oranları için süre minimum olmalıdır (Kearns, 1980; Brien ve Guzman, 2007).

Difüzyon kaynağının bir diğer önemli özelliği ise, çalışma ortamıdır. Kaynak işlemi, vakum haznesi veya koruyucu bir ortam içerisinde, argon, helyum ve bazen nitrojen gibi inert gazlar kullanılarak gerçekleştirilir. Bu gazlar kullanılırken, tekrar kirlenmeyi önlemek için bu gazların saflığı çok yüksek olmalıdır. Vakum basıncı, kaynaklanacak malzemenin türüne göre seçilmelidir. Vakum basıncı düşük olduğunda, yeterli mukavemet ancak kaynaklı bağlantıda yeterli bir süre boyunca elde edilebilir. Bunun aksine, yüksek vakum basıncı, ekipman maliyetini artırır. Kaynak işlemi yetersiz koruma ile yapılırsa, çevredeki oksijen nedeniyle korozyon sorunu ortaya çıkabilir. Dolayısıyla, birleşmeler kırılgan olabilir. Serbest bir atmosferde kaynak yapma olasılığı da olmasına rağmen, birleşimler, vakumda üretilenin kalitesini sağlayamaz (D Jr, 2007).

3.7.2 Avantajlar ve Dezavantajlar:

Difüzyon kaynağının, daha yaygın kullanılan kaynak işlemlerine göre birtakım avantajlarının yanı sıra, birtakım belirgin dezavantajları da mevcuttur. Bu işlemin bazı avantajları aşağıda verilmiştir (N.F. Kazakov, 1985 ;Kearns, 1980;Violeta vd., 2007):

- Arayüz boyunca gözeneklilik veya süreksizliğin olmadığı kaynaklı parçalara dönüşebilir, Sonuç olarak, kaynaklı parçaların kullanım ömrü, kalitesi ve güvenilirliği artar,
- Uygun kaynak işlemine yönelik değişkenler seçilerek, birleştirmeler, ana malzemelerle aynı mekanik ve fiziksel özellikleri korur,
- Sadece benzer değil aynı zamanda farklı metalleri, fiziksel-mekanik özellikleri farklı olan alaşımları ve cam, seramik, kuvars, sermet, grafit ve yarı iletkenler gibi ametal maddeleri de birleştirmek için kullanılabilir.
- Bileşenin bozulması minimum seviyede tutulur ancak bazen bir miktar makine ile işlemeye ihtiyaç duyulur,
- İşlem neredeyse otomatikleştirilebileceğinden, oldukça nitelikli teknisyenlere gerek duyulmaz,
- İyi boyutsal toleranslara sahip karışık şekiller ve yüksek hassasiyetli bileşenler üretmek mümkündür,

- Birleştirilecek malzemelerin kalınlığı birkaç mikrometreden (folyo) bir kaç metreye kadar değişebilir,
- Herhangi bir elektrotta, lehimlere, özel telsınıflarına veya tozlara ihtiyaç duymaz,
- Normalvesert lehimle kaynaklanmış bileşenlerde olduğu gibi nihai üründe ağırlık artışı olmaz,

Bu işlemin dikkate alınması gereken bazı sınırlamaları aşağıda verilmiştir (Campbell, 2011; Kearns, 1980; Violeta vd., 2007)

- Daha büyük bir vakum haznesine ihtiyaç duyulduğundan, bileşen boyutu arttıkça sermaye maliyetini de artırır,
- Termal döngü süresi, geleneksel füzyon kaynağı ve sert lehim kaynağına göre oldukça uzundur,
- Yüzeyin dikkatle hazırlanması iş parçalarının tam olarak oturması ile yüksek kalitede vakum ve koruyucu bir ortam sağlanmasını gerektirir.
- Tüm metal ve alaşımlar için uygunarak atmanlar ve işlemler henüz geliştirilmemiştir.

Birçok durumda bileşenler, birleştirmelerin uygun bir şekilde yerine getirilip getirilmediği ile ilgili tahribatsız testlerle doğrulanır. Difüzyon kaynağı, özel bir kaynak yöntemi olsa da potansiyel uygulamaları, diğer kaynak teknolojileri ile eksik değerlendirilmemelidir. Çoğunlukla aşağıdaki uygulamalarda kullanılmaktadır (Brien ve Guzman, 2007;Dunkerton ve Crispin, 1999):

- Difüzyonkaynağı, başlıca havacılık, nükleer ve elektronik sanayide kullanılmaktadır
- Kalorifer petekleri, roket motorları, türbin bileşenleri, yapısal elemanlar, kompozitler, laminant imalatında kullanılmaktadır
- Yüksek performanslı kompakt eşanjörlerin ticari amaçlarla kullanımı için geliştirilmiştir
- Süper plastic şekillendirme ile birlikte difüzyon kaynağı, karmaşık metal sac formların oluşturulmasında kullanılmaktadır
- Mikro elektronikte güç cihazı ısı emicilerini kaynaklamak için de faydalıdır

- Sensör endüstrisinde, güç üretim ve metalürjik tesislerdeki oksijen konsantrasyonlarını izlemek için kullanılan oksijen analiz sensörlerinin üretiminde kullanılmaktadır
- Demir ve demir dışı alaşımlar, reaktif ve refrakter metallerin kaynağında kullanılmaktadır
- Farklı malzemelerin metal, cam, seramik, ferit, grafit, yarıiletken gibi malzemelerle birleştirilmesi için de kullanılabilir



4 DENEYSEL ÇALIŞMALAR

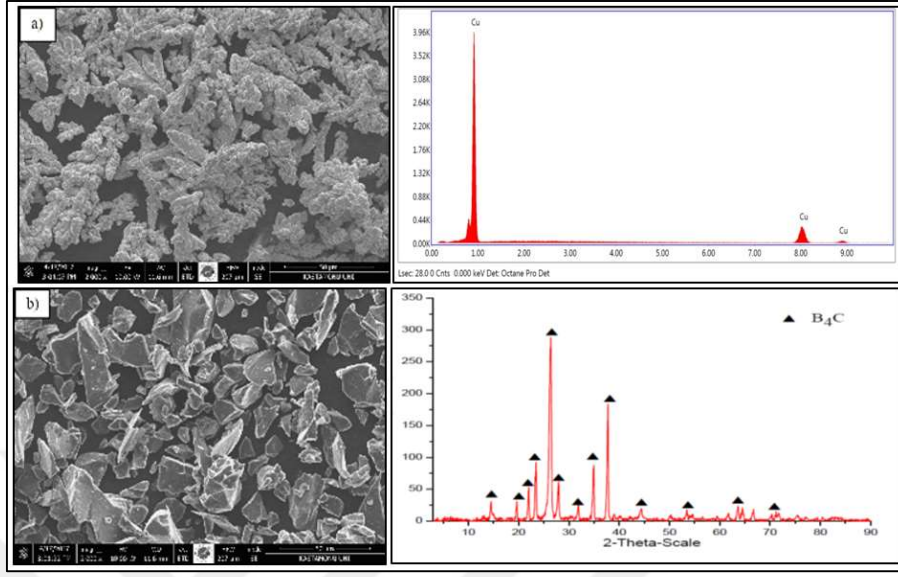
4.1 Hammadde ve Kompozit Üretimi

Bu tezde, difüzyon kaynağı parametreleri olan sıcaklık, süre, basınç ve bor karbür (B₄C) takviyesinin, sıcak preslenmiş bakır matrisli kompozitlerin difüzyon kaynağı için mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri incelenmiştir. Bu çalışmada kullanılan test malzemeleri, toz metalürji yöntemiyle üretilen, B₄C takviyeli ticari bakır metal matrisli kompozitlerdir. Mevcut araştırmada %99,9 saflıkta ve partikül boyutu aralığı ≤ 45 μm olan elektrolitik bakır (Cu) tozlarının mekanik özelliklerini iyileştirmek için %99 saflıkta ve boyut aralığı ≤ 45 μm olan B₄C tozu, ağırlıkça %2,5; %5 ve %7,5 oranlarında eklenmiştir. Kompozitler için takviye oranları ve üretim parametreleri Tablo 4-1'de gösterilmiştir.

Tablo 4-1. Kompozitlerin takviye oranları ve üretim parametreleri

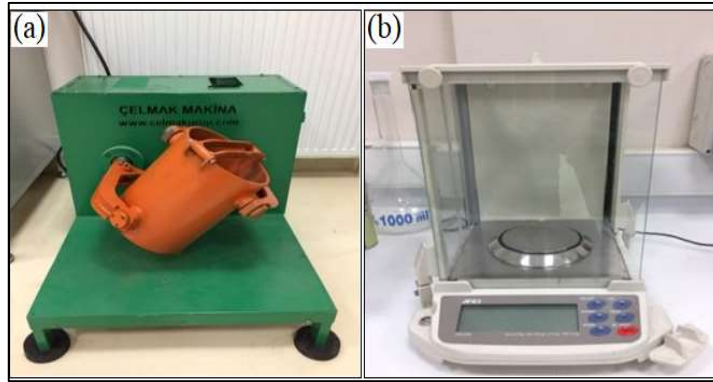
No	Kompozitler (wt.%)		Sıcak Presleme Parametreleri		
	Cu	B ₄ C	Sıcaklık	Zaman	Basınç
			°C	Dik	Mpa
1	97,5	2,5	800	4	40
2	95	5	800	4	40
3	92,5	7,5	800	4	40

Grafik 4-1, metal matrisli kompozitleri üretmek için çalışmada kullanılan bakır (Cu) tozların ve bor karbürün (B₄C) SEM görüntülerini ve EDS analizini göstermektedir. Bakır tozları küresel (Grafik 4-1(a)) ve B₄C keskin açılı bir morfolojiye sahiptir (Grafik 4-1(b)). Seçilen tozların, kompozit üretim matrisinde istenilen performansı verebilmesi için iyi karıştırılmaları ve matristeki homojen dağılımının sağlanması gerekir. Bunun için de üç eksenli döndürme prensibiyle çalışan toz karıştırıcı (turbula) kullanıldı (Resim 4-1 (a)). Karıştırma öncesinde tozlar 0,001 gram hassasiyetli hassas terazide (Resim 4-1 (b)) tartılmış, plastik kaplara alınmış ve içlerine farklı çaplarda çelik karıştırma bilyeleri konarak 20 devir/dakikada 45 dakika boyunca karıştırılmıştır.



Grafik 4-1. (a) bakır tozlarının ve (b) bor karbür (B₄C)'ün SEM görüntüleri

Karıştırma işlemi tamamlandıktan sonra, hava ile temas etmemesi ve oksitlenmemesi için karışım bir saklama tüpüne alınarak bekletildi. Grafit kalıplara yerleştirilen kompozitler, daha sonra 4 dakika bekleme süresi boyunca 800°C sinterleme sıcaklığında 40 MPa basınç uygulamak suretiyle dirençli ısıtma ilkesiyle çalışan vakumlu sıcak pres kullanarak 10x10x24 mm ebatlarında üretilmiştir.

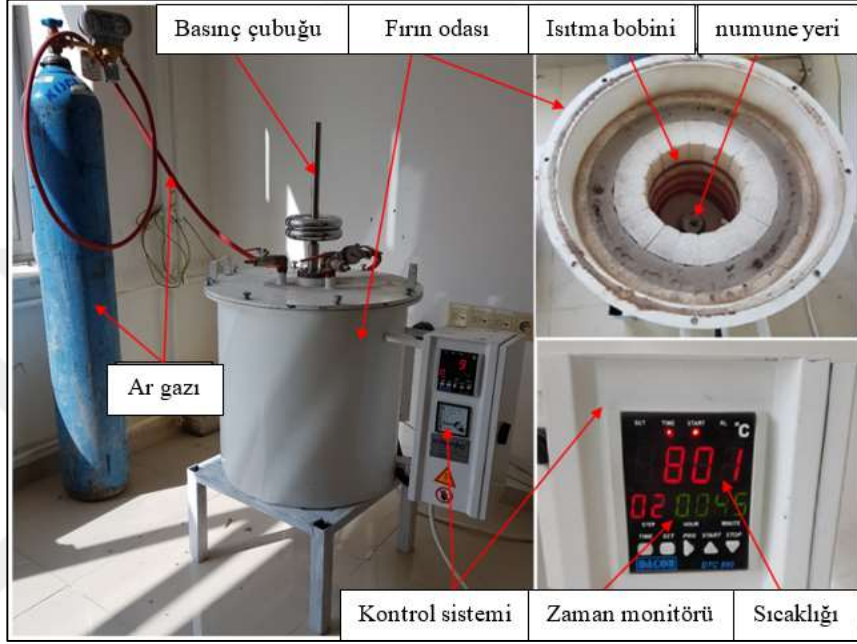


Resim 4-1. (a) Toz karıştırma makinesi (Turbula), (b) Hassas terazi

4.2 Difüzyon Kaynak İşlemi

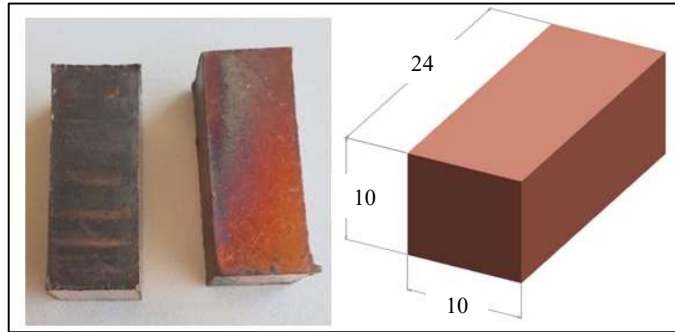
Difüzyon kaynağı, Resim 4-2'de gösterilen kaynak haznesi ekipmanında argon ortamında gerçekleştirildi. Bu çalışmada kullanılan difüzyon kaynağı ekipmanı,

işlem sırasında uygulanan sıcaklık ve süre manuel olarak kontrol panelinden girilmiştir. Kaynak işlemi sırasında gerekli olan tek eksenli basınç bir baskı çubuğu üzerine sabit ağırlıkların ilave edilmesiyle sağlanmıştır.

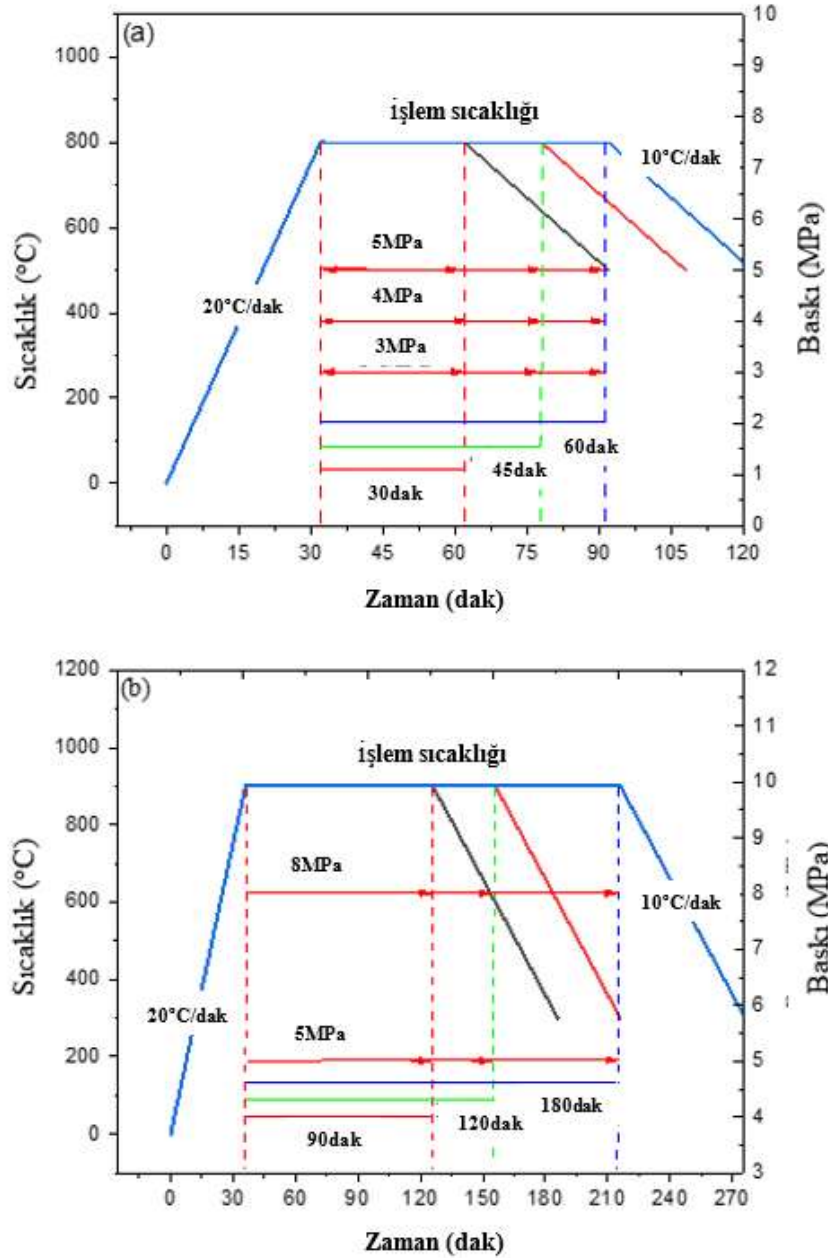


Resim 4-2. Difüzyon kaynak ekipmanının resmi

Şekil 4-1, kaynak işlemi sırasında uygulanan sıcaklığın zamanla değişimini göstermektedir. Kaynak odasının merkezine konan 10x10x24 mm boyutundaki numuneler burada kaynak edilmiştir Resim (4-3). Kaynak kesiti 10 x10 mm boyutundadır.

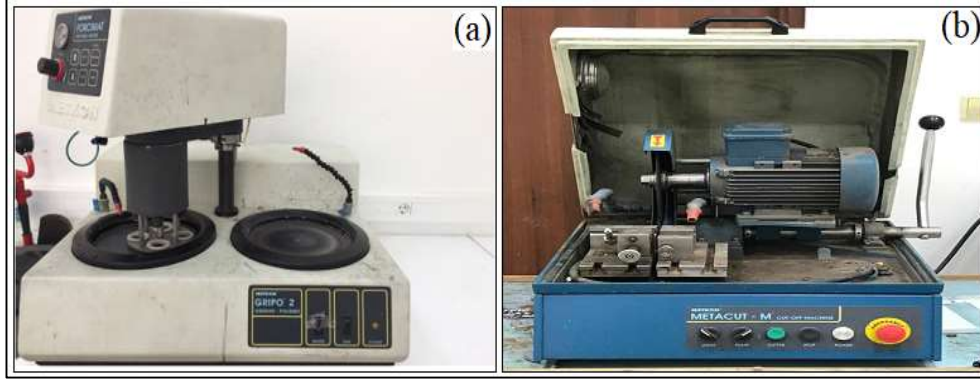


Resim 4-3. Numunelerin şekli ve boyutları



Şekil 4-1. a) 800°C; b) 900°C de yapılan kaynak işleminde hazne içindeki sıcaklığın zamanla değişimi

Difüzyon kaynağı deneyi için numuneler, Resim 4-4 (b)'de görüldüğü gibi laboratuvarında kullanılan bir kesme makinesi ile iki eşit parçaya kesilmiş ve temas eden yüzeyler, 60-1200 aralığında SiC su zımparası kullanılarak makinede işlenip hazırlanmış, daha sonra Resim 4-4 (a)'da gösterilen cihazla 3 μm ve 1 μm tane boyutunda Al_2O_3 içeren çözelti kullanılarak parlatılmış, ardından alkol ile yıkayıp kurutulmuştur.



Resim 4-4. a) Zımparalama ve parlatma makinesi. b) Kesme Makinesi

Difüzyon kaynağı işleminde sinterlenmiş numunelerin yüzeylerindeki temas alanları, $10 \times 10 \times 11$ mm boyutlarında iki parça olarak hazırlanmış, zımparalanmış ve daha sonra alkol ile yıkanıp kurutularak kaynağa hazır hale getirilmiştir. Numuneler, birbirleriyle tam temas edecek hale getirilmiştir. Alınan numuneler, kaynağın yapılacağı hazneye yerleştirildikten sonra, ısıtma işlemine geçmeden 5 dakika süreyle argon gazı verilerek oksit oluşma riski minimuma indirgenmiştir.

Kaynak işlemi süresince dakikada 5 litre argon gazı verilerek kaynak atmosferinin korunması sağlanmıştır. Bu çalışmada kaynak için kullanılan maksimum sıcaklık 900°C 'dir. Kullanılan maksimum basınç, 8 MPa olup kaynak süresi 30 ila 180 dakika arasında değişmiştir. Kastamonu Üniversitesinin Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarlarında 60'tan farklı presleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Deneysel difüzyon kaynağı şartları aşağıdaki tablolarda verilmiştir.

Tablo 4-2. $\text{Cu} + \%2,5 \text{ B}_4\text{C}$ için deneysel difüzyon kaynağı özellikleri

Numune No	Kompozitler	Kaynak Sıcaklığı	Kaynak zamanı	kaynak basıncı
		($^{\circ}\text{C}$)	(dak)	(MPa)
No.1	$\text{Cu} + \%2,5 \text{ B}_4\text{C}$	800	30	3
No.2				4
No.3				5
No.4			45	3
No.5				4
No.6				5
No.7			60	3
No.8				4
No.9				5

Tablo 4-2. Devam

No.10	Cu+%2,5 B ₄ C	800	90	3
No.11				4
No.12				5
No.13		900	90	5
No.14				8
No.15				5
No.16			8	
No.17			180	5
No.18				8

Tablo 4-3. Cu+%5 B₄C için deneysel difüzyon kaynağı özellikleri

Numune No	Kompozitler	Kaynak Sıcaklığı	Kaynak zamanı	kaynak basıncı	
		(°C)	(dak)	(MPa)	
No.1	Cu+%5,0 B ₄ C	800	30	3	
No.2				4	
No.3				5	
No.4			45	3	
No.5				4	
No.6				5	
No.7			60	3	
No.8				4	
No.9				5	
No.10			900	90	3
No.11					4
No.12					5
No.13		90		5	
No.14				8	
No.15				5	
No.16		120	8		
No.17			5		
No.18			8		

Tablo 4-4. Cu+% 7,5 B₄C için deneysel difüzyon kaynağı özellikleri

Numune No	Kompozitler	Kaynak Sıcaklığı	Kaynak zamanı	Kaynak basıncı
		(°C)	(dak)	(MPa)
No.1	Cu+%7,5 B ₄ C	800	30	3
No.2				4
No.3				5
No.4			45	3
No.5				4
No.6				5
No.7			60	3
No.8				4

Tablo 4-4. Devam

No.9		800	60	5
No.10			90	3
No.11				4
No.12				5
No.13				5
No.14		8		
No.15		900	120	5
No.16			8	
No.17			180	5
No.18				8

4.3 Karakterizasyon Teknikleri.

Difüzyon kaynağından sonra her koşuldan bir numune rastgele seçilerek makro yapısı, kaynak kusurları veya katı hal kaynak işlemi ile ilgili diğer problemler değerlendirildi. Numuneler, ASTM E3-95 ve ASTM E340-95 standartlarına göre, standart metalografik prosedürlere uygun hazırlandı. Metalografik incelemeler için elde edilen metalografi numuneleri, öncelikle 60-1200'lik su zımparası ile zımparalandı (Resim 4-5). Sonrasında 3 mikronluk elmas solüsyon püskürtme ile yüzey parlatma işlemi gerçekleştirildi. Mikroyapısal incelemelerde numuneler, 5 gr FeCl₃; 100 ml distile su ve 50 ml HCl çözeltisinde 20 saniye dağlandı.



Resim 4-5. Metkon Gripo 2 zımparalama ve parlatma makinesi

4.3.1 Yoğunluk Ölçümleri

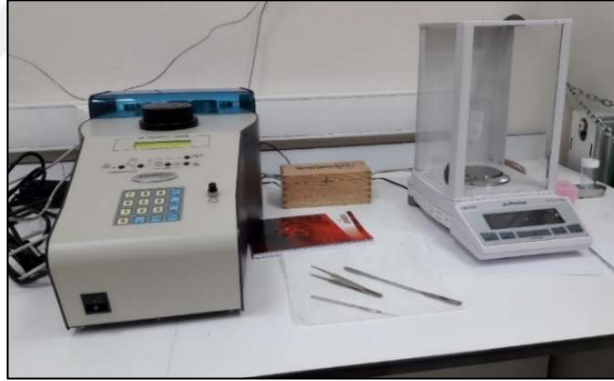
Kompozit yoğunlukları QUANTACHROME marka ULTRAPYC Model 1200E Helyum piknometresi ile ölçülmüştür. Taşma sıvısı, ölçüm doğruluğunu en yüksek

düzeeye arttırmak için en küçüğü hariç olmak üzere tüm gözeneklere girebilen bir asal gaz olması gereklidir. Bu nedenle ölçümler atom boyutları çok küçük olan, 0,25 nm çapındaki delik ve gözeneklere yaklaşabilen helyum gazı ile yapıldı. Resim 4-6, yoğunluk ölçümü için kullanılan helyum piknometreyi göstermektedir. Helyum pinometresi ile ölçülen yoğunluk değerleri teorik yoğunluk değerleri ile karşılaştırılarak numunelerin bağıl yoğunlukları hesaplanmıştır.

$$\rho = (\rho|\rho_k) * 100 \quad (4-1)$$

Burada,

- ρ_b = Bağıl yoğunluk (%)
- ρ = Deneysel olarak ölçülen yoğunluk (gr/cm³)
- ρ_k = Toz karışım oranlarına göre hesaplanan teorik yoğunluk (gr/cm³).



Resim 4-6. Yoğunluk ölçümünde kullanılan helyum piknometre

4.3.2 X-ışını Kırınım Analizi

Kaynak bölgesin XRD yöntemi kullanılarak analiz edilmiştir (Resim 4-7). Farklı Kaynak parametreleri ile üretilen Cu-B₄C kompozitlerinin faz tespiti için Bruker D8Advance marka cihazı kullanılarak yapılmıştır. Kırınım deseni, 20°-80° tarama aralığında, 20°/dk hızında ve kademe boyutu 0,05° ile kaydedildi.



Resim 4-7. Faz analizi saptaması için kullanılan XRD cihazları

4.3.3 Mikro Yapısal Analiz

4.3.3.1 Optik mikroskop (OM)

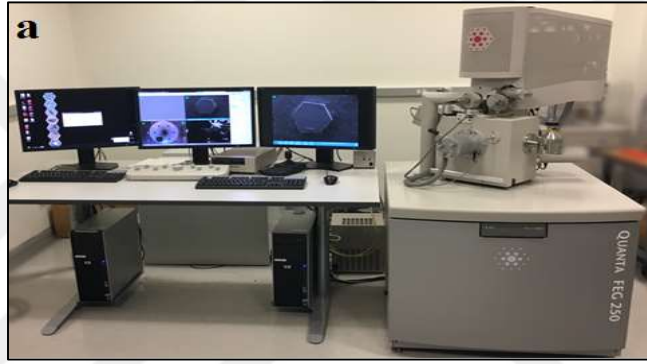
Optik mikroskop (OM) için numune hazırlarken kullanılan metalografik teknikler, makro-yapı karakterizasyonu sırasında kullanılan tekniklerle aynıydı. Aralarındaki tek fark, numunelerin daha kolay işlenmelerini sağlamak için monte edilmiş olmasıdır. Aynı dağlama çözeltisi, OM analizi sırasında numunelerdeki mikroyapısal özellikleri ortaya çıkarmak için kullanılmıştır. İşlemden sonra meydana gelen mikroyapısal değişimleri değerlendirmek üzere bağlantı bölgelerinden örnekler alınmıştır. Tüm fotoğraflar bağlantı yüzeyine dik olarak çekildi. Optik incelemeler için, Resim 4-8'de gösterilen Olympus GX41 inverted (ters tip) metalürjik mikroskop ve Stream görüntü analiz sistemi kullanıldı.



Resim 4-8. Optik mikroskop cihazları.

4.3.3.2 Taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDS)

Bu çalışmada tarayıcı elektron mikroskobu (SEM), yüksek çözünürlüklü ve yüksek alan derinliği olan görüntülerin elde edilmesi için kullanılmıştır. Alanın derinliği OM'ye göre çok daha fazla olduğundan, numuneler arasında yayılmış detayları görebilme kabiliyeti daha iyidir. Resim 4-8 FEI QUANTA 250 FEG taramalı elektron mikroskobu kullanılarak numunelerin kırılma yüzeyi analizi gerçekleştirilmiştir. SEM-EDS, mikroyapı görüntüleme ve faz analizinde kullanılan cihazları göstermiştir.



Resim 4-9. Mikroyapı görüntüleme ve faz analizi cihazları

4.3.4 Mekanik Karakterizasyon

Kaynak bağlantısının mekanik özelliklerinin tespit edilmesi ve mikro yapı ile olan ilişkisinin tespiti için yoğunluk, sertlik, 3 noktalı eğme ve kesme tesleri uygulanmıştır.

4.3.4.1 Üç nokta eğme testi

Kırılma tokluğunu belirlemek için yapılan üç nokta eğme testi, ASTM B 528-83a standardına göre 50 kN kapasiteli üniversal bir çekme makinesinde 0,1 mm/dk test hızında Resim 4-10'da gösterildiği gibi gerçekleştirildi. Üç nokta eğme testi için 10 mm × 10 mm × 24 mm boyutunda numuneler kullanıldı. Üç nokta eğme testine tabi tutulan numunelerde kırılma şekli, SEM incelemesiyle karakterize edildi. Eğilme mukavemetini belirlemek için aşağıdaki formül kullanıldı.

$$P = \frac{3FL}{2bh^2} \quad (4-2)$$

Burada,

- P = Eğilme mukavemeti (MPa).
- F = Kopma esnasında numuneye uygulanan kuvvet (N).
- L = Destek noktaları arasındaki mesafe (mm).
- b = Numune genişliği (mm).
- h = Numune yüksekliği (mm).



Resim 4-10. Üç nokta eğme testi için universal çekme makinesi. numune

4.3.4.2 Sertlik testi

Sıcak presleme ile üretilen numunelerin sertliği, Resim 4-11'de gösterildiği gibi, 62,5 kg'lık bir yük ve 2,5 mm çaplı bilye ile Brinell sertlik test cihazı kullanılarak ölçülmüştür. Sertliği tam olarak belirlemek için numunelerin sol ve sağ yüzeyinden ve difüzyon kaynak ara yüzünden sertlik ölçümleri alınarak her numuneden toplam yedi sertlik değeri elde edilmiştir. Maksimum ve minimum değerler atılarak kalan 5 sertlik değerinin ortalaması kullanılmıştır.



Resim 4-11. Sertlik ölçüm cihazı

4.3.4.3 Kesme mukavemeti testi

Difüzyon kaynağıyla birleştirilmiş numunelerin kesme mukavemeti testleri, Resim 4-12'de gösterildiği gibi Universal Instron marka çekme makinesinde 1,8 mm/dk piston hızına sahip özel yapım bir kesme donanımı kullanılarak oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Kesme aparatı numune ölçüleri baz alınarak tasarlanmıştır. Kaynaklı numuneler kaynak hattı kesme çizgisine denk gelecek şekilde test aparatına yerleştirilmiş ve ardından kesme testi uygulanmıştır. Testler, oda sıcaklığında ve 1,8 mm/dk. yükleme hızında yapıldı. Her bir kaynak parametresi (sıcaklık, süre, basınç) için iki numune teste tabi tutulup bunların ortalamaları alınmıştır. Ayrıca kaynaklı numunelerin kesme mukavemeti ile karşılaştırmak üzere kaynaklı olmayan numunelere de kesme testi uygulanmıştır.



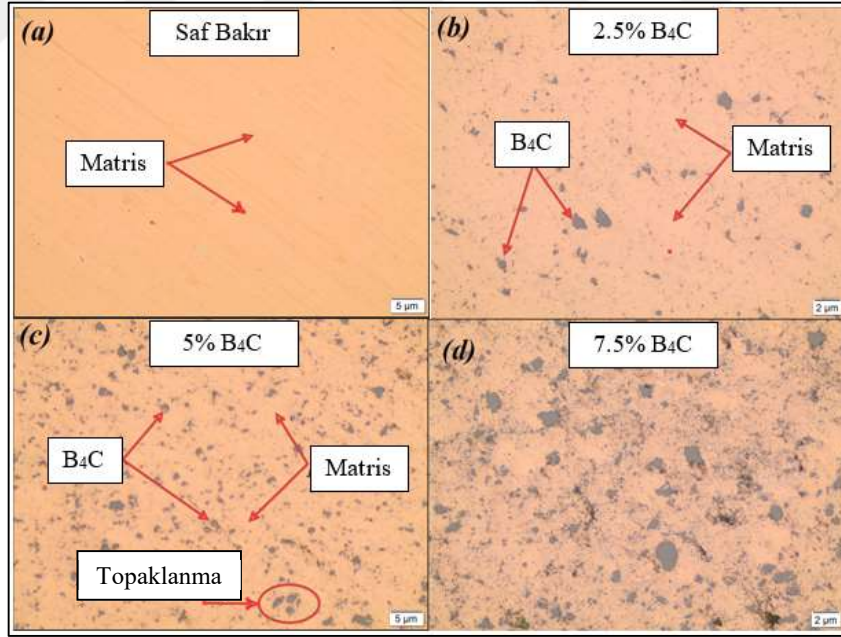
Resim 4-12. a) Evrensel Instron makinesi. b) Bağlantıların kesme testi için tasarlanmış ek donanımın

5 BULGULAR VE TARTIŞMA

Bu bölümde, Cu+B₄C kompozit kaynaklı numuneleri üzerinde mekanik testlerin ve SEM analizinin deneysel sonuçları ve ortaya çıkan analizler sunulacaktır.

5.1 Optik Mikroskop Analizi

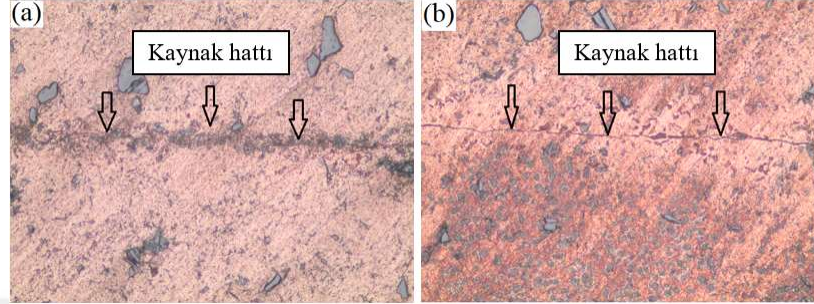
800°C sıcaklıkta, 4 dakika boyunca 40 MPa basınç uygulayarak sinterlenen ağırlıkça farklı yüzdelerde B₄C içeren Cu-B₄C metal matris kompozitlerinin optik görüntüleri, Resim 5-1(a, b, c, d)'de verilmiştir. Görüntülerden, B₄C partiküllerinin kompozitler içinde homojen bir şekilde dağıldığı ve düzensiz B₄C partiküllerinin bakır matris içinde düzgün bir şekilde dağıldığı görülebilir. Yüksek B₄C içeriğinde lokal olarak topaklaşma görülebilmektedir (Resim 5-1(b, c, d)).



Resim 5-1. a) Saf bakır b) Cu-ağırlıkça %2,5 B₄C c) Cu-ağırlıkça %5 B₄C ve d) Cu-ağırlıkça %7,5 B₄C içeren kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri

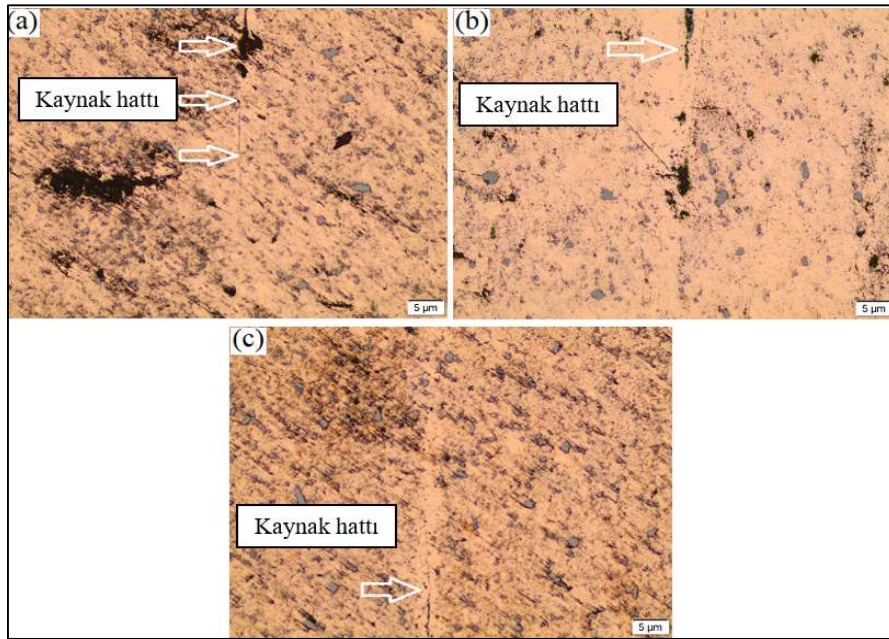
Resim 5-2 ila Resim 5-8'de çeşitli sıcaklık, basınç ve sürelerde oluşturulan kaynaklardan alınan kesitlerin optik görüntüleri verilmiştir. Optik görüntülerine göre sıcaklık, basınç ve süre arttıkça difüzyon kaynaklarının oluşumu da artmıştır. 800°C

sıcaklıkta, 30 ve 60 dakika boyunca sırasıyla 3 ve 2 MPa basınç uygulayarak %2,5 B₄C içeren numunelerde kaynak hattı çizgisi açıkça görülmektedir (Resim 5-2(a-b)).



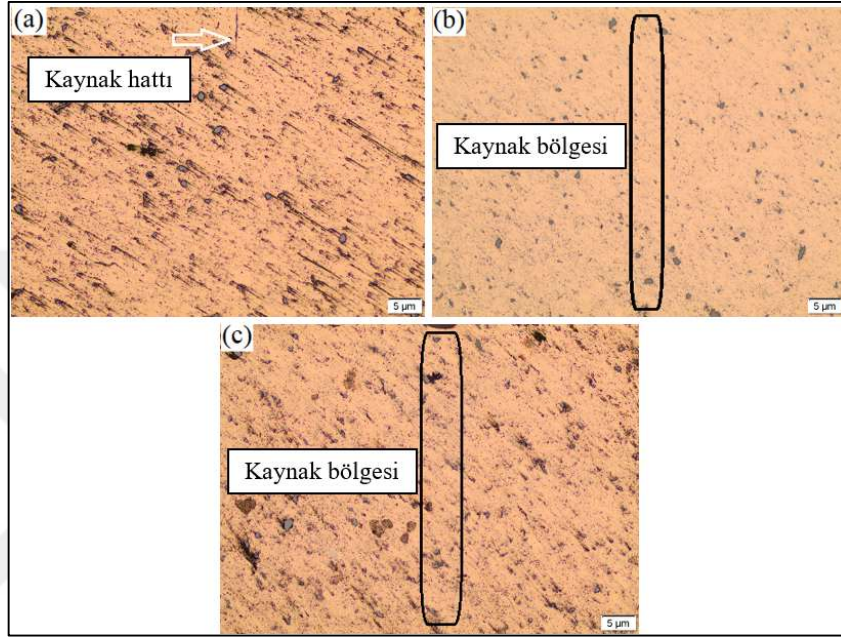
Resim 5-2. (a) 30 dakika boyunca 3 MPa, (b) 60 dakika boyunca 2 MPa 'da 800°C sıcaklıkta kaynaklanan Cu+%2,5 B₄C'nin optik görüntüsü

Bununla birlikte, Resim 5-3'de, 900°C'de, 90; 120 ve 180 dakika boyunca 5 MPa basınç uygulayarak Cu+%2,5 B₄C numunelerde yapılan kaynak bağlantısından alınan kesitlerin optik görüntülerini verilmiştir. Kaynak hattı (ara yüzey) neredeyse ortadan kalkmış ve fiziksel temas ile difüzyon kaynağı, numunelerin tane sınırlarında gerçekleşmiştir.



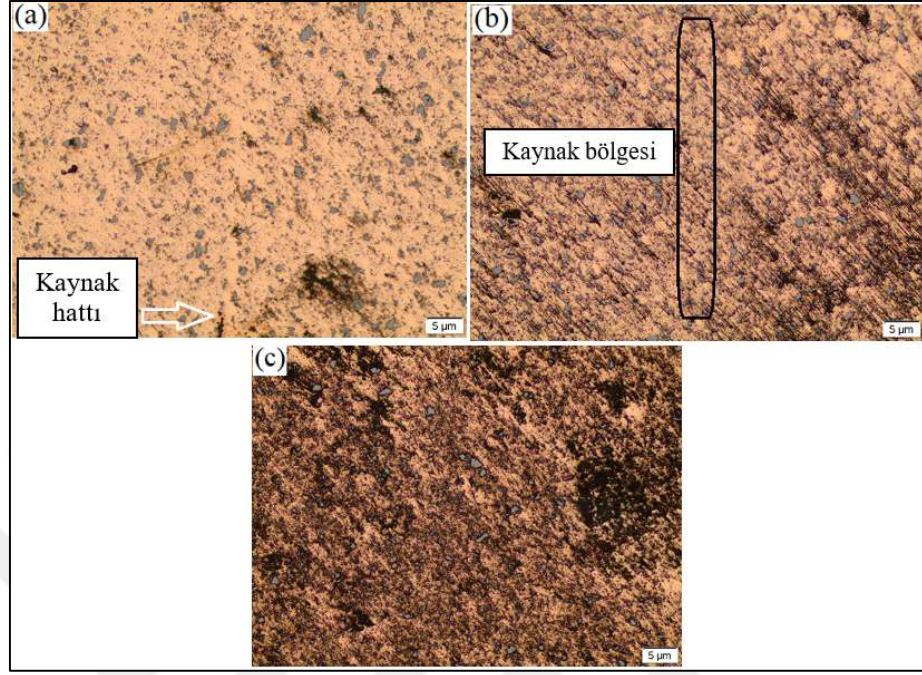
Resim 5-3. 5 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%2,5 B₄C'nin difüzyon kaynaklı birleşirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk

Resim 5-4'de, 900°C sıcaklıkta, 90; 120 ve 180 dakika boyunca 8 MPa basınç uygulayarak kaynaklanan %2,5 B₄C içeren, numunelerin kaynak ara yüzeyinden alınan iç yapısının optik görüntüleri verilmiştir.

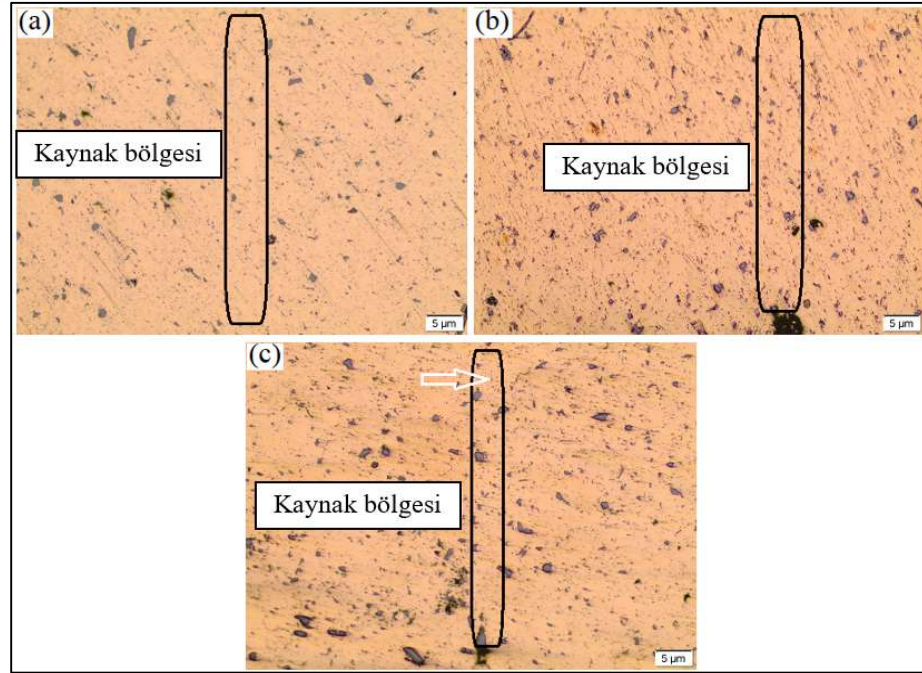


Resim 5-4. 8 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%2,5 B₄C'nin difüzyon kaynaklı birleşirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk.

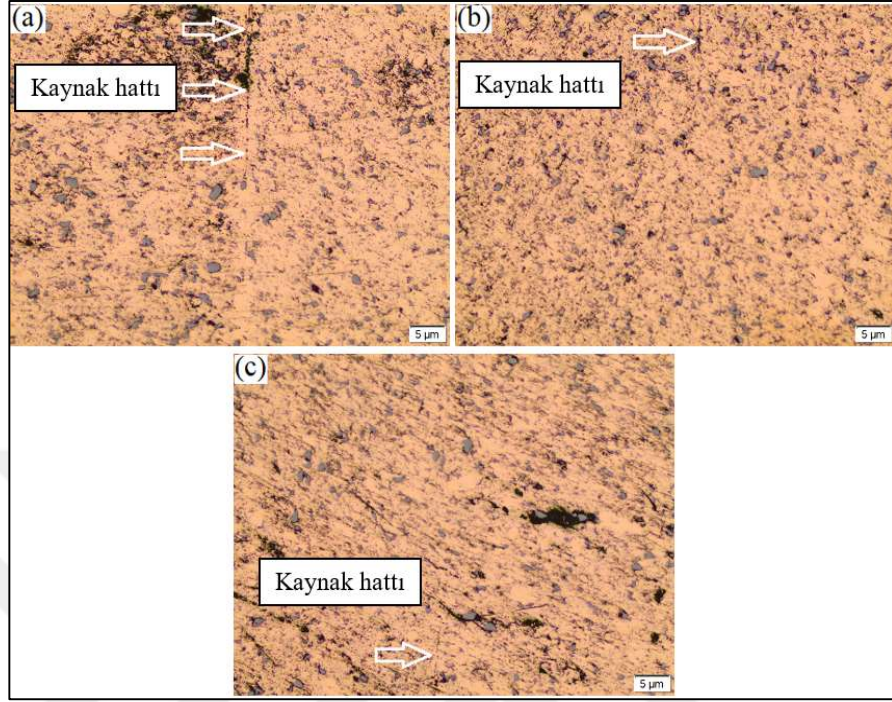
Resim 5-3 (a), Resim 5-4 (a), Resim 5-5 (a), Resim 5-7 (a), Resim 5-8 (a)'da 90 dakika boyunca 900°C sıcaklık ve 5 ve 8 MPa basınçta kaynaklanan numuneler için, kaynak hattı gösterilmiştir. Basıncın 8 MPa'ya ve sürenin 120 ila 180 dakikaya çıkarılması durumunda, kaynak hattının (ara yüzey) belirginliği ortadan kalkmış ve farklı takviye oranlarında (%2,5; %5 ve %7,5) B₄C içeren tüm numunelerin kaynağında kaynak hattı çizgisi kaybolmuştur. Bu da bağlantının sağlandığının bir göstergesidir. Optik mikroskop görüntüleri, difüzyon kaynağı için optimum koşulların 120 ile 180 dakika, 900°C sıcaklık ve 5 ile 8 MPa basınç olduğunu göstermektedir görüntüleri.



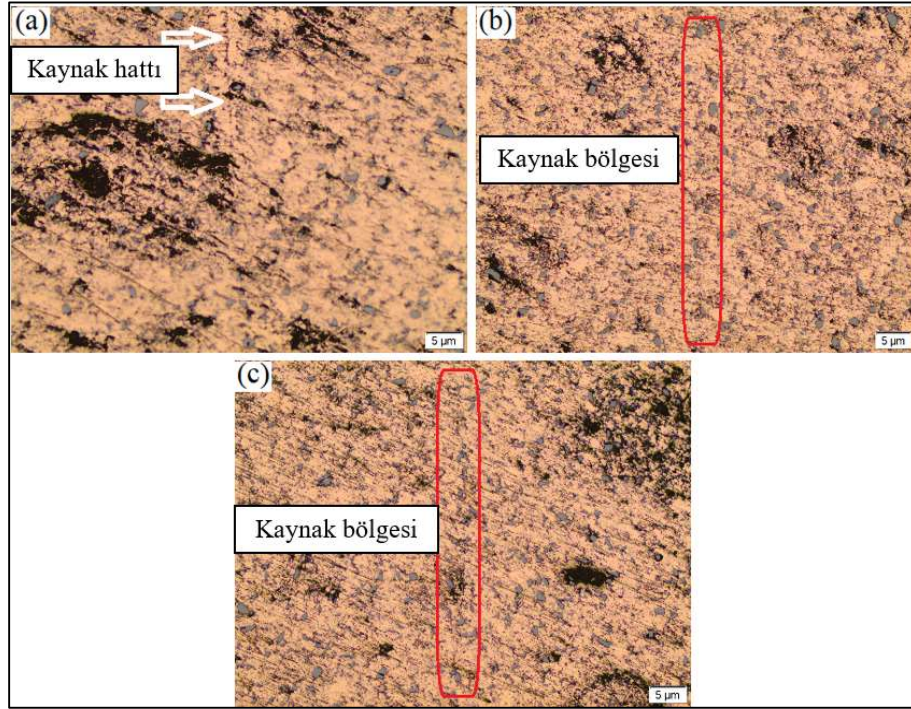
Resim 5-5. 5 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%5 B₄C'nin difüzyon kaynaklı birleştirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk



Resim 5-6. 8 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%5 B₄C'nin difüzyon kaynaklı birleştirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk



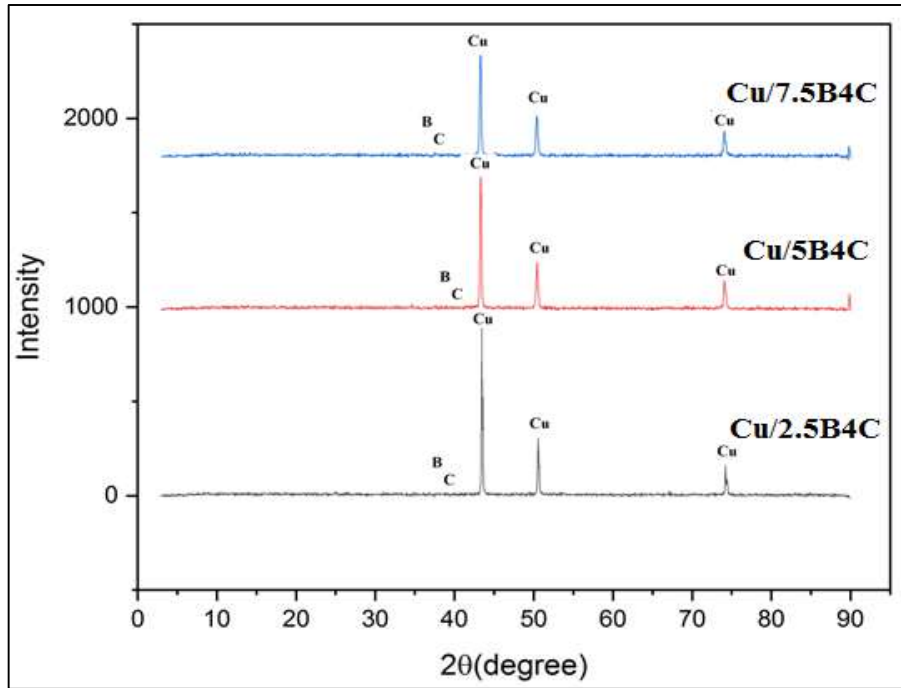
Resim 5-7. 5 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%7,5 B₄C'nin difüzyon kaynaklı birleştirmenin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk



Resim 5-8. 8 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%7,5 B₄C'nin difüzyon kaynağı birleştirmesinin optik görüntüsü a) 90 dk. b) 120 dk. c) 180 dk

5.2 X-Işını Kırınım Analizi (XRD).

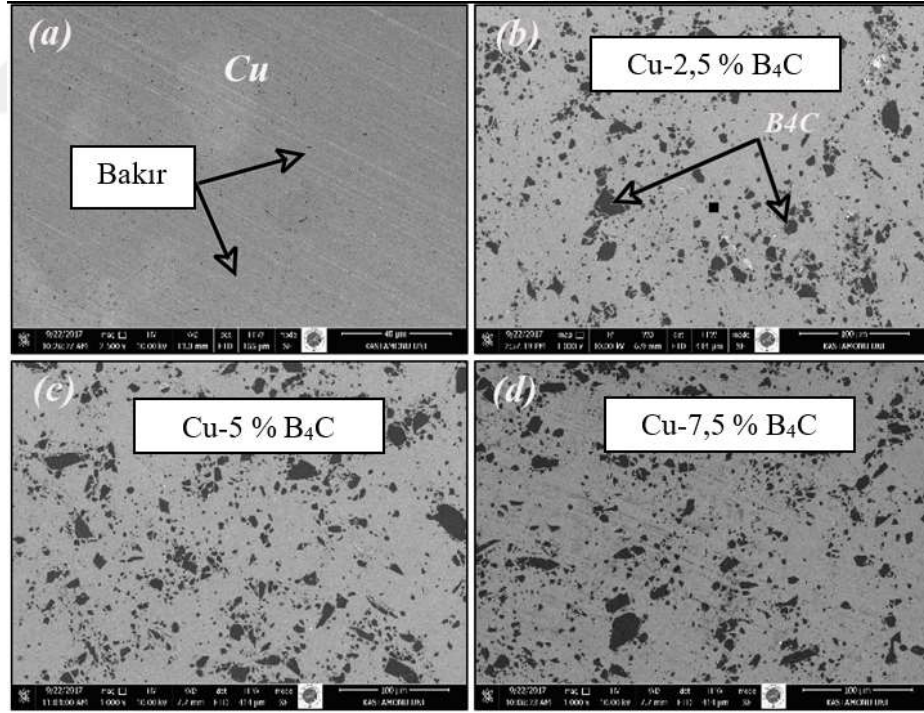
Şekil 5-1, ağırlıkça farklı oranda B₄C içeren Cu-B₄C metal matrisli kompozitlerin XRD analizini göstermektedir. Her bir kompozit numunesi için matrisi ara yüzeyde kaynaklayacak bir fazın mevcut olup olmadığını belirlemek üzere 900°C sıcaklıkta, 180 dakika boyunca 5 MPa'da difüzyon kaynak yöntemiyle birleştirilmiş üç farklı kompozit numunenin (Cu+%2,5 B₄C); (Cu+%5 B₄C) ve (Cu+%7,5 B₄C) XRD analizi gerçekleştirilmiştir. XRD spektrumu, düşük içerikleri nedeniyle bakırın güçlü pik noktasını ve B₄C'nin çok zayıf pik noktasını göstermektedir. XRD desenlerinde, B₄C takviye içeriğinin artmasıyla birlikte, B₄C'nin pik yoğunlukları yükselirken Cu piklerinin yoğunluğu kısmen azalır. Alınan numunelerde, B₄C miktarına bağlı olarak bakır oksit fazı ve B₄C fazlarının bulunmadığı, baskın fazın Cu'dan oluştuğu görülmüştür. Spektrumda Cu matrisleri ve B₄C arasında bir arayüzey reaksiyonu olmadığı tespit edilmiştir. Üretilen Cu- B₄C numunelerinde düşük pik görüldüğü ve numunelerin B₄C karbür bileşiğinden oluştuğu görülmüştür. Sonuç olarak, Cu+B₄C kompozitlerinde bulunan partiküller arasında etkileşim olmadığı XRD analiz sonuçlarından elde edilmiştir.



Şekil 5-1. 8 MPa basınçta ve 900°C sıcaklıkta 180 dakika boyunca birleştirilen numunelerin yüzeylerinden alınan X-ışını kırınım desenleri

5.3 SEM-EDS Analizi

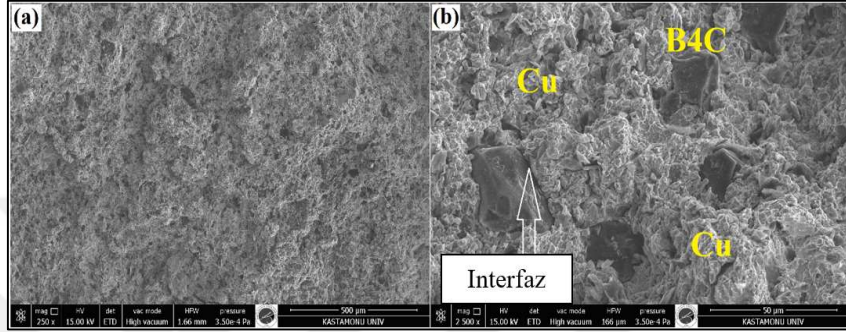
Difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin mikroyapı incelemesi, parlatılmış kesit yüzeyinde yüksek çözünürlüklü taramalı elektron mikroskobu (HR-SEM) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Metalografi numuneleri, 1 µm boyutunda elmas içeren solüsyonlarla yüzey hazırlanan işlemlere tabi tutulmuştur. Kontrol numunelerine ait Resim 5-9'da 800°C sıcaklıkta, 4 dakika boyunca 40 MPa basınç uygulayarak sıcak presleme yoluyla sinterlenmiş ağırlıkça %2,5; %5 ve %7,5 oranında B₄C takviye içeren bakır matrisli kompozitlerin iç yapısı gösterilmiştir. Mikroyapı görüntülerinde açık gri alanlar Cu matrisini, koyu renkli şekiller ise B₄C takviyesini göstermektedir. Burada, takviye elemanlarının homojen dağıldığı, mikroyapıların ise genel olarak tüm kompozitlerde benzer olduğu görülmektedir. Takviye elemanlarının dağılımı, bütün karışım oranlarında homojendir.



Resim 5-9. Bakır kompozitlerin matris SEM görüntüleri: (a) Saf Cu, (b) Cu+%2,5 B₄C, (c) %5 B₄C, (d) %7,5 B₄C

Resim 5-10'da yer alan SEM görüntüsü (900°C sıcaklıkta, 120 dakika boyunca 8 MPa basınç uygulayarak) kaynaklanmış ağırlıkça-%5 oranında B₄C içeren Cu kompozitinin SEM mikrografisini göstermektedir. Resim 5-10 (a, b)'de, Cu matrisi ile takviyeler

arasında iyi bir ara yüz bağlanması olduğunu görüyoruz. Cu matrisi ile B₄C takviyesi arasında iyi bir uyum bulunmaktadır. Ayrıca, kompozit üretimi sırasında takviye ve matris arasında hiçbir tepkime meydana gelmediğini doğrulayan herhangi bir ara yüzey ürün formu görülmemiştir.

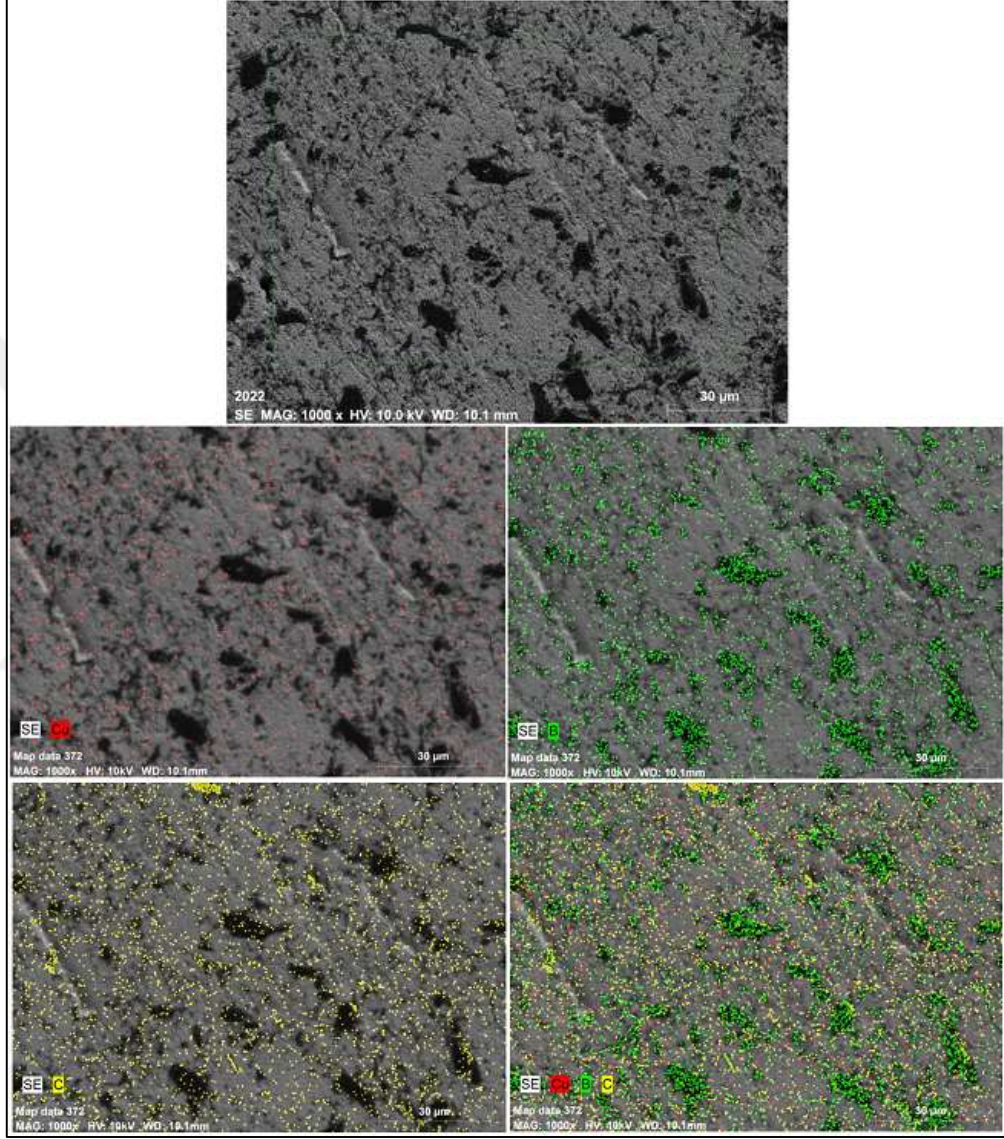


Resim 5-10. (900°C sıcaklıkta, 120 dakika boyunca 8 MPa basınç uygulayarak) kaynaklanan ağırlıkça %5 oranında B₄C içeren Cu kompozitinin SEM görüntüsü (a) Cu matrisli B₄C partikülünün dağılımı ve (b) ara yüzeyi.

Kompozitlerdeki farklı elementlerin varlığını doğrulamak üzere, 800°C sıcaklıkta, 90 dakika boyunca 3 MPa basınç uygulayarak kaynaklanmış Cu+%5B₄C kompozitin birleşmelerinde, Resim 5-11'de gösterildiği şekilde, element haritalaması yapılmıştır. Bakır (Cu), Bor (B) ve Karbon (C) elementleri sırasıyla kırmızı, yeşil ve sarı renkler ile gösterilmektedir. Haritaya bakarak, kompozitlerdeki takviyelerin homojen dağıldığı sonucuna varılabilir. Bu kaynak durumunda, Cu/B₄C kompozitlerin kaynak ara yüzünde, herhangi bir konsantrasyon veya atomun yan yana geçişi meydana gelmez.

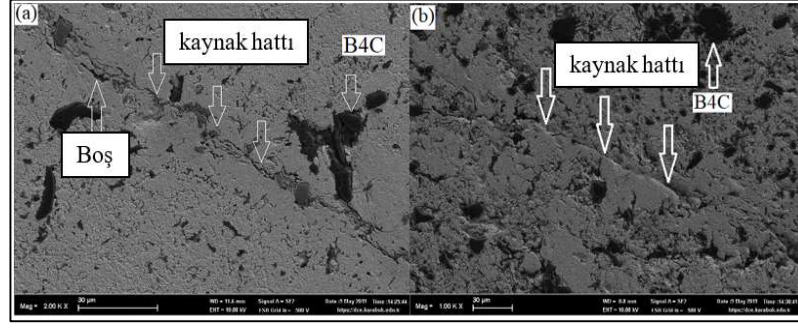
Difüzyon kaynaklı bakır kompozit malzemesinin kaynak alanlarındaki muhtemel fazların yapısını ve dağılımını belirlemek amacıyla SEM görüntüleri ile mikroyapısal inceleme yapılmıştır. Ayrıca, olası ara yüzey gözenekliliği ve kaynak bölgesinde bulunan farklı faz alanlarının da SEM analizleriyle incelenmesi amaçlanmıştır. SEM görüntüleri 800°C ve 900°C sıcaklıklarda ve 2 ila 8 MPa arasında basınçta 30 ila 180 dakika arasında değişen kaynak süresinde kaynaklanan Cu+B₄C numunelerini göstermektedir. Yapılan mikroyapı incelemeleri sonucunda farklı kaynak sıcaklıkları, süresi ve basınçlarında kaynak yapılmış numunelerin difüzyonun kaynak alanı görülmüştür. Yüzeylerde düzgünlük olmaması, kaynak yapılacak yüzeylerin hatalı

hızlanması, yüzey pürüzlülüğü ve numuneleri sisteme yüklerken geçen sürenin farklı olması gibi çeşitli faktörlerin de kaynak parametrelerini etkilediği düşünülmüştür.



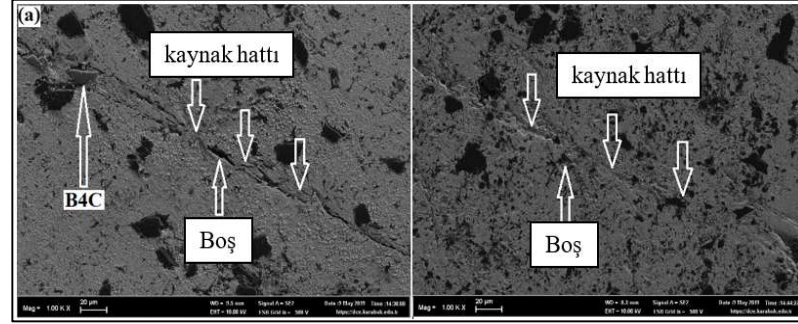
Resim 5-11. 800°C sıcaklıkta, 90 dakika boyunca 3 MPa basınç uygulayarak kaynaklanan bölgede Cu+5%B₄C'nin element haritalama analizi

Resim 5-12 (a)'da, 800°C sıcaklıkta 60 dakika boyunca 3 MPa basınç uygulayarak yapılan Cu+7,5 B₄C kompozitinin kaynak arayüzeyinin görüntüsü Resim 5-12 (b) açıklamalı vermektedir. Temas eden yüzeylerde boşluklar görülmektedir.



Resim 5-12. Cu+%7,5 B₄C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 800°C, 45dk: a) 3 MPa, b) 5 MPa.

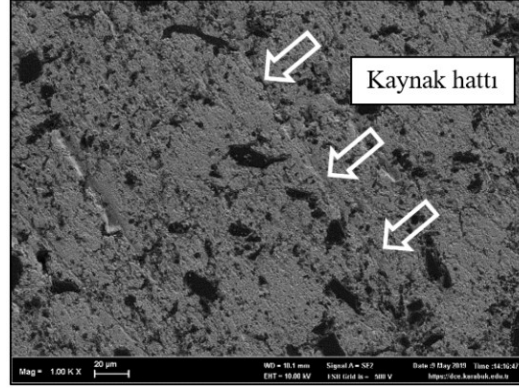
Resim 5-13(b), aynı zamanda, temas eden yüzeyler (kaynaklanmamış alanlar) arasında görünür bir ara yüz ve boşlukları da sunarak, basıncı 5MPa'ya ve süreyi 90 dakikaya arttırmanın bile, ilk vakadan daha az oranda sağlam bir kaynak elde etmek için yetersiz olduğunu göstermektedir (Resim 5-12(a)). Bu iki koşulda, kaynak işleminin tam olarak sağlanamadığının vurgulanması önemlidir.



Resim 5-13. Cu+%7,5 B₄C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 800°C, 60dk: a) 3 MPa, b) 5 MPa

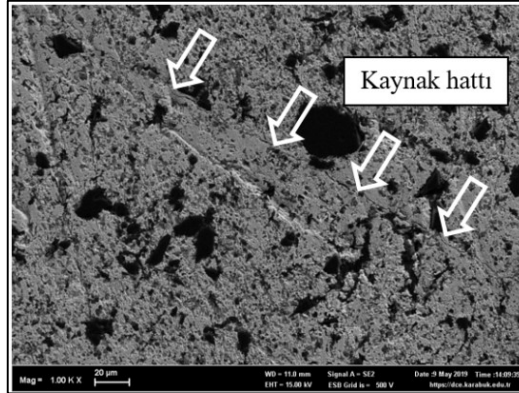
Resim 5-13(a. b)'de, 800°C sıcaklıkta, sırasıyla, 60 dakika boyunca 3 MPa ve 5 MPa basınç uygulayarak kaynak edilmiş Cu+%7,5 B₄C 'nin iç yapısını ve kaynak hattını göstermektedir. Artan basınca bağlı olarak bağlantı hattında daha az boşluklar görülse de yeterli bir bağlantının sağlandığını söylemek güçtür.

Resim 5-14; 800°C sıcaklıkta, 3 Mpa basın altında 60 dakika sürerle yapılan %5 B₄C içeren numunenin kaynak ara bağlantısını göstermektedir. Bağlantı hattı görünmektedir.



Resim 5-14. 800°C sıcaklıkta, 60 dakika boyunca 3 MPa basınç uygulanan Cu+%5B₄C için kaynak ara yüzeyi SEM görüntüleri

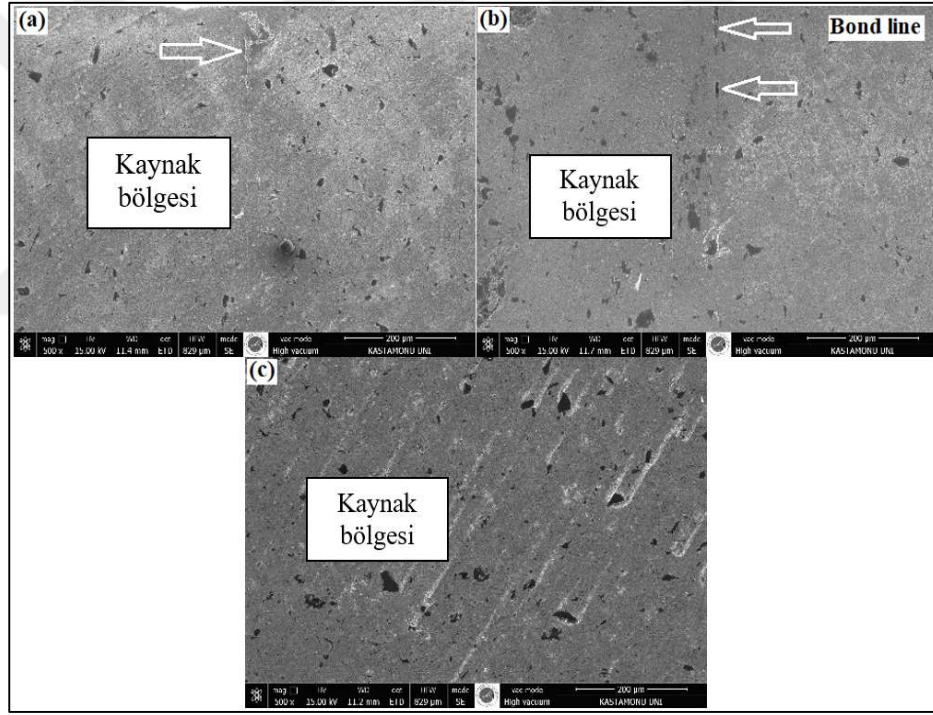
Resim 5-15 800°C sıcaklıkta, 30 dakika boyunca 4 Mpa basınç uygulanan %2,5 B₄C içeren numunenin kaynak hattının SEM görüntüsünü vermektedir. Her ne kadar basınç değeri 4Mpa değerine çıkarılsa da bağlantı hattındaki boşluklar görülebilmektedir. Düşük basınç ve sıcaklıklarda bağlantını tam olarak gerçekleşmediği, bağlantı hattında boşlukların tam kapanmadığı görülmektedir.



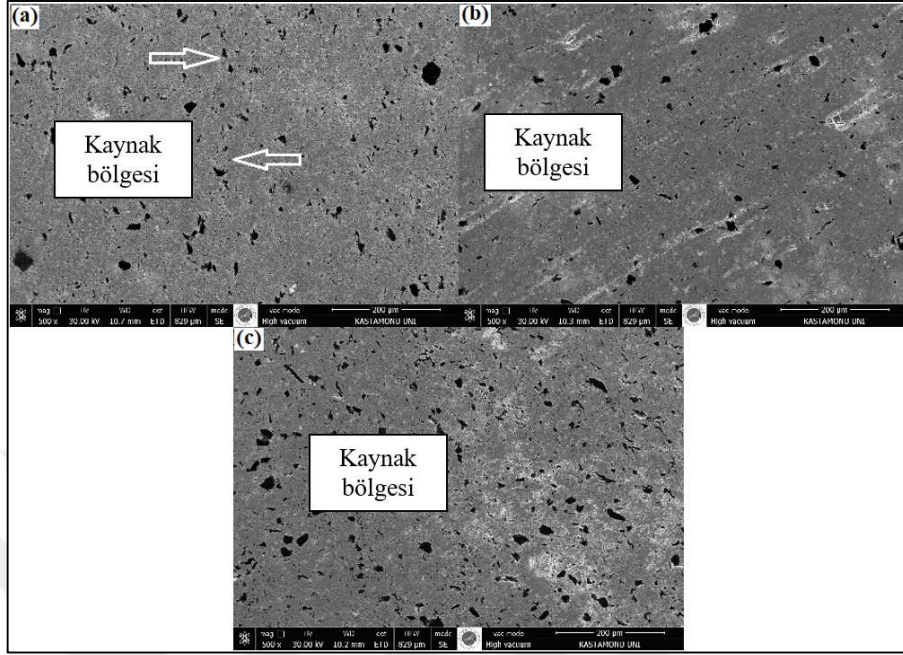
Resim 5-15. 800°C sıcaklıkta, 30 dakika boyunca 4 Mpa basınç uygulanan Cu+%2,5 B₄C için kaynak ara yüzeyi SEM görüntüleri.

Resim 5-16 dan Resim 5-21'e kadar olanlar, 5Mpa basınçta farklı B₄C karışım oranına sahip kompozitlerin farklı sürelerdeki kaynağından elde edilen iç yapıları (kaynak hattını) vermektedir. Düşük kaynak süreleri için kaynak hattı görülebilmekteyken artan süreye bağlı olarak (120 ve 180 dakika) kaynak çizgileri kaybolmuş, yapı tek bir yapıymışcasına bir görüntü arz etmiştir. Artan süreye bağlı olarak kaynak hattı boyunca olan boşluklar çok düşük seviyede oluşmuştur.

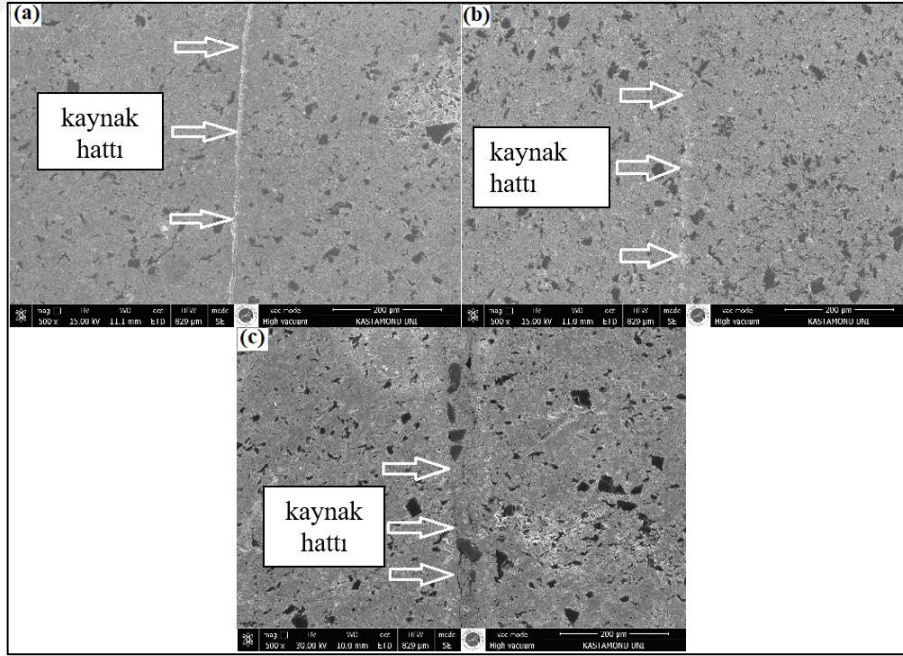
Resim 5-16.a. Resim 5-18.a. ve Resim 5-20.a. süre (90 dakika) ve basınç minimum (5MPa) olarak seçildiğinde her bir takviye oranında (%2,5; %5 ve %7,5 B₄C) kaynak bölgesinin net olarak gözlenmektedir. Her ne kadar kaynak bölgesi 800°C kaynak sıcaklığındaki kadar belirgin olmasa da kaynak hattı görülebilmektedir. Buradan, 90 dakika kaynak süresinin optimum bağlanmayı sağlamak için yeterli olmadığı sonucu çıkarılabilir. Resim 5-16. b. Resim 5-18. b. ve Resim 5-20.b'de Her bir takviye oranında (%2,5; %5; %7,5); 120 dakika boyunca 5 MPa basınçta kaynak yapılan malzemelerin SEM mikrograf görüntüleri yer almaktadır, bu görüntülere göre, kaynak bölgesinde (difüzyon bölgesi) önemli bir azalma (daralma) görülmektedir.



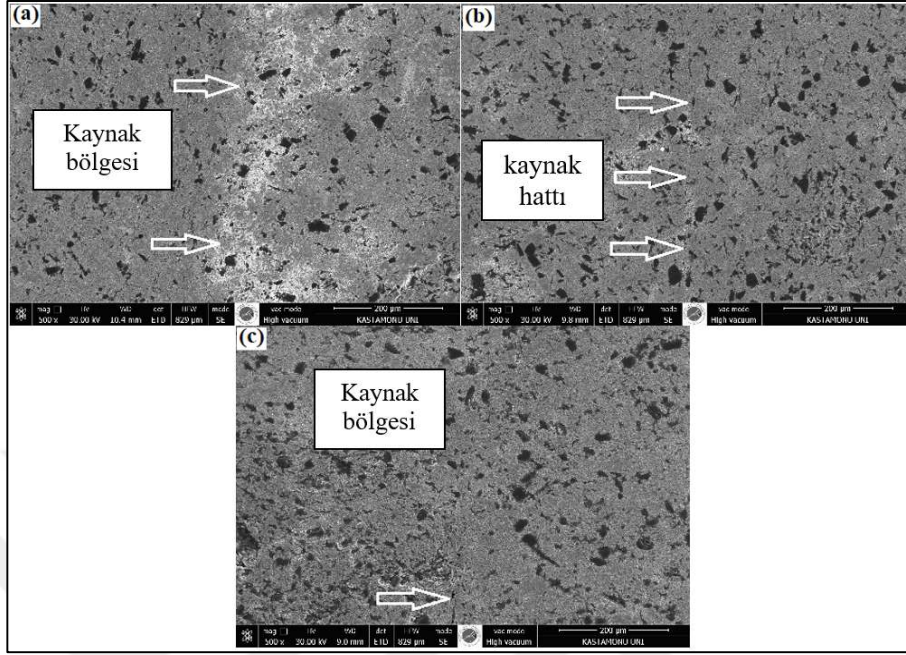
Resim 5-16. Cu+2,5 B₄C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 5MPa: a) 90, b) 120, c) 180 dk.



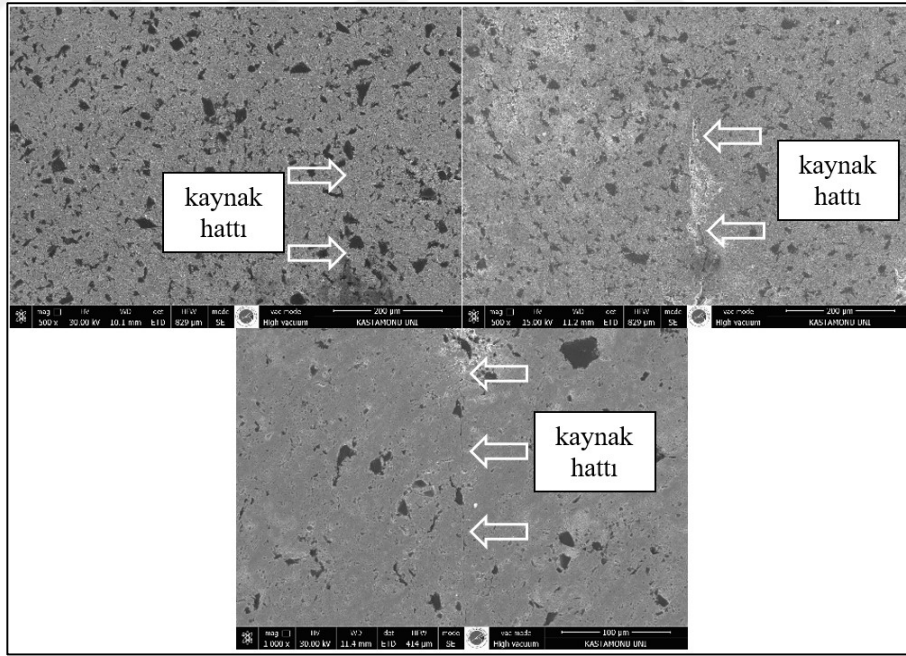
Resim 5-17. Cu+%2,5 B₄C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 8 MPa: a) 90, b) 120, c) 180 dk



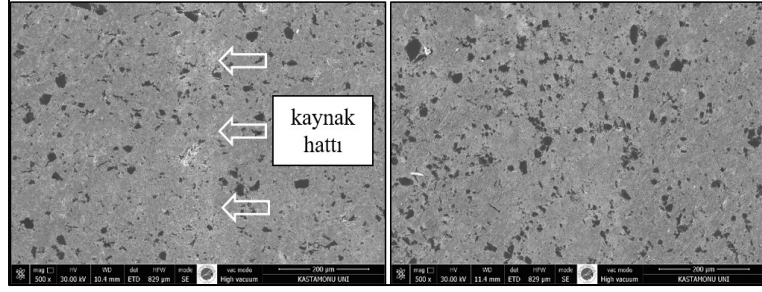
Resim 5-18. Cu+%5B₄C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 5 MPa: a) 90, b) 120, c) 180 dk



Resim 5-19. Cu+%5 B₄C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 8 MPa: a) 90, b) 120, c) 180 dk



Resim 5-20. Cu+%7,5B₄C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 5 MPa: a) 90 dk., b) 120dk, c) 180 dk



Resim 5-21. Cu+%7,5 B₄C için kaynak ara yüzeyinin SEM görüntüleri: 900°C, 8 MPa: a) 90 dak, b) 120 dak

Her bir takviye oranında (%2,5; %5; %7,5), en uzun kaynak süresi olan 180 dakika boyunca 5; 8 MPa basınçta kaynak yapılan numuneleri gösteren, Resim 5-16c ile Resim 5-20c ve Resim 5-21b,'de difüzyon bölgesi neredeyse kaybolmuştur ve tek bir yapı gibi pürüzsüz bir görünüme sahiptir. Kaynak koşullarının Cu+B₄C kompozitlerinin kaynaklanabilirliğini önemli ölçüde etkilediği görülmüştür. Kaynak sıcaklığının artmasıyla, kaynak basıncı ve kaynak süresi yeterli kaynak bağlantısı elde edilecek ölçüde azaltılabilir.

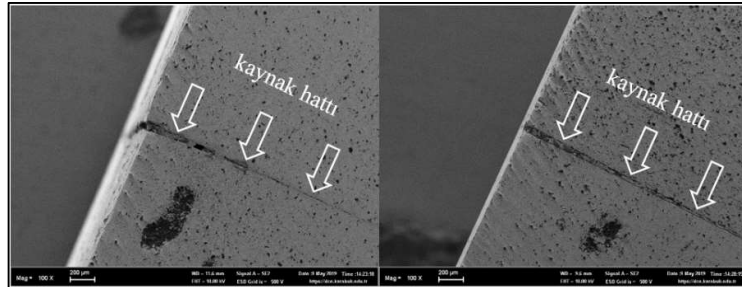
Sıcaklık: Sıcaklık 800°C'den 900°C'ye yükseltildiğinde kaynak işlemi daha etkin hale gelmektedir. Resim 5-13. (b) ve Resim 5-20 (a) sırasıyla 800°C ve 900°C sıcaklıkta, 90 dakika boyunca 5MPa basınçta yapılan kaynakların kesitlerini göstermektedir. Kaynak sırasında ara yüzeylerde ince yeniden kristalleşen tanelerin başlamasını ve büyümesini takiben asıl kaynak hatları kaybolmuştur. Ara yüzeydeki küçük tanecikler, uygulanan kaynak basıncı altında temas eden yüzeylerdeki pürüzlülüğün bozulmasıyla tetiklenen yeniden kristalleşmeden kaynaklanmaktadır. Bu durumda, kaynak işlemi gerçekleşmiş ve atomların difüzyonuna ve tam tepkimenin meydana gelmesine yol açabilecek yeterli sıcaklık nedeniyle merkez hat kaybolmuştur; difüzyon kaynağı için 900°C sıcaklığın 800°C sıcaklıktan daha iyi sonuç verdiği resimlerden görülmüştür.

Basınç: Yüzeysel teması sağlamak için, oluşan birleşmelere basınç uygulanır. Görüldüğü üzere, 800°C sıcaklıkta Cu+B₄C'ü kaynaklamak için yüksek kaynak basıncı gereklidir ve 3MPa basınç uygulandığında bile ara yüzeyde orijinal kaynak hattı görülebilir. 800°C sıcaklıkta, 5 MPa basınç uygulanarak gerçekleşen birleştirmede belirgin bir kaynak hattı bulunmasına rağmen (Resim 5-12. (b)), 8 MPa basınçta gerçekleştirilen kaynakta hemen hemen ayırt edilemez (Resim 5-17, Resim

5-19 ve Resim 5-21). %5 ve %7,5 oranında B₄C içeren kompozit bağlantılarında, kaynak yüzeyleri arasında sıkı bir temas sağlamak için kaynak basıncı uygulanmıştır. Basıncın artırılması ile difüzyonun arttığı gözlemlerle de doğrulanmaktadır. Yakın teması kolaylaştırmak ve difüzyon işlemlerinin gerçekleşmesini sağlamak için minimum basınç gereklidir. Gerekli basınç, kaynak işlemi için kullanılan sıcaklıktan etkilenir. Kaynak basıncının, kaynak işleminin gerçekleşmesini sağlamak için optimize edilmesi gerekir. Ancak, kaynak basıncı, ihtiyaca göre çok daha fazla ise toplam bağlanma mukavemetini azaltarak dökme malzemelerde veya ara yüzeyde çatlama neden olabilir.

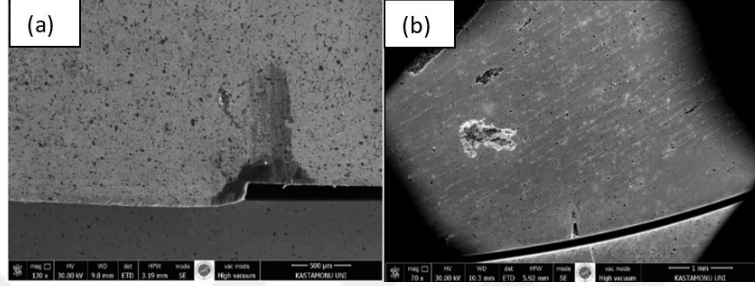
Süre: Yeterli bir kaynak elde etmek için gereken süre, kaynak sıcaklığına ve basıncına bağlıdır. Düşük sıcaklıklarda, örneğin, daha uzun birleştirme süreleri gerekli olabilir; ancak yüksek sıcaklıklarda, difüzyon için daha kısa süreler yeterli olabilir. Yeni fazların oluşumu hem zamana hem de sıcaklığa bağlıdır. Tüm difüzyon kaynak uygulamalarında kaynak yüzeyleri arasında tam temas sağlanması önemlidir. Bu sağlanmadığında, yeterli birleştirme mukavemeti elde etmek neredeyse imkansızdır; çok düşük kesme dayanımı değerleri gözlemlenir.

Resim 5-22'de, 800°C sıcaklıkta, 45 ve 60 dakika boyunca 5MPa basınç uygulanarak kaynaklanmış numunelerin SEM görüntülerini verilmiştir. Bu görüntülere göre birleşme ara yüzeyinde çok ince oksit tabaka oluşumu söz konusudur. Kaynak basıncı bu ince oksit tabakayı kırmak için yeterli olmadığından bu film, difüzyon kaynağı için bir bariyer görevi görür.



Resim 5-22. Cu+%2,5 B₄C için kaynak numunesinin temas yüzeyi: 800°C, 5 MPa:
a) 45 dk., b) 60 dk

Resim 5-23'te. 900°C sıcaklıkta, 60 ve 90 dakika boyunca 5MPa basınç uygulanarak kaynaklanmış numunelerin kaynak ara yüzeyinde iyi kaynak oluşumunu gösteren SEM görüntüleri yer almaktadır.



Resim 5-23. Cu-%2,5 B₄C için kaynak numunesinin temas yüzeyi: 900°C, 180 dk.:
a) 8MPa, b) 5 MPa.

Resim 5-24, kaynak basıncını 8 MPa'ya kadar yükselterek numunenin plastisitesinin bozulduğunu ve kenarların herhangi bir yerinde uzunluk ve yanal şişkinlikte azalmaya yol açtığını, bunun %7,5 oranındaki yüksek B₄C takviyesinin bir sonucu olduğunu düşünülebilir.



Resim 5-24. Yoğun plastik deformasyon

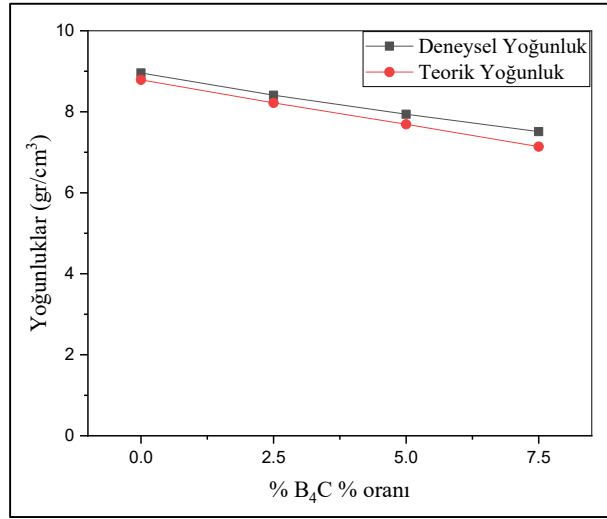
5.4 Yoğunluk Ölçümleri

Elde edilen Cu ve Cu-B₄C kompozit numunelerinin yoğunlukları, difüzyon kaynağından önce ve sonra Arşimet prensibine göre ölçülmüştür. Tablo 5-1, Tablo 5-2 ve Tablo 5-3'te numunelerin teorik yoğunlukları (TD), deneysel yoğunlukları (ED), bağıl yoğunlukları (RD) ve gözeneklilik oranları verilmiştir. Tablo 5-1'de, bakır yoğunluğunun (8,96 g/cm³); B₄C ile kıyaslandığında (2,52 g/cm³) daha yüksek olduğu

görülmektedir. Bağlı yoğunluk, kontrol numunelerindeki tüm karışım oranları için %98,24 ile %95,07 arasında değişmiştir. Toz metalurjisinin sinterleme işleminde teorik yoğunluğun %100'ünü elde etmek zordur. Kompozit içinde belirli bir miktarda gözenek olacaktır. B₄C oranındaki artışa bağlı olarak, takviye miktarının artmasıyla yapıdaki gözenekliliğin arttığı, buna karşılık artan B₄C içeriğinin artan gözeneklilik ve boşluklar nedeniyle kompozitlerin bağlı yoğunluğunu azalttığı görülmektedir. Literatürle uyumludur. Sonuçlar, kompozitlerin yoğunluğunun teorik hesaplamadan tahmin edilene yakın olduğunu gösterdi. Ayrıca Grafik 5-1, artan B₄C içeriği ile kompozitlerin yoğunluğunun azalma eğiliminde olduğunu ortaya koymaktadır. Bunun nedeni, B₄C parçacıklarının yoğunluğunun bakırinkinden çok daha küçük olmasıdır (Balalan & Gulan, 2019; Jain vd., 2016; Özkan ESKİ vd., 2017).

Tablo 5-1. Cu-B₄C kompozit malzemelerin difüzyon kaynağından önceki yoğunluk sonuçları.

No	B ₄ C	Teorik Yoğunluk	Deneysel Yoğunluk	Bağlı Yoğunluk	Gözeneklilik
	Oranı	(g/cm ³)	(g/cm ³)	(%)	(%)
1	%0 B ₄ C	8,96	8,79	98,10	1,90
2	%2,5 B ₄ C	8,41	8,22	97,74	2,26
3	%5 B ₄ C	7,94	7,69	96,85	3,15
4	%7,5 B ₄ C	7,51	7,14	95,07	4,93



Grafik 5-1. Cu-B₄C kompozitleri için yoğunluğun B₄C içeriği ile değişimi

Tablo 5-2 ve Tablo 5-3; 900°C sıcaklıkta, 5 ve 8 MPa difüzyon basıncında 90; 120 ve 180 dakika difüzyon süresinde kaynaklanmış numuneler olan Cu matrisi kompozitleri için kaynak difüzyon numunelerinin yoğunluklarını göstermektedir.

Difüzyon kaynağı sonrası Cu-B₄C kompozitlerin yoğunluğu, kaynak işleminin yapıldığı sıcaklık ve basınca ve kaynak işleminin süresine bağlı olarak değişir. Tablo 5-2'de görüldüğü gibi, difüzyon kaynağı sırasında 5 MPa'lık bir yük uygulanmıştır. Artan B₄C oranı ile numunelerin deneysel yoğunluğu azalmıştır. En düşük yoğunluk değeri ise en yüksek takviye oranı olan %7,5 B₄C içeren malzemelerde gözlenmiştir. 90 dakika kaynatılan numunelerin bağıl yoğunluğu %2,5 B₄C ihtiva eden numunelerde ortalama %97,86 iken, %7,5 takviye içeren numunelerde %95,34 olmuştur.

120 dakika boyunca kaynaklanmış numunelerde bağıl yoğunluklar %2,5 bakır numunelerde %98,10 ve %7,5 takviye malzemesi içeren numunelerde %95,61; 180 dakika kaynak süresine maruz kalan numunelerde %2,5 bakır için %98,57; %7,5 takviye içeren numunelerde %95,87 olarak ölçülmüştür. Aynı kaynak periyodunda kaynaklı malzemelerin bağıl yoğunluklarının birbirine yakın olduğu gözlemlenmiştir.

Tablo 5-2. 900°C sıcaklıkta, 5 MPa basınçta difüzyon kaynağı sonrası ortalama yoğunluk değerleri

Basınç	Zaman	No	B ₄ C	Teorik Yoğunluk	Deneysel Yoğunluk	Bağıl Yoğunluk	Gözeneklilik
			Oranı	(g/cm ³)	(g/cm ³)	(%)	(%)
5 MPa	90 dak	1	%2,5 B ₄ C	8,41	8,23	97,86	2,14
		2	%5,0 B ₄ C	7,94	7,75	97,61	2,39
		3	%7,5 B ₄ C	7,51	7,16	95,34	4,66
	120 dak	4	%2,5 B ₄ C	8,41	8,25	98,10	1,90
		5	%5,0 B ₄ C	7,94	7,77	97,86	2,14
		6	%7,5 B ₄ C	7,51	7,18	95,61	4,39
	180 dak	7	%2,5 B ₄ C	8,41	8,29	98,57	1,43
		8	%5,0 B ₄ C	7,94	7,83	98,61	1,39
		9	%7,5 B ₄ C	7,51	7,2	95,87	4,13

8MPa'da kaynaklanmış numuneler için Cu-B₄C kompozitlerinin bağıl yoğunlukları Tablo 5'te verilmiştir. B₄C içeriğinin artmasıyla bağıl yoğunluklar azalır. Ancak difüzyon kaynağı sırasında meydana gelen artış, kaynak sonrası numunelerin bağıl

yoğunluğunun artmasına neden olmuştur. Tablo 5-1, Tablo 5-2 ve Tablo 5-3'te görüldüğü gibi artan kaynak basıncı ve süresine bağlı olarak gözeneklilik azalmış ve bağıl yoğunluk değeri artmıştır. Artan B₄C oranı ile bağıl yoğunluk azalmış ve B₄C oranı düşük numunelerde daha yüksek olmuştur. Örneğin %5 B₄C içeren numunenin yoğunluğu sinterleme sonrası %98,24 iken, 900°C'de 90 dakika ve 5MPa kaynak sonrası %98,36'dır; 8MPa'da kaynak yaptıktan sonra %98,61'e yükseldi. Benzer şekilde 120 dakikalık kaynaktan sonra 5MPa'da kaynak yapılan numunelerin %98,74'ü ve 8MPa'da kaynak yapılan numunelerin %98,87'si ölçülmüştür. Daha genel bir ifadeyle, artan kaynak süresi ve kaynak basıncı, numunelerde gözenekliliğin azalmasına ve yoğunlukların artmasına neden olmuştur.

Tablo 5-3. 900°C sıcaklıkta, 8 MPa basınçta difüzyon kaynağı yapılan numunelerdeki ortalama yoğunluk

Basınç	Zaman	No	B ₄ C	Teorik Yoğunluk	Deneysel Yoğunluk	Bağıl Yoğunluk	Gözeneklilik
			Oranı	(g/cm ³)	(g/cm ³)	(%)	(%)
8 MPa	90 dak	10	%2,5 B ₄ C	8,41	8,25	98,10	1,90
		11	%5,0 B ₄ C	7,94	7,7	96,98	3,02
		12	%7,5 B ₄ C	7,51	7,19	95,74	4,26
	120 dak	13	%2,5 B ₄ C	8,41	8,29	98,57	1,43
		14	%5,0 B ₄ C	7,94	7,72	97,23	2,77
		15	%7,5 B ₄ C	7,51	7,24	96,40	3,60
	180 dak	16	%2,5 B ₄ C	8,41	8,3	98,69	1,31
		17	%5,0 B ₄ C	7,94	7,75	97,61	2,39
		18	%7,5 B ₄ C	7,51	7,28	96,94	3,06

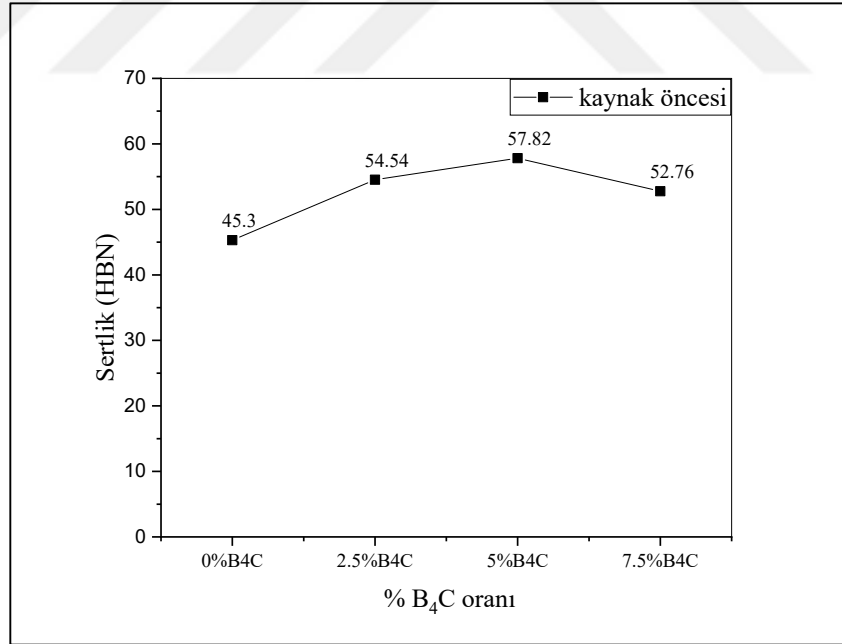
Genel olarak, B₄C katkısını arttırmak ve basıncı 5 MPa'dan 8 MPa'ya ve süreyi 90'dan, 120 ve 180 dakikaya yükseltmek, bağıl yoğunlukta artmaya ve aynı koşullarda gözenekliliğin azalmasına yol açar. Ancak burada değişimin %1'den küçük olduğu ve bu farkın kompozit yapıdaki malzemeler için kabul edilebilir sınırlar dahilinde olduğunu göz ardı etmemek gerekir. Artan B₄C içeriğine, difüzyon basıncına ve süresine bağlı olarak, gözeneklilik azalırken bağıl yoğunluk (RD) değeri artmıştır. En yüksek bağıl yoğunluk artışı %7,5 B₄C içeren ve 8MPa'da kaynaklanan numunelerde gözlenmiş ve değişim %3,06 olmuştur. Artan takviye oranına bağlı olarak basınç ve

zamanın sıkıştırma üzerindeki etkisinin olduğu söylenebilir. Ancak bunun için adha kapsamlı araştırmaların yapılması gerekir.

5.5 Sertlik Testleri

5.5.1 Brinell Sertlik Testleri

Brinell sertlik ölçümleri, 3 µm'luk elmas solüsyonla yüzey hazırlama işleminden sonra 1/16" çapında çelik bilye ve 62,5 kg yük uygulanarak bağlantı ara yüzünün her iki tarafı için alınmış, maksimum ve minimum değerler atıldıktan sonra kalan 5 noktadan elde edilen değerlerin ortalaması dikkate alınmıştır. Sinterlenmiş ve sıcak preslenmiş saf bakır ve Cu+B₄C kompozitlerinin sertlik değerleri Grafik 5-2'de verilmiştir. Grafik, kompozitlerde B₄C miktarlarının artmasıyla sertlik değerlerinin arttığını göstermektedir (Balalan & Gulan, 2019; Jain vd., 2016; Özkan ESKİ vd., 2017).



Grafik 5-2. Farklı % B₄C'deki kontrol numuneleri için Brinell sertlik grafiği

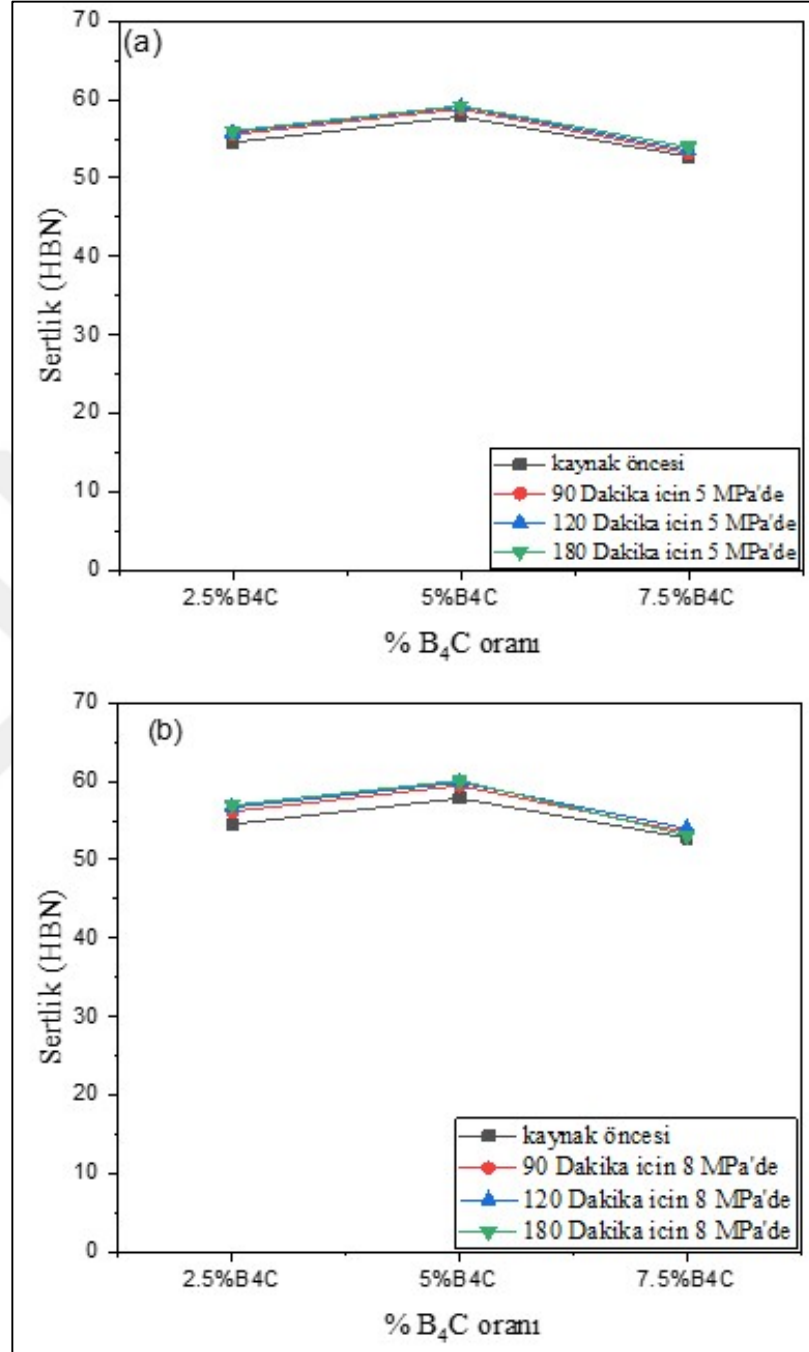
Sertlik ölçümleri ile difüzyon kaynak sıcaklığı ve B₄C oranının Cu+B₄C bakır matrisli kompozitlere etkisi incelenmiştir. Sertlik, bir malzemenin plastik deformasyona karşı direncinin bir göstergesidir. Bakır matris içerisine %2,5; %5,0 ve %7,5 olmak üzere üç farklı B₄C oranlarının eklenmesiyle numune üretiminin ardından, üretilen

numunelerin sertliği üç farklı kaynak süresi ve basıncı için ölçülmüştür. Sertlik değerleri, bir Brinell sertlik test cihazı kullanılarak her numunede beş farklı ölçümün ortalaması alınarak belirlendi.

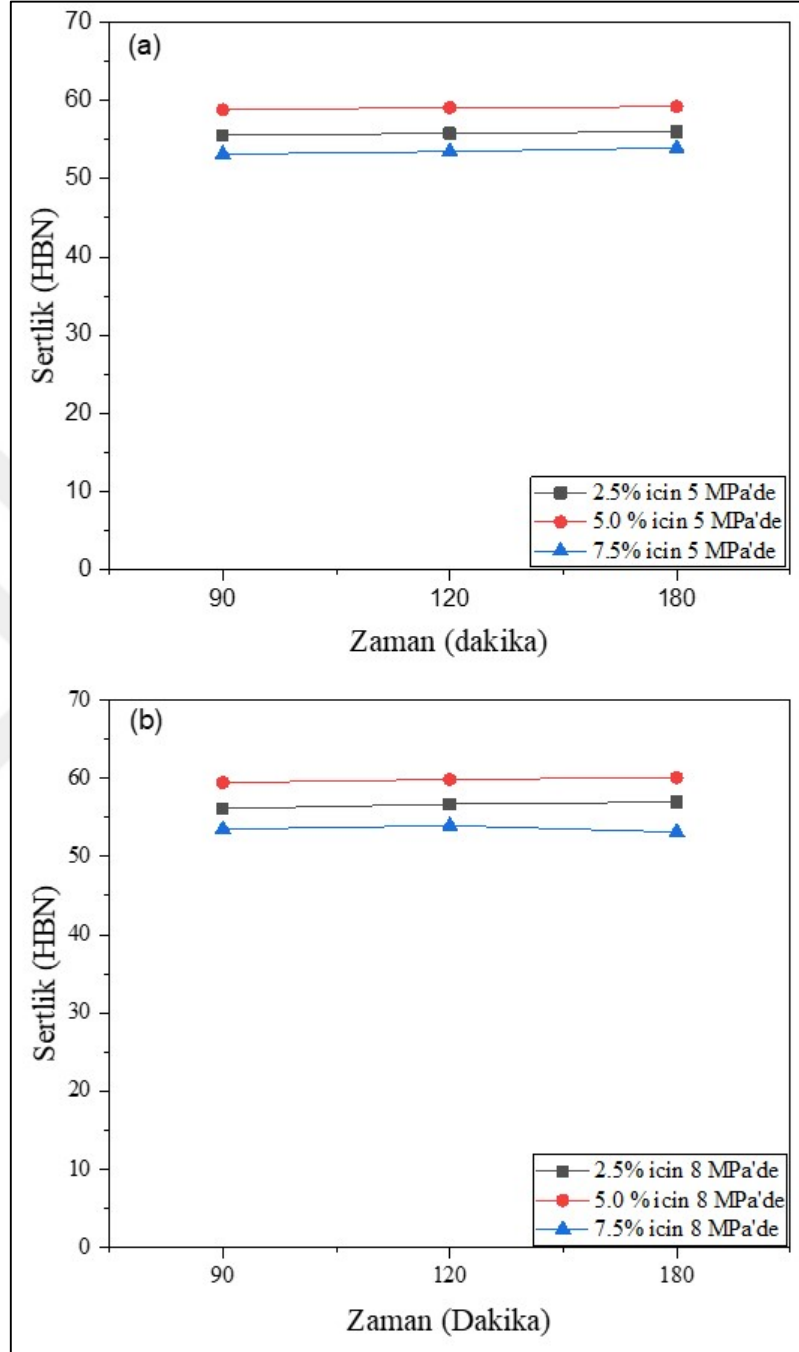
Grafik 5-3 ve Grafik 5-4, B₄C içeriğinin ağırlıkça %'si farklı olan numunelerin sertliğinin ve kaynak süresinin değerlendirilmesini göstermektedir. En düşük sertlik, 8MPa'da 180 dakika kaynaklanmış %7,5 Cu-B₄C numuneler için 53,12 HRB ve 90 dakika süreyle 5MPa'da kaynaklanmış numuneler için 53,14 HRB olarak ölçülmüştür. Üretilen kompozitlerde en yüksek sertlik değeri %5 B₄C içeren 8MPa'da 180 dakika kaynatılan numunelerde 61,10 HRB, 5MPa'da 180 dakika kaynatılanlarda 59,2 HRB'dir.

Verilen grafikten, Cu- B₄C kompozitlerine B₄C eklenmesi nedeniyle numunenin sertliğinin arttığı açıkça görülmektedir. B₄C içeriğinin %5,0'a kadar artırılması sertliği artırır. Bu sonuç daha önce yapılan çalışmalardan elde edilen sonuçlarla benzerlik göstermektedir. Ancak %7,5 B₄C içeren numunelerin porozitesindeki artışa bağlı olarak hem difüzyon kaynağı öncesi hem de sonrasında sertlik değerinde düşüş gözlenmiştir, Grafik 5-3 (a, b), ve kaynak süresi 180 dkya çıkarılarak sertlik artırılmıştır Grafik 5-4 (a, b).

Genel olarak, bir ölçüm bölgesinden diğerine değerlerin değişimi çok küçüktür, bu da düzgün bir yoğunluğu gösterir. Görüldüğü gibi, kompozitlerde B₄C'nin artmasıyla sertlik artar ve %7,5'lik B₄C numunelerinde kompozitte B₄C'nin artmasıyla sertlik azalır, bunun nedeni kompozitlerde daha yüksek gözenekliliğe yol açan yoğunluk olabilir.



Grafik 5-3. (a) 5 MPa ve (b) 8 MPa için farklı %B₄C'deki numunelerin sertlik değeri



Grafik 5-4. (a) 5 MPa ve (b) 8 MPa için numunelerin farklı kaynak sürelerinde sertlik değerleri

5.6 Kesme Mukavemeti Testi

Difüzyon kaynaklı bağlantıların numune boyutları çok küçük olduğundan, yani toplam uzunluk 20 mm (her yarım, 10 mm) ve kesit 10*10 mm, mekanik özellik testleri için,

kaynaklanmış numunelerin kesme kuvveti ile yükleneceği özel tasarlanmış bir ek donanım kullanılmıştır. Testler, 25°C ortam sıcaklığında, 1,8 mm/dk yükleme hızında gerçekleştirilecektir. Difüzyon kaynaklı bağlantıların kesme mukavemeti kaydedilen verilerle hesaplanmıştır. Kesme mukavemeti testi için difüzyonla birleştirilmiş Cu+B₄C kompozit iki gruba ayrılmıştır. Birinci grup, 800°C sıcaklıkta, 30; 45 ve 60 dakika kaynak süresi boyunca 3; 4 ve 5MPa basınç uygulanarak Cu+%2,5; %5 B₄C ve %7,5 B₄C takviyeli numuneler teste tabi tutulmuş olup ikinci grup, 900°C sıcaklıkta, 90; 120 ve 180 dakika kaynak süresi boyunca 5 ve 8 MPa basınç uygulanarak kaynaklanan Cu+ %2,5; %5 ve %7,5 B₄C takviyesi içeren numunelerdir.

Kesme testinde sıcaklık, süre ve basıncın difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş Cu+ B₄C kompozitin özellikleri üzerindeki etkileri görülebilir. 30; 45 ve 60 dakika kaynak süresi boyunca 3; 4 ve 5MPa basınç uygulanarak Cu+%2,5; 5 ve 7,5 B₄C için gerçekleştirilen kaynak işlemi, 800°C sıcaklıkta yürütülmüştür; metalografik gözlem ve kesme testine hazırlık sırasında numuneler ayrılmış veya temas eden yüzeyleri arasında herhangi bir birleşme oluşmamıştır, birleşme yapışma ekinde olmuştur. İyi bir birleşmenin sağlanamamasının nedeni, tamamlanmamış boşlukların ortadan kaldırılması için gereken sıcaklık, süre ve basınçtaki düşmeden kaynaklanabilir. B₄C ağırlık oranı ne kadar yüksekse, bağlantıların kaynak ara yüzeyindeki B₄C mukavemeti o kadar yüksek olup bağlantıların ara yüzey alanında daha zayıf mikro birleşme ara yüzeyleri olmuştur. Bir diğer neden de ara yüzeylerde daha fazla B₄C olmasının zımparalama işlemi sırasında bunların ortadan kaldırılmasını zorlaştırmasıdır. Kaynaklanmış bağlantıların düşük kesme mukavemetini oluşturan ana nedenlerden birisinin de bu olabileceği muhtemeldir.

900°C sıcaklıkta bağlanmış Cu+B₄C için difüzyon kaynaklı kompozitin kesme mukavemeti Tablo 5-4'de verilmiştir. Test sıcaklığını 900°C'ye ve kaynak süresini 90 ve 120 dakikaya artırarak, 5 Mpa basınç altında yapılan birletirmelerde maksimum kesme mukavemeti 37,5 ve 48,3 N/mm² olmuştur.

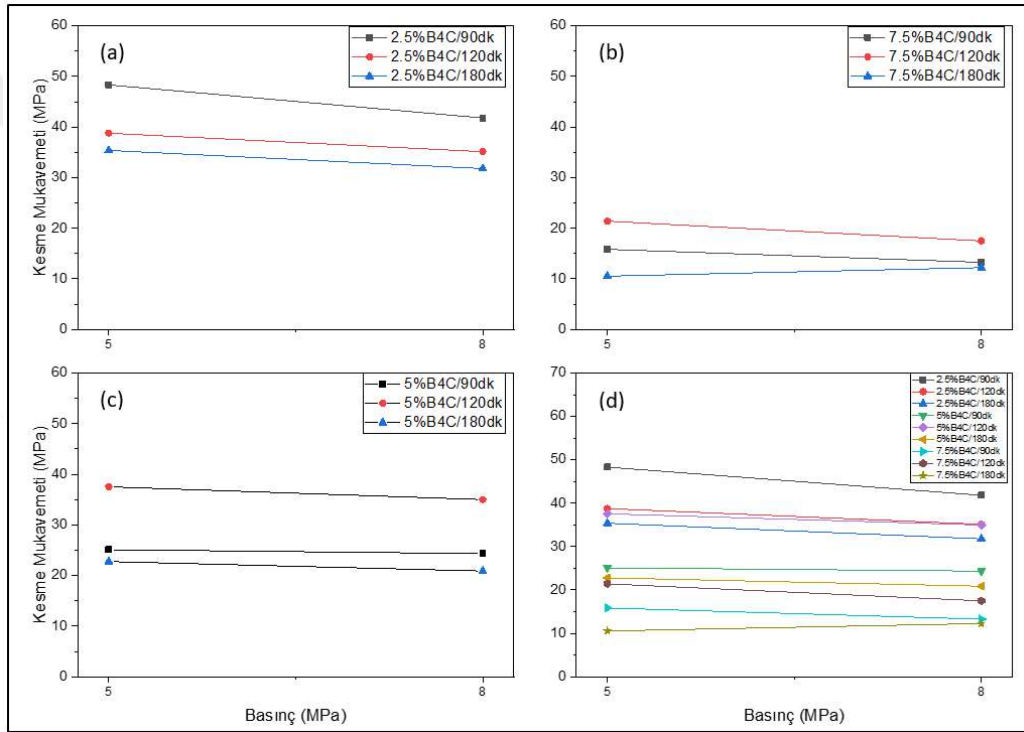
Tablo 5-4. B₄C ve basıncın, 900°C sıcaklıkta kaynaklanmış numunelerdeki kesme mukavemeti test sonuçlarına etkisi

NO	B ₄ C	Kaynak Süresi	Basınc	kaynak öncesi kesme mukavemeti	kesme mukavemeti	yapıştırma oranı
	%	dk	MPa	MPa	MPa	%
1	%2,5 B ₄ C	90	5	75,75	48,3	63,8%
2	%2,5 B ₄ C	90	8	75,75	41,8	55,2%
3	%5 B ₄ C	90	5	54,05	25,08	46,4%
4	%5 B ₄ C	90	8	54,05	24,33	45,0%
5	%7,5 B ₄ C	90	5	40,25	15,85	39,4%
6	%7,5 B ₄ C	90	8	40,25	13,27	33,0%
7	%2,5 B ₄ C	120	5	75,75	38,62	51,0%
8	%2,5 B ₄ C	120	8	75,75	35,12	46,4%
9	%5 B ₄ C	120	5	54,05	37,54	69,5%
10	%5 B ₄ C	120	8	54,05	34,97	64,7%
11	%7,5 B ₄ C	120	5	40,25	21,4	53,2%
12	%7,5 B ₄ C	120	8	40,25	17,48	43,4%
13	%2,5 B ₄ C	180	5	75,75	35,36	46,7%
14	%2,5 B ₄ C	180	8	75,75	31,8	42,0%
15	%5 B ₄ C	180	5	54,05	22,77	42,1%
16	%5 B ₄ C	180	8	54,05	20,85	38,6%
17	%7,5 B ₄ C	180	5	40,25	10,55	26,2%
18	%7,5 B ₄ C	180	8	40,25	12,24	30,4%

Ancak, bu sıcaklıkta difüzyon kütle aktarımının güçlendirilmesi, 800°C işlem sıcaklıklarında daha güçlü atom bağlaması ile sonuçlanır. Mevcut çalışmada, katı hal birleştirme sıcaklığı, 0,7 Te'nin üzerinde seçilmiştir (Te, bakırın erime noktasıdır). Ancak, 800°C altındaki işlem sıcaklığının ara yüzeydeki ısıl gerilim nedeniyle zayıf birleşmeye neden olduğu literatürde mevcuttur. Ayrıca, sıcaklığın (900°C) artmasıyla, birleşmenin akma mukavemeti azalır, bu da daha fazla ara yüzeyin bozulmasına ve atom yayılımının artmasına yol açar, ki bu, daha kolay ve hızlı kimyasal bağlanma sağlar. Bu nedenle, kaynak sıcaklığında meydana gelen artışla bağlantının dayanımı artar. Bu çalışmada da benzer sonuçlar elde edilmiş, artan sıcaklığa bağlı olarak kesme dayanımında artış görülmüştür. Basınc, süre ve B₄C oranının difüzyonla bağlı kompozitin özellikleri üzerindeki etkileri Grafik 5-5, Grafik 5-6 ve Grafik 5-7'te görülebilir.

Grafik 5-5 (a), basıncın 900°C sıcaklıkta ve farklı kaynak sürelerinde kaynaklanan numune üzerindeki etkisini göstermektedir. 90 ve 120 dakika boyunca Cu+%2,5 B₄C

ve Cu+%5 B₄C için kaydedilen maksimum kesme mukavemeti, 48,3 N/mm² 've 37,54N/mm²'dir. Ayrıca, kaynak basıncının 8 MPa'ya yükselmesi, kesme mukavemetinde küçük bir azalmaya neden olmuştur. 90 dakika boyunca 8 MPa basınç uygulanarak kaynaklanan Cu+%2,5 B₄C için kesme mukavemeti 41,3 N/mm² olup %14 daha düşüktür. Grafik 5-5 (b, c), 90 dakika boyunca %5 ve %7,5 B₄C içeren kaynaklanmış numunelerin kesme mukavemetinde, 5 MPa'dan 8 MPa'ya artırılan basınçla anlamlı bir değişiklik olduğu gösterilmektedir.



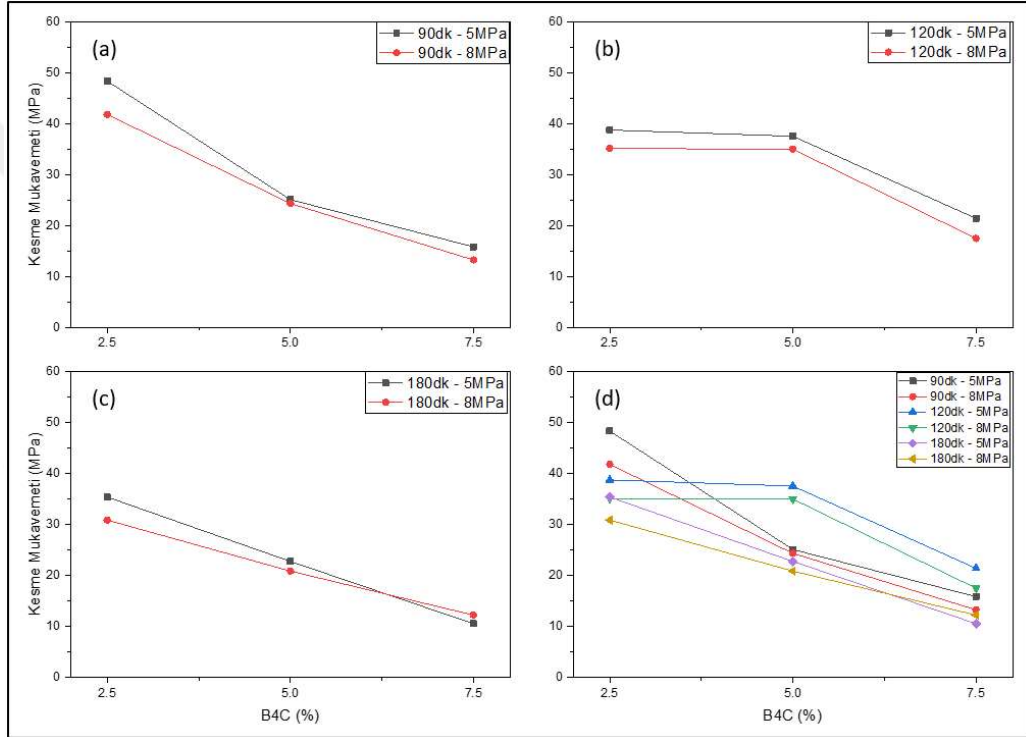
Grafik 5-5. Basınç ve sürenin 900°C kaynak sıcaklığındaki kesme mukavemeti üzerine etkisi

%5 ve %7,5 B₄C içeren numuneler, 120; 180 dakika boyunca kaynaklanmış iken, 5 MPa ila 8 MPa arası artan basınçla kesme mukavemetinde hafif bir fark bulunmaktadır. Grafik 5-5 (a, b ve c), 5 MPa basınçla kaynaklanmış numunelerde 8 MPa basınçla kaynaklanmış numunelerden daha fazla bağlantı mukavemetine sahip birleştirmenin bulunduğunu göstermektedir. Basıncı 5 MPa'ya yükseltildiğinde temiz yüzeylerin temas alanlarını arttırmak için temas noktalarında plastik deformasyon meydana gelmekte ve bu nedenle, kaynak hızı, 800°C sıcaklıkta, 5MPa basınç altına kaynaklanmış numunelere göre çok daha gözle görülür derecede değişmiştir. Basıncın

artması, yeniden kristalleşme sıcaklığını etkiler ve deformasyon, kaynak yüzeyinin temasını ve yeniden kristalleşmenin hızla büyümesini artırmaya eğilimlidir. Bu işlem ara yüzey temasını artıracak ve atomlar bu kaynak ara yüzeyinden geçecektir. Bu nedenle, atomların hareketine bağlı olarak daha fazla difüzyon yolu oluşur. Ayrıca kaynak basıncının 8 MPa'ya yükselmesi, kesme dayanımında küçük bir azalmaya neden olur. Ancak, kaynak basıncı, ihtiyaca göre çok daha fazla ise toplam kesme mukavemetini azaltarak dökme malzemelerde veya ara yüzeyde çatlama neden olabilir.

Grafik 5-6(a, b) B₄C takviyesinin kaynak işlemine etkisini göstermektedir. Grafik 5-6(a), aynı kaynak koşulunda (90 dakika boyunca 5 MPa basınç) üretilen kompozitlerde B₄C takviyesinin %2,5 ila %5'ten %7,5 orana artışının, kesme mukavemetinde, sırasıyla, 48,3 N/mm²'den 25,08 N/mm² ve 15,86 N/mm²'ye kadar azalmaya yol açtığını göstermektedir. Benzer şekilde numune 180 dakika boyunca 5 MPa basınç altında kaynaklandığında da aynı bulgular elde edilmiştir. Kompozitteki B₄C içeriği artırıldığında kesme mukavemeti azalmıştır. 180 dakika boyunca 5 MPa basınç uygulayarak kaynaklanan %2,5; %5 ve %7,5 B₄C içeren numunenin kesme mukavemetinde, sırasıyla, 35,36 N/mm², 22,77 N/mm² ve 10,55 N/mm² elde edilmiş ve ciddi bir azalma sonuçlanmıştır. Aynı şekilde 120 dakika boyunca 5 MPa basınç uygulayarak kaynaklanan %2,5 oranında B₄C içeren numunenin kesme mukavemeti %5 oranında artmış ve %7,5 oranında düşmüştür, kesme mukavemeti, sırasıyla, 38,6 N/mm², 37,54 N/mm² ve 21,4 N/mm² olarak kaydedilmiştir. Grafik 5-6(b), aynı kaynak koşulunda (90 dakika boyunca 8 MPa basınç) birleştirilen kompozitlerde %2,5 B₄C içeriğinin %5 ve %7,5'e çıkarılması, kesme mukavemetinde, sırasıyla, 41,80 N/mm²'den 24,33 N/mm² ve 13,27 N/mm² 'ye düştüğünü göstermektedir. 180 dakika boyunca 8 MPa basınç uygulayarak kaynaklanan %2,5; %5 ve %7,5 B₄C içeren numunenin kesme mukavemeti, sırasıyla, 30,86 N/mm², 20,85 N/mm² ve 12,24 N/mm² değerlerine kadar düşmüştür. 120 dakika boyunca 5 MPa basınç uygulayarak kaynaklanan %2,5 oranında B₄C içeren numunenin kesme mukavemeti %5 oranında B₄C içeren numunelerde artmış ve %7,5 B₄C ihtiva edenlerde düşmüştür. Kesme mukavemeti, sırasıyla, 35,12 N/mm², 34,97 N/mm² ve 17,48 N/mm² olarak ölçülmüştür. Grafik 5-6(a, b), farklı sürelerde kaynaklanmış numuneleri göstermektedir; kompozitlerdeki artan B₄C ile birlikte kesme mukavemeti de

azalmıştır. Bağlantının dayanımını, kaynaklanan yüzeylerinin pürüzlülüğü önemli ölçüde etkileyebilir. Bu genellikle geleneksel metaller ve alaşımlar için sorun yaratmaz. Ancak seramik yüzeylerin üretimi ve hazırlanması çok zor görülmektedir. Yüzey pürüzlülüğü, bileşiklerde B₄C içeriğinin artmasıyla birlikte yüzey pürüzlülüğü arttıkça, yüksek lokal gerilim konsantrasyonlarına ve müteakip gevrek kopmalara yol açabilir.



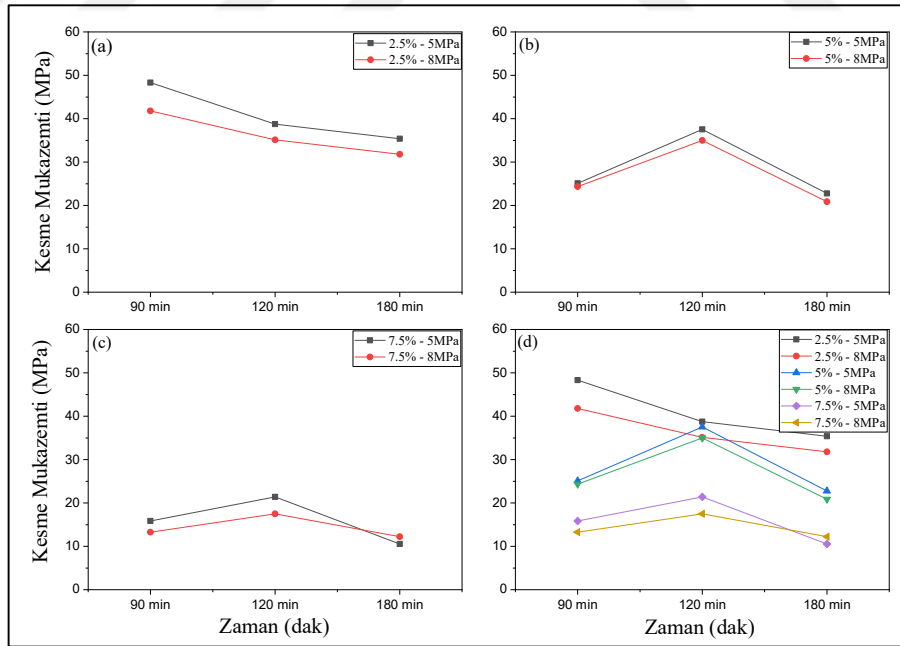
Grafik 5-6. B₄C içeriğinin 900°C kaynak sıcaklığındaki kesme mukavemeti üzerindeki etkisi

Grafik 5-7(a), Cu+%2,5 B₄C numunesi için 5 MPa ve 8 MPa basınçta kaynak süresinin 120 dakikaya çıkarılmasıyla kesme mukavemetinin düştüğünü, 48,3 N/mm²'den 38.6 N/mm² ve 35,36 N/mm²'ye azaldığını ve kaynak süresinin 180 dakikaya çıkarılmasıyla azalıyor, 41,8 N/mm²'den 35,12 N/mm² ve 30,8 N/mm²'ye düştüğünü göstermektedir.

Grafik 5-7(b), kaynak süresinin 120 dakikaya çıkarılmasıyla 5 MPa ve 8 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%5 B₄C numunesinin kesme mukavemetinin yükseldiğini ve kaynak süresinin 180 dakikaya çıkarılmasıyla 5 MPa ve 8 MPa basınçta kaynaklanan Cu+5%

B₄C numunesinin kesme dayanımının 25,08 N/mm²'den 37,57 N/mm² ve 22,77 N/mm²'ye azaldığını göstermektedir. 24,33N/mm²'den 34,97 N/mm² ve 20,85 N/mm²'ye düştüğünü göstermektedir.

Grafik 5-7(c), 5 MPa ve 8 MPa basınçta kaynaklanan Cu+%7,5 B₄C numunesinin kesme mukavemetinin kaynak süresinin 120 dakikaya çıkarılmasıyla yükselmiş ve kaynak süresinin 180 dakikaya çıkarılmasıyla düştüğü kesme mukavemeti 15,85 N/mm²'den ye gerilediği görülmüştür, daha uzun kaynak süresi mukavemette hafif bir artısa neden olmuştur 21,4 N/mm² ve 10,55 N/mm²'ye azaldığı görülmüştür. Daha uzun kaynak süreleri, belirli bir mukavemette hafif bir yükselişle birlikte sürekli tane büyümesi göstermiştir. Cu+%5 B₄C kaynakları için yüksek kesme mukavemeti, 120 dakikalık kaynak süresinde 5 MPa basınç uygulayarak elde edilirken Cu+%7,5 B₄C kaynakları için minimum kesme mukavemeti, 180 dakikalık kaynak süresinde 5 MPa basınç uygulayarak elde edilmiştir. Kaynak süresi yüzeydeki mikro pürüzlerin sünmesi ve atomlerin difüzyonis üzerinde etkidir.



Grafik 5-7. Sürenin, 900°C kaynak sıcaklığındaki kesme mukavemeti üzerindeki etkisi

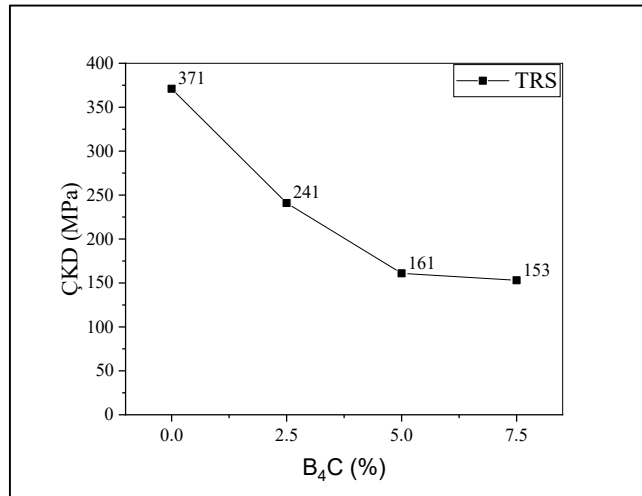
5 MPa basınçta, kaynak süresi 60 dakikadan 90 dakikaya çıkarılmasıyla bağlantının kesme mukavemeti, 5N/mm²'den 48,3 N/mm²'ye yükselmiştir. 60 dakikadan kısa

kaynak süreleri kaynak ara yüzeyi boyunca atomların temas eden yüzeylerde yayılmasına olanak tanımak yeterli değildir. Mukavemet, daha düşük olmuş ve birleşme meydana gelmemiştir. Kesme mukavemeti, kaynak süresinin 120 dakikaya kadar çıkarılmasıyla daha hızlı yükselirken, 180 dakikada aniden azalır.

5.7 Üç Nokta Eğme Testi

Kaynak kalitesini değerlendirmek ve kaynaklı bakır matrisli kompozitlerin çapraz kırılma dayanımı (ÇKD) belirlemek için, ASTM B 528-83a standardına göre 50 KN kapasiteli universal tip bir çekme cihazı kullanılarak 0,1 mm/dk test hızında üç nokta eğilme testleri yapıldı. Üç noktalı eğme testi için 10 mm x 10 mm x 22 mm boyutlarındaki numuneler kullanıldı.

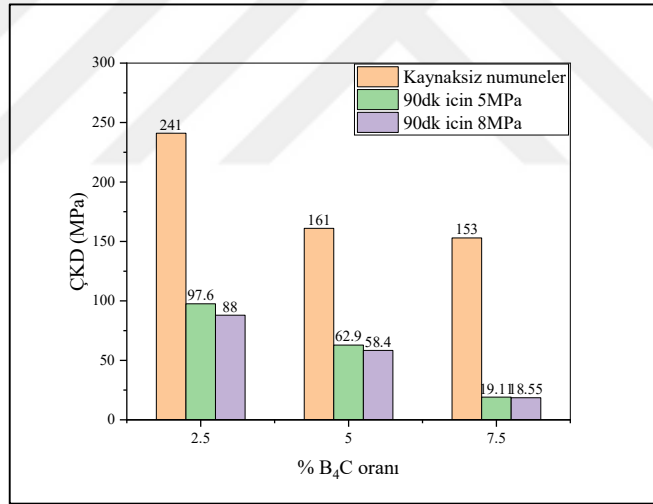
Grafik 5-8'de kaynaksız numunelerin takviye oranlarına bağlı olarak ölçülen çapraz kırılma dayanımı (ÇKD) gösterilmektedir. Saf bakırın ÇKD değerleri, takviyeli bakırdan daha yüksektir. Cu matrisinde B₄C miktarı arttıkça numunelerin ÇKD değerlerinin düştüğü gözlemlenmiştir. B₄C ilavesi ile porozitedeki artışın ÇKD değerinde düşüşe neden olduğu düşünülmektedir. Ayrıca bunun nedeni matriste bir kesit zayıflamasının meydana gelmesidir. Bor karbür (B₄C) artışı ile birlikte numunelerin ÇKD, azalmıştır. ÇKD, saf Cu için 371 MPa, Cu+ %2,5 B₄C için 241 MPa, Cu +%5 B₄C için 161 MPa ve Cu +%7,5 B₄C için 153 MPa olarak ölçülmüştür.



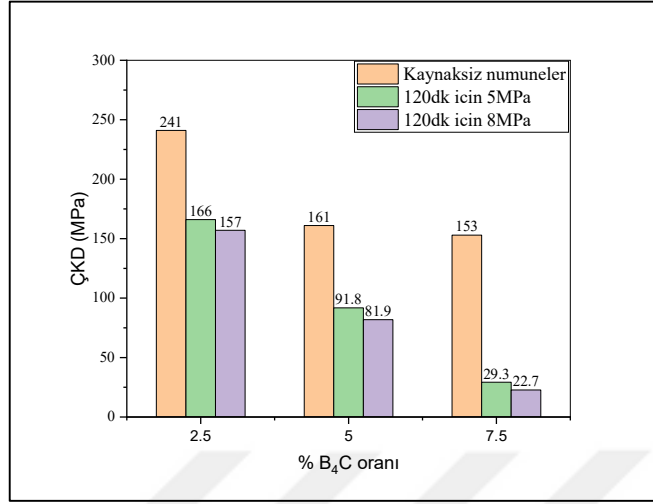
Grafik 5-8. Kontrol numunelerinin çapraz kırılma dayanımı (ÇKD) değerleri

Her bir süre ve basınç için 18 numunenin üç noktalı eğilme deneylerinin sonuçları ve bağlantıların eğilme mukavemeti B₄C oranına bağlı olarak verilmiştir (Grafik 5-9; Grafik 5-10 ve Grafik 5-11).

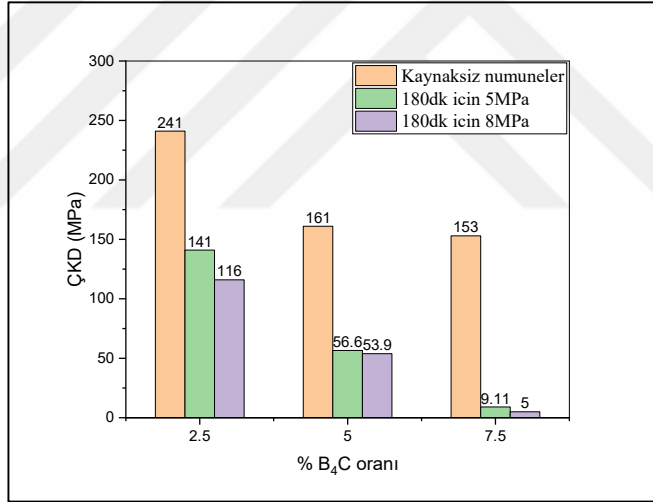
Kaynak işlemi sonrası elde edilen numunelerin üç nokta eğilme testinde ölçülen (ÇKD) değerleri Grafik 5-9, Grafik 5-10 ve Grafik 5-11'te gösterildiği gibidir. Matrise ağırlıkça %2,5; 5 ve %7,5 B₄C ilavesi ile sıcak presleme yöntemi ile üretilen Cu- B₄C kompozitlerinin ÇKD değerleri kaynak öncesi ve sonrası ölçülmüştür. %7,5'e kadar yükselen B₄C ilavesi ÇKD değerinde düşüşe neden olmuştur. %7,5 B₄C içeren numunelerin ÇKD değerleri hem 5MPa hem de 8MPa kaynak işlemlerinde görülebilmektedir. Her üç difüzyon kaynağı süresinin hepsinde, %7,5 B₄C içeren numuneler en düşük ÇKD değerine sahiptir.



Grafik 5-9. 90 dakika boyunca kaynaklanmış numuneler için ÇKD değerleri.

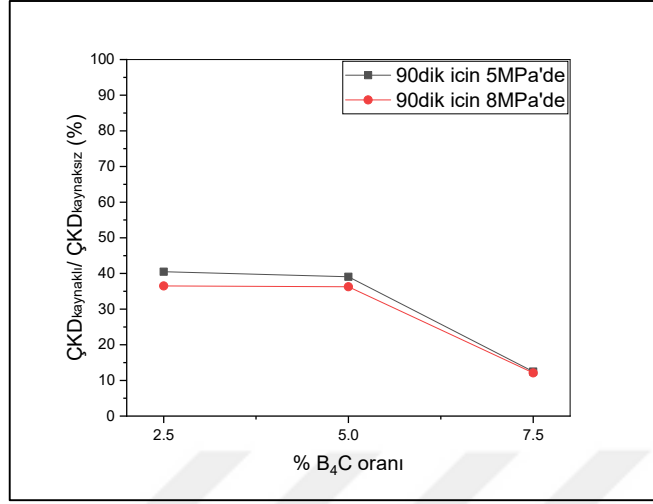


Grafik 5-10. 120 dakika boyunca kaynaklanmış numuneler için ÇKD değerleri

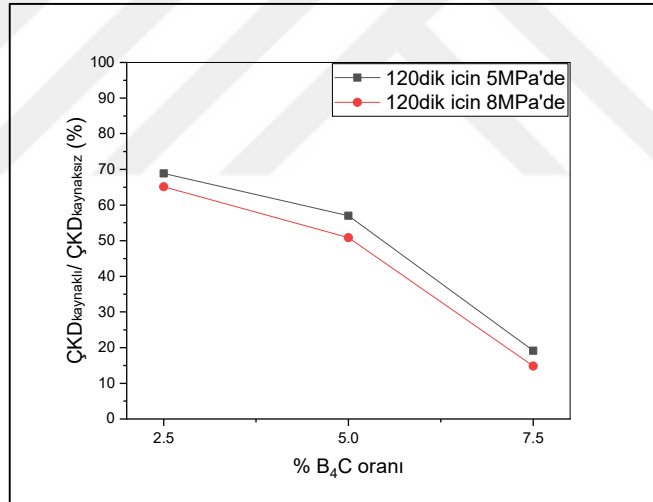


Grafik 5-11.180 dakika boyunca kaynaklanmış numuneler için ÇKD değerleri

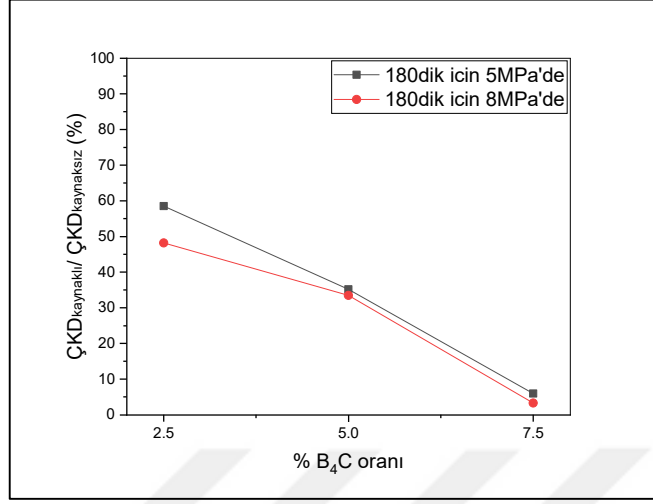
Grafik 5-12, Grafik 5-13 ve Grafik 5-14'de kaynak sonrası elde edilen numunelerin ÇKD değerlerinin kaynaksız numunelerin ÇKD değerlerine oranı 5 ve 8 MPa kaynak basıncında B₄C ilavesine bağlı olarak yüzde olarak gösterilmiştir. Grafik 5-12, 90dk kaynak süresinde farklı basınçlarda kaynaklanmış numunelerin ÇKD değerlerini ve yüzde B₄C oranını göstermektedir. Grafikten, %2,5'ten %5'e artan B₄C yüzdesi miktarı, bağlantının ÇKD değerlerinde hafif düşüslere neden olmuştur ve B₄C'yi %7,5'e çıkarmak, her iki 5 ve 8 MPa kaynak basıncı için kaynaklı bağlantının ÇKD değerlerinde keskin düşüslere sonuçlanmıştır.



Grafik 5-12. 90 dakikalık kaynak süresi için kaynak basıncına bağlı olarak elde edilen ÇKD değerlerinin kaynaksız numunelere oranı



Grafik 5-13. 120 dakikalık kaynak süresi için kaynak basıncına bağlı olarak elde edilen ÇKD değerlerinin kaynaksız numunelere oranı



Grafik 5-14. 180 dakikalık kaynak süresi için kaynak basıncına bağlı olarak elde edilen ÇKD değerlerinin kaynaksız numunelere oranı

Benzer şekilde, Grafik 5-13 120 dakika ve Grafik 5-14 180 dakikada süresince kaynaklanmış numunelerde, basınca bağlı olarak ÇKD değerlerindeki değişimi göstermektedir. Her iki kaynak basıncında da artan B₄C oranına bağlı olarak ÇKD değerlerinde azalma görülmüştür. %7,5 B₄C içeren numunelerde ÇKD'de önemli bir düşüş gözlenmiştir. Büyük orandaki düşüş kompozit malzemelerin artan kırılmalığından ve kaynak bağlantı yüzeyinde B₄C'nin daha büyük bir alanı kaplamasından ve bunun da difüzyona izin vermemesinden kaynaklanıyor olabilir.

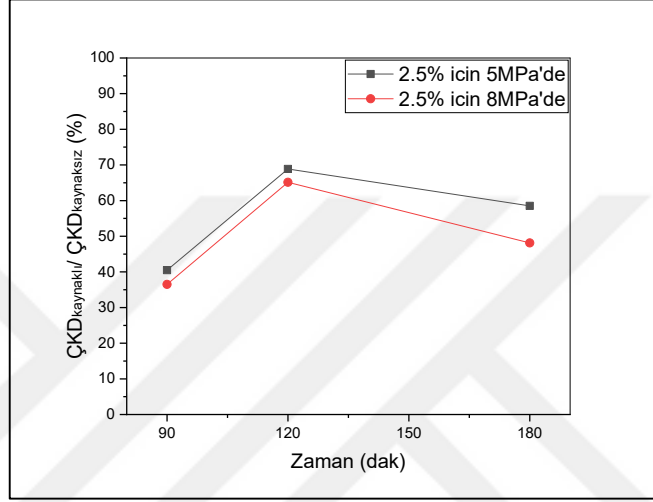
Ayrıca B₄C ilavesi ile porozitedeki artışın ÇKD değerinde düşüşe neden olduğu düşünülmektedir. Maksimum eğilme mukavemeti, B₄C ile güçlendirilmiş kompozitin ağırlığının %2,5 ve 5'inde bulunur. Ayrıca Grafik 5-12'de 90 dakika, Grafik 5-13'de 120 dakika süresinde kaynak yapılan numunelerin ÇKD oranını göstermektedir. Görüldüğü gibi, kaynak basınçlarının 5MPa'dan 8MPa'ya yükseltilmesi, hem %2,5 hem de %5 B₄C ihtiva eden numuneler için bağlantının ÇKD değerlerinin azaltmak için neden olmuşsa da bunun tersine ÇKD değerleri %7,5 B₄C ilavesinde düşüşe neden olmuştur. Artan kaynak basıncı ÇKD değerlerinde azalmaya neden olmuştur. Bağlantının ÇKD değerlerinde 90 dakikada 97,6 MPa'dan 88 MPa'ya bir azalmaya neden olur. Benzer şekilde, sürenin 120 dakikaya ve basıncın 5'ten 8 MPa'ya yükselmesiyle ÇKD, 166'den 157 MPa'ya düşmüştür.

Grafik 5-14, 180 dakika boyunca kaynatılan numuneler için ÇKD oranını göstermektedir. Kaynak süresi 180 dakikaya ulaştığında, ÇKD 141 MPa'dan 116 MPa'ya düşer. Artan kaynak basıncının bağlantının ÇKD değerlerinde azalmaya neden olduğu ve B₄C'nin artmasının bağlantının ÇKD değerlerinde azalmaya neden olduğu açıktır. Her iki kaynak basıncında da %7,5 B₄C içeren numunelerde ÇKD değerlerinde önemli bir düşüş gözlemlenmiştir. Artan basınç ve %B₄C ile ÇKD değerindeki düşüş, numunelerin yüzeyi olmak üzere birçok nedene bağlanabilir. %7,5 içeren numunelerin temas yüzeyinde bulunan bor karbür miktarı nedeniyle numune yüzeyinin düzleştirilmesi gibi temas yüzey hazırlığının düzensizliği ve yüzeyde herhangi bir eğrinin olmaması. %5'e kadar yükselen B₄C ilavesi ÇKD değerinde artışa neden olurken, %7,5'ten sonra düşüş gözlemlenmiştir. Bunun nedeni, matriste bir kesit zayıflamasının meydana gelmesidir. Ayrıca B₄C ilavesi ile porozitedeki artışın (ÇKD) değerinde düşüşe neden olduğu düşünülmektedir.

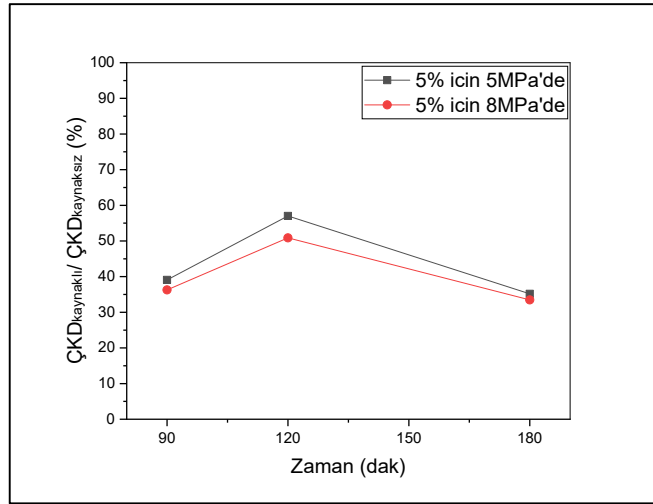
Grafik 5-15, Grafik 5-16 ve Grafik 5-17, kaynak sonrası elde edilen numunelerin ÇKD değerlerinin kaynaklı numunelerin ÇKD değerlerine oranını, kaynak süresine ve kaynak basıncına bağlı olarak göstermektedir. Grafik 5-15, %2,5 B₄C oranı için farklı süre ve basınçlarda kaynaklanmış numunelerin ÇKD değerini kaynak yapılmamış numunelere oranını göstermektedir. Grafikten de anlaşılacağı üzere, 90 dakikadan 120 dakikaya artan kaynak süresi, bağlantının ÇKD değerlerinde artışa neden olsa da kaynak süresinin 180 dakikaya çıkarılması hem 5MPa hem de 8MPa kaynak basıncı için kaynaklı bağlantının ÇKD değerlerinde azalmaya neden olmuştur.

Benzer şekilde, Grafik 5-16 ve Grafik 5-17, %5 B₄C ve %7,5 B₄C'de kaynaklı numuneler için ÇKD değerlerindeki değişimi göstermektedir, kaynaklı numunelere göre oranını göstermektedir. ÇKD değerleri 120 dakikaya kadar artmakta ancak 120 dakikadan sonra düşmektedir. Bağlanma süresi 90 dakika olduğunda, ara yüzey difüzyonu ve reaksiyonu yetersiz, eğilme mukavemeti düşükken, bağlanma süresi 120 dakikaya ulaştığında en yüksek ÇKD değeri elde edilmiştir. Bağlanma süresi 120 dakikaya ulaştığında, en yüksek eğilme mukavemeti Cu+%2,5 B₄C için 166,2 MPa (ana kompozitlerine oranla %69) ve Cu+5 B₄C için 91MPa (ana kompozitlerine oranı %57) elde edildi. En iyi sonuçlar %2,5 ve %5 B₄C oranları için 120dak ve 5MPa kaynak basıncında elde edilmiştir. %7,5 B₄C içeren numuneler hariç, 5MPa'da 180

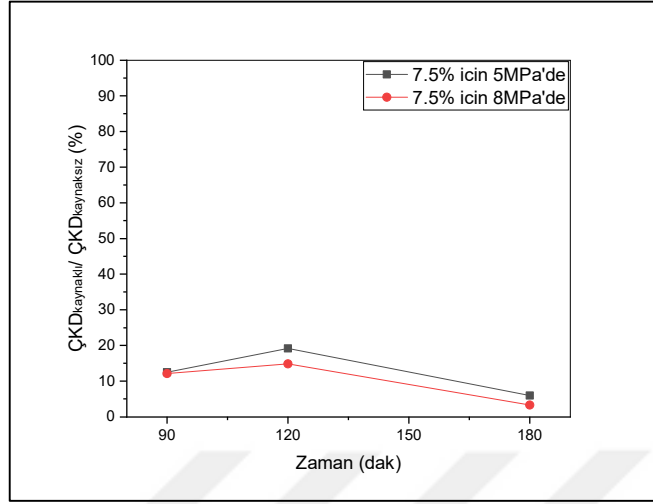
dakika kaynak işleminde elde edilen ÇKD değerleri, kaynaklı numunelerin enine kopma değerlerinin %10'undan düşük olması bağlantının başarısız olduğunu göstermektedir. Tüm difüzyon-kaynak koşulları, sıcaklık, süre, basınç ve B₄C katkı maddesi için %7,5 B₄C içeren numuneler en düşük ÇKD değerine sahiptir.



Grafik 5-15. %2,5 B₄C için kaynaklı numunelerin kaynak basıncına bağlı ÇKD değerlerinin enine ÇKD oranı



Grafik 5-16. %5 B₄C için kaynaklı numunelerin kaynak basıncına bağlı ÇKD değerlerinin enine ÇKD oranı

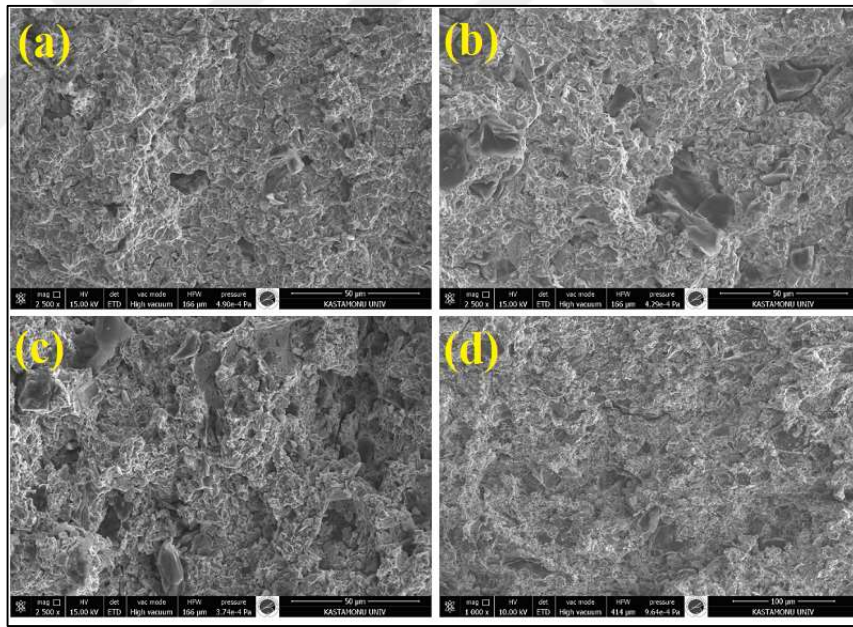


Grafik 5-17. %7,5 B₄C için kaynaklı numunelerin kaynak basıncına bağlı ÇKD değerlerinin enine ÇKD oranı

5.7.1 Kırılma Yüzeylerinin Analizi

Kırılma davranışlarını ve matris ile takviye malzemeleri arasındaki ara yüz bağlarını tanımlamak üzere üç nokta eğme testinden sonra kırılma yüzeyi görüntülemesi yapıldı. Kırılma yüzeylerindeki mikroyapıları incelemek amacıyla kırılan yüzeylerin tüm kesitlerinden numuneler alınarak SEM görüntüleri incelenmiştir. Resim 5-25 (a, b, c, d)'de, B₄C takviyeli bakır matrisli kompozitin kırılma yüzeyleri, gözeneklilik ve çukurlar gösterilmiştir. Resim 5-25 (a, b)'de, farklı sıcaklıklarda (800°C, 900°C) sırasıyla 90 ve 120 dakika boyunca 8 MPa basınç uygulanarak kaynaklanan Cu+%2,5 B₄C numunelerinin kırılma yüzeyleri verilmiştir. Resim 5-25 (c, d)'de, 900°C sıcaklıkta, sırasıyla 120 ve 180 dakika boyunca 8 MPa basınç uygulanarak kaynaklanan %5 ve %7,5 oranında B₄C içeren bağlantıların kırılma yüzeyleri verilmiştir. Resim 5-25 (a)'dan görülebileceği gibi, kaynak süresi 90 dakika ve sıcaklık 800°C olduğunda, kırılma yüzeyinde geniş ve sığ çukurlar oluşmaktadır. Resim 5-25(b)'den görülebileceği gibi, daha sonra çukurlar oluşur ve kaynak süresi 120 dakika ve sıcaklık 900°C olduğunda, daha dengeli hale gelir. Ayrıca, Resim 5-25(b, c, d)'de, %2,5; %5 ve %7,5 B₄C için kaynak süresi 120 ve 180 dakika ve sıcaklık 900°C olduğunda, numunelerin kırık yüzeyinde, sünek kırılmaya işaret eden çeşitli boşluklar, çukurlar ve gözyaşı damlası şeklinde bölgeler oluştuğu gözlenir. B₄C içeriğinin karışımdaki yüzdesi arttıkça çukurlar daha da genişleyip derinleşmektedir.

Kırılma yüzeylerinin sıcaklıkları karşılaştırılırken bulunan tek fark çukurların boyutlarında olmuştur, yüksek sıcaklık koşullarında beklendiği gibi daha geniş çukurlar ve kırık yüzeyinde artan sıcaklıkla birlikte biraz daha fazla sayıda çukurların oluşumu görülmüştür. Ancak kırılmalar arasında nitelikleri biraz farklılık gösteren çukurlar, bütün numunelerde, Resim 5-25 (a, b, c, d)'de görüldüğü gibi, kırılma davranışını karakterize etmektedir. 800°C sıcaklıkta test edilen numunelerde (Resim 5-25(a)) genelde oluklu alan olarak adlandırılan uzun ve sığ çukurlar oluşurken, 900°C sıcaklıkta test edilenler, her koşulda eşit ve derin çukurlar sergiler (Resim 5-25 (b, c, d)). Bu nedenle, farklı mikroyapısal koşullarda kırılma modunda belirgin bir değişiklik görülmemiştir. Ancak test sıcaklığı değiştikçe çukurların morfolojisinde de değişim görülmektedir. Uzayan çukurlardan eşit boyutlu çukurlara kadar gözlemlenen değişim, daha yüksek sıcaklıkta gözlenen süneklik artışı ile açıklanmaktadır.



Resim 5-25. Aşağıdaki koşullarda gerçekleştirilen kaynak işleminin yüzey kırıklarının SEM mikroyapısı a) Cu+%2,5 B₄C 800°C sıcaklık ve 8 Mpa basınçta 90 dk. b) Cu+%2,5 B₄C 900°C sıcaklık ve 8 Mpa basınçta 120 dk. c) Cu+%5,0 B₄C 900°C sıcaklık ve 8 Mpa basınçta 120 dk. d) Cu+%7,5 B₄C 900°C sıcaklık ve 8 Mpa basınçta 180 dk.

Kaynak süresi, 90 dakikadan 120 dakikaya kadar çıktıkça, kaynağın eğilme dayanımı da hafifçe artar. Ancak 180 dakikalık kaynak süresinde eğilme dayanımında biraz azalma söz konusudur. Mevcut çalışmada en yüksek bağlanma mukavemeti, Cu+%2,5

B₄C numunesinde 120 dakika kaynak süresinde 166,1 MPa'dır. Resim 5-25 (c) ve (d), kırılma yüzeylerine çok sayıda çukur ve sivri yırtılma çıkıntılarının dağılımını sunmaktadır. Sonuçlar, kaynak süresi 90 dakikadan fazla olduğunda, Cu+ B₄C bağındaki kaynak ara yüzeyi hata modelinin sünek bir kırık olduğunu göstermektedir. Ancak, 120 dakikalık kaynak süresinde (Resim 5-25(b, c, d)) çukurlar, 90 dakikalık kaynak süresine (Resim 5-25(a) göre daha derin ve daha homojen hale gelmiştir.

Bunun nedeni, kompozit malzemelerde gevrekliği artıran B₄C oranının eğilimidir. Bu durum, bor karbür partiküllerindeki artışın zayıf birleştirilmiş ara yüzeyin toplam alanında artışa yol açmasıyla açıklanabilir. Bunun yanı sıra, B₄C ve Cu arasındaki ısıl genişleme katsayısı farkı, ara yüzeyin gerilimine katkıda bulunmaktadır. Ayrıca, gözeneklilik seviyesi eğilme dayanımını da etkiler. Kompozit malzemelerindeki hatalar genellikle, partiküllerin kırılması, ara yüzeyde zayıf bağlanma ve matris malzemesinin tükenmesi gibi üç olası sürece karşılık gelir. Sıcaklığın yetersiz kalması sonucu Cu tane sınırları arasında zayıf bağlar oluşmuştur.

Resim 5-25(c, d)'ye göre, bu numunelerde boyun oluşumu diğer numunelere göre daha yoğundur. B₄C ile Cu arasında zayıf bir bağ olduğu görülebilir. Bu zayıf bağlanma, yetersiz sinterleme koşulları nedeniyle meydana gelmiştir. Genel olarak, yetersiz sinterlenmiş T/M malzemeleri düşük mekanik özelliklere sahiptir. B₄C ile Cu arasındaki ara yüzeydeki zayıf bağın giderilmesi ve basınç ve sinterleme sıcaklığının artırılmasıyla eğilme dayanımı arttırılabileceği yapılan çalışmalarda da mevcuttur.

6 SONUÇLAR

Bu çalışmada, toz metalürjisi yöntemi kullanılarak ağırlıkça %2,5; 5 ve 7,5 oranlarında B₄C takviyeli Cu, farklı sürelerde, basınçlarda ve sıcaklıklarda difüzyon kaynağı ile kaynaklanmıştır. Bu kaynaklı bağlantının mekanik özelliklerini incelemek amacıyla mikroyapı görüntüleme, yoğunluk, sertlik, kesme mukavemeti testleri ve üç nokta eğme testleri yapılmıştır. Bu çalışmanın ana değerlendirmeleri aşağıda sunulmuştur:

1. B₄C partikül takviyeli Cu matriskompozitlerini TM ve sıcak presleme yöntemi kullanılarak başarılı bir şekilde üretilmiştir,
2. Difüzyon kaynağı, özellikle geleneksel kaynak işlemleri erime özelliklerini bozduğunda ve malzeme bölgelerinin özellikleri ısıtmadan etkilendiğinde, gelişmiş malzemeler için son derece cazip bir teknolojidir,
3. Optik ve SEM görüntüleri, B₄C partiküllerinin tüm kompozit numunelerin neredeyse homojen şekilde dağıldığını, ve matris iyi arayüzey kaynağına sahip olduklarını göstermektedir
4. Bu çalışmada Cu+B₄C bileşikleri için optimum basınçdeğeri 5MPa'dır, 8MPa basınçta plastik deformasyon oluşmuştur, 5MPa difüzyon kaynak basıncı difüzyonkaynak basıncı için optimum değer olarak kabuledilebilir ve Cu+B₄C kompozitleri için önemli bir kaynak parametresi olarak düşünülmelidir,
5. SEM görüntülerinden en uygun şekilde kaynaklanmış arayüzeyin 900°C sıcaklıkta elde edildiği ve numunenin, 120 ila 180 dakika boyunca kaynaklandığı görülmektedir. Ara yüzey hatalarının çoğu, bağlantılarda ortadan kaybolmuş, bu da bir numunenin anametal gibibir malzeme olduğu izlenimini vermiştir, SEM analizi ve arayüzden alınan mikrograflardan difüzyon kaynağı için 900°C kaynak sıcaklığının çalışmadaki 800°C kaynak sıcaklığı no kıyasla daha iyi sonuç verdiği söylenebilir.

6. Kontrol Numunelerinde İse, sıcak preslenmiş ve sinterlenmiş numunelerin yoğunluğunun, kompozitlerde artan B₄C yüzdesiyle azaldığı görülmüştür, Buradaki yoğunluğun dekiartışın da yapıdaoluşan gözenekler azalması bir göstergesidir, Bağlı Yoğunluk, kontrol numunelerindeki tümkarışımoranları için %98,24 ile %95,07 arasındadeğişir. B₄C yüzde sinin artması nedeniyle takviye yüzdenin artmasıyla yapıdaki gözenekliliğin arttığı görülmektedir, Genelolarak, B₄C takviyesiniarttırmak ve basıncı 5MPa'dan 8MPa'ya ve süreyi 120 dakika yükseltmek, gözeneklilik azalmaya ve aynı koşullarda bağlı yoğunluk artmasına yol açar, En Yüksek Bağlı Yoğunluk Artışı, %5 B₄C içerennumunelerde ve 120 dakikaboyunca 900°C sıcaklıkta ve 5MPa ve 8MPa basınçtan kaynaklanan numunelerde kaydedilmiştir. Artan B₄C içeriğine, difüzyon basıncına ve süresine bağlı olarak, bağlı yoğunluk (RD) artarsa gözeneklilik değeri azalmıştır,
7. Sıcakpreslenmiş Cu+B₄C kompozitlerininsertliği, B₄C takviye miktarının artmasıyla artmış, ancak %5 oranından sonra düşmüştür. Genelolarak, ölçümya pılan bir bölgeden diğerine değerlerindeğişmesi çokküçük olup bu da tekdüze bir yoğunluğu gösterir, Görüldüğü Üzere Kontrol ve kaynak numuneleri için kompozitlerde artan B₄C ilesertlikartmıştır; budaha düşmüştür gözenekliliğe yolaçan artan yoğunluktan kaynaklanabilir, 900°C sıcaklıkta, 90 dakikadan 180 dakikaya çıkarılan daha uzun kaynak süresi boyunca basıncı 5MPa'dan 8MPa'ya yükselterek uygulanan kaynak, ayrıca sertliğin azalması ile sonuçlanır, bu da tavlama etkisine deniylemek mekanik özellikler küçük bir kayba neden olur, Borkarbür partiküllerinin miktarı arttıkça numunenin sertliği artmıştır, En yüksek sertlik değeri, %5 , 180 dekika , 8Mpa ve 5MPa oranında B₄C eklenerek elde edilen 61,1 HB'dir, sırasıyla.
8. En yüksek kesme mukavemeti 34,9; 37,5MPa olup 120 dakika boyunda 5MPa ve 8MPa basınç uygulanarak kaynaklanan %5 B₄C içeren kompozitte elde edilmiştir, budeğer ana malzemenin kesme mukavemetinin %64,57 69,38'ine tekabül etmektedir.
9. Numunenin ÇKD, B₄C miktarındaki artış ile azalmıştır. Maksimum ÇKD 157MPa ve 166MPa olup 120 dakika boyunda 5MPa ve 8MPa basınç uygulanarak

kaynaklanan Cu+%5 B₄C numunesinde elde edilmiştir, bu değer ana malzemenin eğilme dayanımı dayanımının %65,15 ve %68,88'una tekabülmektedir. Bu azalma, yetersiz kaynak sıcaklığı ve süresinedeniyle B₄C ile bakır arasındaki zayıf bağlama ile ilgilidir,

10. Optimum kaynakşartları, 900°C sıcaklık, 5-8MPa basınç ve 120 dakika süredir, Sıcaklıklar, kompozitlerin optimum davranış gösterdiği sıcaklıklardır.



KAYNAKLAR

- Ahmad, F. N., Rashid, N., & Zuhailawati, H. (2019). Mechanical and corrosion properties of Mg-Zn/HAP/Al₂O₃ hybrid composite. *Journal of Physics: Conference Series*, 1349(1), 81–92. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1349/1/012136>
- Akkerman, R., & Haanappel, S. P. (2015). Thermoplastic composites manufacturing by thermoforming. In *Advances in Composites Manufacturing and Process Design*. Elsevier Ltd. <https://doi.org/10.1016/B978-1-78242-307-2.00006-3>
- Altinsoy, I., Celebi Efe, F. G., Aytas, D., Kılıç, M., Ozbek, İ., & Bindal, C. (2013). Some Properties of Cu-B4C Composites Manufactured by Powder Metallurgy. *Periodicals of Engineering and Natural Sciences (PEN)*, 1(1), 34–38. <https://doi.org/10.21533/pen.v1i1.14>
- Ameya G Basutkar, A. K., & Department. (2015). A Review on Properties and Applications of Ceramic Matrix Composites. *Ijrsi*, 2(12), 28–30.
- ASM. (1997). Materials Selection and Design. *ASM International: Materials Park, OH*, 2005. <https://doi.org/10.1007/978-981-4560-38-2>
- Attia, A. N. (2001). Surface metal matrix composites. *Materials and Design*, 22(6), 451–457. [https://doi.org/10.1016/s0261-3069\(00\)00081-9](https://doi.org/10.1016/s0261-3069(00)00081-9)
- Aydin, K., Kaya, Y., Kahraman, N., Aydın, K., Kaya, Y., & Kahraman, N. (2012). Experimental study of diffusion welding/bonding of titanium to copper. *Materials and Design*, 37, 356–368. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.01.026>
- Aydin, K., Lu, M. H. Ğ., Kaya, Y., & Kahraman, N. (2013). Titanyum Ve Bakır Malzemelerin Difüzyon Kaynak Yöntemi İle Birleştirilebilirliğinin Araştırılması. *Gazi Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 28(1), 0. <https://doi.org/10.17341/gummdf.72464>
- Aytimur, A., Koçyiğit, S., & Uslu, İ. (2014). Calcia Stabilized Ceria Doped Zirconia Nanocrystalline Ceramic. *Journal of Inorganic and Organometallic Polymers and Materials*, 24(6), 927–932. <https://doi.org/10.1007/s10904-014-0064-6>
- Balalan, Z., & Gulan, F. (2019). Microstructure and mechanical properties of Cu-B4C and CuAl-B4C composites produced by hot pressing. *Rare Metals*, 38(12), 1169–1177. <https://doi.org/10.1007/s12598-019-01287-2>
- Basavarajappa, S., Chandramohan, G., and Dinesh, A. (2004). Mechanical Properties of MMC'S-an Experimental Inversitigation. *Paper Presented at the International Symposium of Research Students on Materials and Engineering, Chennai*.
- Bauman, I., Ćurić, D., & Boban, M. (2008). Mixing of solids in different mixing devices. *Sadhana - Academy Proceedings in Engineering Sciences*, 33(6), 721–731.

<https://doi.org/10.1007/s12046-008-0030-5>

- Bedir, F. (2007). Characteristic properties of Al-Cu-SiCp and Al-Cu-B4Cp composites produced by hot pressing method under nitrogen atmosphere. *Materials and Design*, 28(4), 1238–1244. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.01.003>
- Blaise Champagne and Roch Angers. (1979). Mechanical Properties of Hot-Pressed B-B4C Materials. *The American Ceramic Society*, 1–5.
- Bommara, B., Devaiah, M., Laxmi Reddy, P., & Ravindra Gandhi, M. (2019). Thermal Characterization of Fiber Reinforced Polymer Composites and Hybrid Composites. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology (IJMET)*, 10(03), 1055–1066.
- Boopalan, M., Niranjana, M., & Umopathy, M. J. (2013). Study on the mechanical properties and thermal properties of jute and banana fiber reinforced epoxy hybrid composites. *Composites Part B: Engineering*, 51, 54–57. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.02.033>
- Callister, W. D. (1991). Materials science and engineering: An introduction (2nd edition). *Materials & Design*, 12(1), 59. [https://doi.org/10.1016/0261-3069\(91\)90101-9](https://doi.org/10.1016/0261-3069(91)90101-9)
- Çam, G., & Koçak, M. (1998). Progress in joining of advanced materials. *International Materials Reviews*, 43(1), 1–44. <https://doi.org/10.1179/imr.1998.43.1.1>
- Campbell, F. C. (2011). Joining: understanding the basics. In *ASM International*.
- Cartigueyen, S., & Mahadevan, K. (2015). Role of Friction Stir Processing on Copper and Copper based Particle Reinforced Composites – A Review. *Journal of Materials Science & Surface Engineering*, 2(2), 133–145.
- Celebi Efe, G., Yener, T., Altinsoy, I., Ipek, M., Zeytin, S., & Bindal, C. (2011). The effect of sintering temperature on some properties of Cu-SiC composite. *Journal of Alloys and Compounds*, 509(20), 6036–6042. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.170>
- Chawla, K. K. (2012). Composite materials: Science and engineering, third edition. In *Composite Materials: Science and Engineering, Third Edition*. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-74365-3>
- Chawla, N., Chawla, K. K., Nikhilesh Chawla, Chawla, K. K., Chawla, N., Chawla, K. K., Kainer, K. U., Krenkel, W., Naslain, R., H. Schneider, Chawla, K. K., & Chawla, N. (2006). Metal Matrix Composites. *Comprehensive Composite Materials*, 51(July), 1–7. <https://doi.org/10.1002/0471238961.1305200103080123.a01.pub3>
- Cho, N., & Speyer, R. F. (2005). Processing of Boron Carbide. In *Materials Science and Engineering: Vol. Ph.D.* (Issue Figure 2). School of Materials Science and Engineering, Georgia Institute of Technology.

- Chung, Y. W. (2006). Introduction to materials science and engineering. In *Introduction to Materials Science and Engineering*. <https://doi.org/10.5860/choice.44-6253>
- Chuvildeev, V. N., Panov, D. V., Boldin, M. S., Nokhrin, A. V., Blagoveshchensky, Y. V., Sakharov, N. V., Shotin, S. V., & Kotkov, D. N. (2015). Structure and properties of advanced materials obtained by Spark Plasma Sintering. *Acta Astronautica*, *109*, 172–176. <https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2014.11.008>
- Clayton, C. R. (1987). Materials science and engineering: An introduction. In *Materials Science and Engineering* (Vol. 94). [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(87\)90343-0](https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90343-0)
- Clyne, T. W. (1996). Interfacial Effects in Particulate, Fibrous and Layered Composite Materials. *Key Engineering Materials*, *116–117*, 133–152.
- D Jr, C. W. (2007). Materials science and engineering, an introduction. *John Wiley & Sons. Inc.–New York, USA*.
- Ekrami, M., Shahbazi Karami, J., Araee, A., Sharifianjazi, F., Sadeghi, E., & Moghanian, A. (2019). Fabrication of copper/stainless steel bimetallic couple, by diffusion bonding using silver and nickel foils as interlayers. *Inorganic and Nano-Metal Chemistry*, *49(5)*, 152–162. <https://doi.org/10.1080/24701556.2019.1597885>
- El Mahallawy, N., & Taha Hanafi, M. A. (1993). Reinforcement Considerations for High Temperature Metal Matrix Composites. *Key Engineering Materials*, *79–80*, 1–14. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.79-80.1>
- Erden, S., & Ho, K. (2017). Fiber reinforced composites. *Fiber Technology for Fiber-Reinforced Composites*, 51–79. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-101871-2.00003-5>
- Ettpmgexmsrw, S. J., Erh, E., Mrhywxvmiw, E., Ex, Q., Qihmyq, P. S., Lmkl, E. R. H., Mrtyx, L., Qq, G., Chemisny, F., Wilbert, J. K. W., WANG, Y.-P., HE, M.-Y., LI, L.-K., Wang, D., Li, X., Li, Y., Wang, X., Xu, M., Valacherry, A. K., ... Ex, E. (2011). Metallurgical Charization of Friction Stir welded AA6061-B4C MMC. *Journal of Knowledge Management*, *2*, 10–14. <https://doi.org/10.1016/j.cya.2015.11.011>
- Gao, X., Yue, H., Guo, E., Zhang, H., Lin, X., Yao, L., & Wang, B. (2016). Mechanical properties and thermal conductivity of graphene reinforced copper matrix composites. *Powder Technology*, *301*, 601–607. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2016.06.045>
- German, R. M., Suri, P., & Park, S. J. (2009). Review: Liquid phase sintering. *Journal of Materials Science*, *44(1)*, 1–39. <https://doi.org/10.1007/s10853-008-3008-0>
- Ghahremani, D., Ebadzadeh, T., & Maghsodipour, A. (2015a). Densification, microstructure and mechanical properties of Mullite–TiC composites prepared by spark plasma sintering. *Ceramics International*, *41(2)*, 1957–1962. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.07.146>
- Ghahremani, D., Ebadzadeh, T., & Maghsodipour, A. (2015b). Spark plasma sintering of mullite: Relation between microstructure, properties and spark plasma sintering (SPS)

- parameters. *Ceramics International*, 41(5), 6409–6416.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.01.078>
- Greim, J., & Schwetz, K. A. (2006). Boron Carbide, Boron Nitride, and Metal Borides. *Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry*.
https://doi.org/10.1002/14356007.a04_295.pub2
- Humphreys, J. (1987). Composites for automotive on-engine applications. *Materials and Design*, 8(3), 147–151. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(87\)90063-X](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(87)90063-X)
- Hunt, W. H. (2000). Some New directions in aluminum-based PM materials for automotive applications. *SAE Technical Papers*, 36(3–4), 101–105. <https://doi.org/10.4271/2000-01-0333>
- Ipek, H., Cuvalci, H., & Celebi, C. (2017). Tribological Properties of Boron Carbide Reinforced Copper Based Composites. *Istanbul (Turkey) EJENS*, 2(1), 102–107.
- J. R. Davis. (2001). ASM Speciality Handbook: Copper and Copper Alloys. In *ASM Handbook*.
- Jain, S., Rana, R. S., & Jain, P. (2016). Study of Microstructure and Mechanical Properties of Al- Cu Metal Matrix Reinforced with B4C Particles Composite. *International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET)*, 3(1), 499–504.
- Kainer, K. U. (2006). Basics of Metal Matrix Composites. In Karl U. Kainer. (Ed.), *Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering*. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
<https://doi.org/10.1002/3527608117.ch1>
- Kang, S.-J. L. (2010). Liquid phase sintering. In *Sintering of Advanced Materials* (pp. 110–129). Woodhead Publishing Limited. <https://doi.org/10.1533/9781845699949.1.110>
- Kazakov, & Fedotov, N. (2013). *Diffusion bonding of materials*. Elsevier.
- Kazakov, N. F. (1985). Diffusion Bonding of Materials. In *Diffusion Bonding of Materials*.
<https://doi.org/10.1016/c2013-0-03774-7>
- Kearns, W. H. (1980). *Welding Handbook: Resistance and solid state welding and other joining processes* (Vol. 3). American Welding Society.
- Khorshidi, R., Honarbaksh Raouf, A., Emamy, M., & Campbell, J. (2011). The study of Li effect on the microstructure and tensile properties of cast Al-Mg₂Si metal matrix composite. *Journal of Alloys and Compounds*, 509(37), 9026–9033.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.07.012>
- Kok, M. (2005). Production and mechanical properties of Al₂O₃ particle-reinforced 2024 aluminium alloy composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 161(3), 381–387. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.07.068>

- Konen, R., Fintov, S., Konečná, R., & Fintová, S. (2012). Copper and Copper Alloys: Casting, Classification and Characteristic Microstructures. In *University of Zilina* (pp. 3–31). InTech. <https://doi.org/10.5772/39014>
- Kou, H., Guan, H., Wang, J., Tang, B., & Li, J. (2016). Diffusion bonding between Zr-based metallic glass and copper. *Xiyou Jinshu Cailiao Yu Gongcheng/Rare Metal Materials and Engineering*, 45(1), 42–45. [https://doi.org/10.1016/s1875-5372\(16\)30043-1](https://doi.org/10.1016/s1875-5372(16)30043-1)
- Krunalkumar Patel, B. E. (2017). Possibilities of Using Metallic Interlayers during Diffusion Welding of Ti and Steel AISI 316L. [Technical university of Liberec]. In *MATEC Web of Conferences*. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201824401013>
- LA Carlsson., D. A. & R. P. (2014). Experimental characterization of advanced composite materials. In *CRC press*.
- Loh, N. L., & Sia, K. Y. (1992). An overview of hot isostatic pressing. *Journal of Materials Processing Tech.*, 30(1), 45–65. [https://doi.org/10.1016/0924-0136\(92\)90038-T](https://doi.org/10.1016/0924-0136(92)90038-T)
- Mahendiran, G., Balasubramanian, V., & Sethilvelan, T. (2011). Mechanical and metallurgical properties of diffusion bonded AA2024 aluminium alloy and commercial grade copper. *Elixir International Journal*, 38, 4283–4289.
- Mahendran, G., Balasubramanian, V., & Senthilvelan, T. (2010). Influences of diffusion bonding process parameters on bond characteristics of Mg-Cu dissimilar joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 20(6), 997–1005. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(09\)60248-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(09)60248-X)
- Mashhadi, M., Taheri-Nassaj, E., & Sglavo, V. M. (2010). Pressureless sintering of boron carbide. *Ceramics International*, 36(1), 151–159. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2009.07.034>
- Meher, A. (2015). *Synthesis and Characterization of Cu-graphite-SiC Hybrid Metal Matrix Composite Prepared by Powder Metallurgy Route Master of Technology in National Institute of Technology Rourkela Synthesis and Characterization of Cu-graphite-SiC Hybrid Metal Matrix Com* (Issue May).
- Miracle, D. B. (2005). Metal matrix composites - From science to technological significance. *Composites Science and Technology*, 65(15-16 SPEC. ISS.), 2526–2540. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.05.027>
- Niihara, K., Nakahira, A., & Hirai, T. (1984). The Effect of Stoichiometry on Mechanical Properties of Boron Carbide. *Journal of the American Ceramic Society*, 67(1), C-13-C-14. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1984.tb19158.x>
- O'Brien, A., & Guzman, C. (2007). *WELDING HANDBOOK VOLUME 3-WELDING PROCESSES-PART 2*. American Welding Society.
- Oghbaei, C., & Mirzaee, O. (2010). Microwave versus conventional sintering : A review of fundamentals , advantages and applications. *Journal of Alloys and Compounds*, 494,

175–189. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.01.068>

- Öksüz, K. E., & Şahin, Y. (2016). Microstructure and hardness characteristics of Al₂O₃-B₄C particle-reinforced Cu matrix composites. *Acta Physica Polonica A*, 129(4), 650–652. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.129.650>
- Onur MEYDANOĞLU. (2006). Wear and Corrosion Behaviors of Aluminum Matrix Boron Carbide Reinforced Composites. *İTÜ FBE*.
- Özel, S., Çelik, E., Turhan, H. (2009). Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of Cu-Al/B₄C Composite Material Produced by Hot Pressing. *Journal of New World Sciences Academy*, 4(1), 106-112.
- Özkan ESKİa, ISLAKb, S., & URAYLI, Ç. (2017). The Effect of Boron Carbide Amount on Microstructure and Electrical Properties of Cu-B₄C Composite Materials. *1st International Conference of Advanced Materials and Manufacturing Technologies (ICAMT)*, 1(October), 25–27.
- Patil, D., & Vijaykumar, N. (2014). Effect of sea water on drilling processes of glass fibre reinforced epoxy composite materials to analysis of delamination factor and thrust force. *International Journal of Engineering Research and Applications*, 4(2), 243–249.
- Raihanuzzaman, R., Han, S., Ghomashchi, R., Kim, H., & Hong, S. (2015). Conventional sintering of WC with nano-sized Co binder: Characterization and mechanical behavior. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1–5. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2015.04.033>
- Ramesh, A., & Banoth, S. (2014). Influence of Thermo Mechanical Properties Parameters on Titanium Metal Matrix Composite and Ti-6Al-4V for Aerospace Applications. *Proceedings of The Intl. Conf. on Information, Engineering, Management and Security 2014 [ICIEMS 2014]*, 172–179.
- Ramnath, B. V., Elanchezian, C., Annamalai, R. M., Aravind, S., Atreya, T. S. A., Vignesh, V., & Subramanian, C. (2014). Aluminium metal matrix composites - A review. *Reviews on Advanced Materials Science*, 38(1), 55–60.
- Ratke, L. (2006). Materials sciences. In *Utilization of Space: Today and Tomorrow*. https://doi.org/10.1007/3-540-29970-X_12
- S. B. Dunkerton, R. M. Crispin, R. P. (1999). *DIFFUSION BONDING 2*. ELSEVIER SCIENCE PUBLISHERS LTD.
- SAĞLAM, A. (2008). *Production and Characterization of Al-Based Metal Matrix Composites By High Energy Ball Milling and Squeeze Casting Techniques*. 97.
- Sankar, M., Devaneyan, S. P., Pushpanathan, D. P., & Myszka, D. (2018). Microstructural Characterization and Mechanical Behavior of Copper Matrix Composites Reinforced by B₄C and Sea Shell Powder. *Journal of Casting & Materials Engineering*, 2(1), 24. <https://doi.org/10.7494/jcme.2018.2.1.24>

- Saravanakumar, S., Prakash, K. B., Chandru, M., & Durairaj, M. (2016). Characterization of Copper Matrix Composite Reinforced with Aluminium Nitrate using Friction Stir Processing Techniques. *Iciems 2016, 1*(Iciems), 58–62.
- Sayuti, M., Sulaiman, S., Vijayaram, T. R., Baharudin, B. T. H. ., & Arifi, M. K. A. (2012). Manufacturing and Properties of Quartz (SiO₂) Particulate Reinforced Al-11.8%Si Matrix Composites. *Composites and Their Properties*. <https://doi.org/10.5772/48095>
- Sayuti, M., Sulaiman, S., Vijayaram, T. R., Baharudin, B. T. H. T., & Arifin, M. K. A. (2012). Composites and Their Properties. In N. Hu (Ed.), *inTech*.
- Schey, J. A. (2000). *Introduction to Manufacturing Processes*. USA:McGraw Hill.
- Shirzadi, A. A., & College, K. (1997). Diffusion Bonding Aluminium Alloys and Composites : New Approaches and Modelling. In *Univeristy of Cambridge* (Issue December). University of Cambridge.
- Skorokhod, V., Vlajic, M. D., & Krstic, V. D. (1996). Mechanical properties of pressureless sintered boron carbide containing TiB₂ phase. *Journal of Materials Science Letters*, *15*(15), 1337–1339. <https://doi.org/10.1007/BF00240800>
- Sridhar, A., & Lakshmi, K. P. (2020). Investigation of graphite effect on the mechanical and tribological properties of Al 7075-SiC-graphite hybrid metal matrix composites. *Tribologia*, *37*(1), 26–32. <https://doi.org/10.30678/FJT.82667>
- Sudhagar, M., Sathish, A., Udhayakumar, S., Vijay, A., Yogakrishnan, V., Engineering, M., Kavery, T., & College, E. (2018). Review on Mechanical Characteristics of Synthetic Fibers based Composite Materials. *International Research Journal of Engineering and Technology*, *5*(12), 261–264.
- Sulaiman, S., Sayuti, M., & Samin, R. (2008). Mechanical properties of the as-cast quartz particulate reinforced LM6 alloy matrix composites. *Journal of Materials Processing Technology*, *201*(1–3), 731–735. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.221>
- Suresh, S., Mortensen, A., & N. A. (1993). *Fundamentals of Metal Matrix Composites*. United States of America: Butterworth Heinemann.
- Suresh Kumar, S., & Ravisankar, B. (2016). Destructive and non-destructive evaluation of copper diffusion bonds. *Journal of Manufacturing Processes*, *23*, 13–20. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.05.012>
- Thévenot, F. (1990). Boron carbide-A comprehensive review. *Journal of the European Ceramic Society*, *6*(4), 205–225. [https://doi.org/10.1016/0955-2219\(90\)90048-K](https://doi.org/10.1016/0955-2219(90)90048-K)
- Torralba, J. M., Da Costa, C. E., & Velasco, F. (2003). P/M aluminum matrix composites: An overview. *Journal of Materials Processing Technology*, *133*(1–2), 203–206. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00234-0](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00234-0)

- Violeta, T., Mariana, L., Lucia, L., Georgeta, A., Icpca, I., Violeta, T., Mariana, L., Lucia, L., & Georgeta, A. (2007). Materials Bonding By Diffusion Welding Technology. *Innovative Technologies for Joining Advanced Materials MATERIALS*, June, 1–6.
- Vogt, G., & Mang, K. (1980). PROCESS FOR THE PRODUCTION OF DENSE SINTERED SHAPED ARTICLES OF POLYCRYSTALLINE BORON CARBIDE BY PRESSURELESS SINTERING. In *U.S. Patent No. 4*. Google Patents.
- Wang, J. J., Guo, J. H., & Chen, L. Q. (2006). TiC/AZ91D composites fabricated by in situ reactive infiltration process and its tensile deformation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 16(4), 892–896. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(06\)60346-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(06)60346-4)
- Wąsik, M., & Karwan-Baczewska, J. (2016). Copper metal matrix composites reinforced by titanium nitride particles. *Key Engineering Materials*, 682(February), 270–275. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.682.270>
- Wiley, C. S. (2011). *Synergistic Methods for the Production of High-Strength and Low-Cost Boron Carbide* (Issue May). School of Materials Science and Engineering, Georgia Institute of Technology.
- Windhorst, T., & Blount, G. (1997). Carbon-carbon composites: A summary of recent developments and applications. *Materials and Design*. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(97\)00024-1](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(97)00024-1)
- Xiaotong, H. (2017). Present status and development of extracorporeal membrane oxygenation. In R. F. Raul, Sohel Rana (Ed.), *National Medical Journal of China* (1st ed., Vol. 97, Issue 38). Matthew Deans. <https://doi.org/10.3760/ema.j.issn.0376-2491.2017.38.005>
- Yener, T., Altinsoy, I., Yener, S. C., Celebi Efe, G. F., Ozbek, I., & Bindal, C. (2015). An Evaluation of Cu-B₄C Composites Manufactured by Powder Metallurgy. *Acta Physica Polonica A*, 127(4), 1045–1047. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.127.1045>
- Yilmaz, O. (2001). Effect of welding parameters on diffusion bonding of type 304 stainless steel-copper bimetal. *Materials Science and Technology*, 17(8), 989–994. <https://doi.org/10.1179/026708301101510834>
- Zhao, H., Cao, J., & Feng, J. C. (2009). Microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V/Cu-10Sn bronze diffusion-bonded joint. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 19(SUPPL. 2), s414–s417. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(10\)60080-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(10)60080-5)