

**ISIL İŞLENEBİLİR Al ALAŞIMLARIN
B₄C – Al KOMPOZİTLERİNİN MEKANİK
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

Başak TAŞDELEN
Yüksek Lisans Tezi

Fen Bilimleri Enstitüsü
Seramik Mühendisliği Anabilim Dalı
Eylül-2004

"Bu tez çalışması Anadolu Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Komisyonunca kabul edilen 030205 nolu proje kapsamında desteklenmiştir."

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI

Başak Taşdelen'in "Isıl İşlenebilir Al Alaşımların B₄C – Al Kompozitlerinin Mekanik Özelliklerine Etkisi" başlıklı Seramik Mühendisliği Anabilim Dalındaki, Yüksek Lisans tezi ~~03.08.2021~~ tarihinde, aşağıdaki jüri tarafından Anadolu Üniversitesi Lisansüstü Eğitim-Öğretim ve Sınav Yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

	Adı-Soyadı	İmza
Üye (Tez Danışmanı)	: Yard.Doç.Dr. Gürsoy ARSLAN	
Üye	: Doç. Dr. Ferhat KARA	
Üye	: Yard. Doç.Dr. Dilek TURAN	

Anadolu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun ~~08.09.2024~~ tarih ve ~~20/25~~ sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Enstitü Müdürü
Prof. Dr. Altuğ İFTAR
Fen Bilimleri Enstitüsü
Müdürü

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

ISIL İŞLENEBİLİR Al ALAŞIMLARIN B₄C – Al KOMPOZİTLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

BAŞAK TAŞDELEN

Anadolu Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Seramik Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Yard.Doç.Dr. Gürsoy ARSLAN
2004, 83sayfa

Reaktif sızdırma işlemi; B₄C – Al kompozitler için kullanılan ve yüksek sıcaklıklarda (~1200°C) gerçekleştirilen bir süreçtir. Alüminyumun oksijene karşı yüksek afinitesinden dolayı metalin gözenekli B₄C peletlere sızdırılabilmesi ancak vakum ya da inert atmosferde gerçekleştirilebilir.

Bu çalışmada; başlangıç B₄C ve Al miktarının tepkime ürünlerinin oluşumu için harcama tüketilmesini önlemek amacıyla, başlangıç B₄C tozlarına termal pasivasyon işlemi uygulanmıştır. Bu işlemle sızdırma sıcaklığı 1000°C'nin altına düşürülebilmektedir.

Sızdırma işleminin düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilebilmesi, sertlik ve basma mukavemeti gibi bir takım mekanik özelliklerdeki iyileşmeyi beraberinde getirir. Bununla birlikte, 900 – 1200°C arasında gerçekleştirilen sızdırma işlemlerinde % 99 teorik yoğunluklar elde edilmiştir.

7075 Al alaşımının kullanımıyla – 2024 ile karşılaştırıldığında- 1000 Hv değerlerine ulaşan daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: İnfiltrasyon, pasivasyon, ısıl işlem, Al alaşım, kompozit.

ABSTRACT

Master of Science Thesis

EFFECT OF HEAT TREATABLE Al ALLOYS ON MECHANICAL PROPERTIES OF B₄C – Al COMPOSITES

BAŞAK TAŞDELEN

**Anadolu University
Graduate School of Sciences
Ceramic Engineering Program**

**Supervisor: Asist. Prof. Dr. Gürsoy ARSLAN
2004, 83 pages**

Reactive infiltration process, commonly used for the fabrication of B₄C – Al composites, is currently performed at relatively high temperatures (~1200°C). Due to the high affinity of Al for oxygen infiltration of the metal into the B₄C preform is not possible unless it is carried out under a vacuum or inert atmosphere.

In this study, in order to reduce losses of the initial B₄C and Al due to formation of reaction products during infiltration, a thermal passivation process was employed to as-received B₄C powders prior to infiltration. This process facilitated Al infiltration even below 1000°C by enhancing the wettability of Al. It was also noted that conducting the infiltration process at relatively low temperatures enhanced mechanical properties considerably such as hardness and compressive strength due to high B₄C content maintained. Besides, densities higher than 99 % of theoretical density were obtained in all composites that were infiltrated between 900 and 1200°C. With use of 7075, hardness values as high as 1000 HV were achieved.

Keywords: Infiltration, pasivation, heat treatment, Al alloy, composite.

TEŞEKKÜR

Çalışmalarımı sabırla izleyen ve yapıcı eleştirileriyle yanımda olan danışmanım Yard. Doç. Dr. Gürsoy ARSLAN'a saygıyla teşekkür ederim. Çalışmam süresince, pozitif enerjisini ve birikimlerini benden esirgemeyen Araş.Görev. Nihan Tunçer'e yürek dolusu teőekkürler. İlgiyle beni destekleyen ve gerektiğinde yardımlarıyla yanımda olan Seramik Mühendisliği ve Sivil Havacılık Yüksek Okulu çalışanlarına teőekkürlerimi sunarım.

Büyüten, yetiştiren ve her konuda olduğu gibi yine yanımda olan ilköğretmenlerim; anne ve babama, ve tabiki küçük kardeşime paylaşımları için sonsuz teőekkürler.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	x
1. GİRİŞ	1
2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLAR	2
2.1. Alüminyum ve Alaşımlarının Kullanım Alanları.....	2
2.2. Alaşım Elementleri ve Özellikleri.....	4
2.2.1. Bakır.....	5
2.2.2. Silisyum.....	5
2.2.3. Magnezyum.....	6
2.2.4. Çinko.....	6
2.2.5. Gümüş.....	6
2.2.6. Zirkonyum.....	7
2.3. Alüminyum Alaşımların Simgesel Gösterimi.....	7
2.4. Alaşımların Sınıflandırılması.....	9
2.4.1. İşlenmiş Alaşımlar.....	10
2.4.2. Döküm Alaşımları.....	11
3. ISIL İŞLEM VE ÖZELLİKLERİ	12
3.1. Çözeltiliye Alma Isıl İşlemi.....	15
3.2. Suverme İşlemi.....	16
3.3. Yaşlandırma İşlemi.....	19

3.3.1. Yaşlandırma Aşamaları.....	20
3.3.2. Yaşlanmanın Malzeme Yapısına Etkileri.....	23
3.4. 2024 Al Alaşımı.....	25
3.5. 7075 Al Alaşımı.....	27
3.5.1. 7075 Al Alaşımında Isıl İşlem Aşamaları.....	29
4. TERMAL PASİVASYON.....	31
5. BOR KARBÜR TOZLARININ SİNERLENMESİ.....	33
6. SERAMİK – METAL KOMPOZİTLER.....	34
6.1. Bor Karbür-Alüminyum Kompozitlerinin Üretim Yöntemleri.....	36
6.1.1. B ₄ C ve Alüminyum Toz Karışımlarının Sinterlenmesi.....	36
6.1.2. Sıvı Alüminyumun Gözenekli B ₄ C Altığa Emdirilmesi.....	37
6.1.2.1. Islatma.....	38
6.1.2.2. Kimyasal Reaksiyonlar.....	41
6.1.2.3. Yoğunlaşma.....	42
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	44
7.1. Bor Karbür ve Alüminyum Alaşımlarının Spesifikasyonları.....	44
7.2. Bor Karbür – Alüminyum Kompozitlerinin Üretimi.....	45
7.3. Isıl İşlem Deneyleri.....	46
7.4. Üretilen ve Isıl İşlem Gören Bor Karbür-Alüminyum Kompozitlerinin Karakterizasyonu.....	47
7.4.1. Yoğunluk Ölçümü.....	47
7.4.2. X-Işınları Difraktometresi ile Kalitatif Faz Analizi.....	48
7.4.3. Sertlik Ölçümleri.....	48
7.4.4. Numune Hazırlama.....	48
7.4.5. Mikroyapı Karakterizasyonu.....	49
7.4.6. Mekanik Deneyler.....	49

8. SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR.....	50
8.1. Bor Karbür – Alüminyum Kompozitlerinin Üretimi.....	50
8.1.1. Sızdırma Atmosferi ve Al Kaynağının Seçimi.....	50
8.1.2. Başlangıç Tozlarının ve Tutma Süresinin Sızdırma Sıcaklığına Etkisi.....	55
8.2. Bor Karbür - Alüminyum Kompozitlerinin Yoğunlukları.....	58
8.3. Bor Karbür - Alüminyum Kompozitlerinin Sertlikleri.....	60
8.4. X – Işınları Difraktometresi ile Kalitatif Faz Analizi.....	70
8.5. Üretilen Bor Karbür-Alüminyum Kompozitlerinin Mekanik Özellikleri.....	71
8.5.1. Eğme Mukavemeti.....	72
9.GENEL SONUÇLAR.....	79
9.1. Genel Sonuçlar.....	79
9.2. Öneriler.....	80
10.KAYNAKLAR.....	81

ŞEKİLLER DİZİNİ

3.1. Isıl işlenebilen (a) ve ısı işlenemeyen (b) alaşımlara ait faz diyagramları.....	14
3.2. Alüminyum alaşımında ısı işlem aşamaları.....	15
3.3. Isıl işlenebilir alüminyum alaşıma ait denge diyagramı.....	16
3.4. Isıl işlenebilir alüminyum alaşımında yavaş soğutma (a) ve hızlı soğutma (b) sonucunda yapıda meydana gelen değişiklikler.....	17
3.5. 7075 alüminyum alaşımında tane sınırlarında oluşan pfz.....	18
3.6. pfz genişliğinin çözeltiye alma sıcaklığı ile değişimi.....	19
3.7. Alüminyum alaşımında süperdoğgun katı çözelti.....	21
3.8. Alüminyum alaşımında yaşlandırma süresince oluşan geçiş fazı (a) ve kararlı fazın (b) gösterimi.....	21
3.9. Latis ile süreklilik gösteren ve göstermeyen fazlar.....	22
3.10. Alüminyum alaşımında yapıya giren daha küçük (a) ve daha büyük (b) atomun gösterimi.....	23
3.11. Isıl işlem aşamalarının mukavemet ve sertlikle değişimi.....	24
3.12. pfz genişliğinin yaşlanma sıcaklığı ile değişimi.....	25
3.13. Al-Cu faz diyagramı.....	26
3.14. Yaşlanma aşamalarının mukavemet eğrisinde gösterimi.....	27
3.15. Al-Zn faz diyagramı.....	28
6.1. Seramik-metal kompozitlerinin ıslatma özelliklerine göre sınıflandırılması.....	35
6.2. Sıvı-katı fazlar arasında sağlanan düşük (a) ve yüksek (b) temas açılarının gösterimi.....	38
6.3. B ₄ C-Al sisteminde, temas açısının vakum ve argon ortamında zamana bağlı değişimi.....	40
7.1. İnfiltrasyon deney düzeneği.....	46
7.2. Yaşlandırma işlemi deney düzeneği.....	47
8.1. 950°C' de 10 dakika (a) ve 950°C' de 30 dakika (b) bekletilerek üretilen kompozitler.....	56

8.2. Pasive edilmiş (a) ve pasive edilmemiş (b) ince B ₄ C tozundan hazırlanan peletlere 7075 emdirilerek üretilen kompozitlerin alt kısımları (1100°C – 10 dakika).....	57
8.3. 1300 °C’de pasive edilmiş ve edilmemiş ince B ₄ C tozundan üretilen kompozitlerin ölçülen % gözenek değerleri	58
8.4. 1400 °C’de pasive edilmiş ve edilmemiş kaba B ₄ C tozundan 2024 Al alaşımı emdirilerek üretilen kompozitlerin ölçülen % gözenek değerleri.....	59
8.5. 1400 °C’de pasive edilmiş ve edilmemiş kaba B ₄ C tozundan 7075 Al alaşımı emdirilerek üretilen kompozitlerin ölçülen % gözenek değerleri.....	60
8.6. Pasive edilmiş ince B ₄ C tozlarına 2024 Al alaşımı emdirilerek hazırlanan kompozitlerin emdirme sıcaklığı-mikrosertlik grafiği.....	61
8.7. 1300 °C’de pasive edilmiş ince B ₄ C tozlarına 2024 Al alaşımının 1200 °C’de (a) ve 1000 °C’de (b) 10 dakika bekletilerek üretilen kompozitlerin polarize ışık altında IM görüntüsü	63
8.8. Pasive edilmiş ve edilmemiş kaba B ₄ C tozlarına 2024 Al alaşımı emdirilerek hazırlanan kompozitlerin emdirme sıcaklığı-mikrosertlik grafiği.....	64
8.9. İnce (a) ve kaba (b) B ₄ C tozlarından üretilen kompozitlerde mikrosertlik ve makrosertlik cihazının ucunun bıraktığı izler.....	65
8.10. Pasive edilmiş ve edilmemiş kaba B ₄ C tozlarına 2024 Al alaşımı emdirilerek hazırlanan ve yaşlandırılan kompozitlerin emdirme sıcaklığı – makrosertlik – mikrosertlik grafiği.....	66
8.11. 1400 °C’de pasive edilmiş ve edilmemiş ince B ₄ C tozları ve 7075 Al alaşımından üretilen numunelerin ölçülen mikrosertlik değerleri.....	67
8.12. Pasive edilmemiş (a) ve 1400 °C’de pasive edilmiş (b) ince B ₄ C tozlarına 7075 Al alaşımı emdirilerek üretilen kompozit.....	68
8.13. Pasive edilmiş ve edilmemiş ince B ₄ C tozlarına 1100°C’de 7075 Al alaşımı emdirilerek hazırlanmış numunelerin	

kalitatif XRD sonuçları.....	71
8.14. Üretilen B ₄ C-Al kompozitlerinin eğme mukavemeti eğrileri.....	74
8.15. Eğme numunelerinin kırık yüzey görüntüleri: (a)pasifleştirilmemiş 4,7 µm'luk B ₄ C, (b) pasifleştirilmiş ince (<10µm) B ₄ C.(SEM-SE)	75
8.16. Pasifleştirilmiş kaba B ₄ C 800x (a) 1840x (b).....	76
8.17. Pasifleştirilmiş ince B ₄ C-ısıtılmış(a), ısıtılmamış (b)..	77

ÇİZELGELER DİZİNİ

2.1. Alaşım elementlerinin Al içindeki azami çözünürlük değerlerini gösteren sıcaklıklar.....	5
2.2. Isıl işlenebilir alaşımlar.....	11
3.1. 2024 alüminyum alaşımına uygulanan klasik ısıl işlem değerleri....	26
3.2. 7075 alüminyum alaşımına uygulanan klasik ısıl işlem değerleri....	30
7.1. Bor karbür ve alüminyum alaşımlarının spesifikasyonları.....	44
7.2. B ₄ C-Al kompozitlerinin üretim deneylerinde kullanılan toz özellikleri.....	44
7.3. B ₄ C-Al kompozitlerinin üretim deneyleri.....	45
7.4. Kullanılan alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıl işlem çevirimi...	46
7.5. B ₄ C-Al kompozitlerinin parlatma prosedürü.....	49
8.1. Pyzik ve Aksay'ın çalışmasının üretim süreci ve sonuçları.....	51
8.2. 2024 ve 7075 Al alaşımlarında sertlik değerleri.....	52
8.3. Alaşım elementlerinin ergime ve kaynama noktası.....	53
8.4. Isıl işlem görmemiş ve 1200°C'de 10 dakika bekletilmiş 7075 Al alaşımının EDX sonuçları.....	53
8.5. Pasive edilmemiş ince ve kaba tozların üretim sıcaklıkları.....	56
8.6. Seramik fazların mikrosertlikleri.....	61
8.7. İnce ve kaba B ₄ C tozundan üretilen kompozitlerde, makrosertlik ve mikrosertlik değerlerindeki standart sapmalar.....	65
8.8. B ₄ C-Al kompozitlerinde ışık mikroskobunda gözlenen fazlar ve renkleri.....	69
8.9. Başlangıç bileşenleri ve seramik fazların sertliğe katkısı.....	70
8.10. Monolitik B ₄ C'ün ve bu çalışmada farklı B ₄ C başlangıç tozları ile üretilen B ₄ C-Al kompozitlerinin eğme mukavemetleri (σ).....	73

SİMGELER VE KISALTMALAR

- G_{α} : Başlangıç fazlarının serbest enerjisi
 G_{β} : Ürün fazının serbest enerjisi
 ΔG : Sistemin Gibbs serbest enerjisi
 γ : Yüzeyler arasındaki serbest enerji
 ΔG_{ϵ} : Matris ve ikinci faz arasındaki deformasyon enerjisi
 ΔG_V : Hacimden dolayı oluşan serbest enerji terimi
DPH : Vickers sertlik numarası (kg/mm^2)
P : Uygulanan yük (kg)
 θ : İzin kenarları arasındaki açı (136°)
L : İzin köşegen boyutu (mm)
 σ_e : Eğme mukavemeti (MPa)

1. GİRİŞ

B₄C seramikleri, hafiflikleri, kovalent bağ kuvvetleri ve üstün mekanik özellikleri nedeniyle, aşınma ve darbe direnci gerektiren uygulamalarda geniş kullanım alanı bulmaktadır. Yine yukarıdaki özellikleri nedeniyle bu seramikler balistik uygulamalarda geleneksel zırhlara (çelik ve alüminyum) alternatiftir. Ancak, her ne kadar monolitik seramik zırhlar günümüzde kullanılmakta ise de, kovalent bağlı seramiklerin düşük kırılma tokluğu ve yüksek üretim maliyeti kullanımlarının daha da yaygınlaşmasını önlemektedir. Örneğin, yoğun ve yüksek balistik performansa sahip monolitik B₄C ancak sıcak presleme ya da yüksek sıcaklıklarda (2000 - 2300 °C) sinterleme yöntemleri ile üretilmektedir. Her ne kadar saf B₄C'ün sinterleme sıcaklığını düşürmek için bor, karbon, titanyum diborür, krom diborür, tungsten karbür, SiC ve Al esaslı bileşikler gibi çok sayıda sinterleme ilaveleri kullanılmış ise de B₄C'ün sinterleme sıcaklığı belirgin olarak düşürülememiştir. Ayrıca, sinterleme ilaveleri ile sinterlenen B₄C'ün kırılma tokluğunun düşük kaldığı görülmüştür.

B₄C'ün üstün özelliklerinden yararlanabilmek ve aynı zamanda kırılma tokluğunu iyileştirmek amacı ile daha ileriki yıllarda çeşitli metaller bu sistemlere dahil edilmeye çalışılmıştır. Bu bağlamda Al, hafifliği ve düşük ergime sıcaklığı nedeniyle, infiltre edilecek malzeme olarak en yaygın biçimde denenmiş metal olmuştur. İnfiltrasyon işleminin B₄C-Al sisteminde başarılı olması, sıvı Al'un B₄C ile iyi bir reaktiviteye sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Hafif ve yüksek tokluğa sahip B₄C-Al kompozitler, sabit disklerde, yüksek aşınma dirençli fren disklerinde ve balistik performansı yüksek zırh plakalarında yaygın kullanım alanı bulabilmektedir.

2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLAR

Alüminyum (Al) ve alaşımlarının sağladığı birçok özellik, alüminyumu mühendislik uygulamalarında çok yönlü, ekonomik ve çekici bir malzeme haline getirmiştir. Alüminyumun düşük yoğunluk ($2,7\text{g/cm}^3$), yüksek yenim direnci, tekrar defalarca kullanılabilirliği, şekillendirilebilirliği, yüksek ısı ve elektriksel iletkenliği gibi üstünlüklerinden endüstride geniş oranda yararlanılması, ancak dayanım özelliklerinin alaşımlama yoluyla iyileştirilmesinden sonra gerçekleşebilmiştir. Demirden üç kat daha hafif olan alüminyum, alaşımladırıılmak suretiyle demire yakın mukavemette bir malzemeye dönüşebilmektedir [1]. Alaşımlarında daha belirgin olan dayanım/yoğunluk oranının yüksekliği hafif malzemelerin yapımında alüminyumun uygun bir malzeme olmasını sağlamaktadır [2].

İhtiyaç duyulan özelliklerin üretimi için yapılan kompozisyon değişiklikleri; metalin saflığını artırma ve alaşımlama gibi işlemlerle gerçekleştirilir. Bazı durumlarda zararlı elementler uzaklaştırılır ve yararlı olanlar ilave edilir.

Alaşımlamanın ilk sebebinin mekanik özellikleri (mukavemet, yorulma, sürtünme, aşınma direnci gibi) artırmak olmasına rağmen, birçok alaşımda diğer özellikler de kullanılan alaşım elementinin tipi ve miktarına bağlı olarak önemlidir. Alaşımlama, ergimiş haldeki metale saf alaşım metallerinin ya da önceden hazırlanmış alaşımların ilavesiyle gerçekleştirilir[3].

2.1. Al ve Alaşımlarının Kullanım Alanları

Alüminyum ve alaşımlarının ulaştırma sektöründe geniş kullanım alanları vardır. Bir uçağın ağırlıkça ortalama %70' i alüminyumda oluşmaktadır. Alüminyum, alaşımlarının hafifliğinin yanı sıra sağlamlığı ile de havacılık sektörünün gelişmesine büyük katkı sağlamıştır. Uçak malzemesinde halihazırda kullanılan duralüminyum (alüminyum-bakır) yerine % 15 oranında daha hafif olan, gelecekteki en önemli uçak malzemesi alüminyum-lityum alaşımları kullanımı konusunda çalışmalar devam etmektedir.

Bu sayede hem araçların yük kapasiteleri artacak hem de önemli oranda yakıt tasarrufu sağlanabilecektir. Hızlı trenin geliştirilmesinde de Al alaşımlarının kullanılması söz konusudur. Japonya 'da imal edilen ETR500 isimli hızlı tren şasesi ve vagon gövdeleri yüksek mukavemetli Al-Zn-Mg temelli alaşımlardan üretilmektedir.

Tahıl siloları ve tahıl nakliyatında kullanılan kamyon kasaları, nakliyattaki verimliliğin artırılabilmesi için yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarından üretilmektedir.

Alüminyumun çeliğe alternatif olarak köprülerin önemli bazı yerlerinde bir yapı elemanı olarak kullanılması, köprülerin kullanım kapasitelerini arttırmaktadır. Hafifliği ve diğer yapı malzemelerine göre avantajlı bir ağırlık/mukavemet oranına sahip olmasının yanı sıra alüminyum, oldukça yüksek korozyon mukavemetine sahiptir. Bu özelliklerinden dolayı köprülerin bakım masraflarını azaltarak kullanım ömrünü uzatır.

Günümüze kadar alüminyum alaşımları değişik kompozisyonlarda ve farklı ısıl işlemler ile farklı özelliklerde bir çok kullanım alanı bulmuştur. Ancak gelişen teknolojinin ihtiyacı daha mukavemetli, sert, düşük yoğunluklu, üstün özelliklere sahip malzemeler geliştirmekte ve bunların başında da alüminyum esaslı kompozitler gelmektedir. Özellikle otomotiv sektöründe bir çok uygulama alanı bulan bu kompozitlerin kullanım alanları her gün biraz daha genişlemektedir. Bu malzemelerin en büyük avantajları arasında yüksek aşınma direnci, sertlik ve mukavemet gelmektedir. Hala maliyet açısından pahalı olan alüminyum esaslı kompozitler yeni üretim teknolojilerinin ve seri üretimlerin yapılmasıyla rekabetçi maliyetlerle üretilmeye başlanmıştır.

Alüminyumun, savunma sanayi açısından da önemi ve kullanım alanları hızla artmaktadır. Çeşitli roket ve füze sistemlerinde alüminyum alaşımları değişik miktarlarda kullanılmaktadır. Roket ya da füzenin türlerine göre (topçu roketleri, havadan havaya, havadan karaya, yerden havaya anti tank vb.) ve alt komple parçalarına göre (harp başlığı, motor, gövde) alüminyum ve ürünleri tercih edilebilmektedir.

Roket ya da füze türünden bağımsız olarak, bir roket/füzede kullanılacak alüminyum alaşımları ve ısıl işlem türleri şu şekildedir.

Aerodinamik yüklere maruz kalan dış yapısal parçalarda genellikle yüksek mukavemet sağlayan ve ısıl işlem yapılabilen 2xxx, 6xxx, 7xxx serisi alaşımlar kullanılmaktadır.

1979 yılından itibaren alaşım araştırma ve geliştirme çalışmalarında alüminyum-lityum alaşımları üzerine olan ilgi artmıştır. Alüminyuma eklenen her % 1 lityum yoğunluğu % 3 kadar düşürürken elastik modülü % 5 artırmaktadır. Alüminyum içine % 4.2 çözünürlüğe sahip lityum, genellikle % 1-3 arasında kullanılmaktadır. Bu alaşımların yorulmaya karşı direnci, çok düşük sıcaklıklardaki tokluğu düşük yoğunluğu ve yüksek mukavemeti özellikle yakıt tankları için cazip olmaktadır[1].

2.2. Alaşım Elementleri ve Özellikleri

Alaşım elementleri; diğer özellikleri geliştirmenin yanı sıra, mukavemeti artırmak için alüminyuma ilave edilirler. Alüminyuma ilave edilen alaşım elementleri belirli yüzdeler içinde kalırlar. İstenerek ilave edilen alaşım elementlerinin yanında diğer bazı elementler de bulunabilir. Alaşım elementlerinden sadece dokuz tanesinin azami katı çözünürlük değerleri ağırlıkça %1' in üzerindedir ve düşük sıcaklıklarda bu çözünürlük daha azdır. Çizelge 2.1'de başlıca alaşım elementlerinin Al içindeki azami çözünürlük değerlerini gösteren sıcaklıklar verilmektedir. Bunlardan gümüş (Ag), galyum (Ga), germanyum (Ge) çok pahalıdır ve lityum (Li) proses zorluklarından dolayı sadece özel alaşımlarda kullanılır. Çinko (Zn), magnezyum (Mg), bakır (Cu), mangan (Mn) ve silisyum (Si) Al alaşımlarda kullanılan başlıca alaşım elementleridir.

Alaşım elementlerinden Mg, Li ve Si ; alüminyumun yoğunluğunu düşürürken krom(Cr), bakır (Cu), mangan(Mn) ve çinko(Zn) yoğunluğu artırır. Yoğunluk alaşım kompozisyonunu; porozite, içeriklerin dağılımı, katı çözünürlük derecesinin belirlenmesi açısından etkiler.

Çizelge 2.1. Alaşım elementlerinin Al içindeki azami çözünürlük değerlerini gösteren sıcaklıklar [3].

Element	Çözünürlük Sıcaklığı (°C)	Azami Çözünürlük % Ağırlıkça
Cu	548	5,65
Mg	450	17,4
Mn	658	1,82
Si	577	1,65
Zn	443	70

2.2.1. Bakır

Alaşım elementi olarak kullanılan en eski elementtir. % 2-10 arasında ilave edilir. Bakırın değişik sıcaklıklarda alüminyum içinde değişik miktarlarda çözünmesi, alüminyum alaşımlarına ısıtılma tabi tutulabilme ve ısıtılma sertleşebilme özelliği verir.

Birçok endüstriyel alaşım, bakırın yanında başka alaşım elementleri de içermektedir. Al-Cu alaşımlarına ilave edilen Mg, ısıtılma aşamalarından biri olan; çöktürülen homojen çekirdeklenmesinin sağlandığı yaşlandırma işlemi süresince mukavemet artışında etkilidir. % 0,05 oranındaki ilave bile yaşlandırma karakteristiğini önemli derecede etkilemektedir [3].

2.2.2. Silisyum

Silisyum sıvı alüminyumun akışkanlığını artırır. Dökülebilir alaşımlar için kullanılan elementlerin en önemlisidir. İşlenebilir alaşımlarda Mg ile birlikte kullanılır [3].

Si en fazla % 13 oranında bulunabilir. % 5 Si içeren alaşım özellikle ince ve karışık şekilli parçalar için kullanılabilir. Bu malzemenin yenim direnci yüksek fakat işlenebilme kabiliyeti düşüktür. % 13 Si içeren alaşımlar ise; Al-Cu alaşımlarından daha fazla yenim direnci ve şok direnci istenen parçalarda kullanılır[4].

2.2.3. Magnezyum

Önemli alaşım elementlerinden birisidir. İşlenebilir alaşımlarda % 5,5, döküm alaşımlarında % 4-10 arasında ilave edilir. Al-Mg alaşımları ısıl işlem uygulanabilecek alaşımlardan istenen karakteristiklere uygun bir katı eriyiğe sahiptirler [3].

Genel olarak Mg ilavesi mukavemeti, yemim direncini ve işlenebilirliği artırıcı yönde etkilidir.

Al-Mg alaşımlarına mangan (Mn) ilavesi, mukavemeti artırmanın yanısıra alaşımın kararlılığını iyileştirici rol oynar.

Al-Mg alaşımlarına Si lavesi, oluşacak Mg_2Si miktarına göre farklı özelliklerin ortaya çıkmasına neden olur [5].

2.2.4. Çinko

Zn, mukavemeti artırır. Al alaşımlarında % 20' ye ulaşan miktarlarda kullanılabilir [3].

Al-Zn alaşımlarına Mg ilavesi, özellikle % 3-7,5 Zn içeren sistemlerde mukavemeti geliştirir.

Al-Zn-Mg sistemine bakır (Cu) ilavesi ile, küçük fakat önemli miktarlardaki krom ve mangan ile birlikte, yüksek derecelerde mukavemete ulaşılır.

Bu alaşım sistemlerinde Zn ve Mg yaşlandırma işlemlerini kontrol eder. Cu ilavesi doygunluk derecesini artırarak yaşlandırma sonucu sağlanan özelliklerin gelişimini sağlar [5].

2.2.5. Gümüş

Alüminyum içindeki katı çözünürlüğü % 55'e ulaşır. Fakat maliyetinin yüksek olması küçük miktarlarda kullanılmasına izin verir. Al-Zn-Mg alaşımlarına % 0,1-0,6 oranlarında ilavesi mukavemet artışında ve yemim direncinin iyileşmesinde etkilidir [3-5].

2.2.6. Zirkonyum

Asıl alaşım elementlerinin yanında ilave edilir. Zr, işlenmiş alaşımlarda yeniden kristallenme sıcaklığını artırmak ve tane yapısını kontrol etmek amacıyla kullanılır. % 0,1-0,3 oranlarında ilave edilir [3].

2.3. Alüminyum Alaşımların Simgesel Gösterimi

Alaşımın metalurjik aşamaları, kimyasal kompozisyon sembolünü izleyen birtakım sembollerle ifade edilir. Bu sembol, ulusal adlandırmaya göre farklılıkları olan, harfler ve rakamlarla belirlenir [6].

Aşağıdaki semboller Alüminyum Birliği (AA) tarafından hazırlanmıştır.

F üretim

Bu sembol, soğuk işleme oranı ve ısıtma işlemi kontrolü olmaksızın soğuk işleme, sıcak işlem ve döküm süreci ile şekillendirilmiş ürünleri kapsar [3,5,6].

O tavlama

(Yalnızca sertleştirme işlemi yapılabilen ürünlerde geçerlidir.) İşlenmiş ürünlere ve döküm ürünlerine boyutsal kararlılığı sağlamak için uygulanır. Mukavemet düşüktür [3,6].

H mukavemet kazandırma (sadece işlenmiş alaşımlar için)

Soğuk işlem ile mukavemeti artırılabilen alaşımları ve hafif tavlama işlemlerinin izlendiği durumları belirtir. Isıtma işlemi ya da ısıtma işlemi olmaksızın mukavemeti artırılmış ürünleri içerir.

'H' harfinden sonra ana işlemleri ifade eden ardarda gelen rakamlar yer alır.

H1: Sadece sertleştirme işlemi yapılmıştır. Isıtma işlemi yapılmaksızın istenilen mukavemetin elde edildiği ürünleri içerir. H1'den sonra gelen rakam sertleştirme işleminin derecesini ifade eder.

H2: Sertleştirme işlemi yapılmış ve kısmen tavlansızdır. Son hali istenilenden daha fazla sertleştirilmiş olan ve daha sonra tavlama ile sertliği istenilen seviyeye düşürülen ürünleri içerir. H2'den sonra gelen rakam tavlama işleminden sonraki sertlik derecesini belirtir.

H3: Sertleştirme işlemi yapılmış ve kararlı hale getirilmiştir. Sertleştirme işlemi yapılmış ve mekanik özellikleri düşük sıcaklık ısıtma işlemi ile kararlılık kazandırılmış ürünleri kapsar. H3'ten sonraki rakamlar kararlılık kazandırma işleminden sonraki mukavemet derecesini ifade eder [3,5].

W su verme

Çözeltiye alma işleminden sonra oda sıcaklığında soğutulan ve yaşlandırılan alaşımların kararsız halidir. Bu sembolün ardından doğal yaşlandırma süresini içeren rakam gelir. (Çok sık kullanılmaz.) [3,6].

T ısıtma işlemi

'T' harfinden sonra 1' den 10' a kadar numaralar yer alır.

T1: Yüksek sıcaklık şekillendirme işleminden soğutulmuş ve doğal olarak yaşlandırılmış kararlı hal. Döküm ya da ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklık şekillendirme işleminden sonra soğuk işleme yapılamayan ve mekanik özelliklerine oda sıcaklığında yaşlandırma işlemiyle kararlılık kazandırılmış ürünleri kapsar.

T2: Yüksek sıcaklık şekillendirme işleminden soğutulmuş, soğuk işlenmiş, doğal yaşlandırılmış kararlı halidir. Ekstrüzyon işlemi gibi bir sıcak işlemden sonra yapılan soğutma işleminden sonra, mukavemeti sağlamak için soğuk işlenen ve oda sıcaklığı yaşlandırılmasıyla mekanik özellikler açısından kararlılık kazandırılan ürünleri içerir.

T3: Kararlı hal için; çözelti ısıtma işlemi uygulanmış, soğuk işlem yapılmış ve doğal yaşlandırılmış sistemlerdir. Çözelti ısıtma işleminden sonra mukavemeti sağlamak için soğuk işlenmiş ve oda sıcaklığında yaşlandırma ile mekanik özellikler açısından kararlılığı sağlanmış ürünleri içerir.

T4: Kararlılık sağlanması için; çözelti ısıtma işlemi uygulanmış ve doğal yaşlandırılmış sistemdir. Çözelti ısıtma işleminden sonra soğuk işlenmemiş ve oda sıcaklığı yaşlandırılmasıyla mekanik özellikler açısından kararlılık kazandırılmış ürünleri kapsar.

T5: Yüksek sıcaklık şekillendirme işleminden sonra soğutulan ve yapay yaşlandırılan sistem. Döküm ya da ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklık şekillendirme işleminden sonra soğuk işlenmeyen ve çöktürme ısıtma işlemi ile mekanik özellikleri ve/veya boyutsal kararlılığı sağlanan ürünlerdir.

T6: Çözelti ısıtma işlemi ve yapay yaşlandırılmış sistem. Çözelti ısıtma işleminden sonra soğuk işlem yapılmamış ve çözelti ısıtma işlemiyle mekanik özellikleri ve/veya boyutsal kararlılığı sağlanan ürünleri içerir.

T7: Çözelti ısıtma işlemi yapılmış ve kararlılığı sağlanmış sistemlerdir. Çökelti ısıtma işlemi yapılmış, aşırı yaşlandırılmış ürünleri içerir. Yenim direnci gibi özel özellikler sağlar.

T8: Çözelti ısıtma işlemi, soğuk işlem ve yapay yaşlandırılma işlemleri yapılmış sistemlerdir. Çözelti ısıtma işleminden sonra mukavemet sağlamak için soğuk işlem yapılmış ve çözelti ısıtma işlemi ile mekanik özellikleri ve/veya boyutsal kararlılığı sağlanmış sistemlerdir.

T9: Çözelti ısıtma işlemi, yapay yaşlandırma ve soğuk işlem yapılmış sistemlerdir. Çökelti ısıtma işleminden sonra mukavemet sağlamak için soğuk işlem yapılmış ürünleri kapsar.

T10: Yüksek sıcaklık şekillendirme işleminden soğutulan, soğuk işlem yapılan ve yapay yaşlandırılan sistemlerdir. Ekstrüzyon işlemi gibi sıcak çalışma işleminden soğutulduktan sonra mukavemet sağlamak için soğuk işlem yapılan ve çökelti ısıtma işlemi ile mekanik özellikleri ve/veya boyutsal kararlılığı sağlanan ürünleri içerir [3,6].

2.4. Alaşımların Sınıflandırılması

Al alaşımlar üretim proseslerine göre aşağıdaki gibi sınıflandırılırlar:

a- Döküm Alaşımları: Tekrar ergitilip kalıplanırlar.

b- İşlenmiş Alaşımlar: Tekrar ergitilmeksizin sıcak ya da soğuk işlenmelidirler.

Isıl işlenebilirliklerine göre Al alaşımlar aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir:

a- Isıl İşlenemeyen Alaşımlar:

Soğuk işlemle mukavemetlendirilebilir alaşımlardır. Isıl işlem ile mukavemet kazandırılmayan ve etkili çökelti sertleşmesi göstermeyen alaşımlardır.

b- Isıl İşlenebilen Alaşımalar:

Uygun bir ısıl işlemle mukavemet kazandırılabilen alaşımlardır. Alaşıma göre ısıtma, hava ya da su ile soğutma, oda sıcaklığında yaşlandırma (doğal yaşlandırma) ya da belirli sıcaklıklarda yaşlandırma (yapay yaşlandırma) gibi işlemler uygulanır. Isıl işlenebilir sistemlerin başlıcaları Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si ve Al-Zn-Mg' dir [3,6].

2.4.1. İşlenmiş Alaşımalar

1xxx serisi	saf alüminyum (en az %99)
2xxx serisi	Al-Cu alaşımları
3xxx serisi	Al-Mn alaşımları
4xxx serisi	Al-Si alaşımları
5xxx serisi	Al-Mg alaşımları
6xxx serisi	Al-Mg-Si alaşımları
7xxx serisi	Al-Zn alaşımları
8xxx serisi	diğer elementler [3,6]

2xxx'den 7xxx'e kadar olan alaşımlar, asıl alaşım elementine göre adlandırılmışlardır.

İkinci rakam, 1xxx serisi ve 2xxx'den 8xxx'e kadar olan seriler için safsızlık limitindeki değişimi ifade eder. Son iki rakam 1xxx için alüminyumun saflığını ve 2xxx'den 8xxx'e kadar olan seriler için özel alaşımları ifade eder.

1xxx grubunda, 10xx serisi alaşımsız kompozisyonu belirtir (metal sadece doğal safsızlıklara sahiptir). Son iki rakam asgari alüminyum yüzdesini gösterir. İkinci rakam 0' dan farklı bir rakamla (1'den 9'a kadar) ifade edilirse bir ya da daha fazla safsızlık belirtilmiş olur.

2xxx'den 8xxx'e kadar olan alaşım serilerinde ikinci rakam alaşım değişikliğini belirtir. İkinci rakam 0 ise orijinal alaşım belirtilmiştir, 1'den 9'a kadar değişiyorsa orijinal alaşımın değişiklikleri belirtilmiş olur.

Amaçlanan kompozisyonun önceden varolan bir alaşımın değişimi mi yoksa yeni bir alaşım mı olduğuna karar verilmelidir. Son iki rakam, çok fazla önemi olmamakla beraber gruptaki farklı alüminyum alaşımlarını belirtir [5].

İşlenmiş alaşımlar, ısıtılabilen alaşımlar ve ısıtılmayan alaşımlar olmak üzere iki ana sınıfta incelenirler.

Isıtılabilen alaşımlar artan sıcaklıkla artan katı çözünürlük değerine sahiptir. Isıtılabilir alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda Al içinde önemli miktarlarda çözünebilir Cu, Mg, Si ve Zn elementlerinin bir ya da daha fazlasını içerir. Çizelge 2.2’de alaşım serilerinin içerdiği alaşım elementleri görülmektedir.

Çizelge 2.2. Isıtılabilir alaşımlar [3].

Isıtılabilir Alaşımlar		
Alaşım Serisi	Alaşım Tipi	Akma Mukavemeti (MPa)
2xxx	Al-Cu-Mg-Si	379-517
6xxx	Al-Mg-Si	152-379
7xxx	Al-Zn-Mg	379-503
7xxx	Al-Zn-Mg-Cu	517-621

2.4.2. Döküm alaşımları

2xx.x’den 8xx.x’e kadar olan seriler, yüzde miktarı en fazla olan alaşım elementine göre sınıflandırılmışlardır. İkinci ve üçüncü rakamlar özel alüminyum alaşımını ifade eder ya da alüminyum için (1xx.x serisi) saflığı belirtir. Diğerlerinden nokta ile ayrılmış olan son rakam ise üretim şeklini yani döküm ya da ingot oluşunu belirtir.

Alüminyum döküm alaşımlarında alaşım sistemleri temelde işlenmiş alüminyum alaşımlar ile aynıdır. Aynı sistemlerle sertleştirilirler ve aynı şekilde ısıtılabilir yapılamayanlar ve ısıtılabilir yapılabilenler olarak ikiye ayrılırlar.

Temel farklılık döküm alaşımlarında, işlenmiş alaşımlardan çok daha fazla miktarda alaşım ilavesi olarak silisyum kullanımınıdır [3,5].

3. ISIL İŞLEM VE ÖZELLİKLERİ

Isıl işlem, metallerde istenen özellikleri geliştiren bir işlemler zinciridir. Isıl işlenebilen bir alaşım sisteminde; alaşım elementlerinin çözünürlüğünün artan sıcaklıkla birlikte arttığı ve sıcaklığa bağlı dengeli bir katı eriyik oluştuğu gözlenir. Bir katı fazın içinde başka bir katı fazın oluşması, termodinamik teoriye göre serbest enerji değişimi ile mümkündür ve (3.1)'de gösterilen denge ile mümkündür.

$$\Delta G = G_{\beta} - G_{\alpha} \quad (3.1)$$

G_{α} başlangıç fazlarının serbest enerjisi, G_{β} ürün fazının serbest enerjisi, ΔG ise sistemin Gibbs serbest enerjisidir. ΔG negatif olduğunda yeni fazlar oluşumu mümkündür. Sıvı-katı dönüşümlerindeki çekirdekleşme işlemlerine benzer şekilde, katı-katı dönüşümlerinde yeni oluşan katı fazla diğer katı fazın yüzeyler arasındaki serbest enerji (γ) ve hacimden dolayı oluşan serbest enerji terimi (ΔG_V) sistemin serbest enerjisini oluşturur. Burada A ve B sabitlerdir.

$$\Delta G_{k-k} = -A \Delta G_V + B \gamma_{k-k} \quad (3.2)$$

Katı-katı dönüşümlerinde, matris ve ikinci faz arasındaki deformasyon enerjisini (ΔG_{ϵ}) buna eklemek gerekir. Bu durumda serbest enerji ifadesi;

$$\Delta G_{k-k} = -A \Delta G_V + B \gamma_{k-k} + C \Delta G_{\epsilon} \quad (3.3)$$

şeklinde yazılır. ΔG_{k-k} ifadesi çökelen fazların ve matrisin bileşimlerine bağlı olarak değişir. Deformasyon enerjisi ise partiküllerin şekil faktörüne göre değişir. Disk şeklindeki partikül en düşük deformasyon enerjisine sahip olurken en fazla yüzey enerjisine sahiptir. Küre şeklindeki partikülde ise en büyük deformasyon enerjisi ve en düşük yüzey enerjisi elde edilmektedir. Partiküllerin şekillerine bağlı olarak matris ile oluşturdukları ara yüzeyler uyumlu, yarı uyumlu ve uyumsuz olarak tanımlanır. Matris ile çökeltinin latis parametreleri tamamen uyarsa deformasyon enerjisi (ΔG_{ϵ}) sıfır olur ve ara yüzey uyumludur.

Tersine matris ile çökelti fazları arasında uyum yoksa deformasyon enerjisi sıfırdan farklıdır.

Embriyoların oluşumu ve büyümesi sistemdeki enerji durumuyla tamamen ilişkilidir. Embriyo boyutu kritik bir değere ulaştıktan sonra aktivasyon enerjisine bağlı olarak oluşan çekirdek, uyumlu veya uyumsuz ara yüzeyler oluşturabilir.

Başlangıç fazı içinde ürün fazının çekirdekleşmesi homojen veya heterojen çekirdekleşme ile oluşur. Homojen çekirdekleşme kusursuz bir latiste meydana gelir. Çekirdekleşme daha çok heterojen olarak oluşur. Heterojen çekirdekleşme atom boşluklarında, dislokasyonlarda, tane sınırlarında, faz sınırlarında oluşur ve homojen çekirdekleşmeden daha az enerji ile oluşur. Bunun nedeni kristal hatalarının oluşturduğu enerjinin aktivasyon enerjisinin aşılmasına yardımcı olmasıdır [7].

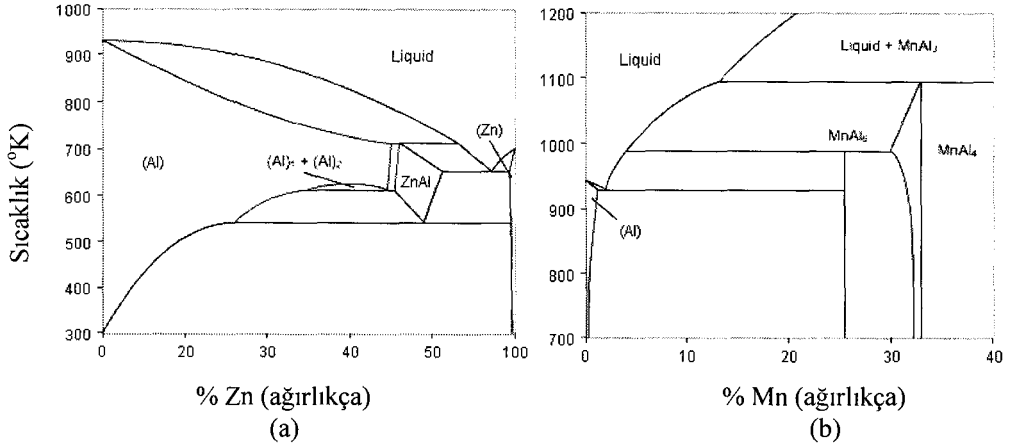
Atom boşlukları, ısıtma sırasında hızlı bir soğutma sonucu elde edilirler ve heterojen çekirdekleşme için uygun yerleri oluştururlar. Atom boşlukları yardımıyla meydana gelen çekirdekleşme, çökeltinin matriste dağılımını sağlar. Bu tip çökeltme sürekli çökeltmedir. Homojen çökeltilerin çekirdekleşmesi, boş latis sitelerinin konsantrasyonu ve dağılımı ile kontrol edilir [8].

Tane sınırları ve dislokasyonlar taşıdıkları enerjiden dolayı uygun çekirdekleşme yerlerini oluştururlar. Tane sınırında çökelti-matris ve matris-matris arasındaki enerji farklılığı tanenin şeklini belirler. Difüzyon yardımıyla çekirdekleşme meydana gelir. Tane sınırı çökeltilerin büyümeleri, arayüzey sınırındaki uyum derecesinin bir fonksiyonudur ve bu nedenle çökeltilerin büyüme morfolojileri çökelti-matris arasındaki uyumlu ya da uyumsuz ilişkileri yansıtır. Çözünür atomların meydana getirdiği bu bölgesel ayrım (segregasyon) , hem Guinier Preston (GP) bölgesi hem de bir çok atom tabakasından matrise uzanan bölgede latis düzleminin bozulmasına neden olur. Bölgenin yoğunluğu ya da sayısı arttıkça latisin düzenliliğindeki karışıklık artar [9].

Artan düşük sıcaklık çözünür hızı, yüksek oranda bölge GP oluşumunu sağlar. Bu düşük sıcaklıkta yüksek boşluk konsantrasyonunun sağlanmasıyla mümkündür. Boşlukların bu etkilerine ek olarak, boşluklararası etkileşimler ve çeşitli çözünür atomlar yaşlanmayı etkiler ve eser elementlerin etkilerini önemli kılar. Örneğin Mg; büyük atomik yarıçapından dolayı, Mg-boşluk karışımları oluşturur ve soğutma süresince boşluk oluşumunu daha kolay hale getirir.

Alaşım özelliklerinin değişimi ve yapının oluşumunu sağlayan mekanizmalar; çökeltme işlemi süresince süperdoymun katı çözeltide meydana gelen atomik ve kristalografik yapı değişimlerini içermektedir.

Şekil 3.1.'de ısııl işlenebilir (Al-Zn) ve ısııl işlenemeyen (Al-Mn) alaşımlara ait faz diyagramları görölmektedir.



Şekil 3.1. Isıl işlenebilen Al - Zn (a) ve ısııl işlenemeyen Al - Mn (b) alaşımlara ait faz diyagramları [10].

Isıl işlenebilir alaşımlar oda sıcaklığında ve daha yüksek sıcaklıklarda denge çözünürlük sınırının üstünde olan birçok çözünür alaşım elementini içerir. Alüminyum alaşımlarının çoğunda bu mümkün olmasına rağmen, bunların bazıları çok az çökeltme sertleşmesi gösterir. Örneğin; Al-Mn sisteminde ötektik sıcaklıkta Mn alüminyum içersinde % 1,8 çözünür. Denge diyagramında alüminyum katı eriyiğiyle beraber oluşan faz $MnAl_6$ fazıdır. Bu faz katı eriyik içinde disperse olarak dağılır. Latis ile sürekliliği yoktur. Disperse olmuş fazın ısııl işlemle mukavemeti etkilemesi düşünülemez. Bu nedenle alaşım soğuk işlemle sertleştirilebilir. Al-Si sisteminde katı eriyik dışında bir faz yoktur. Al-Mg sisteminde geniş bir çözünme aralığı vardır. Disperse olarak oluşan Mg_2Al_3 fazının latis ile sürekliliği yoktur [11]. Çökeltme sertleşmesi görülmez. Bunlara karşılık Al-Cu, Al-Zn, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg ve Al-Mg-Si sistemlerinde ısııl işlemle mekanik özelliklerde önemli değişiklikler olmuştur.

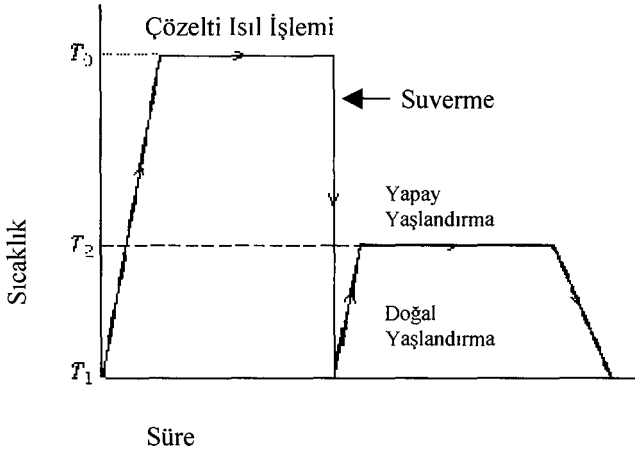
Alaşımlara uygulanan ısıtım sırası aşığıdaki gibidir: [3,5,10]

- a- Çözeltiye alma ısıtım işlemi
- b- Suverme İşlemi
- c- Yaşlandırma İşlemi
 - Doğal Yaşlandırma
 - Yapay Yaşlandırma

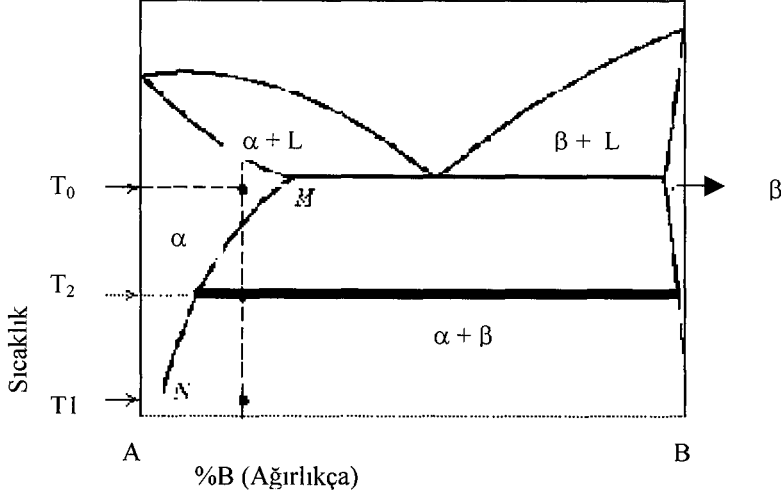
3.1. Çözeltiye Alma ısıtım İşlemi

Çözeltiye alma işleminde amaç, yüksek sıcaklıkta çözünürlüğün artmasından faydalanarak yapıdaki çökeltileri tek faz içinde çözündürmektir. Çözündürmeyi artırmak ve maksimum çözünmeyi sağlamak için çözeltiye alma sıcaklığının yüksek tutulmasında fayda vardır. İdeal çözündürme sıcaklığı ötektik sıcaklığa yakın olacaktır. Fakat eğer ötektik sıcaklık aşılsa, tane sınırlarında erime oluşur. Alaşım kırılğan olur ve mekanik dayanımını yitirir [3,8].

Şekil 3.2 ve 3.3' de ısıtım aşamaları ve ısıtım işlenebilir bir alaşıma ait denge diyagramı görölmektedir.



Şekil 3.2. Alüminyum alaşımda ısıtım işlem aşamaları [11].



Şekil 3.3. Isıl işlenebilir alüminyum alaşıma ait denge diyagramı [11].

Şekil 3.3' te görülen T_0 sıcaklığında çözeltiye alınan Al alaşım ani bir şekilde T_1 sıcaklığına soğutulur. T_2 sıcaklığında ise yaşlandırma işlemine tabi tutulur.

Alüminyum alaşımı için çözeltiye alma sıcaklığı alaşımın bileşimine ve istenen sıcaklığa göre değişmektedir. Çözeltiye alma sıcaklığı kadar o sıcaklıkta tutma süresi de önemlidir. Çözelti ısı işlemi için gerekli süre ürünün tipine, alaşıma, döküm ya da üretim aşamasına ve mikroyapıya bağlıdır. Bu faktörler, çözeltinin içindeki ya da dışındaki çözünenlerin oranlarını, boyutlarını ve çökelen fazların dağılımını belirler [6].

3.2. Suverme İşlemi

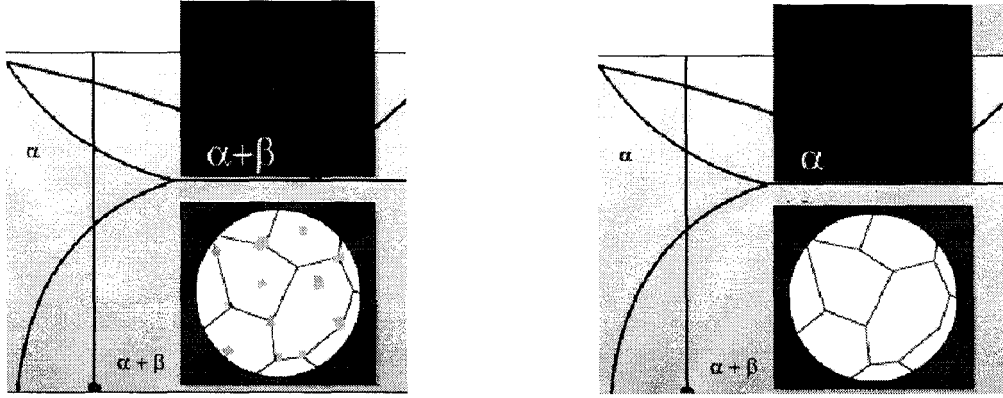
Çözünenlerin katı eriyik oluşturduktan sonra tekrar çökelmelerine engel olmak veya geciktirmek amacıyla malzemeyi soğutmak gerekir. Suverme işleminde soğuma hızı yavaş olursa alaşımın özelliklerini kötü etkileyen iri çökelti oluşur.

Bu işlem yalnızca çözünen atomları çözeltide tutmak için değil, ayrıca GP bölgesi oluşumu için gereken düşük sıcaklık difüzyonunu artırmak için, boş latis bölgelerinin azami sayıda sağlanması için de uygulanır. Çökeltilerin çekirdeklenmesi; soğutmadan sonra süperdoğgun alaşımda ortaya çıkan boş latis bölgelerinin dağılımı ve konsantrasyonuna bağlıdır [3].

Soğutmadan sonra tipik bir Al alaşım 10^{10} süperdoygunculuktaki boşluğa sahip olur. Bu, çözümlü doygunluğundan daha fazladır. Tanedeki boşluk konsantrasyonu C^s , çözümlü alma işlemi sıcaklığınca belirlenir ve basitçe; $A \exp(-E_f/kT_s)$ 'ye eşittir. A entropi faktörü, E_f boşluk oluşum enerjisi, k Boltzman sabiti, T_s çözümlü alma işlemi sıcaklığıdır [8].

En yüksek sertlik ve mukavemete ulaşmak için hızlı soğutma oranları gereklidir. Ürünün kalınlığı arttıkça gerekli olan azami soğutma oranı azalır. Soğutma oranı, parçanın yüzey durumundan etkilenir [6].

Şekil 3.4'te yavaş soğutma ve hızlı soğutma sonucu yapıda meydana gelen değişiklikler görülmektedir.



Şekil 3.4. Isıl işlenebilir alüminyum alaşımında yavaş soğutma (a) ve hızlı soğutma (b) sonucunda yapıda meydana gelen değişiklikler [10].

Soğutma etkinliğini; içerik fazları, çözümlenmeyen taneler (dispersoidler), tane sınırları etkiler ve alaşımın çökelti sertleşme yeteneğini azaltır. Tüm bunların içinde; çözümlenmeyen taneler heterojen çökeltme açısından önemli rol oynar.

Yavaş soğutma, çözümlenmeyen taneler üzerine çökeltmeden dolayı, büyümeye dolayısıyla heterojenliğe yol açar. Süperdoygunculuk derecesinin düşmesine ve soğutma süresince daha küçük boşluk muhafazasına sebep olur. Boşluk konsantrasyonundaki azalma, çözümlü difüzyon katsayısının azalmasına neden olur. Bu da GP bölgesinin oluşumunu olumsuz etkiler. Yüksek oranda PFZ oluşumu gözlenir. Hızlı soğutma sonucunda, çökelti dağılımı homojen ve tane sınırları boyunca küçük PFZ oluşumu meydana gelir [6].

Şekil 3.5'te tane sınırlarında oluşan pfz örnekleri görülmektedir.



Şekil 3.5. 7075 alüminyum alaşımında tane sınırlarında oluşan pfz (x27000) [8].

Yavaş soğutma ve yaşlandırmadan sonra oluşan PFZ, soğutma süresince boşlukların tane-matris sınırına taşınmalarıyla çekirdeklenme bölgelerinin azlığı ve tane yakınlarındaki çözünen atomların eksikliği sonucu meydana gelir [3].

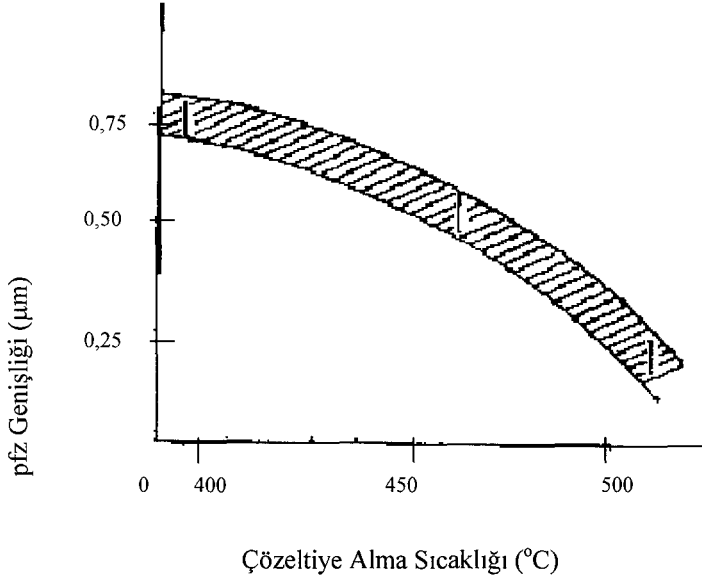
Embury ve Nicholson'un yaptığı çalışmalara göre; aşırı yaşlandırılmış yapıların dışında, bu tip bölgeler (pfz) çözünen eksikliğinden değil, çökelti çekirdeklenmesi için önemli olan boşluk eksikliğinden kaynaklanmaktadır. Bu da bu bölgede difüzyon oluşmasını engellemektedir [13].

Embury ve Nicholson tane sınırlarında oluşan PFZ ile ilgili kantitatif bir teori geliştirmiştir. Modelin en önemli özelliği çökelti dağılımının soğutma işleminden ve yaşlandırmanın ilk aşamalarından etkilenmesidir.

Sonuçların; soğutmadan etkilenme derecesini, yaşlanmadan önceki zamanı, yaşlanma sıcaklığına ısıtma oranının anlaşılmasına yardımcı olacağı düşünülmektedir.

Bölgenin kenarı boyunca ortalama çökelti boyutu daha büyüktür. Bölge kenarında çekirdeklenen çökelti, süperdoymun bölgeden çözünen atomları çekerler ve daha hızlı büyürler. Çözeltiyeye alma ısıl işlemi yüksek sıcaklıklarda olan alaşımlarda pfz daha dardır.

Şekil 3.6'da çözeltiyeye alma sıcaklığının pfz genişliğine bağlılığını gösteren grafik görülmektedir.



Şekil 3.6. pfz genişliğinin çözeltiliye alma sıcaklığı ile değişimi [8] .

3.3. Yaşlandırma İşlemi

Aşırı doymuş katı fazdan zaman ve sıcaklık etkisiyle yeni bir fazın oluşmasına yaşlanma denir. Yaşlandırma işleminde aşırı doymuş yapıdan kararlı fazların oluşması olayı sözkonusudur. Çökeltme işlemi oda sıcaklığında uzun bir süre bekleme sonucu olmuşsa buna doğal yaşlanma, belirli bir sıcaklıkta belirli bir süre bekleme sonucunda olan çökeltmeye ise yapay yaşlanma adı verilir.

Alışımındaki kimyasal elementlerin yer yer yoğunlaşmasıyla çökeltinin ilk çekirdekleri oluşur. Bu çekirdekler eriyen metal atomları yönünden zengindir. Çekirdeklerin büyümesi de metal atomlarının difüzyonu ile gerçekleşir. Bu durum yaşlandırma sıcaklığı arttıkça çökeltme hızının niçin arttığını da açıklamaktadır[4].

Çöken partiküller dislokasyon hareketlerine engel oldukları zaman malzemenin sertliği artar. Çökelti partikülleri genellikle matristen daha serttir ve deformasyon sırasında dislokasyon hareketini engeller. Bu durumda çökelti arasında kalan dislokasyon çökelti partiküllerini aşmak için uygulanan gerilmeye bağlı olarak hareket eder ve partiküllerin çevresini sarar. Çökelti etrafındaki halka sayısı artar ve malzemede dislokasyon yoğunluğunun artışına neden olur [14].

Çökelti arası mesafe dislokasyon hareketlerini etkiler. Eğer partiküller arası uzaklık yani mfp (mean free path) küçük olursa dislokasyon hareketi zorlaşır. Tane büyüklüğü ve hacim oranı mfp' yi etkiler.

$$mfp = 4/3 r (1-f) \quad (3.4)$$

Burada; f: Hacim Oranı

r: Tane Yarıçapı ' dır.

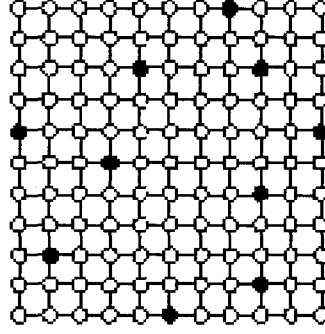
Eşitliğe göre; sabit tane yarıçapında hacim oranı arttıkça mfp azalır ve mukavemet artar. Aynı şekilde sabit hacim oranında, tane yarıçapı azaldıkça mfp azalır ve bu da mukavemetin artışı sağlar.

3.3.1. Yaşlandırma aşamaları

Yaşlanmanın başlarında oluşan çok küçük (<3nm), çözünen elementçe zengin kümeler GP bölgeleri denir. Bu kümeler x-ışınları difraksiyon çalışmaları sonucunda, birbirinden bağımsız iki araştırmacı tarafından bulunmuş ve araştırmacıların adı verilerek Guinier-Preston Zonları denmiştir.

GP bölgelerinin oluşumu, homojen çekirdeklenme sonunda meydana gelmekte ve matris ile oluşan arayüzey enerjisi düşük olduğunda mümkün olmaktadır. Bölgelerin büyümesi, küçük bölgelerin çözülmesi ve çözünen bölgelere ait atomların daha geniş boyutlu bölgeler ile birleşmesiyle oluşmaktadır. Büyüme, bölgelerin toplam sayısını azaltmakta ve ortalama çaplarını artırmaktadır. Bu büyüme esnasında bölgenin ortalama bileşimi ve ortalama hacmi sabit kalabilir [7].

Sadece GP bölgeleri ile mukavemet hakkında yorum yapmak güçtür [3]. Şekil 3.7'de aşırı doymuş katı eriyik görülmektedir. İçi boş atomlar Al atomlarını, içi dolu olan atomlar ise çözünür durumdaki atomu temsil etmektedir.

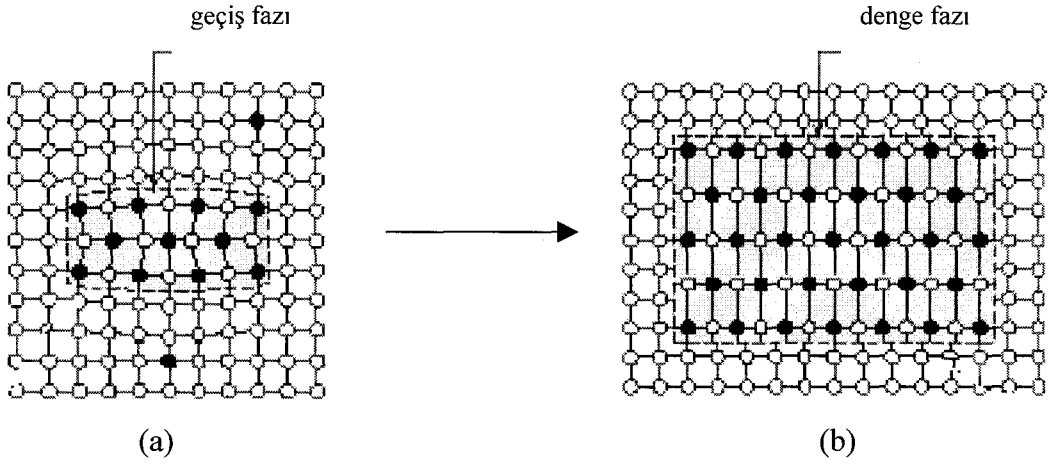


Şekil 3.7. Alüminyum alaşımında süperdoymun katı çözelti [15].

Yaşlandırmanın sonraki aşamalarında GP bölgeleri kaybolur ve geçiş fazı ve kararlı fazlar meydana gelir. Bu genel olarak şu şekilde gösterilebilir:

Aşırı Doymuş Katı Çözelti → GP bölgeleri → Geçiş Fazı → Kararlı Faz

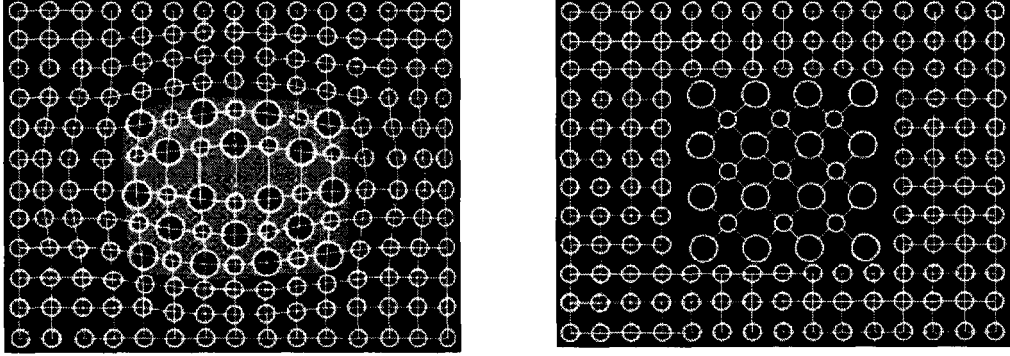
Yaşlandırma işlemi sonunda çökeltilerin sırası nasıl değişirse değişsin, alaşımın özellikleri üzerine büyük etkiye sahiptirler. Bu yüzden özellikleri tek tek bilinmelidir [3]. GP zonunun oluşumundan sonra meydana gelen geçiş fazı ve kararlı faz Şekil 3.8'deki gibi gösterilebilir.



Şekil 3.8. Alüminyum alaşımında yaşlandırma süresince oluşan geçiş fazı (a) ve kararlı fazın (c) gösterimi [15].

Birçok sistemde yaşlandırma sıcaklığı veya süre arttıkça bölge, katı çözeltilerden kristal yapısıyla ayrılan partiküllerle yer değiştirir; bunlar geçiş fazları olarak bilinir. Yani oluşan fazlar düzlem ile devamlılık gösterir.

Bu yarı devamlılık gösteren geçiş yapılarının mukavemet etkisi latis gerilmelerinin ve çökelti partiküllerinin varlığı ile oluşan dislokasyon hareketlerinin engellenmesine bağlıdır. GP bölgelerinden sonra oluşan geçiş fazları latis ile yarı-süreklilik gösteren fazlardır. Kararlı fazlar ise latis ile süreklilik göstermeyen, latisten bağımsız denge halindeki fazlardır [6]. Şekil 3.9.'da latis ile süreklilik gösteren ve göstermeyen fazlar gösterilmiştir.



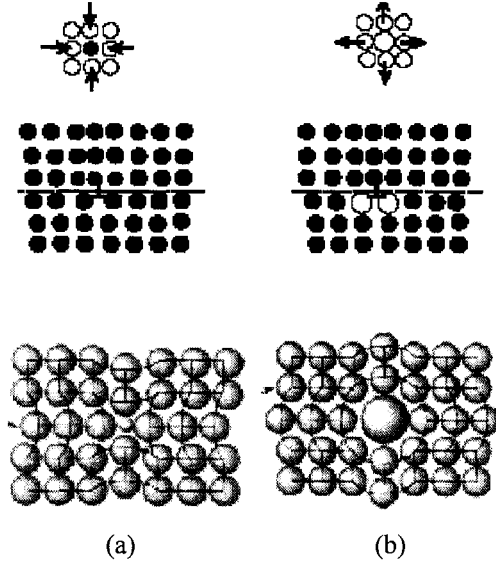
Şekil 3.9. Latis ile süreklilik gösteren ve göstermeyen fazlar

Çökeltme reaksiyonlarının ileriki aşamalarında, geçiş fazı tanelerinin büyümeleri meydana gelir. Bu, çökelti yapılarının geçişten denge durumuna gelmesiyle aynı zamanda meydana gelir.

Gerilme devamlılığının azalmasıyla dislokasyonlar çökeltilerin etrafını sararlar. Mukavemet, denge fazı tanelerinin büyümesiyle düşer [5].

Latisteki hem daha küçük hem de daha büyük atomların dislokasyon hareketini yavaşlatma etkileri vardır. Bunun sebebi; farklı boyuttaki atomların deformasyona yol açması ve bunun da dislokasyon hareketi için daha çok enerji gerektirmesidir [9].

Daha büyük ya da daha küçük atomların yapıda meydana getirdiği etki Şekil 3.10' da gösterilmiştir.



Şekil 3.10. Alüminyum alaşımında yapıya giren daha küçük (a) ve daha büyük (b) atomun gösterimi [10].

3.3.2. Yaşlanmanın malzeme yapısına etkileri

Yaşlanma, malzemenin mikroyapısında ve mekanik özelliklerinde değişiklikler meydana getirir. Yaşlanma sıcaklığı ve süresi malzeme özelliklerini büyük oranda etkiler.

Yaşlanma sıcaklığı, çökelti boyutlarını etkiler. Çökelti boyutu yaşlandırma süresinin ve sıcaklığının artmasıyla artar.

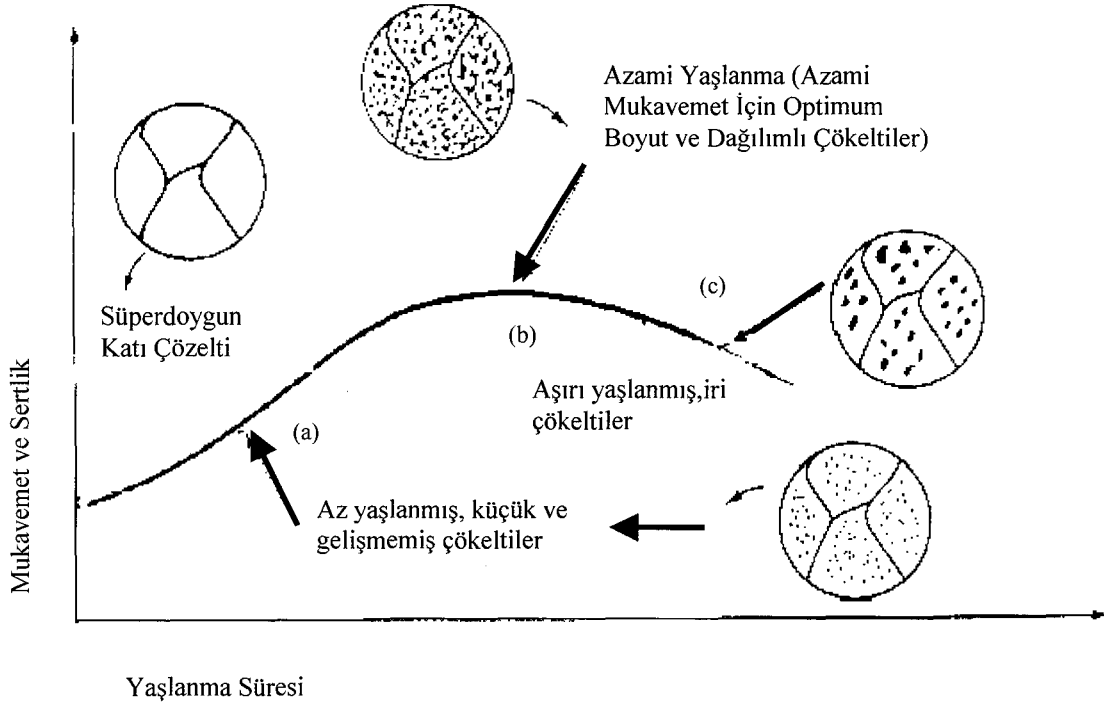
Şayet alaşım, GP çözünürlük sınırının üstüne soğutulmuş ve yaşlandırılmışsa; ısı işlem süresince GP bölgesi oluşmadığından çökelti için çekirdek te olmayacak tır. İlk olarak dislokasyonlarda çekirdeklenen iri dağılımlı çökelti oluşacaktır.

GP çözünürlük sınırının altına soğutulan ve yaşlandırılan alaşımlarda; GP zonları sürekli oluşurlar, boyutları büyür ve çökeltilere dönüşürler. Daha düşük boşluk konsantrasyonuna bağlı olarak, dönüşümler tane sınırlarında daha yavaş olur. GP çözünürlüğünün altına soğutulan ve üstünde yaşlandırma uygulanan en yaygın durumdur. Uzun çekirdeklenme işlemi, ince dağılımlı çökelti ve dar pzf sağlar [12].

Çöken partiküllerin birbirleri ile birleşmeleri ve büyümeleri sonucu, dislokasyon hareketlerine engel olamazlar. Partiküller arası uzaklık arttığı için dislokasyonlar bunların çevresinden kolaylıkla dolanabilirler.

Denge yapısının oluşmaya başlamasından ileri gelen bu olaya aşırı yaşlanma denir. Bu durumda mekanik özelliklerde düşme gözlenir.

Böylece belirli bir yaşlanma sıcaklığında en yüksek dayanıma ulaşmak için optimum yaşlanma süresinin seçilmesi gerekmektedir. Bu durumda, dislokasyon hareketlerini engelleyerek azami dayanım sağlayacak dağılımda ve büyüklükte çökeltiler elde edilebilir. Şekil 3.11’ de ısıtım aşamalarının mukavemet ve sertlikle değişimini gösteren eğri görülmektedir.

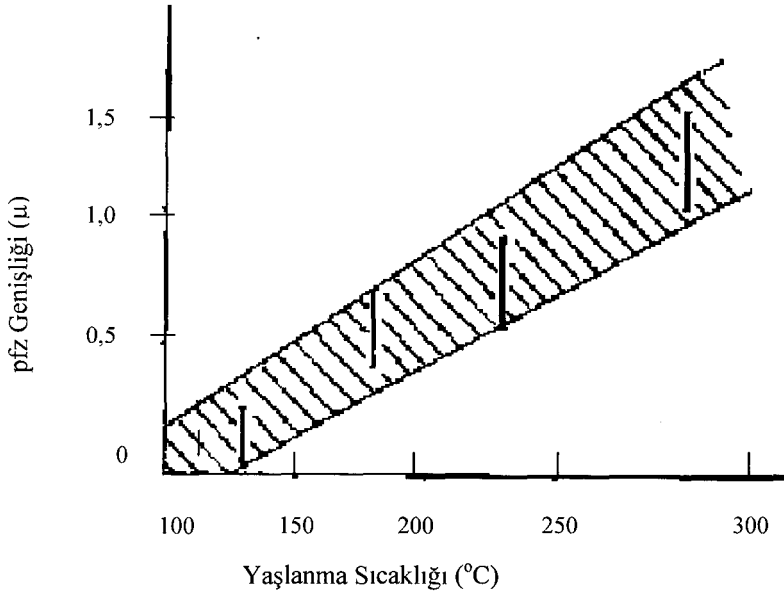


Şekil 3.11. Isıtım aşamalarının mukavemet ve sertlikle değişimi [11].

İlk aşama (a); çözeltiye alma ısıtım işlemi ve ardından ani suverme ile elde edilen süperdoymun katı çözeltilerdir. Yaşlandırma ısıtım işleminin ilk aşamalarında elde edilen yapı; az yaşlanmış, küçük ve gelişmemiş yapı olan GP zonlarıdır. Yaşlandırma ısıtım işleminin ilerleyen aşamalarında (b) elde edilen geçiş fazları; azami mukavemet için optimum büyüklük ve dağılıma sahip yapılardır. Daha sonraki aşamalarda (c) oluşan kararlı faz ise; aşırı yaşlanmış, iri çökeltileri oluşturmaktadır. Bu durumda sertlik ve mukavemet gibi mekanik özelliklerde düşme gözlenmektedir.

Yaşlandırma işlemi; pfz oluşumunu da etkiler. Bölgenin genişliği yaşlanma sıcaklığına bağlı olup, yaşlanma süresinden bağımsızdır.

Yaşlanma sıcaklığının bölgenin genişliği ile değişimini gösteren grafikte (Şekil 3.12); yaşlanma sıcaklığı arttıkça bölgenin genişliğinin arttığı görülmektedir. Dar bir pfz için, belirlenen yaşlanma sıcaklığında çekirdekleşmesi için gereken difüzyonun oluşumu kadar beklenmelidir [14].

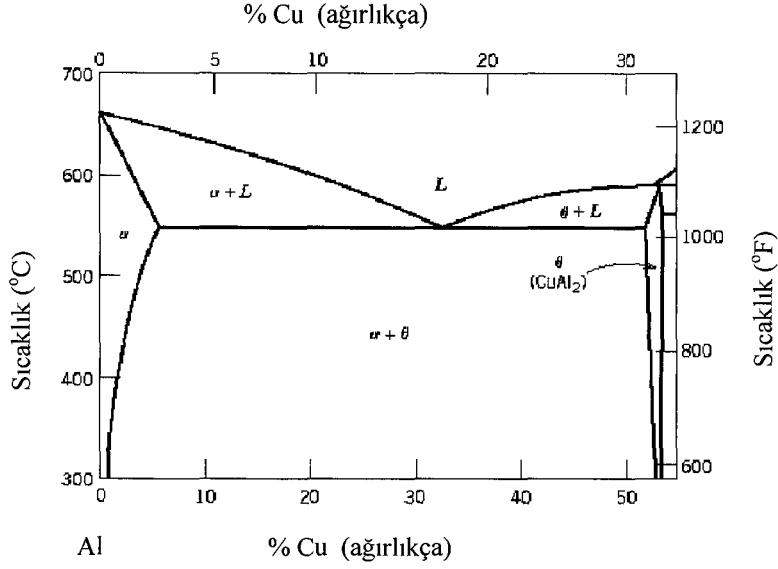


Şekil 3.12. pfz genişliğinin yaşlanma sıcaklığı ile değişimi [8].

3.4. 2024 Alüminyum Alaşımı

2000 serisi alaşımlarından olan 2024 alüminyum alaşımı; havacılık uygulamaları, otomobil parçaları ve daha genel amaçlı uygulamalarda kullanılır. Asıl alaşım elementleri Cu ve Mg olup; % 4,4 Cu, % 1,5 Mg ve % 0,6 Mn ve % 0,5 Si içerir. Safsızlık olarak Fe içerebilirler.

Şekil 3.13'de Al-Cu faz diyagramı görülmektedir. Diyagramda α ile tanımlanan bölgede Cu, Al içinde yer alan katı çözeltili halindedir.



Şekil 3.13. Al-Cu faz diyagramı [11].

Isıl işlem sırası aşağıdaki gibidir:

Süperdoymun katı çözelti \longrightarrow GP Zonu \longrightarrow S' \longrightarrow S

GP bölgesi, matris ile süreklilik gösteren, Cu ve Mg çubuklarından oluşmuştur. S' yarısürekli ortorombik Al_2CuMg' dir. Süreklilik göstermeyen denge fazı olan S, ortorombik Al_2CuMg' dir [3].

2024 alüminyum alaşıma uygulanan ısıl işlem değerleri aşağıda verilmiştir. Çözeltiye alma ısıl işlemi 540 °C' de 1 saat bekletme ve ani suverme ile yapılmıştır. Çizelge 3.1'de 2024 alüminyum alaşımına uygulanan klasik ısıl işlem değerleri verilmektedir.

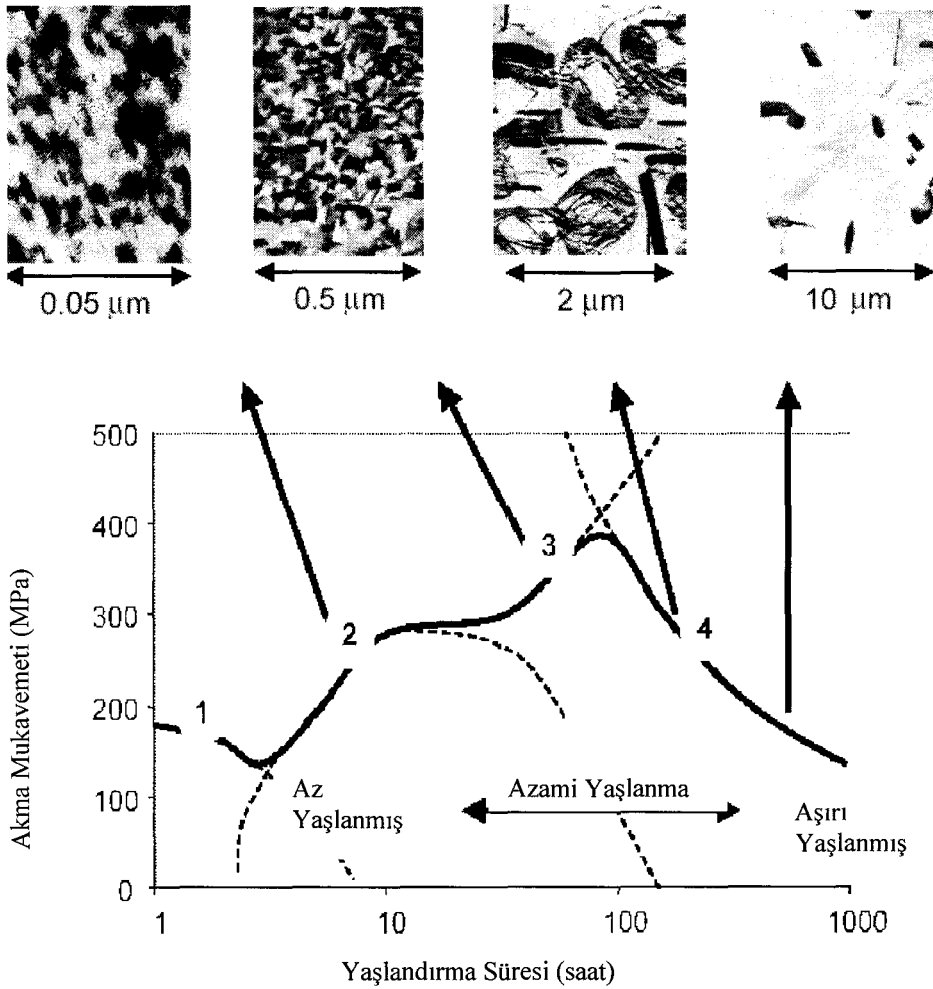
Çizelge 3.1. 2024 alüminyum alaşımına uygulanan klasik ısıl işlem değerleri [3].

Alaşımın Isıl İşlem Durumu	Yaşlandırma Sıcaklığı(°C)	Yaşlandırma Zamanı(saatt)	σ_{akma} (MPa)	Sertlik (H_B)
2024(O)*	-	-	76	47
2024-T4	120	24	325	120

* Herhangi bir işlem görmemiş alaşım

Şekil 3.14' te yaşlandırma aşamalarının mukavemet üzerine etkilerini gösteren grafik yer almaktadır. 1 nolu bölge, yaşlandırmanın ilk aşamaları olan GP zonunun oluşumunu göstermektedir.

2 nolu bölge ilk geçiş fazlarının oluşumunu göstermektedir. 3 nolu bölgede azami mukavemetin sağlandığı geçiş fazının oluşumu görülmektedir. Mikroyapısında da ince taneli çökelti dağılımı gözlenmektedir. 4 nolu bölgede denge fazlarının oluşumu ve buna bağlı olarak irileşen çökelti fazları gözlenmektedir. Bu aşama aşırı yaşlanmış durumdur.



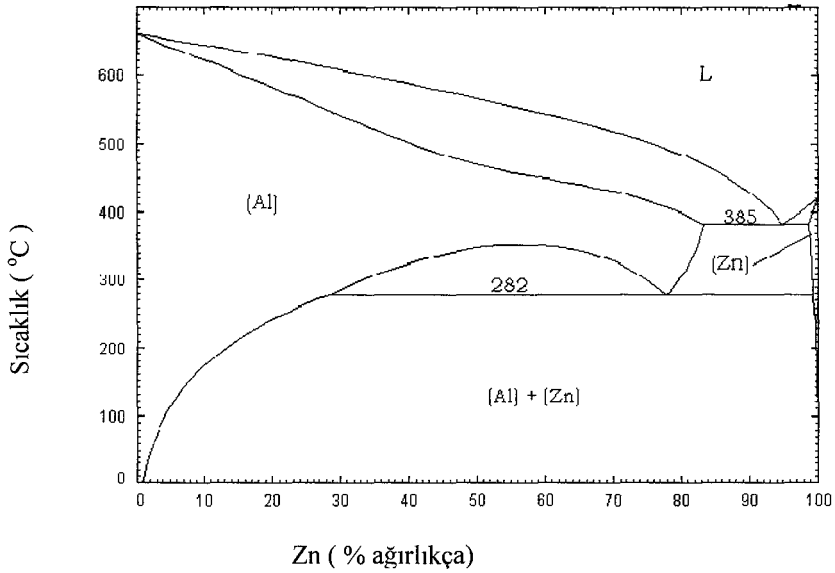
Şekil 3.14. Yaşlanma aşamalarının mukavemet eğrisinde gösterimi [11].

3.5. 7075 Al Alaşımı

Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarından, 7000 serisine ait ticari 7075 alüminyum alaşımı uçaklarda yapı malzemesi olarak kullanılmaktadır.

Alaşım; % 5-6 Zn, % 2-3 Mg ve yaklaşık % 1,5 Cu içermektedir. Bunların yanında az miktarda Cr,Ti, Zr ve Ag içerir. Şekil 3.14'te Al-Zn faz diyagramı görülmektedir.

Al-Zn-Mg alaşımlarında, düşük Mg içeriklerinde(< %0,5) ısıtma süresince hiçbir okelme prosesi gözlenmemiştir. % 0,1 Mg ilavesinin Al-Zn alaşımlarında sertlikte belirgin bir artışa sebep olduğu fakat, aynı zamanda dönüşüm prosesini yavaşlattığı gözlenmiştir. Mg GP zonunun miktarını da etkilemektedir. Mg oda sıcaklığında doygunluğu artırır [16] . Şekil 3.15'te Al-Zn faz diyagramı görülmektedir.



Şekil 3.15. Al-Zn faz diyagramı [17].

Ag, ağırlıkça % 0,1' in üzerinde ilave edildiğinde mukavemeti düşürür.(Farklı fazların oluşmasına bağlı olarak) Bu değerin altında ise ince okeltelerin oluşmasına katkıda bulunur [9]. % 0,05Ag ilavesi ile 100-200 °C arasında yapılan yaşlandırmalar sonucunda iyi mukavemet sağlandığı gözlenmiştir [12].

Al-Zn-Mg alaşımlarında Si; Zn-Mg bileşiğinin oluşumuna benzer Şekilde Mg-Si oluşurmaktadır. % 0,1 Si içeren alaşımlarda 150 °C'den direk suverme sırasında sertlikte artış gözlenmiştir. Bu Mg₂Si partiküllerinin oluşumundan dolayıdır [18].

Al-Zn-Mg alaşımlarında Ti, pfz genişliğine etki eder. 7075'e % 0,04 Ti ilavesi, çökelmeyi geciktirir ve soğutma süresince tane sınırlarından çözünür atom ayrılmasını engeller. [14] Pfz genişliğinin az olması Ti atomları ile atom boşlukları arasında kuvvetli etkileşimden kaynaklanmaktadır [18].

3.5.1. 7075 Alüminyum alaşımında ısıl işlem aşamaları

Isıl işlem aşağıdaki sıra ile gerçekteşir:

Süperdoğgun Katı Çözelti \rightarrow GP Zonu \rightarrow η' \rightarrow η \rightarrow T

GP zonu matris ile süreklilik gösterir; arayüzey enerjisi düşük olduğu için çok küçük yarı kararlı partiküller oluşabilir. Yarisüreklı MgZn₂ geçiş fazi monoklinik birim hücreye sahipken, süresiz denge fazi hegzagonaldir. [19] Zn ve Mg miktarlarına bağlı olarak oluşacak kararlı fazlar η ve T fazlarıdır. Oluşan çökeltiler MgZn₂ (η), Mg₃Zn₃Al₂ veya (AlZn)₄₉Mg₃₂ (T) şeklinindedir. T fazının çekirdekleşme boyutu büyüktür, büyük partiküllü olarak aşırı yaşlanmış alaşımlarda bulunmaktadır. Alaşım sisteminin mukavemetlenmesinde rolü yoktur[20].

Genelde çökeltiler üç tiptir:İçerik partikülleri, disperse partiküller ve sertleştirici partiküller. İçerik partiküller, eriyik çözeltiden katılaşma süresince çökeliirler. Termodinamik olarak kararlıdırlar. Disperse partiküller, katı çözeltiden çözelti işlemi süresince çökeliirler. Bunlar örneğin;boyutları 0,03-0,3 μ m olan Cr ve Zr 'ca zengin partiküller olabilir. Sertleştirici partiküller, termodinamik olarak en az kararlı ve katı çözeltiden oda sıcaklığında çökelen partiküllerdir. Boyutları 5-50 nm arasında ve arayüzeyle süreklı yada süresiz olabilir [21].

7075 alüminyum alaşımına uygulanan klasik ısıl işlemler ilgili değerler aşağıda verilmiştir. Bu ısıl işlemlerden T6 ısıl işlemi en yüksek mukavemet değerine sahip yapı oluştururken, T7 ısıl işlemi sonunda elde edilen yapının gerilmeli korozyona dayanımı yüksek olmakta fakat mukavemet değerleri T6 durumuna göre düşmektedir.

Çözeltiye alma ısıl işlemi 465 °C'de 1 saat tutma ve ani suverme ile gerçekteştirilmiştir [7].

Çizelge 3.2'de 7075 Al alaşımına uygulanan klasik ısıl işlem değerleri görölmektedir.

Çizelge 3.2. 7075 alüminyum alaşımına uygulanan, klasik ısıt işlem değerleri [3,7].

Alaşımın Isıl İşlem Durumu	Yaşlandırma Sıcaklığı(°C)	Yaşlandırma Zamanı(saat)	σ_{akma} (MPa)	$\sigma_{çekme}$ (MPa)	Sertlik (H_B)
7075(O)*			105	225	65
7075-T6	121	24	505	570	136-164
7075-T73	107+178	8+8	435	505	150

*Herhangi bir işlem görmemiş alaşım

4. TERMAL PASİVASYON

Bor karbür içindeki reaktif bor, bor karbürün kimyasal reaksiyonuna dolayısıyla kompozit içindeki alüminyum ve bor karbürün reaksiyon ürünü oluşturarak harcanmasına sebep olur. Termal pasivasyonun amacı da bu reaktif boru indirgemektir. Bu yöntem B₄C-Al kompozitlerinde reaksiyon ürünlerinin miktarı, boyutu ve komşu B₄C taneleri arasındaki bağlanmanın derecesini kontrol etme imkanı sağlar. Pasivasyon uygulamalarında üç değişik mikroyapı elde edilebilir: İlkinde alüminyum tamamen reaksiyona girmiş ve B₄C taneleri mikroyapıya tamamen birbirinden ayrı olarak dağılmış şekildedir. Geçiş mikroyapısı diye de adlandırılan ikinci tip mikroyapı ilkinden daha az miktarda reaksiyon ürünü içerir ancak benzer şekilde ayrık B₄C tanelerine sahiptir.

Termal pasivasyon işlemi uygulayarak elde edilebilecek üçüncü tip mikroyapıda ise az miktarda reaksiyon ürünü ve bağlantılı B₄C taneleri bulunur[22].

Bor karbür tozları veya gözenekli B₄C altlık 1250 °C ile 1800 °C arasında 1-2 saat bekletildiğinde alüminyumla arasındaki reaktivitede optik mikroskopta görülebilecek derecede belirgin bir azalma gözlenir. Isıl işlem sıcaklığı 1300 °C'den 1400 °C'ye yükseltildiğinde reaksiyona girmeden kalan alüminyum miktarında keskin bir artış olurken 1400 ile 1800 °C arasında bu artış gözlemlenemeyecek kadar azdır. B₄C tozunun cinsine ve tane boyutuna bağlı olarak, kompozit üretim süreci başlangıcında sistemde bulunan alüminyumun % 47'sinden % 83'üne kadar değişen miktarlarda alüminyum kompozit oluşumu sonucu sistemde serbest şekilde muhafaza edilebilir [22].

Isıl işleme tabi tutulan B₄C yüzeyi XPS (X-ışını fotoelektron spektroskopisi) yöntemi ile analiz edildiğinde yüzeydeki karbon miktarının 1900 °C'ye kadar sabit kaldığı ancak daha yüksek sıcaklıklarda hızlı şekilde yükseldiği görülmüştür. Bu artışın B₄C tanesinin içinden yüzeyine doğru difüzyon sonucu mu yoksa B₄C tanelerinin yüzeyleri arasındaki difüzyon sonucu mu olduğu kesin olmamakla beraber sıcaklık arttıkça yüzeydeki karbon miktarının arttığı bir gerçektir [22].

Yukarıda belirtilen termal pasivasyon sıcaklıklarında yüzeydeki karbon miktarı sabit olsa da bor miktarı değişir. Özellikle 1300 °C'den 1400 °C'ye çıkıldığında yüzeydeki bor miktarı keskin bir şekilde artar. 1250 °C ile 1400 °C arası sıcaklıklarda ısıtılma tabii tutulan bor karbürlerde B_3 ve daha reaktif olan B_3' olmak üzere iki tip yüzey boru bulunmaktadır. 1400 °C'deki ısıtılma sıcaklıklarında yüzeydeki B_3 miktarı neredeyse sıfırdır. Bir başka deyişle yüzeyde bulunan bütün bor B_3' formundadır. Dolayısıyla, bu sıcaklıklarda yapılan ısıtılma işlemi B_4C 'ün reaktivitesini azaltmaktadır [22].

5. BOR KARBÜR TOZLARININ SİNERLENMESİ

Yoğun malzemeler üretmek için, sıcak presleme, sıcak izostatik presleme ve basınçsız sinterleme gibi yöntemlerle bor karbür tozları sinterlenebilirler [23].

Sıcak presleme endüstride yalnız basit şekilli parçaların üretiminde kullanılmaktadır. Üretimin vakum ya da inert bir ortamda saf ve ince ($<2 \mu\text{m}$) tozlarla yapılması, sıcaklığın yüksek olması ($2100 \text{ }^\circ\text{C}$ - $2200 \text{ }^\circ\text{C}$), basıncın 30-40 MPa olması ve 15-45 dakika boyunca grafit kalıplarda preslenmesi gerekmektedir. Bor karbürün sıcak presleme sıcaklığının düşürülmesi, tane büyümesini önleyerek mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için farklı ilaveler kullanılmaktadır.

Sıcak izostatik presleme ile, yüksek yoğunluklu malzemeler daha düşük sıcaklıklarda ve ilaveler kullanılmaksızın üretilmektedir.

Sıcak ve ya sıcak izostatik presleme, pahalı ve seri üretime uygun olmayan kompleks şekilli parçaların üretilmediği yöntemlerdir. Bu yüzden bor karbürün basınçsız sinterlenmesi üzerine çalışmalar yapılmıştır. Sinterleşmeyi kolaylaştırıcı ilaveler kullanılmaksızın yoğun bir malzeme üretebilmek için çok yüksek sıcaklıklara gerek duyulmuş ($2250 \text{ }^\circ\text{C}$ - $2280 \text{ }^\circ\text{C}$), sinterleşmeyi sağlayıcı ilaveler ile sıcaklık düşürülmeye çalışılmış ancak %78 teorik yoğunluklara ulaşılabilmıştır. Daha yüksek sıcaklıklarda (2150°C - 2250°C) kullanılan sinterleşmeyi kolaylaştırıcı ilavelerle yoğunlaşmada iyileşmeler sağlandıysa da; çok büyük tanelerin oluşması, mukavemetin düşük ve safsızlık oranının yüksek olması nedeniyle bu yöntemin yoğun malzeme üretimi için yeterli olmadığı anlaşılmıştır [24].

Monolitik bor karbür malzemelerin yoğunlaştırılmasında yaşanan zorluklar ve üretim maliyetinin yüksek oluşu, kompozit üretimi çalışmalarına yoğunlaşılmasını gerektirmiştir.

6. SERAMİK – METAL KOMPOZİTLER

Seramik-metal kompozitler, seramik ve metal malzemelerin istenen özelliklerinin bir sistemde birleştirilmesini sağlar.

En az iki farklı ergime noktasına sahip malzemedен oluşan kompozisyonda daha yüksek ergime noktasına sahip malzeme tungsten, molibden, tantalum ve elementlerin karbürleri (titanyum karbür, bor karbür, silisyum karbür) olabilirken, düşük ergime noktasına sahip malzeme titanyum, demir, bakır, alüminyum ve alaşımları olabilir [25].

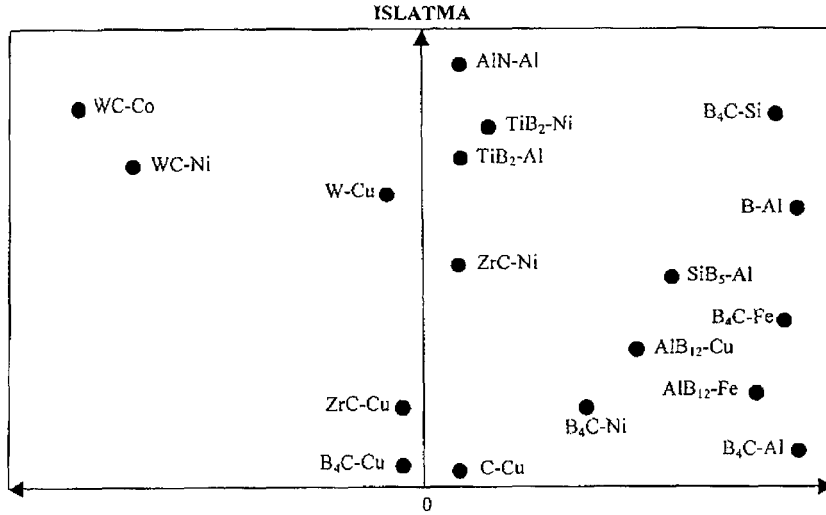
Bir çok seramik-metal kompozit sistemi yüksek sıcaklıklarda termodinamik uyumsuzluk gösterir. Bu sistemlerin oluşturulmasında yaşanan problemler şu şekilde özetlenebilir:

- metalin seramik fazı ıslatmaması
- başlangıç malzemelerinin kimyasal reaktivitesinden dolayı oksitlenmesi ve/veya seramik ve metal fazı arasında oluşan istenmeyen fazlardan dolayı metalin tüketilmesi
- ara yüzeyde oluşan kimyasal reaksiyonların yetersizliği

Yoğunlaşma gerçekleşmeden önce, seramik ve metal içerikleri arasında meydana gelen kimyasal reaksiyonlar istenmez. Çünkü; yoğunlaşma için gereken metal, fazların oluşumu için harcanmış olur. Böyle bir seramik-metal kompozit istenenden daha çok gözenek içermekte ve bu da kompozite istenen özellikleri verecek olan fazların eksik oluşmasına neden olmaktadır.

Yoğunlaşmadan sonra oluşan reaksiyonlar, nihai ürüne sertlik, aşınma direnci gibi özellikleri kazandıracak fazların oluşmasını ve bunların kontrollü gelişmesini sağlamaları açısından yararlıdır [26].

Şekil 6.1.'de seramik-metal kompozitlerinin ıslatma özelliklerine göre sınıflandırılması görülmektedir. Şekildeki sıfır noktasında seramik ve metal bileşenler ıslatmayan durumdadır yani temas açısı 90 dereceden büyüktür ve kimyasal olarak uyumludurlar. Bu yüzden de fazlar, aralarında kimyasal bir reaksiyon olmadan uzun süre temas halinde kalabilirler. B_4C/Cu ve C/Cu buna örnektir.



Şekil 6.1. Seramik-metal kompozitlerinin ıslatma özelliklerine göre sınıflandırılması [27].

Şekilde y-ekseni boyunca ilerlendiğinde sıcaklığa bağlı olarak ıslanabilirliğin arttığı fakat çözünürlüğün düştüğü sistemler görülmektedir. Sıfır koordinatının yanında görülen sistemlerde yüksek yoğunluklara ulaşmak için çok fazla metale (% 40-50) gereksinim duyulmaktadır.

X-ekseni boyunca sağa ve sola gidildiğinde, katı seramik fazın metal içindeki çözünürlüğü değişmektedir. Şeklin sağ ve sol tarafı arasındaki fark oluşan reaksiyon ürünlerinin bileşimidir. Sol taraftaki sistemlerde metal seramiği çözmektedir. Çökelen fazlar kimyasal olarak başlangıç bileşenlerine benzer ya da aynıdır. Sağ taraftaki sistemlerde ise ikili ve üçlü fazlardan oluşan yeni kompozisyonların oluşması sözkonusudur.

Sol üst köşede bulunan sistemlerde, az miktarda metal ile yüksek yoğunluklara ulaşılabilir. Sağ alt köşede bulunan sistemlerde ise yüksek yoğunluklara çıkılması zordur. Bu özellikle % 60'tan daha fazla seramik içeren sistemlerde daha zordur.

Bu bölümde B₄C-Al kompozit üretim yöntemleri hakkında bilgi verilecek ve bu çalışmada, B₄C-Al kompoziti üretmek için kullanılan yöntem hakkında ayrıntılı bilgi verilecektir.

6.1. Bor Karbür Alüminyum Kompozitlerinin Üretim Yöntemleri

B₄C-Al kompozitlerinin üretimini iki ana başlık altında toplayabiliriz:

- B₄C ve alüminyum toz karışımlarının sinterlenmesi
- Sıvı alüminyumun gözenekli B₄C altlığına emdirilmesi [24].

6.1.1. B₄C ve alüminyum toz karışımlarının sinterlenmesi

B₄C-Al toz karışımlarının sinterlenmesi başlığı altında sıcak presleme, şok sıkıştırma ve reaktif sıvı faz sinterlemesi yöntemleri incelenebilir.

Sıcak presleme yönteminde hazırlanan B₄C-Al toz karışımı karışımın ergime sıcaklığının % 10-15' altında bir sıcaklıkta ön sinterleme işleminden geçirilmektedir. Elde edilen bünye gözenekli bir bünyedir. Bu bünye tercihli olarak ekstrüzyon presinden geçirilerek yüksek basınçlar (489-469MPa) uygulanabilmektedir. Basınç uygulaması ile daha düşük ergime noktasına sahip metal akarak gözenekleri doldurmaktadır [25]. Bu yöntem presleme basamağından dolayı basit şekilli parçaların üretimi ile sınırlıdır. Ayrıca sıcaklık kontrolünün yetersizliği nedeni ile tam yoğunluğa ulaşamamakta ve yapı homojen olmamaktadır. Kompleks şekilli parçaların üretiminde ise, başlangıç tozların homojen ve akışkan bir karışım hazırlanmakta ve istenilen şekildeki kalıpta şekillendirilmektedir. Suyu uzaklaştırılan bünye, yüksek sıcaklıklarda basınç uygulanarak sinterlenmektedir [27].

Şok sıkıştırma yönteminde hazırlanan B₄C-Al bünyeye saliseler içinde çok yüksek basınçlar uygulanmaktadır [27]. Bu yöntemde de küçük parçalarla sınırlı kalınmış ve uygulanan basınçla ortaya çıkan yüksek sıcaklık istenmeyen fazların oluşmasına yol açmıştır. Ayrıca yüksek basınç bünyelerin çatlamasına yol açmıştır.

Reaktif sıvı faz sinterlemesinde hazırlanan B₄C-Al karışımı, metalin akmaya başladığı sıcaklığın altında bir sıcaklığa ısıtılır ve karışımda yoğunlaşmanın sağlanması için basınç uygulanır. Basınçla birlikte ortaya çıkan sıcaklık artışı metalin akmasına ve boşlukları doldurarak yoğunlaşmayı sağlamasına izin verir.

Bu durumun gerçekleştirilmesi için, oluşturulan karışımın ya da bünyenin metal faz oluşturacak bir sıcaklığa ısıtılması, sisteme metal fazın seramik tanelerin arasında ilerleyeceği fakat aynı zamanda istenmeyen fazların oluşumunun engelleneceği bir basınç uygulanması ve sistemdeki seramik tanelerin arasındaki boşlukları dolduracak kadar metal bulunması gerekmektedir. Elde edilen kompozitlerin yoğunluğu başlangıç tozlarının yoğunluğunun % 95'inin üzerindedir.

6.1.2. Sıvı alüminyumun gözenekli B₄C altlığa emdirilmesi

Sıvı alüminyumun gözenekli bor karbür altlığa emdirilmesi farklı metodlarla denenmiştir. Gazza, herhangi bir işlem görmemiş altlığa metali emdirmiş ancak; silisyum borid, alüminyum borid yada bor ile vakumda gerçekleştirilen bu işlem sonucunda istenilen yoğunluğa ulaşamamıştır. B₄C altlığa Al emdirilmesi için, Al' a ıslatmayı kolaylaştırıcı ilave olarak silisyum ilave edilmesi gerekmektedir. Al, yalnız başına B₄C altlığa sızdıramamaktadır.

Halverson, bir çok seramik-metal sistemde yoğunlaşmanın sağlanması için sistemin, sıvı metal fazın oluşacağı ve sıvı metal fazın katı faz ile düşük temas açısı oluşturacağı bir sıcaklığa ısıtılması gerektiğini göstermiştir. Oluşan bu durum ıslatma olarak adlandırılır ve sistem için kapiler kriter sağlanmış olur. Halverson, yoğun B₄C-Al kompozitler elde edilmesi için, seramik bileşenlerin Al metal bileşenleri tarafından ıslatıldığı 1180 °C-1200 °C sıcaklıklara çıkılması gerektiğini açıklamıştır. Bu işlem sonucunda başlangıç bileşenlerinden farklı olarak oluşan ve kompozitin mekanik özelliklerini etkileyen AlB₂, Al₄BC, AlB₁₂C₂, AlB₁₂ ve Al₄C₃ gibi fazlar oluşmaktadır. Bu istenmeyen seramik fazlar, sinterleme sıcaklığında B₄C ve Al arasındaki uyumsuzluk nedeniyle oluşur ve Al ile B₄C arasındaki reaksiyon oranı, sistemin yoğunlaşma hızından düşüktür[27].

Daha önce yapılan yaklaşımlar kimyasal reaksiyon ve katı-sıvı temas açısı mekanizmalarına dayanmadığı için başarılı olamamıştır. Pyzik ve Aksay, B₄C başlangıç tozlarına ısıtma işlemi uygulayarak, Al ve Al alaşımlarının gözenekli B₄C altlığa emdirilmesinin mümkün olduğunu göstermişlerdir. Isıtma işlemi için 2000 °C gibi yüksek sıcaklıklar gerekmektedir.

Bunun sonucunda seramik tanecikleri sinterlenmiş olur. Dolayısıyla B_4C ve Al arasındaki reaksiyon oranı düşürülmüş olur ve istenmeyen fazların oluşumu önlenir [28].

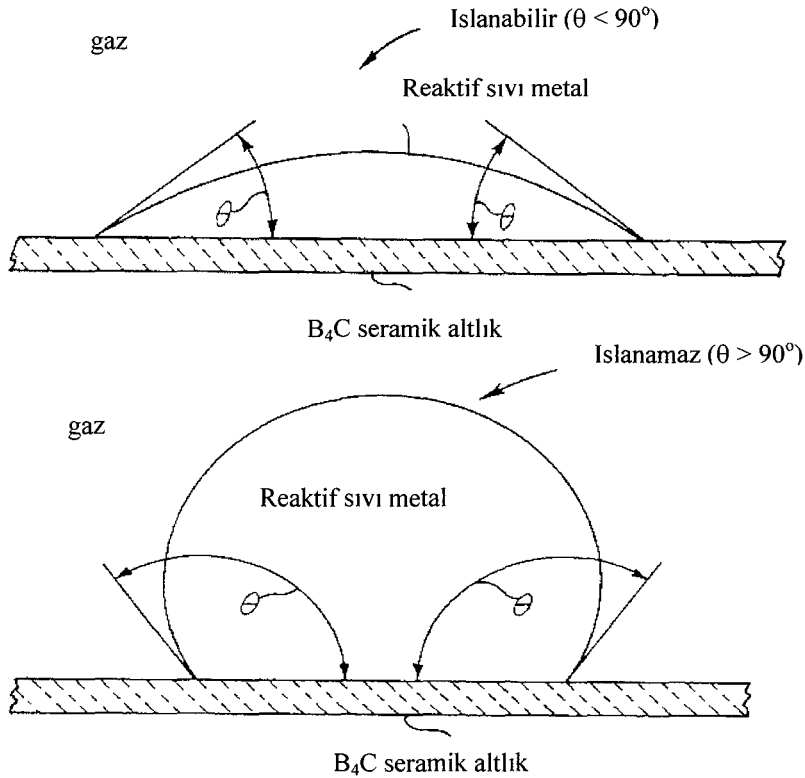
Bu yöntem, diğer B_4C -Al kompoziti üretim yöntemlerinden daha düşük maliyetlidir. Mikroyapı kontrolüyle, istenilen nihai ürün özellikleri sağlanabilir.

Sıvı Al metal fazının gözenekli B_4C altlığa emdirilmesi yöntemi, sistemin başarı ile gerçekleştirilmesi için gerekli kriterlerin açıklandığı; ıslatma, kimyasal reaksiyonlar ve yoğunlaşma başlıkları altında incelenecektir.

6.1.2.1. Islatma

B_4C -Al kompozit malzemeleri oluşturmada ortaya çıkan ilk problem, B_4C gözenekli seramik altlığın sıvı Al metal fazınca ıslatılmamasıdır.

Islatma katı-sıvı ara yüzeyinde oluşan bir süreçtir. Metal fazın seramik altlığı ıslatması için; sıvı-katı fazlar arasında düşük temas açısının gerçekleştirilmesi gereklidir. Şekil 6.2-a ve 6.2-b'de sıvı fazın katı fazı ıslattığı ve ıslatmadığı durum gösterilmiştir.

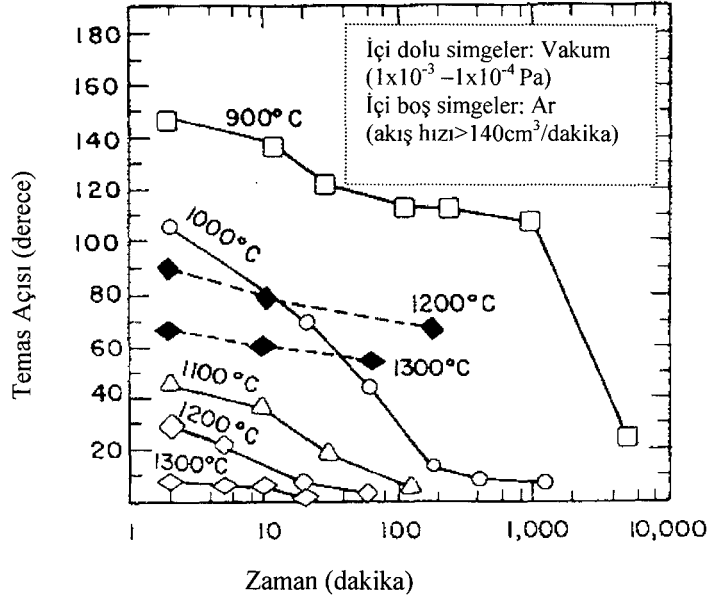


Şekil 6.2. Sıvı-katı fazlar arasında sağlanan düşük (a) ve yüksek (b) temas açılarının gösterimi [27].

Islatmanın gerçekleşmesinde etkili mekanizma, sistemin serbest enerjisindeki azalmadır ki böyle bir sistem de katı, sıvı ve gaz fazlarını içeren bir sistem olarak tanımlanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda sistemin içerdiği katı, sıvı ve gaz fazlarının ara yzeleri kimyasal denge içinde değildir. Bu denge içinde olmayan koşullar altında, ara yüzey enerjileri ve temas açıları sürekli değişmektedir. Bu değişkenlik, sistem dengeye ulaşana kadar devam etmektedir.

Seramik-metal ara yüzeyindeki kütle aktarımı, sistemin serbest enerjisinde düşmeye yol açar. Kütle aktarımı sistem dengeye ulaşıncaya kadar devam eder. Sistemin serbest enerjisi azalmazsa, katı-sıvı ara yüzeyinde reaksiyon oluşmaz. B₄C-Al sisteminde de serbest enerjideki düşmeyle birlikte reaksiyon ürünleri oluşmaya başlar.

şekil 6.3.'te zaman ve sıcaklığa bağlı olarak B₄C ile Al arasındaki temas açısının değişimi (vakum ve argon atmosferinde) verilmiştir. Katı-sıvı fazı arasındaki temas açısının önemli olduğu sistemlerde zaman , sıcaklık ve atmosfer değişkenleri önemlidir. şekilde 900 C'de 2 dakikalık bir sürede ıslatmanın gerçekleşmediği fakat; 1300 C'de 100 dakika sonra vakum atmosferinde ıslatmanın sağlandığı görülmektedir. Sıcaklığın yükselmesi ara yüzey reaksiyonlarının artmasına yol açmış bu da temas açısını düşürerek ıslanmanın gerçekleşmesini sağlamıştır [29,30] .



Şekil 6.3. B₄C-Al isteminde, temas açısının vakum ve argon ortamında zamana bağlı değişimi [27].

İslenmeyi zorlaştıran ya da engelleyen durumlardan bir tanesi alüminyumun oksitlenerek Al₂O₃ tabakası oluşturmasıdır.

Alüminyumun kolayca oksitlendiği bilinmektedir. Alüminyum yüzeyinde alüminyum oksit tabakasının oluşumu, temas açısının düşmesini engelleyecektir. Bu nedenle sıvı Al'un yayılabilmesi ve gözenekli altlığa sızdırılabilmesi için, Al'un oksitlenmesini önleyecek atmosfer koşullarının sağlanması gerekir [31].

Termodinamik olarak Al'un oksitlenmesi inert ortamda bile önlenemese de, oksitlenme hızı ergimiş metalin yayılma hızının altında kaldığı sürece metalin gözenekli bünyeye sızma süreci devam edecektir.

Alüminyumun Al₂O₃ ayrışması ile indirgenmesi için fırındaki kısmi O₂ basıncının çok düşük olması gerekmektedir. Kritik oksijen basıncı 10⁻²⁰ atmosfer bile olsa 1000-1400 °C aralığında bütün denge oksijen kısmi basınçları bu değerden çok altındadır ve pratikte bu değerlere ulaşmak zor olduğundan Al'un oksitlenmesi önlenemez. Yüksek sıcaklıklarda, Al₂O gazının üretimi düşük sıcaklıklara göre daha fazla önem kazanmaktadır. Al₂O kısmi basınç değerinin yüksek olmasından dolayı, yüksek vakum altında gözlenen Al indirgenmesi, Al₂O₃ ayrışmasından ziyade Al₂O₃'ün sıvı Al tarafından indirgenerek uçucu Al₂O oluşumu ile açıklanmaktadır.

Al_2O kısmi basıncının alabileceği azami değer, sıvı Al, katı Al_2O_3 ve Al_2O gaz fazının dengede olduğu zamanki değerdir. Bu denge durumu, alüminyumun üzerindeki oksit tabakası bozulabildiği takdirde gerçekleşir. Denge Al_2O basıncı artan sıcaklıkla artar. Bu yüzden belli bir fırın oksijen basıncı için kritik bir sıcaklık vardır. Bu sıcaklığın altındaki sıcaklıklarda oksit tabakası kalınlaşırken, bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda oksit tabakası Al tarafından indirgenmektedir. İndirgenme şartları geçerli ise, indirgenme süresi sıcaklığa ve oksit tabakasının kalınlığına bağlı olacaktır. Al_2O kısmi basınç değerleri yüksek olsa da oksit tabakası yeterince ince olmadığı sürece indirgenme gerçekleşemeyecektir. Ancak oksit tabakasının sürekliliği bozulduğu takdirde Al_2O kolayca buharlaşabilir ve Al_2O_3 indirgenerek uzaklaştırılabilir [24].

Islanmayı zorlaştıran ya da engelleyen durumlardan diğeri ise B_2O_3 ve/veya BH_3O_3 ile kirletilmiş B_4C başlangıç bileşenlerinin kullanılması durumudur. Bu durumda, yüzeyde yüksek oranda B_2O_3 ve/veya BH_3O_3 bulunması, $450\text{ }^\circ\text{C}$ 'nin üzerine çıkıldığında sıvı faz oluşumuna neden olacak, bu sıvı da altlıktaki gözenekleri doldurup sıvı fazın emilmesini engelleyecektir. Düşük oranda B_2O_3 ve/veya BH_3O_3 bulunması durumunda ise yine $450\text{ }^\circ\text{C}$ 'nin üzerine çıkıldığında oluşan sıvı faz, B_4C ve Al arasındaki kimyasal reaksiyonların artmasına neden olacaktır. Bu durumda, B_4C ve Al arasındaki kimyasal reaksiyonların hızı, sistemin yoğunlaşma hızından daha yüksektir. Böylelikle oluşan ara fazlar % 100 yoğunluğa ulaşmadan önce iç yapıyı gözeneklerle kilitleyecektir [28].

Sonuç olarak; sıvı Al metal fazının gözenekli B_4C altlığa emdirilebilmesi için sağlanması gereken ilk koşul, ara yüzey bağlanması sağlanması yani ıslatmanın sağlanması için temas açısının düşürüleceği ve metal fazın tamamen tüketiminin engelleneceği deney koşullarının sağlanmasıdır [29,30].

6.1.2.2. Kimyasal Reaksiyonlar

B_4C -Al sisteminde, Al'un B_4C yüzeyini ıslatmaya başlamasıyla birlikte ($1000\text{ }^\circ\text{C}$ 'nin üzerinde) kimyasal reaksiyonlarda artış başlar. $680\text{ }^\circ\text{C}$ (Al'un ergime noktası) ve $1400\text{ }^\circ\text{C}$ arasında ikili ve üçlü fazların oluşumu gözlenir.

Başlıca oluşan fazlar; 1000 °C'nin altında AlB_2 ve Al_3BC , 1000 °C-1200°C arasında $AlB_{12}C_2$ ve Al_4BC , 1200 °C'nin üzerinde ise $AlB_{24}C_4$ ve Al_4C_3 'tür [33].

Sistemde tepkime ürünü oluşturmadan B_4C -Al kompozitlerinin üretilmemesi ıslatmayı ara yüzeyde oluşan faz ya da fazların sağladığını göstermektedir [29,30]. ıslatmanın sağlandığı bütün B_4C -Al kompozitlerinde Al_3BC fazının görülmesi ve iç yapı incelemelerinde B_4C -Al arayüzeylerinde bulunması, ıslatmaya yol açan fazın Al_3BC olduğunu göstermektedir. Al_3BC fazı B_4C 'den çok daha ıslanabilir olabilir. Bu durumda, Al- Al_3BC sisteminin, Al- B_4C sistemin farklı olarak ıslanabilir bir sistem olması, ıslanmanın gerçekleşmesini sağlamaktadır. Al- Al_3BC sistemi de Al- B_4C gibi ıslanamaz olabilir. Bu durumda ise B_4C -Al arayüzeyindeki Al_3BC oluşumu ıslanmayı sağlayabilir. Konunun açıklanması için Al- Al_3BC sisteminin ıslatma davranışı incelenmelidir.

Kimyasal reaksiyonlar sonucu oluşan fazların türü ve miktarı hem sızdırma koşullarına (sızdırma sıcaklığı, sızdırma sıcaklığında tutma süresi, sızdırma sonrası işlemler ve soğutma hızı) hem de başlangıç bileşenlerinin tane boyut dağılımına bağlı olarak değişmektedir [24].

6.1.2.3. Yoğunlaşma

Yoğunlaşma, istenmeyen gözenekleri içermeyen tamamen yoğun bir mikroyapı için önemlidir.

Yoğunlaşmanın sağlanması için seramik altlıktaki tüm boşlukları dolduracak kadar sıvı fazın sistemde bulunması gerekir. ıslanmanın sağlandığı sıcaklıklarda B_4C -Al arasında oluşan kimyasal reaksiyonların hızının yoğunlaşma sürecinin hızından daha yüksek olması sıvı fazın tüketilmesine neden olur. B_4C -Al arasındaki tepkime hızının kontrol edilebilir olması için çeşitli çalışmalar yapılmıştır.

Bu çalışmalardan birinde, B_4C tozları 1300 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda, tercihen 1400 °C-1550 °C arasında pasifleştirme işlemine tabi tutulmaktadır. Pasifleştirme işleminde 1550 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda topaklanmalar oluşmakta ve B_4C taneleri boyun vermeye başlamaktadır.

Pasifleştirilmiş B_4C 'nin Al ile olan reaktivitesi, pasifleştirilmemiş B_4C 'nin Al ile olan reaktivitesinden çok farklıdır. Pasifleştirme sıcaklığı $1300\text{ }^{\circ}C$ 'den $1400\text{ }^{\circ}C$ 'ye çıktığında tepkimeye girmemiş Al miktarı artarken, aynı zamanda kimyasal reaksiyonların oluşumunda bir düşüş meydana gelmektedir [22].

Bölüm 4'te pasifleştirme işlemi ayrıntılı olarak anlatılmaktadır.

Pasifleştirme işlemi ile B_4C ve Al arasındaki reaktivite azalmakta, reaksiyon ürünlerinin boyut ve miktarı kontrol edilebilmekte, B_4C taneleri arasında süreklilik sağlanabilmekte ve Al fazının miktarı kontrol edilebilmektedir. Pasifleştirmenin yapılmadığı ya da pasifleştirmenin $1250\text{ }^{\circ}C$ 'nin altında yapıldığı ortalama tane boyutu $3\mu m$ olan bir sistemde AlB_2 ve Al_4BC kümelerinin boyutu ortalama $50-100\text{ }\mu m$ 'ye çıkabilmektedir. $1300\text{ }^{\circ}C$ 'de yapılan ısıl işlemle Al_4BC tane boyutu $5\mu m$ 'un altına inmektedir. Büyük Al_4BC kümeleri mukavemet ve kırılma tokluğunu olumsuz etkilemektedir [28].

Yüksek oranda yoğunlaşmanın sağlanması için uygulanan bir diğer yöntem de; kimyasal işlemden geçirilmiş ve döküm gibi çeşitli yöntemlerle şekillendirilmiş B_4C tozlarından yüksek sıcaklıklarda sinterlenerek oluşturulan seramik bünyeye sıvı metal fazın sızdırılmasıyla gerçekleşir. Yüksek sıcaklıkta sinterlemenin sonucu olarak birbirine kenetlenmiş bir yapı oluşturulur. Seramik taneleri sıvı faz ile kuşatılmış olur ve mikroyapı kilitletmesinin önüne geçilmiş olur. Bu şekilde % 99'un üzerinde yoğunluklara ulaşılabilir [28].

B_4C -Al arasındaki kimyasal reaksiyonların kontrolü, dolayısıyla istenen ürün özelliklerinin sağlanması için geliştirilen bir diğer yöntem, B_4C tozlarının yüzeyinin TiB_2 ile kaplanmasıdır. TiB_2 tabakasının oluşumu, sol-gel yöntemi ile $Ti(OH)_4$ kaplamayı izleyen ısıl işlem sonunda gerçekleşir. Al, TiB_2 'yi ıslatabilir özelliktedir Bu sayede sızdırma işlemi daha düşük sıcaklıklarda ($1000\text{ }^{\circ}C$ 'nin altında) ve daha kısa sürelerde gerçekleşir [35].

B_4C -Al arasındaki reaktivitenin azaltılması için denenen bir diğer yöntemde, B_4C tozları TEOS'un kontrollü polimerizasyonu ile amorf silika ile kaplanmıştır. Silika kaplı B_4C tozundan hazırlanan gözenekli peletlere Al sızdırıldığında, B_4C ile Al arasındaki tepkime hızının önemli oranda yavaşladığı görülmüştür.

7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

7.1. Bor Karbür ve Alüminyum Alaşımlarının Spesifikasyonları

Çizelge 7.1’de, sırasıyla Alfa Aesar firması ve Eskişehir 1. Hava İkmal ve Bakım Merkezi Komutanlığı’ndan temin edilen bor karbür tozları ve alüminyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonları verilmektedir.

Çizelge 7.1. Bor karbür ve alüminyum alaşımlarının spesifikasyonu

Bor Karbür Tozu			Alüminyum Alaşımı			
	Kaba	İnce	2024		7075	
Element	Kompozisyon (% Ağırlıkça)	Kompozisyon (% Ağırlıkça)	Alaşım Elementi	Kompozisyon (% Ağırlıkça)	Alaşım Elementi	Kompozisyon (% Ağırlıkça)
C (toplam)	21.85	Safsızlık < 0.2	Cu	3.8-4.9	Zn	5.3
O	0.83		Mn	1.2-1.8	Mg	2.3
N	0.43		Mg	0.3-0.9	Cu	1.3
Si	0.047		Fe,Si,Zn	0.5	Cr	0.25
Fe	0.022		Ti,Cr	0.3	Fe	0.44
B ₂ O ₃	0.6 max					
d ₅₀	47 mikron	1.5 mikron				

(d₅₀: Tozların ortalama tane boyutu)

7.2. Bor Karbür - Alüminyum Kompozitlerinin Üretimi

Bu çalışmada, B₄C-Al kompozitlerinin üretim deneyleri için kullanılan B₄C peletlerinin hazırlanmasında beş çeşit B₄C tozu kullanılmıştır. Kullanılan toz özellikleri ve tozlar için kullanılan kısaltmalar Çizelge 7.2’ de verilmektedir.

Çizelge 7.2. B₄C-Al kompozitlerinin üretim deneylerinde kullanılan toz özellikleri

TOZ ÖZELLİKLERİ	KULLANILAN KISALTMA
Pasive edilmemiş 10 µm altı B ₄ C tozları	Bd2
Pasive edilmemiş 22-54 µm arası B ₄ C tozları	Bd3
1300 °C’de pasive edilmiş 10 µm altı B ₄ C tozları	PT1Bd2
1400 °C’de pasive edilmiş 10 µm altı B ₄ C tozları	PT2Bd2
1400 °C’de pasive edilmiş 22-54 µm arası B ₄ C tozları	PT2Bd3

Çizelge 7.1.'de özellikleri verilen ince ve kaba B₄C tozları 1300 °C (PT1) ve 1400 °C'lerde (PT2) iki saat tutularak pasive edilmiştir.

Başlangıç peletleri 2.6 gramlık tozlara el presinde 17.5 mm çapında kalıp kullanılarak ve 50 kg/cm²'lik basınç uygulanarak hazırlanmıştır. Tozun tane boyutu paketlenme davranışını önemli ölçüde etkilediğinden 10 µm altı B₄C tozları için ortalama teorik yoğunluk % 55, 22-54 µm arası B₄C tozları için ortalama teorik yoğunluk % 72 olarak ölçülmüştür. 22-54 µm arası B₄C tozlarında paketlenmeyi kolaylaştırmak amacı ile bağlayıcı olarak ağırlıkça % 4 oranında polietilenglikol (PEG) kullanılmıştır. Tüp fırında argon atmosferi (akış hızı: 350 cm³/dak) altında uygulanan bağlayıcı giderme işlemi fırın rejimi şu şekildedir:

25 – 140 °C arası ısıtma hızı : 2 °C/dak

140 – 400 °C arası ısıtma hızı : 1 °C/dak

400 – 550 °C arası ısıtma hızı : 3 °C/dak

550 °C'de 15 dakika bekletme

550 – 25 °C arası soğutma hızı : 10 °C/dak

B₄C-Al kompozitlerinin üretim deneylerinde izlenen parametreler çizelge 7.3' te verilmiştir.

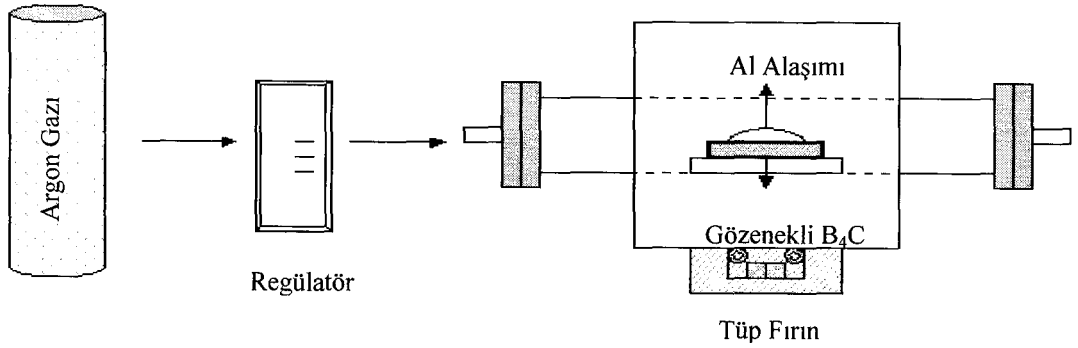
Çizelge 7.3. B₄C-Al kompozitlerinin üretim deneyleri

	Infiltrasyon Sıcaklığı (°C)	Bekleme Süresi (dakika)	B ₄ C tozlarının tane boyutu	
			< 10 µm	25-59 µm
Kullanılan Alaşım *				
Pasive Edilmemiş	1300	10	A2	A1
	1250	10		A1
	1200	10	A1 - A2	A1
	1100	10	A2	
	1000	10	A2	
Pasive Edilmiş (1300°C)	1200	10	A2	
	1100	10	A2	
	1000	10	A1	
	950	10	A1	
	950	30	A1	
	900	60	A1	
Pasive Edilmiş (1400°C)	1300	10		A1
	1250	10		A1
	1200	10	A2	A1
	1100	10	A2	
	1000	10	A2	

* A1: 2024 Al alaşımı A2: 7075 Al alaşımı

Tek yönlü pres ile şekillendirilen B₄C bünyeler, alçı döküm tekniği ile üretilen seramik althk üzerine yerleştirilmiştir. Bünyelerin üzerine uygun boyutlarda kesilen ve yüzey oksit tabakası zımparalama ile uzaklaştırılan 2024 ve 7075 Al alaşım blokları konmuştur. Tüp fırının her iki ucu sızdırmazlığı sağlamak amacıyla yüksek sıcaklıklara dayanıklı kapaklarla kapatılmıştır. Emdirme deneyleri 900-1300 °C sıcaklık aralığında ve atmosfer kontrollü yatay mullit tüp fırını içerisinde yapılmıştır. Al alaşımının, gözenekli seramik bünyeye sızdırılmasında oksitlenmeyi önlemek için yüksek saflıkta (% 99.999) Ar gazı kullanılmıştır. Ar gazının akış hızı 350 cm³/dak olarak belirlenmiştir.

Şekil 7.1' de kompozitlerin üretiminde kullanılan fırın düzeniği görülmektedir.



Şekil 7.1. İnfiltrasyon deney düzeniği

7.3. Isıl İşlem Deneyleri

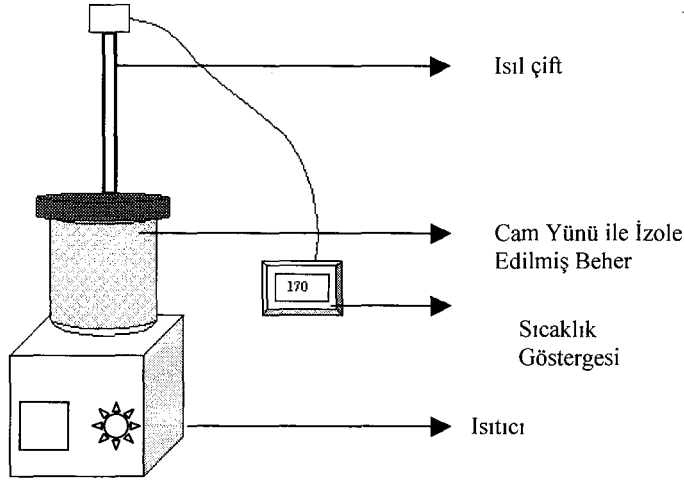
2024 ve 7075 Al alaşımına uygulanan klasik ısıl işlemlerden; 2024 için T4, 7075 için ise T6 ısıl işlemi üretilen B₄C-Al kompozitlerine uygulanmıştır. Çizelge 7.4 'te bu alaşımlara uygulanan klasik ısıl işlem çevirimleri verilmektedir.

Çizelge 7.4. Kullanılan alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıl işlem çevirimi [3,7].

Al Alaşımı	Çözeltiyeye Alma Sıcaklığı (°C)	Çözeltiyeye Alma Süresi (saat)	Yaşlandırma Sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma Süresi (saat)
2024	500	2	120	24
7075	465	1	170	16

Numuneler, belirtilen sıcaklık ve sürelerde çözeltiliye alındıktan sonra hazırlanan buz banyosunda su verme işlemine tabi tutulmuştur. Çözeltiliye alma işlemi Protherm marka elektrikli fırınlarda yapılmıştır. Bunu takiben numunelere belirtilen sıcaklık ve sürede yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmıştır. Yaşlandırma ısıl işlemi, cam yünü ile izole edilmiş beher içinde bulunan ısıl işlem yağı banyosunda yapılmıştır. Isıtıcı üzerine yerleştirilen yağ banyosunun sıcaklık kontrolü Fe-Konstantan düşük sıcaklık ısıl çifti ile $\pm 2^{\circ}\text{C}$ hassasiyetle gerçekleştirilmiştir.

Şekil 7.2' de yaşlandırma işlemi için kullanılan deney düzeneği görülmektedir.



Şekil 7.2. Yaşlandırma işlemi deney düzeneği

7.4. Üretilen ve Isıl İşlem Gören Bor Karbür-Alüminyum Kompozitlerinin Karakterizasyonu

7.4.1. Yoğunluk ölçümü

İnfiltrasyon yöntemi ile elde edilen kompozitlere uygulanan ısıl işlem aşamaları sonrasında, sırasıyla; çözeltiliye alma, su verme ve yaşlandırma işleminden sonra yoğunluk değerleri Arşimet prensibinden yararlanılarak ölçülmüştür. Numunelerin kuru ağırlıkları hassas terazide ölçüldükten sonra numuneler, saf su dolu beher içerisinde 5 saat kaynatılmıştır.

7.4.2. X-ışınları difraktometresi ile kalitatif faz analizi

B₄C-Al kompozitlerdeki fazların kalitatif tespiti Rigaku marka Rint 2200 model XRD cihazı ile yapılmıştır. X-ışını kaynağı olarak Cu tüpü ($\lambda=1.54 \text{ \AA}$) kullanılmıştır. Çekim hızı 1°/dak. olarak seçilmiştir. Kalitatif tespiti yapılacak numuneler toz haline getirilmiştir. Toz haline getirme işlemi, çekiç yardımıyla küçük parçalara ayırma, 30 saniye halkalı değirmende öğütme ve ardından 5 dakika agat havanda öğütme şeklinde gerçekleştirilmiştir.

7.4.3. Sertlik ölçümleri

Üretilen numunelerin sertlik ölçümleri infiltrasyon, çözeltiye alma ve yaşlandırma sonrası olmak üzere üç farklı aşamada ölçülmüştür. Kaba olarak parlatılan numunelerin her bir aşamadan sonraki sertlik değerleri, 10 sertlik ölçümünün ortalaması alınarak hesaplanmıştır. Ölçümler, Shimadzu marka mikrosertlik cihazında Vickers uç ile 2 kg yük 10 saniye süresince uygulanarak saptanmıştır.

Numunelerin makrosertlik ölçümleri ise yine vickers uç ile 10 kg'lık yükün 10 saniye uygulanmasıyla gerçekleştirilmiştir. İz boyutları optik mikroskopta ölçülmüş ve verilen eşitlik yardımıyla hesaplamalar yapılmıştır. [36]

$$DPH = \frac{2P \sin(\theta/2)}{L^2} \quad (7.1)$$

DPH : Vickers sertlik numarası (kg/mm^2)

P : Uygulanan yük (kg)

θ : İzin kenarları arasındaki açı (136°)

L : İzin köşegen boyutu (mm)

7.4.4. Numune Hazırlama

Işık mikroskobu ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) numuneleri Çizelge 7.5' te verilen parlatma koşullarına göre hazırlanmıştır.

Çizelge 7.5. B₄C-Al kompozitlerinin parlatma prosedürü

Aşama	Çuha	Parçacık boyutu (µm) ve türü	Diskün dönme hızı (devir/dakika)	Zaman (dakika)
Zımparalama	-	76 metal bağlı elmas	150	Düz bir yüzey oluşana kadar
Kaba parlatma		15 su esaslı elmas çözültisi	300	6
	Ultrapad*	6 su esaslı elmas çözültisi	300	6
	RAM*	3 su esaslı elmas çözültisi	300	6
		1 su esaslı elmas çözültisi	300	6
İnce parlatma	Chemomet F*	0,05 su esaslı Al ₂ O ₃ çözültisi	300	6

*firma adı

7.4.5. Mikroyapı Karakterizasyonu

Üretilen B₄C-Al kompozitlerinin iç yapıları, Olympus marka IM ve enerji saçınımlı x-ışınları spektrometre (EDX) sistemine sahip CamScan S4 marka bir SEM ile incelenmiştir.

7.4.6. Mekanik deneyler

Eğme mukavemetinin tespiti için dikdörtgen kesitli çubuklar 4 nokta eğme düzeneğine yerleştirilmiş ve kırılıncaya kadar yüklenmiştir.

4 nokta eğme deneyleri Instron cihazı ile C 1161-90 kodlu ASTM standartlarına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. 4 nokta eğme numunelerinin yüzeyleri parlatıldıktan sonra köşe etkisini gidermek için numunelerin köşeleri 45 derecelik bir açı ile hafifçe zımparalanmıştır. Parlatma işlemi sırasıyla 250 µm, 125 µm, 15 µm, 6 µm' luk parlatma diskleriyle gerçekleştirilmiş, çekme yüküne maruz kalan alt yüzeyde ise 3 µm' luk disk bunlara ilave edilmiştir.

Her kompozisyon için 5 numunenin ortalaması alınmıştır. Deneylerde çekme hızı 0,5 mm/dakika olarak seçilmiştir.

8. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

8.1. Bor Karbür-Alüminyum Kompozitlerinin Üretimi

Bu çalışmada, üretim sürecinin kolaylığı, düşük maliyeti ve seri üretime uygun olması nedeniyle B₄C-Al kompozitlerinin sızdırma yolu ile Ar gazı altında üretimi yapılmıştır. Al kaynağı olarak blok halindeki 2024 (Al-Cu) ve 7075 (Al-Zn) alaşımları kullanılmıştır.

8.1.1. Sızdırma Atmosferi ve Al Kaynağının Seçimi

Al'un denge buhar basıncı artan sıcaklıkla artmakta ve Al' un sızdırma sıcaklığındaki ($T > 900^{\circ}\text{C}$) buhar basıncı vakum ortamının basıncından daha büyük olmaktadır. Ar ortamında ise sistemin üzerindeki toplam basınç atmosfer basıncına eşit olduğundan, Al'un buharlaşması çok daha az olacaktır [32,24].

Al'un toz halinde kullanımı B₄C-Al tepkime hızını daha da arttırmaktadır. Bu durumda oluşan tepkime ürünleri Al'un etrafını çevreledikleri için iç yapı kilitlenmektedir. Ayrıca gözenekleri dolduracak kadar Al kalmadığı için gözenekli bir kompozit oluşmaktadır [32].

Blok halinde Al kullanıldığında B₄C, Al ile sızdırma sırasında reaksiyona girmektedir. Toz Al' da ise bu süreç daha erken olmaktadır. Islatma başlar başlamaz tozun yüzey alanının da daha büyük olmasına bağlı olarak reaksiyon başlamaktadır. Ayrıca blok ağırlığının da sızdırma işlemine yardımcı olduğu, blok yüzeyinde oluşan ve asgari düzeyde de olsa varolan oksit tabakasının aşılmasında etkili olduğu düşünülmektedir [24,37].

Belirtilen sebeplerden dolayı sızdırma atmosfer olarak Ar atmosferi, Al kaynağı olarak ta blok halindeki alaşımlar kullanılmıştır.

Farklı alaşımlarla yapılan çalışmalarda [38] üretilen kompozitlerin özelliklerinde de farklılıklar görülmüş, bu amaçla iki farklı alaşım Al kaynağı olarak kullanılmıştır. Çizelge 8.1'de Pyzik ve Aksay'ın yaptıkları çalışmaya ilişkin üretim süreci ve sonuçları verilmiştir.

Çizelge 8.1. Pyzik ve Aksay'ın çalışmasının üretim süreci ve sonuçları[38]

Üretim Süreci					Sonuçlar		
B ₄ C Preformun Şekillendirme Yöntemi	B ₄ C Preformun Isıl İşlemi	Kullanılan Al Alaşımı	İnfiltrasyon Şartları	Kompozitin Isıl İşlemi	Seramik Faz Miktarı (%)	Mikrosertlik K (1000g)	Kırılma Tokluğu (MPa.m1/2)
Basınçlı Döküm	Karbon varlığında 1900 °C	2024	1200 °C, vakum şartlarında	190 °C'de 18 saat	80	1580	5,81
Basınçlı Döküm	Karbon varlığında 1900 °C	7075	1200 °C, vakum şartlarında	175°C'de 28 saat	82	1226	6,18
Basınçlı Döküm	Karbon varlığında 2125 °C	7075	1240 °C, vakum şartlarında	175°C'de 28 saat	90	2400	5,74

Çizelge 8.1'de özetlenen çalışmada hazırlanan B₄C preformlar, yoğun monolitik B₄C eldesi için gereken sıcaklığa (2000-2200 °C) yakın bir sıcaklıkta (1900 °C) karbon varlığında sinterlenmiştir. 1200°C'de 2024 ve 7075 alaşımlarının emdirildiği B₄C preformlara uygulanan ısıl işlemlerin standart ısıl işlemlerden (Çizelge 7.4.) farklı olduğu görülmektedir. Isıl işlem sonunda elde edilen kompozitlerdeki seramik faz oranları yaklaşık % 80 olarak bulunmuştur. 2125°C'de yapılan sinterleme işleminden sonra yapılan infiltrasyon işleminde, sızdırma sıcaklığı 1240°C' ye çıkarılmış tutma süresi ise iki kat artırılmıştır. Bu şartlarda elde edilen seramik faz oranı % 90 olmuştur. Kompozitlerdeki seramik fazın sürekli olduğu belirtilmiştir.

Elde edilen yüksek sertlik değerlerinin ön sinterleme işleminden mi yoksa kompozite uygulanan ısıl işleminden mi kaynaklandığı kesin olarak açıklanamamaktadır. Bu çalışmada elde edilen sonuçlara göre 2024 Al alaşımı 7075 Al alaşımına kıyasla kompozitin sertliğine daha düşük oranda bir katkı sağlamaktadır. Oysa, yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulan 2024 ve 7075 Al alaşımlarında, 7075 Al alaşımında sertliğin 2024' e oranla daha yüksek olduğu bilinmektedir [3]. 2024 ve 7075 alaşımlarına ait ısıl işlem öncesi ve ısıl işlem sonrası bulunan sertlik değerleri Çizelge 8.2' de görülmektedir.

Çizelgede çözeltiliye alma işlemleri ve yaşlandırma işlemleri sonrası sertlik değerleri görülmektedir. Kullanılan alaşımlar ısı işlem görmüş halde sağlandığı için, öncelikle çözeltiliye alma işlemleri uygulanarak bu modifiye edilmiş ardından yaşlandırma işlemleri uygulanmıştır. Bulunan yaşlandırma işlemleri sonrası sertlik değerleri literatür ile uyumaktadır [3,7].

Çizelge 8.2. 2024 ve 7075 Al alaşımlarında sertlik değerleri

	2024	7075
Çözeltiliye Alma İşlemi Sonrası Sertlik (Hv)	76	85
Yaşlandırma İşlemi Sonrası Sertlik (Hv)	125	170

Bu duruma şöyle bir açıklama getirilebilir. Alaşım elementleri uçucu metallere oluşmaktadır ve alaşım elementlerinin buharlaşma sıcaklıkları incelendiğinde, infiltrasyon işleminin yapıldığı sıcaklık aralığında, buharlaşma eğiliminin Cu, Mg, Al ve Zn serisinde sağa doğru arttığı açıkça görülmektedir. (Çizelge 8.3.) 1000°C'nin üzerinde yapılan infiltrasyon işlemleri sırasında bu elementlerden büyük bir kısmı uçarak uzaklaşmaktadır. Bu durumda alaşım elementlerinin katı çözeltiliye alınmasıyla gerçekleştirilen ve bunun sağlanması için de faz diyagramının tek faz bölgesinde kalınmasını gerektiren çözeltiliye alma işlemlerinin ne derece sağlanabileceği tartışılabilir. Buradan infiltrasyon sonrası yapılan ısı işlemi oluşacak çökeltilerin 2024 Al alaşımı için daha az, 7075 Al alaşımı için ise çok daha az ya da hiç oluşmayacağı söylenebilir.

Çizelge 8.3. Alaşım elementlerinin erime ve buharlaşma noktası

Alaşım Elementi	Te (°C)	Tb (°C)
Cu	1083	2562
Al	660	2466
Si	1410	2355
Mg	648	1089
Zn	418	906

• Te: Erime Noktası

• Tb: Buharlaşma Noktası

İnfiltrasyon sıcaklığına (1200°C) çıktıktan sonraki 7075 Al alaşımlarının EDX sonuçları, infiltrasyon sıcaklığına çıkmadan önceki EDX sonuçları ile kıyaslandığında; Zn'un neredeyse tamamen buharlaştığı, diğer alaşım elementlerinde de buharlaşma olmakla beraber daha düşük seviyelerde olduğu görülmektedir. Aynı durum 2024 Al alaşımında da az da olsa gözlenmektedir. Bu durum buharlaşma sıcaklıklarına bakılarak yapılan öngörü ile örtüşmektedir. 7075 (a) ve 2024 (b) Al alaşımlarının herhangi bir ısıl işlem görmemiş hali ve 1200°C'de 10 dakika bekletilmiş haline ait EDX sonuçları Çizelge 8.4' te görülmektedir.

Çizelge 8.4 a. Isıl işlem görmemiş ve 1200°C'de 10 dakika bekletilmiş 7075 Al alaşımının EDX sonuçları (normalize edilmiş)

Alaşım Elementleri	7075 (Isıl İşlem Görmemiş) (%ağırlıkça)	7075 (1200°C' de 10 dakika) (%ağırlıkça)
O		4,39
Mg	1,80	-
Al	90,56	92,34
Ar		1,01
Cr	0,35	0,45
Fe	0,28	0,13
Cu	1,54	1,67
Zn	5,47	-

Çizelge 8.4 b. Isıl işlem görmemiş ve 1200°C’de 10 dakika bekletilmiş 2024 Al alaşımının EDX sonuçları (normalize edilmiş)

Alaşım Elementleri	2024 (Isıl İşlem Görmemiş) (%ağırlıkça)	2024 (1200°C’ de 10 dakika) (%ağırlıkça)
O		31,44
Mg	1,00	-
Al	93,94	65,68
Si	0,29	0,68
Ar		0,70
Mn	0,44	0,18
Fe	0,06	0,22
Cu	4,28	1,07
Cr	-	0,04

Bu veriler ışığında, 7075 Al alaşımı ile elde edilen kompozitlerdeki yaşlandırma sonrası sertlik değerinin neden beklenenin aksine daha düşük olduğu anlaşılmaktadır.

Yapılan çözeltiye alma işlemi, yavaş ta olsa B₄C – Al arasındaki tepkimenin devam etmesini dolayısıyla seramik faz oluşumunun devamlılığını sağlar. Bunun da sertlik değerlerine katkısı Al’dan daha fazladır.

Pyzik ve Aksay’ın yaptığı çalışmada en yüksek sertlik değeri 2125°C’de yapılan sinterleme ve ardından 1240°C’ de yapılan infiltrasyon işlemi ile üretilen kompozitlere uygulanan 175°C’ de 28 saat yaşlandırma işlemi sonunda elde edilmiştir. En yüksek seramik faz oranı da yine bu kompozitlerden elde edilmiştir. Bu seramik faz oranları yalnızca B₄C’den oluşmamakta tepkime ürünlerini de (Al₃BC, AlB₂) içermektedir. Elde edilen yüksek sertlik değeri de daha yüksek sıcaklıkta sinterleme, ardından daha yüksek sıcaklık ve daha uzun tutma süresinde infiltrasyona bağlı olarak daha fazla seramik faz oluşumuna bağlanabilir. Dolayısıyla böyle bir üretim sürecinde pasivasyon işleminin etkili olacağı düşünülemez. Çünkü; 1550 °C’nin üzerindeki sıcaklıklarda topaklanmalar oluşmakta ve B₄C taneleri boyun vermeye başlamaktadır.

Ayrıca 1800°C'nin üzerinde B₄C'nin yüzeyindeki serbest karbon miktarı artmaya başlamakta bu da Al ile tepkimeye girerek istenmeyen faz olan Al₄C₃ oluşumuna neden olmaktadır[34]. Böyle bir süreçte pasivasyon işlemi etkili olabilseydi oluşan seramik faz oranları büyük ölçüde B₄C'den oluşacak bu da sertlik değerlerinin çok daha yüksek olmasını sağlayacaktı. Ancak pratikte seramik ağ oluşumu için gerekli yüksek sıcaklık aralıklarında (1900-2200°C) bu mümkün olduğu düşünülmemektedir.

Sonuç olarak; elde edilen yüksek sertlik değerleri (> 1200 Hv) yaşlandırma ısıl işleminden ziyade infiltrasyon öncesi ısıl işlemden kaynaklanmaktadır. Bu çalışmadan elde edilen sonuçlar da bunu doğrulamaktadır.

8.1.2. Başlangıç Tozlarının ve Tutma Süresinin Sızdırma Sıcaklığına Etkisi

Ar atmosferinde yapılan sızdırma işlemi sonucunda üretilen B₄C-Al kompozitlerinde sızdırma oranının, sızdırma sıcaklığı, bu sıcaklıktaki bekleme süresi, başlangıç tozlarının tane - tane boyut dağılımı ve tozların yüzey kimyası gibi parametrelere bağlı olduğu görülmüştür.

Tane Boyutu

İnce (< 10 µm) B₄C tozu ile üretilen kompozitlerde, 6-7 mm kalınlığındaki B₄C peletindeki tüm gözeneklerin Al ile doldurulabilmesi için gerekli en düşük infiltrasyon sıcaklığı (10 dakikalık tutma süresinde) 7075 Al alaşımı için 1000°C iken 2024 Al alaşımı için 1200°C olmuş, kaba (22-59 µm) B₄C tozu ile üretilen kompozitlerde ise bu sıcaklık 7075 Al alaşımı ve 2024 Al alaşımı için 1200°C olmuştur. (Çizelge 8.5) 1300°C'de pasive edilmiş ince B₄C tozu ile üretilen kompozitlerde 900°C'lerde bile 10 dakikalık bekleme süresinde sızdırma kısmi olarak gerçekleştirilmiştir. Sızdırma sıcaklığında bekleme süresinin artırılmasıyla, sızdırmanın tam olarak sağlanacağı anlaşılmaktadır.

Çizelge 8.5. Pasive edilmemiş ince ve kaba tozların üretim sıcaklıkları

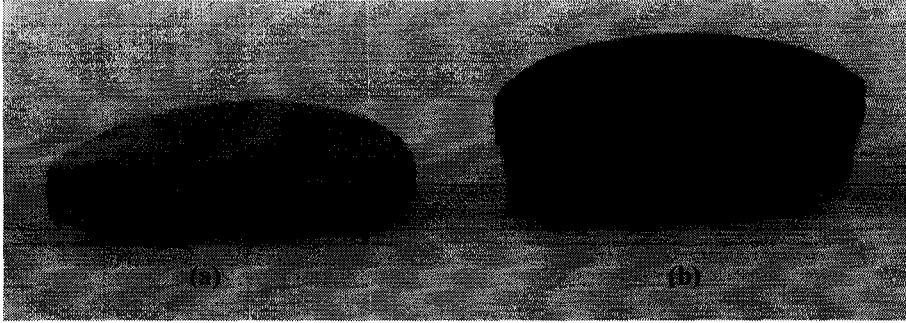
	İnfiltrasyon Sıcaklığı	Bekleme Süresi	B ₄ C tozlarının tane boyutu	
			< 10 µm	22-59 µm
	(°C)	(dakika)	Kullanılan Alaşım *	
Pasive Edilmemiş	1300	10	A2	A1
	1250	10		A1
	1200	10	A1 - A2	A1
	1100	10	A2	
	1000	10	A2	

A1: 2024 Al alaşımı

A2: 7075 Al alaşımı

Tutma Süresi

İnce B₄C tozu ile 950°C’de 10 dakika bekletilerek üretilen kompozitte sağlanan sızdırma oranı, 950°C’de 30 dakika bekletilerek üretilen kompozitte sağlanan sızdırma oranından daha azdır. Bu durum sızdırma sıcaklığında bekleme süresinin etkisini göstermektedir.



Şekil 8.1. 950°C’ de 10 dakika (a) ve 950°C’de 30 dakika (b) bekletilerek üretilen kompozitler

Pasivasyon

İnce B₄C tozu ile üretilen kompozitlerde en düşük sızdırma sıcaklığı 1000°C iken pasive edilmiş toz ile üretilen kompozitlerde sızdırma sıcaklığı 900°C’ye düşmüştür. Pasifleştirme işlemiyle sızdırma sıcaklığının düşürülebileceği görülmüştür.

Şekil 8.2’de pasive edilmiş (a) ve edilmemiş (b) ince B_4C tozundan hazırlanan gözenekli peletlere 7075 Al alaşımının $1100^{\circ}C$ ’de 10 dakika bekletilmesiyle emdirilerek üretilen kompozitlerin alt kısımlarının görüntüleri görülmektedir. Pasive edilmiş tozdan üretilen pelette metal tüm gözenekleri doldurup alt kısımdan çıkarken, pasive edilmemiş tozdan üretilen pelette metal alt kısma kadar sızamamış, bu da alt kısımda reaksiyona girmeden kalan B_4C tozlarının uzaklaştırılmasıyla oluşan bir delik meydana getirmiştir. Pasive edilmiş tozda B_4C ile Al arasındaki tepkime hızının daha yavaş olmasıyla metal oranının büyük ölçüde korunup tüm gözeneklerin doldurulabilmesi sonucunda metal peletin alt kısmından çıkmıştır. Alt kısmında boşluk meydana gelen kompozitte ise boşlukları dolduracak olan metal, B_4C - Al arasındaki hızlı bir şekilde gerçekleşen tepkime sonucu tüketilmiş ve peletin alt kısımlarına sızacak metal kalmamıştır. Aynı zamanda pasivasyon infiltrasyon hızını etkilemiş ve pasive edilmiş numunede tam infiltrasyon gerçekleşmiştir. Pasive edilmemiş numunede ise infiltrasyon daha yavaş olduğu için 10 dakikalık tutma süresi infiltrasyonun gerçekleşmesi için yeterli olmamıştır.

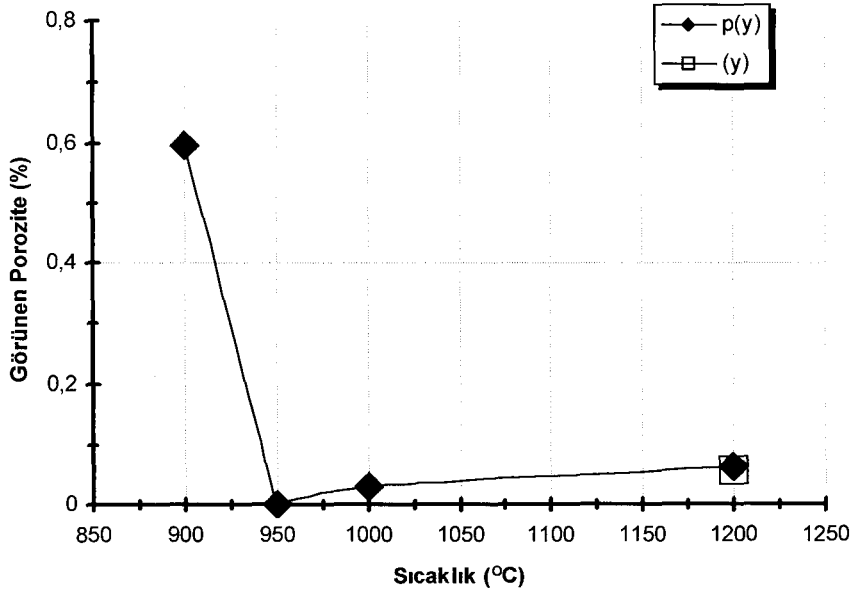


Şekil 8.2. Pasive edilmiş (a) ve pasive edilmemiş (b) ince B_4C tozundan hazırlanan peletlere 7075 emdirilerek üretilen kompozitlerin alt kısımları ($1100^{\circ}C$ - 10 dakika)

8.2. Bor Karbür-Alüminyum Kompozitlerinin Yoğunlukları

Farklı başlangıç tozları ile hazırlanan gözenekli peletlere Ar atmosferinde Al sızdırılmasıyla üretilen kompozitlerin ölçülen yoğunlukları, farklı sızdırma sıcaklıklarına bağlı olarak Şekil 8.3 ve 8.4' de verilmiştir.

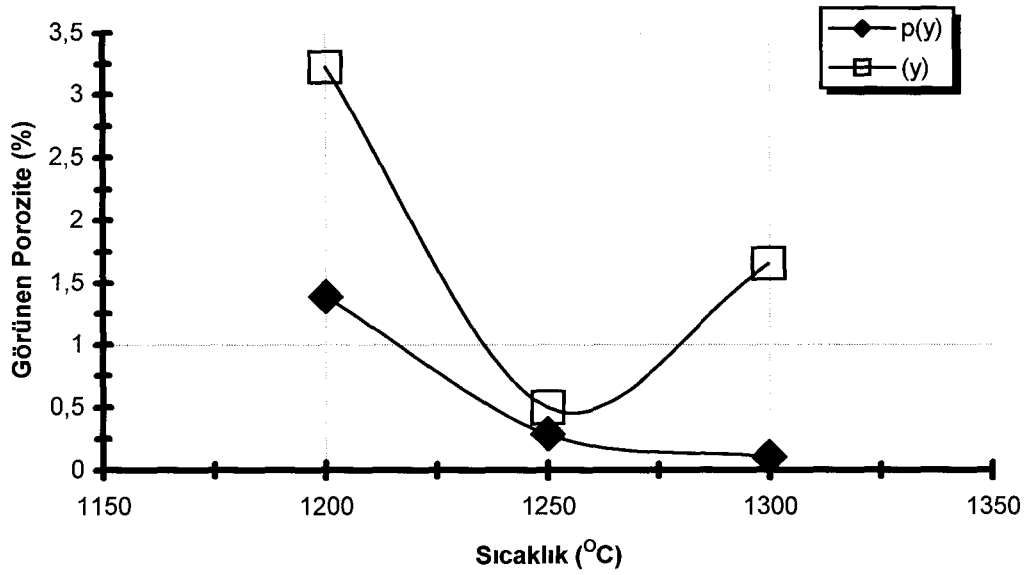
Şekil 8.3'de 1300°C'de pasive edilmiş ve pasive edilmemiş ince B₄C tozlarından üretilen kompozitlerin açık gözenek oranları (%) verilmiştir. Kompozitlerdeki gözenek yüzdesi 1'in altındadır. 900°C'de 30 dakika bekletilerek üretilen kompozitin gözenek yüzdesi 1'in altında olmakla birlikte diğerlerine göre daha yüksektir. Fakat infiltrasyon sıcaklığında bekletme süresinin artırılmasıyla gözenek yüzdesinin düşmesi beklenir. İnfiltrasyon için nispeten düşük sıcaklıklar olan 900 ve 950°C'lerde başarı sağlamak için infiltrasyon düzeneği bu sıcaklıklarda sırası ile 30 ve 60 dakika bekletilmiştir. Pasive edilmemiş B₄C tozları kullanılarak denenen infiltrasyonlar 1000, 950 ve 900 °C'lerde başarısızlıkla sonuçlandığından bu sıcaklıklarda veri bulunmamaktadır. Ancak 1200°C'de infiltre edilen hem pasifleştirilmiş hem de pasifleştirilmemiş B₄C tozlarından üretilen kompozitlerin gözenek oranları çok düşük ve birbirine çok yakındır.



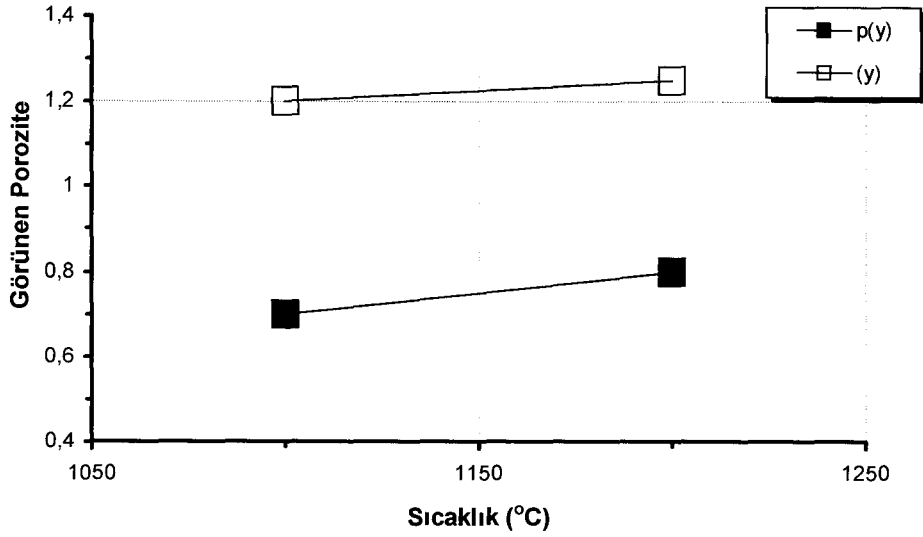
Şekil 8.3. 1300 °C'de pasive edilmiş ve edilmemiş ince B₄C tozundan üretilen kompozitlerin ölçülen % gözenek değerleri
p(y): pasive edilmiş ve yaşlandırılmış
(y): pasive edilmemiş ve yaşlandırılmış

Şekil 8.4'te pasive edilmiş ve edilmemiş kaba B₄C tozlarının ölçülen % gözeneklilik değerleri verilmiştir.

Görüldüğü gibi pasive edilmiş B₄C tozundan üretilen kompozitlerde, pasive edilmemiş B₄C tozundan üretilen kompozitlere göre daha düşük görünen porozite dolayısıyla daha yüksek yoğunluk değerleri elde edilmiştir. İnce tozlardan farklı olarak, kaba B₄C tozlarına uygulanan pasivasyon işleminin nihai ürünün yoğunluğu üzerinde önemli bir etkisi olduğu görülmektedir.(Şekil 8.3.- Şekil 8.4.) 1200°C'nin altında infiltrasyon başarısızdır. 1200 – 1300 °C sıcaklık aralığında, pasive edilmiş kaba B₄C tozları ile üretilen kompozitlerde göreceli yoğunluk % 98.5 ve üzerindedir. Hem 2024 hem de 7075 Al alaşımı ile üretilen kompozitlerde bu değerler sağlanmıştır. (Şekil 8.4.)



Şekil 8.4. 1400 °C'de pasive edilmiş ve edilmemiş kaba B₄C tozundan 2024 Al alaşımı emdirilerek üretilen kompozitlerin ölçülen % gözenek değerleri
p(y): pasive edilmiş ve yaşlandırılmış
(y): pasive edilmemiş ve yaşlandırılmış



Şekil 8.5. 1400 °C’de pasive edilmiş ve edilmemiş ince B₄C tozundan 7075 Al alaşımı emdirilerek üretilen kompozitlerin ölçülen % gözenek değerleri
p(y): pasive edilmiş ve yaşlandırılmış
(y): pasive edilmemiş ve yaşlandırılmış

Şekil 8.4.’ te elde edilen verilere göre 7075 Al alaşımlarındaki gözenek oranı 2024’e göre biraz daha yüksektir.

8.3. Üretilen Bor Karbür-Alüminyum Kompozitlerinin Sertlikleri

Farklı başlangıç tozları ile hazırlanan gözenekli peletlere Ar atmosferinde Al sızdırılmasıyla üretilen kompozitlerin mikrosertlik değerleri, farklı sızdırma sıcaklıklarına bağlı olarak grafiklerde verilmiştir.

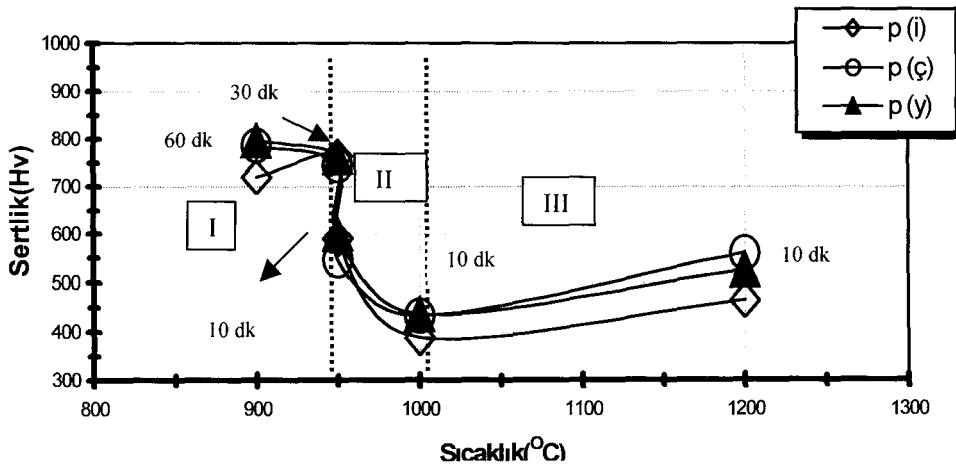
Şekil 8.5’te pasive edilmiş ince B₄C tozlarına 2024 Al alaşımı emdirilerek hazırlanan kompozitlerin mikrosertliği emdirme sıcaklığına bağlı olarak verilmiştir.

Grafik, farklı sıcaklıklar için sertlik değerlerindeki değişime bağlı olarak;sertlik değerlerinin birbirine yakın olduğu birinci bölge, sertlik değerlerinin hızlı bir şekilde düştüğü ikinci bölge ve sertlik değerlerinin bir miktar yükseldiği üçüncü bölge olarak bölümlere ayrılabilir. Birinci bölgede 900 °C ve 950 °C’ de sırasıyla 60 ve 30 dakikalık tutma sürelerinde sertlik değerleri birbirine paralel olmuş bundan sonraki 950 °C ve 1000 °C’de 10 dakikalık tutma sürelerinde düşüş başlamıştır. Birinci bölgede, düşük emdirme sıcaklıkları için daha az reaksiyon ürünü oluşmakta böylelikle daha çok B₄C ve Al sistemde kalmaktadır.

Bu durum yüksek sertlik değerlerinin alınmasına yol açmaktadır. Bir noktadan sonra sertlik değerleri reaksiyon kinetiğinin artmasından dolayı düşmektedir. On dakikalık tutma süresinde infiltrasyonun gerçekleştiği en düşük sıcaklık olan 1000°C’ de reaktif infiltrasyonun hızlanması sertlikte ani düşüşe neden olmuştur. Üçüncü bölgede ise sıcaklığın yükselmesiyle tepkime ürünlerinin artmaya başlamış bu da sertlik değerlerinde artışa neden olmuştur. Şekil 8.6’daki ışık mikroskobu görüntülerinde 1200°C’ de infiltrasyon sonucu oluşan tepkime ürünlerinin boyut ve miktarlarının 1000°C’ de yapılan infiltrasyon sonucu oluşan tepkime ürünlerine göre daha az ve daha küçük olduğu görülmektedir. Sertlik değerlerinin birinci bölgeye göre daha düşük olması, tepkime ürünlerinin sertliklerinin B₄C’e göre daha düşük olmasına bağlanabilir (Çizelge 8.6.) [37].

Çizelge 8.6. Seramik fazların mikrosertlikleri

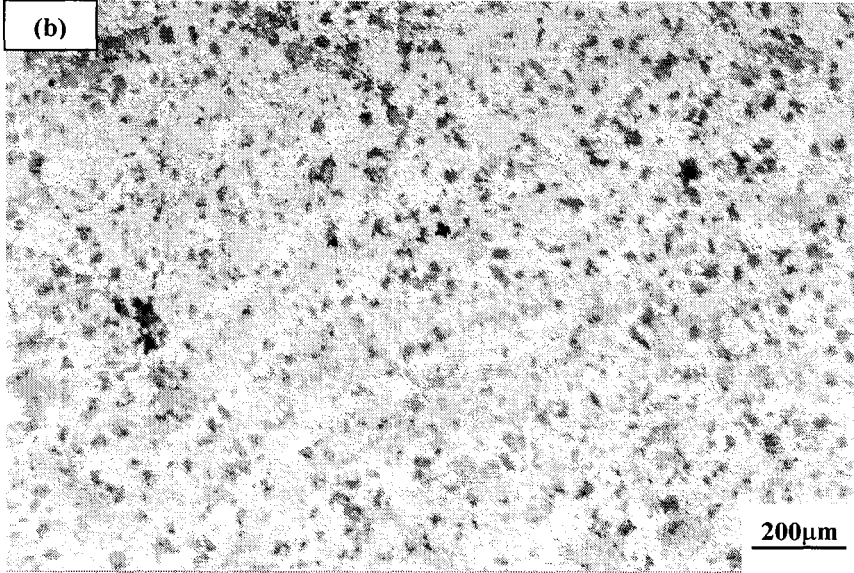
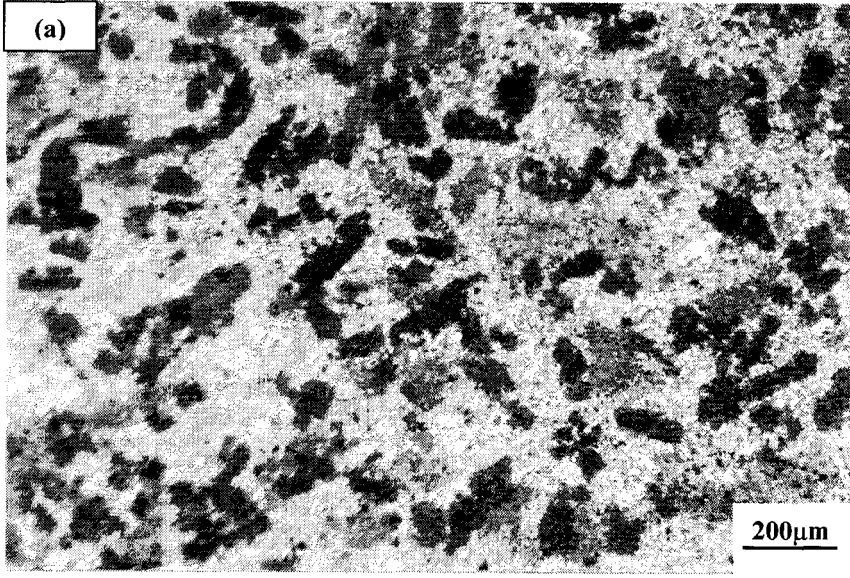
Seramik Fazlar	Mikrosertlik (kg/mm ²)
B ₄ C	2750
Al ₃ BC	1300
AlB ₂	980
Al	120



Şekil 8.6. Pasive edilmiş ince B₄C tozlarına 2024 Al alaşımı emdirilerek hazırlanan kompozitlerin emdirme sıcaklığı-mikrosertlik grafiği. (i): İnfiltrasyon sonrası, (ç): Çözeltiye alma işlemi sonrası, (y): Yaşlandırma sonrası, (P): Pasive edilmiş B₄C tozları kullanılarak.

Çözeltiye alınmış numunelerde -diğer işlem aşamalarına göre- gözlenen hafif sertlik artışı 500°C'de yapılan çözeltiye alma işlemi sırasında bir miktar daha tepkime ürünü (Al_3BC , AlB_2) oluşmasına bağlanmıştır. (Şekil 8.5.) Yaşlandırılan numunelerde, yaşlanmanın sertliğe çok fazla katkısı olmamakla birlikte uygulanan ısı işlemi sertlik değerlerini artırdığı gözlenmektedir.

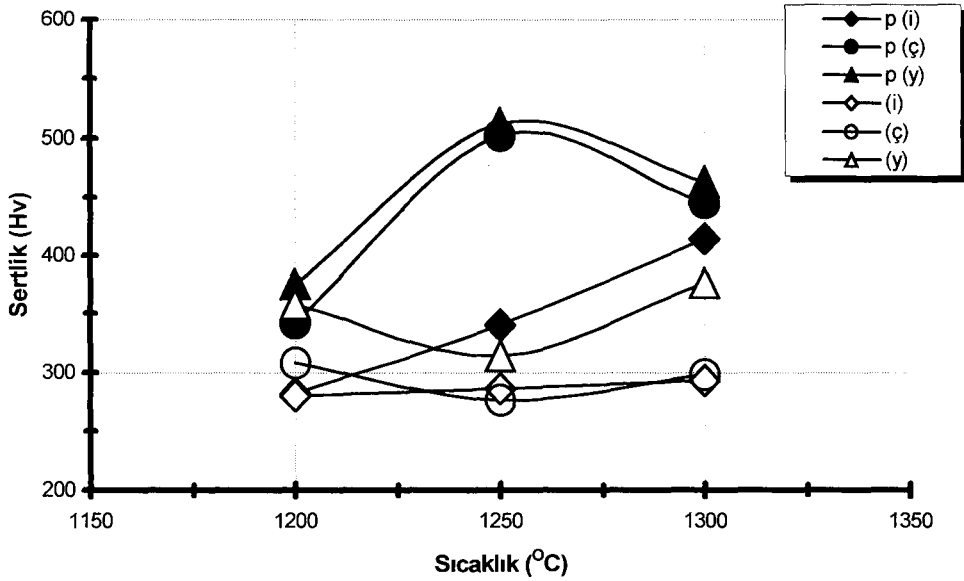
Yaşlandırma sonrası sertlik değerlerinin korunduğu gözlenmektedir. İnfiltrasyon işlemi sırasında alaşım elementlerinin az miktarda da olsa buharlaştığı düşünülürse sertliğe katkısı zaten çok az oranda olan Al'un bir kısmı buharlaşmış bir kısmı ise çözeltiye alma işlemi sırasında tepkime ürünü oluşumunda kullanılmış olabilir. Kullanılan B_4C tozları ince tozlar olduğu için gözeneklerin doldurulması gereken Al miktarı kaba tozlara oranla daha azdır. Bu durumda, kalan Al'un yaşlandırma işlemi sonrasında sertliği sınırlı oranda etkilemesi dolayısıyla değerlerde değişiklik görülmemesi doğaldır. (Şekil 8.5.)



Şekil 8.7. 1300 °C'de pasive edilmiş ince B_4C tozlarına 2024 Al alaşımının 1200 °C'de (a) ve 1000 °C'de (b) 10 dakika bekletilerek üretilen kompozitlerin polarize ışık altında IM görüntüsü

Pasive edilmiş ve pasive edilmemiş kaba B₄C tozlarından üretilen kompozitlerin ölçülen sertlik değerleri Şekil 8.7’de verilmiştir. Kaba tozlarda gözeneklerin doldurulması için gerekli Al miktarı daha fazla olduğu için [24] yaşlanma işlemi sonrası sertlik değerlerindeki değişim ince tozlardan üretilen kompozitlere göre daha belirgin olmuştur.

1250°C’de pasive edilmiş tozdan üretilen kompozitte gözlenen sertlik değerindeki artış, aynı sıcaklık için ölçülen makrosertlik değerleriyle (Şekil 8.8.) karşılaştırıldığında daha azdır. Burada iç yapı homojen olmayabilir. Buna paralel olarak ta alınan mikrosertlik değerleri numuneyi temsil etmeyebilir.



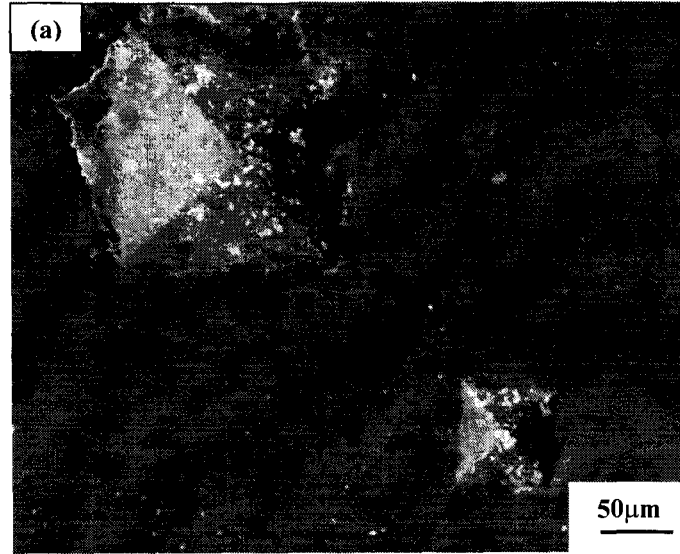
Şekil 8.8. Pasive edilmiş ve edilmemiş kaba B₄C tozlarına 2024 Al alaşımı emdirilerek hazırlanan kompozitlerin emdirme sıcaklığı-mikrosertlik grafiği. (i): Emdirme sonrası, (ç): Çözeltiye alma işlemi sonrası, (y): Yaşlandırma sonrası, (p): Pasive edilmiş B₄C tozları kullanılarak.

Makrosertlik ölçümlerinin üretilen kompozitleri daha iyi temsil edeceği düşünülerek makrosertlik değerleri alınmış ve mikrosertlik değerleriyle karşılaştırılmıştır. Mikrosertlik değerlerinde vickers ucun bıraktığı iz çok küçük bir alanı oluştururken, makrosertlik değerlerinde iz daha büyük bir alanı kapsamaktadır.

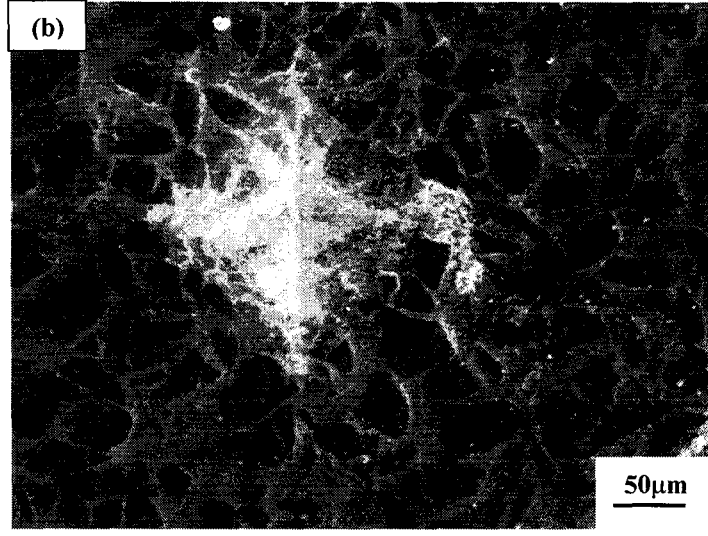
Dolayısıyla kompozit gibi birden fazla fazı içeren sistemlerde sertlik değerinin belirlenmesi için iz bırakılan bölgenin numuneyi temsil etmesi açısından daha geniş bir bölgeyi kapsamaması gerekmektedir. (Şekil 8.9.) Aynı zamanda mikrosertlik ve makrosertlik ölçümlerinden alınan sertlik değerlerindeki standart sapmalar (Çizelge 8.7.) incelendiğinde, makrosertlik değerlerinin standart sapmalarının daha düşük olduğu görülmüştür.

Çizelge 8.7. İnce ve kaba B₄C tozundan üretilen kompozitlerde, makrosertlik ve mikrosertlik değerlerindeki standart sapmalar

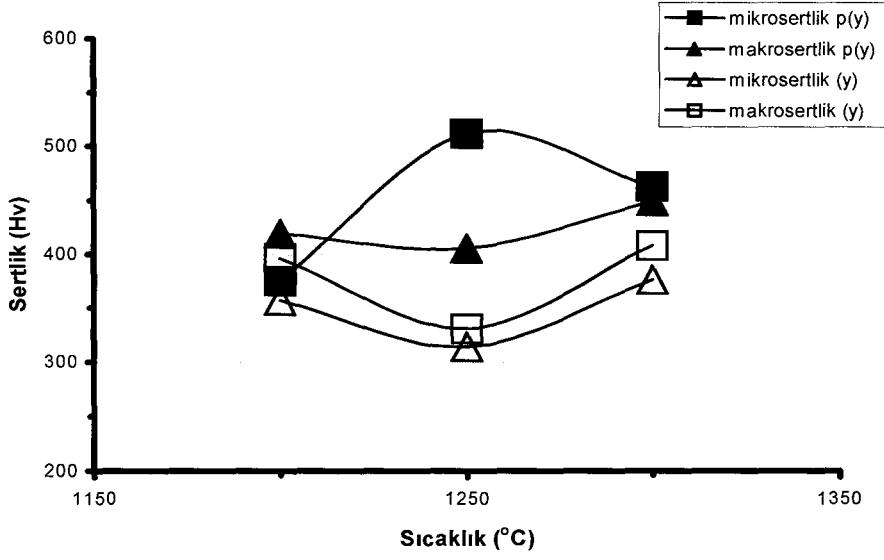
	Standart Sapmalar		
	İnfiltrasyon sıcaklığı (°C)	Mikrosertlik (Hv)	Makrosertlik (Hv)
İnce B ₄ C tozu	1200	560 ± 8	472 ± 5
	1000	434 ± 16	411 ± 10
	950	601 ± 10	620 ± 8
Kaba B ₄ C tozu	1300	463 ± 8	449 ± 4
	1250	512 ± 10	405 ± 8
	1200	375 ± 19	419 ± 11



Şekil 8.9. İnce (a) ve kaba (b) B₄C tozlarından üretilen kompozitlerde mikrosertlik ve makrosertlik cihazının ucunun bıraktığı izler SEM görüntüleri



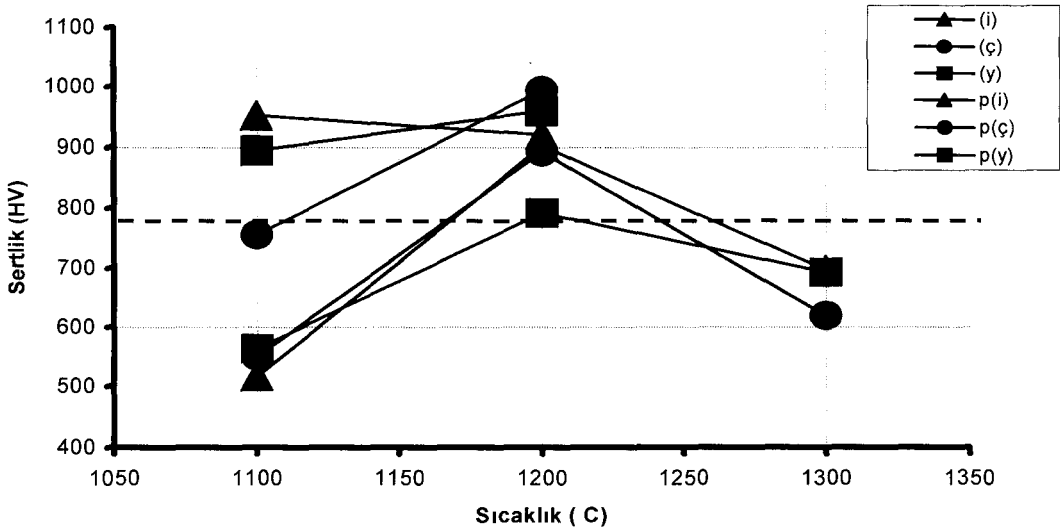
Şekil 8.9. devam



Şekil 8.10. Pasive edilmiş ve edilmemiş 22-59 μm B₄C tozlarına 2024 Al alaşımı emdirilerek hazırlanan ve yaşlandırılan kompozitlerin emdirme sıcaklığı-makrosertlik-mikrosertlik grafiği

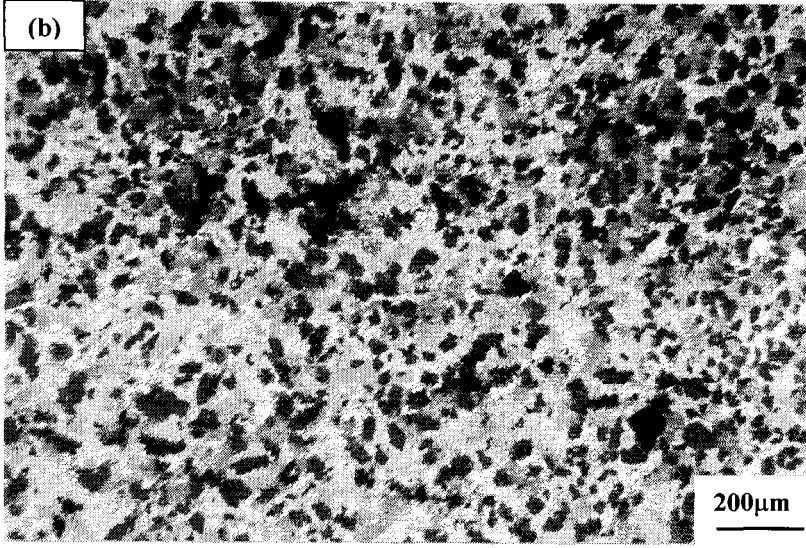
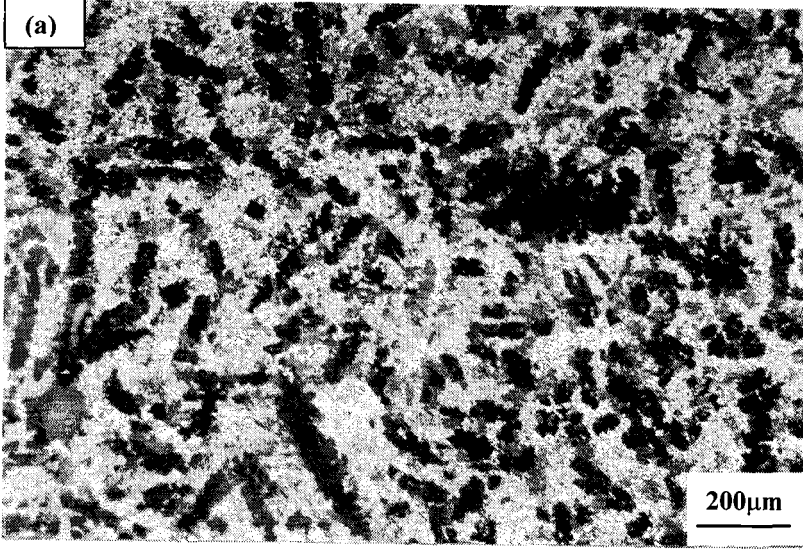
Şekil 8.10'da pasive edilmiş ve edilmemiş B_4C tozlarından hazırlanan peletlere emdirme sonucunda üretilen kompozitlerin makrosertlik ve mikrosertlik ölçümleri arasındaki fark gözlenmektedir. Mikrosertlik değerlerinden farklı olarak, pasive edilmiş ve edilmemişler arasındaki sertlik farkı daha azdır.

7075 alüminyum alaşımının infiltrasyon davranışı ve kompozitin mekanik özelliklerine etkisinin incelenmesi için 1300 ve 1400 °C'de pasive edilmiş ve pasive edilmemiş ince B_4C tozları kullanılmıştır. Şekil 8.11 pasivasyon işleminin infiltrasyon, çözeltiye alma ve yaşlandırma aşamaları sonrası sertlik üzerindeki olumlu etkisini -2024 Al alaşımında da olduğu gibi- göstermektedir.



Şekil 8.11. 1400 °C'de pasive edilmiş ve edilmemiş ince B_4C tozları ve 7075 Al alaşımından üretilen numunelerin ölçülen mikrosertlik değerleri

Grafite, pasive edilmiş B_4C tozlarından üretilen kompozitlerin sertliklerinin pasive edilmemiş B_4C tozlarından üretilen kompozitlere oranla daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu, B_4C -Al arasındaki tepkime hızının yavaşlamasına ve dolayısıyla daha az miktarda ve daha küçük boyutlarda tepkime ürünü oluşmasına bağlanabilir. Bu durum Şekil 8.12'deki ışık mikroskobu görüntülerinde de görülmektedir. Tepkime ürünlerine ait renkler Çizelge 8.8'de verilmiştir.



Şekil 8.12. Pasive edilmemiş (a) ve 1400 °C'de pasive edilmiş (b) ince B₄C tozlarına 7075 Al alaşımı emdirilerek üretilen kompozit (1200°C-10dakika)

Çizelge 8.8. B₄C-Al kompozitlerinde ışık mikroskobunda gözlenen fazlar ve renkleri

Faz	Görülen renk	Yorum
B ₄ C	Gri	Genellikle mavi-gri Al ₃ BC ile kuşatılmış
Al	Beyaz	
Al ₃ BC	Mavi-Gri	
AlB ₂	Sarı	Cr içerdiğinde sarının değişik tonlarını alabilir

Sertlik en yüksek değerine 1200 °C’de ulaşmaktadır. Sertlik değerlerinin 1200°C’nin altındaki sıcaklıklarda daha düşük olması bu sıcaklıklarda Al miktarının daha yüksek olmasına bağlanmaktadır. 1200°C’nin üstündeki sıcaklıklarda ise reaksiyon kinetiğinin artmasıyla reaksiyon ürünlerinin arttığı düşünülmektedir. Al miktarının azalmasına rağmen sert B₄C faz miktarı da azalmaktadır.

Şekil 8.11.’de noktalı çizginin altındaki bölge 2024 Al alaşımları ile üretilen kompozitlerdeki sertlik değerlerinin elde edildiği bölgedir. Görülmektedir ki 7075 Al alaşımı ile üretilen kompozitlerin sertlikleri 2024 ‘e göre daha yüksektir. Üretim sürecinde, 7075 ile yapılan infiltrasyon işleminde, 7075 Al alaşımının gözenekli bünyeye sızdırılmasının 2024 Al alaşımına göre daha güç olduğu gözlenmiştir. 7075 Al alaşımı ile gerçekleştirilen en düşük infiltrasyon sıcaklığı 1100°C iken 2024 Al alaşımı ile 900°C gibi daha düşük sıcaklıklarda infiltrasyon gerçekleştirilebilmiştir. (Çizelge 7.3.) Bu farkın sebebini açıklamak için alaşım elementlerinin de sızdırma olayına katkısı da düşünülmelidir. 7075 Al alaşımının asıl alaşım elementi olan Zn’nun yüzey gerilmesini olumsuz yönde etkileyerek temas açısını artırdığı bunun da infiltrasyonu zorlaştırdığı söylenebilir. Bu durum reaksiyon süresinin kısılmasına, buna bağlı olarak daha az tepkime ürünü oluşmasına ve daha çok B₄C ‘ün sistemde korunması sonucunda daha yüksek sertlik değerlerine sebep olabilir.

İnce B₄C tozundan hazırlanan peletlere 7075 emdirilerek üretilen kompozitlerde yaşlandırmanın etkisi, aynı peletlere 2024 emdirilerek üretilen kompozitlere göre daha belirgin olduğu gözlenmiştir.

Ölçülen sertlik değerlerinden oluşturulan grafiklerin hepsinde, ısıl işlem uygulanarak elde edilen sertlik değerlerindeki artışların sınırlı ve beklenen ölçüde olduğu görülmektedir. Çünkü ısıl işlem sonucu Al alaşımının sahip olduğu sertlik seramik fazlar içinde en düşük sertliğe sahip fazın sertliğinden çok daha düşüktür. Bu şöyle örneklenebilir. Üretilen kompozitteki başlangıç bileşenlerinin ve tepkime ürünlerinin toplam miktarları (% ağırlıkça) aşağıdaki gibi alındığında [24], karışımlar kuralına göre hesaplanan sertlik değerleri belirtilmiştir.

(Çizelge 8.9.)

Çizelge 8.9. Başlangıç bileşenleri ve seramik fazların sertliğe katkısı

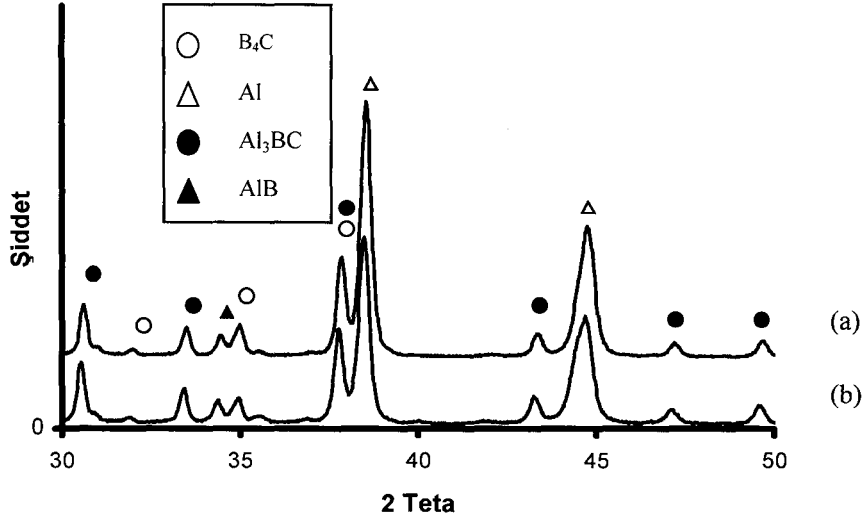
Faz	Fazın Sertliği	Fazın Oranı (% ağırlıkça)	Sertliğe Katkısı
B ₄ C	> 2750	48	1320
Al	85	35	30
Al ₃ BC	1300	17	221
AlB ₂	980	0	0

Buradan toplam sertlik 1571 kg /mm^2 olarak hesaplanmaktadır. 2024'ün yaşlandırılmasıyla 120 kg /mm^2 'ye çıkan sertlik, toplam sertliği 1583 kg /mm^2 'ye çıkarmaktadır. Bu durumda Al'un toplam sertliğe katkısı % 0,76 ($12 \times 100 / 1571$) oranında olmaktadır.

8.4. X-ışınları Difraktometresi ile Kalitatif Faz Analizi

Üretilen kompozitler hem kütleli halde hem de toz halinde x-ışınları difraktometresi ile incelenmiştir.

Pasifleştirilmiş B₄C tozların hazırlanan gözenekli peletlere alaşımların sızdırılması sonucu elde edilen kompozitte B₄C ve Al piklerinin şiddetleri passive edilmemiş B₄C tozundan üretilen kompozitlere göre daha yüksektir. Pik şiddetlerindeki artış Al'da daha belirgin olmasına karşın B₄C'de belirgin bir şekilde gözlenememektedir. Bunun sebebi Al'un latis yapısı (YMK) yüksek simetriye sahip iken B₄C'ün daha karmaşık bir latis yapısına sahip olmasıdır.



Şekil 8.13. Pasive edilmiş ve edilmemiş ince B_4C tozlarına $1100^\circ C$ 'de 7075 Al alaşımı emdirilerek hazırlanmış numunelerin kalitatif XRD sonuçları
 (a): Pasifleştirilmiş
 (b): Pasifleştirilmemiş

B_4C tozlarına uygulanan pasivasyon işlemi yardımıyla $1000^\circ C$ 'nin altına indirilen infiltrasyon sıcaklığının bor karbür ile alüminyum arasındaki reaksiyonu azaltıcı yöndeki etkisi de XRD sonuçlarından açık görülmüştür. İnfiltrasyon sıcaklığının düşük olması sebebi ile üretilen kompozitte reaksiyona girmeden kalan alüminyum miktarındaki artış, $950^\circ C$ 'de üretilen kompozitin XRD analizindeki Al pikinin $1200^\circ C$ 'de üretilen kompozitteki Al pikine oranla yüksekliğinden anlaşılmaktadır.

8.5. Üretilen Bor Karbür-Alüminyum Kompozitlerinin Mekanik Özellikleri

Bu bölümde farklı başlangıç tozlarından üretilen B_4C -Al kompozitlerinin ölçülen eğme mukavemeti değerleri verilmekte ve tartışılmaktadır.

8.5.1. Eğme mukavemeti

Çizelge 8.10' da monolitik B₄C'ün ve üretilen B₄C-Al kompozitlerinin eğme mukavemeti değerleri, ayrıca; ısıtılma işlem görmüş ve görmemiş 2024 Al alaşımının akma mukavemeti değerleri verilmektedir. Isıtılmamış alaşımın akma mukavemeti 76 MPa iken ısıtılma işlem sonucunda bu değer 290 MPa' a yükselmektedir [3]. Aynı etkinin üretilen B₄C-Al kompozitlerinde de görülüp görülmediği araştırılmış, bu amaçla kompozitler eğme mukavemeti deneylerine tabi tutulmuştur.

Buna göre, üretilen kompozitlerin eğme mukavemetleri 355 – 680 MPa arasında değişmektedir. 22-59 µm pasifleştirilmiş B₄C tozundan üretilen ve ısıtılma işlem gören kompozit en yüksek eğme mukavemetine (678 ± 69) sahip iken, pasifleştirilmemiş 4,7 µm B₄C tozundan üretilmiş ve ısıtılma işlem görmemiş kompozit en düşük eğme mukavemetine (357 ± 36) sahiptir. Ayrıca ısıtılma işlem sonucunda kompozitlerin eğme mukavemetindeki standart sapmanın arttığı görülmektedir. Bu durumda seramik faz oluşumunun devam etmesi, yapının daha kırılğan olmasına neden olmaktadır. Ayrıca oluşan çökelti de, kırılğanlığı artırıyor olabilir. Pasive edilmemiş 4,7 µm'luk B₄C tozundan üretilen kompozitin eğme mukavemeti değerindeki standart sapma, pasive edilmiş <10 µm'luk B₄C tozundan üretilen kompozitlerin eğme mukavemetlerindeki standart sapma değerinden daha yüksektir. Bu, pasifleştirme işleminin metal oranını artırmasıyla açıklanabilir.

Literatürde B₄C-Al kompozitleriyle ilgili yapılan çalışmalarda, elde edilen en yüksek eğme mukavemeti 600-700 MPa' dır. [22] Bu değer, bu çalışmada elde edilen değerlere yakındır. Ayrıca Pyzik ve arkadaşlarının yaptığı bu çalışmada, B₄C-Al kompoziti 625-1200 °C arasında ısıtılma işleme tabi tutulmaktadır. Bu sıcaklıklar, Al alaşımında çökelti sertleşmesiyle mekanik özelliklerin iyileşmesi için yüksek sıcaklıklardır. Bu sıcaklıklarda seramik faz oluşumu sözkonusu olup, yapı metalden uzaklaşmaktadır.

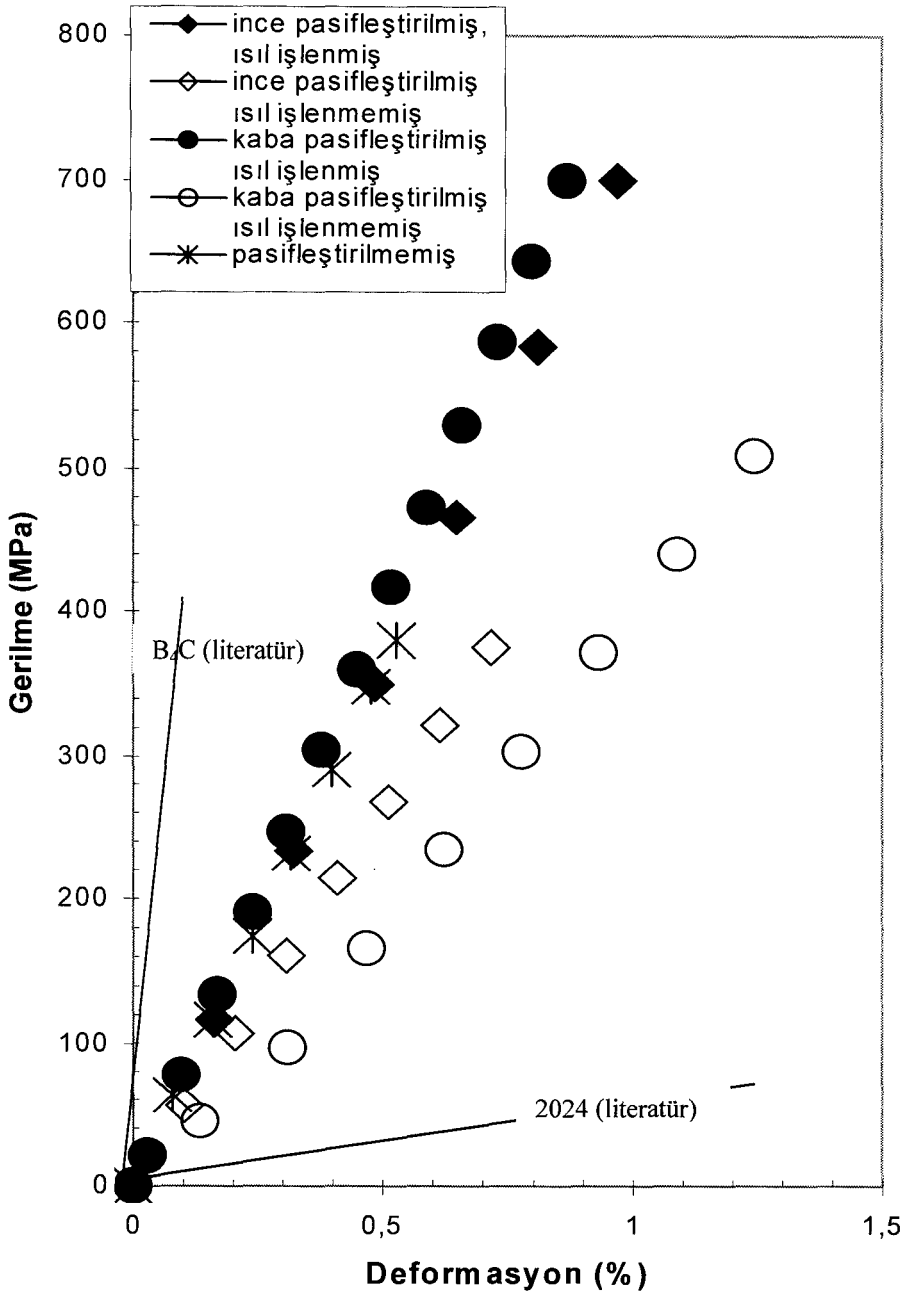
Çizelge 8.10.

Monolitik B₄C'ün ve bu çalışmada farklı B₄C başlangıç tozları ile üretilen B₄C-Al kompozitlerinin eğme mukavemetleri (σ_e)

		σ_e (MPa)	
		Isıl İşlem Görmemiş*	Isıl İşlem Görmüş*
2024 [3]		76	290
7075 [3]		95	460
Monolitik B ₄ C [24]		300-500	
Pasive Edilmiş	22-59 μ m (1200°C- 10 dakika)	Isıl işlem görmemiş	543 \pm 22
		Isıl işlem görmüş	678 \pm 69
	< 10 μ m (1200°C- 10 dakika)	Isıl işlem görmemiş	370 \pm 25
		Isıl işlem görmüş	662 \pm 90
Pasive Edilmemiş	4,7 μ m (1200°C- 10 dakika)	Isıl işlem görmemiş	357 \pm 36

* Akma Mukavemeti Değerleri

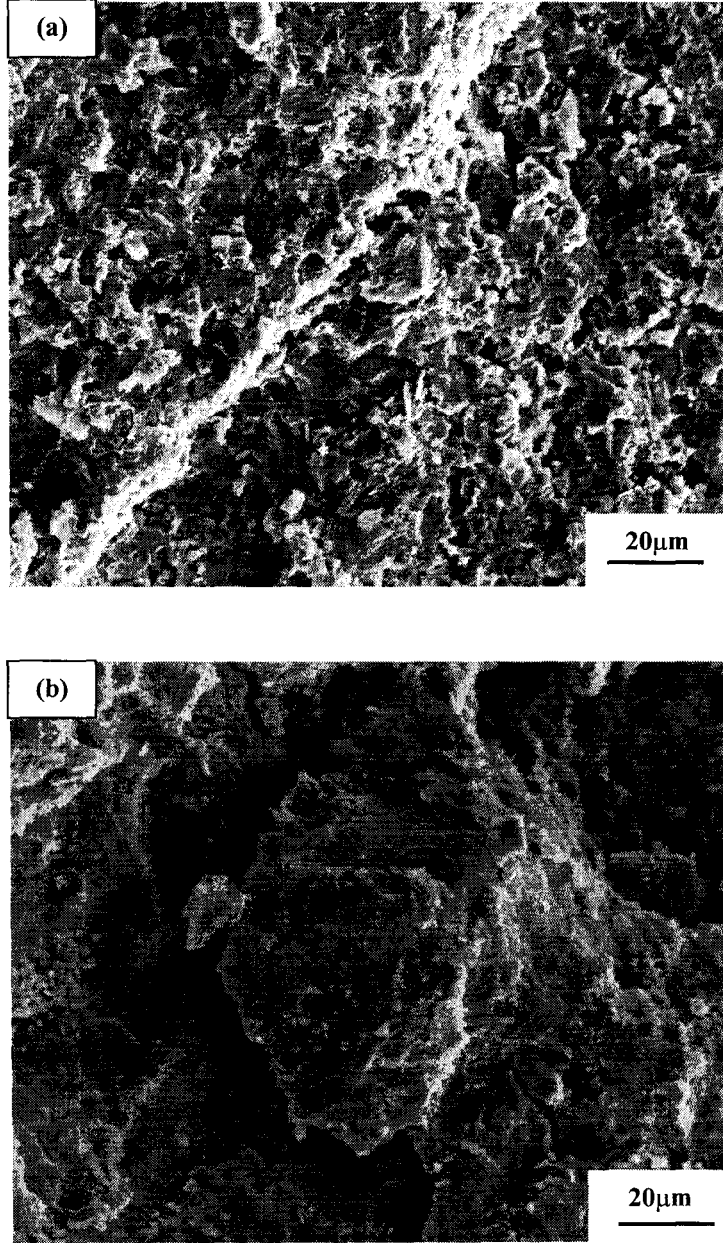
Pasifleştirilmiş B₄C tozundan üretilen kompozitler, pasifleştirme işlemi nedeniyle yüksek serbest Al içeriğine ve yüksek B₄C içeriğine sahiptir. Pasifleştirilmiş tozların bulk yoğunluğu daha yüksektir. Ayrıca, pasifleştirme sonucu tepkime ürünlerinin tane boyutu daha küçük olmaktadır. Bu nedenle eğme mukavemetleri pasive edilmemiş B₄C tozundan üretilen kompozite göre daha yüksektir. Fakat; <10 μ m B₄C tozundan üretilen kompozit pasifleştirilmiş olmasına rağmen düşük mukavemete sahiptir.



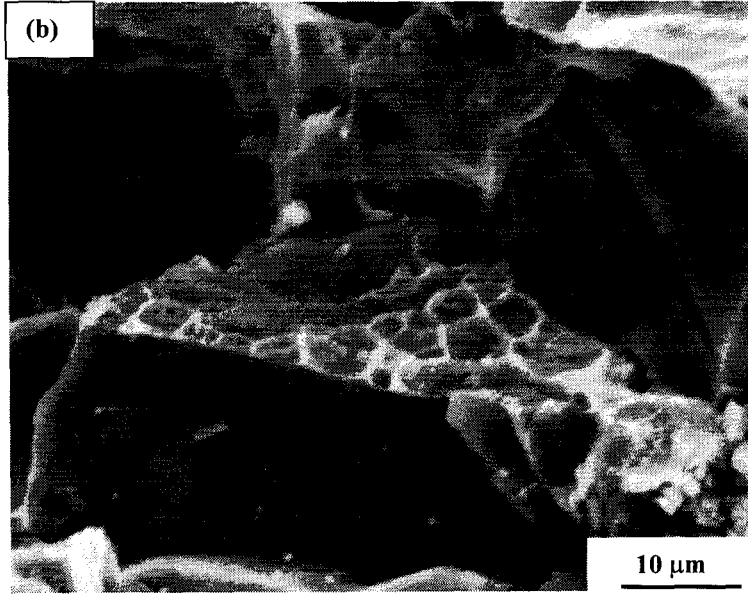
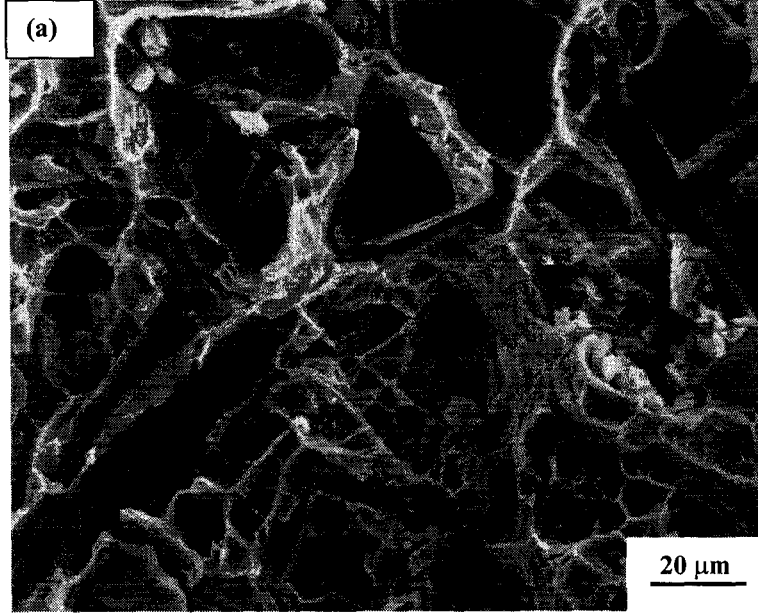
Şekil 8.14. Üretilen B₄C-Al kompozitlerinin eğme mukavemeti eğrileri

Şekil 8.14 monolitik B₄C'ün, 2024 Al alaşımının ve B₄C-Al kompozitlerinin eğme mukavemeti eğrilerini ve Şekil 8.15 kırılma yüzeylerini göstermektedir. Görüldüğü gibi, çatlak kırılğan B₄C ve diğer seramik taneleri keserek ilerlemektedir. Bu durum daha fazla seramik faz içerdiği düşünülen, pasive edilmemiş B₄C tozundan üretilen kompozite ait kırık yüzey görüntüsünde daha açık görülmektedir.

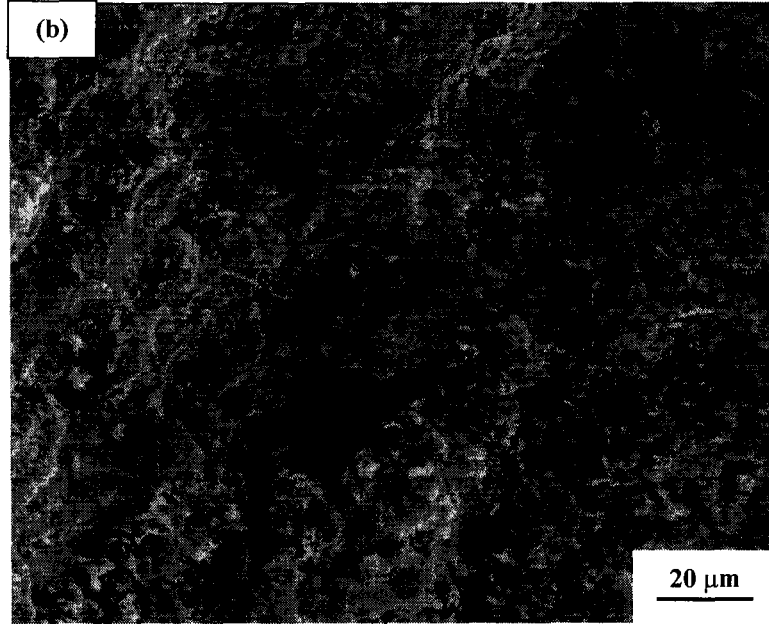
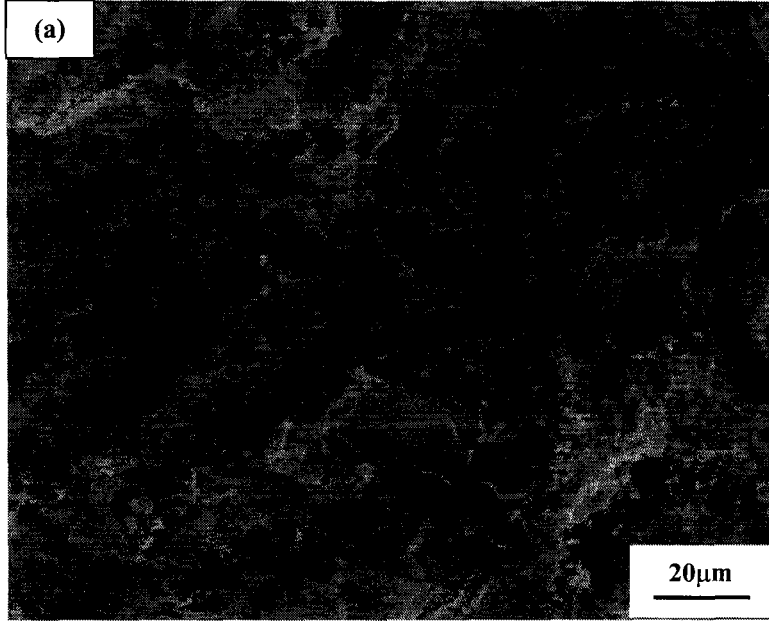
Pasifleştirilmiş kaba tozlardan üretilen kompozitlerden ısıtım işlem öncesi ve sonrası elde edilen eğme mukavemeti değeri arasındaki fark daha fazlayken, ince toz ile üretilen kompozitlerin ısıtım işlem öncesi ve sonrası arasındaki fark daha azdır. Bu, kaba B_4C tozu ile üretilen kompozitlerdeki yüksek Al içeriğinden dolayıdır [33]. Isıtım işlemin etkisi kaba B_4C ile üretilen kompozitlerde daha açık gözlenmiştir.



Şekil 8.15. Eğme numunelerinin kırık yüzey görüntüleri: (a) pasifleştirilmemiş 4,7 μm 'luk B_4C , (b) pasifleştirilmiş ince (<10 μm) B_4C .



Şekil 8.16. Pasifleştirilmiş kaba B_4C (a) 800x, (b)1840x



Şekil 8.17. Pasifleştirilmiş ince B_4C (a) ısıtılmış, (b) ısıtılmamış

Pasifleştirilmemiş 4.7 μm 'luk ve pasifleştirilmiş ince B_4C tozlarından üretilen kompozitlerin kırık yüzeyleri karşılaştırıldığında; pasifleştirilmemiş tozda gözenek miktarının daha fazla olduğu olduğu açıkça görülmektedir.

(Şekil 8.15 (a) (b))

Pasifleştirilmiş kaba B_4C tozu ile üretilen kompozitlerin kırık yüzeylerinde, ince toza oranla daha yüksek Al içeriği nedeniyle, sünek kopma bölgeleri daha fazladır. (Şekil 8.16 (a)) Sünek kopma bölgesine bakıldığında (Şekil 8.16 (b)), kuvvetli seramik-metal bağı nedeniyle, kopmanın ara yüzeyde olmadığı görülmektedir.

Pasifleştirilmiş ince B_4C tozundan üretilen kompozitlerin ısı işlem öncesi ve sonrası kırık yüzeyleri incelendiğinde; ısı işlem görmüş numunenin daha kırılgan olduğu, Şekil 8.17'de ok ile gösterilen, kırılma sonucu oluşan düz yüzeylerden (faset) anlaşılmaktadır. Ayrıca ikincil çatlakların miktarı da bu numunede daha fazladır. Isıl işlem sonrası oluşan çökeltilerin dağılımları, çok küçük boyutlarda olmaları nedeniyle tespit edilememiştir. (Şekil 8.17)

9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Farklı Al alaşım sistemlerinden seçilen 7075 ve 2024 Al alaşımlarının ve pasive edilmiş başlangıç B₄C tozlarının, B₄C – Al kompozitlerinin üretim sürecine ve mekanik özelliklerine etkisinin incelenmesi bu çalışmanın başlıca amacı olmuştur.

9.1. Genel Sonuçlar

Çalışmada elde edilen genel sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

- 1- B₄C –Al kompozitlerinin üretimi 1000°C'nin altında gerçekleştirilebilmiştir
- 2- Üretilen kompozitlerin yığımsal yoğunluklarının %98'in üzerinde olduğu tespit edilmiştir.
- 3- B₄C – Al arasındaki tepkime hızı sızdırma sıcaklığı, sızdırma sıcaklığında tutma süresi, B₄C tozunun tane boyutuna ve yüzey kimyasına bağlı olarak değişmektedir.
- 4- Optik mikroskopta gözlenen Al₃BC ve AlB₂ gibi tepkime ürünlerinin boyut ve miktarlarının, B₄C – Al arasındaki tepkime hızına bağlı olarak kontrol edilebileceği tespit edilmiştir.
- 5- Kompozitlere uygulanan ısıl işlemin, kompozitin sertliğinde beklenen ölçüde sınırlı ve az artış meydana getirdiği gözlenmiştir.
- 6- Düşük ısıl işlem sıcaklıklarında bile (400-500°C) B₄C ve Al arasındaki tepkimenin yavaş ta olsa devam ettiği tespit edilmiştir.
- 7- 7075 Al alaşımının asıl alaşım elementi olan Zn'un 1200°C'deki infiltrasyon sıcaklığında buharlaştığı EDX analizlerinden anlaşılmıştır.
- 8- 7075 Al alaşımının infiltrasyon işlemini zorlaştırdığı tespit edilmiştir.
- 9- Kompozitlere uygulanan ısıl işlemin, kompozitlerin eğme mukavemetini artırdığı görülmüştür.
- 10- Isıl işlemin kaba tozlardan üretilen kompozitlerdeki etkisi, yüksek Al içeriği nedeniyle, ince tozlardan üretilen kompozitlere göre daha belirgin olmuştur.

- 11- B₄C tozlarının pasifleştirilmesiyle, daha yoğun, daha sert ve daha yüksek eğme mukavemetine sahip kompozitler üretilmiştir.

9.2. Öneriler

7075 Al alaşımında, infiltrasyon sıcaklığında Zn'un buharlaştığı tespit edilmiştir. Dolayısıyla 7075 Al alaşımının ısı işlenmesiyle geliştirilen özellikleri kompozitte kullanılamamıştır. Zn'yu yapıda tutacak bir sistemin geliştirilmesi ve dolayısıyla olumlu özelliklerinden yararlanılması önerilen bir çalışma konusudur.

KAYNAKLAR

1. TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası Alüminyum komisyonu, *Alüminyum Raporu*, Metalurji 137, 14-45 (2004).
2. RENDE H., GÜLSÖZ A., *Uygulamada Alüminyum esaslı malzemeler*, 6. Denizli Malzeme Sempozyumu, Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Denizli, 624-632 (1995).
3. JOHN E. HATCH, *Aluminum*, American Society For Metals, Metals Park, Ohio (1984).
4. DOĞAN M., *Alüminyum Alaşımının Isıl İşlemi*, Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul (1989).
5. BOYER E. HOWARD ve GALL L. TIMOTHY, *Metals Handbook*, Desk Edition, Aluminum, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 61-611 (1992).
6. MAZZOLANI M. FEDERICO, *Classification of Alloys*, Aluminum Alloy Structures, Institute of Construction Technology, University of Naples, Boston, Pitman, 4-25 (1985).
7. AY N., *7075 Al Alaşımında RRA Isıl İşleminin Mikroyapıya Etkisi ve Kinetik Analiz*, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul (1989)
8. EMBURY J.D.ve NICHOLSON R.B., *The Nucleation of Precipitates: The System Al – Zn – Mg*, Acta Metallurgica, **13**, 403-417 (1965)
9. VARLEY C. P., *Heat Treatment*, The Technology of Aluminum and Its Alloys, Newnes-Butter Worths, London, 46-62 (1970)
10. www.aluminium.matter.org
11. CARDARELLI F., *Aluminum Alloys*, Materials Handbook, London (1999).
12. LORIMER G.W.ve NICHOLSON R.B., *Further Results on the Nucleation of Precipitates in the Al – Zn – Mg System*, Department of Metallurgy University of Cambridge, Letters to the Editor, 1009-1013 (1965).
13. FINE E.M., *Precipitation Hardening of Aluminum Alloys*, Metallurgical Transactions A, **6A**, 625-630 (1975).

14. KOCH G.H. ve KOLIYN D.T., *The Heat Treatment of the Commercial Aluminum Alloy 7075*, American Society for Metals, **1**, 2-14, (1979).
15. CARDARELLI F., *Heat Treatment*, Materials Handbook, London (1999).
16. HONYEK G., KOVACS, LENDVAI J., NG-HUY-SINH ve UNGAR T., *The Influence of Mg Content on the Formation and Reversion of Guinier – Preston Zones in Al – 4,5 at % Zn – xMg Alloys*, Journal of Materials Science, **16**, 2701-2709 (1981).
17. www.crct.polymtl.ca
18. KOVACS I., LENDVAI J., UNGAR T., TURMEZEY T. ve GROMA G., *The Properties of an AlZnMg Alloy Deformation Strengthened by Guinier – Preston Zones*, Acta Metallurgica, **25**, 673-680 (1977).
19. DELASI R. ve ADLER P.N., *Calorimetric Studies of 7000 Series Aluminum Alloys: I. Matrix Precipitate Characterization of 7075*, Metallurgical Transaction A, **8A**, 1177-1183 (1977).
20. ASKINS M.C., MARTIN J.W., *Structure and Strength of an Al – Zn – Mg Alloy After Duplex Aging Treatment*, Metallography, **15**, 141-155 (1982).
21. SANTNER J.S., *Astudy of Fracture in High Purity 7075 Aluminum Alloys*, Metallurgical Transaction A, **9A**, 769-779 (1978).
22. PYZİK A.J., DESHMUKH U.V., DUNMEAD S.D., OTT J.J., ALLEN T.L. ve ROSSOW H.E., *Light Weight Boron Carbide / Aluminum Cermets*, U.S. Patent No: **5,521,016** (1996).
23. SKOROKHOD V. ve KRSTIC V.D., JR, *High Strengh – High Toughness B₄C – TiB₂ Composites*, Journal of Material Science Letters, **19**, 237-239 (2000).
24. ARSLAN G., *Bor Karbür – Alüminyum Kompozitlerinin Üretimi ve Karakterizasyonu*, Doktora Tezi, Anadolu Üniversitesi, FenBilimleri Enstitüsü, Eskişehir, Türkiye (2001).
25. SCHWARZKOPF P., *Method of Manufacturing Composite Materials and Shaped Bodies Thereof*, U. S. Patent No: **2,148,040** (1939).
26. PYZİK A.J. ve NILSSON R.T., *B₄C – Al Cermets and Method for Making Same*, U.S. Patent No: **5,039,633** (1991).

27. PYZIK A.J., SNYDER G. I., JR, PECHENIC ve McDONALD R.R., *Densification of Ceramic – Metal Composites*, U.S. Patent No: **4,961,778** (1990).
28. HALVERSON D.C. ve LANDINGHAM R.L., *Infiltration Processing of Boron Carbide-, Boron-, and Boride- Reactive Metal Cermets*, U.S. Patent No: **4,718,941** (1988).
29. HALVERSON D.C., PYZIK A.J. ve AKSAY İ., *Boron – Carbide and Boron – Carbide – Reactive Metal Cermets*, U.S. Patent No: **4,605,440** (1986).
30. HALVERSON D.C., *Processing of Boron Carbide – Aluminum Composites*, J. Am. Ceram. Soc., **72**, 775-780 (1989).
31. FUJII H., NAKAE H. Ve OKADA K., *Interfacial Reaction Wetting in the Boron Nitride / Molten Aluminum System*, Acta Metall. Mater., **41**, 2963-2971 (1993).
32. PYZIK A.J., AKSAY İ. ve SARIKAYA M., *Microdesigning of Ceramic – Metal Composites*, Materials Science Research, (Ed: PASK J.A., EVANS A.G.) Plenum Press, New York, 45-54 (1987).
33. LEE S., KANG S., *Low Temperature Processing of B₄C – Al Via Infiltration Technique*, Materials Chemistry and Physics, **67**, 249-255 (2001).
34. DIETER E. G., *Mechanical Metallurgy*, SI Metric Edition, McGraw – Hill Book Company (1988).
35. EUSTATHOPOULOS N., NICHOLAS M.G. ve DREVET B., *Wettability at High Temperatures*, Pergamon Materials Series (1999).
36. PYZIK A.J. ve AKSAY İ., *Multipurpose Boron carbide – Aluminum Composite and Its Manufacture Via the Control of the Microstructure*, U.S. Patent No: **4,702,770** (1987).
37. PYZIK A.J., HAN C., DESHMUKH U.V., NILSEN K.J., PERETTIE .J., PRUNIER A.R. ve JR., *Computer Disk Substrate, The Process For Making Same, and the Material Made Thereof*, U.S. Patent No: **5,820,965** (1998).