

**CELAL BAYAR ÜNİVERSİTESİ \* FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**CO<sub>2</sub> LAZER KAYNAĞIYLA BİRLEŞTİRİLMİŞ  
ALÜMİNYUM MATRİKSLİ KOMPOZİTLERİN KAYNAK  
BÖLGESİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN  
İNCELENMESİ**

**DOKTORA TEZİ**

Mak. Yük. Müh. Hülya DURMUŞ

**Anabilim Dalı** : Makina Mühendisliği

**Programı** : Konstrüksiyon ve İmalat

**MANİSA 2006**

**CELAL BAYAR ÜNİVERSİTESİ \* FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**CO<sub>2</sub> LAZER KAYNAĞIYLA BİRLEŞTİRİLMİŞ  
ALÜMİNYUM MATRİKSLİ KOMPOZİTLERİN KAYNAK  
BÖLGESİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN  
İNCELENMESİ**

**DOKTORA TEZİ**

Mak. Yük. Müh. Hülya DURMUŞ

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih** : 20 Kasım 2006

**Tezin Savunulduğu Tarih** : 30 Kasım 2006

**Tez Danışmanı** : Prof. Dr. Cevdet MERİÇ (CBÜ)

**Diğer Jüri Üyeleri** : Prof. Dr. Ali Çelik (CBÜ)

Doç. Dr. Enver ATİK (CBÜ)

Doç. Dr. İrfan AY (BAÜ)

Yrd. Doç. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU (CBÜ)

**MANİSA 2006**

# İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
1. GİRİŞ	1
2. METAL MATRİKSLİ KOMPOZİT MALZEMELER	3
2.1. Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Teknikleri	12
2.2. MMK Kullanım Alanları	12
3. TOZ METALURJİSİ	19
3.1. Toz Hazırlama	19
3.1.1. Toz Hazırlama Yöntemleri	21
3.1.1.1. Mekanik Yöntemler	21
3.1.1.2. Kimyasal Yöntemler	22
3.1.1.3. Elektroliz Yöntemi	22
3.1.1.4. Atomizasyon Yöntemleri	23
3.1.2. Matrisler	25
3.1.3. Takviye Elemanları	30
3.2. Presleme	33
3.3. Sinterleme	37
3.3.1. Malzeme Transfer Mekanizması	39
3.3.2. Sinterleme Atmosferleri ve Etkisi	42

3.4. Toz Metalurjisinin Tarihçesi	43
3.5. Toz Metalurjisinin Uygulama Alanları	44
3. 6. Toz Metalurjisinin Avantajları	45
4. METAL MATRİKSLİ KOMPOZİTLERİN KAYNAĞI	48
5. LAZER KAYNAĞI	55
5.1. Lazerlerin Çalışma Prensipleri	55
5.2. Lazer Kaynağının Avantajları	62
5.3. Lazer Kaynağı Uygulamaları	65
6. MALZEME VE METOD	70
6. 1. Malzeme	70
6.2. Toz Tane Boyutu Analizi	71
6.3. Metod	72
6.3.1. Tozların Karıştırılması	72
6.3.2. Tozların Sıkıştırılması	73
6.3.3. Sinterleme	75
6.4. Lazer İle Kaynaklama	76
6.5. Çökelme Sertleştirme İşlemi	77
6.6. Sertlik Deneyi	78

6.7. Çekme Deneyi	87
6.8. Çapraz Kırılma Deneyi	93
6.9. XRD Analizi	98
6.10. Metalografik İncelemeler	101
7. SONUÇLAR	111
8. ÖNERİLER	117
9. KAYNAKLAR	118
ÖZGEÇMİŞ	134

## ŞEKİLLERİN LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
<b>Şekil 3.1.</b> Toz Metalurjisi yöntemi ile üretilmiş otomobil parçaları.	19
<b>Şekil 3.2.</b> Öğütme işlemi.	22
<b>Şekil 3.3.</b> Atomizasyon yöntem ile üretilmiş alüminyum tozları.	23
<b>Şekil 3.4.</b> Gaz Atomizasyonu	24
<b>Şekil 3.5.</b> Su atomizasyonu işlemi	25
<b>Şekil 3.6.</b> SiC wisker	32
<b>Şekil 3.7.</b> Presleme aşamaları	35
<b>Şekil 3.8.</b> Çift-küre sinterleme modeli	38
<b>Şekil 3.9.</b> Sinterleme basamaklarına göre gözenek yapısındaki değişim	39
<b>Şekil 3.10.</b> Çift-küre sinterleme modeli üzerinde gösterilen malzeme transfer mekanizmaları	40
<b>Şekil 3.11.</b> Orta sinterleme devresinde gözenekler.	41
<b>Şekil 3.12.</b> Son sinterleme devresinde bir gözenegin izole edilişi ve kapanması.	42
<b>Şekil 5.1.</b> Lazer ışını.	55
<b>Şekil 5.2.</b> Bohr Atom Modeli.	56
<b>Şekil 5.3.</b> CO <sub>2</sub> Lazer Kaynağı Şeması	57
<b>Şekil 5.4.</b> Lazer Kaynağı Şematik Resmi	58
<b>Şekil 5.5.</b> Lazer Kaynağı ile derin nüfuziyet etkisi	59
<b>Şekil 5.6.</b> Havacılık endüstrisinde lazer kaynaklı parçaların gelecek uygulamaları	65
<b>Şekil 5.7.</b> Lazer Kaynağı Uygulaması	66
<b>Şekil 5.8.</b> Aynı Malzemeden Örneklere Uygulanan TIG ve Lazer Kaynağının Mikroyapı Görüntüleri	67
<b>Şekil 5.9.</b> Otomotivde Kullanılan Lazer Kaynaklı Transmisyon Parçaları	68
<b>Şekil 5.10.</b> Araçlardaki debriyaj balatalarının lazer kaynağı işlemi.	68
<b>Şekil 5.11.</b> 420SS kalıp malzemesinin lazer kaynağı ile tamir edilmesi.	69
<b>Şekil 6.1.</b> Deney örneklerinin üretiminde kullanılan kalıbın teknik resmi.	73
<b>Şekil 6.2.</b> Örneğin bağlanması ve lazer başlığı.	77
<b>Şekil 6.3.</b> Kullanılan lazer kaynak ünitesi.	77
<b>Şekil 6.4.</b> Deney örneklerine uygulanan çökeltme sertleştirme işleminin sıcaklık-zaman grafiği.	78
<b>Şekil 6.5.</b> 600 ve 620 °C' lerde sinterlenmiş Al99-SiC kompozitlerinin SiC oranına göre sertlik değişimi.	79

## ŞEKİLLERİN LİSTESİ (Devamı)

<b>Şekil 6.6.</b> 600 ve 620 °C' lerde sinterlenmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin SiC oranına göre sertlik değişimi.	79
<b>Şekil 6.7.</b> 600 ve 620 °C' lerde sinterlenmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin SiC oranına göre sertlik değişimi.	80
<b>Şekil 6.8.</b> 0,1 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş Al99-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	80
<b>Şekil 6.9.</b> 0,3 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş Al99-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	81
<b>Şekil 6.10.</b> 0,5 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş Al99-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	81
<b>Şekil 6.11.</b> 0,7 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş Al99-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	82
<b>Şekil 6.12.</b> Al99-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre erimiş metal sertlik değerlerinin dağılımı.	82
<b>Şekil 6.13.</b> 0,1 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	83
<b>Şekil 6.14.</b> 0,3 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	83
<b>Şekil 6.15.</b> 0,5 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	84
<b>Şekil 6.16.</b> 0,7 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	84
<b>Şekil 6.17.</b> AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre erimiş metal sertlik değerlerinin dağılımı.	85
<b>Şekil 6.18.</b> 0,1 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	85
<b>Şekil 6.19.</b> 0,3 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	86
<b>Şekil 6.20.</b> 0,5 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	86
<b>Şekil 6.21.</b> 0,7 m/dk. lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	87
<b>Şekil 6.22.</b> AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre erimiş metal sertlik değerlerinin dağılımı.	87
<b>Şekil 6.23.</b> 600 °C de sinterlenmiş, farklı lazer kaynak hızlarıyla birleştirilmiş Al99-SiC kompozitleri ve ticari Al99 malzemelerin çekme dayanımı değerleri.	88

## ŞEKİLLERİN LİSTESİ (Devamı)

<b>Şekil 6.24.</b> 620 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş Al99-SiC kompozitleri ve ticari Al99 malzemelerin çekme dayanımı değerleri.	89
<b>Şekil 6.25.</b> 600 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitleri ve ticari AlCu4SiMg malzemelerin çekme dayanımı değerleri.	90
<b>Şekil 6.26.</b> 620 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitleri ve ticari AlCu4SiMg malzemelerin çekme dayanımı değerleri.	90
<b>Şekil 6.27.</b> 600 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitleri ve ticari AlMg1SiCu malzemelerin çekme dayanımı değerleri.	91
<b>Şekil 6.28.</b> 620 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitleri ve Ticari AlMg1SiCu malzemelerin çekme deneyi sonuçları.	91
<b>Şekil 6.29.</b> Al99-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre çekme dayanımı değerleri.	92
<b>Şekil 6.30.</b> AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre çekme dayanımı değerleri.	92
<b>Şekil 6.31.</b> AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre çekme dayanımı değerleri.	93
<b>Şekil 6.32.</b> Çapraz kırılma dayanımı tayini için kullanılan deney düzeneği.	94
<b>Şekil 6.33.</b> 600 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş Al99-SiC kompozitleri ve ticari Al99 malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.	95
<b>Şekil 6.34.</b> 620 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş Al99-SiC kompozitleri ve ticari Al99 malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.	96
<b>Şekil 6.35.</b> 600 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitleri ve ticari AlCu4SiMg malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.	96
<b>Şekil 6.36.</b> 620 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitleri ve ticari AlCu4SiMg malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.	97
<b>Şekil 6.37.</b> 600 ° C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak	97



## ŞEKİLLERİN LİSTESİ (Devamı)

hızlarıyla birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitleri ve ticari AlMg1SiCu malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.	
<b>Şekil 6.38.</b> 620 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitleri ve ticari AlMg1SiCu malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.	98
<b>Şekil 6.39.</b> Kaynaklı Al99-SiC kompozitlerinin erimiş metalinin XRD Analizi.	99
<b>Şekil 6.40.</b> Kaynaklı AlCu4MgSi-SiC kompozitlerinin erimiş metalinin XRD Analizi.	100
<b>Şekil 6.41.</b> Kaynaklı AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin erimiş metalinin XRD Analizi.	100
<b>Şekil 6.42.</b> (a) 620 °C' de sinterlenmiş AlCu4SiMg-%20SiC kompozitindeki SiC dağılımı. (b) 620 °C' de sinterlenmiş Al99-%10 SiC kompozitinde SiC dağılımı. (c) 620 °C' de sinterlenmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinde SiC dağılımı. (d) 620 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinin erimiş metalindeki SiC dağılımı.	102
<b>Şekil 6.43.</b> Kaynaksız 600 °C' de sinterlenmiş Al99 toz metal örneğinin SEM görüntüsü.	104
<b>Şekil 6.44.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,1m/dk da lazer kaynağı ile birleştirilmiş Al99 toz metal örneğinin erimiş bölge SEM görüntüsü.	104
<b>Şekil 6.45.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk' da lazer kaynağı yapılmış Al99 toz metal örneğinin erimiş bölge SEM görüntüsü.	104
<b>Şekil 6.46.</b> 620 °C de sinterlenmiş 0,5 m/dkhız ile lazer kaynağı yapılmış Al99 toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.	104
<b>Şekil 6.47.</b> 620 °C de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile lazer kaynağı yapılmış Al99 toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.	104
<b>Şekil 6.48.</b> Kaynaksız 600 °C'de sinterlenmiş Al99-%5 SiC kompozitinin SEM görüntüsü.	104
<b>Şekil 6.49.</b> 600 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	105
<b>Şekil 6.50.</b> 600 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	105
<b>Şekil 6.51.</b> Kaynaksız 620 °C' de sinterlenmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	105
<b>Şekil 6.52.</b> 620 °C de sinterlenmiş 0,1 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	105
<b>Şekil 6.53.</b> 620 °C'de sinterlenmiş 0,3 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	105

## ŞEKİLLERİN LİSTESİ (Devamı)

<b>Şekil 6.54.</b> 620 °C'de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	105
<b>Şekil 6.55.</b> 620 °C' de sinterlenmiş kaynaklı AlCu4SiMg toz metal örneğinin SEM görüntüsü.	106
<b>Şekil 6.56.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,5 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.	106
<b>Şekil 6.57.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,5 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü ve EDS analizi.	106
<b>Şekil 6.58.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.	106
<b>Şekil 6.59.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	106
<b>Şekil 6.60.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,1 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü ve EDS analizi.	107
<b>Şekil 6.61.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,1 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü ve EDS analizi.	107
<b>Şekil 6.62.</b> 600 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü ve EDS analizi.	107
<b>Şekil 6.63.</b> 600 °C' de sinterlenmiş kaynaklı AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin SEM görüntüsü.	108
<b>Şekil 6.64.</b> 600 °C' de sinterlenmiş 0,1 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	108
<b>Şekil 6.65.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,5 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	108
<b>Şekil 6.66.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü ve EDS analizi.	108
<b>Şekil 6.67.</b> Kaynaklı 620 °C' de sinterlenmiş AlMg1SiCu toz metal örneğinin SEM görüntüsü.	109
<b>Şekil 6.68.</b> 600 °C' de sinterlenmiş 0,1m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	109
<b>Şekil 6.69.</b> 600 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	109
<b>Şekil 6.70.</b> 600 °C' de sinterlenmiş 0,5 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.	109
<b>Şekil 6.71.</b> 620 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu toz metal	109

örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.

**Şekil 6.72.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5 SiC 109  
kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.

## ÇİZELGELERİN LİSTESİ

		<u>Sayfa No</u>
<b>Çizelge 2.1.</b>	Bazı alüminyum matriksli kompozitlerin mekanik özellikleri.	10
<b>Çizelge 2.2.</b>	Metal matriksli kompozitlerin uygulama alanları.	14
<b>Çizelge 2.3.</b>	Otomotiv endüstrisinde metal matriksli kompozitlerin uygulamaları.	16
<b>Çizelge 2.4.</b>	Uzay ve uçak endüstrisinde MMK'lerin uygulamaları.	17
<b>Çizelge 2.5.</b>	Demiryolu, elektrik/elektronik, spor, kağıt ve diğer endüstrilerde metal matriksli kompozitlerin uygulamaları.	18
<b>Çizelge 3.1.</b>	Kompozitlerde kullanılan bazı takviye elemanlarının özellikleri.	31
<b>Çizelge 3.2.</b>	Metal tozun etki ettiği faktörler.	36
<b>Çizelge 3.3.</b>	Tarihte toz metalurjisi uygulamaları.	43
<b>Çizelge 5.1.</b>	Lazer kaynak işleminin fonksiyonel şekli.	60
<b>Çizelge 6.1.</b>	Kompozit üretimi için kullanılan toz matriks malzemelerinin bileşimleri (%Ağ.).	70
<b>Çizelge 6.2.</b>	Deney malzemelerinin çeşitli standartlardaki gösterilişleri.	70
<b>Çizelge 6.3.</b>	Kompozit üretiminde takviye elemanı olarak kullanılan SiC' ün kimyasal bileşimi (%Ağ.).	70
<b>Çizelge 6.4.</b>	Deneylerde kullanılan haddeleme ile üretilmiş ticari malzemelerin bileşimleri.	71
<b>Çizelge 6.5.</b>	Kompozit üretiminde kullanılan alüminyum tozlarının elek analizi.	71
<b>Çizelge 6.6.</b>	Takviye elemanı SiC' ün elek analizi.	71
<b>Çizelge 6.7.</b>	SiC takviye elemanının özellikleri.	72
<b>Çizelge 6.8.</b>	Üretilen kompozit parçalarında kullanılan matriks malzemesi, SiC takviye oranları, uygulanan basınç ve sinterleme sıcaklıkları.	72
<b>Çizelge 6.9.</b>	Yağlayıcının bileşimi (Stearic Acid 301).	73
<b>Çizelge 6.10.</b>	Örneklerin Yoğunluk Değerleri.	76

## KISALTMALARIN LİSTESİ

<b>Ag</b>	:	Gümüş
<b>Al</b>	:	Alüminyum
<b>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	:	Alüminyum Oksit
<b>AMK</b>	:	Alüminyum Matrisli Kompozit
<b>B</b>	:	Bor
<b>CO</b>	:	Karbonmonooksit
<b>CO<sub>2</sub></b>	:	Karbondioksit
<b>Cu</b>	:	Bakır
<b>Fe</b>	:	Demir
<b>HV</b>	:	Vickers Sertlik Değeri
<b>kW</b>	:	Kilowatt
<b>MMK</b>	:	Metal Matrisli Kompozitler
<b>Mg</b>	:	Magnezyum
<b>Nd</b>	:	Neodymium
<b>Ni</b>	:	Nikel
<b>Pb</b>	:	Kurşun
<b>Si</b>	:	Silisyum
<b>SiC</b>	:	Silisyum Karbür
<b>Ti</b>	:	Titanyum
<b>TiB<sub>2</sub></b>	:	Titanyum borür
<b>TiC</b>	:	Titanyum Karbür
<b>TIG</b>	:	Tungsten Inert Gaz
<b>TM</b>	:	Toz Metalurjisi
<b>W</b>	:	Ağırlık, g
<b>V</b>	:	Hacim, cm <sup>3</sup>
<b>ρ</b>	:	Yoğunluk, g/cm <sup>3</sup>

## TEŞEKKÜR

Tez çalışmalarım sırasında her zaman büyük yardım ve desteğini gördüğüm değerli Danışman Hocam Prof. Dr. Cevdet MERİÇ' e saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Malzeme temininde yardımcı olan için ECKART firmasına ve CBÜ BAP Komisyonuna, Elek analizi için ŞİŞECAM Analitik Destek Hizmetleri Müdürlüğü'ne, Esen Kimya yetkililerine, Beşok Kalıp A.Ş'den Mak. Müh. Özgür Bilici' ye, takviye elemanının temininden dolayı Vezneli A.Ş' ne, deney örneklerinin hazırlanmasında yardımcı olan Strateji Kalıp çalışanlarına ve TAVMAN A.Ş.' ne teşekkür ederim.

Deneysel çalışmalarım sırasında yardımlarını esirgemeyen ve hep yanımda olan Arş. Gör. Selda AKGÜN' e çok teşekkür ederim.

Beni bugünlere kadar yetiştiren ve maddi-manevi olarak destekleyen aileme ve çalışmalarımda her zaman bana yardımcı ve destek olan eşime teşekkürü bir borç bilirim.

## ÖZET

Bu çalışmada, Toz Metalurjisi (T/M) yöntemiyle Al matrisli SiC takviyeli metal matrisli kompozit malzeme üretilerek lazer kaynağı ile birleştirilmesi incelenmiştir. Bu amaçla, ağırlıkça % 0, % 5, % 10, % 20 oranlarında SiC takviye elemanı ile Al99, AlCu4MgSi ve AlMg1SiCu'dan oluşan üç farklı alüminyum tozu karıştırılarak homojen toz karışımı sağlanmıştır. Karşılaştırma için aynı özelliklere sahip ticari malzemeler hazır olarak temin edilmiştir. Farklı oranlardaki toz karışımları, 500 MPa'da preslenerek 10x10x60mm boyutlarında örnekler üretilmiştir. Örneklerin parafini alma işlemi 400 °C'de 20 dakikada gerçekleştirildikten sonra 600 °C ve 620 °C'lerde 40 dk. sinterleme işlemi yapılmıştır.

Kaynak işleminde nüfuziyetin daha iyi elde edilebilmesi için örnekler 5 mm'ye inceltirilmiştir. Lazer kaynağı 2500 W güce sahip lazer kaynak cihazında gerçekleştirilmiştir. Kaynak hızları 0,1; 0,3; 0,5 ve 0,7 m/dk. olarak seçilmiştir. Lazer gücü ve hızı ayarlanarak MMK örneklerin kaynağı gerçekleştirilmiştir.

Koruyucu gaz olarak helyum kaynak bölgesine 20 l/dk. debi ile gönderilmiştir. Kaynak işleminden sonra AlCu4MgSi-SiC ve AlMg1SiCu-SiC örneklerine çökeltme sertleştirilmesi uygulanmıştır. Bu örneklerde sinterleme sıcaklığının, takviye oranının ve kaynak hızının etkileri incelenmiştir.

Kompozit numunelerin yoğunlukları, sertlikleri, XRD analizi ve çapraz kırılma mukavemeti özellikleri belirlenmiştir. Kaynaklı örneklerin optik mikroskop ve SEM ile mikroyapıları incelenmiş ve lazer kaynağının uygulanabilirliği ile ilgili yorumlar yapılmıştır.

SiC takviye oranındaki artışla birlikte kompozit parça yoğunluklarının arttığı görülmüştür. Bununla birlikte teorik yoğunluk (%), kompozit yapı içindeki parçacık takviye miktarının artmasıyla ve dolayısıyla gözenek yoğunluğunun artmasıyla düşmüştür. SiC miktarındaki artış sıkıştırılabilirlik kabiliyetini olumsuz yönde etkilemiştir.

SiC takviye oranındaki artışla çapraz kırılma dayanımında azalma, sertlikte ise artış belirlenmiştir.

AlCu4SiMg-SiC ve AlMg1SiCu-SiC kompozitlerine çökeltme sertleştirilmesi işlemi uygulanarak mekanik özellikleri artırılmıştır.

600 °C'de sinterlenmiş 0,3 m/dk ile kaynak edilmiş Al99-SiC kompozitlerinde SiC oranının artmasıyla sertlik 47.7 HV'den 98 HV'ye artmıştır. Tüm hız değerlerinde kaynak edilmiş ticari Al99 örneğinde sertlik değerleri Al99-%0 SiC örneklerinden daha yüksek olmuştur.

Genel olarak 0,5 m/dk. lazer kaynak hızı AlCu4SiMg-SiC kompozitleri için erimiş metalde yüksek sertlik elde edilebilecek bir hızdır. AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin çekme dayanımlarında lazer kaynak hızı arttıkça bir azalma meydana gelmiştir.

600 °C' de sinterlenmiş lazer kaynaklı AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinde SiC oranının artması, çapraz kırılma dayanımını fazla değiştirmemiştir.

Al matrisinin kırılması sünek kırılmadır. Takviye oranı arttıkça gevrek kırılma görülmüştür. Kırılma genellikle ana metalden gerçekleşmiştir. Çekme deneyi sonunda kopmalar daha çok esas metalden ve ITAB'dan gerçekleşmiştir.

## SUMMARY

The aim of this study was the production of SiC particle reinforced Al based metal matrix composites by powder metallurgy (P/M) technique and investigation of their laser welded. For this purpose, homogenous powder mixtures were prepared by mixing 0, 5, 10, and 20 % weight ratios of SiC particles with Al99, AlCu4MgSi ve AlMg1SiCu. Commercial same properties materials have been assured for comparison. The 10x10x60mm blanks were produced by pressing of powder mixtures in a floating single-effect die at 500 MPa pressure. Metal matrix composite (MMC) specimens were obtained at 400 C for 20 minutes and then the blanks in a furnace at 600 and 620 °C for 40 minutes.

Specimens have been tapered 5mm for good welding depth. Laser welding obtained on 2500 W power laser welding machine.

Laser welding velocity have been selected 0,1; 0,3; 0,5 ve 0,7 m/min.

The mechanical properties of the composite specimens were determined by measuring the density, hardness and transverse rupture strength values. Microstructure, machined surfaces, fractural sections and matrix/particle interface bonds were investigated by using optical and scanning electron microscopes (SEM). The relationship between microstructure and laser welding characteristics were determined. Protective gas has been used helium at 20 l/min. Then laser welding process, precipitation age hardening has been applied AlCu4MgSi-SiC ve AlMg1SiCu-SiC composites. The density of the composites increased by increasing the ratio of SiC reinforcing element. Nevertheless, the theoretical density (%) of the composites decreased by increasing the SiC reinforcing ratio due to high porosity level. It was also found that the compressibility behaviour negatively affected by increasing SiC reinforcing ratio.

Experimental results showed that the transverse rupture strength decreased by increasing the SiC reinforcing ratio which resulted in an increase in hardness.

Mechanical properties of specimens increased by precipitation age hardening has been applied AlCu4MgSi-SiC ve AlMg1SiCu-SiC composites.

On the Al99-SiC composites sintered at 600 °C and laser welded at 0,3 m/min. by increase of SiC ratio, hardness was increase from 47,7 HV to 98 HV.

For AlCu4SiMg-SiC composites 0,5 m/min. laser welding velocity is good velocity for high hardness.

At Laser welded AlMg1SiCu-SiC composites sintered on 600 °C with increase of SiC ratio transverse rupture strength wasnt change. Fracture of Al matrix is ductile fracture.



## 1. GİRİŞ

Çağımızda teknolojinin hızla gelişmesi, endüstrinin temel girdisi olan malzemelerdeki gelişmeleri de beraberinde getirmiştir. Yeryüzündeki hammadde kaynaklarının sınırlı olması ve bu malzemelerin fiziksel ve kimyasal açılardan yetersizliği, insanoğlunu yeni malzemeler geliştirmeye yönlendirmiştir (Askeland, 1994).

Yeni malzemelerden olan kompozit malzemeler, yüksek aşınma dayanımı, yüksek sıcaklık dayanımı ve hafiflik gibi önemli özelliklerinden dolayı otomotiv, havacılık ve uzay endüstrileri gibi alanlarda kullanılmaya başlanmıştır. Ticari malzemelerde bir arada bulunmayan üstün özellikler ancak kompozit malzemelerle sağlanır. Kompozit malzemeler, iki ya da daha fazla sayıdaki, aynı veya farklı guruptaki malzemelerin en iyi özelliklerini, yeni ve tek bir malzemede toplamak amacıyla, makro düzeyde birleştirilmesiyle oluşturulan malzemelerdir (Bolay, 1998). Kompozit malzemeler kullanılan matris (ana yapı) malzemesine göre, seramik matrisli kompozitler, polimer matrisli kompozitler ve metal matrisli kompozitler (MMK) olmak üzere üçe ayrılır. MMK'ler, metallerin yüksek süneklik ve tokluk, seramiklerin yüksek sertlik ve dayanım özelliklerini bir arada bulduklarından endüstride geniş bir kullanım alanı bulan malzemelerdir (İbrahim et al, 1991). Ayrıca MMK malzemeler, yüksek dayanım ve rijitlikle beraber yüksek aşınma ve sürtünme direncine sahiptirler.

MMK'lerin üretiminde çok farklı yöntemler kullanılmaktadır. Toz metalurjisi (TM) yöntemiyle üretilen MMK malzemelerin geniş bir kısmını hafif metal esaslı malzemeler teşkil etmektedir. Hafif metaller yüksek fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı TM endüstrisinde artarak kullanılmaktadır. MMK malzemelerde, matris malzemesi seçiminde yoğunluk, dayanım, oksidasyon direnci, tokluk ve yüksek sıcaklıkta çalışma kabiliyeti gibi parametreler göz önüne alınmaktadır. Genel olarak Al, Ti, Mg, Fe, Zn, Si, Ni, Pb, Cu ve Ag matris malzemesi olarak seçilmekle birlikte en yaygın uygulama alanına sahip olanlar Al, Ti ve Mg'dur (Ögel, 1997). TM yöntemiyle MMK malzeme üretiminde kullanılan en yaygın hafif metalin alüminyum ve alaşımlarının olmasının nedenleri, ağırlık oranına göre yüksek dayanımları, korozyon dirençleri gibi üstün özellikleridir. Bununla birlikte alüminyumun yüzeyinde oluşan ince fakat kararlı oksit tabakasından dolayı bazı sorunlar yaşanmakla birlikte presleme işlemi sayesinde oksit tabakası alüminyum tozunun plastik deformasyonu ile kırılarak, sıvı-faz sinterleme metodu için bile sinterleme işleminde sorun çıkarmayacak uygun bir düzeye indirilebilmektedir (Bolay, 1998).

Kompozit malzemelerde takviye elemanı olarak parçacık, sürekli fiber ve whisker formlarda seramik takviye elemanları kullanılmaktadır. Takviye elemanı olarak en yaygın kullanılanlar ise SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiB<sub>2</sub>, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, TiC, B ve grafitir. Bu malzemeler elyaf veya parçacıklar şeklinde kullanılmaktadır. Grafit ve mika gibi yağlayıcı özellik gösteren malzemeler sürtünme ile ilgili uygulamalarda tercih edilmektedir (Ögel, 1997). Takviye elemanı seçiminde dikkate alınması gereken parametreler; takviye elemanının mikroyapısı, morfolojisi, mekanik ve fiziksel özellikleri ve maliyetidir.

Araştırmaların büyük çoğunluğu kompozitlerin üretimi ve özellikleri ile ilgilenirken çok az bir kısmı bu tür malzemelerin birleştirilmesi üzerine çalışmaktadırlar ve üzerinde çalışılan birleştirme yöntemleri mühendislik uygulamalarından daha çok metalurjik birleştirme uygulamaları ile sınırlı kalmaktadır. Daha önce yapılan deneysel çalışmalar iki grupta incelenir: Ergitme kaynağı ve katı hal kaynağı. Ergitme kaynağında hala bazı problemlerle karşılaşılmaktadır. Matriks takviye dağılımındaki düzensizlikler kaynak kabiliyetini düşürerek zayıf bağların oluşmasına sebep olmaktadır (Ellis, 1994; Kivinea 1995; Zahang 1999).

Yapılan literatür araştırmaları sonucunda, TM yöntemi ile üretilmiş parçacık takviyeli Al esaslı MMK malzemelerin üretimi ve birleştirilebilirliği ile ilgili çalışmalara ihtiyaç duyulması bu doktora çalışmasının yapılmasının en önemli nedenidir. MMK'ler otomotiv, spor malzemeleri, uçak endüstrisi, uzay endüstrisi gibi günümüzün en yeni ve teknolojik endüstri dallarına mühendislik malzemeleri olarak girmiştir. Kullanım alanları artan bu MMK malzemelerin en iyi birleştirme yöntemlerinin belirlenmesi gerekir. B çalışmada seçilen parçacık takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler süneklik ve kırılma tokluğu, aşınma direnci ve yüksek dayanım özellikleri sebebiyle tercih edilmektedir. Kompozit malzemelerin birleştirilmesinde ergitme kaynağı (TIG, MIG, MAG, Tozaltı, ark, elektron ve lazer ışın kaynağı), katı hal kaynağı (Sürtünme, difüzyon ve patlatma kaynağı) ve lehimleme kaynak yöntemleri kullanılmaktadır (Aydın, 2002).

Bu çalışmada, matriks malzemesi olarak Al99, AlCu4SiMg ve AlMg1SiCu alaşımları kullanılmıştır. Takviye elemanı olarak SiC parçacıkları seçilmiştir. Kompozitler TM yöntemiyle üretilmiştir. Farklı matriks malzemenin, takviye oranının, parçacık oranının, sinterleme sıcaklığının ve lazer kaynak hızının, kaynaklı alüminyum kompozit malzemelerin mekanik özelliklerine ve mikro yapısına etkileri araştırılmıştır.

## 2. METAL MATRİKSİLİ KOMPOZİT MALZEMELER

Günümüzde geleneksel malzemeler teknolojinin ihtiyacını karşılamamaktadır. Bu nedenle birçok araştırmacı kompozitlerin üretim yöntemleri ve özelliklerinin geliştirilmesi konusunda yoğun çaba sarf etmektedirler (Bolay, 1998; Ourdjini et al, 2001; Olszówka-Myalska et al, 2001; Zhu, Lizuka, 2003). Kompozit malzemeler, iki ya da daha fazla sayıdaki, aynı veya farklı guruptaki malzemelerin en iyi özelliklerini, yeni ve tek bir malzemede toplamak amacıyla, makro düzeyde birleştirilmesiyle oluşturulan malzemelerdir (Bolay, 1998).

Yeni geliştirilen bir malzemeyi modern kompozit olarak adlandırmak için aşağıdaki kriterleri taşımalarıdır:

- İnsan yapısı olmalı,
  - En az iki veya daha fazla fiziksel ve mekaniksel özelliği ayrı olan malzemelerin birleştirilmesi ve farklı ara yüzeye sahip olmaları,
  - Herhangi bir ferdi bileşenle elde edilemeyen mekanik özelliklerin gerçekleştirilmesi,
  - En iyi özellikler elde etmek için bir malzemenin diğer malzeme içine kontrollü şekilde dağıtılmasıyla iki ayrı malzeme karıştırılarak kompozit bir malzeme oluşturulmalı,
- Özellikler mükemmel olup kompoziti oluşturan elemanların en iyi özelliklerinin bir arada toplanması gereklidir (Şahin, 2000).

$Al_2O_3$  veya SiC gibi sert seramik fazlarla takviyelendirilmiş alüminyum MMK' lerin geniş çapta araştırılması 1980'lerden beri devam etmektedir (Walker et al, 2005).

MMK' ler iyi mekanik ve ısıl özellikler ve hafif olmalarından dolayı pek çok yapı uygulamaları için ilginç bir malzemedir. MMK' lerin çeşitli tipleri arasında yer alan partikül takviyeli MMK' ler kolay üretim, düşük maliyet ve izotropik özellikleri yüzünden ilgi çekmektedir. Partikül takviyeli MMK' ler sıvı ya da katı hal yöntemleri ile üretilmektedir. Katı hal tekniklerinde (toz metalurjisi gibi) ara yüzey reaksiyonları çok azdır. Oldukça homojen ve ince partikül yayılımı elde edilmiştir (Ganesh, Chawla; 2005).

Havacılık ve otomotiv uygulamaları için istenen performansta malzemeleri üretmek için pek çok kompozit malzeme geliştirilmektedir. Metal matriksli kompozitler ağırlık/dayanım oranı, yorulma dayanımı ve aşınma dayanımından ortaya çıkmaktadır. Diğer önemli faktör ise matriks alaşımına bağlı olarak takviye tipi ve hacim oranının seçimiyle mekanik ve fiziksel özelliklere yeni bir şekil verilebilir (Ceschini et al, 2005).

Çoğu kompozitlerde matriks alaşımı olarak çökeltme ile sertleştirilebilen alaşımlar seçilir. Böylece mekanik özelliklerin en iyi özellikleri sağlanır. Yaşlanma sertleşmesi alüminyum matriks kompozitleri için çok önemli bir sertleşme mekanizmasıdır (Longtao et al, 2005).

Alüminyum matriksli kompozitler yüksek performans gerektiren uzay ve otomotiv uygulamalarında kullanılmaktadır. Alüminyum kompozitlerinde SiC,  $Al_2O_3$ ,  $B_4C$  gibi takviye elemanları kullanılmaktadır. Bunların avantajı ise elastik modülü, ısı ve aşınma direncini

arttırmasıdır (Zhao et al, 2005)

AA6061 matrisli MMK' ler deniz şartlarında kullanılmaktadır ve talep edilmektedir. Üstün mekanik (yüksek dayanım, sertlik veya aşınma dayanımları), termal ve elektrik özelliklerinden dolayı takviyesiz alüminyum alaşımlarından daha çok tercih edilmektedir. Bu malzemelere özel isteklere göre biçim verilebilir (Salazar et al, 1999).

MMK' ler yüksek sıcaklıklarda iyi dayanım, iyi yapısal rijitlik, boyut sabitliği ve düşük ağırlıklarından dolayı uygulamalar için uygundur. Partikül takviyeli alüminyum MMK' ler otomobil motor parçaları, şaftlar, silindirler, pistonlar ve rotorlarda kullanılmaktadır. MMK' ler hava ve asidik ortamlarda kimyasal olaylara dirençli ve iyi mekanik özelliklere sahiptir (Seah et al, 2002). Günümüzde özellikle otomotiv, uzay, denizcilik, demiryolu taşımacılığı ve spor malzemeleri gibi endüstri alanlarının birçoğunda, kompozit malzemelerin geleneksel malzemelerin yerine kullanımları gün geçtikçe artarak devam etmektedir. Bu artışın nedeni olarak kompozit malzemelerin, düşük özgül ağırlıklarına karşı sergiledikleri mükemmel dayanım özellikleri gösterilebilir. Bunun yanında istenilen dayanım özelliklerinde farklı kombinasyonlarda üretilebilmeleri, yorulma, tokluk ve yüksek sıcaklıklarda göstermiş oldukları dayanım özellikleri ile oksidasyon ve aşınma dayanımlarının yüksek olması gibi nedenler de kompozitlerin kullanım alanlarının artış nedeni olarak söylenebilir. Araştırmacılar yapmış oldukları çalışmalarla, kompozit malzemelerin üretim, mekanik özellikler ve talaşlı imalatla şekillendirilmelerinde karşılaşılan problemleri azaltarak, ekonomik bir malzeme grubunun endüstriyel uygulamalarda kullanımının yaygınlaştırılmasını amaçlamaktadırlar (Sur ve diğerleri, 2005).

Al metal matrisli kompozitlerde, SiC takviye miktarı arttıkça ve akma mukavemeti artmakta; fakat süneklik, kırılma tokluğu, şekil verilebilirlik ve işlenebilirlik özellikleri kötüleşmektedir. Mukavemetteki artma oranı %30-%40 SiC miktarlarından itibaren azalmaktadır. SiC' ün partikül boyutu küçüldükçe, mukavemet belirgin olarak artmakta, ayrıca ikincil deformasyon kabiliyeti ve işlenebilirlik de iyileşmektedir. SiC'ün ana yapı içerisindeki dağılımı, süneklik ve kırılma tokluğunu doğrudan, mukavemeti ise dolaylı olarak etkilemektedir: SiC tozları küçük ve ana yapıda homojen olarak dağıldığı takdirde, kabul edilebilir süneklik ve tokluk değerleri elde edilebilmektedir. 7XXX serisi bir Al alaşımı için, belirli bir takviye miktarında, parçacıklar arası mesafe azaldıkça (düşük Al-SiC toz boyutu oranı) tokluk değerinin arttığı tespit edilmiştir. Hacimce %40 SiC içeren bazı ticari Al matrisli kompozitlerin mekanik özellikleri ve gerilme-gerinme davranışı da incelenmiştir. Parçacık veya sürekli fiber halinde SiC takviyesi içeren Al matrisli plaka kompozitlerin çekme mukavemeti, yorulma ve kırılma tokluğu özellikleri belirlenmiştir (Gür, 2005).

İnce ve sert silisyum fazları içeren alüminyum aşınmaya karşı dirençli olmakta ve düşük ağırlıklı parçalar uygulamalarda kullanılmaktadır. Ancak TM alüminyum otomobillerde çok yaygın bir şekilde kullanmak için oldukça pahalıdır. TM alüminyum parçalar yapmak için daha ucuz tekniklere ihtiyaç vardır (Fujiki, 2001).

Kompozit üretiminin en önemli sorunları, homojenlik, takviye elemanı ile matris arasında oluşturulan bağ, bu bağın mukavemeti ve gözeneklilik sayılabilir. Günümüzde pek çok araştırmacı bu sorunları çözmek için çalışmaktadırlar (Feest, 1992).

Metal matrisli kompozitler (MMK) yüksek elastik modülü, yüksek çekme ve basma mukavemeti, yüksek servis sıcaklığına sahip olmalarının yanında metallerin süneklik ve tokluğunu, seramiklerin yüksek mukavemet ve yüksek elastik modül özelliklerini birleştirmelerinden dolayı son derece önemli mühendislik malzemeleri haline gelmişlerdir (Bolay, 1998).

Bir kompozit malzeme bünyesinde, çekirdek olarak adlandırılan takviye elemanı ve bunun etrafını çevreleyen matris malzemesi bulunmaktadır. Takviye elemanı olarak değişik morfolojiye sahip kısa ve uzun elyaflar, whiskerler (whiskers) ve parçacıklı seramikler kullanılmaktadır. Bunların temel fonksiyonu gelen yükü taşımak ve matrisin rijitlik ve dayanımını arttırmaktır. Buna ilaveten takviye elemanından istenen ve aranan özellikler; kompozitin yoğunluğunu düşürmek ve matrisin yüksek sıcaklık özelliklerini iyileştirmektir.

Metal matrisli kompozitleri takviye elemanlarına göre beş ana gruba ayırabiliriz. Bunlar:

- Parçacık takviyeli,
- Sürekli elyaf takviyeli,
- Kısa elyaf takviyeli,
- Rasgele düzlemsel yönlendirilmiş takviyeli,
- Serpiştirme ile güçlendirilmiş MMK' dir.

Kompozitler, esasında karma malzemeler olduklarından, bu şartları sağlamak ve elde etmek için en iyi matris-takviye elemanı çifti seçilir. İstlenen şartlar yerine getirilir ve uygulanırsa, hafif alaşımlara yüksek sıcaklıklarda çalışabilecek özellikler kazandırmak, dayanımlarını arttırmak ve yoğunluklarını düşürmek mümkün olmaktadır (Lubin, 1982). MMK'ler havacılık, otomotiv, elektronik, ısı yönetimi ve aşınma uygulamalarında ortaya çıkmaktadır. Bu malzemeler ticari malzemelere alternatiftir (Suresh, 1993).

MMK'lerden beklenen özellikler:

Yüksek Mukavemet

Yüksek sönümlenme kapasitesi

Düşük yoğunluk

Yüksek aşınma direnci

Düşük ısıl genleşme katsayısı

Yüksek sıcaklık dayanımıdır (Koçer ve diğerleri, 2002).

MMK'ler farklı yöntemlerle üretilir. Bu yöntemler; sıvı faz döküm yöntemi (İbrahim et al, 1991), vakum infiltrasyon yöntemi (Cgiou et al, 1991), basınçsız infiltrasyon yöntemi (Agarwal et al, 1990), dispersiyon yöntemi (Syu et al, 1994) ve toz metalurjisi yöntemidir(Liu et al, 1994).

Elyaf takviyeli kompozit malzemeler, parçacık takviyeli kompozit malzemeler ve tabakalı

kompozitler olmak üzere üç grup kompozit malzeme bulunmaktadır. Bu üç tip takviyeli kompozit için plastik, metal ve seramik matriks olabilir.

Matriks olarak alüminyum ve alaşımları en çok kullanılan metallerin başında gelmektedir. Hafifliği ve oksitlenmeye karşı direnci önemli bir avantajdır. Bu özelliği taşıyan diğer metallere göre (magnezyum, titanyum) fiyat üstünlüğü vardır. Çok iyi bilinen ve mekanik özelliklerinin üstünlüğü sayesinde başta hava taşıtları ve otomotiv endüstrisi olmak üzere endüstrinin vazgeçilmez malzemelerinden biridir. Ayrıca mekanik özelliklerinin geliştirilebilir olması (yaşlandırma) ve MMK üretimi ile üstün özelliklerle donatılabilmesi büyük avantaj sağlamıştır.

Alüminyum esaslı MMK üretiminde takviye elemanı olarak  $Al_2O_3$  ve Silisyum karbür kullanılmaktadır. SiC'ün yoğunluğu alüminyumdan fazla olmasına rağmen düşük maliyetinden dolayı geniş kullanım alanına sahiptir. SiC partikülü kompozit malzemenin elastiklik modülü ve çekme dayanımında artışa sebep olur. SiC takviyesi ile kazanılan bir başka üstün özellik ise yüksek aşınma direncidir.

Partikül takviyeli alüminyum kompozitler partikül hacim oranı ve dağılımına göre değişen düşük termal genleşme özelliğine sahiptir. Bu özellik yüksek ısıl iletkenlik ve düşük yoğunlukla birleşince alüminyum matriks kompozit malzemeler, elektronik soğutucu, uzay ve havacılıkta ilgi odağı olmuştur. Farklı yapılarda temin edilebilen SiC partikülleri ucuzdur ve ham malzemelerden elde edilebilir. Düşük yoğunluk ( $3,2 \text{ g/cm}^3$ ), düşük termal genleşme katsayısı ( $4,7 \times 10^{-6}$ ) ve Young's modülü (450 MPa) özellikleri sergilemektedirler (Altınkök ve diğerleri, 2002). Alüminyum alaşımları çelik veya dökme demirlerle mukayese edildiğinde, genelde daha düşük sertlik değerlerine sahiptirler. Bu alaşımlar bundan dolayı, yoğun aşınmaya maruz kalan yerlerde kullanılmamaktadır. Takviye elemanı ilave edilmesi durumunda bu malzemeler, aşınma mukavemetinin önemli olduğu yeni uygulama alanlarında rahatlıkla kullanılabilir. Toz metalurjisi (TM) yöntemi partikül takviyeli MMK'lerin üretiminde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır (Kim et al, 1983; Mazen et al, 1998). MMK'lerin toz metalurjisi ile üretimi, döküm yöntemiyle karşılaştırıldığında çok daha iyi sonuçlar vermektedir (Ögel ve diğerleri, 1997; Chen et al, 2002). TM yöntemi ile matriks içinde takviye oranı ve dağılımının kolayca kontrol edilebilmesi ve parçanın son boyutlarında hiçbir işlem gerekmeden şekillendirilmesi önemli avantajdır. Bundan dolayı TM yöntemi bu tür malzemelerin üretiminde tercih edilir hale gelmiştir (Yılmaz ve diğerleri, 2002, Hiçyılmaz ve diğerleri, 1999). Havacılık ve savunma endüstrinde hafif ve daha dayanıklı malzemelere olan ihtiyaç, Toz metalurjisi (TM) ile üretilen MMK malzemelere olan ilginin de katlanarak artmasına sebep olmaktadır (Lindroos, 1995; Feest, 1992; Erich, 1996; Deve et al, 1995; Zhang et al, 1996). Toz metalurjisi yöntemi partikül takviyeli MMK'lerin üretiminde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır (Kim et al, 1983; Mazen et al, 1998).

MMK, teknolojinin ihtiyaç duyduğu son derece önemli özellikleri bir araya getirmeyi sağlayabilen bir üretim yöntemidir. Özellikle yüksek mukavemet, yüksek tokluk, aşınma direnci ve düşük

yoğunluk MMK üretiminin başlıca nedenleridir. Üstelik bu özellikler oldukça düşük maliyetlerle elde edilebilmektedir. MMK hem toz metalurjisi hem de sıvı faz prosesleri ile üretilmektedir. Toz metalurjisi ile üretilen MMK, yüksek basınç gerektirmekte ve tozlar arasında bağ oluşumu ve gözeneklilik, hem sorun hem de avantaj oluşturmaktadır (İpek ve diğerleri, 2004).

Parçacık takviyeli MMK'ler tek veya iki boyutlu makroskobik parçacıkların veya sıfır boyutlu olarak kabul edilen mikroskobik parçacıkların matris ile oluşturdukları malzemelerdir. Uygulamalarda en çok kullanılan parçacıklar  $Al_2O_3$  ve SiC'den oluşan seramiklerdir (Lubin, 1982; Kök, 2000; McLean ve diğerleri, 1997; Gül ve İnem, 1997; Akbulut ve diğerleri, 1993; Durman ve diğerleri, 1993). Seramik parçacık takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler, üstün mukavemet ve aşınma dayanımına ve yüksek sıcaklık mukavemetine sahiptirler.

Parçacık takviyeli MMK'lerde, homojen olarak dağılmış sert malzeme, yumuşak ve daha sünek bir matrisle kuşatılmıştır. Matris, metal olmakla birlikte takviye elemanı SiC,  $Al_2O_3$  gibi sert takviye parçacıklarıdır. Takviye elemanının bütün boyutları birbirine yaklaşık olarak eşittir. Parçacık takviyeli kompozit malzemeler genellikle aşınma dayanımı gerektiren uygulamalarda kullanılmaktadırlar. Parçacıklar, en yaygın ve en ucuz takviye malzemesidirler. Yapısal alanlarda kullanım imkânı sağlayan bu parçacıklar MMK' lere izotropik özellik kazandırır. Başlangıçta, grafit tozu ile takviye edilmiş alüminyum alaşımlarının üretimiyle denemeler yapılmış fakat yalnızca düşük hacimsel miktarlarda (<%10) takviye elemanı kullanılmıştır. Günümüzde daha yüksek hacimsel oranlarda çok çeşitli seramik parçacıklardan takviye elemanları elde edilmektedir (Huda et al, 1993).

Kompozitin dayanımı parçacıkların büyüklüğüne, parçacıklar arası mesafeye ve matrisin özelliğine bağlıdır. Parçacıklar yapı içerisinde homojen dağıldığında genellikle parçacık hacminin artışı ile doğru orantılı olarak kompozit malzeme dayanımı ve aşınma direnci artar. Fakat artan takviye elemanı oranı ile gözenek oranında da artma gözlenir.

Parçacık takviyeli kompozitin diğer kompozitlerden farkı, artan takviye elemanı ilavesi ile birlikte yapı içerisinde oluşan gözenek vb. hataların, haddeleme gibi ikincil bir işlem ile giderilebilmesidir. Yani parçacık takviyeli MMK üretimi yapıldıktan sonra, ikincil bir işlem yapılabilmektedir. Yapı içerisinde oluşan gözenekler kompozitin dayanımını düşürdüklerinden bu tür kompozitlere ikinci bir işlemin uygulanabilmesi çok önemlidir.

Genellikle döküm yöntemi ile üretilmiş bir kompozitin sünekliği ve dayanımı, toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş kompozitten daha düşüktür. Bunun nedeni takviye elemanlarının matris içerisinde homojen dağılmaması ve tane büyüklüğünün etkisidir. Parçacık takviyeli kompozitler ise izotropik özellik gösterdiğinden homojen dağılımı istenilene çok yakındır.

Seramikler genel olarak yüksek sıcaklık dirençleri, yüksek ergime sıcaklıkları ve ısıl kararlılıkları ile karakterize edilirken, metaller ise genellikle sünek malzemelerdir. Kompozitler bu iki malzemenin özelliklerinin faydalı taraflarının bir araya getirilmesiyle oluşur. Matris içerisinde

ergimiş metal karıştırma yöntemi ile üretimde seramik parçacıkların hacmi maksimum % 30 kadardır. Bu oran infiltrasyon yöntemiyle üretimde % 50'lere kadar yükseltilebilmektedir.

Alüminyum Matrisli Kompozitler (AMK); MMK'ler içerisinde en büyük pazar payına sahiptir, fakat toplam Al üretimi ile mukayese edildiğinde bu oran düşmektedir (Eliasson ve Sandström, 1995). MMK teknolojinin ihtiyaç duyduğu son derece önemli özellikleri bir araya getirmeyi başarabileceğimiz bir üretim yöntemidir. Özellikle yüksek mukavemet, yüksek tokluk, aşınma direnci ve düşük yoğunluk MMK üretiminin başlıca nedenleridir. Üstelik bu özellikler oldukça düşük maliyetlerle elde edilebilmektedir. MMK hem toz metalurjisi hemde sıvı faz yöntemleri ile üretilmektedir (Ipek ve diğerleri, 2004).

Parçacık takviyeli sistemler, önemli rijitlik gelişimi yanında düşük maliyet sunmaktadır. Özellikleri oldukça izotropiktir. Mukavemet iyileştirilmesi dikkate alındığında, matrisse göre çekme kabiliyeti ve kırılma tokluğu düşüktür.

Wisker takviyeli kompozitler, parçacık takviyeli olanlara oranla daha yüksek maliyetlidir, fakat genelde daha yüksek mukavemete sahiptirler. Çok kristalli ince tabaka, parçacıklar veya kısa fiberler gibi süreksiz takviye elemanları ile mukayese edildiğinde wiskerler genellikle oldukça büyük çekme mukavemetine sahiptirler (Mohn ve Vukobratovich, 1988).

Silisyum karbür; nispeten yüksek modül, düşük yoğunluk ve ince tek kristal wisker halinde elde edilebilmesi nedeniyle ilgi çekmektedir (Feest, 1992).  $Al_2O_3$ , alüminyuma karşı kimyasal ilgisizliği ve oksidasyon direnci nedeniyle alüminyum alaşımları için çok cazip bir takviye elemanıdır (Terry ve Jones, 1990).  $Al_2O_3/Al$ , yüksek mukavemet ve modüle sahip olduğundan dolayı (yaklaşık Al' un iki katı) kullanılmaktadır. SiC/Al, çeliğe yakın modül ihtiyacı istendiğinde kullanılmaktadır. Fakat mukavemet değeri açısından çelikle kıyaslanabilecek yüksek mukavemet değeri verememektedir (Hunt, 1989).

Alüminyum Birliği (Aluminium Association) verilerine göre, genellikle kullanılan matrisler; 1XXX (saf Al), 2XXX (AlCu), 5XXX (AlMg), 6XXX (AlMgSi), 7XXX (AlZn) ve 8XXX (Ör. AlLi) serisi Al-alaşımlarıdır. Kısa fiberler için 2XXX, 5XXX, 6XXX, ve 7XXX serileri daha çok kullanılmaktadır (Terry ve Jones, 1990). Orta yüksek mukavemet ve orta yorulma mukavemetine sahip AlMgSi-alaşımı olan AA 6061, sık kullanılan bir matrisdir.

AlMg1SiCu mükemmel şekil alma özelliği sağlamasına rağmen, eğer SiC takviye elemanı içeriyorsa metaller arası gevrek alüminyum karbür oluşumu nedeniyle, döküm için tekrar ergitilemez. Tekrar ergitme ve şekillendirme için AlCu4SiMg, alüminyum karbür oluşumuna daha dirençli olduğu için tercih edilmektedir. Orijinal özelliklerini kaybetmeden, tekrar ergitilip dökülebilen SiC takviyeli AMK' ler için AlCu4SiMg alaşımı daha dengeli bir malzeme olarak görülmektedir (Hunt, 1989).

Diğer takviyesiz alüminyum alaşımlarıyla kıyaslandığında; genellikle yüksek elastik modül (E), yüksek akma ve çekme mukavemetleri, yüksek sürünme direnci, düşük termal genleşme katsayısı, düşük yoğunluk, yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve aşınma direnci gibi mekanik



özellikler AMK' ler için bir avantaj olarak görülmekle beraber, düşük şekil alma kabiliyeti ve düşük yorulma direnci gibi özellikler dezavantajlardır (Elliasson ve Sandström, 1995).

Geliştirilen özelliklerin belki de en önemlisi elastik modüldür. Çünkü eğer elastik modül yükseltirirse, üretilecek mamul parçanın da kalınlığını azaltmak mümkün olabilir ve buna bağlı olarak da ağırlık azalmış olacaktır. Rijitlik ve bükülme özellikleri de elastik modül artışına bağlı olarak artış göstermektedir. Yoğunluk düşük ve elastik modül yüksek olduğu için, alüminyum kompozitlerin spesifik rijitlikleri yüksektir.

Alüminyum Matriks Kompozit malzemelerde elastik modülün takviye edilmemiş alaşımlara göre yüksek olmasının ana sebebi takviye fazlarının yüksek elastik modülleri ve matriks tarafından fiberlere yükün transfer edilerek malzeme deformasyonun elastik karakter göstermesidir. Yüksek elastik modül değerine sahip olan çok değişik sayıdaki seramik malzemeler içinde  $Al_2O_3$ , SiC sürekli fiber, whisker, kısa fiber ve parçacıklar en fazla kullanılanlarıdır. Alümina, kolay temin edilebilmesi ve Al matriks malzemesi ile uyumluluğu sebebiyle tercih edilmektedir (Akbulut, 1994).

Alüminyum matriks kompozitlerde akma mukavemeti, elastik modül kadar çok etkilenmemektedir. Akma mukavemeti fiber takviyeli kompozitlerde, parçacık takviyeli olanlara göre daha iyidir (Akbulut ve diğerleri, 1998).

Matriks mikroyapısı, özellikle parçacık takviyeli kompozitlerde oldukça önemli rol oynamaktadır. Bu konuda, matriks tanelerinin küçültülmesi önemli bulgulardandır. Matriks ve takviye elemanı arasındaki termal genleşme katsayısı farkları, dislokasyon yoğunluğunu ve buna bağlı olarak da mukavemeti arttırmaktadır. Sertleştirilebilir malzemelerde çökme olayını göz önüne aldığımızda, takviyeli alaşımlarda çökme takviyesiz malzemeye oranla çok daha hızlıdır (Dutta ve Bourell, 1990). Dislokasyon yoğunluğunun bu derece fazla olmasının ana sebebi yapıdaki takviye elemanlarıdır. Çünkü bunlar çökelti için çekirdek vazifesi görmektedirler.

Termal genleşme katsayısı, takviye elemanı miktarı ile azalmaktadır. Artan takviye elemanı oranı ile termal genleşme katsayısında net bir düşüş görülmüştür (Mohn ve Vukobratovich, 1988). Düşük termal genleşme katsayısının muhtemel avantajı, termal yorulma riskinin azalmasıdır. Bununla beraber takviye elemanlarının çatlak başlama kaynağı olabileceği düşünüüyorsa da bu henüz ispatlanamamıştır. Bunun tek belirtisi, matriks malzemesine kıyasla şekil alma kabiliyetinin çok keskin bir şekilde düşmesidir. Matriks ve takviye elemanı arasındaki büyük termal genleşme farkı nedeniyle iç gerilmelerin oluştuğu kesindir. Bundan dolayı buradan termal yorulma özelliklerinin iyileştiği sonucunu çıkarmak zordur. Bu konunun analiz edilmesi gerekmektedir.

Yapılan çalışmalardan parçacık takviyeli AMK' lerede aşınma direnci, takviye elemanı miktarı ile doğru orantılı olarak artmaktadır. Artan aşınma direnci için diğer bir gösterge, artan kompozit sertliğidir (Elliasson ve Sandström, 1995).

**Çizelge 2.1.** Bazı alüminyum matrisli kompozitlerin mekanik özellikleri (Trumper, 1987; ASM,1994)

Kompozitler	Modül (GPa)	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (en fazla)	% Uzama
%25 SiC 6061*	122.7	434	498	3.92
%25 SiC 7090*	117	686	805	2.0
%25 SiC 2124*	115.5	420	574	5.4
%16 SiC 6061-T6	-	-	441	-
6061-T6	-	-	300	-
%11 Saf Alüminyum	-	-	235	-
Saf Alüminyum	-	-	59	-

[\*] Toz metalurjisi ve sonra ekstrüzyonla imal edilmiş, T6 ısıl işlemi uygulanmış 6061 (Al1Mg0.6Si), 7090 (Al8Zn2.5Mg1.5Cu), 2124 (Al4.4Cu1.5Mg), 2024 (Al4.4Cu0.5Mg0.8Si0.8Mn), 7075 (Al5.6Zn1.6Cu2.5Mg)

Alüminyum alaşımları içerisinde özellikle Al-Si alaşımları, aşınma probleminin birinci derecede rol oynadığı içten yanmalı motor pistonları gibi spesifik alanlarda kullanılmaktadır. Ötektik üstü Al-Si alaşımlarının, otomobil motorlarının biyel kollarında dökme demirlerin yerlerine kullanımları konusunda çalışmalar vardır. Bu alaşımların aşınma mukavemetlerini yükseltmek için yüzey kaplama ve özel dağlama teknikleri kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımlarına; grafit, mika, pudra, SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ZrO<sub>2</sub>, SiO<sub>2</sub> gibi seramikler ilave edilerek sürtünme davranışlarının iyileştirilmesi çalışmaları sürdürülmektedir (Prasad ve Rohatgi, 1987).

Parçacık takviyeli MMK malzemelerin sürtünme davranışları hakkında da detaylı araştırmalar yapılmıştır. Özellikle otomobil motor pistonlarında, sürtünme katsayısının yüksek olmasının yakıt tüketimini arttıracığı ifade edilmektedir (Taya ve Arsenault, 1988). Araştırmaların büyük kısmı, metallere ilave edilen seramik parçacıklarının sürtünme katsayısını önemli ölçüde düşürdüğünü tespit ederken, çok az sayıdaki araştırmacı bunun tersini savunmuştur (Prasad ve Rohatgi, 1987; Hosking ve diğerleri, 1982).

Lee ve arkadaşlarının (1992) yapmış olduğu araştırmalarda; % 20 SiC<sub>w</sub> ve % 24 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> hacim oranlarına kadar saffil kısa fiber takviyeli 6061 Alüminyum alaşımının aşınma davranışını incelemiştir. Yapılan aşınma deneylerinde saffil Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli kompozitlerin takviyesiz alaşıma göre % 580, SiC<sub>w</sub> takviyeli kompozitlerin ise % 1000' lere varan oranlarda daha az aşındıklarını tespit etmişlerdir. Değişik aşınma hızlarında yapılan deneylerde, çok düşük aşınma hızlarında malzeme yüzeyinde fiberlerin kırıldığı ve aşınmanın arttığı görülmüştür.

Saffil fiber takviyeli kompozitler üzerine yapılan diğer bir çalışmada, geleneksel piston alaşımı olarak kullanılan LM 13 matris alaşımına, % 30'a kadar saffil  $Al_2O_3$  fiber takviyesi yapılmış ve aşınma davranışları incelenmiştir (Akbulut, 1994). Aşınma deneyleri sonunda artan fiber hacim oranı ile aşınma hızının ve sürtünme katsayısının düştüğü tespit edilmiştir. Yüksek aşınma yüklerinde yapılan aşınma deneylerinde, fiberlerin matristen koparak matrisi aşındırdıkları ve aşınma miktarının normalden daha yüksek olmasına yol açtıkları saptanmıştır. Aşınma yüzeylerinin incelenmesinde; matris alaşımında adhesiv (yapışma) aşınma gözlenirken, artan fiber hacim oranı ile matrisin plastik deformasyonunun azaldığı ve aşınmanın daha çok tabakalı aşınma şeklinde gerçekleştiği görülmüştür.

MMK malzemelerde, yüksek modüle sahip seramiklerin bulunması, sürünme dayanımlarını olumlu yönde etkilediği tespit edilmiştir. Sürekli fiber takviyeli MMK' lerde fiber hacim oranının % 10'dan % 40'a çıkmasının, sürünme direncini % 400'ler oranında arttırdığı ifade edilmiştir. Ancak fiber/matris arayüzey bağının zayıf olduğu MMK' lerde, oluşan kayma gerilmelerinin karşılanamamasından dolayı sürünme dayanımı düşmüştür (Goto ve McLean, 1991).

Saffil ( $\delta-Al_2O_3$ ) fiber takviyeli Al-%7Si-% 3Cu-Mg alaşımlarında yapılan sürünme deneylerinde, matris alaşımı ile kıyaslandığında saffil fiber takviyeli kompozitlerin sürünme dayanımlarının daha yüksek olduğu tespit edilmiştir (Eggeler, 1994). MMK' ler bağlantı rodları, şaftlar, rotorlar ve silindir blokları gibi birçok otomotiv ve uzay uygulamalarında kullanılmaktadır.

MMK malzemelerde matris alaşımı ile karşılaştırıldığında, olumsuz mekanik özelliklerin başında kırılma tokluğu değerlerinin düşmesi gelmektedir. Parçacıkların çatlakları daha iyi absorbe etmelerinden dolayı, parçacık takviyeli kompozitlerde kırılma tokluğundaki düşüş, whisker takviyeli kompozitlerdeki düşüşten daha alt seviyelerde kalmaktadır (Friend, 1989). Üretim sırasında seramik partikül takviyeler matriste kusurlar oluşturmaktadır. Partikül matris arayüzeyinde partikül kırılması ve ayrılmasının oluşumu gibi görünen bu kusurlar kompozitin erken hasarının oluşmasına neden olur. Alüminyum matrisindeki SiC partiküllerinin kırılması önemlidir. Bu olay kompozitin kırılma davranışını etkileyebilir (Alp, Wazzan; 2002). Arsenault ve Fisher SiC takviyeli Alüminyum-Matrisli kompozitinde  $\alpha$ -SiC partiküllerinde büyüme kusurların yüksek yoğunluğunu söylemişlerdir. SiC partiküllerinin kırılması bu malzemelerde hata başlangıcının temel nedeni olarak görülmüş ve onaylanmıştır. Son zamanlarda, Song ve arkadaşları SiC /6061 Alüminyum matris kompozitinin kırılma davranışında SiC' lerin yayılma etkisini araştırmışlardır.

Friend ve Nixon (1988), saffil fiber takviyeli Al-% 12 Si ve Al-% 4 Zn-% 2 Mg alaşımlarına çentikli darbe deneyleri yapmışlar ve kompozitlerin darbe tokluğunun matris alaşımına göre düşük değerler verdiğini tespit etmişlerdir.

Şekil alma kabiliyeti takviye miktarı ile azalan diğer bir özelliktir. Uzama miktarı, fiber hacim oranının bir fonksiyonu olarak gösterilmiştir. Fiber içeriği, şekil alma kabiliyetini büyük oranda düşürebilmektedir (Bowles ve diğerleri, 1987).

Kompozitin üretimi sırasında SiC/Alüminyum arayüzeyinde  $Al_4C_3$  oluşumu çok önemlidir.  $Al_4C_3$  malzeme özelliklerinde yokedici bir etkiye sahip olduğu bilinmektedir.  $Al_4C_3$  oluşumunun yok etmek için Alüminyum matriksi içine Si un katılması başarılı sonuçlar vermektedir.

Looney ve O'Donnell tozların soğuk sıkıştırılıp sinterlenmesi yöntemi olan TM yöntemiyle AA6061-SiC kompozitinden parçalar üretmek için denemişlerdir. Yazarlar üretim yönteminin sınırlı olduğuna, üretim ve işleme maliyetlerinin zorluğuna dikkat çekmişlerdir.

Alüminyum alaşımları hafiflik ve enerji tasarrufu gerektiren uygulamalar için tercih edilmektedirler. Ancak aşınma dirençlerinin düşük olması bazı sınırlılıklar getirmektedir. Araştırmacılar aşınma direncinin geliştirilmesi konusunda yoğunlaşmışlardır (Yılmaz, Buytoz; 2002).

## 2.1. Metal Matriksli Kompozitlerin Üretim Teknikleri

Fiber takviyeli metal matriksli kompozitler çok çeşitli şekillerde üretilirler. Bu üretim teknikleri iki ana grupta toplanır. Birincisi, sıvı halde üretim, ikincisi ise katı halde üretimdir. Üretim metodu, fibere, matrikse, üretilecek kompozitin şekline ve istenilen mekanik özelliklerine göre belirlenir. Kompozitlerin amacı, metal matriks veya alaşımlarının özelliklerini arttırmaktır. Bu da matriks tarafından, üzerine gelen yükü fiberlere dağıtarak mekanik özelliklerin artmasını sağlar. Yükün matriksten fibere geçişini sağlayan ara yüzey bağıdır. Bu nedenle çalışmaların büyük kısmı fiber - matriks arasındaki reaksiyonda istenmeyen reaksiyonları en aza indirmek ve fiberlerin kırılmalarını azaltmak ve fiberleri maksimum düzeyde yükleyebilmek için yapılmaktadır.

Metal matriksli kompozitleri üretmek için birçok teknik geliştirilmiştir. Son yıllarda imalat sırasında birçok problemlerle karşılaşılmasına rağmen, sıvı halinde üretim tekniği üzerinde çalışmalar daha fazla olmuştur.

- Sıvı Halinde Üretim Tekniği
- Ergimiş Metal Emdirilmesi
- Ergiyik İçine Takviye Elemanı Karıştırma
- Plazma Püskürtme
- Toz Metalurjisi

## 2.2. MMK Kullanım Alanları

Alüminyum alaşımlarına  $Al_2O_3$  takviyeli metal matriks kompozitlerinin önemi endüstri uygulamalarında gün geçtikçe artmaktadır. Günümüzde iyi ısı kararlılığına sahip bu kompozitler motor bloklarının üretiminde kullanılmaktadır (Moustafa, Soliman; 1997).

Prasad ve arkadaşlarının çalışmasında Alüminyum esaslı alaşımlara SiC takviyesi ile sertlik artarken akma mukavemeti azalmıştır. Bu malzemelerin mekanik özellikleri Al-SiC malzemelerinkinden daha iyidir (Prasad, Rohatgi; 1987). Alüminyum kompozitlerindeki takviye oranının artması yoğunluğu, poroziteyi ve sertliği artırır ve aynı zamanda sıkıştırılabilirliği azaltır. Ayrıca, takviye oranı ve presleme basıncının artması malzemenin aşınma direncini de iyileştirir (Şahin ve diğerleri, 2002).

Takviye elemanı olarak seramik malzemeler kullanılmaktadır. Seramik malzemeler, mükemmel mekanik özellikler, yüksek sertlik, yüksek sıcaklık mukavemeti, kimyasal kararlılık, iyi korozyon ve aşınma direncine sahiptirler. Bu yüzden endüstriyel uygulamalarda yaygın bir şekilde kullanılır (Özdemir ve diğerleri, 1999; Chen ve Breslin, 2002). Takviye elemanı olarak  $Al_2O_3$ , SiC, TiC, C,  $Si_3N_4$  gibi elyaf veya eşeksenli parçacıklar kullanılmaktadır. Sürtünme ile ilgili uygulamalarda ise grafit ve mika gibi yağlayıcı özellik gösteren malzemeler kullanılır. MMK'lerde matriks olarak Al, Mg, Ti, Cu, Co ve Ni gibi metal ve alaşımları kullanılır (Ögel, 1997).

Bu tür kompozitler, en yaygın olarak otomotiv, havacılık, elektronik endüstrilerinde, uzay endüstrisinde ve talaşlı imalat sektöründe aşınma direnci, yüksek sıcaklık özelliği ve hafiflik istenen durumlarda tercih edilmektedir. Yine otomotiv endüstrisinde kullanılan dökme demir fren kampanalarının yerini SiC takviyeli Alüminyum matriksli kompozitler almıştır. Günümüzde motor bloklarındaki silindir gömlekleri grafit ve  $Al_2O_3$  parçacık takviyeli Alüminyum matriksli kompozitlerden üretilmektedir. Uçak endüstrisinde grafit elyaf takviyeli Alüminyum matriksli kompozitler roket ve helikopter üretiminde,  $Al_2O_3$  elyaf takviyeli Alüminyum matriksli kompozitler dişli kutularının imalinde, Bor-SiC karışımı elyaf takviyeli Alüminyum matriksli kompozitler jet motoru kanatçıklarında kullanılmaktadır. Uzay mekiği, MMK'lerin bol miktarda kullanıldığı ilk uygulamalardan biridir (Hiçyılmaz, 1999).

Metal seramik kompozitler yüksek mukavemet ve elastiklik modülü, hafiflik ve yüksek sıcaklıklara dayanıklılık gibi iyi özellikleri sebebiyle mühendislik malzemesi olarak önemli bir yere sahiptirler. Bu malzemelerde takviye elemanı olarak; sürekli, kısa fiberli, parçacık veya kılcal kristal şeklinde seramikler kullanılabilir. Takviye elemanı olarak, SiC veya  $Al_2O_3$  yaygın olarak benimsenmektedir. Matriks malzemesi olarak ise Al, Mg, Ti ve bazı süper alaşımlar kullanılmaktadır. Alüminyum esaslı kompozitler esneklik, düşük yoğunluk, yüksek aşınma direnci, yüksek ısı iletkenlik, ısı işlem yeteneği ve yüksek mukavemet özelliklerine sahip olmaları bakımından endüstriyel alanda büyük öneme sahiptirler. MMK'ler sahip oldukları bu özelliklerinden dolayı aşınmaya maruz pek çok endüstriyel alanlarda kullanılmaktadır. Farklı metotlar ile üretilen Alüminyum esaslı  $Al_2O_3$  parçacık takviyeli MMK'lerin aşınma davranışı ile ilgili pek çok araştırma mevcuttur. Bahansali ve arkadaşları (1982), yumuşak matriksli alaşımlarda artan takviye hacim oranı ile aşınma oranının arttığını göstermiştir. Lee ve arkadaşları, Al esaslı SiC takviyeli metal matriksli kompozitlerde SiC partikül boyutu ve hacim oranının abrasiv aşınma davranışı üzerindeki etkisi konusunda yapmış oldukları çalışmada,

artan SiC hacim oranına bağlı olarak kompozitin aşınma direncinin arttığını belirlemişlerdir. Kassim ve arkadaşları, farklı boyut ve hacim oranlarında SiC içeren metal matriks kompozitlerin abrasiv aşınma davranışı üzerine yapmış oldukları çalışmada, artan partikül boyutu ile aşınma direncinin düştüğünü, artan hacim oranına bağlı olarak ise önemli derecede arttığını tespit etmişlerdir.

F-16 uçaklarının hız kesicileri A357 alaşımından üretilmektedir. Bu eleman, iniş için pistin küçük bir kısmını kullanarak uçağın durmasını sağlayan karmaşık şekilli büyük hacimli ve ince et kalınlığına sahip (0.203 cm) sahip bir parçadır. Denemeler sonucunda bu malzemeden üretilen parçaya alternatif A359/20/SiCp kompozitinden yaşlandırma işlemi uygulayarak belirlenen özelliklere sahip yeni parça üretilmiştir (Şahin, 2000).

Alüminyum-SiC kompozitlerinin önemli özelliği; sürünme olarak bilinen yük altındaki deformasyona karşı dirence veya yüksek boyutsal kararlılığa sahiptir. Küçük takviye partikülleri, yüksek dayanma ve sürünme direnci sağlarlar. Alüminyum-SiC kompozitleri berilyum parçalarının yerine füze güdümlü sistemlerinde kullanılmaktadır.

**Çizelge 2.2.** Metal matriksli kompozitlerin uygulama alanları (Şahin, 2000).

Takviye Elemanı	Matriks	Uygulama Alanı
Grafit	Alüminyum	Uydu parçaları, güdümlü mermiler, helikopter parçaları
	Magnezyum	Uydu parçaları
	Kurşun	Akümülatör parçaları
	Bakır	Elektrik kontaktörleri, yatak malzemeleri
Bor	Alüminyum	Kompresör kanatları
	Magnezyum	Anten yapıları
	Titanyum	Jet motoru fan kanatları
SiC kaplı Bor	Alüminyum	Jet motoru fan kanatları
	Titanyum	Yüksek sıcaklık yapıları ve fan kanatları
Alümina	Alüminyum	Fizyon güç reaktörlerinde süper iletken durdurucular
	Kurşun	Akümülatör plakaları
	Magnezyum	Helikopter parçaları
SiC	Alüminyum	Yüksek sıcaklık yapıları, motor parçaları
	Titanyum	

---

Kobalt esaslı süper alaşım	Yüksek sıcaklıklarda çalışan motor parçaları
-------------------------------	--

---

Otomotiv endüstrisinde Toyota tarafından geliştirilmiş seramik takviyeli dizel motor pistonları, MMK'lerin kullanılmasındaki ilk büyük başarıdır. Bu pistonlar sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilmiştir (Rohatgi, 1991). Honda, alüminyum esaslı MMK malzemedan bir alüminyum silindir bloğu geliştirmiştir. Dökme demirden yapılanlara kıyasla kompozit malzemedan yapılan bu silindir bloğunun ağırlığı %50 oranında azaltılmıştır. Burada sıkıştırma döküm yöntemi ile infiltre edilmiş hibrit (melez) alüminyum karbon fiber preformlar kullanılarak aynı zamanda aşınma direnci artırılmıştır (Allison ve Cole, 1993; Kevorkijan, 1998). Sıcak dövülmüş 2080 - % 15 SiC parçacık takviyeli biyel (krank kolu); motor ağırlığını azaltmak ve daha büyük motorlarda (>2.0 litre) ikincil titreşimi elimine etmek için, TM yöntemi ile üretilmiştir.

Otomotiv endüstrisinde fren mesafesinin ve fren sesinin azaltılması için, % 15-30 SiC takviyeli alüminyum döküm alaşım malzemesi ile ağırlığı azaltılmış fren rotorunun kullanılması düşünülmüştür (Koczak et al, 1993). Daha sonra Lotus, Elise serisi parçacık takviyeli alüminyum MMK fren disklerini kullanmaya başlamıştır (Hollins, 1997). % 20 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> parçacık takviyeli Duralcan 6061 Al matriksli kompozit malzemedan yapılan şaft milleri, hem ağırlığı ve hem de daha önemli olan şaft milinin dinamik dengesini arttırmak için kullanılmıştır (Clyne, 1993; Allison ve Cole, 1993).

Son zamanlarda parçacık takviyeli MMK'ler demiryolu endüstrisinde de uygulanmaktadır. % 20 SiC parçacık takviyeli Al-Si alaşımli fren diskleri demiryolu araçlarında kullanılmaya başlanmıştır. Basıncılı infiltrasyon döküm yöntemiyle multiçip elektronik modüller üretilmektedir ve elektronik salmastra üretiminde, Al-SiC mikrodalga salmastra elemanları tercih edilmektedir. Uçak veya motor parçaları, metal matriks kompozitlerin en önemli kullanım alanlarından biridir. Metal fiber ile takviye edilmiş (örneğin tungsten veya seramik fiberler, SiC veya B<sub>4</sub>N) süper alaşımlar mukavemetlerini yüksek sıcaklıklarda da koruyabilmekte ve jet motorlarının daha üretken biçimde çalışabilmesini sağlamaktadırlar.

Uzay ve uçak endüstrisinde MMK'lerin kullanımı yaygın olmakla beraber günümüz uygulamaları hakkındaki literatür oldukça azdır. Bununla birlikte son birkaç yılda; Al/SiC ticari uçak zemin kiriş ve direkleri (saplamalar), Al/SiC helikopter kanat kolları, Al/C ticari uçak kanatçığı bağlantı yatakları, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> füze tespit bağlantı parçaları ve Al/C uydu imalat borularının prototipleri ve yapılan çalışmaların değerlendirme sonuçları tanıtılmıştır (Pora ve Barbaux, 1997; Purdue ve Shakesheff, 1997). Metal matriks kompozitlerin bilinen önemli uygulama alanlarından birisi de füzyon reaktörlerinde süper iletken tel olarak kullanımlarıdır (Güllüoğlu, 1992). MMK'lerin günümüz uygulamalarından bazıları Çizelge 2.2, 2.3, 2.4 ve 2.5' de verilmiştir.

**Çizelge 2.3.** Otomotiv endüstrisinde metal matriksli kompozitlerin uygulamaları (Altunpak, 2002).

Sistem	Ürün	Seramik/Matriks	Başlıca Özellikler
Motor	Piston segman yuvası (dizel motor)	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al	Aşınma direnci
"	Piston başı (dizel motor)	SiC wisker /Al	Yüksek sıcaklık çekme direnci ve yorulma direnci
"	Motor bloğu	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +C/Al	Aşınma ve plastik akış direnci, rijitlik, ağırlık azalması
"	Kavrama kolu	SiC/Al	Azalan ağırlık, yüksek rijitlik ve aşınma direnci
"	Valf	C/Al	Yüksek sıcaklık yorulma, sürünme, aşınma direnci
"	Piston pimi	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al	Özel rijitlik, sürünme, aşınma
"	Silindir gömleği	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +C/Al	Aşınma ve plastik akış direnci, ağırlık azalması
"	Krank mili kasnağı	Paslanmaz fiber/Al	çelik Sürünme
"	Krank kolu	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +C/Al	Çekme direnci
Süspansiyon	Gergi kolu (payanda)	SiC/Al	Sönümlenme
"	Amortisör silindiri	SiC/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması, ısı yayılım
Transmisyon	Vites değiştirme çatalı	SiC/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması
"	Tahrik mili	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al	Artan rijitlik(elastikiyet), yorulma
"	Dişliler	SiC/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması
Muhafaza	Dişli kutusu yatağı	SiC/Al	Aşınma direnci
"	Diferansiyel yatağı	SiC/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması
"	Pompalar	SiC/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması
Fren	Fren disk rotoru	SiC/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması
"	Kalibre (çap ölçer)	SiC/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması

**Çizelge 2.4.** Uzay ve uçak endüstrisinde MMK'lerin uygulamaları (Altunpak, 2002).

Ürün	Seramik/Matriks	Başlıca Özellikler
Jet motoru fan kanatları	Bor, Borsik/Ti, SiC/Süperalaşım	Yüksek sıcaklık, aşınma direnci, yorulma, sürünme, ağırlık azalması
Helikopter dişli kutusu	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Mg	Aşınma direnci, ağırlık azalması
Uzay ve uydu yapı tüpleri	C/Al, Mg	Rijitlik, ağırlık azalması
Zemin kiriş saplamaları	SiC/Al	Ağırlık azalması



Helikopter kanat kovanı	SiC/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması
Kanatçık mekanizma yatağı	C/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması
Füze mekanizma ekipmanı	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al	Rijitlik, ağırlık azalması
Kremayer ekipmanı	SiC/Al	Rijitlik, elektrik iletkenliği
Roket motorları	Paslanmaz çelik/ Ni alaşımları	
Uçak konstrüksiyonu	Be veya Ti kaplı Be/ Ti alaşımları	
Helikopter pervane şaftı	Be şeritler/Al, Ti	
Süpersonik uçak tahrik roketleri	Mo/Ti veya Ti alaşımları	
Jet motorları	W/W-Ni-Fe alaşımları	
"	W-% 1 ThO <sub>2</sub> /Süper alaşımları	
Havacılık ve Nükleer Endüstrileri	SiC/Be, W, Mo, Fe, Co, Ni, Cr, Si, Cu, Ti	
Havacılık endüstrisi	Karbür kaplı C/Ni alaşımı.	
"	Ti borid kaplı C/Al, Cu, Sn, Pb, Ag, Zn, Mg	
"	B+paslanmaz çelik, borsik+Mo fiberleri/ Al, Ti	Yüksek mukavemetli sünek ve gevrek fiber kombinasyonu
"	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -SiO <sub>2</sub> /Al, Al-Zn	
"	Nb, Ta, W karbürler/ Ni-Co veya Fe-Cr	
Uzay yapıları, motor bileşenleri	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , SiC Al-oksinitrit/Al-Cu alaşımları	
Uzay yapıları, motor bileşenleri	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al-Li alaşımları	

**Çizelge 2.5.** Demiryolu, elektrik/elektronik, spor, kağıt ve diğer endüstrilerde metal matriksli kompozitlerin uygulamaları (Altunpak, 2002).

Endüstri	Ürün	Seramik/Matriks	Başlıca Özellikler
Demiryolu	Fren disk rotoru	SiC/Al	Aşınma direnci, ağırlık azalması
Elektrik/ Elektronik	Multiçip modül	SiC/Al	Yüksek ısı iletimi, ağırlık azalması
"	Termal genleşme ara desteği	C/Al	Termal genleşme

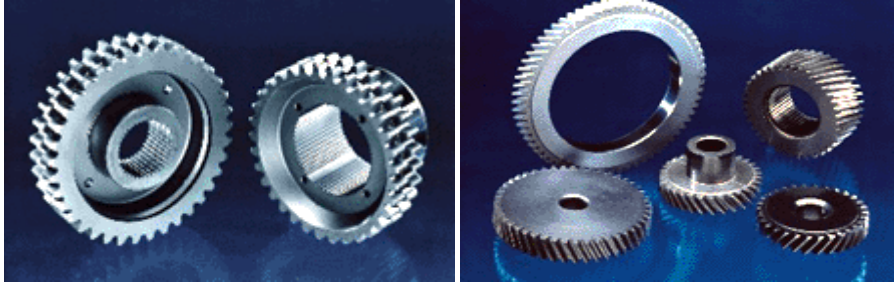
“	Soğutma plakaları	Bor/Al	Yüksek ısı iletimi, ağırlık azalması
“	Pil plakaları, yatak malzemeleri, ses izolatörleri	Cam fiberler/Pb	
Spor	Golf malzemeleri	SiC/Al	Aşınma direnci, hafiflik
“	Bisiklet kadranı	SiC veya Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al	Rijitlik, hafiflik, yorulma direnci
Kağıt	Dövme bıçak	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Fe	Aşınma direnci
“	Ön işlem kabuk soyma dişleri	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Fe	Aşınma direnci
Aşındırıcılar		SiCw/Al	
Kesici takımlar		B/Cu-Ti-Sn	
Yatak malzemesi		C/Bronz	
Süper iletkenler		Nb ipliği/Ni, Cu, Ag	
Türbin	Türbin kanatları	SiC kaplı B/Al	
“	Türbin kanat ve bıçakları için yüksek mukavemet ve yüksek sıcaklık malzemeleri, roket nozulları	% 0.01-30 serbest karbon içeren SiC/ Co, Cr ve Mo alaşımları	
“	Türbin fan kanatları basınç kazanları, elektrik fırçaları, araçların kalkan zırhı	C/Mg alaşımları, Cu	

### 3. TOZ METALURJİSİ

Toz Metalurjisi (TM) teknolojisi, metal tozlarının üretimi, tozların karıştırılması, metal ve metal alaşım tozlarını ergitmeden kalıpta preslenerek şekillendirilmesi, sinterlenmesi ve dayanıklı cisimler haline getirme tekniğidir (Şahin, 2000). Türk Standartları Enstitüsü toz metalurjisini “metalurjinin metalik toz veya bu tozların şekillendirilip sinterlenmesiyle ilgili bölümü” olarak tanımlamaktadır (TS 3087).

TM parçalarının üretiminde genel olarak dört aşama mevcuttur;

- Toz hazırlama (hızlı soğutulmuş partiküllerin elenmesi, takviyelerle partiküllerin karıştırılması)
- Presleme
- Sinterleme
- Gaz alma, ekstrüzyon, dövme, haddeleme, Yağ emdirme ve kalibrasyon (gerekirse).



**Şekil 3.1.** Toz Metalurjisi yöntemi ile üretilmiş otomobil parçaları (100).

Toz metalurjisi yöntemi ticari uygulamalar için güçlü bir alternatiftir. Bu teknik ile çok iyi mekanik özelliklere sahip malzemeler üretir (Mazen et al, 1998). Toz Metalurjisi (TM) işlemi ilk olarak geleneksel döküm, sıcak ve soğuk presleme ve talaş kaldırma üretim yöntemlerine alternatif olarak geliştirilmiştir. Toz metalurjisi, imali zor parçaların (küçük, fonksiyonel, birbiri ile uyumsuz, kompozit yapılar v.b.) ekonomik, yüksek mukavemet ve minimum toleransla düşük fireli olarak ve diğer üretim yöntemlerine kıyasla daha avantajlı bir şekilde üretilmesi yöntem ve tekniğidir. İstenilen şey işlemin ucuz olması ve tozların istenilen fiziksel ve kimyasal özellikleri sağlamasıdır. Son yıllarda özellikle otomotiv endüstrisinde kullanılan parçaların bir bölümünün üretim tekniği tamamen TM' ne dayanmaktadır. Kalite dağılımının homojen olması, içeriğinin kontrol edilebilir olması ve birim maliyetin düşük kalması gibi faktörler nedeni ile TM üretim yöntemi son yıllarda makine imalat sektöründe alternatif üretim seçeneği olarak kullanılmaktadır (Altınkök, 2002).

TM üretim yöntemleri diğer metal şekillendirme yöntemlerinden tamamen farklıdır ve seramik parça üretim teknolojisine benzemektedir. İşlem, tozların bir kalıp içerisinde sıkıştırılmasıyla

başlar. Oluşturulan şekil, ham parça, pişirilmek suretiyle gerekli mukavemete kavuşturulur. Bazı özellikleri sadece TM yöntemlerinin vermesi ve pek çok parçanın ekonomik olarak üretilebilmesi başlıca tercih sebepleridir. TM yöntemlerinin talaşlı imalatı en aza indirmesi, işçi ve makine zamanının azalmasına ve enerji tasarrufuna yol açtığından alternatif metotlara ekonomik üstünlük sağlamaktadır (Çetiner, 2002). Kendi kendini yağlayan yataklar, sert metaller ve benzeri pek çok parça sadece TM yöntemi ile üretilir.

TM için yaygın olan pazar otomotiv endüstrisidir. Dişli, kasnak ve bağlantı rotları demir tozlarından yapılmasına rağmen alüminyum tozlarının kullanımı son yıllarda ortaya çıkmıştır. Çoğu uygulamada kullanılan AC2014 alaşımı (Mn olmayan 2014 Alüminyum Alaşımı) nın uygulamalarda kullanılmasının sebebi yüksek aşınma direnci, sertlik ve yüksek sıcaklıklara dayanımdan dolayıdır. TM alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerinin artırılmasının bir yolu da mikro (<0.5) veya makro (%1-20) ölçüde partikül elementlerin katılmasıyla yapılır (Bishop et al, 2000).

### 3.1. Toz Hazırlama

Toz metalurjisinin hangi aşamasıyla ilgili olunursa olunsun, başlangıç aşamasının tozun üretilmesi olduğu unutulmamalıdır. Bu noktada “toz” kavramı üzerinde durmak yararlı olacaktır. Toz metalurjisinde, 200 µm altında boyuta sahip olan tozlar kullanılır. Seramikler ve polimerler gibi diğer fazlarla birleştirilmiş çoğu örneğe rağmen, tozlar birçok durumda metaliktir. Bir tozun en önemli özelliği, onun yüzey alanının hacmine oranının göreceli olarak yüksek olmasıdır. Tozlar katı ve sıvı arası, ortada bir davranış sergiler. Örneğin tozlar, yer çekimi altında kapları veya boşlukları doldurabilecek şekilde akıcılığa sahiptirler. Bu anlamda tozlar sıvı gibi davranırlar. Aynı zamanda tozlar bir gaz gibi sıkıştırılabilirler. Fakat metal tozlarının sıkıştırılması, bir metalin sıkıştırılması gibi tersinmezdir. Metal tozları sıkıştırılarak, bir katıdan beklenen özelliklere sahip olacak şekilde yeni bir malzemeye dönüştürülebilir (German, 1994). Toz metalurjisinde kullanılan malzemeler; madenler, alaşımlar, metal tozlarının karışımlarıdır. Bu tozların hazırlanmasında sanayide birçok metotlar vardır. Bunlar, mekanik ve fiziko-kimyasal olarak iki kısma ayrılır. Bu tozlar arasında tane büyüklüğü, tane şekli ve granülometrik intizam bakımından önemli farklar vardır.

Metal tozlarının imalinde kullanılan teknikler, tozların birçok özelliklerini tayin eder. Bu yüzden genellikle tozlardan bahsedilirken karakter ve özelliklerine ait deneysel değerler vermek yerine imal yöntemlerinden bahsedilir. Mevcut toz imal yöntemlerinin her biri belli bir uygulama alanı için uygun malzeme üretiminde kullanılır.

İstenilen özelliklerde üretilen tozlar hassas terazilerde tartılarak daha sonra presleme işlemine geçilebilir veya istenilen oranlarda toz, karıştırma değirmenlerinde karıştırılarak karışım tozları presleme işlemine hazır hale getirilir.

Metal tozlarının kaliteleri üretim tekniklerine bağlıdır. Malzemelerin çoğu, özelliklerine uygun bir teknik kullanılarak toz haline getirilebilir. Ayrıca bu malzemeden, kendisi için uygun olan farklı teknikler kullanılarak, değişik geometri ve özelliklerde tozlar elde edilebilir. Üretim tekniğinin ekonomikliği en önemli tercih kriteridir. Birçok toz üretim tekniği arasından, ticari olarak şu teknikler kullanılmaktadır (German, 1994; Lawley, 1992; Klar ve Fesko, 1984) ;

- Mekanik yöntemler,
- Kimyasal yöntemler,
- Elektroliz yöntemi,
- Atomizasyon yöntemleri.

Hemen hemen bütün malzemeler toz haline getirilebilir, fakat tozları üretmek için seçilen metotlar malzeme özelliklerine bağlıdır. Endüstride kullanılan tozların % 60'dan fazlası atomizasyon yöntemi ile üretilmektedir (Sayın, 2005).

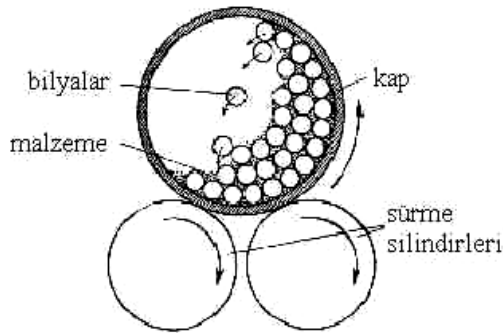
### 3.1.1. Toz Hazırlama Yöntemleri

#### 3.1.1.1. Mekanik Yöntemler

Mekanik yöntemler talaşlı üretim, öğütme ve mekanik alaşımlama olmak üzere üç grupta incelenebilir.

Talaşlı üretimde, daha çok iri ve karmaşık tozlar üretilir. Bu yöntemde oksitlenme, yağlanma, kir tutma ve diğer malzeme hurdaları ile karışarak kirlenme problemleri olabilir. Yüksek karbonlu çelik tozları ile amalgam içerisindeki metal tozları bu yöntemle üretilir.

Öğütme de, bir darbeli öğütücü içerisinde metal tel, talaş veya tanelerinin kırılması ile olur. Bu yöntemle elde edilen metal tozları pul şeklindedir ve kullanılmadan önce tavlanarak gerginliği giderilmelidir. Sünek tanecikler kırılma yerine birbirleri ile soğuk olarak kaynaklanır ve daha büyük tanecik oluştururlar. Günümüzde öğütme işlemi alüminyum gibi sünek metallerden pul toz üretiminde de kullanılır. Bu durumda, soğuk kaynaklanmayı ve yapışmayı engellemek için yağlayıcılar kullanılır.



Şekil 3.2. Öğütme işlemi (107).

Mekanik alaşımlama (MA) yönteminde, karıştırma esnasında kuru ve katı haldeki tozların birbirlerine periyodik olarak kaynaklanmasını ve tekrar bu kaynakların kırılmasını sağlayarak daha ince ve daha homojen bir mikro yapı elde edilmesini sağlayarak, dayanımı yüksek olan kompozit malzemelerin üretilmesinde kullanılır (Çiftçi, 2003).

Öğütme süresince sürtünmenin etkisiyle sıcaklık artışından dolayı aşırı derecede oksitlenme meydana gelebilir. Oksitlenmeyi önlemek için öğütücüde organik sıvılar (alkol veya stearat) ve koruyucu asal atmosferler kullanılmalıdır.

### 3.1.1.2. Kimyasal Yöntemler

Metal tozlarının kimyasal yöntemle üretimi, metal oksitlerin (demir, bakır, tungsten, molibden, nikel ve kobalt) CO veya hidrojen gibi indirgeyici gazlarla kimyasal olarak indirgenmesidir (German, 1994).

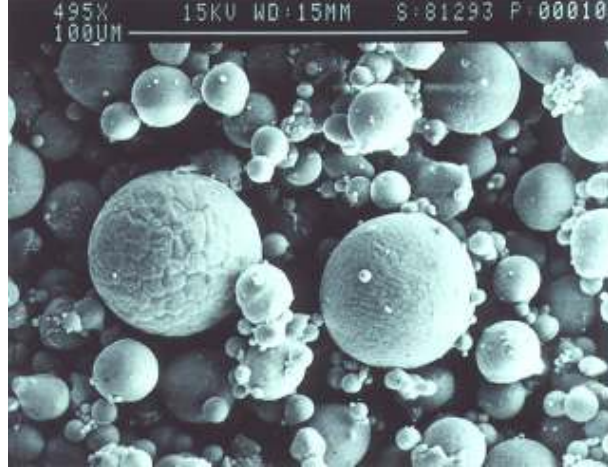
Metal oksitlerini indirgeyerek üretilen tozlar yaygın olarak hidrojen içerisinde indirgenirler. Burada ham malzemeler süngerimsi yapıda meydana gelen tozların kalitesini belirler. Bu metot zenginleştirilmiş maden cevheri ve hadde tufalından üretilen demir tozlarının yanında tungsten, molibden gibi metal tozlarının üretiminde de kullanılır.

### 3.1.1.3. Elektroliz Yöntemi

Bakır, demir, çinko, manganez ve gümüş gibi metallerin yüksek saflığa sahip tozları elektroliz yolu ile ergiyiklerinden veya erimiş tuzlardan elde edilebilir. Elektroliz kabında uygulanan voltajın etkisiyle anottan ayrılan parçalar katot üzerinde birikir (German, 1994). Bu metal birikmesi, ya gevşek bağlantılı tozlar halinde (bakır ve gümüş gibi) veya sıkı ancak gevrek bir tabaka halinde (demir ve manganez gibi) oluşur. Her iki halde de, katotta toplanan metal kolaylıkla öğütülerek ince toz haline getirilir. Elektrolizle üretilen tozların yıkanarak elektrolitten iyice temizlenmeleri gerekir. Kurutma asal gazlar altında yapılarak oksitlenme önlenir (Sarıtış, 1994).

### 3.1.1.4. Atomizasyon Yöntemleri

Bu yöntem, ergitilmesi mümkün olan her metalde uygulanabildiği gibi saf ve ön alaşımlanmış metal tozlarının doğrudan doğruya ergimiş metalden elde edilmesinde de başarıyla kullanılmaktadır. Tekniğin esası, bir potanın dibindeki delikten akmakta olan ergimiş metalin üzerine yüksek basınçlı gaz veya sıvı püskürtülmesine dayanır. Gönderilen bu gaz veya sıvı hüzmesi ergiyik haldeki metal demetini farklı boyutlarda çok sayıda damlacıklara ayırır (Şekil 3.3). Daha sonra bu damlacıklar soğuyarak metal tozlarını oluştururlar. Şekil 3.4 ve 3.5'te atomizasyon yöntemleri şematik olarak gösterilmiştir.



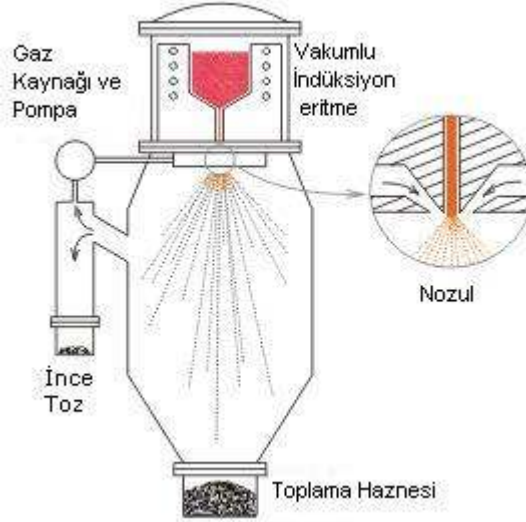
**Şekil 3.3.** Atomizasyon yöntemi ile üretilmiş alüminyum tozları (105).

Günümüzde, toz üretiminde çok yaygın olarak kullanılan atomizasyon yöntemleri paslanmaz çelik, pirinç, demir, alüminyum, çinko, kalay ve kurşun gibi metal ve alaşımları için oldukça iyi sonuçlar vermektedir (Saritaş ve Doğan, 1994). Atomizasyon yöntemleri, alüminyum ve alaşımlarının tozlarının ticari miktarlarındaki üretiminde en yaygın ve en ekonomik olan yöntemlerdir (Kim et al, 1983). Bu yöntemlerden su atomizasyonu tekniği, sıvı metalin su jeti ile parçalanması, gaz atomizasyonu tekniği ise gaz jeti ile parçalanması olarak tanımlanır (Saritaş, 1994). Burada atomizasyon işlemi, akışkan jetinden ergiyik metale kinetik enerji transferinin bir sonucu olarak oluşur (Lavernia et al, 1992). Su atomize tozlar genel olarak karmaşık şekilli olup, yüzeyde yüksek oksit oranına sahiptirler. Bu oksit oranları üretim sırasında asal gaz kullanılarak düşürülür. Gaz atomize tozlar ise küresel veya küresele yakın şekillidirler. Havacılık ve uzay çalışmaları için gerekli, yüksek saflıktaki metaller (süper alaşımlar, alüminyum alaşımları, titanyum alaşımları ve yüksek mukavemetli çelikler) gaz atomizasyonu ile; yaygın olarak kullanılan bakır, demir, kalay ve paslanmaz çelik gibi malzemelerin tozları ise su atomizasyonu ile üretilir (Ünal, 1996).

Ergiyik metalden toz üretimi için merkezkaç kuvvetinin kullanılması olarak bilinen santrifuj atomizasyon tekniğinde döner disk veya kap ile ergiyik metalin teması sağlanır (Saritaş ve Doğan, 1994). Döner elektrot kullanılarak yapılan santrifuj atomizasyon tekniğinde ise, dönmekte olan elektrodun ergiyen ucundaki sıvı metal damlaların atomize olması esasına dayanır (Champange et al, 1984). Döner elektrot yöntemiyle, uzay çalışmalarında kullanılan titanyum alaşımları ve vücut protezleri için gerekli kobalt, krom ve titanyum alaşım tozları üretilmektedir (Lawley, 1992).

Vakum atomizasyonu tekniği, basınçlı gaz altındaki sıvı metale ani olarak vakum uygulanması sonucu gazın genleşmesi ve metalin atomize olmasıyla gerçekleştirilen bir yöntemdir. Bu yöntem sayesinde Ni, Co, Fe, Cu ve Al esaslı küresel alaşım tozları temiz ve yüksek saflıkta elde edilir (Lawley, 1977).

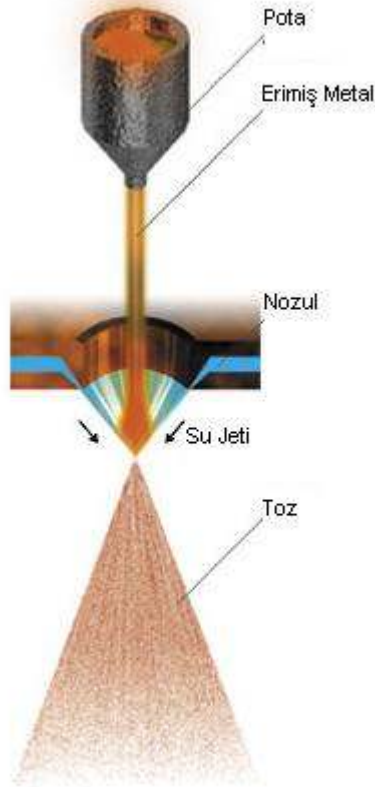
Ultrasonik gaz atomizasyonu tekniğinde ise, yüksek basınçlı gaz rezonans boşluklarının birinden diğerine ivmelendirilerek ultrasonik ses dalgaları oluşturulur. Böylece, yüksek katılaşma hızıyla bağlantılı olarak çok ince ve küresel tozlar üretilir (Rai et al, 1985; Wood, 1983).



**Şekil 3.4.** Gaz Atomizasyonu (108)

Atomizasyon işlemlerinin verimi, yani tozun inceliği dağıtıcı hüzmelerin basıncıyla artar. Tozların tane boyu ve şekli ise dağıtıcı hüzmelerin özelliklerine ve kullanılan düzeneğin geometrisine bağlıdır. Ergimiş metal her yönden atomize edilebilir. Dağıtıcı hüzmelerde kullanılan gaz veya sıvının cinsi, ergimiş metalin özellikleri ve müsaade edilebilecek azami kimyasal kirlenme gibi faktörlerle tayin edilir. Pota çıkış deliği veya atmosferin ısıtılması suretiyle ergimiş metalin katılaşması önlenir. Tanelerin atomizasyondan sonra yeniden birbirlerine yapışmalarını önlemek için, soğumanın oldukça hızlı olması, uygun dağıtıcı gaz veya sıvı hüzmelerinin kullanılması ve parçacıkların doğrudan doğruya bir su banyosuna düşmelerinin sağlanması lazımdır. Metal sıcaklığı, su veya gaz basıncı ve ateşe dayanıklı nozul çapı kontrol edilerek istenilen toz şekli elde edilebilir.





**Şekil 3.5.** Su atomizasyonu işlemi (88)

Atomizasyon teknikleriyle bir tozun ortalama boyutu, toz boyutu dağılımı, toz şekli, yüzey kompozisyonu da dahil olmak üzere kimyasal bileşimi ve mikroyapısı kontrol edilebilir. Bu temel özellikler, tozların ve bitmiş parçaların görünür yoğunluk, sıkıştırılabilirlik ve tokluk gibi mühendislik özelliklerini belirler (Klar ve Fesko, 1984). Atomizasyon tekniklerindeki yüksek toz üretim hızı, ekonomik olarak bir üstünlüktür (Lawley, 1992). Ayrıca saf ve alaşımlı tozların üretiminde uygulanabilirlikleri ve karakteristiklerin kontrolündeki kolaylıkları bu teknikleri çekici hale getirmiştir (German, 1994).

### 3.1.2. Matriksler

Kompoziti oluşturan diğer önemli eleman matrikstir. Matriks, kompozitin birçok özelliğini üzerinde taşır. Metaller organik reçinelere göre çok daha yüksek dayanımlı matrikslerdir. Buna ek olarak metal matriks, kompozit malzemelerin tokluğunun ve kullanım sıcaklığının yükselmesini sağlar. Ancak matriksin metal olduğu kompozit malzemelerin üretimi güçtür ve bunlar her elyaf ile birlikte kullanılamazlar. Yaygın olarak kullanılan metal matriks elemanı

olarak alüminyum verilebilir. Kompoziti oluşturan en önemli malzeme olan matriksin takviye elemanlarını bir arada tutmanın dışında daha birçok kritik görevleri de vardır. Birçok takviye elemanı gevrek veya kırılımandır. Matriks, bunların yüzeylerini dış ve çevresel etkilere (bu etkiler ileride çatlaklara sebep olmaktadır) karşı koruyup dirençlerini arttırmakta, kompozit üzerine gelen yükü takviye elemanına homojen olarak dağıtmakta ve kompozit içerisindeki hata ihtimalini azaltmaktadır.

Matriks, takviye elemanlarını birbirinden ayırarak plastiklik ve süneklik özellikleri ile takviye elemanlarından kaynaklanabilecek kırılmalı çatlakların yayılmasını önler. Plastik deformasyonlar ve çatlaklar varsa takviye elemanlarına paralel olarak yönlerini değiştirir. Yani, matriks, yapı içerisindeki hataları ve çatlakların giderek yayılmasını ve malzemenin özelliklerini değiştirmelerini engeller. Aynı zamanda matriksi oluşturan malzeme, uygulamalarda karşılaşılan yüksek sıcaklık durumlarına karşı da kimyasal ve fiziksel direnç gösterebilmelidir. Bu nedenlerden dolayı, yüksek performans gerektiren uygulamalarda, uygun malzeme seçiminde, kompozitin en önemli yapı taşı olan matriksin tüm özelliklerinin göz önünde bulundurulması gerekir (Kök, 2000).

Kompozitler için en uygun matriks malzemesi hafif metaller ve alaşımlarıdır. Bunlar, plastiklerden daha yüksek elastik modüle ve dayanıma sahip olup yüksek sıcaklıklarda özellikleri daha iyidir. Ayrıca düşük yoğunluklu olmaları ve iyi tokluk özelliklerine sahip olmaları da diğer avantajlarıdır. Tek dezavantajları ise her takviye elemanı ile iyi arayüzey bağı oluşturamamalarıdır.

Demir içerikli malzemeler dışında Al ve alaşımları gerek saf, gerekse alaşım olarak en sık ve yaygın kullanılan matriks malzemesidirler. Alüminyum, hafiflik, iyi ısı ve elektrik iletkenliği, yüksek korozyon direnci ve kolay şekillendirilebilirlik gibi özelliklerinden dolayı birçok mühendislik uygulamalarında kullanılmakta ve bilhassa metal matriksli kompozit üretiminde matriks malzemesi olarak çok yaygın olarak kullanılan bir malzeme haline gelmiştir. Alüminyum ve alaşımları atmosferik koşullarda yüksek korozyon direncine sahiptir (Dobrzanski, 2005).

Alüminyum ve alaşımları farklı alanlarda kullanımı için araştırılan matriks malzemelerindedir. Bazı alaşımlarına çökeltme sertleşmesi uygulanarak mekanik özellikleri de iyileştirilmektedir. Yöntemin amacı malzemenin sertliğini ve dayanımını arttırmaktır. Böylece hem hafif hem de mekanik özellikleri iyi parçalar elde edilebilmektedir. Makine konstrüksiyonları için kullanılan alüminyum metal kompozitlerde matriks malzemesi çökeltme sertleşmesi uygulanan malzemeler seçilmektedir. Böylece bu parçalara mekanik özelliklerini en iyi şekilde geliştirmek için ısı işlem yapılabilir (Durmuş ve diğerleri, 2005).

Hafif metal alaşımları, dayanım ve özgül ağırlık oranlarının iyi olması nedeniyle hafif yapı konstrüksiyonlarında tercih edilirler. Atmosfere karşı korozyon dayanımlarının da çok yüksek olması, diğer olumlu özelliklerinden biridir. Genellikle Al, Ti, Mg, Ni, Cu, ve Zn matriks malzemesi olarak kullanılır. Al ve alaşımları, Ti ve Mg yaygın olarak kullanılmaktadır (Taya ve

Arsenault, 1988). Yüksek performanslı kompozit malzeme üretimi için matriks malzemesi takviye elemanlarını çevrelemeli, tam olarak ıslatabilmeli, kimyasal veya belli şartlarda arayüzey bağı oluşturmalı, mümkün olan düşük basınç ve sıcaklıkta hızlı şekilde katılaşabilmelidir. Bağdan ayrı olarak, matriks ve takviye elemanları arasında diğer kimyasal etkileşimler, üretim esnasında veya bundan sonraki işlemlerde olmamalı ve matriks zamanla kararlı kalmalıdır. Üretim sırasında matriksin doğallığı nedeniyle, takviye elemanı da fiziksel hasara maruz kalmamalıdır. Kompozitin sıcaklığa, kimyasal etkileşime ve neme karşı direnci öncelikle matriks tarafından belirlenir, ardından takviye elemanı da sıcaklığa karşı kararlı olmalıdır (Şahin, 2000). Matriksin yerine getirmesi gereken başlıca fonksiyonları şöyle sıralanabilir (Kök, 2000):

1. Düzenlenmiş elyafları bir arada tutarak kuvvetleri elyafa iletmektir. Bu özellik, çekme ve kaymayla birlikte basma yüklemeleri için de hayati önem taşır.
2. Elyafı çevresel etkilerden ve darbelerden korumaktır.
3. Çatlakları durdurur.

Alüminyum ve alaşımları; artırılmış mukavemet özellikleri, hafiflikleri, iyi ısı ve iletkenlikleri, korozyona karşı dirençleri nedeniyle gıda, kimya, otomotiv ve gemi inşa endüstrileri, taşıt, makine ve cihaz yapımı ile mimari alanda, inşaat, havacılık ve uzay endüstrilerinde geniş kullanım alanına sahiptirler. Ayrıca birçok özellikleri nedeniyle mühendis ve tasarımcılar için tercih edilen endüstriyel malzemeler konumuna gelmişlerdir (Kaluç ve Taban, 2005). Tüm bu özellikleri aynı anda elde etmek, her zaman mümkün olmamaktadır. Buradaki mekanik ve fiziksel özellikleri elde etmede uygun matriks-takviye elemanı seçimi büyük rol oynar. Yükün, matriksten takviye elemanına iletilmesi, arayüzey bağı vasıtasıyla olmaktadır. Bu nedenle matriks ile takviye elemanı arasındaki arayüzey bağının güçlü olması gerekmektedir. Arayüzey bağının güçlü olması da çiftlerin uyumuna ve matriksin ıslatabilirlik özelliğinin iyi olmasına bağlıdır. Ayrıca takviye elemanının matriks içerisine homojen olarak dağılabilmesi, üretim tekniğinin yanında matriks-takviye elemanı çiftine de bağlıdır.

Alüminyum ve alaşımları havacılık ve otomotiv endüstrisinde geniş çapta kullanılmaktadır. Bu sebepten dolayı bilim adamlarının çoğu bu malzeme üzerinde yoğunlaşmışlardır. Bu malzemelerin mekanik özelliklerini arttırmak için farklı dayanım artırıcı yöntemler (küçük ve sert refrakter partiküllerle takviyelendirme, ekstrüzyon, mekanik alaşımlama gibi) kullanılmaktadır.

Matriks olarak alüminyum ve alaşımları en çok kullanılan metallerin başında gelmektedir. Alüminyum alaşımları hafiflik ve enerji tasarrufu gerektiren uygulamalar için tercih edilmektedirler. Ancak aşınma dirençlerinin düşük olması bazı sınırlılıklar getirmektedir. Araştırmacılar aşınma direncinin geliştirilmesi konusunda yoğunlaşmışlardır (Yılmaz ve diğerleri, 2002). MMK' ler için alüminyum ve alaşımları son zamanlarda üzerinde çok çalışılan matriks malzemelerindendir. Alüminyum yeryüzünde en fazla rezerve sahip olup, üretim ve kullanım olarak demir-çelikten sonra ikinci sırada yer almaktadır (Arık, 2005). Bazı alüminyum alaşımlarına çökeltme sertleşmesi uygulanarak mekanik özellikleri iyileştirilmektedir. İşlemin

amacı, malzemenin sertliğini ve dayanımını arttırmaktır (Schulz, 2000). Böylece hem hafif hem de mekanik özellikleri iyi parçalar elde edilebilmektedir (Schubert et al, 2003). Makine konstrüksiyonları için kullanılan alüminyum metal kompozitlerde matriks malzemesi çökelme sertleşmesi uygulanan malzemelerden seçilmektedir. Böylece bu parçalara mekanik özelliklerini en iyi şekilde geliştirmek için ısıtma işlemi yapılabilmektedir (Wang et al, 1996). Kompozitlerin çökelme kinetiği partikül ve matriksin termal genişleme katsayısı arasındaki uyumsuzluk etkisine bağlıdır. Arayüzey yakınında kalıntı gerilmelere neden olan termal yayılma uyumsuzluğu bu bölgede dislokasyon yoğunluğunu yükseltir. Dislokasyonlar atomik difüzyon için bir tünel sağlar. Böylece çökelme kinetiği hızlanır. Dislokasyon yoğunluğu takviyelerin hacim miktarı ve boyutuna bağlıdır. Takviye oranının artmasıyla spesifik yüzey alanı ve gözenek sayısı artar (Srivastava, 2005).

Matriks olarak alüminyum ve alaşımları en çok kullanılan metallerin başında gelmektedir. Hafifliği ve oksitlenmeye karşı direnci önemli bir avantajdır. Bu özelliği taşıyan diğer metallere göre (magnezyum, titanyum) fiyat üstünlüğü vardır. Çok iyi bilinen ve mekanik özelliklerinin üstünlüğü sayesinde başta hava taşıtları ve otomotiv endüstrisi olmak üzere sanayinin vazgeçilmez malzemelerinden biridir. Ayrıca mekanik özelliklerinin geliştirilebilir olması (yaşlandırma) ve MMK üretimi ile üstün özelliklerle donatılabilmesi büyük avantaj sağlamıştır. Alüminyum esaslı MMK üretiminde takviye elemanı olarak  $Al_2O_3$  ve Silisyum karbür kullanılmaktadır. SiC yoğunluğu alüminyumdan fazla olmasına rağmen düşük maliyetinden dolayı geniş kullanım alanına sahiptir. SiC partikülü kompozit malzemenin elastik modülü ve çekme dayanımında artışa sebep olur. SiC takviyesi ile kazanılan bir başka üstün özellik ise yüksek aşınma direncidir (Taşkın ve Orhan, 2004).

MMK malzemelerde ıslanabilirliği iyileştirmek için magnezyum gibi bazı alaşım elementlerinin bu malzemelerinin üretimi esnasında katıldığı bilinmektedir. Böyle alaşım elementlerinin matris ve seramik parçacık arasındaki ara yüzey bağıntı iyileştirmede ve dolayısıyla mekanik özellikleri de geliştirmede önemli bir rolü vardır (Aghajanian et al, 1986).

Ticari ve askeri hava araçlarının performansını arttırmak için uzay endüstrisinin değişmez isteği geliştirilen yüksek performanslı yapısal malzemelerin gelişimini sürdürmektir. Son yıllarda, MMK' lar, diğer malzemeler arasında tercih edilebilirliği artmaktadır. Al-SiC gibi alüminyum kompozitleri uzay araçlarında ağırlık ve maliyetten dolayı önemli potansiyele sahiptir. Geleceğin havacılıktaki itici güç ve güç sistemlerinin başarılı gelişimi için anahtar olan bu malzemelerdir. Bu malzemeler yüksek sıcaklıklara dayanabildiği gibi termal özelliklerinde gözle görülür gelişmeler de sağlamalıdır. Alüminyum havacılık endüstrisinde demir dışı matriks malzemesi olarak kullanılmaktadır. Alüminyum ve alaşımlarına katılan takviyelerin başlıca sebebi dayanımı, sertliği ve aşınma direncini arttırmaktır. Takviyeler sürekli fiberler, süreksiz fiberler, partiküller veya visker şeklinde olabilir. Son üçü alümina, silikon karbit veya silikon nitrit gibi inorganik malzemelerdir. Alüminyum kompozitlerde takviye olarak silisyum karbitin seçilmesi kolay elde

edilebilirliği, düşük maliyet ve fiziksel özelliklerinin mükemmel kombinasyonundan dolayıdır (93). Bunlara ilaveten, şekillendirilme kolaylığı ve ince levha haline getirilebilme özelliği diğer bir etkidir. Ancak saf alüminyumun oksijene olan yüksek ilgisinden dolayı döküm kabiliyetinin kötü oluşu, daha düşük mekanik özellikler göstermesi ve talaşlı imalatta işlenebilirliğinin iyi olmaması ve kaynakla birleştirme güçlükleri gibi problemleri de bulunmaktadır. Ancak, alaşım-lama yapılarak bu özelliklerde iyileşmeler elde edilebilmektedir. Diğer taraftan alüminyum malzemelerde, yorulma dayanımının düşük olmasından dolayı kırılma oldukça düşük gerilmelerde bile gerçekleşebilmektedir. Düşük ergime noktası dolayısıyla yüksek sıcaklık özelliği de iyi değildir. Ancak saf alüminyum düşük mekanik dayanımlarına karşılık iyi korozyon dayanımından dolayı kullanılmaktadır.

Özellikle parçacık takviyeli MMK parça üretiminde TM metodu kullanıldığında Al toz şeklinde matriks malzemesi olarak kullanılmaktadır. İlk etapta, Al tozları 1900'lü yılların başlarında pul ürünler olarak kullanılmıştır. TM teknikleriyle yüksek mukavemetli, alaşımlı alüminyum parçalarının üretimi ise 20. yüzyılın ortalarına rastlamaktadır. Günümüzde Al tozu yıllık üretim kapasitesinin yaklaşık 200 000 ton olduğu tahmin edilmektedir. Bu kapasitenin tamamına yakını gaz (hava) atomizasyonu ile üretilmektedir. Çünkü alüminyumun suyla atomizasyonu, yüksek reaksiyon hızı ve sonuçta hidrojen oluşumu sebebiyle yapılamamaktadır (Uslan, 1999). Al tozunun gerçek yoğunluğu ana metalin yoğunluğuna yakındır. Alüminyumun oksijenle reaksiyona girmesi, toz yüzeyinde  $Al_2O_3$  tabakası oluşturur. Al tozlarının yüzeyindeki bu ince oksit tabakası, tozların sinterlenmesinde önemli bir etkiye sahiptir. Oksit miktarı, toz boyutuna bağlı olarak, ağırlıkça % 0,1-1,0 arasında değişir. İnce tozlar, birim ağırlığa göre artan yüzey alanı sebebiyle, ağırlıkça en yüksek oksit yüzdesine sahiptir. Alüminyum tozları üzerindeki oksit tabakası kalınlığı, farklı atomizasyon şartlarında bile, göreceli olarak sabittir. Al, bu ince oksit tabakası sebebiyle havada kararlıdır. Bununla beraber, ince bölünmüş Al tozları kimyasal olarak reaktiftir (Uslan, 1999). Bu tez çalışmasında matriks malzemesi olarak gaz atomizasyonu ile üretilmiş alüminyum tozları kullanılmıştır.

Alüminyum tozları, ergiyik haldeki metalden atomizasyon yöntemiyle değişik saflık derecelerinde üretilirler. İşlem sırasında, açık havada kararlı olarak kalmasını sağlayan koruyucu ince bir oksit tabakası oluşur. Al tozunun formu, incelmış, çomak şekilli ve yassı yüzeylidir. Yani uzunluğu diğer iki ölçüsüne göre çok büyüktür. Genelde Al tozlarının boyutu 50 ile 150  $\mu m$  arasında değişir. Al tozunun katı roket yakıtlarında kullanımında ise bu boyut 10  $\mu m$ 'nin altına düşmektedir. Al tozlarının rengi çeşitli parlaklık derecelerinde metalik beyazdır. Al tozlarının çok geniş bir kullanım alanı olmasına rağmen başlıcaları şunlardır:

- Kaynak elektrotlarında oksijen giderici kaplama olarak,
- Roketler için katı yakıt yapımında (boyutu 10  $\mu m$ 'nin altındadır),
- Yüksek sıcaklık dayanımına sahip parçaların  $N_2$  altında sinterlenmesinde,
- Sürtünmeli ortamlarda çalışan parçaların üretiminde (roketlerin sürtünen parçaları, fren ve

kavramalar, fren balataları, vb.)

- Elmas taşlama disklerinde reçine ile karıştırılarak ve elmas takımlarda bağlayıcı olarak,
- Amonyum nitrat gibi maddelerle birlikte patlayıcı karışım imalinde,
- Dökümhanelerde ve demir-çelik sanayisinde çelik imalinde kullanılan ekzotermik karışımlarda oksit giderici (deoksidan madde) olarak (sıvı metalin içine kireç, soda veya başka bir maddeyle oksit giderici işlevi yapmak üzere püskürtülür),
- Tren rayı gibi büyük parçaların kaynağında kullanılan termit kaynağında ve Cr, Mn, V gibi metaller için oksit önleyici olarak,
- Fişek sanayisinde diğer nitrat ve pekloratlarla birlikte renkli ve renksiz havai fişek yapımında ve yağ ve su bazlı aydınlatma ve işaret verme maddelerinde,
- Duman oluşturuç karışımlarında,
- Kimya sanayisinde boya ve mürekkep üretiminde,
- Organik kimya sektöründe metal olmayan bileşik hazırlamada indirgeyici olarak kullanılmaktadır (103).

### 3.1.3. Takviye elemanları

Metal matriksli kompozitler için kullanılan takviye elemanları; parçacıklar, sürekli ve süreksiz fiberler, wiskerler ve benzerleridir. Takviye elemanlarının seçimi kompozit için çok önemlidir. Takviye elemanlarının özelliklerinin de çok iyi bilinmesi gerekmektedir. Fiberler; yoğunluk, üretim kolaylığı, ısıl direnç, kimyasal uyumluluk gibi kriterlere göre tetkik edilip, seçilmektedir. Özellikle uzay ve uçak sanayinde düşük yoğunluklu, yüksek mukavemet ve modüllü takviye elemanlarının kullanılması kaçınılmazdır. Yüksek modüllü ve yüksek mukavemetli bazı malzemelerin fiber veya wisker şeklinde üretilmeleri zordur ve özel tekniklerin uygulanması gerektiğinden ekonomik değildir. Bunun yanında, metalik kompozitler, genellikle yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirildiklerinden yüksek sıcaklıklarda fiberlerin mukavemetlerini koruma özellikleri, oda sıcaklığındaki mekanik özelliklerinden daha önemlidir. Takviye elemanının metalik matriks ile iyi bir ara yüzey bağı oluşturması ve matriks ile reaksiyona girmemesi gerekir.

Kompozit malzemeler takviye elemanının ismiyle anılmaktadır. Örnek olarak sürekli fiberle güçlendirilmiş ise; sürekli fiber takviyeli MMK veya kısa fiber ile güçlendirilmiş ise kısa fiber takviyeli MMK malzemeler olarak adlandırılmaktadır.

Kompozit üretilirken takviye elemanı seçimi, üretim tekniği, üretim esnasında elyafın matriks tarafından ıslatılabilmesi, yönlendirilmeleri ve elyaf içeriği kompozitin fiziksel ve mekanik özelliklerini belirler. Takviye elemanlarından aranan temel özellikler,

- Yüksek modül ve dayanım,
- Düşük yoğunluk,

- Kimyasal uyumluluk,
- Üretim kolaylığı,
- Isıl direnç gibi özelliklere göre seçilmelidir.

MMK'lar genellikle silisyum karbür veya grafit gibi seramik malzemelerin partikül veya fiber şeklinde takviyelendirilmiş alüminyum veya magnezyum gibi düşük yoğunluklu metalden oluşmaktadır. Takviyesiz metallerle karşılaştırıldığında MMK'lar yüksek aşınma direnci, yüksek dayanım ve sertlik, yüksek sıcaklıklarda çalışma gibi özellikler sağlar. Ancak MMK'ların metallerde karşılaştırılmasında bazı dezavantajlar görülmüştür. En önemlisi düşük süneklik ve dayanıma sahip olmaları bunun yanında üretim maliyetinin yüksek olmasıdır. MMK'ların günümüzdeki başlıca pazarları askeri ve havacılık uygulamalarıdır. Deneysel MMK parçalar hava araçları, jet motorları, füzeler ve NASA uzay mekiklerinde kullanımları için geliştirilmektedir. Amerika da partikül takviyeli MMK'ların ilk uygulaması füzelerin kılavuz sistemi kaplamaları için kullanılmışlardır.

$Al_2O_3$  ve SiC fiberler ve partiküller MMK'lerde takviye olarak sıkça kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımlarına bu takviyelerin ilavesi araştırılan konular arasındadır. Otomotiv ve havacılık endüstrisinde  $Al_2O_3$  veya SiC takviyeli alüminyum alaşım matris kompozitlerin uygulaması tribolojik özelliklerin önemli olduğu yerlerde pistonlarda silindir başlarında kullanılır. Böylece Al matris kompozitlerinin gelişimi çeşitli endüstrilerin isteklerini karşılaması için üzerinde durulmaktadır. MMK'lerin üretiminde matris alaşımında sert 2. faz partiküllerinin birleşmesi çok yararlı ve ekonomiktir. Seramik partiküllü MMK'ler işleme problemleri göstermektedir. Bundan dolayı son halinde üretilmektedir. Tekrar bir işleme gerek kalmamaktadır. MMK'ların öneminin ve kullanımının artması yüzünden üretim teknikleri son birkaç yıldır geliştirilmektedir (Kök, 2005).

**Çizelge 3.1.** Kompozitlerde kullanılan bazı takviye elemanlarının özellikleri (Şahin, 1994).

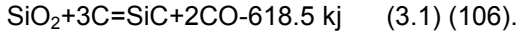
Fiber tipi	Çap ( $\mu m$ )	Yoğunluk ( $g/cm^3$ )	Elastik modül (gpa)	Çekme Dayanımı (gpa)
Saffil ( $\delta$ -alümina)	3	3.3	300	2.0
Fp ( $\alpha$ -alümina)	20	3.95	380	1.7
Sic	13	3.2	390	2.0
Bor	100-200	2.6	390	3.4
Sic kaplı bor	100-200	2.6	400	2.9

Yüksek dayanımlı karbon	6.8	1.8	235	2.6
-------------------------	-----	-----	-----	-----

SiC lerin üç çeşidi bulunmaktadır.

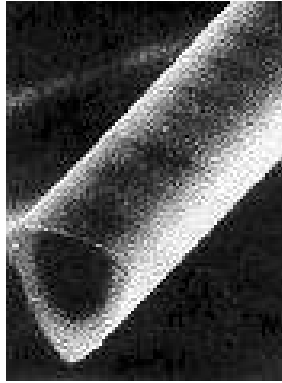
- Fiberler
- Wiskerler
- Toz parçacıkları

Ticari SiC, kok veya silisyum kumunun karışımından bir elektrik ocağında Acheson prosesi olarak bilinen yöntemle üretilmektedir. Karbon ve silika tuzunun karışımı 1700-2500 °C arasındaki sıcaklıklarda reaksiyona girer ve aşağıdaki reaksiyon oluşur.



Bazen tuz ve bağlayıcılar içerebilir. SiC doğada Güney Afrika'da elmas minerallerinde bulunmaktadır. SiC oldukça serttir ve ısıl iletkenliği yüksektir. Artan sıcaklıklarda yüksek mukavemetlidir (1000 °C de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ten 7,5 kat fazladır). SiC ün elastisite modülü 410 GPa dır. Normal basınçta erimez fakat 2815,5 °C' nin üzerinde ayrışmaya başlar. Malzeme yarı iletkendir. SiC havada çok yavaş olarak oksitlenir. Asitlerle tepkimeye girmez fakat yüksek sıcaklıklarda erimiş kostik, halojenler ve belirli metal oksitlerle reaksiyona girerler. Silisyum karbürler süper refrakter olarak kullanıma amacıyla fırın çeperi, mufl, pota ve besleme, kayma kızakları, sıcak siklon kaplaması, roket nozulları ve yanma çemberleri ve mekanik şaft contaları gibi birçok kompleks bileşik şekilde üretilirler. Bunlar erozyon ve korozyon direnci istenen valfler, cüruf blokları alüminyum döküm parçaları gibi yerlerde kullanılır. SiC ün elektrik uygulamaları ise aydınlatma kontrol ünitelerinde, ısıtma elemanlarında ve doğrusal olmayan dirençlerde kullanılmaktadır. Yüksek sertlik, mukavemet ve ısıl iletkenlik, yüksek performans uygulamalarının tümü için SiC mükemmel birleştiricilik yapar (90).

SiC uygulama yerlerinde en iyi şekilde kullanımı için ezilir, sınıflandırılır ve istenirse yüzey işleme yapılır. Silisyum karbür siyah ve yeşil olmak üzere iki kalitede üretilirler. Yeşil ürün daha yüksek SiC içeriğine sahip malzemedir(106). SiC partiküllerinin zayıf ıslatma özellikleri yüzünden küçük boyutlu partiküllerde kümelenmeler olabilir (Srivastava et al, 2005).



**Şekil 3.6.** SiC wisker (97).



Silisyum karbür fiberlerin oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve rijitliğini koruma özelliği bor fiberlerinden daha iyidir. Ergimiş alüminyumun SiC fiberler üzerindeki etkisi de bor fiberlere göre çok düşüktür. Bu nedenle alüminyum matrikslerin takviyelendirilmesinde kullanılan bor filamanları SiC ile kaplanır. Bor fiberlere benzer bir yöntemle üretilen silisyum karbürler uzun kristalli yapıya sahip olmalarına rağmen, yüzeyleri bor fiberlerinkinden daha düzgündür (Şahin, 2000).

Plastik deformasyon tekniklerinin yanı sıra, toz metalurjisi tekniği ile metalik matrikslerin SiC wiskerlerle güçlendirilmeleri mümkündür. Bu SiC wiskerler  $20 - 51 \times 10^{-6}$  mm çapında ve 30 µm uzunluğunda üretilirler. SiC wiskerlerle üretilen kompozitlerin önemli bir avantajı; ekstrüzyon, haddeleme, kalıpta dövme ve presleme gibi plastik şekil verme tekniklerinin, wiskerlerde mekanik bir hasar meydana getirmeden uygulanabilmesidir. Karmaşık şekilli parçalar sıcak izostatik presleme ile ekonomik bir şekilde üretilebilirler. Preslenmiş parçalar, minimum düzeyde bitirme işlemine ihtiyaç duyarlar. Kısaca SiC Wiskerleriyle pekiştirilmiş metalik kompozitler, klasik şekillendirme tekniklerinin uygulanabildiği tek sistemdir. Bu wiskerlerle güçlendirilmiş alüminyumun işlenebilirlik özelliği, sürekli SiC, bor ve alümina fiberle güçlendirilmiş Al esaslı kompozitlerden daha iyidir (Şahin, 1994).

SiC parçacıkları, aşındırıcı özelliğe sahip, sert ve keskin köşelidirler. Bunun yanında aşırı derecede kırılındırlar. Bir tür seramik takviye elemanı olan SiC, bor karbür ve elmadan sonra en sert takviye elemanıdır (Erdoğan, 1998). SiC parçacıkları diğer takviye elemanlarına göre daha ekonomiktir ve yüksek oksidasyon direncinin yanında yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve rijitliğini koruma özelliği bulunmaktadır.

### 3.2. Presleme

Preslemeden önce, seçilen metal tozları, dengeli homojen karışımı verecek şekilde karıştırılmalı ve bu karışım, kalıbın bütün bölgelerine dolacak akıcılıkta olmalıdır. Bunu başarmak için tozlar hassas bir şekilde tartılmalı, grafit gibi metal olmayan malzeme ile birlikte karıştırıcıya konulmalı ve katılan yağlayıcı ve % 0.5 ile 1.5 arasındaki bir oranda olmalıdır. Karıştırma zamanı ve hızı, sonradan gelecek işlemlerdeki malzeme davranışlarına ve üretilen parçanın özelliklerine etki eder. Kalıp aşınmasını en aza indirmek ve sıkıştırma basıncını azaltmak için yağlayıcının bütün tanelerle temasta olabilecek şekilde karıştırılması gerekir.

Tozların karıştırılması V veya Y tipi karıştırıcılar adıyla bilinen çift-koni karıştırıcılarda yapılır. Karıştırma işlemi, tozların tane boyutuna ve şekline göre topaklanmasını önlerken, akış karakteristiğini ve görünür yoğunluğunu da değiştirir. Ayrıca taneciklerin nispeten kırılmasına, yuvarlaklaşmasına ve yüzey pürüzlülüğünün giderilmesine sebep olur. Gerekliğinde fazla karıştırma taneciklerin önemli ölçüde plastik deformasyonuna sebep olabilir. Buda tozun sıkıştırılabilme özelliğini azaltıp, şekillendirme sırasında gerekenden fazla soğuk işlem gerektirir. Karıştırma, genelde toza yağlayıcı veya alaşım elemanı ilavesi gerektiğinde yapılır. Amaç, farklı

yapıdaki malzemelerden isteğe ve ihtiyaca bağlı yeni bir karışım elde edilmesidir.

Sinterleme dahil bütün işlem kademelerinin değerlendirilmesi yapılmadan yeterli derecede karıştırma yapıp yapılmadığına karar vermek oldukça güçtür.

Karıştırılan tozlar, sinterlemeden sonra boşluk oluşturabilecek herhangi bir yabancı maddenin veya yağlayıcı birikintisinin tozun içine girmemesi için gerekli tedbirler alınmalıdır. Presleme işlemine başlamadan önce toz karışımların iki önemli özelliği olan, akma hızı ve görünür yoğunluğu kontrol edilmelidir.

Presleme de metal tozu rijit kalıp boşluğuna doldurulur. Daha sonra iki veya daha fazla eksenel hareketli alt ve üst zimba vasıtasıyla istenen şekle ve oldukça homojen yoğunluk dağılımına sahip olacak şekilde sıkıştırılır. Bu işlem esnasında her toz tanesi basınç kaldırıldıktan sonra da bağlı kalacak şekilde çok sıkı sıkıştırılmalıdır. İyi derecede bir sıkıştırma için tozlarda plastik özellik, pres ve kalıpta da yüksek sıkıştırma özelliği gereklidir.

Bu şekilde elde edilen sıkıştırılmış parça, birbirlerine göre izafi hareketli dişi kalıp ve alt zimbalar yardımıyla kalıptan çıkarılır.

Tozların sıkıştırılması, dışarıdan basit görünmekle birlikte çok parametrelili karmaşık bir işlemdir. Sıkıştırma sırasında yalnızca konstrüksiyon ile ilgili kriterler değil aynı zamanda sıkıştırma olayının mekanizması da göz önünde bulundurulmalıdır. Sıkıştırma kalıplarının şekillendirilmesinde sıkıştırma işleminin özelliklerinin bilinmesi de önemlidir. Sıkıştırmanın başladığı andaki kalıp iç yüzeyinde oluşan sürtünme, diğer bütün kuvvetlerden daha büyüktür. Fakat kalıbın merkezine doğru yavaş yavaş azalır. Bu sırada basınçtan dolayı toz parçacıklarının yer değiştirmesi esnasında her toz parçacığı, üzerindeki basıncın tesiriyle direncin en az olduğu yöne dolayısıyla daha az yoğun bölgelere kaçma eğilimi gösterir. Böylece, tozların akışının sadece sıkıştırma yönünde olmadığı aynı zamanda kısmen yanlara doğru, fakat daha çok kalıp merkezine doğru bir toz akışının da olduğu anlaşılmaktadır (Gökmusaoğlu, 1969).

Soğuk preslemede, gözeneklerin oluşmaması ve sıkı bir yapı isteniyorsa presleme çok yüksek basınçlar altında yapılmalıdır. Uygulamada soğuk preslemeyi sınırlı kılan bu yüksek basıncın elde edilmesinin zorluğudur. Bu yöntemle üretilmiş kompozitlere, preslemeden sonra sinterleme işlemi uygulanarak hem oluşan mekanik hatalar giderilir hem de daha dayanıklı hale getirilir.

Toz metalurjisi yöntemini diğer yöntemlere göre daha avantajlı kılan özelliği düşük sıcaklıklarda çalışılmasıdır. Üretim anında, fiber - matriks arasında herhangi bir reaksiyon oluşmadığından kompozitte istenilen mekanik özellikleri elde etmek daha kolaydır. Toz karışımların elde edilmesinde, takviye elemanlarının matriks malzemesi ile harmanlanıp karıştırılması zaman almakta ve böylece maliyet artmaktadır. Ayrıca toz metalurjisi yönteminin çok temiz ortamlarda ve çalışma şartlarında yapılması gerekmektedir. Yeterince temiz çalışma ortamı oluşmadığı takdirde, kompozitin mekanik özellikleri ve yorulma dayanımı olumsuz etkilenir.

Toz metalurjisi ile üretilen makine parçalarının şekil ve boyu üzerindeki kısıtlamalar sıkıştırma işlemleri ile ilgilidir. Metal tozlarını preslemek için birçok uygun yöntem vardır. Fakat bunlardan çok azı homojen yoğunluk dağılımı sağlayabilir. Toz metalurjisinde parçanın sıkıştırıldıktan sonraki yoğunluğu önemli özelliklerden biridir. Genel olarak yoğunluğa etki eden parametreler şunlardır:

1.Şekillendirme basıncının artırılması, tanecik hareketini ve deformasyonu artırır. Bu da toz taneciklerinin daha fazla kırılarak ufalanmalarına neden olur.

2.Tanelerin büyük olması, toz kütlelerinde daha büyük deformasyonlara neden olan gerilme dağılımlarının oluşmasını sağlar.

3.Sertlik ve mukavemetin düşük olması deformasyonu kolaylaştırır.

4.Şekillendirme hızının azaltılması tane hareketlerini artırır.

Preslenmiş parçanın tüm yüksekliği göz önüne alınırsa daima basıncın büyüdüğü yönde akıp giden bir yoğunluk düşüşü tespit edilebilir. Tek yönlü baskılarda parçanın zımbaya en uzak bölgesinde yoğunluk dağılımı görülür. Preslenmiş bir parçanın yoğunluğundaki istenmeyen bu farklar parça boyuyla direkt alakalıdır. Bu farkları azaltmak için,

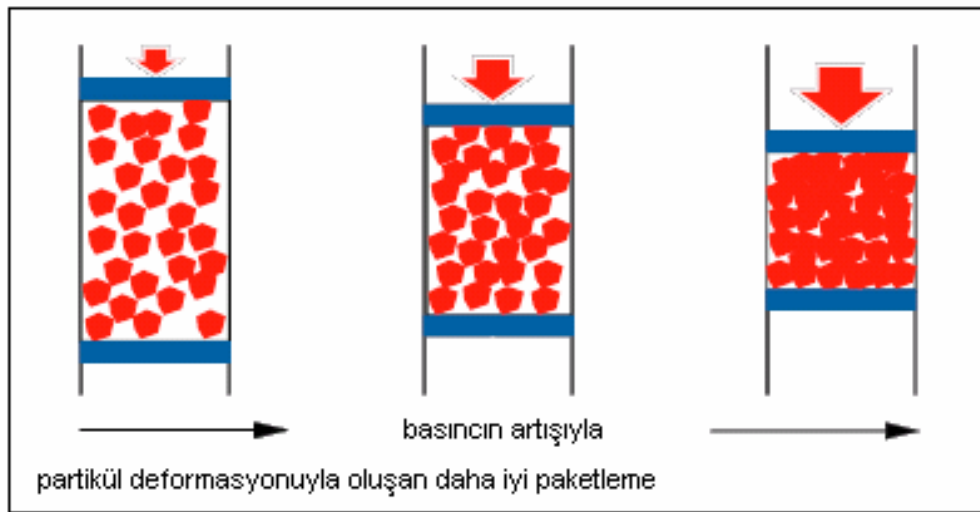
1. Kalıbın sürtünmeye maruz kalan yüzeylerinin temiz olması,

2. Tozların akıcılığının iyi olması,

3. İç sürtünmenin büyük olmaması,

4. Tozların şekil alma kabiliyetine sahip olması (Gökmusaoğlu, 1969) gerekmektedir.

Şekil 3.7' de görüldüğü gibi, sıkıştırma işlemi bir kalıp içerisinde yapılır ve oluşturulan şekil, sinterleme ile istenen mukavemete getirilir. Böylece bu uygulama, bir tozun şeklini, özelliklerini ve yapısını bitmiş bir ürüne dönüştürür. Ayrıca, mukavemet ve sertliği artırmak için su verme ve temperleme ile üründeki keskin kenarların yuvarlatılması gibi işlemler, diğer ürün bitirme operasyonlarıdır (Clapp, 1995).



Şekil 3.7. Presleme aşamaları (Altinkök, 2002).

Presleme öncesi kalıba serbest düşen tozların yoğunluğu (ham yoğunluk) kalıbın titreştirilmesiyle büyük oranda arttırılmış olur. Titreşimle kazanılan yoğunluk artışı tozun şekli ve toz dağılımı ile ilişkilidir. Örneğin; düzensiz şekilli tozlarda küresel ve düzgün yüzeyli tozlara göre bu artış çok daha fazladır. Bunun nedeni küresel şekilli tozların bağıl yoğunluklarının yüksek, düzensiz şekilli ve dar toz boyut dağılımına sahip tozların ise bağıl yoğunluklarının düşük olmasından kaynaklanmaktadır. Bağıl yoğunluk, ham yoğunluk değerinin teorik yoğunluk değerine oranı olarak tanımlanabilir (Altınkök, 2002).

Tozların yüzey şekli akıcılık davranışlarını etkilemektedir. Genel olarak tozların yüzey şekli düzensizdir. Ayrıca küresel veya küresele yakın yüzey yapısındaki toz malzemelerin kalıp içerisine akış davranışları ile kalıp içerisinde paketlenme özellikleri daha iyi olmaktadır. Ayrıca aynı malzeme türü için küresel şekilli tozlar yaprak levha şekli tozlara oranla preslemede basıncı daha etkili ilettikleri söylenebilir. Burada belirtilenlerin dışında tozların fiziksel ve mekaniksel özelliklerinin de presleme yolu ile sıkıştırılabilirliğine (yoğunlaştırılması) etkileri vardır. Tablo `de tozların önemli özellikleri ve bunların etki ettiği faktörler özetlenmiştir.

**Çizelge 3.2.** Metal tozun etki ettiği faktörler (Altınkök, 2002).

Önemli özellikler	Etkisi
Tozun boyutu	Görünen yoğunluk
Boyut dağılımı	Akış davranışı
Toz şekli	Ham dayanım
Kimyasal kompozisyon	Sıkıştırılabilirlik
Yüzey özellikleri	Sinterleme
Mikroyapı	Şekillendirilebilirlik, tokluk

Dendrit şeklindeki toz partikülleri yüksek sıkıştırılabilirlik özelliği göstermektedir. Bu nedenle özellikle bronz burç yataklar, bakır içeren karbon motor fırçaları ve sürtünen malzemeler ile kesme takımlarının - elmas kesici uçların imalinde bu tip tozlar tercih edilmektedir. Elektrolitik bakır tozları yüksek saflıkları ve iyi preslenebilirlikleri nedeniyle 1970`li, yıllardan bu tarafa tercih edilmişlerdir (Altınkök, 2002).

Sıkıştırma çelik veya karbür kalıplar içinde 300-800 MPa gibi basınçlarla yapılır. Karmaşık şekilli parçalar tek operasyonla dakikada 25 parça hızla üretilebilir. Parçalar sinterleme öncesi sıkıştırma sonucu yeterli mukavemeti aldıklarında kalıptan çıkarılır. İyi bir sıkıştırma ile neredeyse teorik özgül ağırlığa yakın yoğunlukta parça üretimi mümkün olabilir. Örneğin; 800 MPa basınçta, demir tozları  $7.3 \text{ g/cm}^3$  gibi teorik özgül ağırlığın yaklaşık % 93`ü sağlanabilir. Sıcak sıkıştırma denilen alternatif sıkıştırma işlemi ile TM parçanın özgül ağırlığı  $0.2 \text{ g/cm}^3$  kadar artırılabilir. Sıcak sıkıştırma işleminde toz karışımı özel bir yağlayıcı ile yağlanır ve kalıplar yaklaşık 130-150 °C sıcaklığında işlem tamamlanır. Sıcak sıkıştırma işleminin avantajlı yanı,

sinterleme öncesi parça daha yüksek mukavemete sahip olduğu için bazı talaş kaldırma işlemleri yapılarak takım ömrünü artırmasıdır (Altınkök, 2002).

### 3.3. Sinterleme

Tüm toz metal ve seramik parçalar mukavemet kazandırmak amacıyla yüksek sıcaklıklarda sinterlemeye tabi tutulurlar. Sıkıştırılmış toz parçalar arasındaki bağlantı yapışma, mekanik kilitleme ve benzeri türden zayıf bağlar olup kristal kafes içerisindeki bağ dayanımına kıyasla çok zayıf kalmaktadır. Sıkıştırılmış toz yapılar içerisindeki partiküller bir biri ile temas ediyor olsa da her bir partikül diğerinden bağımsızdır. Sinterleme ile partikül temas noktaları artmakta ve atomlar ve iyonlar arasında fiziksel bir bağ oluşmaktadır. Bu türden bağ oluşumu kristal kafes sistemi içerisindeki yüksek dayanımlı atomsal bağlanma ile benzeştir. Tek fazlı sistemlerde (saf toz kullanımında) sinterleme tamamen katı fazda gerçekleşir. Çok fazlı sistemlerde (birden fazla türde toz bir arada kullanılması durumunda veya toz içerisinde bulunan safsızlıklar) sinterleme işlemi sıkıştırılmış parçanın katı formunun (iskeletini) koruyacak şekilde sıvı fazda gerçekleşebilir. Sinterleme ile preslenmiş toz parçalarda yoğunluk artışına neden olan boyutsal (veya hacimsel) küçülme meydana gelir. Bu durum özellikle çok ince taneli tozlarda daha fazla görülür (Altınkök, 2002).

Sinterleme işlemi, preslenmiş TM parçalarına çalışma şartlarına dayanabilecek özellikleri kazandırmak amacıyla ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta uygulanan ısı işlemidir. Sinterleme, gözenekli yapıda bir form (Şekil 2) kazandırılmış tozların spesifik yüzey alanının küçülmesi, partikül temas noktalarının büyümesi ve buna bağlı olarak gözenek şeklinin değişmesine ve gözenek hacminin küçülmesine neden olan ısı olarak aktive edilmiş malzeme taşınımı olayı olarak tanımlanabilir Tüm toz metal ve seramik parçalar mukavemet kazandırmak amacıyla yüksek sıcaklıklarda sinterlemeye tabi tutulurlar. Sıkıştırılmış toz parçalar arasındaki bağlantı yapışma, mekanik kilitleme ve benzeri türden zayıf bağlar olup kristal kafes içerisindeki bağ dayanımına kıyasla çok zayıf kalmaktadır. Sıkıştırılmış toz yapılar içerisindeki partiküller bir biri ile temas ediyor olsa da her bir partikül diğerinden bağımsızdır. Sinterleme ile partikül temas noktaları artmakta ve atomlar ve iyonlar arasında fiziksel bir bağ oluşmaktadır. Bu türden bağ oluşumu kristal kafes sistemi içerisindeki yüksek dayanımlı atomsal bağlanma ile benzeştir. Tek fazlı sistemlerde (saf toz kullanımında) sinterleme tamamen katı fazda gerçekleşir. Çok fazlı sistemlerde (birden fazla türde toz bir arada kullanılması durumunda veya toz içerisinde bulunan safsızlıklar) sinterleme işlemi sıkıştırılmış parçanın katı formunun (iskeletini) koruyacak şekilde sıvı fazda gerçekleşebilir. Sinterleme ile preslenmiş toz parçalarda yoğunluk artışına neden olan boyutsal (veya hacimsel) küçülme meydana gelir. Bu durum özellikle çok ince taneli tozlarda daha fazla görülür (Altınkök, 2002).

Tek bileşenli sistemlerde sinterleme sıcaklığı genellikle metalin ergime sıcaklığının 2/3 veya 4/5'i alınarak tesbit edilirken, birden fazla bileşenli sistemlerde ise sinterleme sıcaklığı, ergime sıcaklığı düşük olan bileşenin ergime sıcaklığının üzerinde, ergime sıcaklığı yüksek olan

bileşenin ergime sıcaklığının altında seçilir. Sinterleme süresi kullanılan malzemeye göre değişir. Sinterleme süresi ile sinterleme sıcaklığı arasında ters orantılı bir ilişki vardır. Sinterleme sıcaklığı yükseldikçe sinterleme süresi kısalır.

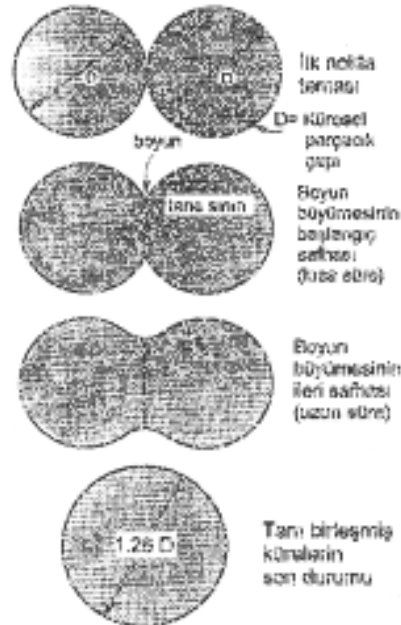
Sinterleme işlemi ile; 1. Kimyasal değişim, 2. Boyutsal değişim, 3. İç gerilmelerin giderilmesi, 4. Toz parçacıklarında değişimler, 5. Alaşımlama gibi önemli etkiler meydana gelir.

Sinterleme işleminde, toz taneciklerindeki boyutsal değişimler sonucunda toz özelliklerinde de değişimler oluşur. Preslenmiş toz parçalar sinterlendiğinde yüksek mukavemet kazanırlar. Mukavemette ve diğer özelliklerde sinterleme sıcaklığının artmasıyla iyileşmeler görülür.

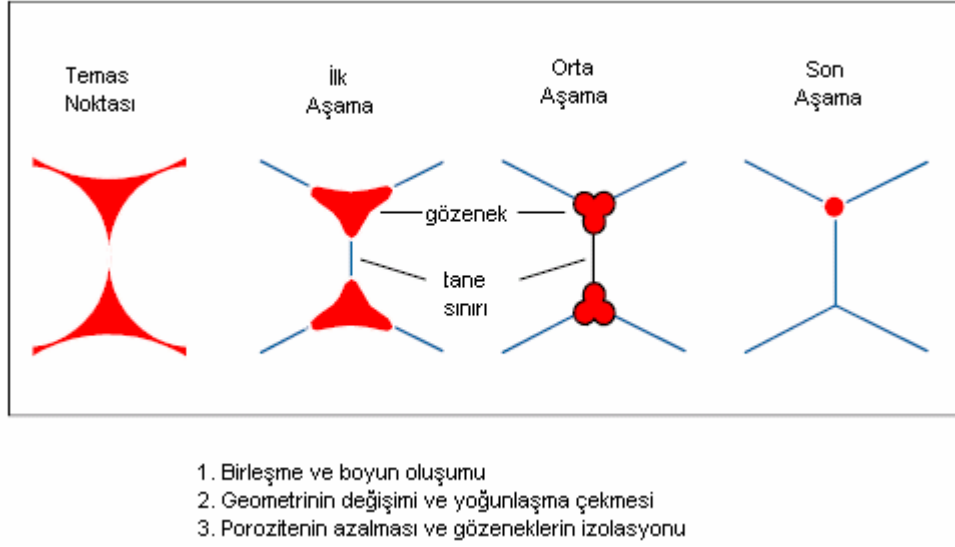
Sinterleme işleminde, yüksek sıcaklıklarda parçacıklar birbirine yakınlaşır. Katı hal atomik geçiş olaylarının görüldüğü sinterleme işlemi, ergime noktasının altındaki sıcaklıklarda uygulanmasına rağmen birçok durumda sıvı-faz oluşumu gerçekleşir. Mikroyapı boyutundaki kaynaklaşma, parçacıkların temas noktalarında yapışma boyunlarının büyümesi şeklinde oluşur. Bu şekildeki boyun büyümesi toz özelliklerinin değişmesine de neden olur.

Sinterlemenin başlaması yapışık (ya da sadece birbirine dokunan) bağlantıların katı-hal bağına dönüşümü ile olur. Burada bir partiküle ait yüzey atomu en az iki partikül tarafından paylaşılır duruma geçer.

Sinterleme işlemi sırasında, nokta teması ile başlayan, ara parçacık bağının gelişmesi ile devam eden mekanizmaya çift-küre sinterleme modeli denir (Şekil 3.8). Bu modelde, parçacık temasının sonucunda oluşan boyun büyümesiyle yeni bir tane sınırı oluşur ve iki parçacık ilk çapın 1.26 katı olan bir son çapla tek bir parçacık oluşturacak şekilde birleşir.



**Şekil 3.8.** Çift-küre sinterleme modeli (German, 1994)



**Şekil 3.9.** Sinterleme basamaklarına göre gözenek yapısındaki değişim (German, 1994)

Toz kütlelerinde, sahip oldukları büyük yüzeylerden dolayı yüzey enerjisi bulunur. Bununla birlikte, bu enerji çok fazla değildir. 1 mikron çapında küresel bakır tozunun 1 mol gramının yalnızca yaklaşık 10 kalori fazla enerjiye sahip olduğu hesaplanmıştır. Sinterleme sırasında tozların birbiriyle bağlanması ve toz yüzeylerinin düzelmesiyle yüzey alanları azalır ve böylece yüzey enerjisi de azalır.

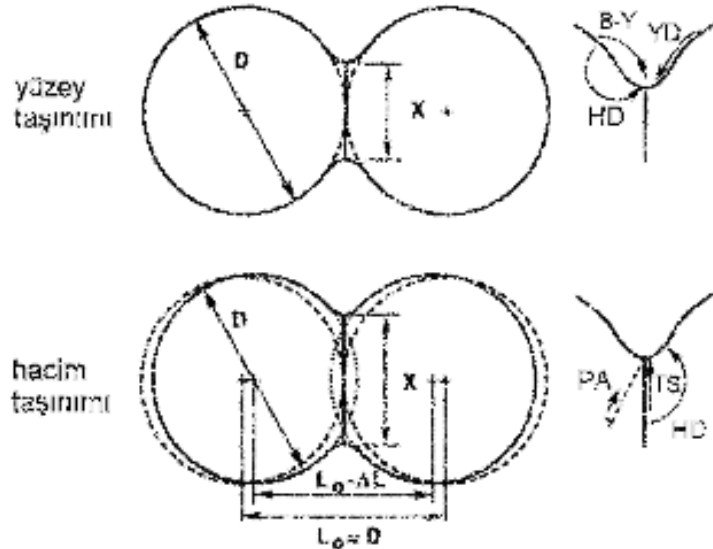
Sinterlemenin oluşabilmesi için atomların yeterli akıcılığa sahip olması gerekir. Atomik akıcılık sıcaklığın bir fonksiyonu olduğundan, sinterleme önemli derecede sıcaklığa bağlıdır. Sinterleme işlemi, yüzey enerjisi ile alakalı olduğundan ince ve düzensiz tozlar için kaba küresel tozlara göre daha çok enerji harcanır.

Sinterleme işlemi aşağıdaki kademelerden oluşur. Mumun giderilmesi, sinterleme, soğutma aşamalarından oluşur. Mumun giderilmesi bölgesinde yağlayıcının uçması sağlanır. Aynı anda toz tanecikleri üzerindeki oksitler fırın içinde redüklenirler ve birbirine temas eden taneciklerde ilk bağlanma başlar. Sinterlemenin ana mekanizmaları yüzey ve hacim difüzyonudur. Difüzyon ile katkı maddelerinin demir içine difüze olmaları sağlanır. Termodinamik kurallarına göre enerjiyi minimize edebilmek için porozitelerin yuvarlanması ve küçüklerin büyüklerin gelişimine yardımcı olabilmek için kaybolduğu gözlenir. Sinterleme fırınının soğutma bölgesinde, parçaların hava ile temas ederek oksitlenmelerini engellemek amacıyla oksitlenmeden koruyucu bir gaz altında soğumaları sağlanır.

### 3.3.1. Malzeme Transfer Mekanizması

Transfer mekanizması, harekete geçirici kuvvetlerin kütle akışı meydana getirmesi ile çalışır. Hacim ve yüzey taşınımı olmak üzere iki türlü malzeme transfer mekanizması vardır (Şekil 3.10). Sinterlemeyi kontrol eden yüzey taşınımı, tane yüzeyinde kütle akışı meydana getirir. Yaygın sinterleme özelliklerinin yüzey taşınımıyla geliştirilmesine rağmen boyutsal değişim

olmaz ve yoğunluk sabit kalır. Yüzey taşınımına sırasıyla yüzey difüzyonu ve buharlaşma-yoğunlaşma olmak üzere iki önemli mekanizma yardımcı olur. Yüzey taşınımıyla boyutsal değişim olmaz, fakat sinterlemedeki hacim taşınımı boyutsal değişmeye sebep olmaktadır. Hacim taşınım mekanizması; hacim difüzyonu, tane sınırı difüzyonu, plastik ve viskoz akıyı kapsar. Plastik akının önemsiz olduğu düşünülür. Sinterleme sırasında karşılanan yüzey gerilmesi yeni dislokasyonlar üretmek için yetersiz kalır. Bununla birlikte, elektron mikroskobu ile ince tozlar ısıtılırken, boyun bölgesinde dislokasyon hareketinin meydana geldiği görülmüştür. Her iki taşınım mekanizmasında da blok parça yüzey alanı, boyun büyümesiyle azalmasına rağmen, sinterleme sırasında esas değişiklik yoğunlukta meydana gelir. Genellikle, hacim taşınım mekanizması son sinterleme bölgesinde aktiftir. Bu değişik difüzyon mekanizmaları malzemeye, tane boyutuna, sinterleme devresine, sıcaklığa ve diğer bazı işlem parametrelerine bağlıdır.



**Şekil 3.10.** Çift-küre sinterleme modeli üzerinde gösterilen malzeme transfer mekanizmaları (German, 1994)

Yüzey taşınım mekanizması, yüzeyde kütle hareketi sağlayarak boyun büyümesi meydana getirir (BY=buharlaşma-yoğunlaşma; YD=yüzey difüzyonu; HD=hacim difüzyonu). Hacim taşınım mekanizmasında ise boyun büyümesinin oluşumu için iç kütle kaynakları kullanılır (PA=plastik akı; TS=tane sınırı difüzyonu; HD=hacim difüzyonu). Yalnızca hacim taşınım mekanizmalarında, iki parçacığın yaklaşması ile büzülme oluşur.

Sinterlemeyi üç devreye ayırabiliriz. Bunlar; 1. İlk sinterleme devresi, 2. Orta sinterleme devresi, 3. Son sinterleme devresidir. Bu sinterleme devreleri aşağıdaki şekilde açıklanabilir.

### 1. İlk sinterleme devresi

Kütle taşınım mekanizmasına bağlı olarak tanecikler arasında temas noktasında boyun büyümesi başlar. Boyun bölgesinin içine doğru net bir kütle akısı vardır. Boyun yarıçapının

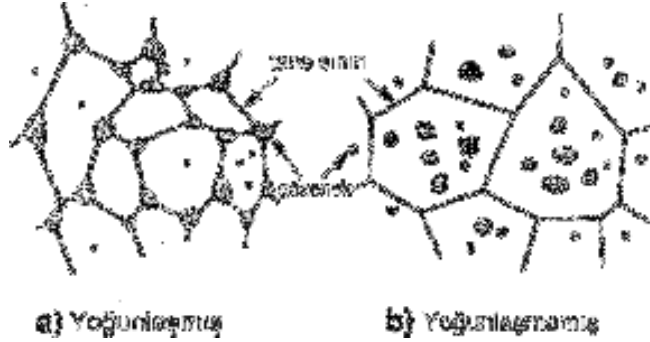


( $X/2$ ), parçacık çapına ( $D$ ) oranının 0.3'den az olduğu kısım sinterlemenin ilk aşaması olarak adlandırılır (German, 1994). Boyun büyümesi oranı ve gözenek büzülmesi oranı düşüktür.

## 2. Orta sinterleme devresi

Bu ikinci devrenin en önemli özelliği, hacim ve tane sınırı difüzyonu ile gerçekleşen yoğunluk artışı ve tane büyümesidir. Orta kademedeki gözenekler, ilk kademeye göre daha düzgün şekillidir ve birbirlerine bağlı silindirik bir yapıya sahiptirler. Fakat açık gözenekler son sinterleme devresine kadar kalır. Bazı durumlarda boyutsal değişim arzu edilmez. Böyle durumlarda yoğunlaşmayı en aza indirmek için kısa sinterleme zamanı, düşük sinterleme sıcaklığı ve yüksek sıkıştırma basıncı kullanılır.

Orta sinterleme devresinin başlangıcında, gözenekler tane sınırlarına yerleşmiş durumdadır. İlerleyen sinterleme zamanı ile gözenekler ve tane sınırları arasındaki bazı etkileşimler meydana gelir. Bu etkileşimler iki tür mekanizmayla oluşur: 1. Tane büyümesi sırasında gözenekler tane sınırı hareketiyle sürüklenir, 2. Tane sınırları, gözeneklerin yerlerinden ayrılması ile bozulur. Sinterleme sıcaklığı arttıkça tane sınırlarının hareket oranı artar. Gözenekler tane sınırlarından daha yavaş hareket ettikleri için tane sınırlarından ayrılırlar. Tane içerisindeki gözeneklerin ayrışması sertlik artışına neden olur ve teorik yoğunluk da % 70 ile % 90 arasında değişir. Bu sinterleme devresinde, gözenekler Şekil 3.11'de gösterilmiştir. Orta sinterleme devresinin sonucunda, silindirik gözenekler, tane büyümesini yavaşlatmada o kadar etkili olmayan küresel gözeneklere dönüşmeye başlar. Bu da sinterlemenin son aşamasının başlangıcının göstergesidir.



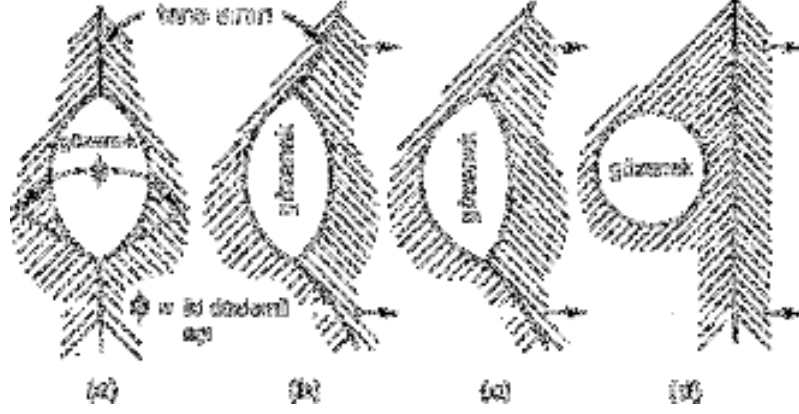
Şekil 3.11. Orta sinterleme devresinde gözenekler (German, 1994)

## 3. Son sinterleme devresi

Tane sınırlarından ayrılmış ve izole edilmiş kapalı küresel gözeneklerin oluşumu sinterlemenin son devresini tanımlar. Bu küresel gözenekler hacim taşınım mekanizması ile büzülür ve gözeneklilik oranı azalır. Bu son kademedeki, % 92'yi geçen bir teorik yoğunluk görülür.

### 3.3.2. Sinterleme Atmosferleri ve Etkisi

Sinterleme için gerekli atmosfer prensip olarak parçaların ve fırının oksitlenmesini önlemek, yüzey oksitlerini indirgemek, fırında buharlaşan yağlayıcı gazları dışarı atmak ve demir karbon alaşımlarında olduğu gibi blok parçanın bileşimini kontrol etmek için kullanılır.



**Şekil 3.12.** Son sinterleme devresinde bir gözeneğin izole edilişi ve kapanması (German, 1994)

Genellikle, bu atmosferler endotermik gaz ve kırılmış amonyaktır. Bununla birlikte saf hidrojen ve egzotermik gazlar da nadir olarak kullanılır. Ne yazık ki her malzemenin sinterlenmesinde kullanılabilecek ortak bir gaz yoktur. Bu nedenle, atmosfer seçimi, basit gaz sistemlerinden karmaşık gaz sistemlerine kadar birçok alternatiften en uygun ve verimlisini seçmeyi gerektirir. Atmosfer seçimi, sinterlenecek malzemeye göre yapılır. En iyi şartları sağlayacak atmosfer seçilirken ekonomiklik ve güvenilirlik gibi diğer faktörlerde hesaba katılır. Endüstride kullanılan atmosferler aşağıdaki şekilde sınıflandırılabilir;

**1. Yerde üretim:** Bu yöntemde fırının yanına yerleştirilen düzenek yardımıyla atmosfer üretilir. Bu metot egzotermik, endotermik ve kırılmış amonyak atmosferlerinin üretim için kullanılır. Egzotermik atmosfer, bir hidrokarbon gazın hava miktarının kontrol edildiği bir refrakter yanma hücresinde yakılması ile üretilir. Endotermik atmosfer ise propan ve doğal gaz gibi hidrokarbonların reaksiyonuyla üretilir. Endotermik atmosferler daha çok karbon çelikle-rinde kullanılır. Fırın yanında üretilebilen atmosferlerden olan kırılmış amonyak, susuz amon-yağın, katalizör doldurulmuş ve 900-980 °C'ye kadar ısıtılmış amonyak kırıcı içerisinden geçirilmesi ve buharlaştırılması ile üretilir. Üretilen bu üç tür gaz da fırın atmosferi olarak kullanılmadan önce soğutulur.

**2. Sentetik atmosferler:** Genellikle fırının dış kısmında depo edilmiş kütle gazlar, gereken kompozisyonu gerçekleştirecek karıştırma ünitesine aktarılır. Eğer karbon kontrolü gerekliyse bu karışıma az miktarda doğal gaz ve propan gibi hidrokarbonlar ilave edilir. Azot ve hidrojen oranları %100'e varan oranlarda değiştirilebilir. Elde edilen atmosfer, karıştırma ünite-sinden fırına gönderilir.

**3. Dupleks sistemler:** Sentetik atmosferlere çok benzerler. Tüpte depolanmış azot gazı, bir veya daha fazla gazla istenilen atmosfer bileşimini verecek şekilde karıştırılır. Bu sınıftaki iki temel atmosfer, kırılmış amonyakla azot ve endotermik gazla azottur.

Sinterlemede kullanılan atmosferler, parçaları oksitlenmekten koruduğu gibi, mevcut oksitleri de indirger ve atmosferin bileşimine göre karbürizasyon veya dekarbürizasyon meydana getirir. Sıcaklık ve son karbon konsantrasyonu, karbürizasyon uygulamaları için bilinmesi gerekli parametrelerdir. Eğer karbon miktarı kontrol edilemezse fazla karbon atmosferle reaksiyona girerek kaybedilebilir veya fazla karbürizasyon meydana gelir. Karbon miktarı, su buharı-hidrojen, karbondioksit-karbonmonoksit ve metan-hidrojen oranları ile belirlenir.

#### 3.4. Toz Metalurjisinin Tarihçesi

**Çizelge 3.3.** Tarihte toz metalurjisi uygulamaları (Saritaş,1994; Lawley, 1992; Roll, 1984) .

Toz Metalürjisi Uygulaması	Uygulama Tarihi
Demir tozundan sert objeler	İÖ 1200 (99)
Mücevherat Üzerine Altın Tozu Püskürtmeleri	İnkalar (German, 1994)
Demir Oksiti ( $Fe_2O_3$ ) Ergitmeksizin Körüklerle Hava Üflenmesi Sonucu Taş Kömürü İle Isıtılarak İndirgenmişler Ve Elde Ettikleri Sünger Demiri Çekiçle Döverek Metal Tozları Haline Getirmişlerdir. Bu Tozlardan, Gözenekli Malzemelerle Sinterleme Veya Sıkıştırma Yolu İle El Aletleri Yapmaları İlk TM Uygulamaları Olarak Değerlendirilebilir	M. Ö. 3000- Mısırlılar (Roll, 1984)
6.5 Ton Ağırlığında İndirgenmiş Demir Tozu Kullanılarak yapılan yeni Delhi sütunu (German, 1994; Roll,1984)	M. Ö. 3000
İnce Platin Tozunu Endüstriyel Olarak Üretmeyi Başarmıştır	Wollaston, 1829 (Saritaş, 1994; Lawley, 1992)
Çökertilmiş Bakır Karbonatı İndirgeyerek Elde Etmış Olduğu Bakır Tozlarından Madeni Paralar Üretmiştir.	1830 yılında Osann
Metal Tozlarından Kendinden Yağlamalı Yatak Üretimi	1870 yılında Gwynn (Lawley, 1992; Roll, 1984)
Lamba Teli Olarak Önceleri Karbon, Sonra Osmiyum, Zirkonyum, Vanadyum, Tantalum Ve En Son Olarak Da Tungsten Tozlarının Kullanılmasıdır	19. yüzyılın son çeyreğinden(Roll, 1984)
Kobalt Tozundan Sert Metal Üretimini	Krupp firması 1914(Saritaş, 1994; Roll, 1984).

---

### Denemiş

Otomotiv Sektörünün Büyümesiyle Birlikte II. Dünya Savaşı sırasında  
Demir Tozu Teknolojisi İlerlemeye Başlamıştır  
Bakır Tozu Ve Kendinden Yağlamalı Yataklar 1940'lı yıllarda ve 1950'li yılların  
başlarında(Lawley, 1992; Roll, 1984).  
Uzay Ve Nükleer Teknolojilerindeki II. Dünya Savaşı'ndan sonra  
Gelişmelerle Birlikte; Tungsten, Molibden,  
Titanyum Gibi Refrakter Ve Reaktif Metaller  
İle Berilyum, Aranyum, Zirkonyum Gibi  
Nükleer Metaller Olan İhtiyaç TM'yi Daha  
Yaygın Hale Getirmiştir (Roll, 1984)  
Dövme Çelik Parçalar, Takım Çelikleri, 1960'larda(Sarıtaş, 1994).  
İzostatik Preslenmiş Süper Alaşımlar

---

### 3.5. Toz Metalurjisinin Uygulama Alanları

İleri teknoloji malzemeleri grubunda önemli bir yer tutan MMK ler, yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahip olmaları, iyi bir korozyon direnci ve aşınma dayanımı ve yüksek sıcaklık uygulamalarında yer almaları bu alanda yıllardır kullanılmakta olan geleneksel malzemelerin kullanım sahasını her geçen gün daraltmaktadır. Seri imalat alanlarında, örneğin otomobil endüstrisindeki bazı parçaların MMK ürünlerinden yapılması ve uzay teknolojisinden spor malzemelerine gittikçe genişleyen bir kullanım sahasının oluşması, hem endüstri alanındaki hem de akademik alandaki çalışmaların bu tür malzemeler üzerine yoğunlaşması bunun bir kanıtıdır (Şahin, 2002). MMK'in toz metalürjisi (TM) ile üretimi döküm gibi geleneksel üretim yöntemleriyle karşılaştırıldığında çok daha iyi sonuçlar vermektedir. TM tekniği ile matris içinde katkı oranı ve dağılımının rahatlıkla kontrol edilebilmesi parçanın son boyutlarında şekillendirilebilmesi diğer üretim tekniklerine göre önemli avantajlarıdır. Ayrıca üretim sonrası ekstrüzyon, haddeme, dövme gibi ek termomekanik işlemler gerektirmemesi, ince taneli matris oluşumunun sağlanması, süperplastisite yöntemi ile şekillendirme gibi üretim tekniklerinde tercih edilen sonuçlar doğurması, TM yöntemini bu tür malzemelerin üretiminde tercih edilir hale getirmiştir (Şahin, 2002). Mekanik ve kimyasal etkiler neticesi malzemede istenmeyen partikül kaybı olarak tanımlanan aşınma, makine parçalarının hasarlarında önemli bir yer teşkil etmektedir. Bu sebeple bu tür malzemelerin aşınma karakteristiklerinin ortaya çıkarılması büyük önem taşımaktadır. Sert seramik parçacık takviyeli Al esaslı kompozitlerin katkısız alaşımlarına kıyasla en çok tercih edilen özelliklerinden birisi de aşınma dirençleridir (Şahin, 2002). Farklı seramik katkıları ( $B_4C$ ,  $Al_2O_3$ ,  $TiB_2$ ,  $SiC$ ...) ve farklı matrislerden, saf alüminyumdan ticari alüminyum alaşımlarına kadar, oluşan pek çok kompozit sistemi ile alüminyum esaslı kompozitlerin oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıktaki tribolojik davranışlarını ortaya çıkarmak üzere pek çok çalışma yapılmıştır. Malzemenin aşınma davranışını etkileyen

faktörler arasında sıcaklık, uygulanan yük, katkı boyutu ve şekli, kayma hızı ve mesafesi başlıca rol oynamaktadır (Şahin, 2002).

Çok önemli ticari uygulaması olarak TOYOTA tarafından MMK dizel motor pistonu yapılmıştır. Bu kompozit piston, dökme demir pistondan daha yüksek sıcaklık dayanımı ve daha iyi aşınma direnci sağlar. Japonya da yıllık 300000 tane bu şekilde pistonlar üretilmiş ve satılmıştır. Bu gelişme çok önemlidir.

Günümüz imalat sektöründe TM'nin uygulama alanları oldukça geniştir. Tungsten lamba teli, diş dolguları, kendinden yağlamalı yataklar, otomotiv güç aktarma dişlileri, zırh delici mermiler, elektrik kontakları ve fırçaları, mıknatıslar, nükleer güç yakıt elemanları, ortopedik protezler, iş makinası parçaları, yüksek sıcaklık filtreleri, şarj edilebilir piller, boyalar, patlayıcılar, kaynak elektrotları, roket yakıtları, mürekkepler, sert lehim bileşikler ve katalizörler bu uygulamalara örnek olarak verilebilir (German, 1994). Bunlara ek olarak, takım çeliklerinin, sermetlerin, sert metallerin, sürtünme elemanlarının ve kesici uçların üretimleri de diğer TM uygulamaları olarak sayılabilir.

TM parça imalatında kullanılan tozlardan bazıları patlayıcı olarak da kullanılmaktadır. Alüminyum tozu, bu tür uygulamalarda tercih edilen metal tozlarının içinde en çok kullanılanıdır. 'Challenger' uzay aracının roketlerinde yaklaşık 130 ton alüminyum tozu katı yakıt olarak kullanılmıştır. Titanyum ve zirkonyum tozları da askeri amaçlı uygulamalarda patlayıcı olarak kullanılmaktadır (Liddiard et al, 1989).

### 3. 6. Toz Metalurjisinin Avantajları

TM yönteminin tercih edilmesini sağlayan önemli etkenler aşağıdaki şekilde sıralanabilir;

1. Üretimde malzeme kaybı yoktur veya en aza indirilmiştir,
2. Talaşlı işlemler elimine edilmiş veya en aza indirilmiştir,
3. Ergime kayıpları yoktur,
4. Geniş bir çeşitlilikte alaşım sistemleri gerçekleştirilebilmektedir,
5. Yüksek sertlik ve aşınma direncine sahip malzemeler üretilebilmektedir,
6. Diğer üretim teknikleriyle üretilmesi imkânsız veya çok zor olan karmaşık ve özel şekilli parçaların üretimi mümkündür,
7. Kütle üretimlerine ve seri üretilere uygundur,
8. Hassas toleranslı parça üretiminde uzun süreli ve güvenilir bir performansa sahiptir,
9. Sinterleme işleminden sonra parça kullanıma hazırdır ve ikincil işlemlere genellikle gerek kalmaz,
10. Yakın toleranslar ve düzgün son yüzeyler elde edilir.

TM yönteminin ekonomik olması önemli avantajlarındanıdır. Daha önce döküm, talaşlı üretim, dövme gibi tekniklerle üretildikleri halde ekonomik sebeplerle TM yöntemiyle üretilen sayısız parça örneği vermek mümkündür (Bocchini ve Benedetti, 1992; Kasouf, 1994). Yine enerji tüketimi göz önüne alınırsa TM ve döküm ile üretim aşağıdaki gibi karşılaştırılabilir.

TM yönteminin diğer önemli bir avantajı, birbiriyle uyuşmayan veya karışmayan malzemeleri toz halinde birleştirebilmektir. Bu uygulamalardan birisi debriyaj ve fren balatalarının üretimidir. TM yöntemiyle üretilen metalik balataların diğerlerine olan avantajları, daha büyük hızda enerji absorbe etmeleri ve daha fazla aşınma mukavemetine sahip olmalıdır. Bunlar daha yüksek sıcaklıklara dayanabildikleri gibi daha fazla ısı iletirler.

Sürtünme katsayıları sıcaklık ve basınçla daha az değişir ve sıcak, soğuk, yağ, tuzlu su, mantar gibi etkenlerden daha az etkilenirler (Uygur, 1996). TM yöntemi bilhassa parçacık takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde tercih edilmektedir. Bunun başlıca nedenleri şunlardır;

1. TM esaslı kompozit malzemelerin üretimi sırasında daha düşük sıcaklıklar kullanılmaktadır. Bunun sonucunda matris ve takviye elemanı arasında daha az etkileşim olmaktadır. Böylece mekanik özelliklerin geliştirilmesine engel olan istenmeyen arayüzey reaksiyonları en aza indirgenmiş olmaktadır (Huda et al, 1993, Part I).

2. Bazı durumlarda TM teknikleri, ergitmeli metotlarla üretimi mümkün olmayan kompozit malzemelerin üretimine imkan sağlamaktadır.

3. Takviye elemanının matris içinde homojen dağılımının sağlanabilmesi ancak TM yöntemiyle gerçekleştirilebilmektedir. Döküm metotlarında tam homojen olmayan parçacık dağılımı elde edildiğinden TM yöntemi tercih edilmektedir. Döküm tekniği yerine TM yönteminin karıştırma tekniği kullanılarak parçacık veya whisker (whisker) takviyeli kompozit üretimi hem daha kolay olmakta hemde daha homojen yoğunluklu kompozit parça üretilmektedir (Gül, 1999).

4. Parçacık takviyesi, benzer bileşimler için elyaf takviyesine göre çok daha ucuzdur (Huda et al, 1993, Part II).

5. TM yöntemiyle parçacık takviyeli metal matrisli kompozit üretiminde katılan parçacıkların kontrolü mümkün olduğundan yapının kontrolü de mümkündür. Çünkü yapı içerisinde dağılmış parçacık boyutları ile yapının mekanik özellikleri arasında direk ilişki vardır (Aydın, 1997).

Şahin ve arkadaşlarının çalışmasındaki sonuç, Sonuçlara göre presleme basıncının artması saf Al ve kompozitlerin yoğunluğunu artırmıştır. Presleme basıncının 350 MPa'dan 500 MPa'a çıkması yaklaşık %3'lük bir yoğunluk artışına sebep olmuştur (Şahin, 2000).

Literatürde, toz metalurjisi (TM) metodu ile üretilmiş Al esaslı  $Al_2O_3$  parçacık takviyeli MMK'lerde  $Al_2O_3$  partikül boyutu ve hacim oranının aşınma davranışı üzerine etkisi hakkındaki bilgiler sınırlıdır. Niyazi Özdemir in çalışmasında, farklı boyut ve hacim oranlarında  $Al_2O_3$  partikül takviyeli alüminyum esaslı metal matrisli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemi ile üretilmesi ve elde edilen MMK malzemelerde partikül boyutu ve hacim oranının abrasiv aşınma davranışı üzerine etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır (Özdemir, 2003).

Döküm gibi alışılmamış üretim tekniklerinde yaşanan oksidasyon, segregasyon, gaz absorpsiyonu ve yüksek yoğunluk farkından dolayı alaşım oluşturmama gibi birçok problem TM yöntemi ile kolaylıkla ortadan kaldırılabilir. Bir üretim yöntemi olmasının yanı sıra TM aynı zamanda önemli bir malzeme ve yarı mamul üretim yöntemidir. Periyodik cetvelde metal olarak kabul edilebilen 86 kadar elementten yaklaşık 8000 kadar alaşım üretilebilmiştir. Hâlbuki bu 86 elementten ikili, üçlü, dörtlü gibi farklı kombinasyonlarla 1025 mertebelerinde alaşım üretebilmek mümkün olabilir. Bunu mümkün kılabilen yegane yöntem olarak TM ortaya çıkmaktadır. TM, kompozit malzeme üretiminde de kullanılan yöntemlerden biridir. Bu yolla alışılmamış malzemelerden daha farklı ve üstün özelliklerde malzeme üretmek mümkündür. Bu avantajlarının yanında, TM ile üretilmiş parçaların boyut ve ağırlığının sınırlı olması nedeni ile nispeten yüksek maliyetleri bu yöntemin olumsuz tarafını oluşturmaktadır. TM yönteminin avantajlarını aşağıdaki gibi özetleyebiliriz;

- Eşsiz özelliklerde, neredeyse sınırsız sayıda alaşım ve kompozit malzeme üretmek mümkündür,
- Boyut, şekil ve parça içindeki porozitenin kontrolü kolaydır,
- İstenen mikro yapıda, fiziksel ve mekanik özelliklerde malzeme üretimine imkan verir,
- Üretim adetleri orta miktardan yüksek miktarlara kadar çıkabilir,
- Neredeyse sınırsız şekilde parça üretimi yapılabilir,
- Başlangıçtan, yani malzeme seçiminden, nihai ürüne kadar aradaki kademelerde üretim optimizasyona elverişlidir,
- Son ölçülerde parça üretimi mümkün olduğu için talaş, çapak vs. gibi artıklar yoktur,
- Döküm, dövme ve talaşlı imalat gibi yöntemlere nazaran metal işleme/şekillendirme maliyet oranı açısından daha avantajlı yöntemdir (Altınkök, 2002).

#### 4. METAL MATRİKSLİ KOMPOZİTLERİN KAYNAĞI

Kaynak; ısı veya basınç veya her ikisi yoluyla metal parçaların sıvı veya plastik hale getirilmiş yüzeyleri arasında oluşturulan bir birleştirmedir (Gourd, 1996). İşlem birleştirme bölgesindeki malzeme çoğunlukla sıvı veya plastik şekil değiştirebilir durumda iken gerçekleştirilir. Ortaya çıkan bağlantı çözülemez (Bargel et al, 1993).

Teknolojik olarak kaynak, basınç ve ergitme kaynağı olmak üzere iki ana gruba ayrılır. Basınç kaynağında malzemelerin birleştirme yüzeylerine ısı ile birlikte basınç uygulanır. Gereken ısı, ocak, elektrik direnci veya sürtünme ile sağlanmaktadır. Ergitme kaynağında ise, birleştirme bölgelerinin ve ilave metalin ısı etkisi ile ergitilmesi suretiyle malzemeler birleştirilmektedir. Ergitme kaynağı ile birleştirilen malzemelerin kaynak bölgesi, kaynak metali ve ısı tesiri altındaki bölge (ITAB)den oluşur. Kaynak ısısının etkisiyle ergiyen ana metalin ve ilave metalin katılaşmasıyla oluşan kaynak metali, malzemelerin birbirleriyle birleşmesini sağlar. ITAB, kaynak metalinin hemen yanında bulunan ve kaynak ısısından etkilenecek birtakım metalurjik reaksiyonların gerçekleştiği ana metal bölgesidir (Çimenoğlu, 1997). Bir kaynak dikişinin kesiti, metalografik olarak incelendiğinde ergimiş olan bölgeyi sınırlayan ergime çizgisi oldukça belirgin bir şekilde görülmektedir (Kaluç, Taban; 2005). Kaynak bağlantıları pek çok yönlü kullanılmaktadır. Kaynaklı parçalar ucuz olmakla beraber, perçin bağlantılarına nazaran daha hafiftir. Saçlar alın altına tutturulabildiğinden civata ve perçin bağlantılarında olduğu gibi deliklere ihtiyaç kalmamaktadır. Böylece parçaların deliklerle zayıflatılmaması, korozyon nedenlerinin azaltılması ve bağlanan parçaların daha kolay temizlenebilmesi sağlanmış olur. Dökümde imalatı mümkün olmayan veya zor olan konstrüksiyonlar kaynakla kolay bir şekilde gerçekleştirilebilir. Makine imalatında gittikçe artan bir şekilde kaynak konstrüksiyonu kullanılmaktadır. Kaynağın bazı dezavantajları da vardır. Bağlama işlemi esnasında dikişe yakın yerde parçaların yapısındaki değişikliklerden ve kaynak dikişlerindeki iç gerilmelerden dolayı parçaların mukavemeti azalır. Her malzeme kaynağa uygun değildir. Bazı durumlarda birbirine kaynak edilecek parçalar deforme olmaması için dikişler belirli bir sıraya göre yapılır. Temiz çapaksız dolu bir kesite sahip olan kaynak iyi kaynaktır (Rende, 1996).

Araştırmaların büyük çoğunluğu kompozitlerin üretimi ve özellikleri ile ilgilenirken çok az bir kısmı bu tür malzemelerin birleştirilmesi üzerine çalışmaktadırlar ve üzerinde çalışılan birleştirme yöntemleri mühendislik uygulamalarından ziyade metalurjik birleştirme uygulamaları ile sınırlı kalmaktadır. Deneysel çalışmalar iki grupta incelenir: Ergitme kaynağı ve katı hal kaynağı. Ergitme kaynağında hala bazı problemlerle karşılaşılmaktadır. Matriks takviye dağılımındaki düzensizlikler kaynak kabiliyetini düşürerek zayıf bağların oluşmasına sebep olmaktadır (Ellis, 1994; Kivinea, 1995; Zhang et al, 1996).

Seramik takviyeli alüminyum matriks kompozitler erime ve katı hal kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilirler. Kompozit malzemelerin kaynağının genel olarak takviyesiz malzemelere benzerdir.



Ancak, seramik takviyeler bazı problemlere sebep olabilir ve kaynağı zorlaştırabilir. Bu problemlerin nedenleri,

- Farklı erime noktalarının olması,
- Kaynak sırasında sıcaklık gerilmelerine neden olan yüksek termal yayılma katsayıları farklı olması,
- Termal döngü ve katılaşma şartlarındaki değişikliklere neden olan farklı termal iletkenlikler,
- Kompozit malzemelerin mekanik özellikleri homojen takviye yayılımına bağlıdır. Takviyenin yok olduğu bölgelere neden olan kaynak işlemi, kompozit malzemelerin mekanik özelliklerinde bir kayba neden olur.
- Erimiş matriks malzemesi ve seramik takviye arasındaki ara yüzey kimyasal reaksiyonlarının olmasıdır.

Erimiş malzemenin miktarı, temas zamanı ve alüminyum matriks ve takviye partikülleri arasındaki sıcaklık ısı girişi azaldığı zaman düşebilmektedir ( Salazar, Barrena; 2003).

TM yöntemi ile üretilen parçaların uygun kaynak şartları sağladığında diğer malzemeler gibi kaynaklı birleştirmeleri mümkün olmaktadır (Gülenç ve diğerleri, 1998).

MMK malzemelerin birleştirilmesi istendiğinde kaynaklanabilirlik özel önem gerektirmektedir (Arık ve diğerleri, 2005). MMK' lerin birleştirilmesinde TIG, MIG, sürtünme kaynağı, difüzyon bağlantısı ve elektron ışın kaynağı uygulamaları görülmektedir. Ancak yüksek erime, yapışkanlık, takviye/matriks reaksiyonları ve takviye fazının segregasyonu gibi pek çok problemle karşılaşılır. Dağ bisikletlerinde kullanılan Duralcan 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kompozitinde TIG kaynağı başarılı bir şekilde uygulanmaktadır. Bu yöntemlerle reaksiyonlar azaltılmış, erimiş kaynak havuzunda segregasyon ve viskozite problemleri yok edilmiştir. Bundan başka Al-Si-SiC MMK'lerine CO<sub>2</sub> lazeri uygulanmıştır (Yue et al, 1997).

Matriks malzemesi olarak büyük öneme sahip olan alüminyumun kaynağı sırasında bazı problemlerle karşılaşılmaktadır. Alüminyumun diğer metallere göre özellikle çeliklerden farklı fiziksel ve kimyasal özellikleri kaynak kabiliyeti üzerinde oldukça etkilidir.

Bunlar;

- a. Alüminyum yüzeyindeki oksit tabakası,
- b. Yüksek ısı iletkenliği,
- c. Yüksek ısı genleşme katsayısı,
- d. Düşük ergime sıcaklığı, ergime sıcaklığına yaklaştığında renk değişimi göstermemesi.

Matriks malzemesi olarak kullanılan alüminyum aktif bir metaldir ve havadaki oksijenle reaksiyona girerek yüzeyinde alüminyum oksit oluşur. Alüminyum oksit, alüminyumun yüzeyini kaplayan dirençli ve hızlı oluşan bir oksittir ve alüminyuma çok iyi korozyon direnci kazandırır.

Alüminyumun ergime sıcaklığı 660 °C iken alüminyum oksitin ergime sıcaklığı 2050 °C dir. Bu oksit tabakası havadaki nemi emerek daha kalın duruma geçebilir ve kaynak sırasında da ergimiş banyonun üzerinde yüzer. Nem içinde hidrojenin varlığı yüzünden hidrojenin kaynak metaline geçerek gözenek oluşturma tehlikesi ile karşılaşılır. Alüminyumda alaşım içeriğine bağlı olarak ısı iletmesi çelikten 3 ile 5 kat daha hızlıdır. Bu açıdan alüminyum eritmek için çok fazla enerji gereksinimi vardır. Isı iletkenliği çok yüksek olduğundan kalın kesitlerin kaynağı durumunda ön tavlama yapılır. Alüminyum ve alaşımlarında ön tavlama sıcaklığı 204 °C yi geçmemelidir (Kaluç, Taban; 2005). Alüminyumun kaynak dikisinde yetersiz ergime ve gözenekler oluşabilir. Kaynağa başlamadan önce yüzeydeki oksit filmi temizlenmelidir (98).

Alüminyum ve alaşımlarının kaynağında ve kaynak sonrasında pek çok problemle karşılaşılır. Bunlar;

- a. Gaz gözenekleri,
- b. Oksit kalıntıları ve oksit tabakası,
- c. Sıcak çatlak veya sıcak yırtılma,
- d. Kaynak metali ve ITAB da mukavemet düşmesi,
- e. Ergime eksikliği,
- f. Korozyon direncinde azalma,
- g. Elektrik direncinde azalma.

Gözenek, kaynak metalinde çözünen gaz nedeniyle oluşur ve katılma sırasında kaynak metalinde hapsolarak kalan gaz boşlukları oldukça önemli bir problemdir. Bunların bulunması kesitin azalmasına, mekanik değerlerinin düşmesine ve zorlanmalar sırasında çentik etkisi oluşturup bağlantının kırılmasına neden olur. Kaynaktan önce oksit tabakasının temizlenmesi, gözenek oluşumunu azaltmaktadır (Kaluç, Taban; 2005).

Alüminyumun birleştirilmesi zor değildir. Ama alüminyum kaynağı çeliğin kaynağından farklıdır. Alüminyum aktif bir metaldir. Yüzeyde, ince ve sert alüminyum oksit bir filmi oluşur. Alüminyum oksidin erime noktası yaklaşık olarak 1926 °C' dir. Bu film havadan nemi emecektir nem alüminyum kaynağında oluşan gözeneklerin nedeni olan hidrojenin kaynağıdır. Hidrojen yağdan, boyadan ve kirden kaynak alanına gelebilir. Hızlı soğuma oranı ile kaynak içinde serbest hidrojen tutunması gözenekliliğe sebep olacaktır. Gözeneklilikte mukavemeti düşürecektir (96).

Geleneksel metal malzemelerle aşamalı olarak yer değiştirmesiyle, uçak, havacılık ve otomotiv sektöründe geniş çapta kullanılacaktır. Alüminyum matriks ve takviye fazı arasındaki kimyasal ve fiziksel özelliklerinin büyük farklılıkları yüzünden alışılmış eritme kaynak yöntemleriyle alüminyum matriksli kompozitlerin ideal kaynak bağlantısı zordur. Alüminyum metal kompozitlerin (AMK) uygulamalarında pek çok kritik problem vardır. Bunlardan biri zayıf kaynaktır. Zayıf kaynağın nedeni alaşım matriksi ve takviye elemanı arasındaki fiziksel ve kimyasal özelliklerinin çok farklı olması, eritme kaynağı sırasında kaynak banyosunun yavaş hareketi ve yüksek viskozitesi mikro boşluklarla ve kusurlarla erimeye sebep olabilmesidir.

Eritme kaynağı sırasında erimiş havuzda takviye ile matriks elemanlarının reaksiyona girdiği saptanmıştır. Alüminyum kaynağında gerekli güç yoğunluğu çelik malzemelerin kaynağında gerekli olan güç yoğunluğunun iki katıdır. Dayanımı arttırmak için çeşitli elementler eklenmesi gerekmektedir (Durmuş, 2005).

Havacılık ve savunma sanayinde hafif ve daha dayanıklı malzemelere olan ihtiyaç, Toz Metalurjisi ile üretilen Metal Matriksli Kompozit (MMK) malzemelere olan ilginin de katlanarak artmasına sebep olmaktadır (Zhang, 1996; Erich, 1986; Feest, 1992; Lindroos, 1995). Kompozit malzemeler genellikle kendi başlarına elde edilmeyip, bileşenlerinin en iyi özelliklerinin bir malzemede toplanması sonucu yüksek dayanım, yüksek rijitlik, yüksek yorulma dayanımı, yüksek aşınma direnci, yüksek sıcaklık kapasitesi, iyi korozyon direnci, iyi termal ve ısı direnci, düşük ağırlık ve estetik görünüm gibi birçok üstün özelliği bünyesinde toplar. Bu avantajların yanı sıra bazı avantajları ise, üretimlerinin güçlüğü, pahalı olması, işlemlerinin güç olması, maliyetin yüksek olması gerekli yüzey kalitesinin elde edilmeyişi ve kırılma uzamasının az oluşu gibi özelliklerdir (Lloyd, 1990).

Eritme kaynağında ITAB da kaynağın civarında pek çok problemler olabilir. Alüminyum yüzeyini kaplayan oksit filmi alüminyumun kaynağı sırasında kullanılan koruyucu gaz ile azaltılabilir ve böylece daha iyi kaynak kalitesi elde edilir (Arık, 2005).

Çoğu Al/SiC kompozitinin kaynağı sırasında matriks ve takviye arasında bazı reaksiyonlar oluşur. Tabaka şeklindeki  $Al_4C_3$  bileşiği kaynağı çok gevrek hale getirmektedir. Çok güçlü ısı girişi  $Al_4C_3$  bileşiğini daha da belirginleştirir. Daha önceki çalışmalardan elde edilen sonuçlara göre oluşan reaksiyonun denklemi şu şekildedir.



Bu bileşik 700–1400 °C arasında oluşmaktadır.  $Al_4C_3$  miktarını düşürmek için üç yöntem vardır. SiC yüzeyine çok ince bir film kaplamak, sıcaklığı düşürmek, alaşım matriksindeki Si içeriğini arttırmaktır. Bu denklemin tersi geçerli değildir.  $Al_4C_3$  ince iğne ve tabakalar halinde ara yüzeyde şekillenmektedir ve Al matriks ile SiC arasındaki bağı yok etmektedir. Böylece SiC kaynağı olumsuz etkiler ve ayrıca  $Al_4C_3$  ve Si kırılma tokluğu için kaynağın mukavemeti de düşmektedir. Kompozit malzemelerin birleştirilmesinde ergitme kaynağı (TIG, MIG, MAG, Tozaltı, ark, elektron ve lazer ışın kaynağı), katı hal kaynağı (Sürtünme, difüzyon ve patlatma kaynağı) ve lehimleme kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Parçacık takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler süneklilik ve kırılma tokluğu, aşınma direnci ve yüksek dayanım özellikleri sebebiyle tercih edilmektedir. Ergitmeli kaynak yöntemleri ile kompozit malzemelerin kaynağı esnasında birçok problemler ile karşılaşmaktadır (Aydın et al, 2002). Bu problemler; kompozit ergiyik durumda iken sıvı kaynak havuzunun viskozitesi düşük olup, ilave takviye elemanları ile kompozitin yeterli oranda karışması zordur. Ergimiş kaynak havuzu düşük sıcaklıklara

soğutulduğunda SiC parçacıkları gibi takviye edilen fazların katılaşması daha önceden meydana geldiğinden, normal katılaşma işlemi bozulmuş ve takviye elemanı fazlarının homojen olmayan dağılımı veya mikro segregasyonlar meydana gelir. Ayrıca, kaynak koşullarında alüminyum ile SiC parçacıkları arasında ve özellikle de havada istenmeyen reaksiyonlar meydana gelmektedir.

Yüksek kaynak yoğunluğu ve uygulanabilirlikten dolayı lazer kaynağı araştırmacıların ilgisini çekmektedir. Kaynakta ara yüzey reaksiyonunun sınırlı olması iyi bir özelliğidir (Durmuş, 2005). Düşük enerji girişi, az bozulma, bağlantının yüksek mukavemeti için en iyi birleştirme yöntemi lazer ışın kaynağıdır. Toplanan ısı girişi derin nüfuziyet etkisindedir. İyi bir kaynak bağlantısı, kaynak bölgesinin atmosferin etkisinden korunması ile elde edilebilir. Çünkü oluşan kimyasal ve metalurjik reaksiyonlar ancak bu şekilde kontrol altına alınabilir (Çimenoğlu, 1997).

Kaynak işlemi ile yüksek sızdırmazlık ve mukavemete sahip, daha ucuz ve kolay bağlantılar elde etmek mümkündür. Bu nedenle günümüzde kaynak; büyük makine konstrüksiyonlarında, gemi, köprü, basınçlı kap ve buna benzer imalatlarda, diğer birleştirme tekniklerinin yerini almıştır. Kaynağın bu kadar geniş kullanım alanına sahip olması, kaynak hata ve kusurlarının önemini arttırmaktadır. Kaynak bağlantısında oluşan hatalar, geometrik ve metalurjik olarak ortaya çıkan, istenmeyen ve hesaba katılmayan süreksizlikler olarak tanımlanır ve kaynaklı iş parçasında, çekme gerilmeleri doğrultusunda süreksizlikler olarak tanımlanır ve kaynaklı iş parçasında, çekme gerilmeleri doğrultusunda süreksizlikler oluşturur. Dolayısıyla hatalar etkin yük alanını azaltması ile önem kazanır (Oğuz, 1984). Kaynaklı iş parçalarında en önemli hatalardan biri çatlaktır. Çatlak genel anlamda iki boyutlu genleşme ile sınırlı boyutta malzeme ayrılmasıdır (Anık, 1993). Çatlaklar malzemede çentik etkisi yapar ve gerilme dağılımını olumsuz olarak etkilerler. İş parçasının belirli bir bölümünde gerilme değerlerinin fazla olması emniyeti azaltır ve kırılma riskini artırır. Bu nedenle hatanın yerinin, boyutunun ve etrafındaki gerilme değerlerinin tespit edilmesi önemlidir. Yapılan çalışmalarda çatlak hatasının etrafındaki gerilme dağılımı, çoğunlukla gerilme miktarının bir ifadesi olan gerilme yoğunluk faktörü hesaplanarak incelenmiştir (Zhang et al, 1996; Wang and Lo, 1996).

Pek çok düşük ağırlıklı malzeme tercihleri araç ağırlığını düşürmek için dikkatle incelenmektedir (Venka et al, 1997).

2XXX serisi alaşımlarda çöktürmelerin yeniden çözünmesi, mukavemet azalmasına, 6XXX ve 7XXX serisi alaşımlarda çöktürmelerin aşırı yaşlanması veya irileşmesi, mukavemet azalmasına neden olmaktadır (Kaluç, Taban; 2005).

Gelişen endüstrinin malzeme ihtiyacı ve farklı uygulama alanları araştırmacıları farklı malzemeler geliştirmeye yönlendirmiştir. Bu farklı özellikteki malzemelerden bir kısmı da toz metalurjisi ile üretilen malzemelerdir. Son zamanlarda toz metalurjisi ile malzeme üretimi en hızlı gelişen imalat yöntemlerinden birisi olmuştur. Toz metal parçalar haddeme, döküm gibi geleneksel imalat yöntemleri ile üretilen malzemelere göre bazı değişik ve avantajlı özelliklere

sahiptir. Bu avantajlar, üretimi zor olan alaşımları daha kolay üretme, karmaşık şekilli parçaların imalat kolaylığı, yoğunluk kontrolü ve ekonomiklik gibi özelliklerdir. Bununla birlikte toz metal malzemelerin kaynağı veya birleştirilmeleri hadde veya diğer üretim yöntemleri ile üretilmiş malzemelerin kaynağından biraz farklı olmaktadır. Bu malzemelerin birleştirilme işleminde farklılığa sebep olan en önemli özellik gözenekliliktir. Gözenek hacmi ve nispi yoğunluk kaynak işlemini ve karakterini etkilemektedir. Gözeneklilik, malzemenin ısı iletkenlik, sertleşebilirlik özelliğini değiştirmekte ve yapı içerisinde kalan oksit ve impürütelere dolayı kaynak işlemini ve karakteristiğini etkilemektedir. Isıl iletkenlik malzemenin özelliği dışında gözenek miktarına da bağlı olmaktadır. Gözenek miktarının değişmesi ile malzemede ısı transferi de değişmektedir. Isı transferinin değişimi doğal olarak kaynak parametrelerini ve özelliğini etkilemektedir. Malzemenin gözenek miktarındaki değişimin ısı iletkenliği değiştirmesinin bir sonucu olarak sertleşebilirlik özelliği de değişmektedir. Çünkü gözenekler ısı yalıtkanlık yaparak ısı transferini yavaşlatmaktadır. Böylece kaynak işlemi esnasında ve sonrasında malzemenin soğuma hızı azalmakta ve bunun sonucu sertleşme eğilimi azalmaktadır. Toz metal parçaların kaynakla birleştirilmelerinde dikkat edilmesi gereken en önemli noktalar tasarım, malzeme seçimi ve birleştirme tekniğidir. Kaynaklanacak parçalarda dayanım, boyut sınırları, çevresel faktörler, görünüm ve ekonomiklik gibi özellikler de önemli olmaktadır. Birçok metalik malzemelerin birleştirilmelerinde olduğu gibi toz metal parçaların birleştirilmelerinde de ergitmeli ve ergitmesiz kaynak teknikleri uygun parametreler belirlendiğinde başarılı bir şekilde kullanılabilir. Bilindiği gibi alüminyum malzemelerin kaynak kabiliyeti kaynak işlemi esnasında oluşan alüminyum oksit tabakasından dolayı demir esaslı malzemelere göre daha düşüktür. Toz metalurjisi ile üretilmiş alüminyum malzemelerin kaynağında ise yapıda bulunan gözeneklerden dolayı kaynak işlemi daha da olumsuz etkilenmektedir (Durgutlu ve diğerleri, 2002).

Lazer ışın kaynaklı SiCp/Al MMK' lerin mikroyapısı lazer işlem parametrelerine göre belirlenmektedir (lazer güç yoğunluğu, kaynak hızı, koruyucu gaz yönü vb.). Sonuçta az gözenekli ama sağlam kaynak bağlantıları elde edilmektedir. Koruyucu gaz akışı kaynak yüzey kalitesi ve kaynak mikroyapısında önemli bir etkiye sahiptir. Gaz akışı zayıf olursa kaynak koruması yetersiz olacaktır. Gaz akışı çok güçlü ise hatalara neden olacaktır. CO<sub>2</sub> lazer kaynağında kaynak metalinde çukurlaşma ve aşağıya doğru inme görülebilir. Yüksek güç yoğunluğu veya uzun temas süresi yüzünden de kaynak hızı doğru seçilmelidir (Zhu et al, 2005).

McCay ve arkadaşları MMK' lerinin lazer kaynağı sırasında oluşan problemleri incelemişlerdir. 2400 W gücündeki CO<sub>2</sub> lazer cihazı ve 2,54 mm kalınlığında parçalar kullanılmıştır (McCay et al, 1994).

Alüminyum metal matriks kompozitleri konstrüksiyonlarda önemlidir. Alüminyum MMK' lerinin eritme kaynağı başarılı olarak uygulanamamaktadır. Kaynaklama işlemi eritme sıcaklığı

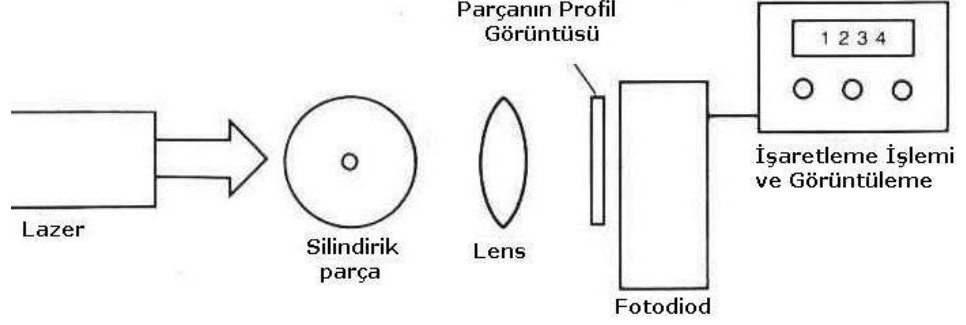
üzerinde yapıldığı için istenmeyen reaksiyonlar meydana gelir. Oksit filmi, gözeneklilik, çatlaklar ve  $Al_4C_3$  gibi intermetalik bileşikler oluşabilir. Bu hatalar kaynak bağlantısının dayanımı düşürmektedir (Pal, 2005).

Lazer kaynağı, paralel kenarlı erime bölgesi ve yüksek nüfuziyetle karakterize edilir. Bunun nedeni yüksek güç yoğunluğuna sahip olmasıdır. Lazer kaynağı giriş parametreleri lazer kaynağının şekliyle açıklanır. İyi kaynak kalitesi için çıkış gücü, kaynak hızı, odak yeri, koruyucu gaz doğru seçilmelidir (Benyounis, 2005).

$CO_2$  lazer kaynağında kullanılan uygun teknolojilerle enerji aktif malzemeye taşınmaktadır. Böylece enerji orta seviyeye yükseltilir. Bu işlem pompalama olarak bilinir.  $CO_2$  lazerlerinde enerji verışı ve sonrasındaki olaylar helyum, azot ve  $CO_2$  gazlarının karışımında devam etmektedir. Enerji elektrik gaz tahliyesiyle lazer aktif  $CO_2$  gazına verilir. Günümüzün  $CO_2$  lazerleri 10.6  $\mu m$  ışın dalga boyunda 20.000 watt' ın üzerindeki çıkış güçlerine ulaşmaktadır.  $CO_2$  lazerleri yaklaşık olarak %10-13 verime sahip ve 10.6  $\mu m$  dalga boyuyla ışın yaymaktadır. Üretilen lazer ışını için daima bir gaz karışımı kullanılır. Bu lazer gaz karışımı değişmeyen helyum, azot,  $CO_2$  ve mümkün olan diğer katkılardan oluşmaktadır. Lazer aktive ortamı  $CO_2$  gazı elektrik gaz tahliyesiyle tahrik edilmektedir. Bu işlem sırasında transfer olan azot molekülleri  $CO_2$  moleküllerine çarpmaktadır. Düşük enerji seviyelerine güçlendirilerek, hızlandırılmış  $CO_2$  moleküllerinden geçiş fotonların serbest bırakılmasıyla olmaktadır. Helyum atomlarının  $CO_2$  molekülleriyle çarpışmasıyla ilk hale geri döner ve başka bir devir için hazır olur. Temel olarak düşük basınçlar lazer gazında devam eden bu olayların oluşumu için gereklidir. Üretim için kullanılamayan artık enerji sistemden yok edilmelidir (Wirth, 2004).

## 5. LAZER KAYNAĞI

Lazer, "Light Amplification by the Stimulated Emission of Radiation" (uyarılmış ışın neşriyle ışık kuvvetlendirilmesi) tanımının baş harflerinden oluşmaktadır. Lazer, tek renkli, oldukça düz, yoğun ve aynı fazlı paralel dalgalar halinde genliği yüksek bir ışık demeti şeklinde tanımlanır. Başka bir ifade ile yapay radyasyon tetiklemesiyle gerçekleştirilen ışık kuvvetlendirilmesi şeklinde de ifade edilebilir (Şekil 5.1) (Kuhn, 1997).



Şekil 5.1. Lazer ışını (ASTM).

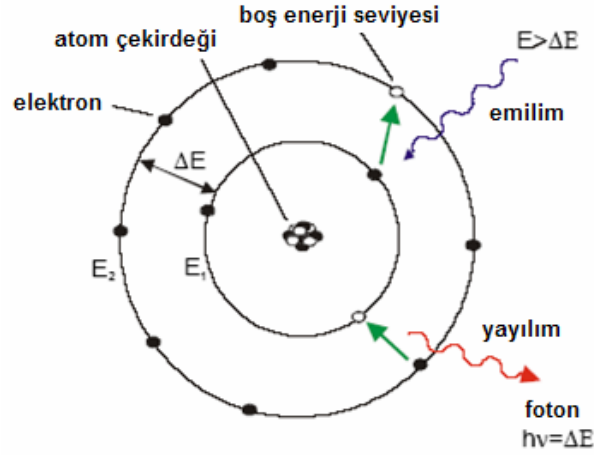
Albert Einstein (1879-1955) 1917'de ışığın kuantum teorisiyle ilgili yayınladığı araştırmada ışınmanın uyarılmış yayınından bahsetmiştir. Bu çalışma lazer teorisinin temelini teşkil etmiştir. Lazer, ABD'de Theodore H. Maiman tarafından 1960' da resmen keşfedilmişse de, 1957 yılında, Gordon Gould, daha önce Dicke'nin üzerinde çalıştığı "Fabry-Perot Oyuğu" fikrinin uygulamasını gerçekleştirerek lazer oluşumuna en yakın olguyu göstermiştir. Gould, bu çalışmasını laboratuvar notları arasına "laser" (Light Amplification by the Stimulated Emission of Radiation) ismiyle kaydetmiştir.

12 Aralık 1960 tarihinde Ali Javan, William R. Bennette, Jr. Ve Donald Herriot helyum-neon uygulamasını gerçekleştirmişlerdir. 1963 yılında ise bugün genellikle kaynak işlemlerinde kullanılan ve çok güçlü bir yöntem olan karbon dioksit yöntemi C. Kumar, N.Patel tarafından bulunmuştur. 1964 yılında Joseph Geusic, H. M. Marcos ve Le Grand Van Uitert tarafından Nd:YAG yöntemi icat edilmiş, William Bridges tarafından da argon iyonu yöntemi geliştirilerek hızlı bir furya başlatılmıştır (Kuhn, 1997).

### 5.1. Lazerlerin Çalışma Prensipleri

Her elementin atom yapısında yalnız o elemente özgü olan elektron yerleşim düzeni vardır; yani o elementteki atomların elektronları kararlı yörüngeleri olan belli bir enerji düzeyinde bulunurlar.

Yörüngelerinde kararlı olarak bulunan elektronların, dışarıdan gelen bir enerji ile uyarılıp bir üst yörüngeye çıkarak tekrar eski kararlı konumuna dönmesi sırasında aldığı enerjiyi dışarı salma işlemi lazerin ana prensibini oluşturmaktadır. Atomların yörüngelerindeki elektronlar uygun enerjili fotonları emerek veya yayarak daha yüksek veya daha düşük enerjili yörüngelere atlayabilirler. Bu bohr atom modelidir (Şekil 5.2).



**Şekil 5.2.** Bohr Atom Modeli (102).

Eğer atom dalga boyu (rengi) kendisine uygun düşmeyen bir ışık demeti (dalga boyu) ile uyarılmış ise enerjisini spontane ışını şeklinde yayar; eğer kendisine tam olarak uygun düşen bir ışık demeti ile uyarılmış ise çok kısa bir sürede yerleştirildiği ışık demeti ile aynı doğrultuda ve daha parlak bir ışık demeti şeklinde ışınır, bu "bindirilmiş (yükseltilmiş) ışınım" olayıdır.

Lazeri oluşturan Kaynaklar,

- Katı Lazerler
- Sıvı Lazerler
- Gaz Lazerler olmak üzere üç grupta toplanabilir (104).

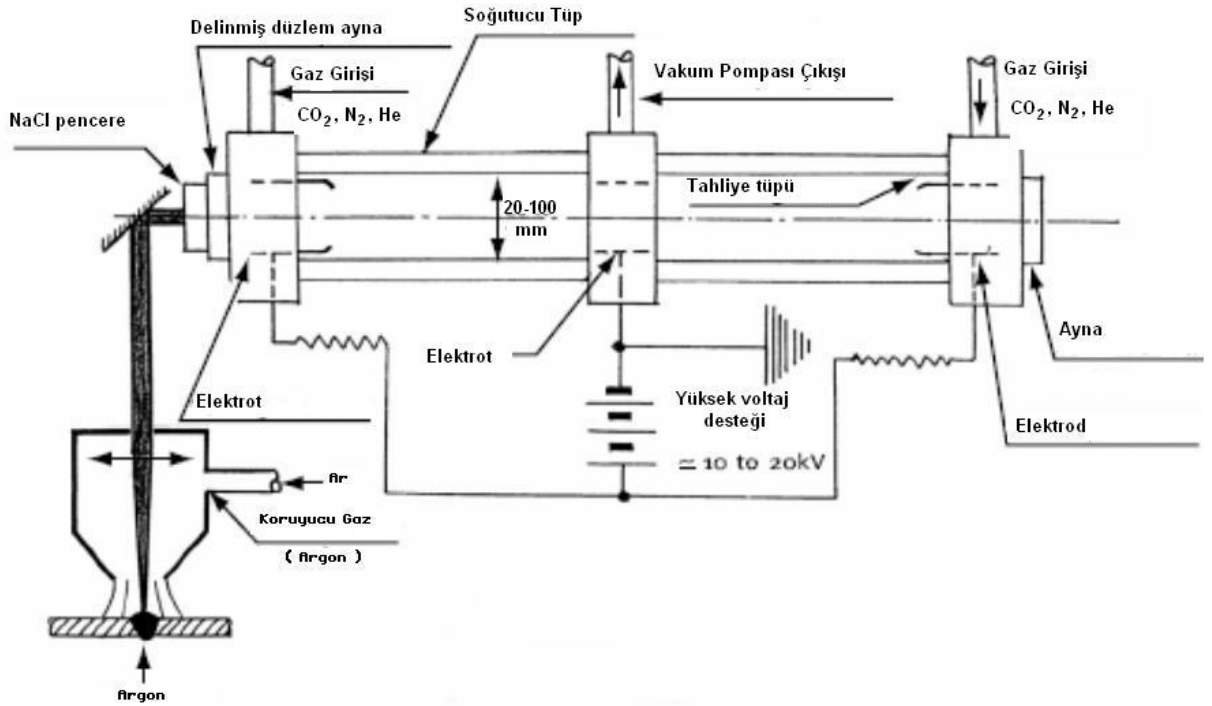
Lazerin kaynak merkezi olarak kullanılan malzeme (kristal, gaz, sıvı) cam bir tüp içinde bulunur. Malzemenin yapısını oluşturan atomların en son yörüngelerindeki elektronları dışarıdan enerjilendirilerek bir üst yörüngeye çıkması sağlanır.

Dışarıdan ışık verme, ortamdaki elektrik akımı geçirme metotları gibi yöntemlerden birine başvurarak elde edilen veya kimyasal bir yolla kazanılan enerji ortamdaki atomlara ulaşmaktadır.

Verilen enerji kesildiği zaman, elektron, tekrar kararlı konumuna geçer (bir alt yörüngeye düşer). Bu sırada kazanmış olduğu enerjiyi foton şeklinde yayar. Yayılan bu enerji lazer kaynağının iki



tarafında bulunan yansıtıcı aynalar vasıtasıyla kendi ortamında döndürülür. Bu işlem elektronların tekrar tekrar uyarılması ile devam eder. Böylece eş fazda şiddeti çok artarak uyarılmış ve o atomun frekans (renk) karakteristiklerini taşıyan güçlü bir ışınım (foton demeti) elde edilir. Atomların hepsi foton yaymaya başlayınca meydana gelen foton enerjisi yoğunluğuyla kuvvetlenen ışık, yarı sırlı uçtan dışarıya çıkar. Fotonların atomlara ulaşarak foton yayılımını sağladıkları bu yöntemle elde edilen ışık "lazer ışını" olarak adlandırılır (101)



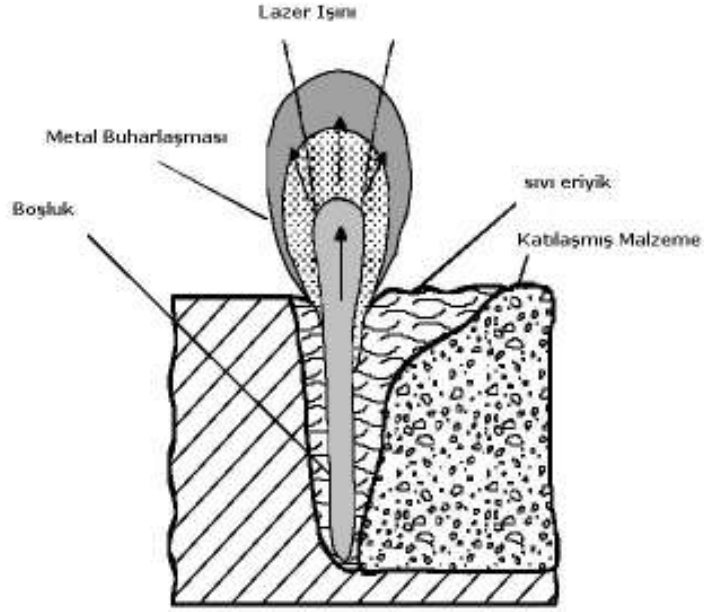
Şekil 5.3. CO<sub>2</sub> Lazer Kaynağı Şeması (91)

Tek dalga boyunda yoğunlaştırılarak yönlendirilmiş Lazer ışığı yaklaşık %25 geçirgen olan aynadan bir Q anahtarı yardımı ile açığa çıkar.

Lazer ışığı üretilen ortamdan birim anahtarlama zamanında açığa çıkan enerjiye Q değeri ve bu işleme Q anahtarlama denir. Q anahtarlama metotları Döner aynalar (1000 dönme/sn), Elektro-optik ve Akustik-optik şekillerinde olabilir. Elektro-optik ve Akustik-optikte çalışma prensibi, polarizasyon kuramlarının çeşitli uygulamalarına dayanır (104).

Endüstriyel lazer teknolojisinde CO<sub>2</sub> gazı ve Neodymium (Nd) elementi lazer aktive malzemeleri olarak büyük öneme sahiptirler (Vanschen, 1996). Kullanılan uygun teknolojilerle enerji lazer aktif malzemeye taşınır. Böylece enerji orta seviyeye yükseltilir. Bu işlem pompalama olarak bilinir. CO<sub>2</sub> lazerlerinde enerji verisi ve sonraki olaylar helyum, azot ve CO<sub>2</sub> gazlarının bir karışımında devam etmektedir. Enerji elektrik gaz tahliyesiyle lazer aktif CO<sub>2</sub> gazına verilir.

Günümüzün CO<sub>2</sub> lazerleri 10,6  m ışın dalga boyunda 20.000 wattın üzerindeki çıkış güçlerine ulaşmaktadır. CO<sub>2</sub> lazerleri yaklaşık olarak %10-13 verime sahip ve 10.6  m dalga boyuyla ışın yaymaktadır. CO<sub>2</sub> lazerleri üretilen lazer ışını için daima bir gaz karışımı kullanır. Bu lazer gaz karışımı değişmeyen helyum, azot, CO<sub>2</sub> ve mümkün olan diğer katkılardan oluşmaktadır. Lazer aktive ortamı CO<sub>2</sub> gazı elektrik gaz tahliyesiyle tahrik edilmektedir. Bu işlem sırasında elektrondan transfer olan azot molekülleri CO<sub>2</sub> moleküllerine çarpar. Düşük enerji seviyelerine güçlendirilerek hızlandırılmış CO<sub>2</sub> moleküllerinden geçiş foton serbest bırakılmasıyla beraber olmaktadır. Helyum atomlarıyla çarpışmasıyla CO<sub>2</sub> molekülleri temel hale geri döner ve başka bir devir için uygun hale gelmiştir. Temel olarak düşük basınçlar lazer gazında devam eden bu olayların oluşumu için gereklidir. Üretim için kullanılmayan fazlalık enerji ısı gibi sistemden yok edilmelidir. Genel olarak tüm CO<sub>2</sub> lazerleri için izlenen uygulama prensibi: büyük ışın çapı, optik sistemlerdeki y k ikinci sırada önemlidir, dönüşte, sistemin sürekliliğinin arttırılmasıdır (şekil 5.3) .



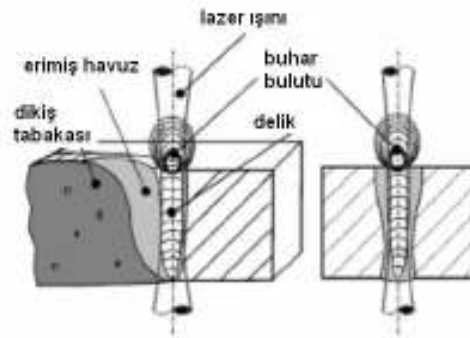
**şekil 5.4.** Lazer Kaynağı şematik Resmi (Walz, 2003).

Lazer kaynağında, lazer ışını havada kolaylıkla hareket ettiğinden bir vakum odası gerektirmez. Ama erimiş metal argon ya da helyum gazı ile korunmalıdır (Vanschen,1996). Lazer kaynağı son yıllarda endüstriyel çalışmalarda giderek artan bir şekilde kullanılmaktadır. Bu gelişme işlemin anlaşılmasıyla daha da artmaktadır (Kern et al, 2000).

Çok sayıda araştırma ve uygulama, lazer kaynağının hassas ve yüksek kalitede bir birleştirme sağladığını göstermiştir. Bu olgu, bilimde araştırılması gereken bir alan olduğu kadar, teknolojiye ise uygulanması ve geliştirilmesi gereken bir malzeme işleme yöntemi haline

gelmiştir. Diğer kaynak yöntemlerine nazaran lazer kaynağına üstünlük kazandıran en önemli nitelikler aşağıdakilerdir:

- Lazer, temiz bir enerji kaynağıdır,
- Kaynak işlemi, dolgu malzemesi kullanmadan/kullanılarak gerçekleştirilebilir,
- Kaynak işlemi, yüksek oranda en:boy değişiminde ve dar bir alanda meydana gelir,
- Kaynak hızı yüksektir,
- Lazer kaynak işlemi kolaylıkla otomasyona tabi tutulabilir,
- Aynı ve farklı metaller kaynatılabilir,
- Optik olarak geçirgen (şeffaf, saydam) materyallerin yardımı ile kaynak ortamındaki hava şartları kontrol edilebilir (Özcan ve diğerleri, 2004).



**Şekil 5.5.** Lazer Kaynağı ile derin nüfuziyet etkisi (Schubert et al, 2001).

Yüksek işlem hızları, bağlantıdaki yüksek dayanım, çarpımları yok etmek için sınırlandırılmış enerji girişinden dolayı lazer kaynak işlemi uygun bir birleştirme teknolojisidir. Pek çok avantajına rağmen kaynak bağlantısındaki mekanik özellikleri düşüren oyuk veya çentikler oluşabilmektedir. Farklı alüminyum alaşımlarının davranışı kendi viskozitesine bağlıdır. Bakır, titanyum veya demir gibi alaşım elementleri viskoziteyi ve kaynak işleminin karalılığını artırır silisyum ve magnezyum gibi elementler kaynak dikişinde viskoziteyi düşürür. Gelecekte uçak gövdeleri perçinlenmiş gövde bağlantısı ağırlık düşürme ve daha düşük maliyetler için lazer kaynaklı olacaktır (Schubert, 2001).

Lazerler diğer ısı ile ilgili işlemlerle karşılaştırıldığında yüksek ısıya neden olan etkenleri kontrol eder. Yine de bölgesel sertleşme ısıdan dolayı kaçınılmazdır (Choi et al, 2001).

Kaynak sırasında lazer ışını malzeme içinde dikine dar bir buhar kanalı oluşturur. Bu kanalın hareket yönü tarafında devamlı olarak sıvı metal oluşur ve bu sıvı türbülans akımla kanalın arka tarafına toplanır. Böylece dar fakat derinlemesine bir kaynak dikişi elde edilir. Kaynaklanan parçalarda ısıl büzülme, çarpılma çok azdır. Çizgisel kaynak hızı yüksek işlemlerdeki dikişler

daha da ince olmaktadır. Çizgisel enerji az olduğundan ana malzemenin değişimi de hemen hemen yok gibidir. Böylece dikiş yakınındaki ısı etkisinde kalan bölge çok az olmaktadır. Bu nedenle de kristal büyümesi oluşmaz (König and Otmanbölük, 1998).

CO<sub>2</sub> lazerleri araç üretiminde ve uzay endüstrisinde kullanılmaktadır (Vanschen, 1996). Lazer kaynak yönteminde vakum odasının bulunmaması kayıp zamanı azaltmaktadır. Yakıt enjektörleri ve filtreler gibi küçük üniteler de kaynak edilmektedir. Lazer kaynağının en önemli özelliği ısıtma etkilerinin sınırlı oluşudur (Gourd, 1996). Diğer geniş çapta kullanılan birleştirme teknikleri üzerinde bağlantı işlemleri olarak avantajlarından dolayı lazer kaynağı önemli bir endüstri işlemidir. Lazer kaynağı paralel kenarlı erime bölgesi, yan kaynak derinliği ve yüksek nüfuziyetle karakterize edilir. Bu avantajlar yüksek güç yoğunluğundan gelmektedir. İyi kaynak kalitesi için çıkış gücünün kombinasyonu, kaynak hızı, odak pozisyonu, koruyucu gaz ve pozisyonu doğru seçilmelidir (Benyounis et al, 2005). Alüminyum alaşımlarının lazer kaynağı araştırılmaktadır. CO<sub>2</sub> Lazer kaynağı sırasında pek çok kaynakta gözenekler bulunmuştur (Zhu et al, 2005). CO<sub>2</sub> lazer kaynağının nüfuziyet derinliği sınırlıdır. Lazer kaynağı kompleks parçaların kaynağı için uygundur.

**Çizelge 5.1.** Lazer kaynak işleminin fonksiyonel şekli (Cicala et al, 2005)

İşlem faktörleri	Kaynak işlemi	Sonuç: Kaynak
Lazer	Geometri, kimyasal içerik, şekil, sıcaklık, soğuma hızı, koruyucu gaz, çekme	ŞEKİL VE ÖZELLİKLER
Ana Malzeme		
Eklene Malzeme		
Koruyucu Gaz		
Pozisyon ve Hareket		

Otomotiv endüstrisinde yüksek güçlü lazerler transmisyonlar, ocaklar, katalitik dönüştürücüler, egzost sistemleri ve dikiş kaynaklı tabakalar gibi pek çok parçada kullanılmaktadır. Gözeneklilik, yüzey hataları, tepecikler, katılaşma çatlakları, görülmektedir. Endüstriyel lazer kullanıcıları iş parçaları için kaynak kalitesini geliştirmek için ekonomik metodlar araştırılmaktadır (Xie, 2002).

Lazer kaynağının 2 temel şekli vardır (Duley, 1999).

- iletme
- aralık yada nüfuziyet kaynağı

İletme kaynağı sistem için daha az karışıklığa neden olur. Çünkü lazer ışını kaynaklı malzeme içine nüfuz edemez. Sonuç olarak iletme kaynakları kaynak sırasında gaz yakalamasından az etkilenir. Nüfuziyet kaynaklı parçada gözenek görülebilir. Eriyen metalin oksitlenmesini önlemek için koruyucu gaz kullanmak gerekir. Lazer ışın demeti ve koruyucu gaz kenarlara açılan delikler ile iş parçası üzerine yönlendirilebilir. Bu amaçla en yaygın olarak argon veya helyum gazlarının CO<sub>2</sub> gazı ile karışımı kullanılmaktadır (Abbott, Albright; 1994).

Lazer iletim kaynağının kalitesini etkileyen esas parametreler şunlardır: Lazerin dalga boyu ve kullanılan merceklerin lazer demetini yutma oranı, Lazer ısının gücü, Lazer ışınının leke boyutu, Lazerin çalışma modu (Sürekli dalga veya darbeli), Lazer ışınının odak uzaklığı ve odak noktası, İş Parçasının kimyasal bileşimi, İş parçasının fiziksel geometrisi, iş parçasının kalınlığı, İş parçasının yüzey durumu, Koruyucu Gaz: Karışım oranı, akış hızı, basınç, meme boyutu ve pozisyonu, Kaynak karakteristiği: Kaynak hızı, birleştirme geometrisi, aralık toleransı. Kaynağın malzemeye nüfuz derinliği güç yoğunluğu ve kaynak hızına bağlıdır. Malzemeye uygulanan güç yoğunluğu arttıkça ve kaynak hızı azaldıkça nüfuz derinliği artar. İlk önce üretim hızının olması gereken en alt hız değeri başlangıç kaynak hızı olarak seçilir. Bu hızda istenen nüfuz derinliğini sağlayan lazer çıkış gücü belirlenir. Malzemeye en uygun olan güç yoğunluğu ise denemeler sonucunda bulunur. Genellikle lazer kaynağı için gerekli işlem parametreleri seçilirken teoriler üzerinden, denemelerden ve geçmişte yapılan deneyimlerden faydalanılır. Teorik hesaplamaların ışığında, çeşitli parametreler için değişik değerler denenerek en uygun olanı seçilir. Kaynak hızının, iş parçasına uygulanan güç yoğunluğunun ve odak noktasının yanlış seçilmesi, merceklerin kirliliği, gerek kaynak ortamının sağlanmaması vs. gibi hatalar kaynağın bozuk olmasına sebep olmaktadır (Özcan ve diğerleri, 2004).

CO<sub>2</sub> lazeri kaynak sisteminin iş gücü anlamına gelmektedir. 50 kW üzerinde çıkış gücü olan iyi endüstriyel makineler olarak kabul edilirler. Lazer kaynak uygulamalarında eğilim yüksek güçlere doğrudur (5-10 kW CO<sub>2</sub> lazeri). CO<sub>2</sub> lazeri Nd:YAG lazeri ile karşılaştırıldığında çok verimli çalışan bir araçtır. Çıkış verimi( çıkış lazer gücünün giriş elektrik gücüne oranı) yaklaşık olarak %10 dur. CO<sub>2</sub> e N<sub>2</sub> ve H<sub>2</sub> gazları karıştırılır. Tekrar kullanılabilirler. Bu olay çalışma masraflarını düşürür.

Lazerlerin ilk endüstriyel uygulamalarından biri metallerin kaynağıdır. İki metalin kaynağı sadece alaşım tipine ve bileşimine bağlı değildir. Gözeneklilik kaynak kalitesini açıklamak için önemli bir parametredir. Gözeneklilik derin kaynaklarda önemlidir (Duley, 1999).

Lazer kaynağında önemli parametreler

- Lazer gücü
- Genişlik
- Odaklama
- Yüzeydeki odak noktasının yeri

- Odak derinliği
- Koruyucu gaz
- Akış oranı
- Tipi
- Nozul akış modeli

## 5.2. Lazer Kaynağının Avantajları

Lazer ışın kaynağı son yıllarda endüstriyel üretim için önemli bir oranda gelişme göstermiştir. Bu gelişme işlemin çok fazla anlaşılmasıyla artmaktadır. Mühendisler lazer kaynağının uygulamalarının geniş çapta yayılması için çalışmaktadırlar. İşlem ekonomik olmasının yanında kaynak kalitesinde de en iyiye ulaşılmaktadır. Bu işlemde kritik rol kaynak dikişinin özellikleriyle oynamaktadır (geometrik şekli ve mukavemeti gibi). Kısa dalga boyları kullanılmaktadır. İşlem gazı kontrol edebilmekte ve plazmanın etkisini düşürmektedir (Kern et al, 2000).

Lazer kaynak uygulamalarında eğilim yüksek güçlere doğrudur (5-10 kW CO<sub>2</sub> lazeri). CO<sub>2</sub> lazer cihazı Nd:YAG lazer cihazı ile karşılaştırıldığında çok verimli çalışan bir araç olduğu görülmektedir. Çıkış verimi (çıkış lazer gücünün giriş elektrik gücüne oranı) yaklaşık olarak %10 dur. CO<sub>2</sub> e N<sub>2</sub> ve H<sub>2</sub> gazları karıştırılır. Tekrar kullanılabilir. Bu olay çalışma masraflarını düşürmektedir.

Ticari kaynak tetkikleriyle karşılaştırıldığında lazer ışın kaynağı düşük distorsiyon, ışının yüksek enerji yoğunluğu, lazer ışın aralığının esnekliği, yüksek kaynak hızı gibi özellikleriyle alüminyum alaşımları için uygundur. Özellikle, kaynak erime bölgesi ve ITAB ın boyutunun küçük olmasından dolayı yaşanan alüminyum alaşımları için lazer ışın kaynağının avantajları vardır. Pek çok çalışmada kaynak işlemi lazer kaynak şartları değiştirilerek gerçekleştirilmiştir. Alaşım elementlerinin kaybı sertleşme etkilerini düşürdüğü gibi çekme dayanımı ve sünekliği de azaltmaktadır (Liu et al, 2004).

Lazer kaynağının avantajları hızlı kaynak yapabilme özelliği ve sonuç itibariyle daha düşük ısı girdisi gerçekleştirilmesi, kaynak bölgesinde yüksek nüfuziyet sağlanması ve malzemelerde kaynak sırasında görülebilen çarpılmaların engellenmesidir. Bu avantajlar lazer ışınının yüksek enerji yoğunluğuna sahip olmasından ileri gelmektedir. Lazer kaynağı uygulamasında herhangi bir dolgu malzemesine ihtiyaç duyulmaz. Kaynak işlemi parçalar arasında bağlantı sağlanması için lazer ışınından enerji kullanımıyla oluşur (87). Lazer kaynağının başlıca avantajlarından biri en iyi kaynak özellikleri için lazer hareket ettirilmektedir. Modern lazer kaynak sistemlerinde lazer gücünün kontrolü bilgisayarlar yardımıyla kolay bir şekilde yapılmaktadır.

Lazer kaynağı her yerde kullanılmaz. Ama ticari kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında pek çok avantaja sahiptir. Başlıca avantajı yüksek ısı kaynağını küçük alanda odaklanmasıdır. Daha sonra hızlı bir şekilde taranan bu ısı kaynağı kaynaklı birleştirmeyi sağlar. Elektron ışın kaynağı

ile karşılaştırılabilir. Ama lazer kaynağının atmosferik koşullarda gerçekleştirilebilme gibi avantajı vardır. Maliyeti yüksektir.

Alüminyum alaşımlarının lazer kaynağında kaynak bölgesinden elementler uçabilmektedir. Özellikle 5XXX, 6XXX, 7XXX serisi alaşımlarda gerçekleşir. 5XXX, 6XXX serilerinde Mg, 7XXX serisinde de Zn yok olmaktadır. 5454 alaşımı ısı işlem görmeyen bir alaşımdır. Soğuk şekillendirme ile mekanik özellikleri geliştirilmektedir. Lazer kaynağıyla ısı girişine engel olamazlar. 5XXX – 6XXX serisi alaşımlarda ITAB da düşük mukavemet ve katılma çatlakları oluşur (Duley, 1999).

Alüminyumun yüksek termal iletkenliği ve yüksek yansıtıcılığı iş parçasına lazer enerjisinin transferini zorlaştırmaktadır. Lazer ışın kaynağı alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde pek çok avantaja sahiptir. Lazer kaynak parametreleri işlem kalitesinin en iyi olması için seçilmektedir. Kaynak parametreleri; yüksek kaynak hızı, dolgu metaller, yönlendirilmiş ışının kullanımından oluşur (Martukanitz et al, 1997). Alüminyum alaşımlarının lazer kaynağında bazı zorluklarla karşılaşılır. Lazer işleminin kalitesi ve malzemelere uygulanabilirliği nedeniyle düşük ağırlıklı konstrüksiyonların üretimi için ilgi çekicidir.

Ticari kaynak tetkikleriyle karşılaştırıldığında lazer ışın kaynağı düşük distorsiyon, ışının yüksek enerji yoğunluğu, lazer ışın aralığının esnekliği, yüksek kaynak hızı gibi özellikleriyle alüminyum alaşımları için uygundur. Özellikle, kaynak erime bölgesi ve ITAB ın boyutunun küçük olmasından dolayı yaşanan alüminyum alaşımları için lazer ışın kaynağının avantajları vardır. Pek çok çalışmada kaynak işlemi lazer kaynak şartları değiştirilerek gerçekleştirilmiştir. Alaşım elementlerinin kaybı sertleşme etkilerini düşürdüğü gibi çekme dayanımı ve sünekliği de azaltmaktadır (Liu et al, 2004).

Yaşlanabilir AlMgSi alaşımları 5 kW CO<sub>2</sub> lazer kaynak cihazıyla kaynak edilmiştir. Kaynaktaki katılma problemlerini önlemek için Al-Si dolgu metali kullanılmış ve Si içeriği artırılmıştır (Yamaoka et al, 2001). Çelik, titanyum ve alüminyum alaşımlarından levhalara 2 kW CO<sub>2</sub> lazerinin kullanımı tartışılmıştır. Birleştirilen elemanlarda minimum bozulma sağlayan çok hızlı bir teknik olması ve çok yüksek iletkenliğe sahip malzemelere uygulanabilme gibi avantajlara sahiptir. Lazer kaynağının dezavantajı çok ince levhalarla kısıtlanmasıdır (Gualini, 1978).

Enerji yoğunluğunun yüksek olması nedeniyle, malzemenin lazer ışını ile temas ettiği alanda yoğun bir buharlaşma meydana gelmektedir. Hareket halindeki buharın basınç etkisi ile lazer ışınının içeriye girmesi, malzeme içerisinde yoğun bir enerji transferine olanak veren bir buhar kanalının (keyhole) oluşmasına neden olmaktadır. Buhar kanalı içersine giren lazer ışını ergiyik bir duvarla çevrelenir. Bu alandaki geometrik oranlar (çap yaklaşık 0,2-0,6 mm, derinlik yaklaşık 0,5-20 mm) ışıktan malzeme yüzeyine taşınan enerjiye bağlı olarak ortaya çıkmaktadır. Derinlik boyunca yoğun bir enerji akımına izin veren lazer kaynağı, kaynak derinliği yönünden, geleneksel elektrot kaynağı ile karşılaştırıldığında çok daha yüksek kaynak hızına sahip olduğu, buna karşın eşik enerjileri ve ısı yük yönünden yapılacak kıyaslamalarda ise lazer

kaynağının geleneksel yöntemlere göre onda bir düzeylerde olduğu görülmektedir (Karaaslan ve diğerleri, 1998).

6XXX alüminyum alaşımları yüksek geri dönüşüm potansiyeli, iyi mekanik özellikleri, yüksek korozyon direnci, düşük özgül ağırlığı yüzünden büyük ve hızlı tekneler için aranan bir malzemedir. Endüstride alüminyum alaşımlarının kaynağında genellikle ark kaynağı veya direnç kaynağı kullanılmaktadır. Lazer kaynağı yüksek hızı, esnekliği ve düşük ısı girişi gibi özelliklerinden dolayı bu teknoloji de son zamanlarda kullanılmaktadır. Ancak alüminyum alaşımlarına lazer kaynağı uygulaması varolan teknolojilerden farklıdır ve alaşımın çeşidine bağlı olarak bazı temel sorunlar vardır. Bu çeşit lazer kaynaklı parçalarda gözeneklilik ve sıcak çatlamların oranı gerçekten çok yüksektir. Malzemenin yüksek yansıtıcılığı yüzünden önceki radyasyonun etkisini azaltmak için ince levhalarda bile 5kW dan daha yüksek güçteki lazerler kullanılır. Ancak derin nüfuziyet kaynağı, çok yüksek güç çok büyük köpürme oranına neden olur (Erimiş metaldeki alaşım elementlerinin azalması yüzünden). Alüminyum alaşımlarının lazer kaynağında koruyucu gazın rolü çok büyüktür. Oksidasyondan kaynağı önlediği gibi lazer ışınının tekrar odaklanması ve emilmesinin büyüklüğü tesir edebilir. Koruyucu gazın kimyasal bileşimi ve akış geometrisi plazmanın boyutunu sınırlamada bir faktördür. Kaynak kalitesinde gaz akış geometrisinin etkisinin incelendiği çalışmalar hala çok azdır. İki farklı koruyucu gaz kullanılarak AA5083 alüminyum alaşımından 4 mm lik levhalara 2,5 kW güçle CO2 lazer kaynağı yapılmıştır. Sonuçta lazer kaynak işleminde kaynak hızının çok önemli olduğu söylenmiştir. Gaz akışı düşürüldüğü zaman, damla boyutu yükselmektedir (Ancona et al, 2005). Bazı alüminyum alaşımlarının lazer kaynağında gözeneklilik, çukurlar, sıcak çatlakları gibi pek çok hatalar görülmektedir. Sıcak çatlama metalik alaşımın katılaşması sırasında yüzey çatlakları olarak kendi gösteren bir hatadır. Bu çatlamlar %85-95 arasında oluşmaktadır (Cicala et al, 2005).

Ergitme kaynağı uygulanmayan büyük yapılar arasında uçaklarda yer alır. Çünkü bu işlem çökelerek sertleşen metallerin özelliklerini değiştirebilir ve gerilim-korozyon çatlak tehlikesini artırarak düşük yorulma direncine yol açmaktadır. Ancak lazer gibi kaynak uygulamaları halinde çok küçük ısıdan etkilenen bölge oluşturur. Isıdan etkilenen bu çökelti kaynak soğuduğu zaman malzemeyi sertleştirir. Bu nedenle modern uçaklarda kullanılan Al alaşımları azalmakta, yerini kompozitler almaktadır (Şahin, 2000).



### 5.3. Lazer Kaynağı Uygulamaları

Lazer kaynağı; elektronik, havacılık, otomotiv endüstrisinde geniş çapta kullanılmaktadır. Bu kaynak yöntemi kompleks parçaların kaynağı için uygundur. Yüksek güçlü lazerler otomotiv endüstrisinde, transmasyonlar, ocaklar, katalitik dönüştürücüler, egzost sistemleri ve dikiş kaynaklı tabakalar gibi pek çok parçada kullanılmaktadır. Gözeneklilik, yüzey hataları, tepecikler, katılma çatlakları, görülmektedir. Endüstriyel lazer kullanıcıları iş parçaları için kaynak kalitesini geliştirmek için ekonomik metodlar araştırılmaktadır (Xie, 2002).



**Şekil 5.6.** Gelecekte havacılık endüstrisinde lazer kaynaklı parçaların uygulamaları (Schubert et al, 2001).

Lazer ışın kaynağı son yıllarda endüstriyel üretimde önemli oranda gelişme göstermiştir. Bu gelişme lazer kaynak işleminin anlaşılmasıyla daha da artmaktadır. Mühendisler lazer kaynağı uygulamalarının geniş çapta olması için çalışmaktadırlar. İşlemin ekonomik olmasının yanında kaynak kalitesinde de en iyiye ulaşılmaktadır. Lazer kaynağında kritik işlem, kaynak dikişinin geometrik şekli ve mukavemeti gibi özellikleriyle oynamaktadır. Kısa dalga boyları kullanılmaktadır. İşlem gazı kontrol edebilmekte ve koruyucu gaz plazmanın etkisini düşürmektedir (Kern et al, 2000).

Endüstride alüminyumun kaynağı için CO<sub>2</sub> lazerleri kullanılmaktadır (Wirth, 2004).

Yakıt enjektörleri ve filtreler gibi küçük üniteler de bu yöntemle kaynak edilmektedir (Gourd, 1996). Lazer kaynağı paralel kenarlı erime bölgesi, kaynak genişliği ve yüksek nüfuziyetle karakterize edilir. Bu avantajlar, yüksek güç yoğunluğundan gelmektedir. İyi kaynak kalitesi için çıkış gücünün kombinasyonu, kaynak hızı, odak pozisyonu, koruyucu gaz ve pozisyonu doğru seçilmelidir (Benyounis et al, 2005).

Zhu ve arkadaşları, alüminyum alaşımlarının lazer kaynağı araştırmaktadırlar. CO<sub>2</sub> Lazer kaynağı sırasında pek çok kaynakta gözenekler bulmuşlardır (Zhu et al, 2005). Alüminyum alaşımlarının lazer kaynağında kaynak bölgesinden bazı elementler buharlaşabilmektedir. Özellikle 5XXX, 6XXX, 7XXX serisi alaşımlarda gerçekleşmektedir. 5XXX, 6XXX serilerinde Mg, 7XXX serisinde de Zn yok olmaktadır. 5XXX-6XXX serisi alaşımlarda ITAB da düşük mukavemet ve katılma çatlakları oluşur (Duley, 1999).

Lazer ışın kaynaklı SiCp/Al MMK' lerin mikroyapısı lazer işlem parametrelerine lazer güç yoğunluğu, kaynak hızı, koruyucu gaz yönü vb. göre belirlenmektedir. Sonuçta az gözenekli ama sağlam kaynak bağlantıları elde edilmektedir. Koruyucu gaz akışı kaynak yüzey kalitesi ve kaynak mikroyapısında önemli bir etkiye sahiptir (Chen, 1999). Alüminyumun yüksek termal iletkenliği ve yüksek yansıtıcılığı iş parçasına lazer enerjisinin transferini zorlaştırmaktadır (Michaelis, 1990). Alüminyum alaşımlarının lazer kaynağında bazı zorluklarla karşılaşılır. Lazer işleminin kalitesi ve malzemelere uygulanabilirliği nedeniyle düşük ağırlıklı konstrüksiyonların üretimi için ilgi çekicidir (Dausinger, 2000).

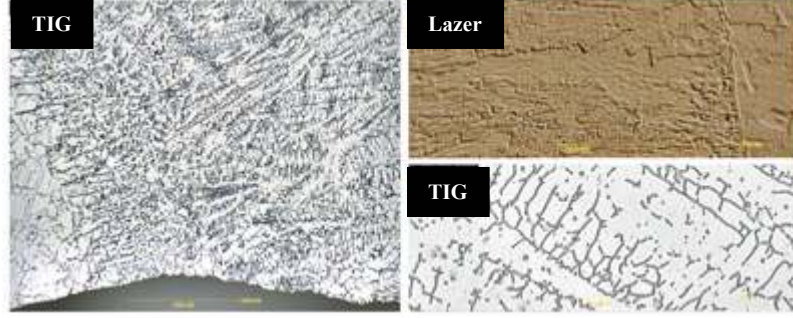
McCay ve arkadaşları MMK' lerinin lazer kaynağı sırasında oluşan problemleri incelemişlerdir. 2400 W gücündeki CO<sub>2</sub> lazer cihazıyla 2,54 mm kalınlığında parçalar kaynak yapılmıştır (McCay et al, 1994).

Yaşlanabilir AlMgSi alaşımlarını Yamaoka ve arkadaşları, 5 kW CO<sub>2</sub> lazer kaynak cihazıyla kaynak etmişlerdir. Kaynaktaki katılma problemlerini önlemek için Al-Si dolgu metali kullanılmış ve Si içeriğini arttırmışlardır (Yamaoka et al, 2001). Gualini ve arkadaşları ise; çelik, titanyum ve alüminyum alaşımlarından levhalara 2 kW CO<sub>2</sub> lazerinin kullanımını tartışmışlardır. Birleştirilen elemanlarda minimum bozulma sağlayan çok hızlı bir teknik olması ve çok yüksek iletkenliğe sahip malzemelere uygulanabilme gibi avantajlara sahiptir. Lazer kaynağının dezavantajı çok ince levhalarla kısıtlanmasıdır (Gualini, 1978).



**Şekil 5.7.** Lazer kaynağı uygulaması (Brunner, 2003).

Paslanmaz çelik tüplerin çok büyük bir kısmı TIG kaynağı ile kaynak edilmektedir. Alternatif olarak yüksek güç kaynaklı lazer kaynağı işlemi paslanmaz çelik tüplerin kaynağı için hızlı bir harekete sahiptir. Son yıllarda ASME SA249 veya ASTM A249 e göre basınçlı tüplerin üretiminde çok yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. TIG kaynağında olduğu gibi, lazer kaynaklı tüpün kalitesi üreticisine göre farklı olmaktadır (Fenton, 2001).



**Şekil 5.8.** Aynı malzemeden örneklere uygulanan TIG ve lazer kaynağının mikroyapı görüntüleri (Naeem, Jessett; 2001).

Sanayide titanyum alaşımından üretilen parçalar lazer kaynağı ile birleştirilmektedir. Birleştirilen titanyum levhaların en yüksek kalınlık değeri 13 mm olarak belirlenmiştir. Daha kalın parçalarda titanyum ve alaşımlarında nüfuziyet eksikliği ve bununla beraber mekanik özelliklerde kötüleşme söz konusudur (Yavuz, Çam; 2005). Örneğin, 6 kW gücünde bir CO<sub>2</sub> lazer kaynak makinesiyle yapılan uygulamalarda en fazla 1,6 ile 2,0 mm arasında levhalar başarıyla birleştirilmişlerdir (Porter, Clancy; 2002).

Titanyum ve alaşımlarının kaynağında koruyucu gaz olarak yalnızca argon veya helyum kullanılmaktadır. Ayrıca bu iki gazın bir arada kullanıldığı da görülmektedir. Böylelikle üretim maliyeti azalmakta, kaynak havuzunun korunmasında daha etkili sonuçlar ulaşılmaktadır (Yavuz, Çam; 2005). Örneğin 1,6 ile 2,0 mm kalınlığındaki titanyum alaşımlarının kaynağında kullanılan argon ve helyum karışımıyla kaynak havuzu yüzeyinde oluşan plazma ve oksit oluşumu engellenmektedir. Elde edilen parlak gümüş rengi, kabul edilebilir şartları göstermektedir (Porter, Clancy; 2002).

Lazer kaynağıyla birleştirilecek titanyum alaşımlarının parça kenarlarındaki boşlukları 0,1 mm olmalıdır. Bu, yüzey birleştirmedeki toleranstır. Bu değerle gözeneklilik ve geometri açısından başarılı birleştirmeler elde edilmektedir. Kaynak profili alt kesme olmaksızın düzenli ve üniformdur. Gözenek boyutu ve gözenek kalitesi bu değerle genellikle kabul edilebilir sınırlar içerisindedir. Ancak yine de 0,2 mm'ye kadar kabul edilebilir sonuçlar elde edilmektedir.



**Şekil 5.9.** Otomotivde Kullanılan Lazer Kaynaklı Transmisyon Parçaları (89).

Yüksek güçlü CO<sub>2</sub> lazerleri (2-10 kW) ısı eşanjörleri, transmisyon parçaları, araba gövdelerinin kaynağında kullanılmaktadır. Medikal ve elektronik parçalar gibi küçük parçalarda da lazer kaynağı başarıyla uygulanmaktadır. Otomobil gövdelerinin kaynağı gibi 3-boyutlu çalışmalarda robotların yardımıyla kaynak işlemi kolay bir şekilde gerçekleştirilmektedir (94).

Nd-YAG Lazer kaynağı plastik enjeksiyon kalıplarının tamirinde kullanılmaktadır (Şekil 5.6). Lazer kaynağı ile kalıp tamiri, lazer ışını ve kalıp arasına dolgu malzemesinin takviye edilmesiyle gerçekleşir. Dolgu malzemesi elle yada otomatik olarak eklenebilir (Kwiatkowski, Kwiatkowski, 2003).

Metalik malzemelerin en az deformasyonla kaynağından dolayı balatalarda lazer kaynağı kullanılmaktadır. İşlem sırasında koruyucu gaz olarak genellikle argon kullanılmaktadır (109).



**Şekil 5.10.** Araçlardaki debriyaj balatalarının lazer kaynağı işlemi (109).



**Şekil 5.11.** 420SS kalıp malzemesinin lazer kaynağı ile tamir edilmesi (Kwiatkowski, Kwiatkowski;2003).

S-7, H-13, P-20, NAK-55, D2, A2, A6, M2, 410 SS, 420 SS, 440 SS, Elmax, Aermet, CPM9V, alüminyum alaşımları, bakır, berilyum ve amcoloy 940 gibi kalıp malzemeleri lazer kaynağı ile tamir edilmektedir (Şekil 5.9) (Kwiatkowski, Kwiatkowski;2003).

Lazer kaynağı endüstride yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Otomobillerde transmisyon elemanlarının kaynağı için kullanılmaktadır. Lazer kaynağı sadece yüksek lazer gücü istemez ayrıca istenen derin kaynak etkisini gerçekleştirmek için yüksek kaliteli ışın ister. Yüksek ışın kalitesi daha büyük odak uzaklığı veya küçük odak çapı oluşturmak için işletilebilir.

Lazer kaynağı; elektronik, havacılık, otomotiv endüstrisinde geniş çapta kullanılmaktadır (Xie, 2002). Günümüzde alüminyum ve çelikler için geniş çapta lazer kaynağı kullanılmaktadır. Tüm ticari kaynak uygulanabilen malzemelere lazer kaynağı uygulanabilir. Kaynak hızı; lazer gücüne, malzeme bileşimine, geometrisine, işlem gazına lazer dalga boyuna bağlıdır. Yüksek yansıtıma sahip alüminyum iş parçası yüzeyinde yüksek güçlü lazer radyasyonu ister. Endüstride alüminyumun kaynağı için CO<sub>2</sub> lazerleri kullanılmaktadır (Wirth, 2004).

Yakıt enjektörleri ve filtreler gibi küçük üniteler de kaynak edilmektedir (Gourd, 1996).

## 6. MALZEME VE METOD

### 6. 1. Malzeme

Metal matrisli kompozitlerde titanyum, bakır ve alüminyum gibi malzemeler matris malzemesi olarak,  $Al_2O_3$ , SiC,  $Si_3N_4$  veya  $B_4C$  gibi seramikler takviye elemanları olarak kullanılmaktadır (Zeng, 2006). Bu çalışmada Çizelge 6.1' de içerikleri verilen ECKART firmasından temin edilen gaz atomizasyonu ile üretilmiş ortalama tane boyutu 63  $\mu m$  olan Al99 tozu, "ECKA 2014 Al AC 91/S" kodlu tane boyutu 63  $\mu m$  olan AlCu4SiMg tozu ve "ECKA 6061 Al AC 91/S" kodlu tane boyutu 63  $\mu m$  olan AlMg1SiCu tozu kullanılmıştır. Deney örnekleri üretiminde takviye elemanı olarak SiC kullanılmıştır. Çizelge 6.2' de deney malzemelerinin çeşitli standartlardaki kısa gösterilişleri verilmiştir. SiC' ün kimyasal bileşimi de Çizelge 6.3' de verilmiştir.

**Çizelge 6.1.** Kompozit üretimi için kullanılan toz matris malzemelerinin bileşimleri (%Ağ.).

Malzeme	%Cu	%Mg	%Si	%Parafin	Al
Al99	-	-	-	1	Geri Kalan
AlCu4SiMg	4.5	0.5	0.6	1.54	Geri Kalan
AlMg1SiCu	0.25	1	0.5	1.51	Geri Kalan

**Çizelge 6.2.** Deney malzemelerinin çeşitli standartlardaki gösterilişleri.

AA	TSE	Etibank	U.K. BS	ISO	RUS	DIN	Werkstoff	Fransa AFNOR	İtalya UNI
1200	Al99	Etial 0	1C	A199.0	A0	A199	3.0205	A4	3567-66
2014	AlCuSiMn	Etial 21	H15	AlCu4SiMg		AlCuSiMn	3.1255	A-U4SG	3581
6061	AlMg1SiCu	Etial 65	H20	AlMg1SiCu	AB	-	-	A-GSUC	6170

**Çizelge 6.3.** Kompozit üretiminde takviye elemanı olarak kullanılan SiC' ün kimyasal bileşimi (%Ağ.).

% Si+SiO <sub>2</sub>	% C	%Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	% SiC
0.5	0.4	0.3	0.3	Geri Kalan

Bazı takviye elemanları ile alüminyumun sahip olduğu fiziksel ve mekaniksel değerleri artırılabilir. Alüminyum metal matrisli kompozitleri sert takviye elemanının yüksek dayanımı ve matrisin yüksek sünekliliğinden dolayı pek çok uygulama için cazip hale gelmektedir (Cavaliere, 2005).

Kompozit örneklerle yakın içeriğe sahip haddelendirme yöntemiyle üretilen Al99, AlCu4SiMg ve AlMg1SiCu çalışma için hazır temin edilmiştir. Kimyasal içerikleri Çizelge 6.4' teki gibidir.

**Çizelge 6.4.** Deneyleerde kullanılan haddeleme ile üretiilmiş ticari malzemelerin kimyasal bileşimleri.

Malzeme	%Cu	%Mg	%Si	%Al+Si	%Mn	%Zn	Al
Al 99	0.05	-	-	1.0	0.05	0.10	Geri Kalan
AlCu4SiMg	4.5	0.5	0.6	-	0.6	0.25	Geri Kalan
AlMg1SiCu	0.25	1	0.5	-	0.15	0.25	Geri Kalan

## 6.2. TOZ TANE BOYUTU ANALİZİ

Deneyleerde kullanılan tozların boyutlarını belirlemek amacıyla DIN/ISO 4497' ye göre elek analizleri yapılmış ve sonuçları Çizelge 6.5' de verilmiştir.

**Çizelge 6.5.** Kompozit üretiminde kullanılan alüminyum tozlarının elek analizi.

Kalan	Al99	AlCu4SiMg	AlMg1SiCu
	Gerçek Değer(%)	Gerçek Değer(%)	Gerçek Değer(%)
>200 µm	0,8	0,8	0,8
>160 µm	5,2	4,0	6,8
>100 µm	35,8	24,8	35,0
>63 µm	40,0	43,0	36,8
>45µm	11,2	11,8	12,2
<45 µm	7,0	15,6	8,4

Takviye elemanı olarak kullanılan SiC' ün elek analizi sonuçları Çizelge 6.6'da, özellikleri ise Çizelge 6.7'de verilmiştir.

**Çizelge 6.6.** Takviye elemanı SiC' ün elek analizi.

Kalan	Gerçek Değer(%)
>150 µm	0,18
>106 µm	60,51
>75 µm	37,09
>63 µm	1,98
>45 µm	0,24
>38 µm	-

**Çizelge 6.7.** SiC takviye elemanın özellikleri.

Yoğunluk g/cm <sup>3</sup>	Erime Sıcaklığı (°C)	Isıl Genleşme Katsayısı (10 <sup>-6</sup> /°C)	Basma Mukavemeti	Sertlik (HV)	Elastik Modülü 10 <sup>3</sup> (MPa)
3,2	2500	5	2000	3000	414

### 6.3. METOD

#### 6.3.1. Tozların Karıştırılması

Üç farklı alüminyum tozu içine ağırlıkça %0, %5, %10, %20 oranlarında SiC ilave edilmiştir. Toz karışımlarının hazırlanmasında 0.1 mg hassasiyetli Sartorius BL 210S marka dijital terazi kullanılmıştır. Karıştırma kabının içine toz ağırlığı kadar çelik bilye konulmuştur. Takviye ve matriks atritörde ve el ile 1 saat karıştırılmıştır. Kompozitlerin üretiminde kullanılan matriks malzemesi, SiC oranları, sıkıştırma basıncı ve sinterleme sıcaklıkları Çizelge 6.8' de verilmiştir.

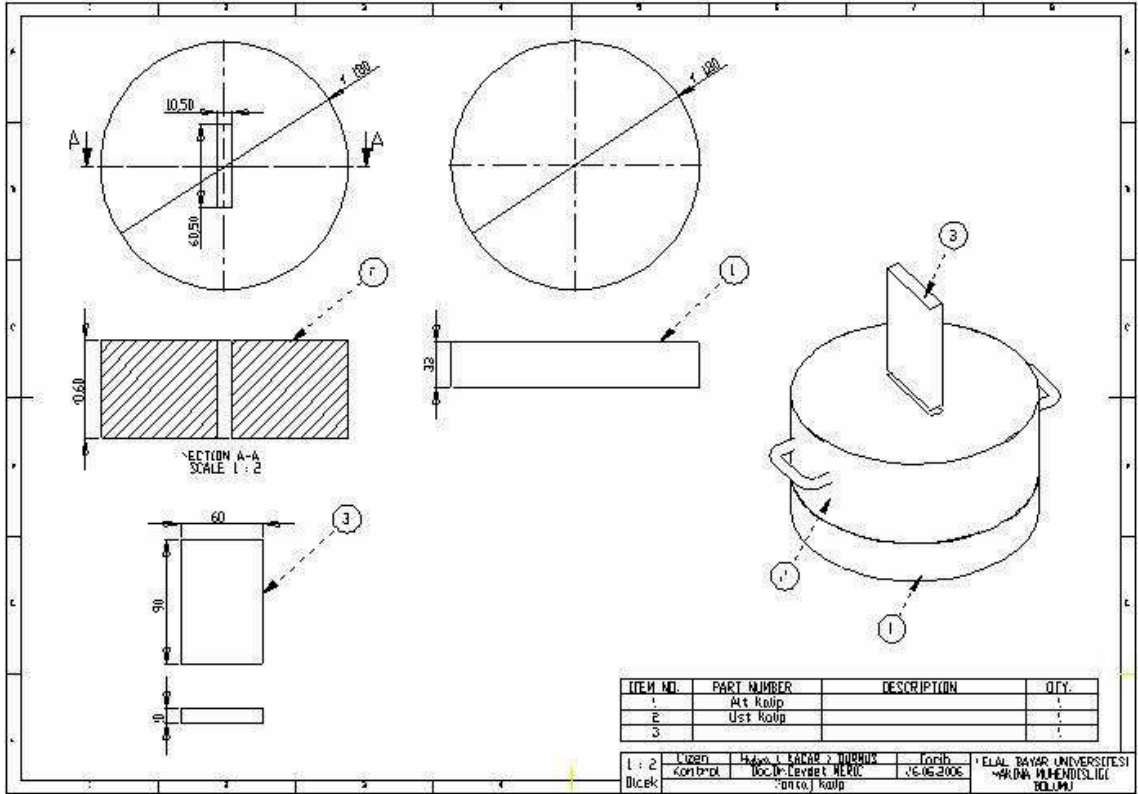
**Çizelge 6.8.** Üretilen kompozit parçalarında kullanılan matriks malzemesi, SiC takviye oranları, uygulanan basınç ve sinterleme sıcaklıkları.

Al tozunun tipi	SiC oranı	Sıkıştırma Basıncı (MPa)	Sinterleme Sıcaklığı ( °C )
Al99 tozu	%0	500	600
			620
	%5		600
			620
	%10		600
			620
	%20		600
			620
AlCu4SiMg tozu	%0	500	600
			620
	%5		600
			620
	%10		600
			620
	%20		600
			620
AlMg1SiCu tozu	%0	500	600
			620
	%5		600
			620
	%10		600
			620
	%20		600
			620



### 6.3.2. Tozların Sıkıştırılması

Sıkıştırma kalıbı tasarımında, üst ve alt erkek zimbaların ve dışı kalıp gömleğinin malzemesi olarak 40CrMnMoS86 soğuk iş takım çeliği seçilmiştir (Şekil 6.1). Bu seçimin nedeni yüksek tokluk ve yüksek adhesiv aşınma direncinin mükemmel birlikteliğini sağlamasıdır.



Şekil 6.1. Deney örneklerinin üretiminde kullanılan kalıbın teknik resmi.

Kalıbın parça ile temas ettiği iç yüzey ile aynı temastaki zimba her sıkıştırma işleminden sonra temizlenerek, (stearik asit+etil alkol) çözeltisi ile silinmiştir. Stearik asidin bileşimi Çizelge 6.9' da verilmiştir. Toz metalürjisi ile üretilmiş parçaların ve zimbanın kalıp içerisinde sıkışması bu şekilde önlenmiştir.

Çizelge 6.9. Yağlayıcının bileşimi (Stearic Acid 301).

C14 (%)	C16 (%)	C18 (%)
1.00	56.00-61.00	38.00-43.00

Her bir üretilecek parça için sıkıştırmadan önce kalıba konulacak toz miktarı (W), toz karışım yoğunluğuna ve üretilecek parçanın boyutlarına bağlıdır. Buna göre;

$$\rho = W/V \quad (6.1)$$

formülünden;

$$W = \rho \cdot V \quad (6.2)$$

formülünden toz ağırlıkları hesaplanmıştır.

Burada;

$\rho$  : yoğunluk ( $\text{g/cm}^3$ ),

V : Üretilecek parça hacmi ( $\text{cm}^3$ ),

W: Toz ağırlığı (g) şeklindedir.

Üretilecek parça boyutları;

Boy (a)= 60 mm; En (b)= 10 mm; yükseklik (c)= 10 mm'dir.

Bu boyutlara göre parça hacmi;

$$V = a \cdot b \cdot c \quad (6.3)$$

Formülünden;

$V = 60 \times 10 \times 10 = 6000 \text{ mm}^3 = 6 \text{ cm}^3$  olarak bulunmuştur.

Karışım yoğunluk hesabı Denklem 6.4 ile yapılmıştır. Daha sonra Denklem 6.5 kullanılarak parça üretiminde kullanılacak karışım toz miktarları hesaplanmıştır. Tozların temin edildiği firmaların verdiği bilgilere göre SiC'ün yoğunluğu  $3,2 \text{ g/cm}^3$ , Saf Al ve AlMg1SiCu'un yoğunluğu  $2,7 \text{ g/cm}^3$ , AlCu4SiMg'un yoğunluğu  $2.8 \text{ g/cm}^3$  olarak alınmıştır.

$$\rho_{\text{kar}} = [(\%W)_1 \cdot \rho_1] + [(\%W)_2 \cdot \rho_2] + \dots + [(\%W)_n \cdot \rho_n] \quad (6.4)$$

Buradan, Al-SiC karışımları için sıkıştırılmadan önce kalıba konulan toz miktarları;

$$W_{\text{kar1}} = \rho_{\text{kar1}} \cdot V \quad (6.5)$$

Al99-SiC kompozitleri için toz miktarları aşağıda hesaplanmıştır.

Al-% 5 SiC karışımı için;

$$W_{\text{kar1}} = (2.72) \cdot (6) = 16,32 \text{ g,}$$

Al-% 10 SiC karışımı için;

$$W_{\text{kar2}} = (2.75) \cdot (6) = 16,5 \text{ g,}$$

Al-% 20 SiC karışımı için;

$$W_{\text{kar3}} = (2.8) \cdot (6) = 16,8 \text{ g,}$$

AlCu4SiMg-SiC kompozitleri için toz miktarları aşağıda hesaplanmıştır.

Al-% 5 SiC karışımı için;

$$W_{\text{kar1}} = (2.82) \cdot (6) = 16,92 \text{ g,}$$

Al-% 10 SiC karışımı için;

$$W_{kar2}=(2.84)\cdot(6)= 17,04 \text{ g,}$$

Al-% 20 SiC karışımı için;

$$W_{kar3}=(2.88)\cdot(6)= 17,28 \text{ g,}$$

AlMg1SiCu-SiC kompozitleri için toz miktarları aşağıda hesaplanmıştır.

Al-% 5 SiC karışımı için;

$$W_{kar1}=(2.72)\cdot(6)= 16,32 \text{ g,}$$

Al-% 10 SiC karışımı için;

$$W_{kar2}=(2.75)\cdot(6)= 16,5 \text{ g,}$$

Al-% 20 SiC karışımı için;

$$W_{kar3}=(2.8)\cdot(6)= 16,8 \text{ g dir.}$$

Bulunan bu değerler üretilecek her bir parça için ve her sıkıştırma işleminden önce kalıba konulan toz miktarlarıdır. Bu miktarlarda dijital hassas terazide tartılarak hazırlanan karışım tozları, tasarımı ve imalatı yapılan kalıpta 500 MPa basınç altında sıkıştırılarak 10x10x60 mm boyutlarında 800 adet Al-SiC blok kompozit örnekler elde edilmiştir.

### 6.3.3. Sinterleme

Alüminyum erime sıcaklığı 660.37 °C'dir (Shackelford, 1988). Kompozitlerin sinterleme işleminde sıcaklık alüminyumun erime sıcaklığından düşük seçilmektedir. Daha önce yapılan sinterleme denemeleri ve firmanın tavsiyesi üzerine hazırlanan örneklerin sinterleme işlemi 600 °C ve 620 °C'lerde CBÜ Makine Mühendisliği Bölümü Araştırma Laboratuvarında bulunan fırında, kapalı kutuda gerçekleştirilmiştir. Sinterleme işleminden önce örneklerin 400°C'de 20 dk parafini alma işlemi de gerçekleştirilmiştir.

Yoğunluk ölçme işlemi hem Arşimet prensibi (suya daldırılarak) ile hem de denklemler yardımıyla hesaplanmıştır. Örneklerin teorik yoğunlukları takviye miktarının artmasıyla bir düşme göstermiştir (Çizelge 6.10). SiC takviyesinin sert olmasından dolayı sıkıştırılabilirliği azalttığı görülmüştür.

Bu çalışmada, sinterleme sonrasında elde edilen kompozit parçalar %89-%98 arasında teorik yoğunluklara sahiptir. Araştırmacıların yaptığı önceki çalışmalarda daha yüksek basınçlarda tozların sıkıştırılmasıyla, daha yüksek yoğunluklar elde edilmiştir. Fakat sinterleme işlemi sırasında gaz sıkışması nedeniyle çatlaklar oluşmuştur. Yapılan çalışmalarda sinterleme sıcaklığı arttıkça yoğunlukta artmaktadır (Işiker ve diğerleri, 1996). Bu çalışmada yüksek yoğunluk elde etmek için uygun sinterleme sıcaklığı 600 °C olarak bulunmuştur. Tüm matriks alaşımlarında 600 °C' de sinterleme sonunda 620 °C' den daha yüksek yoğunluklar elde edilmiştir.

**Çizelge 6.10.** Örneklerin Yoğunluk Değerleri.

Al tozunun tipi	SiC oranı	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Arşimet prensibine göre Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Hesaplanan Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Teorik Yoğunluk (%)
Al99 tozu (500 MPa Basınç)	%0	600	2,624	2,703	97
		620	2,620	2,703	96,9
	%5	600	2,598	2,727	95,2
		620	2,599	2,727	95,2
	%10	600	2,580	2,752	93,7
		620	2,570	2,752	93,3
	%20	600	2,560	2,802	91,3
		620	2,540	2,802	90,6
AlCu4SiMg tozu (500 MPa Basınç)	%0	600	2,760	2,800	98,5
		620	2,700	2,800	96,4
	%5	600	2,730	2,820	96,8
		620	2,690	2,820	95,3
	%10	600	2,700	2,840	95,0
		620	2,600	2,840	91,5
	%20	600	2,680	2,880	93,0
		620	2,590	2,880	89,9
AlMg1SiCuTozu (500 MPa Basınç)	%0	600	2,630	2,700	97,4
		620	2,600	2,700	96,2
	%5	600	2,610	2,720	96,6
		620	2,590	2,720	95,9
	%10	600	2,580	2,750	95,5
		620	2,560	2,750	94,8
	%20	600	2,530	2,800	93,7
		620	2,510	2,800	92,9

Takviye miktarının artması ile gerçek yoğunluk artmış, teorik yoğunluk düşmüştür (Çizelge 6.10). Bu durum sert takviye elemanı oranının artması ile sıkıştırılabilirliğin azalması ve bundan dolayı da gözenek artması ile açıklanabilir.

#### 6.4. Lazer ile Kaynaklama

Bu tez çalışmasında lazer kaynağı için Rofin – Sinar SM2000 marka, 2500 W/cm<sup>2</sup> gücüne sahip CO<sub>2</sub> lazer kaynak cihazı kullanılmıştır (Şekil 6.2-6.3). 10 mm olarak hazırlanan kompozit parçaların lazer kaynağı için daha yüksek güçlü lazer kaynak cihazı gerektiği sonucuna varılmıştır. Kaynak derinliğinin 10 mm'ye ulaşamamasından dolayı kompozit parçalar 4 mm'ye inceltiştir. McCay ve arkadaşları da MMK'lerinin lazer kaynağı sırasında oluşan problemleri incelemiştir. 2400 W gücündeki CO<sub>2</sub> lazer cihazıyla 2,54 mm kalınlığında parçalar kaynak yapılmıştır (McCay et al, 1994).

Bu çalışmada denemeler ve literatür çalışmaları sonucunda toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş alüminyum kompozit parçaların 4 mm kalınlığında olması durumunda lazer kaynak bağlantısının

mekanik özelliklerinin daha iyi olduğu tespit edilmiştir. Koruyucu gaz olarak helyum seçilmiştir. Helyum CO<sub>2</sub> lazer kaynağı için en uygun gazdır. Yüksek iyonlaşma potansiyeli ve yüksek ısı iletkenliğinden dolayı kaynak bölgesini korumaktadır. Kaynak işlemi sırasında koruyucu gaz hızı 20 l/dk olarak sabit tutulmuştur. Kaynak hızının mekanik özelliklere etkisinin tespiti için kaynak hızları 0,1m/dk; 0,3 m/dk; 0,5 m/dk; 0,7 m/dk olarak seçilmiştir.

Kaynak işleminden önce alüminyum kompozit örnekler üzerinde oluşan alüminyum oksit film tabakasını yok etmek için parçalar parlatılmıştır. Uygulama öncesinde örnekler aseton ile özenle temizlenerek yüzeylerinde bulunabilecek kirlere arındırılmışlardır. Daha sonra kaynak işlemi için özel olarak hazırlanmış aparat yardımıyla lazer kaynak ünitesine bağlanmıştır. Çok kısa sürede örneğin kaynak işlemi tamamlanmıştır. Kaynaktan ısınmış parçalar soğumaya bırakılmıştır.



**Şekil 6.2.** Örneğin bağlanması ve lazer başlığı.



**Şekil 6.3.** Kullanılan lazer kaynak ünitesi.

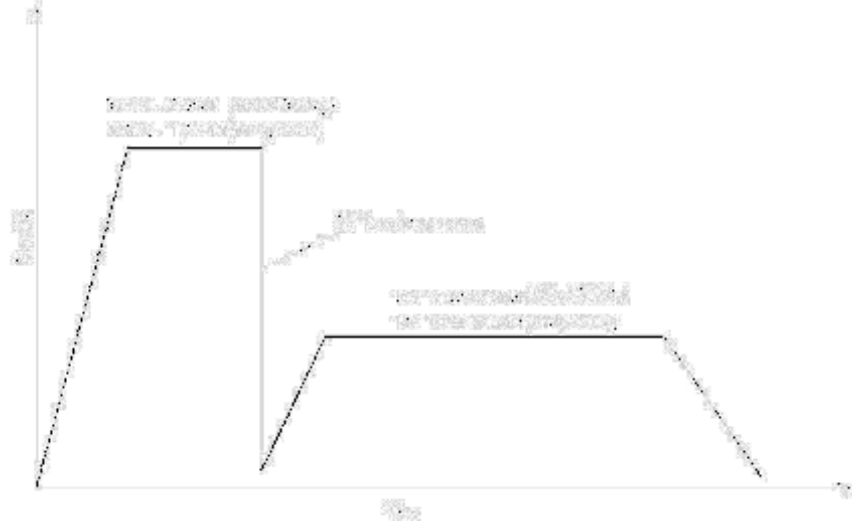
### 6.5. Çökeltme Sertleştirme İşlemi

Çökelmeye karşı duyarlı olan alaşımlar, aşırı doymuş katı çözelti oluşturan alaşımlardır. Aşırı doymuş katı fazdan zaman ve sıcaklık etkisi ile yeni bir fazın çökmesi sonucunda malzemenin sertlik ve mukavemeti artar. Katı bir fazdan solvüs çizgisinin geçilmesi sırasında başka bir katı fazın ayrışması kolayca engellenebilir. Böylece kristal kafesi gerilerek malzemenin dayanımı artar (Budinski, 1999; Topbaş, 1993). Al-Mg-Si alaşımlarında çökeltme sertleşmesi sonucu dayanımı artırmasıyla Mg ve Si'ca zengin bölgeler ve Mg<sub>2</sub>Si çökeltisi oluşur. Matrikste Mg<sub>2</sub>Si'un yaşlanma sertleşmesiyle SiC partikülleri tane sınırlarında ve birleşme yerlerinde toplanmaktadır (Datta, 2004).

Bu tez çalışmasında AlCu<sub>4</sub>SiMg-SiC kompozit örneklerin kaynak işlemi tamamlandıktan sonra çökeltme sertleştirme uygulanmıştır.

Yapılan ön çalışmalardan ve literatür çalışmalarından yapay yaşlandırma sıcaklıkları belirlenmiştir. AlCu<sub>4</sub>SiMg-SiC kompozitleri için 520 °C'de 2 saat çözündürme daha sonra oda sıcaklığındaki suda su verme ve sonra 160 °C'de 16 saat yaşlandırma yapılmıştır. AlMg<sub>1</sub>SiCu-

SiC kompozitleri için 520 °C'de 1.5 saat çözüldürme daha sonra oda sıcaklığındaki suda su verme ve sonra 146 °C'de 16 saat yaşlandırma yapılmıştır (Şekil 6.4). Hadde alüminyum alaşımı malzemelerine ve alüminyum matrisli kompozitlerine çökeltme sertleştirme yapılmıştır. Daha sonra parça yüzeyleri temizlenerek deneyler için hazır hale getirilmiştir.

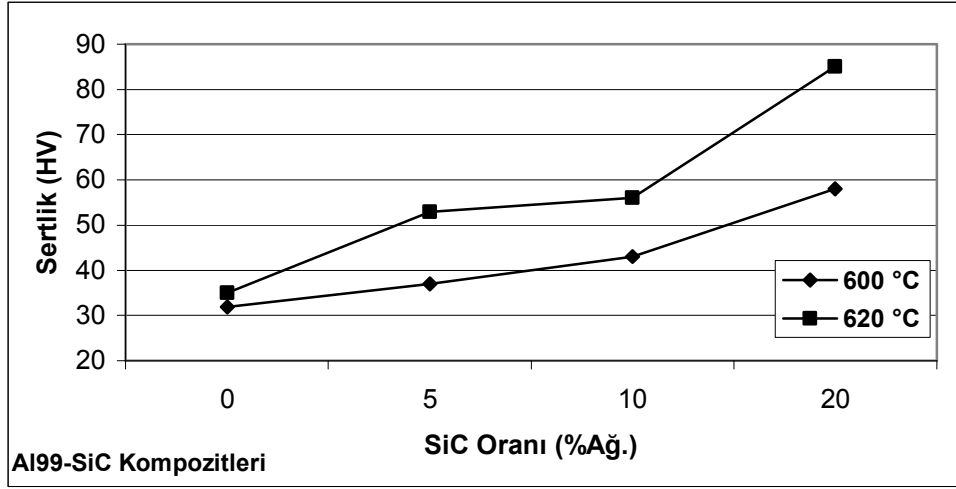


**Şekil 6.4.** Deneysel örnekler için uygulanan çökeltme sertleştirme işleminin sıcaklık-zaman grafiği.

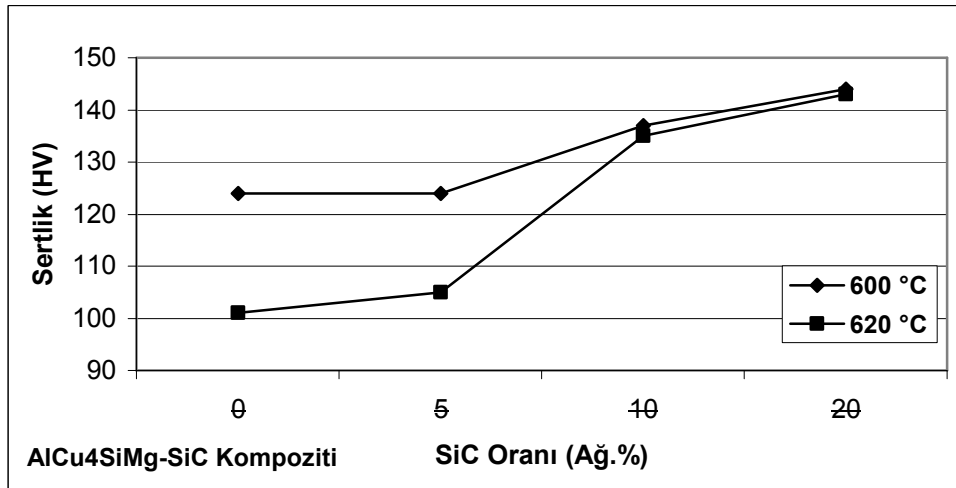
### 6.6. Sertlik Deneyi

Marzoli ve arkadaşları (2006) sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AlMg1SiCu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-20p kompozitinin sertlik değişimini incelemek için Vickers sertlik (HV0,2) ölçüm yöntemini kullanmışlardır. Bekheet ve arkadaşları 2024 Al-SiC kompozitinin sertliklerini 10 kgf kullanarak Vickers sertlik yöntemiyle ölçmüşlerdir (Bekheet, 2004). Dobrzanski ve arkadaşlarının (2005) yaptıkları çalışmada, sertlikler Vickers sertlik ölçme yöntemiyle 100 g yük kullanılarak ölçülmüştür.

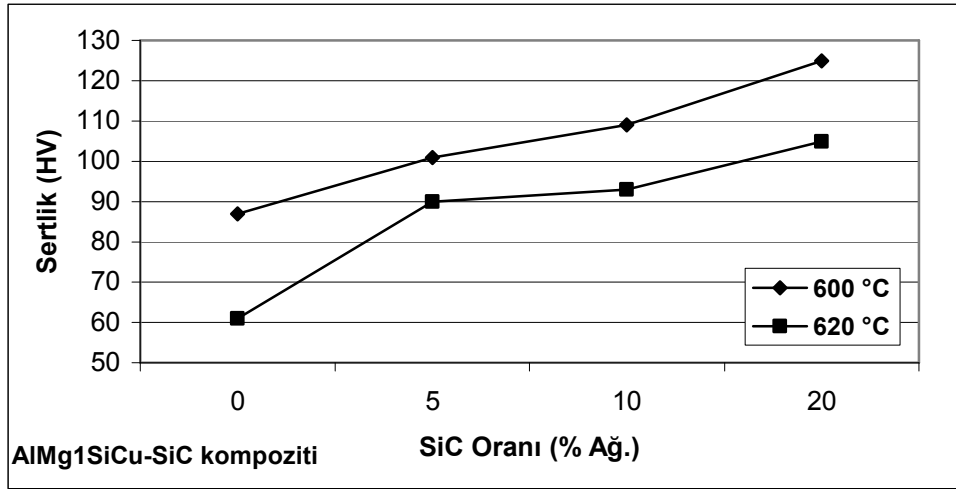
Çökeltme sertleşmesi uygulanan lazer kaynaklı kompozit parçaların sertlik deneyleri 100 g yük 10 sn süre uygulanarak Vickers mikro sertlik ölçümüyle gerçekleştirilmiştir. Kaynak çizgisi düz olduğu için sertlik değerleri tek bir sırada alınmıştır. Kaynak bölgesindeki sertlik değerlerindeki değişimler grafiklere aktarılmıştır. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla Al99-SiC kompozitlerinin ana malzemenin sertlik değerlerinde de bir artma meydana gelmiştir (Şekil 6.5). Alaşımli tozlar için ideal sinterleme sıcaklığı 600 °C'dir. En yüksek sertlik değerlerini bu sıcaklıkta vermişlerdir (Şekil 6.6-Şekil 6.7).



**Şekil 6.5.** 600 ve 620 °C'lerde sinterlenmiş Al99-SiC kompozitlerinin SiC oranına göre sertlik değişimi.

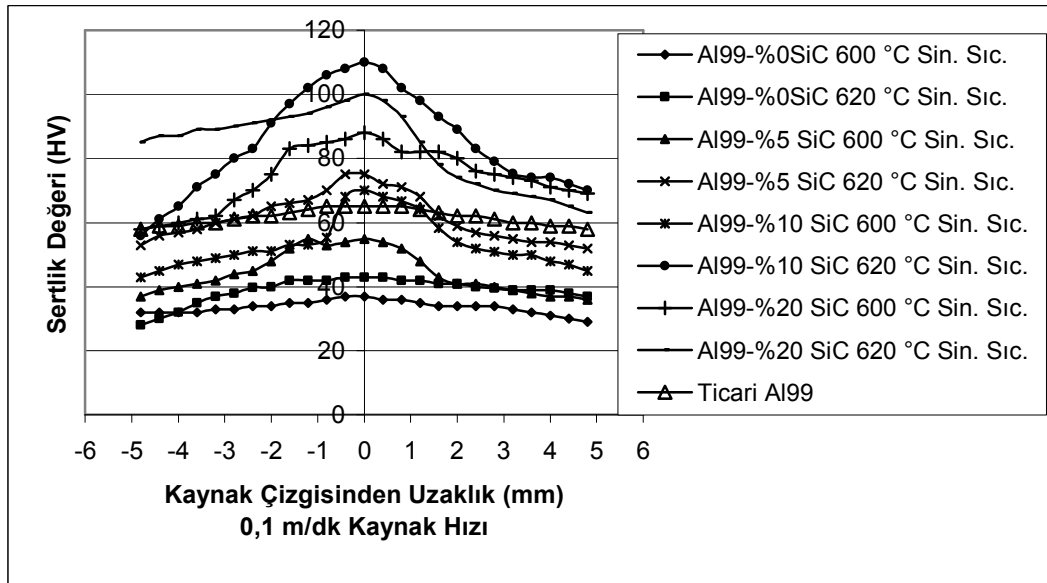


**Şekil 6.6.** 600 ve 620 °C'lerde sinterlenmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin SiC oranına göre sertlik değişimi.



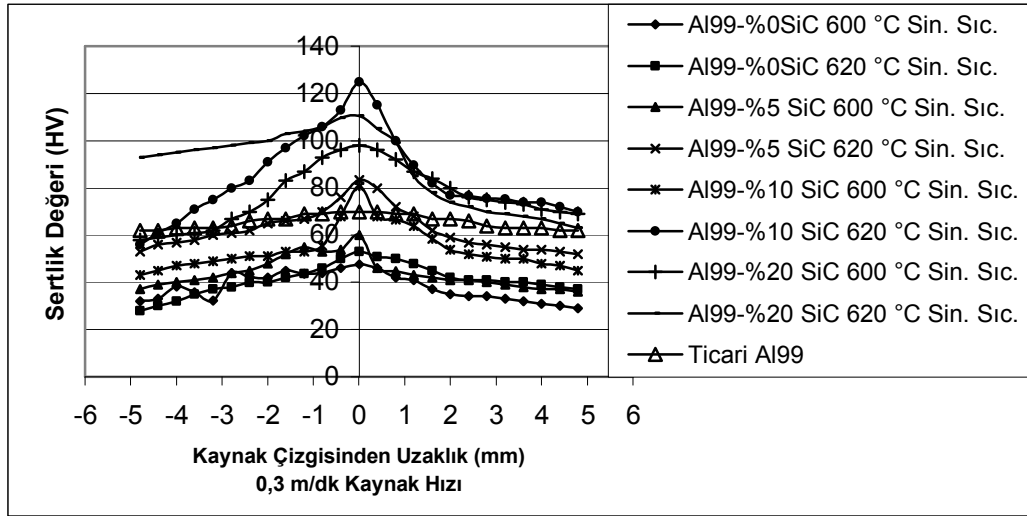
**Şekil 6.7.** 600 ve 620 °C' lerde sinterlenmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin SiC oranına göre sertlik değişimi.

Sertlik testi sonuçlarında kaynak metali ve ana metal arasında farklılıklar gözlenmiştir. Matriks ve takviye arasında istenmeyen reaksiyonların bir sonucu olarak gevrek ve sert bir kaynak metali oluşturulmuştur. XRD ve EDS sonuçlarından SiO ve MgO gibi sert bileşiklerin oluştuğu tespit edilmiştir.



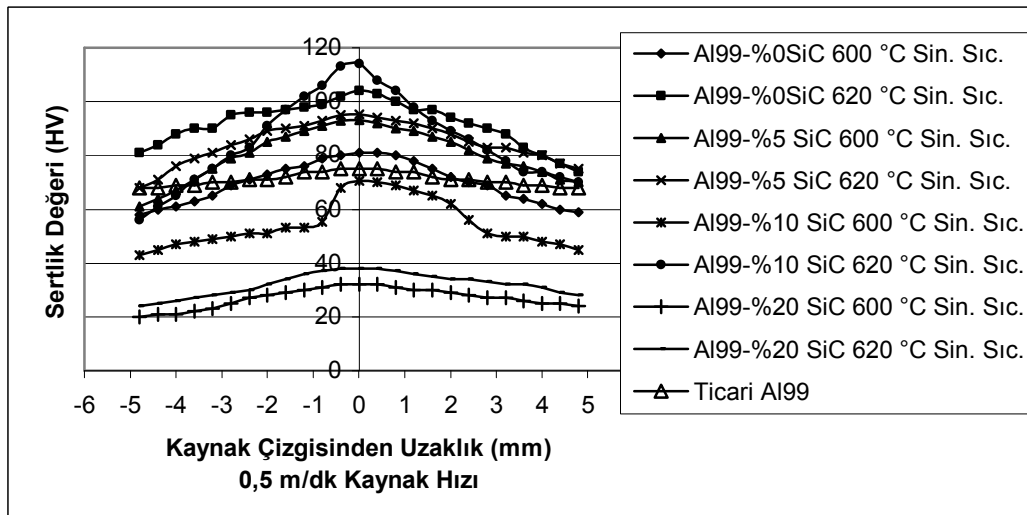
**Şekil 6.8.** 0,1 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş Al99-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.



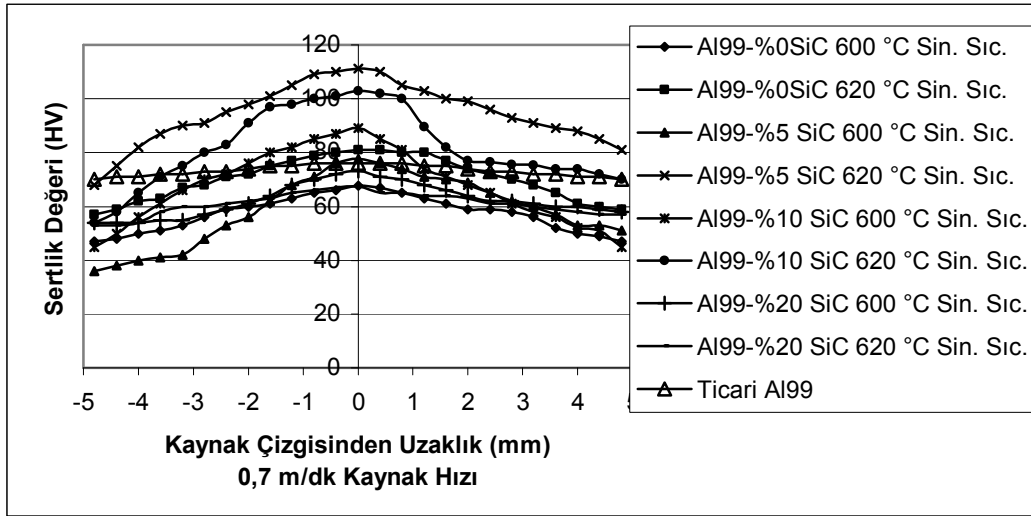


**Şekil 6.9.** 0,3 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş Al99-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.

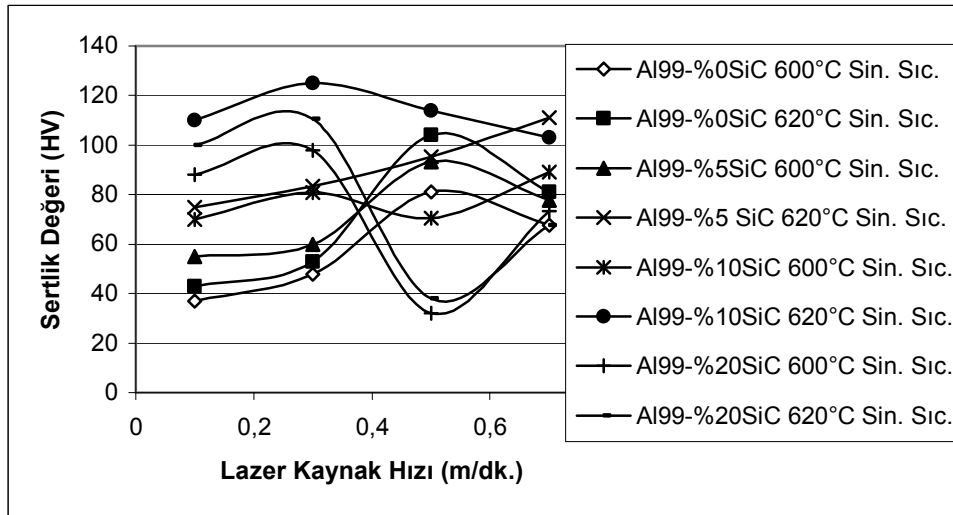
Al99-SiC kompozitlerinin 0,1 m/dk ile kaynak edilmiş örneklerinde en yüksek sertlikler %10 SiC içeren kompozitte ve sinterlemenin 620 °C'de yapıldığı örnekte elde edilmiştir (Şekil 6.8). En yüksek sertlik değerleri 0,1; 0,3 ve 0,5 m/d kaynak hızları için 620 °C'de sinterlenmiş %10 SiC içeren Al kompozitinde 120 HV olarak elde edilmiştir. 0,7 m/dk ise 620 °C'de sinterlenmiş % 5 SiC içeren kompozitte elde edilmiştir. Kaynak hızının yüksek olmasından dolayı kaynak bölgesine verilen ısı enerjisi azalmaktadır (Şekil 6.8-6.11).



**Şekil 6.10.** 0,5 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş Al99-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.

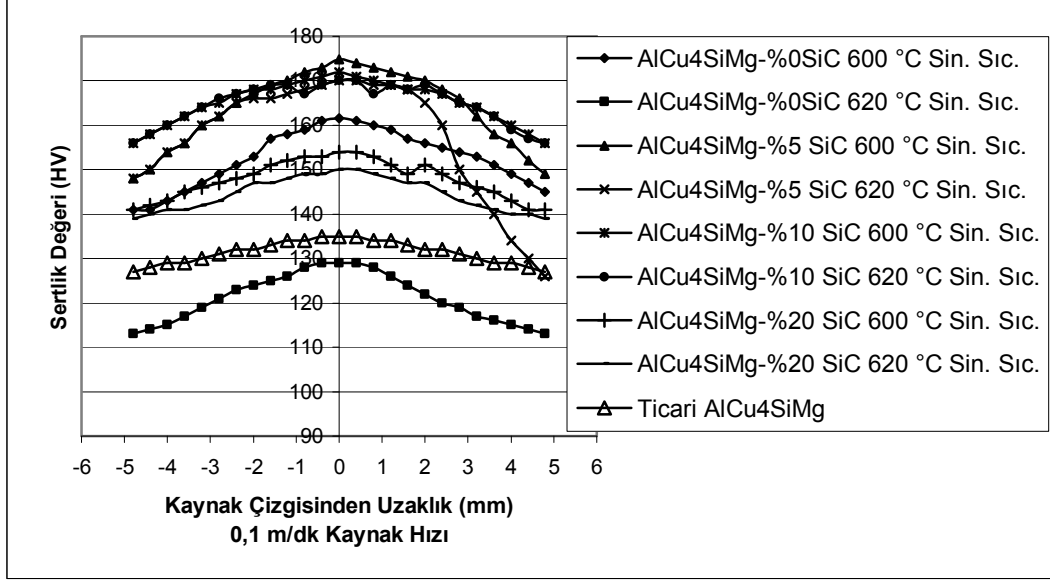


Şekil 6.11. 0,7 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş Al99-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.



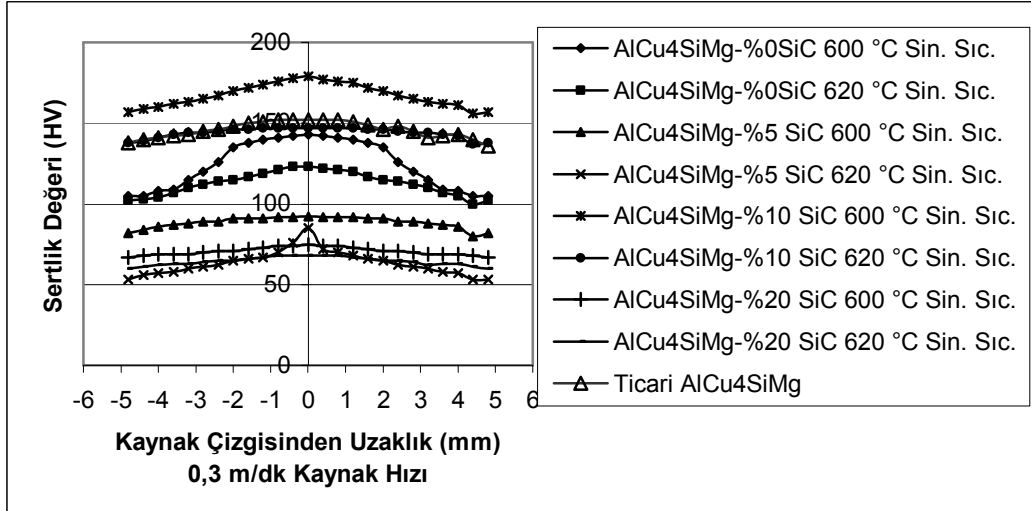
Şekil 6.12. Al99-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre erimiş metal sertlik değerlerinin dağılımı.

Al99-SiC kompozitlerinin sertlik değişimine göre düşük SiC oranı içeren (%0 ve %5 SiC) kompozitler için 0,5 m/dk lazer kaynak hızı uygun iken, SiC oranı arttıkça (%10 ve %20 SiC) lazer kaynak hızı için 0,3 m/dk uygun olmuştur (Şekil 6.12).

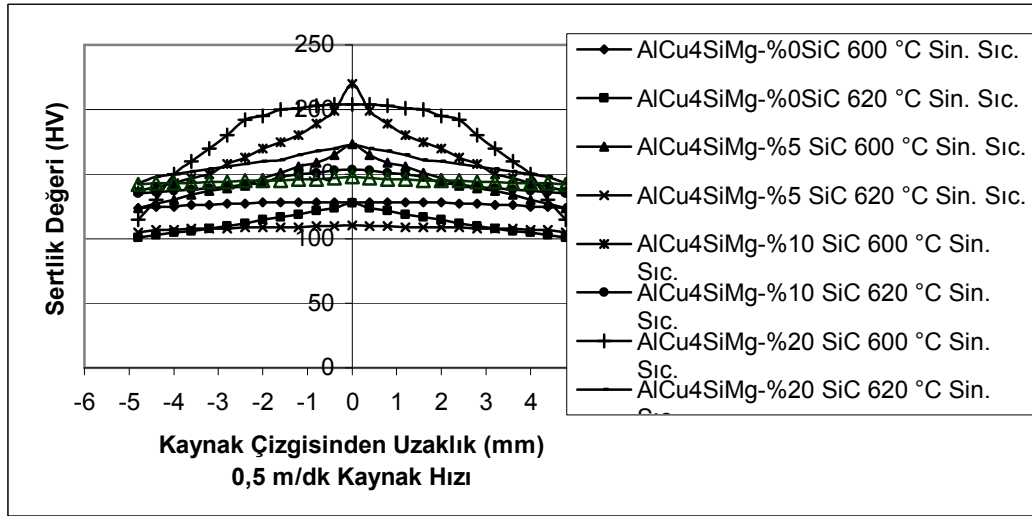


**Şekil 6.13.** 0,1 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.

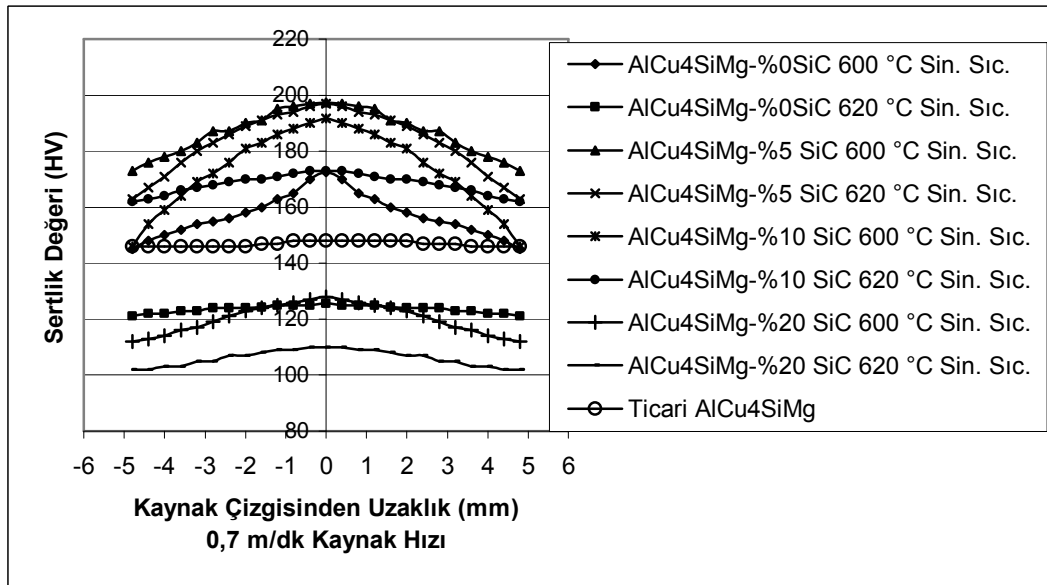
AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin 0,1 m/dk ile kaynak edilmiş örneklerinde en yüksek sertlikler %5 SiC içeren kompozitte ve sinterlemenin 600 °C'de yapıldığı örnekte elde edilmiştir (Şekil 6.13). En yüksek sertlik değerleri 175 HV civarındadır. Tüm kaynak hızlarında en yüksek sertlik değerleri 600°C'de sinterlenmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinde elde edilmiştir. SiC oranlarında ise farklılıklar görülmüştür. Kaynak hızının yüksek olmasından dolayı kaynak bölgesine verilen ısı enerjisi azalmaktadır.



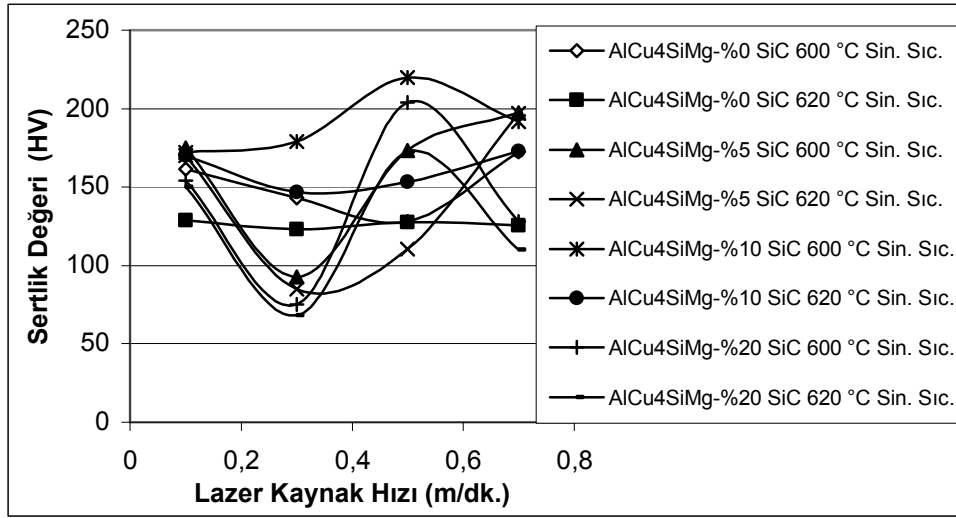
**Şekil 6.14.** 0,3 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.



Şekil 6.15. 0,5 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.

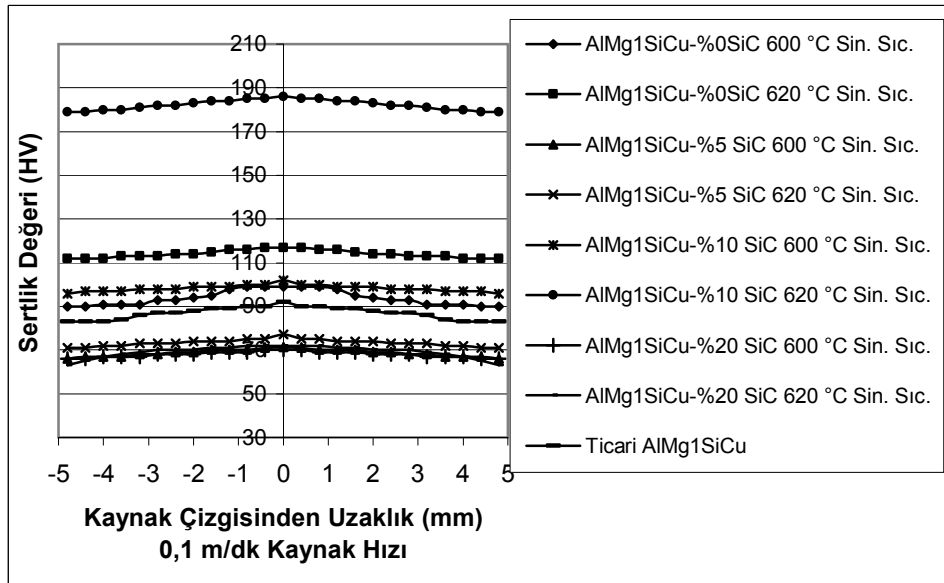


Şekil 6.16. 0,7 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.



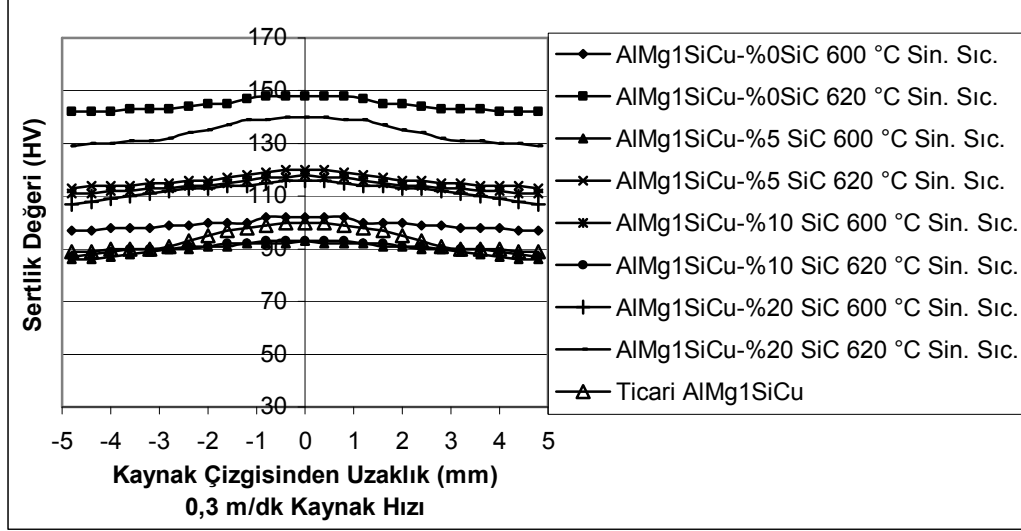
Şekil 6.17. AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre erimiş metal sertlik değerlerinin dağılımı.

Şekil 6.17'den AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin erimiş metal bölgesindeki sertlik değerleri incelendiğinde en yüksek sertlik değerleri 0,5 m/dk lazer kaynak hızında elde edilmiştir.

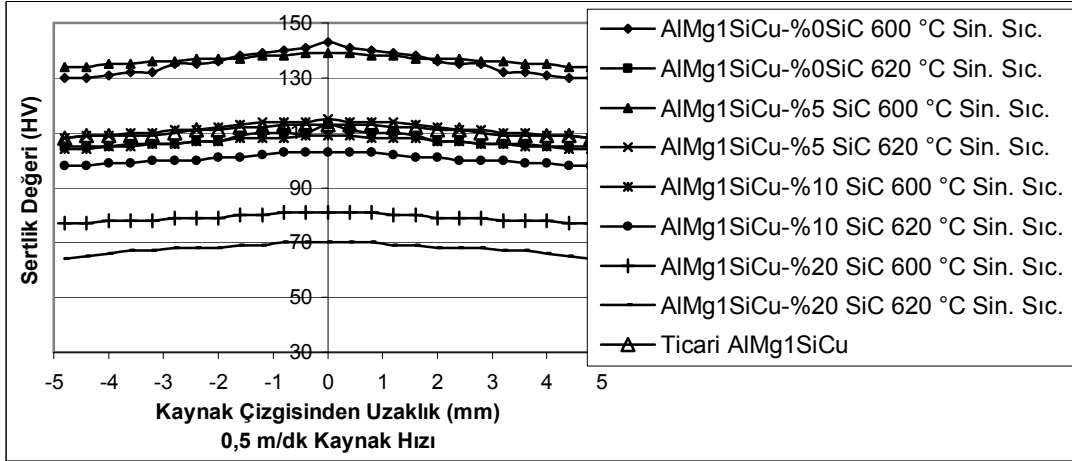


Şekil 6.18. 0,1 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.

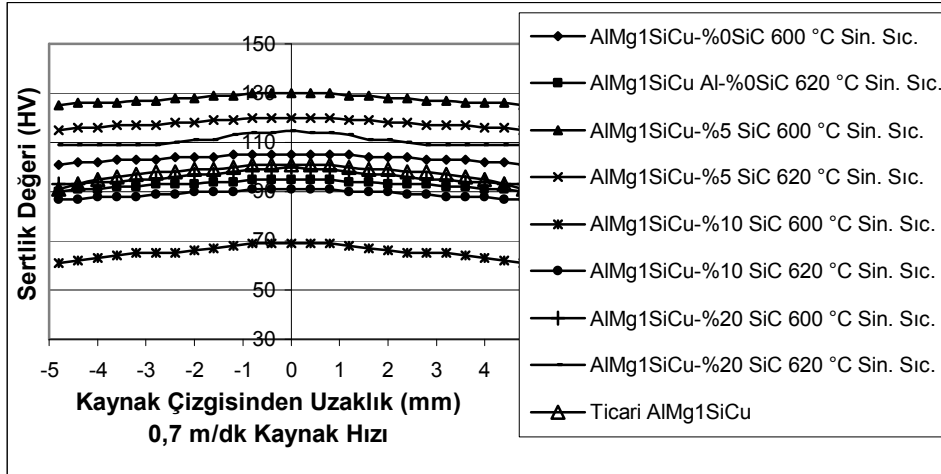
Lazer kaynaklı AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinde sertlik dağılımında çok önemli derecede yükselme ve azalmalar görülmemiştir. Erimiş metal ve ana metal sertlikleri birbirine çok yakındır (Şekil 6.18-6.21).



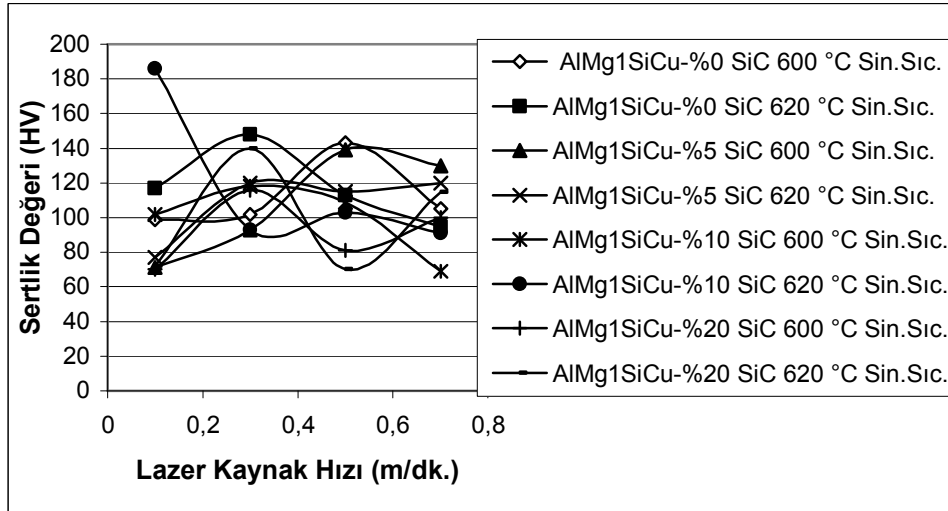
Şekil 6.19. 0,3 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.



Şekil 6.20. 0,5 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.



Şekil 6.21. 0,7 m/dk lazer kaynak hızı ile birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.

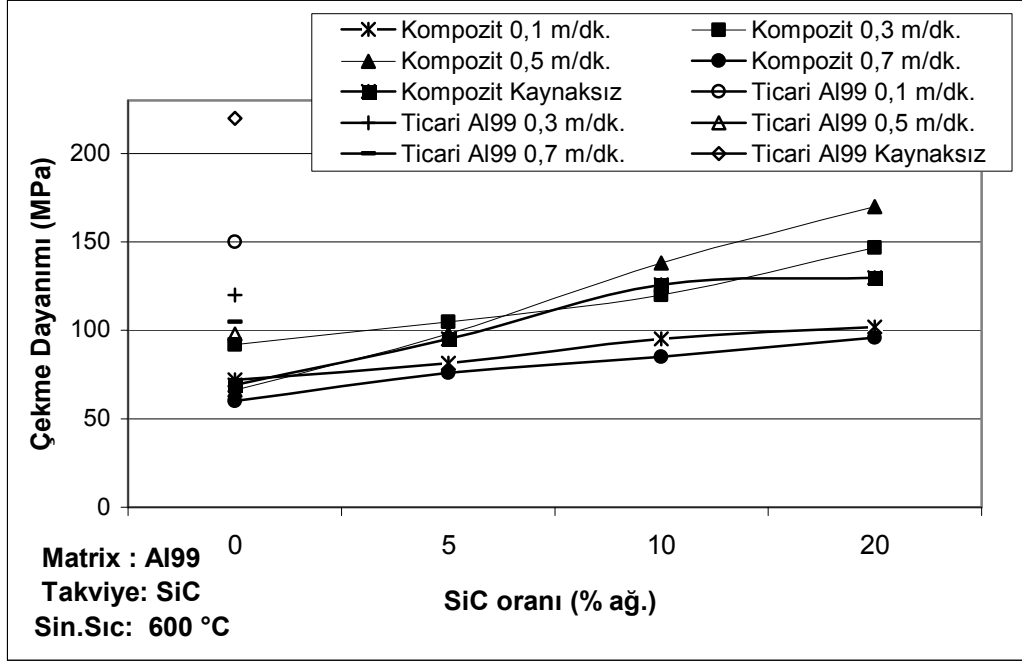


Şekil 6.22. AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre erimiş metal sertlik değerlerinin dağılımı.

AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin erimiş metal bölgesindeki sertlik değerleri genel olarak 0,3 m/dk'da en yüksek elde edilmiştir (Şekil 6.22). Düşük SiC oranlarında (%0 ve %5) 0,5 m/dk hız ile kaynak edildiğinde de yüksek sertlik değerleri verecektir.

### 6.7. Çekme Deneyi

Çekme Deneyleri için Shimadzu AG (50 kN) marka çekme cihazı kullanılmıştır. Deneyler ISO/TTA2 1997 ye göre, oda sıcaklığında ve 1mm/dk hız kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Her çekme deneyi üç defa tekrarlanmış ve ortalama değer çekme dayanımı olarak alınmıştır.

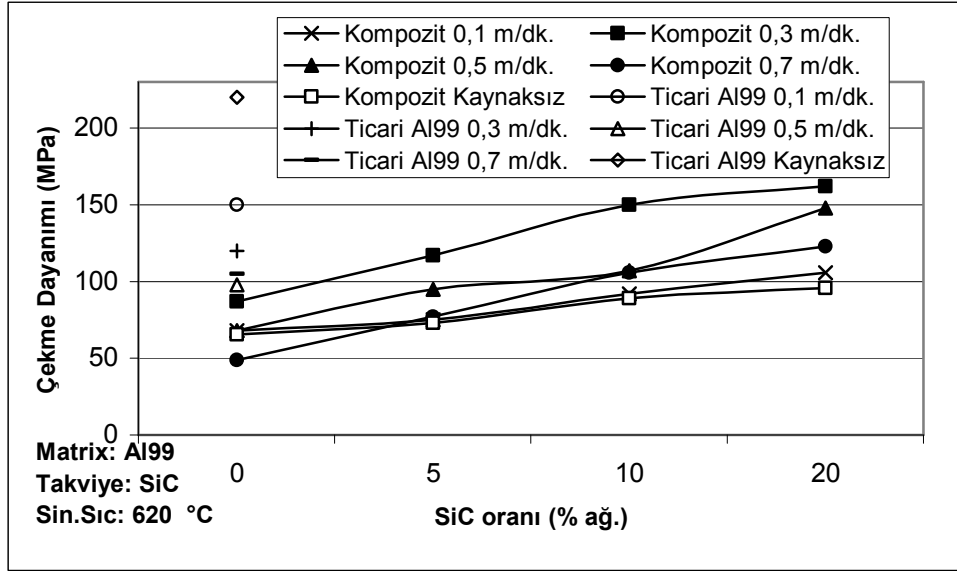


**Şekil 6.23.** 600 °C de sinterlenmiş, farklı lazer kaynak hızlarıyla birleştirilmiş Al99-SiC kompozitleri ve ticari Al99 malzemelerin çekme dayanımı değerleri.

Şekil 6.23' de görüldüğü gibi en yüksek çekme dayanımı en düşük kaynak hızı olan 0,1 m/dk ile birleştirildiğinde Al99 ticari malzemesinde elde edilmiştir. Kompozit malzemelerde ise en yüksek çekme dayanımları 0,5 m/dk lazer kaynak hızında elde edilmiştir. En düşük kaynak hızlarında kaynak edilen ticari malzemenin erimiş metal bölgesi bu bölgeye enerji girdisinin fazla olmasından dolayı geniş olmuştur. Kompozitlerin 0,1 m/dk ile kaynak edilmesiyle birleşme bölgesinde bir çökme olmuştur. Bunun etkisiyle çekme dayanımı değerleri 0,3 ve 0,5 m/dk kaynak hızlarına göre daha az elde edilmiştir.

En az çekme dayanımı 0,7 m/dk ile kaynak edilmiş Al99-%0 SiC örneğinde elde edilmiştir. 0,3 m/dk ile kaynak edilen Al99-%0 SiC örneğinde ise takviyesiz toz metal parçalar içerisinde en fazla çekme dayanımı elde edilmiştir.





**Şekil 6.24.** 620 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş Al99-SiC kompozitleri ve ticari Al99 malzemelerin çekme dayanımı değerleri.

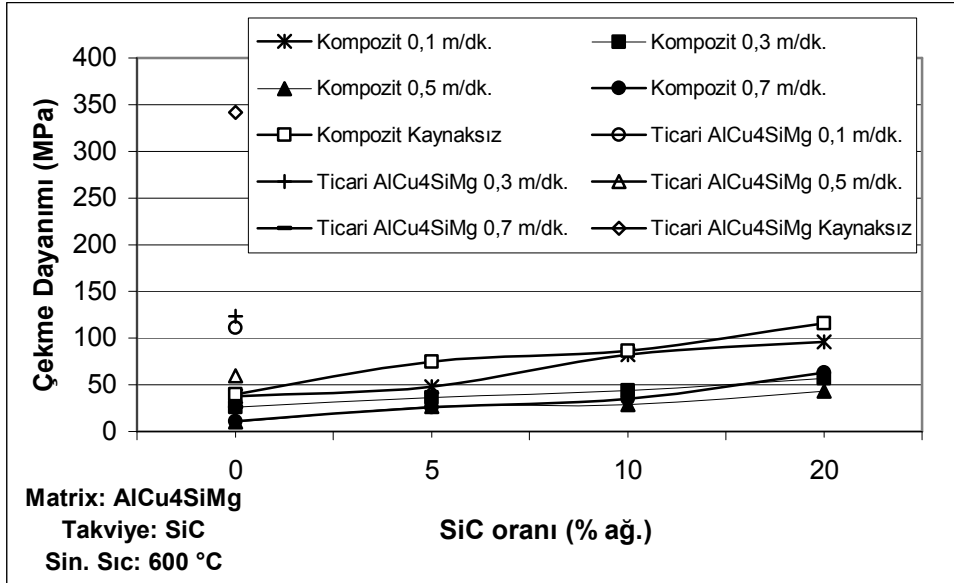
Örneklere 0,1 m/dk hız da kaynak edildiğinde kaynak bölgesine verilen enerji girdisi fazla olduğundan erime bölgesi genişlemiştir. Çökme görülmemiş, köpürerek gözenekler oluşmuştur. 0,7 m/dk hız da ise enerji girdisi az olduğu için kaynaklanma tam gerçekleşmemiştir. Bu da çekme dayanımı değerini azaltmıştır. Al99-%20SiC kompozitinde en yüksek çekme dayanımı kaynak hızı 0,3 m/dk olduğunda 162 MPa olarak tespit edilmiştir (Şekil 6.24). Aynı oranda SiC içeren Al99 kompozitini 0,7 m/dk hız ile lazer kaynağı yapıldığında çekme dayanımı 123 MPa'dır.

Al99-SiC kompozitlerinin tersine AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinden 0,1 m/dk kaynak hızında kaynak edilmiş örneklerin çekme dayanımları yüksektir. Bu durum AlCu4SiMg Alaşımına çökeltme sertleştirilmesi işlemi yapılmış olmasından kaynaklanmaktadır.

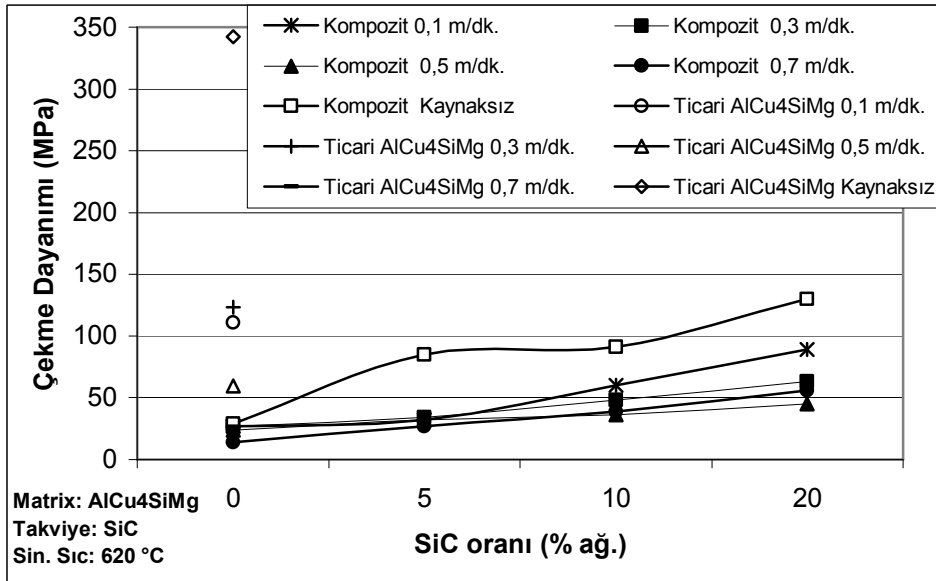
Ticari malzemede SiC olmaması en düşük kaynak hızı (0,1 m/dk) ile lazer kaynağı yapıldığı zaman malzemede erime bölgesi büyük olmakta ve diğer parçalara göre çok iyi bir birleşme gerçekleşmiştir. Çekme deneyi sonucunda da en yüksek dayanım elde edilmiştir (220 MPa) (Şekil 6.24).

0,3 m/dk ile kaynak edilmiş 620 °C'de sinterlenmiş olan Al99-%0 SiC toz metal parçasında 600 °C'de sinterlenen örnekte olduğu gibi takviyesiz parçalar arasında en yüksek çekme dayanımına sahiptir.

Şekil 6.24'e göre SiC oranının artmasıyla kompozitlerin çekme dayanımı artmıştır.



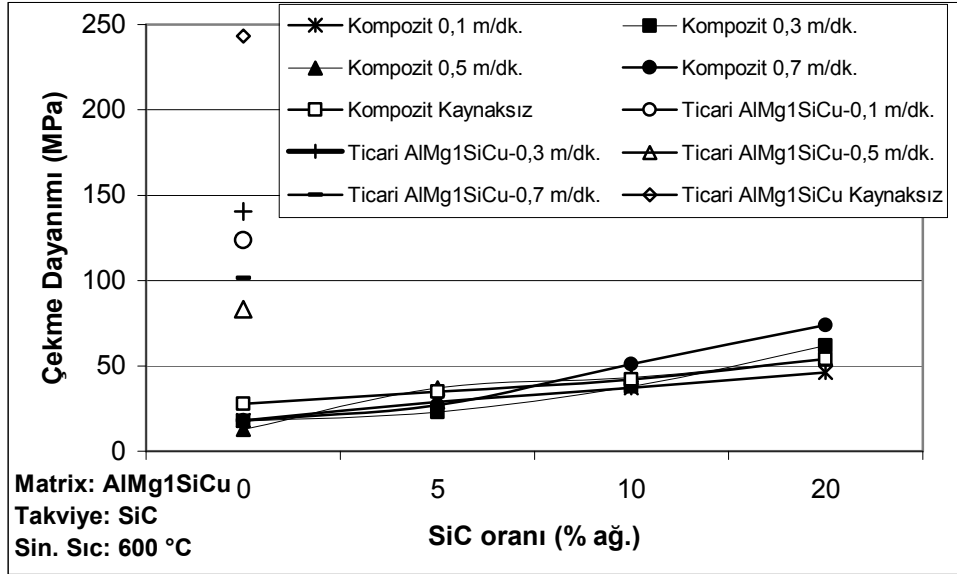
Şekil 6.25. 600 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitleri ve ticari AlCu4SiMg malzemelerin çekme dayanımı değerleri.



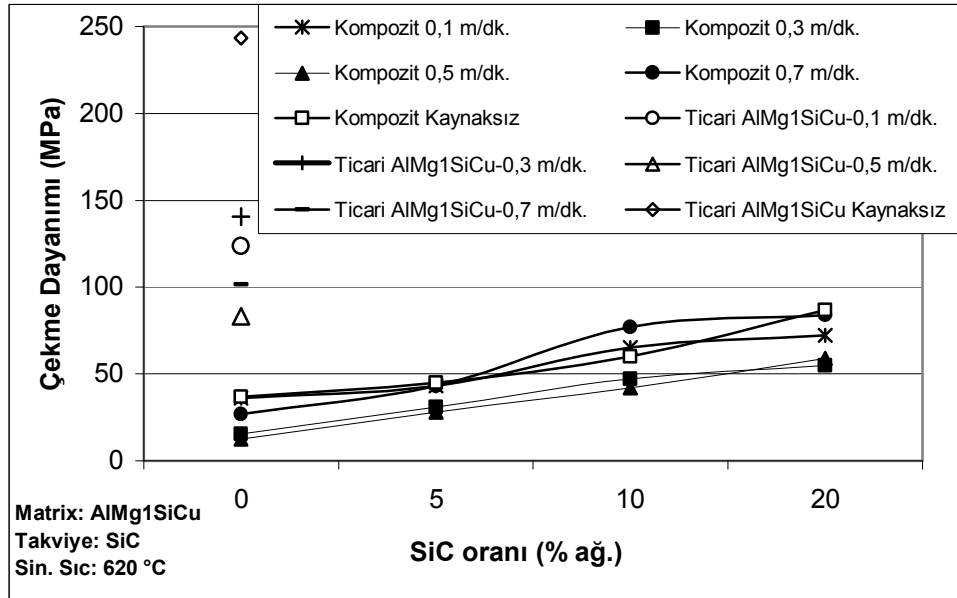
Şekil 6.26. 620 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitleri ve ticari AlCu4SiMg malzemelerin çekme dayanımı değerleri.

Şekil 6.25 ve 6.26' de görüldüğü gibi 620 °C'de sinterlenmiş AlCu4SiMg Al-SiC kompozitlerinde de 600 °C'de sinterlenmiş olan AlCu4SiMg Al SiC kompozitleri gibi 0,1 m/d kaynak hızı en yüksek çekme dayanımını vermiştir. 0,3; 0,5; 0,7 m/dk hızlarındaki kaynak edilmiş örneklerin çekme dayanımları birbirine çok yakındır.

En yüksek çekme dayanımı tüm kaynaklı kompozit parçalarda olduğu gibi % 20 SiC içeren örneklerde elde edilmiştir. Kaynaksız AlCu4SiMg-SiC kompozitleri kaynaklı kompozit örneklerle göre daha yüksek çekme dayanımı değerleri vermiştir. Kaynak, çekme dayanımlarını olumsuz etkilemiştir. Çekme dayanımı sonuçlarına bakıldığında, lazer ile kaynaklama esnasında, diğer kaynak hızlarına göre daha fazla erime görülen 0,1 m/dk ile birleştirmenin, AlCu4SiMg-SiC kompozitleri için en uygun hız olduğu görülmektedir.



Şekil 6.27. 600 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitleri ve ticari AlMg1SiCu malzemelerin çekme dayanımı değerleri.



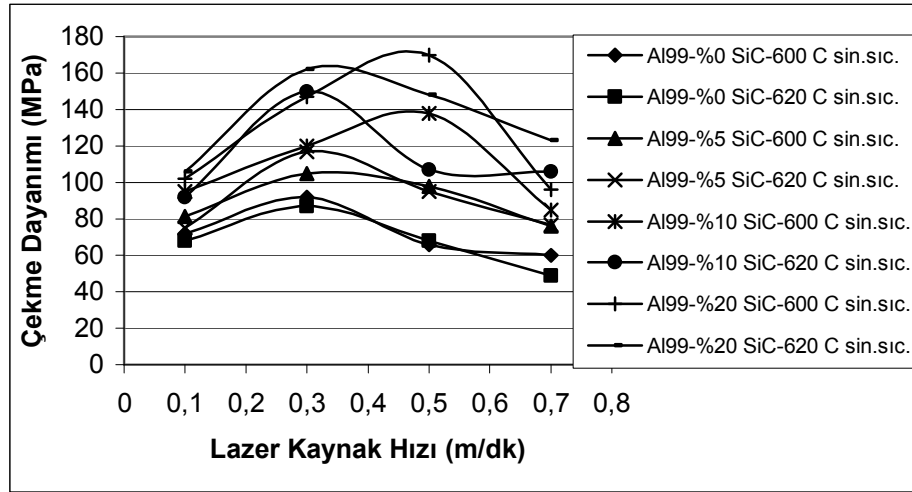
Şekil 6.28. 620 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitleri ve ticari AlMg1SiCu malzemelerin çekme deneyi sonuçları.

Bu tez çalışmasında çekme dayanımları içerisinde en düşük çekme dayanımı AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinde elde edilmiştir. SiC oranlarına bağlı olarak kaynaklı AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinde farklı çekme dayanımları elde edilmiştir.

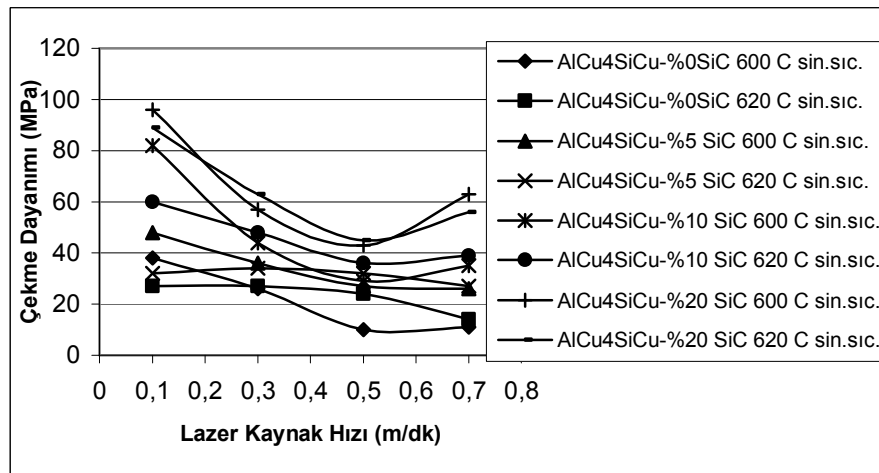
Şekil 6.28'den de görüleceği gibi en yüksek çekme dayanımları %20 SiC içeren kaynaklı örneklerde elde edilmiştir. Çekme deneyinde kopmalar daha çok ITAB ve ana metalden olmuştur. En düşük çekme dayanımları AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinde elde edilmiştir. Çekme dayanımları birbirine çok yakındır.

Al99-SiC, AlCu4SiMg-SiC kompozitlerindeki gibi AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinde de karşılaştırma için kullanılan ticari malzemelerin çekme dayanımları daha yüksektir.

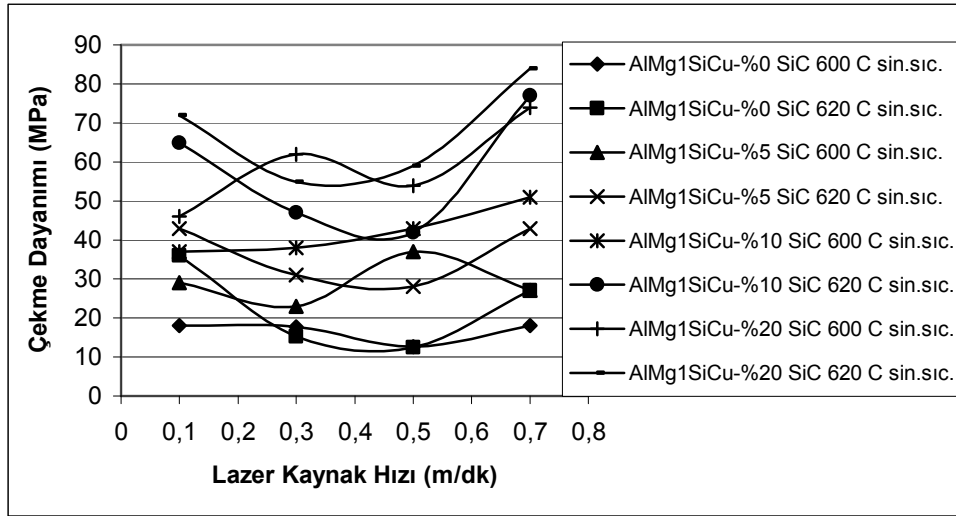
Şekil 6.29, 6.30 ve 6.31'de lazer kaynak hızına göre çekme dayanımı değerleri verilmiştir.



Şekil 6.29. Al99-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre çekme dayanımı değerleri.



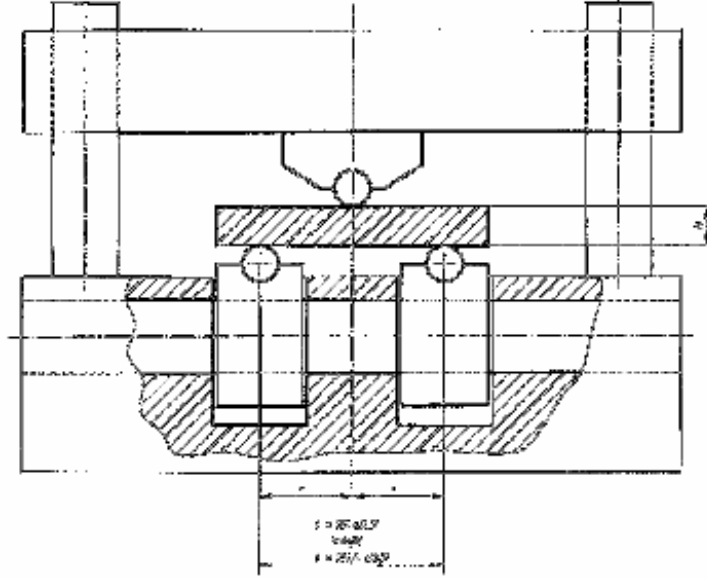
Şekil 6.30. AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre çekme dayanımı değerleri.



Şekil 6.31. AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin lazer kaynak hızına göre çekme dayanımı değerleri.

### 6.8. Çapraz Kırılma Deneyi

Çapraz Kırılma Deneyi TS 4222 EN ISO 3325 standardına göre gerçekleştirilmiştir. Bu standart, sert metaller dışında sinterlenmiş metal malzemelerin çapraz kırılma dayanımlarını tayin için bir metottur. Deneyin prensibi, iki destek arasında yerleştirilen bir deney parçası, desteklerin orta noktasından kısa süreli statik yük uygulayarak kırılmasıdır. Deney cihazı, birbirlerine sabit uzaklıkta iki silindir ve bir yük uygulayan silindirden oluşur. Bütün silindirler  $3,2 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$  çapında, sertliği 700 HV olan sertleştirilmiş çelikten veya sert metalden yapılmıştır. Destek silindirleri birbirlerine paralel olacak şekilde bağlanır ve merkezler arası uzaklık hesaplamaları için  $\pm 0,1 \text{ mm}$  doğrulukla ya  $25,0 \text{ mm} \pm 0,2 \text{ mm}$  veya  $25,4 \text{ mm} \pm 0,2 \text{ mm}$  olur. Yük uygulama silindiri, destek silindirlerinin ortasına yerleştirilir. Daha yüksek hassasiyet için silindirlerin sabitlenmesi, deney parçasının üst ve alt yüzeyleri arasında paralellikten sapmayı engelleyecek şekilde olmalıdır. Bu, destek silindirlerinin dikey olarak düzeltilebilecek şekilde tespit edilmesi ile sağlanabilir. Şekil 6.32 'de tipik bir deney düzeneği gösterilmiştir.



**Şekil 6.32.** Çapraz kırılma dayanımı tayini için kullanılan deney düzeneği (TS 4222 EN ISO 3325).

Standarda göre deney parçasının yaklaşık olarak 6 mm kalınlıkta, 30 mm x 12 mm boyutlarında olan bir kalıptan elde edilmesi istenmektedir. Deney parçasının kalınlığı bütün uzunluk boyunca homojen olarak 0,1 mm aralığında ve yüksekliğe ve genişliğe dik parça boyunca 0,04 mm aralığında homojen olması istenmektedir.

Alternatif olarak makine ile işlenmiş deney parçaları da kullanılabilir. Bu durumda parçanın işlenmesi esnasında deney parçasında gerilmenin artırılmaması için gerekli tedbirler alınmalıdır. Deney parçası sıkıştırma eksenine dik olacak şekilde 30 mm x 12 mm yüzeyler şeklinde kesilmelidir. Olası anizotropi durumunda homojen yoğunluğa sahip bir bölge seçilmelidir. İlave olarak deney parçasını elde etmek için uygulanan makine işleme tekniği, örneğin yumuşak malzemelerin kesilmesi esnasında yoğunlaşması veya elektro erozyonla işleme sırasında meydana gelen mikro yapısal değişiklikler gibi önemli yapısal değişikliğe sebep olmamalıdır. Deney parçasının hassas bir şekilde yerleştirilmesi, deney parçasının yan yüzeyini, uygun bir yere yerleştirilmiş hareketli bir durdurucuya itmek suretiyle durdurucu ile kolaylıkla gerçekleştirilebilir. Yük, iki silindirin tam ortasına gelecek şekilde uygulanır. Yük, kırılmanın 10 saniyeden daha kısa sürmemesi kaydıyla yavaş ve düzgün olarak arttırılır. Kırılma dayanımı  $R_{tr}$ , milimetre karede Newton cinsinden, aşağıdaki eşitlikte verilmiştir.

$$R_{tr} = \frac{3FL}{2bh^2} \quad (6.6)$$

Burada;

F : Kırılma için gerekli yük, N,

L : Destekler arası mesafe, mm,

b : Deney parçasına dik açıda kalınlık, mm,

h : Deney yükünün uygulandığı yöne paralel deney parçasının yüksekliği, mm.

Belirlenen çapraz kırılma dayanımının aritmetik ortalaması en yakın  $10 \text{ N/mm}^2$  'ye tamamlanarak verilir. Bu metodun mutlak belirsizliği aşağıdaki eşitliklerden biri ile verilir.

$$\Delta R = R \left( \frac{\Delta F}{F} + \frac{\Delta L}{L} + \frac{\Delta b}{b} + 2 \frac{\Delta h}{h} \right)$$

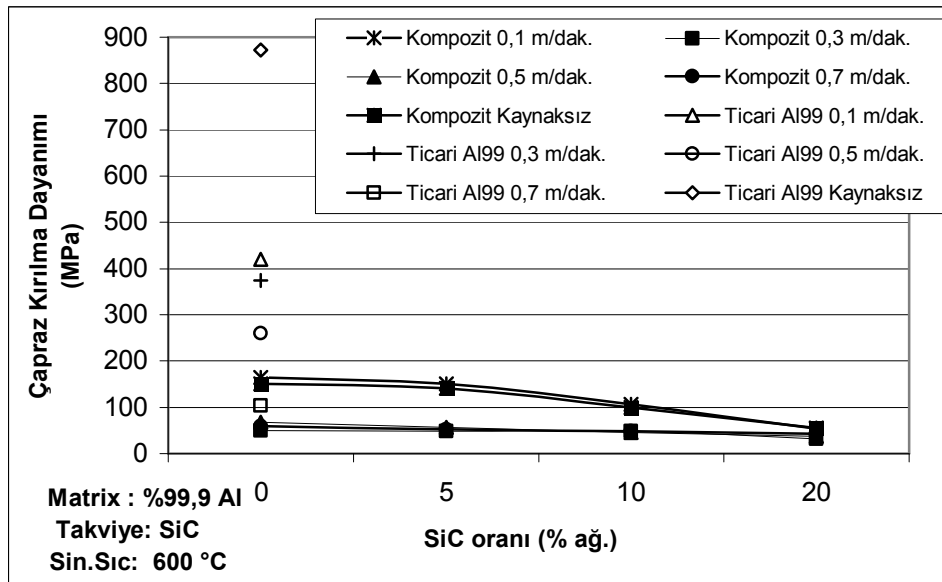
$$\Delta R = R \left( \frac{1}{100} + \frac{0,1}{25} + \frac{0,01}{12} + \frac{2 \times 0,01}{6} \right) \quad (6.7)$$

veya

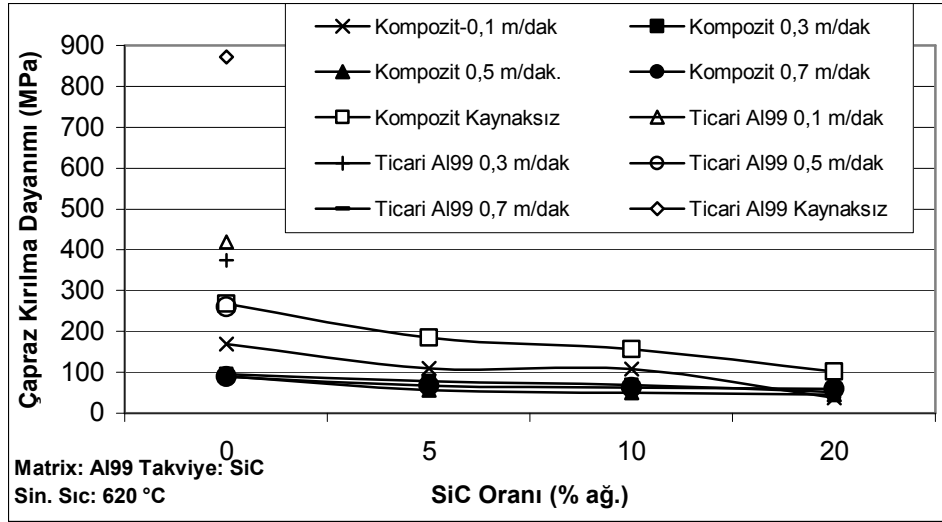
$$\Delta R = 0,02R$$

Çapraz kırılma deneyleri Shimadzu AG (50 kN) marka çekme cihazında gerçekleştirilmiştir. 0,5 mm/dk hız kullanılmıştır. Deney örnekleri 5x10x60 mm boyutlarındadır.

SiC miktarının artmasıyla parçacık-matriks ara yüzeyi çapraz kırılma deneyi sırasında çatlak oluşturma etkisini artırarak kırılma dayanımı düşürmektedir. Bundan dolayı tüm %20 SiC takviyeli kompozit örneklerin kırılma dayanımı en düşüktür (Şekil 6.33- 6.38).

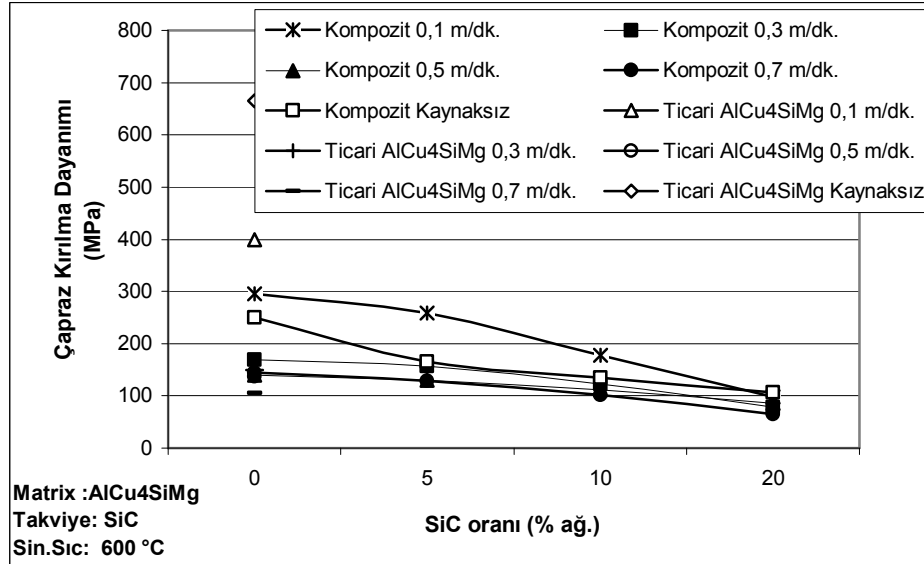


**Şekil 6.33.** 600 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş Al99-SiC kompozitleri ve ticari Al99 malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.



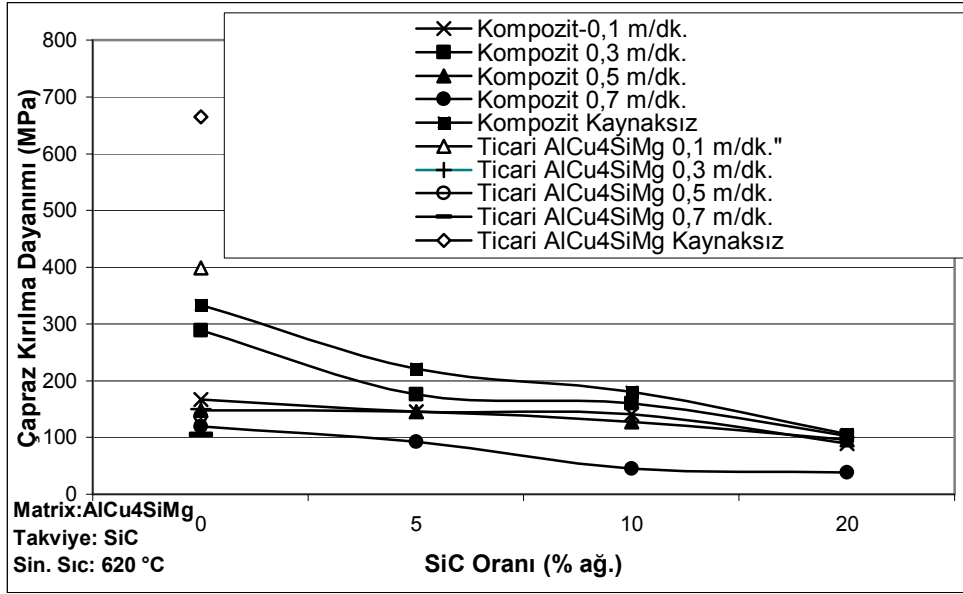
**Şekil 6.34.** 620 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş Al99-SiC kompozitleri ve ticari Al99 malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.

Şekil 6. 27' de de diğer çekme dayanımlarında olduğu gibi ticari malzemelerde yüksek dayanım elde edilmiştir. Çapraz kırılma dayanımı grafiğinden en yüksek değerleri SiC içermeyen örneklerde olduğu görülmüştür. SiC oranı arttıkça dayanım düşmüştür. Sinterleme sıcaklığı 620 °C'ye yükseltildiğinde ise sertlik ve çekme dayanım değerlerindeki gibi kaynaklı Al99-SiC kompozitlerinin çapraz kırılma dayanımı artmıştır. Buradan da Al99-SiC kompozitlerinin sinterlenmesi için 620 °C kullanılması gerektiği görülmektedir.



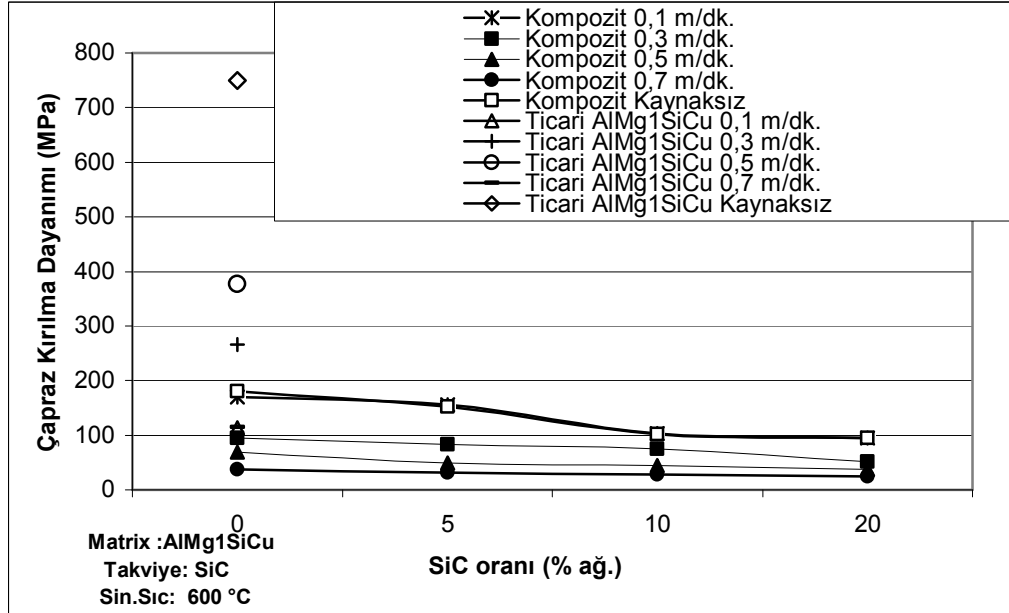
**Şekil 6.35.** 600 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitleri ve ticari AlCu4SiMg malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.



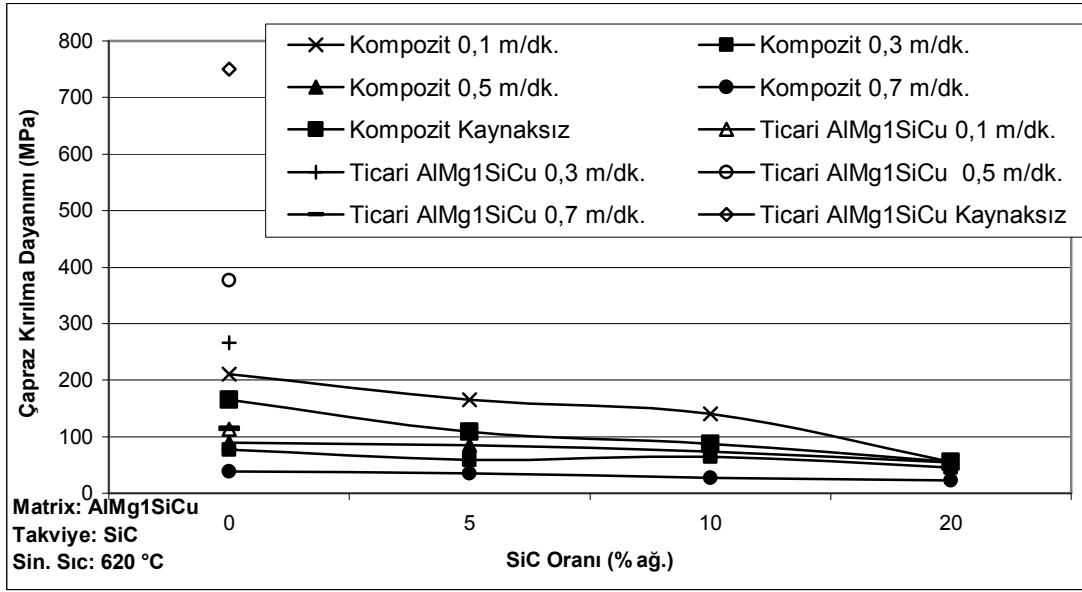


**Şekil 6.36.** 620 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitleri ve ticari AlCu4SiMg malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.

Al99-SiC kompozitlerinin çapraz kırılma dayanımına göre Al Alaşımlı matris-SiC kompozitlerinde daha yüksek sonuçlar elde edilmiştir. Çökeltme sertleşmesinin mekanik özelliklere olumlu etkisi olarak açıklanabilir.



**Şekil 6.37.** 600 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitleri ve ticari AlMg1SiCu malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.



**Şekil 6.38.** 620 °C de sinterlenmiş, lazer kaynak yöntemi ile farklı kaynak hızlarıyla birleştirilmiş AlMg1SiCu-SiC kompozitleri ve ticari AlMg1SiCu malzemelerin çapraz kırılma dayanımları.

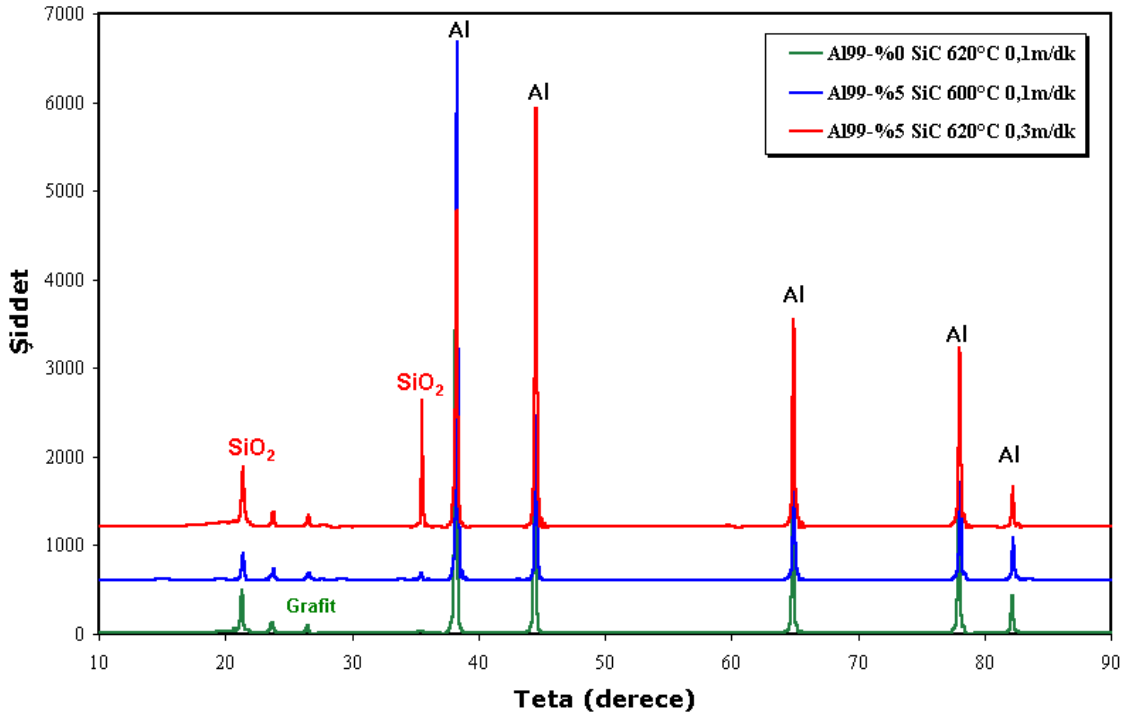
Tüm kompozitlerde en düşük çapraz kırılma dayanımı %20 SiC içeren kompozitlerde görülmüştür. Matriks malzemesine bakılacak olursa en düşük çapraz kırılma dayanımları AlMg1SiCu'ne SiC takviyesi yapılarak oluşturulan kompozitlerde görülmüştür. Şekil 6.31 ve 6.32'den çapraz kırılma dayanımının en yüksek olduğu kaynak hızının 0,1 m/dk olduğu görülmektedir.

### 6.9. XRD Analizi

XRD sistemi; çoğunlukla ağır elementlerden oluşan, katı anorganik ve kristalin maddelerin araştırılmasına uygun bir aletsel yöntemdir. Yöntem, süper iletkenler, seramikler, metaller, alaşımlar, katı çözeltiler, heterojen katı karışımlar, korozif maddeler, çelik, kaplama malzemeleri, maden analizleri, toprak analizleri, safsızlık depo edilmiş yarı iletkenler, böbrek ve mesane taşları, bazı adli konularda, bazı boyar maddeler, çimentolar, doğal veya yapay mineraller, herhangi bir malzemenin içerdiği bileşik veya elementlerin tayini, inorganik polimerler, faz diyagramlarının ve faz dönüşümlerinin araştırılması, bazı kristalin veya amorf karmaşık bileşiklerinin incelenmesi gibi birçok konuda yaygın kullanım alanına sahiptir. Deney örneklerinin XRD Analizleri Dokuz Eylül Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümündeki Rigaku D/Max-2200/PC Model XRD Cihazında gerçekleştirilmiştir. Cihazda monokromatize X ışını elde edilmesini sağlayan Grafit Monokromatör kullanılmaktadır. X-Işını Toz Difraktometre detektörünün  $\theta$ -2 $\theta$  ve 2 $\theta$ - $\theta$  taramaları sonucu kırınım deseni elde edilmektedir. Maddenin X-Işını Kırınım Deseni verilerinin Jade 7 yazılım programında bulunan,

PDF kart numaralarına sahip yaklaşık 120.000 civarında madde ile karşılaştırılması sonucu Kalitatif Mineral Analizi yapılmaktadır.

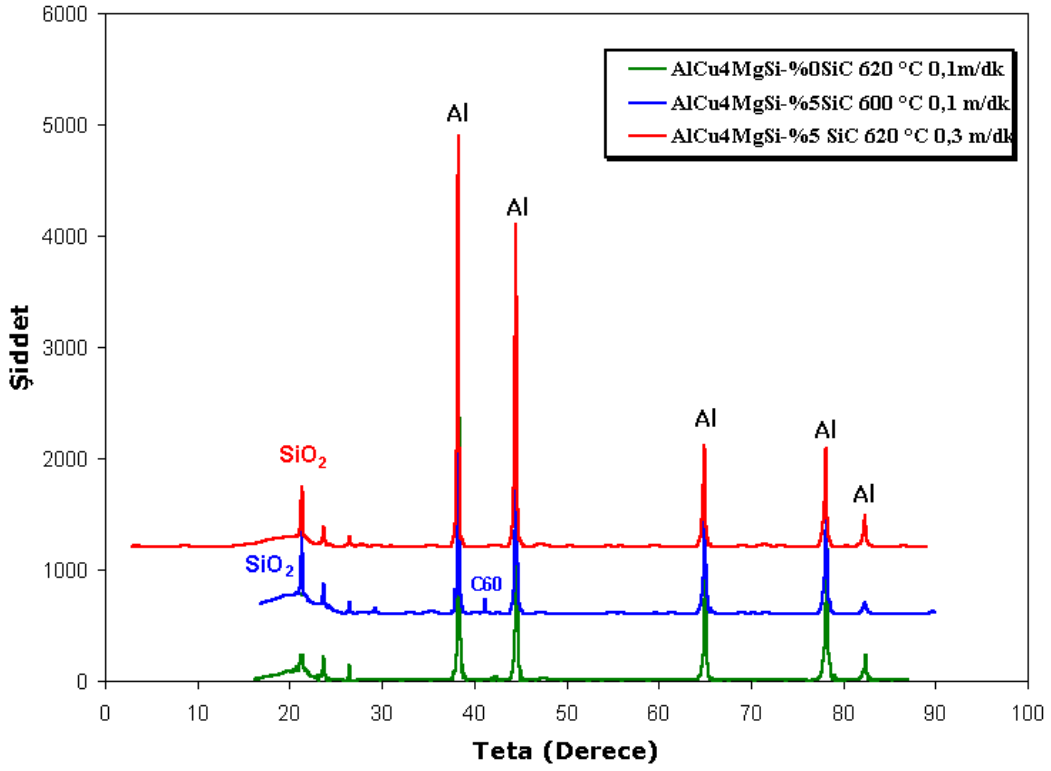
Analizler kaynağın erimiş bölgesinin yüzeyinden yapılmıştır. Kaynaklı Al99-SiC kompozitlerinin erimiş metalinde alüminyum pikleri dışında farklı bir pik olarak çok az miktarda da olsa SiO<sub>2</sub> ve grafitte rastlanmıştır. SiO<sub>2</sub>'in ve grafitin SiC'lerden ve lazer kaynağı sırasında kullanılan CO<sub>2</sub> gazından kaynaklandığı düşünülmüştür (Şekil 6.39).



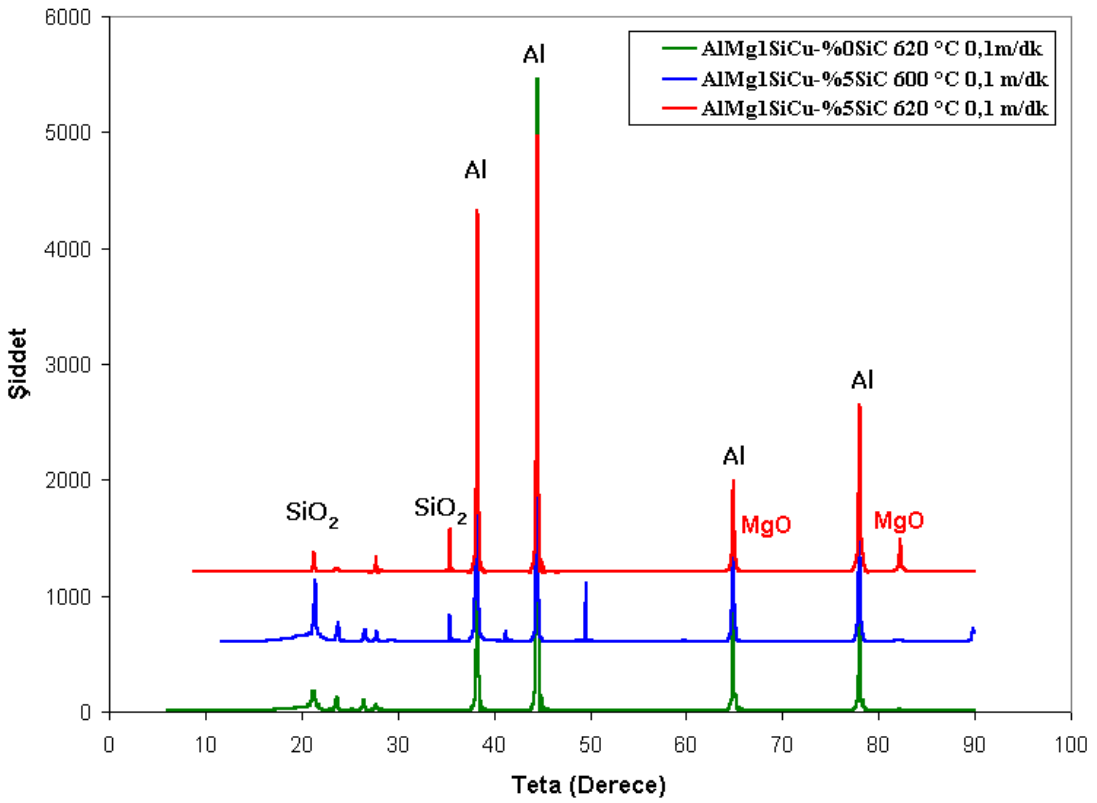
**Şekil 6.39.** Kaynaklı Al99-SiC kompozitlerinin erimiş metalinin XRD Analizi.

Yapılan XRD analizleri tek bir noktada gerçekleşmektedir. Şekil 6.39'da Al ve SiO<sub>2</sub>'lere rastlanmıştır. SiC'lerin erimiş metalde olduğu tespit edilmiştir. Çok az miktarda SiO<sub>2</sub> görülmüştür. Sinterleme ve kaynak işlemi sırasında SiC'den dolayı bir SiO<sub>2</sub> oluşmuştur.

Şekil 6.40'da görüldüğü gibi kaynaklı AlCu4SiMg-%0 SiC örneğinin erimiş metalinde alüminyumdan başka elemente rastlanmamıştır. Lazer kaynağı sırasında alaşım elementlerinde buharlaşma olmaktadır. Çok az miktarda da olsa grafit ve SiO<sub>2</sub> görülmüştür. Bunlar SiC'ün etkisiyledir.



Şekil 6.40. Kaynaklı AlCu4MgSi-SiC kompozitlerinin erimiş metalinin XRD Analizi.



Şekil 6.41. Kaynaklı AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin erimiş metalinin XRD Analizi.

Alüminyum alaşımlarının lazer kaynağında kaynak bölgesinden bazı elementler buharlaşabilmektedir. Özellikle 5XXX, 6XXX, 7XXX serisi alaşımlarda bu durum gerçekleşmektedir. 5XXX, 6XXX serilerinde Mg, 7XXX serisinde de Zn yok olmaktadır. 5XXX-6XXX serisi alaşımlarda ITAB'da düşük mukavemet ve katılma çatlakları oluşur (Duley, 1999). Şekil 6.41'deki XRD sonucunda da Mg'a rastlanmamıştır. Duley'in kitabında da bahsedildiği gibi Mg lazer kaynağı sırasında buharlaşmıştır. Şekil 6.41'de sadece 620 °C'de sinterlenmiş 0,1 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5SiC kompozitinin XRD sonucunda MgO'e rastlanmıştır.

### 6.10. Metalografik İncelemeler

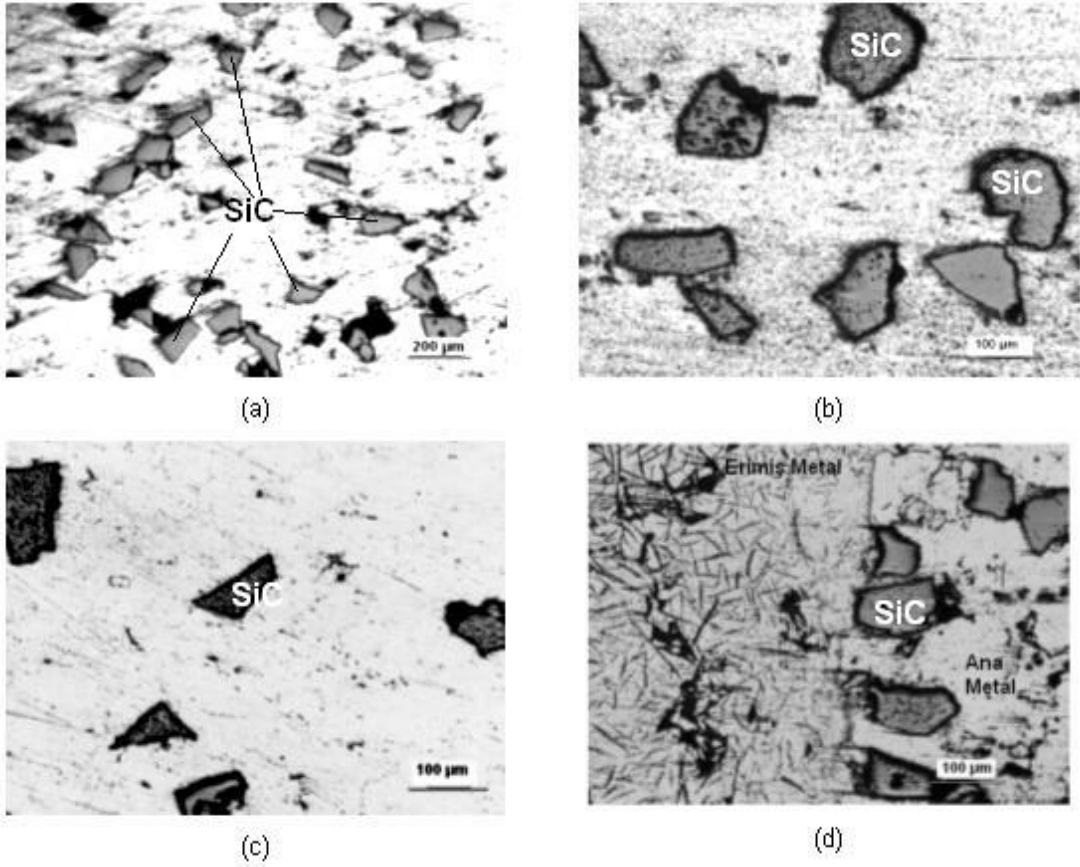
Örneklerin mikro yapı fotoğraflarından SiC parçacık dağılımına ve gözenek durumu incelenmiştir (Şekil 6.42). Kompozitlerdeki SiC dağılımı homojene yakındır.

Bu çalışmada kaynaktaki SEM incelenmesi için çapraz kırılma deneyinde kırılan örneklerin SEM analizleri gerçekleştirilmiştir. SEM çalışmasıyla kompozitlerde kullanılan toz partikülleri arasındaki ara yüzey bağı incelenmiştir (Şekil 6.43-6.72). Bu Al alaşım matriks ile SiC partiküllerinin ıslatılabilirliğini Mg ile arttırmaya bağlıdır. Bu davranışı Choh ve Oki ile Henriksin ve Jhonsen çalışmalarında göstermiştir (Choh et al, 1987; Henriksin et al, 1990).

MMK'lerde kırılma 3 ana mekanizma ile kontrol edilir: Ara yüzey yapışmaması, takviye partiküllerinin kırılması, boşluk çekmesi ve büyümesi. Ara yüzey yapışmaması istenmeyen ara yüzey reaksiyon ürünlerinin var olmasından dolayı sık görülür. SiC takviyeli alüminyum kompozitleri için  $Al_4C_3$  oluşumu gibi. Takviye partiküllerinin kırılması partiküldeki bölgesel gerilmeye bağlıdır. Takviye partikülleri ile metal matriksin elastik modülleri arasındaki çok büyük uyumsuzluk matrikste yoğunlaşmış bir deformasyon üretir. Bu gerilmeler matriks ve ara yüzey yapışmasının kırılması, partiküllerin çatlamasıyla açıklanmıştır (Ceschini, 2006).

Kompozitlerin çoğunda SiC partikülleri matriks alaşımında rasgele yayılmış ve düzensiz şekillidir. Partikül fazlalığı ve partikül olmayan bölgelerin sonucunda partiküllerin bir bölgeye yığılması gibi durumlar oluşmuştur.

İntermetalik bileşikler matrikste yayılmıştır. EDX ve XRD analizleri ile varolan bileşikler ve elementler tespit edilmiştir.



**Şekil 6.42.** (a) 620 °C'de sinterlenmiş AlCu4SiMg-%20SiC kompozitindeki SiC dağılımı.

(b) 620 °C'de sinterlenmiş Al99-%10 SiC kompozitinde SiC dağılımı.

(c) 620 °C'de sinterlenmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinde SiC dağılımı.

(d) 620 °C'de sinterlenmiş 0,3 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinin erimiş metalindeki SiC dağılımı.

Kompozit yüzeylerinin kırık yüzeylerinin SEM fotoğraflarında sünek ve gevrek kırılmalar görülmektedir. Özellikle çapraz kırılma testi sırasında erimiş metalden kırılan örneklerde gevrek kırılma gözlenmiştir.

SEM görüntüleri Dokuz Eylül Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde JSM-6060 JEOL Model Taramalı Elektron Mikroskopunda gerçekleştirilmiştir. Taramalı Elektron Mikroskopunda (SEM) görüntü, yüksek voltaj ile hızlandırılmış elektronların örnek üzerine odaklanması, bu elektron demetinin örnek yüzeyinde taratılması sırasında elektron ve örnek atomları arasında oluşan çeşitli girişimler sonucunda meydana gelen etkilerin uygun algılayıcılarda toplanması ve sinyal güçlendiricilerinden geçirildikten sonra bir katot ışınları tüpünün ekranına aktarılmasıyla elde edilir (95).

Taramalı elektron mikroskobu (SEM) tamamen dijital olup bilgisayar kontrolü ile çalışmaktadır. Elektron kaynağı olarak K- tipi tungsten filaman kullanılmaktadır. Akım değeri yaklaşık 1 pA den 0.3  $\mu$ A ye kadar değişmektedir. 5 eksen motorize kartezyen kontrolü (X=20mm, Y=10mm, Z=40mm, Tilt= -10 +90°, Dönme=360°) ile çalışmaktadır. 30 kV hızlandırıcı voltajı ve 8 mm çalışma aralığı koşullarında 3,5 nm çözünürlük elde edilmektedir. EDS analiz ünitesi ile numunede herhangi bir noktadan, alandan ya da bir hat boyunca niteleyici ve yarı niceleyici analiz yapılabilmektedir.

Deney örneklerinin SEM görüntüleri verilmiştir (Şekil 6.43- 6.72). Şekil 6.48-6.52' da alüminyum matriks içersindeki SiC takviyeleri görülmektedir. SEM görüntülerinden matriks ve takviye arasındaki bağı iyi olduğu görülmüştür. Gözenekler bazı kaynaklı parçaların erime bölgesinde görülmüştür. Bu durum mekanik özellikleri düşürmüştür.

Örneklerin kırık yüzeylerinin SEM görüntülerinde sünek kırılmanın tüm özellikleri görülmektedir. Kırık yüzeylerde görülen küçük çukurcuklar sünek kırılmanın olduğunu göstermektedir. Kaynak metalinden kırılmalarda gevrek kırılma gözlenmiştir. %SiC oranı arttıkça takviye-matriks ara yüzey bağı hataları artmakta ve takviye-matriks ara yüzeyi boyunca çatlak oluşumu başlamaktadır. Kırılmaya yakın çatlak oluşumu artmaktadır. SiC oranı ile birlikte porozitenin ve takviye-matriks ara yüzey bağı hatalarının artması örneklerin daha düşük yükler altında kırılmalarına neden olmuştur.

Çalışmada oluşturulan Al-SiC Kompozit örneklerinin yoğunluklarının yüksek olması sinterleme sıcaklığının ve süresinin yeterli olduğu sonucunu vermiştir. SiC dağılımı homojene yakındır.

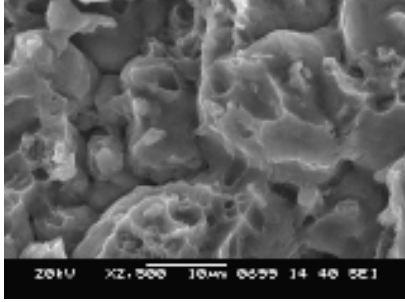
Soğuk sıkıştırma yapıldığından ve kompozit parça oluşumu için uygun sinterleme sıcaklıkları seçilmesinden dolayı Al ile SiC parçacıkları arasında herhangi bir kimyasal reaksiyon oluşmamıştır. EDS ve XRD sonuçlarından da bu görülmektedir.

Tozların sıkıştırılmasında 500 MPa basınç kullanılmıştır. Mikro yapı incelemelerinden bu basıncın yeterli olduğu matriks ve takviyenin birbirine iyi tutunmuş olmasından anlaşılmaktadır. Kırılma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri sonucunda kırık yüzeylerde SiC ün Al matriks içerisinde gömülmüş halde durması ve SiC üzerinde alüminyumun sıvanmış durumda olması da basıncın ve sinterleme sıcaklıklarının yeterliliğini desteklemektedir.

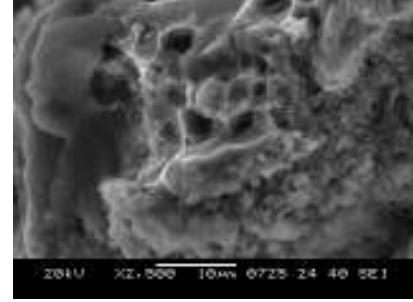
Görülen kırılma yüzeylerinin büyük bölümü partiküller ile matriks ara yüzeylerinde ayrılma ve kırılmayla ve takviye SiC ün yorulmasıyla birlikte oluşan ana malzeme mikro yapısının mikroskobik kırılması gözlenmiştir. Yüksek takviye oranına sahip kompozitlerde partikül matriks ara yüzeylerinde büyüme ve çatlama aynı anda oluşmaktadır.

Partikülün kırılması büyük partiküllü gerilme yığılmasının olduğu yerde daha büyüktür. Daha büyük partiküller plastik olarak deforme olan alüminyum matriksinden büyük yük transferi oluşur. Diğer taraftan küçük takviyeler genellikle çatlamaz. Klasik mekanizma olan boşluk büyümesi yapışma tam olmaması veya partiküllerin çatlama için gerekli olan lokal gerilmenin olması ile açıklanır.

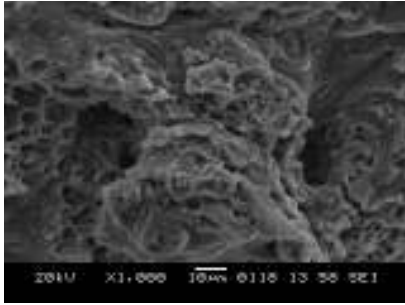
Çapraz kırılma testinde görülen kırılma mekanizması sırt yırtılması şeklindedir. Partikül ara yüzeylerinde ayrılma görülmüştür. Takviyenin kırılması yığılmış bölgelerde veya çok büyük partikülde olmuştur.



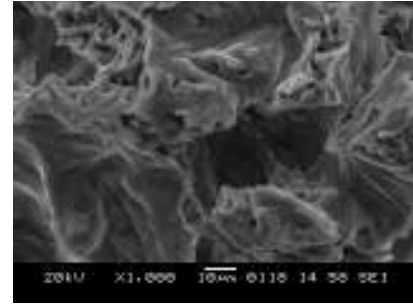
**Şekil 6.43.** Kaynaksız 600 °C' de sinterlenmiş Al99 toz metal örneğinin SEM görüntüsü.



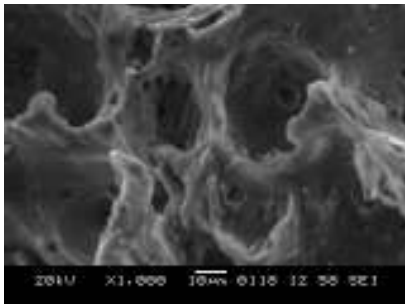
**Şekil 6.44.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,1m/dk da lazer kaynağı ile birleştirilmiş Al99 toz metal örneğinin erimiş bölge SEM görüntüsü.



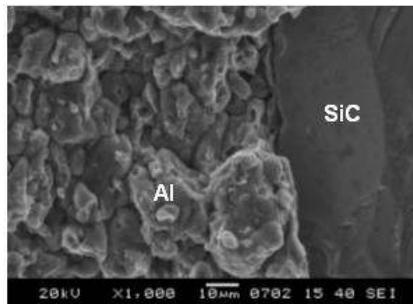
**Şekil 6.45.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk hız ile lazer kaynağı yapılmış Al99 toz metal örneğinin erimiş bölge SEM görüntüsü.



**Şekil 6.46.** 620 °C de sinterlenmiş 0,5 m/dk hız ile lazer kaynağı yapılmış Al99 toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.

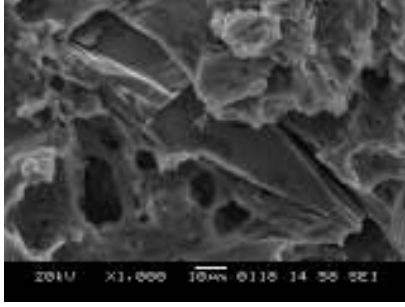


**Şekil 6.47.** 620 °C de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile lazer kaynağı yapılmış Al99 toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.

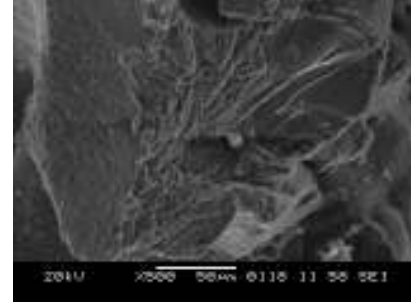


**Şekil 6.48.** Kaynaksız 600 °C'de sinterlenmiş Al99-%5 SiC kompozitinin SEM görüntüsü.

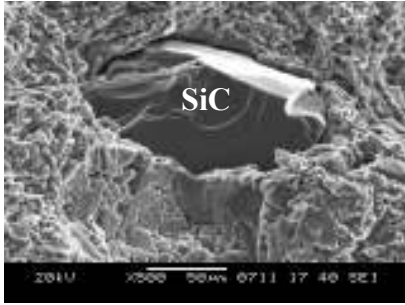




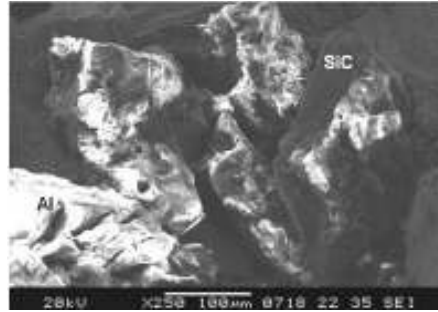
**Şekil 6.49.** 600 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



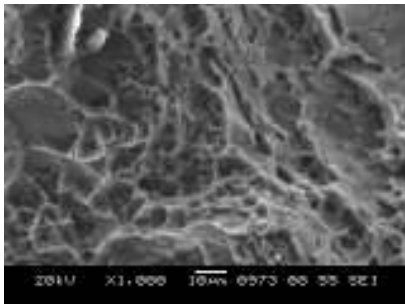
**Şekil 6.50.** 600 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



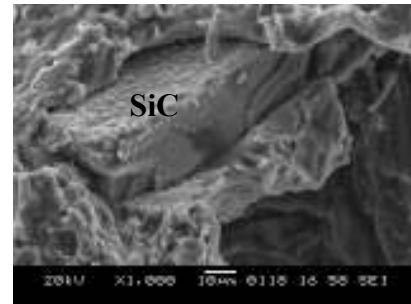
**Şekil 6.51.** Kaynaksız 620 °C' de sinterlenmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



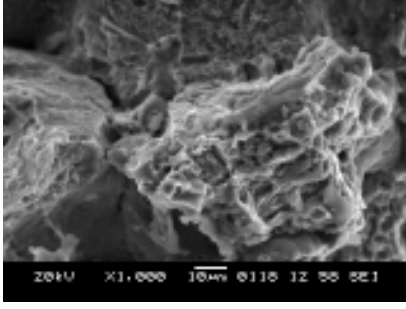
**Şekil 6.52.** 620 °C de sinterlenmiş 0,1 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



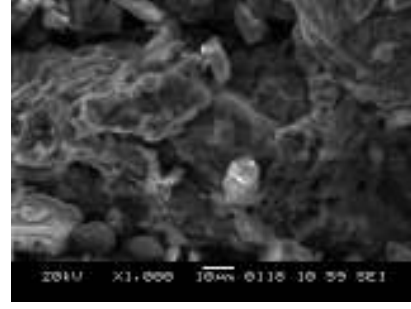
**Şekil 6.53.** 620 °C'de sinterlenmiş 0,3 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



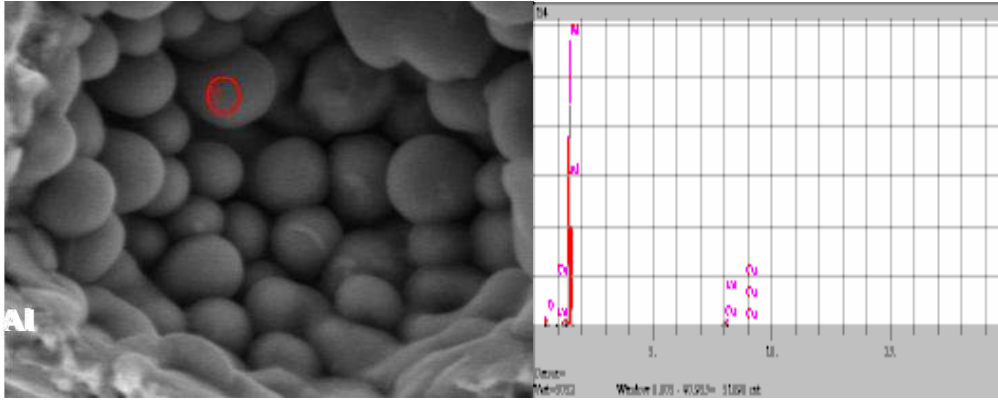
**Şekil 6.54.** 620 °C'de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



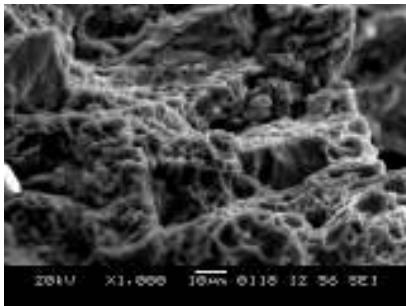
**Şekil 6.55.** 620 °C' de sinterlenmiş kaynaklı AlCu<sub>4</sub>SiMg toz metal örneğinin SEM görüntüsü.



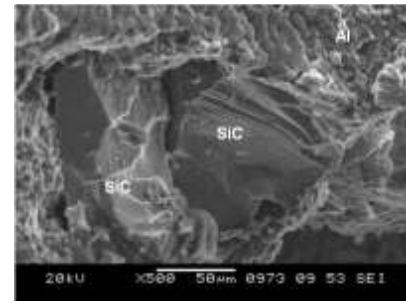
**Şekil 6.56.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,5 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu<sub>4</sub>SiMg toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.



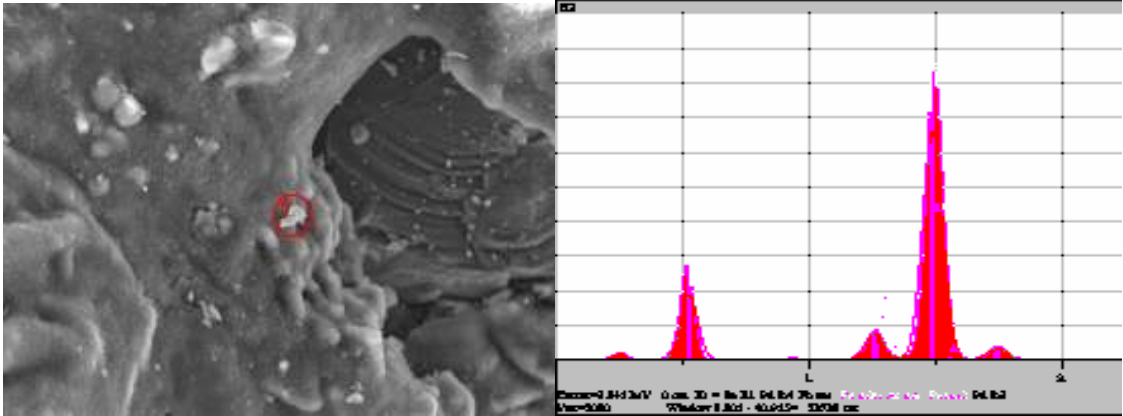
**Şekil 6.57.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,5 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu<sub>4</sub>SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü (x2700) ve EDS analizi.



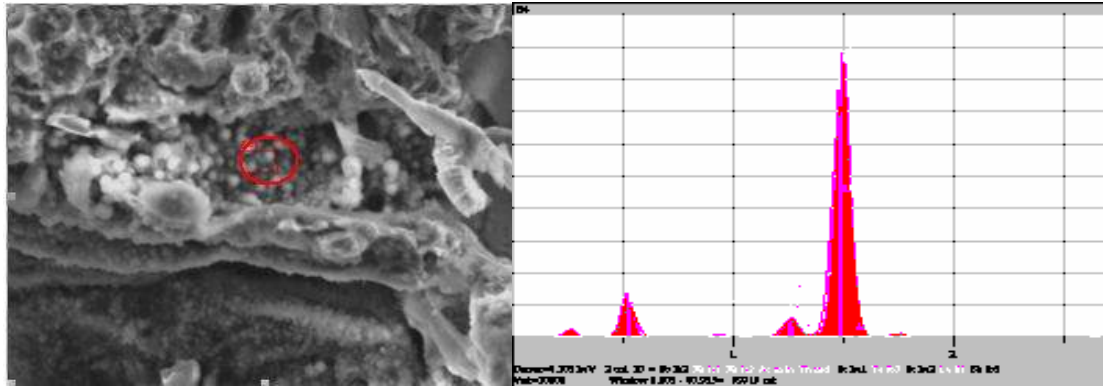
**Şekil 6.58.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu<sub>4</sub>SiMg toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.



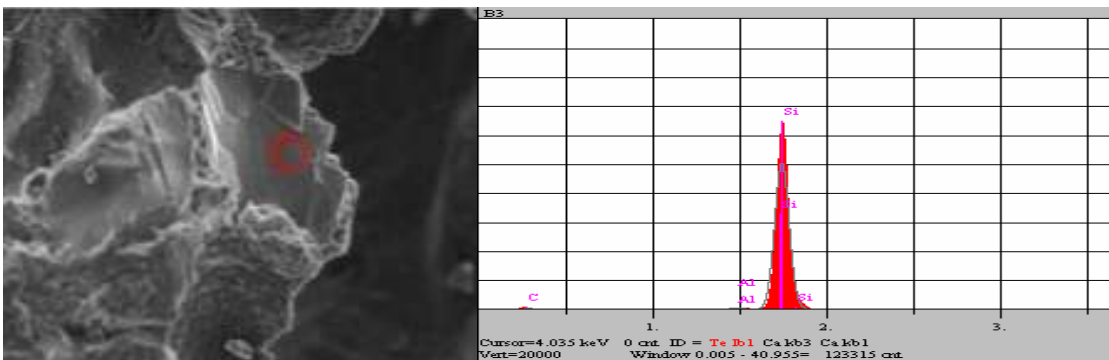
**Şekil 6.59.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu<sub>4</sub>SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



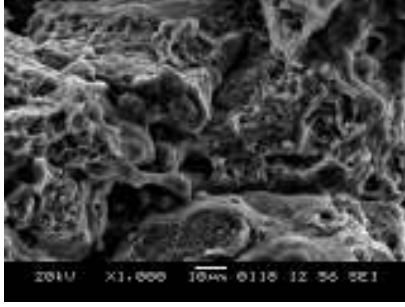
**Şekil 6.60.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,1 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü (x1000) ve EDS analizi.



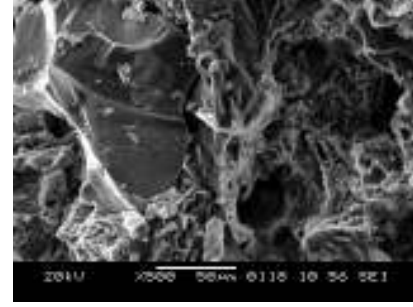
**Şekil 6.61.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,1 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü (x1000) ve EDS analizi.



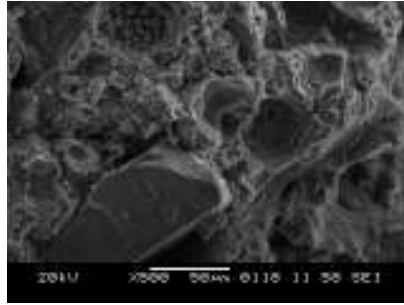
**Şekil 6.62.** 600 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü ve EDS analizi.



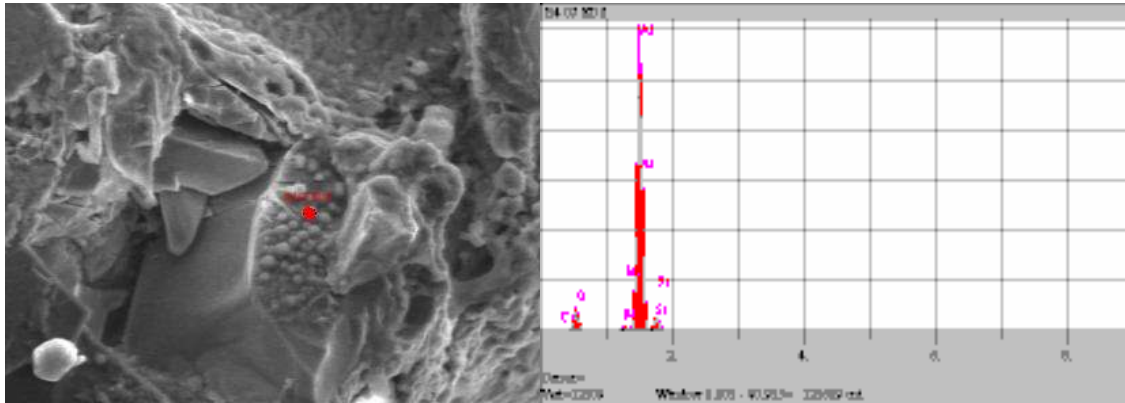
**Şekil 6.63.** 600 °C' de sinterlenmiş kaynaklı AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin SEM görüntüsü.



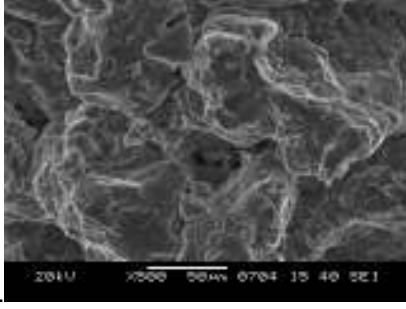
**Şekil 6.64.** 600 °C' de sinterlenmiş 0,1 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



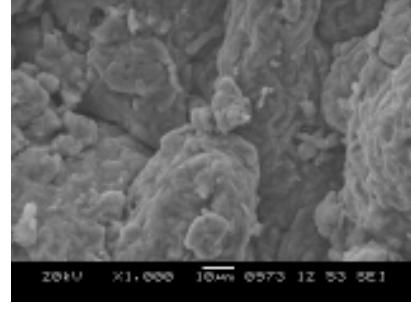
**Şekil 6.65.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,5 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



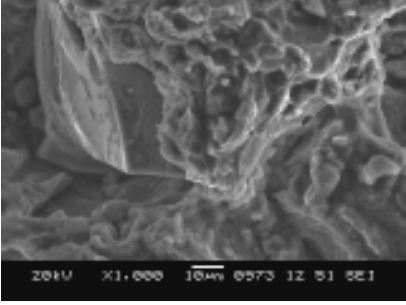
**Şekil 6.66.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü (x1000) ve EDS analizi.



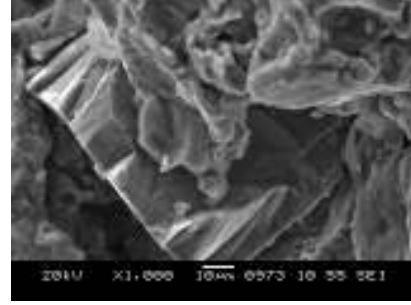
**Şekil 6.67.** Kaynaksız 620 °C' de sinterlenmiş AlMg1SiCu toz metal örneğinin SEM görüntüsü.



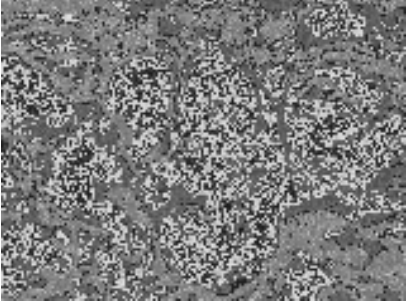
**Şekil 6.68.** 600 °C' de sinterlenmiş 0,1m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



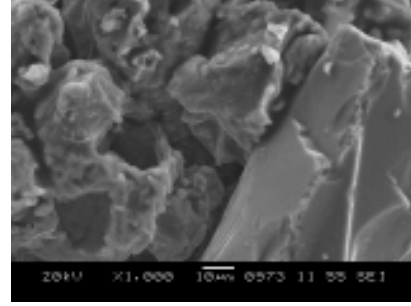
**Şekil 6.69.** 600 °C' de sinterlenmiş 0,3 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.



**Şekil 6.70.** 600 °C' de sinterlenmiş 0,5 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinin erimiş metal görüntüsü.



**Şekil 6.71.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu toz metal örneğinin erimiş metal SEM görüntüsü.



**Şekil 6.72.** 620 °C' de sinterlenmiş 0,7 m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinin erimiş metal SEM görüntüsü.

Kaynaksız Al99 toz metal örneğinde (600 °C) sünek kırılma görülmüştür (Şekil 6.43). Kaynaksız Al99-%5 SiC (600 °C) te ve Al99-%5SiC (620 °C)'te (Şekil 6.48 ve Şekil 6.51) SiC matris içeresine gömülmüştür. 0,1 m/dk ile kaynak yapılmış Al99-%5 SiC (620 °C) örneğinde (Şekil 6.52) SiC üzerine kaynaktan dolayı matris malzemesi sıvanmıştır. Kırılma yüzeyinden

alüminyumun SiC üzerinde sıvanmış olduğu ve kırılma yüzeyindeki alüminyum matrisinde sünek kırılma görülmüştür (Şekil 6.52, 6.54 ve 6.66).

AlCu4SiMg-%5SiC (620 °C) kompoziti 0,1 m/dk ile kaynak edildiğinde SEM görüntüsünde farklı küçük yapılarla karşılaşmıştır (Şekil 6.61). EDS ve XRD analizlerinde oksijenin fazla olması, metal oksitlerin varlığını göstermiştir. Çekme ve çapraz kırılma dayanımının yüksek olmamasının nedeni bu olabilir. Alaşım elementleri de analizde görülmüştür (Şekil 6.47).

0,3 m/dk İle lazer kaynağı yapılmış AlCu4SiMg-%5 SiC (600 °C) kompozitinde gevrek kırılma gözlenmiştir. EDS analizinde kırılmanın SiC ile matris ara yüzeyinden gerçekleştiği saptanmıştır (Şekil 6.62).

0,7 m/dk İle lazer kaynağı yapılmış AlMg1SiCu toz metal örneğinde (620 °C) gevrek kırılma gözlenmiştir (Şekil 6.71).

620 °C de sinterlenmiş ve 0,7m/dk ile kaynak edilmiş AlMg1SiCu-%5 SiC kompozitinde takviye ve matris elemanın birbirine yapışmasının iyi olmadığı görülmüştür (Şekil 6.72).

600 °C de sinterlenmiş 0,5 m/dk ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinde SiC' ler matris içine iyice gömülmüştür (Şekil 6.65).

620 °C de sinterlenmiş 0,5 m/dk ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5SiC kompozitinde düzgün küre şeklinde yapılara rastlanmıştır. EDS ile incelendiğinde Al, Cu ve Mg elementlerinin varlığı görülmüştür (Şekil 6.57).

600 °C de sinterlenmiş 0,3 m/dk ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinin erimiş metalinde boşluklar görülmüştür (Şekil 6.49).

600 °C de sinterlenmiş 0,7 m/dk ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitindeki SiC'lerde çatlama görülmüştür (Şekil 6.50).

620 °C'de sinterlenmiş 0,7 m/dk ile kaynak edilmiş Al99-%5 SiC kompozitinde SiC' lerin üzeri Al ile kaplanmış, takviye matris içine iyice oturmuştur (Şekil 6.54).

620 °C'de sinterlenmiş 0,7 m/dk ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg toz metal örneğinde sünek kırılma gözlenmiştir (Şekil 6.58).

620 °C'de sinterlenmiş 0,7 m/dk hız ile kaynak edilmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinde SiC üzerindeki yapılar incelendiğinde Al, C ve O' e rastlanmıştır. Alüminyum sıvanmıştır Şekil 6.66 ).

## 7. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında Al99, AlCu4MgSi ve AlMg1SiCu üç farklı alüminyum tozu matris olarak kullanılmıştır. Karşılaştırma için aynı özelliklere sahip ticari malzemeler hazır olarak temin edilmiştir. Takviye elemanı olarak %0, %5, %10 ve %20 oranlarında SiC kullanılmıştır. İyi bir karışım elde edildikten sonra tozlar 500 MPa ile 10x10x60 mm boyutlarına sıkıştırılmıştır. Örneklerin parafini alma işlemi 400 °C' de 20 dakikada gerçekleştirildikten sonra 600 °C ve 620 °C'lerde 40 dk sinterleme işlemi yapılmıştır. Kaynak işleminde nüfuziyetin daha iyi elde edilebilmesi için örnekler 5 mm'ye inceltirilmiştir. Lazer Kaynağı 2500 W güce sahip lazer kaynak cihazında gerçekleştirilmiştir. Kaynak hızları 0,1; 0,3; 0,5 ve 0,7 m/dk olarak seçilmiştir. Koruyucu gaz olarak helyum kaynak bölgesine 20 l/dk debi ile gönderilmiştir. Kaynak işleminden sonra AlCu4MgSi-SiC ve AlMg1SiCu-SiC örneklerine çökeltme sertleştirilmesi uygulanmıştır. Bu örneklerde sinterleme sıcaklığının, takviye oranının ve kaynak hızının etkileri incelenmiştir.

Deneysel sonucunda,

1. Takviye miktarının artması ile gerçek yoğunluk artmış, teorik yoğunluk azalmıştır. Tüm örnekler arasında en yüksek teorik yoğunluklar takviyesiz örneklerde elde edilmiştir. Bunlar arasında da en yüksek teorik yoğunluk %98,5 olarak AlCu4SiMg toz metal örneğinde elde edilmiştir. SiC' ün olmaması sıkıştırılabilirliği arttırmıştır. Al99-SiC örneklerinin 600 °C ve 620 °C'de sinterleme sonrasındaki yoğunlukları birbirine yakın elde edilmiştir. AlCu4SiMg-SiC ve AlMg1SiCu-SiC örneklerinin yüksek yoğunlukları 600 °C'de sinterlendiklerinde elde edilmiştir. AlCu4SiMg-SiC ve AlMg1SiCu-SiC kompozitlerine çökeltme sertleştirilmesi işlemi uygulanarak mekanik özellikleri artırılmıştır. Martin ve Castro'nun çalışmasında AlCu4SiMg ve AlMg1SiCu alaşım tozları 400 MPa'da sıkıştırılarak toz metal parçalar oluşturulmuştur. AlCu4SiMg alaşımı için 610 °C'da sinterlendiğindeki teorik yoğunluğu %92'dir. 620 °C' de sinterlendikten sonraki teorik yoğunluğu %93' tür. AlMg1SiCu alaşım tozuyla üretilmiş parçanın 610 °C' de sinterlendikten sonraki teorik yoğunluğu %93' tür (Martin, Castro; 2003). Bu çalışmada basıncın daha yüksek olması (500 MPa) bağ kuvvetini arttırarak teorik yoğunluğun yüksek olmasını sağlamıştır.
2. Takviye oranlarına göre sertlik değerleri incelenmiştir. En yüksek sertlik değerleri %20 SiC içeren kompozitlerde elde edilmiştir. Takviyesiz örneklerin sertlikleri en düşüktür. Sertlik değerlerinde takviye oranı arttıkça bir artma meydana gelmiştir. Dobrzanski ve arkadaşlarının (2005) çalışmasında kullandıkları EN AW 2124-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kompozitlerinin sertlikleri takviye oranının artmasıyla yükselmiştir. Mondal ve Das'ın çalışmasında ADC-12 kodlu alüminyum matris alaşımına hacimce %5, %10 ve %15 oranında SiC takviye eklenmiştir. Sertlik değerleri bu çalışmada olduğu gibi takviyenin artmasıyla

yükselmiştir. Kök' ün (2005) çalışmasında da 2024 Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kompozitlerinde takviye oranının artmasıyla sertlikleri yükselmiştir.

3. Lazer kaynağında birleştirilecek örneklerin kalınlığı lazer kaynak cihazının gücüne bağlıdır. 2500 W/cm<sup>2</sup> güce sahip bir CO<sub>2</sub> lazer kaynak cihazında kaynak edilecek Al-SiC kompozit örneklerin kalınlığı en fazla 5 mm olmalıdır.
4. Kaynak işleminden sonra AlCu<sub>4</sub>SiMg-SiC ve AlMg<sub>1</sub>SiCu-SiC kompozitlerine çökeltme sertleştirilmesi işlemi uygulanmıştır. Çökeltme sertleşmesi işlemi uygulanmadan önce literatürde daha önceden yapılan çalışmalar incelenmiştir. Sadeler ve arkadaşları (2004) çalışmasında, AlCu<sub>4</sub>SiMg' un çökeltme sertleşmesini incelemiştir. Çözündürme işlemi 410 °C, 450 °C, 480 °C ve 510 °C' de 2 saatte yapılmıştır. Daha sonra çözündürülen örnekler 190 °C' de 7 saat yapay yaşlandırma uygulanmıştır. Yaşlandırma sonundaki sertliklerde artan çözündürme sıcaklığına bağlı olarak bir yükselme saptanmıştır. Döküm sonunda sertliği 71,5 HV olan örnek 410 °C' de çözündürüldüğünde 90,5 HV, 450 °C' de çözündürüldüğünde 110,2 HV, 480 °C' de çözündürüldüğünde 137,1 HV, 510 °C' de çözündürülen ve 190 °C' de 7 saat yaşlandırılan örnekte en yüksek sertlik 148,8 HV elde edilmiştir. Silcock ve arkadaşları (1954), çeşitli oranlarda Cu içeren 2XXX alaşımlarına yapay yaşlandırma uygulanmıştır. %4,5 oranında Cu içeren alaşım 190 °C de yaşlandırıldığında 10–15 saat arasında en yüksek sertliğe ulaşmıştır. Schulz' un (2000) çalışmasında AlCu<sub>4</sub>SiMg 150 °C' de yapay yaşlandırılma sonucu en yüksek sertliğe 40 saatte ulaşmıştır. Weiland ve arkadaşları (1998) çalışmalarında, AlCu<sub>4</sub>SiMg-%15 SiC alüminyum kompozitini 485 °C' de çözündürmüşler ve 200 °C' de yaşlandırmışlardır. AlCu<sub>4</sub>SiMg Al-%15 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kompozitlerini Ceschini ve arkadaşları, 502 °C' de 2 saat çözündürme yapılmış, su da su verilip 160 °C 16 saat yaşlandırılmıştır (Ceschini et al, 2005(İtalyanca)). Baddini ve arkadaşları AlCu<sub>4</sub>SiMg/Al<sub>2</sub>O-SiO<sub>2</sub> kompozitini 520 °C' de 2 saat çözündürmüş ve suda soğuttuktan sonra 16 saatte 160 °C' de yaşlandırmışlardır. Brinell sertlik ve Vickers mikro sertlik (50 g yükte) deneylerini gerçekleştirmişlerdir (Baddini, 2000). Bu tez çalışmasında da AlCu<sub>4</sub>SiMg toz metal parça 150 °C sıcaklıkta yaşlandırıldığında yaklaşık 40ncı saatte en yüksek sertlik değeri elde edilmiştir. Kompozitlerin yaşlanma özellikleri matriks/partikül arayüzeyine yakın şekillenmiş olan yüksek gerilme alanlarına büyük ölçüde bağlıdır. Çökelmelerin şekli ve dönüşüm sıcaklığı ikinci faz partikülünün olmasından dolayı iyileştirmektedir. AlCu<sub>4</sub>SiMg alaşımlarında çökeltmenin olduğu GP zonları, Θ'', Θ' ve tetragonal Θ-CuAl<sub>2</sub> fazlarından teşhis etmişlerdir (Srivastava, 2005). Fernandez ve arkadaşları (2004) AlMg<sub>1</sub>SiCu 520 °C' de 90 dakika çözündürmüşler ve soğuk suda su vermişlerdir. Takviyesiz malzemeleri 56 saat, takviyeli malzemeleri 16 saat 146 °C' de yaşlandırmışlardır. Coon (2002) çalışmasında AlMg<sub>1</sub>SiCu ticari alaşımını 175 °C' de yaşlandırdığında en yüksek sertliğe 10 saatte ulaştığını belirtmiştir.



Bu tez çalışmasında da AlMg1SiCu toz metal parça 150 °C sıcaklıkta yaşlandırıldığında 10. saatte en yüksek sertlik değeri elde edilmiştir. AlCu4SiMg alaşımının çökeltme sertleşmesini incelemiştir (Forn, 2003). Ceschini ve arkadaşlarının çalışmasında (2006), AlMg1SiCu-%20 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikülleri ile takviyelendirilmiştir. 560 °C' de 2 saat yaşlandırılmış ve suda soğutulduktan sonra 177 °C' de 10 saat yaşlandırılmıştır. Takviyesiz AlMg1SiCu' ün sertliği 60 HRB iken %20 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli AlMg1SiCu alüminyum alaşımının sertliği 66 HRB bulunmuştur. Sritharan ve Chandel (1997) in çalışmalarında AlMgSiCu alüminyum alaşımı 530 °C' de 1 saat çözdürmüşler ve 175 °C' de 8 saat yaşlandırmışlardır. En yüksek mekanik özellikler için ASM Specialty Handbook'ta 175 °C de 8 saat yaşlandırma önermiştir. Massardier ve arkadaşları (2001) ise, AlMg1SiCu alüminyum alaşımını 535 °C' de 2 saat çözdürmüşlerdir. AlMgSiCu-SiC<sub>p</sub> kompozitinin çökeltme sertleştirilmesi için 530 °C' de 3 saat çözdürme ve 170 °C' de 18 saat yaşlandırma işlemi yapılmıştır (Mahadevan, 2005). Daha önce yapılan çalışmalar sonucunda AlCu4SiMg için en yüksek sertlik değeri 505-520 °C arasında çözelti ısı işlemine alındığı zaman elde edilmiştir (Odabaş, 1997). Daha önceki çalışmalardan görüldüğü gibi farklı sıcaklık ve sürelerde çökeltme sertleştirilmesi yapılmaktadır. Bu çalışmada kullanılan AlCu4SiMg ve AlMg1SiCu alüminyum alaşımlarına çökeltme sertleşmesi uygulanabilmektedir. Bu alaşımların mekanik özellikleri çöktürmeler sayesinde önemli miktarda arttırılabilmektedir (Li, 2004). Yapılan ön çalışmalardan ve literatür çalışmalarından yapay yaşlandırma sıcaklıkları belirlenmiştir. AlCu4SiMg-SiC kompozitleri için 520 °C'de 2 saat çözdürme daha sonra oda sıcaklığındaki suda su verme ve sonra 160 °C'de 16 saat yaşlandırma yapılmıştır. AlMg1SiCu-SiC kompozitleri için 520 °C'de 1.5 saat çözdürme daha sonra oda sıcaklığındaki suda su verme ve sonra 146 °C'de 16 saat yaşlandırma yapılmıştır.

5. 600 °C'de sinterlenmiş 0,1 m/dk ile kaynak edilmiş Al99-SiC kompozitlerinde sertlik değerleri SiC oranının artmasıyla yükselmiştir. Al99-%0 SiC'ün erimiş metal sertliği 37 HV iken Al99-%20SiC' ün erimiş metal sertliği 88 HV ye yükselmiştir (%137,8 artma). 620 °C'de sinterlenmiş 0,1 m/dk ile kaynak edilmiş Al99-SiC kompozitlerinin sertlik değerleri %0 SiC' den %10 SiC' e doğru artarken, %20 SiC içeren kompozitte %10 SiC içeren kompozite göre %10 gibi bir düşme görülmüştür. 0,1 m/dk ile kaynak edilen Al99-SiC kompozitleri arasında sertliği en yüksek olan grup 620 °C'de sinterlenmiş Al99-%10 SiC kompozitidir.
6. 600 °C'de sinterlenmiş 0,3 m/dk ile kaynak edilmiş Al99-SiC kompozitlerinde SiC oranının artmasıyla sertlik 47,7 HV' den 98 HV' ye artmıştır. 620 °C'de sinterlenmiş 0,3 m/dk ile kaynak edilmiş kompozitlerde en yüksek sertlik değerleri Al99-%10 SiC kompozitinde elde edilmiştir. %20 SiC içeren kompozitin sertliğinde çok az bir azalma meydana gelmiştir (%12,9). Al99-SiC kompozitlerinin sertlik değişimine göre düşük SiC

oranı içeren (%0 ve %5 SiC) kompozitler için 0,5 m/dk lazer kaynak hızı uygun iken, SiC oranı arttıkça (%10 ve %20 SiC' de) lazer kaynak hızı için 0,3 m/dk uygun olmuştur. Tüm hız değerlerinde kaynak edilmiş ticari Al99 örneğinde sertlik değerleri Al99-%0 SiC örneklerinden daha yüksek olmuştur. Lazer kaynak hızının sertlik değerlerine etkisi incelendiğinde Al99-SiC kompozitlerinde 0,5 m/dk Lazer kaynak hızında SiC oranının %10 ve %20 olduğu örneklerin sertliğinde azalma meydana gelirken, %0 ve %5 SiC içeren kompozitlerde bir artma görülmüştür. 0,5 m/dk ve 0,7 m/dk lazer kaynak hızları SiC oranı arttığında mekanik özelliklerini kötüleştirmesinden dolayı kullanılmaması gerekmektedir. Al99-%0 ve Al99-%5 kompozitleri 0,5 m/dk lazer kaynak hızıyla kaynak edildiğinde en yüksek sertlik değerini vermiştir. 600 °C'de sinterlenmiş Al99-SiC kompozitlerinde 0,5 m/dk da lazer ile kaynaklanmış örneğin çekme dayanımı en yüksektir. En yüksek sertlik değerleri de %0 ve %5 SiC içeren ve 0,5 m/dk hız ile kaynak edilmiş örneklerde elde edilmiştir. Al99-SiC örneklerinin çekme dayanımlarına bakıldığında 0,3 m/dk hızda bir artma meydana gelmiş ve daha sonra hız arttıkça dayanımlarda azalma görülmüştür. 620 °C'de sinterlenmiş Al99-SiC kompozitlerinin çapraz kırılma dayanımları 600 °C'de sinterlenmiş Al99-SiC kompozitlerine göre daha yüksektir.

AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin erimiş metal bölgesindeki sertlik değerleri genel olarak 0,3 m/dk'da en yüksek elde edilmiştir. Düşük SiC oranlarında (%0 ve %5) 0,5 m/dk hız ile kaynak edildiğinde de yüksek sertlik değerleri vermektedir. AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin erimiş metal bölgesindeki sertlik değerleri incelendiğinde en yüksek sertlik değerleri 0,5 m/dk lazer kaynak hızında elde edilmiştir. AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin erimiş metalindeki sertlikler lazer kaynak hızına göre çok farklılıklar göstermektedir. 0,1 m/dk ile 0,7 m/dk ve 0,3 m/dk ile 0,5 m/dk da lazer kaynağı yapılan AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinde çekme dayanımları birbirine yakın elde edilmiştir. 600 °C'de sinterlenmiş lazer kaynaklı AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinde SiC oranının artması, çapraz kırılma dayanımını fazla değiştirmemiştir. Mikro yapı incelemesinde lazer kaynaklı AlMg1SiCu-SiC kompozitlerinin erimiş metal bölgesinde Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>'ler görülmüştür. Bu yapının kaynaklı kompozitlerde varlığından Yue ve arkadaşları (1997), Liu ve arkadaşları (2002) da çalışmalarında bahsetmişlerdir.

7. Kompozitlerde en yüksek teorik yoğunluk 600 °C'de sinterlenmiş AlCu4SiMg-%5 SiC kompozitinde elde edilirken (%96,8), en düşük yoğunluk 620°C'de sinterlenmiş AlCu4SiMg-%20-SiC kompozitinde (%89,9) elde edilmiştir. SiC'ün artmasıyla sıkıştırılabilirlik azalmıştır. 600 °C'de sinterlenmiş lazer kaynaklı AlCu4SiMg-SiC kompozitleri arasında en yüksek erimiş metal sertliği değerleri %10 SiC içeren örnekte elde edilmiştir. Genel olarak 0,5 m/dk lazer kaynak hızı AlCu4SiMg-SiC kompozitleri için erimiş metalde yüksek sertlik elde edilebilecek bir hızdır. 600 °C ve 620 °C'lerde

sinterlenmiş AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinde en yüksek çekme dayanımı 0,1 m/dk ile kaynak edildiğinde elde edilmiştir. AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin çekme dayanımlarında lazer kaynak hızı arttıkça bir azalma meydana gelmiştir. 600 °C ve 620 °C de sinterlenmiş lazer kaynaklı AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin çapraz kırılma dayanımları SiC oranının artmasıyla azalmıştır. 0,1 m/dk lazer kaynak hızında AlCu4SiMg-SiC kompozitlerinin çekme dayanımları en yüksek değerdedir.

8. Bu çalışmada çekme dayanımı değerleri takviye oranının artmasıyla artmıştır. Ganesh ve Chawla'nın çalışmalarında da 2080/SiC kompozitlerinde çekme dayanımı yüksek takviyeli kompozitte en yüksektir (Ganesh ve Chawla, 2005). Bekheet ve arkadaşlarının (2002) ayrıca Kök' ün (2005) çalışmalarında da takviye oranının artmasıyla çekme dayanımı artmıştır. Çapraz kırılma deneyinde kırılan parçaların yüzeylerinin SEM incelemesinde kırılmış SiC partikülleri görülmüştür. Alüminyum matrikste sünek kırılma, SiC partiküllerde ise gevrek kırılma görülmüştür. Bu davranış takviyenin karışım oranıyla artmakta ya da azalmaktadır. Bu tür kırılma yapısı araştırmacılar tarafından incelenmektedir (Ganesh, 2005). Urema ve arkadaşlarının (2000) çalışmasında da kaynaklı 2014-SiC kompozitinde de kırılmış partiküller görülmüştür. BU tez çalışmasında en yüksek çekme dayanımı değerleri %20 SiC içeren lazer kaynaklı kompozitlerde elde edilmiştir. Çekme deneyi sonunda kopmalar daha çok esas metalden ve ITAB' dan gerçekleşmiştir.
9. Çapraz kırılma dayanımlarında SiC oranı arttıkça bir azalma meydana gelmiştir. Tüm örnekler içinde kaynaksız örneklerin çapraz kırılma dayanımları en yüksektir. Al99-SiC' de takviye oranları arttıkça, çapraz kırılma dayanımları azalmış, sertlik değerleri yükselmiştir. Akgün ve Şahin' in (2005) çalışmasında da benzer sonuçlar elde edilmiştir.
10. Yapılan mikro yapı incelemelerinde SiC parçacık dağılımına ve gözenek durumuna bakılmıştır. Elde edilen optik mikroskop ve SEM görüntülerinde, SiC parçacıklarının Al matriks içerisindeki durumu incelendiğinde, matriks-parçacık ara yüzey boşluklarının çok az olduğu görülmüştür. Bu da sıkıştırmanın amaçlanan kompozit yapıyı oluşturacak düzeyde iyi olduğunu göstermektedir. Yoğunluk değerlerinin yüksek çıkması da yapının iyi olduğunu desteklemektedir.
11. Takviye elemanı bulunmayan tozların sıkıştırılabilirliğinin, takviyeli olanlara göre daha yüksek olduğu görülmüştür. Takviye oranı arttıkça kompozitlerin yoğunlukları düşmüştür. Takviye oranının artmasıyla gözeneklilikte artmıştır.
12. Takviyesiz alaşımın kırılma yüzeyinde sünekliğin belirleyicisi olan çukurlar görülmüştür. Al matriksinin kırılması sünek kırılmadır. Takviye oranı arttıkça gevrek kırılma görülmüştür. Kırılma genellikle ana metalden gerçekleşmiştir. Bu çalışmada bazı örneklerin erime bölgesinde gözenekler görülmüştür. Zhu ve arkadaşları da alüminyum alaşımlarının lazer kaynağı konusunda çalışmışlardır. Onlar da CO<sub>2</sub> Lazer kaynağı

yapılan örneklerde kaynak bölgesinde gözeneklerin varlığından söz etmişlerdir (Zhu J., 2005). Tozların sıkıştırılması sırasındaki kalan boşluklar kaynak hızının yüksek olduğu işlemlerde genişerek gözenekleri oluşturmuştur. Kaynak hızının düşük olduğu işlemlerde enerji girdisi fazla olduğundan erime fazla olmakta ve gaz kabarcıkları dışarıya çıkabilme imkanı bulmaktadır. Bundan dolayı düşük hızlarda gözenekler görülmemiştir.

13. Toz metalurjisi ile üretilmiş kompozitlerin kaynağında gözeneklerin olması istenmez. Bazı örneklerin kaynak metalinde gözeneklere rastlanmıştır. Kompozit malzemelerde matriks-takviye ara yüzey bağının azalması ile test parçalarında çatlamlar görülmüştür.
14. Yoğunluğu yüksek olan kompozit parçaların kaynağı daha rahat yapılmıştır. Kompozit olmayan malzemelerin kaynağı, yoğunluklarının kompozitlere göre yüksek olduğundan daha kolay ve temiz olmuştur.

## 8. ÖNERİLER

1. Alüminyum kompozitlerinin kaynağı için elektron ışın kaynağı ile de çalışmalar yapıldığında uygun parametreler bulunacaktır.
2. TIG ve MIG kaynağının da denenmesi iyi olabilir. Piyasada kolay bulunabilen bu kaynak cihazları ile Al-SiC kompozitlerinin kaynak edilmesi araştırılmalıdır.
3. Takviye oranları matrikse ağırlık oranlarına göre eklenmiştir. Hacimsel oranlara göre eklenip mekanik özellikleri incelenebilir.
4. Takviye oranları bu çalışmada %0, %5, %10 ve %20 olarak seçilmiştir. Bu oranlar arasındaki değerler ve üst değerler seçilerek de çalışma yapılabilir.
5. Alüminyum alaşım tozlarından hazırlanmış takviyeli kompozitler aşınma, korozyon ve ısıya dayanıklılık özellikleri, düşük yoğunluk ve düşük maliyetlerinden dolayı taşıt endüstrisinde kullanılabilir.
6. Tozların Türkiye'de üretimi sağlanabilirse maliyet azalacaktır. Toz üretimi ile ilgili çalışmalar yapılmalıdır.

## 9. KAYNAKLAR

1. Abbott, D. H., Albright C. E., CO<sub>2</sub> Shielding Gas Effects in Laser Welding Mild Steel, Journal of Laser Applications, Vol. 6, pp. 69-80, 1994.
2. Agarwal, B.D., Braatman, L., Analysis and performance of fiber composites, John Wiley & Sons Ltd., 1990.
3. Aghajanian, M.K., Burke, J.T., White, D.R., and Nagelberg, A.S., A New Infiltration Process for the Fabrication of Metal Matrix Composites, 43-46, 1986.
4. Akbulut, H., Durman, M., Yılmaz F., SiC Seramik Partikül Takviyeli Alüminyum-Silisyum Metal Esaslı Kompozitlerin Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi, 7. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 1183-1194, Ankara, 1993.
5. Akbulut, H., Alümina Fiber Takviyeli Al-Si Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı-Özellik İlişkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, İTÜ, İstanbul, 1994.
6. Akbulut, H., Durman, M., Yılmaz, F., High Temperature Young's Modulus of Alumina Short Fibre Reinforced Al-Si MMCs produced by Liquid Infiltration, Material Science and Technology, Vol. 14, 299-305, 1998.
7. Akgün, S., Şahin, S., T/M Yöntemiyle Üretilmiş Al-Ferrobör Kompozitlerin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi , 4. Uluslar Arası Toz Metalurjisi Konferansı, 18-22 Mayıs 2005.
8. Allison, J. E. and Cole, G. S., Metal–Matrix Composites in the Automotive Industry: Oppurtinities and Challenges, JOM., 19-24, Jan. 1993.
9. Alp T.Y. And Wazzan A. A., Characterization of Thermo-Mechanical Processed SiCp-Reinforced Aluminium Matrix Composite, 3<sup>rd</sup> International Powder Metallurgy Conference, Turkish Powder Metallurgy Association, Gazi University, Ankara, Pp.167-185, 2002.
10. Altınkök, N., Doktora Tezi, Sakarya Üniv., Fen Bilim. Ens., Makina Eğt. A.B.D., 2002.
11. Altınkök N., Demir A., Özsert İ., Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve SiC Partikül Destekli AMK' ların Mekanik Ve Mikroyapı Özelliklerinin İncelenmesi, 11. Uluslar arası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 2002.
12. Altunpak, Y., Alumina Kısa Fiber Takviyeli Al Piston Alaşımında Yaşlandırma Isıl İşlem Özellikleri ve İşlenebilirlik, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 2002.

13. Ancona, A., Sibillano, T., Tricarica, L., Spina, R., Lugara, P.M., Basile, G., Schiavone, S., Comparison of Two Different Nozzles for Laser Beam Welding of AA 5083 Aluminium Alloy Journal of Materials Processing Technology, 164-165, 2005, 971-977.
14. Anık, S., 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı, İTÜ Yayınevi, İstanbul, 1993.
15. Arık H., Aydın M., Kurt A., Türker M., Weldability of  $Al_4C_3$ -Al Composites via Diffusion Welding Technique, Materials & Design, Volume 26, Issue 6, Pages 555-560, 2005.
16. Aydın M., Baksan B., Türker M., Gürler R., Farklı Ara Yüzey Tabaka Kullanımının Alüminyum Matrisli SiC Parçacık Takviyeli Kompozit Malzemelerin Difüzyon Kaynaklı Birleşimine Etkisi, 3<sup>rd</sup> International Powder Metallurgy Conference, September 4-8, Turkish Powder Metallurgy Association, Gazi University, Ankara, TURKEY, Pp.1331-1338, 2002.
17. Aydın, Ş., Toz Metalurjisi Yöntemleri ile Elde Edilen Seramik Tanecik Destekli Alüminyum Esaslı Kompozit Malzemelerin Mekanik Özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1997.
18. Baddini C., Fino P., Musso M., Dinardo P., Thermal Fatigue Behaviour of A 2014/  $Al_2O-SiO_2$  (Saffil Fibers) Composite Processed by Squeeze Casting, Materials Chemistry and Physics, 64, 247-255, 2000.
19. Bahansali, K.J., Mehrabian, R., Abrasive Wear of Aluminium Matrix Composites, Journal of Metals, 30-34, 1982
20. Bargel, H.j., Shulze, G., Malzeme Bilgisi Cilt 1, İTÜ Makine Fakültesi, 1993.
21. Bekheet N.E., Gadelrab R.M., Salah M.F., Abd El-Azim A.N., The Effects of Aging on The Hardness and Fatigue Behavior of 2024 Al Alloy/SiC Composites, Materials And Design, 23, 153-159, 2002.
22. Benyounis, K.Y., Olabi A.G. and Hashmi M.S.J., Effect of Laser Welding Parameters on The Heat Input and Weld-Bead Profile, Journal of Materials Processing Technology, 164-165, pp978-985, 2005.
23. Bishop, D.P., Cahoon, J.R., Chaturvedi, M.C., Kipouros, G.J., Caley, W.F., On Enhancing the Mechanical Properties of Aluminum P/M Alloys, Materials Science and Engineering, A290, 16-24, 2000.
24. Bocchini, G. F. and Benedetti, B. D., Comparison between Various Technigues Suitable to Produce Equivalent Mechanical Components, P/M World Congress, San Fransisco, 1992.

25. Bolay, K., A., Microstructural Study of Hot Pressed PM Aluminum-Copper and Aluminum-Copper-Siliconcarbide Composites, M. Sc. Thesis, METU, Ankara, 1998.
26. Bowles, R. R., Mancini, D. L. and Toaz, M. W., Metal Matrix Composites Aid Piston Manufacture, *Manufacturing Engineering*, Vol. 98, 61-62, 1987.
27. Brunner L., 2003, Pinpointing Future Laser Welding Markets, *The Fabricator*, 2003.
28. Budinski, K. G., Budinski, M. K., *Engineering Materials Properties and Selection*, Th Edition, 1999.
29. Cavaliere P., Mechanical Properties of Friction Stir Processed 2618/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/20p Metal Matrix Composite, *Composites: Part A* 36, 1657-1665, 2005.
30. Ceschini L., Morri A., Garagnani G. L., Campolo C., Suppo A., Forgiatura del Composito AA2014/15%Vol.Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p: Effetti Sulla Microstruttura E Sulle Proprietà A Trazione, *La Metallurgia Italiana*, 7-8/2005.
31. Ceschini L., Minak G., Morri A., Tensile and Fatigue Properties of the AA 6061/20 Vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> and AA7075/10 Vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> Composites, *Composites Science and Technology* 2005.
32. Ceschini L., , Minak G., Morri A., Tensile and Fatigue Properties of the AA6061/20 Vol. %Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> and AA7005/10vol%Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> Composites, *Composites Science and Technology*, 66, 333-342, 2006.
33. Ceschini L., Minak G., Morri A., Tensile and fatigue properties of the AA6061/20 vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> and AA7005/10 vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> composites, *Composites Science and Technology* 66 (2006) 333–342.
34. Cgiou, J.M., and Chang, D.D.L., Characterization of MMC S Fabricated by Vacuum Infiltration of A Liquid Metal Under An Inert Gas Pressure, *J. Mater. Sci.*, Vol. 26, 2583, 1991.
35. Champagne, B., Angers, R., Fiset, M., Characteristics of Powders Produced by Rotating Electrode Process, *MPR*, 1984.
36. Chen, M.Y., Breslin, M.C., Friction behavior of Co-Continuous Alumina/aluminum Composites with and without SiC Reinforcement, *Wear*, 249, pp. 868- 876, 2002.
37. Chen, Yong-Lai, Shaban, A, Yu, L.G., Wang, Huaming, Laser Beam Welding of SiC Particle Reinforced Aluminum Metal Matrix Composite, *International Conference on Industrial Lasers*, SPIE, Vol. 3862, P.443-447, 1999.



38. Choh, T., Oki T., Wettability of SiC to Aluminum and Aluminum Alloys, *Mater Sci Technology*, 3:378-85, 1987.
39. Choi D., Lee S.H., Shin B.S., Whang K.H., Song Y.A., Park S.H., Jee H.S., Development of a Direct Metal Freeform Fabrication Technique Using CO<sub>2</sub> Laser Welding and Milling Technology, *Journal of Materials Technology*, 113, 273-279, 2001.
40. Cicala, E., Duffet, G., Andrzejewski, H., Grevey, D., Ignat, S., Hot Cracking in Al-Mg-Si Alloy Laser Welding – Operating Parameters and Their Effects, *Materials Science and Engineering A*, 395, 1-9, 2005.
41. Clapp, D., Overview of Conventional Powder Metallurgy Processing, *Advanced Materials and Proc.*, 148(2), 60-61, 1995.
42. Clyne, T. W. and Withers, P. J., *An Introduction to Metal Matrix Composites*, Cambridge University Press, 479-480, Cambridge, 1993.
43. Cola, M.J., Lienert, T.J., Gould, J.E., Hurley, J.P., Laser welding of a SiC particulate reinforced aluminum metal matrix composite, *Materials Science and technology*, 1994, vol. 10-5, pp. 297-301.
44. Coon, Laboratory Handout: "Hardness of Aluminum and Application to Design", ME3450, 2002.
45. Çetiner C., Uslan İ. ve Sarıtaş S., Toz Metal Bronz Yatağın Düşük Karbonlu Çeliğe Difüzyon Kaynağında Mikroyapısal Tespitler, 3<sup>rd</sup> International Powder Metallurgy Conference, Turkish Powder Metallurgy Association, Gazi University, Ankara, Turkey, Pp.1322-133, 2002.
46. Çiftçi, İ., Alüminyum Esaslı Kompozitlerde Takviye Oranı ve Boyutunun Mekanik Özellikler ve İşlenebilirlik Üzerine Etkisinin Araştırılması, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2003.
47. Çimenoğlu H., Hasar Analizi Seminer Notları Bölüm 19, Kaynak Hataları, İstanbul, 1997.
48. Datta J., Datta S., Banerjee M.K., Bandyopadhyay S., Beneficial Effect of Scandium Addition on the Corrosion Behavior of Al-Si-Mg-SiCp Metal Matrix Composites, *Composites: Part A* 35, 1003-1008, 2004.
49. Dausinger F., Laser Welding of Aluminum Alloys: From Fundamental Investigation to Industrial Application, *Proc. SPIE Vol.3888*, P. 367-379, High Power Lasers In Manufacturing , 2000.

- 50.Deve, H.E., McCullough, C., J. Mater., JOM, 33-37,1995.
- 51.Dobrzanski L.A., Wlodarczyk A., Ardamiak M.A., Structure Properties and Corosion Resistance of PM Composite Materials Based on EN AW-2124 Aluminum Alloy Reinforced with the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ceramic Particles, Journal of Materials Processing Technology, 162-163, 27-32, 2005.
- 52.Donald R. Askeland, The Science and Engineering of Materials, Third Edition, PWS-Kent, Boston, 1994.
- 53.Duley, W., Lazer Welding, John Wiley&Sons, Inc, 1999.
- 54.Durgutlu Ahmet, Ateş Hakan, Karacif Kubilay ve Kurt Adem, Toz Metal Alüminyum Malzemelerin TIG Kaynak Yöntemi ile Kaynaklanabilirliğinin Araştırılması, 3<sup>rd</sup> International Powder Metallurgy Conference, September 4-8, Turkish Powder Metallurgy Association, Gazi University, Ankara, TURKEY, pp.1191-1198, 2002.
- 55.Durman, M., Akbulut, H. Ve Yılmaz, F., Saffil Fiber Takviyeli Alüminyum–silisyum Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi, 7. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 1141-1154, Ankara, 1993.
- 56.Durmuş, H.K., Meriç, C., Lazer Işın Kaynağıyla Birleştirilmiş Toz Metal Parçaların Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin İncelenmesi, 4. Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı, Sakarya Üniversitesi, 2005.
- 57.Dutta, I. and Bourell, D. L., Influence of Dislocation Density and Distribution on the Ageing Behaviour of 6061 Al-SiC<sub>w</sub> Composites, Acta Metal. Mater., Vol. 38, 2041-2049, 1990.
- 58.Eggeler, G., On the Mechanism of Creep in Short Fibre Reinforced Aluminium Alloys, Z. Metallkd., Vol. 85, 39-46, 1994.
- 59.Elliasson J. and Sandström R., Metal Matrix Composites, Key Engineering Materials, Trans Tech Pub., Vols. 104-107, 3-36, Switzerland, 1995.
- 60.Ellis M. B. D., Joining of Metal Matrix Composites - A Review, TWI Report, 489/1994.
- 61.Erdoğan, M., Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri, Nobel Yayın Dağıtım, Cilt: 2, Ankara, 1998.
- 62.Erich, D.L., Prog., Powder Metall, 46, 45-65, 1986.
- 63.Feest, A., Metal Powder Report, p. 4045, 1992.

64. Fenton, F., Laser Welding of Stainless Pressure Tubes, The Fabricator, 2001.
65. Fernandez, R., Bruno, G., Gonzalez-Doncel, G., Strength Differential Effect in PM 6061 Al-15 Vol. % Sicw Composites with Different Whisker Orientation and Distribution, Materials Science and Engineering, 2004.
66. Forn A., Baile M. T. and Rupérez E., Spinel Effect on the Mechanical Properties of Metal Matrix Composite AA6061/(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>p</sub>, Journal of Materials Processing Technology, Volumes 143-144, 20 December 2003, Pages 58-61.
67. Friend, C. M., Toughness in Metal Matrix Composites, Mater. Sci. Tech., Vol. 5, 1-7, 1989.
68. Friend, C. M. and Nixon, A. C., Impact Response of Short  $\delta$ -Alumina Fibre/Aluminium Alloy Metal matrix Composites, Journal of Mater. Sci., Vol. 23, 1967-1975, 1988.
69. Fujiki A., Present State and Future Prospects of Powder Metallurgy Parts for Automotive Applications, Materials Chemistry and Physics, 67, 298-306, 2001.
70. Ganesh V.V., Chawla N., Effect of Particle Orientation Anisotropy on the Tensile Behavior of Metal Matrix Composites: Experiments and Microstructure-Based Simulation, Materials Science and Engineering, A 391, 342-353, 2005.
71. German, R. M., Powder Metallurgy Science, 2<sup>nd</sup> edition, Metal Powder Industries Federation, USA, 1994.
72. Goto, S. and McLean, M., Role of Interfaces in Creep of Fibre-Reinforced MMC-Continuous Fibres, Acta Metall., Vol. 39, 153-164, 1991.
73. Gourd L.M., Kaynak teknolojisinin Esasları, Birsen Yayınevi, 1996.
74. Gökmsaoğlu, M., Toz Metalurjisinde Presleme Tekniği-I, Mühendis ve Makine, Cilt 12, 139, 284-289, 1969.
75. Gualini, S., Welding with a 2 kw Power CO<sub>2</sub> Laser, Alta Frequenza, vol. 47, p.225-229, 1978.
76. Gül, F., Seramik Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri ve Özellikleri, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 15, 101-114, 1999.
77. Gül, F. ve İnem, B., Döküm Yoluyla SiC Takviyeli Kompozitlerin Geliştirilmesi, Savunma Sanayindeki Teknolojik Gelişmeler Sempozyumu, 999-1005, 5-6 Haziran, Kara Harp Okulu, Ankara, 1997.
78. Gülenç, B., Kurt, A., Türker, M., TM Parçaların Direnç Kaynağı ile Birleştirilmesi, 2. Uluslararası Kaynak Teknolojisi Sempozyumu, İstanbul, 1998.

79.Güllüoğlu, A., Uçak ve Uzay Malzemeleri, İTÜ Uçak ve Uzay Bil. Fak., 109-146, İstanbul, 1992.

80.Gür C.H., Ultrasonik Boyuna Dalga Hız Ölçümleri İle SiC Takviyeli Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerde Mikroyapı Tayini, 4th International Powder Metallurgy Conference, Turkish Powder Metallurgy Association Sakarya University, Sakarya, Turkey, Pp. 439-446, 2005.

81.Henriksen B.R, Jhonsen, TE, Influence of Microstructure of Fiber/matrix Interface on Mechanical Properties of Al/SiC Composites Mater Sci. Technol.; 6: 877-63, 1990.

82.Hıçyılmaz, N., Aydın, Ş., Sarıtaş, S., Toz Metalurjisi ile Üretilmiş Alüminyum Esaslı Tanecikli Kompozitlerin Mekanik Özellikleri, Uluslararası Katılımlı 2.Ulusal Toz Metalürjisi Konferansı, Düzenleyen: Türk Toz Metalurjisi Derneği, s.621-629, Ankara, 1999.

83.Hollins, M. J., International Conference on Metal Matrix Composites VI, The Institute of Materials, London, 1997.

84.Hosking, F. M., Portillo, F. F., Wunderlin, R., Mehrabian, R., Composites of Aluminium Alloys: Fabrication and Wear Behaviour, Jour. of Materials Science, Vol. 17, 477-498, 1982.

85.Huda, D., El Baradie, M. A. and Hashmi, M. S. J., Metal Matrix Composites: Manufacturing Aspects-Part I, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 37, 513-528, 1993.

86.Hunt, M., Automotive MMCs-Better and Cheaper, Materials Eng., 45-48, October 1989.

87.<http://www.alspi.com>

88.<http://www.atomize.co.jp/wiw.html>

89.<http://www.bendership.com/>

90.<http://www.ceramicindustry.com>

91.<http://www.euro-inox.org>

92.<http://www.epw.ifam.fhg.de>

93.<http://home.att.net/s-prasad/almmc.htm>

94.<http://industrial-lasers.net/welding.html>

95.<http://www.istanbul.edu.tr/eng/metalurji/sem.htm>

96.<http://www.key-to-metals.com>

97. <http://www.luminet.net>
98. <http://www.oerlikon.com.tr>
99. <http://www.nationmaster.com>
100. <http://www.nrcan.gc.ca>
101. [http://www.p4notebook.com/MARMARA/ders\\_notlari\\_Laser.doc](http://www.p4notebook.com/MARMARA/ders_notlari_Laser.doc)
102. <http://www.phy.uct.ac.za/courses>
103. <http://www.pometon.net>
104. <http://www.populerbilim.com.tr> , popüler bilim
105. [http://www.quasi.iastate.edu/Scope/Technological/Aluminum\\_Powder.html](http://www.quasi.iastate.edu/Scope/Technological/Aluminum_Powder.html)
106. <http://www.sika.com.tr>
107. <http://www.turkishpm.org>
108. [http://www.xstreamscience.org/H\\_Glaze/H\\_Glaze\\_1.htm](http://www.xstreamscience.org/H_Glaze/H_Glaze_1.htm)
109. <http://www.vuzpz.sk>
110. [www.wws.princeton.edu/cgi-bin/byteserv.prl/~ota/disk2/1988/8801/880107.PDF](http://www.wws.princeton.edu/cgi-bin/byteserv.prl/~ota/disk2/1988/8801/880107.PDF)  
Metal Matrix Composites, chapter 4.
111. Işiker, V., Ögel, B., Al-SiC Kompozitlerinin Üretiminde Yatay Bilyalı Değirmen kullanımı ve Parçacık Dağılımına Etkisi, 1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, 377-386, Gazi Üniversitesi, Ankara, 1996.
112. Ibrahim, I. A., Mohamed, F. A. and Lavernia, E. J., Particulate Reinforced Metal Matrix Composites- a Review, Journal of Materials Science, 26, 1137-1156, 1991.
113. İpek R., Aksoy A., Ekem Ö. S., WC Takviyeli Vorteks Metodu ile 4147 Alüminyum Matris (MMK) Mikroyapı ve Adhesiv Aşınma Davranışlarının Deneysel Araştırılması, 10. Denizli Malzeme Sempozyumu ve Sergisi, 14-15-16 Nisan 2004.
114. Kaluç, E., Taban, E., Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynak Kabiliyeti, Metal Dünyası, Sayı143, 154-162, 2005.
115. Karaaslan, A., Sönmez, N., Topuz, A., Laser ile Kaynak Edilebilirliğin Alaşımsız Yapı Çeliğinde Araştırılması, 2. Uluslar arası Kaynak Teknolojisi Sempozyumu, İstanbul, 1998.

116. Kasouf, C. J., Threats to P/M: An Analysis of Competitive Technologies, P/M World Congress and Exhibition, Paris, 1994.
117. Kern, M., Berger, P., Hügel, H., Magneto-Fluid Dynamic Control of Seam Quality in CO<sub>2</sub> Laser Beam Welding, Welding Research Supplement, 2000.
118. Kevorkijan, M. V., MMCs for Automotive Applications, The American Ceramic Society Bulletin, 53-59, Dec. 1998.
119. Klar, E. and Fesko, J. W., Production of Metal Powders, Metals Handbook, 9<sup>th</sup> Edition, Vol. 7, Powder Metallurgy, 25-51, Ohio, 1984.
120. Kim, Y.W., Griffith W.M., Fors, H.H., The Breakup and Distribution of Surface Oxides Through Processing of PM Aluminium Alloy 7091, ASM Congress, 1983.
121. Kivinea ,J., Korhonen, T., Aikio, P., Gruber, R., Vainikainen, P., HPggman S.-G., Wideband Radio Channel Measurement System at 2 GHz, IEEE *Tram. Instrum. Meas.*, (accepted for publication 1999).
122. Koczak, M.J., Khatri, S. C., Allison, J.E. and Bader, M. G., Fundamentals of Metal Matrix Composites, Butterworth-Heinemann Press, 297-325, 1993.
123. Koçer T., Ahlatçı H., Candan E., Çimenoğlu H., Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve SiC Partikülleri ile Takviye Edilmiş Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Aşınma Davranışına Magnezyum İlavasının Etkisi, 11. Uluslar Arası Metalurji Ve Malzeme Kongresi, 2002.
124. Kök, M., Production and Mechanical Properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particle-Reinforced 2024 Aluminium Alloy Composites, Journal of Materials Processing Technology, 161, 381-387, 2005.
125. Kök, M, Metal Matrisli (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli) Kompozit Malzemelerin Üretimi ve Seramik Takımlarla İşlenebilirliğinin Araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 2000.
126. König R., Otmanbölük N., CO<sub>2</sub> ve Nd-YAG Lazerleri ile Metal Kesme ve Kaynak İşlemleri, 2. Uluslar arası Kaynak Teknolojisi Sempozyumu, 3-5 Haziran 1998, İstanbul
127. Kuhn, K. J., Laser Engineering, Upper Saddle River, NJ : Prentice Hall, c1998.  
Kuhn, K. J., Laser Engineering, Prentice Hall; 1st Edition December 4, 1997.
128. Kwiatkowski J.J., Kwiatkowski A. J., Laser Weld Repair of Molds, Moldmaking Technology , 2003.

129. Lavernia, E. J., Ayers, J. D., Srivatsan, T. S., *Int. Materials Reviews*, 37(1), 1-44, 1992.
130. Lawley, A., *An Overview of Powder Atomisation Processes and Fundamentals*, *Int. J. Powder Metallurgy and Powder Technology*, 13(3), 169-188, 1977.
131. Lawley, A., *Atomization: The Production of Metal Powders*, MPIF, Princeton, New Jersey, USA, 1992.
132. Lee H., Lu W., Chan S., *Abrasive Wear of Powder Metallurgy Al Alloy 6061-SiC Particle Composites*, *Wear*, Volume 159, Issue 2, 1 December 1992, Pages 223-231.
133. Li, R.X., Li, R.D., Zhao, Y.H., He, L.Z., Li, C.X., Guan, H.R., Hu, Z.Q., *Age Hardening Behavior of Cast Al-Si Base Alloy*, *Materials Letters*, 58, 2096-2101, 2004
134. Liddiard, P. D., Dunkley, J. J., Tait, J. D., *Why Metal Powders*, *Powder Metallurgy*, 32(2), 99-102, 1989.
135. Lindroos, V.K., Talvitie, M.J., Mater, J., *Proc. Technol.*, 53, 273-284, 1995.
136. Liu C., Northwood D.O., Bhole S.D., *Tensile Fracture Behavior in CO<sub>2</sub> Laser Beam Welds of 7075-T6 Aluminum Alloy*, *Materials & Design*, 25,573-577, 2004.
137. Liu, Y.B. Lim, S.C., Lu, L., Lai, M.O. *Recent Development in the Fabrication of Metal Matrix Composites Using Powder Metallurgy Techniques*, *J. Mater. Sci.* Vol. 29, 1999-2007, 1994.
138. Lloyd, D.J., *Adv. Struct. Mater.*, 1-21, 1990.
139. Looney, L., and O'Donnell, G., *Production of Aluminium Matrix Composite Components Using Conventional PM Technology*, *Journal of Materials Science and Engineering*, 303, (1-2), 292-301, 2001.
140. Lubin, G., *Handbook of Composites*, Van Nostrand Reinhold Co., 196, 1982.
141. Mahadevan, K., Raghukandan, K., Senthilvelan, T., Pai, B.C., Pillai, U.T.S., *Studies on The Effect of Delayed Aging on the Mechanical Behaviour of AA6061 SiCp Composite*, A396, 188-193, 2005.
142. Martin, J.M., Castro, F., *Liquid Phase Sintering of P/M Aluminium Alloys: Effect of Processing Conditions*, *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144, 814-821, 2003.

143. Martukanitz, R.P., Meinert, K.C., Smith, D.J., Laser Beam Welding of Aluminum Alloys, Alumitech'97, 2<sup>nd</sup> International Aluminum Conference and Trade Exposition, Atlanta, Georgia, USA, pp. 1211-1230, 1997.
144. Marzoli L.M. , Strombeck A.v. , Santos J.F. D. , Gambaro C., Volpone L.M., Friction Stir Welding of an AA6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/20<sub>p</sub> Reinforced Alloy, Composites Science and Technology 66, 363–371, 2006.
145. Massardier V., Epicier T., Merle P., Correlation Between the Microstructural Evolution of a 6061 Aluminum Alloy and the Evolution of Its Thermoelectric Power, Acta Mater., 48, 2911-2924, 2000.
146. Mazen, A.A, Ahmed, A.Y., Mechanical Behavior of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> MMC Manufactured by PM Techniques, Mat.Eng, 7, 393-401,1998.
147. Mccay, M.H., McCay T.D., Dahotre, N.B., Sharp, C.M., Effect of Particulate Loading on Heat and Mass Transfer During Laser Welding of Metal Matrix Composites, Journal of Materials Processing and Manufacturing Science, Vol. 2, Pp.261-272, 1994.
148. McLean, A., Soda, H., Xia, Q., Pramanicki, A.K., Ohno, A., Motoyasu, G., Shimizu, T., Gedeon, S.A., North, T., SiC Particulate Reinforced Aluminium Matrix Composite Rods and Wires Produced by a New Continuous Casting Route, Composites Part A, 28A, 154-162, 1997.
149. Mohn, W. R. and Vukobratovich, D., Recent Applications of Metal Matrix Composites in Precision Instruments and Optical Systems, Journal of Mat. Eng., Vol. 10, 225-235, 1988.
150. Moustafa, S.F., Soliman, F.A., Wear Resistance of  $\Delta$ -Type Alumina Fibre Reinforced Al-4% Cu Matrix Composite, Tribology Letters,3, pp. 311-315, 1997.
151. Michaelis A., Schaefer J. H., Uhlenbusch J., Vioel W., Proceeding of SPIE- Volume 1276 CO<sub>2</sub> Lasers And Aplications II, Hans Opower, 231-242, 1990.
152. Naeem M., Jessett R., Welding Aluminum Tailored Blanks With Nd:Yag Lasers for Automotive Applications, Practical Welding Today, 2001.
153. Neale, B.K., The Fracture Behaviour of Mismatched Centre-Cracked Welded Specimens in Tension, Engineering Fracture Mechanics, 64, 473-484, 1999.
154. Odabaş, D., Su, Ş., A Comparison of The Reciprocating and Continuous Two Body Abrasive Wear Behavior of Solution Treated and Age-Hardened 2014 Al Alloy, Wear, 208, 25-35, 1997.



155. Ourdjini A., Chew K. C. and Khoo B. T., Settling of Silicon Carbide Particles in Cast Metal Matrix Composites, Journal of Materials Processing Technology, Volume 116, Issue 1, Pages 72-76, 2001.
156. Olszówka-Myalska A., Szala J. and Cwajna J., Characterization of Reinforcement Distribution in  $Al/(Al_2O_3)_P$  Composites Obtained from Composite Powder, Materials Characterization, Volume 46, Issues 2-3, Pages 189-195, 2001.
157. Ögel, B., Kompozit Malzemelerde Son Gelişmeler ve İleriye Dönük Beklentiler, 9.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, s. 639-649, İstanbul, 1997.
158. Özcan M., Tarakcioğlu N., Kahramanlı Ş., Saç Malzemelerin Lazer Kaynak Parametreleri, Selçuk Üniversitesi, Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu, Teknik Online Dergi, Cilt 3, Sayı 1-2004.
159. Özdemir İ., Cöcen, Ü, Önel, K., Döküm ve Dövme Al/SiCp Kompozitlerinde Aşınma, Bilim Günleri, Denizli, MMO yayın No: 221, 1999.
160. Özdemir, N., Orhan N., Alüminyum Esaslı  $Al_2O_3$  Parçacık Takviyeli Metal Matriksli Kompozitlerde Partikül Boyutu ve Hacim Oranının Abrasiv Aşınma Davranışı Üzerine Etkisi, 3. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, Ankara, 2003.
161. Pal T. K., Joining of Aluminium Metal Matrix Composites, Materials and Manufacturing Processes, Vol: 20, Issue: 4, PP: 717 – 726, 2005.
162. Porter R.L., Clancy C.P, A Primer on Titanium Tube and Pipe Applications Abound for This Versatile Metal, [http://www.thefabricator.com/articles/tube\\_and\\_pipe\\_article.cfm?id=22](http://www.thefabricator.com/articles/tube_and_pipe_article.cfm?id=22), 2002
163. Prasad, S.V. Rohatgi, P.K. Tribological Properties of Al Alloy Particle Composites, Journal of Metals, pp. 22-26, 1987.
164. Rai, G., Lavernia, E. and Grant, N. J., Powder Size Distribution in Ultrasonic Gas Atomisation, J. Metals, 22-26, 1985.
165. Rende, H., Makina Elemanları Cilt 1, Seç Yayın Dağıtım, 1996.
166. Rohatgi, P., Cast Aluminium Matrix Composites for Automotive Applications, JOM., Vol. 43, 10-15. 1991.
167. Roll, K. H., History of Powder Metallurgy, Metals Handbook, 9<sup>th</sup> edition, V7, 14-20, Ohio,

1984.

168. Sadeler, R., Totik, Y., Gavgalı, M., Kaymaz, I., Improvements of Fatigue Behaviour in 2014 Al Alloy by Solution Heat Treating and Age-Hardening, *Materials and Design*, 25, 439-445, 2004.

169. Salazar J.M.G., Urena A., Manzanedo S., Barrena M.I., Corrosion Behaviour of AA6061 and AA7005 Reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particles in Aerated 3,5% Chloride Solutions: Potentiodynamic Measurement and Microstructure Evaluation, *Corrosion Science*, 41, 529-545, 1999.

170. Salazar J.M. G., Barrena, M.I., Dissimilar Fusion Welding of AA7020/MMC Reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particles, Microstructure And Mechanical Properties, *Materials Science and Engineering A352*, 162-168, 2003.

171. Sarıtaş, S., Toz Metalurjisi-Bileşik Gereçler-Seramikler, Makina Mühendisliği El Kitabı, Makina Mühendisleri Odası Yayınları, Cilt: 1, 64-115, 1994.

172. Sarıtaş, S. and Dogan, C., Metal Powder Production by Centrifugal Atomization, *Int. J. Powder Metallurgy*, 30, 419-427, 1994.

173. Sayın, E., Toz Metal Parçalarının Isıl İşlemleri, 2005.

174. Schubert, T., Balzer H., Gans H., P/M Aluminium Structural Parts for Automotive Application – Materials and Processing Development, ECKA Granules, Germany, 2003.

175. Schubert, E., Klassen, M., Zerner, I., Walz, C. and Sepold, G., Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 115, Issue 1, 22 August 2001, Pages 2-8.

176. Schubert T., P/M Aluminum Structural Parts for Automotive Application-Materials and Processing Development.

177. Schulz, K.C., An Experimental and Analytical Study of The Properties of Precipitation Hardening Aluminum Alloys, A Materials Research Report, The University Of Pasific, April 13 2000.

178. Seah, K.H.W., Krishna M., Vijayalakshmi V.T., Uchil J., Corrosion Behaviour of Garnet Particulate Reinforced LM13 Al Alloy MMCs, *Corrosion Science*, 44, 917-925, 2002.

179. Shackelford, J. F., Introduction to Materials Science for Engineers, Second Edition, Macmillan Publishing Company, New York, Pp.686-688, 1988.
180. Silcock, J. M., Heal, T. J. And Hardy, H. K.: Structural Ageing Characteristics of Binary Aluminium–Copper Alloys. J. Inst. Met. 82:239–248 (1953–54).
181. Sritharan, T., Chandel, R.S., Phenomena in Interrupted Tensile Tests of Heat Treated Aluminum Alloy 6061, Acta Mater., Vol. 45, No.8, Pp. 3155-3161, 1997.
182. Srivastava, V.C., Schnelder, A., Uhlenwinkel, V., Bauckhage, K., Spray Processing of 2014-Al+SiCp Composites and Their Property Evaluation, Materials Science and Engineering A, 412, 19-26, 2005.
183. Sur, G., Şahin, Y. ve Gökkaya, H., Ergimiş Metal Karıştırma ve Basınçlı Döküm Yöntemi ile Alüminyum Esaslı Tanecik Takviyeli Kompozitlerin Üretimi, Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der., Cilt 20, No 2, 233-238, 2005.
184. Suresh, S., Mortensen, A., Needleman, A., Fundamentals of Metal Matrix Composites, Elsevier, 1993.
185. Syu, G.C., And Ghosh, A.K., The Effect of Temperature on The Fracture Mechanism in 2024 Al/15 Vol% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composite, Mater. Sci. Eng. A, Vol 184, 1480, 1994.
186. Şahin S., Özdemir I. Ve Ünlü B. S., T/M Yöntemi İle Üretilmiş Al-Sicp Kompozitlerde Üretim Parametrelerinin Aşınma Davranışına Etkisi, 3<sup>rd</sup> International Powder Metallurgy Conference, Turkish Powder Metallurgy Association, Gazi University, Ankara, Turkey, Pp.951-957, 2002.
187. Şahin, Y., The Mechanical and Wear Behaviour of B(SiC) Fibre-Reinforced Composite Materials, Ph. D. Thesis, The University of Aston, Birmingham, United Kingdom, 1994.
188. Şahin Y., Kompozit Malzemelere Giriş, Gazi Kitabevi, 2000.
189. Tang F., Meeks H., Spowart J.E., Gnaeupel-Herold T., Prask H. And Anderson I.E., Consolidation Effects on Tensile Properties of An Elemental Al Matrix Composite, Materials Science and Engineering A, Volume 386, Issues 1-2, Pages 194-204, 2004.
190. Taşkın M., Orhan A., Sıcak Presleme Yöntemiyle İmal Edilmiş SiCp Takviyeli Alüminyum Esaslı Kompozitlerin Difüzyon Kaynak Yöntemi ile Birleştirilebilirliğinin Araştırılması, 10. Denizli Malzeme Sempozyumu ve Sergisi, 2004.

191. Taya, M. And Arsenault R.J., Metal Matrix Composites-Thermal and Mechanical Behaviour, Pergamon Press, New York, 1988.
192. Terry, B. And Jones, G., Metal Matrix Composites, Elsevier Science Pub. Ltd., Oxford, England, 1990.
193. Thaulow, C., Zhang, Z.L., Hauge, M., Burget, W., Memhard, D., Constraint Effects on Crack Tip Stress Fields for Cracks Located at The Fusion Line of Weldments, Computational Materials Science, 15, 275-284, 1999.
194. Topbaş, M. A., Isıl İşlemler, İstanbul, 1993.
195. Ünal, A., Production of Metal Powders by Gas Atomisation, 1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, 111-157, Gazi Üniversitesi, Ankara, 1996.
196. Uslan, İ., Gaz Atomize Alüminyum Tozlarının Özelliklerine Üretim Değişkenlerinin Etkisinin Araştırılması, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1999.
197. Uygur, M. E., Toz Metalurjisi: Ekonomik Bir Üretim Tekniği, 1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, 477-484, Gazi Üniversitesi, Ankara, 1996.
198. Vanschen, W, Laser Beam Welding With Narrow Heat Effected Zone, Praktiker, Vol. 48, No.6, Pp. 238-240, 243, 1996.
199. Varol, R., Tunay, R., F., Tüfekçi K., Toz Metal T/M Parçaların Elektron Işın Kaynağı ile Birleştirilmesi, Mühendis ve Makine, Sayı 51, 2002.
200. Venka, S., Albright, C.E., Ramasamy, S., Hurley, J.P., CO<sub>2</sub> Laser Beam Welding of Aluminum 5754-O 6111-T4 Alloys, Welding Journal, Vol. 76, No.7, Pp. 275-282, 1997.
201. Walker, J.C., Rainforth, W.M., Jones, H., Lubricated Sliding Wear Behaviour of Aluminum Alloy Composites, Wear 259, 577-589, 2005.
202. Walz Christian, Afft/Sme Technical Forum, Joining of Aluminum August 6, Dearborn, Mi, 2003.
203. Wang, H., Lo, S.H.T., J. Mater. Sci. Lett., 15(5), 369, 1996.
204. Weiland A., Hultman L., Wahlström U., Persson C., Johannesson T., Internal Stres and Microstructure of SiC Reinforced Aluminium Alloy 2014, Acta Mater., Vol.46, No 15, Pp. 5271-5281, 1998.

205. Wirth P., Introduction to Industrial Laser Materials Processing, Hamburg, Rofin, 2004.
206. Wood, J., Development in Rapidly Solidified Steels Produced by Melt Extraction, Mpr, 487-490, 1983.
207. Xie J., Dual Beam Laser Welding, Welding Research, October 2002.
208. Yamaoka, H., Fujishima K., Tsuchiya, K., Murayama, T., Laser Welding of AlMgSi System Aluminum Alloy, Ishikawajima Harima Engineering Review, Vo.41, No.1, Pp.7-1, 2001.
209. Yavuz H., Çam G., Lazer–Ark Hibrit Kaynak Yöntemi, Mühendis ve Makine Dergisi, 2005.
210. Yılmaz O., Buytoz S., Wear Behavior of A356\M7C3 and A356\SiC Particulate Metal-Matrix Composites, 3<sup>rd</sup> International Powder Metallurgy Conference September 4-8, 2002, Turkish Powder Metallurgy Association Gazi University, Ankara, Turkey, Pp.363-372.
211. Yue T.M., Xu J.H., Man H.C., Pulsed Nd-Yag Laser Welding of A SiC Particulate Reinforced Aluminium Alloy Composite, Applied Composite Materials, 4, 53-64, 1997.
212. Zeng W.M., Wu H.L., Zhang J. , Effect of Tool Wear on Microstructure, Mechanical Properties and Acoustic Emission of Friction Stir Welded 6061 Al Alloy, Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.) Vol. 19 No. 1 Pp9-19 Feb. 2006.
213. Zhao N., Nash P., Yang X., The Effect of Mechanical Alloying on SiC Distribution and The Properties of 6061 Aluminum Composite, Journal of Materials Processing Technology, 170, 586-592, 2005.
214. Zhang, T., Evans, J.R.G., Bevis, M.J., The Int. Powder Metall, 32, 4, 331-339, 1996.
215. Zhu J., Li L., Liu Z., Co<sub>2</sub> and Diode Laser Welding of AZ31 Magnesium Alloy Applied Surface Science, Volume 247, Issues 1-4, Pages 300-306, 2005.
216. Zhu, S. J. and Lizuka T., Fatigue Behavior of Al<sub>18</sub>b<sub>4</sub>O<sub>33</sub> Whisker-Framework Reinforced Al Matrix Composites at High Temperatures, Composites Science and Technology, Volume 63, Issue 2, Pages 265-271, 2003.

## ÖZGEÇMİŞ

### KİŞİSEL BİLGİLER

**Adı Soyadı:** Hülya (KAÇAR) DURMUŞ **Doğum yeri:** Manisa  
**Doğum tarihi:** 05.05.1977 **Uyruk:** T. C.  
**İş deneyimi:** 8 yıl **Medeni durumu:** Evli  
**Yabancı dili:** İngilizce **Sürücü belgesi:** B

### EĞİTİM

**Lise:** Manisa Lisesi; 1991-1994

**Lisans:** Pamukkale Üniversitesi; 1994 - 1998 Mühendislik Fakültesi ; Makine Mühendisliği Bölümü

**Yüksek Lisans:** Celal Bayar Üniversitesi; 1998-2000, Fen Bilimleri Enstitüsü; Makine Mühendisliği Bölümü

**Doktora:** Celal Bayar Üniversitesi; 2000 - 2006, Fen Bilimleri Enstitüsü; Makine Mühendisliği Bölümü.

### İŞ DENEYİMİ

**Araştırma Görevlisi:** Celal Bayar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 1998- 2006

**Öğretim Görevlisi** : Celal Bayar Üniversitesi, Turgutlu Meslek Yüksek Okulu, 2006-.....

### NİTELİKLER

**Dil:** İngilizce

**Bilgisayar:** İyi derecede Office kullanımı (Word, Excel, vb.), Frontpage, Yapay Sinir Ağları.

### ÜYE OLUNAN DERNEKLER

1. Makine Mühendisleri Odası

### İLGİ ALANLARI

1. Bilim/Teknoloji 2. Web tasarımı 3. İnternet

### YAYINLAR

**Uluslar arası makale:** 9

**Ulusal makale:** 10

**Uluslar arası bildiri:** 3

**Ulusal Bildiri:** 6

### İLETİŞİM

**Adres:** CBÜ Turgutlu Meslek Yüksek Okulu Turgutlu-Manisa

**E-posta:** [hulya.kacar@bayar.edu.tr](mailto:hulya.kacar@bayar.edu.tr) , [kacarhulya@yahoo.com](mailto:kacarhulya@yahoo.com)