

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**IN-SITU ALÜMİNA PARTİKÜL TAKVİYELİ  
ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN  
ÜRETİM VE KARAKTERİZASYONU**

**Metalurji ve Malzeme Müh. Özgür ÖZÇELİK**

**FBE Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında  
Hazırlanan**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Yaman ERARSLAN**

**İSTANBUL, 2007**

## İÇİNDEKİLER

Sayfa

|                                                                                      |      |
|--------------------------------------------------------------------------------------|------|
| <b>SİMGE LİSTESİ</b> .....                                                           | i    |
| <b>KISALTMA LİSTESİ</b> .....                                                        | ii   |
| <b>ŞEKİL LİSTESİ</b> .....                                                           | iii  |
| <b>ÇİZELGE LİSTESİ</b> .....                                                         | vi   |
| <b>ÖNSÖZ</b> .....                                                                   | vii  |
| <b>ÖZET</b> .....                                                                    | viii |
| <b>ABSTRACT</b> .....                                                                | ix   |
| <br>                                                                                 |      |
| <b>1 GİRİŞ</b> .....                                                                 | 1    |
| <b>2 KOMPOZİTLERE GENEL BAKIŞ</b> .....                                              | 2    |
| <b>3 METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER</b> .....                                            | 3    |
| 3.1 Alüminyum Matrisli Kompozitler .....                                             | 4    |
| 3.2 Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitler .....                          | 5    |
| 3.3 Takviye Partikül Seçim Kriterleri.....                                           | 6    |
| 3.3.1 Uygulama Yeri.....                                                             | 6    |
| 3.3.2 Üretim Yöntemi .....                                                           | 7    |
| 3.3.3 Maliyet.....                                                                   | 8    |
| 3.4 Matris Takviye Etkileşimi .....                                                  | 9    |
| 3.5 Takviyenin Dağılımı.....                                                         | 11   |
| 3.6 Tane Yapısı.....                                                                 | 15   |
| <br>                                                                                 |      |
| <b>4 PARTİKÜL TAKVİYELİ METAL MATRİSLİ<br/>KOMPOZİTLERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ</b> ..... | 17   |
| 4.1 Toz Metalurjik Yöntem .....                                                      | 17   |
| 4.2 Karıştırma Yöntemi .....                                                         | 19   |
| 4.3 Yarı Katı Döküm Yöntemi .....                                                    | 19   |
| 4.4 Basıncılı Basıncsız İnfiltrasyon Yöntemi .....                                   | 21   |
| 4.5 Sprey Çöktürme Yöntemi .....                                                     | 23   |
| 4.6 In-Situ Yöntemi .....                                                            | 24   |

|          |                                                                    |           |
|----------|--------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>5</b> | <b>IN-SITU PARTİKÜL TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ .....</b>      | <b>26</b> |
| <b>6</b> | <b>PARTİKÜL TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN<br/>KARAKTERİZASYONU .....</b> | <b>30</b> |
| 6.1      | Mikroyapı .....                                                    | 30        |
| 6.2      | Mekanik Özellikler .....                                           | 31        |
| 6.2.1    | Çekme Özellikleri .....                                            | 33        |
| 6.2.2    | Elastiklik Modülü .....                                            | 34        |
| 6.2.3    | Uzama .....                                                        | 35        |
| 6.2.4    | Aşınma Özellikleri ve Sertlik .....                                | 37        |
| 6.2.5    | Yorulma .....                                                      | 38        |
| 6.2.6    | Isıl Genleşme Katsayısı .....                                      | 39        |
| 6.3      | Yaşlanma Karakteristiği .....                                      | 41        |
| 6.3.1    | Yaşlanmaya Sıcaklığın Etkisi .....                                 | 42        |
| 6.3.2    | Yaşlanmaya Takviye İçeriğinin Etkisi.....                          | 43        |
| <b>7</b> | <b>DENEYSEL ÇALIŞMA .....</b>                                      | <b>45</b> |
| 7.1      | Deneyde Kullanılan Malzemeler .....                                | 45        |
| 7.2      | Kompozit Malzemenin Üretimi .....                                  | 46        |
| 7.3      | Üretilen Kompozit Malzemelerin Kimyasal Analizleri.....            | 49        |
| 7.4      | Yoğunluk Ölçümü .....                                              | 49        |
| 7.5      | XRD Analizi .....                                                  | 50        |
| 7.6      | Mikroyapısal İnceleme .....                                        | 52        |
| 7.7      | Sertlik Deneyi .....                                               | 62        |
| 7.8      | Yaşlandırma İşlemi .....                                           | 65        |
| <b>8</b> | <b>SONUÇLAR ve ÖNERİLER.....</b>                                   | <b>69</b> |
|          | <b>KAYNAKLAR .....</b>                                             | <b>72</b> |
|          | <b>EKLER .....</b>                                                 | <b>75</b> |
| Ek 1     | Al-Cu Faz Diyagramı .....                                          | 75        |
|          | <b>ÖZGEÇMİŞ .....</b>                                              | <b>76</b> |

## SİMGE LİSTESİ

|          |                              |
|----------|------------------------------|
| $c$      | Partikül konsantrasyonu      |
| $d$      | Partikül çapı/boyu           |
| $D$      | Tane çapı                    |
| $D_c$    | Kabın çapı                   |
| $E_c$    | Kompozitin elastiklik modülü |
| $E_m$    | Matrisin elastiklik modülü   |
| $E_p$    | Partikülün elastiklik modülü |
| $M_m$    | Matrisin ağırlığı            |
| $M_p$    | Partikülün ağırlığı          |
| $Re$     | Reynold sayısı               |
| $s$      | Partikülün en-boy oranı      |
| $V_m$    | Matrisin hacim oranı         |
| $V_p$    | Partikül hacim oranı         |
| $W_h$    | Numunenin havadaki ağırlığı  |
| $W_s$    | Numunenin sudaki ağırlığı    |
| $\eta$   | Sıvının viskozitesidir       |
| $v_c$    | Partikül hızı                |
| $v_o$    | Stokes hızı                  |
| $\rho$   | Yoğunluk                     |
| $\rho_1$ | Sıvının yoğunluğu            |
| $\rho_m$ | Matrisin yoğunluğu           |
| $\rho_p$ | Takviye partikülün yoğunluğu |



## **KISALTMA LİSTESİ**

|       |                                             |
|-------|---------------------------------------------|
| CTE   | Coefficient of Thermal Expansion            |
| Dimox | Direct Metal Oxidation                      |
| GP    | Guinier-Preston Zonu                        |
| MMK   | Metal Matrisli Kompozit                     |
| SEM   | Scanning Electron Microscope                |
| SHS   | Self-Propagating High Temperature Synthesis |
| TEM   | Transmission Electron Microscope            |
| TM    | Toz Metalurjik Yöntem                       |
| XD    | Exothermic Dispersion                       |
| XRD   | X-Ray Diffraction                           |

## ŞEKİL LİSTESİ

|                                                                                                                                                                                                       | Sayfa |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------|
| Şekil 2.1 Üç grup kompozit malzemenin sınıflandırılması .....                                                                                                                                         | 2     |
| Şekil 2.1a Parçacık takviyeli kompozit .....                                                                                                                                                          | 2     |
| Şekil 2.1b Fiber takviyeli kompozit.....                                                                                                                                                              | 2     |
| Şekil 2.1c Katmanlı kompozit. ....                                                                                                                                                                    | 2     |
| Şekil 3.1 İki farklı tür takviye malzemesinin morfolojileri .....                                                                                                                                     | 8     |
| Şekil 3.1a SiC takviye malzemesinin morfolojisi.....                                                                                                                                                  | 8     |
| Şekil 3.1b Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> takviye malzemesinin morfolojisi .....                                                                                                                      | 8     |
| Şekil 3.2 Partikül takviyeli kompozitlerde üç bölgenin şematik gösterimi .....                                                                                                                        | 9     |
| Şekil 3.3 7075/SiC/15p kompoziti için 675°C’de zamanla ergime noktasının düşmesi .....                                                                                                                | 10    |
| Şekil 3.4 Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub> reaksiyonunun engellenmesi için, değişik sıcaklıklardaki silisyum miktarı .....                                                                              | 11    |
| Şekil 3.5 Farklı partikül dağılımları.....                                                                                                                                                            | 12    |
| Şekil 3.6 Kümelenmiş tipik MMK mikroyapısı .....                                                                                                                                                      | 12    |
| Şekil 3.7 Takviye partikül dağılımına katlaştırma hızının etkisi .....                                                                                                                                | 14    |
| Şekil 3.7a Düşük katılma hızı, hassas döküm .....                                                                                                                                                     | 14    |
| Şekil 3.7b Hızlı katılma, basınçlı döküm.....                                                                                                                                                         | 14    |
| Şekil 3.8 Ekstrüzyon sonunda partikül dağılımı .....                                                                                                                                                  | 15    |
| Şekil 4.1 Toz metalurjik (TM) yöntemde üretim aşamaları .....                                                                                                                                         | 18    |
| Şekil 4.2 Mekanik karıştırma sistemi .....                                                                                                                                                            | 19    |
| Şekil 4.3 Yarı-katı döküm metodu ile MMK üretim sistemi .....                                                                                                                                         | 20    |
| Şekil 4.4 Thixo-kalıplama prosesi .....                                                                                                                                                               | 21    |
| Şekil 4.5 İnfiltrasyon tekniğinin şematik görünümü.....                                                                                                                                               | 22    |
| Şekil 4.5a Basınçsız infiltrasyon.....                                                                                                                                                                | 22    |
| Şekil 4.5b Basınçlı infiltrasyon.....                                                                                                                                                                 | 22    |
| Şekil 4.6 Primex basınçsız infiltrasyon tekniği .....                                                                                                                                                 | 23    |
| Şekil 4.7 Sprey çöktürme yönteminin şematik gösterimi .....                                                                                                                                           | 24    |
| Şekil 5.1 In-situ alümina partikülüne ait görüntüler .....                                                                                                                                            | 28    |
| Şekil 5.1a TEM morfolojisi .....                                                                                                                                                                      | 28    |
| Şekil 5.1b Partikülün büyütülmüş görüntüsü.....                                                                                                                                                       | 28    |
| Şekil 6.1 In-situ yöntemiyle üretilmiş döküm α-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al-Cu malzemesinin SEM morfolojisi .....                                                                               | 30    |
| Şekil 6.2 Takviye hacim oranına bağlı olarak elastiklik modülünün değişimi.....                                                                                                                       | 31    |
| Şekil 6.3 Elastiklik modülünün sıcaklığa olan bağımlılığı .....                                                                                                                                       | 32    |
| Şekil 6.4 6061, 6061/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /10p, ve 20p için 175°C’de yaşlandırma sonunda akma sınırı değerindeki değişim.....                                                              | 33    |
| Şekil 6.5 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> partikül boyutuna göre çekme dayanımındaki değişim .....                                                                                                     | 34    |
| Şekil 6.6 6061/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /20p-T6 (W6A20A) ve 7005/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /20p-T6 (W7A10A) malzemesinin oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklardaki çekme dayanımları..... | 34    |
| Şekil 6.7 2618 ve 6061/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> takviyeli malzemede modülün takviye hacim oranına göre değişimi .....                                                                           | 35    |
| Şekil 6.8 6061 matrisli SiC ve Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> takviyeli malzemede, kopma uzamasının takviye hacim oranına göre değişimi.....                                                          | 35    |
| Şekil 6.9 6061, 6061/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /10 ve 20p’nin 175°C’de yaşlandırılması ile çekme uzamasındaki değişimi .....                                                                    | 36    |
| Şekil 6.10 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> takviyeli kompozit için matris dayanımı ile çekme uzamasındaki değişim.....                                                                                 | 36    |

|            |                                                                                                                                                                                    |    |
|------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Şekil 6.11 | In-situ Al(Mn) - Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (MnO <sub>2</sub> ) kompoziti, ticari Al ve Al-Mn alaşım malzemelerine uygulanan aşınma testi sonucu yapıdaki hacim kayıpları..... | 38 |
| Şekil 6.12 | Al-3,5Cu-1,8Mg-T4 ve %15 SiC takviyeli malzemeye ait yorulma grafiği .....                                                                                                         | 39 |
| Şekil 6.13 | 2014 ve 6061 matrisli kompozitlerin lineer genleşme katsayılarının sıcaklığa göre değişimi .....                                                                                   | 40 |
| Şekil 6.14 | Partikül hacim oranı artışı ile termal genleşme katsayısındaki değişim.....                                                                                                        | 40 |
| Şekil 6.15 | Al-Cu alaşımında yaşlandırma eğrisi.....                                                                                                                                           | 41 |
| Şekil 6.16 | Takviyesiz Al 2014 alaşımının farklı sıcaklıklardaki yaşlanma eğrileri .....                                                                                                       | 42 |
| Şekil 6.17 | SiC ile takviye edilmiş Al 2014 alaşımının farklı sıcaklıklardaki yaşlanma eğrileri .....                                                                                          | 43 |
| Şekil 6.18 | 190°C’de Al-%3,5Cu alaşımı ve değişik miktarlarda SiC ile takviye edilmiş kompozitlere ait yaşlandırma grafiği .....                                                               | 44 |
| Şekil 7.1  | Kompozit malzeme üretim düzeneğinin şematik olarak gösterimi .....                                                                                                                 | 46 |
| Şekil 7.2  | Kompozit numunelerin (döküm halde) deneysel yoğunluklarının başlangıç malzemesi ile karşılaştırılması.....                                                                         | 50 |
| Şekil 7.3  | Kompozit numunelere ait XRD grafiği .....                                                                                                                                          | 51 |
| Şekil 7.3a | Al-5CuO numunesine ait XRD grafiği .....                                                                                                                                           | 51 |
| Şekil 7.3b | Al-10CuO numunesine ait XRD grafiği .....                                                                                                                                          | 51 |
| Şekil 7.3c | Al-15CuO numunesine ait XRD grafiği .....                                                                                                                                          | 51 |
| Şekil 7.4  | Al-5CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, döküm halde ve (x200) büyütmede .....                                                                                           | 53 |
| Şekil 7.5  | Al-10CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, döküm halde ve (x200) büyütmede .....                                                                                          | 53 |
| Şekil 7.6  | Al-15CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, döküm halde ve (x200) büyütme .....                                                                                            | 54 |
| Şekil 7.7  | Homojenize edilmiş Al-5CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme.....                                                                                          | 54 |
| Şekil 7.8  | Homojenize edilmiş Al-10CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütmede .....                                                                                      | 55 |
| Şekil 7.9  | Homojenize edilmiş Al-15CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme.....                                                                                         | 55 |
| Şekil 7.10 | Sıcak deforme edilmiş Al-5CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme.....                                                                                       | 56 |
| Şekil 7.11 | Sıcak deforme edilmiş Al-10CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme.....                                                                                      | 56 |
| Şekil 7.12 | Sıcak deforme edilmiş Al-15CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme.....                                                                                      | 57 |
| Şekil 7.13 | Yapay olarak yaşlandırılmış Al-5CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme.....                                                                                 | 57 |
| Şekil 7.14 | Yapay olarak yaşlandırılmış Al-10CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme.....                                                                                | 58 |
| Şekil 7.15 | Yapay olarak yaşlandırılmış Al-15CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme.....                                                                                | 58 |
| Şekil 7.16 | Al-5CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x200) büyütme.....                                                                                                                         | 59 |
| Şekil 7.17 | Al-5CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x1000) büyütme.....                                                                                                                        | 59 |
| Şekil 7.18 | Al-10CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x200) büyütme .....                                                                                                                       | 60 |
| Şekil 7.19 | Al-10CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x1000) büyütme .....                                                                                                                      | 60 |
| Şekil 7.20 | Al-15CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x350) büyütme .....                                                                                                                       | 61 |
| Şekil 7.21 | Al-15CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x1500) büyütme .....                                                                                                                      | 61 |

|            |                                                                                                                         |    |
|------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Şekil 7.22 | Kompozit malzemelerin döküm sertlik değerlerinin başlangıç malzemesi ile karşılaştırılması.....                         | 62 |
| Şekil 7.23 | Kompozit malzemelerin homojenizasyon sonrası sertlik değerlerinin karşılaştırılması .....                               | 63 |
| Şekil 7.24 | Kompozit malzemelerin deformasyon sonrası sertlik değerlerinin karşılaştırılması .....                                  | 64 |
| Şekil 7.25 | Kompozit malzemelerin homojenizasyon ve deformasyon sonrası ölçülen sertlik değerlerinin karşılaştırılması.....         | 65 |
| Şekil 7.26 | Uygulanan ısı işlem kademelerinin şematik gösterimi.....                                                                | 66 |
| Şekil 7.27 | Kompozit malzemelerin çözeltiye alma işlemi sonrası ölçülen sertlik değerleri ..                                        | 67 |
| Şekil 7.28 | Kompozit malzemelerin deformasyon ve çözeltiye alma işlemi sonrası ölçülen sertlik değerlerinin karşılaştırılması ..... | 67 |
| Şekil 7.29 | Kompozit numunelere ait yaşlandırma grafiği .....                                                                       | 68 |

## ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

|             |                                                                                        |    |
|-------------|----------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Çizelge 3.1 | SiC ve Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> takviyelerinin başlıca özellikleri.....          | 8  |
| Çizelge 7.1 | Başlangıç malzemesinin kimyasal bileşimi (%) .....                                     | 45 |
| Çizelge 7.2 | Başlangıç malzemesi ve ilave edilen tozun yoğunluk değerleri .....                     | 45 |
| Çizelge 7.3 | Üretimi amaçlanan kompozit malzeme bileşenlerinin miktar<br>ve hacim oranları .....    | 47 |
| Çizelge 7.4 | Üretimi gerçekleştirilen kompozit malzemelerin kimyasal bileşimleri (%).....           | 49 |
| Çizelge 7.5 | Kompozit malzemelerin döküm halde deneysel yoğunluğu.....                              | 49 |
| Çizelge 7.6 | Kompozit malzemelerin döküm sonrası ölçülen sertlik değerleri .....                    | 62 |
| Çizelge 7.7 | Kompozit malzemelerin homojenizasyon sonrası ölçülen sertlik değerleri .....           | 63 |
| Çizelge 7.8 | Kompozit malzemelerin deformasyon sonrası ölçülen sertlik değerleri .....              | 64 |
| Çizelge 7.9 | Kompozit malzemelerin çözeltiye alma işlemi sonrası<br>ölçülen sertlik değerleri ..... | 66 |

## ÖNSÖZ

Çalışmalarım süresince her konuda değerli katkılarından dolayı, başta tez danışmanım Sn.Yrd.Doç.Dr.Yaman ERARSLAN olmak üzere Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkan Yardımcısı Sn.Yrd.Doç.Dr.Ergün KELEŞOĞLU'na teşekkür ederim. Tezin hazırlanmasında emeği geçen değerli araştırma görevlisi, tekniker, uzman kadro ve arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Ayrıca, akademik eğitimim boyunca desteklerini esirgemeyen Aileme teşekkür ederim.

## ÖZET

Metal matrisli kompozitlerin (MMK) gelişimi son yirmi yıl içinde malzemelerde ana yenilik olmuştur. İlk zamanlar kompozit üzerindeki çalışmalar grafit, boron fiberler gibi sürekli takviyeler üzerine yoğunlaşmıştır. Sürekli fiberlerin yüksek mekanik özelliklerinin yanında yüksek maliyetleri, kullanımlarını uzay ve havacılıkla sınırlandırmıştır. Sürekli fiberler ile pekiştirilen özelliklerin partikül takviyeler tarafından elde edilemeyeşine karşın, bazı mekanik ve fiziksel özelliklerde yeterli gelişimi sağlayabilirler. Partikül takviyeli MMK'ler, geleneksel donanımlar ile üretilmeleri ve maliyeti minimize etmeleriyle ek avantajlara sahiptir.

Alüminyum esaslı MMK'ler, geleneksel Al alaşımlarının ötesinde üstün avantajlar sağlayan ileri mühendislik malzemeleridir. Yeni üretim metodlarının gelişimi ve düşük maliyetli partikül malzemelerin kullanımıyla beraber bu kompozitlerin çeşitli endüstrilerde geniş ölçüde kullanımını sağlamıştır.

Al matrisli kompozitlerin üretiminde yeni bir fikir olarak, kombine edilmiş in-situ partikül ve in-situ alaşımlama ile güçlendirilmesi ele alınmıştır. Günümüzde, alüminanın alüminyum eriyiğı içine yayılması ile gerçekleştirilen in-situ yönteminde güçlendirici partiküller ergiyik içinde indirgenme reaksiyonları ürünü olarak oluşmaktadır. In-situ teknolojisi ergiyikten ince partikül eldesine imkan verir. Bu teknoloji geniş ölçüde partikül takviyeli metallerin, gelişmiş arayüzey bağlantısı ile üretilmelerinde faydalanılan bir teknolojidir.

Bu çalışmada, alümina partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozit üretiminde in-situ tekniğinden yararlanılmıştır. Ticari saflıktaki alüminyum matris malzemesi olarak seçilmiş, ergiyik haldeki matris içerisine ağırlıkça %5, %10 ve %15 oranlarında CuO partikülü ilavesiyle, in-situ partikül takviyeli kompozit üretimi gerçekleştirilmiştir.

Kompozit malzeme üretiminin tamamlanmasının ardından, malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerinin tespiti için sertlik, yoğunluk gibi testlerin yanısıra kimyasal analizleri ve mikroyapısal gözlemleri de yapılmıştır.

Elde edilen bulgular ışığında, üretimi gerçekleştirilen kompozit malzemenin mekanik özelliklerinde takviye edilmemiş matris malzemesine göre önemli denebilecek miktarda gelişim gösterdiği görülmüştür. Neticede, üretimi yapılan in-situ kompozit malzemenin sahip olduğu özellikler ile çok çeşitli endüstri dallarında kullanımının mümkün olabileceği düşünülmektedir.

**Anahtar Kelimeler:** In-Situ, Al-esaslı kompozitler, alümina partikül.

## ABSTRACT

The development of metal matrix composites (MMCs) has been one of the major innovations in materials in the last 20 years. The early work on composites concentrated on continuous reinforcements, such as graphite and boron fibers. The prohibitive cost of continuous fibers with high mechanical properties restricted their use to aerospace applications. While particle reinforcements cannot provide the property enhancement achieved by continuous fibers, they can provide sufficient improvement in some mechanical and physical properties to provide a useful increase. Particle reinforced MMCs have the added advantage that they can be processed using conventional equipment, and hence, minimize capital costs.

Aluminum-based metal matrix composites make up a distinct category of advanced engineering materials that provide unique advantages over conventional Al alloys. With the development of new forming methods and the use of low cost particulate material, the use of these composites is increasing in a wide variety of industries.

A new idea to fabricate aluminum matrix composites strengthened by combined in-situ particle strengthening and in-situ alloying has been proposed. Currently, the in-situ method of spreading alumina in aluminum melts that the strengthener particles are formed in melts as the products of the reduction reactions. In-situ technology gives the possibility of producing fine particle in the melt. This technology is extensively utilized to produce particle reinforced metals with an improved interfacial contact between reinforcements and the matrices.

In the present work, in-situ method is used to produce alumina particle reinforced aluminum matrix composite. Commercially pure Al was chosen as matrix material and in-situ particle reinforced composite was produced by addition of %5, %10 and %15 weight fraction CuO particles into the molten matrix.

After the produce of composite materials are finished, to establish the mechanical and physical properties as hardness, density tests, in addition chemical anlysis and microstructural observation of materials are applied.

With these achieved rusults, in the produced composite materials, significant improvements was observed at mechanical properties as comparison to unreinforced matrix material. Thus, with these properties of produced in-situ composite material, it is understood that can be use for several industries may be possible.

**Keywords:** In-Situ, Al-based composites, alumina particle.



## 1. GİRİŞ

Teknolojik gelişimlere paralel olarak yeni malzemelere duyulan ihtiyaç gün geçtikçe artmaktadır. Otomotiv, havacılık, savunma sanayii, uzay ve hatta eğlence sektörünün ihtiyacı olan nitelikli malzemelerin gelişimi hız kesmeden devam etmektedir. Bu nitelikli malzemelere olan ihtiyaç kompozit malzemelerin gelişimini beraberinde getirmiştir.

Bir tek malzemenin kendi başına sağlayamadığı özelliklerin, birden fazla malzemenin belirli oranlarda bir araya getirilmesi ile oluşturduğu kompozit malzemeler, kullanım yerine bağlı olarak alışılmışın dışında mukavemet, ağırlık, yüksek sıcaklık performansı, korozyon direnci, aşınma dayanımı ile elektriksel ve ısısal özellik kombinasyonlarını elde etmek için seçilebilmektedirler.

Kompozit malzemeyi oluşturan matris, yapı içindeki sürekli faz olup takviyeleri bir arada tutmaya yarar. Takviye ise matris içine gömülmüş süreksiz fazdır. Matris ve takviye malzemesi metal, plastik, seramik veya cam esaslı olabilir. Genel olarak kompozit malzemelerde matris sünek ve hafif malzemelerden; takviye malzemeleri ise sert ve dayanımı yüksek malzemelerden seçilir.

Son yıllarda üzerinde çalışılan başlıca sistem, alüminyum metal matrisli kompozit malzeme sistemleridir. Bu sistemde takviye olarak  $Al_2O_3$ , SiC, TiC,  $TiB_2$  gibi seramik bazlı malzemeler kullanılmaktadır. Genel olarak, yüksek performanslı kompozitler, çok pahalı olan sürekli fiber takviyeli olarak üretilirler. Diğer taraftan süreksiz fiber ya da partikül takviyeli kompozitler daha düşük performans/maliyet oranı vermektedirler.

Partikül takviyeli kompozitlerin en önemli özelliği, takviyenin hacim oranı ve tipinin istenilen değerlerde değiştirilerek fiziksel ve mekanik özelliklerinin rahatlıkla ayarlanabilmesidir. Bu değişkenleri kullanmak suretiyle uygulama için gerekli olan özelliklerde kompozit malzeme dizayn edilebilir.

Geleneksel üretim yöntemlerinin yanında sağladığı bir çok avantajlar ile in-situ yöntemi, takviye olarak kullanılan seramik partiküller ergiyik matris içinde doğal olarak üretilmesi esasına dayanmaktadır. Takviye partikülleri, ergiyik içinde meydana gelen indirgenme reaksiyonunun bir ürünü olarak oluşmaktadırlar.

Mevcut çalışmada, alüminyum matris içine CuO ilavesi ile oluşan indirgenme reaksiyonu sonucu yapıda  $Al_2O_3$  partikülleri elde edilmiştir. Neticede üretilen bu kompozit malzemenin mekanik özellikleri belirlenerek mikroyapısı karakterize edilmiştir.

## 2. KOMPOZİTLERE GENEL BAKIŞ

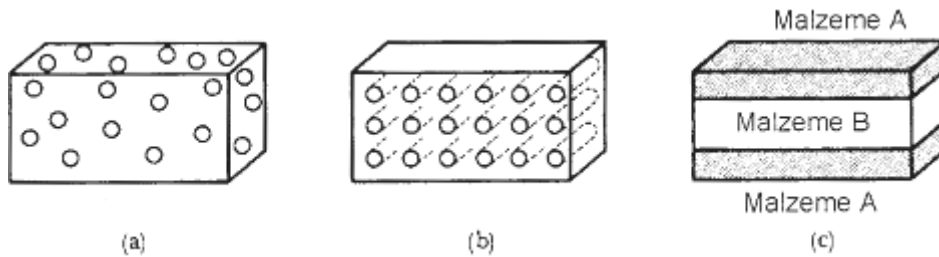
Kompozit terimi geniş ölçüde, sürekli bir faz (matris) içinde dağıtılmış farklı bir bileşimdeki yapıdan (takviye) oluşmuş bir malzeme sistemini ifade etmektedir ve bu sistem karakteristik özelliklerini bahsedilen farklı yapı taşından, geometrisi ve mimarisinden ayrıca farklı yapılar arasındaki arayüzeyden almaktadır.

Kompozitlerde asıl hedef, değişik fazların karakteristik özelliklerinin birleştirilmesidir. Örneğin, malzemelerin birinin sahip olduğu özelliklerden daha yüksek özelliklere çıkarılması olarak ifade edilebilir.

Kompozit malzemelerin sahip olduğu özellikler seçilen matris ve takviye malzemesi ile üretim yöntemine bağlı olarak değişiklik gösterir.

Kompozit malzemeler genellikle matris fazının fiziksel ve kimyasal özellikleri ele alınarak sınıflandırılmaktadır, örneğin; polimer-matris, metal-matris, seramik-matris gibi. Buna ilaveten intermetalik-matris ve karbon-matrisli kompozitler de sayılabilir. Diğer bir sınıflandırma ise matrisi takviye eden fazın geometrisine göre yapılabilir; sürekli fiber, kısa fiber, partikül veya whisker takviyeli kompozitler.

Kompozitler, Şekil 2.1’de gösterildiği gibi takviye malzemelerinin şekline göre parçacık, fiber ve katmanlı olmak üzere üç sınıfa ayrılabilirler. Çimento ve çakılın bir karışımı olan beton parçacık takviyeli kompozit, polimer matris içersine gömülmüş olan cam fiberler içeren cam elyafı (fiberglass) bir fiber takviyeli kompozit, ağaç kaplama katmanlarının dönüşümlü olarak yapıştirıldığı kontrplak ise katmanlı kompozittir.



Şekil 2.1 Üç grup kompozit malzemenin sınıflandırılması (a) Parçacık takviyeli, (b) Fiber takviyeli, (c) Katmanlı kompozit

Parçacık takviyeli kompozitlerde takviye parçacıklar matris içersinde uniform olarak dağılırsa özellikler izotropiktir. Fiber takviyeli kompozitler, fiberin matris içersindeki dizilimine göre izotropik veya anizotropik özelliklere sahip olabilir, katmanlı kompozitler anizotropik davranış gösterirler.

### 3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

Metal matrisli kompozitler (MMK), metal matris, takviye tipi ve takviye geometrisi ile tanımlı oldukça geniş bir malzeme grubunu kapsamaktadır. Genel olarak metalin bir seramik, karbon veya metalik katkı ile sistematik karışımından elde edilirler. Matris alanında, Al, Be, Mg, Ti, Fe, Ni, Co ve Ag gibi bir çok metalik sistem MMK'lerde kullanılmak üzere araştırılmıştır. MMK'ler sürekli veya süreksiz takviye içerirler ve monolitik malzemelerde elde edilemeyen özelliklere sahip olarak üretilebilirler. Diğerlerinden çok üstün olarak en büyük araştırma ve kullanım alüminyum matrisli kompozitler üzerine olmuştur. Metal matrisli kompozitlerin kullanımda sağladığı başlıca avantajlar:

- Yüksek elastik modül ve özgül dayanım
- Gelişmiş yüksek sıcaklık özellikleri
- Metallerin süneklik ve tokluk, seramiklerin yüksek mukavemet ve yüksek modül özelliklerini kombine edebilirler
- Düşük ısı genleşme katsayısı verirler
- Yüksek elektrik ve termal iletkenlik özellikleri
- Daha iyi aşınma direnci
- Yüksek sönümleme kapasitesi olarak verilebilir.

Dezavantaj olarak ise maliyet ve zayıf tokluk verilebilir.

Takviye perspektifinden, tipik olarak kullanılan malzemeler, arzu edilen rijitlik kombinasyonunu, dayanımı ve oldukça düşük yoğunluğu sağlayan seramiklerdir. Aday takviye malzemeleri olarak SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>4</sub>C, TiC, TiB<sub>2</sub>, grafit ve diğer seramikler verilebilir. Bunlara ilaveten, W ve çelik fiberler gibi metalik malzemelerin takviye olarak kullanıldığı çalışmalar da vardır. Takviye malzemesinin morfolojisi, metal matrisli kompozitlerde diğer bir önemli noktadır. Takviye morfolojisinde üç ana sınıf, sürekli fiber, kısa fiber veya whisker ve partikül olarak belirtilmektedir. Takviye morfolojisinin seçimini, arzu edilen özellikler/maliyet kombinasyonu belirler. Genel olarak sürekli fiber takviyeli MMK'ler üstün özellikler sağlarlar ancak en pahalı kompozit grubunu oluştururlar. Kısa fiber ve whisker takviyeli malzemeler, mekanik özelliklerde önemli gelişimler sağlayabilirler ve oldukça düşük maliyetlidirler. Partiküller, karşılaştırmalı olarak daha ortaldadır fakat özelliklerde izotropik artış sağlarlar ve tipik olarak düşük maliyetlidirler.

Metalik matris, takviye malzemesi, takviye morfolojisi, takviye hacim oranı, yönlendirilmesi, matris alaşımı bileşimi ve ısı işlem gibi parametreler üzerinde oynanarak çok geniş bir malzeme kombinasyonu ve sonuçta mekanik özellikler elde edilebilmektedir.

### 3.1 Alüminyum Matrisli Kompozitler

Alüminyum matrisli kompozitler, düşük ağırlık yüksek performanslı alüminyum merkezli malzeme sistemi sınıfına tekabül etmektedir. Takviye malzemesi, alüminyum matrisli kompozitlerde sürekli/sürekli fiberler, whisker veya partiküller olarak %70'e varan hacim oranlarında bulunabilirler (Surappa, 2003). Alüminyum matrisli kompozitlerin özellikleri, endüstriyel uygulamalardaki pozisyonlarına göre uygun matris bileşiminin, takviye ve üretim yönteminin seçilmesi ile uygun hale getirilebilir. Son otuz yıl yapılan yoğun araştırmalar ile seramik takviyelerin içsel ve harici etkilerinin anlaşılmasında gelişme kaydedilmiştir. Son bir kaç yılda, alüminyum matrisli kompozitlerden uzay, otomotiv, savunma sanayi, termal yönetim alanları ve hatta spor ve eğlence alanlarında, yüksek teknoloji yapısal ve fonksiyonel uygulamalarda yararlanılmaktadır.

Takviye edilmemiş malzemeye oranla alüminyum matrisli kompozitlerin başlıca avantajları şunlardır:

- Yüksek dayanım
- Yüksek rijitlik (stiffness-bükülmezlik)
- Düşük yoğunluk (ağırlık)
- Geliştirilmiş yüksek sıcaklık özellikleri
- Kontrol altına alınmış ısı genleşme katsayısı
- Termal/ısı yönetimi
- İyileştirilmiş elektriksel performans
- Yüksek aşınma direnci
- Yığın kontrolü (piston hareketli uygulamalarda)
- Yüksek sönümleme yeteneği.

Alüminyum matrisli kompozitler, alüminyum alaşımı içeren monolitik malzemelerin, demir alaşımlarının, titanyum alaşımlarının ve bazı uygulamalarda kullanılan polimer esaslı kompozitlerin yerini alması amacıyla geliştirilmiştir. Günümüzde alüminyum matrisli kompozitler mühendislik sistemlerindeki monolitik malzemelerden yapılan parçaların yerine kullanılmaktadır. Kompozit malzeme kullanılması düşünülerek yapılacak yeni tasarımlarla elde edilecek hacim ve ağırlık kazançları daha da artacaktır.

Alüminyum matrisli kompozitler takviye tiplerine göre şu şekilde sınıflandırılabilir:

- Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitler
- Whisker veya kısa fiber takviyeli alüminyum matrisli kompozitler
- Sürekli fiber takviyeli alüminyum matrisli kompozitler
- Monofilament takviyeli alüminyum matrisli kompozitler

Alüminyum matrisli kompozitler çeşitli mühendislik sektörlerinde birçok yapısal, yapısal olmayan ve fonksiyonel uygulamalarda denenmiş ve kullanılmıştır. Alüminyum matrisli kompozitlerin tüm bu sektörlerde kullanılmasındaki itici güç; performans, ekonomik ve çevresel avantajlardır. Taşımacılık sektöründe alüminyum matrisli kompozitlerin kullanılmasındaki temel fayda yakıt sarfiyatını, gürültüyü ve havaya karışan emisyon gazlarını azaltmasıdır. Bu sektördeki kullanımın gelecek yıllarda artacağı bir gerçektir (Surappa, 2003).

### **3.2 Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitler**

Partikül takviyeli alüminyum-esaslı metal matrisli kompozitler, yüksek özgül elastik modüle ve dayanıma sahiplerdir. Bu kompozitler genel olarak eş boyutlu, en boy oranı 5'den küçük seramik partiküller içerirler. Seramik takviyeler genel olarak oksitler, karbürler veya boritler olup mevcut yapısal veya aşınma direnci uygulamalarında hacim oranı % 30'dan daha az olarak kullanılmaktadırlar. Bununla beraber, elektronik uygulamalarda takviye hacim oranı % 70 kadar yüksek olabilmektedir.

Partikül takviyeli kompozitler, matris içinde düzenli dağılımlı kuvvetlendirici partiküllerden meydana gelmektedir. En önemli özellikleri; takviyenin hacim oranı ve tipinin istenilen şekilde değiştirilerek fiziksel ve mekanik özelliklerinin ayarlanabilmesidir. Genel olarak, bu malzemeler iyi aşınma ve korozyon dayanımı, yüksek rijitlik, sertlik ve dayanım özelliklerine sahiptirler. Diğer önemli karakteristikleri; ısı genleşme katsayısı (CTE) ve boyutsal kararlılıklarının, takviye tipi, boyutu, morfolojisi ve miktarının kontrolü ile istenen değerlerde elde edilebilmesidir.

Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitler, sürekli fiber takviyeli alüminyum matrisli kompozitler ile karşılaştırıldığında daha ekonomiktir. Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin mekanik özellikleri diğer whisker/kısa, fiber/sürekli, fiber takviyeli kompozitler ile karşılaştırıldığında ikinci planda kalmaktadır. Ancak takviye edilmemiş alüminyum alaşımları ile karşılaştırıldığında daha niteliklidirler. Bu kompozitler yönden bağımsız (izotropik) olduklarından ekstrüzyon, haddeleme, dövme gibi çeşitli ikincil işlemler ile kolaylıkla işlenebilmektedir.

Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitler, yüksek özgül elastik modüle ve dayanıma sahip olduklarından, havacılık-uzay ve otomotiv endüstrisinde geniş ölçüde kullanılmaya başlanmışlardır (Hunt, 2000 ve Yu, 2004).

### 3.3 Takviye Partikül Seçim Kriterleri

Takviyelerin seçimi arzu edilen özellik/maliyet kombinasyonuna göre yapılmaktadır. Takviye hacim oranı, yönlenme ve matris alaşımı bileşimi ile ısıtma işlemleri yardımıyla geniş bir malzeme kombinasyonu ve malzeme özelliği elde etmek mümkündür.

Metal matrise rijit seramik takviyelerin eklenmesiyle elastik modülde artış olmaktadır. Aynı zamanda özgül rijitlik değerini de arttırmaktadır. Birçok yapısal uygulama, öncelikle rijitliği ve bu malzemenin bulunabilirliği göz önünde tutularak tasarlanmıştır. Böylece daha ince bölümler tasarlanabilmekte ve ağırlıkta azalma sağlanabilmektedir. Titreşimin sorun olduğu uygulamalarda da yüksek rijitlik değeri bu soruna çözüm olmaktadır.

Yüksek elastik modüllü takviyelerin eklenmesi ile malzeme dayanımında artış olmaktadır. Burada takviyenin karakteristik özellikleri, morfolojisi ve matris malzemeye bağlanma özellikleri önemlidir. Partikül takviyeli MMK'ler, matris malzemesinin özgül dayanımını, matris malzemesinin özelliğine, takviye tipine ve hacim oranına bağlı olarak iki katına çıkarabilmektedir.

Yorulma dayanımı mekanizması, takviyenin morfolojisi ile takviye-matris arayüzey bağlantısının yapısına göre değişiklik göstermektedir.

Takviye edilmemiş matrise göre seramik takviye malzemelerinin sertlikleri metal matrise etki edebilmektedir. Ancak aşınma dayanımındaki bu artış malzemenin işlenebilirliğini güçleştirebilmektedir.

Tipik seramik takviyeler oldukça düşük ısı genleşme katsayısına sahiptirler. Böylece düşük ısı genleşme katsayılı seramik takviyelerin Al, Mg, Cu gibi yüksek genleşme katsayılı matrislere ilavesiyle bu oranda önemli ölçüde düşüşler gözlenebilmektedir (Hunt, Lloyd ve Jin, 2000).

Seramiklerin partikül olarak mümkün olmalarından bu yana, partikül takviyeli kompozitler için geniş bir potansiyel partikül yelpazesi mevcuttur. Ancak, takviyenin seçimi önerilen kompozitler için gelişigüzel olmayıp bir çok faktör ışığında yapılmalıdır.

#### 3.3.1 Uygulama Yeri

Eğer kompozit, yapısal uygulamalarda kullanılmak üzere tasarlanıyorsa, kompozitin elastik modül, dayanım ve yoğunluğu önemli olacak, yüksek modül ve dayanımda, düşük yoğunluklu takviye gerekecektir. Partikül şekli de önemli olabilmektedir. Köşeli partiküller bölgesel gerilme yığılmalarına sebep olurlar ve sünekliği azaltırlar (Lloyd ve Jin, 2000).

Eğer kompozit, termal uygulamalarda kullanılacak ise ısı genleşme katsayısı (CTE) ve termal iletkenlik önemli olacaktır. Örneğin, Al-esaslı metal matrisli kompozitlerin düşük ısı genleşme katsayılı ve yüksek boyutsal kararlılıkta yapımı takviye fazlarının dikkatli biçimde seçimini gerektirir. Bu fazlar kompozitin ısı genleşme katsayısını düşürecek miktarda eklenmelidir. Bununla birlikte, seramik faz içeriğinin artışı genellikle yumuşama (gevşeme) kararlılığını (mikroplastik deformasyona uğrama direnci) düşürür ve bundan dolayı kompozitin boyutsal kararlılığının da düşmesine yol açar. Bu iki faktör arasındaki dengeyi kurmak Al-esaslı kompozitlerdeki düşük CTE ve yüksek boyutsal kararlılığı elde etmek amacıyla gerekmektedir.

Araştırmacılar, Al-esaslı kompozitlerdeki boyutsal kararsızlığı iki ana faktöre bağlamaktadırlar; (1) artan gerilim ile deformasyon sonucu yumuşama-gevşeme; (2) partikül çevresinde mikroplastik deformasyon sonucu yumuşama-gevşeme, değişken termal şartlar altında gözlenen fazların termofiziksel özelliklerinin değişimiyle sonuçlanmıştır (Smagorinski, 1998).

### 3.3.2 Üretim Yöntemi

Kompozit üretimi için iki genel metod mevcuttur:

- Toz metalurjisi
- İngot metalurjisi

Toz metalurjisi yönteminde matris alaşımı tozları takviye partiküller ile homojen karışım verecek biçimde harmanlanır. Bunu elde etmek için, metal ve seramik tozlarının boyutları dikkatlice seçilmelidir. Aksi takdirde karıştırma sonrası yığılma olacak ve nihai ürüne olumsuz etki edecektir.

İngot metalurjisi ile kompozit üretimi durumunda ise bir çok farklı yol vardır. Bu yöntemlerin bazılarında seramik partiküllerin ergimiş alaşım matrisi ile teması söz konusudur ve reaksiyon ile sonuçlanır. SiC, termodinamik olarak bir çok ergimiş alüminyum alaşımında kararsız olduğundan alüminyum karbür oluşturmak üzere reaksiyona girer. Takviyenin reaksiyona girmesi kompozit özelliklerini zayıflatır. Dolayısıyla takviyenin matris alaşımına, üretim zamanı ve sıcaklığına göre seçilmesi uygun olacaktır. Takviye partikülünün boyutu keza önemlidir. Kaba partiküllerin ergiyik ile birleşmesi genelde kolaydır. Büyük partiküller yerçekimine hassas olduklarından çökerek segregasyona neden olurlar. Ancak, ince partiküller ergiyeğin viskozitesini arttırarak üretimi güçleştirir. Çoğu ergiyik metal prosesinde kullanılan seramik partiküllerin boyutu 10-20µm aralığındadır (Lloyd ve Jin, 2000).

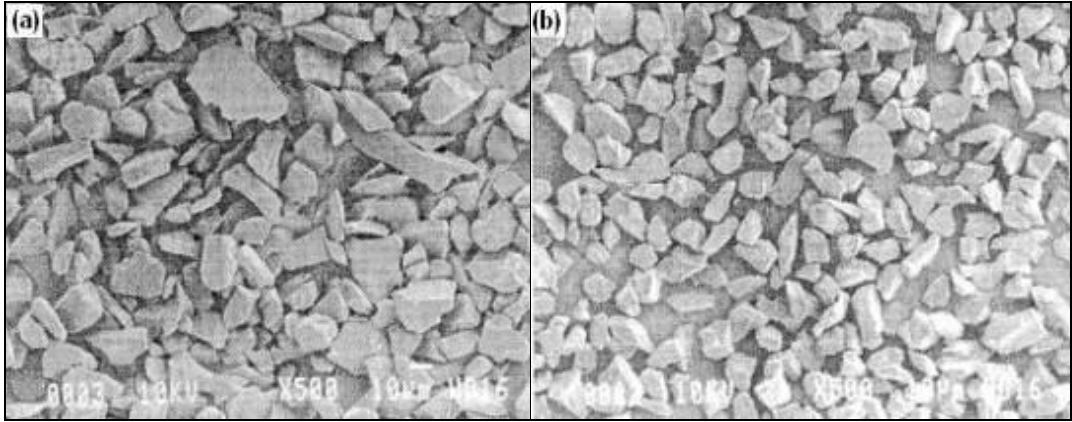
### 3.3.3 Maliyet

Partiküllerin kullanılmasındaki ana neden kompozitin maliyetini düşürmektir. Partikül takviyeler değişik şekil ve boyutlarda, istenilen miktarda, düşük fiyatlı olarak bulunabildiklerinden caziptirler.

Bu hususlar ışığında, iki tip takviye sahip oldukları özellikler ile en fazla dikkate alınmaktadır. Bu takviyeler Çizelge 3.1’de özellikleri verilen SiC ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>’tür. Bu takviyelerin morfolojileri ise Şekil 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1 SiC ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyelerinin başlıca özellikleri

| Partikül                       | Modül (Gpa) | Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> ) | Isıl Genleşme Katsayısı (1/K) | Özgül Isı (J/kgK) | Isıl İletkenlik (W/mK) | Poisson oranı |
|--------------------------------|-------------|-------------------------------|-------------------------------|-------------------|------------------------|---------------|
| SiC                            | 420-450     | 3.2                           | $4.3 \times 10^{-6}$          | 840               | 10-40 (1100°C)         | 0.17          |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 380-450     | 3.96                          | $7.0 \times 10^{-6}$          | 1050              | 5-10 (1000°C)          | 0.25          |



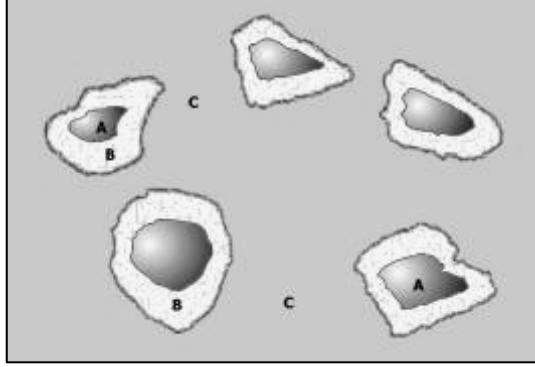
Şekil 3.1 İki farklı tür takviye malzemesinin morfolojileri (a) SiC ve (b) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Lloyd ve Jin, 2000)

Takviyelerin seçimi arzu edilen özellik/maliyet kombinasyonuna göre yapılmalıdır. Genel olarak, sürekli fiber takviyeli MMK’ler en gelişmiş özellikleri sağlarlar ancak çok pahalıdır. Kısa fiber veya whisker’lar ise daha düşük maliyet ile önemli ölçüde özelliklerin iyileşmesini sağlayabilirler. Partiküller ise bir dereceye kadar daha orta seviyede ancak yön-bağımsız özelliklerin artışı sağlar ve de en düşük maliyettedirler.



### 3.4 Matris-Takviye Etkileşimi

Kompozit malzemelerde arayüzey, merkezi bir öneme sahiptir. Partikül ile matris arasındaki etkileşim sonucu bir arayüzey teşekkül etmektedir (Şekil 3.2). Matris ve takviye arasındaki reaktiflik, üretim süreci ve kompozitin nihai özelliklerine etki ettiğinden dolayı önemlidir. Matris ve takviye arasındaki reaksiyon aynı zamanda matris alaşımını metalurjik olarak da etkilemekte, alaşımın ergime noktası ve dayanımı gibi özelliklerini değiştirmektedir.



Şekil 3.2 Partikül takviyeli kompozitlerde üç bölgenin şematik gösterimi; A partikül, B arayüzey, C matris

MMK malzemelerin üretimindeki temel zorluk, takviye-matris arasındaki zayıf ıslatma veya diğer bir deyişle bağlanmadır. O halde matris ve partikül arasındaki ıslatma özelliğini arttırmak önemli bir hedef olmaktadır. Özellikle metal matrisli kompozitlerde zayıf ıslatma önemli bir sorundur. ıslatma özelliğini geliştirmek için:

- Takviyenin kaplanması
- Takviye partiküllerin ısıtılma işlemi sokulması
- Matrisin Mg, Ca, Li veya Na ile modifikasyonu

gibi işlemler uygulanabilmektedir. Kaplama yapılması oldukça pahalı bir yol olduğundan ısıtılma işlemi tercih edilmektedir.

Seramik partiküllerin, ergiyik metal tarafından ıslatma özelliği bir çok değişkene bağlıdır:

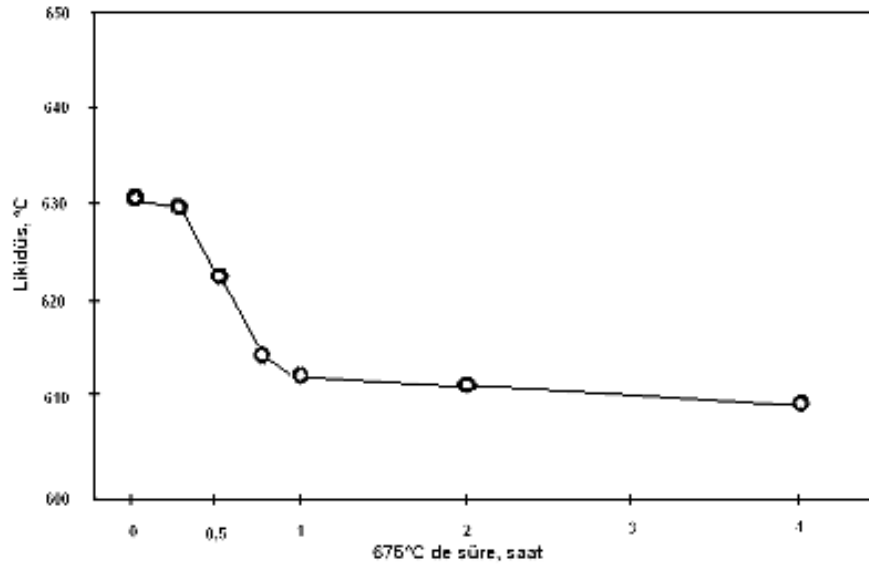
- Sıcaklık ve temas süresi
- Arayüzeydeki kimyasal reaksiyon
- Oluşum ısısı ve stokiometri
- Seramik fazdaki valans elektron konsantrasyonu

Yüksek sıcaklık ve uzun temas süresi, matris-takviye arayüzeyinde oluşan reaksiyonlardan dolayı ıslatma özelliğini geliştirir. Aynı zamanda seramik partiküllerin temas açısını da azaltır. ıslatmanın olabilmesi için temas açısının 90°'den küçük olması gerekmektedir.

Seramik faz ile ergiyiğin birbiri ile yapışma özelliği, karbürlerin oluşum ısısının artması ile azalmaktadır. Stabil karbürlerin yüksek oluşum enerjisi kuvvetli interatomik bağlantılar gösterir, sonuçta ergiyik ile zayıf etkileşim oluşur. Bundan ötürü, yüksek enerji seviyesi oluşarak zayıf ıslatma söz konusu olur.

Yüksek valans elektron konsantrasyonu genel olarak karbürlerde düşük stabilite yarattığından ıslatma özelliğinde azalma meydana gelir.

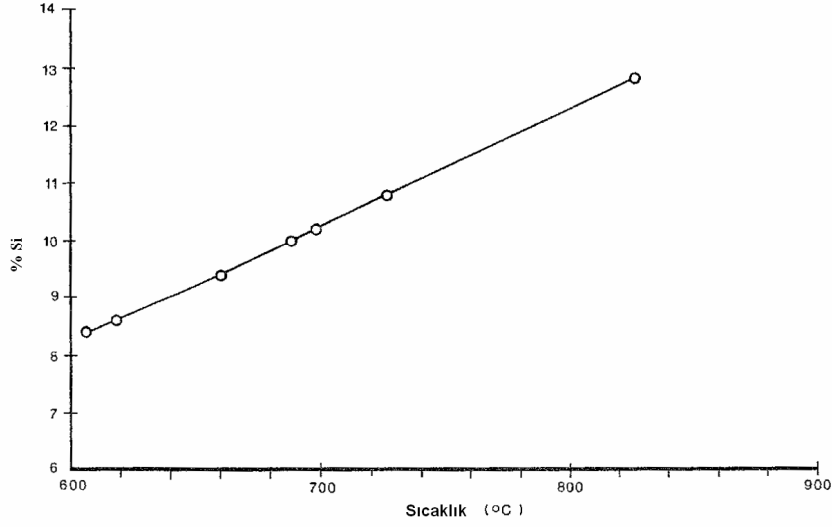
Termodinamik kararlılık, özellikle alüminyum ve magnezyum alaşımlarında olmak üzere bir çok takviye ile gözden geçirilmiştir. Alüminyum alaşımlarında, SiC termodinamik olarak kararsız olup, ergime sıcaklığının üzerinde matrisin silisyum seviyesinin artışıyla alüminyum karbür ( $Al_4C_3$ ) oluşturmaktadır. Şekil 3.3’de, Al-Mg-Zn matrisli 7075/SiC/15p\* kompozitinde, reaksiyonun ilerlemesiyle silisyum miktarının artışı ve kompozitin ergime noktasının azalışı görülmektedir. Alüminyum karbür oluşumu matrisde yüksek miktarda silisyum kullanımıyla önlenebilmektedir (Şekil 3.4). Dolayısıyla matris ile takviye arasında uzun temas süresi gerektiren yöntemlerde yüksek silisyumlu alüminyum alaşımı kullanmak yararlı olacaktır. Katı hal ile birleştirmede kullanılan toz yöntemlerinde, alüminyum karbür oluşumu etken değildir, çünkü silisyum karbür oluşumu solidüs (katı alüminyum) eğrisinin altında kararlıdır. Ancak, metod eğer sıvı faz sinterlemesi içeriyorsa potansiyel bir reaksiyon söz konusudur.



Şekil 3.3 7075/SiC/15p kompoziti için 675°C’de zamanla ergime noktasının düşmesi

\* 7075/SiC/15p: Matris/Takviye/Hacim oranı

P: partikül, Aluminum Association’a göre MMK malzeme gösterimi



Şekil 3.4  $Al_4C_3$  reaksiyonunun engellenmesi için, değişik sıcaklıklardaki silisyum miktarı

Diğer karbürler, boron karbür ve titanyum karbür gibi, bunlar da ergimiş alüminyum içinde kararsızdır, fakat karışık biçimlerde reaksiyona girerler.

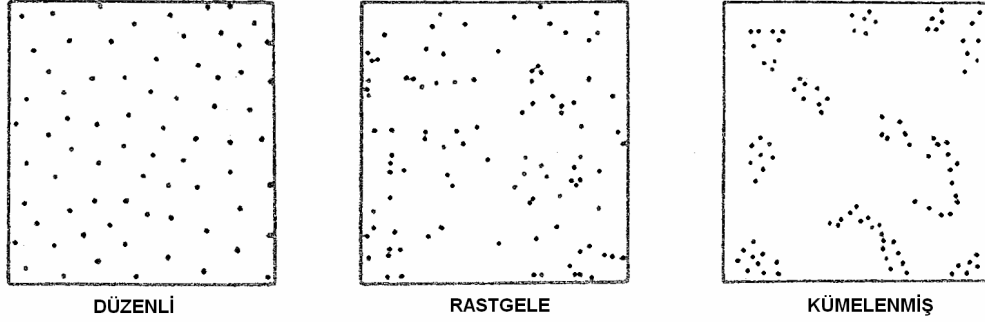
Magnezyumun kararlı karbürü olmadığından seramik karbürler saf magnezyum içinde kararlıdır. Ancak, bir çok magnezyum alaşımının içinde barındırdığı alüminyum ile temas süresinin uzaması nedeniyle karbür oluşturabilmektedir.

Alüminyum oksit, saf alüminyum içinde kararlıdır, ancak Al-Mg alaşımı içinde magnezyumla reaksiyona girer.

Alışılmamış bir durum olarak  $Al_2O_3$  takviyeli kompozitler için kimyasal reaksiyon rapor edilmiştir (Dixon ve Lloyd, 1996). Az miktarda stronsiyumun kompozit üretimi esnasında alüminyum alaşımı ergiyiğine eklenmesiyle, ergiyik içindeki sodyum seviyesi çok yüksek değerlere ulaşmıştır. Bu durum, iyon değişimi ile yani ergiyik-partikül arayüzeyinde stronsiyumun sodyum ile yer değiştirmesi ile açıklanmaktadır. Bu sonuçlar, matris alaşımı-takviye kombinasyonunun seçimini açıkça sınırlandırmaktadır.

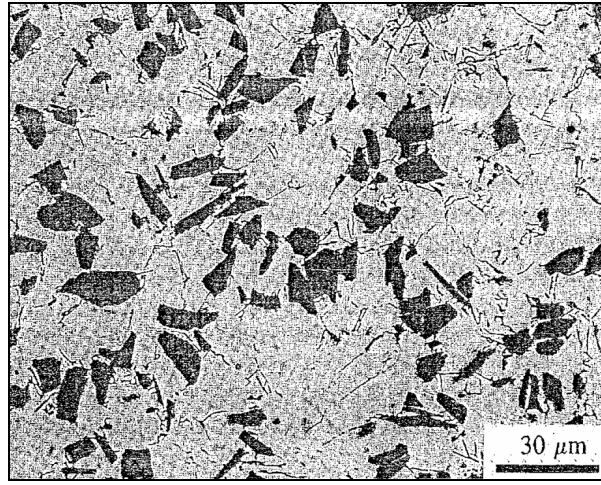
### 3.5 Takviyenin Dağılımı

Basit olarak üç tip partikül dağılımından söz edilebilir. Bunlar; düzenli, rastgele ve kümelenmiş dağılımlar olarak daha sonraki açıklamalarda yardımcı olması bakımından şematik olarak Şekil 3.5’de gösterilmiştir.



Şekil 3.5 Farklı partikül dağılımları

MMK'lerde tipik bir kümelenmiş partikül dağılımı Şekil 3.6'da gösterilmiştir.



Şekil 3.6 Kümelenmiş tipik MMK mikroyapısı (A356/SiC/15p) (Boyd ve Lloyd, 2000)

Rastgele ve kümelenmiş dağılımı çoğu zaman ayırt etmek zor olmaktadır. Bu durumu netliğe kavuşturmak için Poisson dağılımı eşitliğinden sıkça faydalanılmaktadır (Eşitlik 3.1).

$$F(\lambda) = 2\pi N_A \lambda \exp(-\pi N_A \lambda^2) \quad (3.1)$$

Eşitlikte,  $N_A$  belirli bir alandaki ortalama nokta sayısı,  $\lambda$  ise en yakın komşu noktaya olan mesafedir.

Poisson dağılımında, beklenen ortalama ve sapma değerler ise şu eşitlikler ile verilir.

$$E(\lambda) = 1/[2(N_A)^{1/2}] \quad (3.2)$$

$$E(S^2) = (4 - \pi)/(4\pi N_A) \quad (3.3)$$

Kümelenmiş dağılım, rastgele dağılıma göre tanımlanmıştır. Örneğin, gözlenen ortalama en yakın komşuya olan mesafenin beklenen değere oranı Q ve gözlenen sapmanın beklenen sapmaya oranı R olmak üzere değişik dağılımlar şu şekilde ayırt edilebilmektedir.

|                             |     |     |
|-----------------------------|-----|-----|
| Rastgele                    | Q=1 | R=1 |
| Düzenli                     | Q>1 | R<1 |
| Kümelenmiş                  | Q<1 | R<1 |
| Rastgele üst üste kümelenme | Q<1 | R>1 |

Rastgele dağılımdan başlanırsa, kümelenme başlangıçta en yakın komşu partikül arası mesafede geniş dağılım göstermektedir ( $R>1$ ), bununla birlikte, tüm partiküller kümelendiğinde dar bir dağılımla ( $R<1$ ) sonuçlanmaktadır (Boyd ve Lloyd, 2000).

Kompozitin mekanik özellikleri, üretim yönteminin bir fonksiyonu olarak takviye partiküllerinin dağılımına bağlıdır. Bununla birlikte, takviye edilmemiş alaşımların, tane yapısı gibi diğer mikroyapısal özelliklerinin de kontrol edilmesi gereklidir.

Ergitme yoluyla üretilen kompozitlerde, takviyenin dağılımı birçok faktöre bağlıdır:

- karıştırmanın bir sonucu olarak sıvıdaki dağılım;
- karıştırma sonrası ancak katılaşmadan önceki sıvıdaki dağılım;
- katılaşmanın bir sonucu olarak yeniden dağılım.

Karıştırma işlemi sırasındaki dağılım, kullanılan karıştırma yöntemine bağlı olacaktır. Mümkün olduğu kadar gaz içermeyen ve homojen dağılım gösteren yapıyı sağlamak esastır. Yapıya sızan gaz, takviye partiküllerin çevresinde toplanarak boşlukların oluşmasına yol açacaktır.

Karıştırma sonrası ve katılaşmadan önce, yerçekimi etkisiyle partiküller segregasyon oluşturacaktır. Oldukça yüksek partikül hacim oranlarında ve partikül boyutlarında yerleşme yani oturma engellenecektir:

$$v_c = v_o (1 - c)^p \quad (3.4)$$

burada  $v_c$  partikül hızı,  $v_o$  Stokes hızı,  $c$  partikül konsantrasyonu,

[ $Re<0.2$ ] için  $p=4.65+19.5(d/D_c)$

[ $0.2<Re<1$ ] için  $p=4.35+17.5(d/D_c)Re^{-0.03}$  olup

$d$  partikül çapı,  $D_c$  ise kabın çapı ve  $Re$  ise Reynold Sayısı'dır.

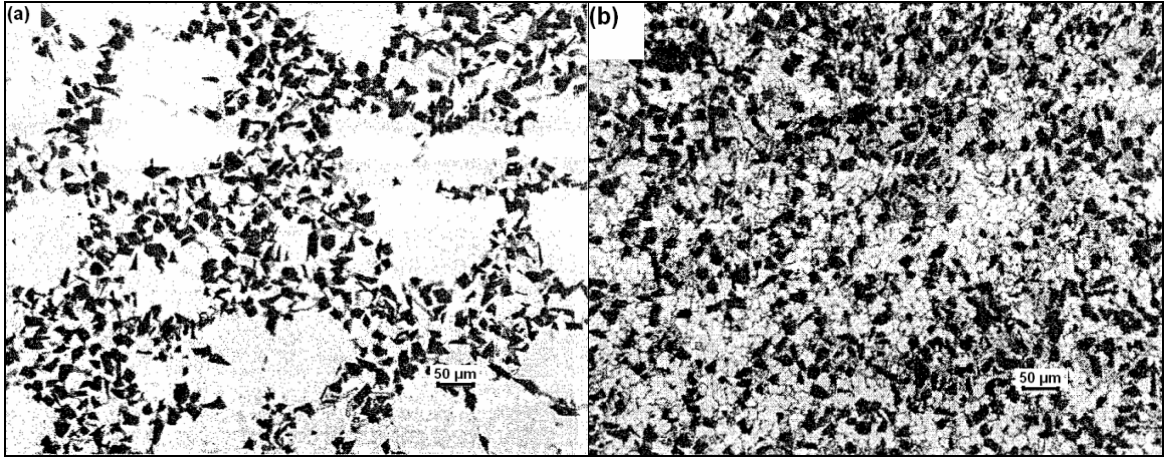
Stokes hızı da şu şekilde formüle edilmiştir:

$$v_o = \frac{2d^2g(\rho_p - \rho_l)}{9\eta} \quad (3.5)$$

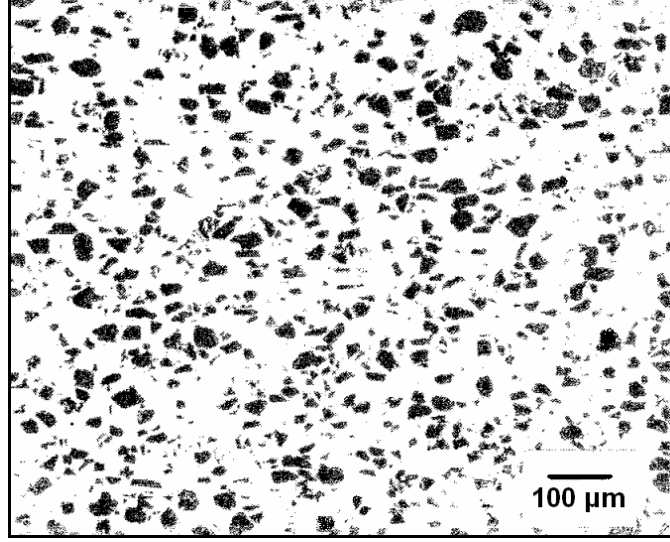
burada  $g$  yerçekimi sabiti,  $\rho_p$  takviye partikülün yoğunluğu,  $\rho_l$  ise sıvının yoğunluğu ve  $\eta$  de sıvının viskozitesidir.

Yerleşme hızı, partikül yoğunluk ve boyutunun bir fonksiyonu olacak, aynı zamanda partikül şekli de rol alacaktır. Farklı şekil ve boyuttaki partiküllerin yerleşmesi değişik oranlarda olacaktır. Bu değişik oranlar sonucu aglomerasyon kaçınılmaz olacaktır ve bu durum partiküllerin demetler şeklinde dağılımını sağlayacaktır.

Takviye dağılımını etkileyen üçüncü faktör ise katılaşma prosesinin kendisinden ibarettir. Takviye partikülleri genellikle birincil katılaşma fazına (alüminyum dendritleri) çekirdeklenmezler. Bununla beraber bazı hiperötektik sistemlerde katılaşma çekirdeklenmesi meydana gelebilir. Eğer katılaşma çekirdeklenmesi oluşmaz ise takviye partikülleri katı-sıvı arayüzeyinden sıyrılarak en son katılaşan interdendritik bölgeye yığılırlar. Partikül segregasyonu, yüksek soğutma hızlarının uygulanmasıyla minimuma indirilebilir (Şekil 3.7). Ekstrüzyon veya haddeleme gibi ikincil işlemler ile belli ölçüde homojenize yapı elde edilebilir (Şekil 3.8) ve böylece kompozitin kopma uzamasında artış sağlanabilir (Lloyd ve Jin, 2000).



Şekil 3.7 Takviye partikül dağılımına katılaşma hızının etkisi: (a) Düşük katılaşma hızı, hassas döküm (b) Hızlı katılaşma, basınçlı döküm (Lloyd, 1994)



Şekil 3.8 Ekstrüzyon sonunda partikül dağılımı (Lloyd, 1994)

### 3.6 Tane Yapısı

İşlenen alaşımlı kompozitler üretim sonrası bir takım ısıt işlemlerden geçmektedirler ve rekristalizasyon da bu ısıt işlemler esnasında oluşmaktadır. 1μm den büyük partiküller, deformasyon alanı oluşturarak yeniden kristalleşen çekirdeğin üretilmesinde yeterlidir. Ancak partiküllerin birbirine oldukça yakın yerleşmeleri rekristalizasyon için engel oluşturacaktır.

Rekristalizasyon,  $V_p/d > 0.1 \mu m$  ise engellenecektir. Burada  $V_p$  partikül hacim oranı,  $d$  ise partikül boyutudur. Bu değerde bir çok ticari kompozit mevcuttur.

Yeniden kristalleşen kompozitin tane boyutu her bir  $d$  çaplı partikülün, dairesel bir  $D$  tanesi için, bir çekirdek olarak etki ettiği düşünülerek hesaplanabilmektedir.

$$D = d \left[ \frac{(1 - V_p)}{V_p} \right]^{1/3} \quad (3.6)$$

Sınırlı tane boyutu ise  $2d / 3V_p$  dir.

Yapılan bir deneysel çalışmaya göre, 2014 /  $Al_2O_3$  / 20p, Al-Cu matrisli kompozitte,  $Al_2O_3$  partiküllerinin çekirdeklenmeyi teşvik ettiği, rekristalizasyonu hızlandırarak, rekristalizasyon sıcaklığını düşürdüğü gözlenmiştir (Ferry ve Munroe, 1995). Neticede, 15μm boyutlu eşeksenli tanenin, kompozitin 500°C’de 150 saat kadar bekletilmesinden sonra boyutunun sadece 17μm’ye çıktığı gözlenmiştir. Bu çalışma yukarıdaki (3.6) eşitliğini doğrulamaktadır. Takviye partiküllerinin yüksek hacim oranı, tane boyutunu stabilize etmekte oldukça etkilidir.

Akma dayanımı Hall-Petch eşitliğine göre, tane boyutuna bağlıdır. Dolayısıyla ince tane boyutlu kompozitlerin dayanımı da daha yüksektir. Alüminyum alaşımları düşük Hall-Petch eğimine sahiptirler. 10 $\mu$ m ve altındaki tane boyutu ile dayanımda önemli bir etki gerektirecektir. Fakat takviyeli işlenmiş magnezyum alaşımlarında tane boyutu güçlendirmesi, büyük Hall-Petch eğiminden dolayı çok önemli olabilmektedir (Lloyd ve Jin, 2000).



#### 4. PARTİKÜL TAKVİYELİ METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Partikül takviyeli metal matrisli kompozitlerin başlıca üretim yöntemleri şu şekilde gruplandırılabilir:

- Katı-hal prosesi
  - › Toz metalurjik (TM) yöntem
- Sıvı-hal prosesleri (Ergiyik metal yöntemleri)
  - › Karıştırma
  - › Yarı-katı döküm
  - › Basıncılı-basıncısız infiltrasyon
  - › Sprey çöktürme
  - › In-situ yöntemi

İlk zamanlar seramik partikülleri metalik ergiyik içinde birleştirmek için yapılan girişimlerin başarısı, metallerin seramik partikülleri ıslatmaması ve dolayısı ile partiküllerin ergiyik içinden sıyrılmaları nedeniyle sınırlanmıştır.

Genel olarak, ergimiş alüminyum, tipik döküm sıcaklıklarında ( $< 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) bir çok seramik partikülü ıslatmaz. Ergiyik metal yöntemleri, birtakım mekanik enerjilerin uygulanarak ıslatma açısı eksikliğinin üstesinden gelmek suretiyle ıslatma davranışını geliştirmektedirler.

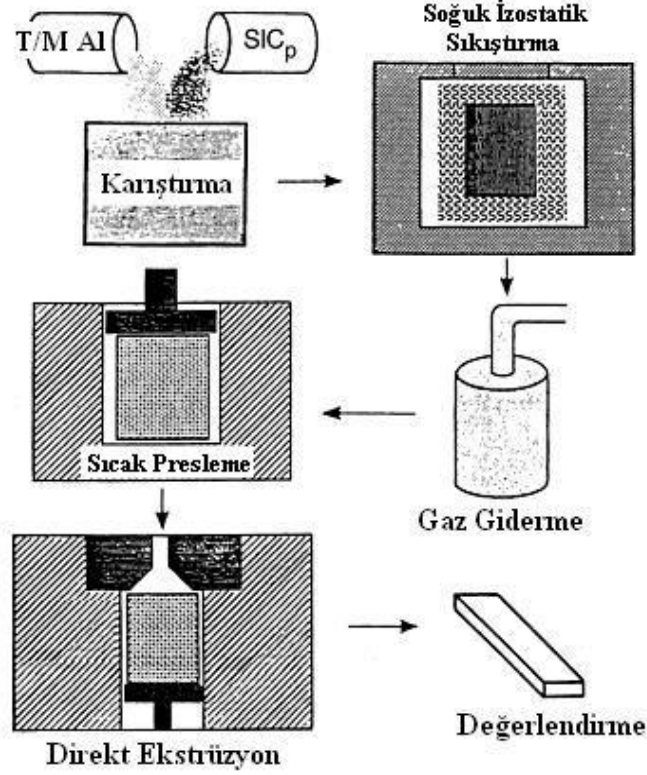
##### 4.1 Toz Metalurjik Yöntem

Toz metalurjik yöntemde, inert gaz ile atomize edilmiş Al-alışımı ve takviye partikül kuru olarak karıştırıcı yardımıyla karıştırılır ve soğuk olarak sıkıştırılır. Gaz giderme işleminin ardından sıcak presleme ve talaşlı veya plastik şekil verme işlemleri uygulanır. Matris malzemesinin toz boyutu genellikle  $20\text{-}40\text{ }\mu\text{m}$  kadardır. Homojenitenin sağlanması açısından harmanlama işlemi önem arzeder.

Metal tozları, hidrat oksitli film ile kaplı olabilirler. Sıkıştırma işlemi öncesi su moleküllerinin, sonuçta oluşacak gaz porozitesini ortadan kaldırmak için yapıdan uzaklaştırılması gerekir. Sıcak presleme ile kompozit % 95 yoğunluk üzerinde pekleştirilir.

Sıvı faz sinterlemesinde yoğunlaştırmanın kinetiği daha yüksektir. Ancak bu durum, partikül ile metal arayüzeyinde daha fazla istenmeyen intermetalik reaksiyonların oluşması nedeniyle bir dezavantajdır. Sıvı faz sinterlemesi ayrıca hızlı katılaştıran faz partiküllerinin mikroyapısını da bozarak ergiyik bölgelerde kaba ötektik intermetalik fazlar oluşturabilir.

Al-SiC<sub>p</sub> kompozitinin toz metalurjik yöntem ile üretiminin işlem kademeleri şematik olarak Şekil 4.1’de verilmiştir.



Şekil 4.1 Toz metalurjik (TM) yöntemde üretim aşamaları (Schwartz, 2001)

Toz metalurjik yöntemin sağladığı başlıca avantajlar şu şekilde verilebilir:

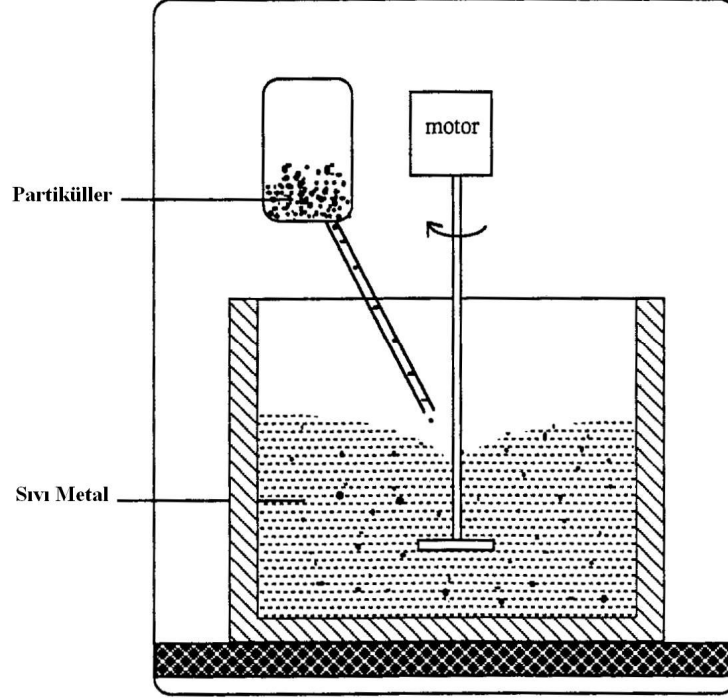
- Herhangi bir metal alaşımı matris malzemesi olarak kullanılabilir
- Herhangi bir takviye kullanılabilir
- Sonuçta yüksek hacim oranlı kompozit üretilebilir.

TM yöntemde hızlı katılan dengersiz alaşımlar matris malzemesi olarak kullanılabilir. Bu durum özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılacak kompozitler bakımından önemlidir. Katı hal işlemi ile takviye matris arasındaki reaksiyonlar en aza indirildiğinden herhangi bir takviye kullanılabilir. Yüksek hacim oranlı kompozitlerin üretilmesiyle malzemenin elastiklik modülü yükselir ve kompozitin ısı genleşme katsayısını düşürür.

Toz metalurjik yöntemde başlıca dezavantaj; tozların reaktif olabileceği ve bu durumun patlama riski doğuracağıdır. Ayrıca yöntemin aşamaları kompleks, ürün formu ve şekli sınırlı ve üretimi pahalıdır.

#### 4.2 Karıştırma Yöntemi

Karıştırma yönteminde mekanik bir pervane yardımıyla yaratılan girdap (vorteks) etrafından partikül takviyelerin ergiyik metal içine ilave edilmesi söz konusudur. Şekil 4.2’de bu yöntemde kullanılan mekanik bir karıştırma sistemi gösterilmektedir.



Şekil 4.2 Mekanik karıştırma sistemi (Michaud, 1993)

Mg gibi yüzey aktifleştirici elementlerin veya metal ile kaplanmış katı partiküllerin ilavesi yöntemin ilerleyişine yardımcı olmaktadır.

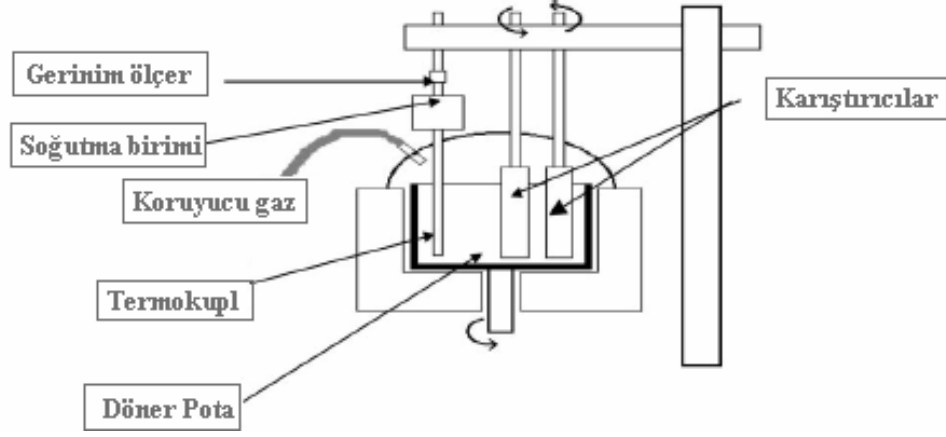
Bu yöntemin kullanılmasındaki sebeplerin başında tüm konvensiyonel metal imal ve işlem yöntemlerinin uygulanmasının mümkün oluşu ve dolayısıyla maliyetlerin düşmesidir. Bu yöntemde karşılaşılan problemler ise:

- Partikül ergiyik arasındaki reaktivite
- Partikül segregasyonu
- Takviye hacim oranının sınırlı olmasıdır (Lloyd ve Jin, 2000).

#### 4.3 Yarı-Katı Döküm Yöntemi

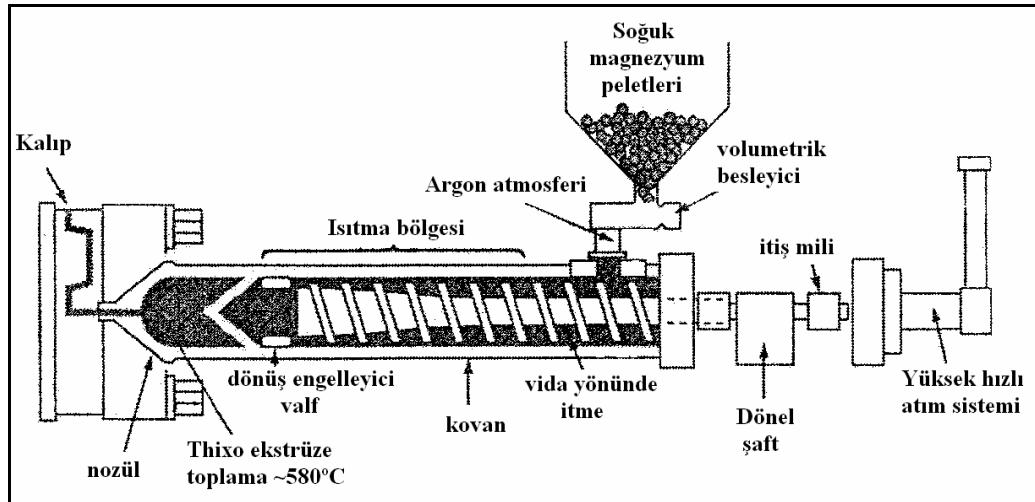
Bu yöntemde takviye partiküller, şiddetlice çalkalanan yarı-katı bulamaç içine katılarak kompozit malzemenin üretimi gerçekleştirilir. Metalin ergime ve katılma sıcaklığı arasında tutulan alaşımın bulamacında oluşan önötektik faz arasında mekanik olarak takviye partiküller

hapsedilmektedir. Partiküllerin bulamaç içinde kalma sürelerinin artışı ile ıslatma özelliği ve yüzeyde oluşan kimyasal reaksiyonlardan dolayı bağlanmada artış meydana gelir. Şekil 4.3’de, metal matrisli kompozitlerin yarı-katı döküm yöntemi ile üretim sistemi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.3 Yarı-katı döküm metodu ile MMK üretim sistemi (Koren vd., 2002)

Farklı bir yarı-katı döküm yöntemi Thixomat Inc. tarafından magnezyum matrisli kompozitler için geliştirilen Thixo-kalıplama yöntemidir. Bu yöntem şematik olarak Şekil 4.4’de gösterilmiştir. Bu prosede, soğuk magnezyum peletleri, takviye partiküller ile birlikte, sisteme verilerek alaşımın yarı-katı aralığı içine ısıtılarak beslenmektedir. Bu yöntemde yarı-katı kompozit % 65’in üzerinde itilerek üretilebilmektedir. Vidanın ileri geri hareketi için yüksek hızlı atım sistemiyle, tiksotropik bulamaç kalıp içerisine yüksek hızda ve basınçta ilerler. Vida bir sonraki bulamaç atımı için geri çekilir. Sistemin ısıtılması direnç ve indüksiyon ısıtıcıları ile yapılmaktadır. Sıcaklık magnezyum alaşımı için 550-580°C aralığında tutulmaktadır. Bu metod kullanılarak AZ91 alaşımı  $Al_2O_3$ , SiC ve  $B_4C$  ile takviye edilmiştir (Carnahan vd., 1990). Bu yöntemde kompozit malzeme üretimi ve parça yapımı tek proseste kombine edilmiştir.



Şekil 4.4 Thixo-kalıplama prosesi (Thixomat Inc.)

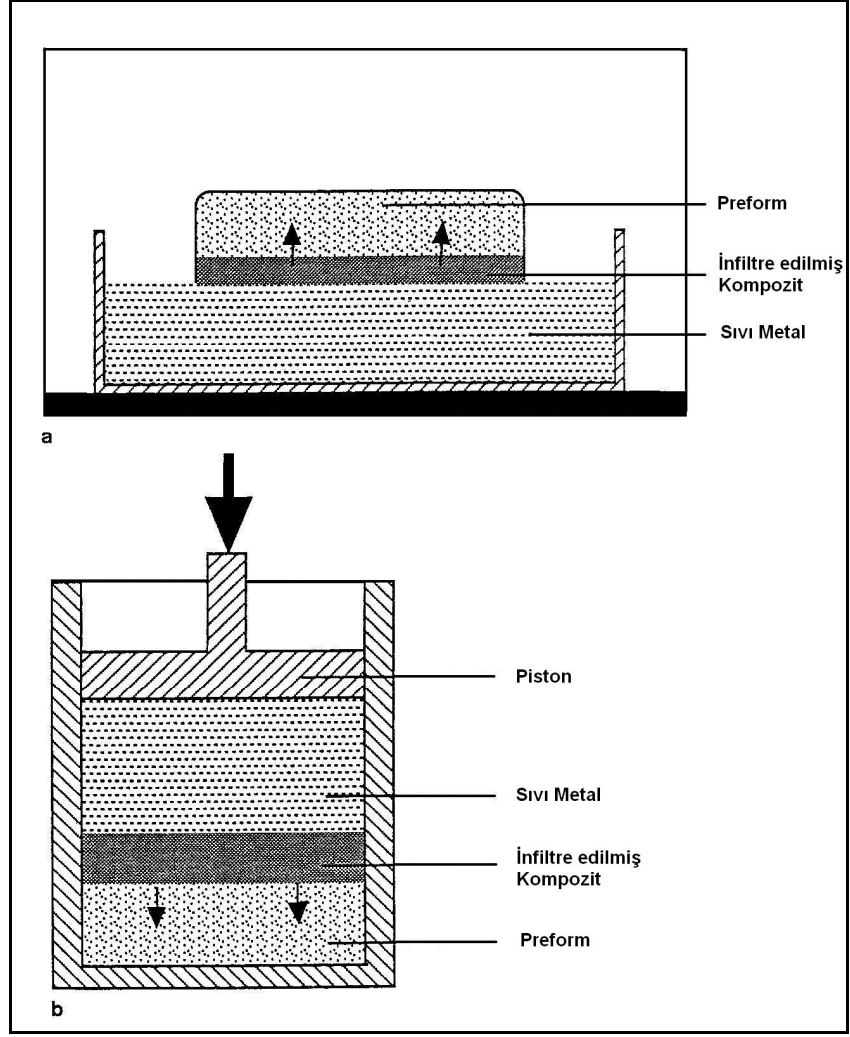
#### 4.4 Basıncılı-Basıncsız İnfiltrasyon Yöntemi

İnfiltrasyon yöntemi, takviye edilecek gözenekli yapının kalıp içinde tutularak ergiyik metalin açıklıklardan geçecek şekilde gözenekleri kompozit üretmek üzere doldurmasını kapsamaktadır. İnfiltrasyon yönteminin her iki durumdaki örneği Şekil 4.5’de verilmiştir.

Bu yöntemler yeni olmayıp; sıvı-metal infiltrasyonu toz metalurjisinde demir ve çelikten gözenekli metal parçaları bakır ile güçlendirmek üzere yıllardır kullanılmaktadır. Burada katı metalin sıvı metal ile infiltrasyonu ve seramik malzemelerin sıvı metal ile infiltrasyonu arasındaki ana fark ıslatma hususudur. İkinci durumda, sıvı metal kendi başına genellikle takviyeyi ıslatmaz. Bu nedenle preforma dışarıdan bir kuvvet uygulanmak suretiyle bu engel aşılmış olur (Michaud, 1993).

Basıncılı infiltrasyon tekniği, önceden takviye partiküllerinden hazırlanıp şekillendirilmiş preforma ergiyik metalin basıncılı olarak infiltre edilmesi esasına dayanır. Buradaki işlem ile bir “master kompozit” üretilir. Master kompozit %50 oranında takviye içermektedir. Daha sonra master kompozit ergiyik metal içersine atılarak karıştırma yardımıyla seyreltme işlemi yapılabilir. Master kompozitin sahip olduğu yüksek viskozite nedeniyle dispersiyonu zordur. Master kompozit oldukça düşük poroziteye sahiptir. Bu yöntem ile yüksek takviye hacim oranlı kompozit malzeme imal edilebilir.

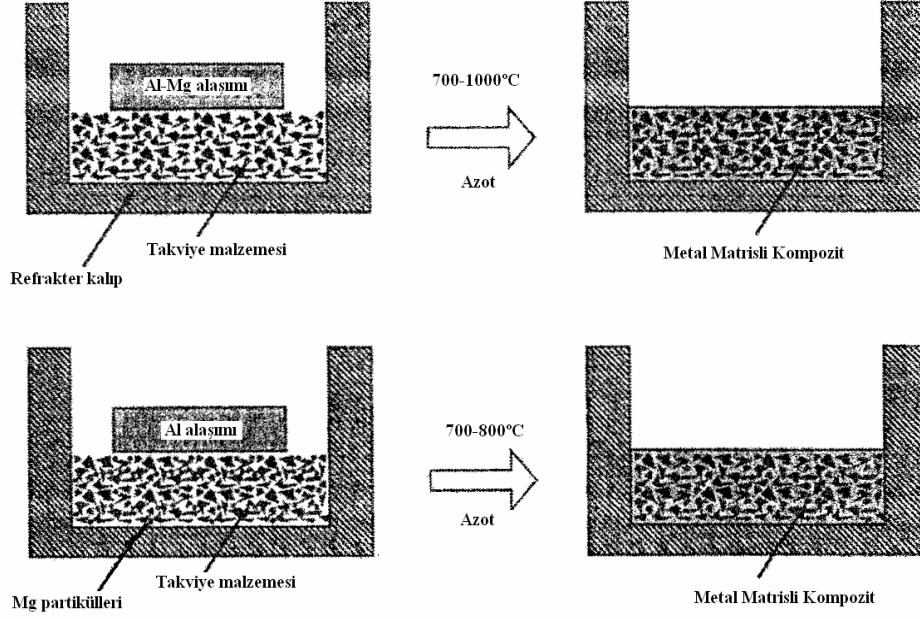
Basınçlı infiltrasyon tekniğinin sağladığı avantaj, yüksek takviye hacim oranlı kompozit malzemenin üretilmesidir ve master kompozit oldukça düşük poroziteye sahiptir. İnfiltrasyonun gerçekleştiği bölme, kalıp olarak rol alabilir ve net şekle yakın ürün elde edilebilir.



Şekil 4.5 İnfiltrasyon tekniğinin şematik görünümü: (a) basınçsız, (b) basınçlı infiltrasyon (Michaud, 1993)

Ergiyik metal proseslerinden biri de Primex basınçsız infiltrasyon tekniğidir. Bu tekniğin iki versiyonu bulunmaktadır. İlk versiyonda, seramik tozlarının bulunduğu yatak Al-Mg alaşımı ile, basınç uygulanmaksızın, azot atmosferi altında infiltre edilir. Bu proses yüksek sıcaklık gerektirir ve infiltrasyon hızı oldukça yavaştır. Prosesin verimi, ikinci versiyonda olduğu gibi (Şekil 4.6), magnezyum tozlarının seramik yatak ile birleştirilmesiyle geliştirilebilir.

Bu yöntem ile kompozit malzeme, yüksek hacim oranlı ve net şekle yakın olarak doğrudan üretilmektedir.

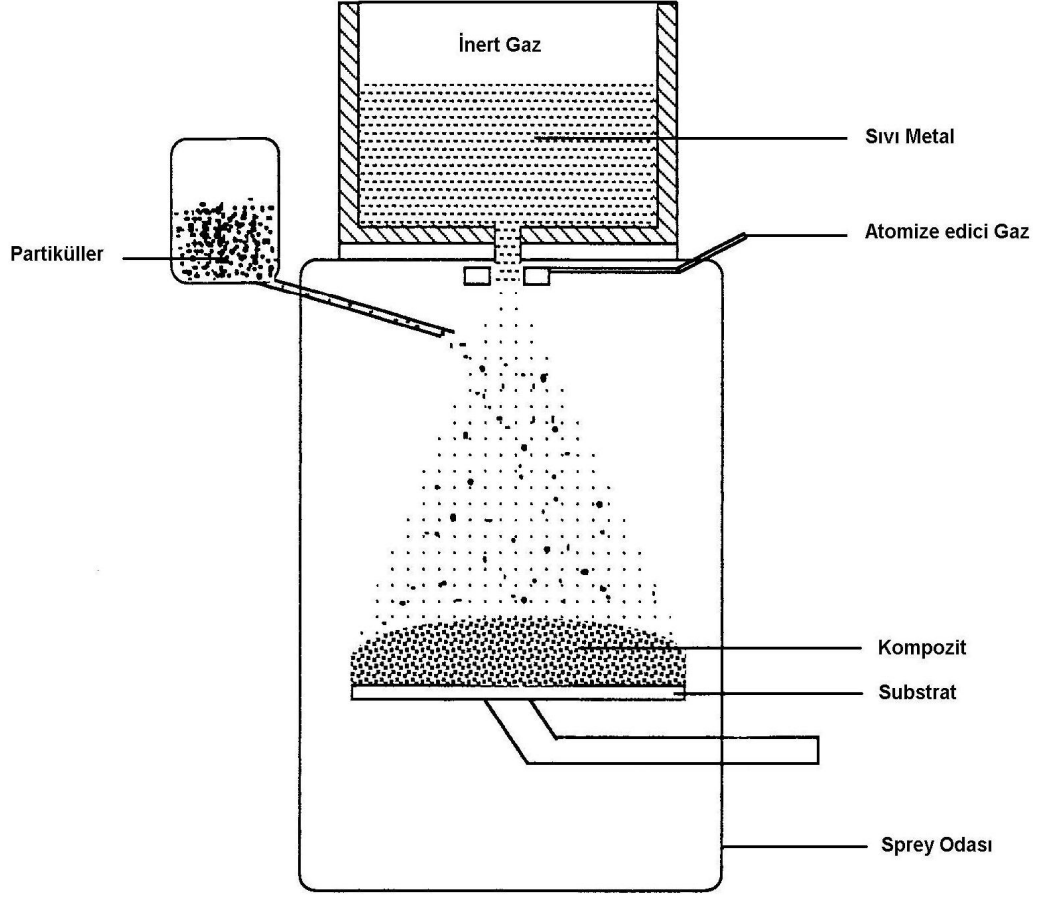


Şekil 4.6 Primex basınçsız infiltrasyon tekniği (Lanxide Corporation)

1µm kadar ince taneli  $Al_2O_3$  ve SiC seramik partikülleri bu yöntem ile infiltre edilmişlerdir.

#### 4.5 Sprey Çöktürme Yöntemi

Bu yöntemde, Şekil 4.7, sıvı metal zerrecikleri takviye fazı ile birlikte sprej edilerek metal katılaşmasının olduğu substrat yüzeyinde toplanmaktadır. Alternatif olarak, takviye malzemesi substrat üzerine yerleştirilerek ergimiş metal bunların üzerine sprej edilebilmektedir. Çeşitli kompozit sprej yöntemlerinde, metalin sprej ediliş biçimi ve takviyenin metal ile karışım şekli farklılık göstermektedir. Sprej yönteminde kritik parametreler başlangıç sıcaklığı, boyut dağılımı ve metal damlalarının hızı, proses hızı, sıcaklık, takviyelerin besleme hızı, konumu, çeşidi ve malzemenin toplandığı substratın sıcaklığı olarak verilebilir. Partikül dağılımı, sprej atomizasyonu ve takviye enjeksiyonu gibi başlangıç kurulum parametrelerine karşı oldukça duyarlıdır. Çoğu sprej-biriktirme yöntemlerinde gaz kullanılarak ergimiş metal atomize edilerek metal damlacıklar haline getirilir (genellikle 300µm den büyük çaplı). Partiküller damlacık akımı içine veya sıvı akımı ile atomize gaz arasına, Osprey metodunda olduğu gibi enjekte edilebilirler (Alcan Int. Ltd, Banbury, U.K.) (Singer, 1991). Osprey metodu ile 100 kg kadar SiC takviyeli Al alaşımından oluşan ingot başarılı bir şekilde üretilmiştir.



Şekil 4.7 Sprey çöktürme yönteminin şematik gösterimi (Michaud, 1993)

Sprey-biriktirme tekniğinde bir avantaj, matris mikroyapısının ince taneli ve düşük segregasyonlu olarak üretilebilmesidir. Çünkü, sıvı metal ile takviye arasındaki temas süresi kısa olduğundan, arayüzeyssel reaksiyonlar minimize edilmiş, Al alaşımları içinde demir partikülleri gibi termodinamik olarak yarı kararlı iki fazlı malzemenin üretimine izin verilmiştir (Singer, 1991).

#### 4.6 In-Situ Yöntemi

Bu yöntem, kompozit üretiminde yukarıda bahsedilen yöntemlerden oldukça farklı bir yöntemdir. Bu yönteme bir örnek; Martin Marietta şirketi tarafından geliştirilen ve seramik partiküllerin ergiyik içinde in-situ olarak oluşturan XD prosesidir. Yöntem, çözücü olarak ergimiş bir metal ve üretilecek takviye partikülleri, ergiyik metal ile ekzotermik reaksiyonu sonucu oluşturacak bileşikleri içerir.

Yöntem ile bir çok seramik partikül üretilebilir. Bunlardan iki tip partikülün eldesi aşağıda verilen reaksiyonlar ile Al matris içinde gerçekleşmektedir:





Oluşan partiküller tipik olarak tek kristaldır ve temiz, oksitsiz yüzeye sahiptirler. Takviye boyutları proses parametrelerine bağlı olarak 0.2 den 10 µm'ye kadar olabilmektedir.

Bu tezde, araştırılan malzemelerin üretim yöntemi olarak in-situ tekniğinin kullanılmış olması nedeniyle bu yöntem diğerlerinden daha detaylı olarak ele alınacaktır. Bu nedenle Bölüm 5'te in-situ üretim yöntemi açıklanacaktır.

## 5. IN-SITU PARTİKÜL TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ

Yöntem, takviye olarak kullanılan seramik partiküllerin ergiyik matris içersinde doğal olarak yerinde üretilmesine dayanır. Seramik fazın in-situ oluşumu, etkin boyut kontrolü ve takviye seviyesinin kontrolü, özelliklerin daha iyi uyarlanabilmesiyle verimliliğin artışı sağlar. Bu teknoloji geniş ölçüde partikül takviyeli metallerin, gelişmiş arayüzey bağlantısı ile üretilmelerinde faydalanılan bir teknolojidir.

Metaller içinde seramik partiküllerin üretiminde kullanılan birkaç in-situ teknolojisini şu şekilde sıralayabiliriz:

- XD prosesi (ekzotermik dağılım)
- Reaktif gaz infiltrasyonu
- Karıştırılmış tuz yöntemi
- Dimox (direkt metal oksidasyonu)
- SHS (kendiliğinden gelişen yüksek sıcaklık sentezi)
- Mixalloy
- Reaktif sprey metodu gibi yöntemlerdir.

Tüm bu teknikler içinde dikkat edilmesi gereken husus, seramik fazların oluşumuna yol açan in-situ reaksiyonlarıdır.

Mühendislikte alüminyum-esaslı metal matrisli kompozitlere olan ilgi, bu malzemelerin sahip oldukları yüksek özgül dayanım ve yüksek özgül rijitlik özellikleri nedeniyle artış göstermektedir. Araştırma çabalarında büyük bir pay, muhtemelen daha ekonomik ve nispeten daha basit bir işlem olması nedeniyle MMK'lerin "katılaştırma işlemleri" ile üretilmeleri üzerine odaklanılmıştır. Geleneksel MMK'lerde - ki bunlar ex situ MMK olarak kabul edilebilir- takviye edilen faz kompozit üretiminden önce bağımsız olarak hazırlanmıştır. Burada temel dezavantaj; aynı zamanda üstesinden gelmek zorunda olduğumuz durum takviye ile matris arasında meydana gelen arayüzey reaksiyon, ve ex situ takviye ile takviye yüzey kirliliğinden dolayı ergimiş metal arasındaki zayıf ıslatabilirlik durumudur (Fan vd., 2003).

Kobashi ve Choh (1992), eriyik Al ve CuO, SnO<sub>2</sub>, ZnO<sub>2</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> arasındaki reaksiyonları sırasıyla çalışmışlardır. Çalışmaları sonucunda CuO ve Al arasındaki etkileşimin diğer tüm reaksiyonlara nazaran çok daha kuvvetli olduğunu bulmuşlardır ve alüminyum-oksit taneciklerinin küçük ve hatta bazılarının 1µm'den küçük çapta oluştuklarını görmüşlerdir. Fakat oksitlerin makroskobik dağılımlarının üniform olmadığını gözlemlemişlerdir. Gang Chen ve çalışma arkadaşları (1999), in-situ  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(p)/Al-Cu kompozitini, ince Al ve CuO tozlarını ergiyik Al içinde reaksiyona sokarak çalışmışlardır.  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve CuAl<sub>2</sub> fazları

malzeme içinde homojen bir şekilde dağılım göstermiştir. Kompozitin aşınma direnci, başlıca  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> taneciklerinin yapıda bulunması ile dışarıdan gelecek yüklemeleri alması ve matris ile  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> arasındaki iyi yapışma neticesinde, yerini tutan matris alaşımından daha iyidir. Maity vd. (1997), ergiyik Al içine F<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tozu ekleyerek (Vorteks metodu), boyutu 0.5-1µm çaplı  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikül takviyeli Al matrisli kompozit üretmişlerdir.

Temel olarak, alüminyum bir çok metalik oksitleri indirgemek için kullanılabilir. Bu nedenle, tüm metalik oksitler aluminadan daha az kararlı olduklarından in-situ metodunda kullanılabilirler. Alüminyum ergiyiği içinde meydana gelen tipik metal oksit indirgeme reaksiyonu şu şekilde ifade yazılabilir:



Burada Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> istenen takviyedir. Fakat Me (metal) aynı zamanda proses esnasında üretilendir. Me, Al matris içinde alaşımlama elementi olarak girebilir. Bundan dolayı alaşımlamanın güçlendirici etkisi belirgin bir şekilde görülebilir. Dikkate değer bir durum olarak, her bir alaşımlama elementinin, Al alaşımı içinde çözünürlük sınırı vardır. Keza değişik alaşım sistemlerine göre alaşım elementlerinin çözünürlük sınırı farklıdır (Hoseini ve Meratian, 2005).

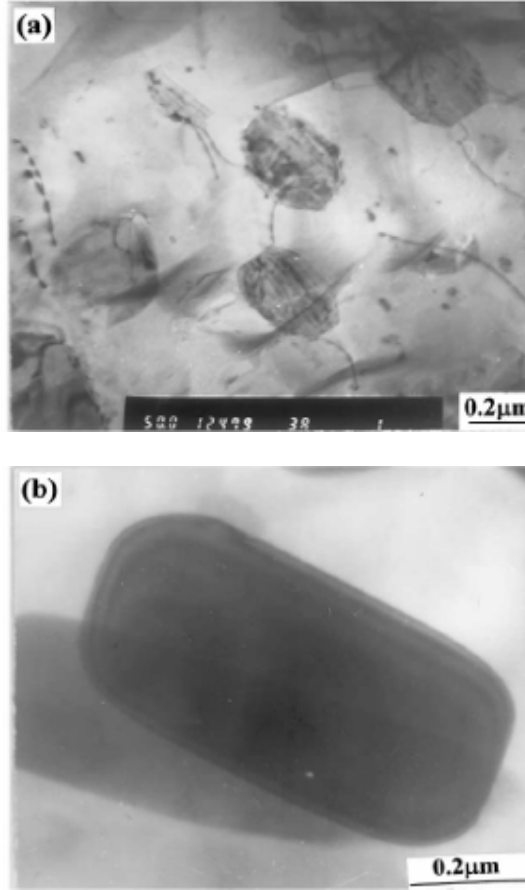
Proseste yüksek miktarda Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> istendiği takdirde, bol miktarda Me kaçınılmaz olarak yapı içinde mevcut olacaktır. Bu nedenle, malzeme özelliklerinin kötüleşmesinin önlenememesi geniş miktarda Me'nin matris içinde bulunuşu nedeniyledir. Yayınlanmış in-situ  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al kompozit çalışmalarının çoğunda özel ihtimam  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ün etkisi üzerine verilmiş, fakat kompozit özellikleri üzerine Me'nin varlığı üzerinde durulmamıştır. Mesela seramik takviyenin tasarlanmasının yanında matrisin de tasarlanması gereklidir. Önemli bir nokta da, serbest oluşum enerjileri hayli yüksek olan metal oksitlerin çoğunun,  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> içeren alaşım elementleri ile karşılaştırıldığında uygun bir şekilde seçilmiş oksit reaktanların, in-situ  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al kompozitlerin oluşumuna yol açabileceği ve alaşımlamayı da aynı anda gerçekleştirebileceğini göstermiştir. Yüksek seviyede  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> elde etmek amacıyla iki veya daha fazla oksit, eğer oksitlerden biri oldukça fazla Me oluşumuna yol açabiliyorsa reaksiyona sokulabilir. Örneğin; ağırlıkça %5  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ü Al matris içinde, Al ve CuO arasında in-situ reaksiyonu elde etmek amacıyla ağırlıkça %9.34 Cu eş zamanlı olarak üretilmiş ve matris içinde çözünmüştür. Ağırlıkça %5  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> , Al matris içinde bulunurken Cu miktarını azaltmak için SiO<sub>2</sub>, Al ile reaksiyona girerek  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve Si yapmak üzere ilave edilebilir. In-situ gibi reaksiyonlar, “in-situ alaşımlama” ve “in-situ partikül” olarak malzemelerin dizaynı

için daha fazla esnekliğe sahip matris metallerinin takviyelerine olanak verirler (Lloyd ve Jin, 2000).

Kombine edilmiş in-situ partikül güçlendirici ve in-situ alaşımlama kavramları ışığında,  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  takviyeli Al-Cu ve Al-Cu-Si malzemeleri, saf Al'den ve CuO (veya  $\text{CuO}+\text{SiO}_2$ ) ile arasındaki reaksiyonlar sonucu üretilmişlerdir (Huang vd., 2003):



Bu şekilde üretilen kompozit malzeme içindeki alumina partikülünün TEM morfolojisi Şekil 5.1'de verilmiştir.



Şekil 5.1 In-situ alümina partikülünün Al matris içindeki (a) TEM morfolojisi (b) partikülün büyütülmüş görüntüsü (Huang vd., 2003)

Şekil 5.1a'dan açıkça görüldüğü gibi  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  partikülleri ince ve yuvarlak köşelidir. Bu tip partiküllerin kompozitlerin sünekliğine olan zararlı etkileri, geleneksel yöntemlerle matrise eklenen abrasif  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  partiküllerinden daha azdır. Şekil 5.1a aynı zamanda partiküller ve dislokasyonlar arasındaki etkileşimi de göstermektedir. Dislokasyon hareketleri engellenmiş ve partiküller tarafından sıkıştırılmıştır. Dislokasyon düzeni de partikülün kenar bölgesinden

ayrıldığını göstermektedir. Şekil 5.1b,  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikülünün morfolojisini daha net göstermektedir ve  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ile matris arasındaki arayüzey daha açık olarak gözlenebilir. Bu aynı zamanda in-situ kompozitlerinin bir avantajı olarak görülebilmektedir.

Tüm bu anlatılanlar ışığında in-situ üretim yönteminin sağladığı başlıca avantajları şu şekilde sıralayabiliriz:

- İnce takviye boyutu (~0.1-5µm)
- Doğal arayüzey (takviye ile matris arasında)
- Ekonomik işlem ve geleneksel Al ergitme sistemlerine uygunluk
- Termodinamik kararlılık
- Sürekli üretim
- Kimyasal olarak temiz yapı
- Hızlı oluşma kinetiği
- Net şekle yakın malzeme üretimi

Bu yöntemin başlıca dezavantajları olarak ise; sınırlı takviye oranı, düşük hacim oranları, yüksek çalışma sıcaklığı, yüksek ergiyik viskozitesi ve takviye segregasyonu verilebilir.

In-situ yöntemi ile üretilen kompozitlerin mevcut ve muhtemel uygulamaları ise aşağıdaki gibi verilebilir:

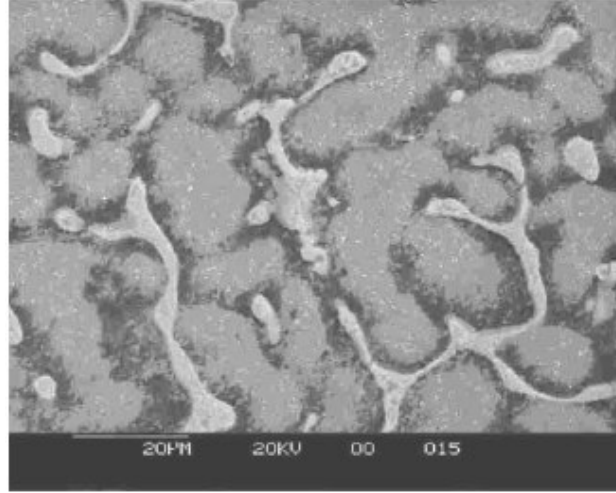
- Yüksek dayanımlı alaşımlar
- Yüksek elastik modüllü alaşımlar
- Yüksek ısı iletkenlikli alaşımlar
- Enjeksiyon pres-döküm/kalıp pres döküm Al alaşımları
- Kısmi takviye edilmiş döküm ürünleri (savurma döküm)
- Otomotiv endüstrisi için işlenebilir kompozitler
- Aşınmaya dirençli ve termal olarak stabil Al alaşımları
- Hasara tolerans yaklaşımıyla tasarlanmış balistik uygulamalar
- Akustik sönüm özellikli alaşımlar

## 6. PARTİKÜL TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN KARAKTERİZASYONU

### 6.1 Mikroyapı

Şekil 5.1’de verilmiş olan mikroyapılar,  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partiküllerinin katılaşma esnasında yapı içine hapsediği dokuları göstermektedir. Partiküllerin katılaşma esnasındaki dağılımları birçok faktöre bağlıdır. Partikül boyu ve morfolojisi, soğuma hızı, sıvının viskozitesi, sıcaklık dağılımı, arayüzey gibi faktörler bunlara örnek olarak verilebilir. Küçük seramik partiküllerinin eriyik içine dağılımı metal/seramik sistem arayüzey enerjisinin yüksek olması nedeniyle zordur (Huang vd., 2003). Dağılım olsa dahi katılaşma esnasında katı-sıvı arayüzeyinden itilebilirler ve tane sınırlarında toplanabilirler. In-situ alumina partiküllerinin yüzey morfolojisi in-situ reaksiyonu esnasında değişebileceğinden, in-situ partikülleri/Al arayüzey enerjisi azalmış olabilir Alüminyum ile in-situ  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikülü arasındaki arayüzeyin daha detaylı incelenmesi, özellikle de Cu ve Si gibi alaşım elementlerinin varlığından ötürü, in-situ partiküllerinin yüzey karakterinin anlaşılmasını gerekli kılmaktadır.

Şekil 6.1’de, in-situ yöntemiyle ticari saflıkta Al matris içine özel olarak belirlenmiş oranda CuO ilavesiyle elde edilmiş  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al-Cu kompozitine ait (döküm halde) SEM morfolojisi verilmiştir. Şekilde, malzemenin klasik Al dendritik yapıda olduğu görülmektedir. Ayrıca interdendritik segregasyon da gözlenebilmektedir.



Şekil 6.1 In-situ yöntemiyle üretilmiş döküm  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al-Cu malzemesinin SEM morfolojisi (Huang vd., 2003).

Kompozitin mekanik özellikleri, üretim yönteminin bir fonksiyonu olarak takviye partiküllerinin dağılımına bağlı olarak değişmektedir. Ayrıca, takviye edilmemiş alaşımların, tane yapısı gibi diğer mikroyapısal özelliklerinin de kontrol edilmesi gerekir.

## 6.2 Mekanik Özellikler

Partikül takviyeli kompozitlerin dayanımındaki artış fiber takviyelilere kıyasla küçüktür. Dayanımdaki artış, partikül takviyeli kompozitlerin ticari uygulamalarında, takviye edilmemiş matris ile karşılaştırıldığında küçük bir artış olduğundan üzerinde az durulan bir faktör olmuştur. Ticari uygulamalarda artan elastiklik modülü daha fazla öneme sahiptir. Şekil 6.2, Al-SiC ve Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kompozitleri için takviye hacim oranına göre elastiklik modülündeki artışı göstermektedir. Karışımlar kuralına göre:

$$E_c = V_p E_p + V_m E_m \quad (6.1)$$

Eşitlikte  $E_c$ ,  $E_p$  ve  $E_m$  sırasıyla kompozitin, partikülün ve matrisin elastik modülleridir.  $V_p$  ve  $V_m$  ise partikülün ve matrisin hacim oranlarıdır.

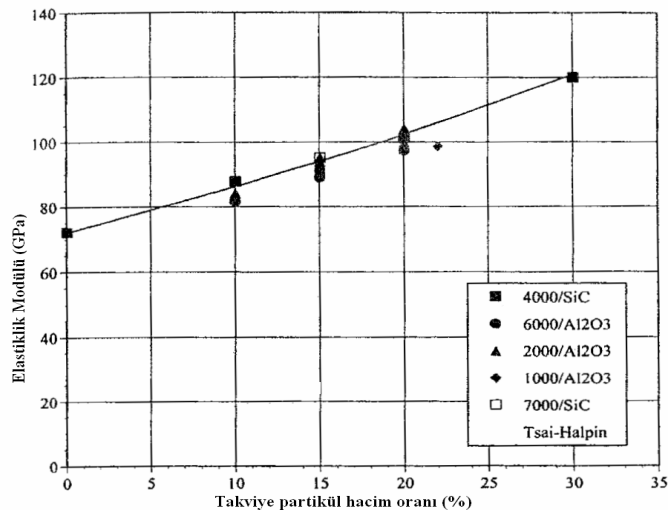
Karışımlar kuralı daha çok sürekli fiber takviyeli kompozitler için geçerli olup partikül takviyeliler için Halpin-Tsai eşitliği geliştirilmiştir:

$$E_c = \frac{E_m (1 + 2sqV_p)}{(1 - qV_p)} \quad (6.2)$$

Eşitlikte:

$$q = \frac{[(E_p / E_m) - 1]}{[(E_p / E_m) + 2s]} \quad (6.3)$$

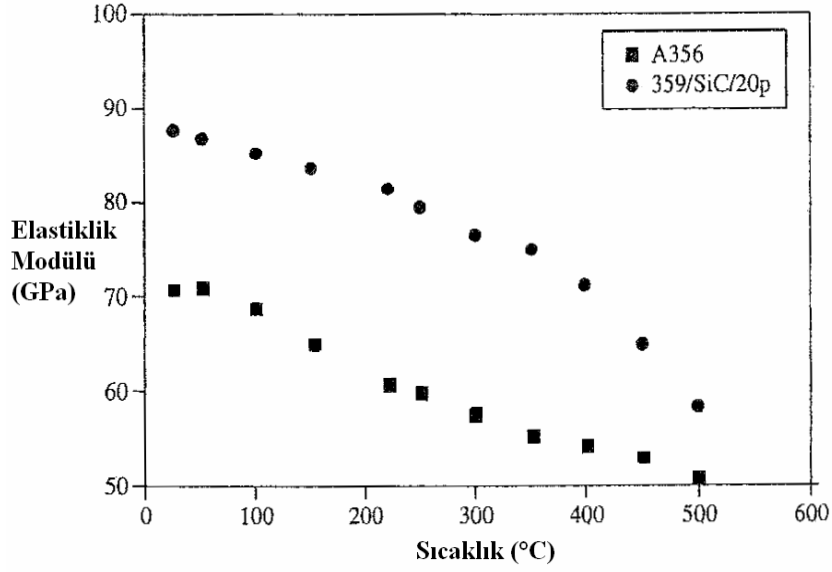
ve  $s$ , partikülün en-boy oranıdır. Şekil 6.2'den de görüldüğü gibi Halpin-Tsai eşitliği iyi sonuçlar vermektedir (Lloyd ve Jin, 2000).



Şekil 6.2 Takviye hacim oranına bağlı olarak elastiklik modülünün değişimi (Lloyd, 1994)

Modülün kontrolünde baskın faktör takviyenin hacim oranıdır ve takviyenin partikül dağılımına da duyarlıdır.

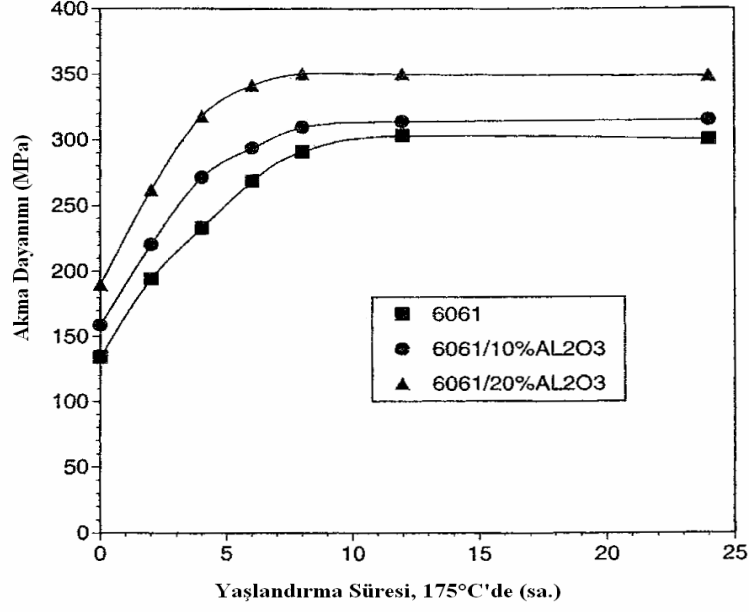
Partikül takviyesi ile elastiklik modülündeki gelişim, yüksek sıcaklıklarda daha az olmaktadır. Bu durum Şekil 6.3’de gösterilmektedir (Lloyd ve Jin, 2000). Kompozit malzeme modülünün sıcaklığa olan bağımlılığı takviye edilmemiş matrise de yansımaktadır. Ancak, yüksek sıcaklık uygulamalarında, modülün bu koşullardaki değerinin yüksek oluşu önemli olmaktadır.



Şekil 6.3 Elastiklik modülünün sıcaklığa olan bağımlılığı (Lloyd, 1994)

Partikül takviyeli kompozitlerin dayanımda gösterdikleri nispeten düşük artışa, ısıtma işlemine uygun alüminyum alaşımları çökelme sertleşmesiyle yanıt verirler. Yaşlandırma kinetiği bazı kompozitlerde, takviye edilmemiş matrise göre biraz daha hızlı olabilmekte fakat fark küçük olmakta ve geleneksel ısıtma işlemleri, özelliklerde çok az kayıp ile kullanılabilir. Şekil 6.4, 175°C'de takviyesiz 6061 ve 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p için yaşlandırma eğrisini göstermektedir. Burada takviye ile akma sınırının yükselmesi eğrilerin yukarı ötelenmesiyle kendini göstermektedir. Takviye güçlendirmesi artan hacim oranı ile artış göstermektedir. Benzer şekilde aynı hacim oranları için takviye partikül boyutunun azalması akma sınırını yükseltmektedir (Lloyd, 1994).





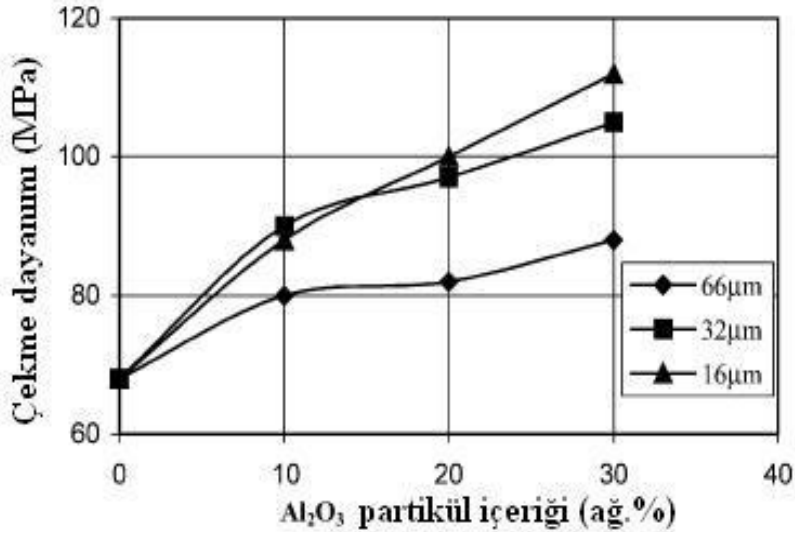
Şekil 6.4 6061, 6061/ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/10p, ve 20p için 175°C'de yaşlandırma sonucu akma sınırı değerindeki değişim

### 6.2.1 Çekme Özellikleri

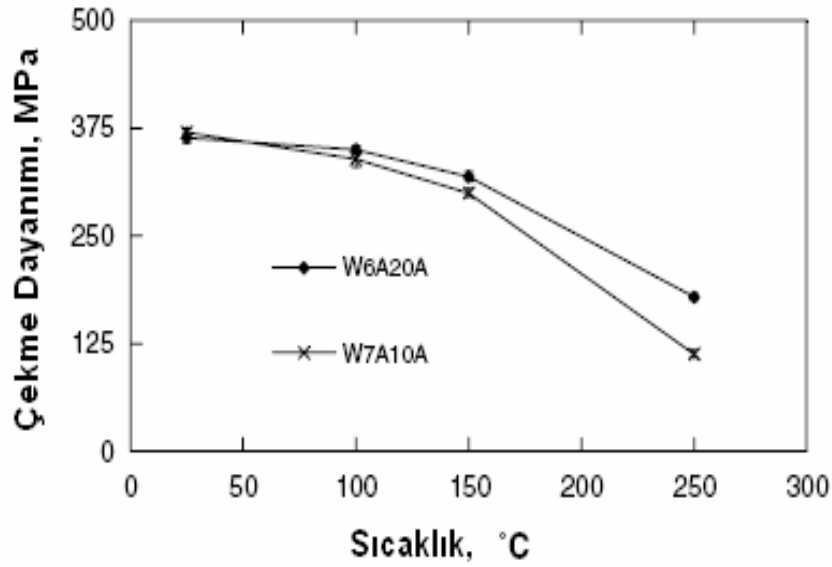
Yüksek elastik modüllü takviyelerin ilavesi ile dayanımın arttığına daha önceki bölümlerde değinilmiştir. Takviye malzemesinin dayanımından kazanılan avantaj, takviyenin morfolojisi, metal matris ile bağlanma özelliği, metal-takviye arayüzeyinde reaksiyon oluşumu gibi takviyeye özgü karakteristiğe sıkıca bağlıdır. Dolayısıyla çekme özelliklerini de etkilemektedir.

M.Kök (2005) tarafından 2024 Al alaşımına farklı boyutlardaki Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikül ilavesi ile elde edilen kompozite ait çekme testi sonuçları Şekil 6.5'de verilmiştir. Şekilden, Bölüm 3.6'da da değinildiği gibi partikül boyutunun küçülmesi ile dayanımda ulaşılan artış açıkça görülebilmektedir.

Ceschini vd. (2006), 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/20p-T6 (W6A20A) ve 7005/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/10p-T6 (W7A10A) kompozit malzemelerini oda sıcaklığında ve daha yüksek sıcaklıklarda çekme testine tabi tutarak bu sıcaklıklardaki dayanımlarını belirlemişlerdir. Bu çalışmaya ait çekme testi sonuçları Şekil 6.6'da verilmektedir. Test sonuçlarından, kompozit malzemenin çekme dayanımının artan sıcaklıkla birlikte azaldığı görülmektedir. Ayrıca, oda sıcaklığı ile 100°C arasındaki çekme dayanımında yaşanan düşüşün, 100-150°C arasındaki düşüşten daha az olduğu görülmektedir.



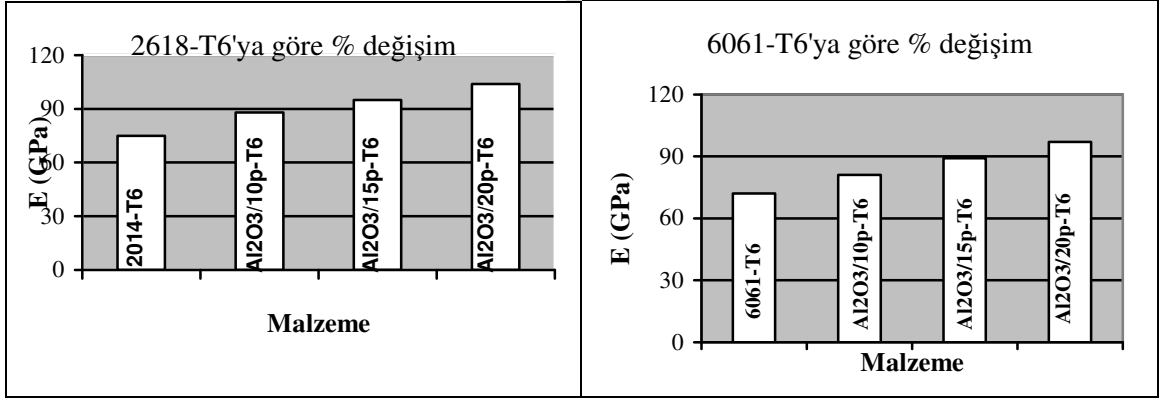
Şekil 6.5 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikül boyutuna göre çekme dayanımındaki değişim (Kök, 2005)



Şekil 6.6 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/20p-T6 (W6A20A) ve 7005/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/20p-T6 (W7A10A) malzemesinin oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklardaki çekme dayanımları (Ceschini vd., 2006)

### 6.2.2 Elastiklik Modülü

Elastiklik modülü takviye hacim oranının artışı ile belirgin bir şekilde yükselir. 2618 ve 6061 matrisli ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli malzemede (T6 ve ekstrüzyon), elastiklik modülünün takviye hacim oranına göre değişimi Şekil 6.7’de verilmiştir.



Şekil 6.7 2618 ve 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli malzemede modülün takviye hacim oranına göre değişimi (Hunt, 2000)

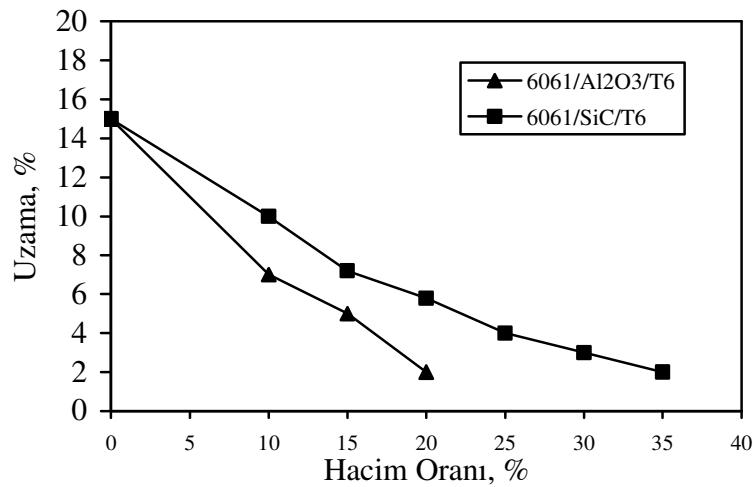
Elastiklik modülü ile ilgili geniş bilgi, Bölüm 6.2'de verildiğinden burada daha fazla değinilmeyecektir.

### 6.2.3 Uzama

Kopma uzaması, takviye ilavesi ile hızlı bir şekilde azalmaktadır. Mekanik özelliklerdeki ana sınırlama; sınırlı olan süneklik değeridir. Isıl işlem gören alaşımlarda, yaşlandırma süresinin artışı ile uzama yine azalmaktadır. Çalışmalar partikül kırılmasını engellemek için, kaba partiküllerden kaçınılması gerektiğini göstermiştir.

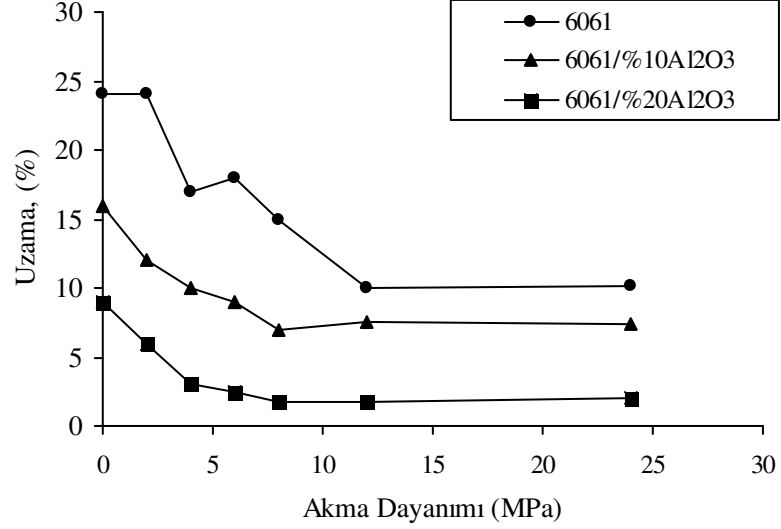
Homojen bir partikül dağılımı, ince ve homojen partikül boyutu, yüksek arayüzey dayanımı, kontrollü partikül şekli ve sünek bir matris maksimum uzama için gerekli özelliklerdir.

Şekil 6.8, 6061 matrisli SiC ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli malzemede, kopma uzamasının takviye hacim oranına göre değişimini vermektedir.

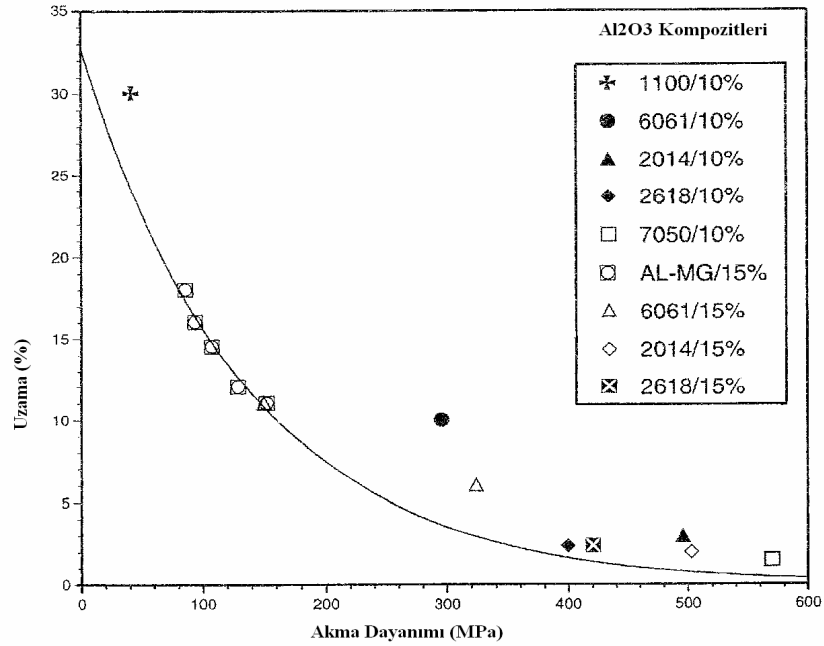


Şekil 6.8 6061 matrisli SiC ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli malzemede, kopma uzamasının takviye hacim oranına göre değişimi (Lloyd, 1994)

Kompozitin artan dayanımına kopma uzamasındaki azalma eşlik eder (Şekil 6.9). Süneklik, partikül dağılımının kuvvetli bir fonksiyonudur. Homojen yapıli kompozitlerde süneklik, özel uygulamalar için gerekli takviye hacim oranının minimum ve yüksek süneklikte, düşük dayanımlı matrisin kullanılması ile maksimuma çıkabilir. Bu durum, Şekil 6.10’da, değişik dayanımlarda  $Al_2O_3$  takviyeli kompozitler için uzamadaki değişim ile gösterilmiştir (Lloyd ve Jin, 2000).



Şekil 6.9 6061, 6061/  $Al_2O_3$  /10 ve 20p’nin 175°C’de yaşlandırılması ile çekme uzamasındaki değişimi



Şekil 6.10  $Al_2O_3$  takviyeli kompozit için matris dayanımı ile çekme uzamasındaki değişim

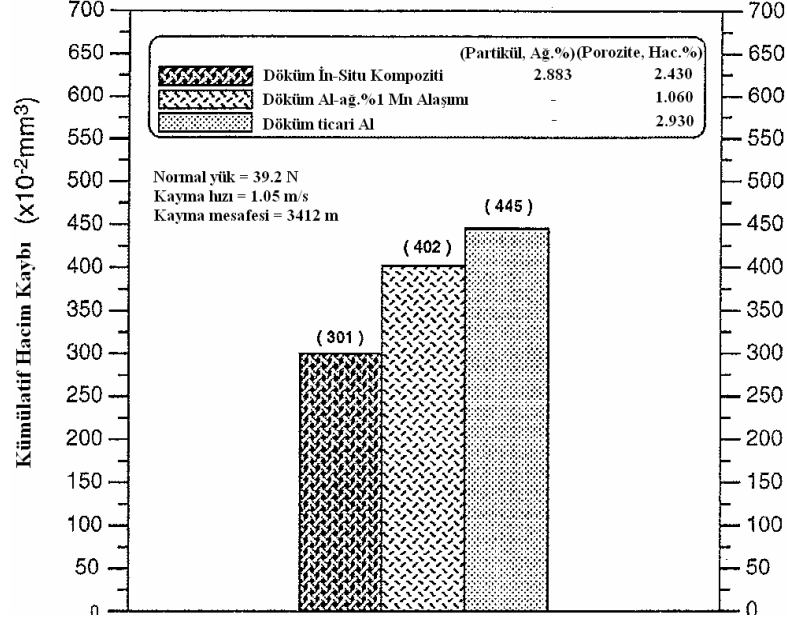
#### 6.2.4 Aşınma Özellikleri ve Sertlik

Alüminyum esaslı aşınmaya dayanıklı malzemeler, meydana geldikleri bileşenlerin ağırlığı azaltmadaki yetenekleri ve dolayısıyla dinamik sistemlerde yakıt ekonomisindeki önemli etkisi nedeniyle belirgin bir şekilde dikkati üzerlerine çekmektedirler. Örnek olarak, alumina, silisyum karbür, silika veya zirkonya gibi sert seramik partiküllerin ve grafit, mika veya  $\text{MoS}_2$  gibi yumuşak katı partiküllerin alüminyum alaşımı içinde birleştirilmesi ile aşınma direncinde önemli gelişmeler olmuştur.

Alüminyum matris içinde sert seramik partiküllerin birleştirilmesi, malzemenin sertliğinde önemli bir artışa neden olur. Ancak, aşınma oranları kompozitin sertliğinin bir fonksiyonu değildir. Takviyenin aşınma direncindeki faydası, sertlikteki artıştan çoğu kez çok daha fazla olabilir fakat bazı durumlarda ihmal de edilebilir. Kompozitin sürtünme davranışı partikül takviyesi sonucu matris ile takviye partikül çevresindeki alan ile ilişkilidir. Bu sonuçla, eğer takviye partikülleri sürtünme esnasında matris ile iyi bir bağlanmaya sahipse, partikülleri çevreleyen alüminyum matris nispeten daha erken aşınacaktır ve tüm temas neticede takviye partikülleri ile karşı malzeme yüzeyi arasında olacaktır. Zira, sağlam bir yüzeysel güç, karşı malzeme yüzeyi ile temas esnasında partiküllerde ortaya çıkarak partikül matris arayüzeyinde kesme gerilimi oluşturmak suretiyle partikül sıyrılmasıyla sonuçlanabilir. Bu durumda, aşınma hızı büyük ölçüde partiküllerin sıyrılma hızı tarafından kontrol edilecektir. Diğer yandan, takviye partikülü zayıf bağlanma yapmış ve sıyrılmaya uğradığında temas neticede matris ile karşı malzeme yüzeyi arasında ve kompozitin aşınma hızı karşılaştırılabilir veya matris alaşımından daha iyi olacaktır. Örnek olarak, gevşek sert takviye partikül, sert çelik karşı malzeme yüzeyinin önemli derecede abrasiv aşınmasına neden olabilir (Hamid vd., 2006).

Kompozitlerde gözeneklerin bulunuşu, uygun gerilim seviyesinde kararsız olmayı ve sistem içinde hazır durumda oluşmayı bekleyen çatlak olarak davranabilir. Gözenekliliğin malzemenin aşınma ve sürtünme üzerindeki etkileri Vardavoulas ve arkadaşları (1993) tarafından çalışılmış ve gözeneklerin yüzey pürüzlülüğünü artırdığını, iki kayan yüzey arasındaki gerçek temas alanını azalttığı ve sonuç olarak temas basıncını artırdığı ve kayma esnasında partikül ayrılmasını geliştirdiğini rapor etmişlerdir. Ayrıca, kompozitin gözenek içeriğinin artışı ile diğer çatlaklarla birleşmek için gerekli olan çatlak yayılma mesafesinin azaldığı gözlemlenmiştir. Bu sonuçla, porozite yani gözeneklilik kompozitin aşınma direncini ve sürtünme katsayısını azaltır.

MMK malzemeler düşük sürtünme ve düşük aşınma oranı göstermektedir. Takviye partikül hacim oranının artışı ile takviyesiz alaşımlara nazaran aşınma performanslarında belirgin artışlar olmaktadır (Hunt, 2000). Örnek olarak; Hamid vd. (2006) tarafından yapılan bir deneysel çalışmaya ait aşınma testi sonuçları, in-situ Al(Mn) - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(MnO<sub>2</sub>) kompoziti, ana alaşımı ve ticari Al malzemesi için Şekil 6.11’de verilmiştir.



Şekil 6.11 In-situ Al(Mn) - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(MnO<sub>2</sub>) kompoziti, ticari Al ve Al-Mn alaşım malzemelerine uygulanan aşınma testi sonucu yapıdaki hacim kayıpları

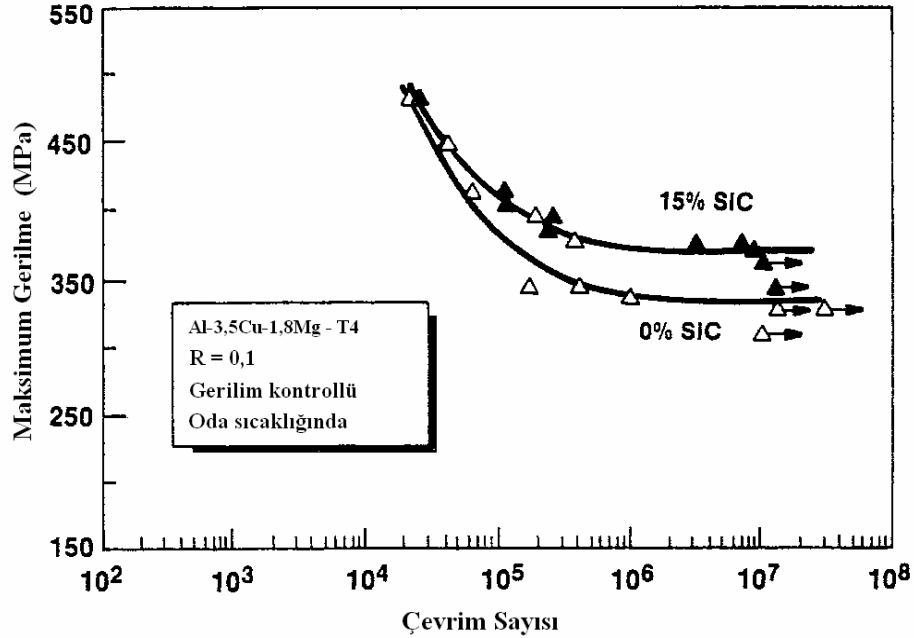
### 6.2.5 Yorulma

MMK’lerin değişken yükler altındaki davranışları karmaşıktır ve çok sayıda faktör tarafından etkilenmektedir. Bu faktörler arasında: (1) matrisin kendi özellikleri, örneğin bileşimi, mikroyapısı ve görmüş olduğu yaşlandırma işlemi; (2) partikül takviye fazının özellikleri, örneğin, bileşimi, boyutu, hacim oranı, yönelme ve matris ile bağlanma durumu; (3) test parametrelerinin etkisi, eş gerinim veya eş gerilme gibi, yüklemenin tipi, frekansı, sıcaklık ve (4) üretim yöntemleri olarak sıralanabilir.

MMK’ler yüksek çevrimli yorulma altında takviyesiz matris ile kıyaslandığında oda sıcaklığında mükemmel yorulma ömrü ve gerilme dayanımı gösterirler. Al esaslı MMK’lerin yorulma ömürlerindeki gelişim, yorulma dayanımındaki artışın bir sonucudur. Bunun dışında Al esaslı MMK’lerde yorulma ömrünün azalan partikül boyutu, artan hacim oranı ve artan matris çekme dayanımı ile arttığı belirlenmiştir. Diğer taraftan MMK’ler, gerilim kontrollü haller altında, takviye edilmemiş metaller ile karşılaştırıldığında daha zayıf düşük tekrarlı yorulma dayanımı göstermişlerdir. Düşük tekrarlı yorulma ömrü, seramik takviyelerin

birleştirilmesi ile ilgili olarak kompozitlerin düşük sünekliği ile sonuçlanmıştır (Tjong ve Wang, 2004).

Şekil 6.12’de, örnek olarak Al-3,5Cu-1,8Mg alaşımı ve %15 SiC takviyeli kompozitine ait yorulma direnci grafiği verilmiştir.



Şekil 6.12 Al-3,5Cu-1,8Mg-T4 ve %15 SiC takviyeli malzemeye ait yorulma grafiği (Bonnen, 1991)

Yukarıda bahsedildiği gibi, partikül takviyeli MMK’lerin yüksek tekrarlı yorulma dayanımları, partikül boyutu ve hacim oranı, matris mikroyapısı, matris partikül arası arayüzeyssel bağlanma ve çekme dayanımı gibi bir çok faktöre bağlıdır.

MMK’lere uygulanan yüklerin bir çoğu yüksek dayanım ve rijitlikteki seramik takviyeler tarafından taşınır. Böylece MMK’ler takviye edilmemiş metale göre uygulanan gerilme altında düşük gerilim ortalaması verirler.

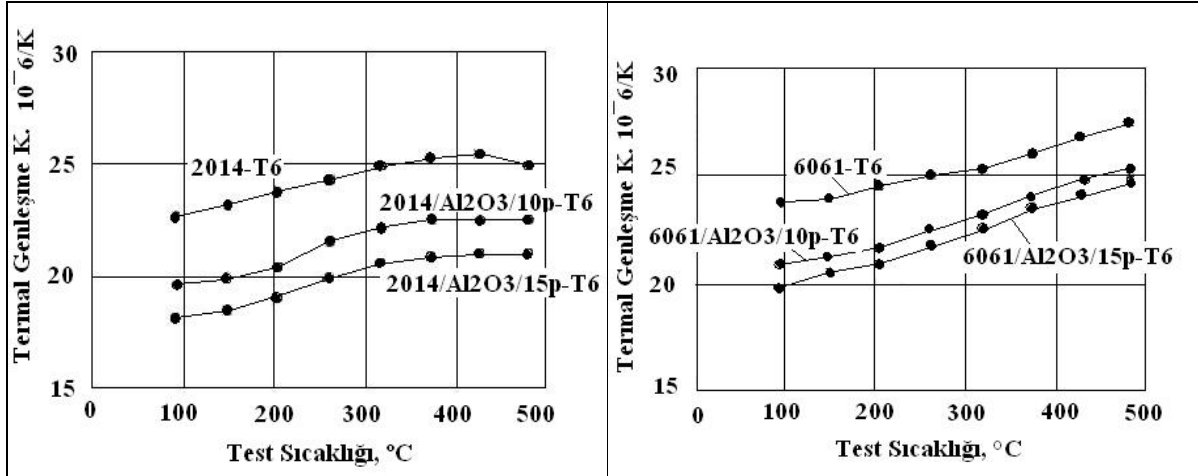
#### 6.2.6 Isıl Genleşme Katsayısı

MMK’ler için kullanılan tipik seramik takviyeler, metal matrislere göre önemli ölçüde daha düşük ısı genleşme katsayısına sahiptirler. Bu nedenle, büyük genleşmeye sahip Al, Mg, Cu ve Ti gibi metaller içine eklenen seramik takviyeler ısı genleşme katsayısını oldukça düşürürler.

Yapısal uygulamalarda, hafif MMK’lerin ısı genleşme katsayısını, çelik, Ni, Ti veya Be gibi diğer yapısal malzemelerle uyumlu hale getirmek, özellikle belirli bir sıcaklık aralığında

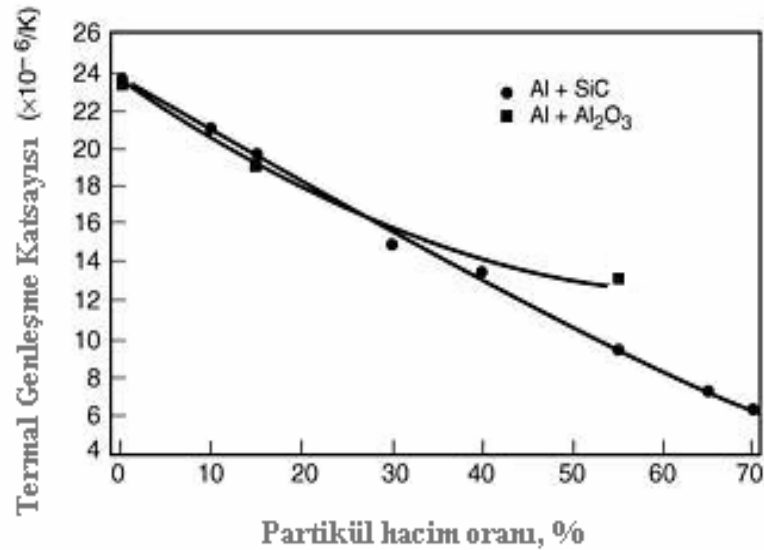
alışan parçalarda farklı CTE değerleri nedeniyle oluşan gerilmelerin ortadan kalkması için yararlı olabilmektedir (Hunt, 2000).

MMK'lerin ısı genleşme katsayıları genellikle takviye hacim oranı artışı ile azalır. 2014 ve 6061 matrisli kompozitlerin lineer genleşme katsayılarının sıcaklığa göre değişimi şekil 6.13'de verilmiştir.



şekil 6.13 2014 ve 6061 matrisli kompozitlerin lineer genleşme katsayılarının sıcaklığa göre değişimi

Al matris içinde, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve SiC takviye hacim oranı artışına göre ısı genleşme katsayısındaki genel değişim ise şekil 6.14'de verilmiştir.



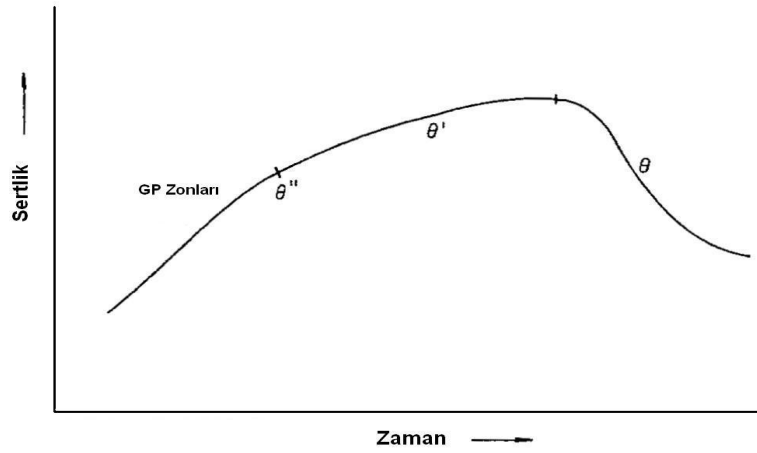
şekil 6.14 Partikül hacim oranı artışı ile ısı genleşme katsayısındaki değişim (Alman, 2001)



### 6.3 Yaşlanma Karakteristiği

Alüminyum alaşımları gibi, çökelme veya yaşlanma serleştirmesine uygun alaşımlar MMK'ler için cazip matris malzemeleridir. Bu alaşımlar, sistematik ve kontrol altındaki yaşlandırma veya çökelme işlemleri ile matris malzemesinin mekanik ve mikroyapısal bileşimindeki değişikliklerde oldukça esneklik gösterirler. Aynı zamanda, takviyenin boyut, şekil gibi özelliklerinin seçiminde yapılacak değişiklikler ile kompozit özelliklerinin tamamen yenilenebilmesine de uygundurlar.

Çökelme sertleştirmesi, belirli metalik alaşımlar için çok yönlü bir güçlendirme yöntemidir. Bu yöntem, özellikle alüminyum alaşımları için yaygın olarak kullanılmaktadır. Yaşlandırma işlemi, yarı-kararlı ve kararlı çökeltileri içinde barındırır. Çeşitli yarı-kararlı yapılar, dislokasyon hareketlerine karşı değişik seviyelerde direnç gösterirler. Şekil 6.15, Al-Cu ikili alaşımına ait tipik bir yaşlandırma eğrisini sertlik ve zamana bağlı olarak göstermektedir. Bu şekil, aynı zamanda yaşlandırma işlemi esnasında oluşan değişik çökelti tiplerini de göstermektedir.



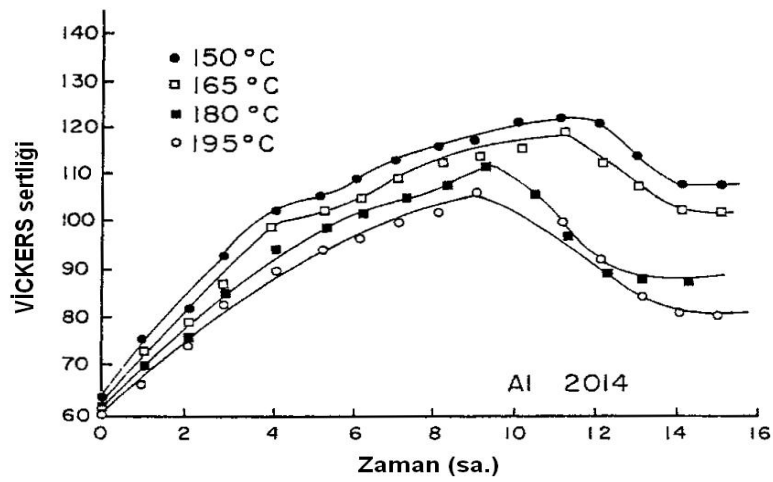
Şekil 6.15 Al-Cu alaşımında yaşlandırma eğrisi (Suresh ve Chawla, 1993)

Şekil 6.15'de verilen yaşlanma eğrisinin durumu şu şekilde çözümlenebilir. Öncelikle, katı çözeltili sertleştirmesi, çözeltiliye alma sıcaklığından su vermeyi takiben aktiftir. Yaşlandırma sürerken Guinier-Preston (GP) zonları oluştuğunda, alaşımın dayanımı veya sertliği artış göstermektedir. Çünkü, plastik deformasyon sırasında dislokasyonların uyumlu bölgelere doğru makaslanması için ilave gerilmelere gereksinim vardır. Sertlik, zamanla GP zonlarının boyutunun artışıyla artış gösterir. Bu durum, dislokasyonların kesme yapabilmesini daha da zorlaştırır. Pik sertliği veya dayanımı, uyumlu veya yarı-uyumlu ( $\theta'$ ) çökeltilerinin kritik

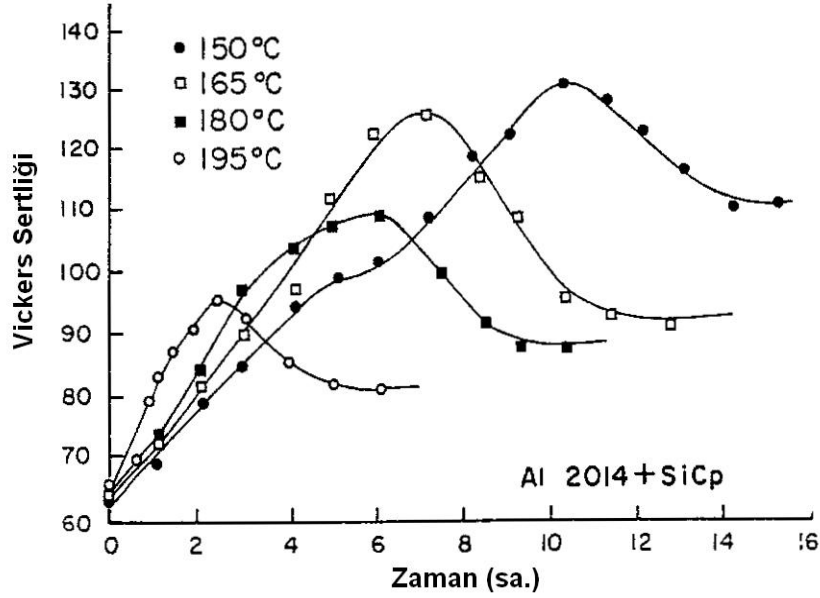
dağılımı ile ilgilidir. Yaşlanma zamanının artışıyla, kararlı, dengeli ( $\theta$ ) çökeltilerinin matrisle uyumsuz arayüzey oluşturma ve dislokasyonların alaşım içinde hareket eden çökelti partiküllerin etrafından dönerek veya atlayarak geçebilme kabiliyetleri artar. Partiküllerin dislokasyonlar ile çevrenmesi, Orowan mekanizması olarak anılan, dislokasyonların partiküller arasından geçerek, partiküllerin ilerlemiş dislokasyonların ardında kaldığı oluşumla sonuçlanır. Dislokasyonların partiküller arasından bükülebilmesi için gerekli gerilme partiküller arası mesafe ile ters orantılı olarak değişir. Devam eden yaşlandırma, çökelti boyutu ve partiküller arası mesafenin artışıyla sonuçlanır. Sonuç olarak, dayanımda düşüşe yol açan, dislokasyonların partiküllerin etrafından bükülmesi, yaşlandırma zamanının artışı ile kolaylaşır (Suresh ve Chawla, 1993).

### 6.3.1 Yaşlanmaya Sıcaklığın Etkisi

Çökelme, difüzyon destekli bir proses olduğundan dolayı yaşlanma sıcaklık ve zamanına güçlü bir şekilde bağlıdır. Chawla vd. (1991), dört farklı yaşlandırma sıcaklığının etkilerini SiC ve  $Al_2O_3$  partikül takviyeli 2014 alüminyum matrisli döküm kompozit malzeme üzerinde denemişlerdir. 2014 alüminyum matrisi için farklı sıcaklıklardaki yaşlanma eğrilerinin özdeş olduğu görülmüştür. Ancak, farklı yaşlanma sıcaklığında seramik takviyelerin bulunuşu ile çökelme kinetiği üzerinde önemli etkisi olduğu görülmüştür. Şekil 6.16, takviye edilmemiş 2014 alüminyum alaşımına ait farklı sıcaklıklardaki yaşlanma eğrisini vermektedir. Şekil 6.17 ise değişik oranlarda SiC partikülü ile takviye edilmiş alaşıma ait yaşlanma grafiğini vermektedir.



Şekil 6.16 Takviyesiz Al 2014 alaşımının farklı sıcaklıklardaki yaşlanma eğrileri (Chawla vd., 1991)

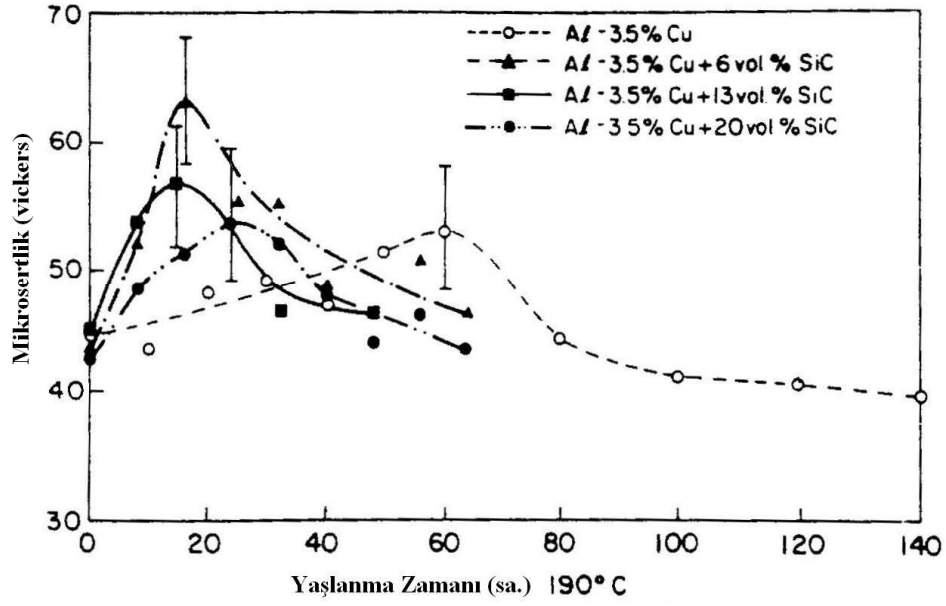


Şekil 6.17 SiC ile takviye edilmiş Al 2014 alaşımının farklı sıcaklıklardaki yaşlanma eğrileri (Chawla vd., 1991)

Görüldüğü gibi, artan yaşlanma zamanı ile pik noktaya kompozit malzemede çok daha hızlı gelinmiştir. 195°C’de, takviye edilen malzemede pik sertliğe yaklaşık 2,5 saatte gelirken, takviyesiz alaşımda bu süre 9,5 saat kadardır. 150°C’de ise her iki malzeme hemen hemen aynı sürede pik sertliğe ulaşmıştır. Bu durum, düşük sıcaklıklarda GP zonlarının oluşumunun oldukça homojen olmasından kaynaklanır. Yüksek sıcaklıklarda ise çökeltiler heterojen bir çekirdeklenme göstererek gelişirler. Çünkü kompozit malzemeler oldukça fazla sayıda heterojen merkezlere sahiptirler.

### 6.3.2 Yaşlanmaya Takviye İçeriğinin Etkisi

Suresh vd. (1993), Al-%3,5Cu döküm alaşımının yapay olarak yaşlandırılması (190°C’de) suretiyle matris mikroyapısına takviye hacim oranının etkisini araştırmışlardır. Matris alaşımına, %6, 13, 20 hacim oranlarında SiC partikül ilavesi ile yaşlanmaya olan etkisi malzemenin mikrosertliği ölçülerek ortaya konmuştur. Kompozitlerin yaşlanma karakteristiği takviye edilmemiş Al-%3,5Cu alaşımı ile karşılaştırılmıştır (Şekil 6.18).



Şekil 6.18 190°C’de Al-%3,5Cu alaşımı ve değişik miktarlarda SiC ile takviye edilmiş kompozitlere ait yaşlandırma (zaman-mikrosertlik) grafiği (Suresh vd., 1993)

Şekil 6.18’de görüldüğü gibi, Al-Cu alaşımı için pik yaşlanma zamanına yaklaşık 60. saatlerde ulaşılmıştır. Kompozitlerde ise bu süre 16-24 saat aralığındadır. Bu sonuçlar, kritik dislokasyon yoğunluğunun küçük takviye içeriğinde dahi meydana geldiğini ve dolayısıyla güçlendirici çökeltiler için yeterli heterojen çekirdeklenme bölgelerini oluşturduğunu göstermektedir. Bu durum, kompozit malzemelerin yaşlanmasını hızlandırıcı etkiye yol açmaktadır.

## 7. DENEYSEL ÇALIŞMA

Verilen bilgiler ışığında bu tezde, in-situ yöntemiyle  $Al_2O_3$  partikül takviyesi içeren alüminyum metal matrisli kompozit malzeme üretimi ile temel özelliklerinin karakterizasyonu amaçlanmıştır.

### 7.1 Deneyde Kullanılan Malzemeler

Kompozit malzemenin üretiminde, başlangıç malzemesi olarak ticari saflıkta alüminyum kullanılmıştır. Ticari saf alüminyumun optik emisyon spektrometresi ile belirlenmiş kimyasal bileşimi Çizelge 7.1’de verilmiştir.

Çizelge 7.1 Başlangıç malzemesinin kimyasal bileşimi (%)

| Al    | Cu    | Si    | Fe    | Mg    | Ti    | Pb    | Sn   | In    | Mn Cr Ni Co Zn |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|-------|----------------|
| 99.11 | 0.001 | 0.431 | 0.306 | 0.004 | 0.008 | 0.018 | 0.01 | 0.008 | 0.000          |

Yapıda, takviye partikülü olarak  $Al_2O_3$  partikülünün elde edilmesi amacıyla ağırlıkça % 5, % 10 ve % 15 oranlarında CuO tozu, ergiyik metal içerisine ilave edilmek suretiyle kullanılmıştır. Kullanılan bakır-oksit tozu, % 99,93 saflıkta Cu tozunun 800°C’de oksidasyonu ile elde edilmiştir.

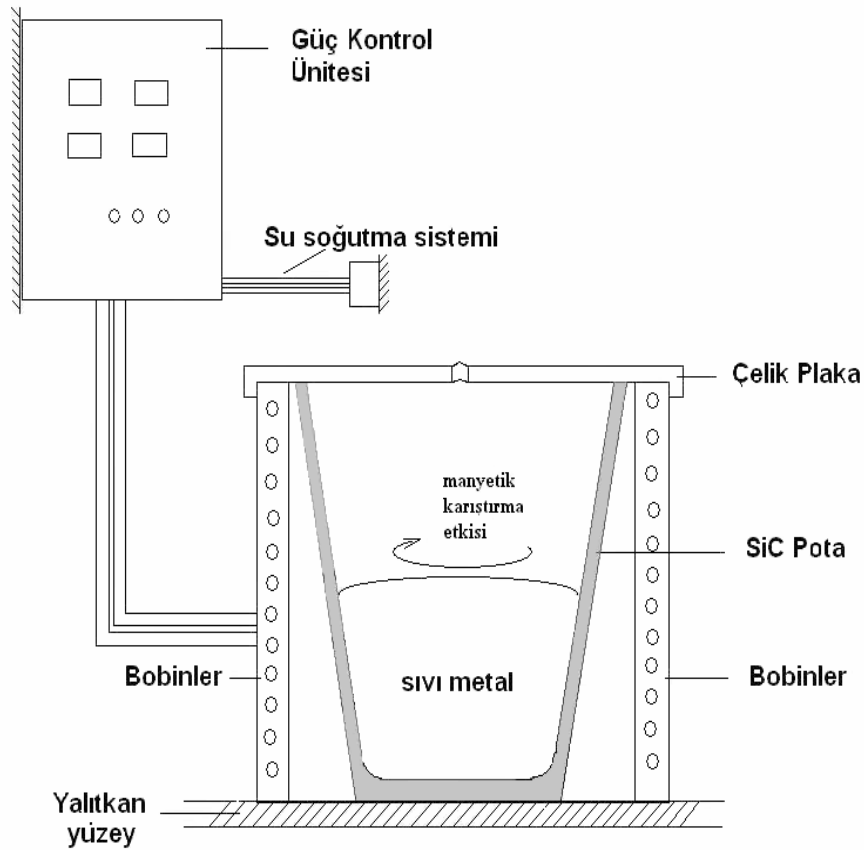
Kullanılan başlangıç malzemesi ve ilave edilen tozun yoğunlukları Çizelge 7.2’de verilmiştir.

Çizelge 7.2 Başlangıç malzemesi ve ilave edilen tozun yoğunluk değerleri

|     |                        |
|-----|------------------------|
| Al  | 2.69 g/cm <sup>3</sup> |
| CuO | 6.35 g/cm <sup>3</sup> |

## 7.2 Kompozit Malzemenin Üretimi

Kompozit malzemenin in-situ olarak üretimini gerçekleştirmek amacıyla, Lepel LSS-15 marka indüksiyon ocağı kullanılmıştır. Ergitme işlemi SiC pota içerisinde yapılmıştır. Sistemin şematik gösterimi Şekil 7.1’de verilmiştir.



Şekil 7.1 Kompozit malzeme üretim düzeneğinin şematik olarak gösterimi

Potanın üstü, reaksiyonun meydana geldiği esnada ani parlama ile çevreye zarar vermemesi amacıyla; ortasında, gaz çıkışına izin verecek şekilde delik bulunan bir çelik plaka yardımıyla kapatılmıştır.

Potaya, her bir ergitme için konulan toplam malzeme miktarı 200 g olmak kaydıyla, in-situ reaksiyonu uyarınca gerekli stokiyometrik hesaplamalar yapılmış ve buradan da yapıda elde edilebilecek hacim oranları hesaplanmıştır. Hacim oranlarının hesabında (7.1) eşitliğinden yararlanılmıştır.

$$\frac{V_p}{V_m} = \frac{M_p / \rho_p}{M_m / \rho_m} \quad (7.1)$$

Bu eşitlikte  $V_p$  ile  $V_m$  sırasıyla partikül ve matrisin hacim oranları,  $M_p$  ile  $M_m$  partikül ve matrisin ağırlıkları,  $\rho_p$  ile  $\rho_m$  ise partikül ve matrisin yoğunluklarıdır.

Bu hesaplar doğrultusunda, üretimi amaçlanan kompozit malzemenin bileşenlerine ait miktar ve hacim oranları Çizelge 7.3’de verilmiştir.

Çizelge 7.3 Üretimi amaçlanan kompozit malzeme bileşenlerinin miktar ve hacim oranları

| Malzeme  | Kullanılan Malz. Mik. (top:200g) |     | İlave Edilen % CuO mik. |         | Yapıda Muhtemel % Cu mik. | Yapıda Muhtemel % Alümina mik. |         |
|----------|----------------------------------|-----|-------------------------|---------|---------------------------|--------------------------------|---------|
|          | Al                               | CuO | Ağırlıkça               | Hacimce | Ağırlıkça                 | Ağırlıkça                      | Hacimce |
| Al-5CuO  | 190g                             | 10g | % 5                     | % 2,2   | % 4                       | % 2,125                        | % 1,5   |
| Al-10CuO | 180g                             | 20g | % 10                    | % 4,5   | % 8                       | % 4,25                         | % 3,12  |
| Al-15CuO | 170g                             | 30g | % 15                    | % 7     | % 12                      | % 6,375                        | % 4,86  |

Proseste, kontrollü gaz atmosferi kullanılmayıp, gaz giderme, dökümün modifikasyonu, tane yapısını inceltme v.b. amaçlara yönelik herhangi bir işlem uygulanmamıştır, doğal koşullarda in-situ  $Al_2O_3$  takviyeli kompozit malzeme üretimi ve karakterizasyonu amaçlanmıştır.

Sırasıyla Al-5CuO, Al-10CuO ve Al-15CuO numunelerinin üretimi amacıyla Çizelge 7.3’de belirtilen miktarda Al başlangıç malzemesi SiC potaya konularak, sıcaklık ergimenin gerçekleşmesi için  $700^{\circ}C$ ’ye yükseltilmiştir. Ardından, her bir numune için belirlenen miktarlarda tablet haline getirilmiş CuO partikülleri ergiyik metal içine ilave edilmiştir. İlave işleminden sonra potanın üzeri çelik plaka ile kapatılarak, sıcaklık kontrollü olarak  $1200^{\circ}C$ ’ye çıkarılmıştır. Ergiyik sıcaklığı el tipi bir termokupl yardımıyla kontrol edilmiştir. Bu sıcaklıkta 5 dakika beklenmiş ve ardından plaka kaldırılarak ergiyik yüzeyindeki oksit tabakası alınmış ve derhal oda sıcaklığındaki metal kalıba döküm işlemi yapılmıştır. Döküm işleminin ardından kalıplar açılarak, 20 mm çapında ve 150 mm boyundaki döküm kompozit malzemeler havada soğumaya bırakılmıştır.

Üretimi yapılan MMK malzemenin temel özelliklerinin belirlenmesi amacıyla her bir bileşimdeki kompozitten birden fazla grup numune alınarak çeşitli testlere tabi tutulmuştur. Uygulanan ısı işlemler ve deformasyon işlemi sonrası, malzemenin temel özellikleri döküm haliyle karşılaştırılmıştır.

Alınan numunelerden bir grup homojenizasyon ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Homojenizasyon işlemi, önceden 490°C'ye ısıtılmış elektrik dirençli fırına numunelerin konularak 4 saat bu sıcaklıkta bekletilmesi ve ardından fırın içinde soğumaya bırakılması ile gerçekleştirilmiştir.

Diğer bir grup numune ise deformasyon işlemine tabi tutulmuştur. Deformasyon işlemi sıcak deformasyon olarak tatbik edilerek, hem homojenize edilmiş numunelere hem de döküm haldeki numune grubuna uygulanıp özellikleri karşılaştırılmıştır.

Homojenizasyon ve deformasyon işlemi yapılmış diğer bir grup numune ise yaşlandırma ısıtma işlemine tabi tutulmuştur.

Bu çalışma esnasında yapılan ön denemeler neticesinde:

- ilave edilen CuO tozunun tablet haline getirilerek kullanılmasının,
- ergiyik sıcaklığının yüksek tutulması ve bu sıcaklıkta en az 5 dakika beklenmesinin,
- koruyucu gaz atmosferi altında çalışılmadığı takdirde, oksidasyon neticesinde metal kaybı fazlaştığı için karıştırma işleminin ya çok az ya da hiç yapılmamasının,

nihai ürünün eldesinde iyi sonuçlar vereceği görülmüştür. Ayrıca, ani olarak meydana gelen reaksiyon neticesinde patlamaya karşı sistem üzerinin plaka ile kapatılması gerekli görülmüştür.

Bakır-oksit tozu ergiyik içine direkt olarak katıldığı takdirde yüzey oksit filmi ile çevrelenerek potanın dibine çökecek ve reaksiyona girmesi zorlaşacaktır. Bu nedenle bakır-oksit tozunun tablet haline getirilerek ergiyik içine ilavesinin çok iyi sonuçlar verdiği görülmüştür. Böylelikle yapıya geçen bakırda ve dolayısı ile  $Al_2O_3$  partikül eldesinde artış gerçekleşmiştir.

Benzer şekilde, yüksek sıcaklıklara (~1200°C) çıkılması ile reaksiyonun ardından yüksek sıcaklıkta ve yeteri kadar (en az 5 dakika) beklenilmesinin de bakırın yapıda tam olarak çözünmesi ile partikül eldesinde iyi sonuçlar verdiği saptanmıştır. Sıcaklığın yüksek oluşu nedeniyle döküme kadar geçen süre de kısalmıştır. Bu süre, yaklaşık 800°C'de 25-30 dakika iken 1200°C'de toplam 10-15 dakikaya kadar inmiştir.

Koruyucu gaz atmosferi altında çalışılmadığından, karıştırma işleminin oksidasyonu arttırdığı ve dolayısı ile metal kaybını fazlaştırdığı görülmüştür. Bu nedenle ergiyik alaşımına karıştırma işlemi uygulanmamıştır. Dökümden hemen önce de yüzey oksit tabakası ergiyik üzerinden alınarak döküm işlemine geçilmiştir.



### 7.3 Üretilen Kompozit Malzemelerin Kimyasal Analizleri

Üretimi gerçekleştirilen kompozit malzemelere ait numuneler, kimyasal bileşenlerinin tayini amacıyla optik emisyon spektrometresi ile analiz edilmişlerdir. Analiz sonuçları Çizelge 7.4’de verilmiştir.

Çizelge 7.4 Üretimi gerçekleştirilen kompozit malzemelerin kimyasal bileşimleri (%)

| Malzeme  | Al    | Cu    | Si   | Fe   | Mg   | Ti   | Pb   | Sn   | In   | Mn Cr Ni Co Zn   |
|----------|-------|-------|------|------|------|------|------|------|------|------------------|
| Al-5CuO  | 96.40 | 2.90  | .392 | .171 | .002 | .003 | .017 | .011 | .007 | 0.000            |
| Al-10CuO | 91.61 | 7.78  | .300 | .165 | .002 | .011 | .017 | .007 | .006 | 0.000 (Zn 0.001) |
| Al-15CuO | 87.31 | 12.20 | .226 | .120 | .001 | .012 | .017 | .003 | .006 | 0.000            |

### 7.4 Yoğunluk Ölçümü

Farklı bileşimlerde elde edilen kompozit malzemeye ait yoğunluk ölçümleri, Archimedes prensibine dayanarak, 0,01g hassasiyetli dijital terazi yardımıyla numunenin havadaki ve sudaki ağırlıkları ölçülmüş, numunelere ait yoğunluklar (7.2) eşitliği yardımıyla hesaplanmıştır. Bulunan yoğunluk değerleri Çizelge 7.5’de verilmiştir.

$$\rho = \frac{W_h}{W_h - W_s} \quad (7.2)$$

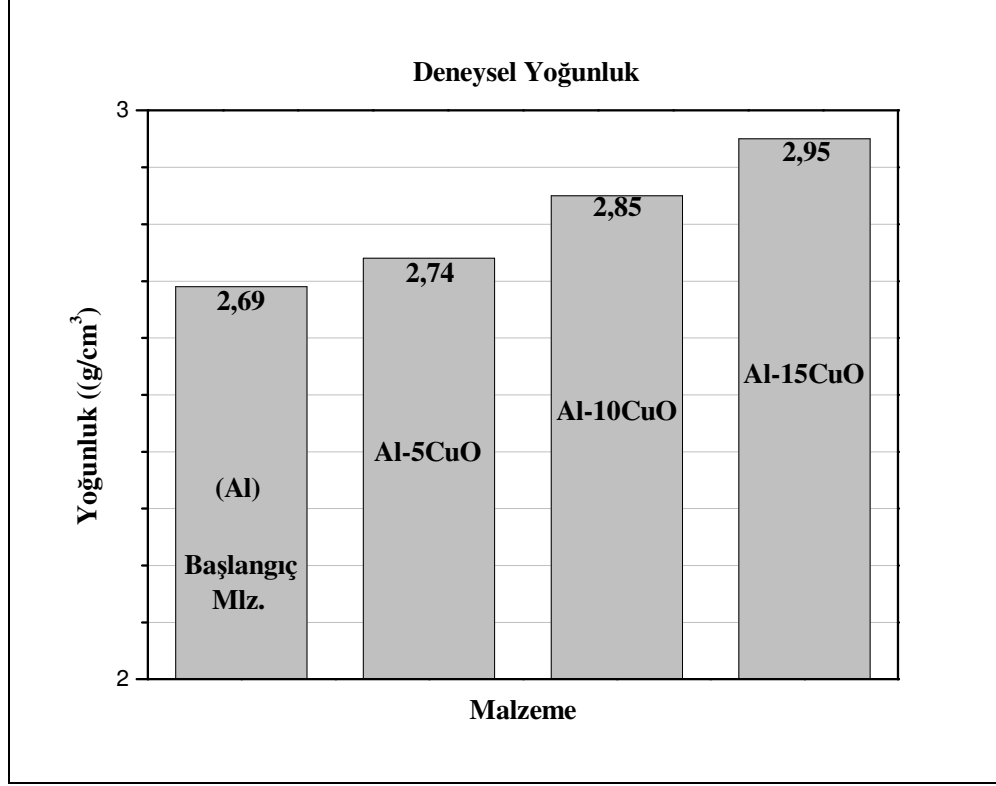
Wh: Numunenin havadaki ağırlığı

Ws: Numunenin sudaki ağırlığı

Çizelge 7.5 Kompozit malzemelerin döküm halde deneysel yoğunluğu

| Malzeme  | Deneysel yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> ) |
|----------|----------------------------------------|
| Al-5CuO  | 2,74                                   |
| Al-10CuO | 2,85                                   |
| Al-15CuO | 2,95                                   |

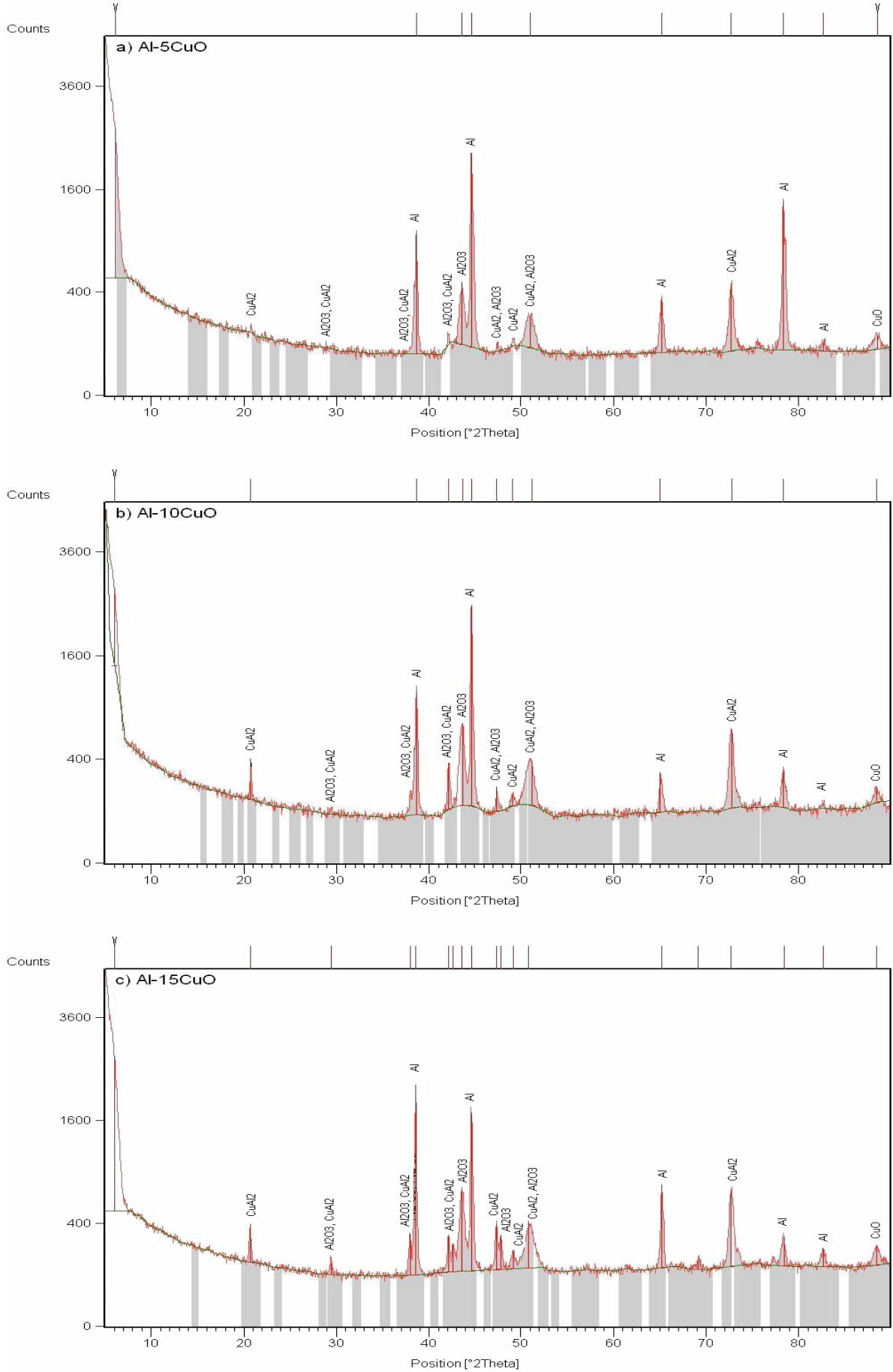
Başlangıç malzemesi ve kompozit numunelere ait yoğunluk değerleri karşılaştırmalı olarak Şekil 7.2’de verilmiştir.



Şekil 7.2 Kompozit numunelerin (döküm halde) deneysel yoğunluklarının başlangıç malzemesi ile karşılaştırılması

## 7.5 XRD Analizi

Üretilen kompozit malzemeler, yapılarındaki kristal formlar ve fazlar hakkında bilgi almak amacıyla X-ışını difraksiyon spektrometresi (XRD) ile analiz edilmiştir. Analiz edilen kompozit numunelere ait XRD grafikleri aşağıda verilmiştir (Şekil 7.3).



Şekil 7.3 Kompozit numunelere ait XRD grafiği a) Al-5CuO b) Al-10CuO c) Al-15CuO

## 7.6 Mikroyapısal İnceleme

Farklı oranlarda CuO ilavesi ile üretilen kompozit malzemeler, ışık mikroskobu ve taramalı elektron mikroskobunda (SEM) incelenerek, mikroyapı resimleri çekilmiştir.

Mikroyapı analizinde aşağıdaki cihazlardan yararlanılmıştır:

Işık Mikroskobu : Leica Q500 IW

Taramalı Elektron Mikroskobu : SEM, JEOL, JSM 5410 LV

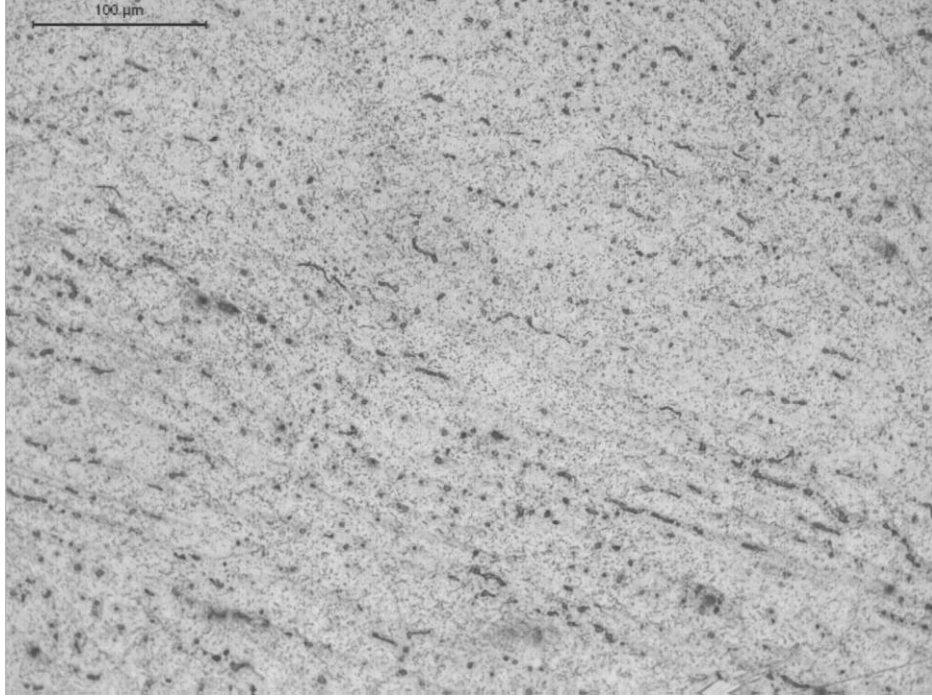
Kompozit malzemelerden alınan numuneler, sırasıyla 180-400-600-800-1200 mesh'lik zımpara kademelerinden sonra 3µm'lik elmas pasta ile disk üzerinde parlatılarak incelemeye hazır hale getirilmişlerdir.

Dağlama işlemi, %2 HF çözeltisinin 10 sn. kadar numune yüzeyine tatbik edilmesiyle yapılmıştır.

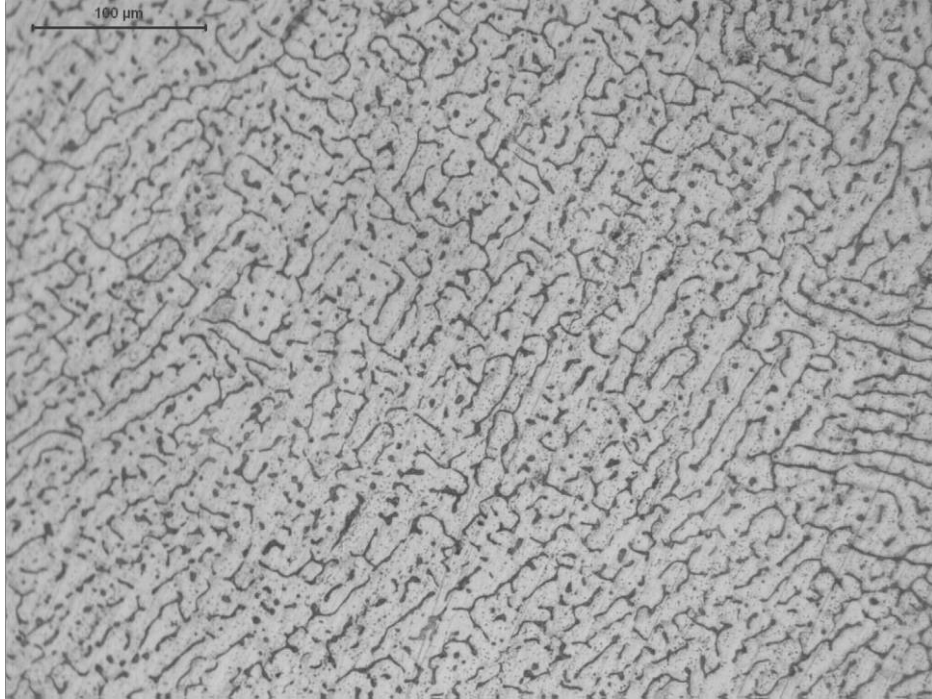
Işık mikroskobundan elde edilen görüntülerde numunelerin alışıla gelmiş dendritik bir döküm yapısında oldukları görülmektedir. Koyu renkli alanlar dendrit kolları arası son katılan CuAl<sub>2</sub> fazıdır. Dendrit kolları arasındaki intermetalik fazın ilave edilen CuO miktarının artışıyla arttığı ve uygulanan homojenizasyon işlemi ile bu kolların parçalanarak kısaldığı görülebilmektedir. Sıcak deformasyon ile dendrit kollarının bir yönde uzadığı ve yaşlandırma işlemi neticesinde dendrit kollarının toparlandığı gözlenebilmektedir.

SEM ile elde edilen görüntülerde koyu bölgeler matrisi, açık renkli alanlar ise intermetalik CuAl<sub>2</sub> fazını göstermektedir. Takviye partikülleri eşeksensiz koyu noktalar olarak görülmektedir.

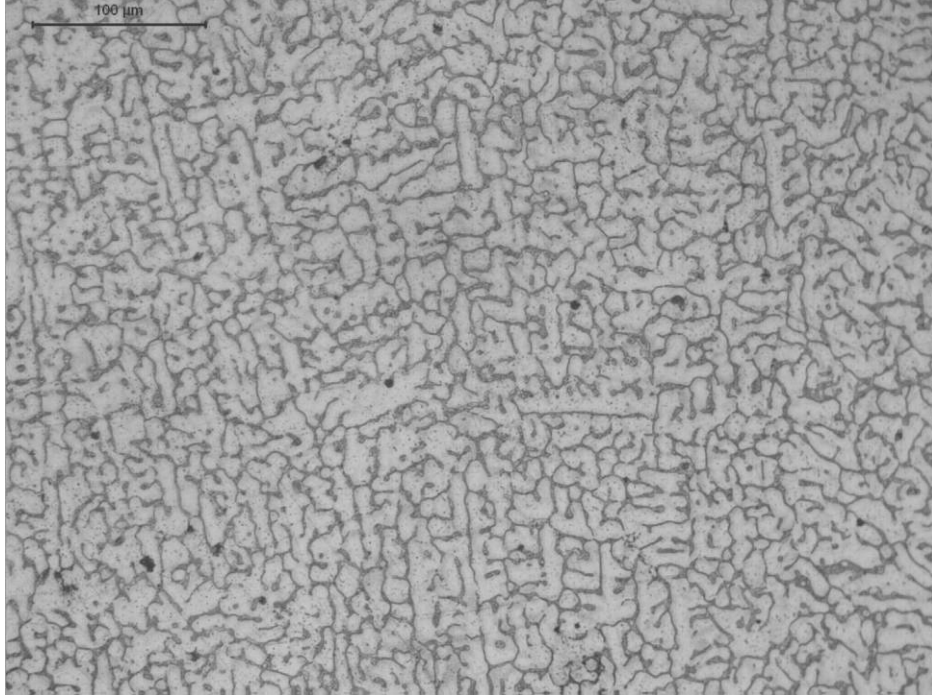
Işık mikroskobundan alınan ve SEM ile elde edilen görüntüler aşağıda verilmiştir.



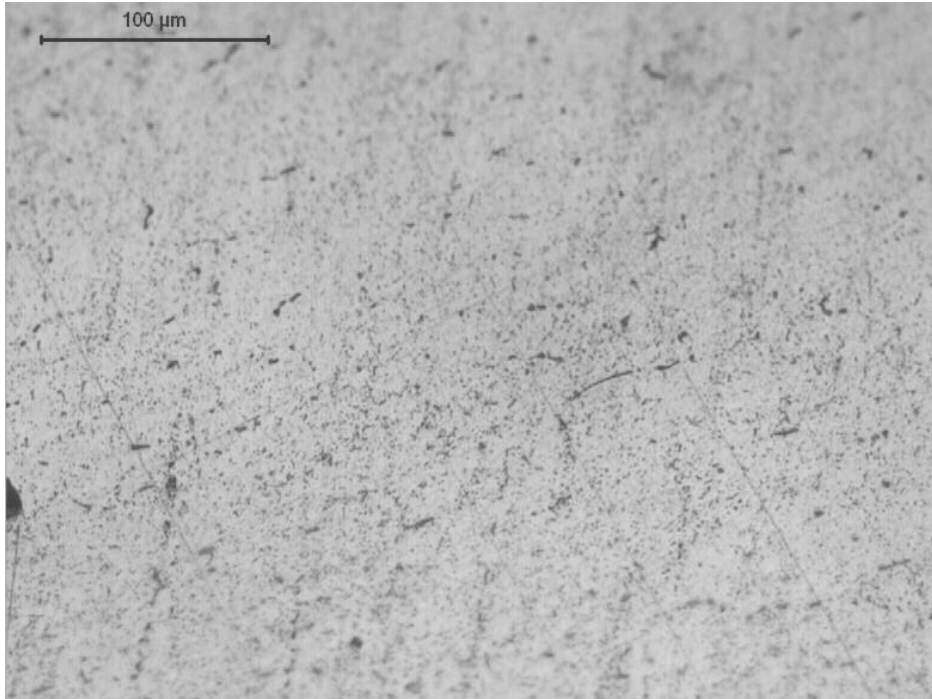
Şekil 7.4 Al-5CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, döküm halde ve (x200) büyütmede



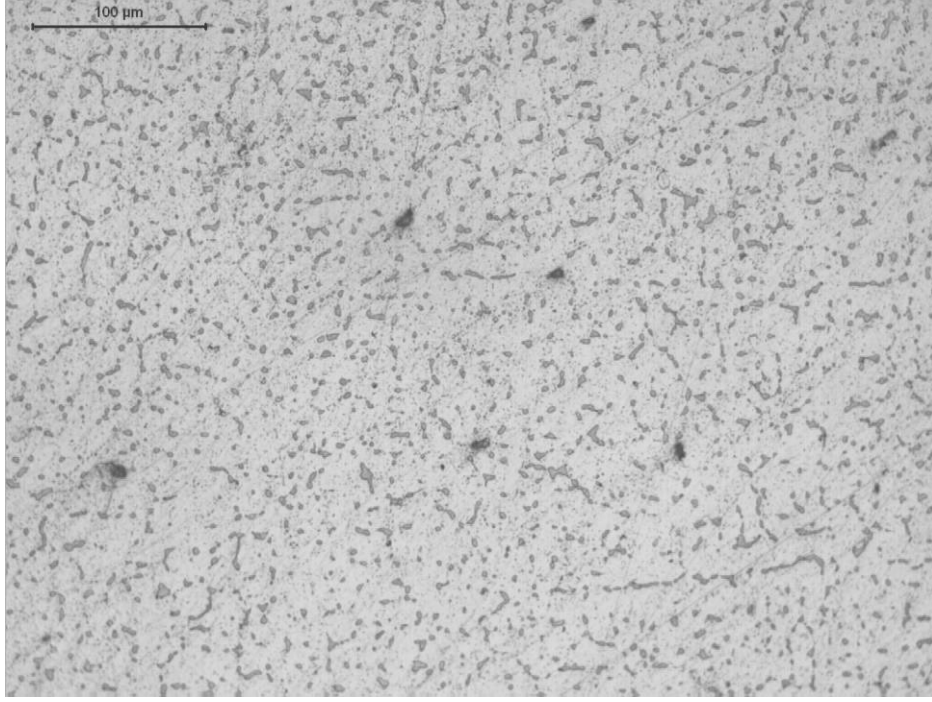
Şekil 7.5 Al-10CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, döküm halde ve (x200) büyütmede



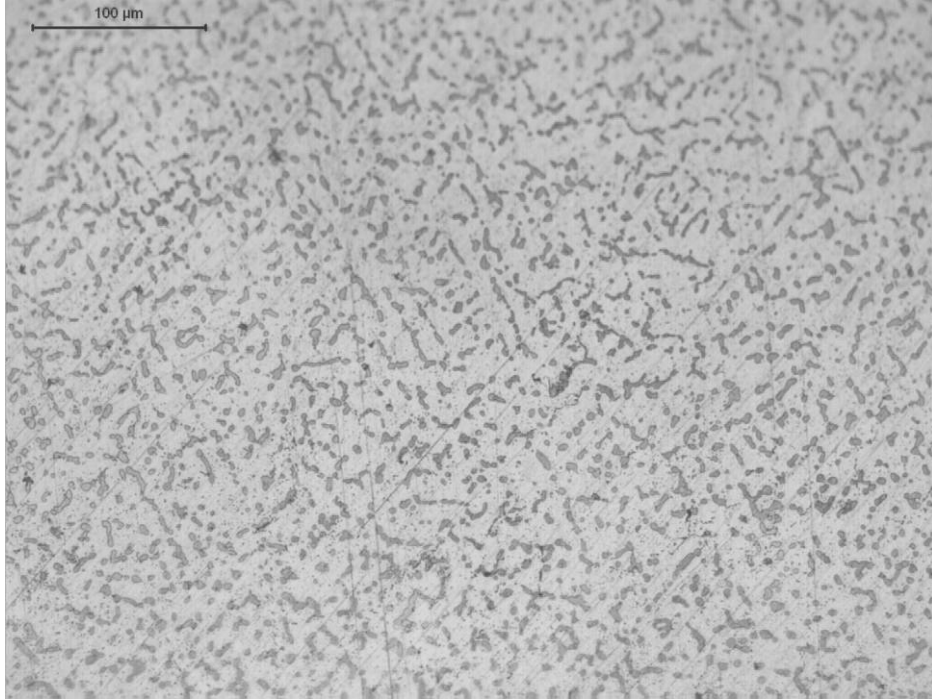
Şekil 7.6 Al-15CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, döküm halde ve (x200) büyütme



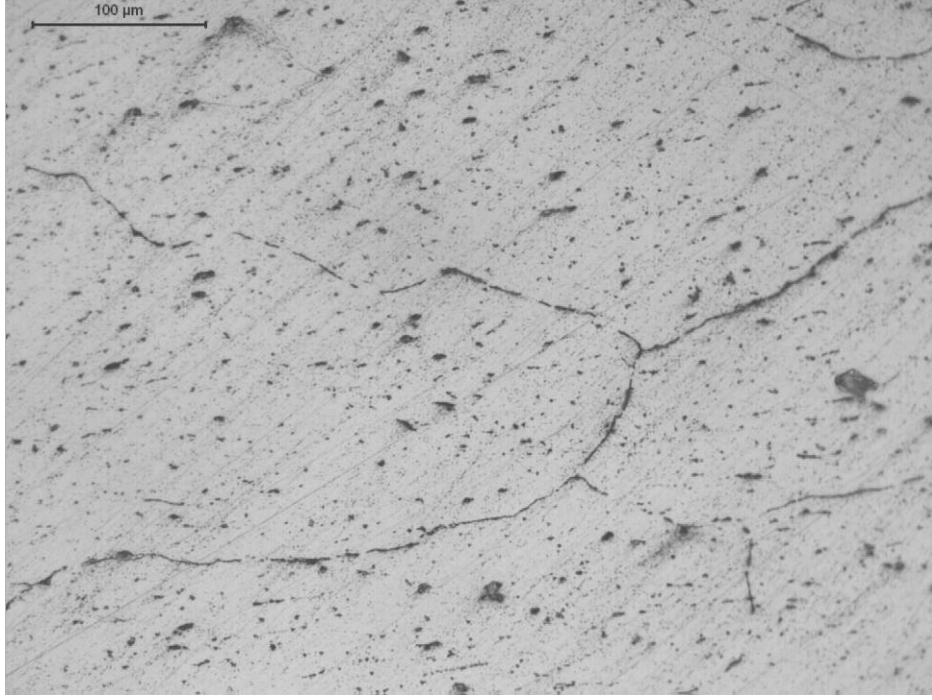
Şekil 7.7 Homojenize edilmiş Al-5CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme



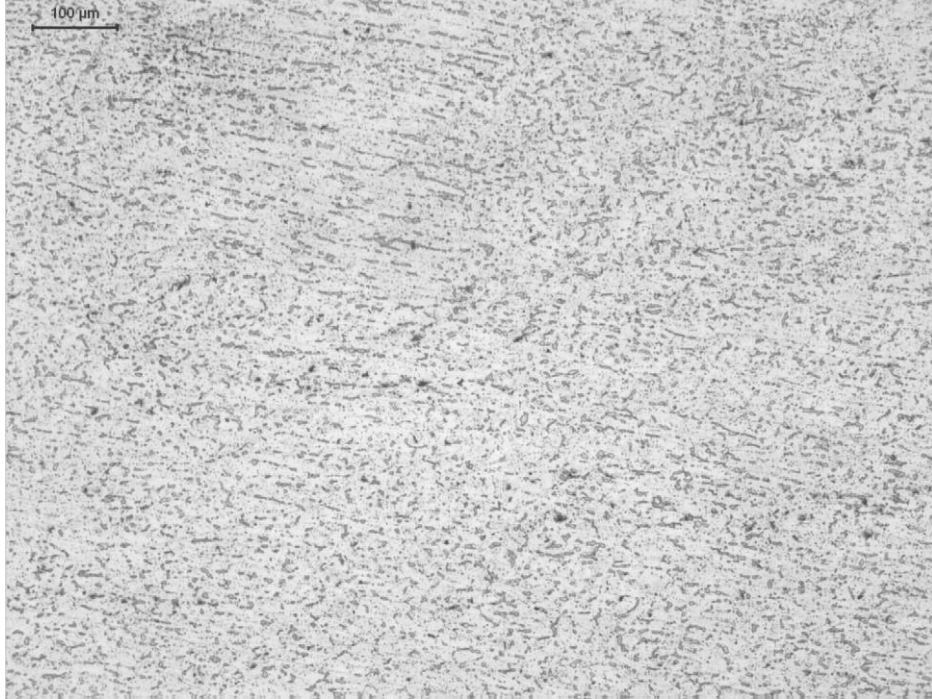
Şekil 7.8 Homojenize edilmiş Al-10CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütmede



Şekil 7.9 Homojenize edilmiş Al-15CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme

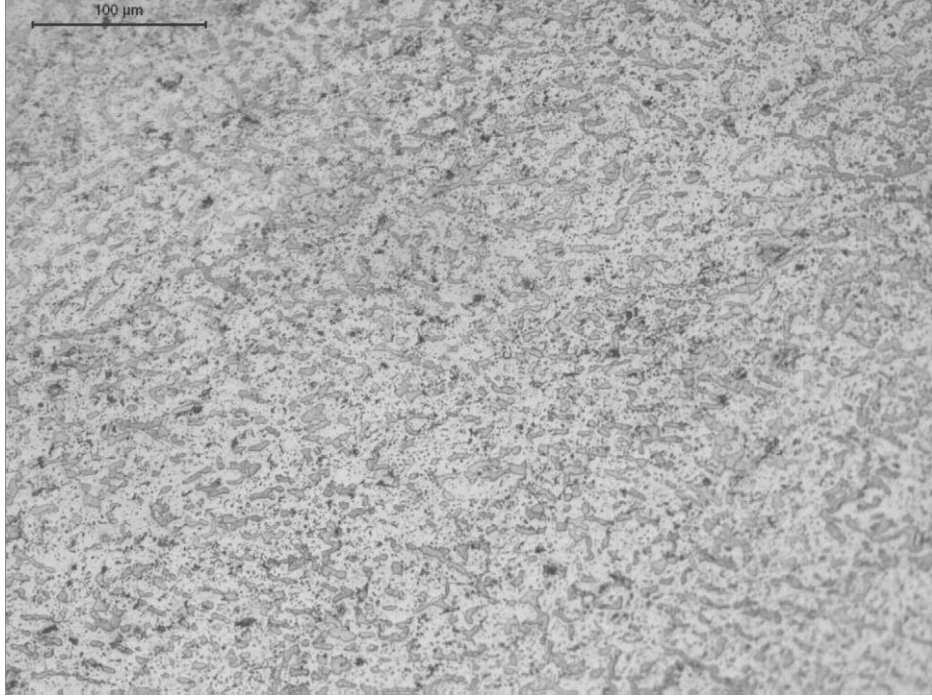


Şekil 7.10 Sıcak deforme edilmiş Al-5CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme

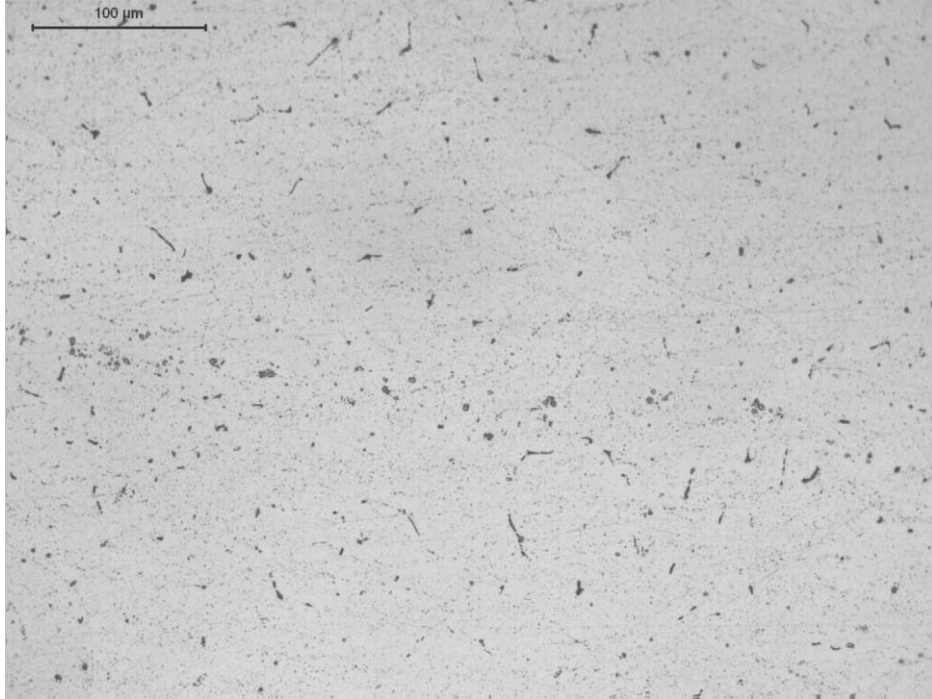


Şekil 7.11 Sıcak deforme edilmiş Al-10CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme

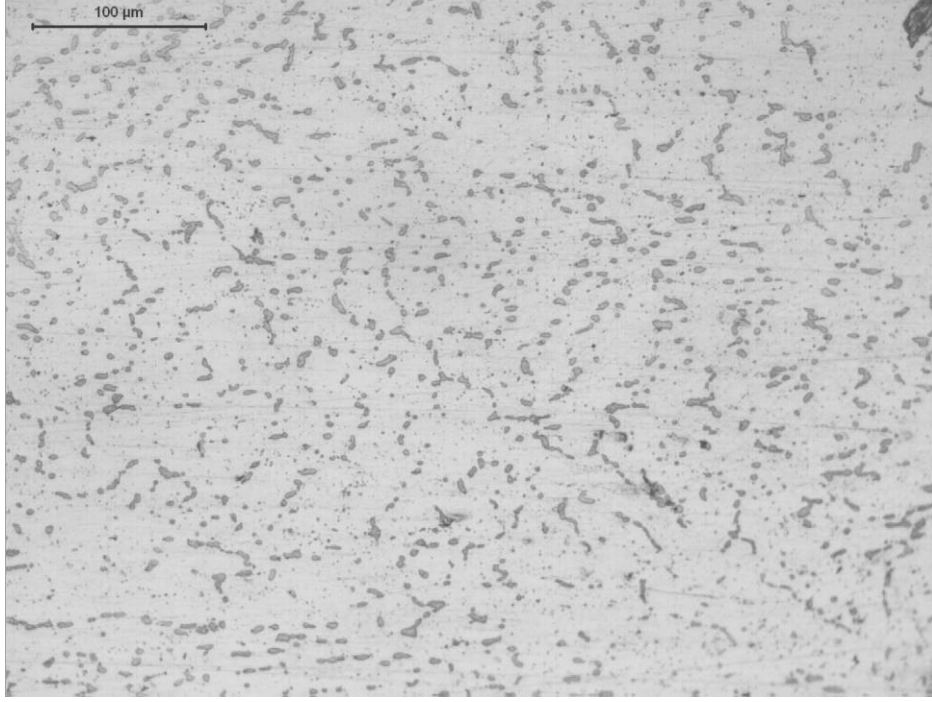




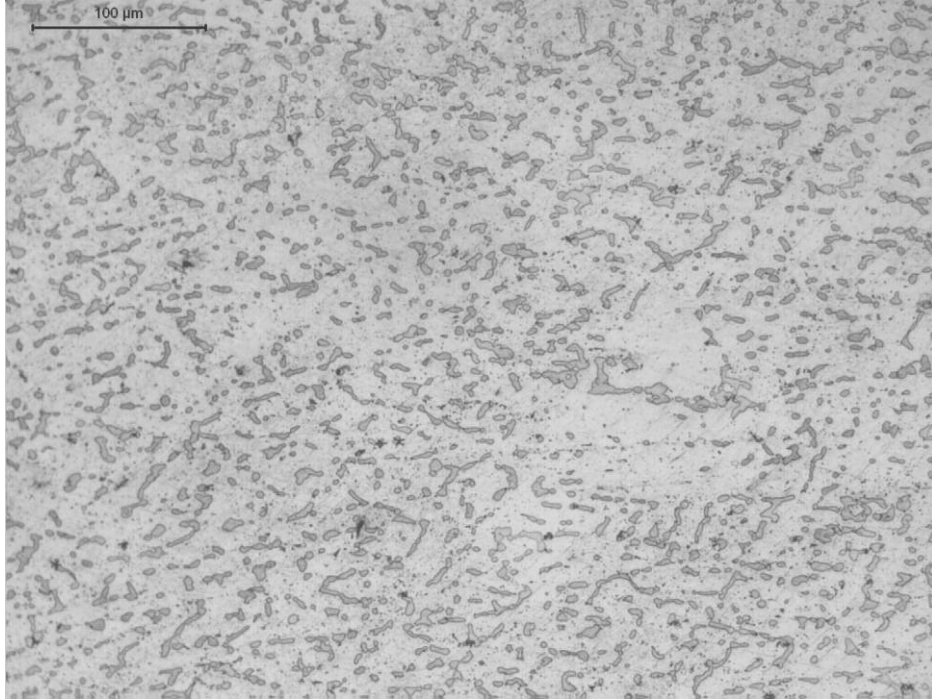
Şekil 7.12 Sıcak deforme edilmiş Al-15CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme



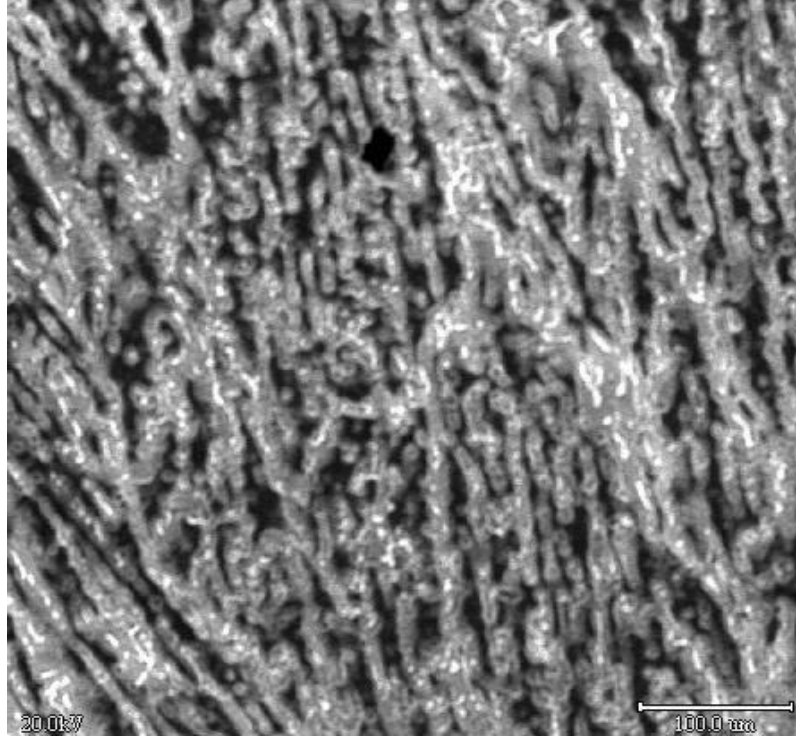
Şekil 7.13 Yapay olarak yaşlandırılmış Al-5CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme



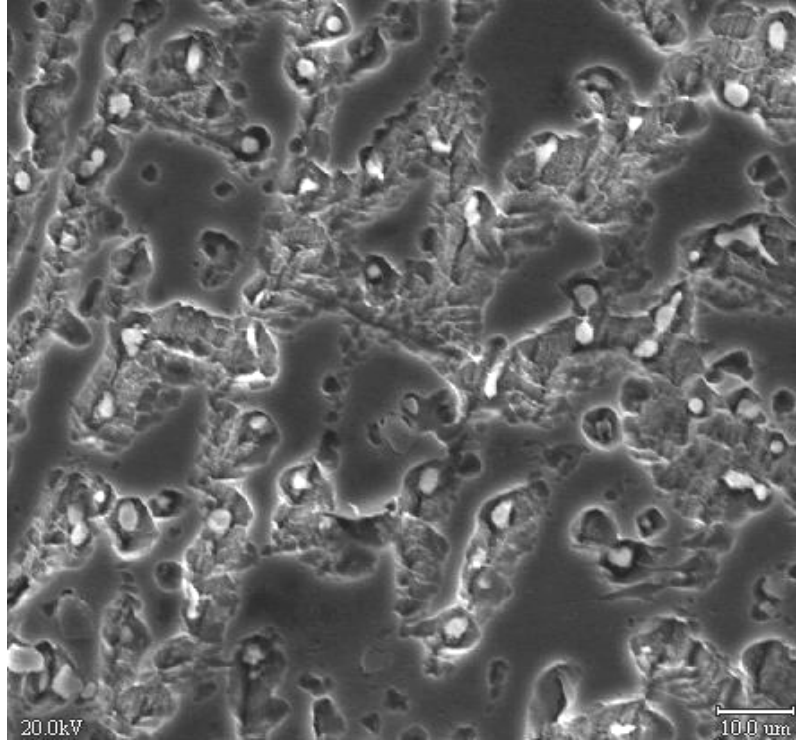
Şekil 7.14 Yapay olarak yaşlandırılmış Al-10CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme



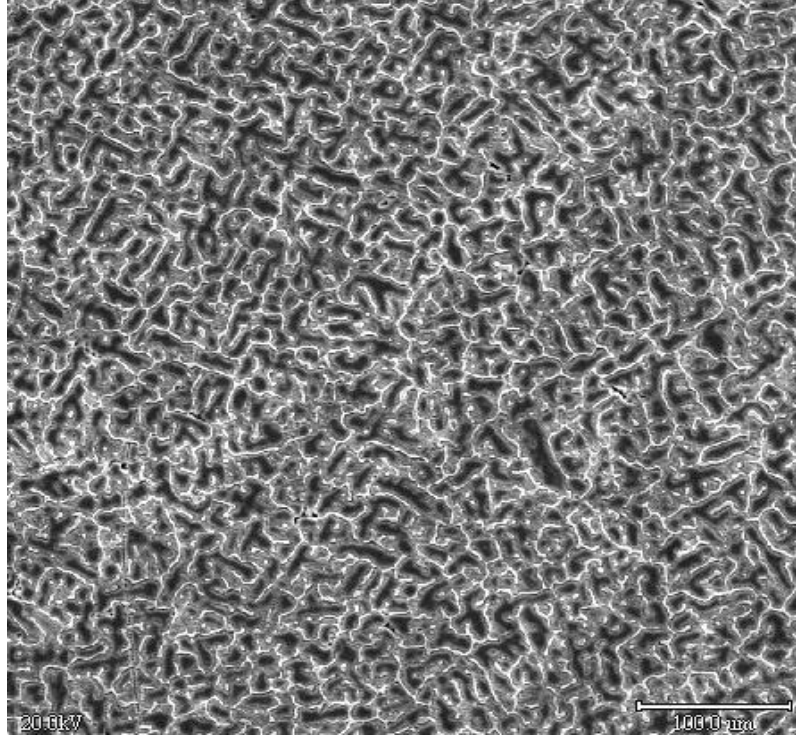
Şekil 7.15 Yapay olarak yaşlandırılmış Al-15CuO kompozitine ait ışık mikroskobu görüntüsü, (x200) büyütme



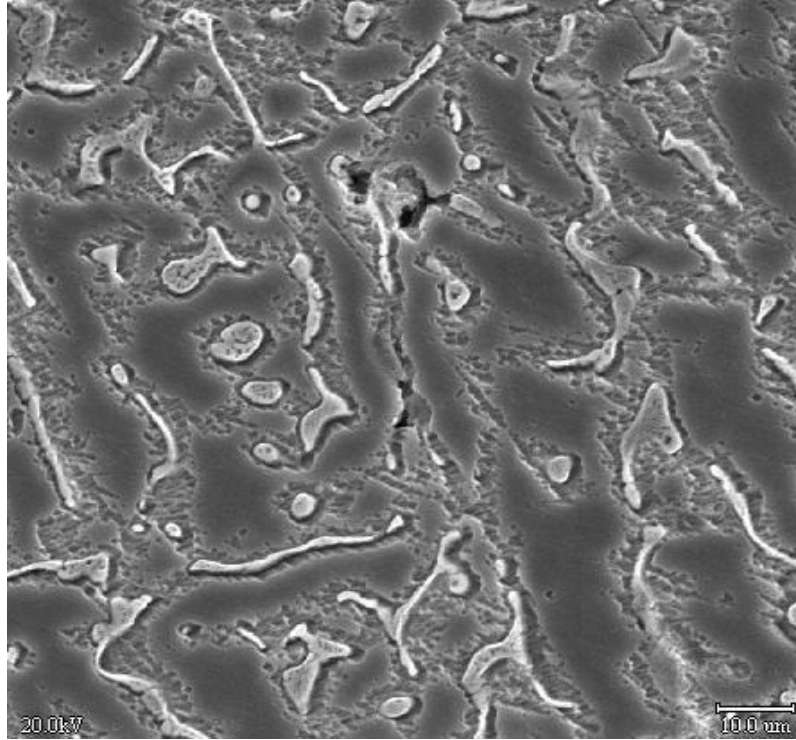
Şekil 7.16 Al-5CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x200) büyütme



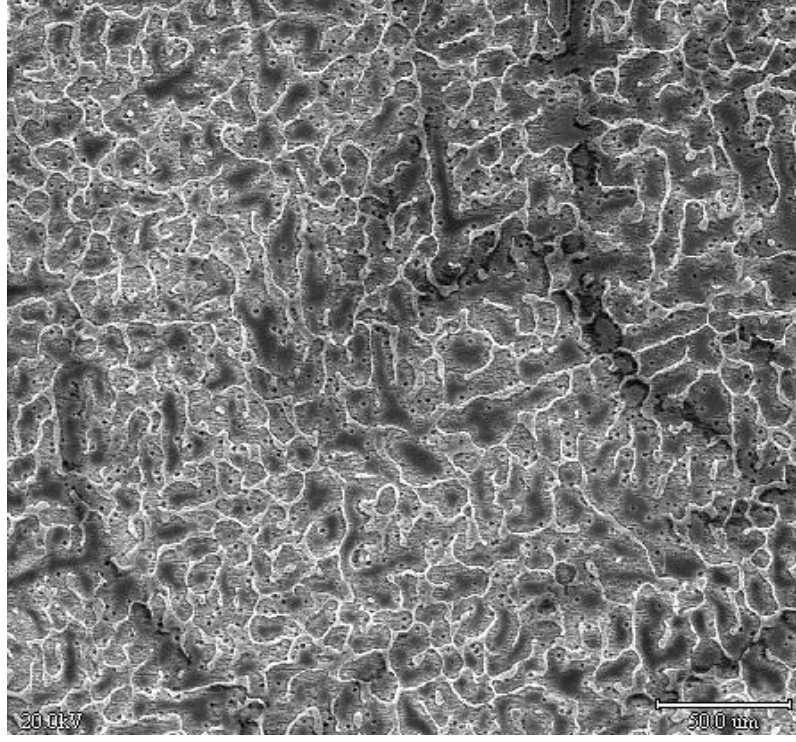
Şekil 7.17 Al-5CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x1000) büyütme



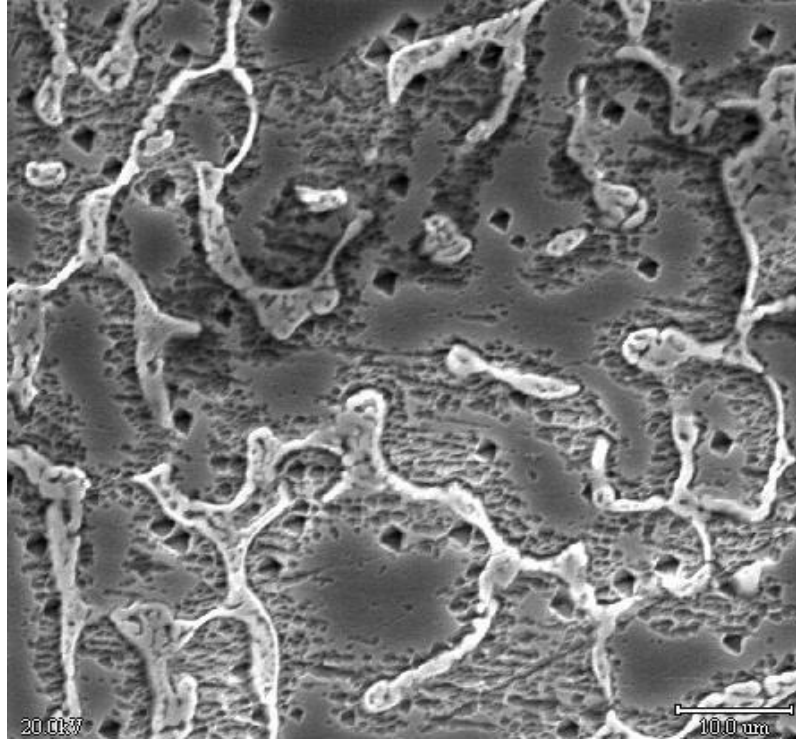
Şekil 7.18 Al-10CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x200) büyütme



Şekil 7.19 Al-10CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x1000) büyütme



Şekil 7.20 Al-15CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x350) büyütme



Şekil 7.21 Al-15CuO kompozitine ait SEM görüntüsü, (x1500) büyütme

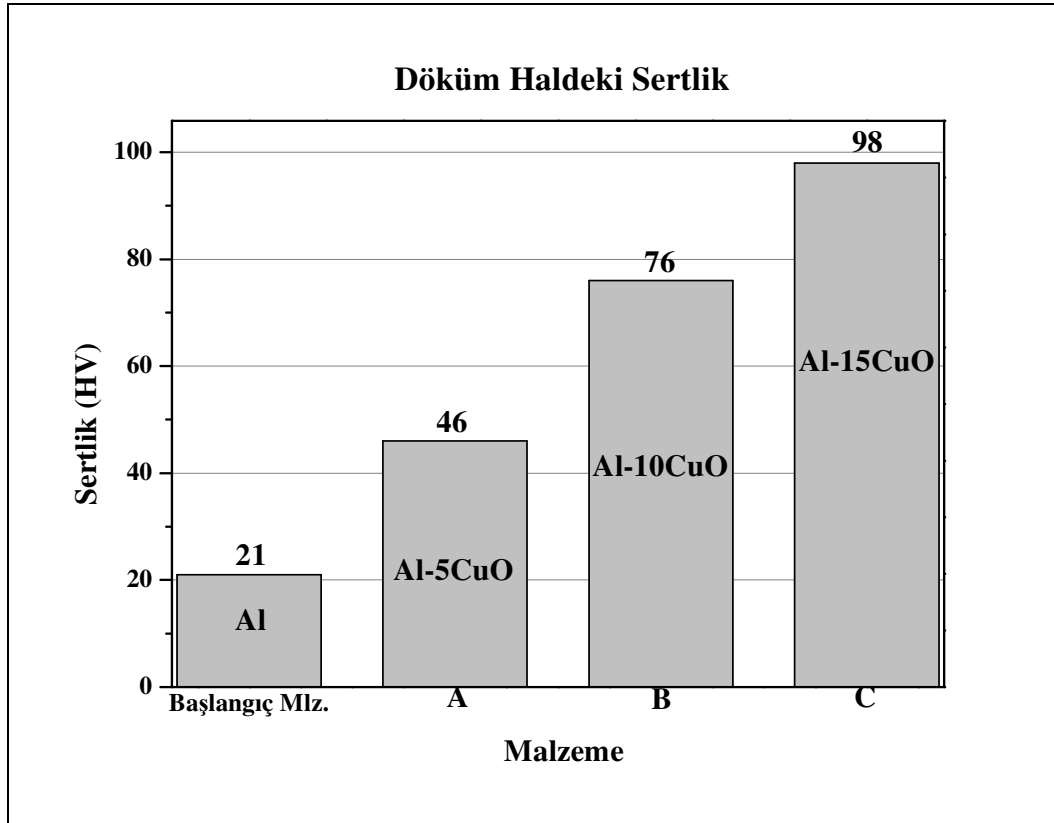
### 7.7 Sertlik Deneyi

Üretilen kompozit malzemelerin sertlikleri, Vickers sertlik ölçme cihazı ile 10 kg yük altında tayin edilmiştir. Elde edilen iz boyutları partikül boyutları ile kıyaslandığında, bulunan sertlik değerlerinin kompozitin tamamını temsil ettiği söylenebilir. Değerler, her bir numune için 5'er kez yapılan ölçümlerin aritmetik ortalaması alınarak elde edilmiştir.

Kompozit malzemelerin döküm sonrası ölçülen sertlik değerleri Çizelge 7.6 ve karşılaştırmalı olarak Şekil 7.22'de verilmiştir.

Çizelge 7.6 Kompozit malzemelerin döküm sonrası ölçülen sertlik değerleri

| Malzeme |          | Sertlik (HV) |
|---------|----------|--------------|
| A       | Al-5CuO  | 46           |
| B       | Al-10CuO | 76           |
| C       | Al-15CuO | 98           |

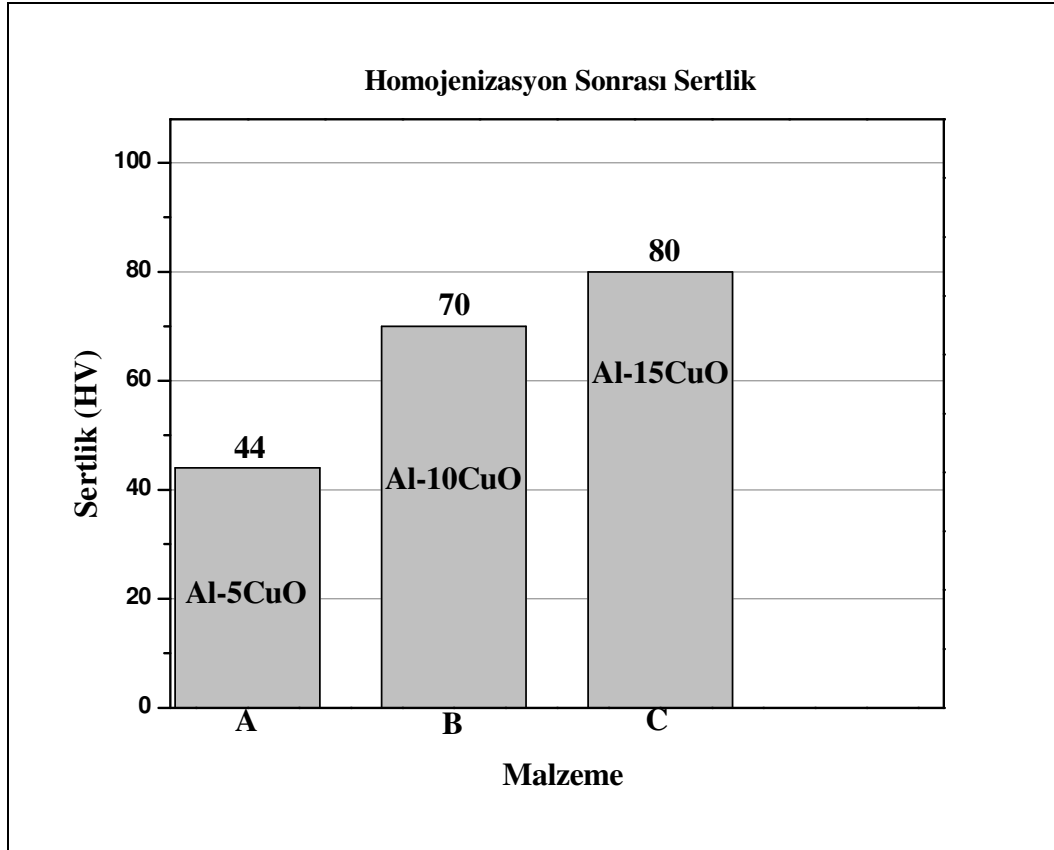


Şekil 7.22 Kompozit malzemelerin döküm sertlik değerlerinin başlangıç malzemesi ile karşılaştırılması

Homojenize edilmiş kompozit malzemelerin ölçülen sertlik değerleri de Çizelge 7.7 ve karşılaştırmalı olarak Şekil 7.23'te verilmiştir.

Çizelge 7.7 Kompozit malzemelerin homojenizasyon sonrası ölçülen sertlik değerleri

| <b>Malzeme</b> |          | <b>Sertlik (HV)</b><br>(homojenizasyon sonrası) |
|----------------|----------|-------------------------------------------------|
| <b>A</b>       | Al-5CuO  | 44                                              |
| <b>B</b>       | Al-10CuO | 70                                              |
| <b>C</b>       | Al-15CuO | 80                                              |

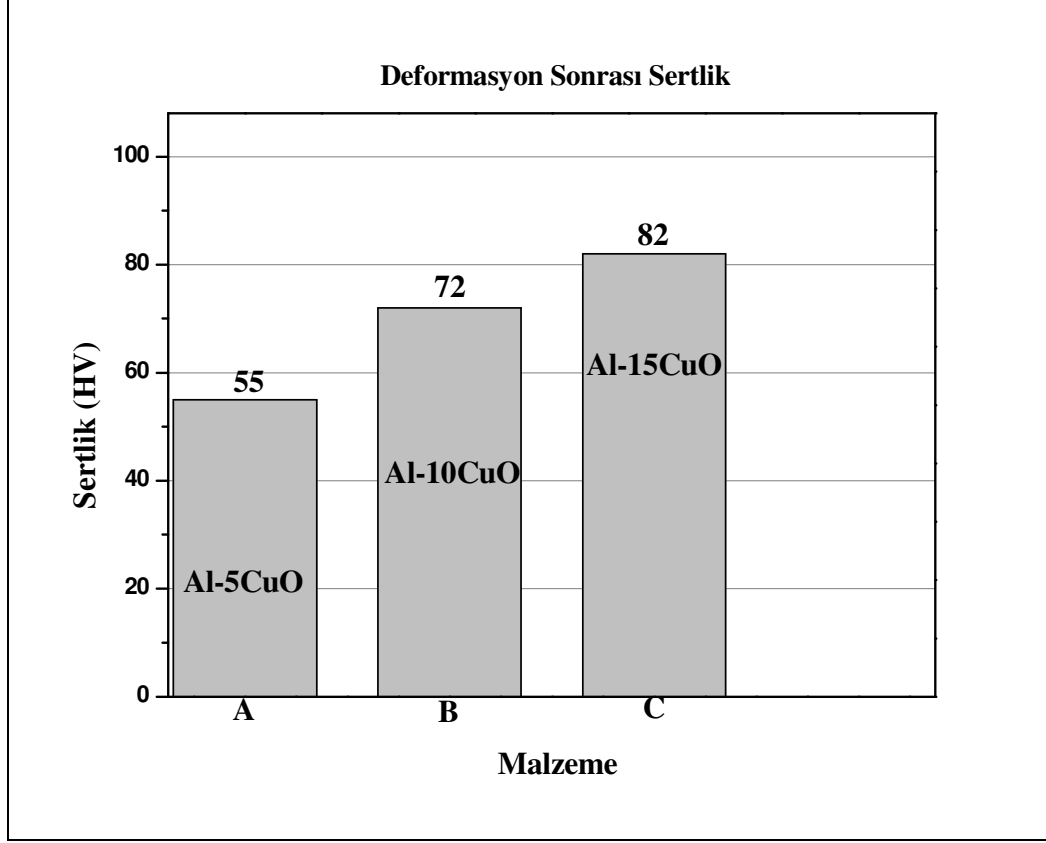


Şekil 7.23 Kompozit malzemelerin homojenizasyon sonrası sertlik değerlerinin karşılaştırılması

Aynı şekilde kompozit malzemelerin sıcak deforme edildikten sonra ölçülen sertlik değerleri Çizelge 7.8 ve Şekil 7.24'de verilmiştir.

Çizelge 7.8 Kompozit malzemelerin deformasyon sonrası ölçülen sertlik değerleri

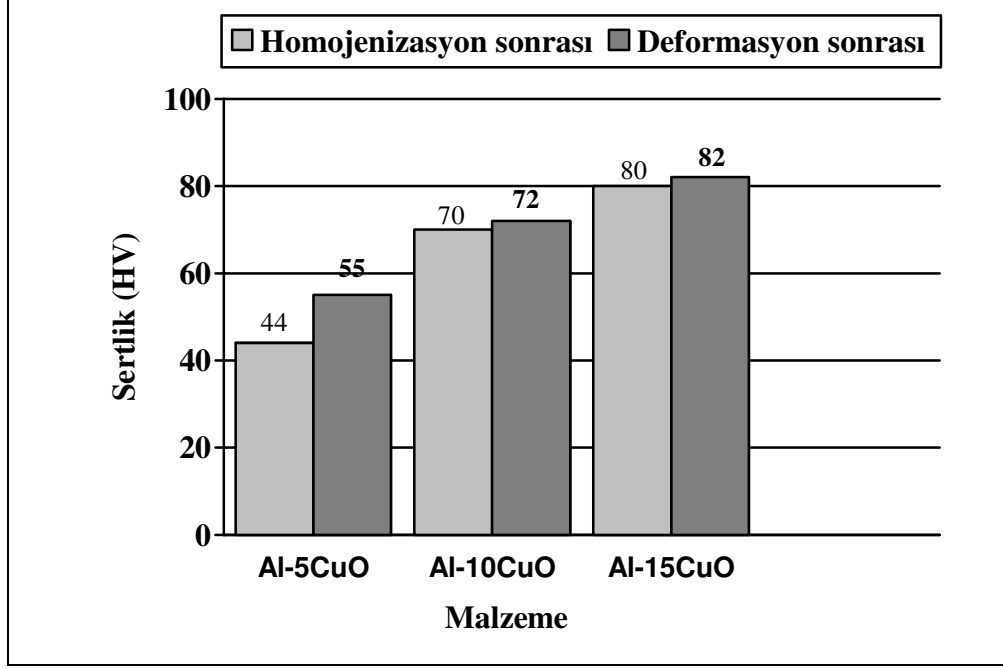
| <b>Malzeme</b> |          | <b>Sertlik (HV)</b><br>(deformasyon sonrası) |
|----------------|----------|----------------------------------------------|
| <b>A</b>       | Al-5CuO  | 55                                           |
| <b>B</b>       | Al-10CuO | 72                                           |
| <b>C</b>       | Al-15CuO | 82                                           |



Şekil 7.24 Kompozit malzemelerin deformasyon sonrası sertlik değerlerinin karşılaştırılması

Döküm sonrası homojenize edilmiş kompozit malzemeler ile bu işlem sonrası sıcak olarak deforme edilmiş numunelere ait sertlik değerleri karşılaştırmalı olarak Şekil 7.25’de gösterilmiştir.





Şekil 7.25 Kompozit malzemelerin homojenizasyon ve deformasyon sonrası ölçülen sertlik değerlerinin karşılaştırılması

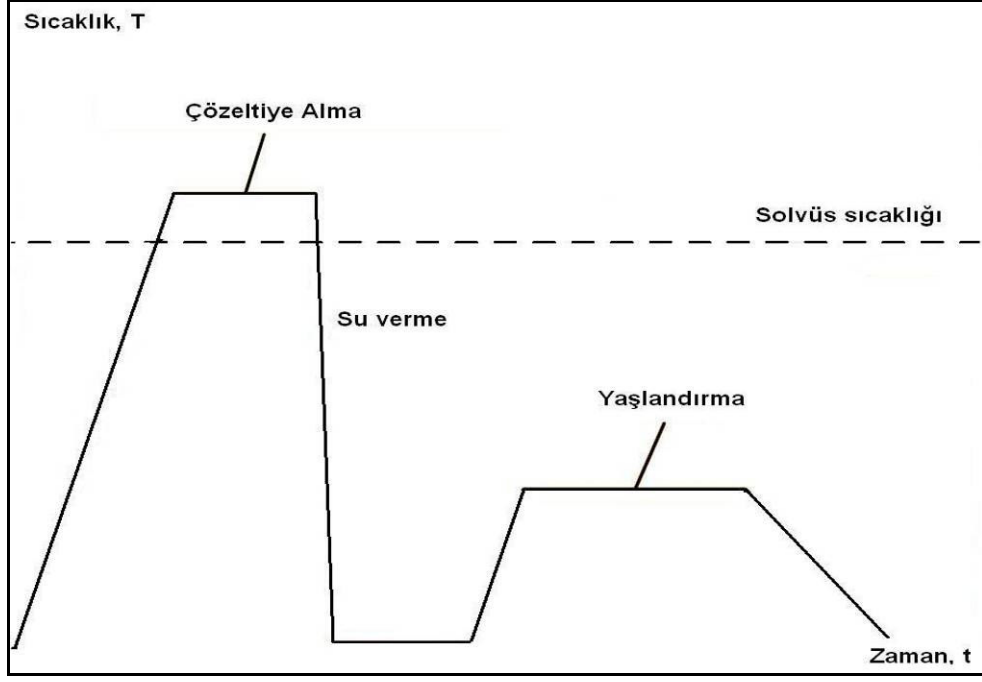
### 7.8 Yaşlandırma İşlemi

Yaşlandırma ısısal işlemi üç kademede gerçekleştirilmiştir. Bunlar;

1. çözeltiye alma ısısal işlemi,
2. su verme,
3. yapay yaşlandırma

işlemleridir. Bu işlemler (T6), Al-Cu faz diyagramı (EK 1) dikkate alınarak uygulanmıştır.

Çözeltiye alma ısısal işlemi, numunelerin daha önceden 500°C'ye ısıtılmış elektrik dirençli fırında 1 saat bekletilmesi ile yapılmıştır. Ardından, numuneler suda hızlı soğutularak su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Daha sonra, numuneler 170°C'deki elektrik dirençli fırına konularak toplam 35 saat kadar yapay olarak yaşlandırılmıştır. Uygulanan ısısal işlemin kademeleri Şekil 7.26'da şematik olarak verilmiştir.

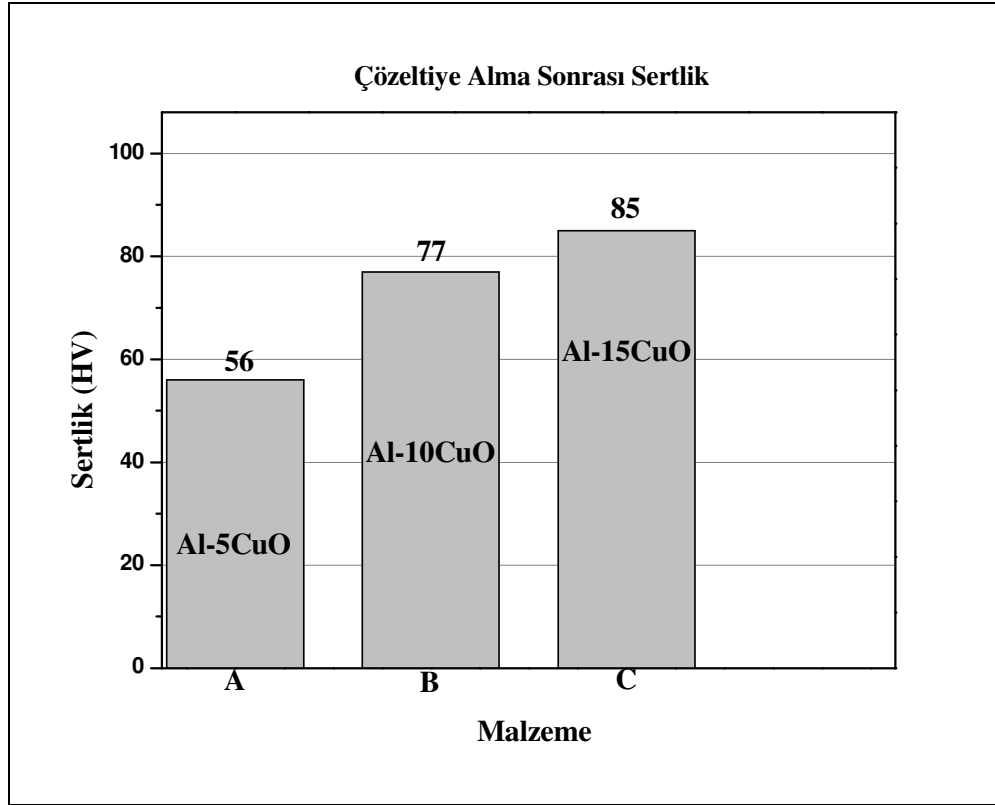


Şekil 7.26 Uygulanan ısıt işlem kademelerinin şematik gösterimi

Yaşlandırma işlemi çerçevesinde, numunelerin çözeltiye alma ısıt işlemi sonrası (su verme dahil) ölçülmüş sertlik değerleri Çizelge 7.9 ve karşılaştırmalı olarak Şekil 7.27’de verilmiştir.

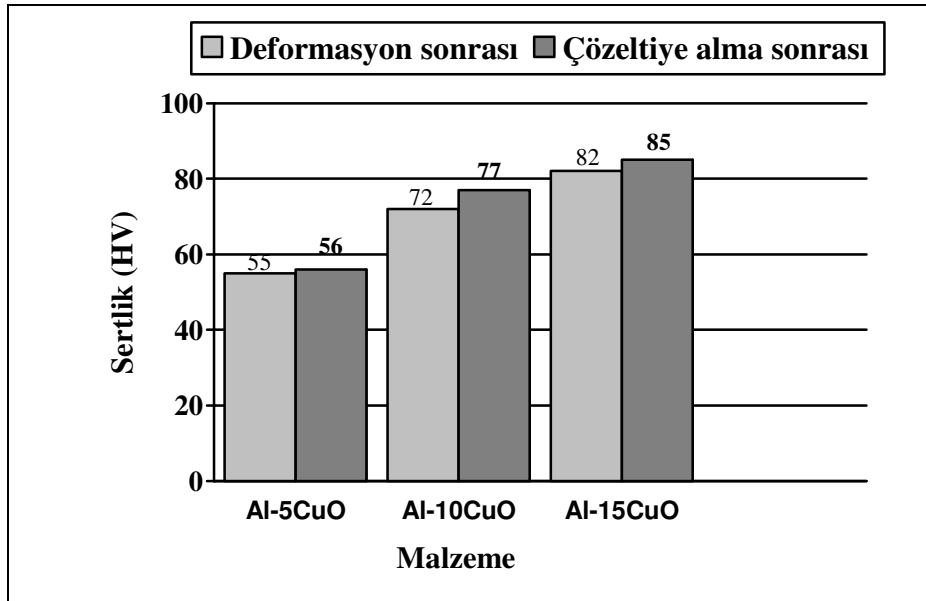
Çizelge 7.9 Kompozit malzemelerin çözeltiye alma işlemi sonrası ölçülen sertlik değerleri

| Malzeme |          | Sertlik (HV)<br>(çözeltiye alma işlemi sonrası) |
|---------|----------|-------------------------------------------------|
| A       | Al-5CuO  | 56                                              |
| B       | Al-10CuO | 77                                              |
| C       | Al-15CuO | 85                                              |



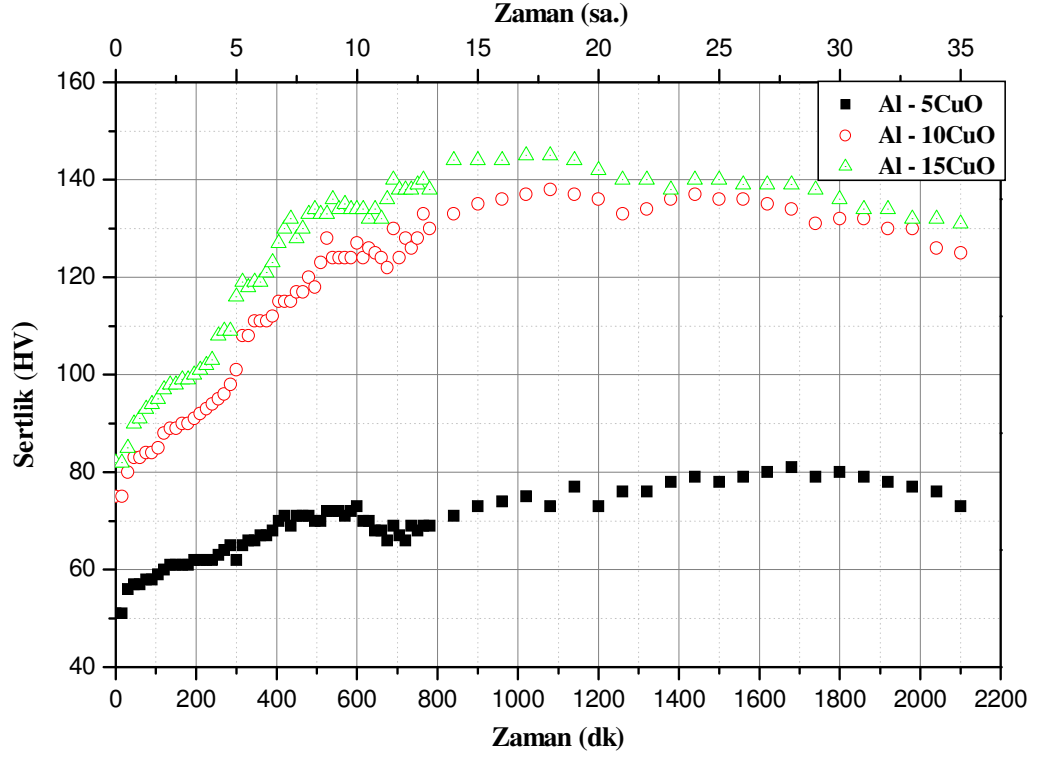
Şekil 7.27 Kompozit malzemelerin çözeltiye alma işlemi sonrası ölçülen sertlik değerleri

Kompozit numunelerin, çözeltiye alma işlemi ile deformasyon işlemi sonrası ölçülen sertlik değerleri karşılaştırmalı olarak Şekil 7.28’de verilmiştir.



Şekil 7.28 Kompozit malzemelerin deformasyon ve çözeltiye alma işlemi sonrası ölçülen sertlik değerlerinin karşılaştırılması

Yaşlandırma işlemine tabi tutulan numunelerin belirli periyotlar ile sertlik ölçümleri yapılmıştır. Ölçülen değerler sonucu elde edilen grafik Şekil 7.29’da gösterilmiştir.



Şekil 7.29 Kompozit numunelere ait yaşlandırma grafiği

## SONUÇLAR ve ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında, alüminyum matrisli  $Al_2O_3$  partikül takviyeli kompozit malzeme, in-situ tekniği ile üretilmiş ve temel özelliklerinin karakterizasyonu yapılmıştır. Çalışma neticesinde elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

i) Alüminyum başlangıç malzemesi içine ağırlıkça %5, %10 ve %15 CuO ilavesi ile yapıda  $Al_2O_3$  partikül takviyeli kompozit malzeme üretimi:

- CuO tozunun tablet formunda ergiyik içine ilavesi,
  - 1200 °C proses sıcaklığına çıkılarak, bu sıcaklıkta 5 dakika beklenilmesi,
  - Koruyucu gaz atmosferi altında çalışılmadığından, karıştırma işleminin oksidasyon ve dolayısı ile metal kaybına yol açması nedeniyle uygulanmaması,
- koşullarında gerçekleştirilmiştir.

Koruyucu gaz atmosferi altında çalışıldığı takdirde (kuru argon veya azot) ergiyiğin oksidasyonu minimum seviyeye düşürülerek metal kayıpları en aza indirgenecektir.

ii) Üretilen kompozit malzemelerin yapılan kimyasal analiz sonuçlarından, ilave edilen CuO tozunun in-situ reaksiyonu gereği ayrışarak açığa çıkan Cu'nun alaşım elementi olarak yapıya geçtiği belirlenmiştir. Bu durum, açığa çıkan oksijenin, bu moleküle olan yüksek afinitesinden dolayı  $Al_2O_3$  takviye partikülünü oluşturmak üzere Al ile birleştiği sonucunu göstermiştir.

iii) Kompozit malzemelerin yoğunluk değerleri, ilave edilen CuO miktarının artışı, dolayısıyla yapıda oluşan  $Al_2O_3$  takviye partikülü ve yapıda çözünen bakırın artışı doğrultusunda yükselmiştir. Başlangıç malzemesinin deneysel yoğunluğu 2,69 g/cm<sup>3</sup> iken, Al-5CuO kompozitinin yoğunluğu 2,74 g/cm<sup>3</sup>'e, Al-10CuO'nun 2,85 g/cm<sup>3</sup>'e ve Al-15CuO kompozitinin yoğunluğu ise 2,95 g/cm<sup>3</sup>'e çıkmıştır.

iv) XRD analizleri ile kompozit numunelerin yapısındaki mevcut fazlar hakkında bilgi edinilmiştir. Analizi yapılan numunelerde, in-situ reaksiyonu ile oluşması beklenen  $Al_2O_3$  partikülünün varlığı oluşan pikler ile tespit edilmiştir. Bu durum in-situ reaksiyonunun gerçekleştiği sonucunu doğrulamaktadır.  $Al_2O_3$  fazına ait pikler, miktarca daha fazla partikül

içeren Al-15CuO kompozitinde diğer numunelere oranla daha da belirginleşmiştir. Ayrıca kompozit numunelerin yapısında, analiz sonucu  $\text{CuAl}_2$  fazının tespiti, CuO'nun in-situ reaksiyonu gereği ayrışması ile serbest kalan bakırın matris içinde çözündüğünü de doğrulamaktadır.

v) Mikroyapısal incelemesi yapılan numunelerin, ışık mikroskobundan elde edilen görüntülerinde klasik dendritik yapıda oldukları görülmüştür. SEM ile elde edilen görüntülerde mevcut açık renkli alanların intermetalik  $\text{CuAl}_2$  fazı olduğu tespit edilmiştir. Bu fazın yapı içindeki varlığının, ilave edilen CuO miktarındaki artış doğrultusunda arttığı gözlemlenmiştir. In-situ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  takviye partiküllerinin yapıda homojen olarak dağıldığı gözlenmiştir. Oluşan partiküllerin boyutlarının ortalama 1-2  $\mu\text{m}$  arasında olduğu gözlenmiştir.

vi) Üretimi yapılan kompozitlere ait sertlik değerleri, ilave edilen CuO miktarındaki artış ve dolayısı ile yapıda oluşan  $\text{Al}_2\text{O}_3$  takviye partikülü miktarındaki artış doğrultusunda yükselmiştir. Al-15CuO numunesinin döküm sertlik değeri 98 HV olarak ölçülmüştür ki bu değer başlangıç malzemesinin sertlik değerinin (21 HV) yaklaşık 4.5 katı kadardır. Homojenizasyon işlemi sonrası kompozit malzemelerin sertliğinde bir miktar düşüş gözlenmiştir. Deformasyon işleminin uygulanmasıyla (~%50 deformasyon) kompozit malzemelerin sertliğinde bir miktar artış sağlanmıştır.

vii) Üretimi gerçekleştirilen kompozit malzemelerin yaşlandırma ısı işlemi ile ulaştığı maksimum sertlik değerleri dikkate alındığında yaşlanma süresinin takviye oranındaki artış ile azaldığı gözlenmiştir. Al-5CuO kompoziti, 81 HV olan maksimum sertlik değerine 28. saatte ulaşmıştır. Al-10CuO kompoziti, 138 HV'lik en yüksek sertlik değerine 18. saatte ve Al-15CuO kompoziti ise 145 HV olan en yüksek sertlik değerine 17. saatte ulaşmıştır. Yaşlandırma ısı işlemi ile ulaşılan maksimum sertlik değerleri döküm sertlikleri ile karşılaştırıldığında; Al-5CuO kompoziti için 35 HV, Al-10CuO için 62 HV ve Al-15CuO için 45 HV'lik bir artış tespit edilmiştir.

viii) Reaksiyon esnasında ani olarak meydana gelen patlamanın çevreye ve çalışanlara zarar vermemesi için gerekli güvenlik önlemleri alınmalıdır. İlk etapta proses üzerinin gaz çıkışına izin verecek uygun bir plaka ile kapatılması yararlı olacaktır.

ix) Termodinamik olarak, in-situ reaksiyonu sonucu meydana gelen patlamanın kontrol edilmesi ancak çok kısa bir sürede açığa çıkan ısıнын kontrolü ile mümkün olabilir. Bu durum, ergiyik içerisinde seyreltici ilavesi ile kontrol edilebilir. Böylelikle reaktanlar arasındaki temas yüzeyi azaltılarak hacim başına oluşan ısı miktarının indirgenmesi sağlanabilir. Ancak, ilave edilen seyreltici, ısı alıcı olarak davranarak reaksiyondan açığa çıkan ısıyı absorblayabilir. Bu nedenle sistem sıcaklığının da kontrol altında tutulması gerekmektedir.

## KAYNAKLAR

- Alman, D.E., (2001), "Properties of Metal Matrix Composites", ASM Handbook, Vol.21, Ed. Miracle, D.B. ve Donaldson, L., ASM International, 1946-1995.
- Bonnen, J.J., Allison, J.E. ve Jones, J.W., (1991), "Fatigue Behavior of a 2xxx Series Aluminum Alloy Reinforced With 15 vol. Particle SiCp", Metall. Trans. A., 22A:1007-1019.
- Boyd, J.D. ve Lloyd, D.J., (2000), "Clustering in Particulate MMCs", In Comprehensive Composite Materials, Vol.3, Metal Matrix Composites, Elsevier, New York, 139-149.
- Carnahan, R.D., Decker, R.F., Bradley, N. ve Frederick, P., (1990), "Proceedings of Symposium-Fabrication of Particulates and Reinforced Metal Composites", Ed. Masounave, J. ve Hamel, F.G., ASM International, Materials Park, OH, pp.101-105.
- Ceschini, L., Minak, G. ve Morri, A., (2006), "Tensile and Fatigue Properties of The AA6061/20 vol.%  $\text{Al}_2\text{O}_{3p}$  and AA7005/10 vol.%  $\text{Al}_2\text{O}_{3p}$  Composites", Composites Science and Technology, 66:333-342.
- Chawla, K.K., Esmacili, A.H., Datye, A.K. ve Vasudevan, A.K., (1991), "Effect of Homogenous/Heterogenous Precipitation on Aging Behavior of SiCp/Al2014 Composite", Scripta Metallurgica et Materialia, 25:1315-1319.
- Chen, G., Sun, G.X. ve Zhu, Z.G., (1999), "Study on Reaction Processed Al-Cu/ $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_{3(p)}$  Composites", Materials Science and Engineering, A265:197-200.
- Clyne, T.W. ve Withers, P.J., (1993), "An Introduction to Metal Matrix Composites", Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press, London.
- Clyne, T.W., (2001), "Metal Matrix Composites: Matrices and Processing", Encyclopaedia of Materials Science and Technology, Elsevier, 1-14.
- Daniel, B.S.S., Murthy, V.S.R. ve Murty, G.S., (1997), "Metal-Ceramic Composites via In-Situ Methods", Journal of Materials Processing Technology, 68:132-155.
- Dixon, W. ve Lloyd, D.J., (1996), "Processing, Properties and Application of Cast Metal Matrix Composites", The Minerals and Materials Society, pp.259-269.
- Fan, T., Zhang, D., Yang, G., Shibayanagi, T. ve Naka, M., (2003), "Fabrication of In-Situ  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  Composite Via Remelting", Journal of Materials Processing Technology, 142:556-561.
- Ferry, M. ve Munroe, P.R., (1995), "The Effect of Subgrain Size on The Static Recrystallization Behaviour of An Aluminium-Based Metal-Matrix Composite", Scripta Metallurgica et Materialia, 33:857-862.
- Hamid, A.A., Ghosh, P.K., Jain, S.C. ve Ray, S., (2006), "Influence of Particle Content and Porosity on the Behavior of Cast In-Situ Al(Mn)- $\text{Al}_2\text{O}_3$  Composite", Wear, 260:368-378.
- Hoseini, M. ve Meratian, M., (2005), "Tensile Properties of In-Situ Aluminium-Alumina Composites", Materials Letters, 59:3414-3418.



- Huang, Z.J., Yang, B., Cui, H. ve Zhang, J.S., (2003), "Study on the Fabrication of Al Matrix Composites Strengthened by Combined In-Situ Alumina Particle and In-Situ Alloying Elements", *Materials Science and Engineering*, A351:15-22.
- Hunt, W.H., (2000a), "Particulate Reinforced MMCs", *Comprehensive Composite Materials*, Vol.3, Metal Matrix Composites, Elsevier, New York, 701-715.
- Hunt, W.H., (2000b), "Metal Matrix Composites", *Comprehensive Composite Materials*, Vol.6, Design and Applications, Elsevier, New York, 57-66.
- Kobashi, M. ve Choh, T., (1992), "The Fabrication of Particulate Composite by In-Situ Oxidation Process", *Light Metal*, (in Japanese), 42:138-142.
- Koren, Z., Rosenson, H., Gutman, E.M., Unigovski, Y.B. ve Eliezer, A., (2002), "Development of Semisolid Casting for AZ91 and AM50 Magnesium Alloys", *Journal of Light Metals*, 2:81-87.
- Kök, M., (2005), "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.
- Kök, M. ve Özdin, K., (2007), "Wear Resistance of Aluminium Alloy and It's Composites Reinforced by Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particles", *Journal of Materials Processing Technology*, 183:301-309.
- Lloyd, D.J., (1994), "Particle Reinforced Aluminum and Magnesium Matrix Composites", *International Materials Review*, 39:1-23.
- Lloyd, D.J. ve Jin, I., (2000), "Melt Processed Aluminum Matrix Particle Reinforced Composites", *Comprehensive Composite Materials*, Vol.3, Metal Matrix Composites, Elsevier, New York, 555-575.
- Maity, P.C., Chakraborty, P.N. ve Panigrahi, S.C., (1997), "Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> In-Situ Particle Composites by Reaction of CuO Particles in Molten Pure Al", *Materials Letters*, 30:147-151.
- Maity, P.C., Panigrahi, S.C. ve Chakraborty, P.N., (1999), "Mechanical Properties of Hot Worked Al-5CuO Particle Composite", *Journal of Materials Processing Technology*, 94:179-182.
- Michaud, V.J., (1993), "Liquid-State Processing", *Fundamentals of Metal Matrix Composites*, (ed. Suresh, S., Mortensen, A. ve Needleman, A.), Butterworth-Heineman, Boston.
- Roy, D., Basu, B. ve Mallick, A.B., (2005), "Tribological Properties of Ti-Aluminide Reinforced Al-Based In-Situ Metal Matrix Composite", *Intermetallics*, 13:733-740.
- Schwartz, M.M., (2001), "Processing of Metal Matrix Composites", *ASM Handbook*, Vol.21, Ed. Miracle, D.B. ve Donaldson, L., ASM International, 1359-1385.
- Singer, A.R.E., (1991), "Metal Matrix Composites Made by Spray Forming", *Materials Science and Engineering*, A135:13-17.

Smagorinski, M.E., Tsantrizos, P.G., Grenier, S., Cavašin, A., Brzinski, T. ve Kim, G., (1998), "The Properties and Microstructure of Al-Based Composites Reinforced With Ceramic Particles", *Materials Science and Engineering*, A244:86-90.

Surappa, M.K., (2003), "Aluminum Matrix Composites: Challenges and Opportunities", *Sadhana*, vol.28, Parts 1 & 2, pp.319-334.

Suresh, S. ve Chawla, K.K., (1993), "Aging Characteristics of Reinforced Metals", *Fundamentals of Metal Matrix Composites*, (ed. Suresh, S., Mortensen, A. ve Needleman, A.), Butterworth-Heineman, Boston.

Tjong, S.C. ve Ma, Z.Y., (2000), "Microstructural and Mechanical Characteristics of In-Situ Metal Matrix Composites", *Materials Science and Engineering*, 29:49-113.

Tjong, S.C. ve Wang, G.S., (2004), "High-Cycle Fatigue Properties of Al-Based Composites Reinforced With In-Situ TiB<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particulates", *Materials Science and Engineering*, A386:48-53.

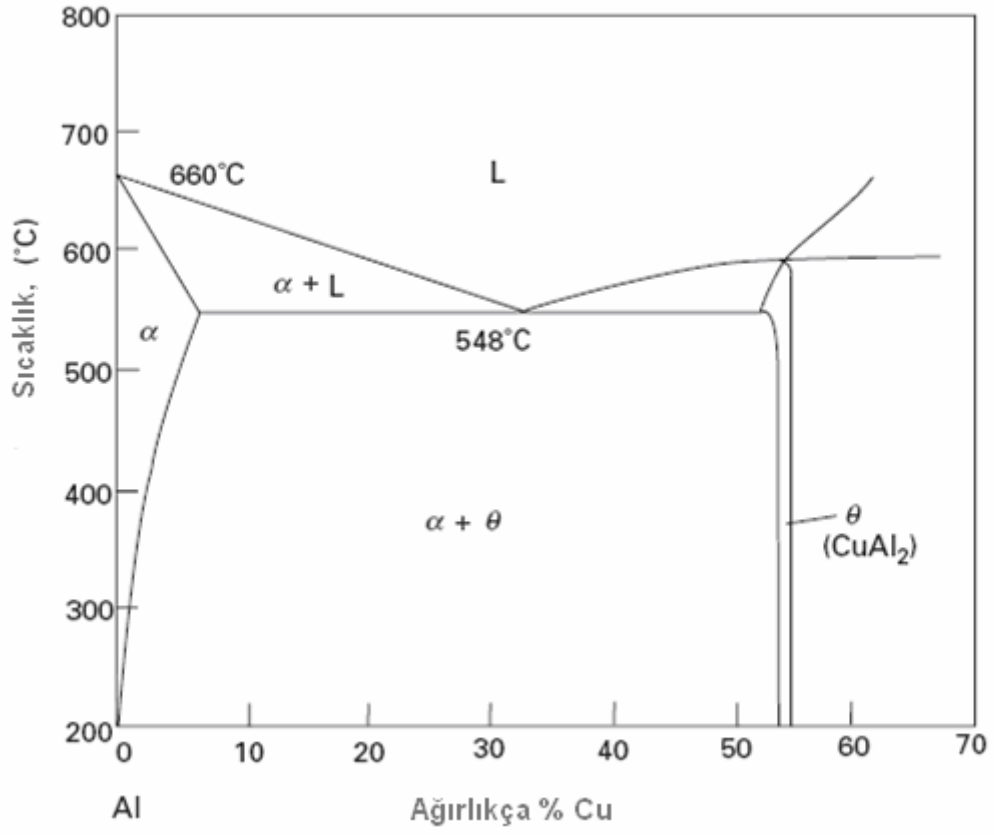
Vardavoulias, M., Tresy, C.J. ve Jeandin, M., (1993), "Sliding-Wear Behaviour of Ceramic Particle-Reinforced High-Speed Steel Obtained by Powder Metallurgy", *Wear*, 165:141-149.

Yu, P., Deng, C.J., Ma, N.G., Yau, M.Y. ve Ng, D.H.L., (2003), "Formation of Nanostructured Eutectic Network in  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Reinforced Al-Cu Alloy Matrix Composite", *Acta Materialia*, 51:3445-3454.

Yu, P., Deng, C.J., Ma, N.G. ve Ng, D.H.L., (2004), "A New Method of Uniformly Distributed Alumina Particles in Al-Based Metal Matrix Composite", *Materials Letters*, 58:679-682.

Yu, P., Mei, Z. ve Tjong, S.C., (2005), "Structure, Thermal and Mechanical Properties of In-Situ Al-Based Metal Matrix Composite Reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and TiC Submicron Particles", *Materials Chemistry and Physics*, 93:109-116.

# EK 1 Al-Cu Faz Diyagramı



**ÖZGEÇMİŞ**

Doğum tarihi 17.04.1981

Doğum yeri İstanbul

Lise 1995-1999 Haydarpaşa Lisesi

Lisans 2000-2004 İstanbul Üniversitesi Mühendislik Fak.  
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü