

**T.C.**

**FIRAT ÜNİVERSİTESİ**

**FEN BİLİMLER ENSTİTÜSÜ**

**TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN METAL  
MATRİSLİ KOMPOZİTLERDE  $\text{Ni}_3\text{Al}$  METALLERARASI  
BİLEŞİK TAKVİYESİNİN AŞINMA DAVRANIŞINA  
ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

**MEHTAP DEMİREL**

**TEZ YÖNETİCİSİ**

**DOÇ. DR. MEHTAP MURATOĞLU**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**ELAZIĞ –2007**

T.C.

FIRAT ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN METAL  
MATRİSLİ KOMPOZİTLERDE  $\text{Ni}_3\text{Al}$  METALLERARASI  
BİLEŞİK TAKVİYESİNİN AŞINMA DAVRANIŞINA  
ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Mehtap DEMİREL

Yüksek Lisans Tezi

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu tez, ...../...../2007 tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği /oyçokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.

Danışman: DOÇ. DR. MEHTAP MURATOĞLU

Üye:

Üye:

Üye:

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun ...../...../2007 tarih ve ..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

## TEŞEKKÜR

Bu çalışmayı hazırlarken bana her konuda destek olan, bilgilerinden her alanda faydalandığım ve yardımlarını esirgemeyen sayın hocam **Doç. Dr. Mehtap MURATOĞLU'na** ve yüksek lisans çalışmalarım boyunca yakın destek ve yardımlarını gördüğüm **Doç. Dr. Mehmet EROĞLU'na**, **Arş. Gör. Seval Hale GÜLER'e** ve **Arş. Gör. Ömer GÜLER'e**, aşınma deneyi esnasında yardımlarını gördüğüm Kayseri Erciyes Üniversitesi öğretim üyelerinden **Prof. Dr. M. Baki KARAMIŞ'a** ve **Arş. Gör. Kemal YILDIZLI'ya** ve bölümümüz çalışanlarından **Yetkin KAYA'ya** teşekkür ederim.

Ayrıca, çalışmam süresince bana her türlü desteği veren **aileme** sonsuz teşekkürleri borç bilirim.

Elazığ 2007

Mehtap DEMİREL

## İÇİNDEKİLER

|                        |     |
|------------------------|-----|
| TEŞEKKÜR.....          | I   |
| İÇİNDEKİLER .....      | II  |
| TABLOLAR LİSTESİ ..... | VI  |
| ŞEKİLLER LİSTESİ ..... | VII |
| RESİMLER LİSTESİ ..... | XII |
| ÖZET .....             | XIV |
| ABSTRACT .....         | XVI |

|                                                                                                                                               |   |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|
| 1.GİRİŞ .....                                                                                                                                 | 1 |
| 2.TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN $Ni_3Al$ TAKVİYELİ METAL MATRİSLİ<br>KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARIYLA İLGİLİ LİTERATÜR TARAMASI.... | 3 |

|                                                                               |    |
|-------------------------------------------------------------------------------|----|
| 3. KOMPOZİT MALZEMELER.....                                                   | 7  |
| 3.1.Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin (MMK) Genel Özellikleri .....        | 9  |
| 3.1.1.Matrisler .....                                                         | 10 |
| 3.1.2.Takviyeler .....                                                        | 11 |
| 3.1.2.1. Seramik Takviyeli Kompozitler.....                                   | 12 |
| 3.1.2.2. Bileşik Takviyeli Kompozitler.....                                   | 13 |
| 3.2. Metallerarası Bileşikler .....                                           | 14 |
| 3.2.1. Metallerarası Bileşiklerin Genel Özellikleri .....                     | 14 |
| 3.2.1.1. Metallerarası Bileşiklerin Mekanik Özellikleri.....                  | 17 |
| 3.2.1.2. Düşük Difüzyon Oranları.....                                         | 18 |
| 3.2.1.3. İki Fazlı Alaşımlarda Matris İle Özel Uygunluk (Uyarlık).....        | 19 |
| 3.2.1.4. Normal Değerlikli Bileşikler.....                                    | 19 |
| 3.2.1.5. Elektron Bileşikleri .....                                           | 20 |
| 3.2.1.6. Süper Örgüler.....                                                   | 20 |
| 3.2.1.7. Süper Örgülerin Yaygın Türleri .....                                 | 21 |
| 3.2.2. $Ni_3Al$ .....                                                         | 24 |
| 3.2.2.1. $Ni_3Al$ 'un Kristal Yapısı ve Fiziksel Özellikleri .....            | 28 |
| 3.2.2.2. Dislokasyon Yapısı ve Deformasyon.....                               | 29 |
| 3.2.2.3. Taneler Arası Kırılma .....                                          | 31 |
| 3.2.2.4. Çevresel Kırılma .....                                               | 31 |
| 3.3. Metal Matrisli Kompozitlerin Kullanım Yerleri ve Uygulama Alanları ..... | 33 |

|                                                                                     |        |
|-------------------------------------------------------------------------------------|--------|
| 3.4. Matris Malzemeleri ve Matris-Takviye Seçimi .....                              | 34     |
| 3.5. Alüminyum Matrisli Kompozitler.....                                            | 34     |
| 3.6. Bakır Matrisli Kompozitler .....                                               | 35     |
| 3.7.Toz Metalurjisi Yöntemiyle Kompozit Malzemelerin Üretimi.....                   | 36     |
| 3.7.1. Toz Metalurjisi Prosesinin Adımları .....                                    | 38     |
| 3.7.2. Metal Tozlarının Özellikleri .....                                           | 40     |
| 3.7.2.1. Metal Tozların Özelliklerin Belirlenmesinde Uygulanan Testler .....        | 40     |
| 3.7.3. Metal Tozların Biçimlendirilmesi .....                                       | 46     |
| 3.7.4. Biçimlendirme Öncesi İşlemler.....                                           | 46     |
| 3.7.4.1. Preslemeden Önce Metalsel Tozun Isıl İşlemi .....                          | 46     |
| 3.7.4.2. Karıştırma ve Harmanlama .....                                             | 47     |
| 3.7.4.3.Kullanılan Yağlayıcılar .....                                               | 48     |
| 3.7.5. Presleme .....                                                               | 49     |
| 3.7.5.1. Metal Tozlarının Soğuk Presleme Teknikleri .....                           | 50     |
| 3.7.6.Sinterleme .....                                                              | 55     |
| 3.7.6.1. Sinterleme Atmosferi .....                                                 | 57     |
| 3.7.7.Toz Metalurjisi Yöntemiyle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi ..... | 58     |
| 3.7.8. Toz Metalurjisi Ürünlerinin Avantaj ve Dezavantajları .....                  | 59     |
| 3.7.9. Toz Metalurjisi Ürünlerinin Uygulama Alanları .....                          | 62     |
| 3.7.9.1.Talaşlı İmalat Gerektirmeyen Makine Parçaları .....                         | 62     |
| 3.7.9.2.Takım Çelikleri .....                                                       | 62     |
| 3.7.9.3.Sert Metaller.....                                                          | 62     |
| 3.7.9.4.Sermetler .....                                                             | 63     |
| 3.7.9.5.Kaymalı Yataklar .....                                                      | 63     |
| 3.7.9.6.Gözenekli Metaller ve Filtreler .....                                       | 64     |
| 3.7.9.7.Sürtünme Elemanları.....                                                    | 64     |
| 3.7.9.8.Elektrik ve Mağnetik Uygulamalar .....                                      | 64     |
| 3.7.10.Diğer Uygulamalar.....                                                       | 65     |
| <br>4.SÜRTÜNME VE AŞINMA .....                                                      | <br>67 |
| 4.1. Sürtünme .....                                                                 | 67     |
| 4.2. Aşınma .....                                                                   | 68     |
| 4.3. Aşınma Sisteminin Temel Unsurları .....                                        | 69     |
| 4.4. Aşınmayı Etkileyen Faktörler .....                                             | 72     |
| 4.4.1. Ana Malzemeye Bağlı Faktörler .....                                          | 73     |
| 4.4.1.1. Malzemenin Kristal Yapısı .....                                            | 73     |

|                                                                                                         |           |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| 4.4.1.2. Malzemenin Sertliği .....                                                                      | 73        |
| 4.4.1.3. Elastiklik Modülü.....                                                                         | 73        |
| 4.4.1.4. Deformasyon Davranışı .....                                                                    | 74        |
| 4.4.1.5. Yüzey Pürüzlülüğü.....                                                                         | 74        |
| 4.4.1.6. Malzemenin Gördüğü Isıl İşlem .....                                                            | 75        |
| 4.4.1.7. Malzemenin Şekli ve Boyutları .....                                                            | 76        |
| 4.4.2. Karşı Malzemeye Bağlı Faktörler ve Aşındırıcı Etkisi .....                                       | 76        |
| 4.4.3. Ortam Etkisi .....                                                                               | 77        |
| 4.4.3.1. Sıcaklık.....                                                                                  | 77        |
| 4.4.3.2. Atmosfer ve Nem .....                                                                          | 77        |
| 4.4.4. İşlemeye Bağlı Faktörler .....                                                                   | 77        |
| 4.4.4.1. Yük (Basınç) .....                                                                             | 77        |
| 4.4.4.2. Kayma ve Kayma Mesafesi .....                                                                  | 78        |
| 4.5. Aşınma Direncine Matrisin Etkisi.....                                                              | 79        |
| 4.6. Aşınma Çeşitleri .....                                                                             | 79        |
| 4.6.1. Adhesiv Aşınma.....                                                                              | 80        |
| 4.6.2. Abrasiv Aşınma .....                                                                             | 82        |
| 4.6.2.1. Oymalı Sürtünme Aşınması .....                                                                 | 84        |
| 4.6.2.2. Öğütmeli Sürtünme Aşınması.....                                                                | 84        |
| 4.6.2.3. Erozif Aşınma .....                                                                            | 84        |
| 4.6.3. Yorulma Aşınması .....                                                                           | 85        |
| 4.6.4. Korozi Aşınma .....                                                                              | 86        |
| 4.6.5. Kazıma Aşınması .....                                                                            | 86        |
| 4.6.6. Ablativ Aşınma .....                                                                             | 87        |
| 4.6.7. Termal Aşınma .....                                                                              | 88        |
| 4.7. Aşınma Deney Metotları ve Ölçüm Yöntemleri .....                                                   | 88        |
| 4.7.1. Aşınma Deney Yöntemleri .....                                                                    | 88        |
| 4.7.2. Pim-on-Disk Aşınma Test Yöntemi.....                                                             | 91        |
| 4.7.3. Aşınma Ölçme ve Değerlendirme Yöntemleri .....                                                   | 92        |
| 4.7.3.1. Ağırlık Farkı Metodu .....                                                                     | 93        |
| 4.7.3.2. Kalınlık Farkı Metodu.....                                                                     | 94        |
| 4.7.3.3. İz Değişimi Metodu.....                                                                        | 94        |
| <b>4.8. Kompozitler Ve Metallerarası Bileşiklerin Aşınma Davranışları.....</b>                          | <b>96</b> |
| 4.8.1. Metallerarası Bileşikler ve Kompozitler .....                                                    | 97        |
| 4.8.2. Metallerarası Bileşikler, Metalik Alaşımlar ve Seramik Malzemeler için Aşınma Davranışları ..... | 98        |

|                                                                                        |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 4.8.3. Metalurjik Faktörler Yolu ile Aşınma Direncinin İyileştirilmesi .....           | 101 |
| 4.8.4. Kompozit Mukavemetlendirilmesi Yolu İle Aşınma Direncinin İyileştirilmesi ..... | 102 |
| 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....                                                           | 105 |
| 5.1. Deneyde Kullanılan Malzemeler.....                                                | 105 |
| 5.1.1. Matris Malzemeleri .....                                                        | 105 |
| 5.1.2 Takviye Malzemesi .....                                                          | 106 |
| 5.2.Üretim Yöntemi .....                                                               | 107 |
| 5.2.1. Tozların Preslenmesi ve Sinterlenmesi .....                                     | 107 |
| 5.2.2. Isıl İşlem.....                                                                 | 108 |
| 5.3. Aşınma Deneyleri .....                                                            | 109 |
| 5.4. Metalografik Çalışmalar.....                                                      | 112 |
| 5.5. EDS Analizi .....                                                                 | 113 |
| 5.6. Sertlik Ölçümleri .....                                                           | 113 |
| 6.DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....                                                     | 114 |
| 6.1. Mikroyapı İncelemeleri.....                                                       | 114 |
| 6.1.1.Deney Numunelerinin Optik Mikroskop ve SEM Görüntüleri.....                      | 114 |
| 6.2. Sertlik Değerleri .....                                                           | 119 |
| 6.3.Kuru Metal-Metal Kayma Aşınması Deney Sonuçları .....                              | 121 |
| 6.3.1. A Grubu Numunelerin Kuru Kayma Aşınması Deney Sonuçları .....                   | 123 |
| 6.3.2.D Grubu Numunelerinin Kuru Kayma Aşınması Deney Sonuçları .....                  | 143 |
| 6.3.3. B Grubu Numunelerinin Kuru Kayma Aşınması Deney Sonuçları .....                 | 160 |
| 6.3.4.C Grubu Numunelerinin Kuru Kayma Aşınması Deney Sonuçları .....                  | 182 |
| 7.GENEL SONUÇLAR .....                                                                 | 194 |
| 8. ÖNERİLER .....                                                                      | 200 |
| KAYNAKLAR .....                                                                        | 201 |

## TABLolar LİSTESİ

|             |                                                                                                                                                                                               |     |
|-------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Tablo 3.1.  | Test ortamı ve numunedeki yönelme etkisinde yeniden kristalleştirilen $\text{Ni}_3\text{Al}$ 'un çekme özellikleri, havadan oksijen test ortamına süneklikteki gelişme gösterilmektedir. .... | 32  |
| Tablo 3.2.  | Otomotiv Sanayisinde MMK'lerin Potansiyel Uygulamaları .....                                                                                                                                  | 34  |
| Tablo 3.3.  | Standart Elek Takımı .....                                                                                                                                                                    | 42  |
| Tablo 3.4.  | Çeşitli yöntemlerle üretilen tozların belirgin özellikleri.....                                                                                                                               | 45  |
| Tablo 4.1.  | Yükleme ve Hareket Değişikliklerinin Sistemi Etkilemesi . ....                                                                                                                                | 71  |
| Tablo 4.2.  | Farklı ısı işlem görmüş 2024 alüminyum alaşımının aşınma sonuçları.....                                                                                                                       | 75  |
| Tablo 4.3.  | Bazı aşındırıcılar ve bunları sertlik değerleri.....                                                                                                                                          | 76  |
| Tablo 4.4.  | Aşınma Şekilleri ve Mekanizmaları .....                                                                                                                                                       | 80  |
| Tablo 4.5.  | Metallerin yapışmasını (adhesyonunu) etkileyen faktörler.....                                                                                                                                 | 82  |
| Tablo 4.6.  | ASTM tarafından geliştirilmiş birkaç test metodu.....                                                                                                                                         | 89  |
| Tablo 4.7.  | Metallerarası bileşikler, alaşımlar ve kompozitler için üretim metotları .....                                                                                                                | 97  |
| Tablo 4.8.  | 100 $\mu\text{m}$ 'lik garnet taşı parçacıklarına karşı aşınan metaller, metallerarası bileşikler ve seramiklerin özgül aşınma oranları .....                                                 | 100 |
| Tablo 4.9.  | Nb parçacık takviyeli $\text{MoSi}_2$ için özgül aşınma oranları .....                                                                                                                        | 103 |
| Tablo 5.1.  | Deneyde kullanılan 2124 Al alaşımının kimyasal analizi.....                                                                                                                                   | 106 |
| Tablo 5.2.  | Aşınma deneyinde kullanılacak malzemelerin üretim ve ısı işlem değerleri .....                                                                                                                | 108 |
| Tablo 5.3.  | Deneylerde kullanılan numuneler ve özellikleri .....                                                                                                                                          | 109 |
| Tablo 6.1.  | Bütün deney numunelerinin üretim sonrası sertlik değerleri .....                                                                                                                              | 119 |
| Tablo 6.2.  | Deney numunelerinin yüke bağlı olarak aşınma ağırlık kaybı miktarları.....                                                                                                                    | 122 |
| Tablo 6.3.  | Deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak aşınma ağırlık kaybı miktarları .....                                                                                                              | 122 |
| Tablo 6.4.  | A grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri...                                                                                                                 | 131 |
| Tablo 6.5.  | A grubu deney numunelerinin 83N'luk sabit yükte dört farklı sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri .....                                                                         | 142 |
| Tablo 6.6.  | D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri .....                                                                                                              | 152 |
| Tablo 6.7.  | 83N'luk sabit yükte aşındırılan D grubu deney numunelerinin dört farklı sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri .....                                                             | 159 |
| Tablo 6.8.  | B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri ...                                                                                                                | 169 |
| Tablo 6.9.  | 83N'luk sabit yükte aşındırılan B grubu deney numunelerinin dört farklı sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri .....                                                             | 178 |
| Tablo 6.10. | C grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri ...                                                                                                                | 184 |
| Tablo 6.11. | 83N'luk sabit yükte aşındırılan C grubu deney numunelerinin dört farklı sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri .....                                                             | 186 |

## ŞEKİLLER LİSTESİ

|             |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                |    |
|-------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Şekil 3.1.  | Kompozit malzeme tipleri,(a) Elyaf takviyeli kompozit malzemeler,(b) Parçacık takviyeli kompozit malzemeler,(c) Tabakalı kompozit malzemeler. ....                                                                                                                                                                                                                                                                             | 8  |
| Şekil 3.2.  | Metal Matrisli Kompozit Malzemeler.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        | 10 |
| Şekil 3.3.  | Fiber takviye kompozitlerin farklı morfolojileri .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                         | 11 |
| Şekil 3.4.  | a. Yer alan katı çözelti oluşumu, b. Ara yer katı çözelti oluşumu .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        | 15 |
| Şekil 3.5.  | $A_mB_n$ metallerearası bileşiği için faz diyagramı.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                       | 16 |
| Şekil 3.6.  | Aynı malzemenin düzensiz durumlarına karşı düzenli halinin yüksek çalışma 17serleşmesi, $Cu_3Au$ . ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        | 17 |
| Şekil 3.7.  | Benzer malzemenin düzensiz durumlarına karşı düzenli yapısındaki düşük difüzyon oranı, $CuZn$ .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                            | 18 |
| Şekil 3.8   | $L1_2$ yapısının süper kafes yapısı.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                       | 21 |
| Şekil 3.9.  | Beta brass yapısının süper örgüleri. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                      | 22 |
| Şekil 3.10. | $L1_0$ yapısının süper örgüler .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                           | 22 |
| Şekil 3.11. | $L1_1$ yapısının süper kafes yapısı.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                       | 23 |
| Şekil 3.12. | $DO_3$ ve $L2_1$ yapısının süper örgüleri. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                | 23 |
| Şekil 3.13. | Ni-Al İkili faz diyagramı .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                | 25 |
| Şekil 3.14. | a) Düzenli-düzensiz geçiş sıcaklıklarıyla Nikel-Alüminyum faz diyagramı ( $\gamma$ 25fazı $L1_2$ tipi düzenli $Ni_3Al$ dur). b) Ni-Al diyagramının $Ni_3Al$ kısmının büyütülmüş resmi ve geçiş sıcaklıklarının gözenekleri (geometrik yeri) gösterilmektedir (Burada extrapolated $T_{tm}$ =Dış değer hesabını, congruent point=kongurent noktasını, locus of $T_{tm}$ = $T_{tm}$ nin geometrik yerini ifade etmektedir). .... | 26 |
| Şekil 3.15. | $Ni_3Al$ 'un kristal yapısı.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | 28 |
| Şekil 3.16. | (111) düzleminde bir $\langle 110 \rangle$ dislokasyonunun ayrılması şematik olarak gösterilmektedir. Bir tanesi APB enerjisi ile $2 a/2 \langle 110 \rangle$ mükemmel kısımları ve diğer biri de SISF ile $2 a/3 \langle 110 \rangle$ mükemmel kısımlardır. ....                                                                                                                                                              | 29 |
| Şekil 3.17. | Sinterlenmiş parçaların imalat safhaları .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                 | 40 |
| Şekil 3.18. | Üretim Metotlarına Göre Toz Şekilleri .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                    | 43 |
| Şekil 3.19. | Su ve Gaz atomizasyonu ile üretilmiş demir tozlarının elektron mikroskop fotoğrafları: (a) Su atomizasyonu, (b) Gaz atomizasyonu .....                                                                                                                                                                                                                                                                                         | 43 |
| Şekil 3.20. | Hall akış hunisi.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                          | 44 |
| Şekil 3.21  | Hall Akış Aparatı .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        | 44 |
| Şekil 3.22  | Preslemede optimum yoğunluk ince ve kaba taneli tozların karıştırılması ile elde edilir .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  | 48 |
| Şekil 3.23. | Tek Hareketli Sıkıştırma Kalıbı .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                          | 51 |
| Şekil 3.24. | Çift Hareketli Sıkıştırma Kalıbı .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                         | 52 |
| Şekil 3.25. | İzostatik presleme tipleri .....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | 52 |
| Şekil 3.26. | Üç eksenli preslemenin şematik gösterimi.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  | 53 |

|             |                                                                                                                                                                                                     |     |
|-------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Şekil 3.27. | Toz haddeleme .....                                                                                                                                                                                 | 54  |
| Şekil 3.28. | Sinterleme sıcaklığı ile malzeme özelliklerinin değişimi.....                                                                                                                                       | 56  |
| Şekil 3.29. | Sinterlenme esnasında preslenmiş parçanın bünyesinde zamanla meydana gelen değişiklikler (Kısmi ergime neticesinde partiküller arasındaki boşluklar büyük oranda doldurulmakta) .....               | 56  |
| Şekil 3.30. | Sinterleme esnasında, tozların birbirine kenetlenmesi ve porozite miktarı ile por morfolojisinin değişim .....                                                                                      | 57  |
| Şekil 3.31. | Sinterleme operasyonu sürecinde toz metalurjisi ürünlerinin yoğunluk mukavemet ve süneklilik gibi özelliklerinin diğer yöntemlerle üretilen mamullerin özelliklerine oranını zamanla değişimi ..... | 57  |
| Şekil 3.32. | Toz metalurjisi yönteminin temel aşamaları .....                                                                                                                                                    | 59  |
| Şekil 4.1.  | Metal-metal temasında adhezyon ve kopma bölgeleri .....                                                                                                                                             | 68  |
| Şekil 4.2.  | Tribolojik sistemin şematik gösterimi.....                                                                                                                                                          | 70  |
| Şekil 4.3.  | Sürtünen iki cisimde aşınmanın temel unsurları .....                                                                                                                                                | 71  |
| Şekil 4.4.  | Temas alanları .....                                                                                                                                                                                | 72  |
| Şekil 4.5.  | Teknik saf malzemeler için Elastisite modülü - bağlı aşınma direnci arasındaki ilişki.....                                                                                                          | 74  |
| Şekil 4.6.  | Yüzey pürüzlülüğünün aşınma ve sürtünme katsayısına etkisi.....                                                                                                                                     | 75  |
| Şekil 4.7.  | Takviyesiz Al ve %5Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Al alaşımının ; (a) ağırlık kaybı – uygulanan yük (b) hacimsel kayıp-uygulanan yük ilişkisi.....                                                    | 78  |
| Şekil 4.8.  | Farklı yüklerde kayma mesafesi ile hacimsel kaybın ilişkisi;(a) 42N, (b) 91N,(c)140N.....                                                                                                           | 78  |
| Şekil 4.9.  | Üç cisimli abrasiv aşınma .....                                                                                                                                                                     | 83  |
| Şekil 4.10. | Kaplamaların erozyon hızları üzerine aşındırıcı çarpma açısının etkisi (SiO <sub>2</sub> : 100gr,300µm, a=30°) .....                                                                                | 84  |
| Şekil 4.11. | Bir dişli çarkın oyulma aşınma bölgesinin görüntüsü .....                                                                                                                                           | 86  |
| Şekil 4.12. | Kazıma aşınması aşamaları .....                                                                                                                                                                     | 87  |
| Şekil 4.13. | Ablativ aşınma aşamaları .....                                                                                                                                                                      | 88  |
| Şekil 4.14. | Yağlamalı veya yağlamasız adhesiv (metal-metal) aşınma deney yöntemleri....                                                                                                                         | 90  |
| Şekil 4.15. | Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan deney yöntemleri .....                                                                                                                                       | 90  |
| Şekil 4.16. | Şekillerde pim-on-disk aparatları gösterilmektedir; (a)oda sıcaklığında kullanılmaktadır, (b)yüksek sıcaklıklarda kullanılmaktadır.....                                                             | 92  |
| Şekil 4.17. | Pin-on-disk aşınma cihazının şematik gösterimi .....                                                                                                                                                | 95  |
| Şekil 4.18. | Pim-on-disk aşınma testi ile 2024 alüminyum alaşımı numunesi üzerinde WC+Co bilye ilme oluşturulan iz .....                                                                                         | 95  |
| Şekil 4.19. | Metaller, metallerarası bileşikler ve seramik malzemelerin özgül aşınma oranları üzerine abrasiv aşınma ortamının etkisi .....                                                                      | 99  |
| Şekil 4.20. | 100 nm'lik lal taşı parçacıklarına karşı aşınan Fe-Al alaşımlarının özgül aşınma oranları üzerine Al atomik fraksiyonu ve kristal yapının etkisi.....                                               | 101 |
| Şekil 4.21. | NiAl-TiB <sub>2</sub> kompozitlerinin özgül aşınma oranları ve sertlikleri.....                                                                                                                     | 102 |
| Şekil 4.22. | MoSi <sub>2</sub> -SiC kompozitlerinin özgül aşınma oranları .....                                                                                                                                  | 102 |

|             |                                                                                                                                                         |     |
|-------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Şekil 4.23. | MoSi <sub>2</sub> -Nb kompozitinin özgül aşınma oranları .....                                                                                          | 103 |
| Şekil 5.1.  | TE53/80004 marka çok amaçlı sürtünme ve aşınma makinesi .....                                                                                           | 109 |
| Şekil 5.2.  | TE53/80004 marka çok amaçlı sürtünme ve aşınma makinesi .....                                                                                           | 110 |
| Şekil 5.3.  | Numune tutucu ve aşındırıcı disklerin şekli .....                                                                                                       | 110 |
| Şekil 5.4.  | Numune tutucu .....                                                                                                                                     | 111 |
| Şekil 5.5.  | Aşınma sırasında sürtünme katsayısını grafik olarak tespit etmemizi sağlayan çizici. ....                                                               | 111 |
| Şekil 6.1.  | %10Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Al matrisli kompozitin takviye partiküllerinden alınan EDS Analizi.....                                                 | 115 |
| Şekil 6.2.  | %10Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli deney numunesinden alınan EDS Analizi.....                                                                  | 118 |
| Şekil 6.3.  | Takviyesiz Al, 2124 Al alaşım ve Cu matrisleri ve kompozitlerinin üretim sonrası elde edilen sertlik değerleri .....                                    | 120 |
| Şekil 6.4.  | A grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kayıpları.....                                                                                    | 123 |
| Şekil 6.5.  | 83N’da aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al takviyeli numunesinin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi .....                          | 126 |
| Şekil 6.6.  | 150N’da aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al takviyeli numunesinin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi .....                         | 127 |
| Şekil 6.7.  | 150N’da aşındırılan takviyesiz Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden alınan EDS analizi .....                                                 | 129 |
| Şekil 6.8.  | A grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı değişimi.....                                                                      | 130 |
| Şekil 6.9.  | A grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri                                                                              | 132 |
| Şekil 6.10. | A grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları .....                                                                              | 133 |
| Şekil 6.11. | 50°C’de aşındırılan %5Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi.....    | 137 |
| Şekil 6.12. | 150°C’de aşındırılan %5Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi.....   | 138 |
| Şekil 6.13. | 50°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi.....   | 139 |
| Şekil 6.14. | 150°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi ..... | 139 |
| Şekil 6.15. | A grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kayıpları .....                                                                     | 140 |
| Şekil 6.16. | A grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları .....                                                         | 143 |
| Şekil 6.17. | D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kayıpları.....                                                                                    | 144 |
| Şekil 6.18. | 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinde a tabakasından alınan EDS analizi .....                                    | 145 |

|             |                                                                                                                                                                    |     |
|-------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Şekil 6.19. | 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi .....                                                | 149 |
| Şekil 6.20. | 150N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi .....                                               | 149 |
| Şekil 6.21. | 83N’da aşındırılan %10Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi .....                           | 150 |
| Şekil 6.22. | 150N’da aşındırılan %10Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi .....                          | 151 |
| Şekil 6.23. | D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı değişimi.....                                                                                 | 153 |
| Şekil 6.24. | D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları .....                                                                         | 154 |
| Şekil 6.25. | D grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları .....                                                                                         | 155 |
| Şekil 6.26. | 150°C’de aşındırılan %10Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi                  | 158 |
| Şekil 6.27. | 150°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi                  | 158 |
| Şekil 6.28. | D grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kayıpları .....                                                                                | 159 |
| Şekil 6.29. | D grubu deney numunelerin sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları .....                                                                      | 160 |
| Şekil 6.30. | B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kayıpları.....                                                                                               | 161 |
| Şekil 6.31. | %5 ve %15 Ni <sub>3</sub> Al içerikli kompozit malzemelerin aşınma sonucu yüzeyinde oluşan transfer tabakasının şematik gösterimi.....                             | 166 |
| Şekil 6.32  | 150N’da aşındırılan %5Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası alınan kesit görüntüsünün EDS analizi .....                    | 168 |
| Şekil 6.33. | 150N’da aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası alınan kesit görüntüsünün EDS analizi .....                   | 168 |
| Şekil 6.34. | B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı değişimi.....                                                                                 | 169 |
| Şekil 6.35. | B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri                                                                                         | 170 |
| Şekil 6.36. | B grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları .....                                                                                         | 170 |
| Şekil 6.37. | 150°C’de aşındırılan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden alınan EDS analizi.....                                                | 172 |
| Şekil 6.38. | 100°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi..... | 175 |
| Şekil 6.39. | 150°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi..... | 176 |

|             |                                                                                                    |     |
|-------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Şekil 6.40. | B grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kayıpları .....                | 177 |
| Şekil 6.41. | B grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları .....    | 179 |
| Şekil 6.42. | A ve B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı .....            | 180 |
| Şekil 6.43. | A ve B grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı .....       | 181 |
| Şekil 6.44. | C grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kayıpları.....                               | 182 |
| Şekil 6.45. | C grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı değişimi.....                 | 183 |
| Şekil 6.46. | Deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri .....                           | 184 |
| Şekil 6.47. | C grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları .....                         | 185 |
| Şekil 6.48. | C grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kayıpları .....                | 186 |
| Şekil 6.49. | C grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları.....     | 187 |
| Şekil 6.50. | B ve C grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı .....            | 188 |
| Şekil 6.51. | B ve C grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı .....       | 189 |
| Şekil 6.52. | A,B,C ve D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı .....        | 191 |
| Şekil 6.53. | A,B,C ve D grubu deney numunelerinin sıcaklıklar bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı ..... | 192 |

## RESİMLER LİSTESİ

|             |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                              |     |
|-------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Resim 6.1.  | Aşınma deneyi öncesi Al matrisli deney numunelerinin orjinal iç yapı optik mikroskop görüntüleri (a) Takviyesiz matris numunesi (b) %5 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Al matrisli (c) %10 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Al matrisli (d ) %15 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Al matrisli deney numuneleri(x 750) .....                                                                             | 114 |
| Resim 6.2.  | %10Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Al matrisli kompozitin SEM görüntüsü.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                    | 115 |
| Resim 6.3.  | Aşınma deneyi öncesi 2124 Al alaşım matrisli deney numunelerinin orjinal iç yapı optik mikroskop görüntüleri (a) Takviyesiz matris numunesi (b) %5 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli (c) %10 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli (d ) %15 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numuneleri(x 750) .....                                | 116 |
| Resim 6.4.  | Aşınma deneyi öncesi yaşlandırma ısı işlemi görmüş 2124 Al alaşım matrisli deney numunelerinin orjinal iç yapı optik mikroskop görüntüleri (a) Takviyesiz matris numunesi (b) %5 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli (c) %10 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli (d ) %15 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numuneleri (x 750) ..... | 116 |
| Resim 6.5.  | Aşınma deneyi öncesi Cu matrisli deney numunelerinin orjinal iç yapı optik mikroskop görüntüleri (a) Takviyesiz matris numunesi (b) %5 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli (c) %10 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli (d ) %15 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli deney numuneleri (x 750) .....                                                                            | 117 |
| Resim 6.6.  | %10Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli deney numunesinin aşındırılmadan önceki iç yapı SEM mikroskop görüntüsü.....                                                                                                                                                                                                                                                                     | 118 |
| Resim 6.7.  | 83N’da aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                                                                                                                                                                                                                                                                        | 124 |
| Resim 6.8.  | 150N’da aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                                                                                                                                                                                                                                                                       | 125 |
| Resim 6.9.  | 150N’da aşındırılan takviyesiz Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                                                                                                                                                                                                                                                                                            | 128 |
| Resim 6.10. | 150N’da aşındırılan %5 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                                                                                                                                                                                                                                                                       | 129 |
| Resim 6.11. | 50°C’de aşındırılan %5Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                                                                                                                                                                                                                                                            | 134 |
| Resim 6.12. | 50°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                                                                                                                                                                                                                                                           | 135 |
| Resim 6.13. | 150°C’de aşındırılan %5Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                                                                                                                                                                                                                                                           | 135 |
| Resim 6.14. | 150°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                                                                                                                                                                                                                                                         | 136 |
| Resim 6.15. | 150°C’de aşındırılan takviyesiz Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                                                                                                                                                                                                                                                                                            | 141 |
| Resim 6.16. | 150°C’de aşındırılan %10Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                                                                                                                                                                                                                                                          | 142 |
| Resim 6.17. | 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                                                                                                                                                                                                                                                                                             | 145 |

|                                                                                                                                                                |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Resim 6.18. 150N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                                                  | 146 |
| Resim 6.19. 83N’da aşındırılan %10Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                              | 147 |
| Resim 6.20. 150N’da aşındırılan %10Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                             | 147 |
| Resim 6.21. 150N’da aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                             | 151 |
| Resim 6.22. 150°C’de aşındırılan %10Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                | 155 |
| Resim 6.23. 150°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                | 156 |
| Resim 6.24. 150N’da aşındırılan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                                      | 162 |
| Resim 6.25. 83N’da aşındırılan %5Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                    | 163 |
| Resim 6.26. 150N’da aşındırılan %5Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                   | 163 |
| Resim 6.27. 83N’da aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....                  | 164 |
| Resim 6.28. 150N’da aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM .....                           | 165 |
| Resim 6.29. 150N’da aşındırılan %5Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası alınan kesit görüntüsünün SEM fotoğrafı .....  | 166 |
| Resim 6.30. 150N’da aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası alınan kesit görüntüsünün SEM fotoğrafı ..... | 167 |
| Resim 6.31. 150°C’de aşındırılan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....                                      | 172 |
| Resim 6.32. 100°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....   | 174 |
| Resim 6.33. 150°C’de aşındırılan %15Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....   | 175 |
| Resim 6.34. 100°C’de aşındırılan %5Ni <sub>3</sub> Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı .....    | 178 |
| Resim 6.35. 150°C’de aşındırılan yaşlandırma ısı işlemi görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinin SEM görüntüsü .....                                        | 190 |

## ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

### TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERDE $\text{Ni}_3\text{Al}$ METALLER ARASI BİLEŞİK TAKVİYESİNİN AŞINMA DAVRANIŞINA ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Mehtap DEMİREL

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

2007, Sayfa: 208

Bu çalışmada; farklı matrislere farklı oranlarda  $\text{Ni}_3\text{Al}$  metallerarası bileşiği takviye edilerek toz metalurjisi yöntemiyle üretilen kompozit malzemelerin kuru kayma aşınma davranışları araştırılmıştır. Matris malzemesi olarak Al, Cu ve 2124Al alaşım malzemeleri kullanılmıştır. Takviye olarak ağırlıkça %5, 10, 15 oranlarında  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ilave edilmiştir. Yaşlandırma ısıtılmasının aşınma davranışı üzerine etkilerini gözlemlemek amacıyla da 2124Al alaşımlarına T6 ısıtılma işlemi uygulanmıştır.

Kuru kayma aşınma testleri; 1500 m kayma mesafesi, 0.4 m/s hız sabit tutularak; 83, 100 ve 150 N'luk üç farklı yük ve 25, 50, 100, 150°C lik dört farklı değişken sıcaklık şartları altında pin-on-ring sistemi kullanılarak yapılmıştır. Aşınma verileri ağırlık kaybı ölçümlerine göre yapılmıştır. Tüm deney şartları için sürtünme katsayısı verileri alınmıştır. Aşınmış yüzeylerin SEM fotoğrafı alınıp EDS analizleri yapılmıştır.

Sonuçta; farklı yükler altında yapılan deneylerde; genel olarak yük arttıkça ağırlık kaybı artmıştır. Ayrıca takviye etkisinde takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı artmıştır. Düşük yüklerde düşük takviye oranına sahip Cu- $\text{Ni}_3\text{Al}$  kompozitlerinde en iyi aşınma direnci gözlenmiştir. Yüksek yüklerde ise T6 ısıtılma işlemi görmüş 2124Al- $\text{Ni}_3\text{Al}$  kompozitleri daha iyi sonuç vermiştir. Takviyesiz matrislerde ise, düşük yüklerde ısıtılma işlemi görmüş 2124Al alaşım matris yüksek aşınma direnci göstermiştir. Artan yük ile birlikte takviyesiz Cu matrisi daha iyi sonuç vermiştir.

Sıcaklık etkisinde; sıcaklık arttıkça genel olarak ağırlık kaybı artmıştır. Takviye etkisinde ise takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı artmıştır. Düşük sıcaklıklarda düşük takviye oranına sahip Cu matrisli kompozit malzemelerin yüksek aşınma direnci vermiştir. Yüksek sıcaklıklarda ise ısıtılma işlem görmüş 2124Al alaşım – Ni<sub>3</sub>Al kompozitleri en iyi sonucu vermiştir. Takviyesiz matrislerde düşük sıcaklıklarda takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi yüksek aşınma direnci göstermiştir. Yüksek sıcaklıklarda ise takviyesiz Cu matrisinde yüksek aşınma direnci gözlenmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Metal matrisli kompozit malzemeler, Al, Cu, 2124Al alaşımı, Ni<sub>3</sub>Al, aşınma, sıcaklık

## **ABSTRACT**

**Master Thesis**

### **INVESTIGATION OF INFLUENCES TO WEAR BEHAVIOUR OF Ni<sub>3</sub>Al INTERMETALLIC REINFORCED METAL MATRIX COMPOSITES PRODUCED BY POWDER METALLURGY**

**Mehtap DEMİREL**

Firat University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgical and Materials Engineering

2007, Page:208

In the present study, sliding wear behaviour of different metal matrix composite reinforced with different ratio of Ni<sub>3</sub>Al intermetallic fabricated by powder metallurgy technique was investigated. Al, Cu and 2124 Al alloy materials were used as matrix materials. Intermetallic particle reinforced composites contained 5, 10, 15 wt %Ni<sub>3</sub>Al, the artificial aging was made for observing the effect of the aging heat treatment on the wear behavior of the 2124Al – Ni<sub>3</sub>Al composites.

Dry sliding wear test were done at a constant sliding velocity of 0.4 m/s and constant sliding distance of 1500 m a load in the range 83-150 N and a temperature in the range 25-150°C using pin-on-ring system. Wear data were done according to weight loss measurement. Friction coefficient data were taken for all experimental conditions. The worn surfaces were examined by SEM and EDS.

Finally; experiments performed under different loads; weight loss generally increased with increasing load. Besides, weight loss increased with increasing the ratio of the reinforcement. For the low loads, the best wear resistance was observed for Cu-Ni<sub>3</sub>Al composites having the low reinforcement ratios. At the high load, 2124 Al-Ni<sub>3</sub>Al-composites which is applied to the T6 heat treatment, were given well results than those of them. The unreinforced 2124 Al matrix samples with T6 heat treatment showed high wear resistance at the low loads. Together with the increasing load, unreinforced Cu matrix samples was given well result than those of them.

The weight loss generally increased with increasing temperature and the ratio of the reinforcement for all of the sample. The high wear resistance was observed for the unreinforced 2124 Al matrix samples at the low temperatures (25 and 50 °C) for the Cu matrix samples at the high temperatures (100 and 150 °C). Cu matrix composites showed low wear rate at the low temperature (25°C) while 2124 Al- Ni<sub>3</sub>Al – T6 composites showed the same result at high temperatures (50-150 °C).

**Keywords:** Metal matrix composite materials, Al, Cu, 2124Al alloy, Ni<sub>3</sub>Al, wear, temperature

## 1.GİRİŞ

İleri teknolojik malzemeler, ergime sıcaklıkları 2000 °C'nin üzerinde olduğundan dolayı özellikle yüksek sıcaklık ve aşınmaya dayanıklı yerlerde kullanılan ve saf bileşiklerden oluşan malzemelerdir. Bu nedenle ileri teknolojik malzemeler genel itibari ile özel uygulamalarda kullanılmak amacıyla tasarlanmaktadır. Bu ihtiyaçları karşılamak için fiziksel ve kimyasal özellikleri bilinen malzemelerden yararlanılarak yeni birçok malzemelerle birlikte ileri teknoloji malzemeleri grubunda yer alan metal matrisli kompozitler üretilmiştir.

Günümüzde en çok kullanılan kompozitlerden biri olan metal matrisli kompozitlerin üretilmesinin başlıca sebebi ekonomik ve yüksek kaliteye sahip malzeme üretim yöntemlerinin geliştirilmesidir. Metalik kompozit malzemeler üzerinde yapılan çalışmalar özellikle yüksek sıcaklıklarda kullanılabilir, mukavemetli, rijit malzemelerin geliştirilmesi yönünde yoğunlaştırılmıştır. Bu özellikleri elde etmek amacıyla metal matrisli kompozitlerde metallerarası bileşikler takviye malzemesi olarak kullanılmaktadır. Bir çok metallerarası bileşiklerde mevcut bulunan düzenli yapılar, yüksek mukavemet, sertlik ve çevre direnci gibi değişik özelliklere sahip malzeme tasarımına yardımcı olmaktadır. Özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında ve makine tasarımında büyük önem taşıyan yüksek mukavemet ve kırılma tokluğu metallerarası bileşiklerden elde edilebilir. Metallerarası bileşikler, yüksek mukavemet, yüksek elastisite modülü ve iyi çevresel kararlılık gibi aşınma direnci için gerekli birçok niteliğe sahiptir. İyi çevresel kararlılıkları sebebi ile, metallerarası bileşikler, sıcaklığın değiştiği, saldırgan, tribolojik ortamlarda kullanım alanları için ideal özellikler taşımaktadır.

Kompozit malzemelerde kullanılan matris ve takviyeden başka malzemenin kalitesini etkileyen diğer bir özellikte üretim yöntemidir. Metal matrisli kompozitlerin üretiminde kullanılan toz metalurjisi yöntemi tüm malzeme üretim teknolojileri içerisinde sunduğu çeşitlilik açısından en kapsamlı şekillendirme ve üretim süreçlerine sahip bir teknolojidir. Toz metalurjisi metal tozlarının belirli oranlarda bağlayıcı ilavesi ile karıştırılarak oda sıcaklığında yada yüksek sıcaklıklarda hassas kalıplarda istenilen teknik değerlere uygun basınçlarda preslenmesi ve kontrollü atmosferlerde sinterlenmesi ile parça üretme yöntemidir. Günümüzde geleneksel bir imalat yöntemi olan toz metalurjisi malzemedan tasarruf edilmesine, karmaşık şekillerde sinter parça üretimine, mikroyapısal ve kimyasal homojenizasyon sonucu sinter parçada üstün mekanik özelliklerin elde edilmesini sağlamaktadır. Toz metalurjisi ürünlerinin %70'i otomotiv endüstrisinde, %12'si iş makinelerinde, %5'i tarım aletlerinde ve %15'de güncel aletlerde kullanılmaktadır.

Sanayinin gelişmesiyle, teknolojik gelişmeler, yüksek hız ve sıcaklık gibi ağır çalışma şartlarına uyum sağlayacak düşük enerji kayıplı, uzun ömürlü makine tasarımı gerektirmiştir.

Günümüz teknolojisiyle üretilen makine sistem ve ekipmanları bir takım olumsuz faktörler sebebiyle iş yapabilme özelliklerini yitirmektedir. Özellikle temas halinde olan ve izafi bir hareket yapan yüzeyler arasında daima harekete karşı yönde bir direnç, yani sürtünme kuvveti mevcuttur. Bunun sonucu olarakta aşınma meydana gelmektedir. En genel hali ile mekanik ve kimyasal etkilerden dolayı malzemede istenmeyen partikül kaybı olarak bilinen aşınma makine parçalarında sıkça karşılaşılan bir hasar şeklidir. Bu nedenle malzeme ömrünün uzamasındaki etken faktörlerden birisi, malzemelerin aşınma mukavemetlerinin artırılması veya uygun malzeme seçimiyle olacaktır. Son yıllarda metal matrisli kompozitlere sert partiküller takviye edilerek aşınmaya dayanıklı malzemeler üretilmiştir. Ancak yüksek sıcaklıkta aşınmaya daha dayanıklı malzemeye olan ihtiyacın her geçen gün artması takviye elemanı olarak kullanmak amacıyla yeni bileşikler üzerine çalışılmasını gerektirmektedir; bu bileşikler metallerarası bileşikler olup, bu konuda  $Ni_3Al$  metallerarası bileşiği umut vericidir.

Metal matrisli kompozit malzemelerde  $Ni_3Al$  metallerarası bileşiğinin kullanılmasındaki en büyük etken son 5-10 yılda araştırmaların büyük bir kısmının  $Ni_3Al$  üzerine yapılmasına rağmen  $Ni_3Al$  üzerine toplanan bilgilerin büyük bir bölümünün kapsamlı eleştirisi halen yeterince kullanılabilir değildir. Bu nedenle bu tez çalışmasında da Al, Cu ve 2124 Al alaşım gibi üç farklı matrise yine %5, %10 ve %15 gibi üç farklı oranda  $Ni_3Al$  takviye edilerek toz metalurjisi yöntemiyle metal matrisli kompozit malzemeler üretilmiştir. Ayrıca 2124 Al alaşım matrisi ve kompozitlerine T6 ısıt işleminin uygulanarak ısıt işleminin bu malzemeler üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Son olarakta bu malzemelerin sıcaklık, kayma mesafesi ve hız sabit tutularak farklı yüklerde ve yük, kayma mesafesi ve hız sabit tutularak yüksek sıcaklıklarda kuru kayma aşınma davranışı üzerine etkilerini araştırıp belirsizlikler azaltılmıştır.

## 2.TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN $Ni_3Al$ TAKVİYELİ METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARIYLA İLGİLİ LİTERATÜR TARAMASI

Konuyla ilgili yapılan literatür taramasında;

J. H. Jin ve D.J. Stephenson'un yaptıkları çalışmada, farklı yüzdelere sahip Ni-Al bileşiklerini T/M yöntemiyle ürettikten sonra sertliğini ve aşınma davranışını incelemişlerdir. Ni-%40 Al bileşiğinde tek fazlı NiAl yapısı görülürken, Ni-%35Al bileşiğinde NiAl ve  $Ni_3Al$  ikili faz mikroyapısının görüldüğünü ve Ni-Al bileşiklerinde %Al miktarı arttıkça sertliğinde azaldığını belirtmişlerdir. Ayrıca aşınma deneyi sırasında aşındırıcıdan malzeme yüzeyine element geçişi olduğunu ve bu elementin oksit şeklinde malzeme yüzeyinde bulunduğunu ve yüzeyde oluşan bu oksit filminin aşınma deneyinde uygulanan yük arttıkça kalınlaştığını tespit etmişlerdir[1].

J.A.Jimenez ve meslektaşları, NiAl bileşiğine %27Cr katarak T/M yöntemiyle üretmişlerdir. 650-1400°C sıcaklıkları arasında yapılan tavlama süresi arttıkça tane boyutunun arttığını ve tavlama sıcaklığı arttıkça da yüzeyde dekromizasyonun oluştuğunu belirtmişlerdir [2].

B.J.Johnson ve meslektaşları Ni elementine farklı oranlarda Al ilave ederek elde edilen alaşımı aşınma deneyine tabii tutmuşlardır. Sonuçta Al oranı düştükçe sertliğin arttığını ve aşınma katsayısının düştüğünü belirtmişlerdir [3].

Peter J.Blau ve meslektaşlarının yaptıkları çalışmada farklı oranlarda Ni-Al içeren alaşımları 293K, 673K ve 923K sıcaklıklarında aşınma deneyine tabii tutmuşlardır. Yapılan bu çalışma sonucu sıcaklık arttıkça sürtünme katsayısının düştüğünü ve B, Cr, Zr ve Mo içeren Ni-Al alaşımlarının sıcaklık arttıkça aşınma oranlarının da arttığını ve Sadece B içeren Ni-Al bileşiğinin ise aşınma oranını düşürdüğünü tespit etmişlerdir [4].

Peter J. Blau ve meslektaşlarının yaptığı diğer bir çalışmada yine Ni-Al alaşımına farklı yükler ve farklı hızlar uygulayarak 25°C ve 650°C de aşınma deneyi yapılmıştır. Bunun sonucunda sıcaklık arttıkça deformasyon sertleşmesi olduğundan aşınma oranı düştüğünü ve sürtünme katsayısının arttığını belirtmiştir. Ayrıca her iki sıcaklıkta aşınma hızı arttıkça aşınma oranının pek değişmediğini tespit etmişlerdir [5].

Al matriksine %5 oranında  $Ni_3Al$  ilave ederek T/M yöntemiyle üretimin yapılıp incelemelerin bu üretim sonrası yapıldığı birkaç çalışma vardır [6-8]. M. Lieblich ve meslektaşları T/M ile üretim sonrası farklı sıcaklıklarda ve farklı tavlama sürelerinde ısıtma işlemi yapmışlardır ve bu ısıtma işlemi sonrası malzemenin mikroyapısında tabakalaşma oluştuğunu belirtmişlerdir [6]. C. Diaz ve meslektaşları ise yaptıkları çalışmada T/M yöntemiyle üretilen

Al/Ni<sub>3</sub>Al kompozitinin aşınma davranışını incelemişlerdir ve AMK'lerin ağırlık kaybının belirli bir yüke kadar artarken sonra azaldığını saptamışlardır. Bununda farklı yüklerde mikroyapıda oluşan farklılıklardan dolayı oluştuğunu belirtmişlerdir [8].

Rong Chen ve meslektaşları Al alaşımına %5 ve %10 oranında NiAl ve SiC ilave ederek aşınma davranışlarını incelemişlerdir. NiAl/Al bileşiklerinde NiAl oranı arttıkça sertliğin ve akma mukavemetinin arttığını fakat %uzamanın azaldığını belirterek düşük yüklerde yapılan aşınma deneyinde %10NiAl bileşiğinin Al alaşımının aşınma direncini arttırdığını ispatlamışlardır. Ayrıca SiC NiAl'dan daha sert bir takviye malzemesidir, bu nedenle SiC/Al kompoziti NiAl/Al kompozitine göre malzemenin daha çok aşınmasına neden olduğundan dolayı NiAl/Al bileşiklerinin aşınma direnci SiC/Al bileşiklerinden daha iyi olduğunu tespit etmişlerdir [9].

Jose M. Torralba ve meslektaşları yaptıkları çalışmada 2014 Al alaşımına Ni<sub>3</sub>Al ilave ederek T/M yöntemiyle üretmişlerdir ve T6 ısıt işlemine tabii tutarak ısıt işlemin malzeme üzerindeki etkilerine bakmışlardır. Bunun sonucu olarak ısıt işlem öncesi ve sonrası mikroyapıda tabakalaşma görüldüğünü belirtmişlerdir. Ayrıca T6 ısıt işlemi sonrası çökeltinin takviye çevresinde homojen olarak dağıldığını ve ısıt işlem öncesi ve sonrası da bu tabakalaşmadan dolayı kırılmanın tanelerarası olduğunu tespit etmişlerdir [10]. Yine Jose M. Torralba ve meslektaşlarının yaptıkları başka bir çalışmada da 2014 Al alaşımına %5 ve %10 oranında ayrı ayrı Ni<sub>3</sub>Al, NiAl ve %6 ile %10 oranında Ni ilave ederek aynı yöntemle üretmiş ve sabit yükte takviyelerin aşınma üzerindeki etkilerine incelemişlerdir ve bileşiklerin ilavesiyle aşınma direncinin arttığını ispatlamışlardır. Ayrıca T6 ısıt işlemiyle sertliğin arttığını ve en sert kompozit olan Ni+2014Al alaşımının aşınma oranının en yüksek değerde olduğunu belirtmişlerdir [11].

C. E. Da Costa ve meslektaşları 2014 Al alaşımına %5 ve %10 oranında ayrı ayrı Ni<sub>3</sub>Al ve NiAl ve %6 ile %10 oranında Ni ilave ederek T/M yöntemiyle üretilen aşınma deneyine tabii tutmuşlardır. Yapılan bu çalışma sonucu yapının homojen dağılımının takviye miktarına bağlı olmadığını T6 ısıt işlemi sonucu oluştuğunu ve T6 ısıt işleminin yapının mukavemetini arttırdığını ispatlamışlardır. Ayrıca matrise ilave edilen bileşiklerin sertliği arttırdığını ve katodik koruma yaparak korozyon direncini arttırdığını, fakat T6 ısıt işlemi sonrası korozyon direncinin düştüğünü belirtmişlerdir [12].

Y.Wang ve meslektaşlarının yaptıkları çalışmada 6092 Al alaşımına %15 oranında Ni<sub>3</sub>Al ilave ederek T/M yöntemiyle üretmişlerdir ve sabit hızda, farklı yüklerde ve farklı kayma mesafelerinde aşınma deneyi yapmışlardır. Yapılan inceleme sonucu kayma mesafesi arttıkça hacimsel kaybın arttığını ve 42 ile 91N'luk yüklerde takviyenin aşınma direncini arttırdığını ve 140N'luk yükte ise aşınma direncini azalttığını tespit etmişlerdir. Aşınmadaki bu farklılığa mikroyapıdaki değişikliğin neden olduğunu belirtmişlerdir [13].

B. Tores ve meslektaşları T/M yöntemi ile 2124 Al alaşımına %15 oranında  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{NiAl}$ ,  $\text{Cr}_3\text{Si}$ ,  $\text{SiC}$ ,  $\text{MoSi}_2$  ilave ederek üretmişlerdir. Yaptıkları bu araştırma sonucu en yüksek akma mukavemetinin 2124Al/SiC kompozitinde, en düşük akma mukavemetinin ise 2124Al/ $\text{Ni}_3\text{Al}$  kompozitinde olduğunu ispatlamışlardır. Ayrıca çekme mukavemetinin ve % uzamanın 2124Al/ $\text{Cr}_3\text{Si}$  kompozitin de en yüksek , 2124Al/  $\text{Ni}_3\text{Al}$  kompozitinde ise en düşük değerde olduğunu belirtmişlerdir[14]. J. C. Walker ve meslektaşları ise 2124 ve 5056 Al alaşımlarına aynı oranda aynı bileşiklerden ilave ederek T/M yöntemiyle üretip aşınma davranışını incelemişlerdir ve alaşıma ilave edilen bileşiklerin matrisin sertliğini ve aşınma direncini arttırdığını tespit etmişlerdir [15].

S Garcia-Galan ve meslektaşlarının yaptıkları çalışmada  $\text{Ni}(\%50-44)\text{-Al}(\%50-44)\text{-Cu}(\%0-10,64)$  bileşiklerini T/M yöntemiyle üretmiş ve %7,5Cu içeren bileşiğin mukavemetinin ve elastik modülünün en yüksek değerde olduğunu belirtmişlerdir [16].

J. P. Tu ve meslektaşlarının yaptıkları çalışmada metallerarası bileşik takviyeli Cu matriksli bir malzemede farklı yüklerde, farklı hızlarda ve farklı kayma mesafelerinde aşınma davranışını incelemişlerdir ve sabit hız ile sabit yükte kayma mesafesi arttıkça malzemenin aşınma oranının arttığını ve kayma hızı arttıkça da malzemede çalışma sertleşmesi olduğundan aşınma oranının düştüğünü gözlemlemişlerdir. Ayrıca sabit hız ile sabit kayma mesafesinde uygulanan yük arttıkça da aşınma oranının arttığını tespit etmişlerdir. Matrise ilave edilen metallerarası bileşik takviye oranı arttıkça da matrisin sertliğinin ve mukavemetinin arttığını belirtmişlerdir [17].

Aiguo Wang ve H. J. Rack yaptıkları çalışmada, 2124 Al matrisine farklı oranlarda seramik takviye ilave ederek T/M yöntemiyle üretmişlerdir ve sabit hızla sabit yük altında kayma mesafelerini farklı tutarak aşınma deneyi yapmışlardır. Sonuçta aşınma deneyinde takviye oranı arttıkça ağırlık kaybının azaldığını ve kayma mesafesi arttıkça da ağırlık kaybının arttığını tespit etmişlerdir [18].

G. Straffellini ve meslektaşlarının yaptıkları çalışmada, Al alaşım matrisine %10 ve %20 oranında seramik takviye ilave ederek üretildikten sonra T6 ısıtılma işlemine tabi tutulmuş ve sabit hız ve sabit kayma mesafesiyle farklı yükler altında aşınma deneyi yapılarak farklı takviye oranlarının ve uygulanan ısıtılma işlemin malzemenin aşınması üzerindeki etkileri belirlenmiştir. Sonuçta yük arttıkça malzeme yüzeyinde oluşan yüzey sıcaklığının arttığını ve %10 takviyeli kompozitte yük arttıkça ağırlık kaybının arttığını ve %20 takviyeli kompozitte yük arttıkça ağırlık kaybının azaldığını tespit etmişlerdir. Bununda malzeme yüzeyinde aşınma sonucu oluşan karışım tabakasından dolayı oluştuğunu, yani %20 takviyeli kompozitte bu karışım tabakası katı yağlayıcı görevi görerek malzemenin aşınmasını azaltırken %10 takviyeli kompozitte bu tabakanın kalınlığının malzemenin ağırlık kaybını azaltmaya yeterli olmadığını tespit etmişlerdir [19].

A. Martin ve meslektaşlarının yaptıkları çalışmada, 6061 ve 2124 Al alaşım matrislerine ilave edilen seramik takviyenin ve seramik takviyeye uygulanan T651 ısıtılmasının sabit yük ve sabit hız altında farklı sıcaklıklarda aşınma davranışı üzerine etkilerini incelemişlerdir. Sonuçta ısıtılma işlemi sonrası malzemede  $Al_2Cu$  çökeltisi oluştuğunu ve aşınma deneyinde sıcaklık arttıkça ağırlık kaybının ve sürtünme katsayısının arttığını tespit etmişlerdir[20].

A. Martin ve meslektaşlarının yaptıkları başka bir çalışmada Al alaşım matrisine yine seramik takviyesi ilave edilerek T651 ve T4 ısıtılma işlemi uygulamışlardır. Daha sonra sabit yük, sabit hız ve sabit kayma mesafesi ile farklı sıcaklıklar kullanılarak aşınma deneyi yapmışlardır. Sonuçta sıcaklık arttıkça ağırlık kaybı ve sürtünme katsayısının arttığını tespit etmişlerdir [21].

Manish Roy ve meslektaşlarının yaptıkları çalışmada Al matrise farklı oranlarda ve farklı boyutlarda ilave edilen farklı takviyelerin sabit hız ve sabit kayma mesafesinde farklı yükler altında yapılan aşınma davranışını araştırmışlardır ve matrise ilave edilen partiküllerin malzemenin aşınma oranını azalttığını, takviye oranı arttıkça da ağırlık kaybının düştüğünü ve düşük yükte takviye boyutu artarken ağırlık kaybının arttığını yüksek yükte ise takviye boyutu arttıkça ağırlık kaybının azaldığını tespit etmişlerdir [22].

### 3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER

Günümüzde hızla gelişen teknoloji, sanayinin temel girdisi olan malzeme ve malzeme biliminin hızla gelişmesini sağlamıştır. Fakat bu gelişme yeryüzündeki hammaddelerin sınırlı olmasından dolayı ve malzemelerin fiziksel ve kimyasal özelliklerinden dolayı teknolojinin gelişmesine ayak uyduramamıştır. Bu nedenle, bilimin gelişmesi paralelinde ve günümüzün şartlarına uyacak şekilde, gerek ekonomik gerekse teknik yönden daha uygun malzemeler üretme yoluna gidilmiştir. Bu amaçla kompozit malzemeler üretilmiştir.

Kompozit malzeme iki yada daha fazla sayıdaki aynı veya farklı gruptaki malzemelerin en iyi özelliklerini, yeni ve tek bir malzemede toplamak amacıyla makro düzeyde birleştirilmesiyle oluşturulan malzemeler olarak adlandırılırlar. Kompozit malzemeler, takviyeleri taşıyan bir ortam (matris) ve yükü taşıyan takviyelerden oluşur.

Kompozit malzemeler genellikle kendi başlarına elde edilmeyen, bileşenlerinin en iyi özelliklerinin bir malzemede toplanması önemli avantaj meydana getirir. Kompozit malzeme üretilmesiyle aşağıdaki avantajlar elde edilebilir.

- 1- Dayanım,
- 2- Rijitlik,
- 3- Yüksek yorulma dayanımı,
- 4- Mükemmel aşınma direnci,
- 5- Yüksek sıcaklık kapasitesi,
- 6- İyi korozyon direnci,
- 7- İyi termal ve ısı iletkenliği,
- 8- Düşük ağırlık,
- 9- Çekicilik ve estetik görünüm.

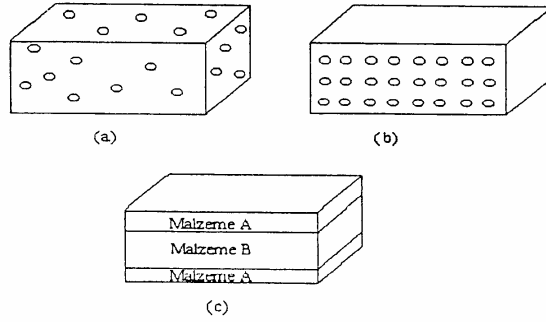
Yukarıda belirtilen bu özellikler uygun matris ve takviye eleman çifti, üretim tekniği, optimizasyon, bileşenlerin mukavemet özellikleri ve diğer faktörler göz önüne alınarak üretim yapılırsa istenilen özelliği elde etmek mümkündür.

Kompozit malzemelerin avantajlarının aksine bazı dezavantajları da mevcut olup bunlarda;

- 1- Üretim güçlüğü,
- 2- Maliyetinin yüksek olması,
- 3- İşlenmesinin güç olması.
- 4- Kırılma uzamasının az oluşu,
- 5- Diğer malzemeler gibi geri dönüşümünün olmamasıdır.

Kompozit malzemeler, takviye malzemelerinin şekilleri açısından sınıflandırılacak olursa;

- Elyaf takviyeli kompozit malzemeler
  - Küçük parçacık takviyeli kompozit malzemeler
  - İri parçacık takviyeli kompozit malzemeler
- olmak üzere üç grupta toplanabilir.



**Şekil 3.1.** Kompozit malzeme tipleri,(a) Elyaf takviyeli kompozit malzemeler,(b) Parçacık takviyeli kompozit malzemeler,(c) Tabakalı kompozit malzemeler.

**a. Elyaf takviyeli kompozit malzemeler :** Bu tür malzemeler yumuşak ve sünek matris içerisine sert, dayanıklı, elastikliği yüksek elyaflar ilave edildiğinde çekme dayanımı, yorulma dayanımı, özgül modül ve özgül dayanım özellikleri iyileştirilir. Matris malzemesi kuvveti elyaflara transfer ederek yumuşaklık ve tokluk özelliğini taşıırken elyaf uygulanan yükün çoğunluğunu taşımaktadır. Çökeltmeyle sertliği artırılmış kompozitlerin aksine kompozitin dayanımı hem oda hem de yüksek sıcaklıkta artırılır. Bu takviyeli kompozitlerde oldukça değişik takviye elemanları kullanılmaktadır. Elyaflar örme, veya şerit fitil şeklinde olabilmekle beraber tabakalar halinde yönlü elyaflarda kullanılır. Sürekli elyafları çok yönlü takviyelendirebilmek için çoklu flamentler halinde veya dokunmuş örgü halinde kalıp içerisine yerleştirilir. Ön ısıtmadan sonra metal veya alaşımı sıvı emdirme veya infiltrasyon metodu ile emdirilerek üretilmekte olup genellikle de metal matrisli kompozitlere uygulanmaktadır. Beton yapılarda çelik tel çubuğun girmesi, polimer matris içine katılan cam elyafla kompozitler ulaşım ve uzay uygulamalarında kullanılmaktadır. Boron ve grafit elyaflarda polimerlere göre üstün özellikler sağlarlar. Aynı şekilde takviye elemanları değişik yönlerde düzenlenebilmektedir. Anizotropik özellikler elde etmek amacıyla sürekli tek yönlü elyaflarla takviyelendirme yapılmaktadır. Parçacık takviyeli kompozit malzemelerde belirgin üniform olarak dağılmış sert, gevrek malzeme yumuşak ve daha sünek bir matrisle kuşatılmıştır.

**b. Küçük Parçacık Takviyeli Kompozit Malzemeler :** Kuvvetler, matris tarafından taşınır. Küçük parçalar (0,01-0,1 mikron) metal malzemede dislokasyonların hareketlerini engelleyerek,

dayanımı artırır. Normal sıcaklıklarda küçük parçacık takviyeli kompozit malzemeler (dağılımla mukavemetlendirilmiş kompozitler) iki fazlı metal alaşımlarından daha zayıf olabilmektedir. Buna karşın dağılımla mukavemetlendirilmiş kompozitler, aşırı yaşlanma, temperlenme, dağılan fazın tane büyümesi ve kabalaşması sonucu şiddetli şekilde yumuşaması nedeniyle kompozitin dayanımını artıran sıcaklık ile kademeli olarak azaltmaktadır.

**c. İri Parçacık Takviyeli Kompozit Malzemeler :** Yüğü, takviye ve matris, birlikte taşırlar.

Kompozit malzemelerde, kuvvetleri takviyeye iletmek, lifleri ortamın etkisinden ve darbelerden korumak, kompozit malzemelerin tokluğunu artırmak gibi görevleri üstlenen matris malzemelerine göre kompozit malzemeler yine belli bir sınıflandırmaya tabii tutulur :

1. Plastik Matrisli Malzemeler,
2. Metal Matrisli Malzemeler,
3. Seramik Matrisli Malzemeler,
4. Karbon / Grafit Matrisli Malzemeler.

Kompozit malzemelerin mekanik özelliklerini belirleyen dört temel faktör vardır. Bunlar :

1. Matris malzemesini özellikleri,
2. Takviye malzemesinin özellikleri,
3. Ara yüzey özellikleri,
4. Mikro yapı özellikleri [23].

İnceleyeceğimiz malzemede de Al, Cu ve 2124Al matrisli Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozit malzeme olduğu için, sadece metal matrisli kompozit malzemeler hakkında daha geniş bilgi verilecektir.

### **3.1.Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin (MMK) Genel Özellikleri**

Günümüzde metalik kompozitler üzerinde yapılan çalışmalar, özellikle yüksek sıcaklıkta kullanılabilecek mukavemetli, rijit malzemelerin gelişmesi yönünde yoğunlaştığından metal matrisli kompozitlere büyük ilgi duyulmaktadır.

MMK malzemeler yerlerine kullanıldıkları metallere göre şu avantajlara sahiptirler:

- a. Yüksek elastiklik modülüne sahiptirler,
- b. Yüksek mukavemet (çekme, basma, aşınma, sürünme ve kayma) gösterirler,
- c. Yüksek sıcaklıklarda çalışırlar,
- d. Metallerin süneklilik ve tokluğu ile seramiklerin yüksek mukavemet ve yüksek modül özellikleri birleşir,
- e. Tekrar üretilebilir mikro yapı ve özelliklere sahiptirler,
- f. Düşük yoğunluk değerleri verirler,

- g. Sıcaklık değışikliklerine karşı hassastırlar,
- h. Yüzey dayanıklılığı ve yüzey akışlarına karşı düşük hassasiyete sahiptirler,
- i. Yüksek elektrik ve ısıl iletkenliğe sahiptirler.

MMK'ler genelde iki bileşenden oluşurlar. Bunların biri metal matris (genelde bir metal alaşımdır), diğeri ise takviye malzemesidir (genelde metallerarası bileşikler, oksitler, karbürler veya nitrürlerdir). MMK'lerin mekanik özellikleri bu matris ve takviye arasındaki arayüzey bağına bağlıdır. MMK'lerin mikroyapısında görülen bu arayüzey matris ve takviye arasındaki yük transferinin yeterli olup olmadığını kontrol ettiğinden gevrek takviye fazı ile sünek matris arasındaki partiküllerden güçlü bir şekilde etkilenmektedir. Bu arayüzeyin kimyasının ve yapısının anlaşılmasıyla istenilen özellikleri elde etmek için arayüzey özellikleri belirlenebilir. Bu arayüzey bağının zayıf olması kompozitin mukavemetinin düşük olmasına neden olur.

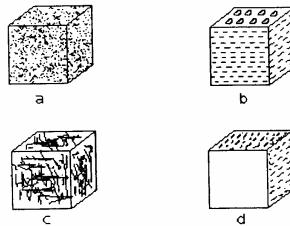
### 3.1.1. Matrisler

Hafif metaller, kompozitler için matris malzemesi olarak çok cazip olmaktadır. Bunlar plastiklerden daha yüksek elastik modül, dayanım ve tokluğa sahip olup yüksek sıcaklıklarda özellikleri de daha iyidir. MMK'lerde çok yaygın olarak kullanılan matris malzemesi, düşük yoğunluklu, iyi tokluk ve mekanik özelliklere sahip olan hafif metaller ve alaşımlarıdır. Hafif metal alaşımlarının dayanım ve özgül ağırlık oranlarının iyi olması ve atmosfere karşı korozyon dayanımının da çok yüksek olması diğerkarakteristik özelliklerindendir. Genellikle Al, Ti, Mg, Fe, Co, Mo, Ni gibi metaller ve alaşımları en çok kullanılan matris çeşitleridir. Matrisin en önemli görevi takviye elemanını bir arada tutmak, malzemeye gelen darbeleri ve yükleri takviye elamanlarına aktarmak, kırılma tokluğunu iyileştirmek, takviye elemanı ile uyum sağlamak ayrıca takviye elemanlarını aşınmaya ve korozyona karşı korumaktır.

Metal matrisli kompozit malzemeler, matris seçimine göre dört gruba ayrılır;

- 1- Plaka dağılımlı metal matrisli kompozit malzemeler,
- 2- Küresel dağılımlı metal matrisli kompozit malzemeler,
- 3- Yaprak dağılımlı metal matrisli kompozit malzemeler.

Şekil 3.2'de metal matrisli kompozit malzemelerin çeşitleri görülmektedir.



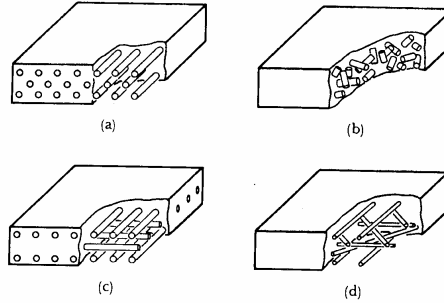
Şekil 3.2. Metal Matrisli Kompozit Malzemeler

a) Plaka dağılımlı, b) Küresel dağılımlı, c) Yaprak dağılımlı, d) Fiber dağılımlı

### 3.1.2.Takviyeler

Kompozitlerin mukavemet ve tokluğunu etkileyen faktörler, takviyeler, matrisler ve matris-takviye arasındaki arayüzeydir. Takviye elemanlarının yapıya düşük yoğunluk, yüksek elastik modül, yüksek çekme mukavemeti, yüksek ergime sıcaklığı, ekonomik uygunluk ve matrisle olan uyumluluğu beklenen özelliklerdir. En çok kullanılan takviye elemanları fiberlerdir. Bunlarda kendi içlerinde dörde ayrılmaktadır:

1. Sürekli fiberler,
2. Süreksiz fiberler,
3. Whiskerler,
4. Taneler.



**Şekil 3.3:** Fiber takviye kompozitlerin farklı morfolojileri (a) Sürekli tek yönlü fiberler, (b) Rastgele yönlendirilmiş fiberler, (c) Ortogonal fiberler, (d) Açılı yerleştirilmiş fiberler.

#### -Sürekli Fiber Takviyeler

Sürekli fiberler tekli filamentler ve çoklu filamentler şeklinde bulunmaktadır. Ön ısıtmadan sonra metal veya alaşımı sıvı metal emdirme ve infiltrasyon metodu ile emdirilerek üretilmekte olup genellikle metal matrisli kompozitlere uygulanmaktadır. Sürekli elyaflar en küçük çapları 10-20  $\mu\text{m}$ , en büyük çapları ise 100-200  $\mu\text{m}$  çaplarında üretilirler.

#### - Süreksiz Fiber Takviyeleri

Süreksiz fiberler çeşitli boylarda bulunmaktadır ve çapları 3-5  $\mu\text{m}$  arasında değişmektedir.

#### - Whiskerler

Whiskerler, merkezi eksen boyunca hareket eden çok az sayıda hataya sahip olan tek kristal yapı ile karakterize edilirler. Çapları 1 $\mu\text{m}$ 'den az olup, uzunlukları yük transferini sağlayacak kadardır.

### **- Taneler**

En ucuz ve en yaygın takviyeler tane şeklindeki takviyelerdir. Bu malzemeler pul ve köşeli şekillerde bulunurlar.

Partikül takviyeli metaller, mikron seviyesindeki küçük partiküllerin metalik bir matris içerisinde dağılmasıyla elde edilen ve yüksek derecede izotropik özellikler gösteren kompozit malzemelerdir. Metal matrisli kompozitlerin sertliklerini, mukavemetlerini veya aşınma davranışlarını geliştirmek için değişik türde takviye malzemeleri kullanılmaktadır. Bunlar;

-Seramik takviyeli kompozitlerle

-Bileşik takviyeli kompozitlerdir.

#### **3.1.2.1. Seramik Takviyeli Kompozitler**

Metal matrisli kompozit malzemelerin endüstri alanında kullanılmasından beri çeşitli matris ve takviye malzemeleri kullanılarak bu alanda birçok gelişme kaydedilmiştir. Bu tür malzemelerde özellikle hafiflik, iyi süneklik, iyi mukavemet, iyi aşınma direnci ve ucuzluk gibi bir tek matriste bulunmayan özellikler elde edilmeye çalışılmaktadır. Fe-esaslı ve Ti- esaslı malzemeler ucuzluk ve hafiflik dışında diğer özelliklere sahip olup endüstri alanında kullanılmaktadır. Ancak taşıma endüstrisinde bu malzemelerden farklı olarak daha hafif ve daha ucuz malzemeler aranmaktadır. Seramik takviyeli kompozit malzemelerde en az yirmi yıla aşkın bir süredir hafif ve ucuz malzemeler olduklarından dolayı kullanılmaktadır. Bu özelliklerin yanında seramik takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler süneklik ve mukavemetin bütünleştiği iyi bir karışım olmanın yanında iyi korozyon ve iyi aşınma direncine de sahiptir [24-26].

Ayrıca metallerin sertliklerini geliştirmek için değişik türde oksit, karbür veya nitrür partiküllerinden yararlanılır. Sermet olarak bilinen metal matrisli seramik takviyeli kompozit malzemelerde oksit, karbür veya nitrür gibi seramik esaslı bir faz, metalik matris içinde dağılmıştır. Tungsten karbür, titanyum karbür, krom karbür ve bor karbür gibi karbürlerin tipik özellikleri yüksek sertlik ve aşınma dayanımıdır. Alüminyum oksit, magnezyum oksit, toryum oksit gibi oksitlerde yüksek ısıl kararlılık gibi özellikleriyle bilinirler. Bu karbür ve oksit içerikli seramiklerin içinde takviye malzemesi olarak en çok kullanılan malzemeler SiC ve  $Al_2O_3$ 'tir.

### **-Silisyumkarbür**

1960'lı yıllarda plastik ve metal matrisli kompozitler için takviye fazı olarak yüksek özgül dayanım ve elastik modülüne sahip malzemeler üzerinde oldukça yoğun çalışmalar yapılmış. Bunlar arasında boron, SiC ve boron karbür gibi malzemeler geniş yer almıştır [27].

SiC'ün oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve rijitliğini koruma özelliğine sahiptir. Ergimiş alüminyumun SiC filamanları üzerindeki etkisi de bor filamanlarına göre çok düşüktür. Bu nedenle alüminyum matrislerinin pekiştirilmesinde kullanılan bor filamanları SiC ile kaplanırlar[28].

Bor fiberlerine benzer şekilde SiC filamanları da kimyasal buhar kaplama tekniğiyle üretilirler. Tungsten tel üzerine kaplama tekniğiyle üretilen SiC-W filamanlar yüksek sıcaklıklarda mükemmel ısı kararlılığına sahiptirler. SiC-W filamanlarının dezavantajları yoğunluklarının yüksek oluşudur.

Karbon filamanları üzerine kaplanmış SiC-C filamanları yakın zamanlarda geliştirilmiştir. 0,14 mm çapındaki fiberlerin yüksek sıcaklık kararlılıkları SiC-W fiberlerinden daha yüksek, yoğunlukları ise daha düşüktür. Bu özellikleri nedeniyle, yüksek sıcaklıklarda kullanılacak süper alaşım ve seramik matrisleri için uygun pekiştiricilerdir.

#### **-Alümina**

Çok kristalli alümina fiberleri dairesel kesitli, yaklaşık 0,02 mm çapında ve %99'dan daha yüksek aralıkta üretilirler. Alümina fiberleri silika ( $\text{SiO}_2$ ) ile kaplamak 210 filamandan oluşan sürekli iplikler şeklindedir. Çekme mukavemetinde sağlanan artış sadece reçine esaslı matrisler için önem taşır. Metalik kompozitlerde kaplamanın esas fonksiyonu, ergimiş metallerin fiberleri ıslatmasını sağlamak. Böylece Fiber-matris bağımlı kuvvetlendirmektir [28].

$\text{Al}_2\text{O}_3$  fiberlerin önemli bir avantajı vakumlu fibrasyon tekniğine olan uygunluğudur. Organik bir bağlayıcı ile bir arada tutturulan paralel iplikler şerit haline getirildikten sonra döküm boşluğuna yerleştirilirler. Daha sonra vakum yapılarak ergimiş metal filamanlar arasına sızdırılır. Sürekli  $\text{Al}_2\text{O}_3$  tek kristal filamanları kimyasal inertlik, yüksek sıcaklık direnci, mukavemet ve rijitlik özelliklerinin birlikte taşırlar. Özellikle yüksek sıcaklık ve korozyon koşullarda kullanılacak metaller için uygundur [28].

#### **3.1.2.2. Bileşik Takviyeli Kompozitler**

Bileşik takviyeli kompozitler seramik takviyeli kompozitlerle kıyaslandığında, seramik takviyeler kompozit malzemelerde birçok pürüze neden olmaktadır. Seramik takviyeler kullanıldığı kompozit malzemelerde yüksek aşınma oranı ve yüksek gevreklikle birlikte matris ve takviye arasındaki termal genleşme katsayısı farkının yüksek hasara neden olması gibi problemleri engelleyememektedir. Ayrıca seramik takviyeler termal işlemlerde termal kırılma direnci çok düşüktür. Bileşik takviyelerin bu tür olumsuz etkilerinin düşük olması seramik takviyeler yerine bileşik takviyelerin kullanımını arttırmaktadır.

Bileşik malzemelerde yüksek ergime sıcaklığına, yüksek mukavemete, iyi korozyon ve oksidasyon direncine sahip olduğu için Ni esaslı süper alaşımlar içinde yer alan metallere bileşikler en fazla kullanılan bileşiklerdir. Metallere bileşikler seramiklere göre düşük gevreklik ve düşük aşınma oranına sahiptir.

Aşınma deneylerinde SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> gibi seramik takviyelerin sertliği Ni<sub>3</sub>Al, NiAl gibi metallere bileşiklerin sertliklerinden daha yüksek olması kompozit malzemeler için bir dezavantajdır. Çünkü sert takviye malzemesi, yumuşak takviye malzemesine göre aşındırıcıya daha çok hasar verir. Bu özellik malzemeyle aşındırıcı arasındaki alıntılarının artmasına neden olduğundan dolayı aşınma deneyi sırasında üç boyutlu abrasiv aşınma artar ve buna bağlı olarak kompozit malzemenin ağırlık kaybında artış görülür [29].

Tüm bunlara bağlı olarak son zamanlarda metal matrisli kompozitlerde bileşik takviyesi olarak kullanılmaya başlanan metallere bileşiklerin özellikleri ve kompozit malzemelere kattıkları avantajlar Bölüm 3.1.2’de anlatılmaktadır.

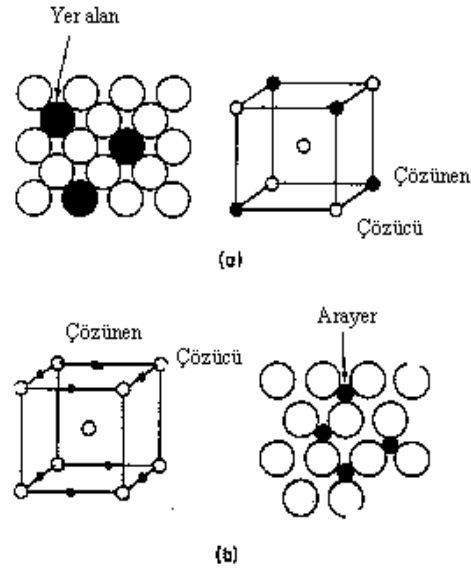
### **3.2. Metallere Bileşikler**

#### **3.2.1. Metallere Bileşiklerin Genel Özellikleri**

Metallere bileşikler yüksek sıcaklıklarda kullanılan çok farklı malzemelerdir. Metallere bileşikler katı çözeltilerde veya ikinci fazla mukavemetlendirilen katı çözeltilerde esas alınan metalik alaşımlar arasındaki bir ara yerde bulunabilir. Metallere bileşikler yüksek mukavemete olanak sağlayabilir, yüksek sıcaklıkta düzensiz katı çözeltilerden ziyade metallere bileşiklerde seramiklerin esas alındığı alaşımlar kullanılır.

Saf metale diğer bir elementin ilavesi (katı eriyik) saf metalin kafes yapısını, boyutlarını ve görünüşlerini değiştirebilmektedir. Saf bir metale (katı eriyik), alaşımlama elementlerinin ilavesi değişik yöntemlerle gerçekleştirilebilmektedir. Çözünen atomlar, bir kafesteki çözen atomlar ile Hume Rothery Kuralları [30] çerçevesinde yer değiştirebilir. Bu tür alaşımlama “yer alan katı çözelti” olarak bilinir. Bu durum Şekil 3.4a.’de gösterilmektedir. Çözünen atomlar, çözen atomlar ile yakın atomik boyuta sahip olduğundan atomlar yer değiştirirler ve sonuçta kafesi distorsiyona (çarpılmaya) uğratırlar. Eğer elementler kafes yapıları içinde çözünebilirse, aynı kafes türüne sahip olurlar. Eğer iki elementin atomları arasındaki boyut farkı büyükse, yer alan çözeltilerde katı çözünebilirlik o kadar küçük olur.

Çözünen atomlar, çözen atomlar arasındaki boşluklara sıkışabildikleri zaman (Şekil 3.4b.) sistem bir “ara yer katı çözelti” oluşturur. Bu tür alaşımlama, çözünen atomların boyutunun çözen atomların boyutlarının yaklaşık yarısı kadar veya daha küçük olması halinde ve bir kafeste en büyük atomlar arasına yerleştiklerinde meydana gelir [31].

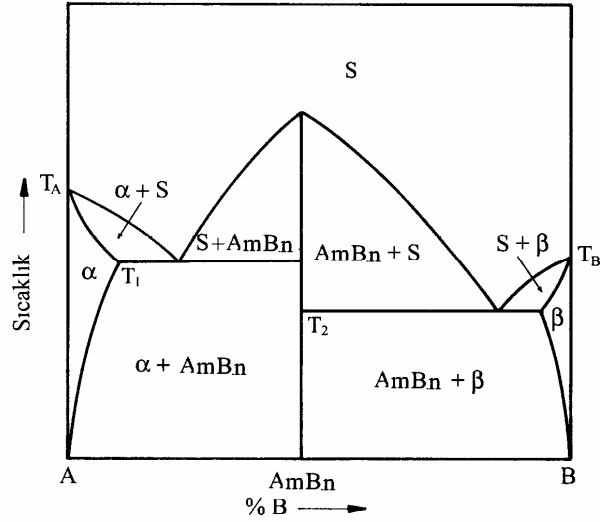


**Şekil 3.4.a.** Yer alan katı çözelti oluşumu, **b.** Ara yer katı çözelti oluşumu

Çözünen atomların büyüklüğü kadar çözücü atomlar arasındaki mesafenin büyüklüğü de bir ara yer katı çözelti oluşumu için önemlidir. Demir, nikel, krom, manganez, molibden, tungsten ve vanadyum, arayer katı çözelti oluşumu için uygun çözücü elementlerdir. Karbon, hidrojen, bor, nitrojen ve oksijen ise arayer katı çözeltilerinde çözünen atomlar olarak yeterli küçük çapa sahip elementler olup arayer katı çözelti atomları olabilirler. Oda sıcaklığındaki demir, arayer olarak karbonun çok küçük bir miktarını eritir. 912°C'nin üzerinde demirin kafes yapısı bcc yapıdan fcc yapıya dönüşür ve atomlar arası mesafe artar ve bu artış karbonun arayer katı çözelti olarak eriyebilirliğini daha da artırır.

Eğer atomlar kafes yapısı içinde çözünmezlerse mekanik bir karışım oluşur. Her iki çözen ve çözünen atom birbirleri ile birleştikleri zaman ise “Metallerarası Bileşikler” oluşur. Metallerarası bileşikler, sabit sıcaklık ve sabit kompozisyonda tek sıvı fazdan tek katı faza dönüşürler. Metallerarası bileşikler, yüksek mukavemet ve sertlik, düşük süneklik ve iletim özelliklerine sahiptirler.

Daha önce de belirtildiği gibi metallerarası bileşikler saf metallerle benzer şekilde bir sıcaklık aralığında değil, bir sıcaklık değerinde dönüşüm gösterirler. Şekil 3.5.'de %55 A ve %45 B kompozisyonuna sahip, A ve B alaşımı için  $T_1$  sıcaklığında alaşım doğrudan sıvı faz yapısından metallerarası bileşik haline geldiği örnek olarak gösterilmiştir. Bu bileşiğin karakteristik bölgesi düz bir çizgidir ve bu çizgi diyagramı iki farklı bölgeye ayırır. Şekil 3.5 de,  $A_mB_n$  şeklinde verilen bir metallerarası bileşik gösterilmektedir [32].



**Şekil 3.5.**  $A_mB_n$  metallerarası bileşiği için faz diyagramı

Bir metallerarası bileşik; esas metallerin her ikisinden tamamen farklı renkte olabileceği gibi, mikroyapı itibarıyla kolaylıkla fark edilebilecek özelliklere sahiptir. Örneğin; beyaz bir renge sahip olan antimon, metalik-parlak mor renkteki  $Cu_2Sb$  metallerarası bileşimini oluşturmak için daha farklı bir renge sahip olan bakırla birleşerek elde edilir [30].

Metallerarası bileşikler sahip oldukları üstün özelliklerden dolayı yüksek sıcaklıklarda düzensiz alaşımlardan daha çok kullanılmaktadır. Bu özelliklerden ilk ve en önemlisi, metallerarası bileşikler gerçekte çok güçlü (yüksek akma ve kırılma gerilmesi) olmaktadır ve mukavemetini yüksek sıcaklıklar üzerinde koruma eğilimindedirler. Yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemetini koruyan  $TiAl$  gibi birçok metallerarası alaşımlar mevcuttur ve sadece o zaman sıcaklığın büyük ölçüde artmasıyla bu özelliklerinde düşüş başlamaktadır [33].

Metallerarası bileşiklerin sadece mukavemeti yüksek sıcaklıklarda korunmamaktadır, modülleride yüksek olma eğilimindedir ve düzensiz alaşımlarla yapılandan ziyade artan sıcaklıkla bu özellikleri daha yavaş azalma eğilimindedir. Rey ve meslektaşları [34] örneğine göre düzensiz bir Fe esaslı katı çözeltilinin esas alındığı bir alaşım ile  $Fe_3Al$ 'un esas alındığı bir alaşımın Young's modülü sıcaklığa bağlı olarak karşılaştırılmaktadır ve  $Fe_3Al$  esaslı alaşımın modülü oda sıcaklığı ve yaklaşık 800 °C arasında büyük bir farkla büyüme göstermektedir. Süneklik örneğin titreşime bağlı olan sistemlerdeki bir çok uygulama için kontrol edilme özelliğine sahip olmasından beri, yüksek modül önemli bir avantaj olmuştur.

Metallerarası bileşiklerin yüksek mukavemet ve yüksek sünekliğe sahip olmasına ek olarak, bu bileşiklerde  $Ti_3Al$  gibi hafif elementler esas alınmaktadır ve bu bileşikler oldukça düşük yoğunluğa sahip olabilmektedirler. Yüksek mukavemet ve modül ile kullanıldığı yapının çok iyi özelliklere sahip olmasına neden olmaktadır ki, bu özellikler döner makine ve uzay uygulamaları için özellikle önemlidir.

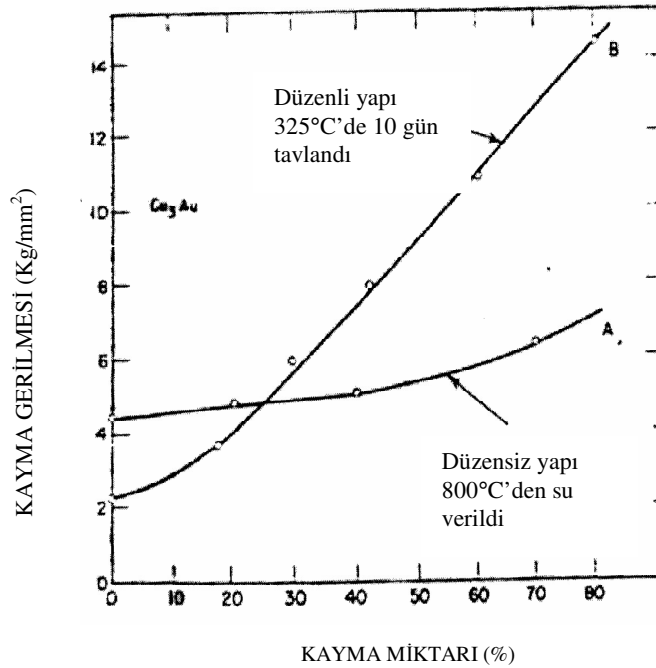
Metallerarası bileşikler aşağıdaki özelliklerden dolayı yapısal uygulamalar için etkilidir:

### 3.2.1.1. Metallerarası Bileşiklerin Mekanik Özellikleri

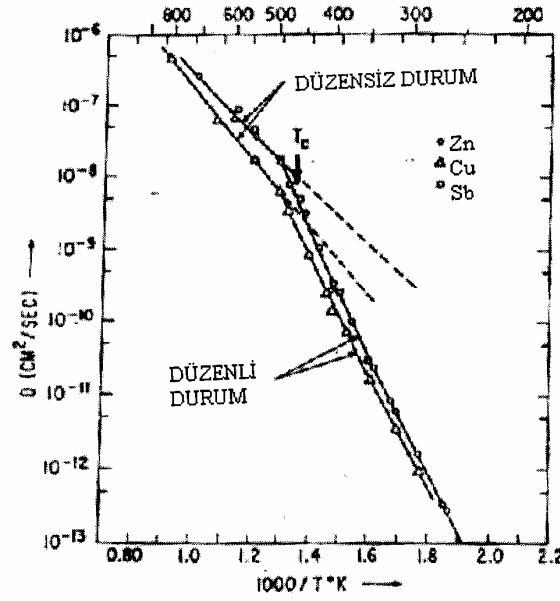
a) Ergime noktasının yüksek olduğu kısımlarında gerçek (özünde olan) yüksek akma gerilmesi birçok metallerarası bileşiklerin genel karakteristiği olarak görülmektedir.

b) Düşük homolog sıcaklıklarında şekil değiştirebilme yeteneği kolay bulunmaz ve değişkendir (düzensizdir) yinede bu malzeme sınıfının tekrar sıkça görülen bir karakteristiğidir. Bu istenilen özelliğe şu özelliklerden dolayı ulaşılabilir; Uygun dislokasyon özelliği örneğin  $Mg_3Cd$  gibi; faz dönüşümü örneğin  $AgMg$  gibi veya uygun bir çözünen (çözünmüş) madde ile katkılandırma örneğin  $FeAl(Zr)$  gibi. Problem kazançlı bir mukavemet seviyesi ile verilen bir malzemede bu özellik elde edilmektedir.

c) Yüksek çalışma (gerilme) sertleşmesi Şekil 3.6 da gösterildiği gibi Sachs ve Weerts'in ilk çalışmasından beri görülen bir başka özelliktir.



Şekil 3.6. Aynı malzemenin düzensiz durumlarına karşı düzenli halinin yüksek çalışma sertleşmesi, Cu<sub>3</sub>Au.



**Şekil 3.7.** Benzer malzemenin düzensiz durumlarına karşı düzenli yapısındaki düşük difüzyon oranı, CuZn [35].

### 3.2.1.2. Düşük Difüzyon Oranları

Düzenli metallerarası bileşiklerde difüzyon oranları aynı karışımın düzensiz alaşımlarından daha düşük olma eğilimindedir. Bu etki Şekil 3.7. de gösterilmektedir.

Düşük difüzyon oranı yüksek sıcaklık uygulamalarında metallerarası fazlara kazandırdığı avantajlar şu şekildedir:

- Hem tane büyümesine hem de eritmeye ve dağılık fazların toplanması hususunda mikroyapı dengesine katkı sağlamaktadır.
- Korozif ortamdan korunma olmadan kinetiklerin azalmasıyla ve tabakalı kısımlarda alt yüzey ile “arayer difüzyonunun” oluşması sonucu tabakanın (kaplamanın) ayrışmasının yavaşlaması tabakalı kısımlardaki oksidasyon ve korozyonla ilgili olarak yapıya yardım eder. Bu avantajlar bazen ters bir etkiye neden olabilir. O zaman  $Al_2O_3$ ’ ce zengin bir kaplama (tabaka) aynı nikel esaslı alaşımlarda kabarıp dökülmeyle o bölgelerde kaybedilir ve alt yüzeyin sürekli korunması yüzeyin iç kısmından alüminyumun difüzyonunun yavaşlamasıyla engelleniyor olacaktır[36].
- Örneğin dislokasyon tırmanmasına bağlı olan difüzyon geciktirici atomik deformasyon prosesleriyle, yüksek sıcaklıkta mekanik davranışlar gelişir.

### 3.2.1.3. İki Fazlı Alaşımlarda Matris İle Özel Uygunluk (Uyarlık)

a) Birçok sentetik yapının aksine, birçok çok fazlı alaşımların birleştirildiği metallerarası bileşikler kararlı veya yarı kararlı yapılardır ve ayrıca matriksle etkileşimiyle ayrışmaya eğilimli değildir.

b) Matriksin kompozisyonuyla (karışımıyla) tasarlanabilir bir alaşım her durumda farklı yardımcı üstünlükleriyle dağınmak metallerarası bileşiklerle ya çok benzer yada çok farklıdır. Ni-Cr esaslı alaşımlarda  $\gamma'$  dağılımlarının son kararlılığı için gerekli sebeplerinden biride gerçek fazların kompozisyonlarının aynı olmasıdır. Dağılmış fazın diğer durumlarda, dengeye rağmen, örneğin Zn esaslı alaşımlarda  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  veya Al esaslı alaşımlarda  $\text{Mg}_2\text{Si}$  karışımlarında çok farklı olabilmelidir [37].

Son söylenen durumda özel bir üstünlük “Condels” de (yüksek iletkenliğe, yüksek mukavemete sahip alüminyum alaşımı) ortaya çıkmaktadır. Çünkü mukavemet katı çözüldüden birçok çözünen maddenin istenilen akıtmaları (boşaltmaları) bir çökeltmeden sürdürülür ve bu nedenle matriks iletkenliği artırılır [38].

Tabi ki metallerarası bileşiklerin verdiği artan mukavemet, modüller, yoğunluk, mikroyapı dengesi (kararlılığı) ve sürtünme oranının avantajı dezavantajlar olmaksızın meydana gelmemektedir. Tek ve en büyük dezavantaj düşük sünekliktir. En çok metallerarası bileşikler oldukça gevrek olma eğilimindedir, özellikle düşük sıcaklıklarda. Örneğin  $\text{TiAl}$  600 °C üzerinde yüksek mukavemete sahip olması üzerine o sıcaklığın üzerinde de çok gevrek olduğu bilinmektedir ve süneklik mukavemetin hızla azaldığı yerdeki sıcaklıkta artmaya başlamaktadır. Hemde oda sıcaklığında Fe-Al alaşımlarının çekme sünekliği,  $\text{Fe}_3\text{Al}$  üretiminde, alüminyum bileşiğinin %25’e artmasından dolayı hemen hemen sıfıra gitmektedir [39].

Ayrıca süneklikteki kayıp bir alaşımda metallerarası bileşiğinin oluşumunun ilk belirtisiyle sıkça görülmektedir.

Bütün bu bilgilere bağlı olarak normal değerlikli bileşikler ve elektron bileşikleri olmak üzere metallerarası bileşikler iki grupta incelenmektedir.

### 3.2.1.4. Normal Değerlikli Bileşikler

Bu grup bileşiklerde normal kimyasal değerlik kuralları geçerlidir. (Örneğin;  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  ve  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$ ). Bu bileşikler genellikle güçlü metalik özelliklere sahip bir metal (magnezyum gibi) ile zayıf metalik kimyasal özelliklere sahip diğer bir metalin (antimon, kalay veya bizmut gibi) bir araya gelmesiyle oluşmaktadır. Böyle bir bileşiğin ergime noktası genellikle her iki esas metalin ergime noktalarından daha yüksektir. Örneğin;  $\text{Mg}_2\text{Sn}$

metallerarası bileşiği 780°C’de ergimesine karşın esas metaller magnezyum ve kalay sırasıyla 650°C ve 232°C’de ergimektedirler [40].

### 3.2.1.5. Elektron Bileşikleri

Bu grup bileşiklerde normal değerlik kuralları geçerli değildir. Fakat bu grubun birçok örneklerinde söz konusu olan metallerarası bileşiklerin bir molekülündeki atomların toplam sayısı ve içerdiği bütün atomların değerlik bağlarının toplam sayısı arasında sabit bir oran vardır. Burada Hume-Rothery oranları olarak bilinen üç farklı oran mevcuttur.

- a)  $\beta$ -Yapısı: Bu yapı için, 3/2 oranına sahip CuZn, Cu<sub>3</sub>Al, Cu<sub>3.1.2</sub>Sn, Ag<sub>3</sub>Al gibi metallerarası bileşikler örnek olarak verilebilir.
- b)  $\gamma$ -Yapısı: Bu yapı için, 21/13 oranına sahip Cu<sub>3.1.2</sub>Zn<sub>8</sub>, Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>, Cu<sub>31</sub>Sn<sub>8</sub>, Ag<sub>3.1.2</sub>Sn<sub>8</sub>, Na<sub>31</sub>Pb<sub>8</sub> gibi metallerarası bileşikler örnek olarak verilebilir.
- c)  $\epsilon$ -Yapısı: Bu yapı için, 7/4 oranına sahip CuZn<sub>3</sub>, Cu<sub>3</sub>Sn, AgCd<sub>3</sub>, Ag<sub>3.1.2</sub>Al<sub>3</sub> gibi metallerarası bileşikler örnek olarak verilebilir.

Örneğin, CuZn bileşiğinde, bakır 1 ve çinko 2 değerliğe sahiptir. Dolayısıyla toplam değerlik sayısı 3’tür. Bu bileşik için toplam atom sayısı ise 2’dir. Buna göre; oranın 3/2 olduğu tespit edilir. Benzer olarak Cu<sub>31</sub>Sn<sub>8</sub> bileşiğinde, bakır 1 ve kalay 4 değerliklerine sahiptir. Buna göre aşağıdaki işlemler takip edilirse;

$$\text{Toplam değerlik sayısı} = 31 \times 1 + 8 \times 4 = 63$$

$$\text{Toplam atom sayısı} = 31 + 8 = 39$$

Buradan;

$$\frac{TDS}{TAS} = \frac{63}{39} = \frac{21}{13}$$

olduğundan bu yapı  $\gamma$ -yapısına örnek olarak gösterilebilir [30].

### 3.2.1.6. Süper Örgüler

Katı çözeltilerin büyük bir kısmı, düşük sıcaklıkta düzenli yapıya sahiptirler. Düzenli yapı, atomlar yerleşebileceği kafes yapılarındaki yerlerine rast gele değil de belli bir düzende yerleştiği zaman meydana gelir. Düzenli yapılar aynı zamanda süper örgüler olarak da bilinir.

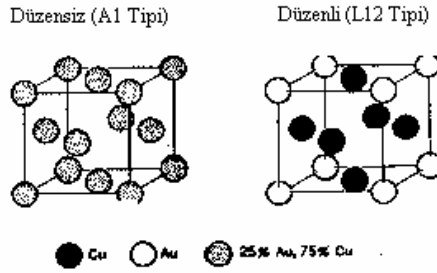
Süper örgülerde genellikle düşük sıcaklıklarda uzun periyotlu düzenler oluşabilir. AB veya AB<sub>3</sub> tipindeki kompozisyonlar uzun periyotluluğa yakındır. Kritik bir değerin üzerindeki bütün sıcaklıklarda rast gelelik hakimdir. Sıcaklık kritik değerin altına inince düzen kurulur ve sıcaklık azaldıkça düzen artar. Yeterli düşük sıcaklıkta kusursuz düzenliliğe yaklaşılr [31].

### 3.2.1.7. Süper Örgülerin Yaygın Türleri

Süper örgüye sahip alaşımların çoğu üç ana metalik yapı ile yakından ilgilidir. Bunlar; fcc (A1), bcc (A2) ve hcp (A3) yapılarıdır. Mesela A2 düzensiz yapısıyla yakından ilgili olan süper örgüler DO<sub>3</sub>, L2<sub>1</sub> ve B2 yapılarıdır. A1 ve A3 tipinde sıkı paket yapıli düzensiz örgülere dayalı süper örgüler ise AuCu<sub>3</sub> (L1<sub>2</sub>), Mg<sub>3</sub>Cd (DO<sub>19</sub>) ve CuAuI (L1<sub>0</sub>)'dır[31]. Süper kafes yapılar aşağıda izah edildiği gibi değişik gruplar altında toplanmıştır.

#### - (L1<sub>2</sub>) Cu<sub>3</sub>AuI Tipi Süper Kafes Yapılar

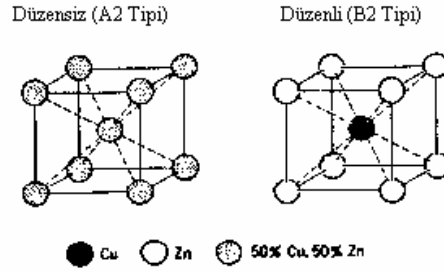
Yüksek sıcaklıkta %23.1.2. atomik yüzde ile Au ihtiva eden Cu<sub>3</sub>Au alaşımı düzensiz yapıdadır ve altın ile bakır atomları bir fcc kafesin kafes noktalarını gelişigüzel işgal ederler. Kritik bir sıcaklığın altında tavlınınca (390°C) atomlar hareket ederek Cu atomları yüzey merkezlerine Au atomları köşelere yerleşir. Bu yapının tipik örnekleri; Cu<sub>3</sub>AuI, Pt<sub>3</sub>Sn, Al<sub>3</sub>U, AlZr<sub>3</sub>, Co<sub>3</sub>V, FeNi<sub>3</sub>, MnNi<sub>3</sub>, Si<sub>3</sub>U, TiZn<sub>3</sub>...vb. leridir[31].



Şekil 3.8 L1<sub>2</sub> yapısının süper kafes yapısı

#### - B2 (Beta Brass) Tipi Süper Kafes Yapılar

İç içe girmiş iki tane basit kübik yapı olarak görülebilir. Bazen iki atomlu basit kübik olarak da görülebilir. Düzensiz kristal bcc yapısı (A2)'dir. Ortalama bcc kafes noktalarından her birine yerleşmek için aynı ihtimale sahiptirler. Düzenli yapıdaki bakır, küpün merkezine, çinko küp köşelerine yerleşecek şekilde dağılır. CsCl yapısına benzerler (ZnCu yapı). Bu tip süper latislere alaşım sistemlerinde sıkça rastlanılması mümkündür. Bu yapının tipik örnekleri; β'-CuZn, β-AuCd, β-AlNi, LiTl, vb. [31].



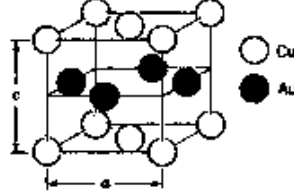
Şekil 3.9. Beta brass yapısının süper örgüleri.

#### - L<sub>1</sub> veya CuAuI Tipi Süperlatisler

Atomik olarak %47 ve %63'e kadar Cu-Au sisteminde (001) düzlemi yalnız bakır veya yalnız altın atomlarınca doldurulacak şekilde süper örgüler oluşturabilirler. Her düzlemde dört aynı cins atom bulunur. Komşu olan düzlemlerde ise sekiz diğer cins atom bulunur.

Bu yapı c/a oranı 0.93 olan bir tetragonal yapı olup kısalma %7 kadardır. Uygun orandaki CuAu alaşımı 385°C'nin altında düzenli yapıya geçer.

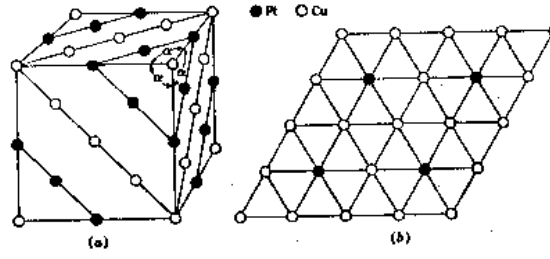
CuAuI tipinde süper örgü yapısına sahip çok sayıda alaşım mevcuttur [31].



Şekil 3.10. L<sub>10</sub> yapısının süper örgüler

#### -L<sub>1</sub> Tipi Süper Kafes Yapılar

Cu-Pt sistemi, atomik olarak %50 oranında fcc düzensiz yapısına sahiptir. Fakat uygun şartlar sağlandıktan sonra (111) düzlemi birbirini takip edecek şekilde Cu ve Pt atomları tarafından meydana getirilirler ve rombohedral yapı oluştururlar.

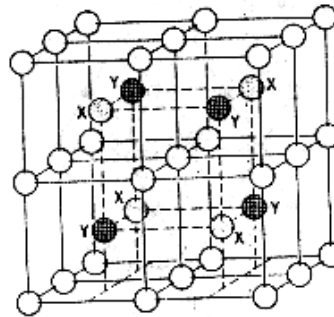


Şekil 3.11. L<sub>1</sub> yapısının süper kafes yapısı

Eğer Cu'nun yüzdesi %50'yi aşarsa Pt'li (111) düzlemlerinde bazı Pt atomlarının yerlerini gelişigüzel Cu atomları alır. Pt'nin %50'yi geçmesi halinde Cu atomlarının (111) düzlemlerinde Cu atomlarının yerlerini gelişigüzel Pt atomları alır [31].

### - D<sub>0</sub><sub>3</sub> ve L<sub>2</sub><sub>1</sub> Süper Örgüleri

FeAl yapılarında, bcc  $\alpha$ -demir atomlarının yerlerine Al atomlarının gelişigüzel bir şekilde yerleşmesiyle meydana gelir. Fakat atomik olarak %18 Al konsantrasyondan itibaren tercihli yerlere yerleşmeye başlayarak düzenli yapı meydana getirirler. FeAl ve Fe<sub>3</sub>Al süper örgülerinin her ikisinde bcc dört bitişik birim hücrenin hacim merkezli atomları ile Al atomlarının yer değiştirmesi şeklinde meydana gelir. Bu tip süper örgüler DO<sub>3</sub> tipi süper örgülerdir. Atomik oranı %18-25 olan Al için atom sayısı arttığından dolayı Al atomları Y ve X konumlarının her ikisini de doldurarak FeAl alaşımı oluştururlar. Bu yapı düzenli  $\beta$  brass yapıya benzer. Tam düzenli Fe<sub>3</sub>Al yapıda her Al atomu sekiz Fe atomu tarafından çevrilmiştir. Bu yapıyı elde etmek için yavaş olarak 550°C'den oda sıcaklığına soğutmak gerekir.



Şekil 3.12.. D<sub>0</sub><sub>3</sub> ve L<sub>2</sub><sub>1</sub> yapısının süper örgüleri.

DO<sub>3</sub> tipi süper örgülerin en tanınan özelliği her bir atomun maksimum sayıda benzemeyen atom tarafından çevrilmiş olmasıdır.

DO<sub>3</sub> ile yakından ilgili olan diğ er bir süper  rg  L2<sub>1</sub> süper örgüsüdür. L2<sub>1</sub>  rg s  A<sub>2</sub>BC şeklinde bir   l  element ihtiya eder. En tanınmış  rneği Heusler ala ımıdır. Cu<sub>2</sub>MnAl yapısını oluşturan atomlar anti-ferromagnetik ve düzensiz yapısı anti-ferromagnetik olmasına rağmen süper örgüsü ferromagnetik özellik gösterir. Yukarıda birim hücrede Al atomları Y pozisyonlarını, Mn atomları X pozisyonlarını ve Cu atomları da kalan pozisyonları işgal eder.

Cu<sub>2</sub>MnSn bileşiğinde, Cu<sub>2</sub>MnAl bile iğindeki Al atomlarının yerlerini Sn atomları alır. Bunun dışında Cu<sub>2</sub>MnGa da ferromagnetik süper örgülere sahiptir. Cu<sub>2</sub>NiAl ve Zn<sub>2</sub>CuAu ise diğ er Heusler ala ımlarıdır. Aynı zamanda termoelastik martenzitlere de sahip olur ( ekil hafıza etkisi) [31].

### - DO<sub>19</sub> veya Mg<sub>3</sub>Cd Tipi Süper  rg ler

AuCu<sub>3</sub>, L1<sub>2</sub> tipi süper örgüsüyle benzer bir yapıdadır. DO<sub>19</sub> tipi süper örgü, hep yapıdadır. a düzensiz yapıdaki değerinin iki katına çıkar ve c değişmez. B atomları dört alt  rg den (birim hücredeki yerden) birini işgal eder. A<sub>3</sub>B tipinde bir formüle sahiptirler. Mg<sub>3</sub>Cd, MgCd<sub>3</sub>; DO<sub>19</sub>'un en tanınmış örnekleridir [31].

### 3.2.2. Ni<sub>3</sub>Al

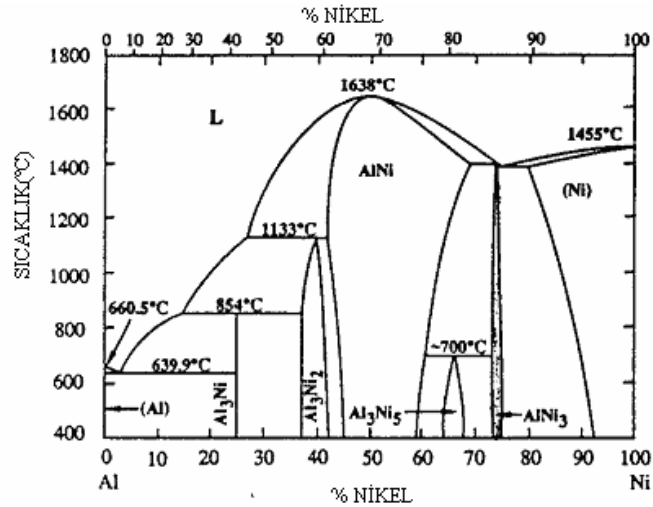
Düzenli metallerarası bileşikler saldırgan ortamlarda, yüksek sıcaklıklarda kullanılan yapılar için yeni-kuşak malzemelerden geliştirilen potansiyele sahip malzemelerin tek bir sınıfıyla oluşturulmaktadır. Metallerarası bileşikler iyi sürtünme ve kırılma direnci gibi çok iyi özelliklere sahiptirler. Ni<sub>3</sub>Al gibi metallerarası bileşikler artan sıcaklıkla mukavemette bir dereceye kadar küçük kayıplara (veya hatta artmaya) ve belirli yüksek modüllere sahiptir.

Metallerarası bileşik ailesinde (Fe, Ni,Al esaslı bile ikle gibi) en iyi bilinen metallerarası bileşiklerden bir tanesi olan Ni<sub>3</sub>Al düşük yoğunluğa , yüksek ergime sıcaklığına ve iyi aşınma direncine sahip bir bileşiktir. Ni<sub>3</sub>Al düzenli metallerarası alaşımı çok iyi yüksek sıcaklık mukavemetine ve iyi oksidasyon ve korozyon direncine de sahip olmaktadır. Ni<sub>3</sub>Al bir akma anormalliği göstermektedir. Yani akma mukavemeti 1100 K altında artan sıcaklıkla azalmaktan ziyade artmaktadır [41]. Ni<sub>3</sub>Al sınırlı atomik harekete sahip olduğundan dolayı çok iyi korozyon ve sürtünme direncine sahiptir[23]. Ayrıca nikel esaslı süper alaşımlardan daha düşük yoğunluğa ve daha iyi mukavemete sahiptir [23].

Metallerarası bileşikler genellikle sitokiyometrik oranların çevresinde oldukça yetersiz karışım oranlarında bulunmaktadır. Ni<sub>3</sub>Al ergime noktası üzerinde L1<sub>2</sub> tipi düzenli fcc yapısına sahiptir. Ni<sub>3</sub>Al %23'den %27,5'a kadar Al oranına sahip bileşenlerin (yaklaşık %4,5) küçük bir bölgesi üzerinde şekillenmektedir [42]. Ni-Al sisteminin faz diyagramı  ekil 3.13'de

verilmektedir. Al-atomu alt kafes yerleriyle oluşur. Nikel ve Alüminyumdan küçük atomik çaplara sahip boron ve karbon gibi alaşım elementleri arayer bölgelerinde oluşur, oysa hafniyum, zirkonyum ve titanyum gibi elementler Ni ve/veya Al alt kafes bölgelerindeki yerini alarak oluşur [43]. Bunlarla birlikte  $Ni_3Al$ 'a ilave edilen elementler yapıya şu tür avantajlar kazandırır.  $Ni_3Al$ 'a ilave edilen boron tane sınırı adhesyonunu arttırarak tanelerarası kırılmayı engeller, tane içi kırılmaya neden olarak çekme uzamasını yaklaşık %50 arttırır ve son olarak boron ile mikroalaşımlama tane sınırı bağ mukavemetini ve ortam (çevre) sıcaklığında sünekliği arttırır [23].  $Ni_3Al$ 'a ilave edilen krom yüksek sıcaklıklarda oksit ortamındaki dinamik gevrekleşmeyi arttırır, Zirkonyum ve Hafniyum ise katı çökelti sertleştirilmesiyle yüksek sıcaklıkta mukavemeti arttırır [23].

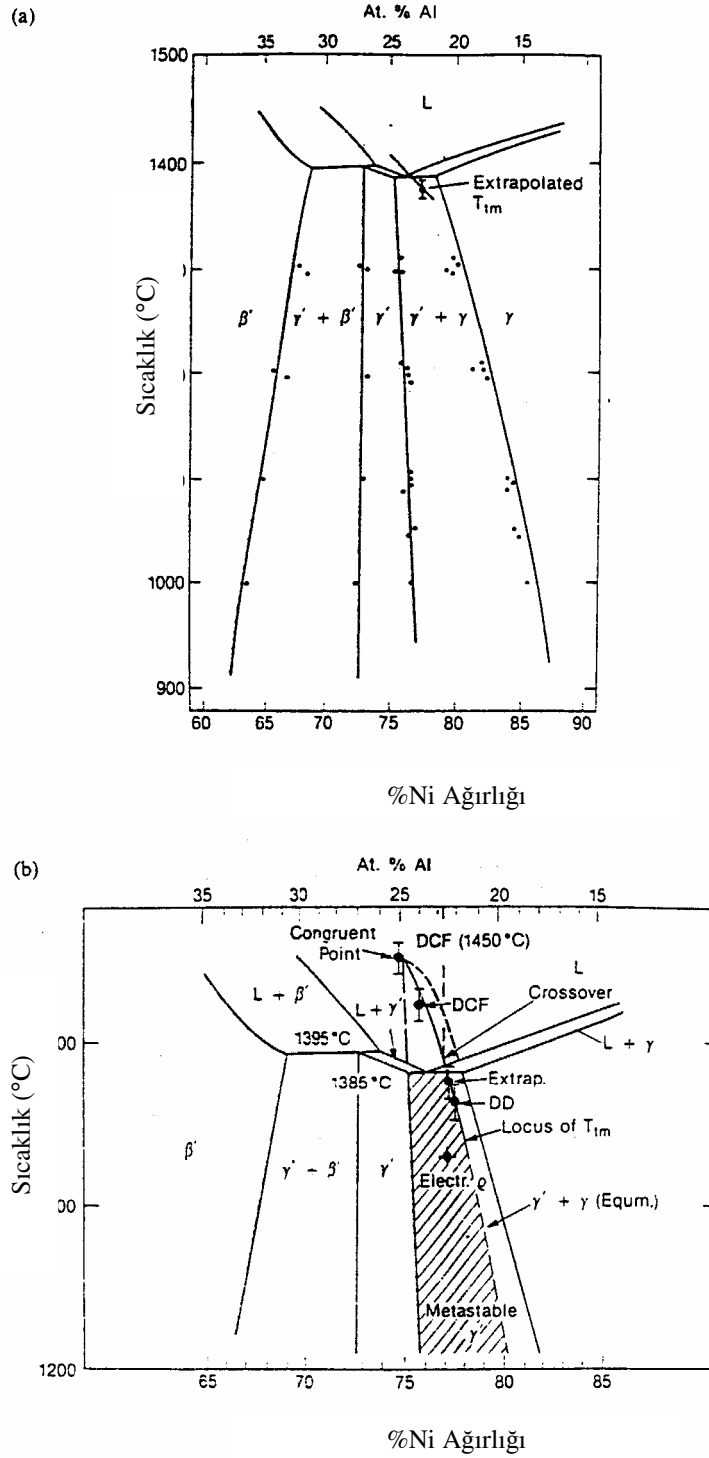
Teorik çalışmalar yüksek sıcaklıkta düzenli metallere arası bileşiklerin karakterize edilen düzenli davranışını elde etmeyi amaçlamaktadır ve sıcaklığın etkisine açıklık getirmektedir. Bu alaşımların düzenli bir prosesine ek olarak yoğunlaştırma (konsantrasyon) ve üç bileşenle alaşım elementlerini göstermektedir.



Şekil 3.13. Ni-Al ikili faz diyagramı

Nikel esaslı süper alaşımlarda,  $L1_2$  tipi düzenli nikel-esaslı metaller arası bileşikler mekanik özelliklerin gelişimine katkı sağlamaktadır. Çünkü nikel esaslı metallere arası bileşikler fcc matriksinde açıkça mukavemet ve sünekliğin artmasına neden olmaktadır.

Tüm bunlara bağlı olarak  $Ni_3Al$  otomotiv sanayinde turbokompresörlerde, yüksek sıcaklıkta kullanılan kalıplarda, fırın sabitlerinde, çelik yassısı tıci fırınlardaki silindirlerde, hidrotürbinlerde, kesme takımlarında, pistonlarda ve borularda, gaz türbinlerinde, hipersonik uçaklarda, uzay araçlarında ve jet motorlarında kullanılmaktadır.



**Şekil 3.14.** a) Düzenli-düzensiz geçiş sıcaklıklarıyla Nikel-Alüminyum faz diyagramı ( $\gamma'$  fazı  $L1_2$  tipi düzenli  $Ni_3Al$  dur). b) Ni-Al diyagramının  $Ni_3Al$  kısmının büyütülmüş resmi ve geçiş sıcaklıklarının gözenekleri (geometrik yeri) gösterilmektedir [44] (Burada extrapolated  $T_{1m}$  =Dış değer hesabını, congruent point=kongurent noktasını, locus of  $T_{1m}$ =  $T_{1m}$  nin geometrik yerini ifade etmektedir).

$\text{Ni}_3\text{Al}$  için ilginç olan 1957'de Westbrook tarafından yazılan makalede anormal değerlerin çizilmesidir [45], bu değerler artan sıcaklıkla pozitif bir çökelme göstermektedir.  $\text{Ni}_3\text{Al}$  geleneksel yüksek sıcaklık alaşımları için Ni esaslı metallere mukayese edilmektedir veya 1073 K sıcaklığından daha yüksek sıcaklıkta çökelme göstermektedir. Araştırmaların bir çoğu özellikle ilk günlerde anormal çökelme mekanizmaları için bu malzemenin mukavemetine yoğunlaşmıştır. 1962'de Kear ve Wilsdorf lokal bağlama (pinnig) modeliyle {001} düzleminin {001} de durdurmak için ilk {111} düzleminden dislokasyonların karşı tarafa kaymasında bu fenomeni açıklanmıştır.

Bu bağlantı modeli Paider tarafından yazılmıştır, Pope ve Vitek [46] ile ortak çalışma yapan Takuchi ve Kuramoto [47], {001} düzleminde atomik boyutta gerçekleşen çapraz kayma yöntemiyle lokal bağlantının gerçekleştiği vida kısımlarında yaptıkları deneysel incelemeleri açıklamışlardır.

1979 yılında Aoki ve Izumi tarafından yapılan çalışmada sitokiyometrik bileşiklere boron ilavesinin gevrek malzemelerde belirgin değişikliklerin neden olduğunu bulmuşlardır [64], yaptıkları çalışmada, çökelme veya ikinci faz olmadan, tek faz olarak yapılan uygulamaların ilginç olmasına neden olmuşlardır. Liu ve meslektaşları tane sınırlarında boron segregasyonunu açığa çıkarmışlar ve sitokiyometriyle ilgili olarak boron etkisini göstermişlerdir [48].

1980'den önce, boron etkisinin keşfi ile faz dengesinde, kafes hatalarında ve kırılmada bu bileşik üzerine yapılan büyük bilimsel merak devam etti. Özellikle de boron ilaveli malzemelerde tane sınırı çevresinde düzensiz fazın varlığından dolayı olumlu sonuçlar veren yorumlar bulundu [50,51].

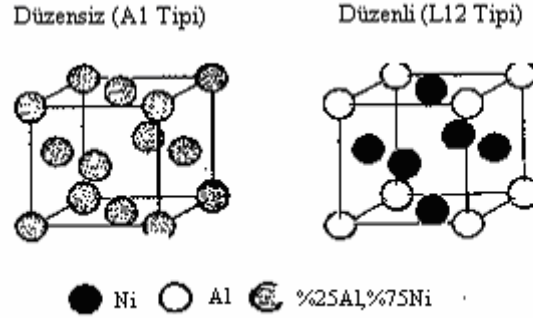
Borondan arındırılmış alaşımlarda elde edilen taneler arası kırılma boron ilavesiyle yok olabilir, tane sınırları çevresinde düzensiz faza katkı sağladığı sonucu da çıkarılabilir. Aynı zamanda çalışmalar mühendislik malzemesi olarak kullanılan bu bileşik için uygulanmaktadır.

Kimyasal değişiklikte ve yapısal bozukluklarda (sitokiyometrik etki) bu ilginçlikler fiziksel özelliklerin ve teorik yaklaşımların mikro özellikleriyle devam etmektedir. Faz dengesi için CVM (toplu değişiklik metodu) gibi hesaplamalar ile teorik yaklaşımlar [52], çizgisel ve düzlem hatalarının dengesi için anizotropik lineer elastik teori ve tane sınırlarındaki teorik grup anlayışı fiziksel ve mekanik özelliklerin mekanizmalarını anlamada yardım etmektedir.

1980 sonrasında, metallere bileşiklerin hasarlarıyla ve/veya seçilen elementleriyle uyum içinde olan gazlı elementler atmosfer sıcaklıklarında  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 'un dahil olduğu farklı metallere bileşikler için çevresel kırılabilirliğe neden olup, deforme olma etkisiyle tehlike oluşturduğu ve kullanım için başka bir konu oluşturduğu sonucuna varılmıştır [53].

### 3.2.2.1. Ni<sub>3</sub>Al'un Kristal Yapısı ve Fiziksel Özellikleri

Ni<sub>3</sub>Al %4,5 toplam denge oranına sahip berthollide-tipi bir metallerrarası bileşiktir. Kristal yapısı fcc yapının esas alındığı L1<sub>2</sub> dir, nikel atomları kristal kafesin yüzey merkezlerinde ve alüminyum atomları da küpün köşelerinde bulunmaktadır. Kafes parametresi sitokiyometrideki bir değişim ile 0,3565 den 0,3580 m'ye dönüşmektedir. Düzenli yapıları yüksek sıcaklıklar üzerinde (ergime noktasına yakın) devam ettiği bilinmektedir [54,55] .



Şekil 3.15. Ni<sub>3</sub>Al'un kristal yapısı

Cahn'e göre [56] dondurma sıcaklığı altındaki düzenli bir sıcaklık gereklidir fakat süneklik davranışı için yeterli değildir.

Sitokiyometrik sapmayla oluşturulan kafes hataları anti-site yapısı olarak açıklanmaktadır. Son zamanlarda, Ni<sub>3</sub>Al'daki nokta hatalarının oluşum enerjisi ve oluşum hacimleri Gao ve meslektaşları tarafından hesaplanmıştır [57], yapıya karşı oluşum enerjisinin sona ermesi boşluğunkinden daha azdı ve bir Al atomu yerinde Ni atomunun oluşum enerjisi bir Ni atomu yerindeki Al atomunun oluşum enerjisinden daha azdır. Yapıya karşı söylenen bu sonuç boşluk hatasıdır ve bir hiper sitokiyometrik alaşımla karşılaştırılan hipositokiyometrik alaşımlarla oluşturulması uygun olabilir.

Metallerrarası bileşiklerin difüzyonunda her bir atom hareketi için korunan düzenli yapının bir sınırlaması vardır. Çünkü boşluk hareketiyle, toplam serbest enerjideki artışın verdiği sonuçlar düzenli bir yapıdaki atom düzeninin düzensizliğine neden olmaktadır [58].

Düzenli alaşım difüzyonu için iki örnek mekanizma bulunmaktadır. Bunlardan biri boşluk hareketine eşdeğer komşu yere geçen bir atomun oluşturduğu altı sıçrama mekanizması olup sıçramanın olduğu yerdeki altı sıçrama boşluk salınımı (6JVC) hareketi olarak adlandırılır [59,60].

Diğer biri de, iki boşluğun üç katlı hasarının ve bir anti-site atomunun eşdeğer komşu yere geçip hareket ederek oluşturduğu üçlü hasar mekanizmasıdır (TD) [61].

### 3.2.2.2. Dislokasyon Yapısı ve Deformasyon

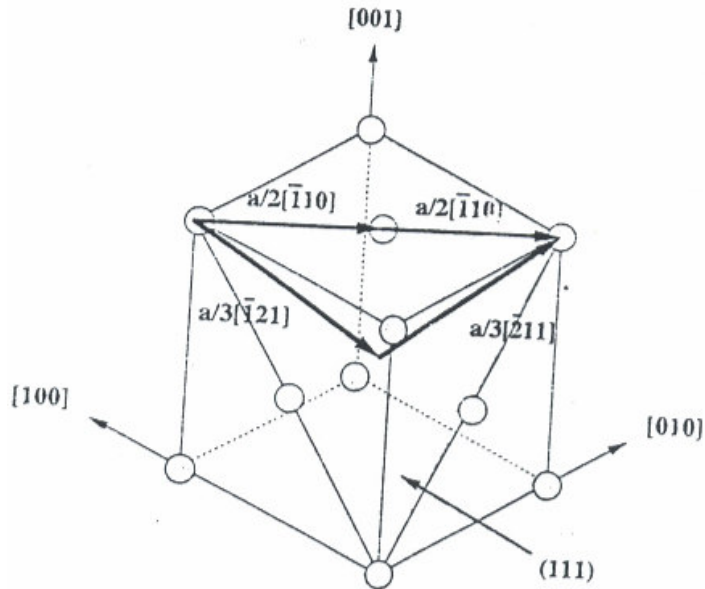
Dislokasyonların termal aktif prosesinin esas alındığı Kear-Wilsdorf mekanizmasıyla 1000 K altındaki sıcaklıklarda elde edilen anormal akma hareketi ile başarılı sonuçlar elde edildiği açıklanmaktadır. Vida dislokasyonları, akma gerilmesine bağlı pozitif sıcaklığın sebep olduğu yüksek sıcaklıklarda  $\{111\}$  düzlemlerinden  $\{001\}$  düzlemlerine çapraz kaymayla hareketsiz hale gelebilir.

$\text{Ni}_3\text{Al}$ 'da  $\{001\}$  ve  $\{111\}$  düzlemlerindeki  $\langle 110 \rangle$  dislokasyonları genellikle APB enerjisi ile farklı iki  $\frac{1}{2} \langle 110 \rangle$  mükemmel kısım (superpartial) içinde veya SISF (gerçeküstü istiflenme hatasıyla) enerjisi ile iki  $\frac{1}{3} \langle 112 \rangle$  mükemmel kısım (süperpartials) sınırı içinde ayrılabilir [62].

$$\langle 101 \rangle \rightarrow \text{APB ile } \frac{1}{2} \langle 101 \rangle + \frac{1}{2} \langle 101 \rangle$$

$$\langle 110 \rangle \rightarrow \text{SISF ile } \frac{1}{3} \langle 211 \rangle + \frac{1}{3} \langle 112 \rangle$$

Şekil 3.16'da  $\{111\}$  düzlemindeki bir  $\langle 110 \rangle$  mükemmel dislokasyonun (superdislocation) ayrılması gösterilmektedir. Bir önceki ayrılma deformasyon sırasında baskın çıkmaktadır, oysa sonuncusu dislokasyonların gerçek hareketinin etkili olmadığı deformasyonun beklenmedik bir sonucu gibi görünebilir. Yüksek APB enerjisi ve düşük SISF enerjisi  $\frac{1}{3} \langle 112 \rangle$  mükemmel kısımlarıyla (superpartials) SISF hataları dengelenmektedir.  $\{001\}$  ve  $\{111\}$  düzlemleri arasındaki bu anizotropi APB enerjisiyle bağlantılıdır, bu nedenle birçok deney ve hesaplamalar açıkça yazılabilmektedir.



**Şekil 3.16.** (111) düzleminde bir  $\langle 110 \rangle$  dislokasyonunun ayrılması şematik olarak gösterilmektedir. Bir tanesi APB enerjisi ile  $2 \frac{a}{2} \langle 110 \rangle$  mükemmel kısımları ve diğer biri de SISF ile  $2 \frac{a}{3} \langle 110 \rangle$  mükemmel kısımlardır.

Sitokiyometrik sapmaya bağı olan hiçbir farklılık, artan Al bileşiğiyle en az orantıya sahip olarak gösterilen <110> tipi vida dislokasyonları yoğunluğunun dışında yazılmamıştır [63]. TEM mikroskopundaki görüntülere göre deformasyonla kısmen kilitli mükemmel dislokasyonlardan elde edilen yine hareketli bir yüksek gerilme gözlenmektedir, oysa tamamen kilitlenen dislokasyonlardan biri en yüksek sıcaklıklar altında hareket etmedi, vida kısımlarıyla da hareket eden dislokasyonlara karşı bir direnç gözlemlendi [64].

Schulson ve meslektaşları [65] yaptığı çalışmada boron segregasyonunun oluşturduğu sınır tabakasıyla dislokasyon hareketini azaltmayı tasarlamaktadır ve alaşımlama tane sınırı mukavemetlendirmesine neden olmaktadır. Bu model düzensiz yapılarla tane sınırına karşı hareket eden dislokasyonları esas alarak ve tane sınırına bağı mukavemeti esas almayarak tasarlanmıştır. Vektör sınırına karşı Burgers vektöründe farklıysa tane sınırının bir köşesinde ve bir sonraki tanenin karşısında biriken dislokasyon tane sınırı kısımlarının gelişmesine yardımcı olmaktadır. Bond ve meslektaşları [66] boron etkisinin ya artan tane sınırı bağına katkı sağladığını ya da faaliyet gösteren tane sınırı bağına gereken gerilmeyi azaltarak katkı sağladığı sonucuna varmıştır. Chiba ve meslektaşları dislokasyon hareketine bağı olarak tane sınırlarının çevresindeki SISF sınır dislokasyonlarının kafes dislokasyonları ve tane sınırı dislokasyonları arasında reaksiyon oluşturmaya ek olarak kırılma eğilimi neden olduğunu yazmıştır, çünkü tane sınırlarında SISF sınır dislokasyonlarının biriktiğini anlatan Bakkers TEM mikroskopunda elde ettiği gözlemlerden bir gerilme yoğunlaşmasının elde edilmesiyle taneler arası kırılmanın gerçekleştiği sonucunu çıkarmıştır.

Hipositokiyometrik alaşımlarda, APB enerjisi sitokiyometrik alaşımlarla mukayese edildiğinde muhtemelen APB enerjisindeki farklılıklar Ni segregasyonundan dolayı düşüktür, oysa APB enerjisi hipersitokiyometrik alaşımlarda sadece az bir dislokasyon yönelmesi sonucu oluşan büyük anizotropiyle artmaktadır.

Kear-Wilsdorf mekanizması yüksek sıcaklıklardaki anormal akma davranışı için APB enerjisinin anizotropisini esas almasına rağmen, son zamanlarda birkaç araştırmacı APB enerjisinin yakında  $Ni_3Al$  için izotropik olduğunu açıklamışlardır [67-70]. Aksi halde yeni bir model mükemmel kısımlar (superpartials) arasındaki elastik etkileşim enerjisini düşünerek önerilmiştir. Hirsh açıklanan çekme/basma asimetrisi ve yönelmesinde bu anormal sertlik için yeni bir teori açıklamıştır, vida dislokasyonlarının kilitlendiğinin düşünülmesiyle akma gerilmesine bağı uzama oranı ve sıcaklık, çapraz kayma yoluyla oluşmaktadır ve dipol engellerin kilitlenmesiyle mükemmel kısımların (super partials) neden olduğu ikinci bir çapraz kayma adımıyla oluşmaktadır.

### 3.2.2.3. Taneler Arası Kırılma

$\text{Ni}_3\text{Al}$ 'un oda sıcaklığında kırılabilirliği genellikle tanelerarası kırılma olarak görülmektedir ve bu tane sınırı bağının mukavemetinin yetersiz olduğunu göstermektedir. Çatlak ilerlemesi hareketi için dikkatlice yapılan gözlemler  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 'daki tane sınırı yapısının hem ince sınırda hem de küçük açılı eğim sınırında görünen çatlak ilerlemesine direnç gösterdiği sonucu çıkarılabilmektedir [71,72].

Boron ilavesiyle tanelerarası kırılma tane içi kırılma şekline dönüşür. Tane sınırındaki bağ artar. Auger elektron spektroskopisi analizleri taneler arası kırılmanın görüldüğü tane sınırlarında hiçbir zararlı elementin ayrılmadığını açıklamaktadır ve kolay çatlak ilerlemesi katkı malzemelerinin segregasyonu ile oluşmamakta, fakat atomik düzenin devamı olmaktadır [73,74].

Boron ilavesiyle matriksin plastik şekil değiştirebilmesi dikkate alınması gereken bir konudur, çünkü hem matriks hemde tane sınırı özelliklerinin dengeli olması kırılma davranışı için gereklidir. Schulson ve meslektaşlarına göre [75], tane sınırındaki boron segregasyonu deformasyon sırasında tane sınırlarına karşı kayma dislokasyonlarının yer almasına olanak sağlamaktadır, boron ilavesiyle tane sınırı mukavemetlendirmesi için yapılan alaşımlamanın etkisinin azaldığı sonucu çıkarılmaktadır.

Boron etkili mekanizma, yüksek mukavemete sahip malzemelerin genelde kırılmada yüksek hassaslığa sahip olmalarından metallerarası bileşiklerin tek bir fenomeni (olgusu) olarak görülmektedir. İki mekanizma boron etkisi için önerilmektedir. Biri tane sınırına karşı kayma transmitansının kolaylığını esas almaktadır ve diğeri de tane sınırı bağını esas almaktadır. Deneyi veya hesaplaması baskın olan mekanizmayı belirlemek zordur ve iyi kontrol edilebilir numunelerin kullanıldığı basit deneylerle hem matrikste hem de tane sınırı bölgesinde hem tane sınırı bağı hem de dislokasyon hareketi için güvenilir veriler gereklidir.

### 3.2.2.4. Çevresel Kırılabilirlik

Metallerarası bileşiklerin çekme özellikleri test atmosferinden güçlü bir şekilde etkilendiği yazılmıştır [76]. “Çevresel kırılabilirlik” olarak adlandırılan bu fenomen hidrojen ve oksijen gibi atmosferdeki kalıntı elementleriyle bağlantılı olduğu anlatılmaktadır. Çekme özelliklerindeki belirgin değişikliklerden dolayı  $\text{Ni}_3\text{Al}$  için etkin araştırmalar yapılmıştır. George ve meslektaşları yeniden kristalleştirilen  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 'un oda sıcaklığında çekme sünekliğini havada %3-5 ve oksijen atmosferinde %13-16 olduğunu göstermektedir ki bu malzemenin gerçekte sünek olduğu ve oda sıcaklığında gevrekliğinin kalıntılardan dolayı oluştuğu sonucuna varılmaktadır[77]. Tablo 3.1’de çekme deneyinde test ortamının ve numunedeki yönelmenin

etkisi ve havadan oksijen atmosferine süneklikteki belirgin gelişmeye dikkat çekilmesi gerektiğini göstermektedir.

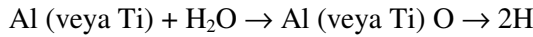
Kuruwilla ve Stoloff çalışmalarında  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 'un sünekliliğinin hidrojenin şarj edilmesiyle azaldığını ispatlamışlardır [79].

**Tablo 3.1.** Test ortamı ve numunedeki yönelme etkisinde yeniden kristalleştirilen  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 'un çekme özellikleri, havadan oksijen test ortamına süneklikteki gelişme gösterilmektedir.

| Numunenin Yönelmesi | Test Ortamı  | Uzama (%)   | Akma Mukavemeti (MPa) | Çekme Mukavemeti (MPa) |
|---------------------|--------------|-------------|-----------------------|------------------------|
| 0°                  | Hava Oksijen | 3,1<br>15,8 | 308<br>336            | 392<br>681             |
| 45°                 | Hava Oksijen | 4,8<br>12,6 | 327<br>345            | 401<br>642             |

Hidrojen girişinin yüksek kırılmalığa neden olmasına rağmen, boron çevresel kırılmalıkta baskın bir etkiye sahiptir.

Takasugi çevresel kırılmalığın temel sebebinin Al'un (ve/veya Ti) reaktif öğeleriyle çevredeki nemin ve yüzey reaktif elementleri Ni ile çevredeki  $\text{H}_2$ 'nin oldukça güçlü reaksiyonlarından dolayı oluştuğu sonucunu çıkarmıştır. Bu nedenle aşağıdaki formül ile bu reaksiyon önerilmektedir.



Bunlardan aşağıdaki şu sonuçlar çıkarılabilir:

- Polikristal  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ve  $\text{Ni}_3(\text{Si},\text{Ti})$ 'e ilave edilen boron, hidrojenin tane sınırına olan difüzyonunu azaltarak çevresel kırılmalığı yok etmektedir, oysa tek bir kristaldeki boron onu yok etmede etkili değildir.
- Nemde bulunan hidrojen ve numunedeki artık hidrojen çekme uzunluğunu etkilemektedir.
- Numuneler vakumdan hava atmosferine doğru gerçekleşen değişiklikle çekme sünekliğinde belirgin bir düşüş göstermektedir.
- Çekme sünekliği oksijen basıncındaki artmadan dolayı azalmaktadır.

Özet olarak,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 'un düşük sıcaklıklarda nem ve/veya hidrojen kırılmalığından ve yüksek sıcaklıklarda oksijen kırılmalığından zarar gördüğü sonucu çıkarılabilir. Bu nedenle,

araştırılan tüm reaksiyon kinetiklerine bu kalıntıların sebep olmasından dolayı bu mekanizmanın anlaşılması gereklidir ki : kalıntılar yüklemenin yüksek sıcaklıkta veya düşük sıcaklık altında kafes hatalarıyla tepki göstermesiyle oluşmaktadır. Bu sonuç, yüksek difüzyon oranına sahip olan difüzyon kalıntılarının göz önünde bulundurulması gerektiğinden zordur, polikristallerdeki bu kırılmalığa boron etkisinin göz önünde bulundurulması dikkate değer olmalıdır, bu ifade mekanizmada belirtilen kalıntılar ve boron arasındaki kullanım oranının farklı olduğu yerle ilgilidir. Bu çevresel kırılmalılık mühendislik uygulamaları için önemli olabilir, çünkü  $Ni_3Al$  uygulamalarının bir çoğu kalıntılarla direnç kazanan yüksek reaktif atmosferiyle bağlantılı olarak yüksek sıcaklıkta kullanılan dirençli malzemeler olacaktır. Bu kırılmalılığın baskın olmasının temel nedeni matriks içindeki kalıntıların içe girmesidir, örneğin krom  $NiO$ 'ın yerine tane sınırlarında çok ince krom oksitlerin hızlı şekillendirilerek oluşturulması yüksek sıcaklıkta dinamik kırılmalılığın azaltılmasında etkilidir [80].

### 3.3. Metal Matrisli Kompozitlerin Kullanım Yerleri ve Uygulama Alanları

Teknolojik uygulamalardaki tamir ve yakıt masrafını düşürmek için otomotiv ve havacılık sektöründe malzeme ağırlığının düşürülmesi istenilen bir özelliktir. Bu da mukavemet/yoğunluk oranının artması anlamına gelmektedir. Bu nedenle uzay araçlarında bazı MMK'ler çok hafif olduklarından dolayı makinenin harcadığı enerjiyi azalttığı için tercih edilmektedir. MMK malzemelerin uygulamaya aktarılmasındaki en önemli dezavantaj; düşük kırılma toklukları ve matris ile takviye arasındaki ısı genleşme farklılıklarıdır. MMK'ler çok sayıda yapısal uygulamalarda geniş kullanıma sahiptirler. Ancak MMK'lerin yüksek kullanım maliyetlerinden dolayı uygulamaları sınırlıdır. MMK üretiminin ana amacı matris alaşımının mukavemet ve elastiklik modülünü arttırmaktır. En önemli özellikleri de aşınma dirençlerinin ve sürtünme özelliklerinin çok iyi oluşudur. Bu nedenle seramik-fiber ve partikül takviyeli MMK'ler aşınma dirençlerinin çok iyi olmasından dolayı otomotivde ve diesel piston motorlarında kullanılmaktadır. Ayrıca MMK'lerde takviye olarak kullanılan malzemenin partikül hacminin küçük bir miktar artması da aşınma direncini arttırmaktadır. Çünkü, partikül ilavesiyle matrisin mukavemeti artmakta ve aşındırıcı elementin malzeme içine girışı azalmaktadır.

MMK malzemeler matris alaşımının kendisinden çok daha pahalı olduklarından yalnızca malzeme özelliklerinin birinci derecede önemli olduğu sektörlerde kullanılırlar. MMK'lerin bu özelliklerinden dolayı otomotiv endüstrisinde uzay-uçak sanayisinde yapısal bileşenlerde ve bazı spor araçlarında kullanılır.

**Tablo 3.2.** Otomotiv Sanayisinde MMK'lerin Potansiyel Uygulamaları

| Bileşen            | Malzeme                                   | Avantaj                             |
|--------------------|-------------------------------------------|-------------------------------------|
| Fren pedalı        | Al-SiC <sub>p</sub>                       | Hafiflik ve uzun ömür               |
| Piston kolu        | Al - Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> fiber | Hafiflik, yüksek mukavemet ve modül |
| Segman             | Al - SiC <sub>p</sub>                     | Yüksek aşınma dayanımı              |
| Pistonlar          | Al-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> fiber   | Yüksek sıcaklık mukavemeti          |
| Pistonlar          | Al-SiC <sub>p</sub>                       | Yüksek aşınma dayanımı              |
| Kasnaklar          | Al - SiC <sub>p</sub>                     | Yüksek aşınma dayanım ve hafiflik   |
| Selektör çatalları | Al-SiC <sub>p</sub>                       | Yüksek aşınma dayanımı ve hafiflik  |
| Türbin kanatları   | Al-Ni <sub>3</sub> Al                     | Yüksek sıcaklık mukavemeti          |

### 3.4. Matris Malzemeleri ve Matris-Takviye Seçimi

Matrisler; takviye elemanlarını bir arada tutarak, işlem esnasında malzeme yüzeyini mekanik hasarlardan koruyan bağlayıcı elemanlardır. Matrisler takviye elemanlarına gelen yükü transfer ederek dağıtırlar. Böylece takviyeler yükün büyük bir kısmını taşırlar. Burada yükün transferi takviye ve matris arasındaki birleşmeye bağlıdır. MMK'de Al, Mg, Ti, Ni, Cu gibi metaller ve alaşımları en çok kullanılan matrislerdir. Fakat yoğunluğunun düşük olması, ucuz ve kolay bulunması ayrıca mekanik özelliklerinin istenilen şekilde olması gibi bir çok avantajlarından dolayı en çok kullanılan matris malzemesi Al'dir. Al'un düşük ergime sıcaklığı (660 °C) bazen istenilmeyen bir özellik olmaktadır. Bu gibi durumlarda yüksek sıcaklıklara uygun Ti ve alaşımları matris malzemesi olarak kullanılmaktadır.

MMK'lerde matris ile takviye arasında kimyasal bir uyum sağlamak oldukça önemlidir. Takviyenin matris içinde kolay ve homojen bir şekilde dağılması için bir ön ısıtma yapılır. Ancak bu ısıtma yüksek bir sıcaklığa denk gelirse matrisle takviyeler arasında, takviyelerin özelliklerini bozacak şekilde bir etkileşim oluşur. Örneğin karbon fiberler Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> oluşturacak şekilde Al ile reaksiyona girerler. Bu reaksiyon sonucunda ise kompozit malzemenin mukavemeti düşer.

### 3.5. Alüminyum Matrisli Kompozitler

Al matrisli kompozitlerin çoğu havacılık uygulamalarında kullanılan malzemeleri kapsamaktadır. Havacılık uygulamalarındaki sürekli fiber takviyeli ve yüksek performanslı kompozitlerin geniş uygulama alanlarının yerini son yıllarda işlenmesi kolay ve daha ucuz olan parçacık takviyeli kompozitler almaktadır. Al esaslı süreksiz takviyeli MMK'ler ise geleneksel Al alaşımlarına göre mukavemetleri daha gelişmiş, yüksek modüle ve artmış aşınma direncine

sahiptir. Süreksiz takviyeli MMK'lerin sipesifik mukavemetleri sürekli takviyeli kompozitlerden daha yüksek değildir. Süreksiz Al esaslı MMK'lerin izotropik özellikleri ve makul fiyatı bu kompozitin aşınmaya dirençli malzeme olarak kullanımını arttırmaktadır. Al matrisli MMK'ler hafif bir malzeme ve enerji harcaması düşük olan bir malzeme olduğu için otomobillerdeki makaralarda, zincirlerde (bağlantılarda) ve hareketli taşıtlar için palet papuçlarında kullanılmaktadır.

Al alaşımları düşük sertliklerinden dolayı diğer metalik alaşımlarla karşılaştırıldığında düşük aşınma direncine sahiptir. Fakat düşük yoğunluklarından dolayıda otomotiv endüstrisinde aşınma davranışları geliştirilerek kullanımı artmıştır.

Al matrisli kompozitler de takviye elemanı olarak SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>4</sub>C, TiC, Ni<sub>3</sub>Al gibi elemanlar kullanılmaktadır. Al ve alaşımlarına bazen Ti, Mg, Cu gibi metaller matrise katılarak çeşitli özellikler kazandırılır.

Alüminyum ve Alüminyum alaşımlarının kullanılma sebepleri;

- 1-Dayanım/özümlü/ağırlık oranının yüksek olması,
- 2-Elektrik iletkenliği/ özümlü ağırlığının yüksek olması,
- 3-Atmofere ve diğer ortamlara karşı yüksek korozyon direncine sahip olmasıdır.

Alüminyumun avantajlarının yanında aşağıdaki gibi dezavantajları da vardır;

- 1-Düşük ergime noktasından dolayı yüksek sıcaklık özelliği iyi değildir.
- 2-Düşük mekanik dayanımlara sahiptir.
- 3-Talaşlı imalatla işlenebilirliğinin iyi olmaması.

Al alaşımlarına seramik takviyelerinin ilave edilmesi malzemenin tribolojik özelliklerini geliştirmektedir ve ilave edilen takviye miktarı arttıkça malzemenin aşınma direnci artmaktadır. Sert seramik takviyeli Al esaslı MMK'ler döküm veya T/M yöntemiyle üretildiklerinde T/M yönteminden daha iyi sonuçlar elde edilmektedir. Döküm yönteminde malzemede boşluk oluşması gibi hatalar oluşmaktadır. T/M yöntemiyle üretilen kompozitlerde ise matris içinde dislokasyon yoğunluğu yüksek olur, tane boyutu küçülür ve rekristalizasyon seramik takviyesiyle engellenebilir. Ayrıca döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerin mukavemeti T/M yöntemiyle üretilen kompozitlerden daha küçük olur.

### **3.6. Bakır Matrisli Kompozitler**

Bakır esaslı alaşımlar yorulma, sürtünme ve aşınmaya karşı ağırlığı düşük olan Al ve Mg alaşımlarından daha iyi dirence sahiptir. Bakır alaşımlarının çoğu mükemmel süneklik ve korozyon direnciyle yüksek elektrik ve termal iletkenliğe sahiptir. Ayrıca bakır alaşımları yüksek mukavemet ve aşınma direnciyle iyi kimyasal dengeye sahiptir. Fakat oksidasyon

direncinden dolayı kullanılan Cu esaslı alaşımlar yüksek sıcaklıklarda düşük mukavemet göstermektedir.

Bakır matrisli kompozitlerin üretilmesiyle termal/elektrik iletkenliği ve mukavemeti ile çok iyi bir malzeme oluşur ve mekanik özellikleride artar. Bakır yüksek elektrik ve termal iletkenliğe sahip olduğundan dolayı ve bakır matrisli kompozitlerin üretilmesiyle tribolojik özellikleri gelişmiş olan malzemeler üretildiğinden dolayı aşınmaya maruz kalan elektrik malzemelerinde Cu esaslı kompozitler umut vericidir.

### **3.7.Toz Metalurjisi Yöntemiyle Kompozit Malzemelerin Üretimi**

Toz metalurjisi, saf metal ve alaşım tozları ile seramik esaslı tozların şekillendirilip (kompaktlanıp) ısıtılarak (sinterleme) mukavemetlendirilmesi tekniğidir. İnce partikül şeklindeki saf metaller, alaşımlar, karbon, seramik ve plastik malzemeler birbiriyle karıştırılarak basınç altında şekillendirilirler. Daha sonra bu parçalar ana bileşenin ergime sıcaklığının altında bir sıcaklıkta sinterlenerek partiküllerin temas yüzeyleri arasında kuvvetli bir bağ oluşturulur ve böylece istenilen özellikler elde edilir.

Uygun özelliklere sahip mikron mertebesindeki metal tozları, bazı katkı malzemelerinin ilave edilmesiyle veya ilavesiz olarak mekanik veya hidrolik presleme, enjeksiyon, ekstrüzyon veya haddeleme teknikleri ile şekillendirilirler. Şekil verme işlemleri normal sıcaklıklarda yapılabildiği gibi sıcak presleme veya sıcak izostatik presleme tekniklerinde olduğu gibi yüksek sıcaklıklarda da yapılabilir. Bu durumda şekil verme ve sinterleme işlemleri birlikte uygulanmış olur. Soğukta şekil verilmiş parçaların mukavemet kazanabilmeleri için sinterleme işlemine tabi tutulur.

Toz metalurjisiyle üretim yöntemi diğer metal şekillendirme yöntemlerinden tamamen farklıdır ve seramik parça üretim teknolojisine benzemektedir. Seramiklerin şekillendirilmesi ile metal tozların şekillendirilmesi arasındaki en önemli fark metal tozlarından üretilen pişirilmiş parçaların kuvvet altında kolayca şekil değiştirebilmeleridir. Uygun metotlarla hazırlanan metal tozları sıkıştırılarak istenilen şekle sokulduktan sonra, atmosfer kontrollü fırınlarda sinterleme (pişirme) ile mekanik özellikleri artırılarak mamül veya yarı mamül makine parçası üretimi sağlanır. Yarı mamüllere sıcak dövme gibi işlemlerle son şeklin verilmesi mümkündür.

Toz metalurjisi tekniği, hassas boyut kontrolü veya yüksek mekaniksel özelliklerin önem taşıdığı parçaların üretiminde döküm sıcaklıklarının çok yüksek olması veya döküm özelliklerinin kötü olduğu ve bu nedenle arzu edilen fiziksel, mekaniksel özelliklerin sağlanamadığı, parçaların üretiminde ve plastisitelerinin zayıf olması nedeniyle, plastik şekil verme teknikleri ile üretilmeleri mümkün olmayan parçaların imalinde uygulanabilir. Bu nedenle döküm yönteminden T/M yöntemi daha çok tercih edilmektedir.

Dongyun ve meslektaşlarının yaptıkları çalışmada  $Ni_3Al$  alaşımını döküm yöntemiyle üretilip  $900^{\circ}C$  de yaşlandırdıktan sonra malzemede mikrosegregasyon oluştuğunu ve dentrit aralarında  $NiO$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ,  $NiCrO_2$  ve  $\Theta-Al_2O_3$ ,  $NiAl_2O_4$  gibi oksitlerin oluştuğunu tespit etmişlerdir [81]. Fakat yapılan başka bir çalışmada T/M yöntemiyle üretilen Ni-Al bileşiklerinde mikrosegregasyon gibi sorunların görülmediğini ve T/M yöntemiyle daha kaliteli malzemeler üretildiğini ispatlamışlardır [1].

Böylece toz metalurjisi yöntemiyle

1. Daha ekonomik üretim sağlayabilmesi,
2. Ergime kayıpları olmaması,
3. Fiziksel ve mekanik özelliklerin iyileşmesi (tane büyüklüğü, boşluk olmaması, çekme mukavemetinin artması, iyi işleme kabiliyeti vs)
4. Klasik yöntemle üretilmeyen parçaların üretilmesi
5. Kayıpların azlığı ve ham maddenin iyi değerlendirilmesi
6. Seri üretim sağlayabilmesi.

gibi avantajları elde edilebilir.

Toz metalurjisi bilinen en eski metal şekillendirme yöntemidir [81]. İlk insanlar doğada saf haliyle bulduğu metalleri ergitmediğinden onları çekiçle döverek birleştirmeye gerçekleştirmişlerdir. Mısırlılar M.Ö. 3000 yılında sünger demirden çeşitli el aletleri üretmişlerdir. Yeni Delhi'deki 6,5 tonluk sütun, sünger demirden M.S. 300 tarihinde sıkıştırılarak yapılmıştır.

18. yüzyılda Avrupa ve Asya'da filizlerin ergitilmesi ve bu metallerin saflaştırılması sahasındaki ilerlemeler, metal üretiminde ergitmesiz metotların önemini büyük ölçüde azaltmıştır. 19. Yüzyılın ortasında tungsten, molibden ve osmiyum tozlarından elektrik lambası flamanı üretilmiştir. İlk kendi kendini yağlayan yatak 1870 yılında gerçekleştirilmiştir[82]. Krupp firması 1914 yılında sert metal üretimini denemiş ve 1927 yılında piyasaya sürmüştür.

Toz metalurjisi yönteminde modern gelişmeler II. Dünya Savaşı yıllarında başlamıştır. Gözenekli parçalar, mıknatıslar ve bakır emdirilmiş demir parçalar bu yıllarda üretilmiştir. Otomotiv sanayinde olan büyük gelişmeler toz metalurjisi yöntemlerini birlikte büyütülmüştür. 1940'lı yıllarda toz metalurjisi ürünü olarak en çok bakır esaslı kendi kendini yağlayan yataklar üretilmiştir. 193.1.2.0'li yıllardan itibaren demir ve çelik tozlardan üretilen dişliler, kamlar ve çeşitli şekiller piyasaya egemen olmaya başlamıştır. 1960'larda tam yoğun toz metalurjisiyle dövme çelik parçalar, takım çelikleri, yayılma sertleştirilmiş bakır ve izostatik preslenmiş süper-alaşımlar gibi gereçler üretilmiştir [82].

Böylece geçmişten günümüze kadar toz metalurjisi ile mamül haline getirilen malzemeler şunlardır;

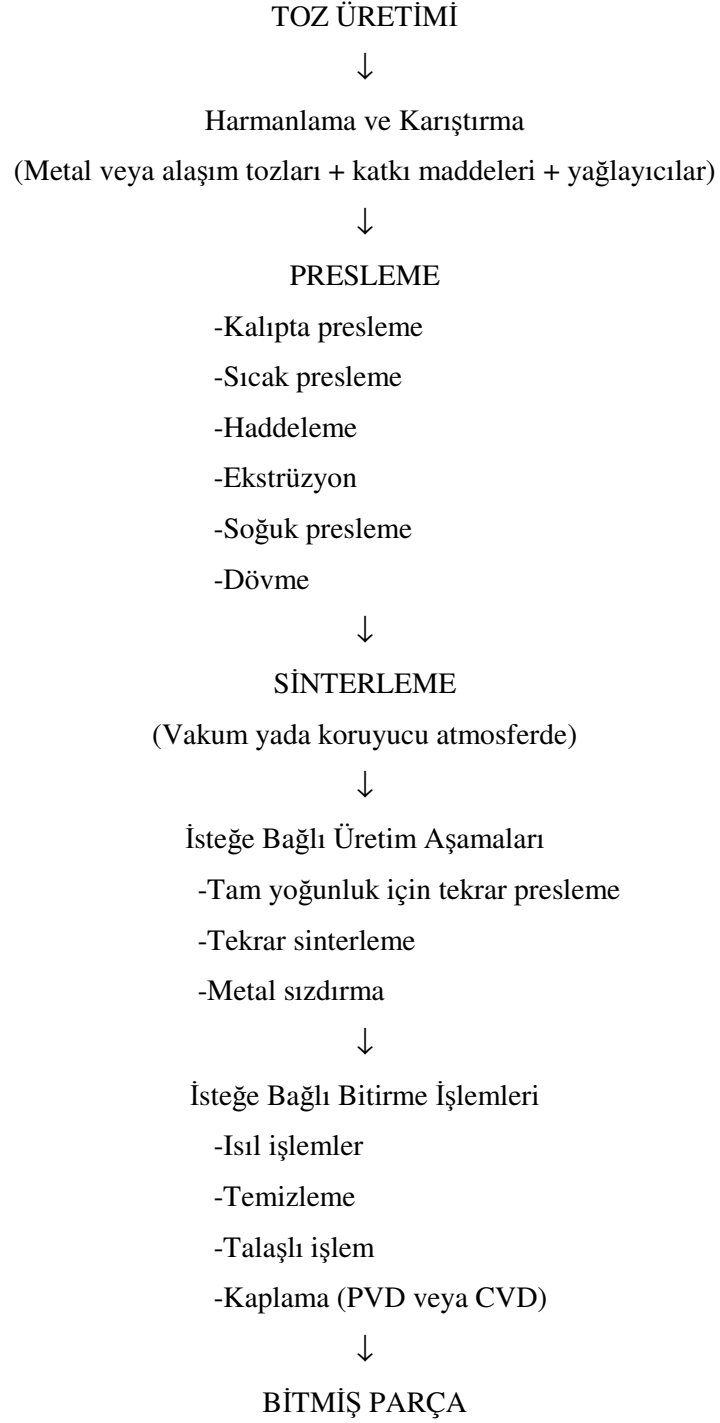
- 1- Yüksek sıcaklığa dayanıklı sünek hale getirilmiş refrakter metal ve alaşımları,

- 2- Diş dolgu amalgamlarında kullanılan plastik metaller,
- 3- Metalik karbürler, metal matrisli sert ve tok alaşımlar (WC-CO, Mo<sub>2</sub>C-Ni, TiC-Ni –Cr, TaC-Ni-Fe vb.),
- 4- Bileşenleri birbiriyle zor karışan veya hiç karışmayan elektrik malzemeleri (pseudo alaşımları),
- 5- Uçak sanayinde jet motorlarında ısı kalkanı olarak kullanılan malzemeler (Al,Ge elementleri)
- 6- Kimya sektöründe renklendirici veya katalizör olarak kullanılan malzemeler(Cr, Ni, Pt),
- 7- Konstrüksiyon alanında yapı konstrüksiyonlarında çatı malzemesi (Al, Cu, Fe)
- 8- Aşındırıcı sektöründe temizleme ve aşındırıcı disk malzemesi (Fe, Sn, Zn)

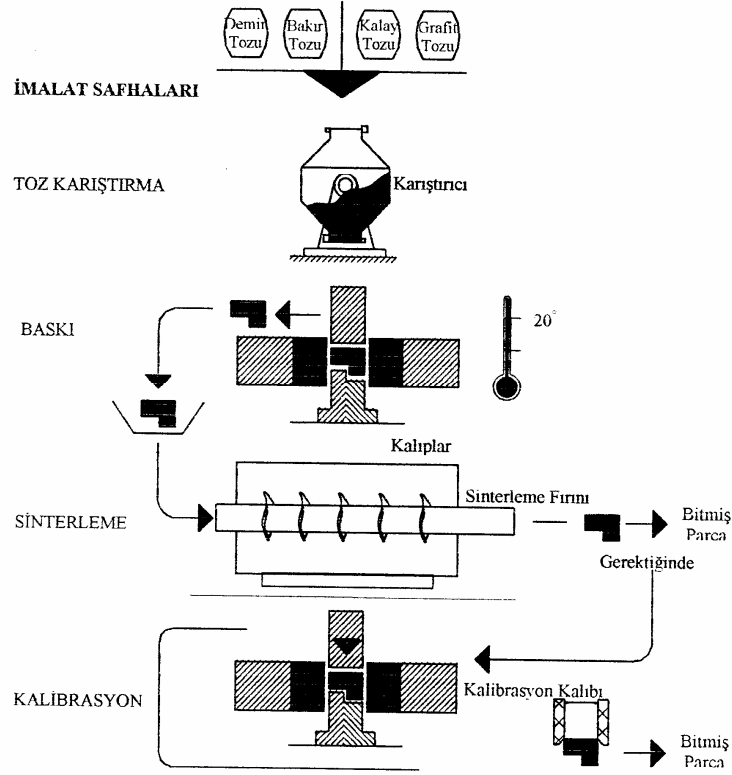
### **3.7.1. Toz Metalurjisi Prosesinin Adımları**

Toz Metalurjisi ile parça imalatı dört safhada gerçekleştirilir.

1. Toz hazırlama (Toz üretimi, karıştırma veya harmanlama),
2. Presleme,
3. Sinterleme,
4. Son işlemler.



Toz metalurjisi ile üretilecek parçaların üretim şekli aşağıda şematik olarak gösterilmektedir. Ayrıca Şekil 3.17’de sinter parçaların imalat safhaları gösterilmektedir.



Şekil 3.17. Sinterlenmiş parçaların imalat safhaları

### 3.7.2. Metal Tozlarının Özellikleri

Belirli bir uygulama için amaca uygun özellikleri taşıyan ürünün elde edilmesi her şeyden önce, uygun özelliklere sahip tozların üretimi ile mümkündür. Belirli özelliklere sahip toz malzeme ile bu malzemenin şekillendirilmesinde kullanılacak teknik arasında da belirli ilişkiler vardır. Bu nedenle, belirli bir uygulama için parçadan beklenen özellikleri, bu özellikleri sağlayacak toz üretim tekniği ve söz konusu tozun şekillendirilmesinde kullanılacak tekniğin seçimi birlikte düşünülmelidir.

#### 3.7.2.1. Metal Tozların Özellikleri ve Bu Özelliklerin Belirlenmesinde Uygulanan Testler

Toz metalurjisi tekniklerinin başarısı kullanılan tozların tane olarak ve kütle olarak fiziksel ve kimyasal özelliklerine bağlıdır. Tozların sıkıştırılabilirliği, pişirilmesi, ve elde edilen malzemenin mekanik özellikleri orijinal tozun büyüklüğüne, şekline, yapısına ve kimyasal bileşimine bağlıdır. Tozların özelliklerinin araştırılmasında tozun tane büyüklüğü, tane şekli, yüzey alanı, içyapısı ve kimyasal analizi gibi değişkenler incelenir. Bunlara bağlı olarak; görünür yoğunluk, sıkıştırılabilirlik, toz akış hızı, ham mukavemet değerleri farklılıklar gösterir.

### **- Numune Alma**

Tozların test edilmeleri için nasıl numune alınacağı ASTM - B 215 standardında belirtilmiştir. Alınan numune miktarı çok az olduğundan, gerçeği temsil etmesine çok itina edilmelidir. Bir varil içerisinde numune alırken onun her derinliğinden toz çekmek gereklidir. Numune alma statik ve hareketli olmak üzere iki şekilde alınır. Statik numune almada sabit bir toz varilinden birden fazla değişik noktalardan numune alınmasıdır. Deneyler için genelde 100 gr. toz yeterli olmaktadır. Hareketli numune alma da toz kütlesi hareket halindeyken numune alınır. Her iki numune alma şeklinde de sağlıklı netice alabilmek için üretimin belirli aralıklarında ara stoklar toplanıp iyice karıştırıldıktan sonra numune alınmalıdır.

### **- Kimyasal Özellikler**

Kimyasal özelliklerden tozun bileşim ve saflığı anlaşılmaktadır. Bilinen kimyasal analiz teknikleriyle tozların bileşimleri ve içerisindeki istenmeyen maddeler tespit edilir.

Metalsel tozların en önemli özellikleri saflıktandır. Saflık sinterlenmiş cisimlerin imalatında ve bilhassa özelliklerine birinci derecede tesir eder. Metalsel tozların saflığı büyük ölçüde temel maddelerin saflığına bağlıdır, örneğin; kendi oksitlerinin hidrojenle redüklenmesiyle elde edilen wolfram, kobalt ve demir tozlarının saflığı, pratik olarak kullanılan oksidin saflığındandır.

Oksijen ve karbon gibi gayri safiyetlerin malzeme içinde ne şekilde bulundukları da önemlidir. Örneğin; oksijen oksit levhaları, erimiş oksit veya absorbe edilmiş gazlar halinde ( $H_2O$ ,  $CO$ ,  $CO_2$ ) bulunabilir. Oksitlerin redüklenmesiyle hazırlanan metaliksel tozlar genellikle muntazam oksit kalıntıları ihtiva ederler. Karbon ise serbest grafit, karbür veya katı solüsyon hallerinde bulunur.

Birçok hallerde tozlarda bazı gayri safiyetlerin bulunmasına müsaade edildiği gibi, sinterlenen malzemenin tozlarına bilhassa yabancı maddeler katılır. Örneğin; elektrik ampullerinde kullanılan wolfram tellerine yeniden billurlaşmayı önlemek için saf wolfram tozuna tonum ve alüminyum oksit ilave edilir.

Metal tozlarının renkleri kimyasal bileşimlerine, bilhassa ihtiva ettikleri oksijen miktarına bağlıdır. Elektrolizle hazırlanmış bakır tozu, genellikle başlangıçta bakırın tipik kırmızı rengindedir. Fakat elektrolitin elimine ve yüzeysel kurutmadan sonra, bakır tozu oksidasyona uğrayarak parlaklığını kaybeder ve kırmızı- kahverengi bir renk alır. Tozun rengi tanelerin büyüklüğüne de bağlıdır, eşit miktarda oksijen ihtiva eden tozlardan ince öğütülmüş olanlar kaba öğütülenlerden daha koyudur.

Bilinen kimyasal analiz teknikleri ile tozların bileşimleri ve içlerindeki istenmeyen maddeler tespit edilir, örneğin; metal tozları içerisindeki oksijen miktarının tespiti için. 5gr. Kurutulmuş toz. 30-60 dak. 550-750° C arasında H gazı altında tavllanır. Bu tavlama sırasında toz indirgenmiş olur. Daha sonra toz tartılarak oksijen yüzdesi bulunur.

#### - Fiziksel Özellikler

Tozların fiziksel özelliklerini toz boyutu, toz şekli, görünür yoğunluk, akış hızı, sıkıştırılabilirlik, ham mukavemet ve sertlik gibi özellikler belirler. Presleme ve sinterleme özellikleri de yakından ilgilidir.

#### - Tane Boyutu

Tozların boyutu, şekli ve yüzey koşulları presleme ve sinterleme üzerinde kuvvetli etkilere sahiptir. Bu nedenle bütün tozlar tane boyutlandırma testlerine tabi tutulurlar.

Toz boyutunun tespiti için genellikle elek analizi yapılmaktadır. 1970 yılında ASTM tarafından kabul edilen standart elek takımı Tablo 3.3 de verilmiştir.

Ölçüm döküm kumu tane büyüklüğü tespiti gibi yapılır. 45 µm'nin altındaki tane büyüklükleri için elek metodu iyi netice vermez. Çok ince tozlar için çökeltme (sedimentasyon), ışık dağılması, Fisher-elek altı yöntemleri kullanılır.

Elek hiç bir zaman tozun gerçek boyutunu ölçmez, sadece belirli bir değerden büyüktür veya küçüktür diye ayırır. Tozların tamamının aynı boyutta olduğu da söylenemez, ancak ortalama tane boyutundan söz edilebilir [83].

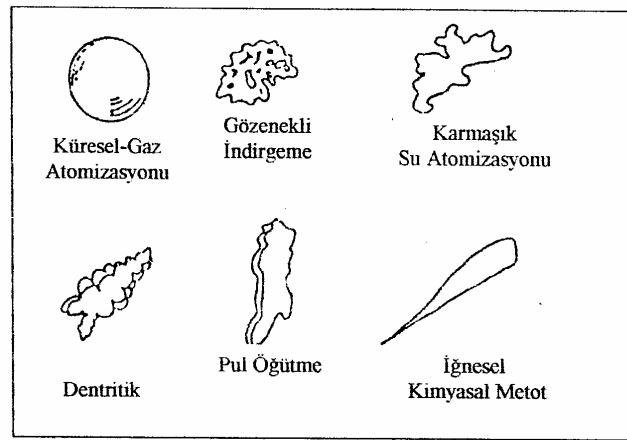
**Tablo 3.3.** Standart Elek Takımı [82]

| Elek No, Mesh | Delik µm |
|---------------|----------|
| 30            | 600      |
| 40            | 425      |
| 50            | 300      |
| 60            | 250      |
| 80            | 180      |
| 100           | 150      |
| 140           | 106      |
| 200           | 75       |
| 230           | 63       |
| 325           | 45       |

### - Tane Şekli

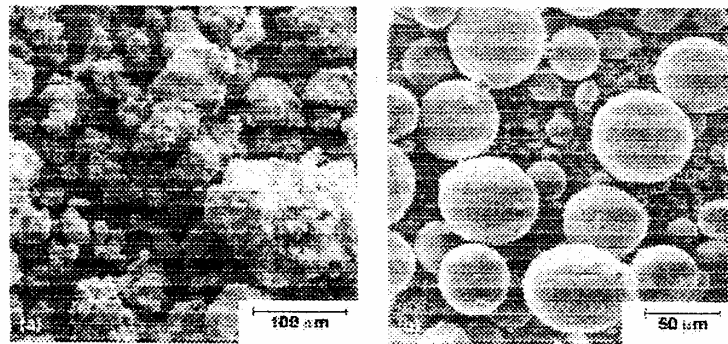
Metal tozlarının en önemli iki temel özelliği toz şekli ve büyüklüğüdür. Toz üretim teknikleri, üretilen tozların şekillerini belirler. Toz şekli tayini ışık ve elektron mikroskopları ile yapılmaktadır. Şekil 3.18' de su ve gaz atomizasyonu ile üretilmiş demir tozlarının elektron mikroskop fotoğrafları görülmektedir [84].

Tozların şekilleri, biçimlendirmede çok etkilidir. Akış, görünür yoğunluk, yoğunlaşma kabiliyeti ve ham mukavemet toz şekline çok bağlıdır [82].



Şekil 3.18. Üretim Metotlarına Göre Toz Şekilleri

Gazla atomize edilmiş tozlar küresel, suyla atomize tozlar karmaşık, elektrolitik tozlar üzüm salkımı, öğütülmüş tozlar köşeli veya pulsudurlar.

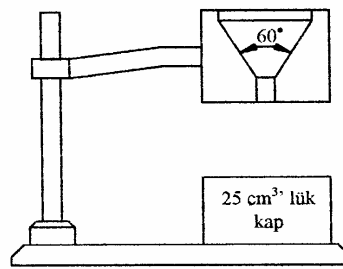


Şekil 3.19. Su ve Gaz atomizasyonu ile üretilmiş demir tozlarının elektron mikroskop fotoğrafları: (a) Su atomizasyonu, (b) Gaz atomizasyonu [85].

### - Görünür Yoğunluk

Görünür yoğunluk, belli bir hacimdeki gerçek toz kütesinin yoğunluğudur ve  $\text{gr/cm}^3$  olarak ifade edilir. Pres kalıplarının tasarımında en önemli toz özelliğidir. Görünür yoğunluk; toz şekline, büyüklüğüne bağlı olup şekilleri küresellikten uzaklaştıkça görünür yoğunluk azalır.

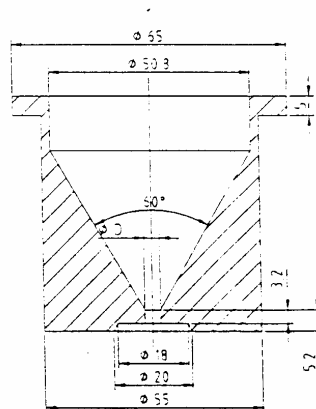
ASTM-B212 ye göre görünür yoğunluk tayini Şekil 3.20'de görülen Hall hunisi ile yapılır. 30-35  $\text{cm}^3$  kuru toz Hall hunisine doldurulur ve altına yerleştirilen 25  $\text{cm}^3$ 'lük kaba akıtılır. Düz bir cetvelle taşan tozlar dökülür. Kaptaki tozlar tartılır ve  $\text{gr/cm}^3$  olarak görünür yoğunluk tayin edilir.



Şekil 3.20. Hall akış hunisi

### - Akış Hızı

Akış hızı, 50 gr kuru tozun Şekil 3.21'de görülen Hall hunisinden kendi halinde akış zamanıdır. Akış hızı seri imalatla kalıbın doldurulma zamanı ile doğrudan ilgili olduğundan çok önemlidir. Küresel tozların akış hızları çok iyidir. Ancak, küresellikten uzaklaştıkça akış hızı düşer. Pul şeklindeki tozlar kolay akmazlar ve kalıptan doldurmak zordur [82].



Şekil 3.21 Hall Akış Aparatı [83]

50 gr. toz 100°C de 1 saat tutularak Hall akış alanına bırakılarak akış süresi ölçülür. Kütlenin zamana bölümü akış hızını verir [86].

Tozların kalıbı doldurma kabiliyetinin bir ölçüsü olan akış hızı üretim hızını önemli derecede etkileyen bir faktördür. Zayıf akış karakteristiklerine sahip tozlar nozül altında piramit şeklinde toz yığılmalarına neden olur. Bu yüzden çoklu besleme yapan nozüller kullanılır ve presleme öncesinde kalıpta titreşim sağlanır [87].

#### - Sıkıştırılabilirlik

Belirli bir metal tozu kütesinin basınç altında yoğunlaşma kabiliyetini ölçüsüdür. Sıkıştırılabilirlik tozun biçimlendirme sırasındaki davranışını belirlediğinden çok önemlidir.

Bir tozun sıkıştırılabilirliği; tozun sertliğine, şekline, tane boyutu dağılımına ve kullanılan yağlayıcılara bağlıdır.

Sıkıştırılabilirlik denklem aşağıda verilen yoğunlaşma parametresi ile belirlenir [88].

$$\text{Yoğunlaşma Parametresi} = \rho_h - \rho_g / \rho_{teo} - \rho_g$$

#### - Ham Mukavemet

Sıkıştırılmış toz kütesinin pişirmeden önceki mukavemetidir. Ham mukavemet tozların birbirlerini kilitlemelerinden ve kısmen soğuk kaynaklaşmadan oluşur. Sıkıştırıldıktan sonra toz kütesinin boyutlarını koruyabilmeleri ve taşınabilmeleri için ham mukavemet çok önemlidir.

Ham mukavemete etki eden faktörleri: toz şekli, toz tane büyüklüğü, sıkıştırılabilirlik ve eklentiler diye sayabiliriz.

Çeşitli yöntemlerle üretilen tozların belirgin özellikleri Tablo 3.4' de verilmiştir [89].

**Tablo 3.4.** Çeşitli yöntemlerle üretilen tozların belirgin özellikleri

| Üretim Yöntemi | Temizlik        | Toz Şekli                | Tane Büyüklüğü        | Sıkıştırılabilirlik | Gör. Yoğ.   | Ham Mukav. |
|----------------|-----------------|--------------------------|-----------------------|---------------------|-------------|------------|
| Atonizasyon    | Yüksek 99.5 +   | Karmaşık, küresel .yoğun | Kaba saçmadan 325 meş | Düşük-yüksek        | Yüksek      | Düşük      |
| İndirgeme      | Orta 98,5-99.0+ | Karmaşık süngerimsi      | 100 meş ve altı       | Orta                | Düşük       | Yüksek     |
| Elektroliz.    | Yüksek 99.5+    | Karmaşık                 | Her meş               | Yüksek              | Orta-yüksek | Orta       |
| Öğütme         | Orta 99.5+      | Pul, yoğun,              | Her meş               | Orta                | Orta-yüksek | Düşük      |
| Çökeltme       | Yüksek          | Küresel                  | Çok yüksek            | Orta                | Orta-yüksek | Düşük      |

### **- Tozların Yanıcılık ve Zehirleyicilik Özelliği**

Çok ince ebatlı tozlar tehlikeli olabilir. Berilyum ve kobalt gibi bazı metal tozları toksittir; zirkonyum, alüminyum ve magnezyum gibi metal tozları patlama tehlikesi gösterirler. Demir oksit daha reaktif bir metal olan alüminyum tarafından redüklenerek metalik forma dönüşür ve çevreye büyük oranda ısı verir [87].

Birçok toz çeşidi düşük denebilecek sıcaklıkta, bazıları da oda sıcaklığında oksijenle birleşerek ateşlenebilirler. Oda sıcaklığında oksijenle reaksiyona girerek yanan tozlara profirik toz denir. Bu nedenle yukarıda adı geçen tozların kullanımında azami dikkat gösterilmeli ve gerekli önlemler alınmalıdır [90].

İnsan vücuduna solunum ve sindirim yolu ile alınan tozların vücutta birikmesi neticesi tehlikeli rahatsızlıklar ortaya çıkmaktadır. Radyoaktiflik gösteren tozlar ise özellikle tehlikelidir. Bu tehlikelere maruz kalmamalı ve gerek duyulursa emniyet maskeleri ile çalışmalıdır.

### **3.7.3. Metal Tozların Biçimlendirilmesi**

Metal tozlarından parça üretebilmek için tozları parçanın şekline biçimlendirebilmek ve tozlar arasında bağ oluşturmak gereklidir. Biçimlendirme yöntemleri parçaya şekillerini verir, ancak gerekli mukavemet pişirmeden sonra oluşur. Biçimlendirilmiş mukavemetin (ham mukavemet), parçanın taşınabilmesi için gerekli mukavemetin üzerinde olması yeterlidir.

Biçimlendirme rijit ve esnek kalıplar içinde tozlara şekil verilmesi işlemini kapsar. Biçimlendirme soğuk ve sıcak olarak gerçekleştirilebilir. Otomasyona çok uygun olduklarından, en çok soğuk basınçlı biçimlendirme yöntemleri kullanılmaktadır. Başlıca basınçlı biçimlendirme yöntemleri metal kalıplarda presleme, ekstrüzyon, haddeleme, izostatik presleme, metal enjeksiyon kalıplama ve patlayıcı (explosive) ile kalıplamadır.

### **3.7.4. Biçimlendirme Öncesi İşlemler**

#### **3.7.4.1. Preslemeye Önce Metalsel Tozun Isıl İşlemi**

Birçok hallerde, metalsel tozun preslenmesinden önce, 400 °C ile 800 °C arasında bir ön-redukleme işlemi gerekir. Böylece, oksitler, rutubet, absorbe edilmiş gazlar, karbon, kükürt ve fosfor mümkün mertebe temizlenmiş olur. Yabancı maddelerin kısmen veya tamamen elimine edilmesinden başka, ısı işlemi, mekanik usullerle hazırlanmış metalsel tozların sertliklerinin azalmasını da sağlar. Böylece tozun sıkıştırılabilirliği de artar. Havadaki oksijen, su

buharı vs. gibi yeni oksitleyici maddelerden sakınmak için tozun ısıtılmasından hemen sonra işlenmesi gerekir.

Bu redükleyici ısıtılma işlemi, saf metal veya alaşımların hazırlanmasında, karbonil tozu kullanılması da tavsiye edilir. Karbon ve oksijen ihtiva eden demir veya nikel karbonil tozu 600 °C ile 800 °C arasında hidrojen içinde ısıtılırsa yabancı madde oranı 0,0001 mertebesine indirilebilir. Toz nadiren 1000 °C nin üzerinde ısıtıldığında nikel-krom veya molibden dirençli fırınlar tavsiye edilir [91].

#### **3.7.4.2. Karıştırma ve Harmanlama**

Toz metalurjisi tekniğinde tek bileşenli sistemlerden çok, birden fazla bileşenden oluşan toz karışımları kullanıldığından presleme işleminden önce tozların karıştırılması gerekir.

Tek bir boyut ve sabit kompozisyona sahip bir tozun belirli bir ürüne istenen karakteristikleri kazandırması çok nadir gerçekleşir. Bu nedenle çoğu zaman başlangıç malzemesi değişik şekil, boyut ve farklı kompozisyondaki tozlar, yağlayıcı ve bağlayıcıdan oluşan bir karışımdır. Kaba tozlar ince tozlarla karıştırılarak aralarındaki boşluklar doldurulur. Böylece küresel geometriye sahip tozlarda teorik yoğunluğun %65' inin üzerinde bir yoğunluğa ulaşılır. Yüksek ürün yoğunluğu mukavemet ve kırılma direnci gibi mekanik özellikleri arttırmaktadır. Değişik boyutlardaki tozların karışımı teorik olarak daha yüksek yoğunluğa preslenebilmektedir. Ancak doldurma esnasında küçük boyutlu tozlar büyük boyutlu tozlardan ayrılarak belirli bölgelerde toplanma eğilimi sergilerler.

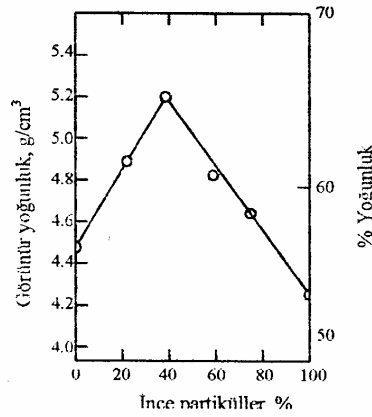
Nihai ürün kompozisyonu ön alaşımlandırılmış malzeme kullanımı yerine genellikle saf metal ve alaşım elementi ihtiva eden tozların karıştırılması ile ayarlanır. Sinterleme esnasında atomlar difüzyonla taşınarak parçaların bütün bölgelerinde homojen bir alaşım elementi dağılımı ve üniform bir yapı elde edilir. Diğer bir deyişle alaşımlar sadece kompozisyon ayarlaması yapılmış alaşımların ergitilmesi ve atomizasyonu ile değil aynı zamanda farklı kompozisyondaki tozların uygun oranlarda karışımı ile de elde edilebilirler. Alaşım sinterleme esnasında oluşur.

Herhangi bir yağlayıcı ilavesi yapılmaksızın preslenen tek bileşenli sistemler hariç diğer tüm sistemlerde karıştırma işlemi her zaman uygulanır. Karıştırma işlemi metal partiküllerinin birbirleri üzerinden kayma hareketi yapmasını sağlayacak fakat partiküllerin karıştırıcı içinde serbest düşme hareketlerini engelleyecek şekilde yapılmalıdır. Partiküllerin serbest düşme hareketi segregasyona neden olur.

Karıştırma işleminde önemli olan diğer bir faktör karıştırma sırasında meydana gelen deformasyon sertleşmesidir. Bakır ve demir gibi yumuşak metallerin tozlarının hızlı ve şiddetli karıştırılmaları deformasyon sertleşmesine neden olur. Buda sıkıştırılabilirlik özelliğini azaltır.

Şiddetli bir karıştırma partiküller arasında sürtünmeyi arttırdığından karışım sıcaklığının yükselmesine neden olur. Toza ilave edilen yağlayıcılar bu ısının etkisiyle kısmen eridiklerinden partiküller aglomera olur. Bu da serbest akma özelliğini bozar.

Harmanlama mekanik bir homojenizasyon işlemidir ve karışım, boyut, şekil ve kompozisyon açısından üniform bir hale getirilir. Harmanlama veya karıştırma işlemleri yaş veya kuru halde yapılabilir. Duman oluşumunu önlemek, patlama tehlikesini azaltmak ve daha iyi karışım oluşturmaya sağlamak için su veya diğer sıvılar (solvent) kullanılır.



Şekil 3.22. Preslemede optimum yoğunluk ince ve kaba taneli tozların karıştırılması ile elde edilir [87].

### 3.7.4.3.Kullanılan Yağlayıcılar

Toz ile kalıp yüzeyi arasında ki sürtünme nedeniyle, şekillendirme enerjisinde büyük kayıplar oluşur. Bunun yanı sıra bitişik tanecikler arasında toz ile zımbalar ve maşalar arasında zımbalar ile kalıp yüzeyi arasında da sürtünme vardır. Bu nedenle hem şekillendirme hem de kalıptan çıkarmada etkili olacak ve sinterlemeyi etkilemeyecek bir yağlama düzenini ihtiyaç vardır. Bunun için tozlar içerisine belirli oranlarda karıştırılan toz şeklindeki yağlayıcılık görevi üstlenen maddeler vardır, bunlar [92];

-Stearatlar

-Çinko stearat :  $Zn (C_{18}N_{33.1.2}.O_2)_2$

-Lityum stearat:  $Li(C_{18}N_{33.1.2}.O_2)_2$

-Kalsiyum:  $Ca (C_{18}N_{33.1.2}.O_2)_2$

-Stearik asit:  $CH_3(CH_2)_{16}COOH$

Yağlayıcının toz karışımına ilave edilmesinin bir avantajı sadece preslenen parça ile kalıp yüzeyi arasında sürtünmeyi değil aynı zamanda toz partikülleri arasındaki sürtünmeyi de azaltması ve daha yoğun kompaktların elde edilmesidir. Karışımındaki tüm toz partiküllerinin yağlayıcı ile temas etmeleri için yağlayıcı tozun mümkün olduğu kadar ince olması istenir. Yağlayıcı miktarı preslenen parçanın şekline bağlı olarak %1/2-3/2 kadardır. Karmaşık şekilli

parçaların düşük basınçlarla kalıptan çıkarılmaları için basit parçalara göre yağlayıcı miktarı fazla olmalıdır.

Grafit tozu preslemede yağlayıcılık görevi ve sinterleme esnasında karbon kaynağı olarak alaşımlandırma gibi iki işlevi aynı anda yerine getirebilir. Grafit ve sitrik asit gibi yağlayıcılar yaş mukavemeti (preslenmiş halde) azaltmalarına rağmen karışımın kalıp doldurma ve preslenebilme kabiliyetini arttırırlar [93].

Yağlamanın diğer bir şekilde sadece kalıp yüzeylerinin yağlanmasıdır. Böylece yağlayıcı ihtiyaç duyulduğu yerde kullanılmış ve tozun özelliklerini de etkilememiş olur. Yağlama işlemi kalıba elle uygulanabileceği gibi püskürtme de kullanılabilir. Endüstriyel uygulamada otomatik yağlama yapılır. Kalıp yağlamada kullanılan yağlayıcı genelde süspansiyon şeklindedir. Yağlayıcılar sinterleme sırasında ayrışıp gaz haline dönüşerek fırın atmosferinden gaz akışı ile uzaklaştırılmaları gerekir. Vakum fırında veya yüksek frekanslı indüksiyon fırınında sinterlenecek parçaların ayrı bir işlemle yağdan arındırılması gerekir.

### **3.7.5. Presleme**

Preslenmiş metal tozlarının sinterlenmiş durumdaki mukavemet ve yoğunluğu toz özelliklerine ve presleme basıncına bağlıdır. Belirli bir toz karışımını ve sabit presleme basıncı için mukavemet ve yoğunluk parça geometrisine bağlı olarak değişir. Yumuşak metal tozları düşük basınçlarda yeterli bir mukavemet kazanabilirken, sert tozlar için daha yüksek basınçlara ihtiyaç duyulur. Partiküllerin levhasal veya küresel bir simetriye sahip olmaları da presleme mukavemetini ve yoğunluğunu etkiler. Yüzey teması levhasal yapıli tozlarda daha fazla olduğundan yüksek yoğunlukta presler elde edilebilir. Küresel şekilli partiküllerin presleme özellikleri iyi değildir ve yüksek basınçların uygulanmasını gerektirir.

Preslemenin ilk aşamasında birbirine gevşek olarak bağlı olan partiküllerin düzeninde bir bozulma meydana gelir, partiküller arası mesafe değişir. İkinci aşamada elastik ve plastik deformasyonlar görülür. Elastik deformasyon önemli bir etkiye sahip değildir. Plastik deformasyon miktarı ise tozların sünekliliğine bağlı olan tungsten veya tungsten karbür gibi sert metal tozlarından ihmal edilebilir düzeydedir. Ancak tozların bakır ve demir tozları gibi yeterli bir plastisiteye sahip olmaları durumunda tozlarda deformasyon sertleşmesi oluşur ve bunun sonucunda gerilme altında daha ileri derecede bir deformasyon zorlaşır. Üçüncü aşamada ise uygulanan basınç altında partiküllerde kırılma ve küçük parçalara ayrılma görülür.

### **3.7.5.1. Metal Tozlarının Soğuk Presleme Teknikleri**

Presleme işlemi soğuk ve sıcak olarak yapılabilir. Otomasyona çok uygun olduklarından en çok soğuk basınçlı biçimlendirme yöntemleri kullanılmaktadır.

Başlıca basınçlı biçimlendirme yöntemleri şunlardır:

- Metal kalıplarda presleme (Mekanik ve Hidrolik Presler)
- Soğuk İzostatik Presleme
- Üç Eksenli Presleme
- Ekstrüzyon
- Haddeleme
- Metal Enjeksiyonla Kalıplama

#### **-Metal Kalıplarda Presleme**

Metal tozlar, özel olarak hazırlanmış çelik kalıp içerisinde basınç etkisiyle kompakt bir hale getirilir. Bu işlem için genellikle hidrolik, mekanik ve pnömatik presler kullanılmaktadır. Bu iş için kullanılan mekanik preslerin kapasiteleri 500 ton kadardır. Hidrolik preslerin üretim hızları eşdeğer kapasiteli mekanik preslerin yarısı kadardır. Ortalama saatte 1000 parçanın preslenmesi mümkündür. Avantajları, basıncın hassas olarak kontrol edilebilmesidir.

Uygulamaların çoğunda toz karışım yerçekimi kuvvetinin etkisiyle kalıbı doldurur. Fazla kısımlar alınır ve tozu sıkıştırmak için pres kapatılır.

Sıkıştırma işlemi esnasında toz partikülleri önce uygulanan kuvvet yönünde hareket ederler. Tozlar sıvı gibi akmaz; kalıp yüzeyi ile partiküller arasında sürtünme neticesi bir reaksiyon kuvveti gelişir. Bu kuvvet uygulanan kuvvete eşit bir değere ulaşana kadar sıkışma eksenel yönde devam eder. Daha sonra partiküller yatay yönde hareket ederler [87].

Metal tozların kalıp içerisinde sıkıştırılması işlemi genelde iki tipte yapılır. Tek hareketli sıkıştırma ve çift hareketli sıkıştırmadır.

#### **-Tek Hareketli Sıkıştırma**

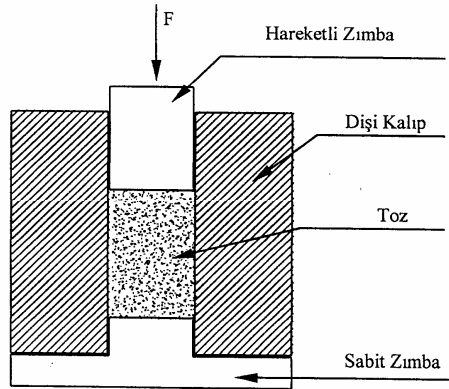
Tek hareketli sıkıştırmada oluşan dikey doğrultuda deformasyonun başlamasıyla; tozlar arası toz kalıp çeperi arasında oluşan sürtünme ve çap arasında düzensiz bir basınç dağılımına sebep olur. Sonuç olarak; uygulanan yük, iş parçasına düzenli olarak uygulanmamaktadır. Dolayısıyla iş parçasındaki yoğunluk homojen bir dağılım göstermemektedir. Yoğunluk, hareketli zimbaya doğru giderek azalmaktadır. Yoğunluktaki bu azalma iş parçasının boy/çap

oranına bağlıdır. Bu etki disk ya da rondela gibi parçalarda problem olmamasına karşın kalın parçalarda önemli bir problemdir.

Bu kalıp tipinin basitliği kalıp fiyatı yönünden önemli bir avantajdır. Bununla birlikte briketi kalıptan çıkarmak diğer yöntemlere göre biraz daha zordur. Parçanın kalıptan çıkarılması şu iki temel üzerine olur:

- 1- Kalıp sabit olup, alt zımba yükselerek parçayı kalıp boşluğundan dışarı atar.
- 2- Alt zımba sabit kalırken kalıp aşağı çekilerek parça çıkarılır.

Tek yönlü sıkıştırma istenilen yoğunluk dağılımı verilmediğinden, parçanın alt ve üst bölgelerinde eşit sıkıştırılmasını sağlamak, çift hareketli sıkıştırmayla mümkün olur.

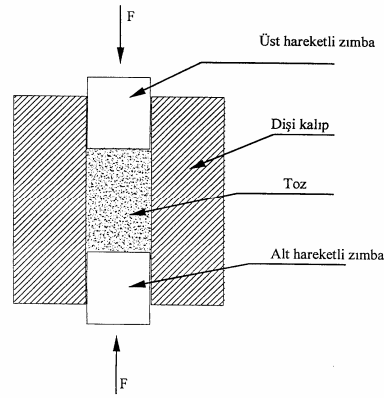


Şekil 3.23. Tek Hareketli Sıkıştırma Kalıbı

### -Çift Hareketli Sıkıştırma

Çift hareketli sıkıştırmada toz, birbirine zıt yönde hem alt hem de üst zımba tarafında aynı anda sıkıştırılmaktadır. Her bir yönde eşit veya farklı miktarlarda hareket veya basınç uygulanabilir. Çift hareketli sıkıştırma ile kalıp içerisinde boydan boya dengeli bir sıkıştırma temin edilebilir. Kalıp alttan bir yayla desteklenerek de çift yönlü sıkıştırma gerçekleştirilebilir. Burada yay kuvveti pres kuvvetine adapte edilmelidir. Preslenecek parçaların dik kesitlerinin kademeli olması preslemede güçlük çıkarır. Bir parçanın kalıptan rahatlıkla çıkarılması da parçanın şekline bağlıdır. Çift hareketli sıkıştırmanın en önemli avantajı, briket kesitinin her yüksekliği için pres kontrolü uygun kalıp hareketinin olabirliğıdir.

Çift hareketli sıkıştırmada alt ve üst zımbanın her ikisine de basınç uygulanır. Bu çift yönde hareket eden özel bir tip pres gerektirir. Toz metalurjisinde kullanılan özel pres kalıpları, önceden belirlenen toz miktarlarının hassasiyetle yerleştirilmesine, ardından sıkıştırılmasına ve preslenen briketin çıkarılmasına uygun olmalıdır. Bu nedenle preslerin doldurma ve çıkarma pozisyonlarının olması ve bunların her ikisinin de otomatik olarak arka arkaya gelmesi gerekir.



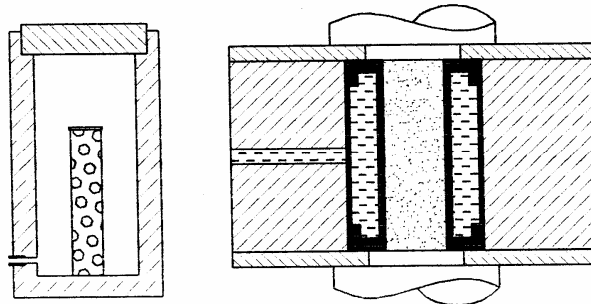
Şekil 3.24. Çift Hareketli Sıkıştırma Kalıbı

### -Soğuk İzostatik Presleme

İzostatik presleme, tozların bir akışkan basıncıyla preslenmesidir. Presleme genellikle bir yağ yada su içinde ve oda sıcaklığında soğuk izostatik presleme yapılır. Parçanın şeklinde esnek bir kalıp hazırlanır (Şekil 3.25) ve içi tozla doldurulur. İçindeki hava boşaltılır ve gerekli sızdırmazlık sağlandıktan sonra basınç kazanına atılır. İzostatik sıkıştırmada kalıp sürtünmeleri olmadığından ve basınç her yönde eşit olduğundan yoğunluk dağılımı ve mekanik özellikler izotropiktir. Sistemin dezavantajları; hassas boyutsal tolerans elde edilmemesi ve işlemlerin yavaş olmasıdır. Bununla beraber 700 MPa'a kadar basınçlarda ve 1200°C'ye kadar sıcaklıklarda izostatik sıkıştırma ile her türlü refrakter metal ve seramik biçimlendirilebilir. Süper alaşımlı uçak türbini diskleri ve takım çeliği kütükleri başlıca örnekleridir [82].

Soğuk İzostatik preslemenin avantajları şu şekildedir:

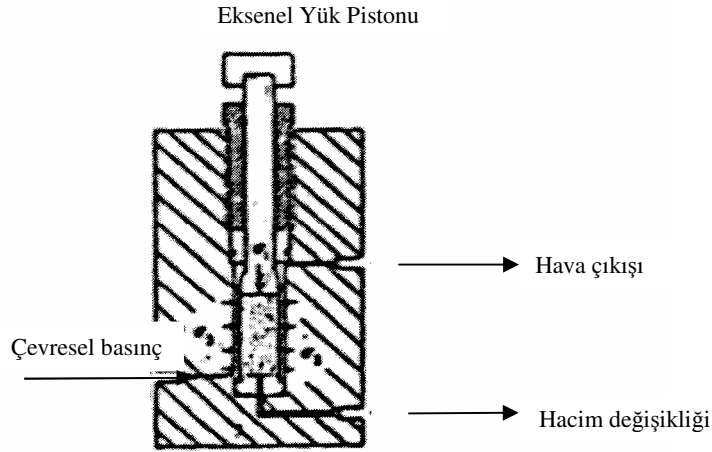
- Üniform basınç nedeniyle parçanın yoğunluğu yüksek ve üniformdur.
- Boy/çap oran yüksek olan ve bu kesitli parçaların üretimi mümkündür.
- Toz kalıp sürtünmesi olmadığından preslemeden önce metal tozlarının yağlayıcı ile karıştırılması zorunluluğu yoktur.
- Preslemede kullanılan kalıplar rijit kalıplardan daha ucuzdur.



Şekil 3.25. İzostatik presleme tipleri [89].

### - Üç Eksenli Presleme

Üç eksenli preslemede toz sabit kalıba doldurulur. İzostatik basınç hem eksenel hem de çevresel basınç şeklinde olan  $\sigma_3$  basınç değerine ulaşıncaya kadar uygulanır. Sonra bu basınç ( $\sigma_3$ )sabit tutulurken üst piston yardımıyla eksenel gerilme uygulanır ve presleme süresi elde edilen presin yoğunluk ve mukavemetine bağlı olarak belirlenir.



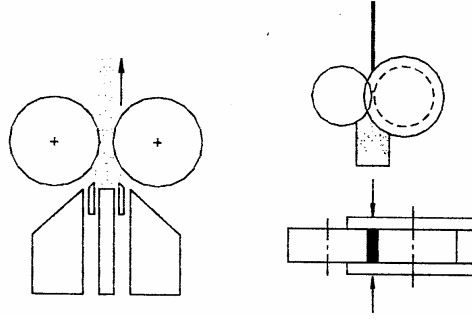
Şekil 3.26. Üç eksenli preslemenin şematik gösterimi

### -Ekstrüzyon

Toz ekstrüzyonu ilk defa tungsten tellerinin üretiminde kullanılmıştır. Dekstrin, şeker gibi organik bir madde ile karıştırılan tungsten tozu plastik hale getirildikten sonra ekstrüzyonla tel haline getirilmiştir. Daha sonra hidrojen atmosferinde ısıtılarak nem ve organik ilaveler buharlaştırılmıştır. Sinterleme işlemi ile nispeten yüksek yoğunlukta tungsten filamalanlar üretilmiştir.

### -Haddeleme

Şekil 3.27’de gösterildiği gibi tozlar bir besleyiciden haddelerin arasına akıtılarak sıkıştırılabilirler ve böylece sürekli biçimlendirme gerçekleştirilebilir. İstendiği taktirde ikili, üçlü sandviç haddeleme mümkündür. Hadde silindirlerinden sonra yerleştirilecek bir fırınla sürekli pişirme ve onu takiben sıcak haddeleme işlemleri kullanılarak sac malzeme üretilir.



Şekil 3.27. Toz haddeleme [89]

Şekil 3.27’de görüldüğü gibi toz merdaneler arasına gravite ile akarak beslenir. Merdanelerden geçerken hacim ve yoğunluğu değişir. Merdane basıncı altında yoğunluk ve mukavemet artar ve plastik deformasyon oluşarak istenilen şekil elde edilir. Haddeleme yöntemiyle bakır, demir, alüminyum, kobalt, nikel tozları şerit veya saclar şeklinde üretilebilir. Özel nikel ve kobalt alaşımları elektronik veya manyetik uygulamalarda, paslanmaz çelikten poroz şeritler filtrelerde, nikel şeritler elektrotlarda kullanılır.

#### **-Metal Enjeksiyonla Kalıplama**

Konvansiyonel metoda alternatif olarak basınçlı dökümde kullanılan metoda benzeyen bir enjeksiyon kalıplama yöntemi geliştirilmiştir. Daha önceleri sadece hassas dökümle veya talaşlı işlemlerle üretilen küçük ve karmaşık şekilli parçalar artık günümüzde metal tozların termoplastik bir malzeme ile harmanlanarak plastik bir forma gelene kadar ısıtılıp, basınç altında kalıp enjeksiyonu ile üretilebilmektedir. Kalıptan çıkarılan parçadaki bağlayıcı malzeme solvent ekstaksiyonu veya kontrollü ısıtma ile buharlaştırılarak uzaklaştırılmaktadır. Daha sonra uygulanan normal sinterleme sürecinde parçalarda %20-25 oranında hacimsel büzülme meydana gelir, yoğunluk ideal koşulların %95’ ine kadar yükselir ve özellikler artar.

Bağlayıcının yapıdan uzaklaştırılması işlemi bu yöntemin en pahalı ve zaman alıcı yönüdür. Isıtma hızı, sıcaklık ve yeniden bağlanma (bağlayıcıların uzaklaştırılmasından sonra partiküller arasında yeni bir bağın teşekkülü) süresi dikkatlice kontrol edilmeli ve parça kalınlığı ile uyumlu olmalıdır. İşlem süresi et kalınlığı fazla olan parçalarda üç gün sürebilir. Yeni keşfedilen ve suda çözülebilen metil-selüloz bağlayıcı bu dezavantajları kısmen ortadan kaldırmıştır. Bağlayıcıdaki su ısıtma sırasında buharlaşır ve metil-selüloz sinterleme sırasında yanar.

Enjeksiyon kalıplama veya presleme yukarıda ifade edildiği üzere diğer yöntemlerle eldesi güç küçük, kompleks ve ince et kalınlığına sahip parçaların imalinde oldukça caziptir. Ancak kalıp dizaynı ve kalıp imalatı oldukça pahalı olduğu için seri ve kütleli imalatlarda

kullanılır. Bununla birlikte nihai yoğunluğun ideal yoğunluğun %94- %98' ine ulaşması ve %0.3-0.5 mertebesindeki boyutsal toleransın elde edilmesi bazı uygulamalar için bu yöntemi daha da cazip hale getirmiştir. Spor, tıp, diş malzemeleri, büro makinaları ve ev aletleri parçaları uzay ve uçak, dizel ve türbin motorları parçaları günümüzde bu yöntemle üretilmektedir.

### 3.7.6.Sinterleme

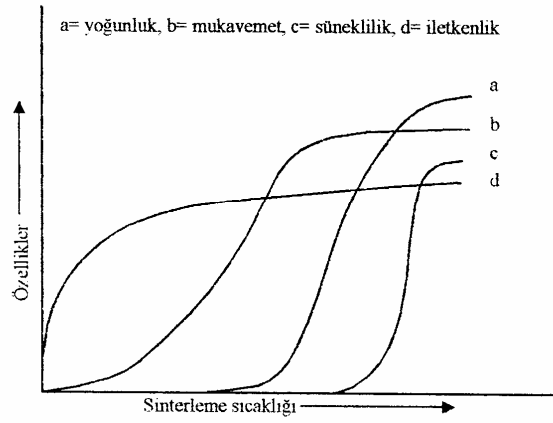
Sinterleme metaller ve seramiklerin üretiminde uygulanan ve preslenmiş parçada partiküller arasında bağ oluşturarak mukavemetin yoğunluğunun artmasını ve porozitenin azalmasını sağlayan bir ısı işlemidir.

Soğuk olarak biçimlendirilmiş toz metal malzemeler çok kırılğandır. Toz taneleri basınç altında mekanik olarak birbirlerine kilitlemişlerdir ve kısmen de soğuk kaynak oluşmuştur. Ancak, her iki mekanizma ile de oluşacak mukavemet parçaya yük taşıma özelliği vermez. “Ham mukavemet” olarak adlandırılan bu mukavemetin parçanın taşınması ve stoklanması için gerekli mukavemet kadar olması yeterlidir [89].

Sıkıştırılarak geometrik şekil verilmiş parçaya malzemenin ergime sıcaklığının altında ısıtılarak mukavemet kazandırma işlemi sinterleme ile mümkündür. Tek bileşenli sistemlerde genellikle sinterleme sıcaklığı olarak metalin mutlak ergime sıcaklığının 2/3'ü veya 4/5'i alınır. Birden fazla bileşenli sistemlerde ise sinterleme genellikle ergime sıcaklığı en düşük olan bileşenin ergime sıcaklığının üzerinde yapılır.

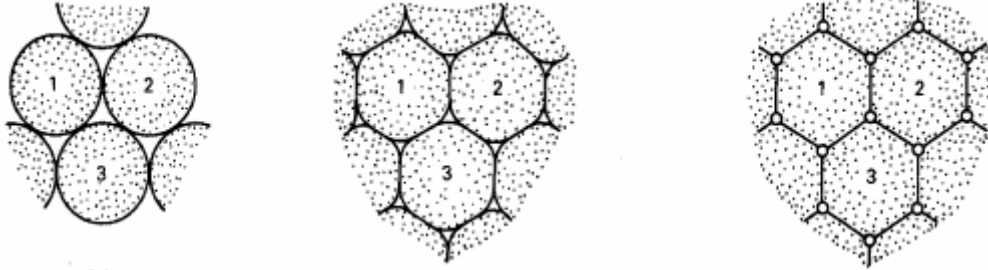
Sinterleme sıcaklığı gibi sinterleme müddeti de kullanılan malzemeye göre değişir. Sert alaşımlar ve mıknatıs alaşımlarında olduğu gibi birçok hallerde de birkaç saat süren sinterleme tatbik edilmelidir. Sinterleme süresi ile sinterleme sıcaklığı arasında basit bir bağıntı vardır. Sinterleme sıcaklığı yükseldikçe sinterleme zamanı kısalır; aksine olarak alçak bir sinterleme sıcaklığı sinterleme süresinin uzamasına sebep olur.

Şekil 3.28' de görüldüğü gibi sinterleme süresi arttıkça tane büyüklüğü artar çekme dayanımı, yoğunluk ve elektrik iletkenliği artar [88].



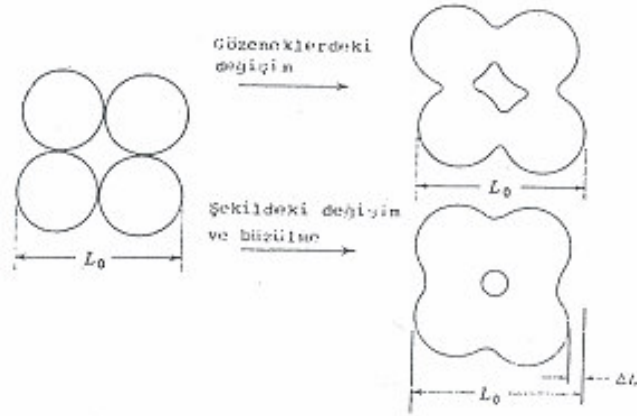
**Şekil 3.28.** Sinterleme sıcaklığı ile malzeme özelliklerinin değişimi [88].

Sinterleme esnasında ürünlerde bir kısım değişiklikler meydana gelir. Şekil 3.28' de görüldüğü gibi difüzyon neticesi toz partikülleri arasında metalurjik bir bağ teşekkül eder. Farklı kompozisyondaki tozların harmanlanması halinde, difüzyon metallerarası fazların ve katı çözelti alaşımlarının oluşumunu sağlar. Yüksek sıcaklıkta birbirleriyle temas halindeki yüzeyler arasında atomlar arası bağ teşekkül eder ve atomların her iki yönde hareketi (karşılıklı transferi) ile bağ kuvvetlenir. Aynı zamanda plastik ve viskoz akış (akışkanlığı düşük, kısmi ergime) meydana gelebilir ve kütsel difüzyon ile boşlukların boyutları küçülür. Bu yüzden parçaların hacmi azalır ve yoğunlukları artar.



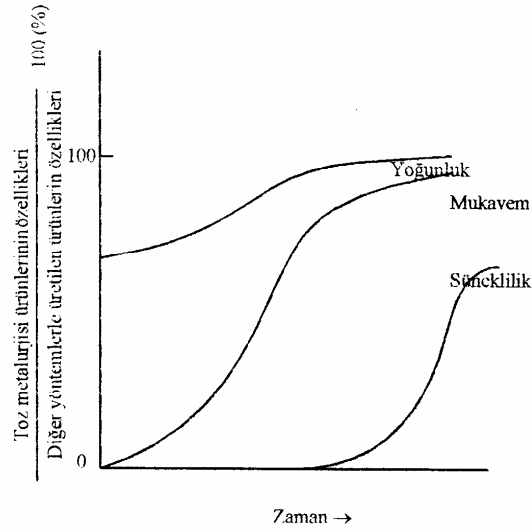
**Şekil 3.29.** Sinterlenme esnasında preslenmiş parçanın bünyesinde zamanla meydana gelen değişiklikler (Kısmi ergime neticesinde partiküller arasındaki boşluklar büyük oranda doldurulmakta)

Düşük yaş yoğunluğa sahip parçalarda büzülme daha fazladır. Isıtma esnasında faz değişimi vuku buluyorsa, büzülme ihmal edilecek seviyede olabilir; hatta büyüme görülebilir.



**Şekil 3.30.** Sinterleme esnasında, tozların birbirine kenetlenmesi ve porozite miktarı ile por morfolojisinin değişim

Sinterleme sırasında yoğunluk, süneklik ve mukavemet önemli oranda artar (Şekil 3.31) optimum bir süreden sonra ısıtmaya devam edilirse özelliklerde azalma meydana gelir.



**Şekil 3.31.** Sinterleme operasyonu sürecinde toz metalurjisi ürünlerinin yoğunluk mukavemet ve süneklik gibi özelliklerinin diğer yöntemlerle üretilen mamullerin özelliklerine oranını zamanla değişimi [87].

### 3.7.6.1. Sinterleme Atmosferi

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

Sinterleme işleminde elde edilmek istenen özelliklere göre sinterleme atmosferi belirlenir. Bu atmosferler:

- 1- Oksitleyici atmosferler: Hava,  $\text{CO}_2$ , su buharı ( $\text{H}_2\text{O}$ )

- 2- Redükleyici atmosferler: Hidrojen, CO, metan (CH<sub>4</sub>) ve amonyak
- 3- Karbürleyici atmosferler: Vakum, helyum, argon ve azot
- 4- Nitrürleyici atmosferler: Amonyak (NH<sub>3</sub>), paslanmaz çelikler ve krom alaşımlı çelikler için kullanıldığında bazen azottan arındırılır.

### 3.7.7.Toz Metalurjisi Yöntemiyle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi

Bu teknikte, toz halinde metal ve seramik malzemeler birleştirilebilir. Genellikle, takviye elemanı partikülleri olarak silisyum karbür, grafit, nikel, nikel aluminide, titanyum ve molibden ile matriks malzemesi olarak da metalik bakır, nikel, alüminyum, kobalt ve titanyum esaslı alaşımlar ve çelikler kullanılmaktadır. Bu metot da, tozlar istenilen şekli oluşturmak için tasarlanan hacim oranlarında karıştırılıp kalıp içerisine konularak preslenir. Presleme işlemi soğuk ya da sıcak olarak yapılabilen fakat arayüzey bağını iyileştirmek ve partikül kırılmasını azaltmak için sıcak preslemeden daha iyi netice elde edilebilmektedir.

Seramik parçacıkların sıvı metal tarafından ıslatılmasındaki güçlük nedeniyle toz metalurjisi ile kompozit üretimi ilk geliştirilmiş metotlardan biridir. Toz metalurjisinin temel aşamaları Şekil 3.32’de gösterilmiştir[12]. Bunlar kısaca şöyle özetlenebilir;

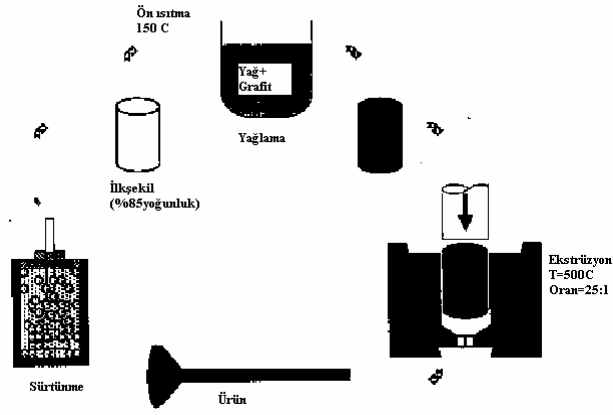
a) Gaz atomizasyonu ile Ni<sub>3</sub>Al’un ve mekanik alaşımlama ile AA2014Al alaşımının üretilmesi,

b) Kompozitin başlangıçtaki homojenliğini belirlemesi nedeniyle karıştırma aşaması önemlidir. Bu nedenle homojen bir dağılım elde etmek amacıyla matris olarak kullanılan 2014 Al alaşımıyla takviye Ni<sub>3</sub>Al bileşiği 30 dakika karıştırılmıştır,

c) Yaklaşık %75 yoğunlukta sıkıştırılması,

d) 150°C’de ön ısıtma yapıldıktan sonra yağ+grafitten oluşan yağ süspansiyonuna daldırıldı ve böylece yüzeyde oksitlenmeyi engelleyen ince bir grafit tabakası oluştu,

e) Son işlem olarakta 25:1 ekstrüzyon oranıyla 350Mpa basıçta 500°C’de 30 dakika ekstrüze edildi. Yüksek ekstrüzyon oranı ise: a) metalin metale temasına müsaade etmesi, b) metal partiküller arasında iyi bağ gelişimini sağlaması, c) metal toz partikülleri arasındaki oksit filminin dağıtılması vb. için gereklidir. Yüksek ekstrüzyon oranı aynı zamanda ekstrüzyon ile birlikte meydana gelen plastik akışın takviye parçacık topraklarının dağıtılmasına yardımcı olduğundan dağılımı geliştirmektedir. Bunun yanında hızlı katılaştırılmış tozlar kullanılmış ise matriks ve takviye parçacıkların zarar görmesinden kaçınmak için ekstrüzyon oranı ve sıcaklık dikkatli şekilde kontrol edilmelidir.



**Şekil 3.32.** Toz metalurji yönteminin temel aşamaları[12]

Toz metalurji yöntemiyle ilk önce seramik takviye parçacıkları ve matriks tozları karıştırılarak kalıp içerisine yerleştirilir. Soguk presleme yapıldıktan sonra malzemenin yoğunluğunu arttırmak için ekstrüzyon işlemi yapılır. Kuvvetlendirilmiş olan bu mamul ikincil bir işlemden sonra MMK malzeme olarak kullanılır. Bu tekniğin bazı özellikleri şöyle sıralanabilir:

- 1) T/M harmanlama tekniği döküm tekniğinden daha kolaydır,
- 2) T/M esaslı kompozitlerin hazırlanması daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştiğinden takviye-matris arasında daha az etkileşim olması dolayısıyla ara yüzeyde reaksiyonlar en aza indirilerek üstün mekanik özellikler gerçekleştirebilmektedir,
- 3) Parçacık takviye elemanı sürekli takviye elemanlarından daha düşük maliyette olduğundan ve bu metot da ergime gerekemediğinden daha ekonomik olmaktadır,
- 4) Yüksek takviye hacim oranının elde edilmesi mümkün olmaktadır. Bundan dolayı da kompozitin modülü daha yüksek değere sahip olurken ısıl genleşme katsayısı en aza indirilebilmektedir.
- 5) Matriste nikel aluminidenin oluşmasıyla sertlik artmaktadır,
- 6) Matrise metallerarası bileşik ilavesi ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) katodik koruma yapıp korozyon direncini arttırmaktadır.

### 3.7.8. Toz Metalurjisi Ürünlerinin Avantaj ve Dezavantajları

Diğer imal usullerinde olduğu gibi toz metalürjisinin de belirli avantajları ve dezavantajları vardır. Toz yönteminin ekonomik bir şekilde ve başarıyla uygulanabilmesi için avantaj ve dezavantajların başlangıçta değerlendirilmesi gerekmektedir. Önemli avantajları aşağıda sıralanmıştır.

- 1) Talaşlı işlem gereksiniminin azaltılması ve tamamen eliminasyonu:

Toz yöntemiyle elde edilen boyutsal hassasiyet ve yüzey bitirme kalitesi çoğu ürün veya uygulama alanı için yeterli olduğundan ilave talaşlı işleme gerek yoktur. İstisnai şekilde boyutsal hassasiyet ve yüzey kalitesinin talebi halinde ürünler basma ve boyutlandırma sekonder operasyonlara tabi tutulabilirler.

#### 2) Yüksek üretim hızları:

Toz prosesindeki bütün adımlar basittir ve atomizasyona uygundur. İş gücü gereksinimi düşüktür, ürün homojenliği ve aynı kalitede tekrar üretebilirlik oranı diğer yöntemlere göre daha yüksektir.

#### 3) Karmaşık (girift) şekillerin üretimi:

Yukarıda sözü edilen sınırlar dahilinde dişli çark ve kam mili gibi oldukça girift parçalar imal edilebilir. Ekonomik olarak talaşlı işlem ve dökümle şekillendirilemeyen parçalar toz yöntemiyle üretilebilirler.

Ayrıca döküm yöntemiyle üretilen kompozitlerde matriks ve takviye arasında oksitli bileşikler veya segregasyon gibi malzemeye zarar veren hatalar oluşabilmektedir. Oysa T/M yöntemiyle üretilen malzemelerde bu tip sorunlar görülmemektedir. J. A. Hawk ve D.E. Alman'nın yaptıkları çalışmada döküm yöntemiyle ürettikleri  $Ni_3Al$  numunelerinde mikrosegregasyon görülmüş ve dentrit aralarında  $NiOCr_2O_3$ ,  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ,  $NiAl_2O_4$  gibi oksit bileşikler görülmüştür[94]. Oysa T/M yöntemiyle üretilen Ni-Al bileşiklerinde bu tür sorunlar görülmemektedir, ayrıca Ni ile Al arasında mükemmel bir bağ oluşmaktadır[23].

#### 4) Çok geniş kompozisyon aralığı:

Kompozisyon açısından oldukça yüksek saflığa sahip parçalar üretilebilir. Metal ve seramikler gibi birbiri içinde çözünmeyen ve farklı karakterdeki malzemelerde bir araya getirilebilirler. Katı eriyik veya çözünürlük sınırları aşılarak aşırı doymuş katı çözelti alaşımları veya yüksek alaşımlı malzemeler elde edilebilir. Düşük ve yüksek alaşımlı veya birbiri içinde çözünmeyen partiküllerden meydana gelen kompozit malzemelerden üretilen parçaların makroskobik ölçekte (bir iki partikül boyutu mesafelerde) kompozisyonel homojenitesi diğer yöntemlerle üretilenden daha yüksektir.

#### 5) Özelliklerin geniş bir aralıkta değişimi:

Toz metalürjisiyle üretilen parçaların yoğunluğu ve dolayısıyla içerdikleri gözenek oranı geniş bir aralıkta değişir. Çok yüksek oranda gözenek içeren filitreler gibi fonksiyonel amaçlı parçaların üretimi yanı sıra konstrüksiyon amaçlı yüksek mukavemetli parçalar da üretilebilir. Toz ürünlerin titreşim söndürme özellikleri yüksektir. Gözenekli yapılar döküm işleminde yağlayıcıların daha etkin bir şekilde kullanılmasını sağlamaktadır; Sürekli dökümde kalıp başlıkları içerisine yerleştirilen toz plakalar gözenekli oldukları için yağlayıcılar bu gözeneklerden sürekli olarak kalıp-ingot arayüzüne sevk edilebilir. Böylece yapışmaya mani olunarak hem ingotların yüzey kalitesi artırılır ve hem de çalışanlar için son derece tehlikeli

sıvı metal akıntılarının oluşumu (kanama) önlenir.Modern sıcak başlık kalıplarının imalatında bu plakaların kullanılmalarının diğer bir nedeni ise plakaların kalıp duvarı boyunca ısı transferini (primer soğuma) önleyerek kalıp içinde primer soğuma ile gerçekleşen katılaşmanın ortadan kaldırılmasıdır.Böylece kalıp içindeki katılaşma kalıp altı su spreynin etkisiyle gerçekleştirilir ve ingot dökümlerdeki birbirinden farklı karakterdeki yapısal zonların teşekkülü önlenir. Magnetik, aşınma ve diğer özellikler özel bir uygulama alanının gereksinimini karşılayacak şekilde kontrollü olarak dizayn edilebilir (kontrollü fabrikasyonla ürünlere istenilen özellikler kazandırılabilir).

**6) Hurda miktarının azaltılması veya eliminasyonu:**

Toz metalürjisi bilinen imal usulleri içerisinde malzeme kaybına sebep olmayan tek yöntemdir. Döküm, talaşlı işlem ve pres forming operasyonlarında hurda miktarı başlangıçta malzeme miktarının yarısına (%50) ulaşmaktadır. Hurda oranı özellikle pahalı malzemelerin şekillendirilmelerinde daha da önem kazanmaktadır. Toz metalürjisi ile bazen toplam maliyeti artırmadan daha pahalı malzemeler kullanarak parça imalatı gerçekleştirilebilir. Böyle bir ürüne örnek olarak toprak alkalilerden imal edilen magnetler verilebilir.

**Toz Metalurjisinin dezavantajları ise şunlardır;**

**1) Düşük mekanik özellikler:**

Çoğu kez toz metalürjisi parçalarının mekanik özellikleri döküm ve dövme ile üretilenlerin özelliklerinden daha düşüktür. Yüksek gerilmelerin söz konusu olduğu uygulama alanlarında bu parçalar kullanılmaz. Bunla birlikte ilave masrafların göze alınması halinde ürünlerin mukavemet değerleri farklı malzeme, alternatif yöntem veya ikincil proses teknikleri kullanımıyla yükseltilebilir.

**2) Nispeten yüksek kalıp maliyeti:**

Toz prosesinde yüksek sıcaklık, yüksek basınç ve şiddetli aşınma söz konusu olduğu için kalıplar pahalı malzemelerden ve binlik kütleler halinde yapılmaktadır. Bu nedenle toz metalurjisi ile üretilen parça sayısı en az 10.000 adet olmalıdır.

**3) Yüksek malzeme maliyeti:**

Birim ağırlık esasına göre toz metaller dövme döküm malzemelerden daha pahalıdır. Ancak hurda şeklinde malzeme kaybının olmayışı ve talaşlı işlemin eliminasyonu yüksek malzeme maliyetini dengelemektedir. Toz metalurjisi daha çok birim parça başına malzeme maliyetinin yüksek olmadığı küçük parçaların imalatında kullanılır.

**4) Dizayn sınırlamaları:**

Toz metalurjisi prosesi bazı şekillerdeki parçaların üretimi için uygun değildir. Parçalar kalıplardan kolay çıkartılabilecek şekillerde olmalıdır. Kalınlık : çap oranı sınırlıdır. İnce kesitlerin eldesi güç olup parça boyutu pres kapasitelerinin belirlediği sınırlar içinde olmalıdır.

5) Yoğunluğun parça içinde bir noktadan diğer bir noktaya değişimi özelliklerin değişimine neden olmaktadır. Bunun ana nedeni parçaların tasarımı yapılırken dizayn kriterlerine riayet edilmemesidir; Üniform olmayan şekillerin toz metalurjisi ile üretilmesi halinde bu tip problemlerle karşılaşılabilir [87].

### **3.7.9. Toz Metalurjisi Ürünlerinin Uygulama Alanları**

Bugün T/M, pek çok uygulamada diğer yapım yöntemleri ile başa baş yarışmaktadır. T/M ile üretilen parçalar binlerle ifade edilmektedir.

#### **3.7.9.1.Talaşlı İmalat Gerektirmeyen Makine Parçaları**

Talaşlı imalat gerektirmeyen makine parçalarının çoğu otomotiv sanayinde kullanılmaktadır. Bu parçalar tozun sıkıştırılıp pişirilmesiyle doğrudan son şekillerine sokulmaktadır. Malzeme tasarrufu % 100 dür.

1950'li yıllara kadar genellikle düşük dayanım ve yoğunluklu parçalar üretilmekte idi; araba kapısı, kilit parçası gibi. Ancak, 1960'lardan sonra dayanım 550 Mpa'ın üzerine çıkarılmıştır. Ayrıca, kullanılan toz alaşımları soğukta sertleşebilir seçilerek bu parçalara pişirmeden sonra ısıl işlem gereği de kalmamıştır. Bu elemanlar T/M yöntemleriyle üretilerek %50 maliyet ucuzlaması sağlanmıştır. Amortisör pistonu, hız kutusu senkromeşleri, zincir dişlileri, çeşitli sektör dişliler, mandallar ve daha yüzlerce parça T/M yöntemiyle talaşsız üretilmektedir.

#### **3.7.9.2.Takım Çelikleri**

T/M yöntemiyle üretilen takım çelikleri dökümle üretilen takım çeliklerine göre daha tok ve uzun ömürlüdürler. Bu üstünlüğün sebebi dökümle üretilen çelikte karbürler belirli bölgelere toplanıp irileşirken T/M çelikte çok ince ve homojen olarak dağılmaktadırlar.

#### **3.7.9.3.Sert Metaller**

Sert metaller çok sert ve aşınmaya dayanıklı T/M yöntemleriyle üretilmiş malzemelerdir. İlk patentler 1920'li yıllarda Krupp tarafından Almanya'da alınmıştır. Ana bileşiminde tungsten karbür sert faz, ısıya dayanıklı kobalt fazıyla bağlanır. Karbür ve metal tozları karıştırılıp sıkıştırıldıktan sonra kobaltın ergime sıcaklığında sıvı-fazlı pişirme yapılarak

karbür taneleri birbirine kobalt ile bağlanır. Olay çimentonun çakılı bağlamasına benzediğinden "Semente Karbür" olarak da isimlendirilirler.

Sert metaller aşınmaya dayanıklı uygulamalar için geliştirilmişlerdir. Bugün kesici takım, kaya delici, taş kesici ve şekillendirme kalıbı olarak kullanılmaktadırlar.

#### **3.7.9.4.Sermetler**

Sermet, seramik ve metal kelimelerinin ilk hecelerinin bileştirilmesinden oluşmuştur. Çeşitli seramik fazların bir metal ya da alaşımla bağlanmasını anlatır. Seramik fazın miktarı hacimce % 15 ile % 85 arasında değişebilir. Seramik ile metal faz arasında çok az çözülme vardır. Bileşik gereçlerin tersine, sermetlerde seramik faz elyaf yada tabaka halinde değildir ve eş eksenli tanecik kabul edilebilir.

Seramik taneciklerinin büyüklüğü sisteme bağlı olarak değişiklik gösterir. Nükleer yakıt elemanı olarak kullanılan uranyum oksit için 50-100 mm olduğu gibi, ince taneli karbürler için 1-2 µmde olabilir.

Sermetler ilk üretildiğinde bunların ısıya dayanıklılık, korozyon direnci, süresi ve iletkenlik açısından çok iyi malzemeler olacağı düşünülmüştür. Ancak, bugüne kadar olan gelişmeler metal fazın verdiği sünekliğin jet motoru, türbin kanatları için yeterli olmadığını göstermektedir.

Sermetlerde seramik faz olarak uranyum oksit, uranyum karbür, zirkonyum borit, silikon karbür, silikon oksit, titanyum karbür, grafit yada elmas kullanılmaktadır. Metalik bağlayıcı faz olarak nikel, kobalt, demir, krom, molibden, tungsten yada paslanmaz çelik, bronz ve süper alaşımlar kullanılabilir.

#### **3.7.9.5.Kaymalı Yataklar**

Kendi kendini yağlayan kaymalı yataklar T/M'nin 1920'lere kadar uzanan en eski ve başarılı uygulamasıdır. Hala T/M uygulamalarının en büyük bölümünü oluşturmaktadır. Parçadaki gözenekler yağ deposu olarak çalışır. Mil dönmeye başlayıp ısınınca yağlar mile doğru akarak yağlanmayı sağlar. Milin durarak soğuması halinde ise kılcal hareketlerden dolayı yağ tekrar gözeneklere dolar. Pek çok kaymalı yatak ömür boyu yağlama etkisini devam ettirir. Ancak bazı ağır hizmet yataklarında bir hazneden yağ sağlanabilir.

Gözenekli kaymalı yataklar üç gruba ayrılır: sinterlenmiş bronz yataklar, demir esaslı sinterlenmiş yataklar ve demir- bronz sinterlenmiş yataklar. İlk ve en çok kullanılan T/M yatak % 90 Cu - % 10 Sn 'li bronz yataktır.

Sinterlenmiş bronz yataklar ASTM B438 'e göre kurşunlu ve kurşunsuz olarak iki alt sınıfa ve onlarda gözenek miktarına göre dört türe ayrılırlar.

#### **3.7.9.6.Gözenekli Metaller ve Filtreler**

Bu gruba gözenekleri birbirine bağlı olan : filtreler, alev engelleyiciler, sıvı depolayıcılar ve damperler girmektedir. Kullanılması gerekli toz uygulamaya göre değişmektedir. En çok bronz, paslanmaz çelik, nikel titanyum ve alüminyum tozları kullanılmaktadır.

Filtreler gözenekli metallerin en geniş uygulama alanını kapsar. Organik filtreler kolay şekil değiştirdiğinden ve kağıt filtreler zayıf olduğundan toz metal filtreler tercih edilmektedir. Ayrıca, toz metal filtreler daha geniş sıcaklık aralığında çalışabilirler.

Filtre imalatında kullanılan tozlar küresel tozlardır ve oldukça iri olarak kullanılırlar. Tane büyüklüğü filtre edilecek maddelerin büyüklüğüne bağlıdır. Ancak, en çok 600 mm- 100 mm arası kullanılırken, 12,5 mm-180 mm arası gibi inceliklerde kullanılmaktadır. Gözenek miktarı % 40 ile % 50 arasında tutulur.

#### **3.7.9.7.Sürtünme Elemanları**

Sürtünme Elemanları, makine parçalarının temaslarından oluşan mekanik enerjiyi ısıya çevirirler. Isı enerjisi emilir ya da iletilerek o bölgeden uzaklaştırılır.

Metal esaslı sürtünme elemanları ağır hizmet uygulamalarında kullanılır: Uçak, tank. iş makineleri ve büyük preslerin frenleri ve debriyaj balataları gibi.

Isıyı iletici toz olarak bakır ve kalay, sürtünme sağlayıcı toz olarak silikon karbür ya da alümina kullanılır. Ayrıca. sürtünme katsayısını istenen değerde ayarlamak için kurşun, çinko ve grafit tozları eklenir.

#### **3.7.9.8.Elektrik ve Magnetik Uygulamalar**

Bu grubun içerisine direnç kaynağı elektrodları, tungsten ve molibden filamanlar, elektrik kontak malzemeleri, metal- grafit fırçalar, süper - iletkenler ve çeşitli mıknatıslar girmektedir.

Oksit yayılma - sertleştirilmiş bakır direnç kaynağı elektrodları, normal elektrodların 65 katına kadar uzun ömür göstermektedir. Çeşitli gümüş alaşımları her türlü elektrik kontaklarında kullanılmaktadır. En sık olarak % 85 Ag - % 15 Ni alaşımıdır.

Metal -grafit karışımı fırçalar elektrik motorlarının can damarlarıdır. Metal miktarı % 20 ile % 99 arasında değişebilir. Metal olarak bakır yada gümüş kullanılmaktadır.

Tungsten ampul filamanlarının tek üretim yolu T/M teknikleridir. Yapıya toryum oksit ve potasyum tozlarının tane büyümesini engellediğinden filaman ömrünü uzatmaktadır.

Süper - iletkenler son birkaç yılın en çok ilgi çeken araştırma konusudur. Süper-iletkenlik enerji tasarrufu için ideal olarak görülmektedir. 1954 yılında Nb<sub>3</sub> Sn metallerarası bileşikte süper - iletkenliğin keşfedilmesinden beri bu alanda çok mesafe alınmıştır. Her ay içerisinde geçmiş beş-on yıldır yapılan ilerlemelerden daha fazlası yapılmaktadır.

T/M teknikleri yumuşak magnetik malzemelerin ve daimi mıknatısların üretiminde büyük ekonomi sağlamaktadır. Tozdan son şekle hiçbir talaşlı imalat gerekmeden geçilebilmektedir. Kutup parçaları, röle göbekleri ve bilgisayar yazıcıları gibi yumuşak magnetik malzemeler demir, demir-silikon, demir-fosfor ve demir-nikel alaşımları tozlarından üretilmektedir. Bunların magnetik özellikleri yeterli olmadığı zaman daha üstün olan Ni- Fe-Mo ve Ni- Fe alaşımları kullanılabilir.

Alnico olarak isimlendirilen Al- Ni- Co esaslı daimi mıknatıslar çoğunlukla dökümle üretilmektedir. Ancak bu mıknatısların küçükleri ve samaryum eklenmiş daimi mıknatıslar T/M teknikleriyle üretilmektedir. Tozlar şekillendirilmeden önce magnetik olarak yönlendirme işlemine tabi tutulurlar. Samaryumlu daimi mıknatısların Koersit kuvvet ve maksimum enerji terimleri çok yüksektir.

### **3.7.10.Diğer Uygulamalar**

Çeşitli metalik boyalar ve yaldızların üretiminde metal pulları kullanılmaktadır. Yaldız teknolojisi, altın pulunun süslemelerde kullanılmasıyla geçmiş yüzyıllarda başlamıştır. Bugün altın renkli bronz pullar daha ucuz olduklarından bu amaçla kullanılmaktadır. Halen bronz, bakır, alüminyum, nikel, çinko, gümüş ve paslanmaz çelik pulları çeşitli metalik boyaların esasını oluşturmaktadır.

Çeşitli ferro- alaşımlar ve metal tozları kaynak elektrodu örtüsünde kullanılmaktadır. Krom, bor, manganez, silikon ve vanadyumun ferro- alaşımlarının ve nikel, manganez ve krom ve demir metallerinin tozları elektrod örtüsünde kullanılmaktadır. Bu amaçla kullanılan demir tozunun tüketiminin % 10'una varmaktadır.

Dış dolgu amalgamlarının önemli bileşeni gümüş esaslı metal tozlarıdır. Gümüş tozları % 65'den fazla, % 30'a kadar kalay ve % 30' kadar bakır olan alaşımdan talaş kaldırma ya da atomizasyonla toz üretilir. Toz, sıvı civa ile karıştırıldığında gümüş ve kalay civa içinde çözülür. Ancak, çözünürlük sınırlı olduğundan tekrar çökelme ile metaller arası bileşik

oluşturarak ayrışır. Sonuçta yapı reaksiyona girmemiş toz ve gümüş - civa metallerarası bileşiklerden oluşan bir bileşik malzeme haline gelir.

Sert yüzey kaplamalarda aşınmaya dayanıklı alaşımların tozları kullanılmaktadır. Bu kaplamalar alaşım tellerinden de yapılabilir. Ancak, toz kullanılması yapıyı daha homojen yapmaktadır. Ayrıca, tozun ergitilmesi daha kolay olduğundan ana yapı aşırı ısıya maruz kalmamış olur. Bu amaçla en çok kobalt ve nikel esaslı alaşımların tozları kullanılmaktadır.

## 4.SÜRTÜNME VE AŞINMA

Temas halinde olan malzemelerin sürtünmesi ve bunun sonucu meydana gelen aşınma özellikleri; makine elemanlarının ve dizaynlarının en önemli problemlerinden biridir. Çünkü temas eden yüzeylerde, sürtünme kuvvetleri güç kaybına, aşınma ise işleme toleranslarının kötüleşmesine sebep olmaktadır.

### 4.1. Sürtünme

Sürtünme, bir katı cismin, kendisiyle temasta olan başka bir katı cismin bağıl hareketine göstermiş olduğu dirençtir. Hareket doğrultusunda ve zıt yönde olan bu dirence sürtünme kuvveti denir. Temasta olan katı cisimlerden birinin diğeri üzerinde kayma hareketine başlaması için gerekli olan kuvvete statik sürtünme kuvveti, kayma hareketini devam ettirmek için gerekli kuvvete de kinetik (dinamik) sürtünme kuvveti denir.

Dinamik sürtünme kuvveti, statik sürtünme kuvvetinden daha küçüktür. Sürtünme de, temas eden yüzeyler arasındaki hareket kayma ve yuvarlanma yada bu iki hareketin bileşimi şeklindedir[33].

İki temel sürtünme kanunu vardır. Birinci kanunda; Sürtünme kuvvetini sürtünen yüzeyler arasındaki temas alanından bağımsız olduğu, ikinci kanunda ise sürtünme kuvvetinin, sürtünen cisimlere gelen normal kuvvetle orantılı olduğu belirtilmiştir[34].

İkinci kanuna göre sürtünme katsayısı tanımı yapılabilir. Buna göre; Sürtünme kuvveti normal kuvvetle orantılıdır.

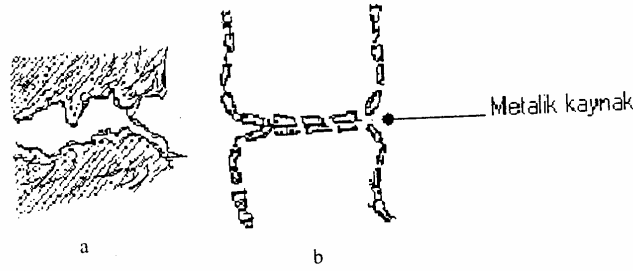
$$F_{\text{sür}} \propto F_{\text{nor}}$$

$$F_{\text{sür}} \propto \mu F_{\text{nor}}$$

Sürtünme katsayısı  $\mu$ , sürtünmeyi karakterize eden, önemli bir faktördür. Statik durumda statik, dinamik durumda ise dinamik sürtünme katsayısı olarak tanımlanır. Statik sürtünme katsayısı, dinamik sürtünme katsayısından biraz daha büyüktür. Deneyler göstermiştir ki; dinamik sürtünme katsayısı kayma hızına bağlıdır. Hızın artması halinde azda olsa değerinde bir düşme görülür[33]. Statik sürtünme katsayısı temas süresine bağlıdır. Temas süresini artmasıyla, sürtünme katsayısı da artar.

Yüzeyler arasına bir yağlayıcı madde konulduğu takdirde sürtünmenin azaldığı bilinmektedir. Yağlayıcı madde, malzeme yüzeyi üzerinde adhezyon kuvveti nedeniyle bir film teşkil ederek, metalik teması kısmen veya tamamen önler. Eğer yüzeyler tamamen metalik temastan ayrılmış ise buna sıvı sürtünmesi, kısmen ayrılmış ise bu durumda da yarı sıvı sürtünmesi denir.

Yük tatbik edilmeden önce yüzeylerdeki bu tabakalar arasında bir bağlantı oluşur. Yüklemeden sonra tabakaların bir kısmı kopar ve temas alanında metal kayması meydana gelir.



**Şekil 4.1.** Metal-metal temasında adhezyon ve kopma bölgeleri[35].

Sürtünme kuvveti ve sürtünme katsayısı ile ilgili bağıntılardan aşağıdaki sonuçlar çıkarılabilir;

1. Sürtünme katsayısı, metalik kaynak bağı teşkil etmiş temas noktalarının kayma mukavemeti; ( $\tau_k O$ ). tabakanın kopma mukavemeti ( $\tau_k O$ ) ve bağlantının kayma mukavemetine ( $\tau_k O$ ) bağlıdır.

2. Temas noktalarının kayma mukavemeti, temastaki malzemenin cinsine bağlıdır. Birbirleriyle kolayca alaşım yapan malzemeler arasında kuvvetli bağlar oluşur. Demir-karbon ve demir-nikel gibi birbiri üzerinde kayan malzemelerden, biri sert diğeri yumuşak olduğu takdirde; yumuşak malzeme diğeri malzemeyi kendi parçacıklarından oluşan ince bir tabaka ile kaplar ve bu şekilde iki yumuşak malzeme birbiri üzerinde kaymış olur. Yumuşak malzeme bir yağlayıcı malzeme gibi rol oynar. Bu durumda sürtünme katsayısı düşer. Bilindiği gibi birbirleriyle kolayca alaşım yapan malzemeler arasında kuvvetli kaynak bağları olmamasına özen gösterilmesi gerekir.

Yapılan araştırmalar, hegzagonal kafesli metallerin ( $\tau_k O$ ) sürtünme katsayılarının daha düşük olduğunu, kübik hacim ve yüzey merkezli kafes sistemine sahip metallerin sürtünme katsayılarını ise daha büyük olduğunu göstermiştir [36].

## 4.2. Aşınma

Günümüzde yaygın olarak kullanılan tribolojik sistemlerde korozyon ve yorulma sorunlarıyla birlikte görülen üçüncü bir problemde aşınmadır.

Aşınma olayını açıklayan birçok tanım yapılmıştır. Bunlardan kabul görmüş tarifler şunlardır:

“Malzeme yüzeylerinin, daha çok mekanik zorlanmalar nedeni ile bazı hallerde kimyasal tesirlerle küçük parçacıkların ayrılması sonucu ortaya çıkan değişmesidir.” [95].

“Birbirlerine göre hareket halinde olan yüzeylerden birinde veya ikisinde ortaya çıkan malzeme kaybıdır.” [96].

“Malzeme yüzeylerine gaz, sıvı ve katıların etkisi neticesinde malzeme yüzeyinde mikro taneciklerin kopması sonucu meydana gelen yüzey bozulmasıdır” [97].

DIN 50320 standardına göre aşınma tanımı şöyledir;

“Aşınma, teknik anlamda cisimlerin yüzeylerinde, mekanik bir sebep veya mekanik bir enerji verilmesi sonucu ufak parçacıkların kopup ayrılması ile istenmeyen bir değişikliğin meydana gelmesidir.”

Yukarıda verilen tüm bu tariflerden anlaşıldığı gibi, malzemelerde meydana gelen yıpranma olayının aşınma sayılabilmesi için aşağıda belirtilen şartların sağlanması gerekir.

- Sürtünmenin olması (izafi hareket),
- Mekanik bir etkinin olması,
- Hareketin yavaş fakat sürekli olması,
- Malzemenin yüzeyinde değişiklik meydana getirmesi,
- Olayın istek dışı gerçekleşmesi.

Yıpranan bir malzemede belirtilen bu şartlardan birinin görülmemesi halinde olay aşınma olarak tarif edilemez. Örneğin korozyon, diğer bütün şartları sağlamasına rağmen sürtünme ve mekanik hareket olmaksızın meydana gelmektedir.

Talaşlı şekillendirme işlemleri (eğeleme, frezeleme vb) veya aşınma esasına dayanarak yaptığımız işlemler (taşlama, raybalama vb) malzeme üzerinde isteyerek yapılan değişiklikler olduğundan aşınma kapsamı dışındadır.

Haddeleme veya dövme esnasında malzeme yüzeyinde ince tabakalar halinde parça kopmaları gerçekleşir, fakat bu işlem “yavaş” gerçekleşmez ve yapılan işlem malzemeye isteyerek uygulandığı için aşınma sayılmaz.

#### 4.3. Aşınma Sisteminin Temel Unsurları

Bir aşınma sisteminin temel unsurları şunlardır:

**a) Esas malzeme (aşınan), Temel sürtünme elamanı:** Fiziksel ve kimyasal özellikleri, yüzey yapısı, şekli tamamen belirlenmiş ve aşınma özelliği ile incelenen katı cisimdir.

**b) Karşı malzeme (Aşındıran):** Bu eleman temel sürtünme elemanı ile birlikte bir aşınma çiftini oluşturmaktadır. Aşındıran eleman gaz veya sıvı bir ortam veya katı bir cisim olabilir.

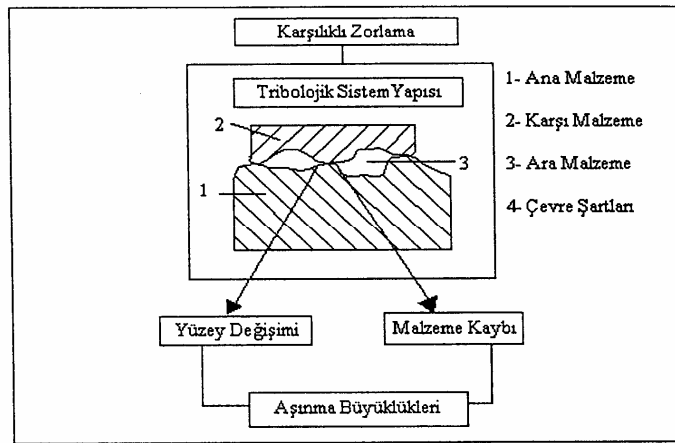
**c) Ara malzeme:** Aşınan eleman ile aşındıran eleman arasında bulunan maddedir. Ara malzeme; katı (sert, taneli), sıvı, gaz, buhar veya karışım şeklinde bulunan maddedir. Bu ara

malzemeye, yüzeyler arasına herhangi bir nedenle girmiş kum taneler örnek olabileceği gibi, aşınma esnasında kopan parçacıklarda örnek olarak verilebilir.

**d)Yük:** Aşınma çiftlerinin temas alanını etkileyen önemli bir faktördür. Temas alanının artması yük miktarına bağlı olduğu gibi malzemelerin özelliği ve geometrilerine de bağlıdır. Etki eden kuvvetin büyüklüğü türü (statik, dinamik , darbeli veya titreşimli olup olmadığı) doğrultusu ve zamana göre değişimi yüklemenin şiddetini belirleyen etmenleri oluşturur.

**e) Hareket:** Tribolojik sistem içindeki esas ve karşı elemanların birbirine göre yaptığı izafi harekettir. Bu hareket; kayma, yuvarlama, kaymalı yuvarlanma ve çarpma şeklinde olabilir. Ayrıca hareketin türü yanında yönü ve kat ettiği yolda aşınma miktarına etki eder.

**f) Çevre:** Vakumsuz bir ortamda gerçekleşen olayda sıcaklık, nem ve atmosfer aşınma üzerinde etkisi olan çevre etkenleridir.



Şekil 4.2. Tribolojik sistemin şematik gösterimi

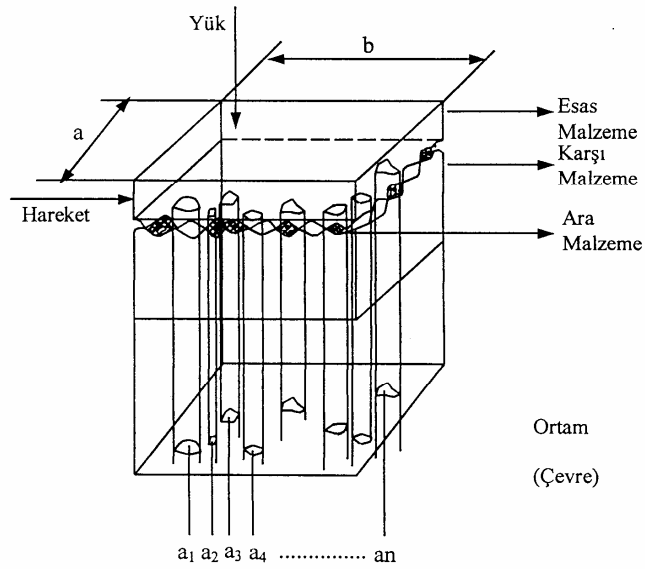
Bütün bu unsurların oluşturduğu sistem, teknikte “Tribolojik Sistem” diye adlandırılır. Triboloji: Sürtünme, yağlama ve aşınma kavramlarını kapsar.

Tribolojik sistem ise; “karşılıklı etkileyen elemanlardan esas cisim, karşı cisim ve ara madde, hız, termal şartlar ve yükün kombine etkisiyle neticelenen aşınmayı inceler.”

İzafi hareket ve yükleme değişkenleri sistemi etkileyen en önemli giriş büyüklüklerini meydana getirirler. Bunların etkisiyle yapıda bazı değişimler meydana gelirken, sürtünme ve aşınma ile gerçekleşen kayıplar ortaya çıkar. Bu durum arasındaki ilişki Tablo 4.1.’de görülmektedir.

**Tablo 4.1.** Yükleme ve Hareket Değişikliklerinin Sistemi Etkilemesi .

| Başlangıç (Giriş)<br>Büyüklikleri | Tribolojik Olay Sırasında Değişen Faktörler |                                                         | Sonuç Büyüklikleri |
|-----------------------------------|---------------------------------------------|---------------------------------------------------------|--------------------|
| Sürtünme elemanlarının yapısı     | Yüzey Pürüzlülüğü Değişimi                  | Yapı Değişimi                                           | Sürtünme Kuvveti   |
| Yükleme                           | Ara Maddesi                                 | Fiziksel Kimyasal Özellikler (Mukavemet, iç gerilmeler) | Aşınma Miktarı     |
| Hareket                           | Sıcaklık Değişimi                           | -                                                       | -                  |



**Şekil 4.3.** Sürtünen iki cisimde aşınmanın temel unsurları [98].

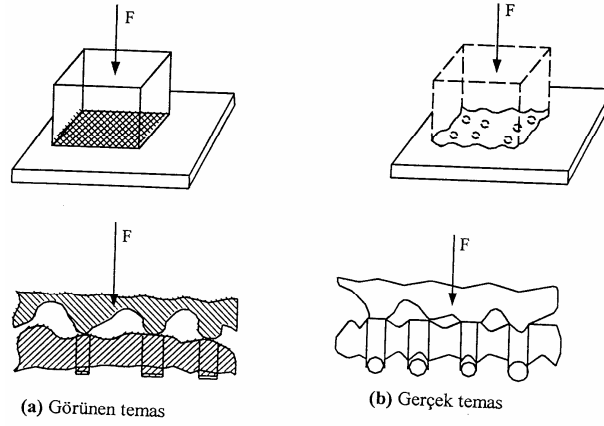
Diğer bir tribolojik sistemin standartlara uygun şematik olarak gösterimi Şekil 4.3' de gösterilmektedir. Birbiriyle temas eden iki cismin gerçek temas yüzeyi, görülen temas yüzeyinden küçüktür. Çünkü temas yüzeyleri ne kadar düzgün işlenirse işlensin yüzeyde mutlaka pürüz dediğimiz çıkıntıların bulunduğu bir gerçektir. Pürüzlerin arasındaki girintiler ise temas alanı dışında kalır. Şekil 4.3'ten de görüldüğü gibi, görünen temas alanı,

$$S = exb \text{ (birimkare) iken ;}$$

Birim temas yüzeyi, pürüzlerin temas yüzeylerinin toplamıdır. Gerçek temas alanı;

$$S_g = a_1 + a_2 + a_3 + ..... a_n \text{ şeklindedir.}$$

Buradan da anlaşılaacağı üzere görünen (geometrik) temas alanı (S), gerçek temas alanından (S<sub>g</sub>) daima büyüktür (S > S<sub>g</sub>) (Şekil 4.3.) [98].



**Şekil 4.4.** Temas alanları [98].

#### **4.4. Aşınmayı Etkileyen Faktörler**

Aşınmayı etkileyen faktörler birçok farklı şekilde sınıflandırılmaktadır. Bu faktörler, aşağıda dört grup halinde verilmiştir.

##### **1- Ana malzemeye bağlı faktörler**

- Malzemenin kristal yapısı
- Malzemenin sertliği
- Elastisite modülü
- Deformasyon davranışı
- Yüzey pürüzlülüğü
- Malzemenin boyutu

##### **2- Karşı malzemeye bağlı faktörler ve aşındırıcının etkisi**

##### **3- Ortamın etkisi**

- Sıcaklık
- Nem
- Atmosfer

##### **4- Servis koşulları**

- Basınç
- Hız
- Kayma yolu.

#### **4.4.1. Ana Malzemeye Bağlı Faktörler**

##### **4.4.1.1. Malzemenin Kristal Yapısı**

Malzemelerin kristal yapılarının aşınma direncine etkisinin araştırılmasıyla, sıkı paket yapıya sahip malzemenin aşınma direncinin, diğer kristal yapılara göre daha büyük olduğu gözlenmiştir[99]. Buna örnek olarak kobalt gösterilebilir. Ergime sıcaklığı 1495 °C olan saf kobaltın yüksek sıcaklıklarda yüzey merkezli kübik ( YMK ) ve düşük sıcaklıklarda sıkı paket hegzagonal ( SPH ) olmak üzere iki allotropu mevcuttur. Saf kobaltta YMK-» HSP ( $\alpha \rightarrow \epsilon$ ) dönüşümü 417 °C'de olmaktadır ve Co 417°C'de YMK yapıya dönüştüğünde aşınma direnci düşer ve oda sıcaklığında HSP yapıdayken ise aşınma direnci artar.

##### **4.4.1.2. Malzemenin Sertliği**

Aşınma direncini etkileyen faktörlerin başında gelen sertlik ile aşınma direnci arasındaki ilişki bir düzeye kadar doğrusal değişim gösterir. Yani sertliğin artmasıyla aşınma direnci de artar. Ancak belli bir değerden sonra sertlik, aşınmaya karşı yeterli direnci sağlamayabilir [100].

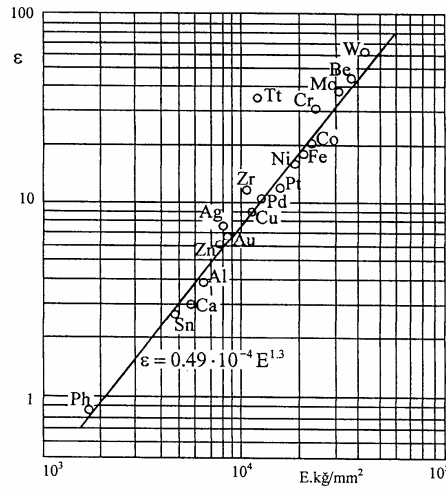
Malzemenin sertliği ile ana malzemeye katılan alaşım elementlerinin cins ve miktarı arasında sıkı bir ilişki vardır. Genelde alaşım elementleri malzemelerinin mukavemetini ve sertliğini artırır[101].

##### **4.4.1.3. Elastiklik Modülü**

Elastiklik modülü veya akma sınırı yüksek olan malzemelerde gerçek temas alanı azalmaktadır. Bu durumda yüzeye etki eden yük, sadece pürüzlerin olduğu noktalardan desteklenir ve yüzey alanının küçük bir kısmı yükü taşır. Uygulanan yükü sabit olarak kabul edersek pürüzlere gelen yük daha fazla olacağından, deformasyonla birlikte kaynak bağları oluşumu artacaktır. İzafi hareketin etkisiyle oluşan kaynak bağlarının kopmasıyla aşınma artacaktır.

Khruchov ve Babichev'in yaptıkları araştırmalarla, saf metaller için aşınma direncinin elastiklik modülüne bağlı olduğunu, fakat bu ilginin ısıtılmış çelikler için geçerli olmadığını ileri sürmüşlerdir.

Özet olarak malzemelerin elastiklik modülleri ile aşınma dirençleri arasında bir ilişki vardır ve bu ilişki, malzemenin elastiklik özelliğiyle açıklanabilir [102].



**Şekil 4.5.** Teknik saf malzemeler için Elastisite modülü - bağıl aşınma direnci arasındaki ilişki [102].

#### 4.4.1.4. Deformasyon Davranışı

Soğuk şekil değiştirme işlemi sertliği etkilediği için aşınma direncini değiştirmektedir.

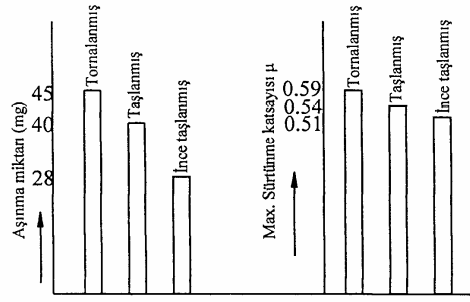
Malzemenin mekanik özellikleri soğuk deformasyonla geliştirilebildiği gibi, aşınma direnci de soğuk şekil değiştirme ile sertleştirilmiş malzemelerde hissedilir derece gelişmektedir.

Soğuk şekillendirme sırasında malzeme yapısında meydana gelen pekleşme malzemenin mekanik özelliklerini etkilemektedir.

Aşınma sırasında verilen enerjinin bir kısmı sürekli olarak soğuk deformasyon meydana getirerek malzeme yüzeyinin pekleşmesine sebep olacaktır. Eğer hakiki yüzey basıncı ve şekil değiştirme mukavemeti arasında böyle bir denge söz konusu olursa aşınma azalacak bir müddet sonra sabit olarak devam edecektir [102].

#### 4.4.1.5. Yüzey Pürüzlülüğü

Yüzey pürüzlerinin büyüklüğü veya küçüklüğü yani yüzeyin pürüzlülük derecesi, temas davranışını etkileyeceğinden aşınma ve sürtünme olayını etkileyen en önemli faktörlerden biridir. Yüzeylerin kaba işlenmiş olması gerçek temas alanını azaltacağından yüzeyde tek bir pürüze gelen yükün artmasına ve dolayısıyla aşınmanın artmasına sebep olur.



**Şekil 4.6.** Yüzey pürüzlülüğünün aşınma ve sürtünme katsayısına etkisi.

#### 4.4.1.6. Malzemenin Gördüğü Isıl İşlem

Malzemelere belli özellikler kazandırmak amacıyla ısıtma işlemi uygulanır. Bu özelliklerden biride sertliktir. Sertleştirme, çelikte iç yapının değişmesiyle meydana gelir. Artan sertlikle aşınma direncinin de arttığı bilinmektedir, sertliğin artmasıyla tokluk gibi bazı özelliklerde kötüleşme izlenir, bu özelliğin kısmen geri kazanılması ve iç gerilmelerin sebep olduğu kötü neticelerden korunmak için sertleştirilen çelik, özellikle içerdiği karbon yüzdesine göre tavlama tabii tutulur.

Öktem, Uzunali ve Çapan, yaptıkları deneysel çalışmada 2024 alüminyum alaşımında ısıtma işleminin aşınmaya etkisini incelemişlerdir.

**Tablo 4.2.** Farklı ısıtma işlem görmüş 2024 alüminyum alaşımının aşınma sonuçları

| Isıtma işlemi                                                                                                                                 | Sertlik HV | Aşınma Hacmi $\text{mm}^3 \times 10^{-3}$ | Aşınma Hızı $\text{mm}^3/\text{mm}^2 \times 10^{-3}$ | Aşınma Derinliği Hm |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------|-------------------------------------------|------------------------------------------------------|---------------------|
| 550°C'de 2 saat bekletilip tuzlu-buzlu suda soğutuldu oda sıcaklığında yaşlandırma yapıldı                                                    | 42.4       | 37.8                                      | 4.01                                                 | 12.8                |
| 550°C'de 2 saat bekletilip tuzlu-buzlu suda soğutuldu silikon yağ içinde ve 190°C'de yapay yaşlandırma                                        | 39.4       | 31.2                                      | 3.32                                                 | 11.3                |
| 550°C'de 2 saat bekletilip tuzlu-buzlu suda soğutuldu silikon yağ içinde ve 190°C'de yapay yaşlandırma %20 redüksiyon oranlarında haddelenmiş | 70         | 27.4                                      | 2.91                                                 | 10.5                |
| 550°C'de 2 saat bekletilip tuzlu-buzlu suda soğutuldu silikon yağ içinde ve 190°C'de yapay yaşlandırma %40 redüksiyon oranlarında haddelenmiş | 73         | 36.0                                      | 3.82                                                 | 12.2                |
| 550°C'de 2 saat bekletilip tuzlu-buzlu suda soğutuldu silikon yağ içinde ve 190°C'de yapay yaşlandırma %60 redüksiyon oranlarında haddelenmiş | 103        | 28.8                                      | 3.05                                                 | 10.7                |

Görüldüğü gibi yapılan ısıtma işlemi ve haddelenmeden dolayı oluşan yüksek şekil değiştirme bölgelerinden dolayı aşınma direnci artmıştır [103]

Aşınma direncini arttırmak için, soğuk deformasyonla sertleştirme, çeşitli sert metallere yüzey kaplama, difüzyon yoluyla yüzey sertleştirme gibi uygulanan işlemler yanında sadece sertliğe bağlı olmayan aşınma direncinin artırılması, ısı işlemleriyle daha ucuz ve basit bir işlem haline dönüştürülebilir. Çünkü aşınma direnci sadece sertlik artışıyla sağlanacak bir büyüklük değildir. Aşınma davranışı, malzeme sürtünme bölgesinin mevcut fazlarına, kristallerin büyüklük ve şekil dağılımına, kristal yönelmelerine, kafes deformasyon derecelerine ve sürtünen malzemeye ait diğer karakteristiklerin bütününe bağlıdır. Bu karakteristik özellikler ise ısı işlemleriyle büyük ölçüde değiştirilebilir.

#### 4.4.1.7. Malzemenin Şekli ve Boyutları

Numune boyutları, temas alanını etkilediğinden aşınmayı da etkiler. Temas yüzeyinin aşınma şekli, eş çalışan elemanların geometrik şekline, hareket tarzına ve basınç uygulamasına bağlıdır ve bu faktörlerde aşınma direncini etkiler.

#### 4.4.2. Karşı Malzemeye Bağlı Faktörler ve Aşındırıcı Etkisi

Laboratuvar deney ortamlarında çok çeşitli aşındırıcılar kullanılır. Aşındırıcı tanenin ; boyutu, sertliği ve şekli aşınma hızında önemli derecede rol oynar. Tablo 4.3'de bazı aşındırıcılar ve bunları sertlik değerleri verilmektedir.

**Tablo 4.3.** Bazı aşındırıcılar ve bunları sertlik değerleri.

| Aşındırıcı Cinsi | Mikro Sertlik ( kg/mm <sup>2</sup> ) | Dayanabildiği Sıcaklık( °C) |
|------------------|--------------------------------------|-----------------------------|
| Elmas            | 10.000                               | 700-800                     |
| Bor karbürü      | 3700-3.1.2.000                       | 700-800                     |
| Silisyum karbür  | 2300-2600                            | 1300-1400                   |
| Alüminyum oksit  | 2000-2300                            | 1700-1800                   |

Alüminyum oksit (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) aşındırıcı taneleri sert ve köşelidir. Silisyum karbür (SiC) aşındırıcı taneleri ise daha sert ve köşeli olmalarına rağmen, alüminyum oksit aşındırıcılarına göre kırılğındırlar. Yüksek sıcaklıklarda bazı Alümina ve Silisyum karbür aşındırıcıların sürtünme katsayıları incelmış, neticede silisyum karbürün sürtünme katsayısı sıcaklığın yükselmesiyle azaldığı bulunmuştur.

Yüzeyler arasında sürtünme söz konusu olduğuna göre sürtünme kuvvetinin bir kısmı sistemde sıcaklık olarak ortaya çıkacaktır. Özellikle sistemde kuru bir sürtünme mevcut ise ortaya çıkan ısının boyutları oldukça yüksek olmakta, hatta bazı malzemelerde mikro yapı

değişikliklerine bile neden olmaktadır. Co - Co çiftinin sıcaklığa bağlı olarak, belli bir sıcaklıktan sonra değişik mikro yapıya sahip olması sıcaklığın aşınması üzerindeki etkisi karakterize etmesi bakımından ilgi çekicidir [100].

#### **4.4.3. Ortam Etkisi**

##### **4.4.3.1. Sıcaklık**

Hafif aşınma bölgesinde artan sıcaklık yüzeyin sertliğini düşürdüğü, plastik deformasyonu kolaylaştırdığı ve oksidasyona yol açtığı için aşınma miktarını artırmaktadır. Şiddetli aşınmada ise çevre sıcaklığının aşınmaya katkısı, yüzeyin özelliğini iyileştirdiği için olumlu yönde olmaktadır [103].

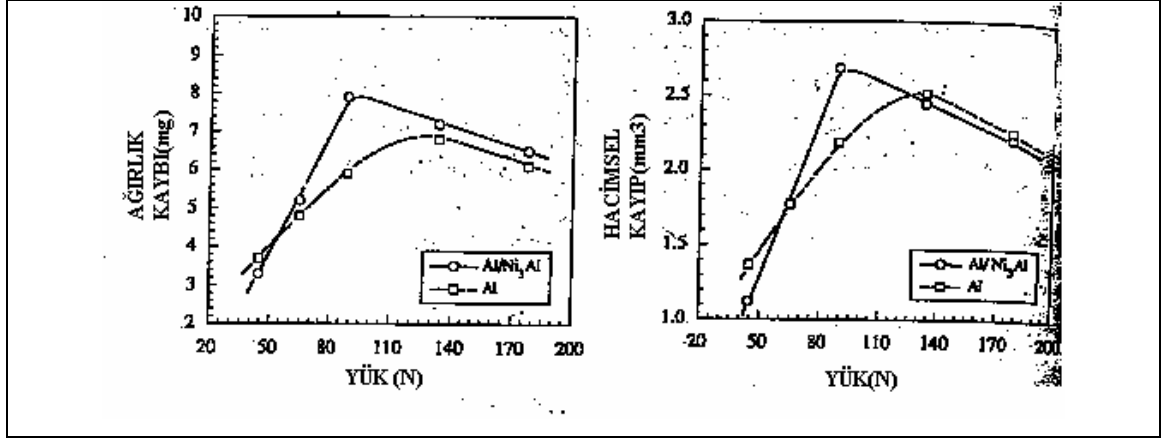
##### **4.4.3.2. Atmosfer ve Nem**

Atmosferde bulunan oksijen yüzeyde koruyucu oksit tabakası oluşturur. Ortam olarak soy gaz ( argon vb. ) kullanıldığı takdirde oksit oranı azalacaktır. Bu oksit tabakasının yüzeyden koparılmasıyla metal teması oluşur ve parça adhezyona uğrar. Aynı zamanda atmosferdeki bağıl nem oranı da aşınmayı etkilemektedir. Bağıl nem oranı arttıkça sürtünme katsayısı azalmakta, dolayısıyla aşınma miktarı düşmektedir.

#### **4.4.4. İşlemeye Bağlı Faktörler**

##### **4.4.4.1. Yük (Basınç)**

Tribolojik sistem içerisinde yükün artmasıyla temas alanı da artacaktır, dolayısıyla yüzeylerdeki sürtünmenin artmasıyla aşınmada artacaktır. Etkileşen çiftler üzerine gelen, yükün cinsi aşınma oranını değişik şekillerde etkiler. Statik yükler, yüzeye sabit bir etki yaparken dinamik yükler daha değişik bir etkide bulunurlar. Yataklarda ve çoğu mekanik elemanlarda kullanılan bakır alaşımları-çelik çifti, dinamik yüke maruzdur, dinamik yükün titreşim genliğinin artması ile aşınma azalmaktadır.

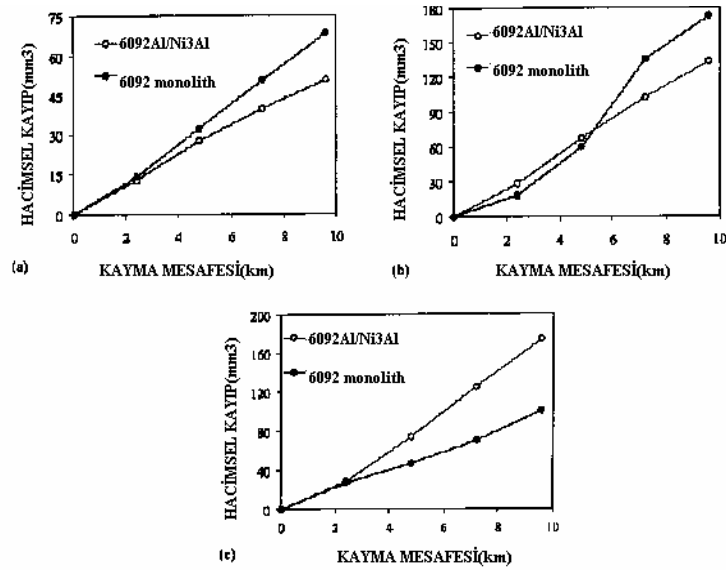


Şekil 4.7. Takviyesiz Al ve %3.1.2.Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al alaşımının ; (a) ağırlık kaybı – uygulanan yük (b) hacimsel kayıp-uygulanan yük ilişkisi [8].

#### 4.4.4.2. Kayma ve Kayma Mesafesi

Yağlamalı ve yağlamasız şartlarda aşınma hacmi, kayma mesafesiyle orantılıdır. Kayma mesafesi arttıkça aşınmada artar. Bütün hacimsel aşınma eşitliklerinde kayma yolu, aşınma ile orantılı olarak ifade edilmiştir.

Y. Wang ve meslektaşlarının yaptıkları çalışmada 6092 Al alaşımına %15 oranında Ni<sub>3</sub>Al ilave etmiş ve T/M yöntemiyle üretmişlerdir. Sonrada bu numunelerin farklı yüklerde , farklı kayma mesafelerinde aşınma oranını incelemişlerdir. Sonuçta şekil 4.8 de gösterildiği gibi farklı yüklerde kayma mesafesi arttıkça malzemenin hacimsel kaybının arttığını ispatlamışlardır.



Şekil 4.8. Farklı yüklerde kayma mesafesi ile hacimsel kaybın ilişkisi;(a) 42N, (b) 91N,(c)140N[12].

#### 4.5. Aşınma Direncine Matrisin Etkisi

Matrisin tarafında yeteri desteğin sağlanmasıyla abrasiv aşınma sırasında karbürlerin dökülmesi önleildiği söylenebilir. Çoğu durumlarda bilhassa ağır abrasiv aşınma şartları altında çatlaklar önce karbür/matris ara yüzeyindeki yüksek gerilme konsantrasyonlarından dolayı bu bölgelerde başlamaktadır. Daha iyi abrasiv aşınma direncinin matris fazının artan mikro sertliği ile elde edilebileceği düşünülebilir. Her ne kadar sert ve saf metallerdeki sertlik ve aşınma direnci arasındaki ilişki doğrusal olsa da, çok bileşenli alaşımlar için hiçbir basit kural bulunmamaktadır. Abrasiv aşınmada ise aşınmış yüzeylerde deformasyon sertleşmesiyle aşınmış yüzeyin sertliğini arttıracak ve aşınma direncini aşınan yüzeyin sertliği ile daha iyi belirlenecektir. Matris mukavemeti katı eriyik sertleşmesi ile de artırılabilir. Bazı araştırmacılar yüksek mukavemetli matrisin, karbürlere daha iyi bir destek sağlayabileceğini ve ince partiküllerin daha erken dökülmesini önleyebileceğini ileri sürmektedir [104].

#### 4.6. Aşınma Çeşitleri

Aşınma olayına etki eden faktörlerin değişik kombinasyonları değişik aşınma tiplerine sebep olmaktadır. Aşınma şiddetli ve hafif olabileceği gibi, parçanın maruz kaldığı etkilere göre mekanik, kimyasal ve termal olarak da sınıflandırılabilir. Yani aşınma çifti arasındaki hareket aşınma cinsini belirler ki bunlara kayma, yuvarlanma, püskürtme, çarpma, yıkama aşınması gibi örnekler verilebilir. Aşınma sırasında bunların büyüklüğü, süresi (zaman ve kayma mesafesi olarak) hız ile de yüzeydeki sıcaklık değişimi saptanır. Bu nedenle aşınma mekanizmalarına göre aşınma türleri şu şekilde sınıflandırılabilir.

- 1-Adhesiv aşınma
- 2-Abrasiv aşınma
  - a)Oymalı sürtünme aşınması
  - b)Öğütmeli sürtünme aşınması
  - c)Erozif aşınma
- 3-Yorulma aşınması
- 4- Koroziif aşınma
- 5- Kazımalı aşınma
- 6-Ablativ aşınma
- 7-Termal aşınma

Tablo 4.4’de bir tribolojik sistem içerisinde bu aşınma mekanizmalarından bir veya birden çoğunun görülebilmesi mümkündür.

**Tablo 4.4.** Aşınma Şekilleri ve Mekanizmaları

| İzafi Hareketin Tribolojik Sistemi |                                                                                                 |                                                                | Aşınma Mekanizmaları                           |          |          |                    |                      |         | Yüzeyin<br>Girişimliliği             |
|------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------|------------------------------------------------|----------|----------|--------------------|----------------------|---------|--------------------------------------|
| Adı                                | Şekli                                                                                           | Sürtünme<br>Elemanları                                         | Ara madde                                      | Adhezyon | Abrazyon | Yüzey<br>Yorulması | Tribin<br>Oksidasyon | Ablativ |                                      |
| Kayma                              |                | Kıt/Kıt                                                        | Y<br>A<br>G<br>L<br>A<br>M<br>A<br>S<br>I<br>Z | +        | +        | +                  | +                    | +       | Plastik<br>Deformasyon<br>ve Yanma   |
| İ aneli<br>Kayma                   |                |                                                                |                                                | +        | +        | +                  | +                    | +       | Yarıklı Uyum<br>Çizgi                |
| Yuvar-<br>lanma                    |                |                                                                |                                                | +        | +        | +                  | +                    | +       | Soyulma                              |
| Kıymalı<br>Yuvar-<br>lanma         |                |                                                                |                                                | +        | +        | +                  | +                    | +       | Plastik<br>Deformasyon<br>ve Yanma   |
| Çarpma                             |                |                                                                |                                                | +        | +        | +                  | +                    | +       | Plastik<br>Deformasyon<br>ve Kırılma |
| Titreşim<br>Salınım                |                | İzafi Hareketlerin ve Aşınma Mekanizmalarının Kombine Etkileri |                                                |          |          |                    |                      |         |                                      |
| Hidro<br>Aşınma                    | <br>Akış Kavıt | Kıt/Sıvı                                                       | Parçacıklı<br>veya Par-<br>çacık-sız           | -        | +        | +                  | +                    | -       | Yüzeyde<br>Dalgalılık                |

#### 4.6.1. Adhesiv Aşınma

Yapışma, kaynaklaşma ve yanma aşınması olarak ta bilinen adhesiv aşınma, birbiri üzerinde hareket eden ve kayma sürtünmesi yapan metal-metal çiftinde meydana gelen kaynak bağlarının kırılması suretiyle meydana gelir. Yani birbiri ile temas halinde ve bağlı harekete sahip parçalardan birinden diğerine malzeme transferidir.

Birbiri üzerinde kayan, çok küçük yüzeylerdeki gerilmeler küçük yüklemelerde dahi akma gerilmesi sınırına erişirler ve geçerler. Böylece bu yüzeyler arasında yapışma kuvveti ortaya çıkar.

Bu kuvvetin meydana gelebilmesi için malzemelerin moleküllerini birbirine yaklaştırmak gerekir, zaten temas halindeki yüzeyler pürüzler vasıtasıyla etkileşirler, dış kuvvetlerin etkisiyle pürüz tepelerine gelecek basınç ve gerilmeler nedeniyle pürüzler plastik deformasyona uğrayacaklardır. Eğer malzemenin deforme olma kabiliyeti çok yüksek ise, mikro adhezyon alanları temas yüzeyine tamamen yayılacaktır. Dolayısıyla yüzeyde absorbe edilmiş sıvı veya gaz molekülleri ve oksit tabakaları parçalanacaktır.

Bu sebeple bir parçadan diğerine malzeme geçişi, soğuk kaynaklaşma ve küçük parçacıkların kesilmesi meydana gelir.

Bahsedilen bu parçalanmalar neticesinde malzeme molekülleri direk temasa geçerek bölgesel kaynak bağlarının (soğuk kaynama) oluşmasına neden olur. İzafi hareketin de yardımıyla yüzeydeki sıcaklık yükselip ergime noktasına kadar ulaşması, oluşan kaynak bağlarının veya malzeme yüzeyinde parça kopmasına neden olur. Özellikle çelik ve plastik gibi

esnek malzemelerde, böyle bir temas sonucu difüzyon veya tane büyümesi ile çok güçlü adhezyon oluşur. Sürtünmesi bağıl hareketinin devamı halinde, bağlar kırılarak malzeme kaybına neden olur. (Şekil 4.9)

Burada kastedilen yüzeyler arası yapışma kuvvetleri Adhezyon Kuvveti olarak tarif edilebilir. Benzer kafes yapılı iki metalik yüzey arasında bu kuvvetin doğması daha kolaydır. Bu esnada hareket ve sürtünme sebebiyle ortam sıcaklığının artması yapışma eğilimini arttıracak bir yönde etki yapacaktır.

Malzeme yüzeyinden kopan parçacık ya tekrar orjinal parçanın yüzeyine transfer olacak veya düşerek kaybolacaktır. Adhesiv aşınmanın görülebilmesi için yüzeyler arasında güçlü bir temasın olması gereklidir.

Eğer adhezyon ile oluşan bağ kuvveti pürüz mukavemetinden daha düşükse, pürüz temas noktalarından kopar ve hiçbir malzeme kaybına neden olmaz. Eğer aksi olursa, yani adhezyon bağı mukavemeti, pürüz mukavemetinden büyük olursa, bu durumda pürüz kopar ve malzeme kaybına neden olur. Kırılan parçalar ara yüzeyde serbest kalacağı gibi metallerden birine bağlı kalarak taşınabilirler. Parçacığın bir yüzeyden diğer bir yüzeye taşınmasına metal transferi adı verilir.

Robimvicz ve Tabor aşınma ve yağlayıcılar üzerine bazı çalışmalar yapmışlar ve yüzeylerde yağlayıcı olmazsa yüzeye dik olan yükün artışına bağlı olarak, aşınmanın da lineer olarak arttığını bulmuşlardır. Yüzeye yağlayıcı uygulanması durumunda ise, malzeme transferinin azalması kadar, sürtünme katsayısının da düşürüldüğünü gözlemlemişlerdir [105]. Skorski çoğu metaller için yapışma sabitinin sürtünme katsayısı ile ilişkili olduğunu göstermiştir ve malzeme transferindeki azalmanın şüphesiz olarak, yapışmanın boyut ve sayısındaki azalmanın bir sonucu olduğunu göstermiştir [106]. Bu çalışmalar adhesiv aşınmanın bazı genel özelliklerinin çıkarılmasında faydalı olmuştur. Bunlar;

- 1- Aşınma miktarı normal yükle orantılıdır.
- 2- Aşınma miktarı kayma mesafesiyle orantılıdır.
- 3- Aşınma aşınan yüzeyin sertliği ile orantılıdır.

Metalografik çalışmalar sonucunda belirlenen başlıca özelliklerden biri de, malzeme taşınımının yumuşak metal yüzeyinden sert olan metal yüzeyine doğru olmasıdır.

Adhesiv aşınmanın etkisini azaltmak için düşünülen birçok faktör vardır. Bunlar içerisinde yağlayıcı uygulaması tatmin edicidir ve malzeme seçiminde en çok çalışılan konular arasındadır. Araştırmalar ve deneyler sonucunda adhesiv aşınmanın azaltılmasında bazı uygulamaların faydalı olduğu görülmüştür.

Bunlar;

- 1- Malzeme çiftleri düşük katı çözünürlüğe sahip olmaları adhesiv yapışmada alaşımlamanın çok etkili bir parametre olduğu belirlenmiştir.

2- Malzemenin diğer özelliklerini bozmayacak şekilde sert olması gerekmektedir. Genelde sert metaller çok zor plastik davranış gösterirler ve daha düşük sürtünme katsayısına sahiptirler. Skorski, metallerin yapışmasını etkileyen faktörleri Tablo 4.5' de görüldüğü gibi özetlemiştir [107].

**Tablo 4.5.** Metallerin yapışmasını (adhesyonunu) etkileyen faktörler.

| Özellik                              | Tür veya Büyüklük | Adhesyon Katsayısı |
|--------------------------------------|-------------------|--------------------|
| 1- Yüzeye yardımcı bir madde sürme   | Yüksek            | Düşük              |
| 2-Kristal sistemi                    | Kübik             | Yüksek             |
|                                      | Hegzagonal        | Düşük              |
| 3- Deformasyon sertleşmesi katsayısı | Yüksek            | Yüksek             |
| 4- Saflık                            | Yüksek            | A                  |
| 5- Sertlik                           | Yüksek            | Düşük              |
| 6- Elastik modül                     | Yüksek            | Düşük              |
| 7- Ergime sıcaklığı                  | Yüksek            | Düşük              |
| 8- Yeniden kristalleşme sıcaklığı    | Yüksek            | Düşük              |
| 9- Atomik yarıçap                    | Düşük             | Düşük              |
| 10- Yüzey enerjisi                   | Yüksek            | B                  |

#### 4.6.2. Abrasiv Aşınma

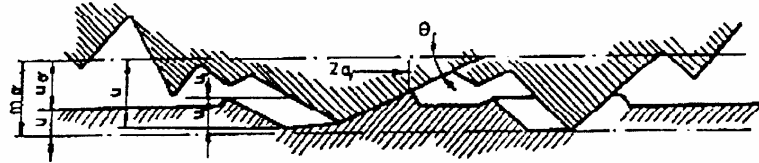
Çok hızlı bir şekilde gelişen, etkisini anında belli eden ve çok yüksek aşınma hızına sahip olan ve de sistemin hasarına sebep olacak şekilde gelişen bir aşınma türüdür. Genellikle endüstriyel aletlerde malzeme kayıplarının başlıca sebebi abrasiv aşınmadır.

Abrasiv aşınma, uygulanan yük ve hareketin etkisiyle, sürtünen iki cisimden daha sert olan cismin, pürüzler veya taneler vasıtasıyla diğer cismin yüzeyini çizerek üzerinden mikro talaş kaldırması olayıdır. Bu aşınma iki elemanlı veya üç elemanlı olmak üzere iki şekilde oluşur.

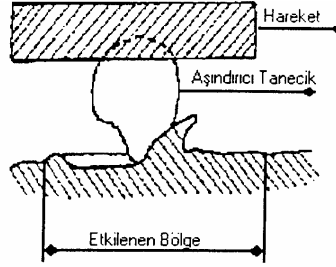
Sürtünen cisimlerin, direkt olarak karşılıklı etkileşimleri sonunda meydana gelen abrasiv aşınma iki elemanlı aşınma türüdür. Eğer ara yüzeyde sürtünme elemanlarını çizerek tahrip edecek sert taneciklerde bulunuyorsa veya sert malzeme yüzeyindeki pürüzler kesici kenarlar gibi çalışır ve yumuşak olan yüzeyden talaş kaldırarak birer üçüncü eleman olarak görev yaparlar. Bu aşınma çeşidine katı-katı, katı-mineral, katı-sıvı çiftlerinde rastlanmaktadır.

Aşınma mekanizmaları metal-metal sürtünmelerinde iki cisimli abrasiv veya adhesiv olarak başlayıp, üç cisimli abrasiv olarak devam eder. Üçüncü cisim olarak araya giren toz, mineral taneleri, çizilme sonucu serbest hale geçen mikro talaşlar veya parçalanmış oksit

parçacıkları olabilir. Üç cisimli abrasiv aşınmanın, aşınmayı hızlandığı belirlenmiştir. Serbest hale geçen mikro talaş partiküllerinin, ana hızlandığı belirlenmiştir. Serbest hale geçen mikro talaş partiküllerinin, ana malzemedan daha sert olması bunun en büyük sebebi olarak gösterilebilir [108]. Şekil 4.8’de iki cisimli, şekil 4.9’da ise üç cisimli abrasiv aşınma şematik olarak verilmiştir.



Şekil 4.9. İki cisimli abrasiv aşınma



Şekil 4.9. Üç cisimli abrasiv aşınma

Endüstriyel aletlerdeki en önemli aşınma türü olan abrasiv aşınmayı genel olarak aşağıda verilen endüstriyel uygulamalarda rastlanmaktadır.

- Cevher işleme ve öğütme tesisleri
- Traktör, greyder gibi tarım, iş makinalarının bıçak ve tırnaklarında
- Eleklende
- Nakletme makinalarında

Bu gibi makine ve makine parçalarında yalnızca abrasiv aşınmadan söz edileceği gibi diğer aşınma türlerinin de birlikte görülmesi mümkündür.

Genel olarak abrasiv aşınma türleri üç ana grupta toplanmaktadır. Bunlar, oymalı sürtünme aşınması, öğütmeli sürtünme aşınması ve erozyondur. Birçok karakteristik açıdan birbirlerine benzemelerine rağmen, tek tek incelendiklerinde birbirlerinden önemli farklılıklar sergiledikleri gözlenir.

#### 4.6.2.1. Oymalı Sürtünme Aşınması

Oymalı sürtünme aşınması, kütleli bir şekilde yüzeyin deformasyonu sonucunda oluşan bir aşınma türüdür. Aşırı yüklemeler etkisi ile meydana gelen oymalı sürtünme aşınmasına örnek olarak, ağır koşullar altında çalışan kazıcı, kırıcı gibi maden araçlarında görülür.

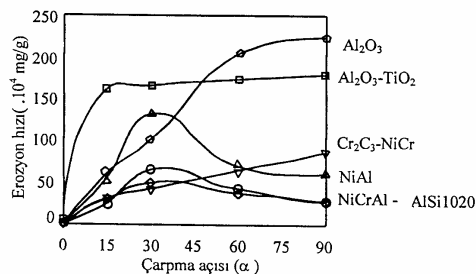
#### 4.6.2.2. Öğütmeli Sürtünme Aşınması

Öğütmeli sürtünme aşınması, iki yüzeyin birbiri üzerinde hareket etmesi sonucunda ortaya çıkar ve ara yüzeyde abrasyona dayalı parçacıklar bulunmaktadır. Bu ara yüzeyde yer alan parçacıklar, ya bir yüzeyden aşınarak gelir yada her iki yüzeyin birlikte aşınması sonucu ortaya çıkar. Örnek olarak bilyalı değirmenler gösterilebilir.

#### 4.6.2.3. Eroziyon Aşınma

Eroziyon aşınma ise, aşındırıcı tozların askıda durduğu sıvı veya hava gibi akışkan bir ortam vasıtasıyla malzeme yüzeyine çarpma etkisiyle gerçekleşmektedir. Her bir temas malzeme yüzeyinden küçük bir parçanın kaybına neden olmaktadır. Normal şartlar altında aşınma hızı düşüktür; ancak yüksek sıcaklıklarda, malzemenin akma dayanımı düşmekte ve yüksek akış hızlarında eroziyon aşınma hızı kazanmaktadır.

Eroziyon aşınmada yüzeye çarpan partiküllerin çarpma açısına göre her malzeme farklı aşınma dayanıklılığı gösterir. Örneğin küçük püskürtme açısında yumuşak ve deforme olan malzemeler büyük aşınma gösterirken, sert ve gevrek malzemelerde büyük püskürtme açılarında aşırı zorlanarak maksimum aşınma gösterirler. Ayrıca aşınma miktarı püskürtülen maddenin sertliğine, püskürtme hızına ve partikül miktarına bağlı olarak değişim gösterir.



**Şekil 4.10.** Kaplamaların erozyon hızları üzerine aşındırıcı çarpma açısının etkisi (SiO<sub>2</sub> : 100gr,300µm, α=30°) [107].

Abrasiv aşınmayı minimuma indirmek için aşınmaya uğrayan malzemenin diğer malzemeye göre çok daha sert olması istenir. Bu özellik şu metotlarla sağlanabilir.

- a) Alaşımlama ile malzemelerin sertlikleri iyi bir şekilde artırılabilir.
- b) Isıl işlem uygulamaları yine malzemenin sertliğini önemli ölçüde değiştirebilir.
- c) Malzemelerin yüzeylerine dışardan müdahale ederek sert yüzey tabakası oluşturulabilir. Buna örnek olarak elektro-kaplama, alev püskürtme, nitrasyon, plazma sprey gibi birçok uygulama örnek olarak verilebilir [108].

#### 4.6.3. Yorulma Aşınması

Yorulma aşınması, tekrarlanan zorlanmalar altında, zamanla daima yüzeyde başlayan hasardır.

Mühendislik malzemelerinde yorulma olayı, tekrarlanan zorlamalar altında ve zamanla meydana gelir. Bu olay daima yüzeyden başlar.

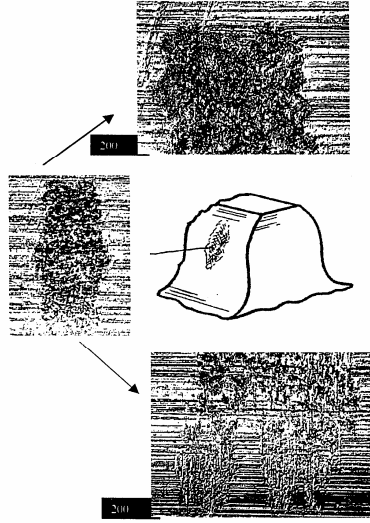
Oyuklanma aşınması olarak da adlandırılan yorulma aşınması, metal yüzeyinin yorulması sonucunda ortaya çıkan bir hasardır. Yüzey bölgesi titreşimli bir zorlanmaya maruz kaldığında veya sürtünme elemanları tekrarlanan gerilmelerle etkileştiklerinde bu gerilmelerin sebep olduğu mikro çatlaklar vasıtasıyla yorulma aşınması dediğimiz metal yüzeyinde pulcuklar şeklinde malzeme ayrılmaları meydana gelir [109].

Yüzeyin yorulma kusurunun karakteristiği normal yorulmadan bazı farklılıklar göstermektedir. Bu farklılık, yüzey yorulması kütsel yorulma dayanımı sınırını göstermez.

Çatlaklar yüzeyin hemen altında, maksimum Hertz gerilmesine ulaşıldığı zaman yüzeyin altında bulunan bir inklüzyon köşesiyle birleşerek gerçekleşmektedir. Son teknolojik gelişmelere bağlı olarak çok temiz malzemelerin üretilmesiyle malzemedeki inklüzyon sayısı düşürülebilmektedir. Çalışmalar inklüzyon dokusunun, segregasyonun, bant teşekkülünün ve kalırsa ostenit miktarının oyuklanmayı etkilediğini göstermiştir. Bu aşınma tipi, daha çok dişli çarklarda, rulmanlı yataklarda ve kam mekanizmaları gibi yuvarlanma hareketi yapan elemanların yüzeylerinde meydana gelir. Aşağıdaki fotoğrafta bu tip aşınmaya maruz kalmış hassas zaman ayarlı mekanizmalarda kullanılan bir dişli çark görülmektedir [110].

Bu aşınma türünde iç yapı tahribatı; çatlamlar, lokal ayrılmalar şeklinde kendini gösterir.

En yüksek çekme gerilmelerinin bulunduğu bölgelerde plastik deformasyon ve dislokasyon hadiselerine bağlı olarak çok küçük boşluklar meydana gelmektedir. Bu boşluklar zamanla yüzeye doğru ilerlemekte büyümekte ve nihayet çok küçük boşluklar meydana getirmektedir. Bu tür aşınma dişli çarklarda, rulmanlı yataklarda ve yuvarlanma hareketi yapan mekanizmaların yüzeylerinde görülür. Yorulma aşınmasını engellemek için yüzeylere sertleştirme işlemi yapılır.



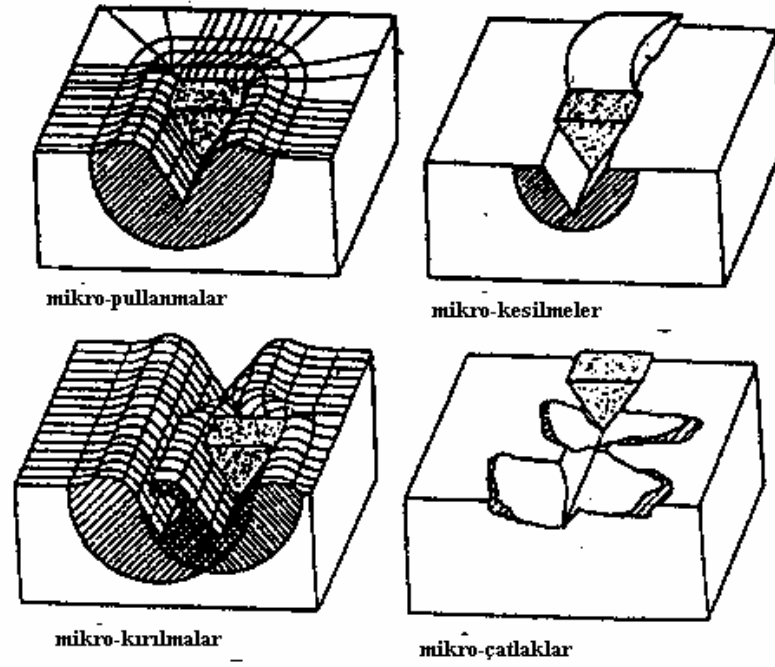
**Şekil 4.11.** Bir dişli çarkın oyulma aşınma bölgesinin görüntüsü [110]

#### 4.6.4. Korozyif Aşınma

Tribolojik zorlanmalar sırasında meydana gelen kimyasal reaksiyonlar sonucunda malzemelerin temas yüzeyleri arasındaki küçük genlikli titreşimlerin sebep olduğu bir oksit filmi oluşur. Yüzeyde absorbe edilmiş bazı maddelerin reaksiyonu sonunda meydana gelen bu oksit tabakasına tribo oksidasyon denir. Bu şekilde oluşan tribo oksidasyon tabakası, sürtünme ile parçalanarak abrasiv etki göstererek aşınmayı hızlandırır. Parçalanarak serbest hale geçen oksit parçacıklarının kalktığı bölgede tekrar oksitlenme görülür ve olay süreklilik kazanır.

#### 4.6.5. Kazıma Aşınması

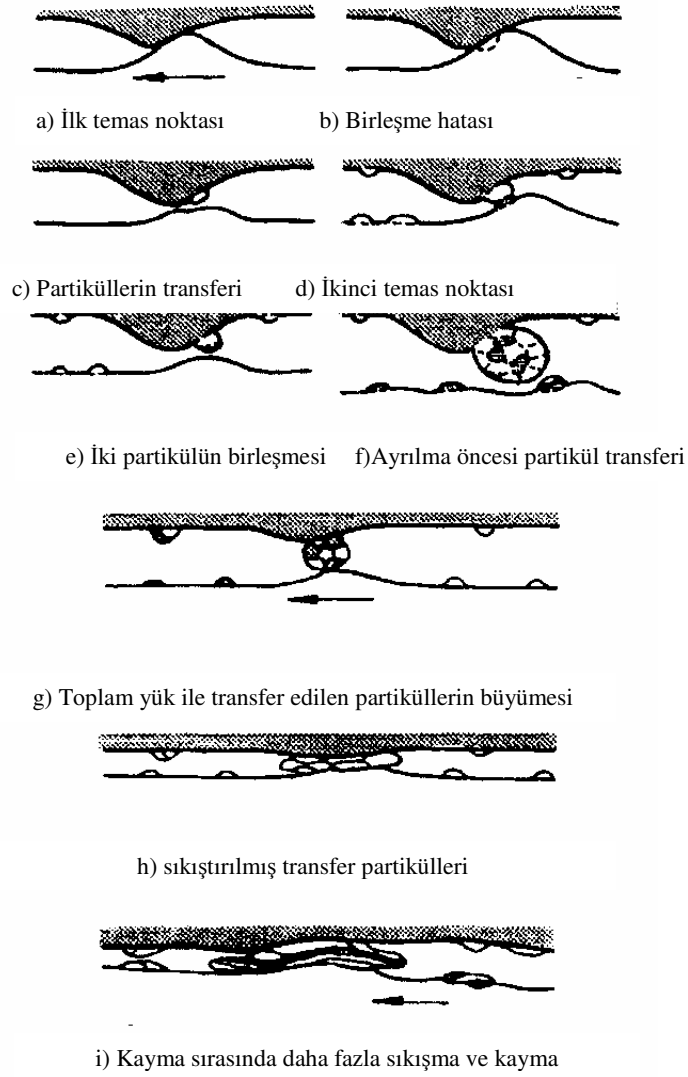
Kazıma, korozyonla desteklenen aşınma türleri arasında çok yaygın olan bir aşınma türüdür. Yük altında birbirine temas eden iki yüzey arasında hafif titreşimli hareket sebebiyle oluşmaktadır ve oksit kalıntıları tarafından çevrelenen yüzeyde oyuklanma gibi kendi kendini geliştirir. İki metal yüzey birbirine temas ettiği zaman, yük altında yüzeyde bulunan düzensizlikler sebebiyle yapışma oluşur. Yüzeyde bu yapışma noktalarından koparak kaynaklanmış alanlarda aşınma ürünü kırıntılar yer alır. Bu parçalar çok küçüktür ve oksitlenmek için gerekli ısıya ulaşmış durumdadır. Bu oksit kalıntıları küçük hareketlerin oluşması sebebiyle uzaklaştırılamazlar. Bu parçacıkların abrasiv karakterli olmaları sebebiyle, malzeme oldukça etkili aşınma hızına ulaşmaktadır. Bu tür aşınma, gemi ile uzun mesafe giden makinelerde görülür.



Şekil 4.12. Kazıma aşınması aşamaları

#### 4.6.6. Ablativ Aşınma

Ablativ aşınma mekanizmasının oluşması tamamen sürtünme ve diğer reaksiyon ısısının durumuna bağlıdır. Eğer sürtünme yüzeyindeki bazı bölgelerde sıcaklık çok yüksek noktalara ulaşır o yüzey bölgesinde bir değişiklik söz konusudur. Bu değişiklik mikro mertebededir. Yeterli sıcaklık ve zaman sonunda sürtünme elemanının molekül veya atomları, çevreye veya diğer sürtünme elemanlarına transfer olur. Bu hadise Tribosüblüstasyon ve difüzyon esasına dayanır. Ablativ aşınmaya bölgesel olarak aşırı zorlanan ve fiziksel olarak veya kimyasal değişimler sebebiyle ısınan yerlerde rastlanır. Fren balatalarında ve uzay araçlarının sıcaklığa dayanıklı kabuğunda görülen aşınma türünün en mükemmel örnekleri olarak verilebilir.



**Şekil 4.13.** Ablativ aşınma aşamaları [1]

#### 4.6.7. Termal Aşınma

Sıcaklık etkisiyle hızlanan atomik hareketler malzemenin yumuşaması ve kısmen ergimesine neden olurlar. İşte bu arada gerçekleşen aşınma atomik aşınmadır. Ayrıca yüksek sıcaklıkta oksidasyon ve termal şok yine termal aşınmanın nedenlerindendir.

### 4.7. Aşınma Deney Metotları ve Ölçüm Yöntemleri

#### 4.7.1. Aşınma Deney Yöntemleri

Aşınma araştırmaları, laboratuvar şartlarında ana malzemenin bir modeli ile yapıldığı gibi gerçek işletme şartlarında da yapılabilmektedir. İşletmelerde, ya aşınmaya maruz kalan

elemanın üzerinde bizzat belli süre boyunca gözlem yapılmakta veya o şartlarda kullanılabilecek boyut ve özelliğe haiz başka bir malzemelerin aşınması gözlenebilmektedir.

İşletme şartlarının devamlı değişkenliği göz önünde tutulursa, bu tür denemelerin tekrarlanabilirliği oldukça zayıf bir ihtimaldir. Dolayısıyla neticelerin mukayesesinde güçlük ortaya çıkmaktadır. Ancak bu tür deneyler, işletme şartlarına benzer şartları laboratuarda tesis ederek, hangi değişkenlerin aşınmayı nasıl etkilediği tespit edip, bu sonuçların uygulamaya aktarılması sağlanabilir.

Aşınmanın birçok tipi ve makine parçaları için problem olan aşınmada birçok farklı durum olduğu için aşınma test metodlarının birçok tipi vardır.

ASTM (American Society for Testing and Materials) ve ASLE (American Society of Lubrication Engineers) tarafından yüz kadar deney sistemi belirtilmiştir. ASTM tarafından standartlaştırılmış bazı aşınma test metodları Tablo 4.6'da verilmiştir [110].

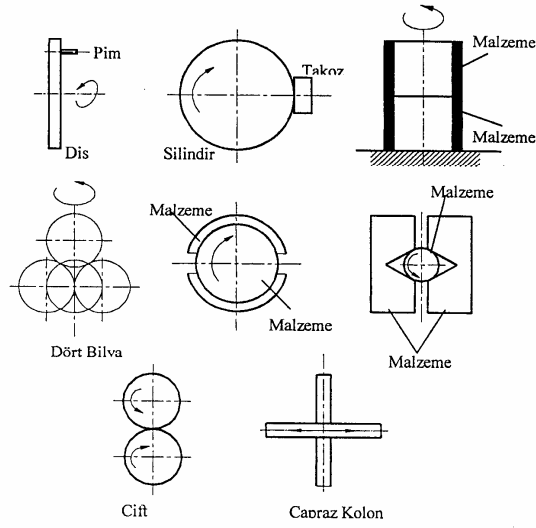
**Tablo 4.6.** ASTM tarafından geliştirilmiş birkaç test metodu.

| Test kodu | Testin Tipi                                                                          |
|-----------|--------------------------------------------------------------------------------------|
| D-4172    | Yağlayıcı sıvıların aşınma önleme özelliklerinin testi                               |
| D-4170    | Yağlayıcı greslerle yıpratma aşınmasının önlenmesi testi                             |
| G-32      | Titreşimli kavitasyon erozyon testi                                                  |
| G-65      | Kuru kumlu plastik tekerlekli abrasyon testi                                         |
| G-73      | Sıvı vuruşlu erozyon testi                                                           |
| G-76      | Gaz jeti kullanılarak katı parçacık çarptırılmasıyla meydana getirilen erozyon testi |
| G-77      | Yüksek dirençli malzemeler için blok-on-ring aşınma testi                            |
| G-81      | Çene ezicili öğütücülerin abrasyon testi                                             |
| G-99      | Pin-on-disk testi                                                                    |
| G-105     | Islak kumlu plastik tekerlekli abrasyon testi                                        |
| G-132     | Pin abrasyon test metodu                                                             |
| G-133     | ileri geri kaymalı aşınma testi                                                      |

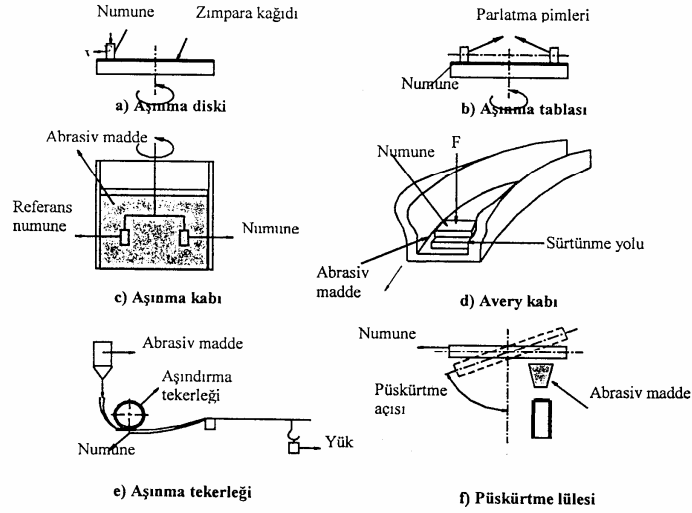
Aşınma deney yöntemlerini genel olarak iki grupta toplamak mümkündür.

**a)** Yağlamalı ve yağlamasız bir ortamda ana ve karşı malzemenin adhesiv (metal-metal) aşınma değerlerinin ölçüldüğü deneyler. Bu deney yöntemlerinden en çok kullanılanlar Şekil 8.13' de verilmiştir.

**b)** Katı, sıvı ve gaz halindeki maddelerin etkisi altında yalnız karşı malzemenin aşınma değerinin ölçüldüğü test metodları şekil 8.15'de verilmiştir [107].



**Şekil 4.14.** Yağlamalı veya yağlamasız adhesiv (metal-metal) aşınma deney yöntemleri [107].



**Şekil 4.15.** Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan deney yöntemleri [107]

Aşınma veya aşınma direnci, kayma yolu, kuvvet veya basınçla meydana gelen kütsel veya hacimsel kayıp olarak esas alınır. Aşınmayı karakterize eden test değişkenleri olarak kuvvet veya basınç, yüzey pürüzlülüğü veya sürtünme katsayısı, sıcaklık, kayma hızı, aşınma ortamı (kuru, yağlı, nemli, korozif, abrasiv) ve temas şekli sayılabilir. Test sonuçları üzerinde son derece etkili olan malzeme ve malzeme çiftinin özellikleri de çok büyük oranda değişken ve test sonuçlarını etkilediği düşünülürse, neden bu kadar çok aşınma test yönteminin olduğu da anlaşılır.

Aşınma ölçme yöntemleri de, aşınma değişkenleri kadar çoktur. Bu kadar farklı test yöntemlerinin sonuçlarını birbiriyle mukayese etmek ve bunlar arasında bir ilişki kurmak kolay değildir. Bu nedenle her bir testin kendi şartlarında değerlendirilmesi gerekir. Genellikle elde

edilen bilgiler bireysel kalır ve bilimsel genelleme yapılamaz. Ancak karşılaştırma için standart bir karşı malzeme ile aşınma testi yapıldığında değerlendirmeler bilimsellik kazanmış olur.

Bu nedenle, aşınma test yöntem ve değişkenlerinde bir sınırlama ya da standardizasyona gidilmiştir. Örneğin, aşınma değerinin gösterilişi DIN 50321 de ve aşınma test yöntemi olarak da en çok kullanılan pim- disk mekanizması ASTM G99' da tarif edilmiştir. Abrasiv aşınma testlerinde genellikle karşı malzeme olarak standart grit ölçülerine zımpara kağıtları kullanılmaktadır [111].

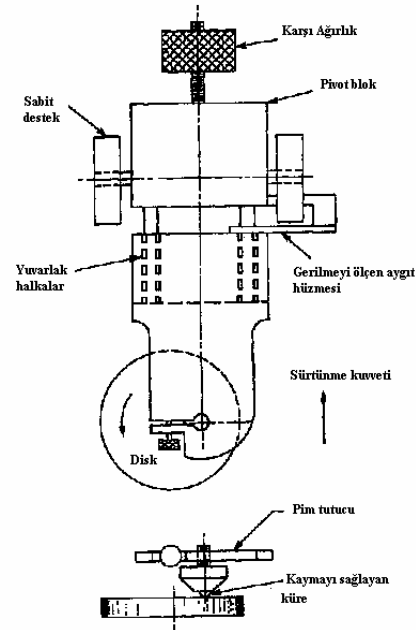
#### **4.7.2. Pim-on-Disk Aşınma Test Yöntemi**

Bu yöntemde, karşı malzeme olarak dönen bir disk, pim ise test numunesidir. Numune (pim), üzerine uygulanan bir yükü veya herhangi bir mekanizma ile karşı malzemeye (diske) basınçla temas ettirilir temas çizgisel sayılabilir. Numunenin aşınma profili dairesel olur. Aşınma, belirli bir kuvvet ve kayma hızında, kayma yoluna göre malzeme kaybı yanında pim disk üzerinde oluşan aşınma izinin analizi ile değerlendirilmektedir.

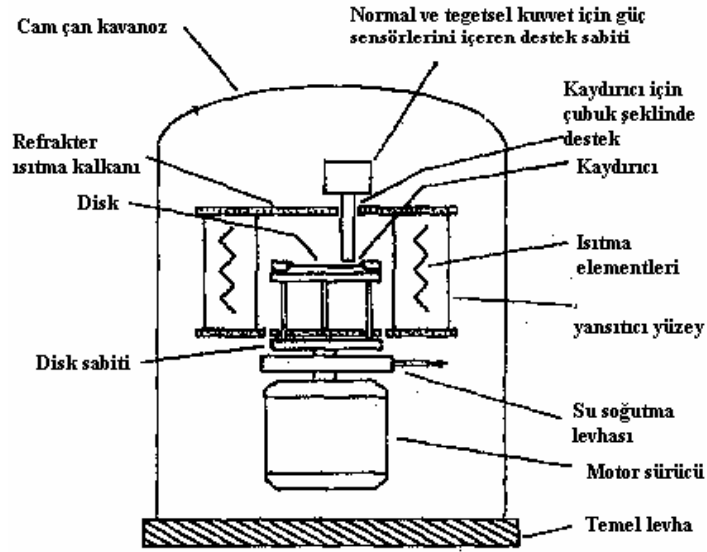
Ayrıca sisteme ilave edilen düzeneklerle, çoğunlukla strain-gage ve termo kupol kullanılarak sürtünme katsayısı ve sıcaklık değişimi ve dağılımı tespit edilmektedir [111].

Şekil 4.16(a) da oda sıcaklığında pim-on-disk aparatı gösterilmektedir. Bu aparatta sürtünme kuvveti lineer yuvarlak halkalardaki sabit yuvarlak başlığın kaymasına veya gerilmeyi ölçen aygıt huzmesine karşı olan çekmeye neden olmaktadır. Gerilmeyi ölçen aygıtı hem grafik kaydıyla hemde dijital voltmetre ara yüzeyindeki özel bilgisayarla bağlantılıdır. Grafik kaydı sürtünme kuvvetinin davranışını sürekli kaydetmek için kullanılır ve bilgisayar periyodik örnek (numune) alma esası üzerine sürtünme davranışının ayrıştırması olan yüksek frekansı kaydetmek için kullanılır.

Şekil 4.16(b) de ise yüksek sıcaklıkta kullanılan pim-on-disk aparatı gösterilmektedir. Burada, disk dönme hareketi ve pim tutucu dikeyde monte edilmeden ayrılmaktadır. Yük hem normal hem kuvvetin hemde sürtünme kuvvetinin kaydedildiği aygıt olan yuvarlak tutuculara takılmaktadır. Güç çevirici hem grafik kaydedicisine hem de dijital kayıt sistemine bağlıdır.



(a)



(b)

**Şekil4.16.** Şekillerde pim-on-disk aparatları gösterilmektedir; (a)oda sıcaklığında kullanılmaktadır, (b)yüksek sıcaklıklarda kullanılmaktadır.

#### 4.7.3. Aşınma Ölçme ve Değerlendirme Yöntemleri

Daha önceden bahsettiğimiz gibi aşınmada esas olan sabit kayma hızında ve sabit basınç (kuvvet) altında, kütleli aşınma kaybının kayma yoluna göre tespit edilmesidir. Ayrıca, aşınma süresince, sürtünme kuvveti veya katsayısı, aşınma partiküllerinin şekli, aşınan yüzey

sıcaklığı ve yüzey oksidasyonu ile yüzey sertlik değişimleri de değişken olarak kullanılmaktadır.

Bu kadar çok değişkenin tespiti ile birlikte bu durumda, bir tek numune kullanılacağı düşünülürse, numune sayısının da test sayısı gibi yüzlerce olması demektir. Çok sayıda numunenin kullanılması, bu numunelerin aynı koşullarda olması ve aynı koşullarda test edilmesinin ne kadar zor olduğu açıktır. Bu nedenle, aşınmanın sürekli denetlenmesi ve sonuçlarının hızlı bir biçimde ve az sayıda test numuneleri ile yapılabilmesi için elektronik kontrollü ve bilgisayar destekli test ve kontrol yöntemleri geliştirilmiştir. Son yıllarda, aşınma ve değişkenlerin belirlenmesinde, bilgisayar destekli ultrasonik, mikroskobik, akustik emisyon, elektro-mağnetik ve radyonüklid gibi teknolojik yöntemlerin kullanılmasıyla önemli gelişmeler kaydedilmiştir [111].

#### 4.7.3.1. Ağırlık Farkı Metodu

Ekonomik olması ve ölçülen büyüklüğün alet duyarlılık kapasitesi dahilinde bulunması sebebiyle en çok kullanılan yöntemdir. Deney numunelerinin her ölçümü için numunenin yerinden çıkarılıp ölçüm yapılması, yani numunenin yerindeyken üzerinden ölçü alınamaması, bu yöntemin dezavantajıdır.

Ağırlık kaybının ölçülmesi  $10^{-3}$  veya  $10^{-4}$  gr. Hassasiyetinde oldukça duyarlı bir terazi tarafından yapılır. Aşınma miktarı gram veya miligram cinsinden ifade edilirse, metre veya kilometre olarak tespit edilen sürtünme yoluna göre, birim sürtünme yoluna karşılık gelen ağırlık kaybı miktarı, (gr/km). (mg/m) ile ifade edilebilir. Ağırlık kaybı, birim alan için hesap edilecekse, (gr/cm<sup>2</sup>) gibi bir birim kullanılabilir. Ağırlık kaybı, hacimsel aşınma miktarı olarak ifade edilecek olursa, yine ağırlık kaybından hareketle, kullanılan malzemenin yoğunluğu ve deney numunesi üzerine etki eden yükleme ağırlığı hesaba katılmak suretiyle, birim yol ve birim yükleme ağırlığına karşılık gelen hacim kaybından gidilerek de bulunabilir.

Bu tanımlamalara göre, ağırlık kaybı ölçme metodunda kullanılan bağıntılar şunlardır.

$$w_a = \frac{\Delta G}{D.M.S} \text{ (mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}) \quad (1)$$

Burada:

$W_a$  = Aşınma oranı (mm<sup>3</sup> · N<sup>-1</sup> · m<sup>-1</sup>),

$\Delta G$  = Ağırlık kaybı (mg),

$M$  = Yükleme ağırlığı (N),

$S$  = Aşınma yolu (m).

$d$  = Yoğunluk (gr/cm<sup>3</sup>).

olarak verilmiştir. Aşınma oranının ( $W_a$ ) ters değeri de aşınma direnci ( $W_r$ ) olarak gösterilir.

$$w_r = \frac{1}{W_a} \text{ (N.m/mn}^{-3}\text{)} \quad (2)$$

başka bir bağıntı olarak da, bir kilometre kayma yoluna tekabül eden yükseklik kaybı bağıntısı vardır ki, genellikle iki elemanlı abrasiv aşınmanın belirlenmesinde kullanılır.

$$V_s = \frac{10^4 \cdot \Delta G}{F \cdot d \cdot s} (\mu\text{m} / \text{km}) \quad (3)$$

Burada;

$V_s$  = Bir km aşınma yoluna tekabül eden yükseklik kaybı ( $\mu\text{m}$ )

$\Delta G$  = Ağırlık kaybı (mg)

$F$  = Aşınma yüzeyi ( $\text{cm}^2$ )

$d$  = Yoğunluk ( $\text{gr/cm}^3$ )

$s$  = Kayma yolu (km).

olarak alınır. Deney malzemesi yükseklik kaybının, mukayese malzemesinin yükseklik kaybına oranı, aşınma orantı sayısını ( $W_s$ ) verir.

$$W_s = V_s (\text{deney numunesi}) / V_s \quad (4)$$

Bu orantı sayısının ters değeri de bağıl aşınma direnci  $R$ , olarak kullanılır.

$$R = \frac{1}{W_s} \quad (5)$$

Üç elemanlı abrasiv aşınmada ise, genellikle DIN 50320 standardında verilen boyutsuz aşınma oranı formülü yaygın olarak kullanılır.

#### 4.7.3.2. Kalınlık Farkı Metodu

Aşınma esnasında oluşacak boyut değişikliğinin ölçülmesi, başlangıç değeriyle karşılaştırılması suretiyle elde edilir. Kalınlık farkı olarak tespit edilen bu değerden gidilerek hacimsel kayıp değeri ve birim hacimdeki aşınma miktarı hesaplanır. Kalınlık, hassas ölçü aletleri yardımı ile  $\pm 1 \mu\text{m}$  duyarlılıkta ölçülmelidir.

#### 4.7.3.3. İz Değişimi Metodu

Sürtünme yüzeyinde plastik deformasyon metodu ile geometrisi belirli bir iz oluşturur. Deney boyunca bu izin karakteristik bir boyutunun (çapının) değişimi ölçülür. Uygulamalarda iz bırakıcı olarak en çok kullanılan alet Vickers veya Brinell sertlik ölçme ucudur. Elmas piramit veya bilyenin numune üzerinde bıraktığı iz boyutlarındaki değişime mikroskop vasıtasıyla ölçülerek belirlenir [107].

Şekil 8.17' de verilen şematik gösterimde olduğu gibi  $w$  hızıyla dönen  $D$  çapındaki numune üzerine merkezden  $R$  uzaklığında,  $d$  çapındaki bir aşındırıcı bilye  $F$  kuvveti ile bastırılmaktadır. Önceden belirlenen devir sayısına ulaşıldıktan sonra, numune üzerinde oluşan izin kalınlığı ölçülerek aşağıda belirtilen yöntemle aşınma hacmi, aşınma hızı ve aşınma derinliği değerleri hesaplanmaktadır.

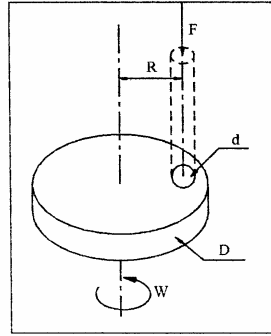
$$\text{Alan,} \quad A = \frac{1}{2}[(d/2)^2 (\theta - \sin\theta)] \quad (6)$$

$$\text{Hacim,} \quad H = 2\pi(R + K/2)A \quad (7)$$

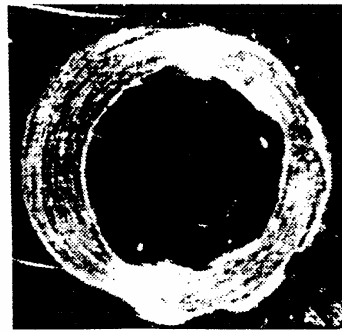
$$\text{Aşınma hızı,} \quad V_w = H/2\pi RT \quad (8)$$

$$\text{Aşınma derinliği} \quad D_w = \frac{1}{2} (d - \sqrt{d^2 - K^2}) \quad (9)$$

$\theta = 2 \sin^{-1} (K/2d)$ ,  $K$  aşınma izi kalınlığını ve  $T$  toplam tur sayısını belirtmektedir.



Şekil 4.17. Pin-on-disk aşınma cihazının şematik gösterimi .



Şekil 4.18. Pim-on-disk aşınma testi ile 2024 alüminyum alaşımı numunesi üzerinde WC+Co bilye ilme oluşturulan iz .

#### 4.8. Kompozitler ve Metallerarası Bileşiklerin Aşınma Davranışları

İleri teknoloji malzemeleri genel itibari ile özel uygulamaları temin maksadıyla tasarlanmaktadır. Bu malzemelerin ilgi duyulan bir sınıfı metallerarası bileşikler olarak günümüzde büyük önem kazanmıştır. Bir çok metallerarası bileşiklerde mevcut bulunan düzenli yapılar, değişik özelliklere (mukavemet, sertlik ve çevre direnci gibi) sahip malzeme tasarımına yardımcı olur. Söz gelimi, uzun periyotlu düzenli bir yapı (long-range ordered süperlattice, LRO) dislokasyon yoğunluğunu ve yüksek sıcaklıklarda difüzyon hareketlerini azaltır. Dislokasyonların kafes içinde kolay hareket edememeleri, uzama sünekliği ve kırılma tokluğu gibi düşük sıcaklıkta kırılma ile ilgili özellikleri yakından ilgilendirir. Süneklik ve kırılma tokluğu, mühendislik uygulamalarında büyük önem arz eder. Bununla beraber, aşınmanın söz konusu olduğu konstrüksiyonlarda, çekme gerilmesinden çok, basma gerilmesi meydana gelir ve dolayısıyla bu değer, sertlik ve pekleşme kabiliyeti parametreleri kadar kritik bir parametre değildir [112]. Sonuç olarak, metallerarası bileşikler ve sert parçacıklarla takviyeli metallerarası kompozitler kimyasal saldırgan ortamlarda aşınma direnci yüksek uygulamalar için etkili malzemelerdir.

Bu bölümde  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{TiAl}$ ,  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ,  $\text{Al}_3\text{Ti}$ ,  $\text{NiAl}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ve  $\text{MoSi}_2$  gibi metallerarası bileşikler ve bu bileşikler üzerine desteklenmiş kompozitlerin abrasiv aşınma davranışları özetlenmeye çalışılmış ve belli metaller, alaşımlar ve seramiklerin davranışları ile karşılaştırılmıştır. En genel ifade ile yumuşak metallerarası bileşikler ( $\text{TiAl}$  ve  $\text{Fe}_3\text{Al}$  gibi), metaller ve alaşımlara benzer bir aşınma davranışı sergilerken, sert metallerarası bileşikler ( $\text{MoSi}_2$  gibi) daha ziyade bir seramik davranışı göstermektedirler.

Çok fazlı malzemeler ve kompozitler, abrasiv aşınma direncinin önemli olduğu yerlerde sık sık kullanılmaktadırlar. Kompozit malzemeler tipik olarak; bir matristen ve bu matriste takviye elemanı olarak görev yapan parçacıklardan (wiskerler veya fiberler gibi) ibarettir. Çoğu durumlarda, takviye elemanının sertliği, mukavemeti ve elastisite modülü matris malzemesine göre daha yüksektir. Bununla beraber, sünek bir takviye elemanı ile katkılanırılan, kırılğan matrisli kompozitlerin kırılma tokluğu arttırılabilir, dolayısıyla aşınma direnci yüksek kompozitler geliştirilebilir. Böylece kısmen zayıf aşınma direncine sahip bir malzeme uygun takviye elemanlarının ilavesiyle ıslah edilmiş olur.

**Tablo 4.7.**Metallerarası bileşikler, alaşımlar ve kompozitler için üretim metotları[112].

| Malzeme                | Üretim Metodu                                                                                                                                                                                                           |
|------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Fe <sub>3</sub> Al     | Ark kaynağı, homojenleştirme (1200°C'de 48 saat); B2 ısıtım işlemi (760°C'de 24 saat, su verme); DO <sub>3</sub> ısıtım işlemi (560°C, 7 gün, yavaş soğuma); düzensizleştirme ısıtım işlemi (1100°C, 24 saat, su verme) |
| TiAl                   | Döküm+homojenleştirme (1200°C, 48 saat); SHS/reaktif sentez (RHP, 1150°C,20MPa, 1 saat)                                                                                                                                 |
| Ti <sub>3</sub> Al     | Döküm+homojenleştirme (1200°C, 48 saat) SHS/reaktif sentez (RHP, 1150°C,20MPa, 1 saat)                                                                                                                                  |
| Al <sub>3</sub> Ti     | SHS/reaktif sentez (RHP, 1150°C, 20 MPa, 1 saat)                                                                                                                                                                        |
| Ni <sub>3</sub> Al     | Döküm+homojenleştirme (1200°C, 48 saat)                                                                                                                                                                                 |
| NiAl                   | SHS/reaktif sentez (RHIP, 1250°C, 172 Mpa, 4 saat)                                                                                                                                                                      |
| MoSi <sub>2</sub>      | Toz metalürjisi ile üretim (HIP, 1350°C, 172 Mpa, 3 saat)                                                                                                                                                               |
| NiAl-TiB <sub>2</sub>  | SHS/reaktif sentez (RHIP, 1250°C, 172 Mpa, 4 saat)                                                                                                                                                                      |
| MoSi <sub>2</sub> -SiC | Toz metalürjisi ile üretim (HP, 1600°, 20 MPa, 1 saat); katı hal yer değiştirme reaksiyonları (HP, 1800°C)                                                                                                              |
| MoSi <sub>2</sub> -Nb  | Toz presleme (HIP, 1350°C, 172 Mpa, 3 saat)                                                                                                                                                                             |

SHS; kendi kendine ilerleme ve yüksek sıcaklık sentezi. RHIP; Reaktif Sıcak İzostatik Presleme. HIP; Sıcak İzostatik Presleme. RHP; Reaktif Sıcak Presleme ve HP; Sıcak Presleme

Önceden belirtildiği gibi, metallerarası bileşikler, yüksek mukavemet, yüksek elastisite modülü ve iyi çevresel kararlılık gibi aşınma direnci için gerekli birçok niteliğe sahiptir. İyi çevresel kararlılıkları sebebi ile, metallerarası bileşikler, sıcaklığın değiştiği, saldırgan, tribolojik ortamlarda kullanım alanları için ideal özellikler taşır. Ayrıca; metallerarası bileşikler, seçilen sünek özellikteki metaller veya seramiklerle birlikte kullanılmak suretiyle daha da geliştirilebilirler. Bu bölümde metallerarası bileşikler ve bir metallerarası kompozit çeşidi için tribolojik özellikler verilmeye çalışılmış ve bu malzemelerin aşınma davranışları, metaller, alaşımlar ve seramikler ile karşılaştırılmıştır.

#### 4.8.1. Metallerarası Bileşikler ve Kompozitler

Geçen 25 yıl içinde metallerarası bileşikler üzerine önemli araştırmalar yapılmıştır. TiAl, Ti<sub>3</sub>Al, TiAl<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>Al, NiAl, Ni<sub>3</sub>Al ve MoSi<sub>2</sub> üzerinde çalışma yapılan bu metallerarası bileşiklerin başlıcalarıdır. Metallerarası bileşiklerde, sünekliğin artırılması ve gevrek fazların daha tok hale getirilmesi konusu aşınma mekanizmaları ve aşınma direnci açısından geniş

olarak incelenmiştir. Kırılgan olan yapının sünekliliğinin artırılması ve sünek yapı elde edilmesi için geliştirilen metallerearası kompozit malzemelerin başlıcaları: NiAl-TiB<sub>2</sub>, MoSi<sub>2</sub>-SiC ve MoSi<sub>2</sub>-Nb (matris-takviye)'dir. İngot ve toz metalürji yöntemlerinin her ikisi ile elde edilen bu malzemelere ait üretim basamakları Tablo 4.7 de verilmiştir [112].

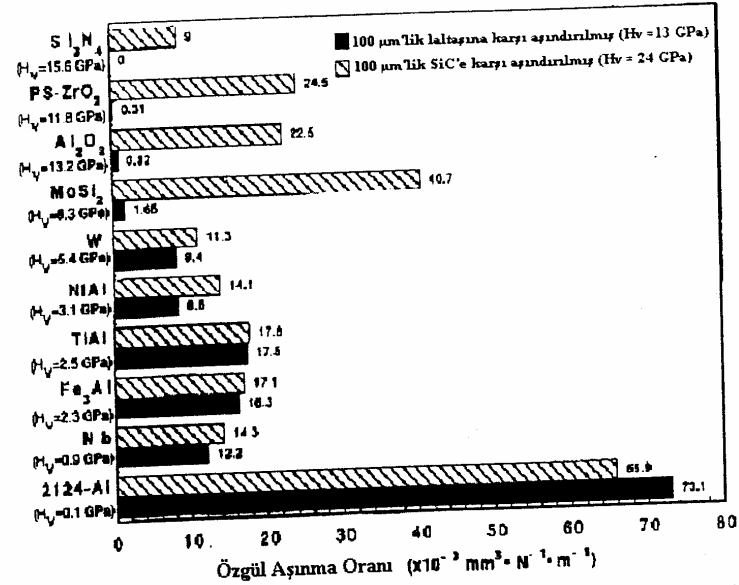
#### **4.8.2. Metallerearası Bileşikler, Metalik Alaşımlar ve Seramik Malzemeler için Aşınma Davranışları**

100 µm'lik gamet parçacıklarına (lal taşı parçacıkları) karşı aşınan metallerearası bileşikler ve alaşımların bir kısmı için abrasiv aşınma oranları Tablo 4.8'de verilmektedir. Ayrıca bu tabloda seçilen metaller ve seramikler için de aşınma oranları verilmiştir. Malzemelerin tümü, aynı tribolojik şartlar sağlanarak test edilmiş ve sonuçlar karşılaştırılmıştır. Test edilen metallerearası alaşımların sert bileşiklerinin (NiAl ve MoSi<sub>2</sub> gibi) düşük aşınma oranlarına sahip olduğu tespit edilmiştir. Sıvı faz sinterlemesi yapılan Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> numunesi, garnet parçacıkları abrasiv testi esnasında daha az kütle kaybına uğramış ve aşınma direncinin büyük olduğu görülmüştür. Tablo 4.8'deki sonuçlar, Fe'in Al ile alaşımlanmasının, aşınma direncini arttıran etkili bir metot olduğunu gösterir. Ayrıca şunu da söylemek mümkündür: Düzensiz (Fe-%16(atomik) Al) alaşımı saf Fe'den yaklaşık %33 daha düşük bir aşınma oranına sahiptir. Fe<sub>3</sub>Al alaşımları (Fe-25Al ve Fe-34Al), saf demirden yaklaşık %45 daha düşük aşınma oranına sahiptir. Ti-Al bileşiklerinin tümü (Ti<sub>3</sub>Al, TiAl ve Al<sub>3</sub>Ti) benzer aşınma oranlarına sahiptir ve bu bileşikler, saf titanyum ve titanyum esaslı alaşımlardan abrasiv aşınmaya karşı daha dirençlidirler [112].

Malzeme üretimindeki basamakların (Tablo 4.7), aşınma oranı üzerinde çok küçük etkilere sahip olduğu gözlenmiştir. Şöyle ki, toz metalürjisi ile üretilen bileşikler (SHS), ingot metalürji tekniği ile imal edilen malzemelere benzer bir aşınma oranına sahiptir. Bu sonuç malzeme seçiminde maliyet açısından oldukça önemlidir [112].

Şekil 4.19. ve Tablo 4.8.'de listelenen değerler, değişik malzemelerin aşınma oranları üzerine abrasiv ortamın etkisini gösterir. Burada şuna dikkat çekilebilir; yumuşak malzemelerin (Al alaşımı, Nb, Fe<sub>3</sub>Al ve TiAl) aşınma oranları izafi olarak abrasiv parçacıklarının sertliğine kısmen duyarlıdır. Bununla beraber, daha sert malzemelerin aşınma davranışları (MoSi<sub>2</sub> ve seramikler gibi), abrasiv parçacık sertlikleri ile büyük ölçüde ilişkilidir. Bu malzemeler, daha yumuşak gamet taşı ile mukayese edilirse daha sert olan SiC parçacıkları karşısında aşınmaya tabi tutulduklarında, aşınma oranında bir veya iki kat daha fazla artma görülür. Bu malzemelerin aşınma yüzeyleri de bu sonucu doğrular niteliktedir. Aşınma işlemi sırasında malzemeden ayrılma mekanizması, SiC parçacıklarının sertliklerindeki artma sebebiyle daha sert ve daha kırılgan malzemeler için değişim gösterir. İki cisimli abrasiv aşınma için, abrasivin sertliği

aşınan malzemenin sertliğine eşdeğer veya daha düşük sertlikte ise. daha yüksek sertliğe sahip kırılğan malzemeler olumlu davranış gösterirler. Bununla beraber, abrasivin sertliği aşınan malzemedan daha fazla ise. aşınma yüzeyinde daha büyük hasar meydana gelir. Gamet taşı ve SiC abrasiv parçacıklarının her ikisi de, yumuşak metallerarası bileşiklerden önemli miktarda sert oldukları için aşınma mekanizmalarında değişiklik gözlenmez [112].



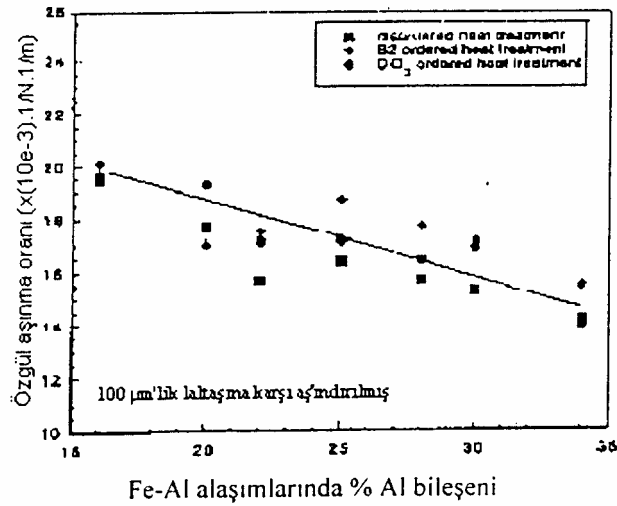
**Şekil 4.19.** Metaller, metallerarası bileşikler ve seramik malzemelerin özgül aşınma oranları üzerine abrasiv aşınma ortamının etkisi [112].

**Tablo 4.8:** 100 µm'lik garnet taşı parçacıklarına karşı aşınan metaller, metallerearası bileşikler ve seramiklerin özgül aşınma oranları [112].

| Malzeme                                           | Sertlik (GPa) | Özgül Aşınma Oranı<br>( $\times 10^{-3} \text{ mm}^3(\text{Nm})^{-1}$ ) |
|---------------------------------------------------|---------------|-------------------------------------------------------------------------|
| <b>Demir Esaslı</b>                               |               |                                                                         |
| Fe                                                | 0.7           | 29.1                                                                    |
| Fe <sub>84</sub> Al <sub>16</sub>                 | 1.9           | 19.5                                                                    |
| Fe <sub>75</sub> Al <sub>25</sub>                 | 2.3-2.7       | 18.1 (SHS); 16.4 (Döküm)                                                |
| Fe <sub>66</sub> Al <sub>34</sub>                 | 2.4           | 14.3                                                                    |
| 304 SS                                            | 1.6           | 12.8                                                                    |
| ASTM A514                                         | 2.7           | 16.8                                                                    |
| AISI 3.1.2.2 100                                  | 6.5           | 8.0                                                                     |
| %12 Mn'lı çelik                                   | 2.1           | 10.3                                                                    |
| AISI 1060                                         | 7.6           | 8.7                                                                     |
| WCI                                               | 7.4           | 4.7                                                                     |
| <b>Titanyum Esaslı</b>                            |               |                                                                         |
| Ti <sub>3</sub> Al                                | 2.9           | 18.1 (SHS); 18.2 (Döküm)                                                |
| TiAl                                              | 2.4           | 17.9(SHS); 17.5 (Döküm)                                                 |
| Ti-48Al-2Cr-2Nb                                   | 2.4           | 16.3                                                                    |
| Al <sub>3</sub> -Ti                               | 2.4           | 17.9                                                                    |
| Al <sub>67</sub> Ti <sub>25</sub> Fe <sub>8</sub> | 3.6           | 20.0                                                                    |
| Al <sub>67</sub> Ti <sub>25</sub> Cr <sub>8</sub> | 3.0           | 18.7                                                                    |
| Düşük oksijenli Titanyum                          | 3.0           | 24.2                                                                    |
| Ti-8Al-1Mo-IV                                     | 3.1           | 23.6                                                                    |
| Ti-10V-2Fe-3Al                                    | 2.8           | 37.8                                                                    |
| <b>Nikel Esaslı</b>                               |               |                                                                         |
| Ni <sub>3</sub> Al                                | 2.0           | 14.5                                                                    |
| Ni <sub>3</sub> Al+0.02B                          | 1.8           | 13.7                                                                    |
| NiAl                                              | 3.1           | 8.6                                                                     |
| <b>Refrakter Esaslı</b>                           |               |                                                                         |
| MoSi <sub>2</sub>                                 | 8.3           | 0.3-1.1                                                                 |
| Nb                                                | 0.8           | 12.2                                                                    |
| W                                                 | 5.4           | 8.4                                                                     |
| <b>Seramikler</b>                                 |               |                                                                         |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>                    | 13.2          | 0.8                                                                     |
| PS-ZrO <sub>2</sub>                               | 11.8          | 0.3                                                                     |
| Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>                    | 15.6          | <0.01                                                                   |

#### 4.8.3. Metalurjik Faktörler Yolu ile Aşınma Direncinin İyileştirilmesi

Bir üçüncü veya dördüncü elementin metallerarası bileşiklere küçük miktarlarda ilaveleri, ikili bileşimlerine benzer aşınma oranları verir. Örneğin,  $\text{Ni}_3\text{Al}+\text{B}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 'ye benzer bir aşınma oranına sahip ve  $\text{Ti-48Al-2Cr-2Nb}$ ,  $\text{Ti}_3\text{Al}$ 'e benzer bir abrasiv aşınma oranına sahiptir. Ayrıca şu da kaydedilebilir: kararlı hale getirilmiş kübik üçlü  $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{23}\text{Cr}_8$  alaşımı ikili tetragonal  $\text{Al}_3\text{Ti}$  bileşiğine benzer bir aşınma oranına sahiptir. Benzer olarak,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ 'nin aşınma davranışı kristal yapının türüne çok duyarlı değildir (Şekil 4.20). Kristal yapıya sahip alaşımlarda, XRD ve TEM bu durumu teyit etmek için kullanılmakta ve bu sonuçlar başka kaynaklar tarafından da doğrulanmaktadır. Fe-Al alaşımı için Al bileşenin Şekil 4.21'de gösterildiği gibi aşınma direnci üzerinde büyük bir rolü vardır. Artan Al bileşeni Fe-Al esaslı alaşımların aşınma oranlarını düşürür. Bu durum, alaşımların hacimsel sertleşmesindeki artıştan kaynaklanır ki bu alaşımların hacimsel sertleşmesi artan Al bileşeni ile artar.



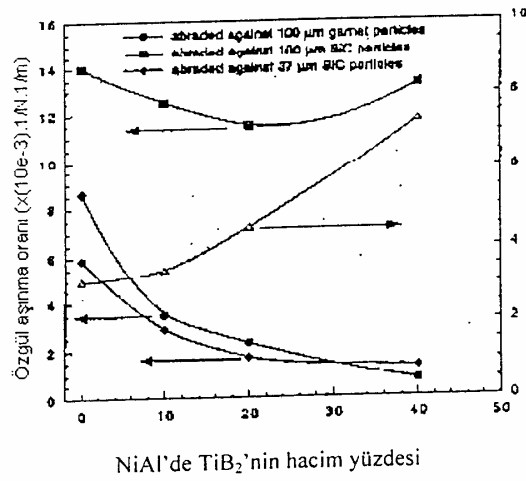
**Şekil 4.20.** 100 nm'lik lal taşı parçacıklarına karşı aşınan Fe-Al alaşımlarının özgül aşınma oranları üzerine Al atomik fraksiyonu ve kristal yapının etkisi [112].

Yukarıda söylendiği gibi, küçük alaşım ilaveleri,  $\text{TiAl}$  ve  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 'nin aşınma oranları üzerine çok küçük etkilere sahiptir. İki fazlı mikroyapıda ( $\text{Ti-48Al-2Cr-2Nb}$ ), her iki faz  $\text{Ti}_3\text{Al}$  ve  $\text{TiAl}$  ile benzer sertliğe sahiptir. Çünkü alaşımlar, ikili bileşiklerde olduğu gibi yaklaşık olarak eşit sertliktedir. Çok sert ikinci fazın çökeldiği alaşım ilaveleri kullanıldığı zaman aşınma direncinde önemli iyileşmeler elde edilmektedir. Bu davranış aşağıdaki kompozisyonlar üzerine oturtulmuş birkaç  $\text{Fe}_3\text{Al}$  üçlü alaşımları yardımıyla sergilenmektedir:  $\text{Fe}(75_x)\text{Al}_{25}\text{M}_x$  ( $x=2, 5, 10$  ve  $\text{M}=\text{Ti, Zr, Cr, Ni, Nb}$  veya  $\text{Mo}$ ).  $\text{Ti, Ni, Nb}$  ve  $\text{Mo}$ 'nin ilaveleri yüksek elemental hacim fraksiyonlarında  $\text{Fe}_3\text{Al}$  için ölçülen hacim oranı için bir azalmayla sonuçlanmıştır. Sert bir ikinci fazın çökmesi aşınma direncinde önemli iyileşmeler meydana getirmiştir.  $\text{Fe}_{65}\text{Al}_{25}\text{Ti}_{10}$  alaşımı

iyi bir aşınma direncine sahiptir ve aşınma oranı yaklaşık %40 civarında ikili  $\text{Fe}_3\text{Al}$  alaşımından daha düşüktür.

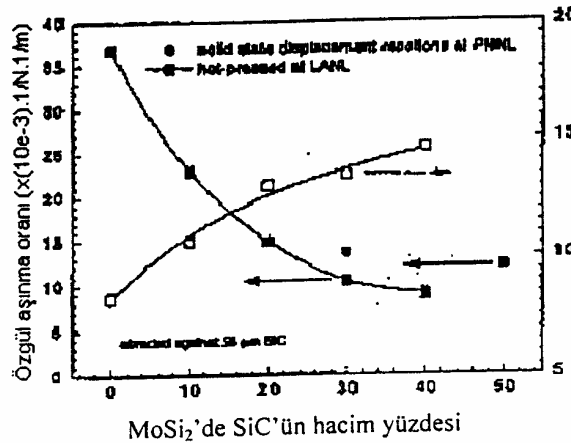
#### 4.8.4. Kompozit Mukavemetlendirilmesi Yolu İle Aşınma Direncinin İyileştirilmesi

Şekil 4.21.'de gösterildiği gibi,  $\text{NiAl-TiB}_2$  için sert-gevrek ikinci fazın çökmesi aşınma direncinde bir iyileşmeye neden olmaktadır. Aşınma direncindeki bu iyileşme ikinci faz parçacıklarının bir sonucu olarak kompozitin sertliğindeki artışın doğrudan bir sonucudur.  $\text{NiAl-TiB}_2$  kompozitlerinin incelenen aşınma yüzeylerinde görülmüştür ki,  $\text{NiAl}$ 'daki  $\text{TiB}_2$ 'nin hacimsel yüzdesi arttıkça zaman zaman özgül aşınma oranında bir azalma meydana gelir



Şekil 4.21.  $\text{NiAl-TiB}_2$  kompozitlerinin özgül aşınma oranları ve sertlikleri [112].

Ayrıca Şekil 4.22'de gösterildiği gibi, kompozitin üretim metodu da aşınma oranı üzerinde etkilidir. Şekilden görüldüğü gibi, sıcak presleme ve katı hal yer değiştirme reaksiyonları ile üretilmiş malzemeler farklı aşınma oranları sergilemektedirler.

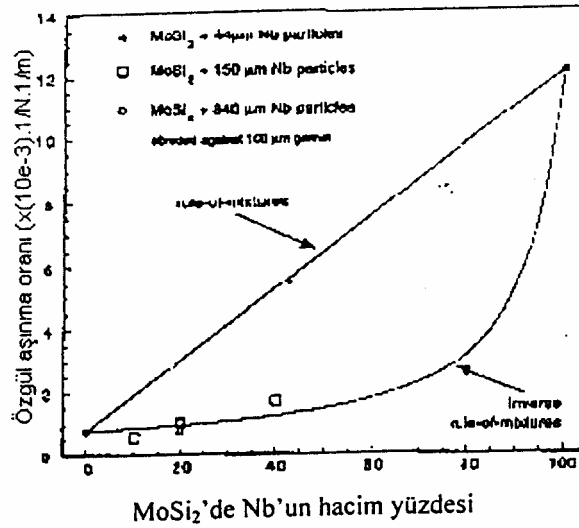


Şekil 4.22.  $\text{MoSi}_2\text{-SiC}$  kompozitlerinin özgül aşınma oranları [112]

Yine yapılan çalışmalar göstermiştir ki, MoSi<sub>2</sub>-Nb kompozitlerinin küçük hacim oranlarında Nb'un takviyesi, MoSi<sub>2</sub>'nin aşınma direncini iyileştirir (Tablo 4.9 ve Şekil 4.23)

**Tablo 4.9.** Nb parçacık takviyeli MoSi<sub>2</sub> için özgül aşınma oranları [112]

| MoSi <sub>2</sub> 'de %Nb | Özgül aşınma oranı<br>(10 <sup>-3</sup> mm <sup>3</sup> (Nm) <sup>-1</sup> ) |
|---------------------------|------------------------------------------------------------------------------|
| 0                         | 0,8                                                                          |
| 10                        | 0,5                                                                          |
| 20                        | 1,1                                                                          |
| 40                        | 1,7                                                                          |
| 100                       | 12,2                                                                         |



**Şekil 4.23.** MoSi<sub>2</sub>-Nb kompozitinin özgül aşınma oranları [112]

Nb'un MoSi<sub>2</sub>'den daha küçük sertlik ve aşınma direncine sahip olmasına ve bu etkinin beklenilmemesine karşı Nb parçacıklarının ilavesi çatlak sapması boyunca MoSi<sub>2</sub>'nin kırılma tokluğunu iyileştirmekte ve sonuç olarak aşınma direncinin artmasına sebep olmaktadır. Ayrıca Nb'un ilavesi burada aşındırıcı malzeme ve MoSi<sub>2</sub> arasındaki sürtünmeyi de azaltır.

Bu bölümde, metallerarası bileşiklerin ve metallerarası kompozitlerin bir kısmının abrasiv davranışları gözden geçirilmiş ve seçilen metaller, alaşımlar ve seramikler ile karşılaştırılmıştır. Buradan şu sonuçlar çıkarılabilir.

**1-** Bu malzeme grubunun bir türü olan Nikel-Alüminyum metallerarası bileşikleri, geleneksel Ni alaşımlarından çok daha fazla aşınma direncine sahiptir [1].

2- Ni-Al'nin aşınma davranışı, Al içeriğine göre değişmekte, daha fazla miktarda Al içeren bu alaşımların aşınma direnci de artmaktadır [1].

3- Yumuşak metallerarası bileşikler abrasiv aşınma durumlarında daha çok metaller gibi davranırken sert metallerarası bileşikler ( $\text{MoSi}_2$  gibi) daha çok seramik davranışı sergilemiştir.

4- Kompozit mukavemetlendirilmesi bütün durumlarda aşınma direncini iyileştirmiştir. Yumuşak ve sünek takviyeler kadar gevrek ve sert takviyeler de metallerarası bileşiklerin aşınma direncini iyileştirmede etkilidirler [112].

Birbirine göre relatif (izafi) hareket halinde ve temasta olan yüzeyler arasında her zaman ters yönde bir direncin var olması sonucu aşınmanın meydana gelmesi gözlenir. Aşınma arzu edilmeyen bir olay olduğu için, sürtünme ile çalışan bazı sistemler (kavramalar, frenler) hariç, aşınmanın azaltılması için çalışmalar yapılması gerekir. Ekonomik yönden olaya bakılacak olursa; sürtünme sonucu oluşan enerji kayıpları ve aşınan parçaların yenilenmesi ekonomiye bir hayli yük getirmektedir. Özellikle taneli katı madde taşınımının yapıldığı sahalarda ve maden işletmelerinde aşınmanın yarattığı kayıplar oldukça büyüktür [113].

Günümüzde gelişen ve yaygınlaşan sanayi ile aşınma problemi daha da güncelleştiğinden, herhangi bir istenmeyen durumun olmaması için, bakım zamanlarında gerekli ve yeterli koşulun sağlanması hedeflenir.

Aşınma olayında parçanın şekli, malzemesi ve işletme şeklinin değiştirilmesi her an mümkün olmayabilir. O zaman malzemenin uygun seçilmesi aşınmayı azaltma yollarından birisi olabilir.

Yukarıda açıklanan şartlardan herhangi birisinin küçük bir değişikliği aşınmayı istenilen yönde veya aksi yönde etkiler.

## 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, Al, Cu ve 2124 Al alaşımları gibi üç farklı matrise yine ağırlıkça %5, %10 ve %15 gibi üç farklı oranda  $Ni_3Al$  metallerarası bileşiği takviye edilerek toz metalurjisi yöntemiyle metal matrisli kompozit malzemeler üretilmiştir. Ayrıca 2124Al alaşım matrisi ve kompozitlerine T6 ısıtıl işlemi uygulanarak ısıtıl işlemin bu malzemeler üzerindeki etkisi gözlenmiştir. Bütün hazırlanan bu malzemeler için sıcaklık, kayma mesafesi ve hız sabit tutularak farklı yüklerde ve yük, kayma mesafesi ve hız sabit tutularakta yüksek sıcaklıklarda kuru kayma aşınma özellikleri araştırılmıştır.

### 5.1. Deneyde Kullanılan Malzemeler

#### 5.1.1. Matris Malzemeleri

Yapılan deneylerde, toz metalurjisi yöntemiyle üretilen Al, Cu ve 2124 Al alaşım matrisli ve ağırlıkça %5 ,%10 ve %15 oranlarında  $Ni_3Al$  partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler kullanılmıştır.

Matris malzemeleri olarak kullanılan Al ve Al alaşımları düşük sertliklerinden dolayı diğer metalik alaşımlarla karşılaştırıldığında düşük aşınma direncine sahiptir.Fakat düşük yoğunluklarından ve ucuz olmasından dolayı özellikle otomotiv endüstrisinde aşınma davranışları geliştirilerek kullanımı artmıştır.Al matrisli kompozitler hafif malzemeler olduğu için enerji harcaması da düşüktür. Bu özelliğinden dolayı Al ve Al esaslı alaşımların matris malzemesi olarak kullanılıp partikül takviyesi ilave edilerek de aşınma direnci geliştirilmektedir.

Yumuşak matrise sert partikül takviyelerinin ilavesi malzemenin sertliğini arttırmakta ve aşınma oranını azaltmaktadır.Bu nedenle Al matrisli kompozitler otomobillerde aşınmaya maruz kalan makaralarda, zincirlerde ve diesel motorlarında piston malzemesi olarak kullanılmaktadır.Bu nedenle matris malzemesi olarak kullanılan 70  $\mu m$  boyutlarındaki Al tozu ülkemizde Türkiye Toz Derneğinden temin edilmiştir.

Al matristen farklı olarak Al esaslı alaşımlarda yüksek sıcaklıkta iyi performans veya yüksek aşınma dirençli alaşımlarla, düşük termal genleşme verdiklerinden dolayı çalışmamızda 75  $\mu m$  boyutlarında 2124Al alaşım tozu ülkemizde üretimi ve üretim yöntemi henüz bilimsel araştırma ve çalışma konusu olmayan bir toz olduğundan İngiltere'nin Alpoco ( Alüminyum Powder Compony Limited ) firmasından temin edilmiştir.

Matris malzemesi olarak kullanılan 2124 Al alaşımının kimyasal analizi Tablo 5.1 de verilmektedir.

**Tablo 5.1.** Deneyde kullanılan 2124 Al alaşımının kimyasal analizi

| Elementler | Cu  | Fe  | Si   | Mg  | Mn  | Al           |
|------------|-----|-----|------|-----|-----|--------------|
| Ağ(%)      | 3.9 | 0.1 | 0.06 | 1.5 | 0.5 | Geriye kalan |

Cu matrisli kompozitler yüksek elektrik ve termal iletkenliğe sahip olduklarından dolayı genellikle elektronik endüstrisinde kullanılmaktadır. Fakat (make –break contacts and brushes) gibi elektrikli temas malzemelerinde Cu matrisli malzemeler kullanılabilir. Bu tür malzemelerde yüksek elektrik ve termal iletkenlik, yüksek mukavemet ve yüksek aşınma direnciyle iyi kimyasal denge gereklidir.

Cu matrisli kompozitler üretildiklerinde termal/elektrik iletkenliği ve mukavemeti süper bir kombinasyon gösterirken mekanik özelliklerinde önemli bir artış ve tribolojik özelliklerinde de gelişme göstermektedir. Ayrıca Cu yorulma , sürünme ve aşınmaya karşı yüksek direnç göstermektedir. Tüm bu sebeplerden dolayı matris malzemesi < 63 µm boyutlarındaki Cu tozu Almanya'nın Merck firmasından temin edilmiştir.

### 5.1.2 Takviye Malzemesi

Nikel esaslı süper alaşımlar yüksek sıcaklıklarda dayanımlarını koruyabilen yüksek ısı dirençli alaşımlar olup yine yüksek sıcaklıklarda iyi korozyon ve oksidasyon direncine ve üstün sürünme ve kopma dayanımına sahiptirler. Ayrıca tipik olarak bir nikel esaslı süper alaşım olan Ni<sub>3</sub>Al bir metallerearası bileşik olup düşük yoğunluğa, yüksek ergime sıcaklığına ve iyi aşınma direncine sahip bir bileşiktir. Bu nedenle de bu çalışmada, takviye malzemesi olarak kullanılan Ni<sub>3</sub>Al yüksek sertliği, yüksek elastik modülü ile yüksek ergime sıcaklığına ve iyi aşınma direncine sahip olduğundan dolayı takviye malzemesi olarak kullanılmıştır. Ni<sub>3</sub>Al metaller arası bileşiği diğer bileşiklerle ve seramiklerle kıyaslandığında artan sıcaklıkla mukavemeti, şekillendirebilirliği ve korozyon direnciyle, sünekliliği geliştiğinden dolayı tercih edilebilen takviye malzemelerindendir. Ayrıca seramik gibi takviye malzemeleriyle kıyaslandığında Ni<sub>3</sub>Al metallerearası bileşiğinin yük taşıma kapasitesi daha yüksektir. Tüm bu sebeplerden dolayı <149µm boyutlarındaki Ni<sub>3</sub>Al tozu Amerika'nın Alfa firmasından temin edilerek takviye malzemesi olarak kullanılmıştır.

Ayrıca deneysel çalışmada kompozit malzemelerde takviye ve matris malzemesinin termal genleşme katsayılarının birbirine yakın değerlerde olması matris malzemesi olarak

kullanılan Al, Cu ve 2124Al alaşımı ve takviye malzemesi olarak ta kullanılan Ni<sub>3</sub>Al'un kullanılabilirliğini arttırmaktadır.

Termal işlemlerde kompozit malzemelerin partikül ve matris ara yüzeyinde artık gerilmeler oluştuğundan dolayı düşük kuvvetlerde malzemenin hasara uğraması kolay olmaktadır. Fakat matris ve takviyenin termal genleşme katsayıları birbirine ne kadar yakın olursa partikül ve matris arasında meydana gelen bu hasar o kadar az olur. Ni<sub>3</sub>Al takviyesinin termal genleşme katsayısının  $13 \times 10^{-6} K^{-1}$ , Al alaşımının  $24 \times 10^{-6} K^{-1}$  ve Cu matrisinin de  $16.6 \times 10^{-6} K^{-1}$  olmaktadır. Matris ve takviye arasındaki termal genleşme katsayısındaki bu küçük farklılık takviye matris ara yüzeyinde görülen artık gerilmeyi düşürmektedir. Buda yüksek sıcaklıklarda malzemede daha az hasar oluşmasını sağladığından dolayı çalışmamızda Al, 2124Al alaşımı ve Cu matris olarak ve Ni<sub>3</sub>Al'de takviye malzemesi olarak kullanılmıştır.

## **5.2.Üretim Yöntemi**

### **5.2.1. Tozların Preslenmesi ve Sinterlenmesi**

Matris malzemesi olarak Al, Cu, 2124 Al alaşımı ve takviye malzemesi olarak da Ni<sub>3</sub>Al metallerarası bileşiği kullanılarak toz metalurjisi yöntemiyle kompozit malzemeler üretilmiştir. Matris malzemesi içinde takviye malzemesinin üniform dağılımını sağlamak amacıyla matris içine ağırlıkça %5, %10 ve %15 oranlarında ilave edilen Ni<sub>3</sub>Al takviyesi 30 dakika karıştırılmıştır. Daha sonra, karıştırılan tozlar şekillendirilmek amacıyla hazırlanan kalıp içinde 7.5 mm yüksekliğinde ve 12 mm çapında silindir şeklinde tek yönlü soğuk preslenmiştir. Presleme işleminde Al+Ni<sub>3</sub>Al ve Cu+Ni<sub>3</sub>Al malzemeleri 350 MPa basınç altında, 2124+Ni<sub>3</sub>Al malzemeleri de 530MPa basınç altında kompaktlanmıştır. Preslemede kullanılan kalıp malzemeleri sečilirken parçanın ham yoğunluğu ve şekline göre sečilmektedir. Bu da kalıbın baskı sonucu esnemesini ve deforme olmasını önler.

Kalıp hazırlanmasında Ç1040 çeliğinin ön görülen kalıp parçaları tornada işlenerek erkek ve dişi kalıplar olarak istenilen ölçölere getirilmiştir. Kalıp içine tozun şekillenmesini sağlamak amacıyla her preslemede yerleştirilen kalıp parçalarıyla, presleme sırasında verilen basıncı tozun üzerine iletmek için kullanılan kalıp parçası K100 çeliğinden (%2 C-%0,20 Si-%0,30 Mn ve %11,5 Cr) yapılmıştır. Daha sonra bu parçalar uygulanan basınca karşi dayanıklı olsun diye 800°C de 30 dakika yumuşatma tavına tabi tutulmuştur. Bu işlem sonrası kalıp parçalarının max sertliği 250 HB olmuştur. Kalıbın parçaları birbirleri içinde hareket ederken sürtünme ve aşınmaya maruz kalmamaları için 0,001 mm boşluk toleransı verilerek imal edilmişlerdir.

Presleme sonrası malzemelerin partikülleri arasında bağ oluşturularak; mukavemeti ile yoğunluğunun artmasını ve porozitesinin azalmasını sağlamak amacıyla Al ve 2124 Al alaşım matrisli Ni<sub>3</sub>Al takviyeli numuneler 500°C de 45 dakika ve Cu matrisli Ni<sub>3</sub>Al takviyeli numunelerde 900°C de 30 dakika sinterlenmiştir.

### 5.2.2. Isıl İşlem

Deneylerde, yaşlandırma ısı işlemi aşınma performansı üzerindeki etkilerini araştırmak amacıyla %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitlerin ve 2124 Al alaşım matrislerinin bir kısmı yumuşak ve daha sünek matriste ince sert uyumlu çökeltilerin uniform dağılımını sağlamak için yaşlandırma ısı işlemine tabii tutulmuştur. Bunun için ısı işlem görebilen alüminyum alaşım serisinde olan (2XXX) malzemeye uyguladığımız yapay yaşlandırma ısı işlemiyle katı çözeltiyi yüksek sıcaklıkta tek faz bölgesinde çözündürme işlemi uygulanması için malzemeler önce solvüs sıcaklığının üzerinde olan 500°C ye kadar ısıtılıp homojen katı eriyik oluşması için 4 saat bekletilmiştir. Bu çözündürme uygulamasından sonra numuneler çözünürlüğün çok daha az olduğu oda sıcaklığına hızlı bir şekilde soğutulup (suya çekme işlemi) aşırı doymuş katı çözelti olarak yarı kararlı duruma getirilmiştir. Son işlem olarak ta dengeli bir yapıda olmayan aşırı doymuş katı eriyikli numuneler düşük sıcaklık olan 160°C lik yaşlandırma sıcaklığına ısıtılıp 18 saat bekletilerek yarı kararlı durumdan kararlı duruma getirilmiştir. Yaşlandırılan numuneler aşınma deneylerine tabi tutuluncaya kadar –8 °C de tutularak aşırı yaşlanmaları önlenmiştir.

Yukarıda anlatıldığı gibi malzemelerin üretim ve ısı işlem değerleri Tablo 5.2’de verilmektedir.

**Tablo 5.2.** Aşınma deneyinde kullanılacak malzemelerin üretim ve ısı işlem değerleri

| Malzeme                                      | Karıştırma Süresi (dakika) | Presleme basıncı (Mpa) | Sinterleme sıcaklığı (°C) | Sinterleme Süresi (dakika) | Isıl İşlem        |                  |                    |
|----------------------------------------------|----------------------------|------------------------|---------------------------|----------------------------|-------------------|------------------|--------------------|
|                                              |                            |                        |                           |                            | Çözündürme işlemi | Soğutma Şartları | Yaşlandırma İşlemi |
| Al, Al+% (5,10,15)Ni <sub>3</sub> Al         | 30                         | 350                    | 500                       | 45                         |                   |                  |                    |
| Cu, Cu +% (5,10,15)Ni <sub>3</sub> Al        | 30                         | 350                    | 900                       | 30                         |                   |                  |                    |
| 2124Al, 2124Al+% (5,10,15)Ni <sub>3</sub> Al | 30                         | 530                    | 500                       | 45                         |                   |                  |                    |
| 2124Al, 2124Al+% (5,10,15)Ni <sub>3</sub> Al | 30                         | 530                    | 500                       | 45                         | 500°C’de 4 saat   | Suya çekme       | 160°C’de 18 saat   |

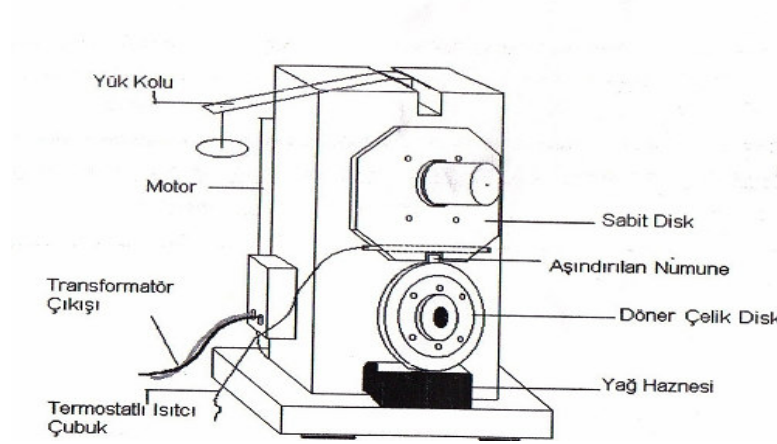
Tablo 5.3’de deneylerde kullanılan numuneler ve özellikleri deney sonuçları ve tartışma bölümünde de geçen kısaltmalarıyla birlikte verilmiştir.

**Tablo 5.3.** Deneylerde kullanılan numuneler ve özellikleri

| Numune | Özellikleri                                                  | Numune | Özellikleri                                                               |
|--------|--------------------------------------------------------------|--------|---------------------------------------------------------------------------|
| A1     | Takviyesiz Alüminyum                                         | B1     | Takviyesiz 2124 Al                                                        |
| A2     | Alüminyum matrisli %5 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit  | B2     | 2124 Al matrisli %5 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit                 |
| A3     | Alüminyum matrisli %10 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit | B3     | 2124 Al matrisli %10 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit                |
| A4     | Alüminyum matrisli %15 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit | B4     | 2124 Al matrisli %15 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit                |
| D1     | Takviyesiz Bakır                                             | C1     | Yaşlandırılmış Takviyesiz 2124 Al                                         |
| D2     | Bakır matrisli %5 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit      | C2     | Yaşlandırılmış 2124 Al matrisli %5 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit  |
| D3     | Bakır matrisli %10 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit     | C3     | Yaşlandırılmış 2124 Al matrisli %10 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit |
| D4     | Bakır matrisli %15 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit     | C4     | Yaşlandırılmış 2124 Al matrisli %15 Ni <sub>3</sub> Al takviyeli kompozit |

### 5.3. Aşınma Deneyleri

Kimyasal bileşimleri ve özellikleri yukarıda verilen malzemelerin aşınma davranışlarını metal-metal aşınması altında incelemek amacıyla Kayseri Erciyes Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünde bulunan ve Şekil 5.1’de krokisi ve Şekil 5.2’de resmi gösterilen TE53/80004 marka çok amaçlı sürtünme ve aşınma makinesinden yararlanılmıştır.



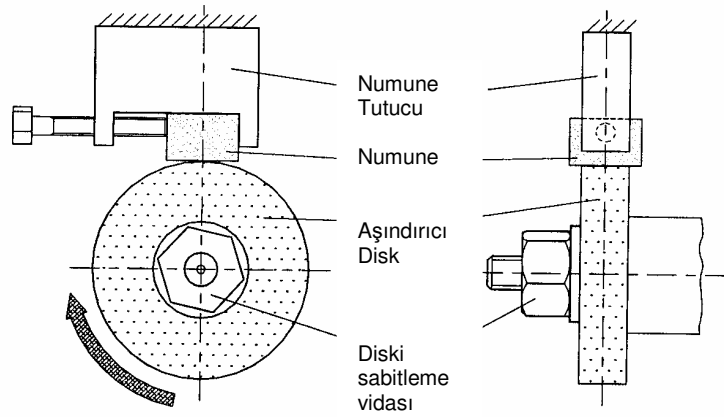
**Şekil 5.1.** TE53/80004 marka çok amaçlı sürtünme ve aşınma makinesi



**Şekil 5.2.** TE53/80004 marka çok amaçlı sürtünme ve aşınma makinesi

Aşınma deney numuneleri silindir şeklinde olup 7.5 mm yüksekliğinde ve 12 mm çapındadır. Ancak numunelerin boyutları ve şekilleri aşınma test cihazına bağlanmak için uygun olmadığından dolayı bir tutucu vasıtasıyla test cihazına bağlanmaktadır.

Pim-on-ring sistemine göre çalışan aşınma düzeneğine numunenin bağlanması için kullanılan tutucu malzemeyle aşınma cihazına bağlanma şekli Şekil 5.3'te gösterilmiştir. Ayrıca metal-metal aşınmasına uygun olacak biçimde karşı aşındırıcı disk olarak kullanılan ve FAG firmasından temin edilen 6200-2ZC3 standardındaki rulman şeklinde gösterilmiştir.



**Şekil 5.3.** Numune tutucu ve aşındırıcı diskin şekli

Piyasada 6200-2ZG3 serisinden yeterli miktarda temin edilen rulmanların içleri boşaltılmış ve bilyeleri çıkartılmış olan disklerin iç çapları, döner çelik disklerin bağladığı milin dış çapından büyük olduğundan dolayı, disklerin içlerine, bu milin üzerine oturmasını sağlayacak kalınlıkta pirinç malzemeden burç geçirilmiştir. Daha sonra asetonla temizlenip kurulan diskler, aşınma deney cihazına Şekil 5.4'de resmi gösterilen tutucu vasıtasıyla bağlanmıştır.



**Şekil 5.4** Numune tutucu

Deneylerden önce tüm aşınma numuneleri 800 ve 1000 numaralı zımpara kağıdıyla taşlanmış ve sonra ultrasonik olarak aseton içerisinde temizlenmiştir. Numuneler cihaza bağlanmadan önce  $10^{-4}$  gr ağırlığa duyarlı hassas terazide tartılarak sabit disk üzerindeki yuvasına monte edilmiştir.

Bu işlemlerden sonra Şekil 5.1’de gösterildiği gibi sabit disk üzerine oturtulan oynar ağırlık kolu vasıtasıyla numuneler üzerine iletilerek çelik diskle tam teması sağlanmıştır. Sonra 25 cm uzunluğunda ve 5 mm çapındaki AISI 304 paslanmaz çelik direnç teli, açılan kanala uzunlamasına yerleştirilmiştir. Numune tutucu ile paslanmaz çelik direnç telinin birbiriyle temas edip kısa devre yapmasını önlemek için telin yerleştirilmiş olduğu kanal, cam suyu ve ateş toprağı karışımıyla doldurulmuş ve 700°C’de 2 saat süreyle fırınlanmıştır. Deney sırasında sıcaklığın tespit edilebilmesi için numune tutucuda numuneye yakın bir yerde matkap ile açılan deliğe termocouple yerleştirilip numune tutucu aşınma deney cihazının sabit diskinde bağlanmıştır. Deney sırasında makinaya bağlı olan bir transformatör yardımıyla da kayma sırasındaki sürtünme katsayısı değerleri transformatörün ucuna bağlı olan ve Şekil 5.5 ‘de gösterilen çizici vasıtasıyla grafik olarak tespit edilmiştir.



**Şekil 5.5.**Aşınma sırasında sürtünme katsayısını grafik olarak tespit etmemizi sağlayan çizici.

Aşınma testine tabi tutulan numuneler test sonrası tekrar temizlenip asetonla silindikten sonra aşınma öncesi ve aşınma sonrası ölçülen ağırlık farklarından yararlanarak aşınma miktarları, ağırlık birimi (mg) cinsinden tespit edilmiştir. Yoğunluğu (Al matris ve kompozitleri için=2.7 mg/m<sup>3</sup>, 2124Al alaşım matrisi ve kompozitleri için=2.8 mg/m<sup>3</sup> ve Cu matris ve kompozitleri için=8.9 mg/m<sup>3</sup>) ve aşınmadaki ağırlık kaybı bilinen numunelerin aşınma oranları, aşınma ölçüm metotları içinde en çok kullanılan ağırlık farkı ölçme metodundaki bağıntılar kullanılarak bulunmuştur.

$$W_a = \Delta G / d.F.S$$

$$W_a = \text{Aşınma oranı (mm}^3/\text{N.m)}$$

$$\Delta G = \text{Ağırlık kaybı (mg)}$$

$$d = \text{Cismin yoğunluğu (gr/cm}^3\text{)}$$

$$F = \text{Yüklemeye ağırlığı (N)}$$

$$S = \text{Kayma mesafesi (m)}$$

Çalışmamızın amacı; Al, Cu ve 2124 Al alaşımı gibi üç farklı matrise, yine %5, %10 ve %15 gibi üç farklı oranda Ni<sub>3</sub>Al metallerarası bileşiğinin katılmasının etkilerini araştırmakla beraber, 2124 Al alaşım matrisi ve kompozitlerine yaşlandırma ısı işlemi uygulayarak ısı işlemin etkilerini görmektir. Bununla beraber bu malzemeler 0,4m/s'lik sabit hız, 1500m'lik sabit kayma mesafesi ve 1 saatlik süre altında üç farklı yükte ve dört farklı sıcaklıkta kuru kayma aşınması üzerine etkileri araştırılmıştır. Bunun için, 25°C'lik sabit sıcaklıkta 83 N, 100N ve 150N gibi üç farklı yük ve 83 N'luk sabit yükte 25°C, 50°C, 100°C, 150°C'lik gibi dört farklı sıcaklık değişimi kullanılmıştır.

#### 5.4. Metalografik Çalışmalar

Metalografik çalışmalar, optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak yapılmıştır. Aşınma deneyi sonrasında asetonla temizlenen deney numunelerinin, aşınma mekanizmalarını belirleyebilmek için SEM mikroskobunda, taramaya tabi tutularak kontrol edilmiş ve fotoğrafları çekilmiştir.

Aşınma öncesi optik mikroskopla ve SEM ile resimleri çekilen numuneler 400,600,800,1000,1200 numaralardaki zımparalara tutularak yüzeyleri temizlenmiş. Sonrasında üç mikron elmas pastadan geçirilen numunelerin yüzeyleri alkolle silinerek metalografik manada parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Dağlayıcı olarak, takviyeli ve takviyesiz Al ile takviyeli ve takviyesiz 2124 Al alaşımları için kellar ayırıcı (1 gr HF+1,5gr HCl+2,5 gr HNO<sub>3</sub>+95ml su) ve takviyeli ve takviyesiz Cu içinde 5 gr Fe(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>+25 ml HCl ve 70 ml su

içerikli dağlayıcı kullanılmıştır. Dağlama işleminden sonra numunelerin metalografik yapılarını gösteren fotoğraflar çekilmiştir.

Metal-metal aşınması öncesi numunelerdeki mikroyapıların ve kompozitteki  $\text{Ni}_3\text{Al}$  dağılımlarını görmek için ve aşınma sonrası numune yüzeyindeki değişimleri ve değişimlere bağlı olan aşınma mekanizmalarını belirleyebilmek için SEM mikroskobunda taramaya tabi tutularak çeşitli büyütme ölçeklerinde fotoğrafları çekilmiştir.

### **5.5. EDS Analizi**

SEM mikroskobunun bir ünitesini oluşturan EDS cihazında numunelerin mikro yapısından ve aşınma yüzeylerinden bir çok yapının noktasal analizleri yapılmış, sonuçlar grafik şeklinde çıktı olarak alınmış ve değerlendirilmiştir.

### **5.6. Sertlik Ölçümleri**

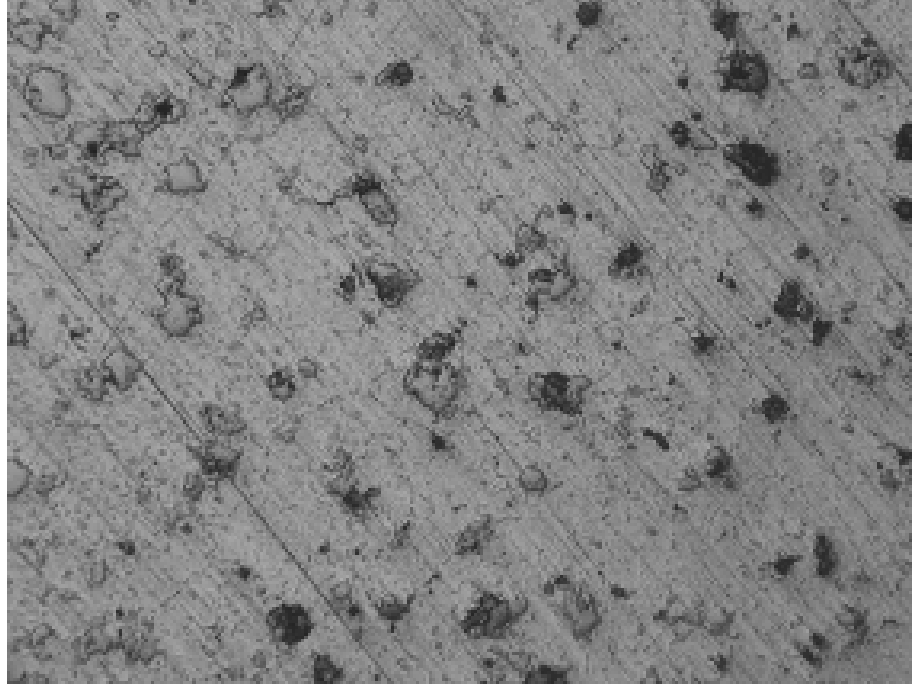
Aşınma deneyleri öncesi takviyenin malzemenin sertliğini nasıl etkilediğini tespit etmek amacıyla, Fırat Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği malzeme laboratuvarında bulunan Emco Test Otomatik marka makrosertlik cihazı kullanılmıştır.

## 6.DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

### 6.1. Mikroyapı İncelemeleri

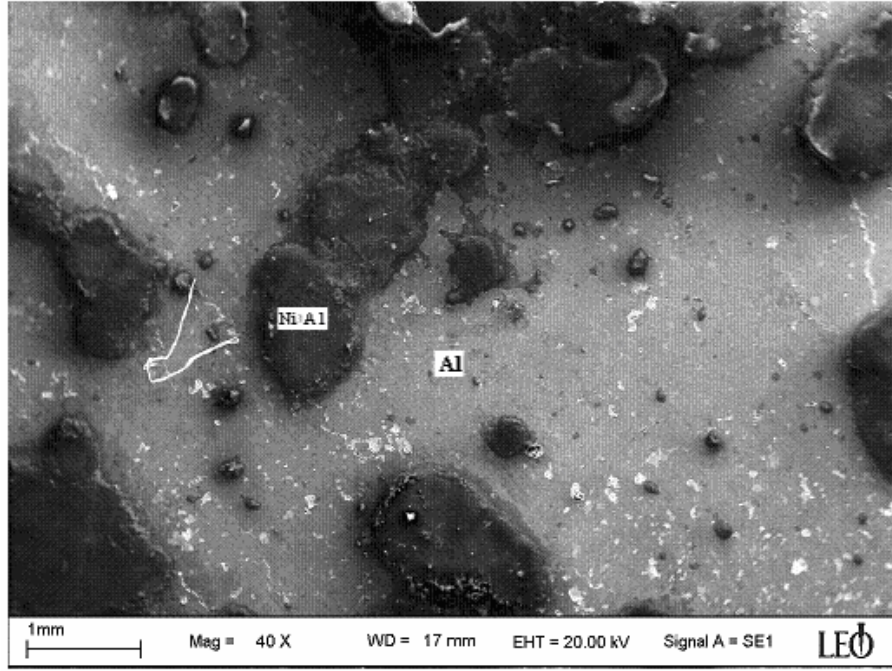
#### 6.1.1. Deney Numunelerinin Optik Mikroskop ve SEM Görüntüleri

%10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli deney numunesinin, toz metalurjisi yöntemiyle üretildikten sonra, aşınma işlemi görmemiş orjinal mikroyapısı Resim.6.1’de gösterilmektedir.



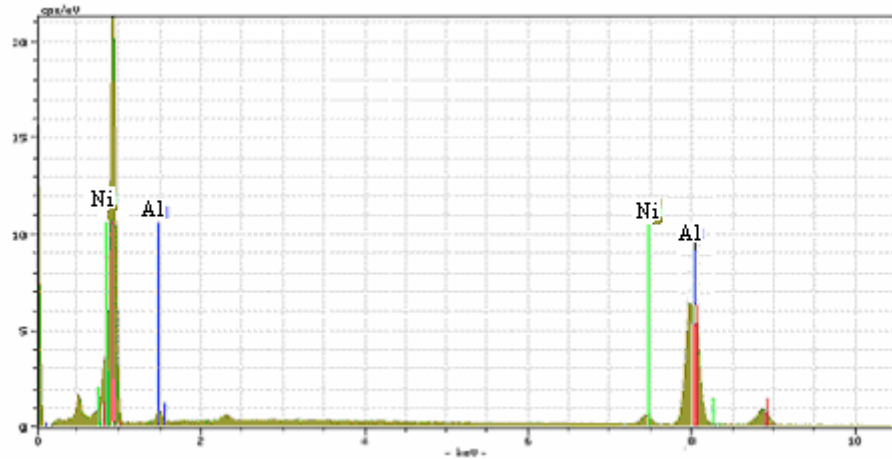
**Resim 6.1.** Aşınma deneyi öncesi %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli deney numunesinin orjinal iç yapı optik mikroskop görüntüsü (x 750)

Resim 6.1’de üretim sonrası Al matrisine ilave edilen Ni<sub>3</sub>Al takviyelerinin matristeki dağılımı ve matrise ilave edilen takviyelerin matrisle olan bağının iyi olduğu görülmektedir.

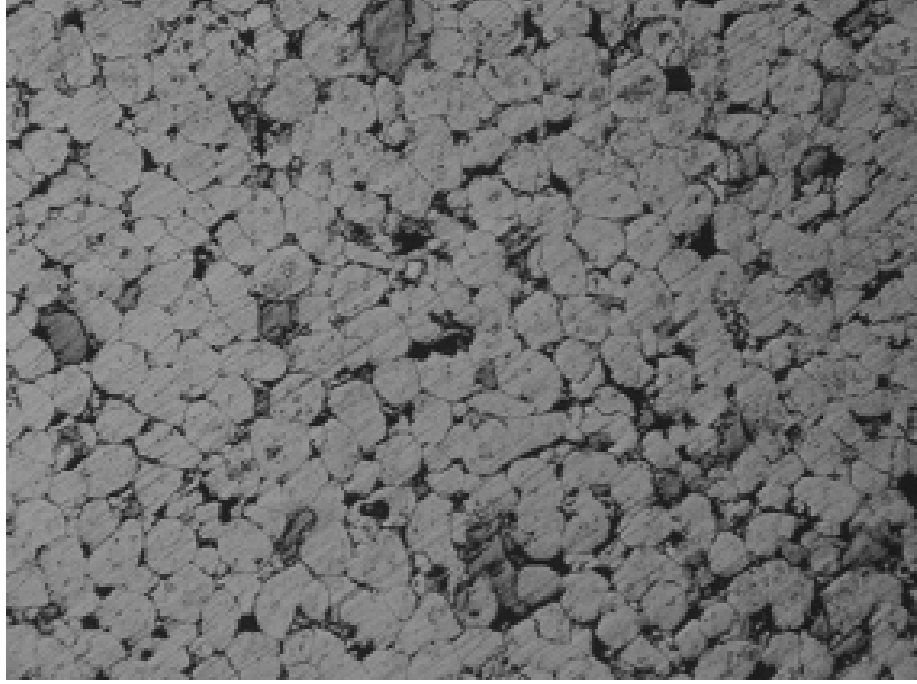


**Resim 6.2.** %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin SEM görüntüsü

Resim 6.2’de aşınma deneyi öncesi %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin SEM görüntüsü verilmektedir. SEM görüntüsünde, Ni<sub>3</sub>Al takviyelerinin Al matristeki dağılımı görülmektedir. Şekil 6.1’de de aşınma deneyi öncesi %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin takviyeleri üzerinden alınan EDS analiz sonucuna göre partiküllerin Ni<sub>3</sub>Al olduğu ispatlanmıştır.

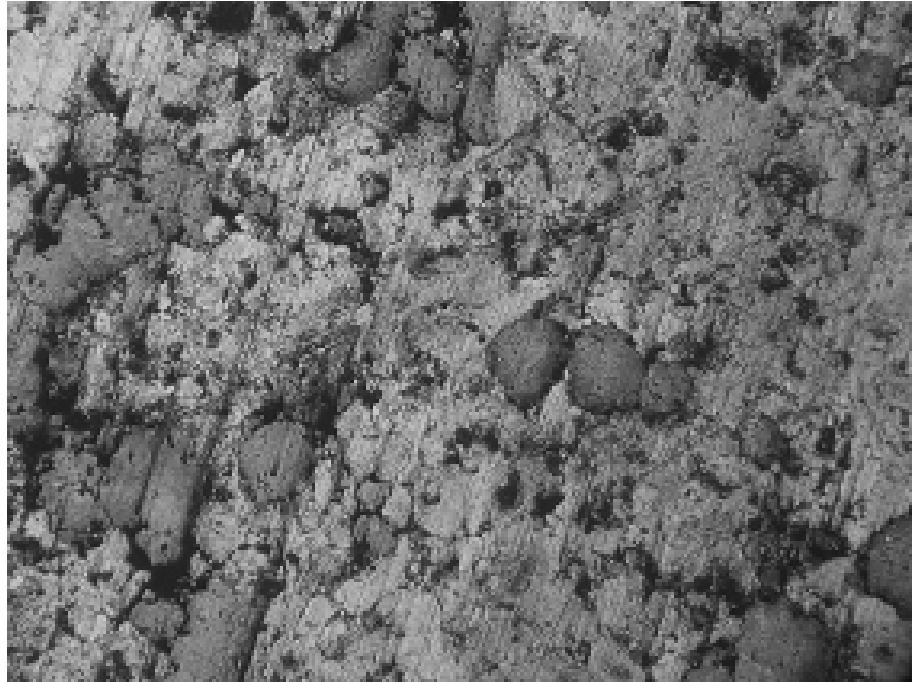


**Şekil 6.1.** %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozit malzemede takviye partiküllerinden alınan EDS analizi



**Resim 6.3.** Aşınma deneyi öncesi %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunelerinin orjinal iç yapı optik mikroskop görüntüleri (x 750)

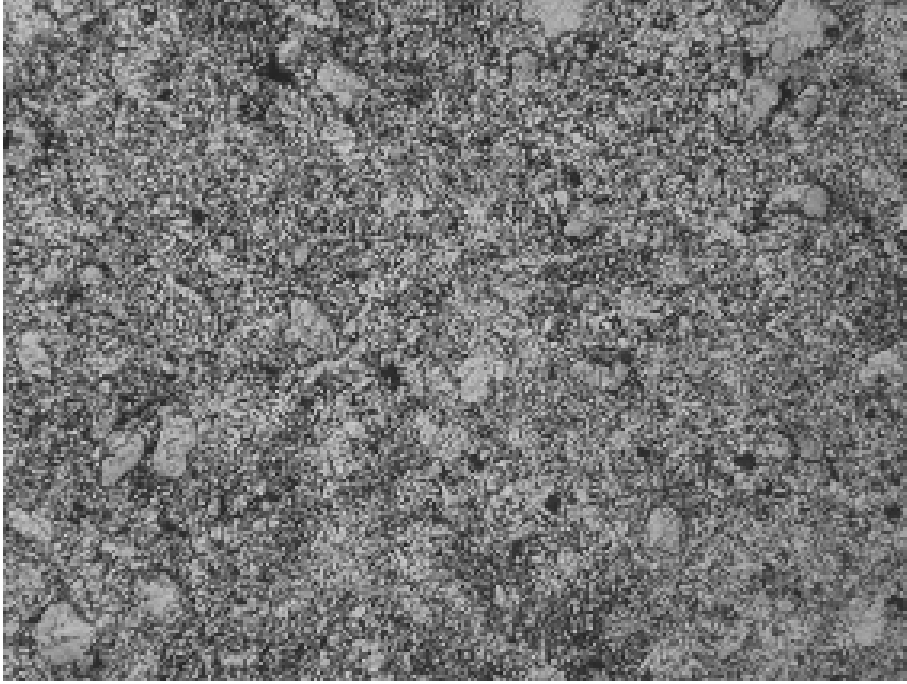
Resim 6.3’de 2124 Al alaşım matrisiyle, %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunelerinin aşınma deneyi öncesi optik mikroskop görüntüleri verilmektedir. Resimde Al matrisli deney numunelerinde olduğu gibi takviye malzemesinin matristeki dağılımı görülmektedir.



**Resim 6.4.** Aşınma deneyi öncesi yaşlandırma ısı işlemi görmüş %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunesinin orjinal iç yapı optik mikroskop görüntüsü (x 750)

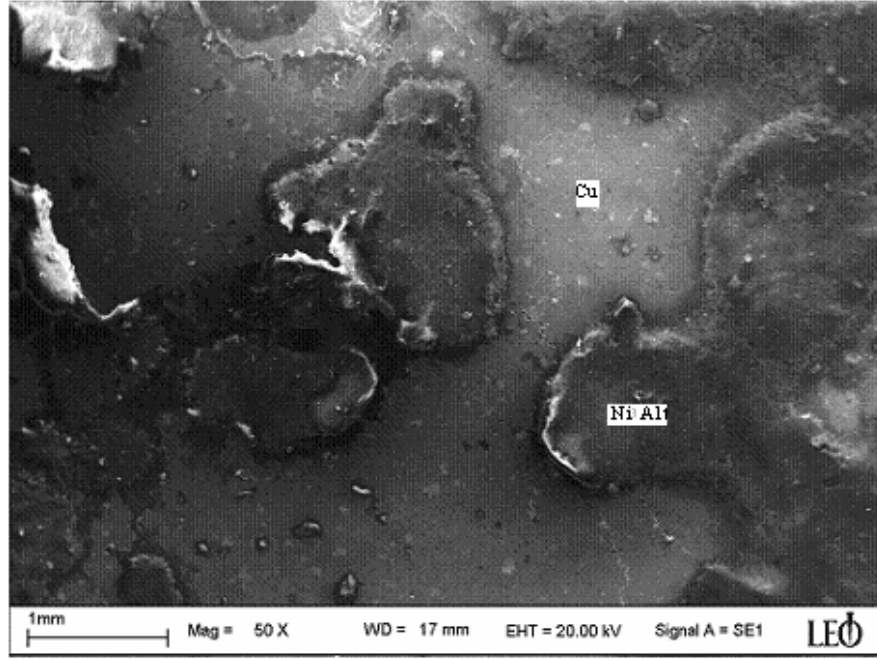
T6 yaşlandırma ısıtma işlemine tabi tutulmuş, %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunelerinin aşındırma işlemi görmemiş orjinal mikroyapıları Resim 6.4’de gösterilmiştir. T6 ısıtma işlemi görmemiş 2124 Al alaşım matrisli numunelerde olduğu gibi T6 yaşlandırma ısıtma işlemi görmüş numunelerde de matrise ilave edilen takviyenin matris malzemesindeki homojen dağılımı görülmektedir. Ayrıca Ni<sub>3</sub>Al partikül takviyelerinin aralarında eş eksenli yayıldığı ve Ni<sub>3</sub>Al partikül çevresinde 2124 Al alaşım matrisinin bazı bölgelerde akışının tamamlanmadığı da resimlerde görülmektedir.

İşlemsiz ve T6 ısıtma işlemli deney numuneleri kıyaslandığında yaşlandırılmış kompozitlerin yaşlandırılmamış kompozitlere göre daha az boşluk içerdiği ve takviye dağılımının yaşlandırılmış numunelerde işlemsiz numunelere göre daha iyi olduğu da Resim 6.3 ve Resim 6.4’de görülmektedir.



**Resim 6.5.** Aşınma deneyi öncesi %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numunesinin orijinal iç yapı optik mikroskop görüntüsü (x 750)

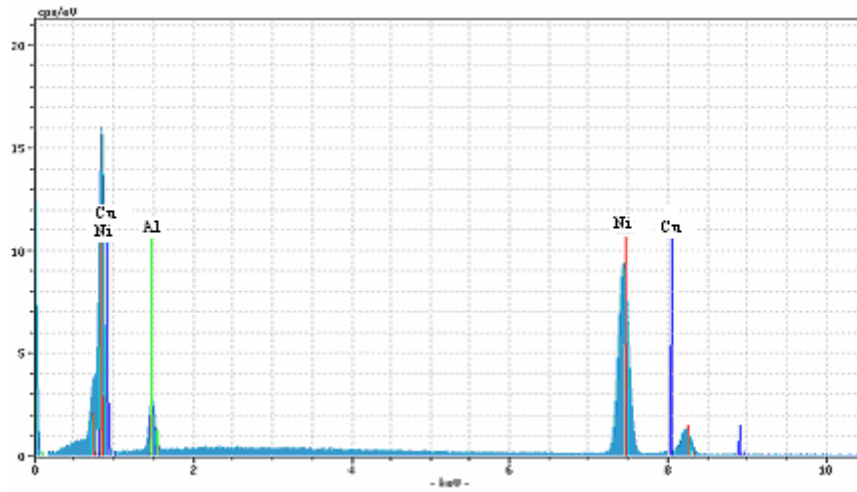
%10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numunelerinin, toz metalurjisi yöntemiyle üretildikten sonra, aşındırma işlemi görmemiş orjinal mikroyapıları Resim 6.5’de gösterilmektedir. Resim 6.5’de üretim sonrası takviyesiz matrise ilave edilen Ni<sub>3</sub>Al takviyelerinin matristeki dağılımı ve matrise farklı oranlarda ilave edilen takviyenin matrisle olan bağının iyi olduğu görülmektedir.



**Resim 6.6.** %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numunesinin aşındırılmadan önceki iç yapı SEM mikroskop görüntüsü

%10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numunesinin aşındırma işlemi görmemiş orijinal mikroyapısı Resim 6.6'da gösterilmiştir. Matris malzemesinde Ni<sub>3</sub>Al takviyesinin homojen dağılımı malzemenin Resim 6.5'te gösterilen optik görüntüsünde olduğu gibi SEM görüntüsünde de görülmektedir.

Ayrıca Resim 6.6'da %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numunesinin aşınma işlemi görmemiş orijinal mikroyapısının SEM görüntüsünden alınan EDS analiz sonuçları da Şekil 6.2'de verilmiştir. Analiz sonucuna göre yüzeyde Cu, Ni, Al varlığı deneyde kullandığımız malzemelerin Bölüm 5.1'de verilen kimyasal analizlerini doğrulamaktadır.



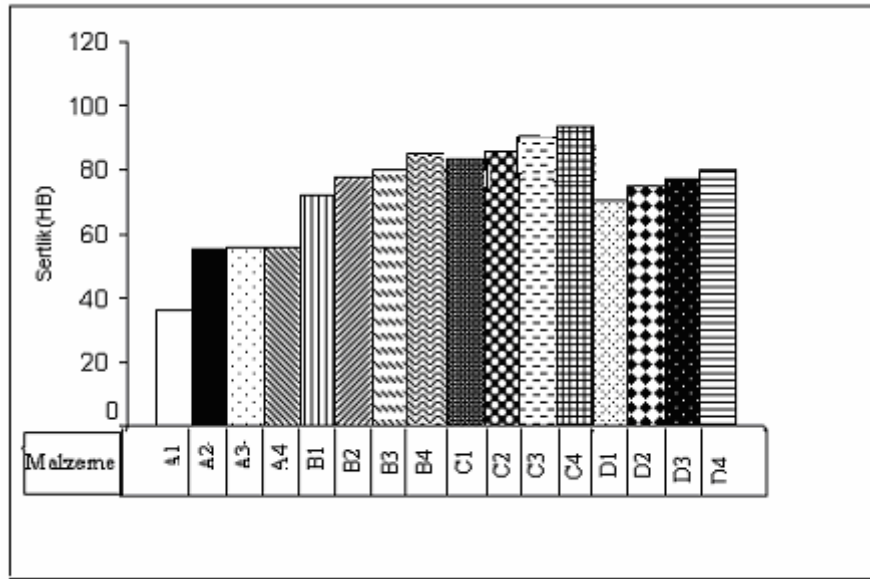
**Şekil 6.2.** %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numunesinden genel olarak alınan EDS analizi

## 6.2. Sertlik Değerleri

Bu çalışmada, toz metalurjisi yöntemiyle Al, 2124 Al alaşımı ve Cu gibi üç farklı matrise, yine %5, %10 ve %15 gibi üç farklı oranda  $Ni_3Al$  ilave edilerek ve 2124 Al alaşım matrisi ve kompozitlerine T6 ısıtıl işlemi uygulayarak, farklı matrislerin, farklı takviye oranlarının ve ısıtıl işlemin malzemenin sertliği üzerinde oluşturduğu etki Tablo 6.1 değer olarak ve Şekil 6.3’de de grafik olarak verilmektedir. Bütün malzemelere 15sn 15 gr’lık yük ile Brinell sertlik deneyi uygulanmıştır.

**Tablo 6.1.** Bütün deney numunelerinin üretim sonrası sertlik değerleri

| Malzeme | Sertlik (HB) |
|---------|--------------|
| A1      | 36           |
| A2      | 55           |
| A3      | 55,9         |
| A4      | 56           |
| B1      | 72           |
| B2      | 78           |
| B3      | 80           |
| B4      | 85           |
| C1      | 82           |
| C2      | 84           |
| C3      | 88           |
| C4      | 92           |
| D1      | 70           |
| D2      | 75           |
| D3      | 77           |
| D4      | 80           |



**Şekil 6.3.** Takviyesiz Al, 2124 Al alaşım ve Cu matrisleri ve kompozitlerinin üretim sonrası elde edilen sertlik değerleri

Şekil 6.3'deki grafikte görüleceği gibi; en düşük sertlik Al matris ve kompozitlerinde görülürken en yüksek sertlikte T6 ısıt işlemleri görmüş 2124Al alaşım matris ve kompozitlerinde elde edilmektedir. Ayrıca bütün kompozitler takviyesiz matrislerden daha yüksek sertlik değerleri vermektedir. Bu da kompozitlerde matris ve takviye arasındaki etkileşimin iyi olduğunu göstermektedir.

% 5 ,%10 ve % 15  $Ni_3Al$  takviyeli Al matrisli kompozitler takviyesiz Al matrisinden daha yüksek sertlik değerleri verirken Al matrisli kompozitlerin kendi içlerinde sertlik değerleri takviye oranıyla pek değişmemektedir. % 5 , % 10 ve % 15 takviyeli 2124Al matrisli ve Cu matrisli kompozit malzemelerde ise Al matrisli kompozitlerden farklı olarak takviye miktarı arttıkça sertlikte artmaktadır. Kompozit malzemelerde matris malzemesine ilave edilen sert partikül takviyeleri matris içinde homojen bir şekilde dağılarak matrise göre kompozitin sertliğini arttırırken, kompozit malzemelerde de artan takviye miktarıyla malzemede sert partiküllerin homojen dağılımı arttığı için sertlikte artmaktadır [12].

Isıl işlemler, matris yapısını değiştirmek ve matrise farklı mekanik özellikler kazandırmak için yapılmıştır. Kompozit malzemelerin ısıt işlem sonucu sertliğinde meydana gelen değişimler matris malzemesinde çökeltme sertleşmesi meydana geldiğini göstermektedir. Yaşlandırma işlemleri sonucu Al matriste çok küçük partiküllerin çökeltmesi ( $\theta'$ - $CuAl_2$ ) matrisin sertliğini arttırmaktadır [114]. Bu çökelti partiküllerinin boyutlarının çok küçük olması nedeniyle optik mikroskop altında gözlenmeleri mümkün değildir [114]. Bu çökelti sayesinde yaşlandırma ısıt işlemi görmüş malzemeler deneyde kullanılan bütün malzemeler içinde en yüksek sertlik değerlerini vermiştir.

### **6.3.Kuru Metal-Metal Kayma Aşınması Deney Sonuçları**

Bu çalışmada; kullanılan malzemelerin özellikleri ve bu malzemelerle üretilen metal matrisli kompozitlerin üretim şartları ve uygulanan ısıtma işlemleri Bölüm 5’de anlatılmaktadır. Tüm bu anlatılanlar doğrultusunda farklı matrislerin, farklı takviye oranlarının ve uygulanan ısıtma işleminin metal matrisli kompozit malzeme üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Ayrıca üretilen bu metal matrisli kompozitlerin farklı yüklerde ve farklı sıcaklıklarda kuru kayma aşınması deneyi üzerindeki etkileride incelenmiştir. Bunun için üretilen bütün kompozit malzemelerin 25°C’lik sabit sıcaklıkta 83,100 ve 150 N’luk üç farklı yük uygulanarak aşınma davranışı üzerindeki etkileri araştırılırken, aynı malzemelerin 83 N’luk sabit yükte 25,50,100,150°C dört farklı sıcaklıkta aşınma davranışı üzerine etkileri de gözlemlenmeye çalışılmıştır. Bu deneylerde Hız=0,4m/s, Kayma mesafesi= 1500m ve Süre=1 saat olarak sabit alınmıştır.

25°C’lik sabit sıcaklıkta 83,100 ve 150 N’luk üç farklı yükte ve 83 N’luk sabit yükte 25, 50, 100, 150°C’lik dört farklı sıcaklıkta elde edilen kuru kayma aşınması deney sonuçları Tablo 6.2 ve Tablo 6.3’de verilmiştir.

**Tablo 6.2.** Deney numunelerinin yüke bağlı olarak aşınma ağırlık kaybı miktarları

| Numune | Ağırlık Kaybı (mg) |      |      |
|--------|--------------------|------|------|
|        | Yük(N)             |      |      |
|        | 83                 | 100  | 150  |
| A1     | 12,6               | 15,4 | 35,8 |
| A2     | 6,2                | 9,1  | 27,5 |
| A3     | 2,5                | 14,2 | 30,6 |
| A4     | 13                 | 19,2 | 33,2 |
| B1     | 23,6               | 19,4 | 12,7 |
| B2     | 10,3               | 18,1 | 23,9 |
| B3     | 9                  | 9,8  | 16,7 |
| B4     | 21,5               | 16,2 | 8,3  |
| C1     | 7,1                | 13,8 | 14,8 |
| C2     | 9,9                | 13   | 18,8 |
| C3     | 8,4                | 11   | 16,3 |
| C4     | 5,9                | 7,9  | 8,9  |
| D1     | 7,6                | 60   | 3,5  |
| D2     | 2,9                | 36,6 | 9,3  |
| D3     | 2,3                | 55,9 | 35,6 |
| D4     | 38,5               | 62,4 | 84,8 |

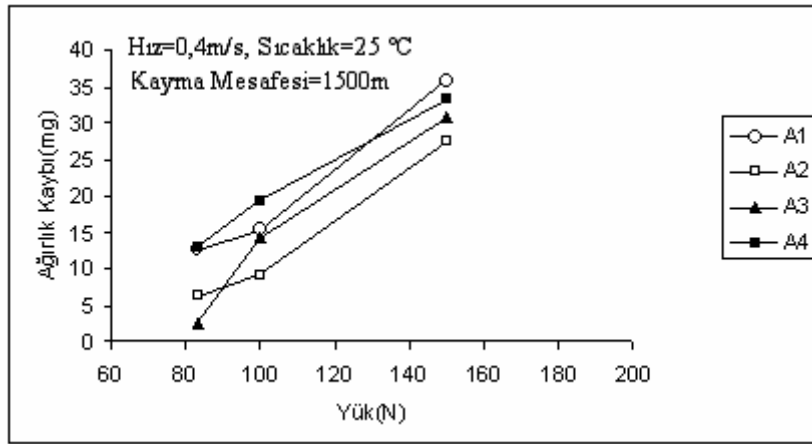
**Tablo 6.3.** Deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak aşınma ağırlık kaybı miktarları

| Numune | Ağırlık Kaybı(mg) |      |      |       |
|--------|-------------------|------|------|-------|
|        | Sıcaklık(°C)      |      |      |       |
|        | 25                | 50   | 100  | 150   |
| A1     | 12,6              | 15,2 | 25   | 36,8  |
| A2     | 6,2               | 8,7  | 9    | 28,7  |
| A3     | 2,5               | 16,9 | 28,8 | 23,7  |
| A4     | 13                | 37,3 | 22,2 | 6,2   |
| B1     | 23,6              | 10,5 | 15,1 | 6     |
| B2     | 10,3              | 13,3 | 20,8 | 26,1  |
| B3     | 9                 | 18,1 | 20,4 | 66,3  |
| B4     | 21,5              | 29,6 | 58,8 | 31,5  |
| C1     | 7,1               | 6,5  | 4,5  | 8,4   |
| C2     | 9,9               | 7,6  | 10,3 | 19    |
| C3     | 8,4               | 5,3  | 9,6  | 17,6  |
| C4     | 5,9               | 7,3  | 10,1 | 18,1  |
| D1     | 7,6               | 90,6 | 3,5  | 6,2   |
| D2     | 2,9               | 36,6 | 9,3  | 20,1  |
| D3     | 2,3               | 80,9 | 7,8  | 19,6  |
| D4     | 38,5              | 21,6 | 84,8 | 244,8 |

### 6.3.1. A Grubu Numunelerin Kuru Kayma Aşınması Deney Sonuçları

Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen takviyesiz matrislerle, kompozit malzemelerin kuru kayma aşınması deneylerinde farklı takviye miktarlarının etkisini görmenin yanında farklı matrislerinde aşınma deneylerinde yaptığı etkiyi görmek amaçlanmıştır. Bu nedenle farklı matris başlıkları altında aşınma deney sonuçları irdelenerek farklı matris ve takviyenin aşınma üzerindeki etkileri araştırılmıştır.

Tablo 6.4'deki sonuçlardan yararlanarak, yük-ağırlık kaybı ilişkisinin takviye oranına bağlı olarak değişimi Şekil 6.4'de verilmiştir. Şekil 6.4'deki grafikte görüleceği gibi, tüm numunelerde yük arttıkça ağırlık kaybının arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca genel olarak kompozit malzemelerin takviyesiz Al matrisinden daha düşük ağırlık kaybı verdiği de şekilde görülmektedir.

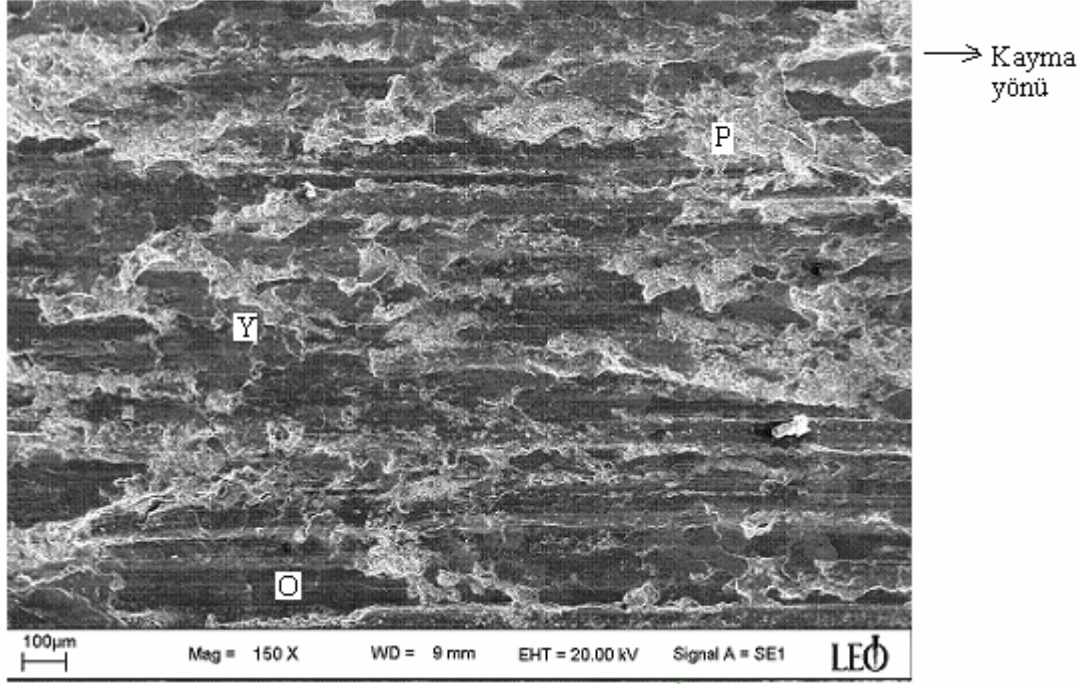


Şekil 6.4. A grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kayıpları

Aşınma proseslerinin ilk aşamasında malzeme yüzeyinde bulunan pürüzler aşındırıcıyla malzeme arasındaki temas bölgesini oluşturduğundan dolayı ilk deformasyon malzeme yüzeyindeki pürüzlerde başlar, uygulanan yük devam ettikçe yüzeyde bulunan pürüzlerin şekil değiştirmesi arttırdığından ve yeni pürüzler birbirleriyle temas ettiğinden dolayı malzemede kopmalar meydana gelmektedir, yükleme devam ettikçe de pürüz sayısı azaldığından dolayı aşınma sırasında malzemenin gerçek temas alanı artmıştır. Artan yük aşındırıcıyla malzemenin gerçek temas alanını arttırdığı için yükün artması malzemenin ağırlık kaybının artmasına neden olmuştur [17].

Resim 6.7 ve Resim 6.8'de %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitlerin 83 ve 150N'da aşınması sonucu aşınan yüzeylerden alınan SEM görüntüleri verilmektedir. Resimlerde kompozit malzemelerin deforme olan yüzey bölgeleri görülürken uygulanan yükün

artmasıyla malzeme yüzeyinde oluşan değişikliklerde görülmektedir. %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozit numunelerde aşınma yüzeyinde az miktarda uzun oluklar görülürken kayma yönüne paralel küçük kraterler şeklinde dökülmelerin olduğu geniş bölgelerde görülmektedir.



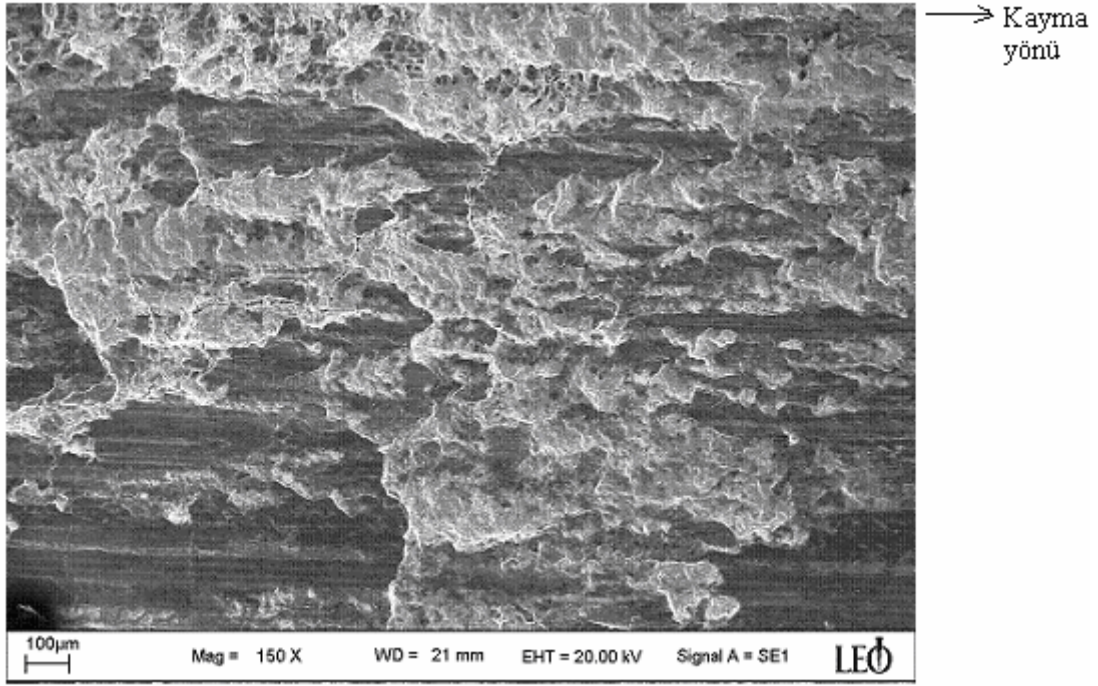
**Resim 6.7.** 83N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.7’de numune yüzeyinde kayma yönüne paralel oluklanmalar (O), yırtılmalar (Y) ve kraterler şeklinde pul pul dökülmeler (P) görülmektedir.

83N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitlerin aşınma yüzeyinde oluşan plastik deformasyon sonucu yüksek miktarda yırtılmaların ve küçük kraterler şeklinde pul pul dökülmelerin olduğu bölgeler görülürken düşük miktarda da oluklar şeklinde kopmaların olduğu bölgelerde görülmektedir. Bu malzemenin baskın olarak adhesiv şeklinde aşındığını göstermektedir.

Resim 6.8’deki 150N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin aşınma yüzeyinde de Resim 6.7’de olduğu gibi oluklar şeklinde kopmalar ve kraterler şeklinde pul pul dökülmeler gözlenmiştir. Fakat yük arttıkça malzeme yüzeyindeki plastik deformasyonun artması sonucu oluklarla beraber aşınmış yüzeylerde oluşan kraterlerin uzunluğunun ve kraterlerin oranının arttığı da gözlenmiştir. Malzeme yüzeyinde bu uzun oluklarla düz bölgelerin artması abrasiv aşınmanın görülmesine neden olurken yüzeyde meydana gelen adhesiv

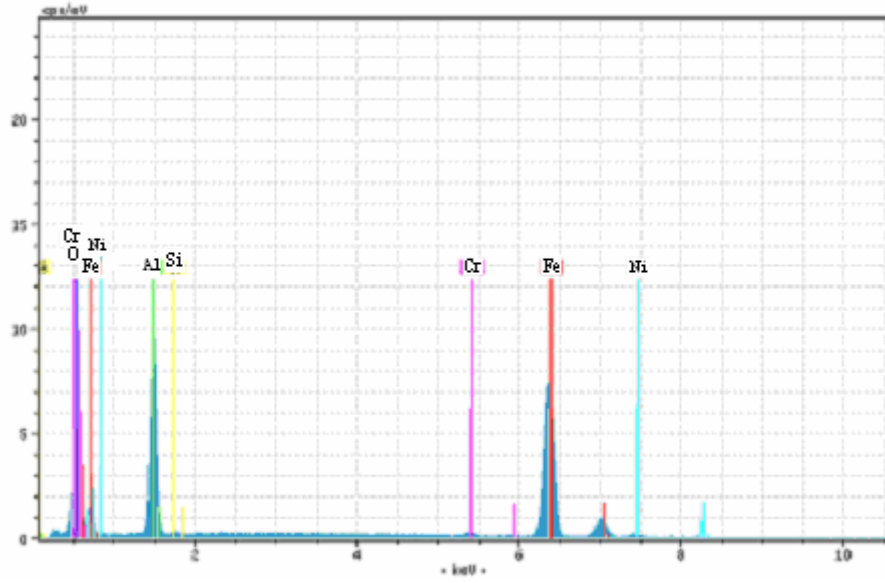
aşınma şiddetide artmıştır..Bu nedenle aşınmış yüzeylerden elde edilen bu görüntü yük arttıkça malzemenin ağırlık kaybının artma nedenlerini desteklemektedir.



**Resim 6.8.** 150N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

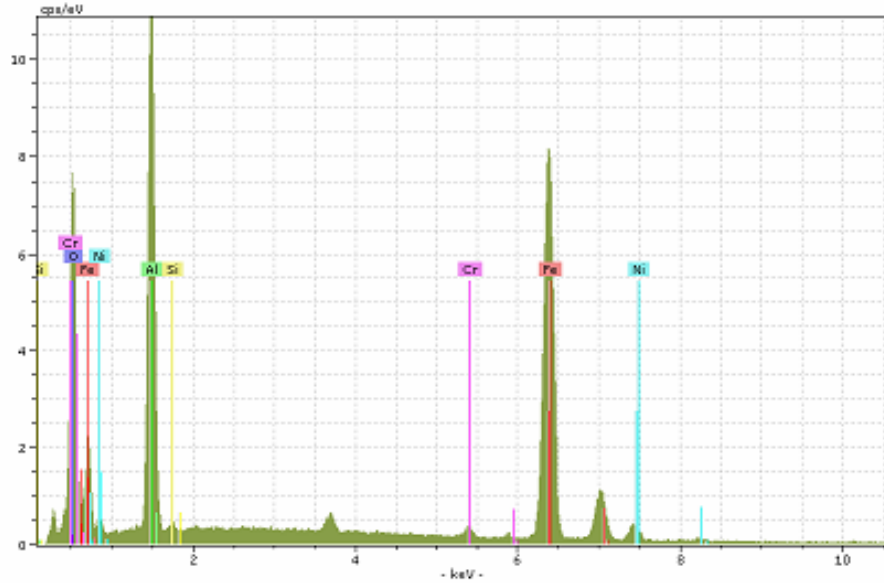
Aşınma sırasında malzeme yüzeyinde sürtünmeden kaynaklanan bir yüzey sıcaklığı oluşmaktadır ve bu yüzey sıcaklığı miktarı yükün artmasıyla birlikte aşınan malzemeyle aşındırıcı malzeme yüzeyinde artmaktadır. Takviyesiz Al matrisi ile kompozit malzemeler karşılaştırıldığında; takviyesiz Al matrisi yüksek sıcaklıkta termal yumuşamaya ve yeniden kristalleşmeye maruz kaldığından dolayı sıcaklık arttıkça ağırlık kayıpları artmıştır. Kompozit malzemelerin yüksek sıcaklıkta mukavemetleri daha yüksek olduğundan ağırlık kayıpları takviyesiz Al matrisine göre daha düşük olmaktadır [9]. Bu nedenle aşınma deneylerinde kompozitler genel olarak takviyesiz Al matrisinden daha düşük ağırlık kaybı vermiştir.

Şekil 6.5 ve Şekil 6.6’da %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin 83 ve 150N’luk yüklerde aşınması sonucu aşınan yüzeylerden alınan EDS sonuçları verilmektedir. Kompozit numunelerden alınan EDS analiz sonuçlarına göre alüminyum, demir ve oksijen pikleri malzeme yüzeyinde bir oksit tabakasının oluştuğunu göstermektedir.Bu tabaka hakkında geniş bilgi ileriki kısımlarda verilecektir.



**Şekil 6.5.** 83N'da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli numunesinin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

Aşınma deneylerinde aşınan malzeme aşındırıcıyı zedelediğinden dolayı aşındırıcıdan malzemeye demir elementi geçişi olur. Ayrıca aşındırıcıdan malzemeye geçen Fe ve malzemedan kopan Al parçaları malzemede Fe-, O- ve Al- içerikli fazların oluşmasına neden olur. Oluşan bu fazlar malzeme yüzeyine yerleşerek malzemede gerilmeyi artırır. Böylece malzemede oluşan gerilmeler malzeme yüzeyinde kopmalara neden olur ve malzemenin aşınma oranını artırır. Ayrıca EDS analiz sonuçlarında farklı yükler altında aşındırılan kompozit numunelerde küçük miktarlarda nikel piklerinin görülmesi Ni<sub>3</sub>Al partiküllerinin deformasyona uğradığını göstermektedir. Aynı zamanda pullanan bölgelerin altında bulunan parlak renkteki kırıntılar aşındırıcı diskten gelen yüzeye yapışmış aşınma parçacıklarının varlığını ve deforme olup kopan Ni<sub>3</sub>Al'un nikel parçacıklarını göstermektedir. Gözlenen ton farklarının da demir ve nikel parçacıklarının parlak görülmesinin nedeni alüminyum, demir ve nikelin atom numaraları arasındaki büyük farklardan kaynaklanmaktadır [115].



**Şekil 6.6.** 150N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli numunesinin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

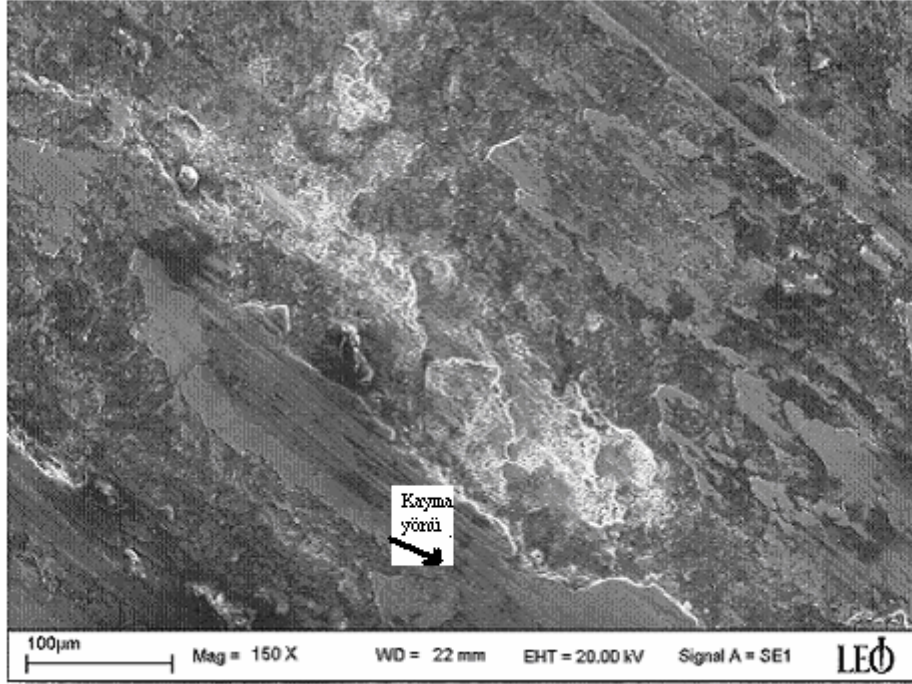
Şekil 6.6’da 150N’luk en yüksek yükte aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin EDS analiz sonucu verilmektedir. 83N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozit numuneden alınan EDS analiz sonucundaki gibi bu kompozitte de Al, Fe ve O piklerinin görülmesi yapıda  $\alpha$ -Al gibi Al esaslı amorf faz ile Al-, Fe-, O- içerikli nanokristal fazların yüzeyde oluştuğunu göstermektedir. Buda malzeme yüzeyinde oksit tabakasıyla birlikte metalik olan bir karışım tabakasının da oluştuğunu göstermektedir. Fakat 150N’luk yükte aşındırılan numunede aşındırıcıdan malzemeye geçen demir oranının 83N’da aşındırılan malzemeye göre yüksek olması nikel pikinin ise düşük olması yapı içinde kırılan Ni<sub>3</sub>Al partiküllerinden kopan parçaların yüzeye yapışmadığını göstermektedir. Elde edilen bu sonuçta parçalanmış Ni<sub>3</sub>Al partiküllerinin aşındırıcıyla kimyasal etkileşiminin düşük olduğunu göstermiştir.

Deneylerde 83N’luk en düşük yük hariç diğer yüklerde takviye oranının artmasıyla birlikte ağırlık kaybı miktarı artmıştır. Tüm yüklerde %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitler takviyesiz Al matrisine göre daha iyi sonuç verdiği Şekil 6.4 ve Şekil 6.8’de verilmiştir. Ayrıca tüm yüklerde %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitlerin takviyesiz Al matrisine göre yaklaşık değerler verirken, yükün artmasıyla birlikte bu farklılığın biraz açıldığı ve takviyenin daha iyi sonuç verdiği de şekillerde görülmektedir.

Eğer partikül kayma aşınması sırasında matrise iyi bağlarla tutunmuşsa, takviye yerinden sökülmeyecek ve partikülü çevreleyen matrisin aşındırılarak uzaklaştırılması kolay olacaktır. Böylece temas, takviyeli partikül ile aşındırıcı yüzey arasında olacağından kompozitlerin gerçek temas bölgesi takviyesiz Al matrisine göre küçük olacaktır [13, 116]. Bu

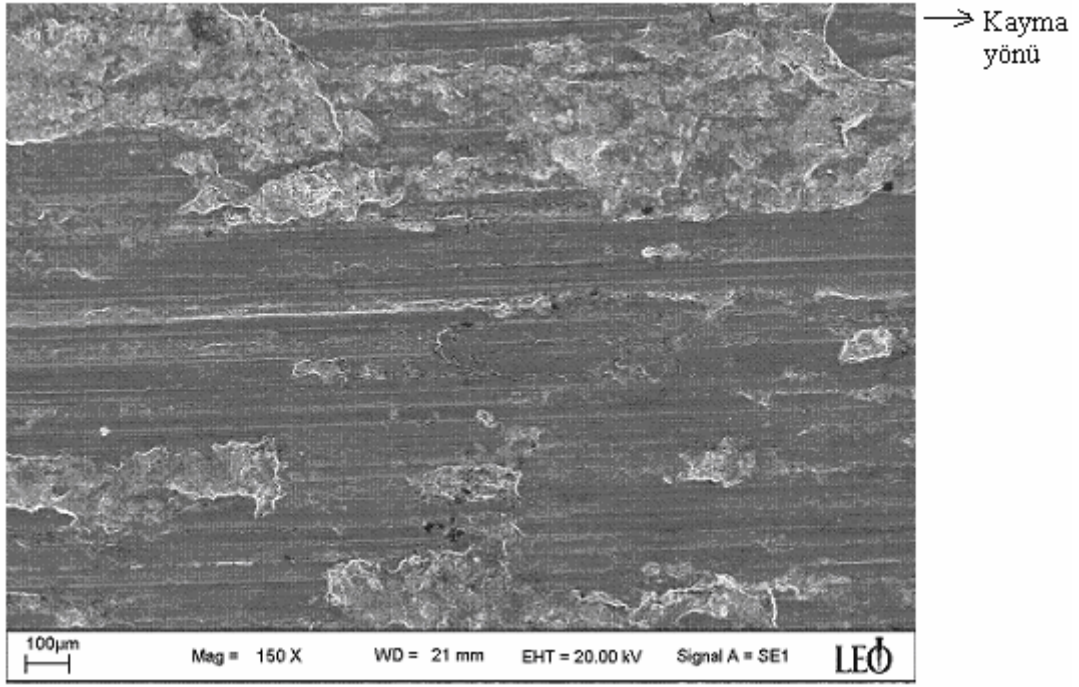
nedenle deneylerde yük arttıkça kompozit temas bölgesi takviyesiz Al matrisinden küçük olduğundan dolayı kompozitlerin aşınması takviyesiz Al matrisinden daha düşük olmuştur.

Resim 6.9 ve Resim 6.10'da 150N'da aşındırılan takviyesiz Al matrisli ve %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeylerinin SEM fotoğrafı gösterilmektedir. Böylece 150N'da aşındırılan kompozitlerin takviyesiz Al matrisine göre daha düşük ağırlık kaybı vermesinin nedenleri malzemenin mikroyapısında oluşan değişikliklerle desteklenmektedir.



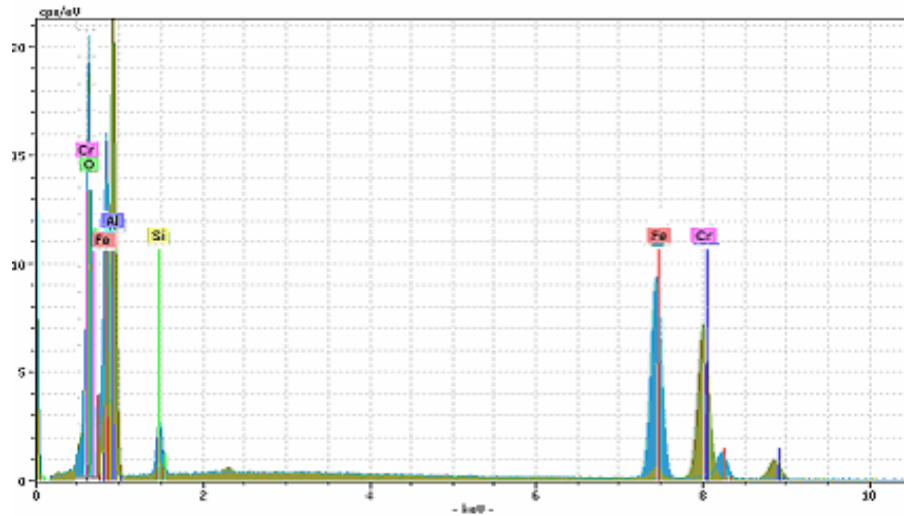
**Resim 6.9.** 150N'da aşındırılan takviyesiz Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.9'da 150N'da aşındırılan takviyesiz Al matrisinin yüzey görüntüsü verilmektedir. Takviyesiz Al matrisinin aşınmış yüzeyinde kayma yönüne paralel olukların geniş bir bölgeye yayıldığı ve az bir bölgede de kraterler şeklinde pul pul dökülmelerin olduğu görülmektedir.



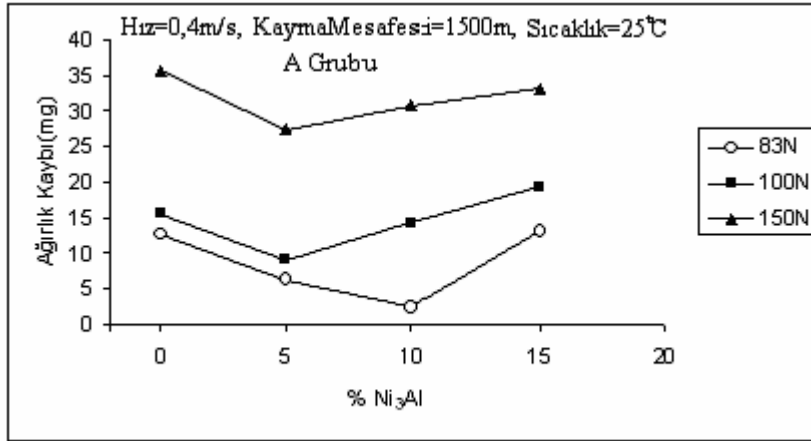
**Resim 6.10.** 150N'da aşındırılan %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.10'da da yine 150N'da aşınan %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin aşınmış yüzeyi gösterilmektedir. Kompozitin aşınmış yüzeyinde takviyesiz Al matrisinin aşınmış yüzeyinde olduğu gibi oluklar ve pul pul dökülmelerin olduğu bölgeler görülmektedir. Fakat takviyesiz Al daha fazla ağırlık kaybının görülmesine neden olan geniş olukların kompozit malzemede daha az yer kapladığı ve deformasyona uğrayan bölgelerin azaldığı da görülmektedir.



**Şekil 6.7.** 150N'da aşındırılan takviyesiz Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

Şekil 6.7’de 150N’da aşındırılan takviyesiz Al matrisinin aşınma sonrası EDS analizi sonuçları verilmiştir.EDS analiz sonucunda görüldüğü gibi takviyesiz Al matrisinde de %15 takviyeli kompozitlerde olduğu gibi demir ve oksijen içermektedir. Kompozit malzemeden farklı olarak takviyesiz Al matrisi daha fazla demir ve oksijen içermektedir.Ayrıca aşınma deneyinde takviyesiz Al matrisinden ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitlerden alınan EDS analizleri sonuçlarına göre %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozit takviyesiz Al matrisine göre daha düşük Fe- ve O- fazı içermesi takviyesiz Al matrisine göre kompozitlere ilave edilen Ni<sub>3</sub>Al’un aşındırıcıyla temasında kimyasal etkileşiminin düşük olduğunu göstermiştir [13]. Buda adhesiv aşınma şiddetini azaltmıştır. Bu nedenle genel olarak takviyesiz Al matrisi kompozitlerden daha yüksek ağırlık kaybı vermiştir.Kompozitlerin takviyesiz Al matrisinden daha düşük ağırlık kaybı verdiği Şekil 6.8’de grafiği verilen %Takviye-Ağırlık Kaybı ilişkisinin yüke bağlı olarak değişiminde de görülmektedir ve sürtünme katsayısının Tablo 6.5’deki değerleri ve Şekil 6.8’deki değişim eğrileride bu sonuçları doğrulamaktadır.



**Şekil 6.8.** A grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı değişimi

Şekil 6.8’de verilen yüke bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı grafiğinde görüldüğü gibi, takviyeli kompozitler bütün yüklerde takviyesiz Al matrisinden daha iyi sonuç verirken takviyeli kompozitlerde yük ile beraber takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı da artmıştır. Düşük yüklerde matrise ilave edilen partikül miktarının artmasıyla kompozitlerin aşınma direnci artar. Fakat yük arttıkça takviyenin etkisi belirginleşmeye başlar.Yani aşınma sırasında uygulanan yükün artmasıyla, matriste yüksek oranda plastik deformasyon oluşurken, partiküllerin ayrılmasına sebep olan partikül-matris arayüzeyindeki çatlak oluşumuna neden olur[17]. Bu nedenle Al matrisli kompozitlerde yük ile beraber takviye oranı arttıkça partikül-matris

arayüzeyinde çatlak oluşumu arttığından daha fazla partikül ayrılması meydana gelir ve ağırlık kaybı artar. Resim 6.2 ve Resim 6.4'te de görüleceği gibi takviye oranındaki değişikliğe bağlı olarak malzeme yüzeyinde oluşan farklılıklar takviye oranı arttıkça ağırlık kaybındaki artışı doğrulamaktadır. Yani aynı yük altında yapılan aşınma deneyleri sonucunda takviye oranı arttıkça malzemenin daha fazla deformasyona uğradığı ve malzemede ağırlık kaybının artmasına neden olan olukların ve pul pul dökülmelerin takviye oranı arttıkça arttığı mikroyapılarda görülmektedir.

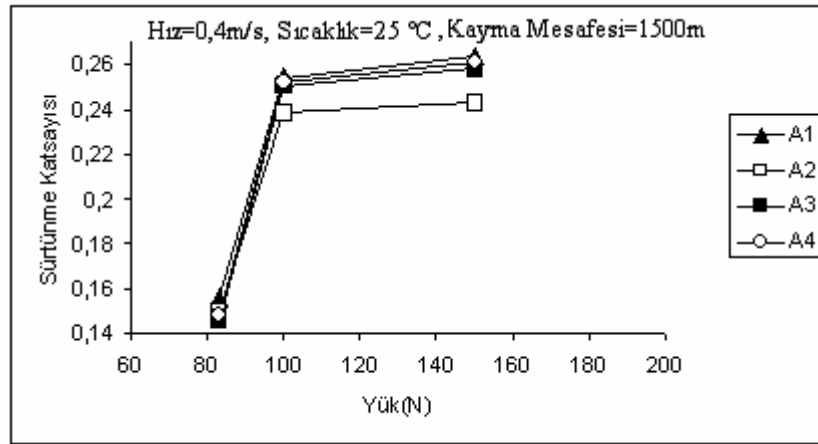
Kompozit malzemelerde yük arttıkça partiküllerin kırılma mukavemetine yaklaşıldığından dolayı partiküllerde kırılma başlayabilir. Bununla birlikte yük arttıkça kopan  $Ni_3Al$  parçacıkları yeni çatlak oluşumuna neden olup malzeme yüzeyindeki çatlakları çoğaltabilir ve oluşan bu çatlaklar malzeme alt yüzeyinde bulunan çatlaklarla bağlanabilir [9]. Bu nedenle takviye oranı arttıkça malzeme yüzeyinden daha fazla  $Ni_3Al$  parçacıkları kopmaktadır. Buda daha fazla çatlak oluşumuna neden olduğundan dolayı ve oluşan bu çatlaklar daha fazla alt yüzey çatlaklarıyla birleştiğinden dolayı takviye miktarı arttıkça ağırlık kaybı artmaktadır.

Aşınma deneyleri esnasında aşınma test cihazına bağlı olan bir çizici vasıtasıyla aşındırılan malzeme ile aşındırıcı disk arasındaki sürtünme katsayıları tespit edilmiştir. Elde edilen bu değerlerden yararlanılarak Tablo 6.4'de 25°C'lik sabit sıcaklıkta farklı yüklerde aşınma deneyine tabii tutulan malzemelerin sürtünme katsayısı değerleri verilmiştir.

**Tablo6.4.** A grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

| Yük(N) | Sürtünme Katsayısı |       |       |       |
|--------|--------------------|-------|-------|-------|
|        | A1                 | A2    | A3    | A4    |
| 83     | 0,156              | 0,150 | 0,145 | 0,148 |
| 100    | 0,254              | 0,238 | 0,250 | 0,252 |
| 150    | 0,264              | 0,243 | 0,258 | 0,261 |

Şekil 6.9.'da kompozitlerle takviyesiz Al matrisinin sürtünme katsayılarındaki değişim eğrileri yükün bir fonksiyonu olarak verilmiştir.

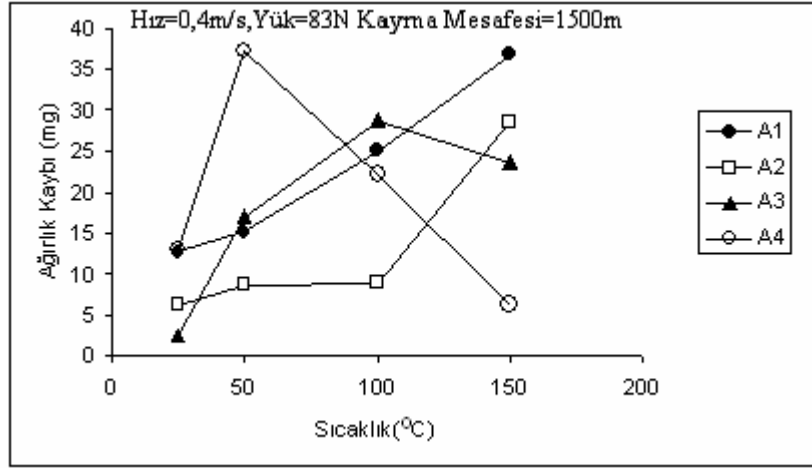


Şekil 6.9. A grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

Tüm numunelerin sürtünme katsayısı değerleri ağırlık kaybıyla bağlantılı olarak yükün artmasıyla birlikte artmıştır. Ayrıca kompozit numunelerin sürtünme katsayısı değerleri Al matrisli numunelere göre daha düşük olduğu gözlemlenmiştir. Bu etki malzemenin aşındırıcıya karşı olan gerçek temas alanıyla bağdaştırılmaktadır. Kompozitin en önemli özelliği, karşı aşındırıcı malzeme olarak kullanılan aşındırıcı diskten daha fazla sertliğe sahip partiküllerin varlığıdır. Aşınma sırasında temas takviyesiz Al matrisiyle doğrudan olurken kompozitlerde takviye matrisine iyi bağlarla tutunmuşsa takviye yerinden sökülmecektir ve yük uyguladıkça partikülü çevreleyen matris aşındırılarak uzaklaştırılacaktır. Böylece temas takviyeli partikülle direkt aşındırıcı arasında olacağından sürtünmesi de takviyesiz Al matrisinden daha az olacaktır [13,116].

Malzemelerde belirli oranda sertlik artışı sürtünme katsayısında düşüşe sebep olur [117]. Bu nedenle bölüm 6.2’de bütün deney numuneleri arasında açığa çıkan sertlik farklarının açıklamalarına uygun olarak sürtünme katsayısındaki değişim eğrilerinde bunları doğrulamaktadır. Yani kompozit malzemelerin sertliğinin takviyesiz Al matrisine göre yüksek olması kompozitlerin sürtünme katsayısının takviyesiz Al matrisine göre düşük olmasını desteklemektedir.

Şekil 6.10’da A grubu deney numunelerinin sıcaklık-ağırlık kaybı ilişkisinin takviye oranına bağlı olarak değişimi verilmektedir. Genel olarak Şekil 6.10’daki grafik incelendiğinde, kompozitlerin takviyesiz Al matrisine göre daha iyi sonuç verdiği gözlenmiştir. Takviyesiz Al matrisli numunenin artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kaybında da artış görülmüştür.



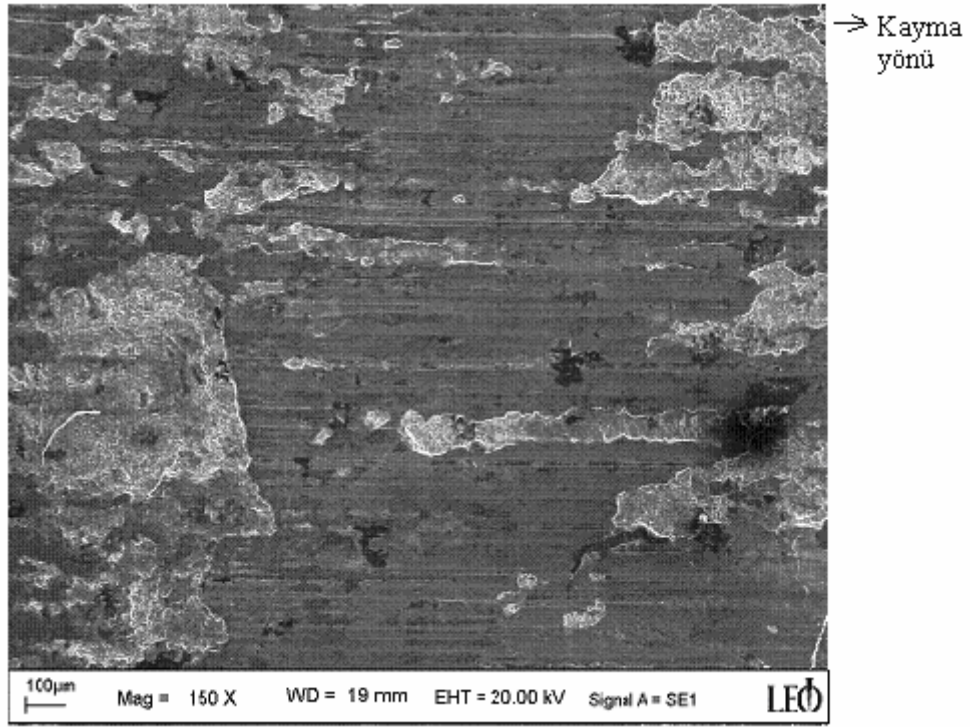
**Şekil 6.10.** A grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları

A grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak yapılan aşınma deneyinde görülen değişimin benzer sonucu yine A grubu deney numuneleri için sıcaklık değişimine bağlı olarak yapılan aşınma deneyinde de gözlemlenmiştir. Yani takviyesiz Al matrisleri kompozitle karşılaştırıldığında; takviyesiz Al matrisi yüksek sıcaklıkta termal yumuşamaya ve rekristalizasyona maruz kaldığından dolayı artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kayıplarında da artış görülmektedir. Kompozit malzemelerde ise yüksek sıcaklıkta mukavemetleri daha yüksek olduğundan ağırlık kayıpları takviyesiz Al matrisine göre daha düşük olmaktadır [9].

Yine Şekil 6.10 görüleceği gibi, kompozitlerde artan sıcaklıkla birlikte takviyenin etkisi belirgin bir şekilde görülmeye başlanmıştır. Takviye oranı arttıkça; artan sıcaklıkla birlikte artan ağırlık kayıplarındaki değişimde farklılık göstermeye başlamıştır. %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte sıcaklık arttıkça ağırlık kaybı da artmıştır. Fakat takviye oranı artmaya devam ettikçe sıcaklığın artmasıyla ağırlık kayıplarındaki miktarlar belirli sıcaklıklardan sonra düşmeye başlamıştır. Yani %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte 100°C'den, %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte de 50°C'den sonra ağırlık kaybında belirgin düşüşler gözlemlenmiştir.

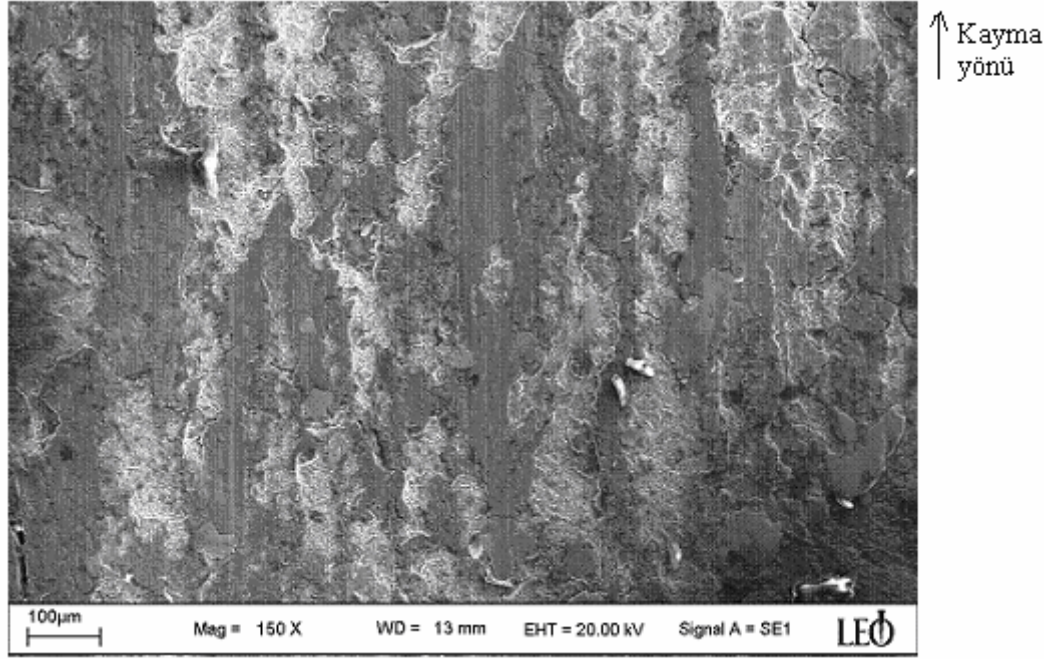
Resim 6.11 ve Resim 6.12'de 50°C'de aşındırılan, Resim 6.13 ve Resim 6.14'de de 150°C'de aşındırılan %5 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitlerin aşınma sonrası malzeme yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri verilmiştir.

Farklı yükler altında yapılan aşınma deneyinde olduğu gibi farklı sıcaklıklar altında yapılan aşınma deneyinde de benzer mikroyapılar görülmektedir. Yani numune yüzeyinde kayma yönüne paralel oluklaşmalar ve kraterler şeklinde pul pul dökülmeler görülmektedir. Fakat görülen bu mikroyapıların boyutları, şekilleri ve büyüklükleri aşınma deney şartlarına göre değişiklik göstermektedir.



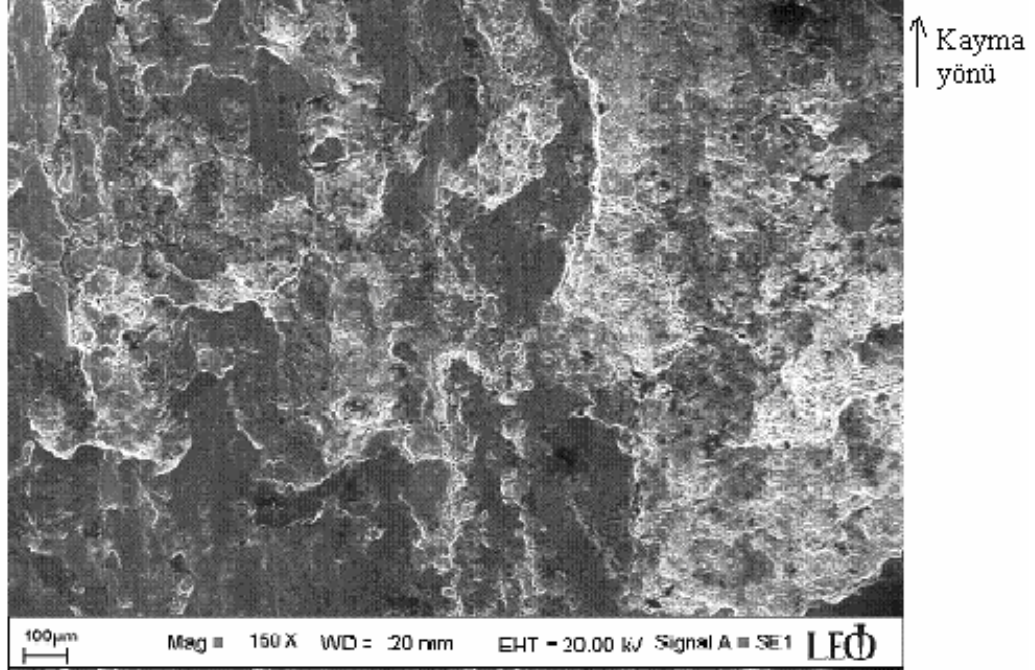
**Resim 6.11.** 50°C’de aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.11’de, 50°C’de yapılan aşınma deneyi sonucu %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin yüzeyinde geniş kraterler şeklinde pul pul dökülmeler ve büyük bir bölgeyi kaplayan oluklar şeklinde dökülmelerin olduğu görülmektedir.



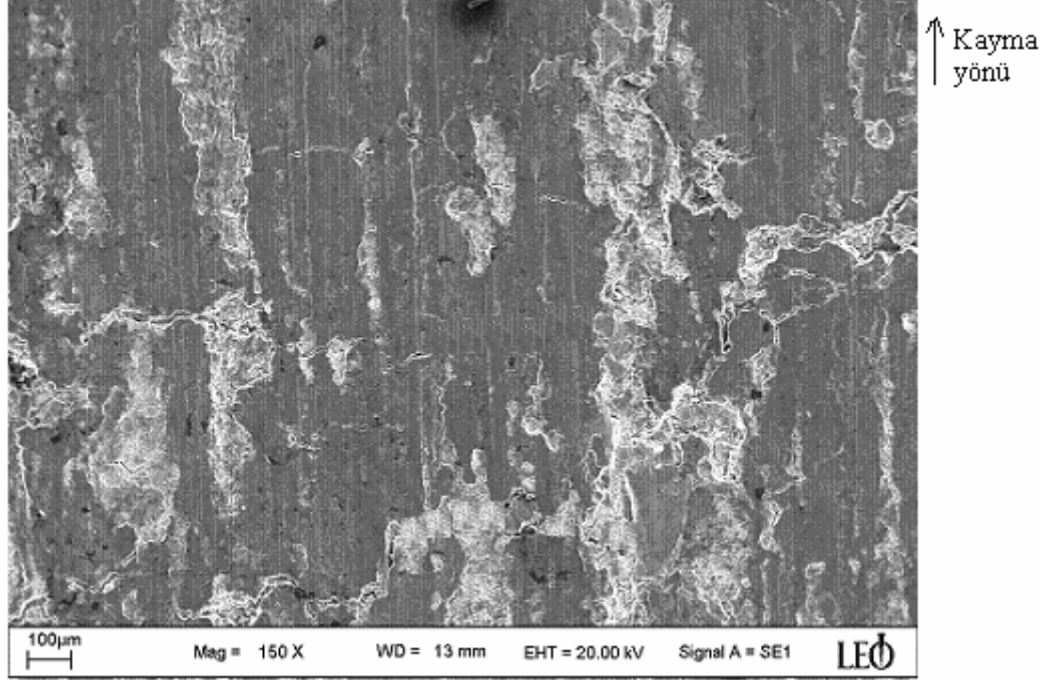
**Resim 6.12.** 50°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.12’de de Resim 6.13’de görülen kraterler ve oluklar şeklinde dökülmeler görülürken %15 takviyeli kompozitte %5 takviyeli kompozitten farklı olarak pul pul dökülmeye neden olan kraterlerin boyutlarının ve uzunluklarının azaldığı daha fazla ağırlık kaybının görülmesine neden olan olukların arttığı ve yüzeyde çatlakların oluştuğu görülmektedir.



**Resim 6.13.** 150°C’de aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.13’de 150°C’de aşındırılan %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzey görüntüsü verilmektedir. 150°C’de aşındırılan %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte sıcaklık arttıkça 50°C’de aşınmış yüzeylerde görülen kraterlerin uzunluklarının, genişliklerinin ve sayısının arttığı görülmektedir. Buda %5 takviyeli kompozitler sıcaklık arttıkça ağırlık kaybının artma nedenlerini doğrulamaktadır.

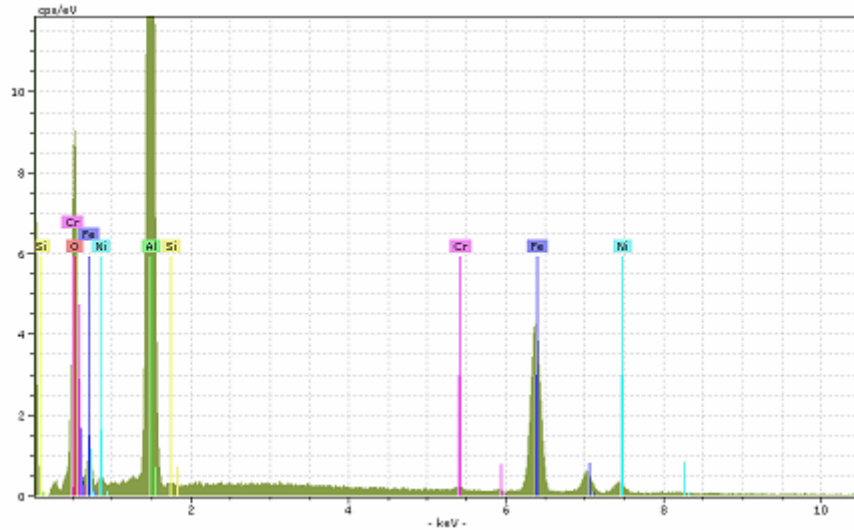


Resim 6.14. 150°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.14’de 150°C’de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin yüzey görüntüsü verilmektedir. 150°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte 50 °C’den aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitin mikroyapısından farklı olarak uzun olukların olduğu küçük bölgelerin arttığı ve yüzeyde aşınma sonucu oluşan küçük kraterler şeklinde pul pul dökülmelerin olduğu bölgelerin uzunluklarının ve sayısının azaldığı görülmektedir. Buda sıcaklık arttıkça malzemenin ağırlık kaybının azalma nedenlerini doğrulamaktadır.

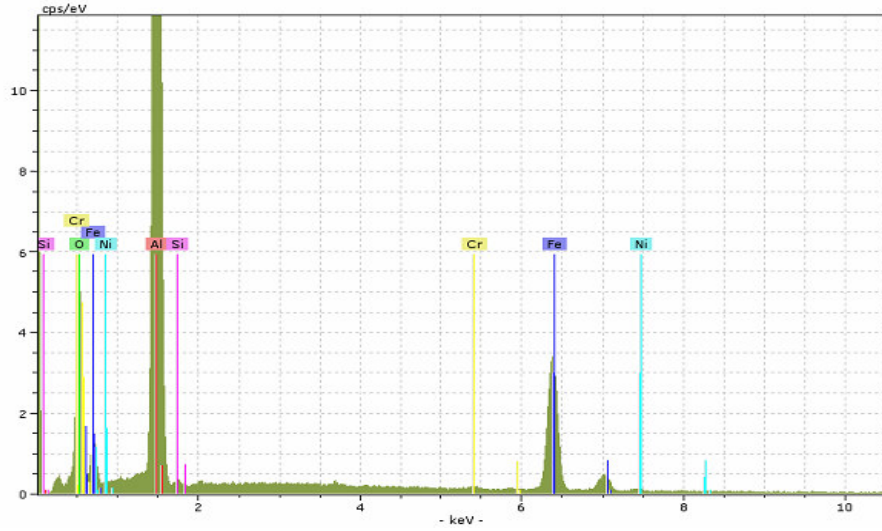
50 ve 150°C’de aşındırılan %5 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitlerin aşınmış yüzeylerinde görüldüğü gibi; takviye oranları farklı tutularak üretilen bu üç kompozitte, çok farklı aşınma davranışları gözlemlenmiştir. Bütün kompozitlerde sıcaklık arttıkça malzeme yüzeyinde bir transfer tabakası oluşmaktadır. Sıcaklık arttıkça bu transfer tabakasının kalınlığı da artmaktadır. Düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin transfer tabakası, yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlerin transfer tabakasıyla kıyaslandığında daha ince olduğu görülmektedir. Düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin aşınması sonucu oluşan bu

transfer tabakasının kalınlığı malzeme yüzeyini korumak için yeterli kalınlıkta olmazken, yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlerin yüzeyinde oluşan bu transfer tabakası belirli sıcaklıklardan sonra malzeme yüzeyinde katı yağlayıcı görevi görerek malzemeleri aşınmadan korumaktadır. Bu nedenle düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin sıcaklık arttıkça malzemenin yumuşaması sonucu ve yüzeyde görülen abrasiv aşınma sonucu artan sıcaklıkla ağırlık kaybı da artmıştır. Bu sonuç malzeme yüzeyinde görülen iki fenomenden dolayı oluşmaktadır. Buda sürtünen malzemedeki sert partiküllerin ve sürtünen malzemeden geçen kalıntıların malzemedeki oluşturduğu abrasiv oluklardan dolayı artan sıcaklıkla ağırlık kaybı artmıştır. Ayrıca düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlere göre düşük sertliklerinden dolayı ve malzeme yüzeyinde oluşan transfer tabakalarının yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlere göre ince olmasından dolayı baskın olarak abrasiv oluklar görülmektedir[19].Tüm bu sebeplerden dolayı Resim 6.11 ve Resim 6.13’de görüldüğü gibi %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitlerde görülen abrasiv aşınma sonucu artan sıcaklıkla ağırlık kaybı artarken, %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte 100°C’den, %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte de 50°C’den sonra yeterli kalınlıkta oluşan bu transfer tabakası malzeme yüzeyini koruyarak aşınmayı azaltmıştır. Şekil 6.11 ve Şekil 6.12 ile Şekil 6.13 ve Şekil 6.14’de 50 ve 150°C’de aşındırılan %5 ve %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitlerinin aşınma sonrası yüzeyinden alınan EDS sonuçları da artan sıcaklık ve artan takviye miktarı ile aşındırıcı malzemeden numune yüzeyine geçen kalıntı miktarlarının arttığını göstererek malzeme yüzeyinde oluşan bu tabakanın takviye miktarı ve sıcaklık arttıkça arttığını ispatlayıp bütün bu sonuçları doğrulamaktadır.



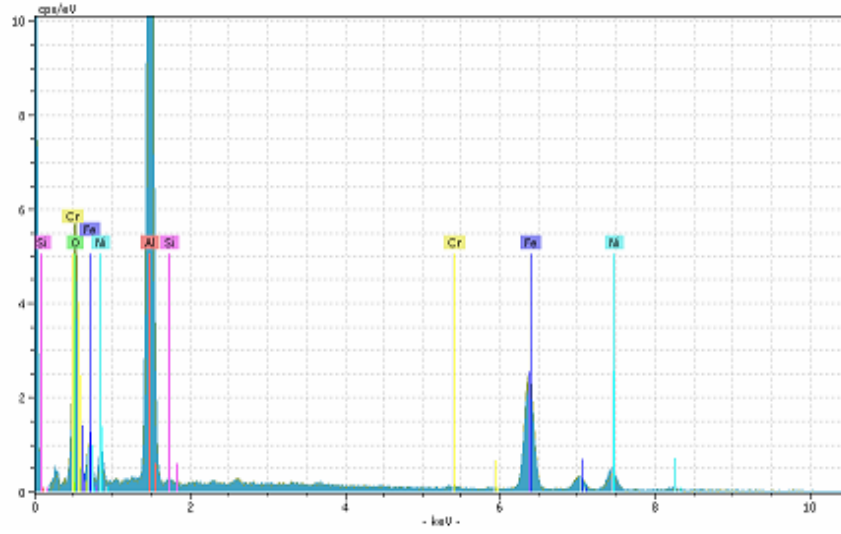
**Şekil 6.11.** 50°C’de aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

Şekil 6.11 ve Şekil 6.12’de 50 ve 150°C’de aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al ile takviyeli Al matrisli kompozitlerin aşınma sonrası yüzeyinden alınan EDS analiz sonuçları verilmektedir. Her iki numuneden alınan EDS analiz sonuçlarında da numunelerin aşınmış yüzeylerinde demir, oksijen ve nikel pikleri görülmektedir. Malzemelerin aşınma tipini etkileyen bu element dağılım haritalarının farklı pikler vermesi sıcaklığın malzeme üzerinde oluşturduğu farklı etkilerin nedenlerini doğrulamaktadır.



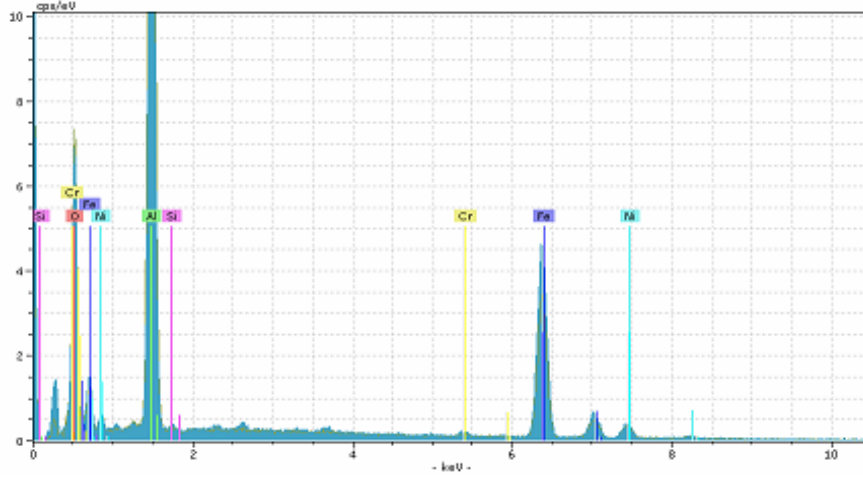
**Şekil 6.12.** 150°C’de aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

Çalışmamızda, 50°C ve 150°C’de aşındırılan %5 takviyeli Al matrisli kompozit numune yüzeyinden alınan EDS analiz sonuçlarında görülen demir ve oksijen pikleri aşınma sırasında etkili olan oksit tabakasının varlığını göstermektedir. EDS analizleri sonucu sıcaklık arttıkça aşındırıcıdan malzemeye geçen demir oranı artarken ,aşınan yüzeydeki oksijen ve nikel miktarının artan sıcaklıkla birlikte düştüğü görülmektedir. Buda malzeme yüzeyinde oluşan oksijen tabakasının malzemeyi aşınmadan korumak için yeterince kalınlaşmadığını ve yüzeyde biriken demir elementinin yüzeydeki gerilmeyi arttırarak malzemenin ağırlık kaybının artmasına neden olmuştur[115]. Bu nedenle %5 takviyeli kompozitte artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kaybı da Şekil 6.10’da gösterildiği gibi artış göstermiştir.



**Şekil 6.13.** 50°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

50 ve 150°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyeli Al matrisli kompozitlerin aşınma sonrası yüzeylerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 6.13 ve Şekil 6.14’de gösterilmektedir. Her iki sıcaklıkta da malzeme yüzeyinde oksit tabakasıyla beraber bir metalik karışım tabakasının oluştuğunu gösteren demir, oksijen ve nikel pikleri görülmüştür.

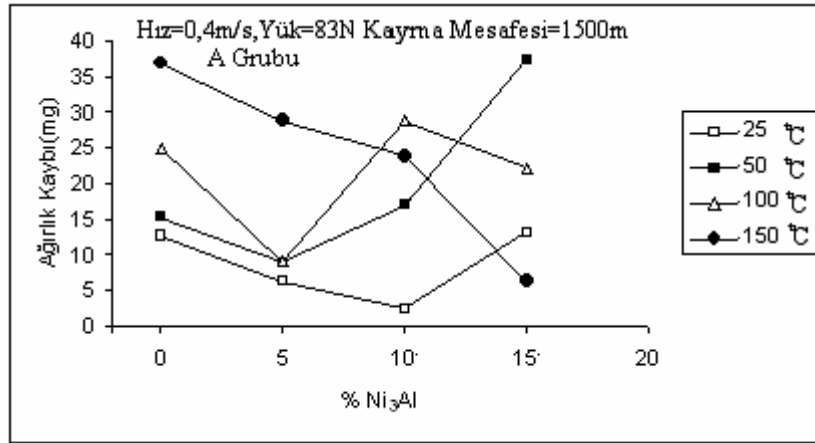


**Şekil 6.14.** 150°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

%15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerin 50°C ve 150°C’de aşınması sonucu EDS analizlerindeki element dağılım haritalarında sıcaklık arttıkça malzeme yüzeyinde demir ve oksijen oranının arttığı gözlenmektedir. Bu sonuç malzeme yüzeyinde oluşan bu metalik yığınlarından dolayı numune yüzeyinde meydana gelen karışım tabakasının artan sıcaklıkla birlikte arttığını göstermektedir. Bu nedenle yüksek sıcaklıklarda malzeme yüzeyinde oluşan karışım tabakası aşındırıcıyla numune arasındaki teması engelleyerek katı yağlayıcı

görevi görür[19]. Bu da, aşınma çiftleri arasında oluşacak olan adhezyonun önlenmesi anlamına gelmektedir. Böylece kuru sürtünme şartları altında aşınma parçacıklarının yüzeyde oluşturduğu bu karışım tabakası sıcaklıkla beraber kalınlığı arttığından dolayı malzemenin aşınma oranını azaltmaktadır. Bu nedenle %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitleri yüksek sıcaklık altında yapılan aşınma deneyinde yüzeyde oluşan karışım tabakası koruyucu etki görevi görmüş ve Şekil 6.9’da görüldüğü gibi yüksek sıcaklıkta ağırlık kaybının azalmasına neden olmuştur.

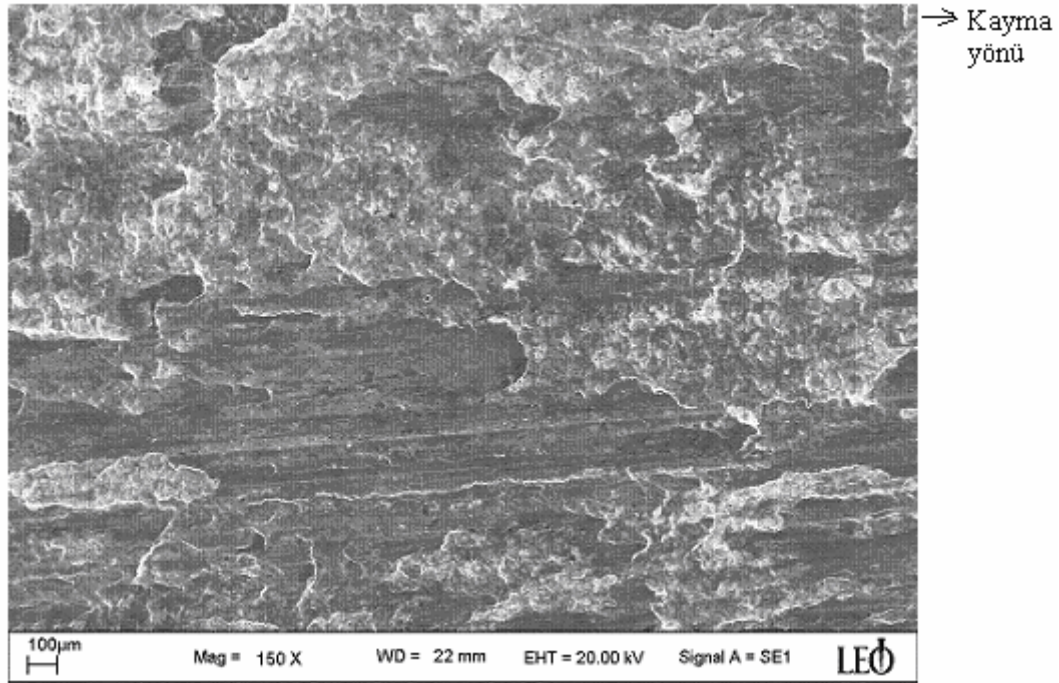
Şekil 6.15’de sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı eğrisinin verilmektedir. Şekil 6.15’deki grafikte görüleceği gibi, takviye oranı arttıkça belirli sıcaklıklarda ve yine bazı takviye oranlarına göre ağırlık kaybı artarken belirli sıcaklıklardan sonra ağırlık kaybında düşüşler gözlenmiştir. 50°C’den sonra takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı artarken, 150°C’den sonra tam tersi görülmüş ve takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı azalmıştır.



Şekil 6.15. A grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kayıpları

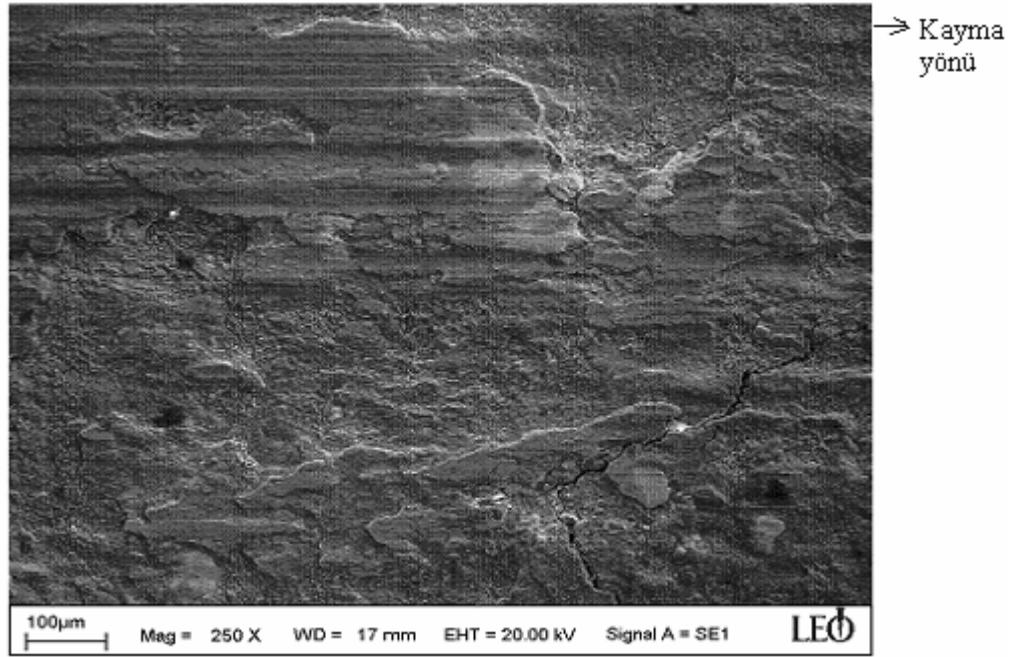
Al matrisli kompozitlere Ni<sub>3</sub>Al partikül takviyesi katıldığı zaman bu malzemenin yüksek sıcaklık uygulamaları için uygun bir malzeme olduğu görülmüştür. Kompozit malzemelerinin, yüksek sıcaklık uygulamalarında partikül ve matris arayüzeyinde gerilmeler oluşmaktadır ve sıcaklık arttıkça da bu gerilme oranları arttığından aşınma sırasında partikül-matris arayüzeyinde çatlak oluşturarak malzeme kaybını artmasına neden olmaktadır ve buda yüksek sıcaklıkta aşınma şartları için kompozit malzemelerin kullanılabilirliğini azaltmaktadır. Oluşan bu gerilmelerin oranı, uygulanan sıcaklığın büyüklüğüyle birlikte, takviye ve matris arasındaki termal genleşme katsayısı farkının büyüklüğüne göre de değişmektedir. Deneylerde kullanılan Ni<sub>3</sub>Al takviyesinin termal genleşme katsayısı  $13 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  iken Al matrisinin de termal genleşme katsayısı  $25 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  olmaktadır. Matris ve takviye arasındaki termal genleşme katsayı farkının düşük olması yüksek sıcaklıklarda bu kompozitlerin partikül-matris arayüzeyinde gerilme oranının az olmasını sağlamaktadır[8]. Böylece yüksek sıcaklıklarda Ni<sub>3</sub>Al

takviyeli kompozitler takviyesiz Al matrisinden daha avantajlı bir malzeme olmuştur. Ayrıca 300°C gibi yüksek sıcaklıklarda Al matrisli Ni<sub>3</sub>Al partikül takviyeli kompozitler termal dengeye sahip olduğundan dolayı takviyesiz Al matrisine göre yüksek sıcaklık altında aşınmada kompozit malzemeler daha düşük ağırlık kaybı vermekte ve kompozitin takviyesiz Al matrisine göre kullanılabilirliğini arttırmaktadır [8]. Böylece yüksek sıcaklıklarda Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitler takviyesiz Al matrisinden daha düşük ağırlık kaybı vererek Al matrisli Ni<sub>3</sub>Al partikül takviyeli kompozitlerin takviyesiz Al matrisine göre yüksek sıcaklıklarda kullanmak için uygun bir malzeme yapmaktadır. Resim 6.13 ve Resim 6.14 ile Resim 6.15 ve Resim 6.16'da takviyesiz Al matrisi ile %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitlerin 150°C'de aşınma sonrası yüzey görüntülerinde de yüksek sıcaklıklarda kompozitlerin takviyesiz matrise göre daha düşük ağırlık kaybı vermesinin ve kompozitlerde takviye oranı arttıkça ağırlık kaybının düşmesinin nedenleri desteklenmektedir.



**Resim 6.15.** 150°C'de aşındırılan takviyesiz Al matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.15'de 150°C'de aşındırılan takviyesiz Al matrisli deney numunesinin yüzey fotoğrafları verilmiştir. 150°C'de aşındırılan takviyesiz Al matrisli deney numunesinin yüzeyinde kayma yönüne paralel küçük kraterler şeklinde pul pul dökülmelerin olduğu geniş bölgeler görülürken, uzun olukların olduğu küçük bölgeler ve yırtılmalar görülmektedir.



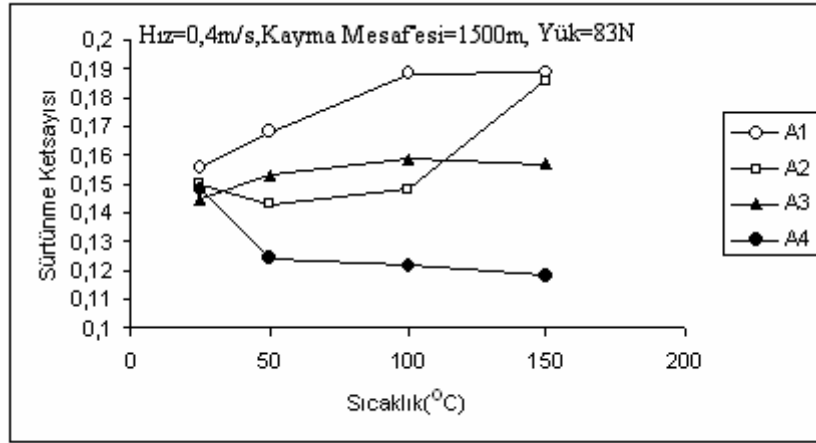
**Resim 6.16.** 150°C’de aşındırılan %10Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

150°C’de aşındırılan %10Ni<sub>3</sub>Al ile takviyeli Al matrisli kompozitin yüzey fotoğrafı Resim 6.16’de gösterilmektedir. 150°C’de aşındırılan takviyesiz Al matrisinde olduğu gibi kayma yönüne paralel uzun oluklar ve derin yırtılmalar ve çatlaklar görülmektedir. Fakat takviyesiz Al matrisinden farklı olarak derin yırtılmaların oluşturduğu uzun oluklu bölgelerin kompozit malzemede daha fazla olduğu ve çatlakların boyutlarının arttığı görülmektedir. Kompozit malzemede takviyesiz Al matrisinden farklı olarak derin yırtılmalarının oluşması adhesiv aşınmanın şiddetinin arttığını göstererek kompozit malzemenin takviyesiz Al matrisinden daha üstün olma nedenlerini doğrulamaktadır.

Tablo 6.5’de ve Şekil 6.16’da bütün takviyeli ve takviyesiz Al numunelerinin dört farklı deney sıcaklığına bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimleri verilmiştir.

**Tablo 6.5.** A grubu deney numunelerinin 83N’luk sabit yükte dört farklı sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

| Sıcaklık(°C) | Sürtünme Katsayısı |       |       |       |
|--------------|--------------------|-------|-------|-------|
|              | A1                 | A2    | A3    | A4    |
| 25           | 0,156              | 0,150 | 0,145 | 0,148 |
| 50           | 0,168              | 0,143 | 0,153 | 0,124 |
| 100          | 0,188              | 0,148 | 0,159 | 0,122 |
| 150          | 0,189              | 0,186 | 0,157 | 0,118 |



**Şekil6.16.** A grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları

Şekil 6.16’da görüldüğü gibi tüm malzemeler sıcaklık-ağırlık kaybı değişiminde olduğu gibi kompozitlerde artan sıcaklıkla birlikte takviyenin etkisi belirgin bir şekilde görülmeye başlanmıştır. %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte sıcaklık arttıkça sürtünme katsayısı artmıştır. Fakat takviye oranı artmaya devam ettikçe sıcaklığın artmasıyla sürtünme katsayısı belirli sıcaklıklardan sonra düşmeye başlamıştır. %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte 100°C’den, %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitte de 50°C’den sonra sürtünme katsayısında belirgin düşüşler gözlenmiştir.

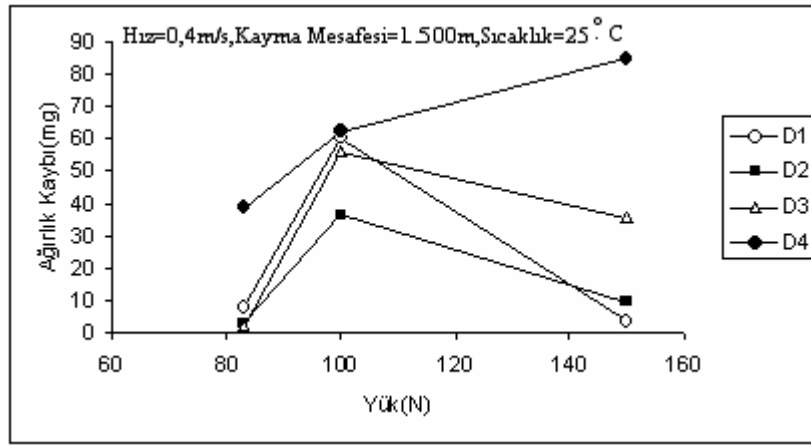
Fakat sürtünme katsayısı-sıcaklık grafiğinde ağırlık kaybı-sıcaklık grafiğinden farklı olarak tüm sıcaklıklarda kompozit malzemeler takviyesiz Al matrisinden daha düşük ağırlık kaybı vermiştir. Bu etki malzemenin aşındırıcıya karşı olan gerçek temas alanıyla bağdaştırılmaktadır. Yani aşınma sırasında aşındırıcıyla numune arasındaki temas takviyesiz Al matrisiyle doğrudan olurken kompozitlerde yük uyguladıkça partikülü çevreleyen matris aşındırılarak uzaklaştırılacaktır. Böylece temas takviyeli partikülle direkt aşındırıcı arasında olacağından sürtünmesi de takviyesiz Al matrisinden daha düşük olacaktır [13].

#### 6.3.2.D Grubu Numunelerinin Kuru Kayma Aşınması Deney Sonuçları

%5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozit malzemelerin ve Cu matrisli deney numunelerinin, yük-ağırlık kaybı ilişkisinin takviye oranına bağlı olarak değişimi Şekil 6.17’de verilmiştir. Şekil 6.17’deki grafikte görüldüğü gibi, %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitler bütün yüklerde en yüksek ağırlık kaybını verirken %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitler 100N’a kadar takviyesiz Cu matrisinden daha düşük ağırlık kaybı vermiştir. 150N’da ise bunun

tam tersi olmuş ve bütün kompozitler takviyesiz Cu matrisinden daha yüksek ağırlık kaybı vermişlerdir.

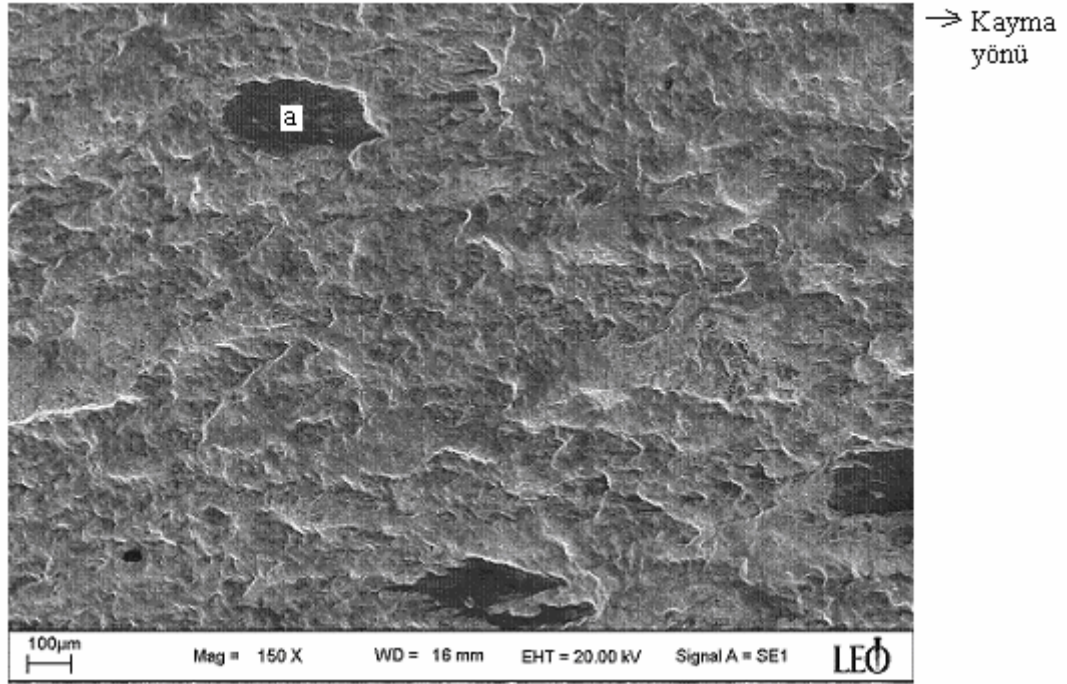
Takviyesiz Cu matrisiyle, %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerin ağırlık kaybı miktarı 100N'da tüm yük değerleri içinde maksimum değerine ulaşp, bu yükten sonra düşüş gösterirken, %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerde yük arttıkça ağırlık kaybı artmıştır. Fakat bütün Cu matrisli deney numunelerinin aşınma deneyi için kullanılan bütün yüklerde ağırlık kaybı değerlerine bakıldığında, takviyesiz Cu matrisi 150N'da en düşük ağırlık kaybı değerini verirken, %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitler 100N'dan sonra artan yükte ağırlık kayıpları düşmesine rağmen 83N'luk en düşük yükte yine en düşük ağırlık kaybı miktarını vermişlerdir.



Şekil 6.17. D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kayıpları

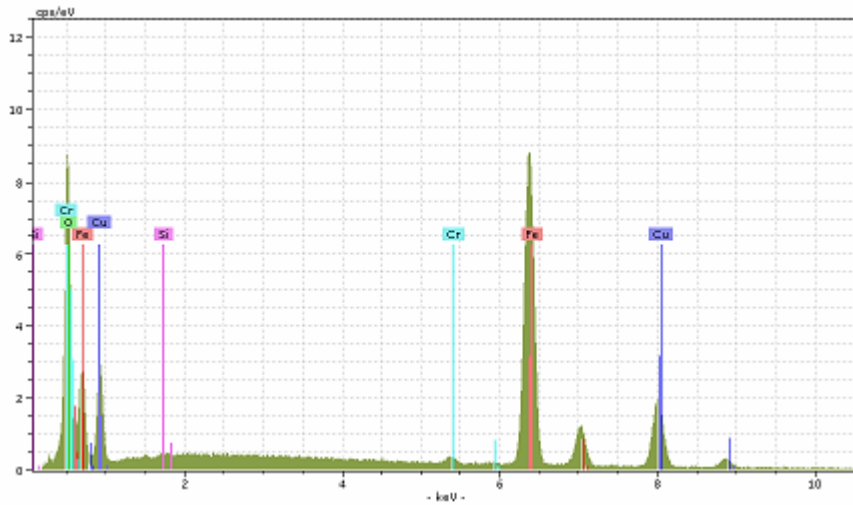
Aşınma proseslerinde partikül takviyeli kompozitlerde temas yüzeyine yakın partiküller düşük yüklerde malzeme yüzeyine uygulanan yükü taşıdığından dolayı direkt olarak matris malzemesi aşınmaz ve malzemede çatlakların çekirdeklenmesi azalır. Böylece düşük yüklerde kompozit takviyesiz matris malzemesinden daha az aşınır. Ancak aşınma prosesinde yük arttıkça partiküllerin kırılma mukavemetine yaklaşıldığından dolayı partiküller kırılmaya başlamaktadır ve oluşan çatlaklar alt yüzeydeki çatlaklarla birleşip ağırlık kaybının takviyesiz matrise göre artmasına neden olmaktadır[9]. Bu nedenle 83 ve 100N'da %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitler takviyesiz Cu matrisinden daha düşük ağırlık kaybı verirken 150N'da kompozitler takviyesiz Cu matrisinden daha yüksek ağırlık kaybı vermiştir.

Resim 6.17 ile Resim 6.18'de ve Resim 6.19 ile Resim 6.20'de takviyesiz Cu matrisinin ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerin 83N'luk en düşük yükte ve 150N'luk en yüksek yükte aşınma sonrası gösterilen yüzey görüntüleri de elde edilen bu sonuçların nedenlerini desteklemektedir.



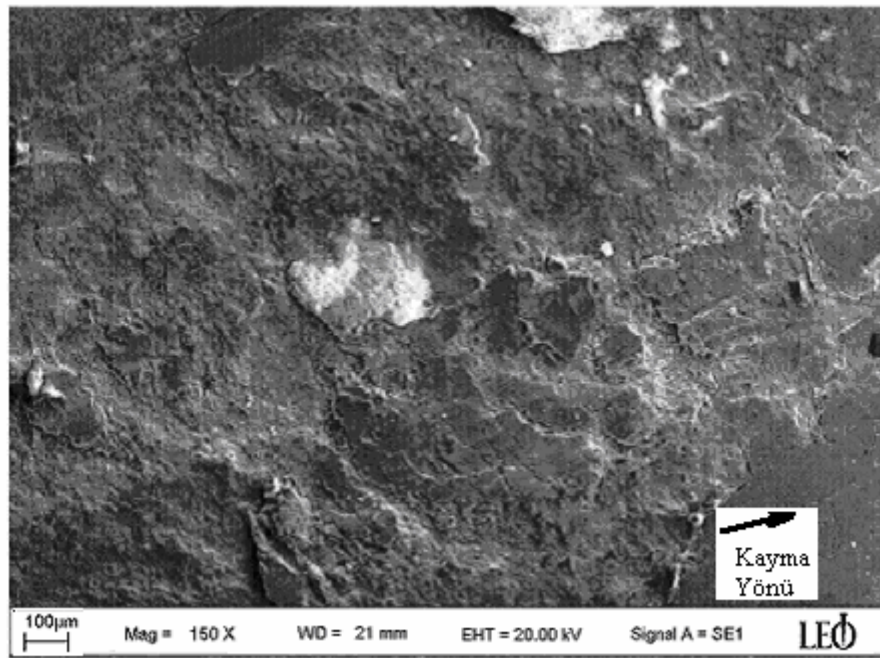
**Resim 6.17.** 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı (a, aşınma sonucu yüzeyde oluşan yüksek Fe ve O içerikli tabakalar)

Resim 6.17’de 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisinin aşınmış yüzey fotoğrafları incelendiğinde; yüzeyde adhesiyondan dolayı oluşan küçük plastik akışın meydana geldiği görülmektedir. Ayrıca yüzeyin adhesiv aşınma tipi sergilediği ve yüzeyde kayma yönüne paralel derin ve geniş dalgalar halinde yırtılmaların olduğu ve bu dalgalar arasında Şekil 6.18’de EDS analizi verilen yüksek demir ve oksijen içeriğine sahip küçük tabaka halinde bölgelerin (a) olduğu da gözlenmiştir.



**Şekil6.18.** 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinde (a) tabbakasından alınan EDS analizi

150N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisinin aşınmış yüzeyinde 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisinin aşınmış yüzeyinden çok daha farklı olduğu Resim 6.18’de görülmektedir. 100N’luk geçiş yüküne kadar yapılan deneyler sonrasındaki aşınmış yüzeylere göre kıyaslandığında , yüzeylerin 83N’luk en düşük yükteki kadar sert ve şiddetli bir aşınma tipi sergilemediği görülmektedir. 150N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisinin aşınmış yüzeyinde yırtılmalar derin ve geniş dalgalar şeklinde olmadığı ,yırtılmaların derinliği ve genişliğinin daha az olduğu ve yüzeyde oluklar şeklindeki aşınma bölgelerinin geniş bir bölgeyi kapladığı görülmektedir.Ayrıca 150N’da aşındırılan takviyesiz Cu’ın yüzeyinde yükün artmasıyla beraber 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu’ın yüzeyinde görülen dalgalanmaların yükün etkisiyle yüzeyde düzleşmelere neden olduğu görülmektedir.



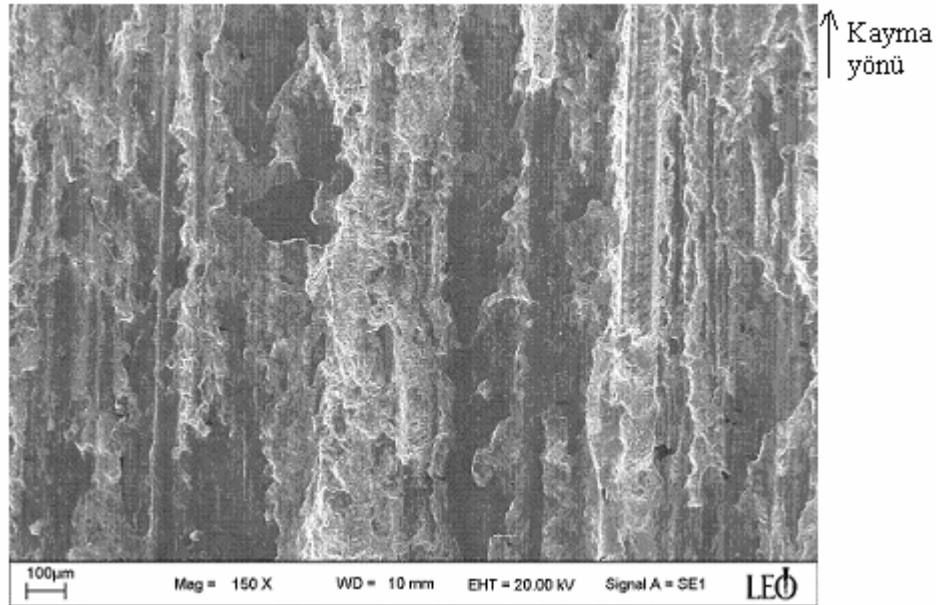
**Resim 6.18.** 150N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.17 ve Resim 6.18’de net bir şekilde görüldüğü gibi ,83N’da gibi düşük yüklerde adhesiv aşınma, deneyimizin baskın mekanizmasıyken 150N’luk en yüksek yükte baskın olarak uzun oluklarla geniş düz bölgeler oluştuğundan dolayı abrasiv aşınma tipiyle, derin dalgalanmalardan dolayı adhesiv aşınma tipi sergilediği gözlenmiştir.



**Resim 6.19.** 83N’da aşındırılan %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

83N’da aşındırılan %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin aşınmış yüzeyinden alınan görüntü incelendiğinde kayma yönüne paralel yırtılmalar şeklinde ayrılmalara olduğu ve bu ayrılmalara yırtılma şeklinde gerçekleşmesi sonucu derin kopma izlerinin olduğu görülürken, aşınmış yüzeyde demir, nikel ve oksijen içeriği yüksek çok sayıda tabakalaşmanın olduğu bölgelerde gözlenmiştir. Oksitle birlikte malzemenin aşınmış yüzeyinde oluşan bu metalik yığınların varlığı yüzey yorulmasının bir göstergesidir [114].



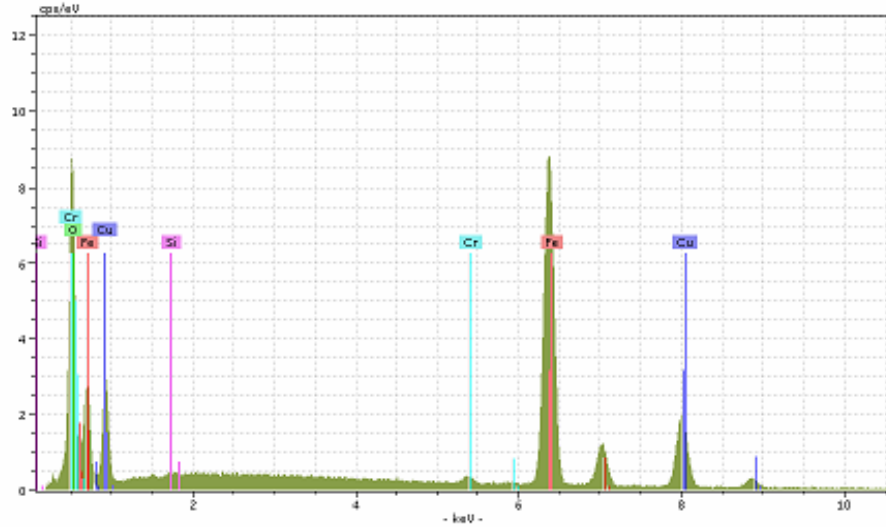
**Resim 6.20.** 150N’da aşındırılan %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

150N’da aşındırılan %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numunesinin aşınma sonrası yüzey görüntüsü Resim 6.20’de verilmektedir. 150N’da aşındırılan %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozit 83N’da aşındırılan %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitle kıyaslandığında; çok farklı bir aşınma tipi sergilediği gözlenmiştir. 150N’da aşındırılan kompozitin aşınmış yüzeyinde derin ve geniş oluklar şeklinde kopmaların olduğu ve 83N’da aşındırılan kompozitte görülen demir ve oksijen içeriği yüksek tabakaların burada olmadığı gözlenmiştir. Bu sonuçta; Şekil 6.17’de ağırlık kaybı – yük eğrisi ve Şekil 6.24’deki sürtünme katsayısı – yük eğrisinde 100N’a kadar artan yük ile ağırlık kaybının ve sürtünme katsayısının artış değerlerinin 150N’da düşüş gösterme nedenlerini doğrulamıştır.

Aşınma deney esnasında düşük yüklerde takviye yerinden sökülmeyecek ve partikülü çevreleyen matris aşındırılarak uzaklaştırılacak ve temas takviyeli partikül ile aşındırıcı arasında olduğundan kompozitlerin gerçek temas bölgesi takviyesiz matrise göre küçük olmuştur ve Şekil 6.19 ile Şekil 6.20 ve Şekil 6.21 ile Şekil 6.22’den alınan EDS sonuçlarında görüleceği gibi kompozitin takviyesiz Cu matrisinden daha düşük Fe ve O içermesi kompozitin takviyesiz Cu matrisin göre daha az kimyasal etkileşime girdiğini göstermiştir. Ayrıca resimlerde görüleceği gibi malzemede aşınma sonucu görülen adhesiv aşınmada Ni<sub>3</sub>Al varlığıyla azalmıştır[13]. Bu nedenle düşük yüklerde kompozit takviyesiz Cu matrisinden daha düşük ağırlık kaybı vermiştir. Yüksek yüklerde takviyenin kırılma mukavemetine yaklaşıldığından dolayı takviyeler bütün olarak yerinden ayrılıp veya parçalanıp çatlak oluşturması ve alt yüzey çatlaklarıyla birleşmesi sonucu ağırlık kaybında artışa neden olmuştur. Bu nedenle yüksek yüklerde Takviyesiz Cu matrisi kompozitlerden daha düşük ağırlık kaybı vermiştir.

Şekil 6.19 ile Şekil 6.20 ve Şekil 6.21 ile Şekil 6.22’de takviyesiz Cu matrisli ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerin 83N ve 150N’da aşındırılmaları sonrası yüzeyinden alınan EDS analizi verilmiştir.

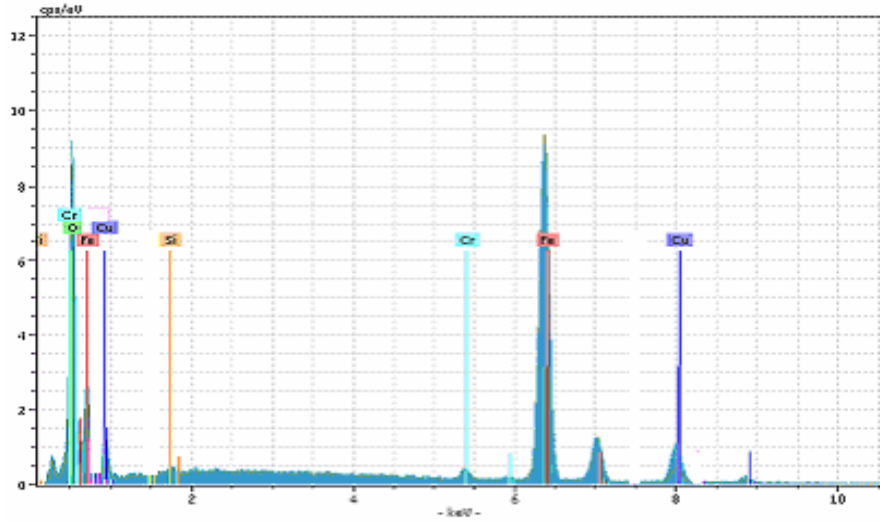
Şekil 6.19’da 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden alınan EDS analizi verilmiştir. 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisinin yüzeyinden alınan EDS sonucunda görülen demir ve oksijen pikleri aşınma sırasında malzeme yüzeyinde bir oksit tabakasının oluştuğunu göstermektedir.



**Şekil 6.19.** 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

Aynı zamanda yüzeyde tabaka şeklinde bölgelerde de aşındırıcı diskten yapışmış aşınma parçacıklarının varlığını göstermektedir. Aşındırıcı diskten malzeme yüzeyine yapışan demir parçacıkları, bu yükte abrasiv aşınma mekanizmasının daha baskın olduğunu göstermektedir.

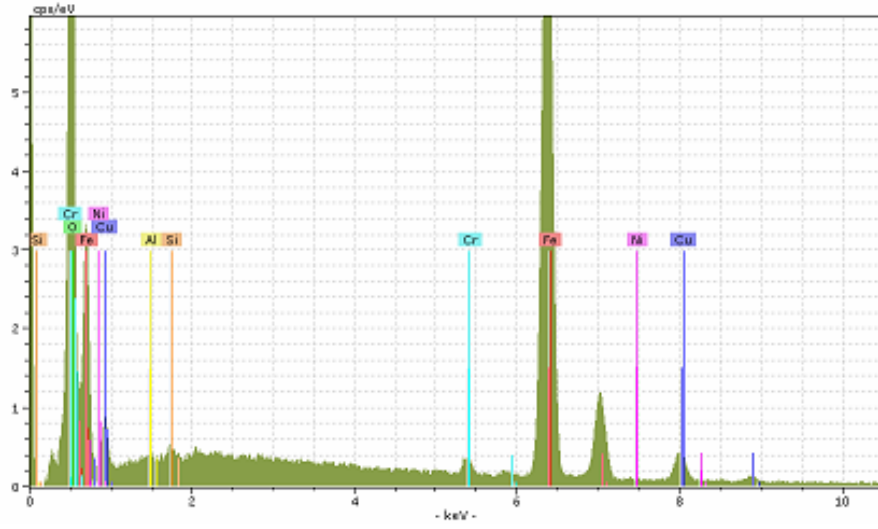
Şekil 6.20’de 150N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisinin EDS analizi verilmektedir.



**Şekil 6.20.** 150N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

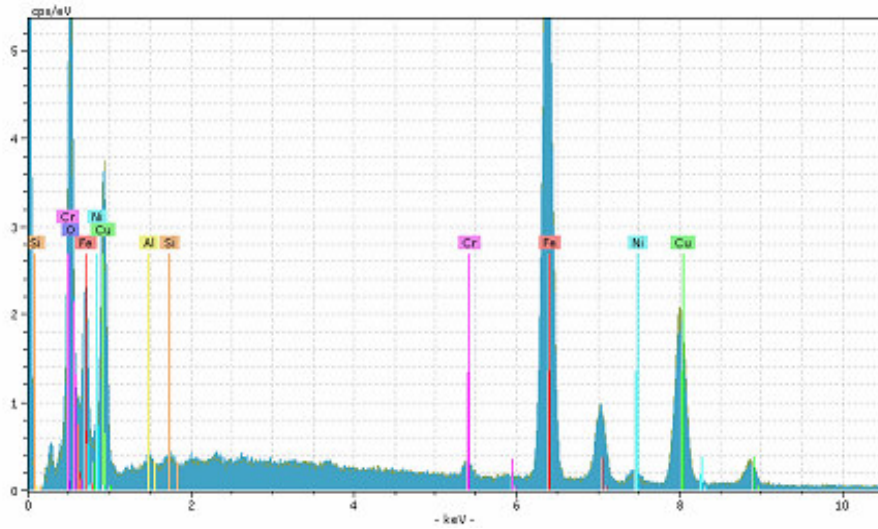
83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisli numuneden alınan EDS analizindeki sonuçlar gibi, burada da demir ve oksijen pikleri yüzeyde bir oksit tabakasının oluştuğunu göstermektedir. 150N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisinin EDS analiz sonucuna göre 83N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisinden daha düşük demir içerdiği , fakat uygulanan yük arttıkça da oksijen içeriğinin arttığı da gözlenmiştir. 150N’da yüzeyde demir içeriğinin azalması yüzeye yapışan demirin yüzeydeki elementleri daha çok sıkıştırıp yüzeydeki gerilmenin artmasını ve

ağırlık kaybının da yükselmesini engellemiştir. Buda takviyesiz Cu matrisinin 150N’da en düşük ağırlık kaybı vermesinin sebebini açıklamaktadır.



**Şekil 6.21.** 83N’da aşındırılan %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

83N’da aşındırılan %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin yüzeyinden alınan EDS analiz sonucunda aşınma sırasında etkili olan oksit tabakasının oluşmasını sağlayan demir, nikel ve oksijen pikleri görülmektedir.

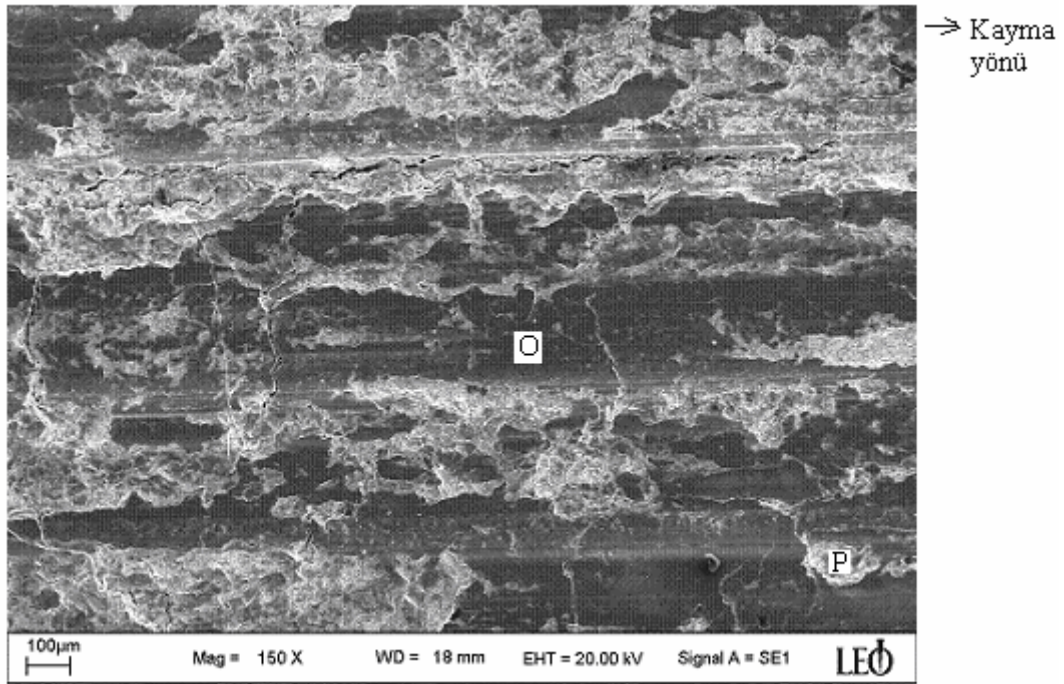


**Şekil 6.22.** 150N’da aşındırılan %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

83N’da aşındırılan kompozit numuneden alınan EDS analizindeki sonuçlar gibi; 150N’da aşındırılan kompozit numunede de demir, oksijen ve nikel pikleri görülmektedir. Fakat 150N’da aşındırılan kompozitin 83N’da aşındırılan kompozite göre daha yüksek demir, oksijen ve nikel piklerine sahip olduğu gözlenmiştir. Artan demir içeriği malzeme yüzeyinde oluşan

karışım tabakasının arttığını ve yüzeyde koruyucu tabaka oluşturduğunu göstermektedir. Yüzeydeki demir içeriğinin artmasıyla birlikte yüzeydeki koruyucu tabakanın artması ve aşındırıcıdan daha yüksek sertliğe sahip nikel oranının yüzeyde artması 100N'dan sonra %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin artan yük ile ağırlık kaybının düşme nedenini açıklamaktadır.

Aşınma sırasında Ni<sub>3</sub>Al partikülleri süneklik göstermesine rağmen kompozitlerde Ni<sub>3</sub>Al takviyesinin varlığı takviyesiz matrisle karşılaştırıldığında malzeme yüzeyinin süneklik sınırını azaltmaktadır. Bu etkiden dolayı aşınma sonucu malzemeden partiküllerin ayrılması çatlak çekirdeklenmelerinin oluşumunu kolaylaştırmakla birlikte çatlakların yüzeye yakın bölgelerde çoğalmasına yol açmaktadır [13]. Bu nedenle yüksek yüklerde takviyesiz Cu matrisinin kompozitlere göre daha düşük ağırlık kaybı vermiştir. Daha önce Resim 6.21 ve Resim 6.22'de takviyesiz Cu matrisiyle, %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin 150N'da aşındırılması sonucu yüzeyinde elde edilen farklılıklar ve aşağıda Resim 6.21'de 150N'da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası gösterilen yüzey görüntüleri 100N'dan sonra artan yük ile malzemenin ağırlık kaybının düşüş gösterme nedenleri 150N'luk en yüksek yükte aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin yüzey görüntüsüyle doğrulanmaktadır.



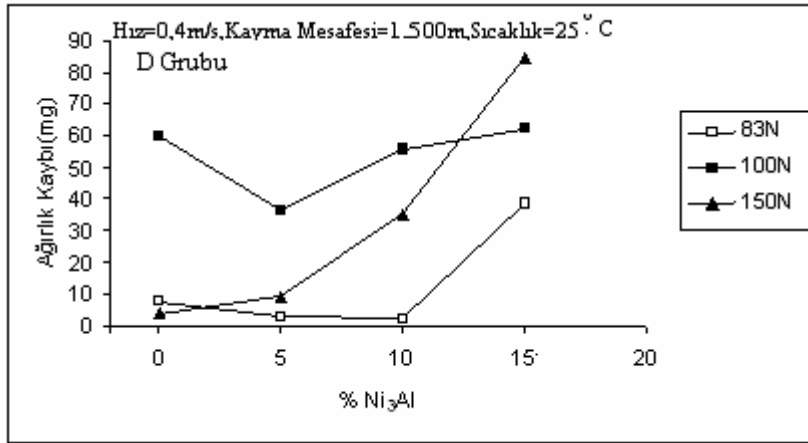
**Resim 6.21.** 150N'da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.21, 150N'da aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozit numunenin aşınmış yüzeyi gösterilmektedir. Resimde numune yüzeyinde kayma yönüne paralel

oluklaşmalar ve geniş ve uzun pul pul dökülmeler (p) ve kayma yönüne paralel ve dik çatlaklar görülmektedir. Resim 6.18’de ve Resim 6.17’de gösterilen 150N’da aşındırılan takviyesiz Cu matrisiyle, %10Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozit ile kıyaslandığında %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitte olukların ve pul pul dökülmelerin artması ve yüzeyde aşınma sonucu oluşan kayma yönüne paralel çatlakların büyüklüklerinin artması 150N’da takviyesiz Cu matrisinin kompozitlerden daha düşük ağırlık kaybı verme nedenlerini doğrulamıştır.

Tüm bu sebeplerin yanında, matrise belirli bir miktardan sonra ilave edilen takviye malzeme yüzeyinde yorulma çatlaklarına neden olduğundan dolayı ağırlık kaybını arttırmaktadır. Yani partikül oranı arttıkça matrisin plastik deformasyonunun büyüklüğü azalmaktadır. Takviye ve matris arayüzeyindeki düşük bağlantıdan dolayı yükleme devam ettikçe kopan partiküller çatlakların sayısı arttırmaktadır. Alt yüzey tabakasında çalışma sertleşmesi olduğundan dolayı alt yüzey malzemesinde plastik deformasyon yığılması meydana gelir ve takviye çevresinde çatlaklar çekirdeklenir. Yükleme ve deformasyon devam ettikçe de matristeki çatlaklar çoğalır. Bu çatlaklar bitişik çatlaklara katılarak takviyenin malzemeden ayrılmasına neden olur. Sert abrasiv aşınmanın meydana gelmesinden dolayı, hasarlı partiküller kompozite karşı aşırı abrasiv aşınmaya neden olur[17]. Bu nedenle Şekil 6.21’de görüleceği gibi Cu matrise %15 oranında ilave edilen Ni<sub>3</sub>Al malzemede kritik bir değerde olup kompozit malzemede yük arttıkça ağırlık kaybının da artmasına neden olmuştur..

Şekil 6.23’de Cu matrisiyle, %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numuneleri için %Takviye-Ağırlık Kaybı ilişkisinin değişim eğrileri yükün bir fonksiyonu olarak verilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi kompozit malzemelerde genel olarak takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı da artmıştır.



Şekil 6.23.D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı değişimi

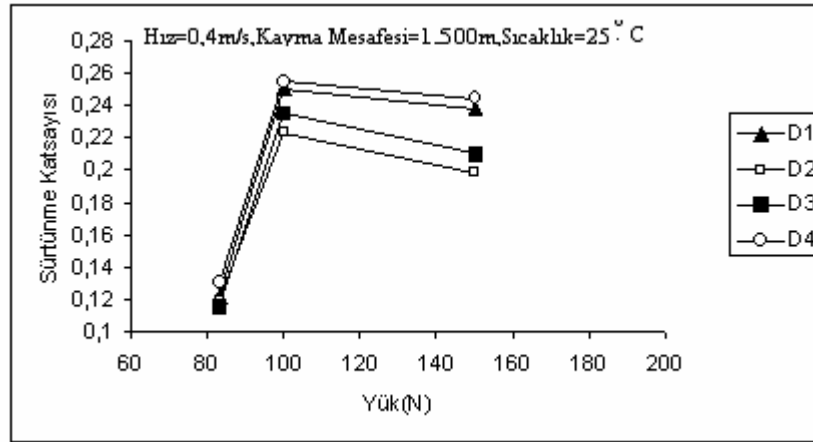
%5, %10 ve %15 oranında Ni<sub>3</sub>Al içeren Cu matrisli kompozitlerin takviye miktarına bağlı olarak yüke bağlı değişiminde gözlenen benzer sonucu, %5, %10 ve %15 oranında Ni<sub>3</sub>Al

içeren Cu matrisli kompozitlerin takviye miktarına bağlı olarak yüke bağlı değişiminde de gözlenmiştir [9]. Yani kompozit malzemelerde yük arttıkça partiküllerin kırılma mukavemetine yaklaşıldığından dolayı partiküllerde kırılma başlayabilir. Bununla birlikte yük arttıkça kopan  $Ni_3Al$  parçacıkları yeni çatlak oluşumuna neden olup çatlakları çoğaltabilir ve malzeme alt yüzeyinde bulunan çatlaklarla bağlanabilir [9]. Bu nedenle takviye oranı arttıkça malzeme yüzeyinden daha fazla  $Ni_3Al$  parçacıkları kopmaktadır. Buda daha fazla çatlak oluşumuna neden olduğundan dolayı takviye miktarı arttıkça ağırlık kaybı artmıştır.

Deney numunelerinin Tablo 6.6’da verilen sürtünme katsayısı değerleriyle Şekil 6.24’de gösterilen sürtünme katsayısı grafiğindeki sonuçlar Şekil 6.17 ile Şekil 6.23’deki ağırlık kaybı değerlerine benzer sonuçlar vererek elde edilen farklılıkları doğrulamaktadır.

**Tablo 6.6.** D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

| Yük(N) | Sürtünme Katsayısı |       |       |       |
|--------|--------------------|-------|-------|-------|
|        | D1                 | D2    | D3    | D4    |
| 83     | 0,122              | 0,120 | 0,116 | 0,130 |
| 100    | 0,251              | 0,224 | 0,235 | 0,255 |
| 150    | 0,238              | 0,198 | 0,210 | 0,244 |



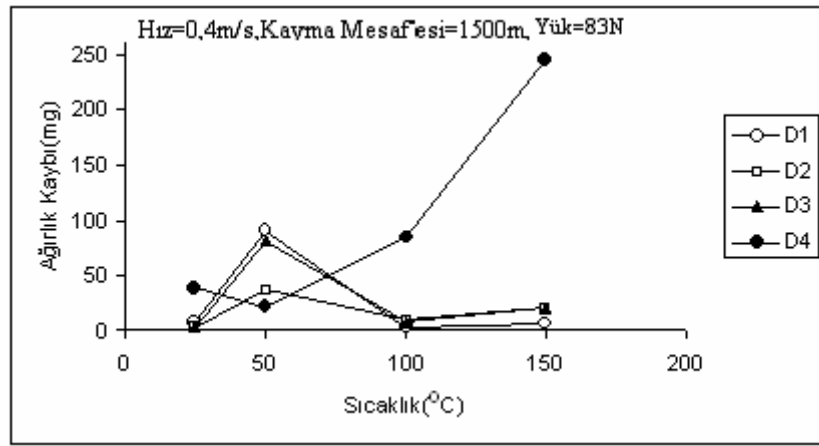
**Şekil 6.24.** D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları

Şekil 6.24’deki grafikte görüleceği gibi, %15  $Ni_3Al$  takviyeli Cu matrisli kompozitlerin bütün yüklerde takviyesiz Cu matrisinden daha yüksek sürtünme katsayısı değerlerini verirken, %5 ve %10  $Ni_3Al$  takviyeli Cu matrisli kompozitlerin bütün yüklerde takviyesiz Cu matrisinden daha düşük sürtünme katsayısı değerleri vermiştir. Bu etkisi takviyenin kompozit malzemeye kazandırdığı özellikten kaynaklanmıştır [116]. Kompozitin en önemli özelliği, karşı aşındırıcı malzeme olarak kullanılan aşındırıcı diskten daha fazla sertliğe sahip partiküllerin varlığıdır.

Eğer partikül kayma aşınması sırasında matrise iyi bağlarla tutunmuşsa, takviye yerinden sökülmeyecek ve partikülü çevreleyen matrisin aşındırılarak uzaklaştırılması kolay

olacaktır. Böylece temas, takviye partikülü ile aşındırıcı yüzey arasında olacaktır. Kayma aşınması sırasında partiküle, aşındırıcı yüzeyle temasında teğetsel bir kuvvet uygulanır ve partikül-matris ara yüzeyinde oluşan kayma gerilmesi partikül ayrışmasına sebep olabilir. Böylece aşınma hızı, partikül ayrılma hızı ile büyük oranda kontrol edilir. Bununla birlikte, eğer partikül ayrılması çok kolay ise o zaman temas, takviyesiz alüminyum alaşımında olduğu gibi, doğrudan alüminyum matrisle olacak ve hatta daha hızlı aşınabilecektir [13,116]. Bu nedenle %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerden ayrılan partiküller üçüncü bir cisim gibi davranıp abrasiv aşınmayı devreye soktuğundan bütün yüklerde matris alaşımından daha yüksek sürtünme katsayısı değerleri vermiştir.

Takviyesiz Cu matrisiyle, %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numuneleri için sıcaklık-ağırlık kaybı ilişkisinin takviye oranına bağlı olarak değişimi Şekil 6.25’de verilmektedir.

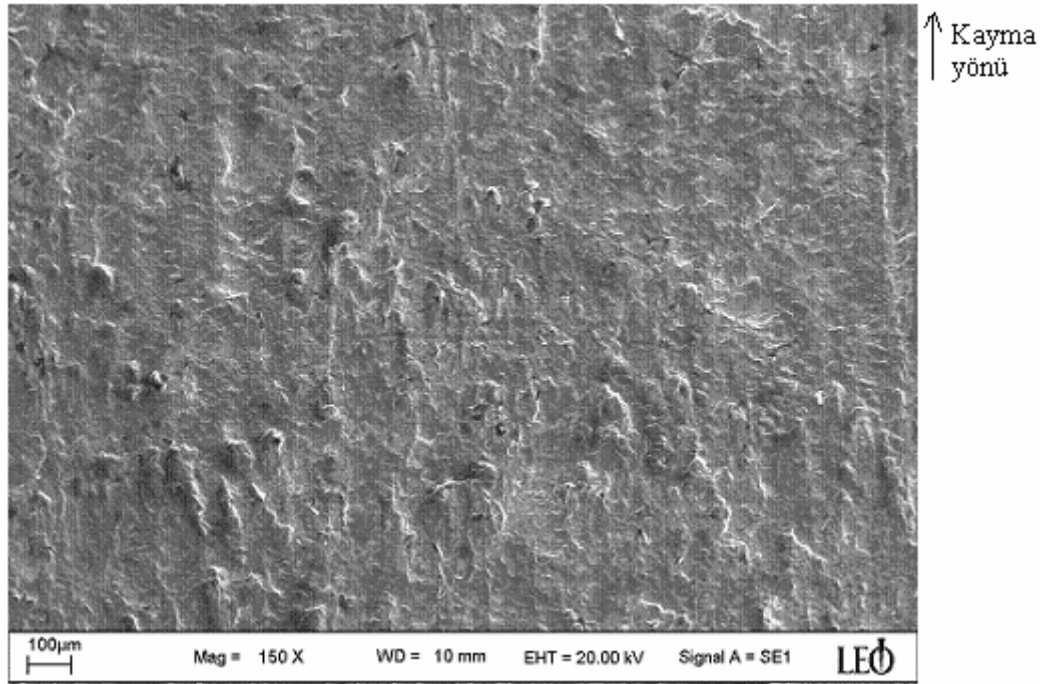


Şekil 6.25. D grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları

Şekil 6.25’deki grafikte görüldüğü gibi, 25 ve 50°C gibi düşük sıcaklıklarda kompozitler takviyesiz Cu matrisinden daha düşük ağırlık kaybı verirken 100 ve 150°C gibi yüksek sıcaklıklarda bunun tam tersi olmuş ve bütün kompozitler takviyesiz Cu matrisinden daha yüksek ağırlık kaybı vermişlerdir.

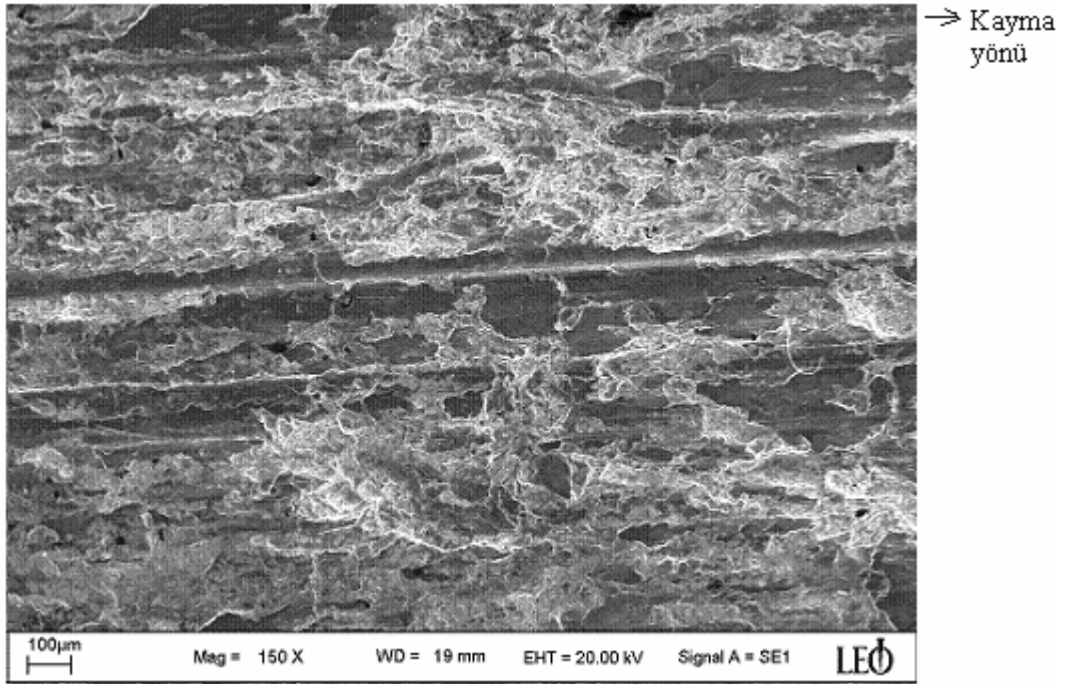
Takviyesiz Cu matrisinin artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kaybı düşmüştür. Kompozitlerde ise bunun tam tersi görülmüş ve sıcaklık arttıkça ağırlık kaybı artmıştır. Fakat artan sıcaklıkla birlikte takviye oranı arttıkça ağırlık kayıplarındaki değişim bazı sıcaklıklarda farklılık göstermeye başlamıştır. Yani takviyesiz Cu matrisiyle, %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numunelerinin hepsi için 50°C bir dönüşüm sıcaklığı olmuştur. Takviyesiz Cu matrisiyle, %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerde ağırlık kaybı miktarı 50°C’de maksimum değerine ulaşırken bu sıcaklıktan sonra ağırlık kaybı miktarı düşmüştür. Fakat

takviyesiz Cu matrisi için en düşük ağırlık kaybı 150°C’de görülürken, %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerde 50°C’den sonra ağırlık kaybında düşüş görülmesine rağmen en düşük ağırlık kaybı miktarı 25°C’de elde edilmiştir. Bütün bu malzemelerden farklı olarak %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerde ise ağırlık kaybı miktarı 50°C’de en düşük değerini gösterirken bu sıcaklıktan sonra artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kaybı da artış göstermiştir. Öyle ki; 150 °C’lik en yüksek sıcaklıkta %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitler deneyde kullanılan diğer malzemelere göre çok yüksek ağırlık kaybı farkı miktarı vermiştir. Bu farkın malzemenin mikroyapısı üzerindeki etkilerini görmek amacıyla Resim 6.19 ve Resim 6.22’de %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerin 150 °C’de aşındıktan sonra malzeme yüzeyinde alınan görüntüler gösterilmiştir.



**Resim 6.22.** 150°C’de aşındırılan %10Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

150°C’de aşınan %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozit numunenin aşınmış yüzeyinde kayma yönüne paralel ayrılmaların olduğu ve bu ayrılmalar sonucu aşınmış yüzeyde kopma izlerinin oluşmasına neden olan yırtılmaların olduğu görülmektedir. Bu malzemenin baskın olarak adhesiv şeklinde aşındığını göstermektedir.



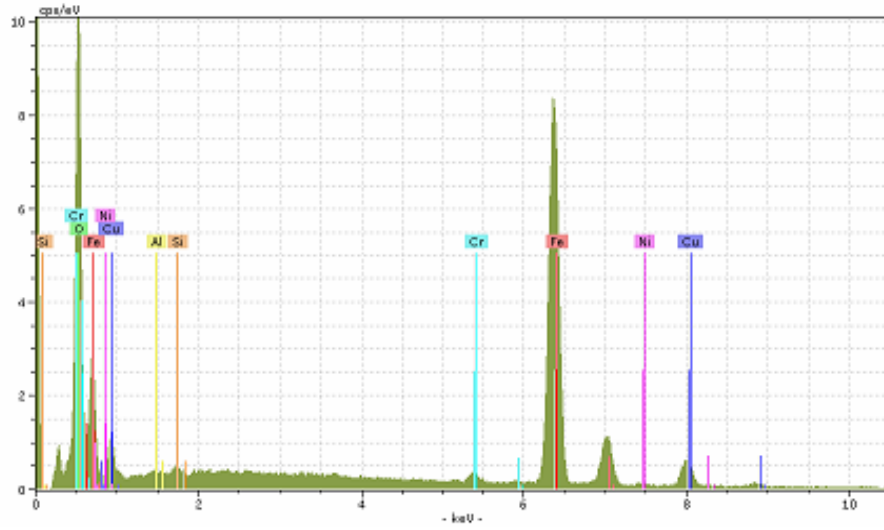
**Resim 6.23.** 150°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.23’de 150°C’de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzey görüntüsü verilmektedir. Yüzey fotoğrafı incelendiğinde %10 takviyeli Cu matrisli kompozitin yüzey görüntüsünden çok daha farklı bir görüntü elde edildiği görülmektedir. 150°C’de aşındırılmış yüzey fotoğrafında sert ve şiddetli bir aşınma tipi görüldüğü, bütün malzemelerde aşınma sonucu yüzeyde oluşan olukların ve kraterlerin uzunluklarının ve genişliklerinin bu malzeme için çok büyük olduğu gözlenmiştir. Buda %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin 150°C’de ağırlık kaybının hızlı bir artış göstermesini doğrulamıştır.

Takviye malzemesi olarak kullanılan Ni<sub>3</sub>Al’un sıcaklık arttıkça sünekliliği ve mukavemeti artmaktadır [4,5]. Bu nedenle Ni<sub>3</sub>Al’unda takviye olarak kullanıldığı bütün kompozitlerde bu özellikler malzemenin ağırlık kaybını olumlu yönde etkilerken, Şekil 6.28’de görüldüğü gibi belirli bir sıcaklıktan sonra malzemede ağırlık kaybının düşmesinde etkili olmuştur.

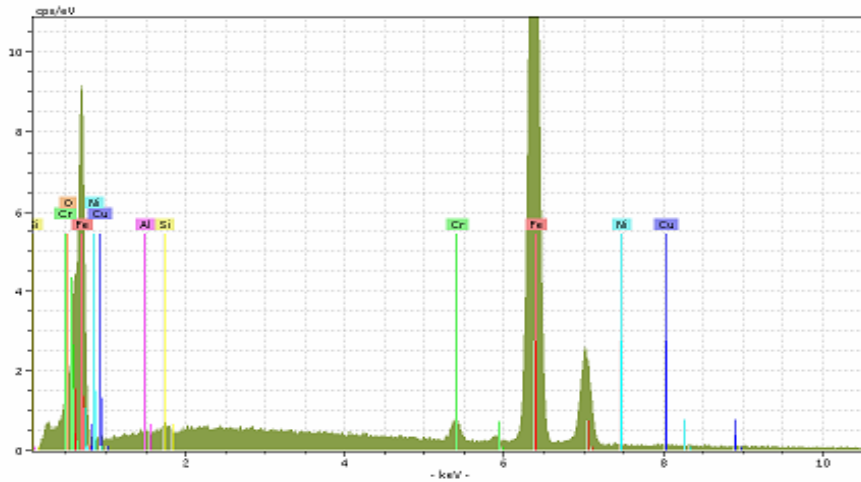
Yüksek sıcaklıkta yapılan aşınma proseslerinde sıcaklık arttıkça bütün malzemelerin yüzeyinde aşındırıcıdan transfer olan Fe- ile birlikte ortamda bulunan O- ve numuneden kopan parçalardan oluşan Al- fazlarına sahip bir kalıntı tabakası oluşmuştur. Bu kalıntı tabakasının kalınlığı sıcaklık arttıkça artmıştır. Buda belirli bir sıcaklıktan sonra malzeme yüzeyinde koruyucu etki yapıp numunenin gerçek temas alanını azaltarak aşınma oranının düşmesine neden olmuştur [19]. Takviyesiz Cu matrisiyle, %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al içerikli Cu matrisli

kompozitlerde 100°C’de bu etki görülürken takviye oranının %15’e yükselmesiyle bu koruyucu tabaka 50°C gibi düşük sıcaklık değerlerinde oluşmaya başlamaktadır. Fakat bütün malzemelerde kritik bir sıcaklıktan sonra bu etki yok olur ve ağırlık kaybı artan sıcaklıkla birlikte artar. Bu sonucun malzeme yüzeyinde yaptığı etkiyi görmek amacıyla Resim 6.22 ve Resim 6.23’de 150°C’de aşındırılan %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden alınan SEM görüntüsü verilirken, Şekil 6.26 ve Şekil 6.27’de 150°C’de aşındırılan %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden alınan EDS analizleriyle de bu sonuç desteklenmektedir.



**Şekil 6.26.** 150°C’de aşındırılan %10Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

Şekil 6.26’da 150°C’de aşındırılan %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden alınan EDS sonucunda diğer kompozit malzemelerde gözlenen bakır, demir, nikel ve oksijen piklerinin bu malzemedeki de görüldüğü ve bu element dağılımının malzeme yüzeyinde diğer kompozitlerde olduğu gibi oksit tabakasının oluştuğunu göstermektedir.

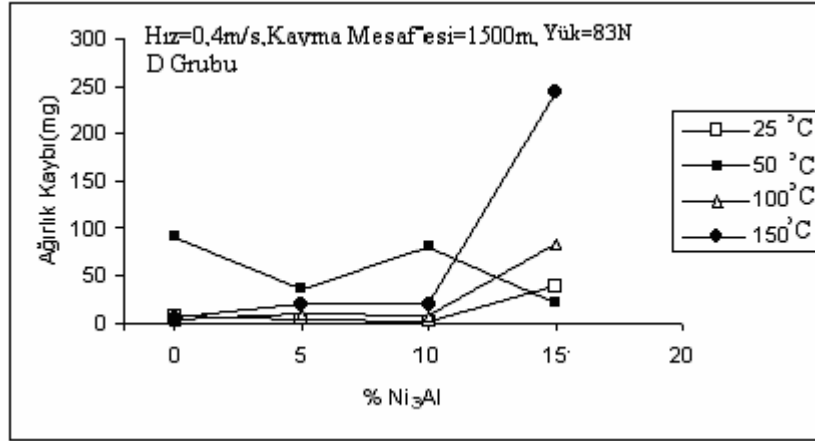


**Şekil 6.27.** 150°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen Cu matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin EDS analizi

Aşınma şiddeti ve miktarı açısından 150°C’de aşınma deneyi yapılmış olan deney numunelerinden %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin Şekil 6.27’de verilen EDS analizi incelendiğinde ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin EDS analiz sonuçlarıyla kıyaslandığında %15 takviyeli kompozitin %10 takviyeli kompozite göre daha yüksek demir ve nikel pikleri verirken, oksijen piki daha düşüktür. Yüzeyde gözlenen demir, nikel ve oksijen pikleri yüzeydeki oksit tabakasıyla birlikte metalik olan bir karışım tabakasının da yüzeyde oluştuğunu göstermektedir. Oksitle birlikte metalik yığınların varlığı yüzey yorulmasının göstergesidir [119]. Bu nedenlerden dolayı 150°C’de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitin aşınmış yüzeyinde %10 takviyeli kompozitten daha fazla metal yığını oluştuğundan dolayı daha fazla yüzey yorulması meydana gelmiştir. Böylece %15 takviyeli kompozit %10 takviyeli kompozitten daha yüksek ağırlık kaybı vermesi bu sonucu doğrulamıştır.

Kompozit malzemelerde artan sıcaklıkla birlikte kritik bir sıcaklıktan sonra termal yumuşama ve yeniden kristalleşme meydana gelir ve ağırlık kaybı düşer [19,118]. Bu kritik sıcaklık aşırı aşınmanın görüldüğü bir dönüşüm sıcaklığı olup bu sıcaklıktan sonra takviye malzemeleri uygulanan yükü taşıyamaz ve aşınma yüzeyine yakın yerlerde deformasyon ve kırılma mikromekanizmasının birlikte oluşmasına neden olur. Yüksek sıcaklıklarda kayma gerilmeleri malzemede yüzeye yakın takviye partiküllerinin kırılması ve altyüzey delaminasyonu matrisin yoğun bir şekilde ayrışması birlikte olmaktadır. Ayrıca bu kritik sıcaklıktan sonra malzemenin mukavemeti azaldığından dolayı matris gerilmeleri hızla artmaktadır. Bu gerilmelerin birikmesi sonucu aşındırıcı ve numune arasında adhesiv kuvvet oluşmaktadır ve kırıkların açılmasıyla düzensiz temas yüzeyinin oluşmasına neden olmaktadır. Düzensiz yüzey ve kayan malzemenin salınım hareketi arasındaki etkileşim malzemede hızla ayrışmalara neden olarak ağırlık kaybını arttırmaktadır [35]. Böylece malzemede oluşan tüm bu yapılardan dolayı deneylerde kullanılan Takviyesiz Cu matrisiyle, %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli numunelerde belirli bir sıcaklıktan sonra ağırlık kaybında artış gözlenmiştir.

Şekil 6.28’de, Takviyesiz Cu matrisiyle, %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı eğrisi verilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi, genel olarak sıcaklıkla birlikte takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı da artmıştır. Ayrıca 25 ve 50°C gibi düşük sıcaklıklarda kompozitler takviyesiz Cu matrisinden daha düşük ağırlık kaybı verirken, artan sıcaklıkla (100 ve 150°C) birlikte bu özellik değişmiş ve kompozitler takviyesiz Cu matrisinden daha yüksek ağırlık kaybı vermiştir.



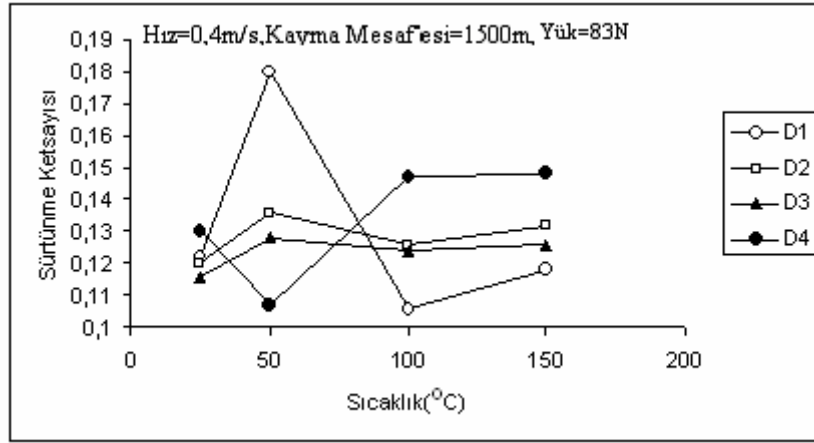
Şekil 6.28.D grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kayıpları

Çalışmada matris ve partikül arasındaki bağ kuvvetlerini etkileyen en önemli faktör sıcaklıktır. Artan deney sıcaklıklarıyla birlikte partikül-matris arasındaki bağ mukavemeti de azalmaktadır. Bununla birlikte sıcaklık arttıkça bağ mukavemeti azaldığından dolayı partiküllerde deformasyon meydana gelmekte ve takviyeler malzemeden ayrılmaktadır. Aşınma sonucu da malzemeden ayrılan partiküller çatlak çekirdeklenmesine neden olup çatlakların yüzeye yakın yerlerde çoğalmasına neden olduğundan dolayı ağırlık kaybını da arttırmaktadır [13]. Bu nedenle deneylerde sıcaklıkla arttıkça malzeme yüzeyindeki takviyeler deforme olup malzemeden kopmaktadır, takviye oranı arttıkça da malzemede deforme olup kopan partikül sayısı arttığından dolayı ve kopan partiküller daha fazla çatlak oluşumuna neden olduğundan dolayı takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı artmıştır.

Bütün bu elde edilen farklılıkları Tablo 6.7’de ve Şekil 6.29’da numunelerin dört farklı deney sıcaklığına bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimlerini gösteren eğri ve grafik doğrulamaktadır.

**Tablo 6.7.** 83N’luk sabit yükte aşındırılan D grubu deney numunelerinin dört farklı sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

| Sıcaklık(°C) | Sürtünme Katsayısı |       |       |       |
|--------------|--------------------|-------|-------|-------|
|              | D1                 | D2    | D3    | D4    |
| 25           | 0,122              | 0,120 | 0,116 | 0,130 |
| 50           | 0,180              | 0,136 | 0,128 | 0,107 |
| 100          | 0,106              | 0,126 | 0,124 | 0,147 |
| 150          | 0,118              | 0,132 | 0,126 | 0,148 |



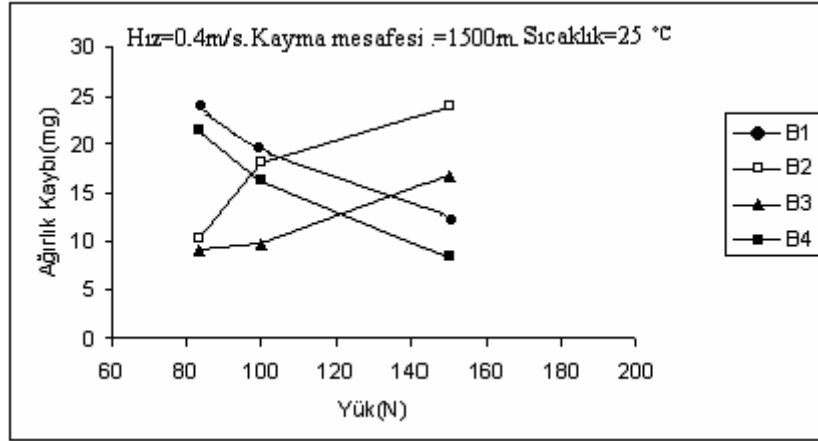
**Şekil 6.29.** D grubu deney numunelerin sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları

Şekil 6.29’da verilmiş olan sürtünme katsayısı grafiğindeki sonuçlarda görüldüğü gibi, Şekil 6.25’deki ağırlık kaybına benzer olarak 25 ve 50°C gibi düşük sıcaklıklarda kompozitler takviyesiz Cu matrisinden daha düşük sürtünme katsayısı verirken 100 ve 150°C gibi yüksek sıcaklıklarda bunun tam tersi olmuş ve bütün kompozitler takviyesiz Cu matrisinden daha yüksek sürtünme katsayısı vermişlerdir. Ayrıca takviyesiz Cu matrisinin artan sıcaklıkla birlikte sürtünme katsayısı düşerken kompozitlerde bunun tam tersi görülmüş ve sıcaklık arttıkça sürtünme katsayısı artmıştır.

### 6.3.3. B Grubu Numunelerinin Kuru Kayma Aşınması Deney Sonuçları

Takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ve %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunelerinin yük-ağırlık kaybı ilişkisinin takviye oranına bağlı olarak değişimi Şekil 6.30’da verilmiştir. Şekil 6.30’da genel olarak kompozitlerin takviyesiz 2124 Al alaşımına göre daha üstün olduğu görülürken, bu üstünlüğün yüksek yüklerde bazı kompozitlere göre zıt davranış gösterdiği de görülmektedir. Yani 83 ve 100N’da bütün kompozitler takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinden daha düşük ağırlık kaybı verirken, 150N’luk en yüksek yükte %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitler takviyesiz 2124Al alaşım matrisinden daha yüksek ağırlık kaybı vermiştir.

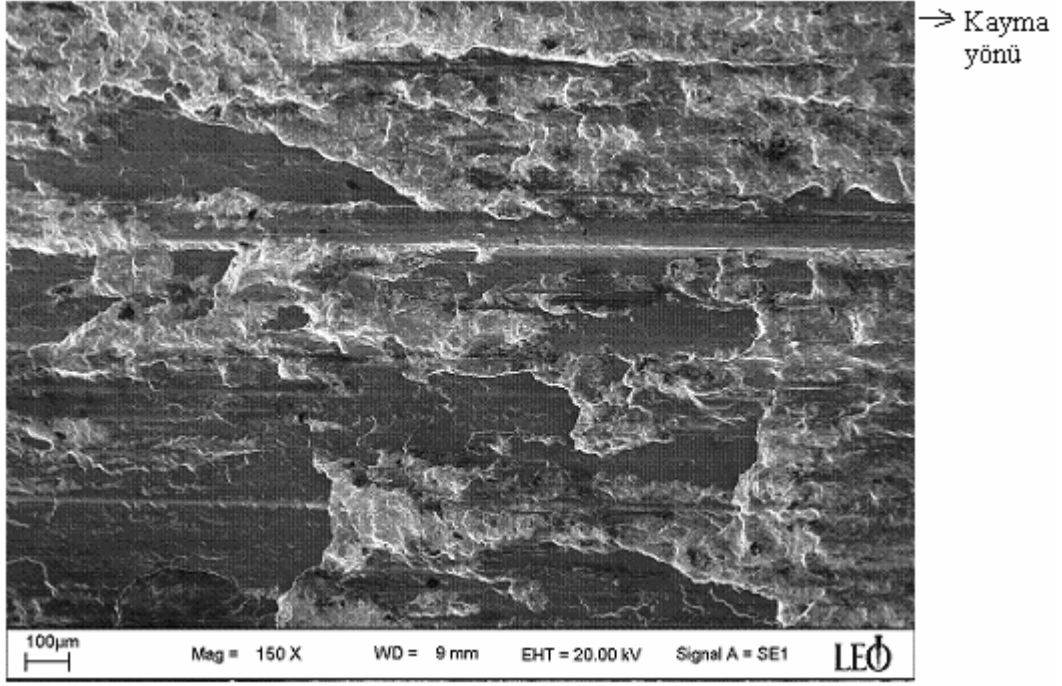
Deneylerde takviyesiz 2124Al alaşım matrisinde yük arttıkça ağırlık kaybı azalmıştır. Kompozit malzemelerde ise %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitlerde yük arttıkça ağırlık kaybı artarken, %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitlerde bunun tam tersi görülmüş ve yük arttıkça ağırlık kaybı azalmıştır.



**Şekil 6.30.** B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kayıpları

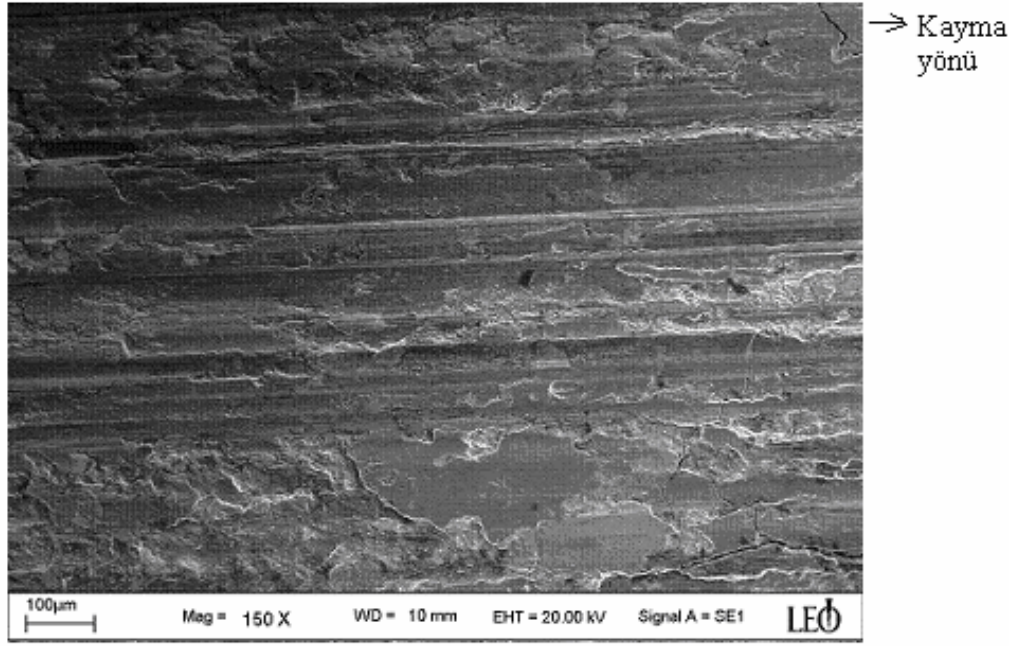
Kompozit malzemelerde düşük yüklerde malzemedeki takviye yerinden sökülmeyecek ve partikülü çevreleyen matris aşındırılarak uzaklaştırılması kolay olacaktır. Böylece temas, takviye partikülü ile aşındırıcı yüzey arasında olacağından, takviye uygulanan yükü taşıyarak matris malzemesinin daha fazla aşınmasını engelleyecektir. Fakat yük arttıkça partiküllerin kırılma mukavemetine yaklaşıldığından dolayı partiküllerde deforme olmaya başlayabilir. Bununla birlikte yük arttıkça kopan  $Ni_3Al$  parçacıkları yeni çatlak oluşumuna neden olup çatlakları çoğaltabilir ve malzeme alt yüzeyinde bulunan çatlaklarla bağlanabilir[9]. Bu nedenle düşük yüklerde kompozitler takviyesiz matris alaşımından daha düşük ağırlık kaybı verirken yük arttıkça bu etki kaybolmakta ve kompozitler takviyesiz matris alaşımından daha yüksek ağırlık kaybı vermektedir.

%5 $Ni_3Al$  takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitte yük arttıkça ağırlık kaybı artarken %15  $Ni_3Al$  takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitte bunun tam tersinin görülmesinin ve artan yük ile ağırlık kaybının artmasının ve takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinin en yüksek yükte %5  $Ni_3Al$  takviyeli kompozitten daha düşük ağırlık kaybı verirken %15  $Ni_3Al$  takviyeli kompozitte daha yüksek ağırlık kaybı vermesinin malzeme yüzeyinde oluşturduğu etkiyi görmek amacıyla Resim 6.24 ve Resim 6.25 ve Resim 6.26 ile Resim 6.27’de 83 ve 150N’da aşındırılan %5 ve %15  $Ni_3Al$  takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitlerin ve 150N’da aşındırılan matris alaşımının yüzey görüntüleri gösterilmektedir.



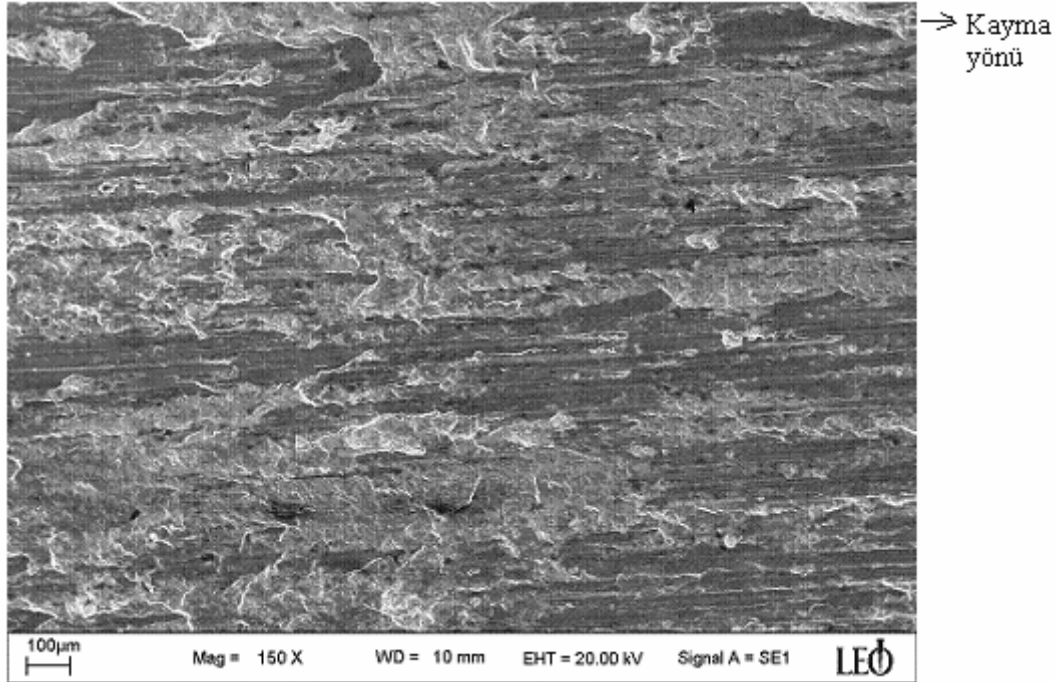
**Resim 6.24.** 150N’da aşındırılan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

150N’da aşındırılan 2124 Al matrisli deney numunesinin yüzey görüntüsünden sert ve şiddetli bir aşınma tipi sergilediği, yırtılmaların derin ve geniş oluklar şeklinde ilerlediği ve kraterler şeklinde kopmaların olduğu bölgelerin genişliklerinin ve uzunluklarının yüzeydeki olukların genişlikleri ve uzunluklarından yüksek olduğu gözlenmiştir. 150N’da aşındırılan takviyesiz 2124 Al matrisi yine 150N’da aşındırılan %5 ve %15  $\text{Ni}_3\text{Al}$  takviyeli kompozitlerle kıyaslandığında; takviyesiz 2124 Al matrisinin daha düzgün bir aşınmış yüzeye sahip %15  $\text{Ni}_3\text{Al}$  takviyeli kompozitten daha şiddetli bir aşınma tipi sergilediği; bu nedenle Şekil 6.30’da görüldüğü gibi daha yüksek ağırlık kaybı verdiği, %5  $\text{Ni}_3\text{Al}$  takviyeli kompozitin ise bunun tam tersi olduğu kompozitin takviyesiz matristen daha şiddetli bir aşınma tipi sergilediği ve %5  $\text{Ni}_3\text{Al}$  takviyeli kompozitin yüzeydeki çatlaklarının takviyesiz matrisin yüzeyindeki çatlaklardan daha büyük olması %5  $\text{Ni}_3\text{Al}$  takviyeli kompozitin takviyesiz matristen daha yüksek ağırlık kaybı vermesi sonucunu doğrulamıştır.



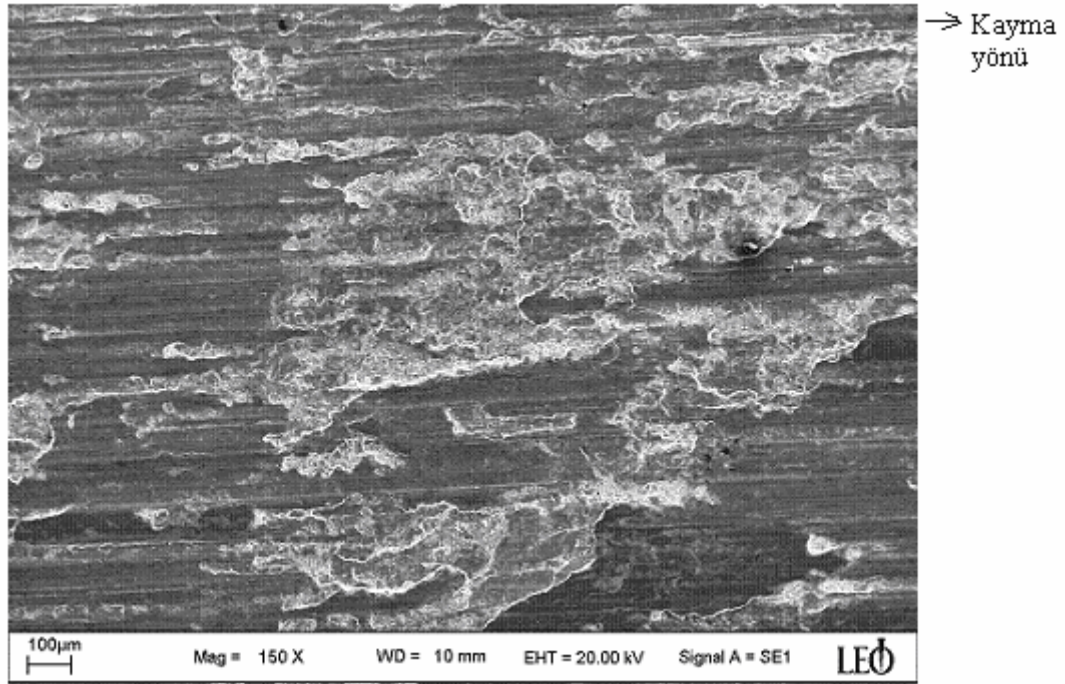
**Resim 6.25.** 83N’da aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.25’de 83N’da aşındırılan %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin yüzey görüntüsünden kayma yönüne paralel derin ve geniş yırtılmaların olduğu yerlerin büyük bir bölgeyi kapladığı ve bu yırtılmalardan dolayı oluşan oluklar şeklinde dökülmelerin olduğu görülmektedir. Buda malzemenin baskın olarak adhesiv şeklinde aşındığını göstermektedir.



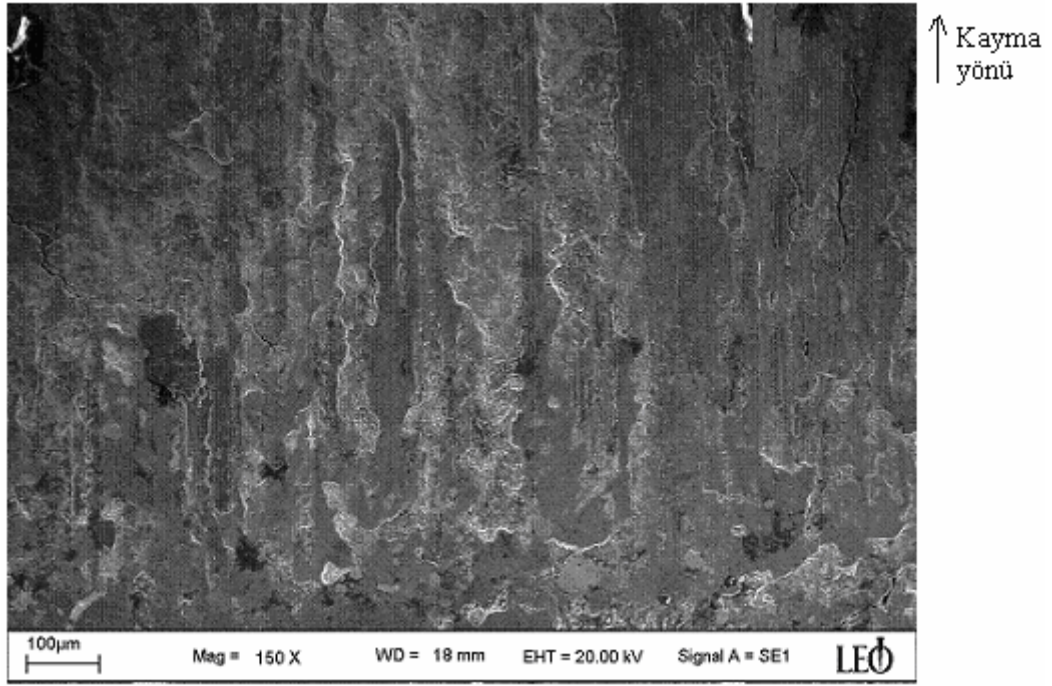
**Resim 6.26.** 150N’da aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.26’da 150N’da aşındırılan %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin yüzey görüntüsünden diğer Al ve Cu matrisli deney numunelerinde olduğu gibi kayma yönüne paralel oluklanmaların geniş bir bölge kapladığı, küçük kraterler şeklinde pul pul olduğu bölgelerinde az bir yer kapladığı görülmektedir. Aşınmış yüzeyde geniş bir yer kaplayan bu olukların genişlikleri ve uzunluklarının 83N’da aşındırılan kompozitten daha fazla olması artan yük ile %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin ağırlık kaybının artma nedenlerini doğrulamaktadır.



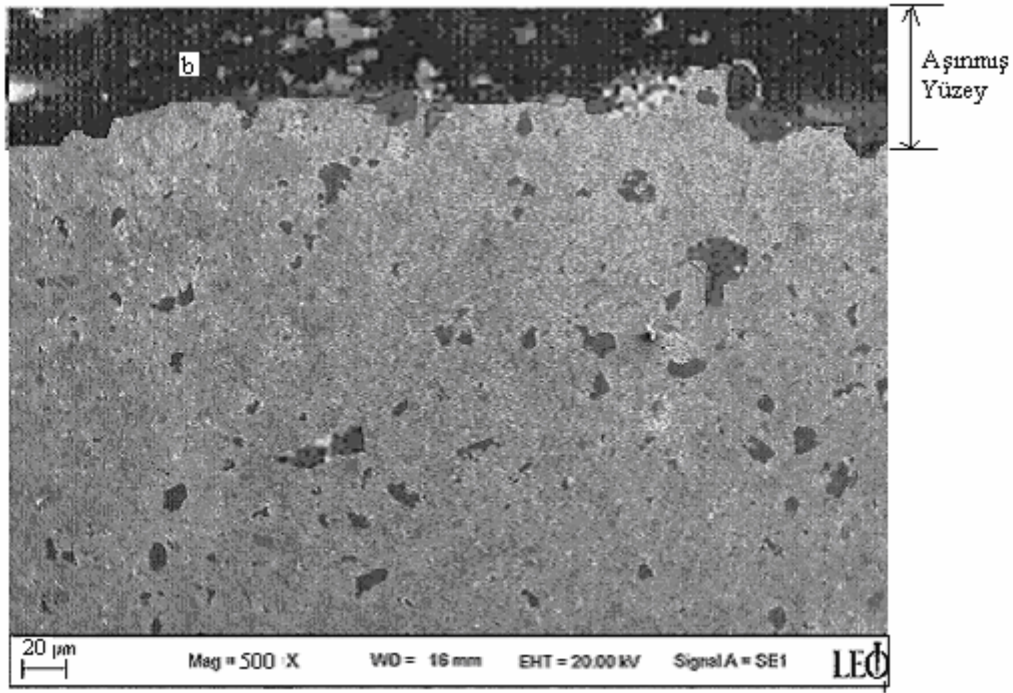
**Resim 6.27.** 83N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

83N’da aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin yüzey görüntüsü %5 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin yüzey görüntüsüyle kıyaslandığında; oluklar şeklinde dökülmelerin olduğu bölgelerin küçük bir bölgeyi kapladığı ve kraterler şeklinde dökülmelerin olduğu bölgelerinde büyük bir bölgeyi kapladığı görülürken bu kraterlerinin genişliklerinin ve uzunluklarının %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitte çok daha büyük olması Şekil 6.30’da gösterilen 83N’da %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitin ağırlık kaybının %5 takviyeli kompozitten yüksek olma sonucunu doğrulamıştır.



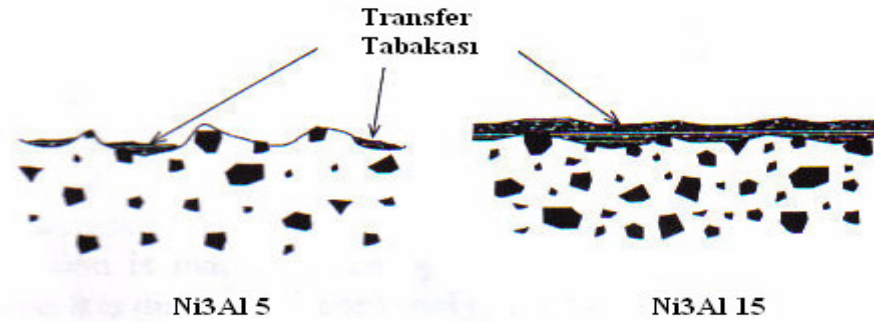
**Resim 6.28.** 150N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM görüntüsü

Resim 6.28’de 150 N’ da aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin yüzey görüntüsü verilmiştir. 83N’da aşındırılan kompozitin yüzey görüntüsüyle 150 N’ da aşındırılan kompozitin yüzey görüntüsü kıyaslandığında; 150N’da aşındırılan numunenin yüzeydeki oluklar şeklinde dökülmelerin olduğu bölgelerin arttığı, geniş ve uzun kraterler şeklinde dökülmelerin olduğu bölgelerin azaldığı ve krater genişliklerinin düştüğü gözlenmiştir. Bu iki resmin karşılaştırılması sonucu 83N’da aşındırılan kompozit yüzeyinde mevcut olan adhesiv aşınma mekanizmasının, 150 N’ da aşındırılan kompozit malzemede uzun oluklarla daha düzgün bölgelerin oluşması sonucu abrasiv aşınma tipine geçtiği görülmektedir. Elde edilen bu sonuçlarda %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitlerin ağırlık kaybının artan yük ile azalma sonucu doğrulanmıştır.



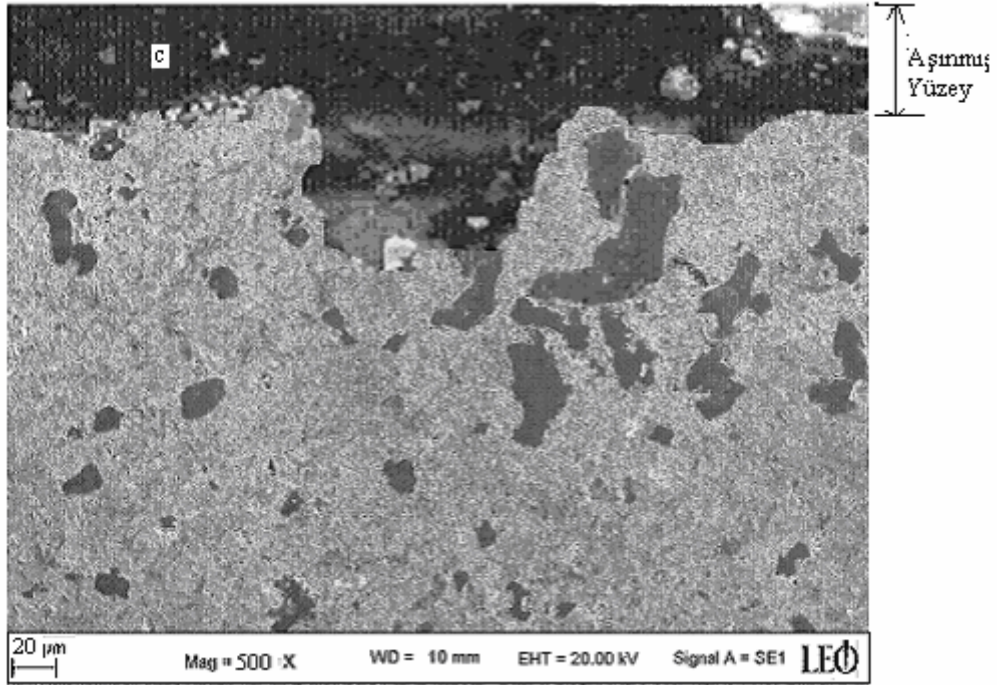
**Resim 6.29.** 150N’da aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası alınan altyüzey kesit görüntüsünün SEM fotoğrafı

Bütün kompozit malzemelerde yük arttıkça malzeme yüzeyinde bir karışım tabakası (MML) oluşmaktadır. Kalınlığı yük ile lineer olarak artan bu MML tabakası hem kompozit için hem de takviyesiz matris için karmaşık bir yapıda olup amorf ve nanokristal fazlardan oluşmaktadır[13]. Ayrıca bu tabakanın sertliği alt yüzey tabakasının sertliğinden daha yüksektir [13]. Düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin transfer tabakası, yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlerin transfer tabakasıyla kıyaslandığında daha ince olduğu görülmektedir. Düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin aşınması sonucu oluşan bu transfer tabakasının kalınlığı malzeme yüzeyini korumak için yeterli kalınlıkta olmazken, yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlerde bu transfer tabakası malzeme yüzeyinde katı yağlayıcı görevi görerek malzemeleri aşınmadan korumaktadır.



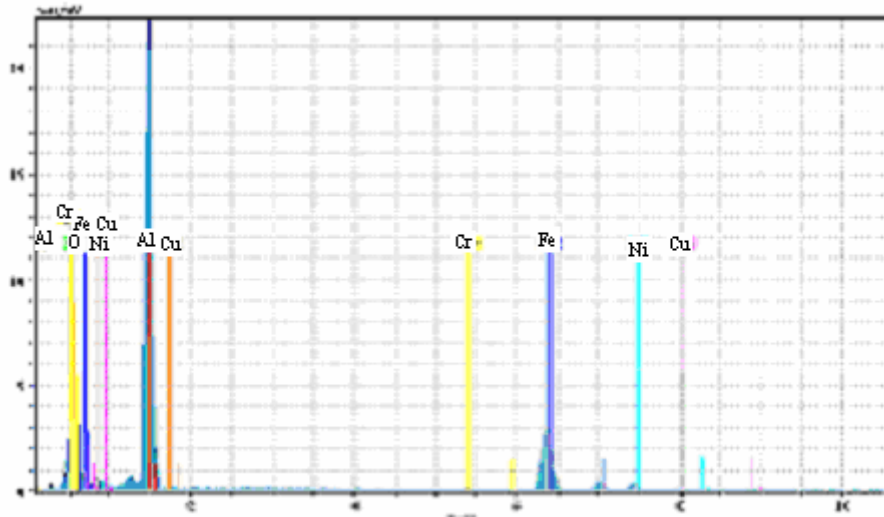
**Şekil 6.31:** %5 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al içerikli kompozit malzemelerin yüzeyinde oluşan transfer tabakasının şematik gösterimi.

Düşük takviye oranına sahip kompozitlerde yük arttıkça ağırlık kaybının artması malzeme yüzeyinde görülen iki fenomenden dolayı oluşmaktadır. Bunlar sürtünen malzemedeki sert partiküllerin ve sürtünen malzemeden geçen kalıntıların malzemede oluşturduğu abrasiv oluklardan dolayı artan yük ile ağırlık kaybı artmıştır. Ayrıca düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlere göre düşük sertliklerinden dolayı ve malzeme yüzeyinde oluşan transfer tabakalarının yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlere göre ince olmasından dolayı baskın olarak abrasiv oluklar görülmektedir [19]. Şekil 6.31’de de farklı oranlarda partikül içeren kompozit malzemelerin yüzeyinde oluşan bu transfer tabakasının şematik olarak görüntüsü gösterilmektedir.

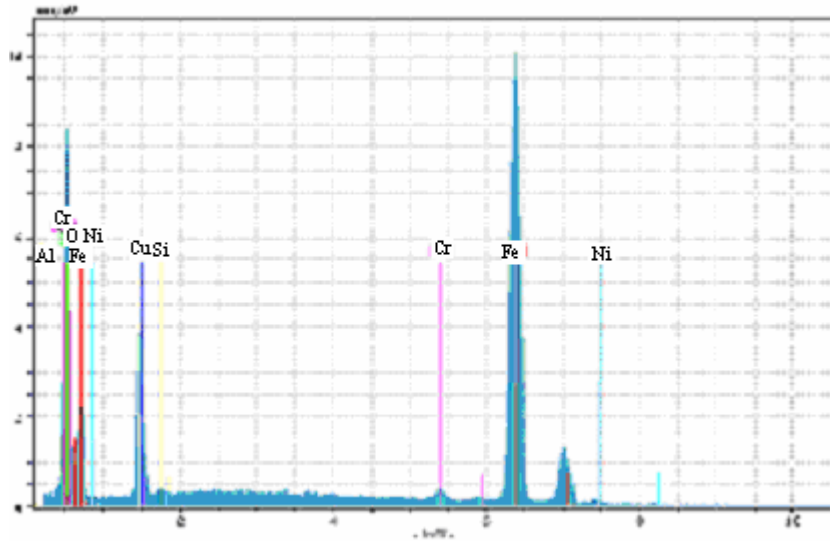


**Resim 6.30.** 150N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası alınan altyüzey kesit görüntüsünün SEM fotoğrafı

Resim 6.29 ve Resim 6.30’da %5 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitlerin 150N’da aşındırıldıktan sonraki kesit görüntüleri ve Şekil 6.31 ve Şekil 6.32’deki EDS analizleri verilerek malzeme yüzeyinde takviye oranına göre kalınlığı değişen karışım tabakasının kalınlığı ve içeriği incelenerek malzeme yüzeyindeki etkisi gözlenmiştir.



**Şekil 6.32.** 150N’da aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası kesit görüntüsünün b noktasından alınan EDS analizi

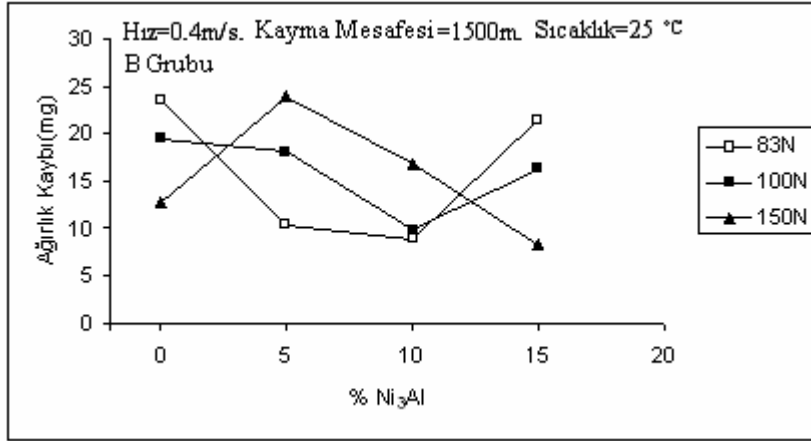


**Şekil 6.33.** 150N’da aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası alınan kesit görüntüsünün c noktasından alınan EDS analizi

Aynı zamanda yapılan deneysel çalışmada, %5 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitlerin 150N’da aşındırıldıktan sonra yüzeylerinde oluşan MML tabakasının SEM görüntüleri ve EDS analizleri sonuçlarına göre; farklı oranlarda takviye içeren kompozitlerin yüzeylerinde oluşan bu MML tabakası benzerken takviye oranına göre kalınlığı ve içerdikleri elementlerin miktarları farklılık göstermektedir..Yani %5Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitin MML tabakası, %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitin MML tabakasından daha incedir. Ayrıca her iki kompozitin MML tabakasından

alınan EDS analiz sonuçlarına göre her iki malzemede aşındırıcıdan geçen demir, ortamda bulunan oksijen ve aşınma sırasında deforme olan  $Ni_3Al$  kalıntıları içerdiği de görülmektedir. Fakat takviye oranı arttıkça malzeme yüzeyindeki bu elementlerin miktarlarında artış görülmesi de Şekil 6.32 ile Şekil 6.33’de görülmektedir.

Şekil 6.34’deki grafikte %Takviye-Ağırlık Kaybı ilişkisinin yüke bağlı olarak değişimi gösterilmektedir.



**Şekil 6.34.** B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı değişimi

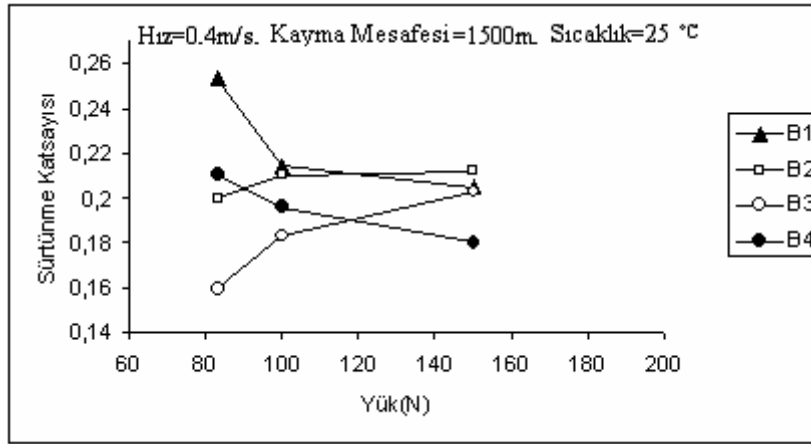
Şekil 6.34’deki grafiğe bakılacak olursa, deneylerde takviye ile birlikte yükün artması, takviyenin etkisinin belirginleşmesini ve yükün artmasıyla birlikte takviye oranı arttıkça ağırlık kaybının azalmasını sağlamıştır. Bu anlamda en düşük ağırlık kaybının 150N’luk en yüksek yükte %15’lik en yüksek takviye vermiştir.

Tablo 6.8’de de kompozitlerle takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunelerinin sürtünme katsayısı değerleri verilirken, Şekil 6.35’de de kompozitlerle takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunelerinin sürtünme katsayılarındaki değişim eğrileri yükün bir fonksiyonu olarak verilmiştir.

**Tablo6.8.** B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

| Yük(N) | Sürtünme Katsayısı |       |       |       |
|--------|--------------------|-------|-------|-------|
|        | B1                 | B2    | B3    | B4    |
| 83     | 0,153              | 0,200 | 0,160 | 0,210 |
| 100    | 0,214              | 0,210 | 0,183 | 0,196 |
| 150    | 0,205              | 0,212 | 0,203 | 0,180 |

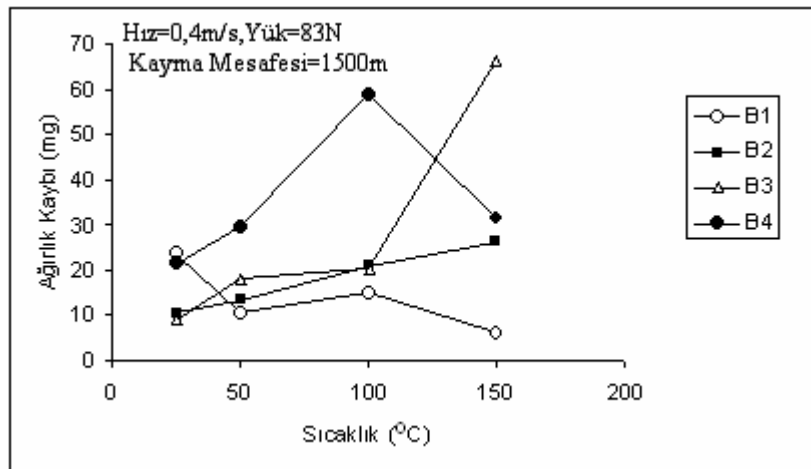
Deney numunelerinin Tablo 6.8’de verilen sürtünme katsayısı değerleriyle Şekil 6.35’de gösterilen sürtünme katsayısı grafiğindeki sonuçlar Şekil 6.30 ile Şekil 6.34’deki ağırlık kaybı değerlerine benzer sonuçlar vererek elde edilen farklılıkları doğrulamaktadır.



Şekil 6.35. B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

Partiküller kayma aşınması sırasında belirli yüklerde yerinden sökülmeyecek ve partikülü çevreleyen matris aşındırılarak uzaklaştırılacak. Böylece temas, takviyeli partikülle aşındırıcının yüzeyi arasında olacaktır. Kayma aşınması sırasında partikülün aşındırıcının yüzeyiyle temasında teğetsel bir kuvvet uygulanır ve partikül-matris arayüzeyinde oluşan kayma gerilmesi partikül ayrışmasına sebep olabilir. Kayma gerilmesinin şiddeti sürtünme katsayısı ile bağlantılı olup sürtünme katsayısı düşük ise kayma gerilmesinin şiddetide az olur[13]. Böylece aşınma hızı, partikül ayrılma hızı ile birlikte büyük oranda kontrol edilir. Bununla birlikte, partikülün malzemeden ayrılmasından sonra temas takviyesiz alüminyum alaşımında olduğu gibi, doğrudan alüminyum matrisle olacaktır ve hatta daha hızlı aşınabilecektir. Bu durumda ayrılan partiküller üçüncü bir cisim gibi davranıp abrasiv aşınmaya neden olmaktadır [13,116].

B grubu deney numunelerinin sıcaklık-ağırlık kaybı ilişkisinin takviye oranına bağlı olarak değişimi Şekil 6.36’da verilmektedir.



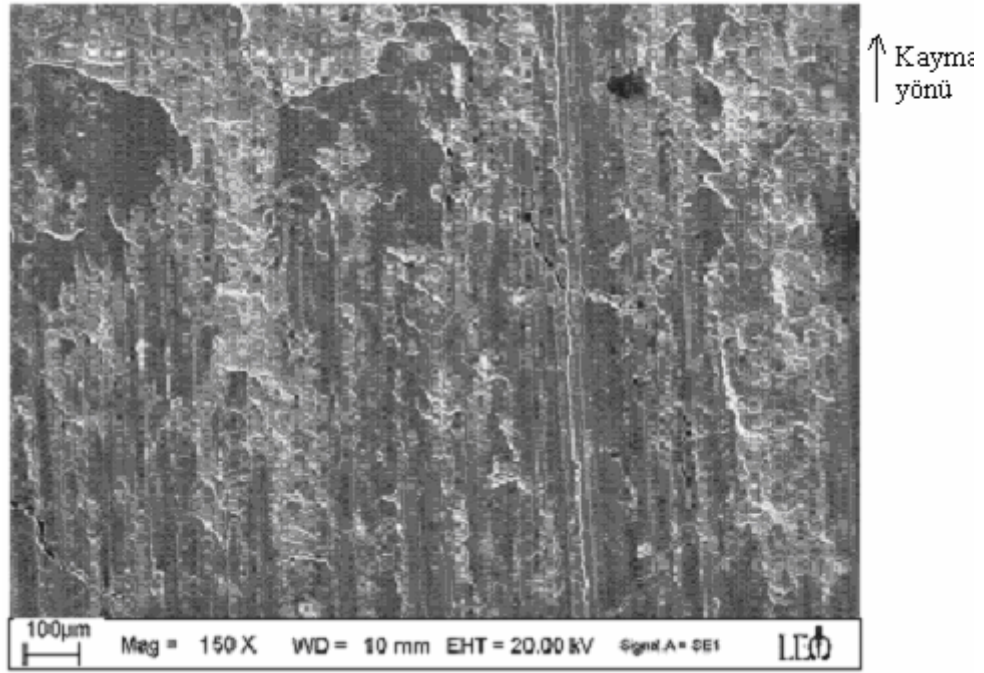
Şekil 6.36. B grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları

Şekil6.36'daki grafiğe bakılacak olursa, takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi 25°C'lik en düşük sıcaklık hariç diğer sıcaklıklarda kompozitlerden daha düşük ağırlık kaybı değeri vermiştir. Ayrıca artan sıcaklıkla birlikte kompozitlerle matris alaşımı arasında oluşan fark sıcaklık arttıkça daha da çok belirginleşmiştir ve takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunelerde ağırlık kaybı miktarı artan sıcaklıkla birlikte azalırken, 150°C'lik en yüksek sıcaklıkta yine en düşük ağırlık kaybı değerini vermiştir.

Kompozit malzemelerde genel olarak sıcaklık arttıkça ağırlık kaybı artarken, takviye oranı arttıkça sıcaklığın kompozitin aşınma oranı üzerindeki etkisi artmaktadır. Yani %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunelerde artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kaybı da artarken, %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli numunede 100°C'ye kadar artan sıcaklıkla aşırı bir ağırlık kaybı görülürken bu sıcaklıktan sonra ağırlık kaybında düşüş görülmüştür.

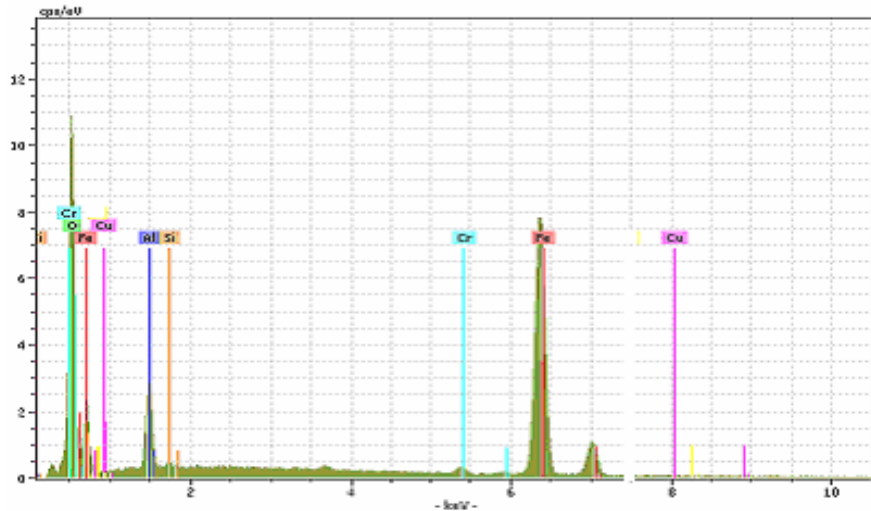
D grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak yapılan aşınma deneylerinde, düşük sıcaklıklarda kompozitlerin takviyesiz matristen daha düşük ağırlık kaybı verme nedeninin ve sıcaklık arttıkça bu etkinin değiştiğini ve matrisin daha iyi sonuç verme nedeninin anlatıldığı benzer sonuç B grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı değişiminde de verebilmekteyiz [23].

Aşınma prosesinde numune yüzeyinde aşındırıcı çelikten kopan Fe parçalarının ortamda bulunan O ve numuneden kopan Al kalıntılardan oluşan bir karışım tabakası oluşur. Bu karışım tabakasının kalınlığı artan yük ile birlikte artar ve belirli bir yükten sonra malzeme yüzeyinde koruyucu bir tabaka oluşturur ve ağırlık kaybının düşmesine neden olur [19]. Bu nedenle deneyde kullanılan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinde artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kaybı da düşmüştür. Takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinde artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kaybında görülen bu düşüşün malzeme yüzeyinde oluşturduğu etkiyi görmek amacıyla ve elde edilen bu sonuçların doğruluğunu ispatlamak amacıyla Resim 6.28'de 150°C'de aşınan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinin SEM görüntüsüyle Şekil 6.37'deki EDS analizi sonuçları verilmiştir.



**Resim 6.31.** 150°C’de aşındırılan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.31’de 150°C’de aşındırılan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinin yüzey görüntüsü verilmektedir. 150°C’de yapılan aşınma deneyi sonucunda malzeme yüzeyinde kayma yönüne paralel çatlaklar ve geniş bir bölgeyi kaplayan yırtılmalar sonucu oluşan, oluklar ve kraterler şeklindeki görüntünün yanında düz yüzeyler şeklinde aşınmanın olduğu bölgelerinde büyük bir yer kapladığı görülmektedir.

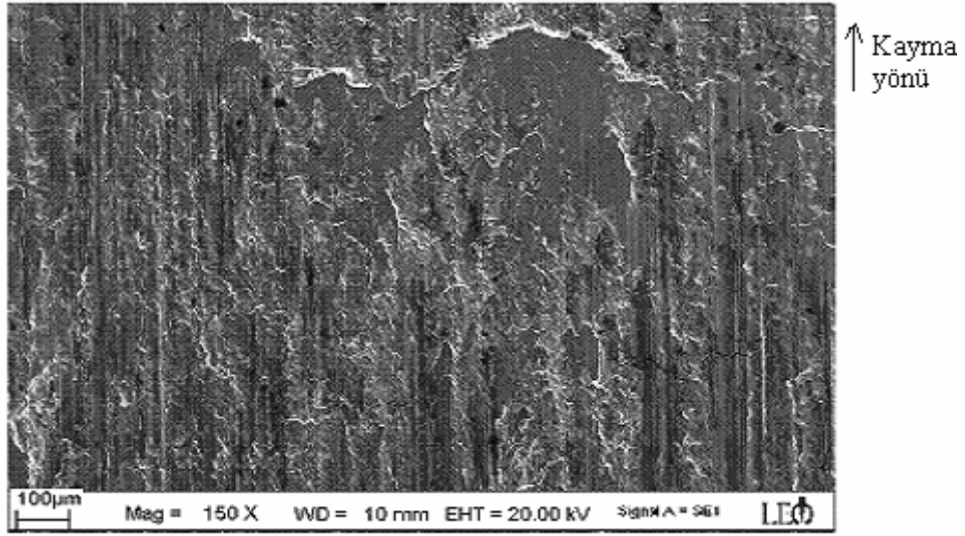


**Şekil 6.37.** 150°C’de aşındırılan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunenin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

Aynı zamanda 150°C’de aşındırılan takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinin aşınmış yüzeyinden alınan EDS analizi sonuçları da Şekil 6.37’de verilmiştir. EDS analizi sonucunda

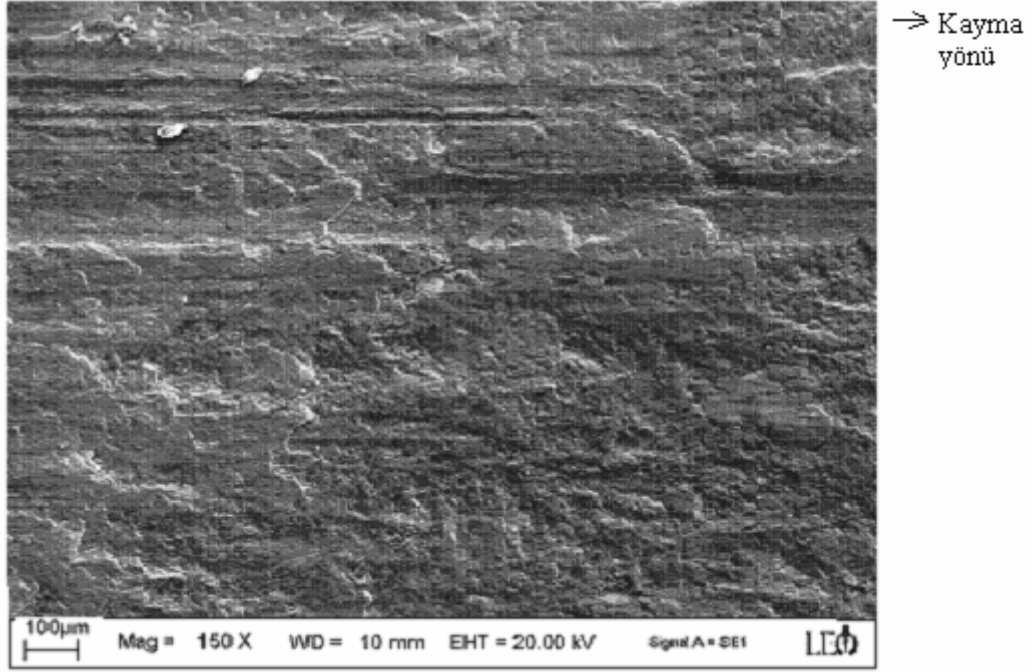
görülen yüksek oranda demir ve oksijen pikleri malzeme yüzeyinde daha öncede belirtildiği gibi bir mekanik karışım tabakasının oluştuğunu göstermektedir. Ayrıca aşınmış yüzeyin SEM görüntüsünde görülen parlak renkteki kırıntılar aşındırıcı diskten gelen aşınmış parçacıkların varlığını göstermektedir. Gözlenen ton farklılıkları da demir ve alüminyum parçacıklarının atom numaraları arasındaki büyük farktan kaynaklanmıştır [120].

Kompozit malzemelerde düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin transfer tabakası, yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlerin transfer tabakasıyla kıyaslandığında daha ince olduğu görülmektedir[19]. Düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin aşınması sonucu oluşan bu transfer tabakasının kalınlığı malzeme yüzeyini korumak için yeterli kalınlıkta olmazken, yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlerde bu transfer tabakası malzeme yüzeyinde katı yağlayıcı görevi görerek malzemeleri aşınmadan korumaktadır[19]. Düşük takviye oranına sahip kompozitlerde yük arttıkça ağırlık kaybının artması malzeme yüzeyinde görülen iki fenomenden dolayı oluşmaktadır. Bunlar sürtünen malzemedeki sert partiküllerin ve sürtünen malzemeden geçen kalıntıların malzemede oluşturduğu abrasiv oluklardan dolayı artan yük ile ağırlık kaybı artmıştır. Ayrıca düşük oranlarda takviye içeren kompozitlerin yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlere göre düşük sertliklerinden dolayı ve malzeme yüzeyinde oluşan transfer tabakalarının yüksek oranlarda takviye içeren kompozitlere göre ince olmasından dolayı baskın olarak abrasiv oluklar görülmektedir [19]. Bu sonuçların malzeme yüzeyinde yaptığı etkiyi görmek amacıyla Resim 6.32 ve Resim 6.33'de 100 ve 150°C'de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden alınan SEM görüntüleri verilirken, Şekil 6.38 ve Şekil 6.39'da da 100 ve 150°C'de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden alınan EDS analizleriyle de bu sonuç desteklenmektedir.



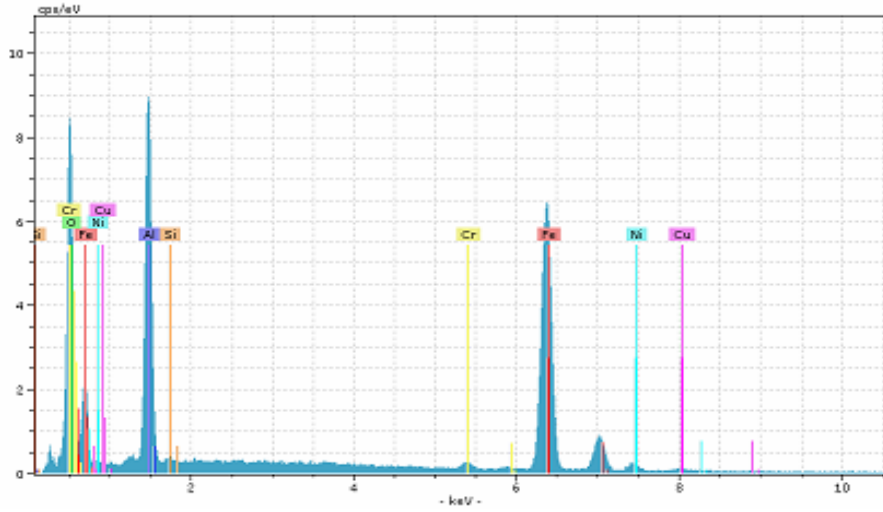
**Resim 6.32.** 100°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

100 °C’de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin Resim 6.32’de gösterilen yüzey görüntüsünde; kayma yönüne paralel küçük ve dar oluklarla, kraterler şeklinde dökülmeler görülürken kayma yönünde meydana gelen yırtılmaların bazı bölgelerde derin ve geniş ayrılmalara neden olduğu da gözlenmiştir. Bu malzemenin abrasiv ve adhesiv aşınma tipi sergilediğini göstermektedir. Bu derin ve geniş ayrılmaların 100 °C’de %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitin Şekil 6.38’de gösterildiği gibi en yüksek ağırlık kaybı verme sonucunu doğrulamıştır.



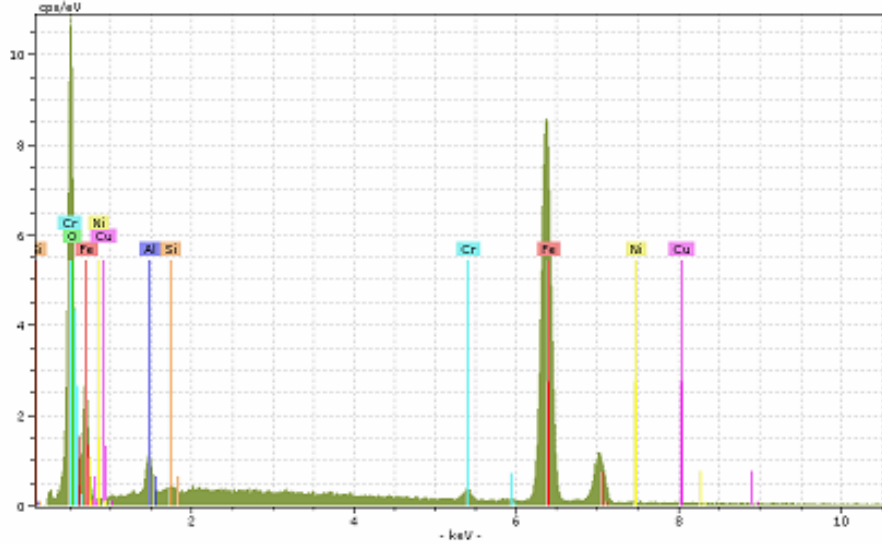
**Resim 6.33.** 150°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.33’de 150 °C’de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzey görüntüsü verilmiştir. 100°C’de aşındırılan kompozit malzeme ile 150 °C’de aşındırılan kompozit malzeme kıyaslandığında; 150°C’de aşındırılan kompozitin daha düzgün bir aşınma yüzeyine sahip olduğu ve 100°C’de olduğu gibi yırtılmaların meydana geldiği fakat bu yırtılmaların 100°C’de olduğu gibi derin ve geniş malzeme kopmalarına neden olmadığı, bunun tam tersine daha küçük ve düşük malzeme kopmalarına neden olduğu gözlenmiştir.



**Şekil 6.38.** 100°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

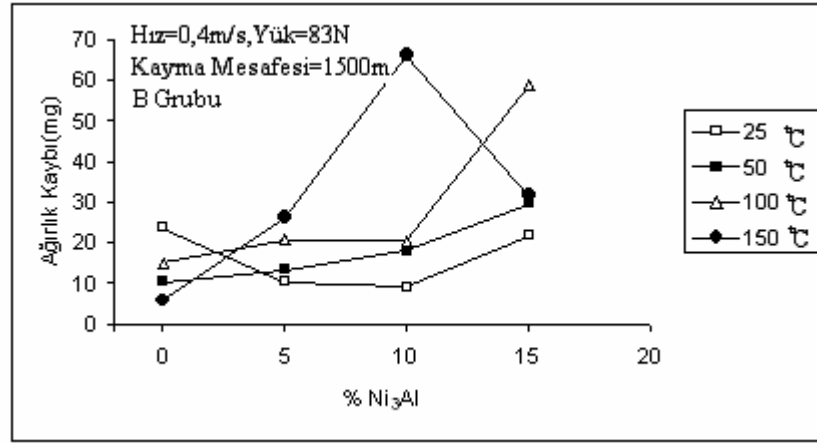
100 °C’de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin aşınmış yüzeyinde aşındırıcıdan geçen demir, ortamdan bulunup aşınış yüzeye geçen oksijen ve aşınma sırasında malzemeden takviyenin ayrılması ve kırılması sonucu Ni<sub>3</sub>Al partiküllerinden kopan nikel parçalarının yüzeye yapıştığı görülmektedir.



**Şekil 6.39.** 150°C’de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden genel olarak alınan EDS analizi

150°C’de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin EDS analiz sonucu incelendiğinde 100°C’de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitle kıyaslandığında; artan sıcaklıkla birlikte yüzeydeki demir, oksijen ve nikel oranının arttığı gözlenmiştir. Artan sıcaklıkla birlikte malzeme yüzeyindeki kalıntı elementlerin oranının artması yüzeyde oluşan karışım tabakasının da arttığını göstermektedir. Belirli bir seviyeye kadar artan karışım tabakası yüzeyde bir katı yağlayıcı görevi gördüğünden dolayı o sıcaklıktan sonra ağırlık kaybında düşüşe neden olur. Bu nedenle %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozit malzemede 100°C’den sonra yüzeyde oluşan bu karışım tabakası katı yağlayıcı görevi gördüğünden dolayı ağırlık kaybının düşmesine neden olmuştur.

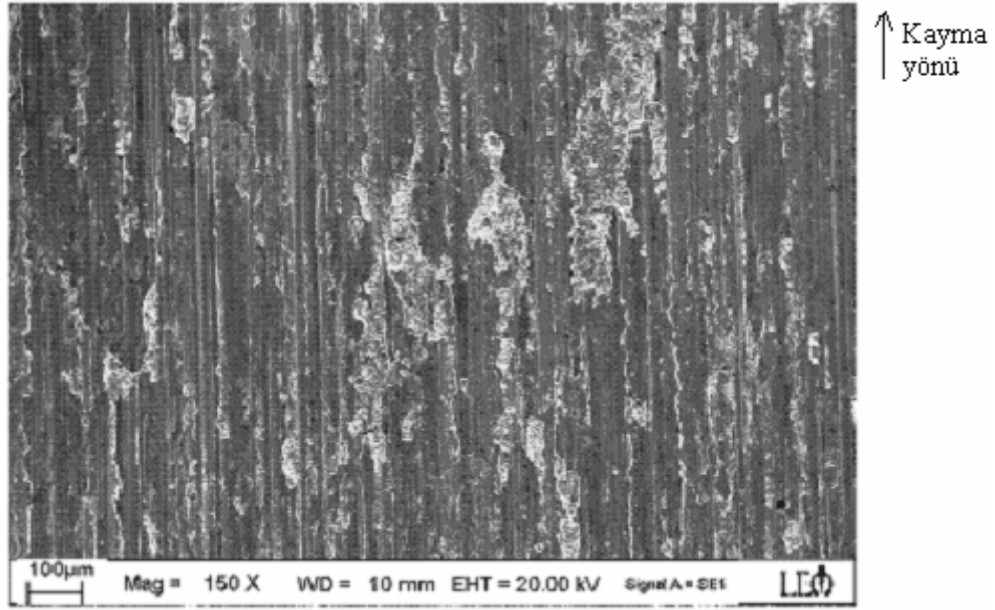
Şekil 6.40’da da takviyesiz 2124Al alaşım matrisiyle %5, 10, 15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli deney numunelerinin %Takviye-Ağırlık Kaybı ilişkisinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi verilmiştir.



**Şekil 6.40.** B grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kayıpları

Şekil 6.40'da görüleceği gibi, kompozit malzemelerde genel olarak takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı da artmaktadır. Kompozit malzemelerde takviye partikülleri malzemeye uygulanan yükü taşıma görevi görürler. Bu nedenle partiküller malzeme içinde etkili yük taşıma elementleri olarak kaldıkları için aşınma sırasında malzemenin yapısal sağlamlığını korumaktadırlar [118]. Ayrıca matris içine ilave edilen partiküller malzemenin porozitesini belirli bir miktarda da arttırmaktadırlar. Kompozit malzemelerde meydana gelen bu porozite artışı malzemenin ağırlık kaybını artmasında pek etkili değildir [17]. Ancak MMK'lerin üretiminde partikül ve matris arasındaki bağ zayıf olursa matrisi aşınma sırasında uygulanan yükü takviyeye iletemez ve bu nedenle takviye uygulanan yükü yeteri kadar taşıyamaz. Ayrıca partikül\matris arasındaki bağ zayıf olursa porozitede o derece yüksek olur ve malzemeyi olumsuz yönde etkiler. 2124 Al alaşım matrisli ve %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli kompozitlerin üretiminde partikül ve matris arasındaki bağ yeterince sağlanamadığı için partiküller uygulanan yükü yeterince taşıyamamıştır. Bu nedenle Şekil 6.40'da gösterildiği gibi genel olarak takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı da artmıştır.

Resim 6.32'de 100°C'de aşındırılan %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden alınan SEM fotoğrafıyla, Resim 6.34'de 100°C'de aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı karşılaştırılarak elde edilen bu sonuç doğrulanmaktadır.



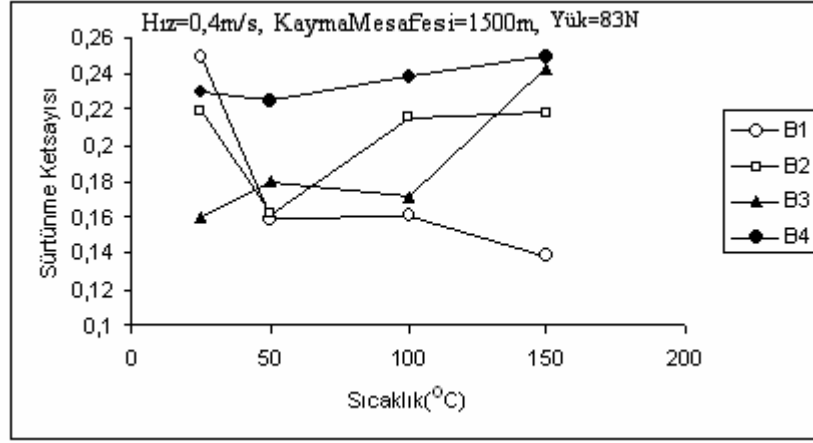
**Resim 6.34.** 100°C’de aşındırılan %5Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 6.34’de 100°C’de aşındırılan %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin aşınmış yüzey fotoğrafı incelendiğinde; kayma yönüne paralel geniş bir bölgeye sahip oluklar ve küçük bir bölgeye sahip kraterlerde düzgün bölgeler gözlenmiştir. Buda bu malzemenin abrasiv aşınma tipi sergilediğini göstermektedir. 100°C’de aşındırılan %5 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al matrisli kompozitler kıyaslandığında ise takviye oranı arttıkça aşınmanın sertliği ve şiddetinin arttığı yırtılmalar sonucu malzemede derin ve büyük ayrılmaların olduğu ve bu nedenle 100°C’de artan takviye oranıyla birlikte ağırlık kaybının arttığı gözlenmiştir.

Tablo 6.9’da ve Şekil 6.41’de, %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al ile takviyelendirilen 2124 Al alaşım matrisli kompozitlerle takviyesiz 2124Al alaşım matrisli numunelerin dört farklı deney sıcaklığına bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimleri verilmiştir.

**Tablo 6.9.** 83N’luk sabit yükte aşındırılan B grubu deney numunelerinin dört farklı sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

| Sıcaklık(°C) | Sürtünme Katsayısı |       |       |       |
|--------------|--------------------|-------|-------|-------|
|              | B1                 | B2    | B3    | B4    |
| 25           | 0,250              | 0,220 | 0,160 | 0,230 |
| 50           | 0,159              | 0,162 | 0,180 | 0,225 |
| 100          | 0,161              | 0,216 | 0,172 | 0,238 |
| 150          | 0,139              | 0,219 | 0,243 | 0,250 |

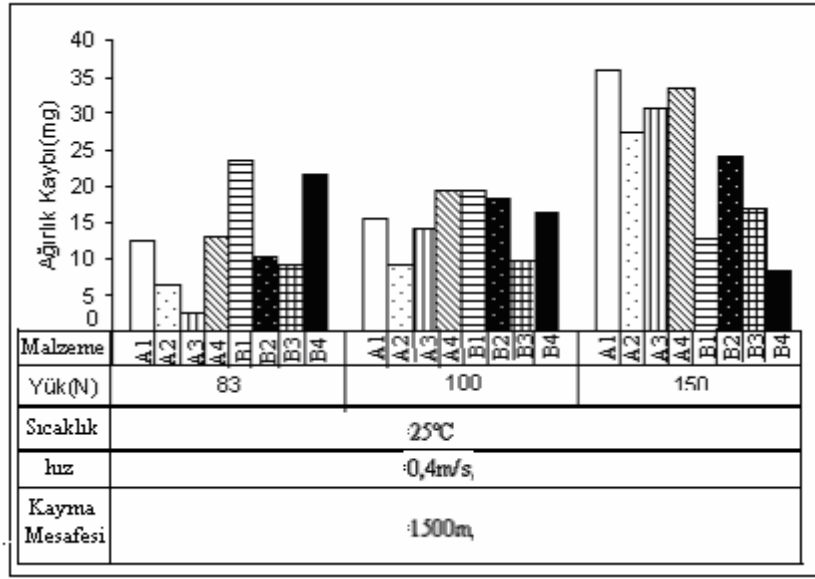


**Şekil6.41.** B grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları

Şekil 6.41'deki grafikte görüldüğü gibi; deney numunelerinin Tablo 6.9'da verilen sürtünme katsayısı değerleriyle Şekil 6.41'de gösterilen sürtünme katsayısı grafiğindeki sonuçlar Şekil 6.40'daki %Takviye-Ağırlık kaybı değerlerine benzer sonuçlar vererek elde edilen farklılıkları doğrulamaktadır. Fakat %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozit malzemede 100°C'den sonra artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kaybında düşüş görülürken sürtünme katsayısında da artış görülmüştür.

B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak yapılan aşınma deneylerinde gözlenen benzer sonuç takviyesiz matris alaşımıyla %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitlerin sıcaklık değişiminde de görülmektedir [13,116]. Fakat %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli kompozitte 100°C'den sonra sürtünme katsayısındaki artış yüzeyde oluşan MML tabakasından kaynaklanmaktadır. Çünkü yüzeyde oluşan MML tabakası malzemeyle aşındırıcı arasındaki teması arttırdığından dolayı sürtünme katsayısında artışa neden olmuştur [19].

Şekil 6.42'de takviyesiz Al ile %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitlerin ve takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ile %5,%10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisi kompozitlerin farklı yükler altında yapılan aşınma deney sonuçları karşılaştırılmıştır.

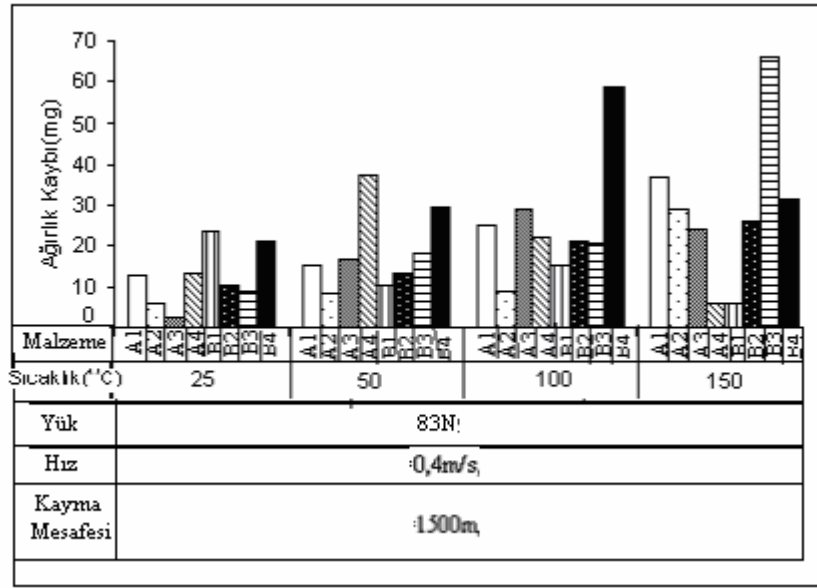


**Şekil 6.42.** A ve B grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı

Şekil 6.42’de takviyesiz Al matrisiyle takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi kıyaslandığında; 83 ve 100N gibi düşük yüklerde takviyesiz Al matrisinin daha iyi sonuç verdiği fakat artan yük ile birlikte aradaki bu farklılığın azaldığı ve 150 N’de en yüksek yükte takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinin takviyesiz Al matrsten daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir. Al ve Al alaşım matrisli kompozitler kıyaslandığında ise; benzer sonuçlar gözlemlendiği ve düşük yüklerde Al matrisli kompozitler daha düşük ağırlık kaybı verirken yük ve takviye oranı arttıkça bu özelliğin değiştiği ve 2124 Al alaşım matrisli kompozitlerin daha düşük ağırlık kaybı verdiği takviye oranı arttıkça Al matrisli kompozitlerle 2124 Al alaşım matrisli kompozitler arasındaki bu üstünlüğün arttığı görülmektedir.

Bölüm 6.3.1’de ve Bölüm 6.3.5’de takviyesiz Al matrisi ve kompozitleriyle, takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ve kompozitlerinin farklı yükler altında yüzeylerinden alınan SEM görüntüsü ve EDS analiz sonuçları karşılaştırıldığında artan yük ile birlikte takviyesiz Al matris ve kompozitlerinin takviyesiz 2124 Al alaşım matris ve kompozitlerinden daha şiddetli bir aşınma tipi göstermesi elde edilen bu sonuçları doğrulamaktadır.

Şekil 6.43’de takviyesiz Al ile %5,%10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitlerin ve takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ile %5,%10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli kompozitlerin farklı sıcaklıklar altında yapılan aşınma deney sonuçları karşılaştırılmıştır.



**Şekil 6.43.** A ve B grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı

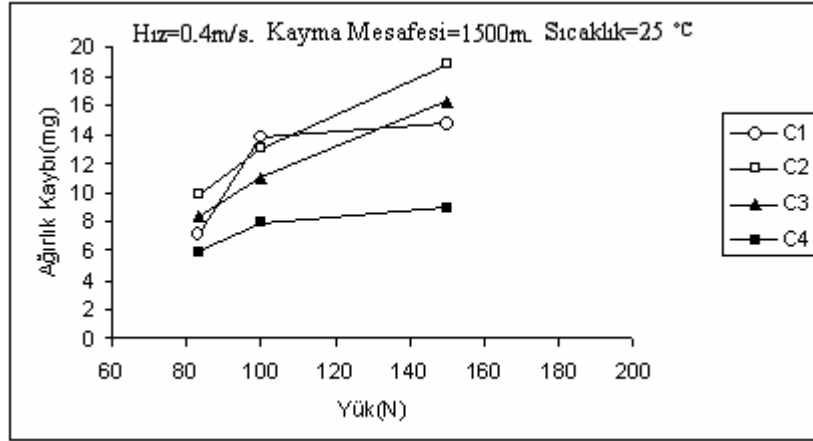
Şekil 6.43’de takviyesiz Al matrisiyle, takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi karşılaştırıldığında; 25 °C’lik en düşük sıcaklıkla takviyesiz Al matrisi takviyesiz alaşımdan daha düşük ağırlık kaybı verirken, sıcaklık arttıkça bunun tam tersi olduğu ve takviyesiz alaşım matrisinin daha düşük ağırlık kaybı verdiği ve bu farkın artan sıcaklıkla birlikte arttığı gözlenmiştir.

Fakat Al matrisli kompozitlerle, 2124 Al alaşım matrisli kompozitler kıyaslandığında ise takviyesiz matrislerde görülen bu özelliklerden farklı sonuçlar görülmüştür. Yani bütün sıcaklıklarda genel olarak Al matrisli kompozitler 2124 Al alaşım matrisli kompozitlerden daha düşük ağırlık kaybı verirken, Al matrisli kompozitlerle 2124 Al alaşım matrisli kompozitler arasındaki bu farklılığın artan sıcaklıkla birlikte arttığı Şekil 6.43’de görülmektedir.

Bölüm 6.3.2 ve Bölüm 6.3.5’de takviyesiz Al matrisi ve kompozitleriyle , takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ve kompozitlerinin farklı sıcaklıklar altında yüzeylerinden alınan SEM görüntüsü ve EDS analiz sonuçları bütün bu malzemeler arasındaki farklılıkları da doğrulamıştır.

#### 6.3.4.C Grubu Numunelerinin Kuru Kayma Aşınması Deney Sonuçları

Yaşlandırma ısı işlemi görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisiyle %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunelerinin yük-ağırlık kaybı ilişkisinin takviye oranına bağlı olarak değişimi Şekil 6.44’de verilmiştir.



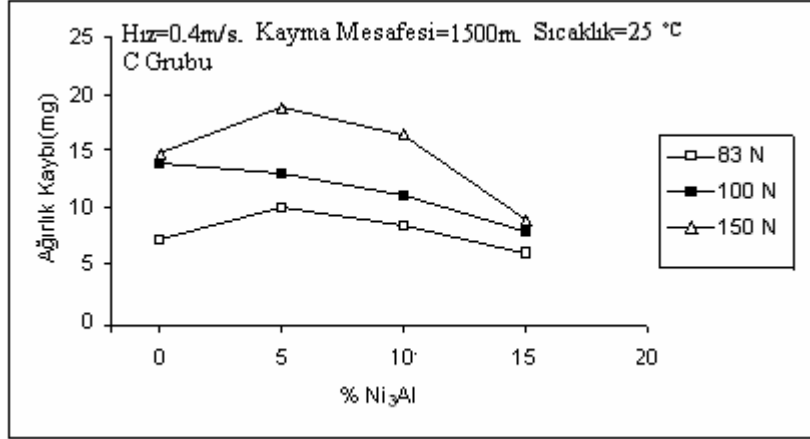
Şekil 6.44. C grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kayıpları

Şekil 6.44’deki grafiğe bakılacak olursa, kompozit malzemeler genel olarak takviyesiz alaşım matrisinden daha yüksek ağırlık kaybı verirken bu özelliğin bazı yüklerde ve bazı kompozitlerde değişiklik gösterdiği görülmektedir. Kompozit malzemelerde, %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli kompozitler bütün yüklerde diğer bütün kompozit malzemelerden ve takviyesiz alaşım matrisinden daha düşük ağırlık kaybı vermiştir. Ayrıca 83 ve 150N’luk yüklerde %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli kompozitler takviyesiz matris alaşımından daha yüksek ağırlık kaybı verirken 100N’da bunun tam tersi olmakta ve kompozitler takviyesiz matris alaşımından daha düşük ağırlık kaybı vermektedir. Yine Şekil 6.44’deki grafikte bütün numunelerde yük arttıkça ağırlık kayıplarının arttığı da görülmektedir.

Aşınma prosesinde yük arttıkça partiküllerin kırılma mukavemetine yaklaşıldığından dolayı partiküllerde kırılma başlayabilir, yük arttıkça da kopan Ni<sub>3</sub>Al parçacıkları çatlakları çoğaltabilir ve malzeme alt yüzeyinde bulunan çatlaklarla bağlanabilir. Buda daha çok malzeme kaybına neden olduğundan dolayı artan yük ile birlikte ağırlık kaybı artar. Ayrıca yükün artmasıyla birlikte aşınan malzemeyle aşındırıcı malzemenin yüzey sıcaklığı da artmaktadır. Bu nedenle sıcaklık arttıkça takviyesiz Al matrisi termal yumuşamaya ve yeniden kristalleşmeye maruz kaldığından dolayı yük arttıkça malzemenin yüzey sıcaklığı arttığından dolayı ağırlık kayıpları da artmıştır [9]. Bu nedenle Şekil 6.43’de görüldüğü gibi, Bölüm 6.3.3’de Al alaşım

matris ve kompozitlerinde olduğu gibi T6 ısıt işlemleri görmüş takviyesiz matris alaşımıyla bütün kompozitlerinde artan yük ile ağırlık kaybında artış görülmüştür.

Şekil 6.45’deki grafikte %Takviye-Ağırlık Kaybı ilişkisinin yüke bağlı olarak değişimi görülmektedir. Bu grafikte görüleceği gibi, kompozit malzemelerde yük arttıkça ağırlık kaybı artarken bütün yüklerde takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı azalmıştır.



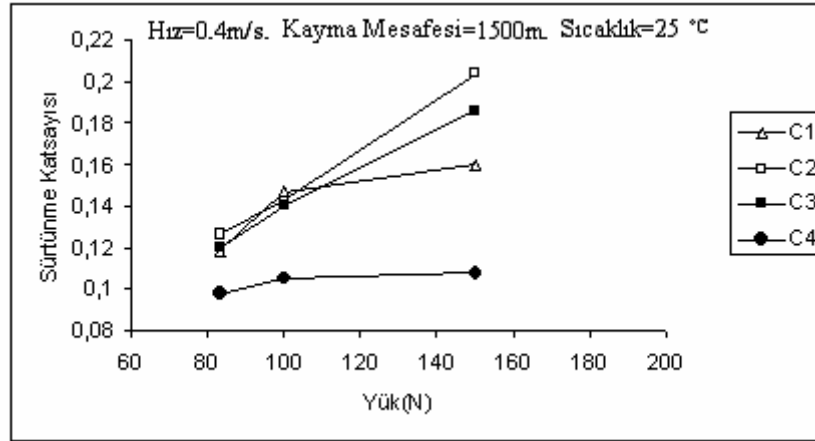
Şekil 6.45. C grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kaybı değişimi

İlk aşınma sırasında takviyeler sürtünmenin başlamasıyla yük taşıma elementleri olarak hareket ederler ve bununla birlikte matris malzemesinin adhezyonuna ve plastik deformasyonuna karşı yavaşlatıcı görevi görürler. Ayrıca partikül whisker ve fiber takviye şekilleri kıyaslandığında partikül şeklinin malzemeye büyük avantaj kazandırdığı ve matris malzemesinin plastik akışını ve adhezyonunu önlemede etkili olduğu yapılan çalışmalarda görülmüştür [120]. Özellikle MMK’lerde partiküllerin olduğu yerlerde plastik akışın durduğu, yüksek takviye içerikli MMK’lerde aşırı aşınma görülmediği ve geniş oluklar olmaksızın düzgün yassı yüzeylerin oluştuğu görülmektedir. Ayrıca takviye ilavesiyle orjinal yüzeyin sertliği arttığından dolayı ve artan takviye miktarıyla yüzeydeki takviyenin yoğunluğu arttığından dolayı özellikle yüksek takviye içerikli MMK’lerde aşırı adhezyon görülmemektedir [120].Tüm bu nedenlerden dolayı Şekil 6.45’de görüldüğü gibi artan takviye miktarıyla birlikte ağırlık kaybı düşmüştür.

Tablo 6.10’da 25°C’lik sabit sıcaklıkta farklı yüklerde aşınma deneyine tabii tutulan malzemelerin sürtünme katsayısı değerleri ve Şekil 6.46’da verilmiş olan sürtünme katsayısı grafiği oluşturulmuştur.

**Tablo6.10.** C grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

| Yük(N) | Sürtünme Katsayısı |       |       |       |
|--------|--------------------|-------|-------|-------|
|        | C1                 | C2    | C3    | C4    |
| 83     | 0,118              | 0,126 | 0,120 | 0,098 |
| 100    | 0,147              | 0,143 | 0,140 | 0,105 |
| 150    | 0,116              | 0,204 | 0,186 | 0,108 |



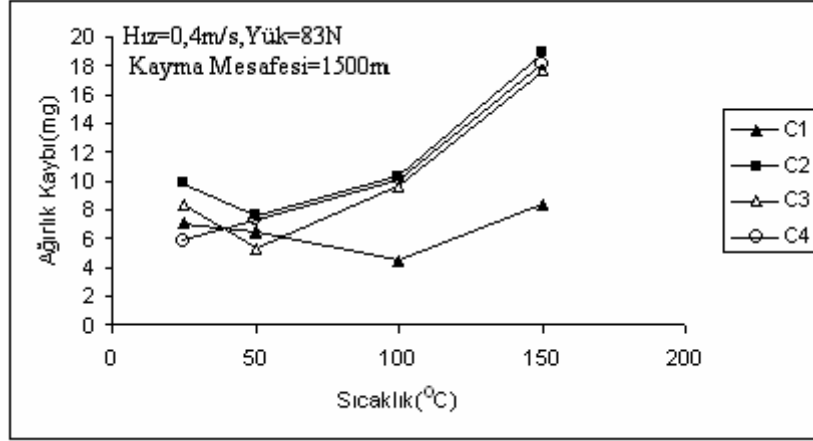
**Şekil 6.46.** Deney numunelerinin yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

Şekil 6.46'da da 2124 Al alaşım matrisli kompozitlerle takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli numunelerinin sürtünme katsayılarındaki değişim eğrileri yükün bir fonksiyonu olarak verilmiştir. Grafiklerde de görüldüğü gibi deney numunelerinin Tablo 6.10'da verilen sürtünme katsayısı değerleriyle Şekil 6.46'da gösterilen sürtünme katsayısı grafiğindeki sonuçlar Şekil 6.44 ile Şekil 6.45'deki ağırlık kaybı değerlerine benzer sonuçlar vererek elde edilen farklılıkları doğrulamaktadır.

Aşınma sırasında malzeme yüzeyinde aşındırıcıdan geçen demir, ortamda bulunan oksijen ve kompozit malzemelerde takviyesiz partiküllerin kırılması sonucu Bölüm 6.3.3'de yaşlandırma ısıtma işlemi görmemiş kompozitlerde gösterildiği gibi bir karışım tabakası oluşmuştur. Yüzeyde oluşan bu karışım tabakası malzemenin ağırlık kaybıyla birlikte sürtünme katsayısını da etkiler. Yani malzeme yüzeyinde yük arttıkça karışım tabakasının kalınlığı da arttığından dolayı aşındırıcıyla numunenin temas alanı artar ve temas alanının artması malzemenin sürtünme katsayısının artmasına neden olur [19-21]. Bu nedenle T6 yaşlandırma ısıtma işlemi görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisiyle kompozitlerinin artan yük ile birlikte sürtünme katsayıları da artmıştır.

Yaşlandırma ısı işlemi görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisiyle %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunelerinin sıcaklık-ağırlık kaybı ilişkisinin takviye oranına bağlı olarak değişimi Şekil 6.47’de verilmektedir.

Şekil6.47’deki grafiğe bakılacak olursa, takviyesiz Al alaşım matrisi genel olarak kompozit malzemelerden daha düşük ağırlık kaybı vermiştir ve takviyesiz matris ile kompozit malzemeler arasındaki bu ağırlık kaybı farkı artan sıcaklıkla birlikte daha da büyümüştür. Ayrıca bütün malzemelerde artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kayıpları artmıştır.



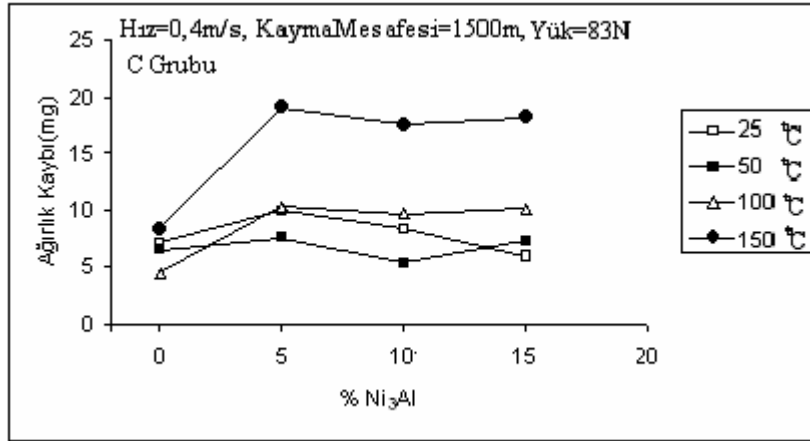
Şekil 6.47. C grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları

Al alaşım matrisi ve takviye partikülleri arasındaki bağ kuvvetlerini etkileyen en önemli etken sıcaklık faktörüdür. Artan deney sıcaklıklarıyla birlikte partikül matris arasındaki bağ mukavemeti de azalmaktadır. Bu nedenle artan sıcaklıkla birlikte aşınma yüzeyinde deformasyon ve kırılma mikromekanizması meydana geldiğinden dolayı partikül takviyeler malzemenin ayrılmaktadır. Sıcaklık arttıkça yüzeye yakın partiküllerin kırılması ve alt yüzey delaminasyonu matrisin yoğun bir şekilde ayrışması birlikte olmaktadır. Aşırı aşınma yüzeyde büyük çatlakların oluşmasıyla ve bu çatlakların kayma sonucu oluşan çatlaklarla birleşip büyümesi sonucu matristeki hasarın belirgin bir şekilde artmasıyla birlikte oluşur. Ayrıca aşınma deneyinde sıcaklık artışı devam ettikçe malzemenin mukavemeti azaldığından dolayı yükleme sonucu matriste oluşan gerilmeler hızla artar. Bu gerilmelerin birikmesi malzeme ve aşındırıcı arasında adhesiv kuvvete neden olduğundan dolayı malzeme yüzeyindeki çatlakların açılmasını ve düzensiz temas yüzeyinin oluşmasını sağlar. Düzensiz temas yüzeyiyle aşındırıcı malzemenin salınım hareketi arasındaki etkileşim sürtünme katsayısını artırır ve malzemede kopmaların olmasını kolaylaştırır [21].

Metallerarası bileşiklerle takviyelendirilen Al esaslı alaşımlara T6 ısı işlemi uygulandığı zaman matris ve takviye arasındaki reaksiyon sonucu bakırca zengin bir arafaz oluşur[10]. Takviye çevresinde oluşan bu bakırca zengin arafazın sertliğinin yüksek olması

uygulana yük altında bu bölgelerde gevrek çatlamalar oluşmasına neden olur[10]. Bu nedenle kompozit malzemeler genel olarak 2124 Al alaşım matrisinden daha yüksek ağırlık kaybı vermiştir.

Şekil 6.48’de yaşlandırma ısı işlemi görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisiyle %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunelerinin %Takviye-Ağırlık Kaybı ilişkisinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi görülmektedir.



Şekil 6.48. C grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak %Takviye-Ağırlık Kayıpları

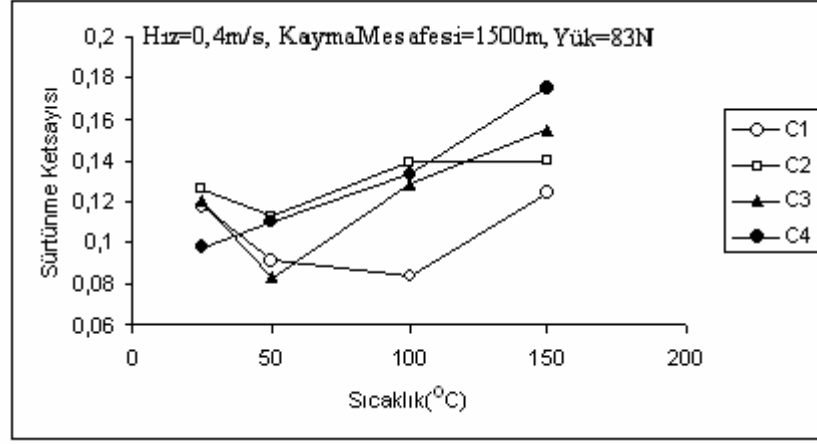
Şekil 6.48’de görüleceği gibi, takviyesiz matris genel olarak kompozitlerden daha düşük ağırlık kaybı verirken, kompozit malzemelerde genel olarak takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı azalmaktadır. Bu nedenle yaşlandırma ısı işlemi görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisiyle %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunelerinin farklı yükler altında yapılan aşınma deneyinde takviye oranındaki artmayla birlikte ağırlık kaybında düşüş görülmesinin benzer sonucu aynı malzemelerin farklı sıcaklıklar altında yapılan aşınma deneyinde de gözlenmiştir. Yani ilk aşınma sırasında takviyeler sürtünmenin başlamasıyla yük taşıma elementleri olarak hareket ederler ve bununla birlikte matris malzemesinin adhezyonuna ve plastik deformasyonuna karşı yavaşlatıcı görevi görürler[120].

Tablo 6.11’de 25°C’lik sabit sıcaklıkta farklı yüklerde aşınma deneyine tabii tutulan malzemelerin sürtünme katsayısı değerleri ve Şekil 6.49’da verilmiş olan sürtünme katsayısı grafiği oluşturulmuştur.

**Tablo 6.11.** 83N’luk sabit yükte aşındırılan C grubu deney numunelerinin dört farklı sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri

| Sıcaklık(°C) | Sürtünme Katsayısı |       |       |       |
|--------------|--------------------|-------|-------|-------|
|              | C1                 | C2    | C3    | C4    |
| 25           | 0,118              | 0,126 | 0,120 | 0,098 |
| 50           | 0,091              | 0,113 | 0,083 | 0,110 |
| 100          | 0,084              | 0,139 | 0,128 | 0,133 |
| 150          | 0,124              | 0,140 | 0,155 | 0,175 |

Şekil 6.49’da takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ve kompozitlerinin sürtünme katsayılarındaki değişim eğrileri sıcaklığın bir fonksiyonu olarak verilmiştir.

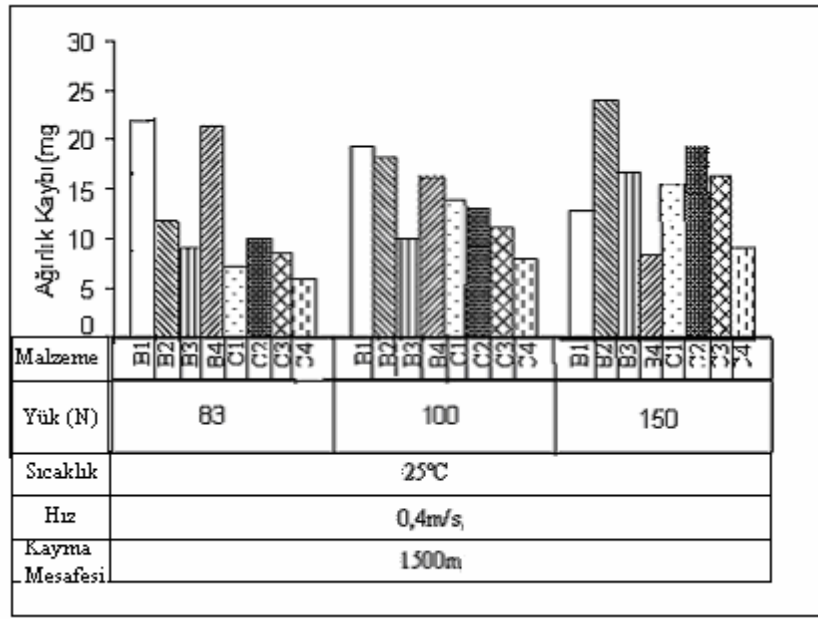


**Şekil6.49.** C grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi miktarları

Şekil 6.49’da görüldüğü gibi, deney numunelerinin Tablo 6.11’de verilen sürtünme katsayısı değerleriyle Şekil 6.49’da gösterilen sürtünme katsayısı grafiğindeki sonuçlar Şekil 6.47 ve Şekil 6.48’deki ağırlık kaybı değerlerine benzer sonuçlar vererek elde edilen farklılıkları doğrulamaktadır.

Yani yaşlandırma ısı işlemi görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisiyle %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numuneleri için belirli bir sıcaklıktan sonra aşırı ağırlık kaybının görülmesi sonucunda numunenin düzensiz temas yüzeyiyle, aşındırıcı malzemenin salınım hareketi arasındaki etkileşim numunenin ağırlık kaybını arttırırken, sürtünme katsayısında artmasında etkili olmuştur.

Şekil 6.50’de yaşlandırma ısı işlemi görmüş ve görmemiş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli ve %5,%10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli kompozitlerin farklı yükler altında yapılan deney sonuçları karşılaştırılmıştır.



Şekil 6.50.B ve C grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı

Şekil 6.50’de yüke bağlı olarak yapılan aşınma deneyinde düşük yüklerde T6 yaşlandırma ısııl işlemi görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli deney numunelerinin normal takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli deney numunelerinden daha düşük ağırlık kaybı verirken, bu farkın artan yük ile birlikte azaldığı ve 150N’luk en yüksek yükte normal matris malzemesinin T6 ısııl işlemi görmüş matris malzemesinden daha düşük ağırlık kaybı verdiği görülmektedir.

Aynı şekilde, normal 2124 Al alaşım matrisli %5,%10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitlerin genel olarak düşük yüklerde T6 ısııl işlemi görmüş 2124 Al alaşım matrisli %5,%10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitlerden daha yüksek ağırlık kaybı verdiği, fakat bu özelliğin artan yük ve artan takviye miktarıyla değiştiği, ağırlık kayıplarının birbirine yaklaştığı ve 150N’luk en yüksek yükte daha genel olarak normal kompozitlerin ısııl işlem görmüş kompozitlerden düşük ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir.

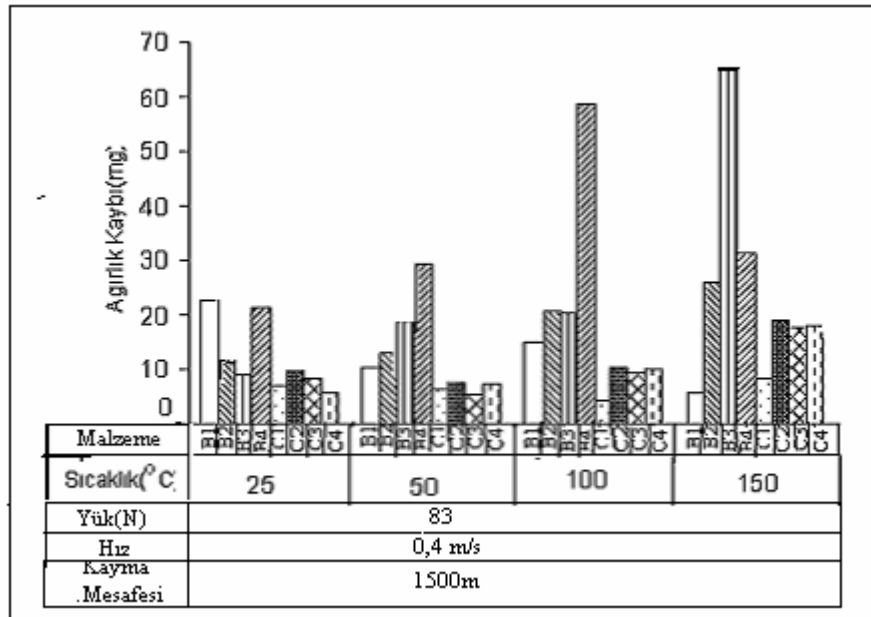
Alüminyum esaslı alaşımlarda hem üretim hem de ısııl işlem sonrası, Al matristeki alaşım elementlerinin iyi dağılımı sonucu malzemede çökelti iyi bir dağılım gösterirler. Üretim prosesi matriste takviyenin dağılımını etkilemez ve malzemenin boyuna kesitlerinde partiküllerin değişmeden kaldığı gözlemlenir. Bu homojenlik mekanik özellikler bakımından iyi sonuçların oluşmasına ve gelişmesine yardımcı olmaktadır. Isıl işlem görmüş malzemelerde metallerarası bileşiklerin sınırında matrisin mükemmelliğe ulaşmasını sağlayan arayer difüzyonunun oluşmasından dolayı matris ve takviye arasındaki etkileşim büyük olduğundan mekanik özellikler üzerine elde edilen bu sonuçlar ısııl işlemle gelişmektedir [12]. Bu nedenle düşük yüklerde ısııl işlem görmüş malzemeler daha düşük ağırlık kaybı vermiştir. Fakat çöktürülerek sertleştirilmiş alaşımlarda olduğu gibi partikül takviyeli MMK’lerde deformasyon

üzerinde etkili olan iç gerilmeler, partikül ve matrisin bazı özellikleri [E, termal yayınma katsayısı, deformasyon şekli (örn.partikül elastik kalırken matris plastik deforme olur.) açısından farklılık göstermesinden kaynaklanır. Bu nedenle yapıda oluşan bu iç gerilmeleri giderecek gerilme giderme işlemleri kompozitin tüm davranışlarını belirlemede önemli rol oynar [121].

Bu işlemlerden en önemlileri; matristeki plastik akış olayları ve malzemenin iç yapısında meydana gelen bazı zararlı olayların (partikül çatlaması ve partikül- matris ayrışması gibi) varlığıdır. Bu işlemlerin, iç gerilmelerin partiküle yakın matrisin lokal akma mukavemetine ulaştığı zaman oluşacağı beklenir [122]. Bu nedenle çalışmamızda artan yük ile birlikte malzemelerdeki iç gerilmelerin matrisin lokal akma mukavemetine ulaştığı için artan yük ile ısıtılmış malzemelerin ağırlık kayıplarının ısıtılmamış malzemelerden daha yüksek olduğu gözlemlenmiştir.

Al alaşım matrisli malzemelere uygulanan T6 ısıtılmış işlemi, matrisin Cu'ca fakirleşmesine neden olup, takviye partiküllerinin çevresinde Cu'ca zengin arafazların oluşmasını sağlar. Sertliği yüksek bu arafazların yük altında bu bölgelerde gevrek çatlamalara neden olduğu yapılan çalışmada gözlenmiştir[10]. Bu nedenle deneylerde takviye oranı arttıkça da takviye çevresinde oluşan bu arafazların oranı arttığından dolayı T6 ısıtılmış işlemi görmüş malzemeler ısıtılmamış malzemelerden daha yüksek ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir.

Şekil 6.51'de yaşlandırma ısıtılmış işlemi görmüş ve görmemiş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisli ve %5,%10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124 Al alaşım matrisli kompozitlerin farklı sıcaklıklar altında yapılan deney sonuçları karşılaştırılmıştır.



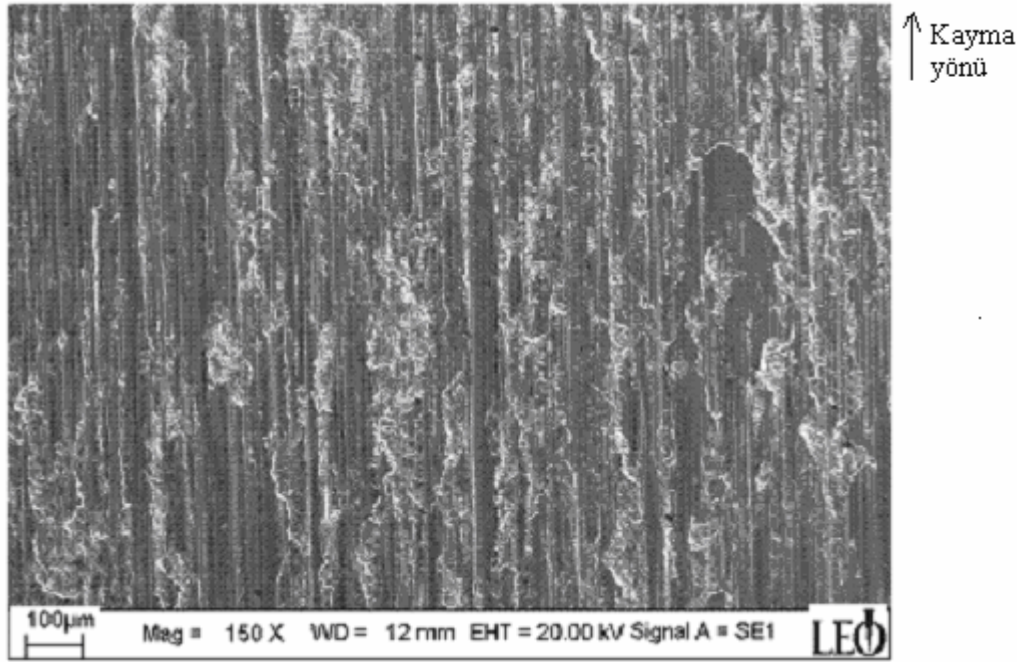
Şekil 6.51. B ve C grubu deney numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı

Çalışmamızda farklı sıcaklıklar altında yaşlandırma ısıt işlemleri görmüş ve görmemiş 2124 Al alaşım matrislerinde ısıt işlem görmüş matrisin normal matristen daha düşük ağırlık kaybı verdiği fakat bu özelliğin yüksek sıcaklıklarda değiştiği ve 150°C'lik en yüksek sıcaklıkta normal alaşım matrisinin ısıt işlem görmüş matristen daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlemlenmiştir.

Kompozit malzemelerde ise alaşım matrislerinde görülen bu özelliğin gözlenmediği ve ısıt işlem görmüş kompozitlerin ısıt işlem görmemiş kompozitlerden daha düşük ağırlık kaybı verdiği ve bu farkın artan sıcaklık ile birlikte büyüdüğü Şekil 6.51'de görülmektedir.

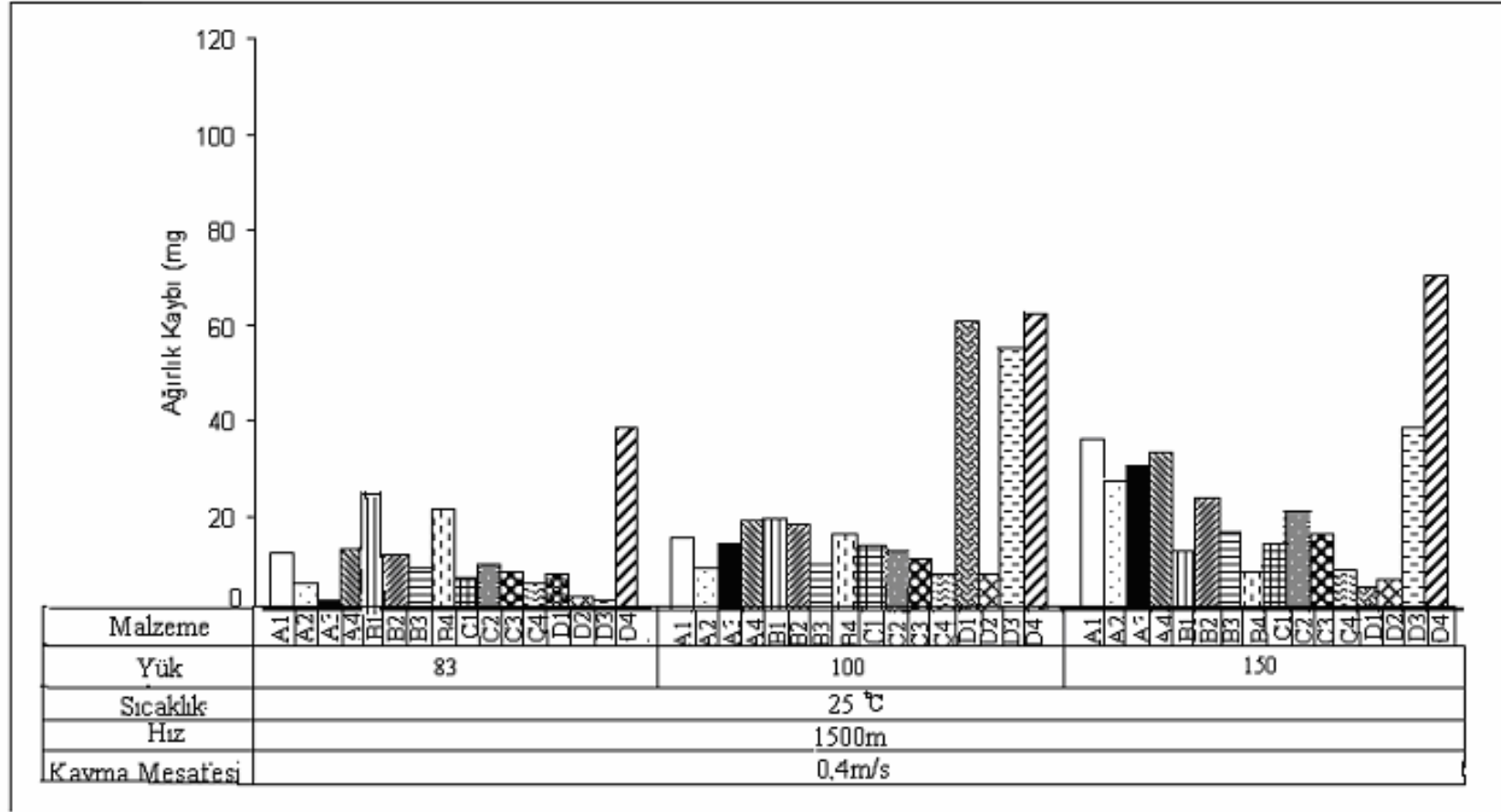
Yaşlandırma ısıt işlemleri görmüş ve görmemiş numunelerin farklı yükler altında yapılan aşınma deneyi sonucu ısıt işlem görmüş numunelerin normal numunelerden daha düşük ağırlık kaybı vermesinin benzer sonucu aynı malzemelerinin farklı sıcaklıklar altında yapılan aşınma deneyinde de gözlemlenmiştir [12].

Resim 6.35'de 150°C'de aşındırılan yaşlandırma ısıt işlemleri görmüş matris malzemesinin SEM görüntüsü de verilmektedir.

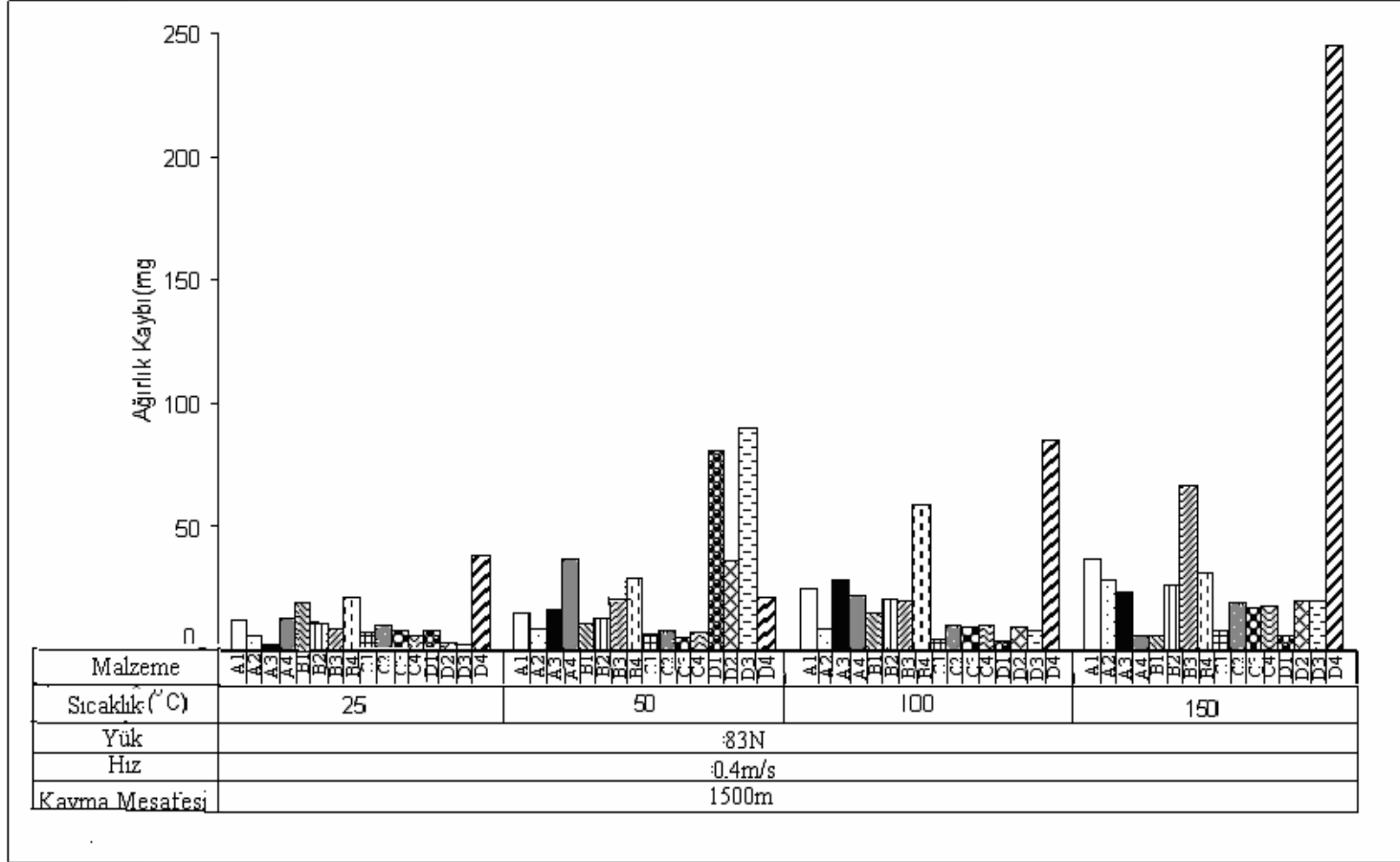


**Resim 6.35.** 150°C'de aşındırılan yaşlandırma ısıt işlemleri görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisinin SEM görüntüsü

150°C'de aşındırılan yaşlandırma ısıt işlemleri görmüş alaşım matrisinin SEM görüntüsünde kayma yönüne paralel oluklar, pul pul ayrılmalar ve yüzeydeki yırtılmalar sonucu derin kopma izleri gözlemlenmiştir. Bu malzemenin hem adhesiv hemde abrasiv şeklinde aşındığını göstermektedir.



Şekil 6.52. A,B,C ve D grubu deney numunelerinin yüke bağlı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı



Şekil 6.53. A,B,C ve D grubu deney numunelerinin sıcaklıklar bağı olarak ağırlık kaybı değişimi miktarı

Şekil 6.52’de çalışmamızda kullandığımız bütün deney numunelerinin farklı yükler altında yapılan aşınma deney sonuçları karşılaştırılmıştır. Çalışmamızda bütün matris malzemelerinin farklı yükler altında yapılan aşınma deneyinde düşük yüklerde (83 ve 100N) T6 yaşlandırma ısıtıl işlemi görmüş 2124 Al alaşım matris malzemesinin daha düşük ağırlık kaybı verdiği görülürken 150N’luk en yüksek yükte bu özelliğin değiştiği ve Cu matrisli malzemenin daha düşük ağırlık kaybı verdiği Şekil 6.52’de görülmektedir.

Aynı şartlar altında Al, 2124 Al alaşımı ve Cu matrisi gibi üç farklı matrise %5,%10 ve %15 gibi üç farklı oranda ilave edilen  $Ni_3Al$  takviyeli kompozit malzemelerle ve ısıtıl işlem görmüş ve görmemiş 2124 Al alaşım matrisi ve kompozitleri kıyaslandığında; farklı yüklerde farklı malzemeler için farklı sonuçlar elde edildiği gözlenmiştir. Yani 83 N gibi en düşük yükte %5 ve %10  $Ni_3Al$  takviyeli Cu matrisli kompozitler en düşük ağırlık kaybı verirken artan yük ve artan takviye miktarıyla birlikte bu özelliğin değiştiği ve T6 ısıtıl işlemi görmüş kompozitlerin daha düşük ağırlık kaybı verdiği görülmüştür.

Şekil 6.53’de de çalışmamızda kullandığımız bütün deney numunelerinin farklı sıcaklıklar altında yapılan aşınma deney sonuçları karşılaştırılmıştır.

Aşınma deneyinde bütün matris malzemelerinin farklı sıcaklıklar altında yapılan aşınma deneyinde düşük sıcaklıklarda (25 ve 50°C) T6 yaşlandırma ısıtıl işlemi görmüş 2124 Al alaşım matris malzemesinin daha düşük ağırlık kaybı verdiği görülürken artan sıcaklıkla birlikte bu özelliğin değiştiği ve Cu matrisli malzemenin daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir.

Ayrıca aynı şartlar altında Al, 2124 Al alaşımı ve Cu matrisi gibi üç farklı matrise %5,%10 ve %15 gibi üç farklı oranda ilave edilen  $Ni_3Al$  takviyeli kompozit malzemelerle ve ısıtıl işlem görmüş ve görmemiş takviyesiz matris ve kompozitler kıyaslandığında; farklı matris ve farklı kompozitler için farklı sıcaklıklarda farklı sonuçlar elde edildiği gözlenmiştir. Yani 25°C gibi en düşük sıcaklıkta %5 ve %10  $Ni_3Al$  takviyeli Cu matrisli kompozitler en düşük ağırlık kaybı verirken artan sıcaklık ve artan takviye miktarıyla birlikte bu özelliğin değiştiği ve T6 ısıtıl işlemi görmüş kompozitlerin daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir.

## 7.GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, 83-150N'luk yük aralığında ve 25-150°C'lik sıcaklık aralığında, T/M yöntemiyle üretilen malzemelerde üç farklı matris malzemesinin, üç farklı takviye oranının ve 2124 Al alaşım matrisiyle kompozitlerine uygulanan T6 ısıt işleminin kuru kayma aşınma davranışı üzerinde etkileri deneysel olarak incelenmiştir. Deneysel çalışmalar neticesinde aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Farklı yükler kullanılarak takviyesiz Al matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli deney numuneleri üzerinde yapılan aşınma deneylerinde kompozitlerin takviyesiz matristen daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir. Bu sonuç kompozitlerin takviyesiz matrise göre aşınma sırasında gerçek temas alanının küçük olmasına ve aşındırıcıya karşı yapılan aşınma deneyinde takviye malzemesinin aşındırıcı malzemeye karşı matrisin kimyasal etkileşimini düşürmesine bağlanmıştır.

- %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerinin ve Al matrisinin kullanılarak yapıldığı aşınma deneyleri sonucunda bütün malzemelerde yük arttıkça ağırlık kaybının arttığı ve kompozit malzemelerde takviye oranı arttıkça ağırlık kaybının yükseldiği gözlenmiştir.

Yük arttıkça ağırlık kaybındaki artışın nedeni malzeme yüzeyinde bulunan pürüzlere ve bu pürüzlerin yük arttıkça şekil değiştirip gerçek temas alanını arttırmasına ve yük arttıkça numunelerin yüzey sıcaklığının artması sonucu takviyesiz matriste termal yumuşama ve rekristalizasyon görülmesine bağlanmıştır. Takviye oranı arttıkça ağırlık kaybındaki artışın nedeni de yük arttıkça takviye malzemesinin kırılma mukavemetine yaklaşıldığından dolayı takviye malzemesinin yerinden kopup çatlak oluşturmaya ve artan yük ile bu çatlakların alt yüzeydeki çatlaklarla birleşip ağırlık kaybı miktarını arttırmasına bağlanmıştır.

- %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerle takviyesiz Al matrisinin farklı yükler altında yapılan aşınma deneyleri sonucunda yüzeyinden alınan SEM görüntülerinde; kompozit malzemelere göre takviyesiz Al matrisinin aşınma şiddetinin daha fazla olduğu, derin ve geniş oluklar şeklinde dökülmelerin olduğu görülmüştür. Aynı zamanda kompozit malzemelerde de artan yük ve artan takviye oranıyla birlikte yüzeylerin aşınma şiddetinin arttığı ve aşınmış yüzeylerde oluşan olukların kraterlerin uzunluk ve genişliklerinin yükün ve takviye oranının artmasıyla birlikte arttığı görülmüştür.

- Sıcaklık etkisi altında takviyesiz Al matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli deney numuneleri üzerinde yapılan aşınma deneylerinde genel olarak kompozitlerin takviyesiz matristen daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir.

- Takviyesiz Al matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli deney numunelerinin farklı sıcaklıklar kullanılarak yapılan aşınma deneyinde, sıcaklık arttıkça takviyesiz matrisin

ağırlık kaybının arttığı gözlemlenirken, kompozit malzemelerde takviye oranı arttıkça artan sıcaklıkla birlikte takviyenin etkisinin belirginleşmeye başladığı ve sıcaklıkla birlikte takviye oranı artmaya devam ettikçe ağırlık kayıplarındaki miktarın belirli sıcaklıktan sonra düşmeye başladığı gözlenmiştir. Bu sonuçta belirli sıcaklıktan sonra takviye malzemesinin termal dengeye sahip olmasına bağlanmıştır.

- Farklı yükler kullanılarak takviyesiz Cu matrisi ve %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numuneleri üzerinde yapılan aşınma deneylerinde bütün yüklerde %15 takviyeli kompozitin en yüksek ağırlık kaybı verdiği ve düşük yüklerde %5 ve %10 takviyeli kompozitlerin takviyesiz matrise göre daha iyi sonuç verirken yüksek yüklerde bunun tam tersi olduğu ve matris malzemesinin kompozitlerden daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlemlenmiştir. Bu fark kompozite ilave edilen Ni<sub>3</sub>Al'dan kaynaklandığına ve düşük yerlerde uygulanan yükün Ni<sub>3</sub>Al tanecikleri tarafından taşındığına ve artan yük ile partiküllerin kopması sonucu oluşan çatlakların altyüzeydeki çatlaklarla birleşip takviyesiz matrise göre kompozitlerde daha çok aşınma görülmesine bağlanmıştır.
- %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numuneleri kullanılarak yapılan aşınma deneyinde, yük arttıkça ağırlık kaybının bütün numuneler için arttığı ve bütün yüklerde takviye oranı arttıkça ağırlık kaybının arttığı gözlemlenmiştir.
- Sıcaklık etkisi altında takviyesiz Cu matrisi ve %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli deney numuneleri üzerinde yapılan deneylerde takviyesiz matriste sıcaklık arttıkça ağırlık kaybının azaldığı gözlenirken, kompozit malzemelerde artan sıcaklıkla birlikte ağırlık kaybının da arttığı gözlemlenmiştir. Bunun nedeni ise sıcaklık arttıkça kompozitlerde aşınma yüzeyinde de deformasyon ve kırılma mikroorganizması olduğundan dolayı partikül takviyelerin matristen ayrılması ve yüksek sıcaklıklarda partiküllerin kırılması ve alt yüzey delaminasyonu ile matrisin yoğun bir şekilde ayrışmasına bağlanmıştır.
- %5, %10 ve %15 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozit malzemelerle, takviyesiz Cu matrisi için farklı yükler kullanılarak yapılan aşınma deneyinde görülen farklı yüklerde takviyesiz matrisle kompozit arasında görülen üstünlükler aynı malzemeler için farklı sıcaklıklar kullanılarak yapılan deneylerde görülmektedir. Yani düşük sıcaklıklarda kompozitler takviyesiz matristen daha düşük ağırlık kaybı verirken sıcaklık arttıkça bunun tam tersi olmakta ve kompozitler matris malzemesinden daha yüksek ağırlık kaybı vermektedir.
- Farklı yükler kullanılarak takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numuneleri üzerinde yapılan aşınma deneyinde genel olarak kompozitlerin matris malzemesinden daha üstün olduğu ve bu üstünlüğün yüksek yüklerde %5 ve %10 takviyeli kompozitler için zıt davranış gösterdiği gözlenmiştir.
- 2124 Al alaşım matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numuneleri için farklı yükler kullanılarak yapılan aşınma deneyinde takviyesiz matriste

artan yük ile ağırlık kaybının azaldığı ve kompozit malzemelerde %5 ve %10 takviyeli kompozitlerde yük arttıkça ağırlık kaybı artarken %15 takviyeli kompozitte yük ile birlikte ağırlık kaybının düştüğü gözlenmiştir. Bu etki aşınma sırasında malzeme yüzeyinde oluşan karışım tabakasından (MML) kaynaklanmıştır. Aşınma sırasında , malzemede oluşan bu tabakanın kalınlığı artan takviye oranı ile birlikte artmaktadır. %15 gibi yüksek takviye oranlarında bu tabaka malzeme yüzeyinde katı yağlayıcı görevi görerek artan yük ile kompozitin aşınmasını azaltmasına, %5 ve %10 gibi düşük takviye oranlarında da bu tabaka kalınlığının malzeme yüzeyini korumak için yetersiz olmasına bağlanmıştır.

- Farklı yükler kullanılarak takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numuneleri için yapılan aşınma deneylerinde yük arttıkça takviyenin etkisinin belirginleşmeye başladığı ve düşük yüklerde takviye oranı arttıkça ağırlık kaybı artarken yükün artmasıyla birlikte bu etkinin değiştiği ve takviye oranı arttıkça ağırlık kaybının azaldığı gözlemlenmiştir. Bu anlamda en düşük ağırlık kaybını 150N'luk en yüksek yükte ve %15'lik en yüksek takviye oranına sahip kompozit malzeme vermiştir.
- %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numunelerinden %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli kompozitin farklı yükler altında aşındırılması sonucu aşınmış bölgeden alınan kesit görüntüsünden, aşınma sonucu malzeme yüzeyinde bir tabaka oluştuğu, EDS analizinden ise bu karışım tabakasının demir, oksijen ve nikel elementlerinden oluştuğu görülmüştür. Ayrıca bu karışım tabakasının kalınlığının artan yük ve artan takviye oranıyla birlikte arttığı da gözlenmiştir.
- Sıcaklık etkisi altında takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numuneleri için yapılan deneyde matris malzemesinin kompozitten daha üstün olduğu ve takviyesiz matris alaşımında sıcaklık arttıkça ağırlık kaybının azaldığı, kompozit malzemelerde ise sıcaklık arttıkça ağırlık kaybının arttığı gözlenmiştir.
- %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numuneleri için farklı sıcaklıklar kullanılarak yapılan aşınma deneyinde, kompozit malzemelerde takviye oranı arttıkça ağırlık kaybının da arttığı gözlenmiştir. Bunun nedeni ise sıcaklık arttıkça partikül takviyelerinin matristen ayrılmasına ve yüksek sıcaklıklarda partiküllerin kırılmasıyla oluşan çatlakların alt yüzeydeki çatlaklarla bağlanıp ağırlık kaybını arttırmasına bağlanmıştır.
- Farklı yükler kullanılarak Yaşlandırma ısı işlemi görmüş takviyesiz 2124 Al alaşım matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşım matrisli deney numuneleri için yapılan aşınma deneyinde genel olarak matrisin kompozitten daha iyi sonuç verdiği ve yük arttıkça bütün malzemelerde ağırlık kaybının arttığı gözlenmiştir.

- Yaşlandırma ısıt işlemleri görmüş %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşımlı matrisli kompozit malzemeler için farklı yükler kullanılarak yapılan aşınma deneyinde takviye oranı arttıkça ağırlık kaybının azaldığı gözlenmiştir.
- Farklı sıcaklıklar kullanılarak Yaşlandırma ısıt işlemleri görmüş takviyesiz 2124 Al alaşımlı matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşımlı matrisli deney numuneleri üzerinde yapılan aşınma deneyinde matris malzemesinin kompozitlere göre daha düşük ağırlık kaybı verdiği ve bu farkın artan sıcaklıkla birlikte arttığı gözlenmiştir. Bu etki sıcaklık arttıkça kompozitlerde aşınma yüzeyinde oluşan deformasyon ve kırılma mikro mekanizmasıyla partiküllerin malzeme yüzeyinden ayrılmasına ve sıcaklık arttıkça malzemenin mukavemetinin azalmasından dolayı matris gerilmelerinin hızla artmasına ve bu nedenlerden dolayı aşırı ağırlık kaybının görülmesine bağlanmıştır.
- 2124Al alaşımlı matrisiyle Al matris kıyaslandığında;2124Al alaşımlı matrisinin daha üstün olduğu ve bu üstünlüğün artan yük ve artan sıcaklık ile daha belirginleştiği gözlenmiştir.
- Hem sıcaklığa hem yüke bağlı olarak yapılan aşınma deneylerinde T6 ısıt işlemleri görmüş matris malzemeleri, ısıt işlem görmemiş matris malzemelerine göre daha düşük ağırlık kaybı verirken 150N'luk en yüksek yükte ve 150N'lik en yüksek sıcaklıkta bunun tam tersi olduğu ve T6 ısıt işlemleri görmüş matris malzemelerinin ısıt işlem görmemiş matris malzemelerine göre daha yüksek ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir.  
Hem yüke hem de sıcaklığa bağlı olarak yapılan aşınma deneylerinde T6 ısıt işlemleri görmüş kompozit malzemelerin, ısıt işlem görmemiş malzemelere göre daha düşük ağırlık kaybı vermiştir.
- %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Al matrisli kompozitler ve takviyesiz Al matrisli deney numuneleriyle takviyesiz 2124 Al alaşımlı matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşımlı matrisli kompozit numunelerinin farklı yükler kullanılarak yapılan aşınma deneyinde düşük takviye oranıyla düşük yüklerde Al matrisi ve kompozitlerinin daha düşük ağırlık kaybı verdiği ve takviye oranıyla uygulanan yük arttıkça bu özelliğin değiştiği ve 2124 Al alaşımlı matrisi ve %5, %10 ve %15Ni<sub>3</sub>Al takviyeli 2124Al alaşımlı matrisli kompozitlerin daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir.
- Sıcaklık etkisi altında yapılan aşınma deneylerinde takviyesiz Al matrisiyle, takviyesiz 2124Al alaşımlı matrisi kıyaslandığında; düşük sıcaklıklarda Al matrisin daha düşük ağırlık kaybı verdiği ve artan sıcaklıkla birlikte ise bu özelliğin değiştiği ve 2124Al alaşımlı matrisinin daha düşük ağırlık kaybı verdiği ve bu farklılığın artan sıcaklıkla birlikte arttığı gözlenmiştir.
- Farklı yükler ve farklı sıcaklıklar kullanılarak yapılan aşınma deneyinde bütün matris malzemeleri içinde 83 ve 100N gibi düşük yüklerde ve 25ve 50°C gibi düşük sıcaklıklarda T6 ısıt işlemleri görmüş matris malzemeleri daha düşük ağırlık kaybı verirken artan yük ve

artan sıcaklık ile birlikte bu durumun değiştiği ve Cu matrisli malzemelerin daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir.

- Farklı yükler ve farklı sıcaklıklar kullanılarak yapılan aşınma deneyinde bütün kompozitler içinde 83 N gibi en düşük yükte ve 25°C gibi en düşük sıcaklıkta %5 ve %10 Ni<sub>3</sub>Al takviyeli Cu matrisli kompozitlerin diğer kompozitlere göre daha düşük ağırlık kaybı verdiği ve artan yük, artan sıcaklık ve artan takviye miktarıyla birlikte bu durumun değiştiği ve T6 ısıtılma işlemi görmüş kompozitlerin daha düşük ağırlık kaybı verdiği gözlenmiştir.

Yapılan aşınma deneyi neticesinde elde edilen tüm sonuçlar göz önünde bulundurulduğu zaman; farklı yükler ve farklı sıcaklıklar altında yapılan aşınma deneylerinde matris malzemeleri içinde düşük yüklerde (83 ve 100N) ve düşük sıcaklıklarda (25ve 50°C) yaşlandırma ısıtılma işlemi görmüş 2124 Al alaşım matrisli malzemeler tercih edilmeliyken, yüksek yük (150N) ve yüksek sıcaklıklarda (100 ve 150°C ) Cu matrisli malzemeler seçilmelidir. Kompozit malzeme seçiminde ise düşük yük (83N) ve düşük sıcaklıkta(25°C) Cu matrisli kompozitler, daha yüksek yük ve sıcaklıklarda da yaşlandırma ısıtılma işlemi uygulanmış 2124Al alaşım matrisli kompozitler tercih edilmelidir. Aşınmaya maruz kalan malzemelerde en düşük ağırlık kaybını veren aşınmaya dayanımı yüksek malzemeler seçilmelidir. Bu özelliklere sahip malzeme seçimiyle beraber yüksek yük ve yüksek sıcaklık şartları altında yapılacak aşınma işlemleri sonrası, aşınan yüzeylerde daha az deformasyona uğramış malzemeler elde edilecektir.

Al matrisiyle, T6 ısıtılma işlemi görmüş ve T6 ısıtılma işlemi görmemiş 2124 Al alaşım matrisli malzemeler kıyaslandığında; Cu matrisin aşınmaya karşı olan dayanımına yakın dayanım gösteren ve hatta bazı yük ve sıcaklıklarda daha iyi dayanım gösteren yaşlandırma ısıtılma işlemi görmüş 2124Al alaşım matrisli malzemelerin kullanılması önerilebilir. Al matrisli kompozitlerle ve 2124Al alaşım matrisli kompozit malzemeler karşılaştırıldığında; düşük yük ve düşük sıcaklıklarda Al matrisli kompozitler tercih edilmeliyken artan yük ve sıcaklıklarda aşınmada en düşük ağırlık kaybını veren 2124Al alaşım matrisi ve kompozitleri tercih edilmelidir. Normal Al alaşım matrisi ve kompozitleriyle yaşlandırma ısıtılma işlemi görmüş Al alaşım matrisi ve kompozitlerinde 150N gibi en yüksek yüke kadar ve 150°C gibi en yüksek sıcaklığa kadar aşınmaya dayanımı daha yüksek olan yaşlandırma ısıtılma işlemi görmüş matris ve kompozitler kullanılmalıdır. Eğer Al alaşım matrisli malzemeler yerine Al matrisli malzemeler kullanılacak ise düşük yüklerde düşük takviye oranına sahip (%5) kompozitin, yüksek sıcaklıklarda ise en yüksek takviye oranına sahip (%15) Al matrisli kompozitler tercih edilmelidir.

Cu matrisli kompozitler hafif ağırlıklı Al alaşımlarından daha yüksek mukavemet, aşınma direnci ve iyi elektrik ve termal iletkenliğe sahip olduğundan dolayı aşınmaya maruz kalan elektrik temas uygulamalarında Al esaslı alaşımlardan daha çok tercih edilebilir. Cu matrisli kompozitlerde de %10 takviye miktarının üzerinde malzeme yüksek ağırlık kaybı

verdiğinden dolayı %10'un üzerinde takviye içeren Cu matrisli kompozitler tercih edilmemelidir. Fakat bunun yanı sıra malzemenin yoğunluğu ve maliyeti göz önüne alınacak olursa; Al ve Al alaşım matrisli malzemelerin Cu matrisli malzemelerden daha düşük yoğunluğa ve daha düşük maliyete sahip olmasından dolayı Al alaşım matrisli malzemeler önerilebilir.

Bu amaçla otomobil endüstrisinde düşük maliyet ve düşük yoğunluğun arandığı otomobillerin kuru kayma aşınmasına maruz kalan silindir makaralarında, piston iç yüzüklerinde, zincirlerinde, hareketli taşıtların palet papuçlarında, fren rotorlarında, silindir başlarında, ayrıca yüksek sıcaklık kalıplarında, hidrotürbinlerde kullanılması önerilebilir.

## 8. ÖNERİLER

Bu çalışmada, incelemeler farklı matrislere farklı oranlarda ilave edilen takviyenin ve bazı malzemelere uygulanan ısıtıl işlemin sabit hız ve sabit kayma mesafesi altında farklı yükler ve farklı sıcaklıklar altında yapılan aşınma deneyi üzerine etkilerine yoğunlaştırılmıştır. Fakat ileriye dönük olarak, aşınma deneylerinde aşınma sonuçlarını önemli bir şekilde etkileyen aşınma hızı ve kayma mesafesinin etkilerinin incelenmesi, özellikle aşınma sonucu malzeme yüzeyinde oluşan MML tabakasının ve yüzeyaltı deformasyonlarının özelliklerinin de incelenmesi yapılan açıklamaları desteklemek ve geliştirmek açısından çalışmanın devam ettirilebilecek bölümüdür.

## KAYNAKLAR

- 1- J.H. Jin, D.J. Stephenson, The Sliding wear behaviour of reactively hot pressed nickel aluminides, wear, 217, 1998, sayfa 200-207.
- 2- J.A. Jimenez, S. Klaus, M. Carsi, O.A. Ruano ve G. Frammeyer, Microstructure and high –temperature mechanical behaviour of the NiAl-27 At %Cr Intermetallic Composite, Acta Mater, 1999, 174, 13, Sayfa 3655-3662.
- 3- B.J. Johnson, F.E. Kennedy ve I. Baker, Dry sliding wear of NiAl, Wear, 192, 1-2, 1996, Sayfa 241-247.
- 4- Peter J. Blau ve Charles E. DeVore, Sliding friction and wear behaviour of several nickel aluminide alloys under dry and lubricated conditions, Tribology International, 1990 23, 4, Sayfa 226-234.
- 5- Peter J. Blau ve Charles E. DeVore, Machining and wear relationships in an ordered intermetallic alloy, wear, 149, 1991, 27-40.
- 6- M. Lieblich, J.L. Gonzalez-Carrasco ve G. Caruana, Thermal Stability of an Al/Ni<sub>3</sub>Al Composite processed by powder metallurgy, Intermetallics, 5, 1997, sayfa 515-524.
- 7- J.L. Gonzalez- Carrasco, F. Garcia-Cano, G. Caruana, M. Lieblich, Aluminum/ Ni<sub>3</sub>Al Composites processed by powder metallurgy, Materials Science and Engineering A, 1994, 183, 1-2, L5-L8
- 8- C. Diaz, J.L. Gonzalez-Carrosco, G. Caruana. Ve M. Lieblich, Ni<sub>3</sub>Al Intermetallic Particles As wear-Resistant Reinforcement for Al-Base Composites Processed by powder Metallurgy, Metallurgical and Materials Transactions A, 27A, 1996.
- 9- Rong Chen, Akira Iwobuchi, Tomoharu Shimizu, Hyung Seop Shin, Hidenobu Mifune, The Sliding wear resistance behavior of NiAl and SiC particles reinforced aluminum alloy with composites, wear, 213, 1997, syf. 175-184.
- 10- Jose M. Torralba, Francisco Velasco, Cesar E. Costa, Isabel Vergana, Daniel Caceres, Mechanical behaviour of the interphase between matrix and reinforcement of Al 2014 matrix composites reinforced with (Ni<sub>3</sub>Al)p, Composites; Part A33, 2002, syf. 427-434.
- 11- C.E. da Costa, W.C. Zapata, F. Velasco, J.M. Ruiz-Prieto, J.M. Torralba, wear behaviour of aluminum reinforced with nickel aluminide MMCs, Journal of Materials Processing Technology, 92-93, 1999, Syf.66-70.

- 12- C.E. Da Costa, F. Velasco, J.M. Torralba, Mechanical Intergranular Corrosion and wear behavior of Aluminum-Matrix Composite Materials Reinforced with Nickel Aluminides, 33A, 2002,11, Syf.3541-53.
- 13- Y. Wang, W.M. Rainforth, H. Jones, M. Lieblich, Dry wear behaviour and its relation to microstructure of novel 6092 aluminium alloy- Ni<sub>3</sub>Al powder metallurgy composite, wear, 251, 2001, syf. 1421-1432.
- 14- B. Torres, M. Lieblich, J. Ibanaz, A. Garcia-Escorial, Mechanical properties of some PM aluminide and silicide reinforced 2124 aluminium matrix composites, Scripta Materialia, 47, 2002, syf. 45-49.
- 15- J.C. Wolker, W.M. Rainforth, H. Jones, Lubricated Sliding wear behaviour of aluminium alloy composites, wear, 259, 2005, syf. 577-589.
- 16- S. Garcia-Galan, G. Aramburo-Perez, C. Gonzalez-Rivera, J. Juarez-Islas, The effect of Cu-macro alloying on  $\beta$ -NiAl Intermetallic compound obtained by mechanical alloying, Journal of Materials Processing Technology, 143-144,2003, syf.551-554.
- 17- J.P.Tu, L. Meng, M.S. Liu, Friction and wear behaviour of Cu-Fe<sub>3</sub>Al powder metallurgical composites in dry sliding wear, 220, 1998, syf. 72-79.
- 18- Aiguo Wang ve H.J. Rack, Dry Sliding wear in 2124 Al-SiCw/17-4 pH Stainless Steel systems, wear 147, 1991, syf.355-374.
- 19- G. Straffelini, M. Pellizari, A. Molinari, Influence of load and temperature on the dry sliding behaviour of Al-based metal-matrix-composites against frictional material, wear, 256, 2004, syf.754-763.
- 20- A. Martin J. Rodriguez, J. Llorca, Temperature effects on the wear behaviour of particulate reinforced Al-based Composites, wear, 225-229, 1999, syf. 615-620.
- 21- A. Martin, M. A. Martinez, J. Llorca, wear of SiC-reinforced Al-matrix composites in the temperature range 20-200°C, wear, 193,1996, syf.169-179.
- 22- Manish Roy, B. Venkataroman, Ö.Ö. Bhanuprasad, Y.R. Mahajez ve G. Sundararajan, The Effect of Particulate Reinforcement on the Sliding wear Behavior of Aluminum Matrix Composites, Metallurgical Transactions A, 23A, 1992, syf. 2833-2846.
- 23- J.M. Yong, W. H. Kao, C.T. Liu, Development of nickel aluminide matrix Composites Materials Science and Engineering A, A107, 1989, Syf. 81-91.

- 24- L. Pinto, E. Zschech., Materials Science Forum, Mechanical Properties and corrosion behavior of Extrusions for Aircraft Applications Made by Discontinuously Silicon-Carbide-Reinforced Aluminium Matrix Composites, 1996, 1593, syf. 217-222.
- 25- P.C.R. Nunes, L.V. Ramanathan, Corrosion, 51, 1995, 610
- 26- S.V. Prasad, P.K. Rohatgi Journal Metals, 1987, 39, 11, p.22-26.
- 27- Y. Şahin, Kompozit Malzemelere Giriş, 2000
- 28- E. Demirkisen, Kompozit Malzemeler, İ.T.Ü. Yayın No:3, 1991
- 29- R. Chen, A. Iwabuchi, T. Shimizu, H. Seop Shin, H. Mifune, The Sliding wear resistance behavior of NiAl and SiC particles reinforced aluminium alloy matrix composites, wear 213, 1997, 175.
- 30- A. Rasmond Higgins, "The Intermetallic Compound", Engineering Metallurgy, London 1968, p. 154-155.
- 31- C.S. Barrett, Massalsky, T. Bg "Superlattices", Structure of Metals, New York, 1980, p. 270-278.
- 32- D. Hanson and M.L.V. Gayler, J.Inst. Met. ,26, (1921), 321
- 33- P. Villars, K. Mathis, F. Hulliger, 1989, Cohesion and Structure, 2,1-103.
- 34- A.R. Miedama, A.K. Niessen, 1988, Cohesion in Metals Transitions metal Alloys, Cohesion and Structure, 1.
- 35- A.G.C. Gwyer, Z. Anorg. Chem. 57, 113 (1908)
- 36- K. Enami, V.V. Martynov, T.Tomie, L.G. Khandros and S. Nenno, Trans. Jap. Inst. Metals 22, 357(1981)
- 37- V.V. Martynov, K. Enami, M. G. Khandros, S. Nenno and A. V. Tkachenko, Phys. Metals. 55, 136(1983)
- 38- S. M. Russell, C.C. Law, M.J. Blackburn, P.C. Clapp and D. M. Pease, in Lightweight Disk Alloy Development. WRDC TR-90-4125. Air Force Wright Research and Development Center (1991).
- 39- S.M. Russell, C.C. Law, L.S. Lin and G. . Levan, in Alloy Phase Stability and Design (edited by G.M. Stocks, A. F. Giamei and d. P. Pope) MRS Proc, Vol. 186, p. 289 (1990).
- 40- Herman W. Pollack, "Intermetallic Compounds", Materials Science and Metallurgy, New Jersey, 1988, p. 127-128.

- 41- M.J.Marchinovvski,M.E.Taylor and F.X.Kayser ,J. of Mat. Sci., 10, (1975). p.406
- 42- J.S. Hirschhorn Introduction to powder metallurgy, American P/M Institute, 1969, Newyork.
- 43- A.K.Kuruvilla and N.S.Stoloff, Scripta Metal., 19,(1985),p.83
- 44- M. Liebllich, J.L.Gonzalez- Carrasco, G. Caruana, Thermal stability of an Al/Ni<sub>3</sub>Al composite processed by powder metallurgy, Intermetallics 5 (1997] 515
- 45- J.M. Torralba, J.L. Gonzalez -Carrasco, Caruana G. Liebllich M. Adeva, Microstructural characterization of P/M Ni<sub>3</sub>Al consolidated by HIP, Mater Characterization 1994:33:349
- 46- P. Perez, J.L. Gonzalez-Carrasco, P. Adeva , Mater Sci. Engng. A 1995;199:211
- 47- M. Yamadi, Y. Unakoshi, Intermetallic compounds, Nikkan kogyo Pres,Tokyo, Japan.1983.
- 48- H. Omura. M. Miyoshi, Y. Takahashi, J.G. Conley, M. Yodogawa, in: Y.-W. Kim, W.M. Griffith (Lds.), Dispersion Strengthened Aluminium Alloys, TMS, Warrendale, USA, 1988, p.421
- 49- A. Ruutopold, R.A. Varin, Z. Wronsky, The role of interfaces in the application of rapidly solidified metal ribbons as reinforcement for composites, Mater. Sci. Eng. 98 (1988) 547.
- 50- J.L.Gonzalez- Carrasco, F. Garcia-Cano , G. Caruana , M. Liebllich, Mater.Sci Eng. A 183A (1984) L5
- 51- O.Noguchi, Y.Oya and T.Suzuki Met.Trans.A ,12A,(1981),p.1647
- 52- G.R.Stoeckinerand J.P.Neumann, J.Appl.Cryst,3,(1970), p.32
- 53- F.Gao and D.J.Bacon Phil.Mag.A ,67, (1993) ,p.275
- 54- A.Laassalmonie.B.Chenal, G.Hug and P.Beauchamp Phil. Mag. A, 58, (1988), p.543
- 55- D.M.Dimiduk,A.W.Thompson and J.C.VVilliams, Phil.Mag.A,67,(1993),p.675
- 56- M.F.Kneipmeierand G.J.Frerker,Phil.Mag.A,62,(1990),p.77
- 57- P.Beauchamp.J.Douin and P.Veysseiere .Phil.Mag.A ,55,(1987),p.565
- 58- S.Harada,T.Ogura,S.Watanaze,O.Izumi and T.Masumoto, ActaMetall.,34. (1986), p.13
- 59- H.Lin and D.P.Pope in L.A.Johnson et.al.,High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV.,p.391

- 60- T.Ogura, S.Hanada, T.Masumoto and O.Izumi, Metal.Trans.A, 16A,(1985),p.441
- 61- T.Takasugi.E.P.George .D.P.Pope, and O.Izumi.Scripta metali., 19,(1985),p.551
- 62- E.M.Schulson,T.P.Weihs,P.V.Veins and I.Baker, Ağa Metali 33,(1985),p.1587
- 63- Jose M. Torralba, Francisco Velasco, Cesar E. Costa, Isabel Vergara, Daniel Caceres, Comositer: Part A 33 (2002) 427-434.
- 64- A.K.Kuruvilla .J.A.Sutliff and E.F.Koch .Proc.Third.Int.Cong.Hydrogen in Metals, Pergamon ,Paris,1982,p.629
- 65- E.P.George .C.T.Liu and D.P.Pope ,High Temp.Ord.Int.V.,(1992),p.941
- 66- A.K.Kuruvilla and N.S.Stoloff.Scripta Metali, 19,(1985),p.83
- 67- JAHorton.J.V.Cathcartand C.T.Liu Oxide metall.,29,(1988),p.347
- 68- P.Veyssiere, Phil. Mag.A,(1991),p.807
- 69- A. Laassalmonie B. Chenal, G.Hug and P.Beauchamp Phil.Mag .A.58,(1988),p. 543
- 70- D.M Dimiduk, A.W. Thompson and J.C Williams, Phil.Mag .A,67,(1993) p.675
- 71- M.F Kneipmeier and G.J. Frerker, Phil.Mag .A, 62, (1990),p.77
- 72- P.Beauuchamp,J.Douin and P.Veysseiere, Phil.Mag.A,55,(1987),p.565
- 73- S.Harada,T.Ogura,S.Watanaze,O.Izumi and T.Masumoto, ActaMetall.,34, (1986),p.13
- 74- H.Lin and D.P.Pope in L.A. Johnson et.al.,High Temperature Ordered İntermetallic Alloys IV.,p.391
- 75- T.Ogura,S.Hanada,T.Masumoto and O.Izumi, Metal, Trans.,A. 16A,(1985),p.441
- 76- T.Takasugi, E.P.George,D.P.Pope, and, O.Izumi,Scripta metall.,19,(1985)p.551
- 77- E.M. Schulson, T.P.Weihs,P.V.Veins and I.Baker, ActaMetall 33,(1985),p.1587
- 78- A.K. Kuruvilla,J.A. Sutliff and E.F. Koch,Proc.Third.Int.Cong.Hydrogen in Metals,Pergamon,Paris,1982,p.629
- 79- E.P George, C.T.Liu and D.P.Pope,High Temp.Ord.Int.V.,(1992),p.941
- 80- A.K.Kuruvilla and N.S.Stoloff,Scripta Metall,19.(1985),p.83
- 81- E. Klar, Production of Metal powders, Metals Handbook, 1984, Ohio, 25-38.
- 82- S. Sarıtaş, Toz Metalurjisi, Makine Müh. El Kitabı, 2. Baskı Cilt 1, 1994, syf. 65-70.
- 83- A. Kurt, S. Sarıtaş, Toz Metal Yatak Malzemelerinin Özellikleri, 5. Ulusal Makine Tasarımı ve İmalat Kongresi, ODTÜ, Ankara, 1992.

- 84- A.R. Donald, The Science and Engineering of Materials, Van Nostrand. Reinhold co, Ltd. İlançı Metrik Baskı Hong Kong, 1994.
- 85- A. Lawley, Atomization: The Production of Metal Powders, www.AccessScience.com.1992
- 86- F.V. Lenel, Powder Metallurgy-Principles and Applications, Metal Powder Industries Federation Principles and Applications, Metal Powder Industries Federation Princeton, New Jersey, 1980.
- 87- M. Çigdem, İmal Usulleri, Çağlayan Basımevi, İstanbul, 1996, 329,354.
- 88- F. Arslan, Toz Metalurjisi Ders Notları, KTÜ, Trabzon 1993.
- 89- S. Sarıtaş, Toz Metal Çeliklerin Yorulma Özellikleri, Mühendis ve Makine Ank., 2003, 44, 517.
- 90- R. Ünal, Gaz Atomizasyonu ile Metal tozu Üretim Değişkenlerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniv. Fen Bil. Enst. Ankara, 1995.
- 91- R.H.T. Dixon, Powder Metallurgy for Engineering The Machinery Publishing Co Ltd., 1971.
- 92- J.S. Hirschhorn, Introduction to Powder Metallurgy, American P/M Institute New York USA, 1969.
- 93- M.R. German, Powder Metallurgy, Combridge University Pres., Cambridge, 1984.
- 94- J.A. Hawk, O.D.E. Alman, Materials and Engineering, A239-240, 1997,899-906.
- 95- F. Yurderi, Aşınmaya dayanıklı malzemelerin aşınma özelliklerine metalurjik ve diğer faktörlerin etkileri, İ.T.Ü., Yüksek Lisans Tezi, 1982, syf.8-21.
- 96- M.Y. Gürleyik, Hasar Bilgisi, K.Ü. Mak. Müh. Böl. Yayın No:3, Trabzon 1976. syf.131-143.
- 97- M.A. Moore, A Review of Two-Body Abrasive wear, wear 1974, syf.17.
- 98- I.V. Kragesky and M. B. Demkın, Kontakt Area of Rough Surfaces, wear, 1960, 3, 170-187.
- 99- S. Atamert, ph. D. Thesis, University of Cambridge, England. 1989.
- 100- M. Muratoğlu, SiC Katkılı 2124 Alüminyum Kompoziti ve Yaşlandırılmış Kompozitin Aşınma Davranışının Araştırılması, Doktora Tezi, F.Ü. Fen Bil. Enst. Elazığ, 1997.
- 101- J.A. Larsen, Scr. Met. Et. Material, 1990, Vol. 24, Syf.821-824.

- 102- H. Keleştimur, Makine Yapı Çeliklerinin Abrasiv Aşınma Direncine Yüzey Sertliğinin Etkisi ve Diğer Mekanik Özelliklerle İlişkisinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, F.Ü. Fen Bil. Enst. Elazığ, 1989.
- 103- Y. Özmen, A.Ç. Can ve T. Aksoy, Aşınmaya Etki Eden Faktörler ve Aşınmanın Azaltılması İçin Alınacak Tedbirler 4. Denizli Sempozyumu 1991, syf. 651-664.
- 104- A.U. Rakayby, B.Mills, The role of primary carbides in the wear of high speed steels, wear, 112,1986, p. 327-340
- 105- D. Tabor, Friction and wear : Calculation methods I.V. Kragelsky, M.N. Dobychin and V.S. Kombalov, Tribology International, Vol. 15, 5, 1982, syf 283-284
- 106- D. Tabor Friction and wear: calculation methods I.V. Kragelsky M.M. Dobyching and V.S. Kombolov Tribology International 1982, vol5 p.283-284.
- 107- M. Yılmaz, Farklı takım çeliklerinin sürtünme kaynağında kaynak bölgesinin incelenmesi, Doktora tezi, Yıldız Tek. Üni. Fen Bil. Enst. İstanbul, syf. 193, 1993
- 108- E. Atik, Poliüretan Esaslı Elemanların Belirlenmiş Şartlar İçin İmal Edilen Bir Düzenekte Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, U.Ü. Fen Bil. Enst. 1987.
- 109- M. Akkurt, The Reliability of Machine Elements Dueto wear, İ.T.Ü. Dergisi, 30,2,1977,111-127.
- 110- P.J. Blau ve K.G. Budinski, Development and Use of ASTM Standarts for wear Testing, wear 1992, 225-229 s.1159-1170.
- 111- R. İpek ve M.B. Karamış, Aşınma Test Yöntemleri ve Gelişmeleri Mühendis ve Makine, 1999,40,469.
- 112- J.A. Hawik, D.E. Almamd, Abrosiv wear of Intermetallic based Alloys and Composites, Mat. Science &Engineering A 1997, Vol 239-240.
- 113- M. Esen Pnömatik Katı Taşınımında Aşınmanın Boya Yöntemiyle Saptanması, F.Ü. Yüksek Lisans Tezi 1989.
- 114- R. E. Smallman, Modern Physical Metallurgy, 4th edn. Butterworths London 1985.
- 115- Z. Wang, R.J. Zhang, Metal. Trans. A. 1991 C.22A p.97-112.
- 116- D. Guha ve S.K. Roy Chowdhuri, The effect of surface roughness on the temperature at the contact between sliding bodies, 1996, wear, vol 197, syf.63-73.

- 117- R. İpek, Tren Fren Papuçlarının aşınmasının deneysel incelemesi, 1987, E.Ü. Fen Bilimleri Enst. Yüksek Lisans Tezi, Kayseri.
- 118- A.T. Alpas ve J. Zhang, Effect of Microstructure (Particulate Size and volume fraction) and Counterface Material on the Sliding wear Resistance of Particulate-Reinforced Aluminum Matrix Composites, Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, Vol 25A, syf 969-983.
- 119- Dane Heilman, Jonathan B. Wersbuch, Richard W. Blair ve Larry L. Graf, Motorcycle Related trauma and helmet usage in North Dakota 1982, Annals of Emergency Medicine, Vol. 11 No:12, syf.659-664.
- 120- T.Miyajima, Y. Iwai, Effects of reinforcements on sliding wear behavior of aluminum matrix composites, 2003, wear, vol 255 syf.606-616.
- 121- J. H. Byett and C. Allen, Dry sliding wear behaviour of polyamide 66 and polycarbonate composites, Tribology International, Vol. 25, 4, 1992, syf 237-246
- 122- A. Levy, J.M. Papazian, Elastoplastic finite element analysis of short-fiber-reinforced SiC/Al composites: effects of thermal treatment Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 39, 10, 1991, syf 2255-2266

## ÖZGEÇMİŞ

1981 yılında Elazığ'da doğdu. İlköğrenimini Elazığ Murat ilkokulunda tamamladı. Ortaöğrenimini Elazığ Ortaokulu, Lise öğrenimini 1999 yılında Elazığ Mehmet Akif Ersoy Lisesinde Tamamladı. 2000 yılında girmiş olduğu Fırat Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünü 2004 yılında bitirdi. 2004 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında başladığı yüksek lisans eğitimine devam etmektedir.

Mehtap DEMİREL