

**T.C.**  
**FIRAT ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**TOZ METALURJİSİ (TM) İLE ÜRETİLMİŞ Ni-Ti**  
**ALAŞIMLARININ DİFÜZYON KAYNAK YÖNTEMİYLE**  
**BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

**Halil DİKBAŞ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**  
**METAL EĞİTİMİ ANA BİLİM DALI**

**Danışman :Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN**

**ELAZIĞ**

**2005**

T.C.  
FIRAT ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TOZ METALURJİSİ (TM) İLE ÜRETİLMİŞ Ni-Ti  
ALAŞIMLARININ DİFÜZYON KAYNAK YÖNTEMİYLE  
BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

**Halil DİKBAŞ**

**Yüksek Lisans Tezi  
Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı**

Bu tez, 26.08.2005 tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği / ~~oyçokluğu~~ ile başarılı / ~~başarısız~~ olarak değerlendirilmiştir.

Danışman : Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN

Üye: Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM

Üye: Yrd. Doç. Dr. Cebeli ÖZEK

Üye:

Üye:

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

## **TEŞEKKÜR**

Yüksek Lisans tezimin hazırlanması esnasında, yardım ve desteklerini esirgemeyen Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölüm Başkanı sayın Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM'a, Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Üyesi sayın Prof. Dr. Nuri ORHAN'a, danışman hocam Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Üyesi sayın Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN'a, Metal Eğitimi Bölümündeki bütün Araştırma Görevlilerine, maddi ve manevi açıdan her zaman varlığını yanımda hissettiğim aileme teşekkürlerimi sunarım.

Arş. Gör. Halil DİKBAŞ

## İÇİNDEKİLER

| KONU                                                                     | SAYFA NO |
|--------------------------------------------------------------------------|----------|
| İÇİNDEKİLER .....                                                        | I        |
| ŞEKİLLER LİSTESİ.....                                                    | III      |
| TABLolar LİSTESİ.....                                                    | VI       |
| ÖZET .....                                                               | VII      |
| ABSTRACT.....                                                            | VIII     |
| 1.GİRİŞ .....                                                            | 1        |
| 2. AKILLI MALZEMELER.....                                                | 3        |
| 2.1 Şekil Hafızalı Malzemeler.....                                       | 3        |
| 2.1.1. Şekil Hafıza Etkisi .....                                         | 7        |
| 2.1.2. Süperelastiklik (Sunielatiklik).....                              | 9        |
| 2.1.3. Şekil Hafızalı Alaşımların Kristal Yapıları.....                  | 10       |
| 2.1.4. Martenzitik Dönüşüm.....                                          | 10       |
| 3. ŞEKİL HAFIZALI METAL ve ALAŞIMLAR.....                                | 12       |
| 3.1 Şekil Hafızalı Ti-Ni Alaşımları.....                                 | 12       |
| 3.1.1. Ti-Ni Alaşım Sisteminin Faz Diyagramı .....                       | 13       |
| 3.1.2. Ti-Ni Esaslı Martenzitlerin Kristal Yapısı .....                  | 14       |
| 3.1.3. Ti-Ni-X (X= Cu, Nb, v.b) Üçlü Alaşımları.....                     | 16       |
| 3.1.4. Ni-Ti SMA'nın Mekanik Özellikleri .....                           | 17       |
| 3.1.5. Ni-Ti Alaşımının Üretimi.....                                     | 19       |
| 4. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİ.....                 | 20       |
| 4.1. Hafızalı Alaşımların Kullanım Alanları.....                         | 22       |
| 4.1.1. Hafıza Etkisinin Kullanıldığı Uygulamalar.....                    | 22       |
| 5. TİTANYUM ve ALAŞIMLARI.....                                           | 24       |
| 5.1. Titanyum ve Alaşımlarının Mikro Yapısı ve Mekanik Özellikleri ..... | 25       |
| 5.2. Titanyumun Korozyon Davranışı ve Biyolojik Uyumluluğu.....          | 27       |
| 5.3. Nikel-Titanyum Alaşımları .....                                     | 28       |
| 6. KATI HAL BİRLEŞTİRME YÖNTEMLERİ.....                                  | 30       |
| 6.1. Difüzyon Kaynağı .....                                              | 30       |
| 6.1.1. Difüzyon.....                                                     | 30       |

|                                                                               |           |
|-------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| 6.1.1.1. Difüzyon Kaynağı Mekanizması.....                                    | 31        |
| 6.1.2. Difüzyon Kaynağına Tesir Eden Faktörler .....                          | 34        |
| 6.1.2.1. Kaynak Sıcaklığı .....                                               | 34        |
| 6.1.2.2. Yüzey Şartları .....                                                 | 35        |
| 6.1.2.3. Kaynak Basıncı .....                                                 | 37        |
| 6.1.2.4. Kaynak Süresi .....                                                  | 39        |
| 6.1.2.5. Kaynak Ortamı .....                                                  | 40        |
| 6.1.2.6. Birleştirilecek Malzemelerin Mikro Yapıları ve Tane Boyutları .....  | 40        |
| 6.2. Difüzyon Kaynağı Uygulamaları .....                                      | 42        |
| 6.3. Difüzyon Kaynağı Yönteminin Avantajları ve Dezavantajları .....          | 44        |
| 6.3.1. Yöntemin Avantajları.....                                              | 45        |
| 6.3.2. Yöntemin Dezavantajları .....                                          | 45        |
| 6.4. Difüzyon Kaynağının Diğer Kaynak Metotlarıyla Karşılaştırılması .....    | 46        |
| 6.5. Difüzyon Kaynağı Teknikleri .....                                        | 47        |
| 6.6. Difüzyon Kaynağına Uygulanan Muayene ve Testler .....                    | 48        |
| 6.6.1. Tahribatlı Muayeneler .....                                            | 48        |
| 6.6.2. Tahribatsız Muayeneler.....                                            | 49        |
| <b>7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....</b>                                            | <b>50</b> |
| 7.1. Çalışmanın Amacı.....                                                    | 50        |
| 7.2. Kompozit Malzemenin Üretimi .....                                        | 51        |
| 7.3. Deney Çalışmalarında Kullanılan Difüzyon Kaynak Makinesi .....           | 52        |
| 7.4. Numunelerin Hazırlanması ve Difüzyon Kaynağı Yapılması.....              | 54        |
| 7.5. Metalografik İncelemeler .....                                           | 55        |
| 7.6. Sertlik Ölçümleri .....                                                  | 55        |
| <b>8. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....</b>                                    | <b>56</b> |
| 8.1. 850°C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin İncelenmesi ..... | 56        |
| 8.2. 875°C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin İncelenmesi. .... | 57        |
| 8.3. 900°C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin İncelenmesi. .... | 58        |
| 8.4. 925°C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin İncelenmesi ..... | 60        |
| 8.5. Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin EDS Analizlerinin İncelenmesi..... | 61        |
| <b>9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER .....</b>                                          | <b>74</b> |
| <b>KAYNAKLAR .....</b>                                                        | <b>75</b> |
| <b>ÖZGEÇMİŞ.....</b>                                                          | <b>79</b> |
| <b>ŞEKİLLER LİSTESİ</b>                                                       |           |

|                                                                                                                          |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>Şekil 2.1</b> Akıllı Malzemeler ve Yapılarında Mekanik, Termal, Elektrik ve Manyetik Alanlar Arası Etkileşimler ..... | 3  |
| <b>Şekil 2.2</b> Bir Ti-Ni Alaşımının DSC Analiziyle Belirlenen Faz Dönüşüm Sıcaklıkları .....                           | 4  |
| <b>Şekil 2.3</b> Tek Yollu Hafıza Etkisi .....                                                                           | 5  |
| <b>Şekil 2.4</b> Çift Yollu Hafıza Etkisi .....                                                                          | 5  |
| <b>Şekil 2.5</b> Şekil Dönüşüm Gerilmelerinin Oluşumu .....                                                              | 6  |
| <b>Şekil 2.6</b> İş Verimi .....                                                                                         | 6  |
| <b>Şekil 2.7</b> Süperelastik Etki .....                                                                                 | 7  |
| <b>Şekil 2.8</b> Şekil Hafıza Etkisinin Şematik Gösterimi .....                                                          | 8  |
| <b>Şekil 2.9</b> Çift Yönlü Şekil Hafıza Etkisinin Şematik Gösterimi .....                                               | 8  |
| <b>Şekil 2.10</b> Çift Yönlü Hafıza Etkisi Gösteren Bir İnce Ti-Ni Filmi .....                                           | 8  |
| <b>Şekil 2.11</b> Tipik Bir Ni-Ti Numunesinin Süperelastiklik Dönüşümünü Gösteren Gerilme-Deformasyon Eğrisi .....       | 9  |
| <b>Şekil 2.12</b> SME ve Süperelastiklik Etkisinin Meyd. Geldi. Gerilme ve Sıc. Alanları .....                           | 9  |
| <b>Şekil 2.13</b> Bir Ti-Ni Alaşımının Martenzitik ve Ostenitik Yapısı .....                                             | 10 |
| <b>Şekil 2.14</b> SME Gösteren Bir Ti-Ni Alaşımı ve Bir Paslanmaz Çelikte Meydana Gelen Plastik Deformasyon .....        | 11 |
| <b>Şekil 3.1</b> Ti-Ni Alaşımının Faz Diyagramı .....                                                                    | 14 |
| <b>Şekil 3.2</b> Kübik Ana Faz B2 ile B19 ve B19' Martenzitleri Arası Yapısal İlişki .....                               | 15 |
| <b>Şekil 3.3</b> R-Fazı Dönüş Uyumlu Kafes Değişimi .....                                                                | 16 |
| <b>Şekil 3.4</b> Ti Alaşımlarının Martenzitik Dönüşümü Üzerine Cu İçeriğinin Etkisi .....                                | 17 |
| <b>Şekil 3.5</b> Ni-Ti'un Sahip Olduğu Fazların Sabit Sıcaklıklarda Gerilme-Deformasyon Davranışı .....                  | 18 |
| <b>Şekil 4.1</b> Ti Hidrolik Boru Bağlantılarında SME .....                                                              | 22 |
| <b>Şekil 4.2</b> Bir Ni-Ti Alaşımı Mikroaktivatör Siviç .....                                                            | 23 |
| <b>Şekil 6.1</b> Difüzyon Kaynağı Mekanizması .....                                                                      | 34 |
| <b>Şekil 6.2</b> Sıcaklık ve Uygulanan Basıncın Sürünme Etkisine Tesiri .....                                            | 35 |
| <b>Şekil 6.3</b> Sıcaklığın Birleşebilirlik Üzerindeki Etkisi .....                                                      | 35 |
| <b>Şekil 6.4</b> Yüzey Kusurları .....                                                                                   | 36 |
| <b>Şekil 6.5</b> Yüzey Deformasyonu ile Pürüzlülük Arasındaki Sıcaklığa Bağlı Değişme .....                              | 37 |
| <b>Şekil 6.6</b> Bağlantının Kayma Mukavemeti ile Kaynak Süresi Arasındaki İlişki .....                                  | 39 |
| <b>Şekil 6.7</b> Ara Tabakaların Kaynak Bölgesine Tesiri .....                                                           | 42 |
| <b>Şekil 7.1</b> Mekanik Alaşımlama Aparatı .....                                                                        | 51 |
| <b>Şekil 7.2</b> Toz Presleme Aparatı .....                                                                              | 52 |

|                                                                                                                                                            |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>Şekil 7.3</b> Difüzyon Kaynak Aparatı.....                                                                                                              | 53 |
| <b>Şekil 7.4</b> Difüzyon Kaynak Aparatının Şematik Görünümü ..                                                                                            | 54 |
| <b>Şekil 7.5</b> SEM ve EDS Analizlerinin İncelenmesi İçin Hazırlanan Numuneler.....                                                                       | 55 |
| <b>Şekil 8.1</b> 850 °C’de Yapılan Difüzyon Kaynağı .....                                                                                                  | 56 |
| <b>Şekil 8.2</b> 850 °C’de Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin Sertlik Değerleri .....                                                                   | 57 |
| <b>Şekil 8.3</b> 875 °C’de Yapılan Difüzyon Kaynağı .....                                                                                                  | 57 |
| <b>Şekil 8.4</b> 875 °C’de Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin Sertlik Değerleri .....                                                                   | 58 |
| <b>Şekil 8.5</b> 900 °C’de Yapılan Difüzyon Kaynağı .....                                                                                                  | 59 |
| <b>Şekil 8.6</b> 900 °C’de Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin Sertlik Değerleri .....                                                                   | 59 |
| <b>Şekil 8.7</b> 925 °C’de Yapılan Difüzyon Kaynağı .....                                                                                                  | 60 |
| <b>Şekil 8.8</b> 925 °C’de Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin Sertlik Değerleri .....                                                                   | 61 |
| <b>Şekil 8.9</b> Ni-Ti alaşımı (850 °C - 20 dk)) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz                                                             | 62 |
| <b>Şekil 8.10</b> Ni-Ti alaşımı (850 °C-20 dk.) a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği ..... | 62 |
| <b>Şekil 8.11</b> Ni-Ti alaşımı (850 °C-40 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                                                             | 63 |
| <b>Şekil 8.12</b> Ni-Ti alaşımı (850 °C-40 dk.) a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği ..... | 63 |
| <b>Şekil 8.13</b> Ni-Ti alaşımı (850 °C-60 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                                                             | 64 |
| <b>Şekil 8.14</b> Ni-Ti alaşımı (850 °C-60 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği .....                                   | 64 |
| <b>Şekil 8.15</b> Ni-Ti alaşımı (875 °C-20 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                                                             | 65 |
| <b>Şekil 8.16</b> Ni-Ti alaşımı (875 °C-20 dk.) a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği ..... | 65 |
| <b>Şekil 8.17</b> Ni-Ti alaşımı (875 °C-40 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                                                             | 66 |
| <b>Şekil 8.18</b> Ni-Ti alaşımı (875 °C-40 dk.) a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği.....                   | 66 |
| <b>Şekil 8.19</b> Ni-Ti alaşımı (875 °C-60 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                                                             | 67 |
| <b>Şekil 8.20</b> Ni-Ti alaşımı (875 °C-60 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği .....                                   | 67 |
| <b>Şekil 8.21</b> Ni-Ti alaşımı (900 °C-20 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                                                             | 68 |
| <b>Şekil 8.22</b> Ni-Ti alaşımı (900 °C-20 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği .....                                   | 68 |
| <b>Şekil 8.23</b> Ni-Ti alaşımı (900 °C-40 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                                                             | 69 |
| <b>Şekil 8.24</b> Ni-Ti alaşımı (900 °C-40 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği .....                                   | 69 |

|                                                                                                                          |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>Şekil 8.25</b> Ni-Ti alaşımı (900 °C-60 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                           | 70 |
| <b>Şekil 8.26</b> Ni-Ti alaşımı (900 °C-60 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği ..... | 70 |
| <b>Şekil 8.27</b> Ni-Ti alaşımı (925 °C-20 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                           | 71 |
| <b>Şekil 8.28</b> Ni-Ti alaşımı (925 °C-20 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği ..... | 71 |
| <b>Şekil 8.29</b> Ni-Ti alaşımı (925 °C-40 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                           | 72 |
| <b>Şekil 8.30</b> Ni-Ti alaşımı (925 °C-40 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği ..... | 72 |
| <b>Şekil 8.31</b> Ni-Ti alaşımı (925 °C-60 dk.) difüzyon kaynağı yapılan numunenin SEM analiz.                           | 73 |
| <b>Şekil 8.32</b> Ni-Ti alaşımı (925 °C-60 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği ..... | 73 |



## **TABLULAR LİSTESİ**

## **Sayfa No**

|                                                                                              |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>Tablo 2.1</b> Martenzitik Dönüşüm Tiplerinin Genel Karakteristikleri .....                | 11 |
| <b>Tablo 3.1</b> Şekil Hafıza ve Sunielastiklik Özelliği Gösteren Bazı Alaşımlar .....       | 12 |
| <b>Tablo 3.2</b> Ni-Ti İmplant Paslanmaz Çelik, Ti ve Ti-6Al-4V Alaşımlarının Mek. Özel..... | 18 |
| <b>Tablo 5.1</b> Biyomedikal Uygulamalarda Kullanılan Titanyum Alaşımları .....              | 25 |
| <b>Tablo 5.2</b> Biyomedikal Uygulamalarda Kullanılan Titanyumun Mekanik Özellikleri .....   | 26 |
| <b>Tablo 5.3</b> Dişçilik Uygulamalarında Kullanılan Titanyumun Mekanik Özellikleri .....    | 26 |
| <b>Tablo 5.4</b> Bazı Metal Çiftlerindeki Sürtünme Katsayıları.....                          | 27 |
| <b>Tablo 6.1</b> Difüzyon Kaynaklı Birleştirmelerde Birleşebilirlik Oranı .....              | 46 |

## ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

### **TOZ METALURJİSİ (TM) İLE ÜRETİLMİŞ Ni-Ti ALAŞIMLARININ DİFÜZYON KAYNAK YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

Halil DİKBAŞ

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metallurji Eğitimi Anabilim Dalı

2005, Sayfa : 79

Bu çalışmada soğuk preslemeyle imal edilmiş Ni-Ti kompozitler difüzyon kaynağı ile birleştirildi. Metal matrisli kompozit (MMK) malzeme, 45 µm boyutlarında ağırlıkça % 51 Ni ve % 49 Ti tozu karışımından üretilmiştir. Araştırmada hazırlanan kompozit malzemeler aynı basınçta, farklı sıcaklık ve sürelerde difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir. Çalışmada özellikle, kaynak bölgesindeki Ni-Ti oranı incelenmiştir.

Üretilen numuneler difüzyon fırını için uygun boyutlara getirilip, difüzyon kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Difüzyon kaynakları argon koruyucu gaz atmosferinde, 500 N'luk dinamik yükleme ile, 20, 40 ve 60dk'lık sürelerde ve 850, 875, 900 ve 925 °C sıcaklıklarda yapıldı. Kaynak işlemlerinden sonra, numuneler kaynak birleşme ara yüzeyine dik olarak kesilip, birleşme ara yüzeylerinde mikro yapı, SEM, EDS analizi çalışmaları yapılmıştır.

Yapılan optik mikroskop çalışmalarında, kompozitin homojen bir karışıma sahip olduğu ve gözenek miktarının düşük olduğu görülmüştür. Ni-Ti oranlarının malzemenin farklı noktalarında yakın değerler taşıdığı görülmüştür.

**Anahtar Kelimeler:** Soğuk presleme, Ni-Ti, MMK, difüzyon kaynağı, toz metalurjisi.

## **ABSTRACT**

Master Thesis

### **THE INVESTIGATION OF BONDABILITY OF Ni-Ti ALLOYS BY POWDER METALLURGY METHOD WITH THE DIFFUSION BONDING**

Halil DİKBAŞ

Firat University

Graduate School of Naturel and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

2005, Page : 79

In this study, the by cold pressing manufactured Ni-Ti composites were joined with diffusion bonding techniques. Metal tatrix composite (MMC) material has been produced as mixture with a average dimension of 45µm and with a chemical composition of 51 % Ni – 49 % Ti in weight percent. In this study two parts with same chemical composition MMC were joined by use diffusion welding technique. The bonding of MMC parts were relaized under the same pressure, at different temperatures and durations. Particularly, the Ni-Ti rate in the welding region was examined.

The manufactured samples were cut in a suitable dimensions and they have been joined in a diffusion furnace with diffusion welding method. Diffusion welding process were made under argon inert gas atmosphere, with a constant load of 500 N, under the temperature of 850, 875, 900 and 925°C and, in 20, 40 and 60 minutes experiment time. After the welding processes, samples were cut perpendicular to the welded surface, the microstructure were examined by SEM and EDS analysis on the near of bonded surface layer, and also matrix.

the optical microscopy photos have been shown that the bonded composite materials had ahomogen structure and a minimumhole level. It was also observed that the Ni-Ti rates had approximately, the same values in different point of the test materials.

**Keywords:** Cold pressing, Ni-Ti, MMC, diffusion bonding, powder metallurgy,

## 1. GİRİŞ

Belli başlı malzemeler elektrik, manyetik veya termal yüklere maruz kaldıklarında fiziksel özelliklerinin değişimiyle yapıları deformasyona uğrar. Malzemelerdeki bu özellik zekilik olarak adlandırılır. Bu özelliği gösteren malzemelere de şekil hafızalı ya da akıllı malzemeler denir (Noor ve Kenneri, 2000).

Akıllı ya da şekil hafızalı malzemeler; süperelastik şekil hafızalı malzemeler, akıllı kompozitler, piezoelektrik özellikli malzemeler, termopiezoelektrik özellikli malzemeler, elektrostriktif seramikler, piezoseramikler, magnetostriktif malzemeler, polikristalimsi ferroelektrik seramikler, nitinol ve ters çevrilebilir jelleri içerir (Marckerle, 2001).

Şekil hafızalı alaşım (SMA)\* terimi, ısıya maruz kaldığında önceden belirlenmiş şekil veya boyuta tekrar dönebilme yeteneğine sahip olan bir grup alaşım sistemine verilen addır. Bir şekil hafızalı alaşım, dönüşüm sıcaklığı altında çok düşük bir akma gerilmesine sahip olduğundan tekrar hatırlayabileceği herhangi bir yeni şekle kolaylıkla deforme edilebilir.

Şekil hafızalı malzemeler mekanik, ısı, elektriksel ve kimyasal işlemler ve çevresel şartlar altında alışılmamış termomekaniksel, termoelektriksel ve termokimyasal davranış sergilerler. SMA'lara örnek olarak Cu esaslı SMA'lar, Ti-Ni SMA'lar, demir esaslı SMA'lar, şekil hafızalı seramikler ve şekil hafızalı polimerleri verebiliriz. Tüm bu şekil hafızalı alaşımlar içinde Ti-Ni esaslı alaşımlar mükemmel mekanik özellikleri, korozyon dirençleri ve bio uyumluluklarından dolayı çok yaygın bir şekilde kullanılmaktadır (Otsuka ve Ren, 1999).

Günümüze kadar farklı birçok kaynak metodu geliştirilmiştir. Bunlar:

- 1.Ergitme kaynağı
- 2.Lehimleme,
- 3.Katı hal kaynağı olmak üzere üç ana grupta toplanabilir (Meahara, 1986).

Katı hal kaynağı, aynı ya da farklı iki malzemenin, malzemeler ergitmeksizin; eğer ergime olmuş ise, ergimiş metalin püskürtüldüğü ve nihai birleşmenin iki katı yüzey arasında meydana geldiği bir kaynak usulüdür (Orhan, 1996).

Katı hal kaynağını yapmak için iki malzemenin temiz yüzeylerini, aralarında bir bağ oluşacak kadar birbirlerine yaklaştırmak gerekir. Bunu sağlamak için bir çok teknik uygulanmakta ise de, tüm işlemlerde esas olan, üzerinde bir tabaka bırakmayacak şekilde iki yüzeyi deforme edecek bir basınç uygulamaktır (Orhan, 1996).

Başlıca katı hal kaynak işlemleri şu şekilde gruplandırılabilir:

1. Yüksek sıcaklıkta basınç kaynağı,
2. Soğuk basınç kaynağı,

\*Bundan sonraki bölümlerde “şekil hafızalı alaşım” yerine SMA ifadesi kullanılacaktır.

3. Sürtünme kaynağı,
4. Patlama kaynağı,
5. Ultrasonik kaynak,
6. Difüzyon kaynağı.

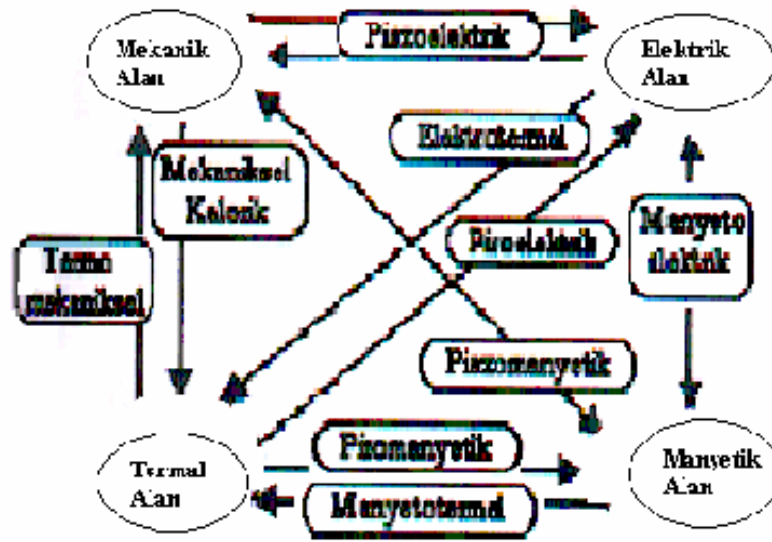
Bu kaynak türlerinden ilk dördü plastik deformasyon kaynağı adı altında da gruplandırılmaktadır (Orhan, 1996).

Difüzyon kaynağı; birleştirilmek üzere eşleşmiş iki yüzeyin, malzemelerin ergime noktaları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya sebep olmayan bir basınç altında, katı hal difüzyonu yoluyla malzemeler arasında metalurjik bir bağ oluşuncaya kadar, ana malzemenin özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan kaynak usulü olarak tarif edilir. Malzemelerin ara yüzeylerinde uygulanan sıcaklıkta eriyen bir ara tabaka kullanıldığı takdirde buna sıvı faz difüzyon kaynağı adı verilir (Taşkın, 1996).

## 2. AKILLI MALZEMELER

Bir kısım malzemeler termal ve manyetik yüklere veya elektriğe maruz kaldıkları zaman fiziksel özelliklerinin değişimiyle yapıları deformasyona uğrar. Malzemelerdeki bu özelliğe zekilik adı verilir. Bu özelliği gösteren malzemelere de akıllı malzemeler denir (Nor ve Kenneri, 2000).

Akıllı malzemelerin en yaygın kullanım alanı, dönüştürücü sensör yapımıdır. Bunlar mekaniksel ve elektriksel enerjiyi ileri-geri çevirebilen malzemelerdir (Flint ve Melcher, 1996). Akıllı malzemelerin yalnızca dört tipi ticari olarak kullanılmaktadır. Bunlar; piezoelektrik, elektrostriktif, magnetostriktif ve şekil hafızalı malzemelerdir. Diğer tiplerin bir çoğu yalnızca araştırma laboratuvarlarında bulunabilirler (Flind ve Melcher, 1996). Akıllı malzemelerin mekanik, termal, elektrik ve manyetik alanlar arası farklı çiftleri Şekil 2.1’de görülmektedir (Noor ve Kenneri, 2000).



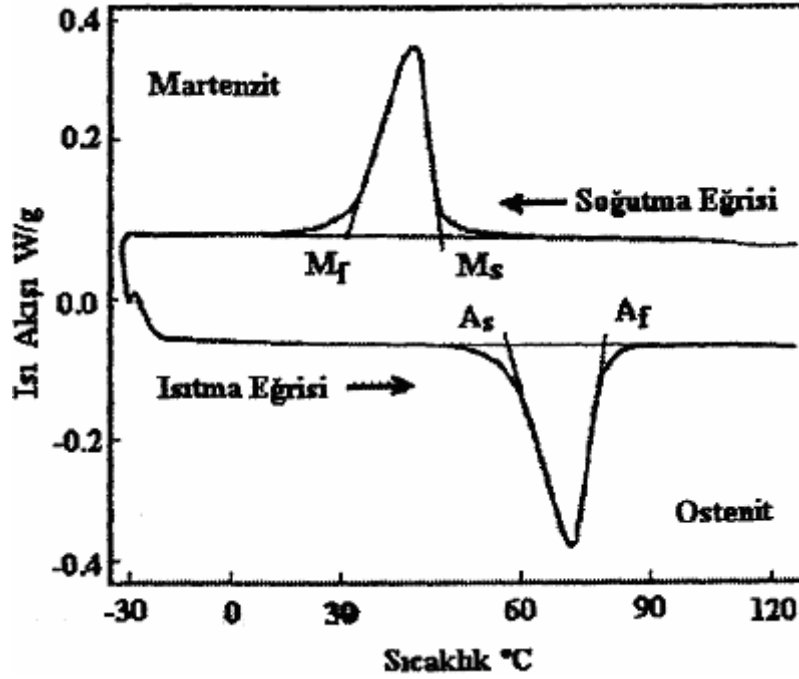
Şekil.2.1. Akıllı malzemeler ve yapılarında mekanik, termal, elektrik ve manyetik alanlar arası etkileşimler (Noor ve Kenneri, 2000)

### 2.1. Şekil Hafızalı Malzemeler

Şekil hafızalı bir alaşım martenzitik durumda iken, yeni bir şekle kolaylıkla deforme edilebilir. Bununla beraber, alaşım ostenit dönüşüm sıcaklığı üzerine ısıtıldığında önceki şeklini hatırlayacaktır. Malzemelerdeki bu özelliğe şekil hafıza özelliği denir.

Şekil hafızalı alaşımlar, şekil hafıza etkisi (SME) ve süperelastiklik (SE) gibi martenzitik dönüşüm ve tersine dönüşümün gerçekleştiği malzemelerdir. Şekil hafıza etkisi, ostenitik başlama sıcaklığı (As) altında uygulanan bir plastik gerilmenin ostenit bitiş sıcaklığı

(Af) üzerine ısıtmayla tersine çevrilebilir ters dönüşüm etkisi (kristalografik olarak) sayesinde tekrar elde edildiği bir olağanüstülüktür. Şekil hafızalı malzemelerde martenzitik ve ostenitik dönüşümün başlama ve bitiş sıcaklıkları çok önemlidir. Dönüşümün başlama ve bitiş sıcaklıklarını belirlemede en yaygın olarak kullanılan teknik DSC (Differential Scanning Calorimeter) analizidir. Şekil 2.2’de bir Ti-Ni alaşımının DSC analizi bu sıcaklıkların belirlenmesine örnek olarak verilmiştir.

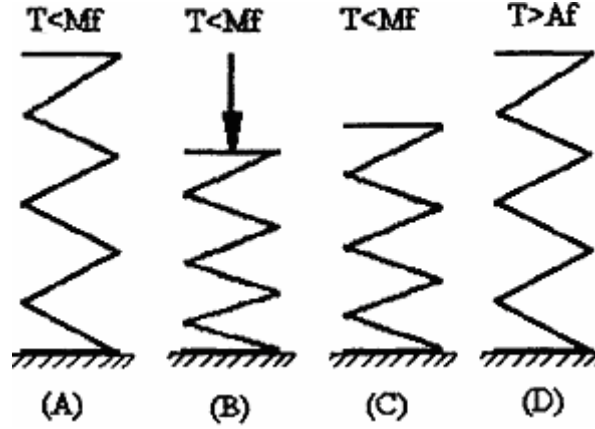


Şekil 2.2. Bir Ti-Ni alaşımının DSC analiziyle belirlenen faz dönüşüm sıcaklıkları

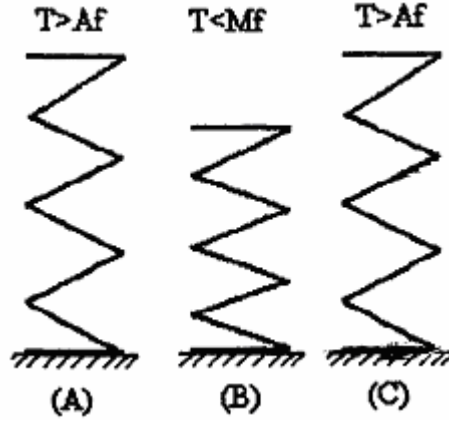
Süperelastiklik ise, Af sıcaklığı üzerinde meydana gelen bir suni elastiklik ve yük altında gerilmeden kaynaklanan bir martenzitik dönüşüm ve sonradan yüksüz durumda (yük kaldırıldığında) tersine bir dönüşümü içerir (Otsuka ve Ren, 1999).

Şekil hafızalı alaşımların yerine getirdiği fonksiyonları başlıca beş kategoriye ayırabiliriz (Stalmans ve Humbeeck, 1995).

1. Serbest dönüşüm: Hafıza elementinin tek fonksiyonu, uygulamada % 8'e kadar uzama veya hareket gerçekleştirir [Bu durum, Şekil 2.3 (tek yollu hafıza etkisi) ve Şekil 2.4'de (çift yollu hafıza etkisi) şematik olarak görülmektedir].



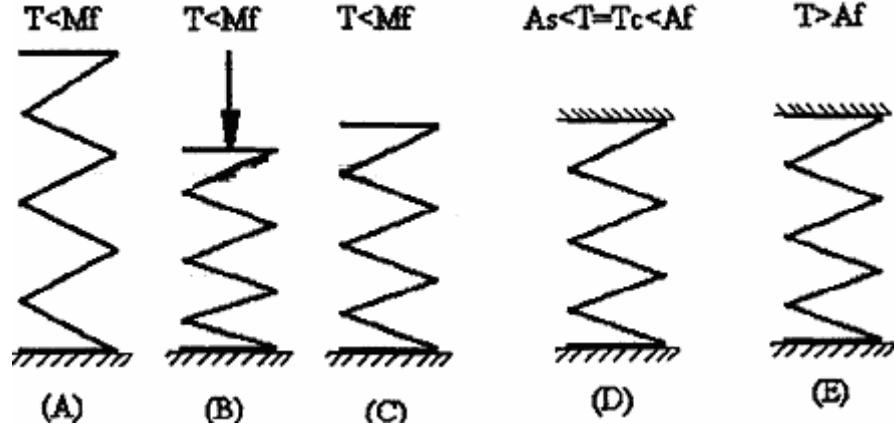
**Şekil 2.3** Tek yönlü hafıza etkisi: Numune,  $M_f$  sıcaklığı altında yük uygulanarak deforme edilmiş (A-B) ve yük kaldırılmış (B-C). Kalıntı deformasyon, numunenin  $A_f$  sıcaklığı üzerine ısıtılmasıyla ortadan kalkar (C-D).



**Şekil 2.4.** Çift yönlü hafıza etkisi:  $A_f$  sıcaklığı üzerindeki bir numuneyi  $M_f$  sıcaklığı altında soğutmayla kendiliğinden şekil değişimi meydana gelir (A-B). Sonradan  $A_f$  sıcaklığı üzerine tekrar ısıtmayla numune ilk haline geri döner (B-C).

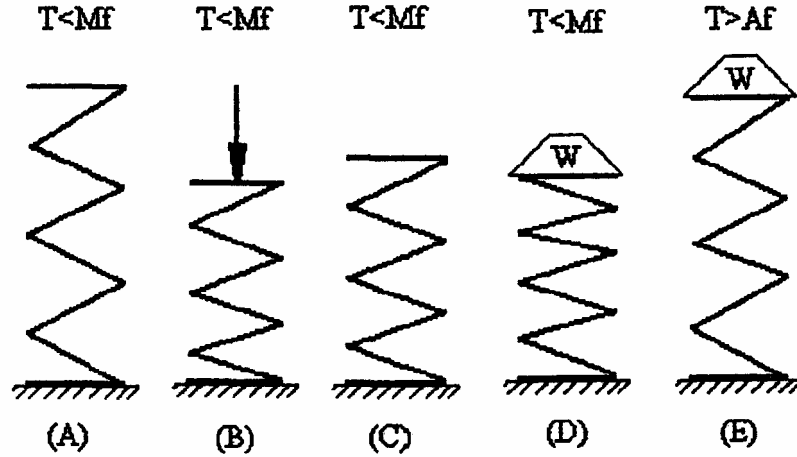
2. Hafıza elementinin şekil değişiminden etkilendiği ve bu nedenle 800 MPa'a kadar gerilmelerin olduğu uygulamaları içine alan zorlanmış dönüşüm. Bu durum Şekil 2.5' de şematik olarak görülmektedir.





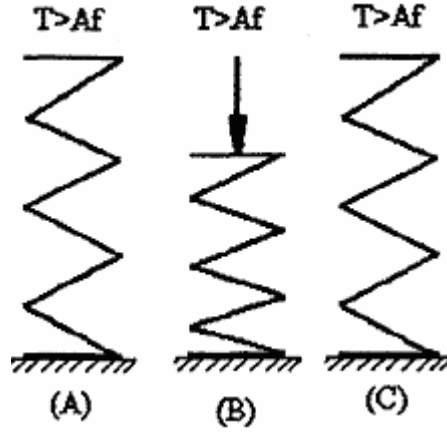
**Şekil 2.5.** Şekil dönüşüm gerilmelerinin oluşumu: Numune  $M_f$  sıcaklığı altında deforme edilmiş (A-B) ve yük kaldırılmıştır (B-C). Dönüşüm gerilmeleri  $A_s$  ve  $A_f$  arasında bulunan sabit  $T_c$  sıcaklığından başlayan ısıtmayla oluşur (D-E).

3. Hafıza elementi sayesinde bir karşı güç hareketi olarak adlandırılan  $5 \text{ J/g}$ ' a kadar işin yapıldığı uygulamalar (örneğin; Aktivatörler). Şekil 2.6'da bu durum şematik olarak verilmiştir.



**Şekil 2.6.** İş verimi: Numune  $M_f$  sıcaklığı altındaki bir sıcaklıkta deforme edilir (A-B) ve bunu yüksüz (B-C) ve tekrar  $W$  ağırlığıyla yükleme takip eder. Geri dönüşüm şekli  $A_f$  sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklığa ısıtmayla (D-E)  $W$  yüküne zıt olarak meydana gelir. Bu yüzden iş yapılır.

4. Potansiyel enerjinin depo edildiği ve doğal olarak izotermal olan süperelastik veya sunielastik uygulamalar. Bu durum Şekil 2.7'de şematik olarak görülmektedir.



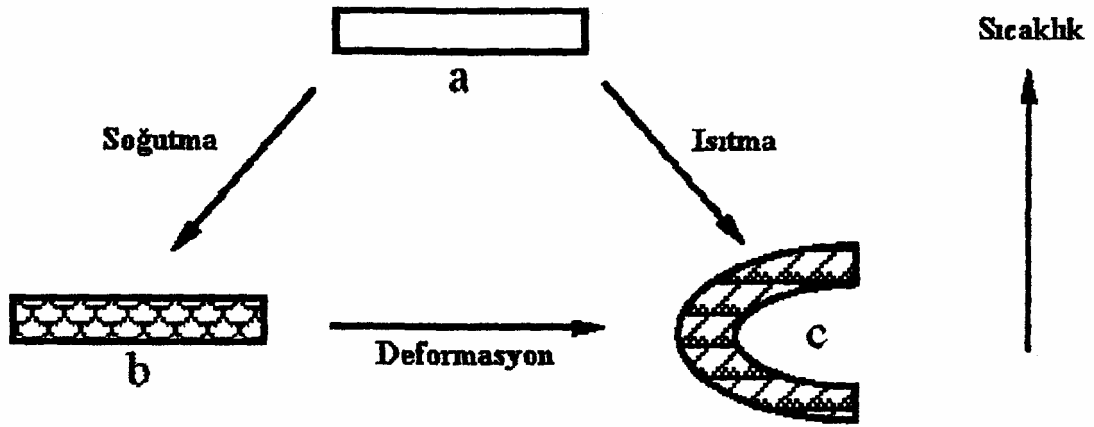
**Şekil 2.7.** Süperelastik etki: Numune  $A_f$  sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklıkta nispeten düşük gerilme altında darbeli bir şekilde deforme edilmiştir. Sonradan yük kaldırıldığında komple bir şekil dönüşümü meydana gelir (B-C).

**5. Yüksek sönümleme kapasitesi:** Bu alaşımlar martenzitik durumda iç sürtünmeye bağlı güçlü bir genişlik gösterir. Darbeli yükler için özel sönümleme kapasitesi %90'a kadar yüksek olabilir.

Şekil hafızalı alaşımların bu kendine has fonksiyonel özellikleri, alaşımda metastabil bir durumda meydana gelebilecek martenzitik dönüşüme sebep olan sıcaklık ve gerilmeyle yakından bağlantılıdır (Stalmans ve Humbeeck, 1995).

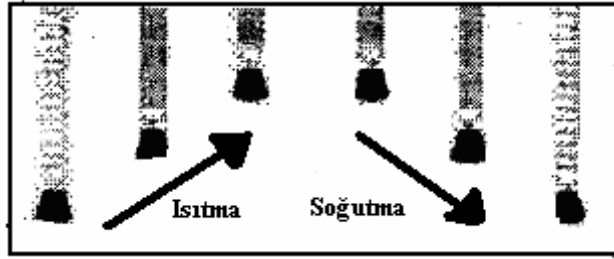
### 2.1.1. Şekil Hafıza Etkisi

Şekil hafıza etkisi (SME) martenzitik yapıya sahip bir alaşımın düşük sıcaklıkta deforme edilmesiyle meydana gelir. Bununla beraber, alaşım bir kritik dönüşüm sıcaklığı üzerine ısıtıldığında ostenitik faza dönüşür ve ilk şekline geri döner. Malzemelerdeki bu özellik SME olarak bilinir. Şekil 2.8'de SME şematik olarak görülmektedir. Şekil 2.8a'da görüldüğü gibi numune öncelikle ostenit durumdadır. Soğutmayla ostenit martenzite dönüşür (Şekil 2.8b). Bununla beraber martenzit oluşumu sonrası yapıda makroskobik bir şekil değişimi meydana gelmez. Martenzite yük uygulandığında yeni bir mikroyapı oluşumuyla diğer bir şekle dönüşür (Şekil 2.8c). Numuneyi dönüşüm sıcaklığı üzerine ısıtmayla martenzit ostenite dönüşecek ve numune tekrar orijinal şekline kavuşacaktır. Bu olaya aynı zamanda tek yönlü hafıza etkisi denilmektedir.

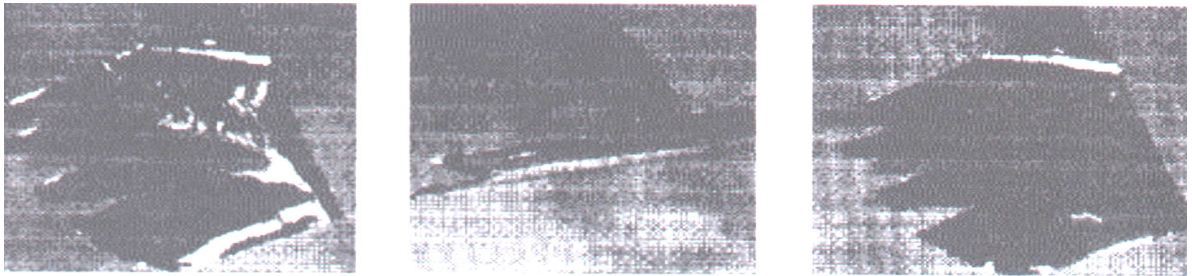


Şekil 2.8. Şekil hafıza etkisinin şematik gösterimi

Çift yönlü hafıza etkisi ise, hem düşük sıcaklık fazındaki (martenzit) hem yüksek sıcaklık fazındaki (ostenit) şekline dışarıdan bir etkiye ihtiyaç duymaksızın sadece sıcaklık etkisiyle meydana gelen dönüşümdür. Şekil 2.9'da çift yönlü şekil hafıza etkisi şematik olarak, Şekil 2.10'da ise çift yönlü şekil hafıza etkisi gösteren bir Ti-Ni ince filmi görülmektedir. Film martenzitik fazda iken bükülür ve ostenitik faza ısıtıldığında açılır.



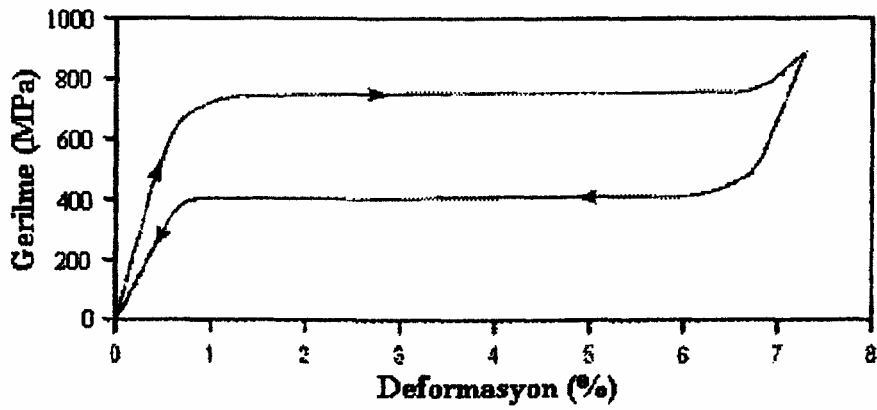
Şekil 2.9. Çift Yönlü Şekil Hafıza Etkisinin Şematik Gösterimi



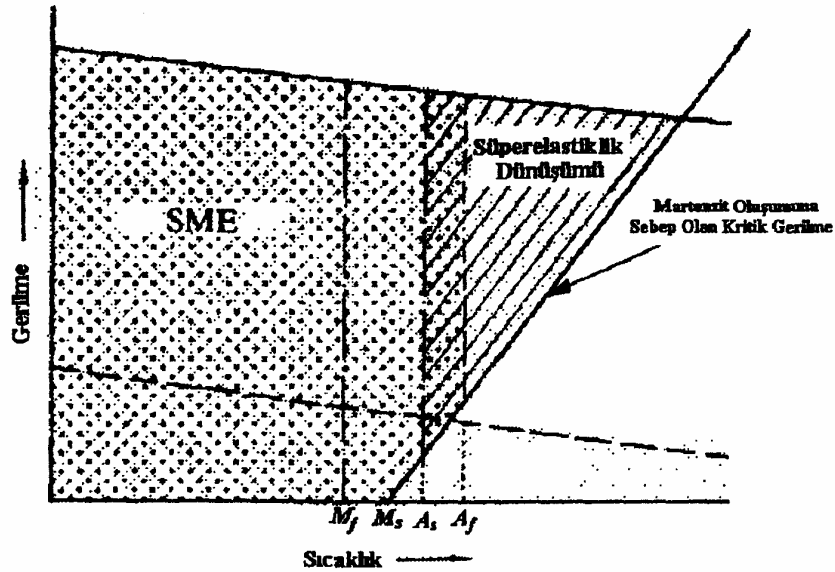
Şekil 2.10. Çift Yönlü Hafıza Etkisi Gösteren Bir İnce Ti-Ni Filmi

### 2.1.2. Süperelastiklik (Sunielastiklik)

Belli başlı malzemeler, ostenit fazında uygulanan gerilmeyle plastik deformasyona uğrarlar ve yük kaldırıldığında tamamen geri dönüşüm sergileyerek orijinal şekillerini alırlar. Süperelastik etki denilen bu olay gerilmenin sebep olduğu bir martenzitik dönüşümle meydana gelir. Yani  $A_f$  sıcaklığı üzerinde uygulanan gerilme elastik deformasyon enerjisini düşürür ve martenzit dönüşümüne sebep olur. Şekil 2.11'de tipik bir Ni-Ti numunesinin süperelastiklik dönüşümünü gösteren gerilme-deformasyon eğrisi ve Şekil 2.12'de ise SME ve süperelastiklik etkisinin meydana geldiği gerilme ve sıcaklık alanları görülmektedir.



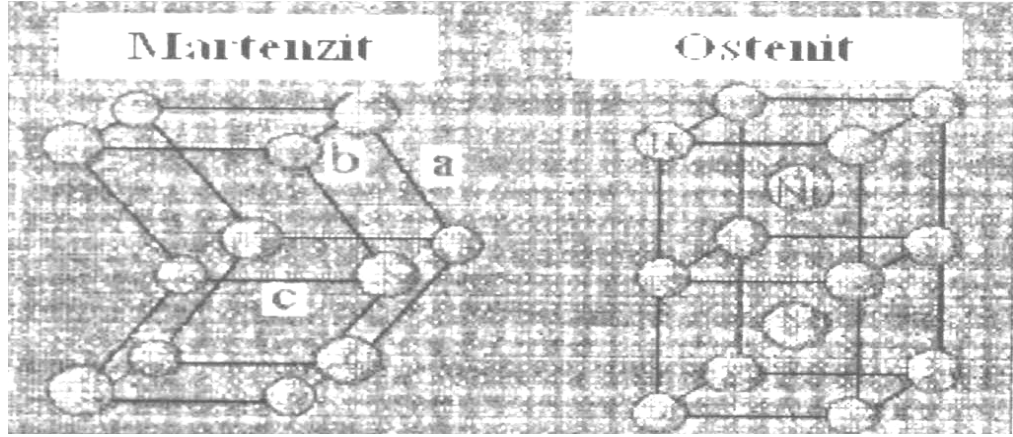
Şekil 2.11. Tipik bir Ni-Ti numunesinin süperelastiklik dönüşümünü gösteren gerilme-deformasyon eğrisi



Şekil 2.12. SME ve süperelastiklik etkisinin meydana geldiği gerilme ve sıcaklık alanları

### 2.1.3. Şekil Hafızalı Alaşımların Kristal Yapıları

Şekil hafıza etkisini anlamak amacıyla bir şekil hafızalı alaşımların kristal yapısını anlamak gerekir. Tüm şekil hafızalı alaşımlar, Şekil 2.13’de görüldüğü gibi iki çok farklı kristal yapıya veya faza sahiptirler. Düşük sıcaklıklarda martenzit ve yüksek sıcaklıklarda ostenit olarak bilinen bu fazlar, şekil hafızalı malzemeye uygulanan gerilmenin miktarı ve sıcaklığa bağlıdır.



Şekil 2.13. Bir Ti-Ni Alaşımlarının martenzitik ve ostenitik Yapısı

İki fazın kesin yapısı, SMA’nın tipine bağlı olarak değişir. Hacim merkezli kübik (bcc) örgüye sahip kararlı süperkafes yapılan düzensiz A2, düzenli B2 (CsCl), DO<sub>3</sub> (Fe<sub>3</sub>Al) ve L2<sub>1</sub> (Cu<sub>2</sub>MnAl) olmak üzere dört tipte bulunabilir. Ana fazları, hacim merkezli kübik (bcc) kafes yapısına bağlı olarak süperkafese sahip olan alaşımlardan elektron/atom (e/a) oranları 1,5 civarında olanlar, β-faz alaşımları olarak adlandırılır. DO<sub>3</sub> tipi süper yapılara, β<sub>1</sub>, B2 tipi süper yapılara β<sub>2</sub> ve L2<sub>1</sub> tipi süper yapılara da β<sub>3</sub> denmektedir (Eskil, 2000).

### 2.1.4. Martenzitik Dönüşüm

Yapısal faz dönüşümleri difüzyonlu ve difüzyonsuz olmak üzere iki gruba ayrılır. Martenzitik dönüşümler atomların birlikte hareketiyle meydana geldiğinden difüzyonsuz dönüşümler (aynı zamanda ‘enerjisiz dönüşümler’) olarak adlandırılır. Kural olarak, tüm metaller soğutma ve ısıtma sıcaklığı yeteri kadar hızlı tutulduğunda difüzyonsuz dönüşüme uğrayabilirler. Birçok metalik veya metalik olmayan bileşikler ve minerallerde martenzitik dönüşüm meydana gelebilir.

Martenzit dönüşümü ilk olarak 1890’lı yıllarda Alman metalurjist Adolf Martens tarafından su verilmiş çeliklerin mikroyapısında keşfedilmiştir. Martenzitik dönüşüm, homojen bir kafes deformasyonu ile meydana gelerek yeni bir kristal yapıya izin veren düzenli bir katkı faz dönüşümüdür.

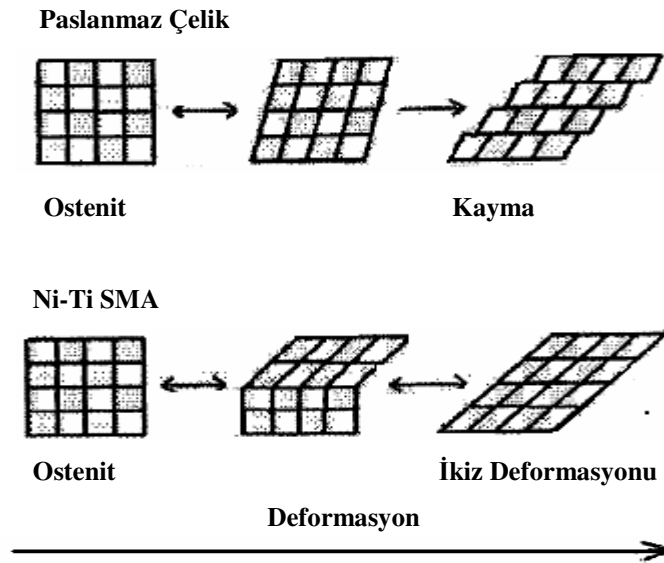
Tablo 2.1.'de görüldüğü gibi, martenzitik dönüşümlerin termoplastik olan bir tipi vardır. Bu dönüşümler, termoelastik ve termoelastik olmayan martenzitik dönüşümler olmak üzere ikiye ayrılır.

**Tablo 2.1.** Martenzitik Dönüşüm Tiplerinin Genel Karakteristikleri

| Tip                  | Çekirdeklenme         | Büyüme                                  | Kristal Kusurları                       |
|----------------------|-----------------------|-----------------------------------------|-----------------------------------------|
| Termoelastik         | Soğutma Etkisi        | Sıcaklık Düşüşüyle Orantılı             | Dönüşüm Etkili                          |
| Termoelastik Olmayan | Soğutmanın Ani Etkisi | Ani ve Hızlı, Soğutma Hızından Bağımsız | Dönüşüm Etkili ve Plastik Deformasyonlu |

Atomik boyutta sıcaklığa bağlı ostenit - martenzit faz dönüşümü aynı zamanda termoelastik martenzit faz dönüşümü olarak adlandırılır. Termoelastik martenzitik dönüşüm sırasında, sıcaklık düşürüldükçe martenzit plakaları devamlı olarak oluşup büyürler. Aynı işlemin tersi olarak, eğer sıcaklık yükseltirse plakalar kaybolmaya başlar. Burada dönüşümün gerçekleşebilmesi için ortam sıcaklığının değiştirilmesi ya da dışarıdan bir yük uygulanması gerekmektedir.

Termoelastik martenzitik dönüşümde ostenit ve martenzit fazları arasında habit düzlemi olarak da adlandırılan bir invaryant düzlemi meydana gelir. Dönüşüm, habit düzleminin hareketiyle ve aynı kimyasal bileşim ve ana fazdaki atomik düzeni koruyarak atomların küçük uyumlu hareketiyle ilerler ve kristal yapıdaki değişime ilave olarak habit düzlemindeki bir kesmeyle deformasyona sebep olur. Termoelastik martenzitik dönüşümde plastik deformasyon ikiz oluşumu mekanizmasıyla meydana gelirken, şekil hafıza etkisi göstermeyen alaşımlarda kayma mekanizmasıyla meydana gelir (Şekil 2.14).



**Şekil 2.14.** Şekil hafıza etkisi gösteren bir Ti-Ni alaşımı ve bir paslanmaz çelikte meydana gelen plastik deformasyon

### 3. ŞEKİL HAFIZALI METAL ve ALAŞIMLAR

Birçok alaşım sistemi şekil hafıza davranışı göstermektedir, fakat bunlardan sadece birkaçı (Ni-Ti, Ni-Ti-Cu, Cu-Zn-Al) ticari olarak geliştirilmiştir. Şekil hafızalı alaşımlar içerisinde Ti-Ni alaşımları mükemmel mekanik özellik, korozyon direnci ve bio uyumluluğundan dolayı çok geniş bir kullanım alanına sahiptir. Fakat, kullanım alanı 373 K ile sınırlıdır. Bununla beraber, son zamanlarda yüksek sıcaklıklarda kullanılabilen (örneğin, otomobil motorları ve hava tribünleri gibi) Cu esaslı Cu-Zn-Al gibi ve Cu-Al-Ni, Ni-Al, Ti-Ni (Zr, Hf) ve Ti-Pd gibi şekil hafızalı alaşımlar geliştirilmiştir. Diğer şekil hafızalı alaşım tipleri Tablo 3.1’de verilmiştir.

**Tablo 3.1.** Şekil hafıza ve sunielastiklik özelliği gösteren bazı alaşımlar

| Alaşım                      | % Bileşim            | Yapı Değişimi                                                                | Dönüşüm Sıc. Aralığı °C | Sıcaklık Histerizisi °C |
|-----------------------------|----------------------|------------------------------------------------------------------------------|-------------------------|-------------------------|
| Ag-Cd                       | 44-49 Cd             | B2 → 2H                                                                      | (-190) - (-50)          | 15                      |
| Au-Cd                       | 46,5-50 Cd           | B2 → 2H                                                                      | (30) - (100)            | 15                      |
| Cu-Al-Ni                    | 28-29 Al ve 3-4,5 Ni | DO <sub>3</sub> → 2H                                                         | (-140) - (100)          | 35                      |
| Cu-Sn                       | 15 Sn                | DO <sub>3</sub> → 2H, 18R                                                    | (-120) - (30)           | -                       |
| Cu-Zn                       | 38,5-41,5 Zn         | B2 → 9R, rombohedral M9R                                                     | (-180) - (-10)          | 10                      |
| Cu-Zn-X (X= Si, Sn, Al, Ga) | -                    | Düzensiz (DO <sub>3</sub> ) → 9R (18R)<br>B2 (L <sub>21</sub> ) → M9R (M18R) | (-180) - (200)          | 10                      |
| In-Tl                       | 18-23 Tl             | FCC → FCT                                                                    | (60) - (100)            | 4                       |
| Ni-Al                       | 36-38 Al             | B2 → 3R                                                                      | (-180) - (100)          | 10                      |
| Ti-Ni                       | 49-51 Ni             | B2 → Monoklinik<br>B2 → Rombohedral                                          | (-50) - (110)           | 30                      |
| Fe-Pt                       | ~ % 25 Pt            | -                                                                            | - -130                  | 4                       |
| Mn-Cu                       | 5-35 Cu              | FCC → FCT                                                                    | (-250) - (180)          | 25                      |
| Fe-Mn-Si                    | % 32Mn, % 6 Si       | FCC → FCT                                                                    | (-200) - (150)          | 100                     |

#### 3.1. Şekil Hafızalı Ti-Ni Alaşımları

Ti-Ni esaslı alaşımlar sahip oldukları şekil hafıza etkisi (SME), sunielastiklik (PE) ve yüksek sönümleme (damping) yeteneğinden (HDC) dolayı çok önemli şekil hafızalı alaşımlar olarak düşünülmektedir. Ti-Ni alaşımları üzerine yapılan son araştırmalar dönüşüm davranışları, termomekanik işlemler, üretim yöntemleri ve endüstriyel uygulamalar üzerine odaklanmıştır. Bu alaşımlar, aynı zamanda mükemmel mekanik özellik, korozyon direnci ve bio uyumluluğa sahiptir.

Ti-Ni alaşımlarının dönüşüm davranışları ve mekanik özellikleri soğuk deformasyon, ısı çevrim, Ni'ce zengin fazın yaşlandırılması ve üçüncü bir elementin eklenmesi gibi termomekanik işlemler sayesinde değiştirilebilir.

Bir çok şekil hafızalı alaşım mevcut martenzitik dönüşüm sıcaklığının sınırlılığından dolayı 100 °C'nin üzerinde kullanılmazlar. Şekil hafızalı alaşımların endüstriyel uygulamalarını genişletmek için yüksek sıcaklıklarda SME etkisi gösteren alaşımlara ihtiyaç duyulmuştur. Bu yüzden Ti-Ni-X (X= Au, Pd ve Zr) üçlü alaşımları potansiyel şekil hafızalı alaşımlar olarak geliştirilmiştir. Ni-Ti esaslı alaşımların performansını artırmak ve yeni uygulamalar ortaya koymak için yüzey özelliklerini değiştirecek yüzey modifikasyonu üzerine birkaç inceleme yapılmıştır. Mikromakina veya mikroaktuatör uygulamalarındaki son gelişmeler tıp, biyokimya ve yarı iletkenler gibi alanlarda bir öncelik oluşturmıştır. Yüksek performans gösteren malzeme çeşitleri içerisinde Ti-Ni ince filmleri mikroaktuatör üretimi için mükemmel bir adaydır. Bu yüzden çalışmalar, farklı kaplama teknikleri kullanılarak Ti-Ni ince filmlerinin üretimi yönünde yoğunlaşmıştır (Wu ve Lin, 2000).

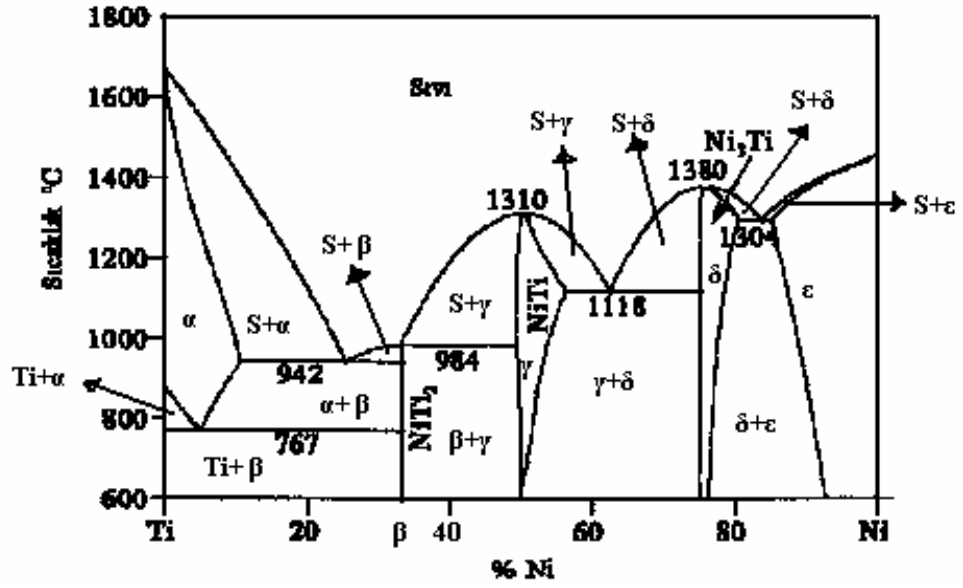
### 3.1.1. Ti-Ni Alaşım Sisteminin Faz Diyagramı

Şekil 3.1' de Ti-Ni alaşım sisteminin faz diyagramı görülmektedir. Diyagramda bu çalışmanın ilgi alanına giren Ni-Ti<sub>2</sub> ve Ni<sub>3</sub>Ti fazlarıyla sınırlı β faz bölgesidir. Çünkü tek faz olan Ti-Ni (B2 tipi düzenli faz) martenzitik olarak monoklinik kafes türünde bir faza dönüşür. Faz diyagramının üst bölgeleri bir çok yıl ihtilaflı olarak kalmıştır. Buradaki başlıca problem, 630 °C'de Ti-Ni → NiTi<sub>2</sub> + Ni<sub>3</sub>Ti'nin ötektoidik bir ayrışımının olup olmadığı ve Ni'ce zengin Ni-Ti alaşımı uygun şartlar altında ısı işleme tabi tutulduğunda görülen Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> ve Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub> fazların önemidir. Bununla beraber, hiçbir deneysel delil bulunamadığından, son yıllarda ötektoidik reaksiyonun varlığı yalanlanmıştır. Ni'ce zengin faz yaşlandırıldığında Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> ve Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub> metastabil fazları Ni<sub>3</sub> Ti kararlı fazı oluşuncaya kadar aşağıdaki düzeni takip eder.



Bu yüzden Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>'ün çökmesiyle ana fazın sertleşmesi şekil hafıza karakteristiklerini düzeltmede kullanılır. Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> fazı düşük bir sıcaklıkta (örneğin 400 °C'de) yaşlandırıldığında yoğun bir şekilde dağılmış ince plakalar olarak görülürler. Şekil 3.1 faz diyagramına uygun olarak NiTi<sub>2</sub> fazıyla çökme sertleşmesi oluşturmak mümkün değildir. Çünkü Ti'ce zengin kenarda Ti-Ni faz sınırı dikeydir ve azalan sıcaklıkla ergiyebilirlik limitinde değişiklik yoktur (Otsuka ve Ren, 1999).



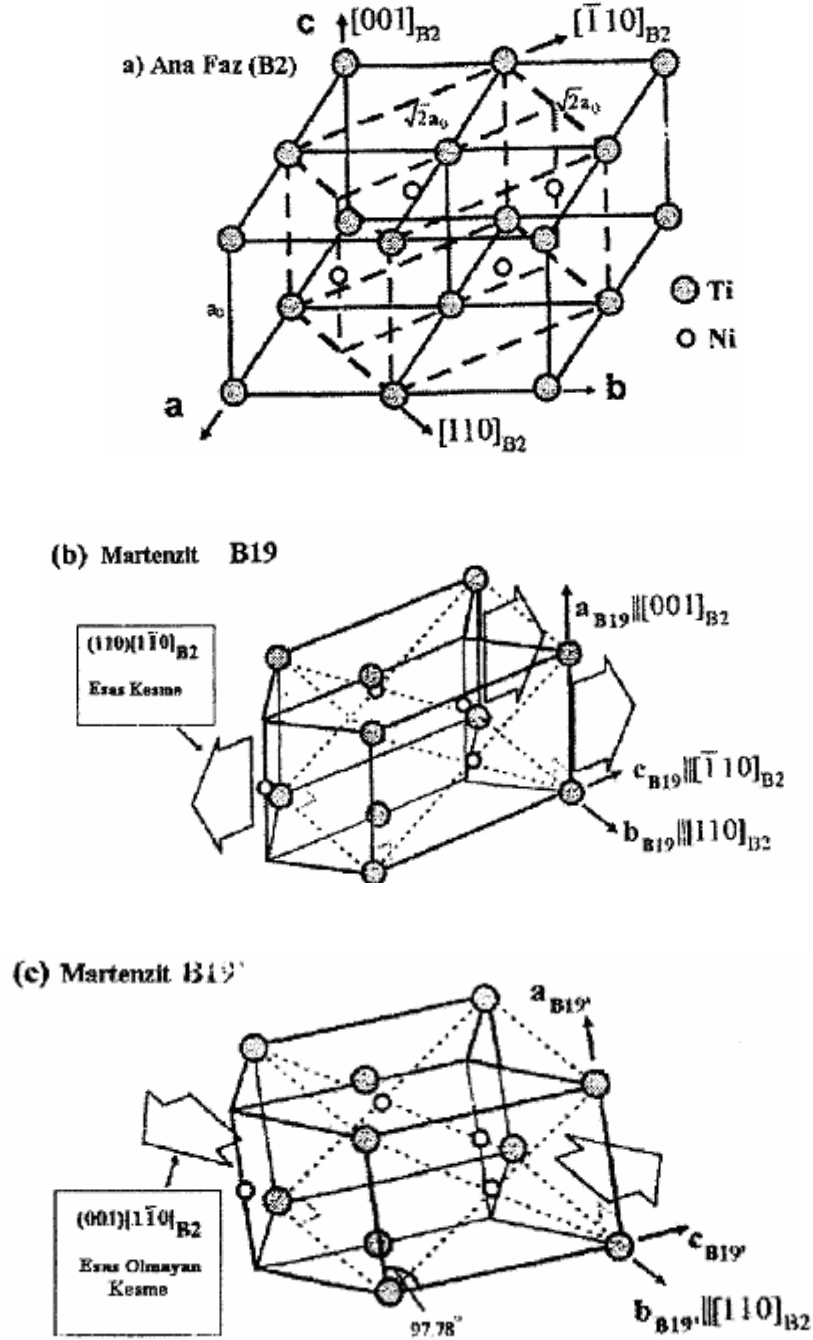


Şekil 3.1. Ti-Ni alaşımlarının faz diyagramı (Otsuka ve Ren, 1999)

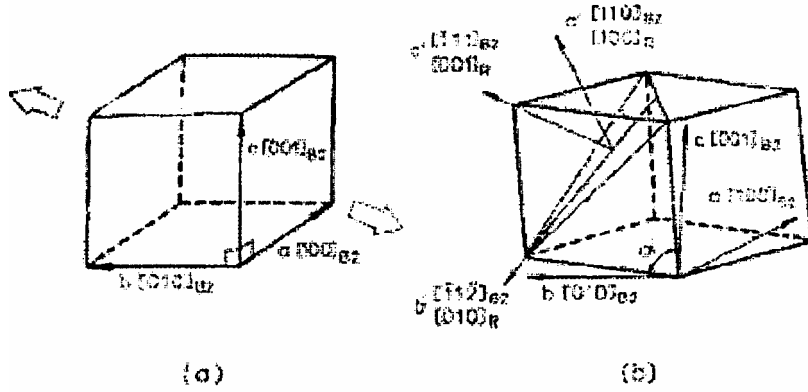
### 3.1.2. Ti-Ni Esaslı Martenzitlerin Kristal Yapısı

Ti alaşımlarının ana faz yapısı B2 tipi düzenli yapıdır. Ti-Ni martenzitinin kristal yapısı 1961'de keşfedilmesine kadar bir çok yıl ihtilafli olarak kalmıştır. Bununla beraber yapı, son olarak X-ışını difraksiyonuyla tanımlanmıştır. Şekil 3.2 (c)'de Ti-Ni martenzitinin kristal yapısı şematik olarak görülmektedir. Bu monoklinik martenzit, düzenli yapıları sıkı paket yüzeylerinin uzun periyodu olarak istifi olduğu β-fazlı alaşımlardaki martenzit yapılarından farklıdır (Otsuka and Ren, 1999).

Ti-Ni alaşımlarında % 2-3'lük Ni yerine Fe veya Al katıldığında, çok küçük bir sıcaklık histerezi ile (~ 2 K) martenzitik dönüşüm öncesi R-fazı dönüşümü meydana gelir. Bu çok küçük sıcaklık histerezi Ti-Ni alaşımlarının aktuatör uygulamalarında çok büyük önem kazanır. Aynı R-fazı dönüşümü Ti-Ni ikili alaşımlarında uygun termomekanik işlemle de meydana gelmiştir. R-fazı dönüşümünde kafes, dönüşümden sonra kübik'den rombohedral'a değişir. Yani, rombohedral kafes Şekil 3.3' de şematik olarak görüldüğü gibi  $\langle 111 \rangle_{B2}$  yönleri boyunca uzayan kübik kafesle elde edilir (Otsuka ve Ren, 1999).



**Şekil 3.2.** Kübik ana faz B2 ile B19 ve B19' martenzitleri arası yapısal ilişki. (a) Ana B2 hücreleri, (b)  $[1\ 1\ 0]_{B2}$  yönü boyunca  $(110)_{B2}$  esas yüzeyinin kesilmesiyle oluşan B19 ortorombik martenzit, (c) Bir monoklinik  $\beta$  açısının ürünü olarak B19 yapısına  $(001)\ [1\ 1\ 0]_{B2}$  esas olmayan bir kesmeyle oluşan Ti-Ni 'in monoklinik B19' martenziti (Otsuka ve Ren, 1999).



Şekil 3.3. R-fazı dönüş uyumlu kafes değişimi (a) B2 tipi ana faz ve (b) R-fazı (Wu ve Lin, 2000)

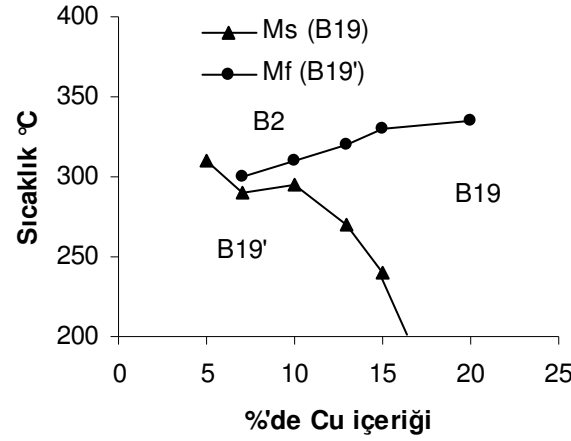
### 3.1.3. Ti-Ni-X (X= Cu, Nb, vb.) Üçlü Alaşımları

Ti-Ni alaşımlarının dönüşüm sıcaklığını, fiziksel özelliklerini ve mekanik özelliklerini değiştirmek için üçlü alaşımları geliştirilmiştir. Bunlar arasında Ti-(50-X)Ni-X-Cu, Ti-Ni-Nb ve Ti-Ni-X (X= Au, Pd, Zr, Hf) alaşımları aşağıda açıklanan sebeplerden dolayı büyük öneme sahiptirler.

Ti-Ni alaşımlarına Cu ilavesi Şekil 3.4’de görüldüğü gibi aratan Cu içeriğiyle dönüşüm tipi değişiklikleri;

**Cu ≤ 7,5 : B2 → B19’, 7,5 < Cu ≤ 15 : B2 → B19 → B19’, Cu ≥ 15 : B2 → B19** olarak değişir.

B2 → B19 dönüşümünde B2 → B19’ dönüşümü için gerekenden daha küçük bir sıcaklık histerezi elde edilmiş ve artan Cu içeriğiyle bu histerezis azalmıştır. Bu sonuca göre Ti-Ni-Cu alaşımları aktuatör uygulamaları için uygundur. Sıcaklık histereziye göre R-fazı dönüşümü en küçük sıcaklık histerezi ile tescil edilir, fakat aynı zamanda belirlenen şekil hafıza uzaması küçüktür (~ % 1). Bu alaşımlar R-fazı dönüşümü gösteren alaşımlarla kıyaslandığında daha yüksek sıcaklık alanında kullanılabilir (Otsuka ve Ren, 1999). Ti-Ni SMA’larda Ni’ in yerini alacak, % 10’dan daha fazla Cu içeriği ise alaşımı gevrekletirecektir. Bu yüzden, Ti-Ni-Cu üçlü alaşımlarının ters çevrilebilir martenzitik dönüşüm özellikleri üzerine yapılan araştırmaların çoğunluğu  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$  alaşımı üzerinde yoğunlaşmıştır.  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  alaşımının çok yüksek sönümleme piki vermesi, akıllı malzemelerde kullanılmasını mümkün kılmıştır.  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  partikülü/Al matris, geniş bir sönümleme yeteneği oluşturur.



**Şekil 3.4.** Ti alaşımlarının martenzitik dönüşümü üzerine Cu içeriğinin etkisi (Otsuka ve Ren, 1999)

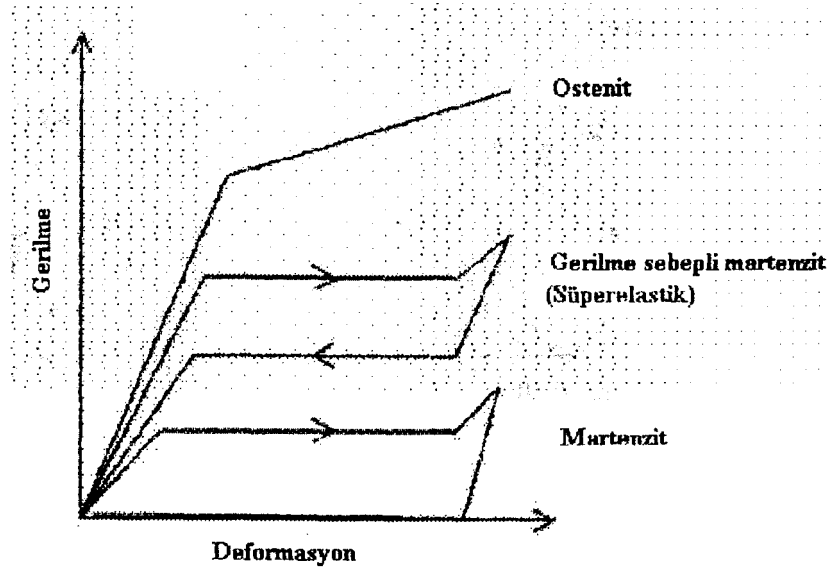
Ti-Ni alaşımları SMA'lar olarak çok faydalı olmalarına karşın 100 °C üzerindeki sıcaklıklarda kullanılamazlar. Bu yüzden, yüksek sıcaklık şekil hafıza etkisi gösteren alaşımlara ihtiyaç duyulmaktadır. Ti-Ni-X (X= Au, Pd, Zr) alaşımları 150 °C' den 610 °C' ye kadar sıcaklık alanında kullanım için ümit verici yüksek sıcaklık SMA'lardır (Wu ve Lin, 2000).

Ti-Ni alaşımlarına Zr ve Hf'nin katılması (dönüşüm sıcaklığını artıracak) bu elementlerin nispeten ucuzluğundan dolayı daha caziptir. Bununla beraber, bileşime bağlı olarak gevrek bir fazın ortaya çıkması nedeniyle pratik uygulamada kullanılıp kullanılamayacakları kesin değildir. Diğer yandan, bir Ti-50 Pd alaşımı 823 K kadar ulaşan bir Ms sıcaklığına sahiptir (Otsuka ve Ren, 1999).

### 3.1.4. Ni-Ti SMA'nın Mekanik Özellikleri

Ortopedik biyomalzeme uygulamaları için başlıca öneme sahip iki özellik mekanik dayanım ve kimyasal pasifliktir. Genellikle malzeme implantların dizaynı için iki temel mekaniksel talep vardır. Bunlar; işlem gerilmelerinin malzemenin akma gerilmelerinin altında ve çevrimli yüklerde uygulanan gerilmenin malzemenin yorulma limitinin altında bulunmasıdır.

Ni-Ti'un mekanik özellikleri Şekil 3.5'de görüldü gibi belirli bir sıcaklıkta sahip olduğu faza bağlıdır (Humbeeck, 1998).



**Şekil 3.5.** Ni-Ti'un sahip olduğu fazların sabit sıcaklıklarda gerilme-deformasyon davranışı

Martenzitik ve ostenitik Ni-Ti'un mekanik özellikleri Tablo 3.2.'de görülmektedir. Tamamen ostenitik bir Ni-Ti malzeme cerrahi implantlar için uygun özelliklere sahiptir. Cerrahi Ni-Ti implantlar  $A_f$  sıcaklığı altında yüksek sönümleme (titreşim azaltma) yeteneği gibi istisnai özelliklere sahiptir. Örneğin bir martenzitik Ni-Ti top sabit bir yükseklikten bırakıldığında,  $A_f$  sıcaklığı üzerinde bırakılan benzer bir topun kazandığı yüksekliğin ancak yansına ulaşır. Bu özellik kemik ve implant arası ani gerilmeleri sönümlemede yararlı bir şekilde kullanılabilir. Ni-Ti aynı zamanda martenzitik dönüşümüyle bağlantılı olarak yüksek yorulma ve süneklik özelliklerine sahiptir Ni-Ti'un - bu özelliği özellikle implant malzemelerinde son derece önemlidir. Aynı zamanda CoCrMo alaşımına kıyasla daha yüksek aşınma direnci elde edilmektedir. Ni-Ti manyetik özelliği olmayan bir alaşımdır. Elektrik direnci ve akustik sönümleme yeteneği sıcaklıkla değişir.

**Tablo 3.2.** Ni-Ti implant paslanmaz çelik, Ti ve Ti-6Al-4V alaşımlarının mekanik özellikleri

|                      | Ni-Ti     |             | Paslanmaz Çelik | Titanyum | Ti-6Al-4V |
|----------------------|-----------|-------------|-----------------|----------|-----------|
|                      | Ostenitik | Martenzitik |                 |          |           |
| Çekme Dayanımı (MPa) | 800-1500  | 103-100     | 483-1850        | 540-740  | 920-1140  |
| Akma Dayanımı (Mpa)  | 100-800   | 50-300      | 190-1213        | 390      | 830-1070  |
| Elastik Modülü (Gpa) | 70-110    | 21-69       | 190-200         | 105-110  | 100-110   |
| Kopma Uzaması %      | 1-20      | < 60        | 12-40           | 16       | 8         |

### **3.1.5. Ni-Ti Alaşımının Üretimi**

Ni-Ti alaşımları malzemenin kalitesi, saflığı ve özelliklerinin iyi olması için çift vakum ergitme yöntemiyle üretilir. Ham madde alaşımı hazırlandıktan sonra vakumlu indüksiyon ocağında 1400 °C’de ergitilir. Alaşımın yapısı ve homojenliğini düzeltmek için alaşım vakumlu ark ergitme yöntemiyle tekrar ergitilir. Çift ergitmeye tabi tutulan ingotlar ürün boyutuna ve şekline sıcak (800 °C’de) ve soğuk deformasyonla getirilir.

Ni-Ti tozlarının karıştırılıp yüksek sıcaklıkta sinterlenmesiyle de Ni-Ti SMA üretilebilir. Ni-Ti tozlarını polimerlerle karıştırılarak kompozit üretimi konusu halen araştırılmaktadır.

#### 4. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİ

Bazı şekil hafızalı malzemelerin kaynağı mümkün olmakla beraber, kaynak işlemi sonrası fiziksel ve termal özelliklerinde değişiklikler meydana gelebilir. Kaynağı mümkün olmayan şekil hafızalı malzemelerin birleştirme işleminde genellikle lehimleme ve mekanik olarak kenetleme işlemleri kullanılmaktadır.

Şekil hafızalı alaşımlar içerisinde şu ana kadar Fe-30Mn-6Si, Fe-30Mn-6Si-5Cr ve Ni-49.6Ti alaşımlarının kaynak karakteristikleri üzerindeki çalışmalara rastlanmıştır. Bu alaşımların TİG ve lazer kaynak yöntemleriyle kaynak edilebilirlikleri araştırılmıştır.

Fe-Mn-Si bileşiminden oluşan Fe esaslı şekil hafızalı alaşımlar düşük maliyet ve mükemmel işlenebilirliği ile son zamanlarda dikkatleri üzerine çekmiştir. % 28-34 Mn ve % 4-6.5 Si içeriğine sahip olan Fe-Mn-Si alaşımlarının mükemmele yakın bir şekil hafıza etkisi gösterdiği kaydedilmiştir. Aynı zamanda Cr ve Ni şekil hafıza etkisi ve korozyon direncini düzeltmek için Fe-Mn-Si alaşımına eklenmiştir. Ti-Ni ve Cu esaslı şekil hafızalı alaşımlara benzemeyen Fe-Mn-Si alaşımları termoelastik olmayan bir martenzitik dönüşüm gösterir. Fe-Mn-Si alaşımlarının şekil hafıza etkisi gerilmeyle sonuçlanan hekzagonal sıkı paket yapılı  $\epsilon$  martenzitin ısıtma ile yüzey merkezli kübik  $\gamma$  ana ostenite tersinir dönüşümden kaynaklanır. Son on yılda Fe-Mn-Si alaşımları üzerine yapılan çalışmalar dönüşüm davranışları, şekil hafıza etkisinin fiziksel özelliklere ve bileşime bağımlılığı ile korozyon dayanımı üzerine yapılmıştır. Aynı zamanda, Fe-Mn-Si alaşımlarının şekil hafıza etkisini ciddi şekilde düzeltecek araştırmalar gerçekleştirilmiştir. Fe-Mn-Si alaşımının dikişsiz tüp imalinde mekanik kesme ve delme yönteminin kullanılması pahalı bir işlem olmasına karşın randımanı yüksek değildir. Bu yüzden kaynak teknikleri Fe-Mn-Si alaşımının tüp yapımında uygun bir metot olarak görülmektedir.

Ti-Ni şekil hafızalı malzemelere birtakım kaynak usulleri uygulanmıştır. Fakat ağırlıkça difüzyonla birleştirme işlemi üzerindeki çalışmalara önem verilmektedir. Çünkü şekil hafızalı alaşımlardan Ti metali difüzyon kaynağı için oldukça elverişlidir. Titanyumun difüzyon kaynağına elverişli olmasının sebebi kendi oksidi de dahil olmak üzere, yüzey atıklarını, yüksek sıcaklıklarda basınç uygulandığı zaman çözeltiye alabilme kabiliyetidir. Ayrıca titanyumu difüzyon kaynağı açısından kaynağa elverişli kılan diğer bir husus da yüzeyin temizlemeye ihtiyaç göstermemesidir. Titanyumun ergitme kaynağına uygun olmaması da, bu metalin difüzyon kaynağı ile birleştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Bu uygulamada kullanılan ara tabakalar ise; Cu ve Cu-Ag gibi saf titanyumdan oluşan tabakalardır. Bu ara tabakalardan bakır bazlı alaşımlar ucuzlukları nedeniyle daha iyi bir alternatif sunmaktadırlar. Özellikle ince taneli bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar taneler arası kırılmaya bir çözüm getirmiş ve bunların mekanik özelliklerinde belirgin bir gelişme kaydedilmiştir.

Fe-30Mn-6Si ve Fe-30Mn-6Si-5Cr içeriklerine sahip şekil hafızalı alaşımların kaynak karakteristikleri Tuissi ve arkadaşları (1999) tarafından TIG ve CO<sub>2</sub> lazer tekniği kullanılarak araştırılmış olup şu sonuçlara ulaşılmıştır:

- Kaynaklı alaşımların şekil hafıza etkisini kaybetmediği sonucuna ulaşılmış, Fe-30Mn-6Si içerikli numunenin kaynaklı bölgesindeki Mn içeriğinin azalmasının şekil dönüşümünü arttırabileceği kaydedilmiştir. Fakat Fe-30Mn-6Si-5Cr' lu numunenin kaynaklı bölgesinde oluşan dendritlerin, numunenin şekil hafıza etkisini hafif azaltabileceği düşünülmektedir.

- Kaynaklı bölgenin korozyon direncinin, her iki numunede de % 2 HCl ve % 2 HNO<sub>3</sub> solüsyonları içerisine batırıldığında ana malzemeninkinden daha kötü olduğu görülmüştür. Kaynak bölgesinde korozyon direncinin azalmasının kaynak bölgesinde oluşan makro segregasyon ve kaynak gerilmesine dayandırılmaktadır.

- Kaynaklı bölge 2 h 1100°C' de tavlandığında dendrit yapılarının kaybolduğu sonucuna ulaşılmıştır. Kaynak edilen ve daha sonra tavlanan Fe-Mn-Si alaşımlarının korozyon direncinin düzeldiği ve makro segregasyon ve kaynak gerilmelerinin kaybolmasına uygun olarak hala mükemmel şekil hafıza etkisini muhafaza ettiği kaydedilmiştir.

Ti-Ni şekil hafıza alaşımları, şekil hafıza etkisi ve sunielastiklik uygulamalarında fonksiyonel özelliklerin çok iyi kombinasyonuna sahiptir. Bu alaşımların nispeten düşük şekillendirilebilirliği ve ekonomik sebeplere uygun olarak birleştirilebilirliği birçok kez araştırılmıştır. Bununla beraber mikro elektromekanik sistemlerde uygulama alanını genişletmek amacıyla kaynaklı malzemelerin sınırlılıkları ve çalışma çerçevesini belirleyecek, birleştirilecek malzemenin sunielastiklik etkisi (PE) ve şekil hafıza etkisini çok iyi bilmek gerekir. Ti-Ni alaşımlarının martenzitik dönüşümü ve mekanik özellikleri üzerine yaşlandırma, ısı çevrim şartları ve kimyasal bileşimin büyük etkisi vardır. Ti-Ni alaşımının martenzitik dönüşümü üzerine kaynak işlem parametrelerine bağlıdır (Tuissi ve diğ., 1999).

Ni-49.6Ti şekil hafıza alaşımının fonksiyonel özellikleri üzerine lazer kaynağının etkileri sistematik olarak kaynaklı ve referans malzemesi arasında incelenmiş, kaynak sonucu ortaya çıkacak mikroyapısal değişimin şekil hafıza etkisini koruduğu kaydedilmiştir. Bununla beraber kaynak metalinin çekme dayanımının çok zayıf olduğu (en yüksek çekme gerilmesi 600Mpa) belirlenmiştir. Ayrıca lazer kaynağının pratik uygulamalar için sunielastiklik etkiyi azalttığı sonucuna da ulaşılmıştır. Ti-Ni alaşımlarının, lazer ışını ile kaynağında bundan sonraki çalışmaların lazer kaynaklı malzemenin fonksiyonel özellikleri üzerine termal ve mekanik çevrimlerin etkisi ve kaynak gerilmesinin artırılması düşünüldüğü belirtilmektedir (Tuissi ve diğ., 1999).



#### 4.1. Hafızalı Alaşımların Kullanım Alanları

Şekil hafızalı alaşımlar dört temel alanda kullanılmaktadır. Bunlar;

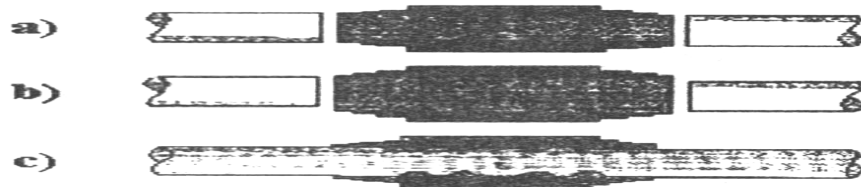
- Medikal endüstri ve teknoloji,
- Uzay ve havacılık endüstrisi,
- Otomotiv endüstrisi,
- Diğer uygulamalardır.

##### 4.1.1. Hafıza Etkisinin Kullanıldığı Uygulamalar

Şekil hafıza etkisinin kullanıldığı uygulama alanlarını şu şekilde sınıflandırabiliriz (Otsuka ve Ren, 1999). Bunlar:

- Birleştirmeler (Bağlantılar),
- Aktivatörler,
- Akıllı malzemelerdir.

Birleştirmeler, sınırlı geri dönüşüm esnasında, deforme olmuş SMA elementi sayesinde ortaya çıkan kuvvetin kullanılmasıyla gerçekleştirilir. Şekil hafıza elementinin bu özelliği Şekil 4.1.'de görüldüğü gibi Grumman F-14 uçağında titanyum hidrolik boruların bağlantısı için kullanılmıştır. Burada, birleştirme elemanı olarak birleştirilecek borunun iç çapından daha küçük bir iç çapa ostenitik şartlarda işlenen Ni-Ti şekil hafıza alaşımı kullanılmıştır. Bağlantı daha sonra, sıvı azotla  $M_f$  sıcaklığı altına soğutulmakta ve borunun dış çapından hafif büyük bir iç çapa mekanik olarak genişletilmektedir (Şekil 4.1.b). Sıvı azot ortamdan uzaklaştırıldıktan sonra borular bağlantı elemanının içerisine yerleştirilmekte ve sıcaklığın yükselmesiyle Ni-Ti bağlantı elemanı boruları sıkıca bağlamaktadır (Şekil 4.1.c). Birleştirmeler veya bağlantıların özel bir sınıfı ise kritik bir sıcaklık ve kısa bir süre içerisinde iki farklı parçayı kilitleme veya açma yapabilen ısıya karşı duyarlı elemanlardır (Humbeeck, 1999).

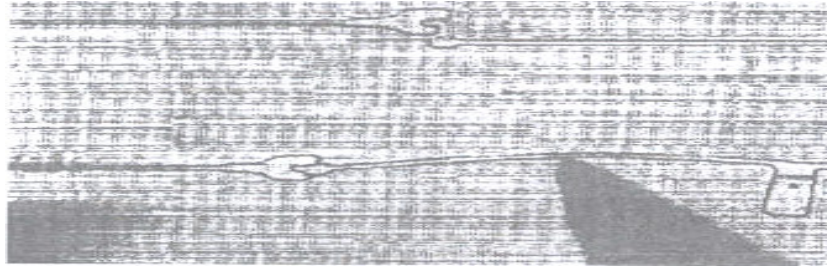


Şekil 4.1. Ti Hidrolik Boru Bağlantılarında SME

Ohkata ve Suziki şekil hafızalı aktivatör uygulamalarını iki sınıfa ayırmıştır (Humbeeck, 1999). Bunlar:

- SMA'ların hem aktivatör hem de sensör olarak kullanıldığı uygulamalar. Bu sınıfta ortam sıcaklığı tetik etkisi ve aktivatörün hareketini sağlar.
- SMA aktivatörün tam bir kontrol etkisini ortaya koymak için kasıtlı olarak ısıtıldığı uygulamalar. Isıtma işlemi elektrik akımıyla sağlanabilir veya sıcak akışkan ve sıcak gaz akışıyla da kontrol edilebilir.

Aktivatörlerin ilk sınıfındaki uygulamalar bir çok güvenlik kontrol aygıtlarında bulunabilir. Örneğin, şekil hafıza etkisiyle ısıyı açıp kapatan su ısıtıcıları, kahve makinaları, termostatik karıştırma valfleri ve sıcaklığa bağlı açma-kapama valfleri gibi uygulamalardır (Humbeeck, 1999). 0.1 s'lik aktivasyon zamanı ve 1 N'a karşılık gelen yükler için açma-kapama uygulamalarında mikroaktivatörler kullanılır. Şekil 4.2.21'de Ni-Ti alaşımından yapılmış bir mikroaktivatör siviç görülmektedir. Diğer yandan 400 N'a kadarlık yükler için destek aktivatörleri şekil hafıza etkisi gösteren silindirler kullanılabilir. Bu tip aktivatörler genellikle elektriksel olarak aktive edilirler. Bu amaç için işlenmesi Cu esaslı alaşımlardan daha zor ve daha pahalı olduğu halde yalnızca Ti-Ni'li SMA'lar kullanılır. Çünkü Ti-Ni'li SMA'lar daha büyük bir elektriksel direnç, çok daha yüksek çalışma gerilmesi ve uzamaya sahiptir (Stalmans ve Humbeeck, 1995). Termostatik karıştırma valfinde biri diğerine zıt olan bir SMA'dan yapılmış yay ve karşı bir yaydan oluşur. Karışık suyun sıcaklığı çok yüksek olduğunda SMA yay genişler, karşı yay ise büzülür. Çünkü SMA yay karşı yaydan daha serttir. Bu sistemde, sıcaklığı doğrusal olarak kontrol etmek mümkündür.



**Şekil 4.2.** Bir Ni-Ti alaşımı mikroaktivatör siviç

Şekil hafızalı alaşımlar aynı zamanda akıllı malzemelerdir. SMA bu özelliğiyle polimer veya metal matrisli Ti-Ni SMA takviyeli kompozit üretiminde kullanılır. Kompozit veya polimer içerisine gömülen Ti-Ni teller yüzeylerin vibrasyon kontrolünü sağlar. Çünkü elastik sabiteler dönüşüm sıcaklığı alanında değişen sıcaklıkla değişir. Al matris içerisine gömülen Ti-Ni teller Al matris takviyesi olarak kullanılabilir (Otsuka ve Ren, 1999). Akıllı malzemelerin kullanıldığı yere bir örnek olarak, uçaklar için akıllı kanat uygulamasını ve benzer olarak helikopter pervane kanatları verilebilir. Bu tip kullanım yerlerinde kanadın şekli, örneğin; uçağın hızına bağlı olarak uyarlanabilmeli aynı zamanda verimliliği ve gürültü redüksiyonunu arttırmalıdır (Humbeeck, 1999).

## 5. TİTANYUM ve ALAŞIMLARI

Biyolojik uyumlulukları nedeni ile titanyum ve alaşımları son zamanlarda gündemdedir. Korozyona karşı dirençleri paslanmaz çelik ve kobalt bazlı alaşımlar ile kıyaslandığında daha fazladır. Nötral pH ve isotonik tuzlu suda korozyon hemen hemen yok denecek kadar azdır. Çukurcuk, tanelerarası ve aralık korozyonlarına karşı direnci de çok yüksektir. Hayvan deneyleri ve insan uygulamaları biyolojik uyumlulukları konusunda şu ana dek olumlu izlenimler vermiştir.

Vitalyumun zor imali ve paslanmaz çeliğin zayıf korozyon direnci yeni araştırmalarının gelişimini teşvik etmiştir. Böylece titanyumun ilk olarak hayvan vücudunda kullanımı denenmiştir ve vücut tarafından çok iyi tolere edildiği görülmüştür. Ardından titanyum, kalp ve diğer yumuşak dokularda protez malzemesi olarak kullanılmıştır. Farklı tipte pek çok titanyum alaşımlarından en yaygın kullanım alanı bulan ise Ti- %6Al-%4V olmuştur. Mekanik yapısının oldukça iyi olması, hafifliği ve müstesna korozyon direnci gibi sebepler, bu alaşımın protez malzemesi olarak kullanımını desteklemiştir. Günümüzde titanyum ve alaşımları tüm dünyada çok yoğun ve yaygın olarak, farklı tipte ve yerde cerrahi amaçlı olarak kullanılmaktadır. Bu konudaki daha başarılı sonuçların elde edilebilmesi için; malzemeler üzerinde yapılan, biyometalurji ve klinik türdeki araştırma çalışmaları halen devam etmektedir.

Saf titanyum esasen saf elementel titanyum olmayıp, özellikle implantın yüzeysel tabakalarında oksijen ve titanyumun oluşturduğu bir kompozittir. Belirli sınırlar içinde oksijen, titanyumun mekanik özelliklerini olumlu yönde etkiler. Fakat yüksek konsantrasyonlarda titanyumun mekanik gücünü azaltır. ASTM F-67 tip III'de 345 Mpa, tip IV'de 485 Mpa minimum akma dayanımı elde edilecek şekilde oksijen kullanımını öngörmektedir. Saf titanyum içinde az miktarda diğer elementler de bulunmaktadır. Bunlar % 0.07 oranında azot, % 0.15 oranında karbon, % 0.015 oranında hidrojen ve % 0.35 oranında demirdir. Bu elementlerden herhangi birinin konsantrasyonunun fazla olması halinde malzemenin performansı düşer. Saf titanyum, ortopedi ve travmatolojide yaygın olarak kullanılmaz. Günümüzdeki en önemli kullanım yeri titanyum alaşımlı çimentosuz protezlerin gözenekli tabakasıdır. Ayrıca titanyum alaşımları biyomedikal uygulamalarda 16 farklı tiplerde alaşımlandırılabilirler (Mitsuo, 1998). Bunlar Tablo 5.1'de verilmiştir.

**Tablo 5.1.** Biyomedikal uygulamalarda kullanılan titanyum alaşımları (Mitsuo, 1998)

|                                                                                      |                                                              |
|--------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------|
| 1- Saf titanyum (ASTM F67): 1, 2, 3 ve 4 dereceleri                                  | 9- Ti-13Nb-13Zr: $\beta$ tipine yakın (USA), düşük modül     |
| 2- Ti-6Al-4V ELI (Dövülmüş : ASTM F136 ve dökülmüş: ASTM F620): $\alpha+\beta$ tipte | 10- Ti-12Mo-6Zr-2Fe: $\beta$ tipte (USA), düşük modül        |
| 3- Ti-6Al-4V (Döküm: F1108): $\alpha+\beta$ tipte                                    | 11- Ti-15Mo: $\beta$ tipte (USA), düşük modül                |
| 4- Ti-6Al-7Nb (ASTM F1295): $\alpha+\beta$ tipte (İsviçre)                           | 12- Ti-16Nb-10Hf: $\beta$ tipte (USA), düşük modül           |
| 5- Ti-5Al-2,5Fe (ISO: DIS 5832-10): $\beta$ rich $\alpha+\beta$ tipte (Almanya)      | 13- Ti-15Mo-5Zr-3Al: $\beta$ tipte (Japonya), düşük modül    |
| 6- Ti-5Al-3Mo-4Zr: $\alpha+\beta$ tipte (Japonya)                                    | 14- Ti-15Mo-3Nb: $\beta$ tipte (USA), düşük modül            |
| 7- Ti-15Sn-4Nb-2Ta-0,2Pd: $\alpha+\beta$ tipte (Japonya)                             | 15- Ti-35,3Nb-5,1Ta-7,1Zr: $\beta$ tipte (USA), düşük modül  |
| 8- Ti-15Zr-4Nb-2Ta-0,2Pd: $\alpha+\beta$ tipte (Japonya)                             | 16- Ti-29Nb-13Ta-4,6Zr: $\beta$ tipte (Japonya), düşük modül |

### 5.1. Titanyum ve Alaşımlarının Mikro Yapısı ve Mekanik Özellikleri

Ticari saf titanyum, diğer alternatifleri ile aynı düzeyde mekanik yapı gösteremediğinden, alaşım olarak kullanılmasına ihtiyaç duyulmuştur. 1970'lerde üretim özelliklerinin değiştirilmesinden sonra, vida olarak da üretilebilen titanyumun saf türü, kırığın sabitlenmesinde plaka ve vida olarak kullanırken, daha yumuşak olan alaşım türleri ise, eklemlerde protez malzemesi olarak kullanılma alanı bulmuştur. Bu alaşımlar ağırlıkları ile oranlandığında, eşsiz bir dayanıma sahiptir. Proteze verilen geometrik şekil ve boyutun da dayanıma şüphesiz önemli katkısı vardır.

25 °C'deki yoğunluğu  $4,5 \text{ gr/cm}^3$  olan titanyum çok hafiftir. Alüminyumun Ti ve V'un her ikisinden de hafif oluşu, alaşımın yoğunluğunu saf titanyumun yoğunluğundan daha da aşağıya düşürür. Titanyumun elastisite modülü ( $107 \text{ GN/m}^2$ ) olup, bu büyüklük paslanmaz çelik ( $200 \text{ GN/m}^2$ ) ve kobalt- krom ( $200\text{-}230 \text{ GN/m}^2$ ) alaşımlarının elastisite modülünün yaklaşık yarısı kadardır. Titanyumda bu değer düşük olması oldukça önemlidir. Zira böylece titanyum diğer metallere göre oldukça önemli süneklığe sahiptir ve ortopedide de bu esnekliğe büyük ihtiyaç vardır. Kemğin elastisite modülü metallere göre oldukça düşüktür ( $10 \text{ GN/m}^2$ ). Bu arada esnekliğin elastisite modülüyle ilgili olduğu kadar protezin geometrisi ile ilgili olduğu da unutulmamalıdır. Tablo 5.2.'de biyomedikal uygulamalarda kullanılan titanyumun mekanik özellikleri ve Tablo 5.3.'de de dişçilik uygulamalarında kullanılan titanyumun mekanik özellikleri verilmiştir.

**Tablo 5.2.** Biyomedikal uygulamalarda kullanılan titanyumun mekanik özellikleri

| ALAŞIM                                     | Gerilme Dayanımı (UTS) (Mpa) | Eğilme Dayanımı $\sigma_y$ | Uzama % | RA (%) | Modülü (Gpa) | Alaşım Tipi      |
|--------------------------------------------|------------------------------|----------------------------|---------|--------|--------------|------------------|
| 1. 1.derecede saf Titanyum                 | 240                          | 170                        | 24      | 30     | 102.7        | $\alpha$         |
| 2. 2.derecede saf Titanyum                 | 345                          | 275                        | 20      | 30     | 102.7        | $\alpha$         |
| 3. 3.derecede saf Titanyum                 | 450                          | 380                        | 18      | 30     | 103.4        | $\alpha$         |
| 4. 4.derecede saf Titanyum                 | 550                          | 485                        | 15      | 25     | 104.1        | $\alpha$         |
| 5. Ti-6Al-4V ELI                           | 860-965                      | 795-875                    | 10-15   | 25-47  | 101-110      | $\alpha + \beta$ |
| 6. Ti-6Al-4V                               | 895-930                      | 825-869                    | 6-10    | 20-25  | 110-114      | $\alpha + \beta$ |
| 7. Ti-6Al-7Nb                              | 900-1050                     | 880-950                    | 8.1-15  | 25-45  | 114          | $\alpha + \beta$ |
| 8. Ti-5Al-2.5Fe                            | 1020                         | 895                        | 15      | 35     | 112          | $\alpha + \beta$ |
| 9. Ti-5Al-1.5B                             | 925-1080                     | 820-930                    | 15-17.0 | 36-45  | 110          | $\alpha + \beta$ |
| 10. Ti-15Sn-4Nb- 2Ta-0.2Pd (tavlanmış)     | 860                          | 790                        | 21      | 64     | 89           |                  |
| 11.Ti-15Zr-4Nb-4 Ta-0.2Pd (tavlanmış)      | 715                          | 693                        | 28      | 67     | 94           | $\alpha + \beta$ |
| 12. Ti-13Nb-13Zr                           | 973-1037                     | 836-908                    | 10-16   | 27-53  | 79-84        |                  |
| 13.TMZF (Ti-12Mo-6Zr-2Fe) (tavlanmış)      | 1060-1100                    | 100-1060                   | 18-22   | 64-73  | 74-85        | $\beta$          |
| 14. Ti-15Mo (tavlanmış)                    | 874                          | 544                        | 21      | 82     | 78           | $\beta$          |
| 15. Tiadyne 1610 (tavlanmış)               | 851                          | 736                        | 10      |        | 81           | $\beta$          |
| 16. Ti-15Mo-5Zr-3Al (ST)                   | 852                          | 838                        | 25      | 48     | 80           | $\beta$          |
| 17. 21RX(tavlanmış) (Ti-15 Mo-2.8Nb-0.2Si) | 979-999                      | 945-987                    | 16-18   | 60     | 83           | $\beta$          |
| 18. Ti-35.3Nb-5.1Ta-7.1Zr                  | 596.7                        | 547.1                      | 19.0    | 68.0   | 55.0         | $\beta$          |
| 19. Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr                     | 911                          | 864                        | 13.2    |        | 80           | $\beta$          |

**Tablo 5.3.** Dişçilik uygulamalarında kullanılan titanyumun mekanik özellikleri

| Alaşım            | Yöntemi      | Gerilme Dayanımı (Mpa) | Eğilme Dayanımı (Mpa) | Uzama (%) | Vickers Sertliği (HV) |
|-------------------|--------------|------------------------|-----------------------|-----------|-----------------------|
| 1. Ti-20Cr-0.2 Si | Döküm        | 874                    | 669                   | 6         | 318                   |
| 2. Ti-25Pd-5Cr    | Döküm        | 880                    | 659                   | 5         | 261                   |
| 3. Ti-13Cu-4.5Ni  | Döküm        | 703                    | —                     | 2.1       | —                     |
| 4. Ti-6Al-4V      | Döküm        | 976                    | 847                   | 5.1       | —                     |
| 5. Ti-6Al-4V      | Süperplastik | 954                    | 729                   | 10        | 346                   |
| 6. Ti-6Al-7Nb     | Döküm        | 933                    | 817                   | 7.1       | —                     |
| 7. Ti-Ni          | Döküm        | 470                    | —                     | 8         | 190                   |

Titanyumun tribolojik (sürtünme, aşınma, yağlama) yapısı, benzer alanlarda kullanılan diğer metallere göre oldukça farklılık gösterir ve bu nedenle yoğun araştırmalara neden olmuştur. Saf titanyum çok reaktif bir metal olduğundan bir oksit tabakası ile pasifleştirilip incelendiğinde farklı bir davranışla karşılaşılır. Titanyumun (Ti-Ti) sabit bir sürtünme katsayısı

mevcuttur. Bu değer Tablo 5.4’de görüldüğü gibi çoğu benzer metal kombinasyonlarına göre daha düşüktür.

**Tablo 5.4.** Bazı metal çiftlerindeki sürtünme katsayıları

| Malzeme çiftleri      | Sürtünme katsayısı ( $\mu$ ) |
|-----------------------|------------------------------|
| Altın – altın         | 4.0                          |
| Platin – platin       | 3.0                          |
| Alüminyum - alüminyum | 1.9                          |
| Gümüş – gümüş         | 1.5                          |
| Bakır – bakır         | 1.1                          |
| Molibden – molibden   | 0.8                          |
| Çelik – çelik         | 0.53                         |
| Titanyum - titanyum   | 0.47                         |

## 5.2. Titanyumun Korozyon Davranışı ve Biyolojik Uyumluluğu

Titanyum, korozyona karşı en dirençli mühendislik malzemelerindendir. Titanyum, başlıca bazı güçlü asitler (sülfürik, hidroklorik, fosforik ve formik v.b.) dışında özellikle nötr sıvılarda hemen hemen hiç bozulmayabilir ve çoğu metali bozan klor iyonlarına karşı da korozyon direnci çok iyidir.

Ayrıca titanyumun serum sıvısı içinde gösterdiği korozyon direnci ile, protez malzemesi olarak kullanımda tercih sebebi olmuştur. Alaşım elementlerinin katkısına rağmen, korozyon direncinin düşmemesi de titanyumun bir diğer olumlu yanıdır.

Titanyum, Pourbaix diyagramında pasifliğin (oksit tabakasının artışı ile başlayan korozyonun yavaşlaması) genişlediği birkaç metalden biridir. Titanyum yüzeyinde oluşan ve pasiflik olarak bilinen, kararlı oksit tabakasının varlığı devam ettiği sürece korozyon aktif hale geçemez. Vücut sıvısına eşdeğer sıvıda yapılan deneylerde, oldukça kararlılık gösteren titanyumun, bu karakteri sayesinde cerrahi kullanım için mükemmel bir pasif malzeme olduğu görülr. Alaşım halindeki titanyumlarda ise kararlı oksit tabakasının saf titanyumdan daha da iyi olduğu görülmektedir. Bu metal ve alaşımlar, korozyona karşı dirençli pasif metaller olarak adlandırılırlar.

Araştırmalarda, Ti-6Al-4V alaşımına yapılan iyon implantasyonu sonucu, aşınmalı korozyon oranını sıfıra yakın bir seviyeye indirmek mümkün olmuştur (Williams ve Buchanan, 1984).

Ti-6Al-4V alaşımının çok üstün vasıflarına rağmen, aşınma direncinin düşük olduğu bilinmektedir. Klasik yüzey sertleştirme işlemleri aşınma direncini artırmakta, ancak yorulma mukavemetini yarıya indirmektedir. Bor, karbon, azot ve oksijen gibi iyonların aşılınması yöntemi, çok ince bir yüzeyi etkilediğinden, yorulma mukavemetini düşürmeden aşınma direncini geliştirmektedir. Ayrıca iyon aşılamanın korozyon direncini de artırdığı görülmüştür (Saritaş ve diğ., 1986,1987,1988).

Titanyumun dokularda tolere edilmesi oldukça iyidir. Mide-bağırsak yolu ile emilmenin çok zayıf olmasına karşılık akciğer tarafından emilmesi kayda değer durumdadır. Metalin devamlı diyet halinde alınması durumunda ise; kalp, akciğer, dalak ve böbreklerde birikim yaptığı görülmüş, fakat raporlarda çok kötü bir etkisine rastlanılmamıştır. Sadece  $TiO_2$  tozlarının akciğerde hafif bir tahriş edici özelliğinden söz edilmiştir (Williams, 1981).

Böylece saf titanyumun pek çok yönden toksit özellikli olmadığı ve uygun özelliklere sahip olduğu görülmüştür. Fakat titanyumun mekanik özelliklerini iyileştirmek için katılan diğer alaşım elementlerinden alüminyum ve vanadyum gibi elementler için, toksitliğin potansiyel problem olduğu bilinmektedir.

Farklı çalışmalarda, protez çevresindeki reaktif bağ dokularda titanyum partiküllerine rastlanılmıştır. Bağ dokunun kalınlığı, protezin dokuda kalma süresine göre, 1 ila 6 mm arasında değişerek, her bir test numunesinde farklılık göstermektedir. Son yıllarda gözenekli yüzeye sahip numunelerin kullanımındaki avantajın fark edilmesi de titanyumun tercih edilmesindeki bir başka biyolojik etken olmuştur.

Ti-6Al-4V alaşımının, korozyon direncini artırmak için yapılan, oksit kaplama işleminin, biyolojik uyumluluğa da olumlu katkısının olduğu, SEM (Scanning Electron Microscopy), AES (Auger Electron Spectroscopy) ve X işini yöntemleri kullanılarak yapılan daha sonraki incelemelerden de anlaşılmıştır (Shirkanzadeh, 1992).

Alüminyumun, osteomalacia (kemik yumuşaması)'na, microcytic anemia (eritrosit azalması)'na, beyin dokusunda bozulmaya yol açan değişikliklere ve böbrek yetmezliği olan hemodiyaliz hastalarında da değişik nörolojik hastalıklara sebep olduğu günümüzde yeni yeni anlaşılmaktadır (Savory, 1985; Wilhelm, 1990).

Nikel ve kromdan çok daha toksit etkili olduğu bilinen vanadyumun ise kemik dokuda, böbreklerde, karaciğerde ve dalakta yoğunlaştığı anlaşılmıştır (Boyd ve Kustin, 1984; Jandhyala ve Hom, 1983). Ti-6%Al-4%V (ELI) alaşımındaki, Al ve V'un sayılan olumsuzluklarına rağmen, bu alaşımın korozyon direncinin çok iyi olması nedeniyle, yerine geçecek alaşımlarda bu özelliğinin göz önünde bulundurulması gerekmektedir.

### **5.3. Nikel-Titanyum Alaşımları**

Şekil hafızalı metallere Ni-Ti alaşımlı biyomalzemelere olan ilgi, biyomedikal uygulamalarda giderek artmaktadır. Ni-Ti alaşımları çok iyi bilinen ve geniş kapsamda kullanılmakta olan iyi mekanik ve korozyon karakteristiklerine sahip şekil hafızalı malzemelerdir. Ni-Ti implantları, doğal olarak çevresel korozyon dayanımına sahiptir. Titanyum alaşımları düşük özgül ağırlığa, yeterince fazla elastiklik modülüne, uygun yüksek dayanım ve iyi korozyon özelliklerine sahiptir. Kompozit biyomalzemelerde yeni nesil olarak

tanımlanan, Ni-Ti, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve titanyum alaşımları ve bunların sorunlu kemiğe veya kalça, diz v.s bölgele ve doku kemik etkileşimleri bilim adamları tarafından geniş olarak incelenmektedir.

Şimdiye kadar şekil hafızalı malzemelerden olan gözenekli Ni-Ti alaşımlarının detaylı olarak incelenmesi yapılmıyordu, fakat şimdilerde şekil hafızalı Ni-Ti alaşımlar implantlarında biyomalzeme olarak kullanımları büyük önem kazanarak mükemmel mekanik özellikleri, iyi korozyon dayanımları, yüksek biyouyumluluk gibi etkenler sebebiyle; biyomedikal uygulamalarda çok önemli yere sahip olmuştur. Bu alaşımın gözenekli yapısı, kemiğin doku içindeki hareketine ve vücudun gelişimine imkan sağlamaktadır Ayrıca Ni-Ti alaşımlarda, farklı gözeneklilik tipleri üretilebilmektedir. Gözenekli Ni-Ti alaşımlarının elastiklik modülünü insan kemiğine göre ayarlanması mümkündür. Bunlara ilaveten yük taşımali malzemeler (ağaç, mercan ve hayvan kemiği) bu gözenekli yapıya sahiptir. Ni-Ti şekil hafızalı alaşımlar, suni kemik üretiminde ve birçok uygulamalarda göz önüne alınmaktadır. Örneğin; bel kemiği cerrahisi, plastik cerrahi, dişçilik uygulamaları vb.

Ni-Ti alaşımlarının üretimine gelince; bunlar birkaç toz metalürji yöntemidir ki, bunlar Ni-Ti şekil hafızalı alaşımlar üzerine odaklanmış ve bu Ni-Ti şekil hafızalı alaşımların üretimini geliştirmiştir. Bunlardaki en çok bilinen üretim şekli pres altında soğuk kalıplama yöntemidir. Fakat gözenekli şekil hafızalı alaşımların hazırlanmasındaki zorluk gözenekli Ni-Ti alaşımlar hakkındaki çalışmaları ve uygulamaları sınırlandırmıştır. Böylece gözenekli Ni-Ti şekil hafızalı alaşımların yeni teknikte üretim gelişimi, şimdilerde enteresan bir konu başlığıdır.

Ni-Ti alaşımlarda biyolojik uyumluluk, sınırlı çalışmalardan elle edilen verilerle kıyaslandığında, kemiklere göre fazla farklılık ve ihtilaf oluşturmamakta, ayrıca köpek femuru üzerinde vitallium ( % 55 Co, % 35 Cr, % 10 Mo) ve diğer titanyum alaşımlarına göre kıyaslandığı zaman daha uyumlu olduğu görülmektedir. Alaşımlardaki toksit özellikli malzemeler biyolojik başarısızlıklara neden olmaktadır. Bu gibi olumsuzluklar dokuda alerjik etkilere neden olarak iltihaplanmalara kadar sürmektedir.

Bunlar da kemiğin gelişimine engel olan biyokimyasal ve biyofiziksel etkilere sebep olan başarısızlıklar olarak ortaya çıkmaktadır.



## 6. KATI HAL BİRLEŞTİRME YÖNTEMLERİ

Bu güne kadar değişik birçok kaynak metodu geliştirilmiştir. Bunlar; (a) Ergitme kaynağı, (b) Lehimleme, (c) Katı hal kaynağı olmak üzere üç ana grupta toplanabilir (Meahara, 1986).

Katı hal kaynağı, aynı ya da farklı iki malzemenin, malzemeler ergitilmeksizin; eğer ergime olmuş ise, ergimiş metalin ekstrude edildiği ve nihai birleştirmenin iki katı yüzey arasında meydana geldiği bir kaynak usulüdür.

Katı hal kaynağını yapmak için iki malzemenin temiz yüzeylerini, aralarında bir bağ oluşacak kadar birbirlerine yaklaştırmak gerekir. Bunu sağlamak üzere birçok teknik uygulanmakta ise de, bütün işlemlerde esas olan, üzerinde bir tabaka bırakmayacak şekilde iki yüzeyi deforme edecek bir basınç uygulamaktır (Lancaster, 1987; Orhan, 1996).

Başlıca katı hal kaynak işlemleri şu şekilde gruplandırılabilir; (a) Yüksek sıcaklıkta basınç kaynağı, (b) Soğuk basınç kaynağı, (c) Sürtünme kaynağı, (d) Patlama kaynağı, (e) Ultrasonik kaynak, (f) Difüzyon kaynağı.

Bu kaynak türlerinden ilk dördü plastik deformasyon kaynağı adı altında da gruplandırılmaktadır (Meahara, 1989; Orhan, 1999).

### 6.1. Difüzyon Kaynağı

#### 6.1.1. Difüzyon

Difüzyon, bir çok faz dönüşümlü olayın oluşum hızını kontrol eden temel süreçlerden biridir. Difüzyon, malzeme bünyesindeki konsantrasyon farklılıklarından doğar ve tüm atomların kimyasal potansiyellerinin her yerde aynı olması ve sistemin dengeye ulaşmasıyla son bulur. Konsantrasyon farkının ölçümünün kimyasal potansiyel farkından daha basit olması nedeniyle, difüzyonu belirtmede konsantrasyon gradyanı kullanılır.

Katı bir malzemede, atomların difüzyonu iki mekanizma ile gerçekleşir. Bunlar yer alan atom ve ara yer atom difüzyonudur. İlk mekanizma yayınan atomun kristal kafesteki yerine bağlıdır. Yer alan atomlar genellikle boşluk mekanizması ile yayınırken, ara yer atomları daha büyük atomlar arasından sıçrayarak hareket ederler. Normalde bir kafesteki yer alan atom kendisini çevreleyen en yakın benzer komşuları ile titreşim içerisindeydir. Her atomun sahip olduğu titreşim enerjisi ' $3kT$ ' olup, sıcaklık ile doğru orantılı olarak artar (Porter, 1993). Titreşimin frekansı, yaklaşık olarak sabit olduğundan titreşim enerjisi, titreşimin genişliğinin artışı ile artırılır. Normalde bir ara yer atomun hareketi, komşuları tarafından engellenir ve atom diğer bir noktaya hareket edemez. Fakat bir atom boşluğu mevcut ise, atomik bir salınım ile atom bu boşluğa sıçrar. Bir atomun hareketi için bazı atomların hareket edip. yol alarak açık

diğer atomların hareketine ve yer değiştirmelerine izin vermeleri gerekir. Bu nedenle bir atomun boş bir atomik noktaya sıçrayabilme olasılığı, o atomun yeteri kadar titreşim enerjisine sahip olma olasılığına bağlıdır. Bir atomun katı içerisinde göç edebilme oranı, boşluk konsantrasyonu ile ilgilidir. Sıçrama olasılığı ve boşluk konsantrasyonu sıcaklığa karşı oldukça hassastır (Shewmon, 1989). Çözünen atom (solute), çözen (solvent) atomdan çok küçük olduğu zaman kendisine bir ara yer bulabilir. Genellikle ara yer atomlarının konsantrasyonları oldukça düşük olduğundan, sadece küçük bir oranda müsait yerlerde mevcut olabilirler. Yani; her bir ara yer atomu daima boşluklar ile çevrilidir ve atomun eğer termal enerjisi gerilme enerji engelini aşabilecek kadar yeterliyse atom sıçrama yapabilir (Porter, 1993).

#### **6.1.1.1. Difüzyon Kaynağı Mekanizması**

Kristal yapıya sahip katı bir malzemenin atomları arasında çekim kuvveti mevcuttur. Normal olarak her bir atom, üzerine tesir eden kuvvetin sıfır olduğu bir pozisyonu işgal eder. Ne var ki, katı malzeme harici kuvvetlerin etkisiyle gerildiği zaman; atomlar denge pozisyonlarını terk ederler ve kristalin içinde, dış kuvvet tarafından dengelenen bir gerilme meydana gelir. Atomlar arasındaki çekim kuvveti, birbirlerinden uzaklaşma dereceleri ile orantılı olarak artar, bir maksimuma ulaşır ve sonra azalır (Verhoeven, 1975).

Farklı iki katının yüzeyleri arasındaki çekim, adhezyon olarak adlandırılır. Aynı ya da farklı iki katının bir araya getirilmesi, yüzeyleri arasında bağ oluştururken; aynı cins katı yüzeyleri arasında kohezyon kuvvetlerinden dolayı kohezyon. farklı cins yüzeyler arasında da adhezyon kuvvetlerinden dolayı adhezyon işi yapılmış olur. Kohezyon ve adhezyon işi, yüzeyin serbest enerjisinin fonksiyonudur. Ayrıca, iki gevrek malzeme, ya da bir gevrek, bir sünek malzemeden oluşan bir bağlantı için (örneğin, metal-seramik) adhezyon işi, bağlantı mukavemetinin bir ölçüsüdür (Lancaster, 1987).

Adhezyon ve kohezyon kuvvetlerinin oluşumu, yani malzeme yüzeyleri arasında birleşmenin sağlanması için; malzeme yüzeylerinin, atomlar arası bağın oluşabileceği yakınlıkta temas haline getirilmeleri gerekir.

İki malzemenin difüzyonla birleştirilmesinde, birleştirmenin davranışını önemli ölçüde etkileyen bir diğer kuvvet de, malzemelerin kimyasal yapısına bağlı olmaksızın. moleküller arasında etki eden Van der Waals kuvvetleridir. Van der Waals kuvvetleri; gres, su buharı, gaz gibi metal yüzeyindeki yabancı moleküllerin absorpsiyonunun başlıca sebebidir (Lancaster, 1987). Öte yandan metalik malzemelerin yüzeyleri temas ettirildiğinde Van der Waals kuvvetleri, birleşmeyi sağlayan önemli unsurlardan birisi olmaktadır (Guo, 1985).

Kısaca ifade etmek gerekirse; difüzyon kontrollü birleşme işlemini başlatabilmek için; iki yüzeyin, artıklardan ve makro pürüzlölüklerden arındırılmış bir şekilde, temas haline

getirilmeleri gereklidir. Bu temas, atomlar arasında bağ oluşumuna imkan verecek bir yakınlıkta olmalıdır. İlk bağ oluştuktan sonra, sıcaklık yardımıyla difüzyon başlar ve yüzeylerin arakesitindeki boşluklar doldurulur.

Difüzyon kaynağı mekanizması ile ilgili günümüze kadar birbirinden farklı birçok model sunulmuştur. Çünkü, sınırlı bir süre için basınç ve ısınin birlikte uygulanmasıyla bağ oluşturma mekanizmaları oldukça karmaşıktır (Egan, 1980).

Bu konudaki ilk teorik yaklaşım Kinzel (1944) tarafından sunulmuştur. Daha sonra Gerken ve Owczarski (1965) üç safhalı bir mekanizma ileri sürmüşlerdir. Sonraki yıllarda Shwartz King ve Owczarski (Egan'dan.,1980) birbirlerinininkiyle aynı olan bir model sunarak, kendi modellerinin son safhalarıyla., Gerken ve Owczarski modelinin ilk safhasını birleştirmişlerdir. Bu modele göre ilk safhayı, birleştirilecek yüzeylerin basınç altında ilk teması ve sürünme meydana getirmektir. Bağlantı arakesiti de esas itibarıyla, tane sınırı olarak tanımlanmıştır. İkinci safhada, birinci safhada yok edilemeyen arakesit boşlukları difüzyon yoluyla yok edilmekte ve arakesit tane sınırları daha düşük bir enerji seviyesine, yani arakesit düzlemi dışına göçmektedirler. Buradaki hakim mekanizma tane sınırı difüzyonudur. Son safha ise tane içindeki boşlukların hacim difüzyonu ile doldurulmasıdır.

Johnson (Johnson, 1985), bu mekanizmaya, başlangıçtaki temasa ulaşmak için uzaklaştırılması gereken oksit filmleri ve diğer yüzey tabakaları açısından yaklaşmıştır. Bartle, Hrivnak ve Hauser (Johnson'dan, 1985), ilk safhada birleşmeye yardım eden başlıca faktörün deformasyon mekanizması olduğunu ileri süren bir model kurmuşlardır. Hauser, deformasyonların mekanizmasını bir enerji engeli teorisinin izah etmesi gerektiğini düşünmüştür. Artan sıcaklık, basınç ve başlangıçtaki soğuk şekillendirme bu enerji engelini aşmaya yardım etmektedir. Daha sonraki safhalarda difüzyon işlemleri, yani sürünme ve boşlukların doldurulması, hakim faktörler olmaktadır.

Mckeag (Egan'dan, 1980), saf titanyum ve bakır üzerinde doğal difüzyon kaynağını incelemiş ve 6 safhalı bir mekanizma sunmuştur. Bu mekanizmaya göre 1 .safhada, sıcaklık altında ve yüzey pürüzlerinin teması esnasında metal oksitler çözünmekte ve arakesitin her iki tarafında yeniden kristalleşmiş ince bir tabaka meydana gelmektedir. Enerji engelini kıran bu tabakadır. 2. safhada daha kalın bir tabaka yeniden kristalleşmektedir. 3. safhada, ana metal yeniden kristalleşirken. daha alt tabaka kristalleri yok edilir. 4. safhada, arakesitteki daha önceki kristalleşen taneler yok olurken, küçük fakat görülebilen boşluklar oluşur. 5. safhada arakesitteki boşlukların sayıları azalırken, boyutları büyür. 6. safhada orijinal arakesit düzleminde tane sınırı göçü ve tane büyümesi başlar.

Derby ve Wallach (1982) difüzyon kaynağını, basınç altında sinterlemeye benzer bir işlem olarak incelemişlerdir. Buna bağlı olarak da şu mekanizmaları sunmuşlardır:

1. Yüzeyden kaynaklanan mekanizmalar: Arakesitteki boşluk yüzeyinden, boşluk uzunluğu boyunca yüzey difüzyonu ve hacim difüzyonu oluşumudur. Burada önemli faktör, ara yüzey boşluğunun yüzey pürüzlülük oranıdır.

2. Arakesitteki yüzeylerden kaynaklanan mekanizmalar: Birleşme hattı boyunca kimyasal konsantrasyon farkının etkin olduğu, tane sınırı difüzyonu ve hacim difüzyonu oluşmasıdır.

3. Plastik şekil değişiminden kaynaklanan mekanizmalar: Uygulanan basınçtan kaynaklanan akma ve sürünmenin yol açtığı plastik deformasyondan ileri gelen difüzyonlar.

4. Sıvı faz kütle transferi: ‘Gibbs- Thomson’ etkisi, yani yüzey pürüzlülüğü nedeniyle bölgesel farklardan doğan basınç farkından ileri gelen difüzyonlar.

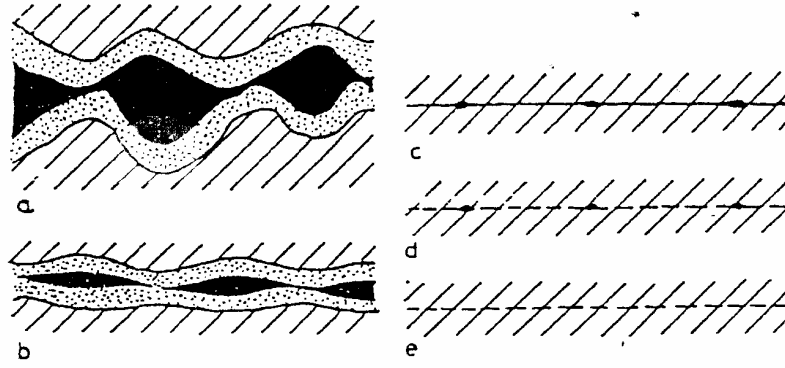
Yazarlar, başlangıç safhasının plastik deformasyonla, birleşecek yüzeylerin büyük bir kısmı temas ettiği zaman ise, yüzey ve ara yüzey mekanizmalarının etkili olduğu konusunda hemfikirdirler. Sıvı faz kütle transferi, ancak yüksek sıcaklıklarda çalışıldığı zaman söz konusudur. Difüzyon kaynağının modellenmesi konusunda King ve Owczarski, Garmon ve arkadaşları (Guo’dan, 1985), Derby ve Wallach (Derby ve Wallach 1982), Pilling ve Ridley (Partridge, 1989), Meahara (Meahara ve diğ., 1989) gibi araştırmacılar çalışmalar yapmış ve sonuçlarını yayınlamışlardır. Kurulan modeller, pratik çalışmalarla uyum göstermiştir.

Söz konusu mekanizma ve modellerdeki ilişkiler her bir mekanizmanın boşluğun doldurulmasına farklı bir şekilde tesir ettiği farz edilerek geliştirilmiştir. Bu yaklaşım, mekanizmaların karşılıklı tesirlerini ihmal eder durumda olup, bağ oluşumu üzerinde bazı mekanizmaların tesirlerinin abartılı tarzda tahminine yol açabilmektedir.

Yukarıda açıklanan hususlar göz önünde bulundurulmak şartıyla; yapılan çalışmaların ışığında, difüzyon kaynağı mekanizması şu şekilde genelleştirilebilir.

1. Yük altında plastik deformasyon,
2. Sürünme deformasyonu,
3. Difüzyon,
4. Yeniden kristalleşme ve tane sınırı göçü.

Metal folyo veya kaplama şeklindeki ara tabakalar kullanılarak, kaynak için gerekli sıcaklık, basınç ve zaman değerlerini azaltmak mümkün olmaktadır (Partridge, 1989) . Son yıllarda araştırmacılar, difüzyon mesafesi ve süperplastiklik gibi hususları da hesaba katan araştırmalar yapmışlardır (Guo, 1985; Salehi, 1990). Şekil 6.1.’de difüzyon kaynağı mekanizması görülmektedir (Spanswick, 1989).



**Şekil 6.1.** Difüzyon kaynağı mekanizması: a- İlk nokta teması ve oksit tabakası; b- Plastik deformasyon ve sürünme sonrası, daha ince bir oksit tabakası ve geniş boşluklar; c- Nihai sürünme ve akma sonrası; d- Yüzey ve hacim difüzyonu ile boşlukların doldurulması; e- Tamamlanmış kaynak (Spanswick, 1989)

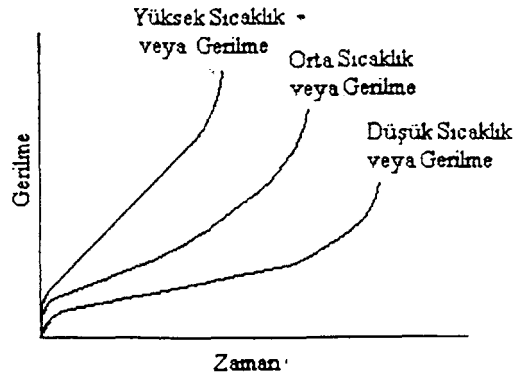
### 6.1.2. Difüzyon Kaynağına Tesir Eden Faktörler

Difüzyon kaynağı aşağıdaki faktörlerin tesiri altındadır.

- a. Kaynak şartları:** Sıcaklık, zaman, basınç, yüzey pürüzlülüğü ve çalışma ortamı.
- b. Birleştirilecek malzemelerin fiziksel ve kimyasal özellikleri:** Mekanik özellikler, kristal yapılar, tane boyutu, atom yarıçapı, yeniden kristalleşme sıcaklıkları ve yüzey enerjileri.
- c. Metalurjik özellikler:** Farklı metal ya da malzeme çiftlerinin karşılıklı çözünabilirliği ve metaller arası bileşik teşekkülü (Guo,1985; Lancaster, 1987; Salehi, 1990).

#### 6.1.2.1. Kaynak Sıcaklığı

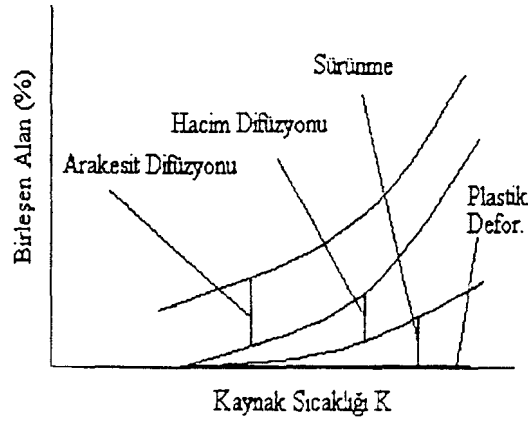
Difüzyon kaynağında sıcaklık, deformasyon, oksit çözünürlüğü, allotropik dönüşüm, yeniden kristalleşme, sürünme, difüzyon en önemli kaynak parametreleridir. Aynı cins metallerin birleştirilmesinde işlem sıcaklığı  $T_k$  ve metalin ergime sıcaklığı  $T_m$  olarak adlandırılırsa;  $T_k - (0.5-0.7)T_m$  .....(2.1) alınır. Difüzyon yönteminde sıcaklık kadar ısıtma ve soğutma hızları da önemlidir. Endüstriyel çalışmalar için 50 °C/dak.'lık ısıtma hızı olumlu sonuçlar verirken, farklı metallerin birleştirilmesinde doğrusal ısı genleşme katsayılarına bağlı olarak 15 °C/dak.'lık bir maksimum ısıtma hızı önerilmektedir (Orhan, 1996). Sıcaklık arttıkça ana malzemelerin akma gerilmeleri azalır, böylece hem ilk plastik deformasyon, hem de yüzey pürüzlerinin şekil değiştirmesi kolaylaşır. Dolayısıyla kaynak için gerekli temas alanını elde etme süresi kısalmır. Şekil 6.2'de uygulanan basınç ve sıcaklığın sürünme eğrisine tesiri görülmektedir.



Şekil 6.2. Sıcaklık ve uygulanan basıncın sürünme eğrisine tesiri (Askeland, 1989)

Diğer yandan  $D = D_0 \exp (-Q/RT)$  denkleminde difüze olabilirliğin, sıcaklıkla logaritmik olarak değiştiği görülmektedir ( $D$ : T sıcaklığındaki difüzyon katsayısı;  $D_0$ : Atomik titreşim frekans faktörü (difüzyon sabiti);  $Q$  Aktivasyon enerjisi ( $\text{Jmol}^{-1}$ );  $R$ : Gaz sabiti ( $8.314 \text{ Jmol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ) (Askeland, 1989; Salehi, 1990).

Pratikte, difüzyon kaynağında kullanılan sıcaklığın değeri, malzemenin mutlak ergime sıcaklığından daha küçük olan sıcaklık değeridir (Partridge, 1989). Bu sıcaklığın, mümkün olduğu kadar yüksek, sabit ve homojen olarak uygulanması gerekir (Salehi, 1990). Sıcaklığın birleşen alan üzerindeki etkisi Şekil 6.3.'de görülmektedir.



Şekil 6.3. Sıcaklığın birleşebilirlik üzerindeki etkisi (Partridge, 1989)

#### 6.1.2.2. Yüzey Şartları

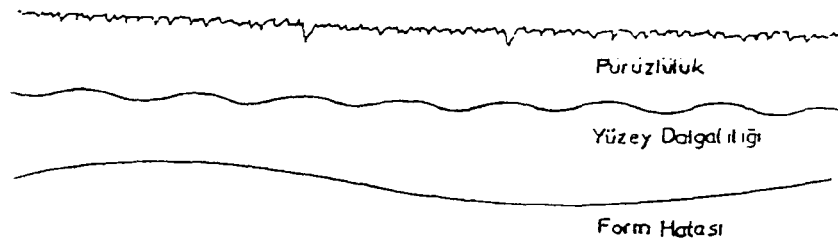
Bir metal yüzeyi, özenli bir çalışma ile hazırlanmış olsa da, üzerinde çeşitli yabancı maddeler bulunabilir. Kaynak yapılacak metallerin bağlantı yüzeylerinin yeteri kadar kir ve oksit artıklarından temizlenmesi gerekir. Birleşme yüzeylerinde oksit oluşumunu sağlayan gazlar giderilmelidir. Bu nedenle kaynak işlemi vakum ya da koruyucu gaz altında

yapılmaktadır. Oksit gibi organik filmler, mekanik olarak kırıldıkları için genelde kaynak işlemine engel olmazlar. Hareketli organik yüzey kirleri ise kaynak işlemine büyük engel oluşturmurlar (Kurşungöz, 1996).

Pürüzlülük, yüzeyler arasında tam temasa ulaşmak için gereken süreyi etkiler. Pratikte; bir metal, yükseklik ve dalga boyu küçük olan bir yüzey pürüzlülüğüne sahiptir; yani yüzey dalgalılığı hakim özelliştir. Difüzyon kaynağında ise, özellikle, uzun dalga boyuna sahip olan pürüzler önemlidir. Çünkü, difüzyon kaynağının kendisi sıcaklık ve mesafeye bağlı olduğundan, boşlukların yok edilmesi için hem çok yönlü basınç uygulanması hem de uzun zamana gerek duyulmaktadır (Salehi. 1990; Guo, 1987).

Haddelenmiş halde, bilhassa ince levhalar, iyi bir yüzeye sahip olma açısında avantajlıdır (Partridge, 1989).

Yüzey pürüzleri, kalıntı gözeneklerin başlıca sebebidir. Pürüzlülük sıcaklık ve deformasyonla artar. Süperplastik deformasyon esnasında, yüzey pürüzlülüğü artarak, tane sınırı hareketine katılır. Şekil 6.4. ve Şekil 6.5., sırasıyla, yüzey kusurlarını ve pürüzlülüğün sıcaklıkla değişimini göstermektedir.



Şekil 6.4. Yüzey kusurları

Klappaak yüzey pürüzlülüğünün matematik modellemesini yapmış ve işleme izlerinin periyodik ve tekrarlı bir sinüs dalgası şeklinde olduğunu göstermiştir (Klappaak, 1987).

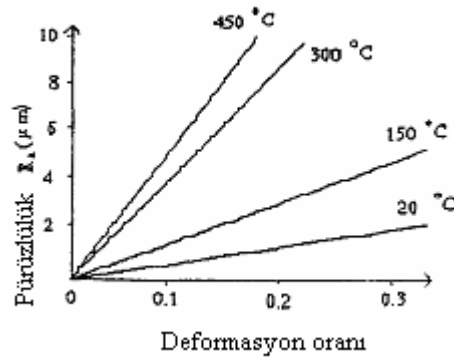
Yüzey artıkları, hemen hemen bütün yüzeylerde farklı şekillerde mevcuttur. Bunlar iki gruba ayrılabilir:

1. Normalde oldukça kırılğan olan oksit filmleri.
2. Yağ, gres, toz gibi organik ya da inorganik tabakalar.

Oksit filmleri, yaklaşık 10 -20 atom mertebesinde bir derinliğe nüfuz eden tabakalardır. Bütün sıcaklık değerlerinde  $H_2O$ ,  $CO_2$  ve  $SO_2$  gibi gazlar, oksit film kalınlığını artırmaktadır. Oksit tabakaları birleşecek yüzeylerin temasını önleyip, birleşme esnasında difüzyon yoluyla sinterlenmeye yol açarak, bağ teşekkülünü geciktirir ve arakesitte tane sınırının difüzyonunu engelleyerek, boşluk kalmasına sebep olur (Guo, 1985). Oluşması muhtemel, makro, mikro ve başlangıç teması boşluklarından sonuncusunun sebebi oksit filmleridir (Partridge, 1989).

Yüksek sıcaklıklarda ( $0.5 T_m$ ,  $T_m$ : Mutlak ergime sıcaklığıdır) birçok metal oksidi (Cu, Ti, Zr, Nb, Ta ve Mo gibi elementlerin oksitleri), ana metal içinde çözünür ya da dağılır ( $Ag_2O$  gibi). Dolayısıyla bağlantıya zarar vermez.  $Al_2O_3$  gibi oksitlerle, nitrür ve karbür filmleri ise metaller arası bağ oluşmasına engel olurlar (Salehi, 1990).

Brynt (1975) (Partridge, 1989), metal oksitlerinin meydana getirdiği oksit filmlerini, difüzyon kaynağı üzerindeki etkilerine göre, metalde oksijenin çözünürlüğü ve standart oksit oluşum enerjisinin bir fonksiyonu olarak sınıflandırmıştır. Buna göre, 350 kcal/mol'den daha düşük bir standart serbest oksit oluşum enerjisine sahip olan (oksijen çözünürlüğü az) metallerin, difüzyon kaynağı zordur.



Şekil 6.5. Yüzey deformasyonu ile pürüzlülük arasında sıcaklığa bağlı değişme (Partridge, 1989)

Alüminyum alaşımlarının difüzyon kaynağında vakum altında bile alüminyum oksidi çözmek mümkün olmamaktadır. Yalnız, alüminyum ve lityum alaşımlarının difüzyon kaynağında oksit tabakası yerine Al-Li spinellerinin oluştuğu tespit edilmiştir (Sunwed, 1994).

Bakır ile demirin difüzyon kaynağında difüzyon bölgesi oluşumunun bakırdaki oksitten fazla etkilenmediği ileri sürülmektedir. Oksijenin demire olan ilgisinin daha yüksek olması sebebiyle, bilhassa düşük sıcaklıklarda, demirin bakırdaki çözünürlüğünün azalması ile demir oksit oluşumu artmaktadır (Calvo, 1988).

Yağ, gres, toz ve hatta parmak izi gibi artıklar, aşağı yukarı oksit filmleriyle aynı etkiye sahiptirler. Dolayısıyla kaynaktan önce yüzeyden uzaklaştırılmaları gerekir.

Oksit filmlerinin kaldırılması için, kimyasal dağlama ve asitle temizleme yöntemleri kullanılır. Diğer artıklar yıkama ve 300°C'ye kadar sıcaklıkta kurutma ile uzaklaştırılabilir.

### 6.1.2.3. Kaynak Basıncı

Difüzyon kaynağında basınç, iki yüzey arasında ilk teması gerçekleştirmek ve difüzyon işlemini başlatmak üzere kimyasal bir potansiyel farkı üretmek için gerekli olmaktadır. Daha



önce belirtildiği gibi yüzey oksitleri kırılmadan teması başlatmak mümkün değildir. Basınç değeri, uygulanacak kaynak sıcaklığında birleştirilecek malzemelerin mekanik özelliklerine ve uygulanacak basınç değerine bağlıdır.

Kaynak esnasında uygulanması gereken basınç, difüzyon kaynağına şu şekilde tesir eder,

1. Yüzey pürüzlerinin plastik şekil değiştirmesine yardım eder,
2. Çözülmesi mümkün olmayan yüzey oksitlerini metalin metalle temasını sağlamak için kırar ve temas alanını artırır,
3. Birleşecek yüzeyleri birbirlerine atomlar arası mesafede yaklaştırarak, atomlar arası çekim kuvvetlerinin faaliyete geçmesini temin eder,
4. Difüzyon için kimyasal potansiyel farkı meydana getirir.

Uygulanan basıncın olumsuz tesirlere sebep olmaması için aşağıdaki hususlara da dikkat edilmelidir:

a. Uygulanacak basınç, yüzey pürüzlerinin sürünme hızı ve plastik deformasyonunu artıracak kadar büyük; kaynak edilecek parçaların mikroskobik deformasyonuna yol açmayacak kadar küçük seçilir (Nichting, 1986; Lancaster, 1987; Guo, 1985; Egan, 1980; Partridge 1989; Salehi, 1990),

b. Kaynak basıncı, birleştirilecek parçaların plastik hacim deformasyonunu en aza - indirmek için, akma gerilmesinin belirgin şekilde altında tutulur.,

c. Uygulanacak basınç izostatiktir. Basıncın uygulanma hızının, kaynak deformasyonu veya mukavemeti üzerinde önemli herhangi bir etkisi yoktur (Salehi, 1990).

Dubrovsky (1986), temas alanındaki deformasyon miktarı arttıkça difüzyon hızının arttığını belirtmektedir. Aynı araştırmacı bakır ve demirin difüzyon kaynağı üzerinde yaptığı çalışmada basıncın difüzyon kaynağı üzerindeki etkisini efektif difüzyon katsayısı ile tanımlamıştır. Buna göre:

$$EDK = \frac{DLDK}{DDK}$$

DDK dir.

EDK = Efektif difüzyon katsayısı.

DLDK = Deformasyonlu difüzyon katsayısı, DDK = Deformasyonsuz difüzyon katsayısı.

Uygulanan basınç, malzemede kusurlar ve arakesit bölgesinde nispeten daha küçük bir tane yapısı meydana getirerek kısa devre difüzyon yolları da indükleyebilmektedir (Haufler, 1986).

Uygulanan basıncın allotropik dönüşüm gösteren demir (Fe) gibi metallerde, allotropik dönüşüm sıcaklıklarında yavaşlayan difüzyonu hızlandırdığı da söylenebilir. Kaynak basıncının artması, yüzeydeki oksit tabakasını kırması yanında, yapıda arakesite yakın sert oluşumların kopması ya da kırılması ve böylece kaynak süresinin kısılmasına yol açmaktadır (Calvo, 1989).

Uygulamalarda genellikle basınç üst sınırı olarak malzemenin kaynak sıcaklığındaki akma dayanımı alınmaktadır. Yapılan araştırmalarda 0.007-400 Mpa arasında değişen basınçlarla başarılı denemeler yapılmakla birlikte, tatminkar sonuçlara 15-300 Mpa arasında ulaşılmaktadır (Orhan, 1996).

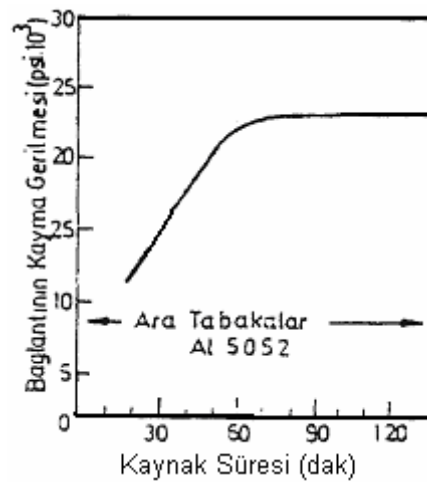
Salehi (1990), günümüze kadar difüzyon kaynağında çeşitli malzemeler için uygulanan basınç değerlerinin 41 KPa ile 27 MPa arasında olduğunu söylemekte ise de, Walsh ve Balaguer (1986); 32 MPa ve Meada 50 MPa'lık (Orhan'dan, 1996) kaynak basınçları kullanmışlardır.

#### 6.1.2.4. Kaynak Süresi

Kaynak süresi bağımlı bir işlem parametresi olup; sıcaklık, basınç ve birleşme türü ile ilişkilidir. Her malzeme ya da malzeme çifti için gerekli süre birkaç saniyeden, birkaç saate kadar değişebilir (Kuşungöz ve Kuşungöz, 1996). Sıcaklık ve basınç artırılarak kaynak süresi kısaltılabilmektedir. Kirli yüzeyler ve düşük sıcaklıklarla çalışılması halinde süre uzamaktadır.

Sabit basınç ve sıcaklıkta birleştirme süresini uzatmanın, bağlantı mukavemetini bir noktaya kadar artabileceği belirlenmiştir (Salehi, 1990). Bu durum Şekil 6.6.'da görülmektedir.

Bağlantı mukavemeti ile kaynak süresi arasındaki ilişki, aslında bu kadar basit değildir. Süre uzadıkça metaller arası bileşiklerin meydana gelmesi, tane büyümesi; süper plastik şekillenme performansı ve bağlantı mukavemeti, olumsuz bir şekilde gelişmektedir.



Şekil 6.6. Bağlantının kayma mukavemeti ile kaynak süresi arasındaki ilişki

Metallurjik büyüklüklerin birleşme süresi üzerinde fazla etkili olmadığı ileri sürülmektedir. Endüstriyel uygulamalarda birleşme süresini kısa tutmak, ekonomiklik açısından önemlidir. Kaynak süresinin uzun olması kaynak ekonomisi açısından bir dezavantaj oluştururken, boşlukların oluşumunu, bileşimin değişimini ve kırılğan metaller arası bileşiklerin oluşumunu teşvik etmesi şeklinde bağlantının mekanik özelliklerini bozan olumsuzluklara da neden olabilir (Partridge, 1989).

Difüzyon kaynağında geçen süre iki evre olarak tanımlanmaktadır. Birinci evre bir olgunlaşma (kuluçka) sürecidir. Burada yüzeyler arasında temas alanı artmakta ve aşırı deformasyon bölgeleri oluşmaktadır. İkinci evrede ise kayma ve tane sınırı göçünün görüldüğü yoğun sürünme ile birlikte yeniden kristalleşme olayları hakimdir.

#### **6.1.2.5. Kaynak Ortamı**

Difüzyon kaynağında, parça yüzeyleri ve arakesitte oksitlenmeden sakınmak için koruyucu bir atmosfer kullanılır. Bu amaçla ya vakum altında, ya da bir soygaz atmosferinde çalışılır. Kararsız ya da oksijen çözünürlüğü yüksek oksitlere sahip metallerle, normal atmosferde de tatminkar bir bağlantı elde edilebilmektedir.

Soygaz olarak argon, helyum ve azot kullanılabilir. Oksijen miktarını en aza indirmeye yardım eden hidrojen de redükleyici bir atmosfer olarak düşünölmektedir. Ancak hidrojenin; titanyum, zirkonyum, hafniyum ve kolombiyum ile tantal alaşımlarında hidrat oluşturması, dikkat edilmesi gereken önemli bir husustur (Salehi, 1990).

Soygazlar atmosferik oksijenin tesirini ancak belli bir dereceye kadar azalttığından, kararlı oksitlere sahip metallerde vakum kullanılmaktadır.  $1.3 \times 10^{-3}$  Pa'dan daha fazla bir vakum, oksit filmlerinin çözünmesini sağlayabilmekte ise de, uygulamada  $1.3 \times 10^{-2}$  ile  $1.3 \times 10^{-5}$  Pa'lık basınçlar kullanılmaktadır (Meada, 1988; Calvo ve diğ., 1988; Andrzejewski, 1993). Vakum sırasında parçanın birleştirilecek ara yüzeyi oksitlenmeden korunduğı gibi, yüzeydeki yabancı maddelerin süblimasyonu da sağlanmaktadır. Vakum ortamında yapılan kaynaklı birleştirmeler, vakum çok yüksek olmasa bile, yeterince saf olmayan asal gazların koruyuculuğı altında yapılan birleştirmelerden daha iyi dayanım sağlamaktadır.

#### **6.1.2.6. Birleştirilecek Malzemelerin Mikro Yapıları ve Tane Boyutları**

Difüzyon kaynağında etkili olan metallurjik faktörler; mikro yapı, tane boyutu ve ara tabaka kullanılması olarak gruplandırılabilir. Titanyum alaşımları üzerindeki araştırmalar, farklı mikro yapıların farklı sürünme hızına sahip olduğunu göstermiştir.

Mikro yapılar üç gruba ayrılmıştır: ince taneli küresel, lamelli ve tabaka tipi mikroyapılar (Salehi, 1990). Kararlı sürünme kanunu bağıntısına göre alaşımların sürünme

hızları efektif aktivasyon enerjisi ile birlikte başlangıçtaki yapıya göre değişmektedir (Guo, 1985).

Difüzyon kaynağı için en uygun yapının ince taneli yapı olduğu belirlenmiştir. Bu yapı süper plastik alaşımlarda mevcuttur. Tabaka şeklindeki taneler arttıkça, sürünme hızı azalır ve sonuçta arakesitte boşluklar kalır.

Lamelli yapı (alfa bölgesinde), diğer iki yapı ile karşılaştırıldığında daha düşük sürünme hızına sahiptir (Guo, 1985; Salehi, 1990). İki fazlı alaşımlar için, iki fazın oranı atomların yayınabilmesi ve sertlik üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Yüksek difüzyon hızına sahip fazın, düşük difüzyon hızına sahip faza oranı, sıcaklığın tesiriyle arttıkça: bağ oluşumu olumlu yönde etkilenmektedir (Guo, 1985; Salehi, 1990).

(Calvo, 1989) katı halde, birbiri içinde tamamen çözünmeyen alüminyum ve bakır metallerini özellikle metaller arası bileşiklerin ve ara fazların oluşması açısından incelemiştir. Mikro yapının, istenmeyen yapıların meydana gelmesinde etkili olduğunu, tane boyutunun hem kaynak esnasında, hem de kaynak sonrasında, bağlantının mukavemeti açısından büyük önem arz ettiğini göstermiştir.

Kaynağın ilk safhalarında boşluklar daha fazla sayıda tane sınırıyla kesişir. Dolayısıyla. boşluğu kapatmak için birden çok tane sınırı etki eder (Guo, 1987). Atomlar bu tane sınırlarında boşluğa difüze olarak, onu küçültürler. Burada tane sınırı difüzyonu için kimyasal potansiyel farkını doğuran tahrik kuvveti; kısmen, uygulanan basınç ile tane sınırı arasındaki açığa bağlıdır. Bu açı  $90^\circ$  olduğu zaman, kimyasal potansiyel farkı tahrik kuvveti en yüksek,  $0^\circ$  (paralel) olduğu zaman ise en az olmaktadır (Wallach, 1989).

Tane boyutunun küçülüp tane sayısının artmasıyla, boşlukların difüzyonla doldurulmasının kolaylaştığı ve ara kesitte boşluk kalması ihtimalinin azaldığı görülmektedir.

Difüzyon kaynağında, birleşme işlemi hızlandırmak. bağlantının mekanik özelliklerini geliştirmek veya bir birinden farklı metal-metal olmayan (seramik, cam ve kompozitler gibi) malzemelerin kaynağında karşılıklı difüzyon çifti oluşturmak için ara tabakalar kullanılmaktadır (Lancaster, 1987). Örneğin, kompozit malzemelerin difüzyon kaynağında, ara tabaka kullanılması halinde basınç ve sıcaklığın ancak sınırlı ve dar bir bölgede uygulanabileceği tespit edilmiştir (Enjo ve diğ., 1987).

Ara tabaka malzemesinin fonksiyonlarını şöyle özetleyebiliriz:

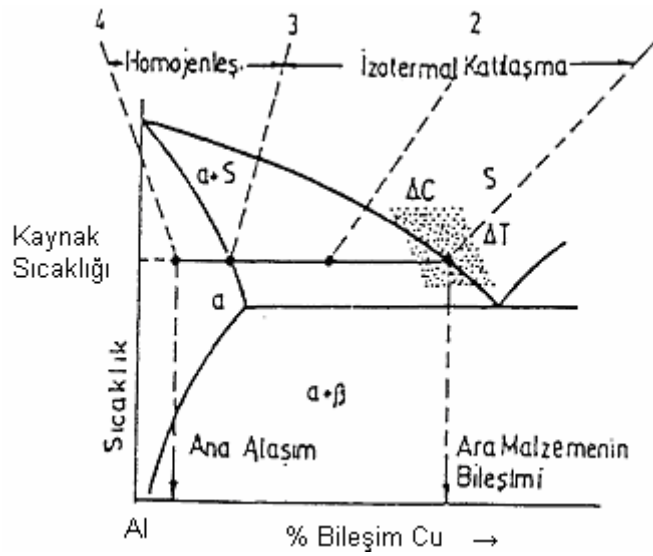
- 1- Metalik bir bağ oluşturmak için ana metalde çözünmek,
- 2- Bir birinden farklı malzemelerin birleştirilmesi halinde intermetalik fazların oluşumunu engellemek,
- 3- Ön ısıtma esnasında, yüksek sıcaklıklarda birleştirilecek yüzeyleri oksitlenmeye karşı korumak,

4- Elektro kaplama, buharlaşma veya iyon kaplama ile malzemelerin difüzyon özelliğini geliştirmek,

5- Düşük akma gerilmeli malzeme ya da sıvılar ihtiva eden bölgeler oluşturarak, oksit filmlerinin bozulmasını sağlamak,

6- Arakesit boşluklarında, geçici sıvı fazlar oluşturarak, yüzey pürüzlerinin olumsuz tesirlerini en aza indirmek.

Ara tabaka kullanmanın şekli denge diyagramı üzerinde, Şekil 6.7.'de belirtilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi, kullanılacak ara tabakanın erime sıcaklığının ana metale göre daha düşük olması ve ana metalde çözünebilir olması istenir.



Şekil 6.7. Ara tabakanın kaynak bölgesine tesiri (Partridge, 1989)

## 6.2. Difüzyon Kaynağı Uygulamaları

Difüzyon kaynağının uygulama alanları şöyle sıralanabilir:

- 1- Havacılık ve uzay sanayi,
- 2- Nükleer sanayi,
- 3- Elektronik sanayi,
- 4- Savunma sanayi,
- 5- Genel mühendislik.

Genel mühendislik alanında difüzyon kaynağı, kaynak çatlaması ve gevrek metaller arası bileşiklerin oluşması tehlikesinin bulunduğu durumlarda kullanılmaktadır. Difüzyon kaynağının özel avantajlar sunduğu bağlantı türleri:

- 1- Yüzey kaplama,
- 2- Difüzyon kaynağıyla bir defada birleştirilmesi mümkün karmaşık şekilli ve içi boş yapı elemanları ve

**3-** Döküm ve dövme parçalarda difüzyon kaynağı olup, dökümlerde karmaşık maçalardan dövmede girinti açılardan doğan problemlerin üstesinden gelmede kullanılabilir.

Difüzyon kaynağı; havacılık sanayinde daha ucuz, daha verimli, daha hafif ve dizaynı kolay parçaların üretimini mümkün kılarak, adeta bir çığır açmıştır. Havacılık sanayiinde, difüzyon kaynağı, yüzey yüzeye, ya da kenar kenara temas eden bağlantıların üretiminde, genellikle dövme ve geleneksel kaynak usullerinin yerine kullanılmaktadır. Havacılık sanayindeki difüzyon kaynağı uygulamalarına ait örnekler şunlardır:

Amerika’da aralarında Northrop, Rockwell, Douglas Aircraft gibi şirketlerin bulunduğu 12 firma, 1000 ile 5000 tonluk presler kullanarak difüzyon kaynağı ve süper plastik şekillendirme ile Ti alaşımlarından F 15 füze yuvası, B1 bombardıman uçağı için patlama lülesi, T38 uçağı için ana iniş arka kapısı, rüzgar kanatçıkları imal etmişler ve maliyette düşüş sağlamışlardır (Williamson, 1986).

Rhor şirketi (California), petek şeklinde dizayn edilmiş olan bir hava kanalını, difüzyon kaynağı ile, tek aşamalı bir üretimi başarmıştır (Guo, 1985).

İngiltere’de Rolls Royce şirketi, uçak türbin kanatlarını (Ti-alaşımı), “uyarılmış difüzyon kaynağı” adı verilen; C ve Ni den mamul ara tabakaları, iki panel arasına mikro işlemci kontrollü bir elektrokaplama metoduyla yerleştirip, basınç altında ve vakumda, yine mikro işlemci kontrollü bir ısıtma işlemiyle birleştirmişlerdir (Fitzpatrick, 1988).

Difüzyon kaynağı ile piston, silindir blokları gibi hidrolik elemanlar da üretilmiştir. Burada esas gaye kütlenin tamamının bronzdan yapılması yerine gövdenin çelikten yapılması, yüzeyinin bronz (% 30 Cu - % 10 Sn - % 10 Pb) ile kaplanması ve böylece ağırlıktan tasarruf sağlanmasıdır.

Difüzyon kaynağının silah sanayinde uygulamalarında amaç; diğer tekniklerle daha ekonomik ve entegre olarak üretilmeyen yapı ve elemanları üretmektir. Örneğin, hidrojen mevcudiyetinin bir problem olduğu, martenzitik yapıdaki kaynaklı bağlantılarda, geleneksel kaynak usulleri yerine difüzyon kaynağı uygulanmaktadır. Yine planör tipi uçakların üretiminde kullanılan, çelik ve alüminyumun difüzyon kaynağıyla birleştirilmesi, büyük kolaylıklar sağlamaktadır.

Nükleer endüstride difüzyon kaynağı çok yaygın olarak kullanılmakla birlikte; Battelle, “Sıcak İzostatik Difüzyon Kaynağı”nı küçük  $UO_2$  levhacılarıyla düz plaka tipi yakıt elemanları üretiminde kullanmıştır. Bu elemanlar da Westinghouse Bettis basınçlı su reaktörlerinde ikinci çekirdek yüklemesi için kullanılmışlardır. İkinci bir uygulama, Amerikan ordusu için seyyar güç reaktörlerinin, tüp şeklindeki paslanmaz çelik ve  $UO_2$ ’den oluşan yakıt elemanlarının üretiminde kullanılmasıdır (Salehi’ den, 1990).

Sıcak izostatik difüzyon kaynağı ile alüminyum kaplanmış tüp şeklindeki uranyum alaşımı yakıt elemanları da üretilmiştir (Salehi, 1990, Guo, 1985). Bunların dışında bir başka reaktör için tek parça termoelektrik bir pompa elemanları difüzyon kaynağı ile birleştirilmek suretiyle imal edilmiştir. Nükleer güç reaktörlerinde yaşanan tip Al (SAP 895) alaşımı ile 300 serisinden paslanmaz çelikler arasındaki birleştirme difüzyon kaynağı ile yapılmış, Fe-Al metaller arası bileşiklerin oluşmasını önlemek için kaynak bölgesinde, tungsten bir difüzyon engeli kullanılmıştır (Guo, 1985)

Elektronik devre üreticileri, silikon bir parçadan entegre devre üretildikten sonra, çipin bir alt tabakaya bağlanması, çip ve devrelerin elektriği iletken malzemelerle bağlaması gibi işlerde birçok birleşme tekniği kullanmaktadırlar. Mikro elektronik sanayinde, silikon çiplerin bakır veya Ni-Fe esaslı led çerçevesinde bağlanmasında ara tabaka olarak devre paketlerinin imalinde kullanılan usullerden biri de difüzyon kaynağıdır (Riches, 1989).

Difüzyon kaynağı, plastik sanayiinde, ekstrüzyon hatlarında kullanılan basınca dayanıklı ve tam sızdırmaz, enjektörlerin üretiminde de kullanılmaktadır. Difüzyon kaynağının uygulama alanlarına, referans ve kalibrasyon bloklarının üretimi de girmiştir. Özellikle, hassasiyetin ve mukavemetin sağlanması amacıyla, farklı malzemeler birleştirilerek imal edilen, bileşik malzemeler, bu konuda difüzyon kaynağını avantajlı kılmaktadır.

Elektrik alanında, esnek durumda olan iletken uçlar, bunlar çok sayıda levhacığın birleşmesinden meydana gelmiş, difüzyon kaynağı ile birleştirmeye üretilmiştir. Bu konuda diğer yaygın difüzyon kaynağı uygulamaları ısı değiştiricilerinin kaplanması ile gelişmiş malzemelerin metal matrisli kompozit ve seramiklerle birleştirilmesi işlemleridir (Spanwick, 1989). Difüzyon kaynağının diğer bir uygulama alanı da biyo-medikal mühendislik dalıdır. Özellikle, çeşitli metal protezlerin seramiklerle kaynağı veya kaplanması bu konuda yenidir.

Günümüzde difüzyon kaynağı çok sayıda ve değişik malzemelere farklı alanlarda ve farklı amaçlarla geniş bir şekilde uygulanmaktadır. Birbirinin aynı ya da farklı yapı ve bileşimlerdeki birçok malzeme bu kaynak yöntemiyle birleştirilebilmektedir. En başarılı ve yaygın uygulama alanı, titanyum alaşımlarından uçak parçalarının yapımında görülmektedir (Salem, 1990). Son zamanlarda Ti alüminidleri, yüksek mukavemetli Al-alaşımları (Al Li, gibi), Ni-esaslı alaşımlar, metal-matrisli kompozitler difüzyon kaynağıyla birleştirilmiştir (Ostyn, 1987).

### **6.3. Difüzyon Kaynağı Yönteminin Avantajları ve Dezavantajları**

Difüzyon kaynağı birçok avantajının yanı sıra birtakım dezavantajlara da sahiptir. Bu avantaj ve dezavantajlar aşağıda verilmiştir.

### **6.3.1. Yöntemin Avantajları;**

- 1) Çok farklı malzemelerde, homojen ve gerilmesiz bağlantılar hazırlanmasını mümkün kılar,
- 2) Ergitme kaynağı ile birleştirilemeyen malzemelerin birleştirilmesine imkan verir,
- 3) Herhangi bir özel ihtiyaca cevap vermeyen farklı yüzey geometrilerine sahip parçaların birleştirilmesini mümkün kılar .Bunun beraber basınç uygulanması sınırlayıcı bir faktör olabilir. Malzemeler katı halde birleştirilir. Metalurjik şartlar genellikle uygun ve kolayca etkilenebilir durumdadır. Çünkü çekme etkileri az, gerilmeler küçüktür,
- 4) Parçalardaki deformasyon çok küçük sınırlar içerisinde tutulabilir. Dolayısıyla pek çok uygulamada ikinci bir işlem gerekmez,
- 5) İşlem tam otomatik hale getirilebilir. Bu da kalifiye elaman ihtiyacını azaltır.

### **6.3.2. Yöntemin Dezavantajları;**

- 1) Yüksek donanım maliyeti,
- 2) Çok temiz ve hassas yüzey hazırlama ihtiyacı ve koruyucu gaz atmosferi gereği,
- 3) İşlem için bazen çok uzun sürelerin gerekmesi,
- 4) Özel bir kaynak hücresi gerektirdiği için parça boyutları büyüdükçe maliyetin artmasıdır. Bu eksiklikler, işlemin klasik kaynak yöntemlerinin yerini almasına engeldir. Fakat özel kaynak problemlerini çözmede bu yöntemi kullanmak gerçekten etkileyicidir (Koçer, 1999).

Tablo 6.1.'de bazı metal çiftlerinde uygulanan basınç miktarları ve çekme testi sonucu birleşebilirlik verim oranı gösterilmiştir.



**Tablo 6.1.** Difüzyon kaynaklı birleştirmelerde birleşebilirlik oranı (Brandes, 1983)

| Malzeme kombinasyonu          | Birleşme mukavemeti (MPa) | Çekme testi ile birleşebilirlik verim oranı (%) |
|-------------------------------|---------------------------|-------------------------------------------------|
| Yumuşak Çelik / Yumuşak Çelik | 465                       | 100                                             |
| HSS Çeliği / HSS Çeliği       | 1160                      | 90                                              |
| Yumuşak Çelik / Dökme Demir   | 430                       | 100                                             |
| Paslanmaz Çelik / Dökme Demir | 525                       | 100                                             |
| Dökme Demir / Alüminyum       | 865                       | 100                                             |
| Yumuşak Çelik / Alüminyum     | 155                       | 50                                              |
| Alüminyum / Alüminyum         | 155                       | 50                                              |
| Alüminyum / Bakır             | 140                       | 70                                              |
| Bakır / Nikel                 | 215                       | 100                                             |
| Bakır / Bakır                 | 215                       | 100                                             |
| Nimonik /Nimonik              | 910                       | 90                                              |
| Stellite / Stellite           | 925                       | 90                                              |
| Titanyum / Titanyum           | 1065                      | 100                                             |

Seramiklerdeki en etkin gelişmelerden birisi, stabilize edilmiş zirkonyum (TZP) ve TZP+A1203 kompozitlerinin süper plastik hale getirilebilmesidir. Bunun difüzyon kaynağı ile birleştirilebilirliği için doğrudan bazı göstergeler mevcuttur. Çünkü, süper plastik şartlar altında gayet iyi ara yüzey temasına ulaşılmaktadır. Mutoh, BaCO<sub>3</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve CuO'in uygun oranlarda karıştırılıp havada 12 saat süreyle 930°C'de kalsine edilmesiyle elde edilen YBa<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>7</sub> seramiğinin difüzyon kaynağını incelemiş ve ara tabaka kullanmadan 900 ila 950 °C'de 4 saatten uzun kaynak süresiyle birleştirmeyi başarmıştır.

#### 6.4. Difüzyon Kaynağının Diğer Kaynak Metotlarıyla Karşılaştırılması

1. Difüzyon kaynağı, esas itibarıyla difüzyon kontrollü bir tekniktir.
2. Ergitme kaynağında görülen deformasyonlar, ön ve son tavlama ihtiyaçları, bu teknikte gerekmez,
3. Bu teknikle, metalurjik açıdan uyumsuz, birbirinden tamamen farklı iki metal veya metal bir malzeme, metal olmayan başka bir malzeme ile birleştirilebilir,
4. Birleşme süresi, bağlantı alanından bağımsızdır. Dolayısıyla, bir defada geniş alanlı ya da karmaşık şekilli bağlantılar birleştirilebilmektedir,
5. Uzun ortamında birleştirmeye imkan sağlamaktadır,

6. Birleştirme esnasında, ana malzemelerde istenmeyen metalurjik yapıların oluşma ihtimali düşüktür,

7. Seramiklerin kaynaklarında en önemli faktör, malzemelerin gevrekliğidir. Bu ise, kaynak edilmesi gereken bölgenin deforme olmaması anlamına gelir. Dolayısıyla, bu metal seramik ve kompozitlerin, metal ve diğer malzemelerle birleştirilmesinde günümüzde en verimli ve etkili bir metottur,

Difüzyon kaynağının bazı dezavantajları da vardır. Özellikle uygulama ortamının bazı özellikler gerektirmesi ve pahalı bir teknik olması önemli dezavantajlar olarak gösterilebilir.

### 6.5. Difüzyon Kaynağı Teknikleri

Difüzyon kaynağı, günümüzde iki maksatla yapılmaktadır:

- a. Bilimsel çalışmalar için araştırma gayesiyle,
- b. Bu tekniği kullanarak, bir parçayı üretmek için uygulanır. Bunlardan birincisi ile teste tabi tutulabilecek difüzyon kaynağı tipleri geliştirilirken; ikincisi ile istenen elemanı elde etmek mümkün olur.

Birleştirilen malzemeler arasında ilave bir malzeme (levha) kullanılıp kullanılmamasına göre difüzyon kaynağı üçe ayrılabilir;

1. Difüzyon lehimleme (ara tabaka kullanılan) teknikleri:

Bunlar; a- Tek ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme,

b- Birden çok ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimlemedir.

2. Ani sıvı faz kaynağı (Zhang, 1987) uygulamaları,

3. Direkt difüzyon kaynağı.

Difüzyonla lehimlemede, birleştirilecek yüzeyler arasına, ergime sıcaklığı ana malzemelerinkinden daha düşük, levha şeklinde bir ilave malzeme yerleştirilir. Çok katlı ara tabakalar, hem termal gerilmeyi, hem de diğer gerilmeleri giderici ek bir etkiye de sahiptir (Zhang, 1987). Ani sıvı faz kaynağı, ilk safhasında hızlı ısıtma ile, yüzeylerden biri ya da her ikisinin basınç altında, çok kısa bir süre için ergitilip hızla soğutulduğu bir difüzyon kaynağı olarak tanımlanmaktadır. Hem difüzyonla lehimleme, hem de difüzyon kaynağında, yüzeylerin çok hassas bir şekilde işlenmiş olmaları gerekirken, ani sıvı faz kaynağında 80 numara zımpara ya da hassas tornalama ile işlenmesinin yeterli olduğu bildirilmektedir. Difüzyonla lehimlemede ara tabaka olarak, herhangi bir kaplama (iyonik-elektro v.s.) da kullanılmaktadır.

Difüzyon kaynağı, uygulanma ortamına göre;

1. Koruyucu gaz atmosferinde difüzyon kaynağı,
2. Vakum altında difüzyon kaynağı, olarak ikiye ayrılabilir.

Endüstriyel maksatlarla uygulanan difüzyon kaynağı, büyük kütleli parçalara uygulanan difüzyon kaynağı ve ince parçalara uygulanan difüzyon kaynağı olarak ikiye ayrılır. Büyük kütleli difüzyon kaynağı, kaim kesitli işlenmiş parçaların, mekanik olarak uygulanan, nispeten büyük (14 MPa) basınç altında birleştirilmesini ihtiva etmektedir. Ti-6A alaşımından birçok uçak parçası  $10^{-3}$  Pa vakum altında, 900°C sıcaklıkta, 2,94 MPa bir basınç uygulayarak 2 saatte kaynak edilebilmiştir (Sharp ve diğ., 1993; Sunwoo, 1994). Difüzyon kaynağı ile üretilen ağır parçalar, malzeme kullanım ve masrafını azaltmak üzere, karmaşık şekilli, işlenmiş ya da dövülmüş parçaların yerini almaktadırlar (Partridge, 1989). İnce Ti-6Al-4V alaşımlı levhalara da 2 MPa lık gaz basıncı ile difüzyon kaynağı uygulanabilmektedir.

Özetle; difüzyon kaynağı teknikleri aşağıdaki faktörlere göre uygulanmaktadır (Salehi, 1990):

- a. Kaynak atmosferi; hava ve soygazdan oluşur, ya da kaynak ortamı vakumdur,
- b. Kaynak basıncı; mekanik, hidrolik, sabit yüklemeli ve diferansiyel termal genleşme şeklinde uygulanabilmektedir.
- c. Isıtma; dirençle ısıtma, ya da endüksiyonla ısıtma şeklinde yapılabilmektedir.

## **6.6. Difüzyon Kaynağına Uygulanan Muayene ve Testler**

Difüzyon kaynağında, bağlantının kalitesini tespit için iki türlü test kullanılmaktadır.

Bunlar:

1. Tahribatlı muayene testleri,
2. Tahribatsız muayene testleridir.

### **6.6.1. Tahribatlı Muayene Testleri**

Bunlar; çekme, bindirme, kayma, darbe ve eğme testleridir. Çekme testi, çekme numunesi yapılabilecek uzunluktaki difüzyon kaynaklı malzemeler için uygulanmaktadır.

Bindirme-kayma testi, levha şeklindeki malzemelerin bağlantı mukavemetini tespit etmek için kullanılmaktadır. Numuneler; bağlantının mukavemeti ana metalinkinden daha düşük olduğu zaman bile, çentikten kırılmaktadırlar. Bindirme alanı, genellikle, test esnasında eğilmektedir. Bu sebeple, kırılma yükünden doğrudan doğruya hesaplanan kayma mukavemeti, bağlantının mukavemetini vermekten uzaktır (Guo, 1985).

Darbe testi birçok araştırmacı tarafından kullanılmış olmasına rağmen, çentiği birleşme hattına yerleştirme güçlüğü vardır. Bu test daha çok çelikler için kullanışlıdır. Bağlantının darbe mukavemeti, arakesitteki mikro boşluklar yüzünden, birçok halde, ana metalinkinden düşüktür.

Eğme testi, genellikle, numune yuvarlak bir parça tarafından U şeklinde eğilerek uygulanmaktadır. Eğme anında, numunelerin çatlama durumlarına göre, bağlantı kalitesi tayin edilir.

### **6.6.2. Tahribatsız Muayene Testleri**

Bu muayeneler; metalografi, potansiyel düşmesi (elektrik direnç değişmesi), transmisyon akustik mikroskopi, elektron mikroskobisi, fotoemisyona elektron mikroskobisi diye sınıflandırılabilir.

Metalografi, difüzyon kaynaklı bağlantıların mikro yapılarının muayenesinde esas metot olmasına rağmen; küçük boşlukların optik mikroskopla tayin güçlüğü, bağlantı kalitesini anlamada etkili bir yol olmasını engellemektedir.

Potansiyel Düşmesi Metodu (verilen akımdaki değişme), daha çok yorulma çatlağı büyümesini tespit için kullanılır. Boşluk tespitinde kullanıldığı zaman ise, ancak büyük boşluklarda iyi sonuç vermektedir.

Geleneksel X ışını ve ultrasonik muayeneler, difüzyon kaynağının iç kesitini muayenede ve mevcut kusurların tespitinde oldukça faydalıdır. Elektron mikroskobisi, bağlantıdaki ara tabakaların kalınlıklarının tespitinde faydalı olurken, bağlantı mukavemeti hakkında fikir vermektedir.

Fotoemisyona elektron mikroskobisi, yüksek sıcaklıklarda, dinamik metalurjik gözlem yapılmasını ve difüzyon kaynağının safha safha izlenmesini mümkün kılmaktadır.

## 7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 7.1. Çalışmanın Amacı

Çağımızda teknolojinin hızla gelişmesi, sanayinin temel girdisi olan malzeme ve malzeme bilimindeki gelişmeleri de beraberinde getirmiştir. Yeryüzündeki hammadde kaynaklarının sınırlı olması ve bu malzemelerin fiziksel ve kimyasal açılardan yetersizliği, malzeme bilimcilerini yeni malzemeler geliştirme arayışlarına sürüklemektedir. Ni-Ti tozunun toz metalurjisi yöntemi ile kompozit üretiminde kullanılması ve üretilen kompozitin kullanım alanlarının belirlenmesinde birleştirme yöntemlerinin araştırılması oldukça önem arz etmektedir. Toz metalurjisi (TM) yöntemiyle üretilmiş malzemelerin difüzyon kaynağı yöntemiyle birleştirilmesi, hem TM ile üretilen malzemelerin orijinal yapısının korunması ve hem de oluşturulacak malzeme çiftinin difüzyon kaynağı davranışlarının anlaşılması açısından önemlidir.

Kompozitlerin birleştirilmelerini iki grupta toplamak mümkündür. Bunlar; ergitme kaynak yöntemleri ve Katı hal kaynak yöntemleridir. Ergitme kaynak yöntemleri ile yapılan birleştirmelerde bazı problemler mevcuttur. Bunlar; yüksek vizkozite, düşük akıcılık, katılaşmanın kontrolsüz gerçekleşmesi ve istenmeyen reaksiyonların oluşmasıdır. Bu durum aynı zamanda kaynakta mikro ve makro kusurlara yol açtığından kaynak kabiliyetini azaltır. Ergitme kaynaklarında yüksek sıcaklık nedeniyle ana malzemenin özellikleri değiştiğinden, bu durum ergimiş matris ile takviye arasındaki zararlı kimyasal reaksiyonların oluşmasına neden olmaktadır.

Ergitme kaynak yöntemlerinde oluşması muhtemel birleşme problemlerinden dolayı metal matrisli kompozitleri (MMK'ları) katı hal birleştirme yöntemleri ile birleştirmenin daha avantajlı olduğunu yapılan son araştırmalar ortaya koymuştur. Bir katı hal kaynak yöntemi olan difüzyon kaynağında malzemede istenmeyen mikro ve makro dönüşümlerin sınırlı oranda olmasından kompozit malzemelerin kaynağında ana malzemenin mukavemet değerlerine yaklaşılmasından dolayı, difüzyon kaynak yönteminin daha cazip hale geldiği görülmüştür.

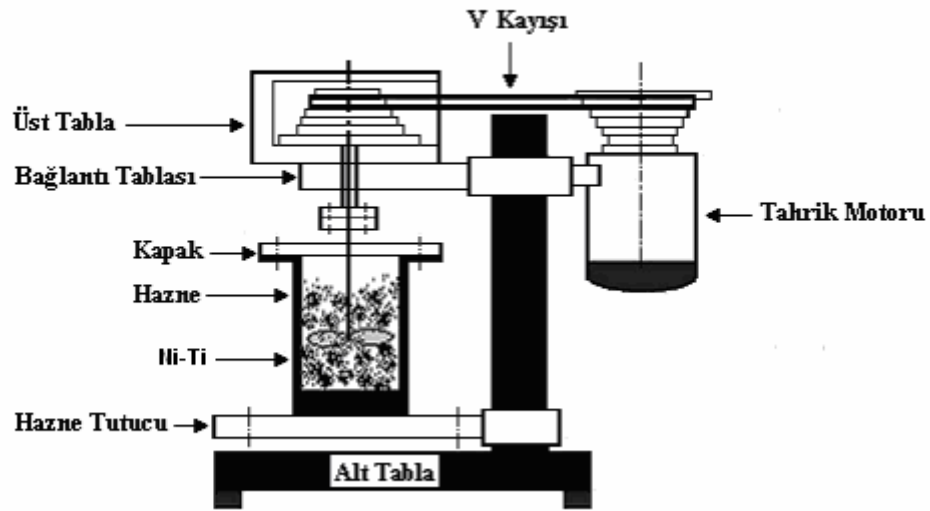
Bu çalışmada soğuk presleme yöntemiyle imal edilmiş Ni-Ti kompozitlerin difüzyon kaynağı ile birleştirilebilirliği araştırılmıştır. Araştırmada hazırlanmış kompozit malzemeler aynı basınçlarda, farklı sıcaklık ve sürelerde difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir.

## 7.2. Kompozit Malzemenin Üretimi

Bu çalışmada kullanılan Ni-Ti malzemenin üretiminde aşağıdaki üretim aşamaları izlenmiştir:

1- % 99 saflıkta, 45  $\mu$ m büyüklüğünde ve ağırlıkça % 51 Ni tozu, % 99 saflıkta, 45  $\mu$ m büyüklüğünde ve ağırlıkça % 49 Ti tozu ile  $10^{-4}$  hassasiyetli terazide tartıldı.

2- Tozlar, homojen bir dağılım elde etmek için Şekil 7.1’de görülen mekanik bir karıştırıcıda 20 dk. süre ile karıştırıldı.

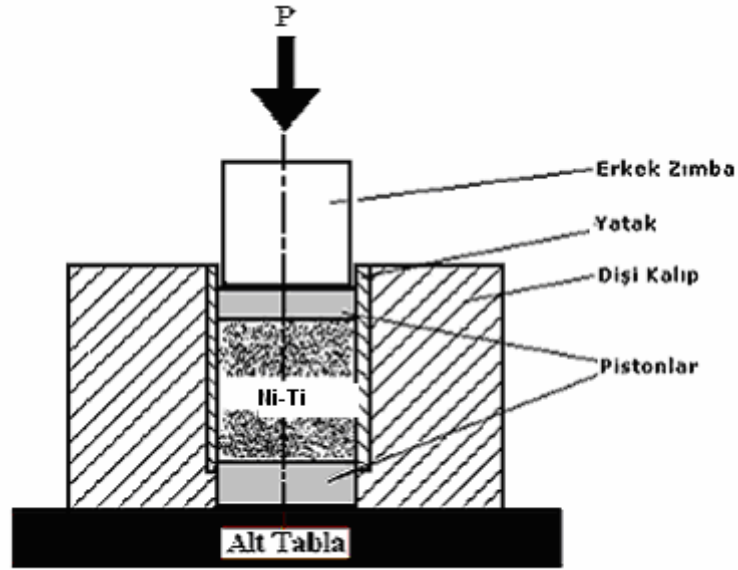


Şekil 7.1. Mekanik alaşımlama aparatı

3- Oda sıcaklığında 20 dk. süre karıştırılan ve homojen dağılımı sağlanan tozlar Şekil 7.2.’de görülen toz presleme aparatında 619 MPa’lık yük altında Ø12x60 mm boyutlarında soğuk preslendi.

4- Preslenen numuneler argon atmosferli bir sinterleme fırınında 950 °C sıcaklıkta, 30 dk. süre ile sinterlendi.

5- Sinterlenmiş numuneler Şekil 7.3.’de görülmekte olan difüzyon kaynağı aparatı kullanılarak birleştirildi.



Şekil 7. 2. Toz presleme aparatı

### 7.3. Deney Çalışmalarında Kullanılan Difüzyon Kaynak Makinesi

Difüzyon kaynak işlemi ile parçalar birleştirilmeye başlandığı tarihten itibaren bir çok cihaz geliştirilmiş ve başarıyla kullanılmıştır. Bir çok durumda da difüzyon kaynak işlemi için ısıtma fırını kullanılmıştır. Ancak difüzyon kaynağını etkileyen faktörlerin (sıcaklık, basınç, zaman, vakum, gaz ortamı, vs.) hepsinin birlikte kontrolünü sağlamak oldukça zor olmuştur. Bu sebeplerden dolayı yukarıda bahsedilen parametrelerin hepsinin kontrolünü sağlayabilmek amacıyla difüzyon kaynak işlemleri için bir difüzyon kaynak aparatı kullanılmıştır (Şekil 7.3 ve 7.4). Aparat, indüksiyonla ısıtma sistemine sahip olup, koruyucu bir atmosfer oluşturmak amacıyla paslanmaz çelikten imal edilmiş bir tüp içerisine alınmıştır.

Kaynak odacığının ön tarafı, açıp kapama kolaylığı açısından tek noktadan cıvatalı olarak yapılmış ve sızdırmazlık için O-ring kullanılmıştır.

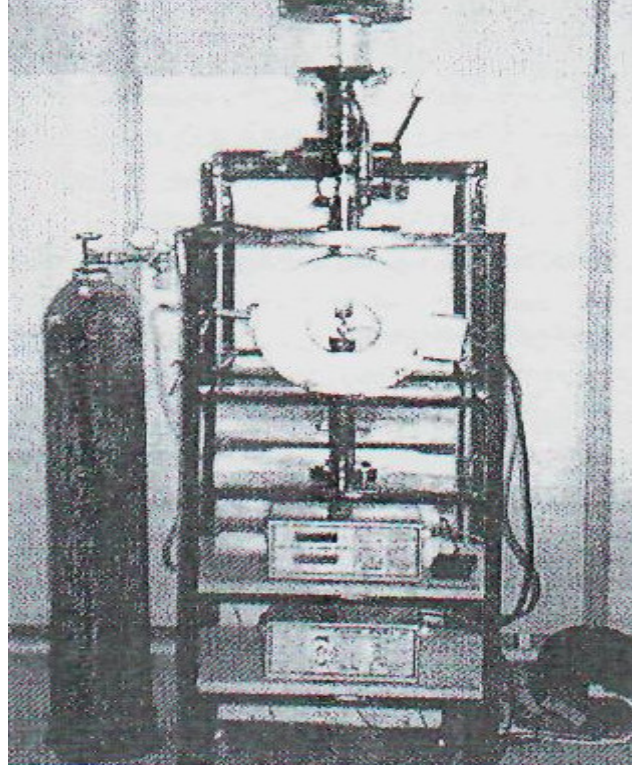
Isıtma işlemi için, tamamen deneylerde kullanılan numune ebatlarına uygun çapta indüksiyon bobini sarılmıştır. Sıcaklık ölçümü, yaklaşık 15 cm'lik bir mesafeye yerleştirilen 600-1200 °C'lik sıcaklık aralığını okuyabilen lazerli optik pirometreyle yapılmıştır.

Numuneler üzerine uygulanan yük, sızdırmazlık açısından üç noktadan O-ring ile yataklanmış hareketli üst zımba ve numunenin tam ısıtma bobinlerinin ortasına gelecek şekilde dizayn edilmiş sabit alt zımba kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Yükleme işlemi, üst zımba üzerine sabit ağırlıktaki yükleri yerleştirmek için yapılmış yük ünitesiyle gerçekleştirilmiştir.

Kaynağın koruyucu atmosfer altında yapılması amacıyla kaynak odacığının üst bölgesinden küresel vana kullanılarak kontrol edilebilen gaz giriş ve çıkış vanaları

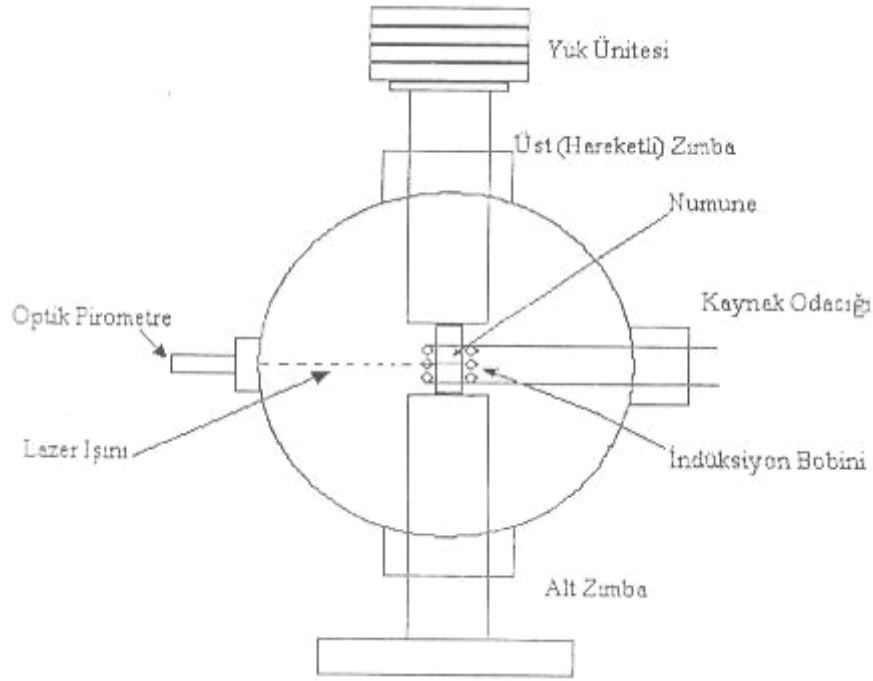
yerleştirilmiştir. Ayrıca kaynak odasındaki gaz basıncını belirlemek amacıyla da üst kısma manometre takılmıştır.

Difüzyon kaynak aparatında, uygun bir soğutma sistemine sahip 3.6 kW'lık maksimum güce sahip Ceia Power Cube 45 indüksiyon ısıtma sistemi kullanılmıştır.



**Şekil 7.3.** Difüzyon kaynak aparatı

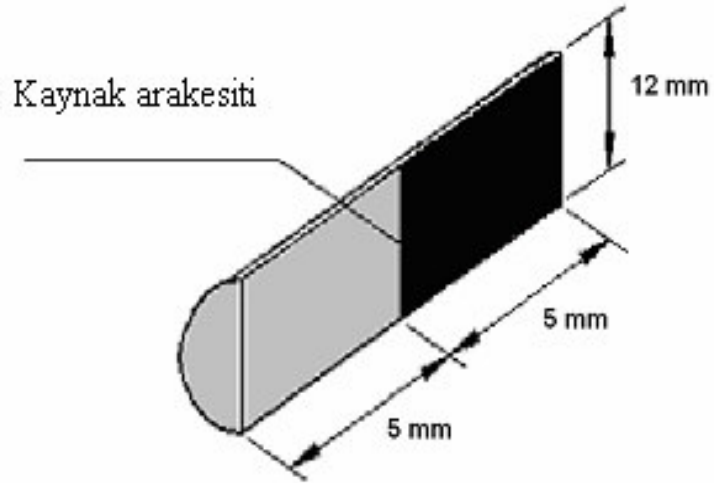




Şekil 7.4. Difüzyon kaynak aparatının şematik görünümü

#### 7.4. Numunelerin Hazırlanması ve Difüzyon Kaynağı Yapılması

Difüzyon kaynak fırını, laboratuvar şartlarına uygun imal edildiği için numunelerin boyutları da difüzyon fırınına uygun olacak şekilde, Ø12x5 mm boyutlarında hazırlanmıştır. Hazırlanan numunelerin birleştirilecek yüzeyleri 1200 mesh'lik zımparayla parlatılmıştır. Numunelerin parlatılmış ve temizlenmiş yüzeyleri alın altına getirilerek ısıtma bobinlerinin ortasına yerleştirilmiştir. Daha sonra yük ünitesine ağırlığı bilinen yükler elle konularak yükleme işlemi tamamlanmıştır. Numunelerin birleşme bölgesindeki sıcaklığının hassas bir şekilde ölçümü için optik pirometreden çıkan lazer ışını tam olarak birleşme bölgesine odaklanmıştır. Kaynak odacığının kapağı kapatılarak argon gazı verilmiş ve ısıtma öncesinde gaz çıkış vanası birkaç defa açılıp kapatılarak içeride kalan havanın temizlenmesi sağlanmıştır. Numunelere en uygun basınç değeri literatür çalışmaları ve ön deneysel çalışmalar dikkate alınarak 5 MPa kabul edilmiştir. Bu basınç değerinde numunelere 850, 875, 900 ve 925 °C sıcaklıklar ve 20-40-60 dakikalık sürelerde kaynak işlemi yapılmıştır. Deney çalışmaları da bu değerler dikkate alınarak gerçekleştirilmiştir. Soğuma, 300-400 °C'ye kadar fırın içerisinde bekletilip daha sonra fırın kapakları açılıp açık havada serbest soğumaya bırakılarak yapılmıştır. Bu şekilde sıcaklık ve süre parametreleri dikkate alınarak brleştirilmeler yapılmıştır. Birleştirilen numuneler Şekil 7.5'de görüldüğü gibi arakesite dik olarak kesilmiştir. Bu numuneler mikroyapı, SEM, EDS incelemeleri için kullanılmıştır.



**Şekil 7. 5.** SEM ve EDS analizlerinin incelenmesi için hazırlanan numuneler

### 7.5. Metalografik İncelemeler

Difüzyon kaynağıyla birleştirilen kaynak numunelerinin bağlantı kalitesini tespit etmek amacıyla numuneler arakesite dik doğrultuda kesildi. Sırasıyla 80, 240, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 zımparalar ile zımparalanıp, 3 µm elmas pasta ile parlatıldı. Parlatılan numuneler 200 ml saf su, 10 gr Amonyum persülfat, 10 gr KCN' den oluşan dağlayıcı ile dağlandı. Bu işlemlerden sonra mikroyapılar JEOL JSM 5600 Scanning Electron Microscope (SEM) cihazında incelenmiştir. Aynı cihaz ile numunelerin EDS analizleri yapılmıştır.

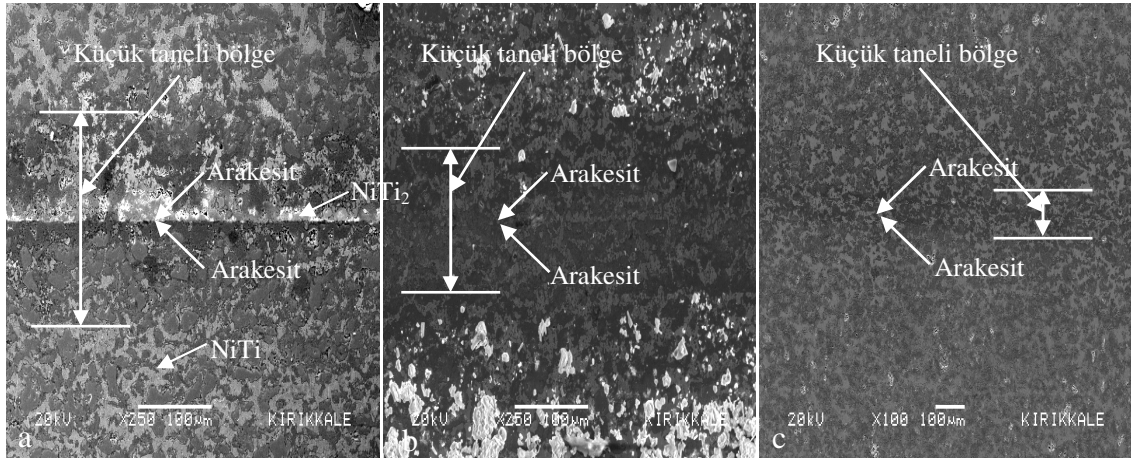
### 7.6. Sertlik Ölçümleri

Difüzyon kaynağı ile birleştirilen numunelerin sertlikleri, Paar Physical MTH-10 sertlik cihazında HV sertlik skalası ile 20 gr. yük altında tespit edilmiştir. Sertlik ölçümleri arakesitten ve arakesitten itibaren 25 µm'lik mesafelerden olmak üzere her numuneden ortalama 5'er adet olacak şekilde yapılmıştır.

## 8. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

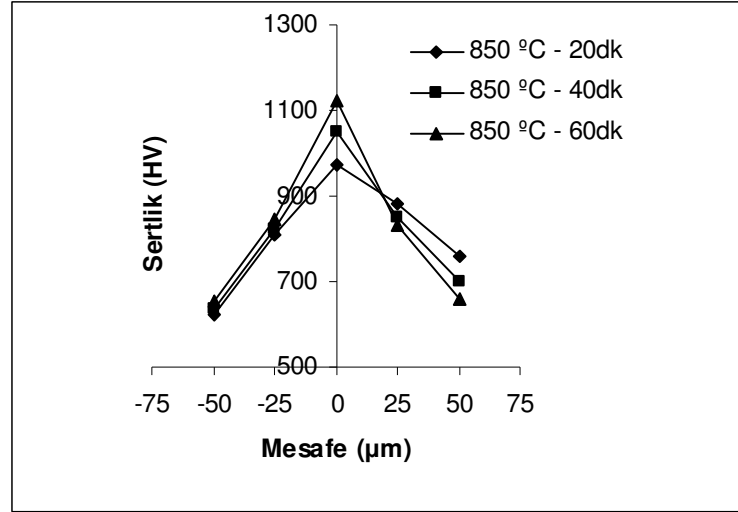
### 8.1. 850 °C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin İncelenmesi

850 °C’de yapılan birleştirmelerde arakesit çizgisinin tamamen kaybolmadığı özellikle 20 dk’da yapılan birleştirmede arakesit çizgisinin belirgin bir şekilde kaldığı görülmektedir(Şekil.8.1.a). 40 dk’da yapılan birleştirmede ise arakesit çizgisi kaybolmuş ancak yer yer arakesitte boşluklar kalmıştır (Şekil 8.1.b). 60 dk’da yapılan birleştirmede ise arakesit çizgisinin tamamen kaybolduğu görülmektedir (Şekil 8.1.c). Arakesit çizgisinin yok olmasının kaynak kalitesini belirleyen önemli faktörlerden olmasından dolayı 850 °C 60 dk’da yapılan birleştirmenin metalurjik açıdan iyi bir birleşme olduğu söylenebilir. Birleşme bölgesinin her iki tarafında yapılan incelemede, arakesite yakın kısımlarda tanelerin küçülmüş olduğu bölgeye rastlanmıştır. Tane küçülen bölgenin genişlikleri; 20 dk’da yapılan birleştirmede ~250 µm, 40 dk’da yapılan birleştirmede ~200 µm ve 60 dk’da yapılan birleştirmede ~150 µm olarak tespit edilmiştir.



Şekil 8.1. 850 °C’de yapılan difüzyon kaynağı a- 20 dk, b- 40 dk, c- 60 dk

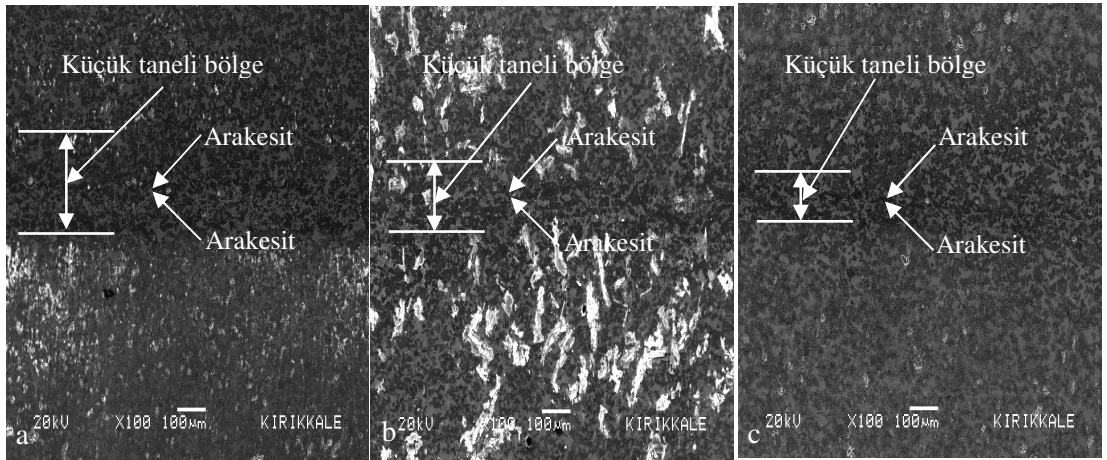
850 °C’de birleştirilen numunelerin sertlik değerleri Şekil 8.2’de verilmiştir. Arakesit bölgesinde sertliğin belirgin bir şekilde arttığı tespit edilmiştir. Sertlik artışı kaynak bölgesinde daha yoğun oluşan  $\text{NiTi}_2$  fazına bağlanabilir. 850 °C’de 20 dk’da yapılan birleştirmede arakesitte ortalama sertlik değeri 975 HV iken, 40 dk’da yapılan birleştirmede 1050 HV ve 60 dk’da yapılan birleştirmede ise 1125 HV olarak tespit edilmiştir.



**Şekil. 8.2** 850 °C’de difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin sertlik değerleri

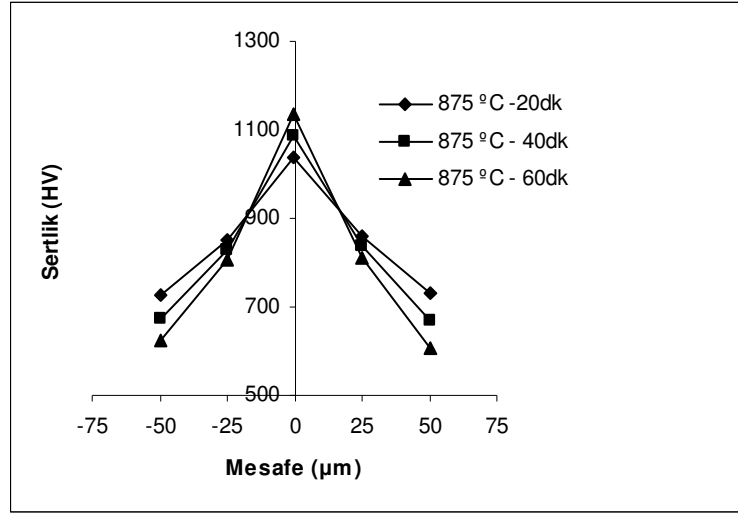
## 8.2. 875 °C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin İncelenmesi

875 °C’de yapılan difüzyon kaynaklarının tamamında arakesit çizgisinin kaybolduğu ve metalurjik olarak iyi bir birleşmenin gerçekleştirildiği tespit edilmiştir (Şekil 8.3). 20, 40 ve 60 dk’da birleştirilen numunelerin her 3’ünde de arakesitin her iki tarafında kısmen tanelerin küçülmüş olduğu bir bölge tespit edilmiştir. Tane küçülmüş bu bölgenin NiTi bakımından numunelerin diğer bölgelerine oranla daha zengin olduğu tesbit edilmiştir. Tane küçülen bölgenin genişliği ise 20 dk’da yapılan birleştirmede ~300 µm, 40 dk’da yapılan birleştirmede ~200 µm ve 60 dk’da yapılan birleştirmede ~150 µm olarak tespit edilmiştir.



**Şekil. 8.3** 875 °C’de yapılan difüzyon kaynağı **a-** 20 dk, **b-** 40 dk, **c-** 60 dk

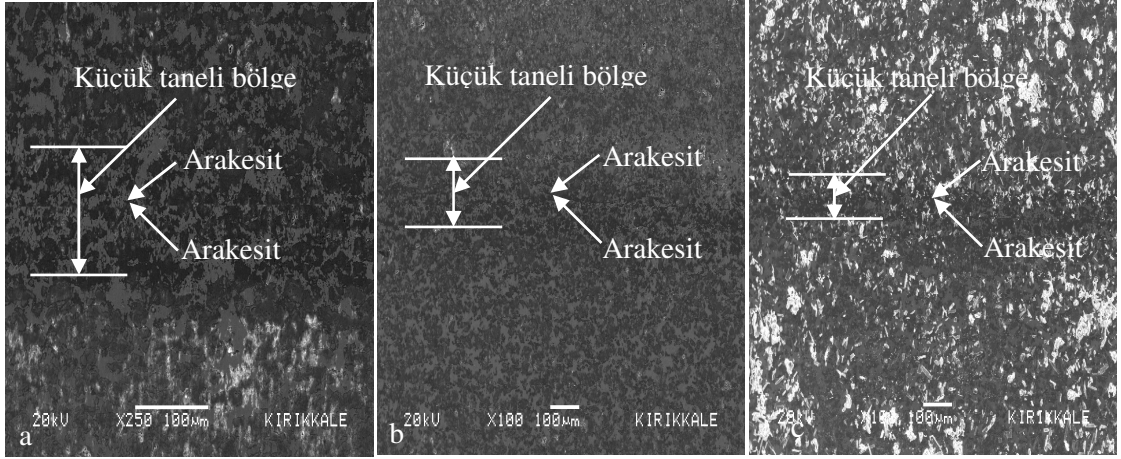
875 °C’de birleştirilen numunelerin sertlik değerleri Şekil 8.4’te verilmiştir. Sertlik değerleri 850 °C’de olduğu gibi arakesitte belirgin bir şekilde artmıştır. Ayrıca sertlik değerleri süreye bağlı olarak da artmıştır. 20 dk’da yapılan birleştirmede arakesitte tespit edilen ortalama değer 1040 HV iken, bu değer 40 dk’da yapılan birleştirmede 1085 HV ve 60 dk’da yapılan birleştirmede ise elde edilen değer 1135 HV olarak tespit edilmiştir.



Şekil. 8.4 875 °C’de difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin sertlik değerleri

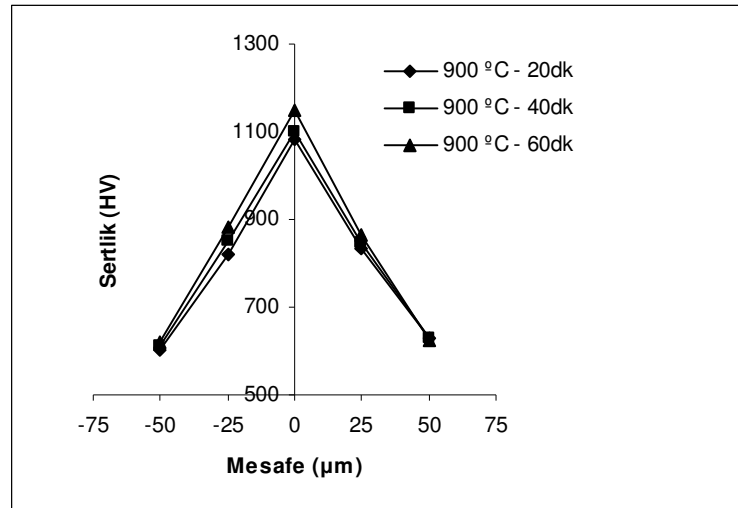
### 8.3. 900 °C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin İncelenmesi

900 °C’de 40 ve 60 dk’larında yapılan birleştirmelerde arakesit çizgileri kaybolmuştur. 20 dk’da yapılan birleştirmede ise arakesitte birleşme bölgesinin belirgin olduğu Şekil.8.5’de görülmektedir. Kaynak bölgesinde tanelerin küçüldüğü, 20 dk’da yapılan birleştirmede küçük taneli bölgenin genişliğinin ~225 µm, 40 dk’da yapılan birleştirmede ~150 µm ve 60dk’da yapılan birleştirmede ~100 µm olduğu tespit edilmiştir.



**Şekil. 8.5** 900 °C’de yapılan difüzyon kaynağı **a-** 20 dk, **b-** 40 dk, **c-** 60 dk

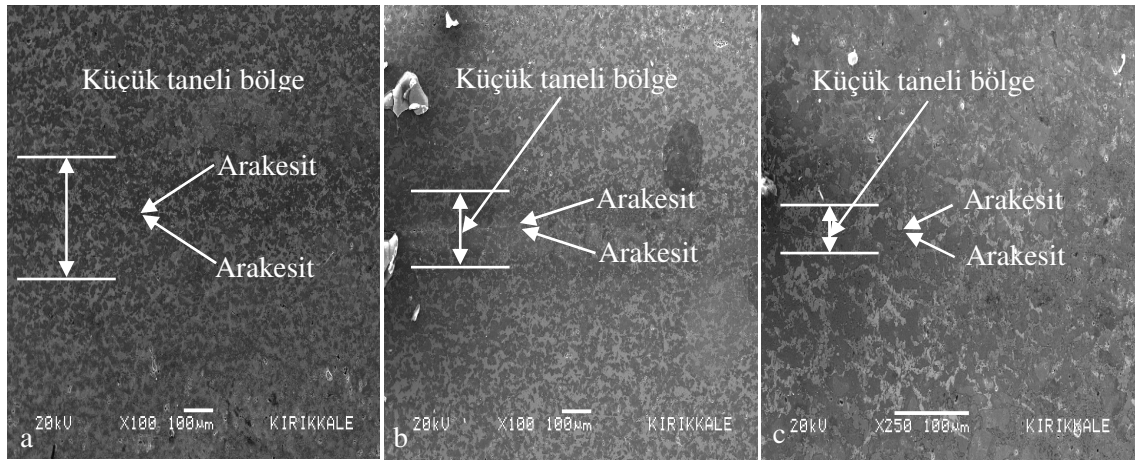
900 °C’de birleştirilen numunelerin sertlik değerleri Şekil 8.6’da verilmiştir. Difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş numunelerde arakesitten 50 µm mesafeden itibaren belirgin bir sertlik artışı tespit edilmiştir. 900 °C’de 20 dk’da yapılan birleştirmede arakesitte ortalama sertlik değeri 1082 HV iken, bu değer 40 dk’da yapılan birleştirmede 1100 HV ve 60 dk’da yapılan birleştirmede ise 1150 HV olarak tespit edilmiştir.



**Şekil. 8.6** 900 °C’de difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin sertlik değerleri

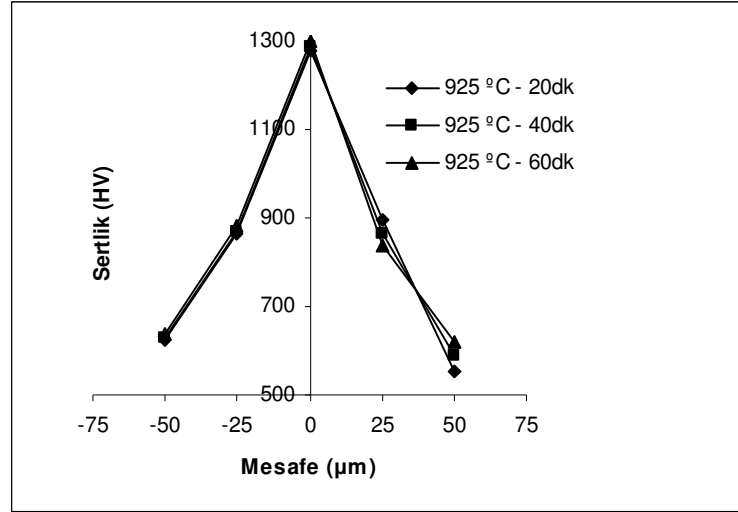
#### 8.4. 925 °C Sıcaklıkta Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin İncelenmesi

925 °C’de yapılan birleştirmelerde arakesit çizgisi tamamen kaybolmuş, 40 dk’da yapılan birleştirmelerde ise arakesitte yer yer boşluklar tespit edilmiştir. Birleştirme bölgesinde tane küçülen bölgenin 20 dk’da yapılan birleştirmede ~150 µm, 40dk’da yapılan birleştirmede ~140 µm olduğu tespit edilmiştir, 60 dk’da yapılan birleştirmede ise arakesitte tane küçülmüş fakat bölge belirgin olarak tespit edilememiştir. 60 dk’da yapılan birleştirmede tanelerin büyüdüğu görölmektedir (şekil 8.7).



**şekil. 8.7** 925 °C’de yapılan difüzyon kaynağı **a-** 20 dk, **b-** 40 dk, **c-** 60 dk

925 °C’de birleştirilen numunelerin sertlik değerleri şekil 8.8’de verilmiştir. 925 °C’de yapılan birleştirmelerde diğer sıcaklık ve sürelerde yapılan birleştirmelere göre sertliğin çok belirgin bir artış gösterdiği tespit edilmiştir. 20 dk’da yapılan birleştirmede arakesitte ortalama sertlik değerı 1280 HV, 40 dk’da yapılan birleştirmede 1285 HV ve 60 dk’da yapılan birleştirmede ise 1300 HV olarak ölçölmüştür.



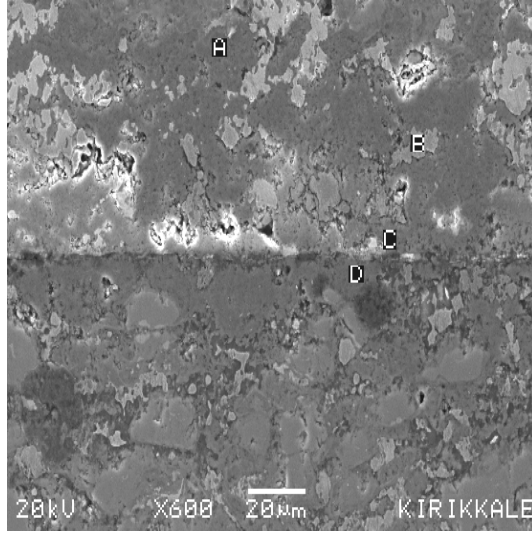
**Şekil. 8.8** 925 °C’de difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin sertlik değerleri

### 8.5. Difüzyon Kaynağı Yapılmış Numunelerin EDS Analizlerinin İncelenmesi

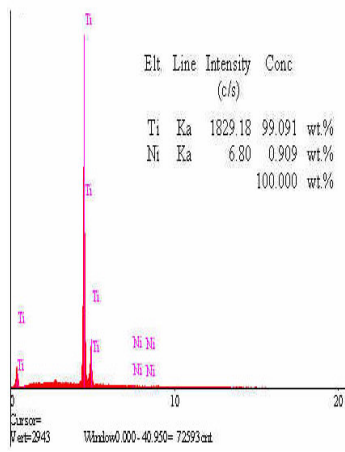
Difüzyon kaynağı yapılmış numunelerde, arakesite Ni ve Ti difüzyonunu tespit etmek amacıyla arakesit bölgesinde  $\text{NiTi}_2$  fazına yoğun rastlanmıştır ve ayrıca kaynak bölgesinde özellikle 60 dk’lık sürelerde yapılan birleştirmelerde Ti daha yoğun olarak tespit edilmiştir.

850 °C’de 20 dk’da yapılan birleştirmede Ti oranı arakesitte bir miktar düşüş göstermiş, Ni ise 20 ve 40 dk’lık birleştirmelerde arakesitte artış göstermiştir. 875 °C’de yapılan birleştirmelerde Ni oranı arakesitte artmış fakat Ti oranı düşüş göstermiştir. 900 °C’de yapılan birleştirmelerde Ti’un arakesite doğru azalırken Ni elementinin arakesite doğru arttığı tespit edilmiştir. 925 °C’de yapılan birleştirmelerde ise Ti oranı arakesitte belirgin bir artış göstermiştir.

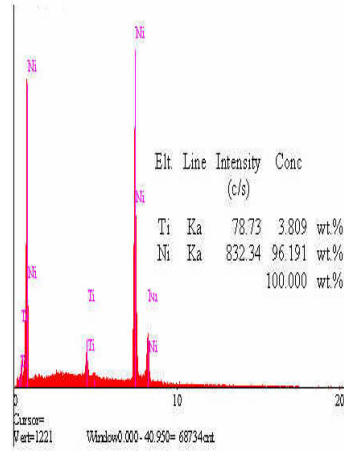




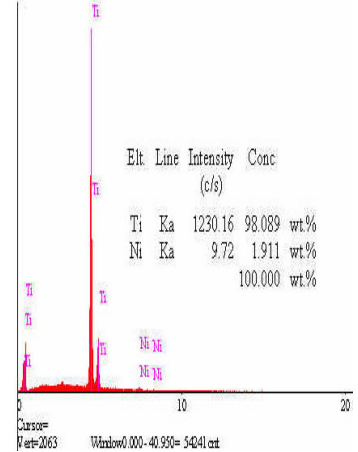
Şekil. 8.9 Ni-Ti alaşımı (850 °C - 20 dk.)



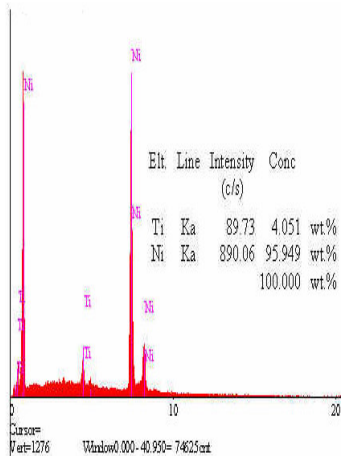
(a)



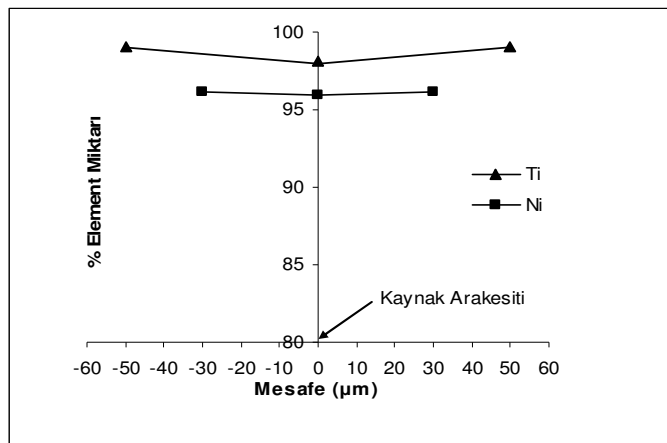
(b)



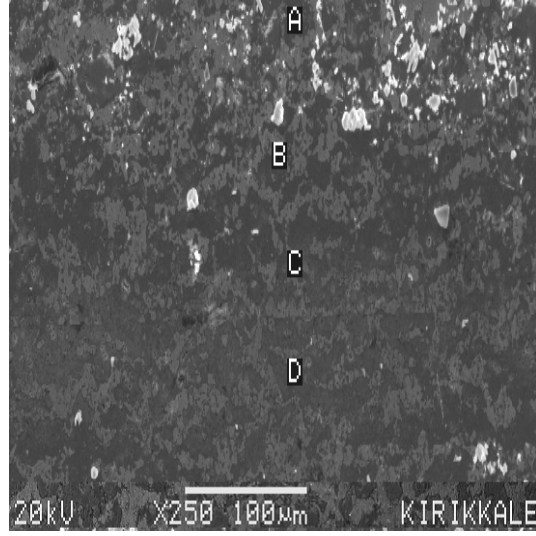
(c)



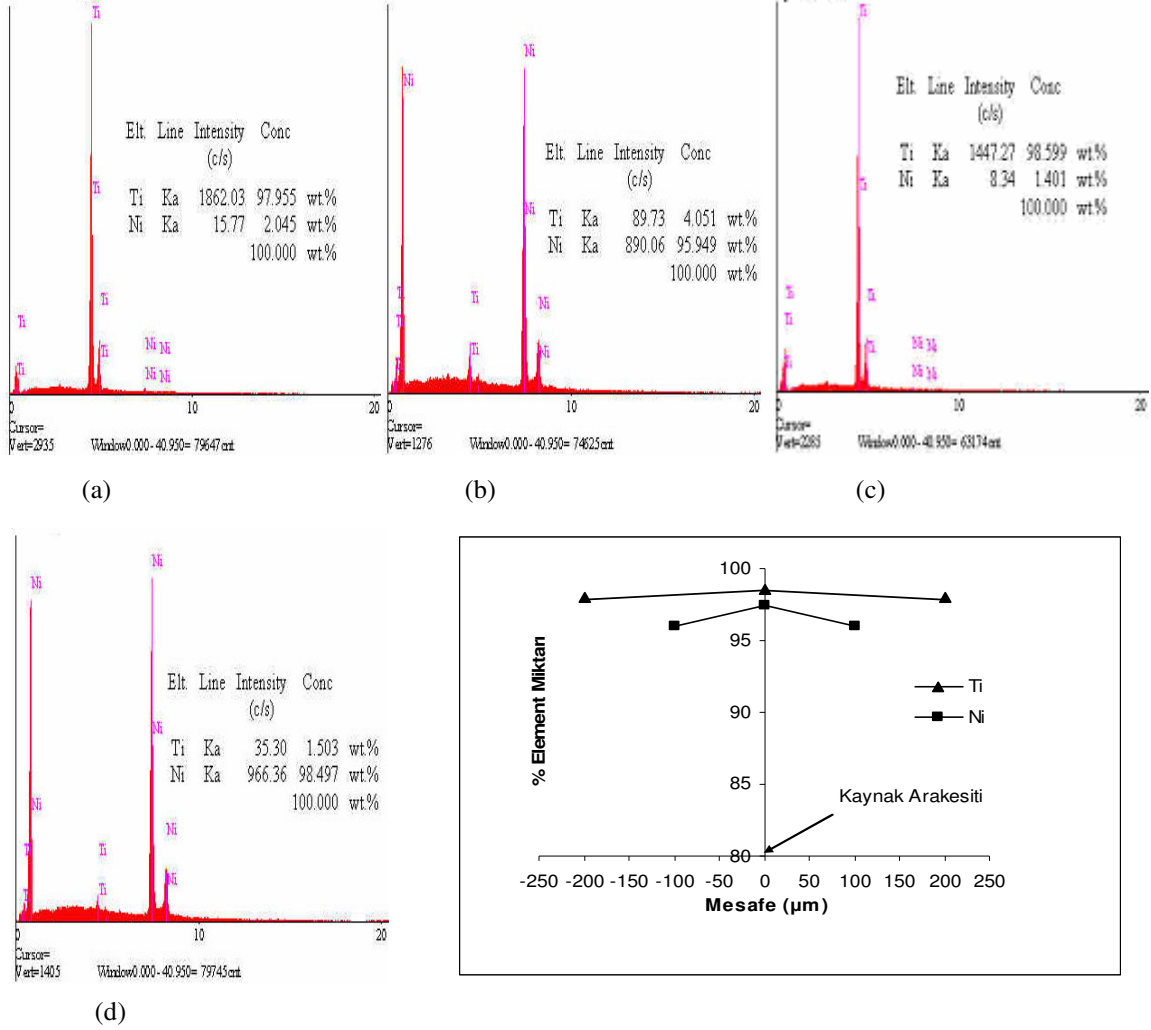
(d)



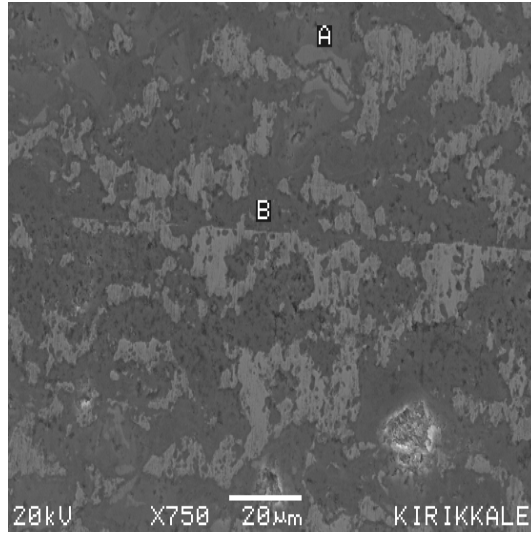
Şekil 8.10 Ni-Ti alaşımı (850 °C - 20 dk.) a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği



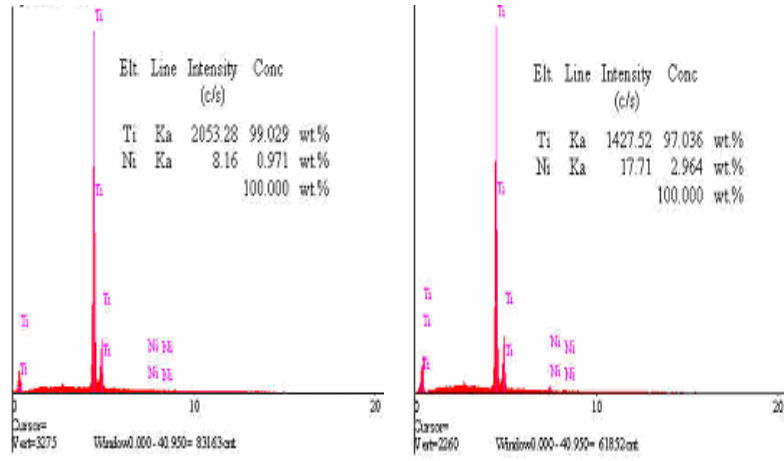
Şekil 8.11 Ni-Ti alaşıımı (850 °C - 40 dk.)



Şekil 8.12 Ni-Ti alaşıımı (850 °C - 40 dk.) a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği

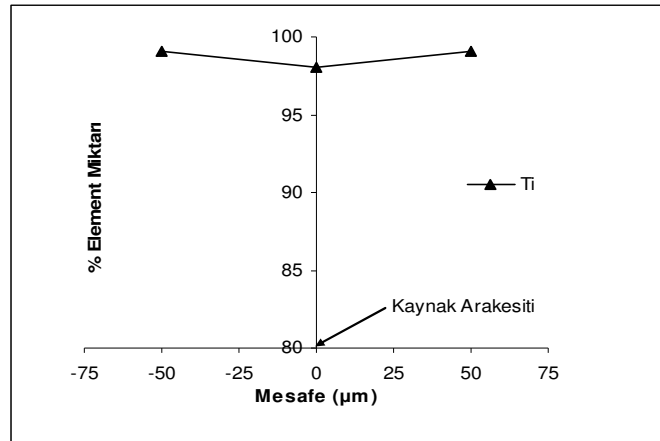


Şekil 8.13 Ni-Ti alaşımı (850 °C - 60 dk.)

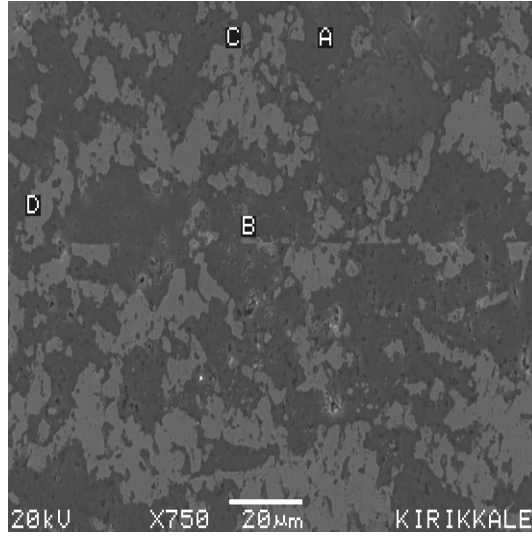


(a)

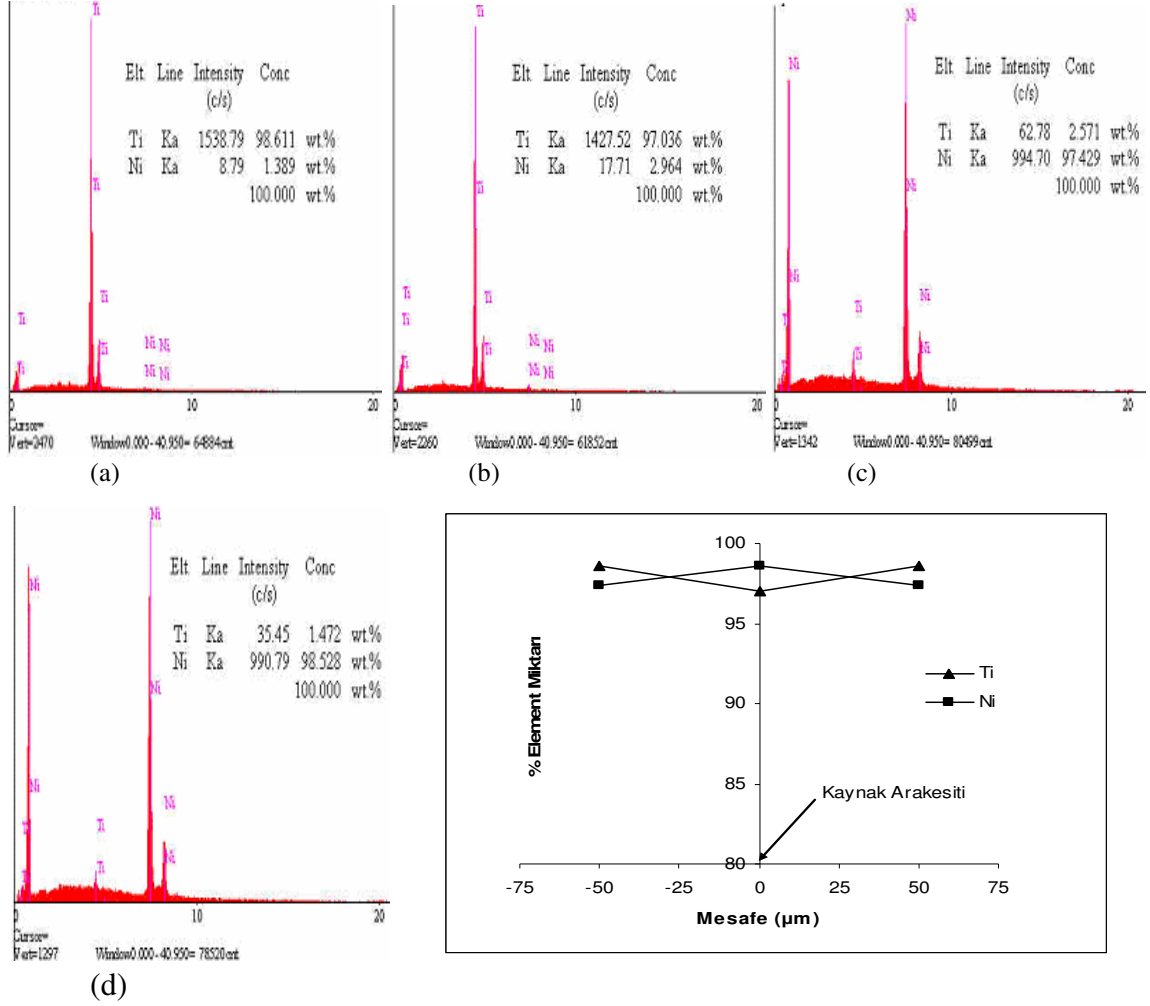
(b)



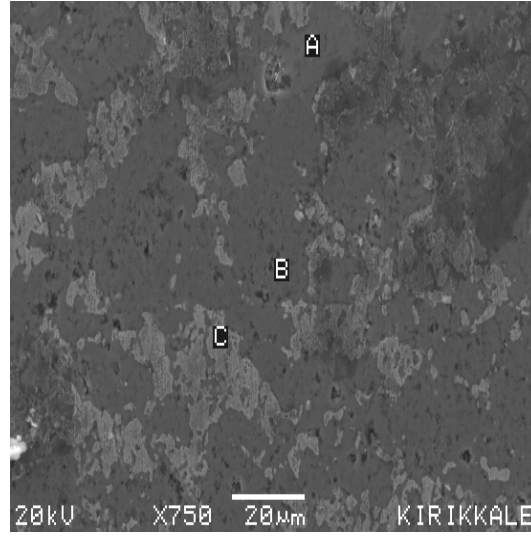
Şekil 8.14 Ni-Ti alaşımı (850 °C - 60 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği



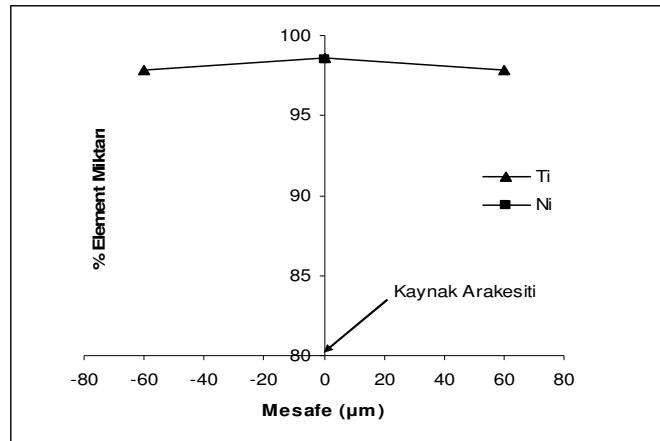
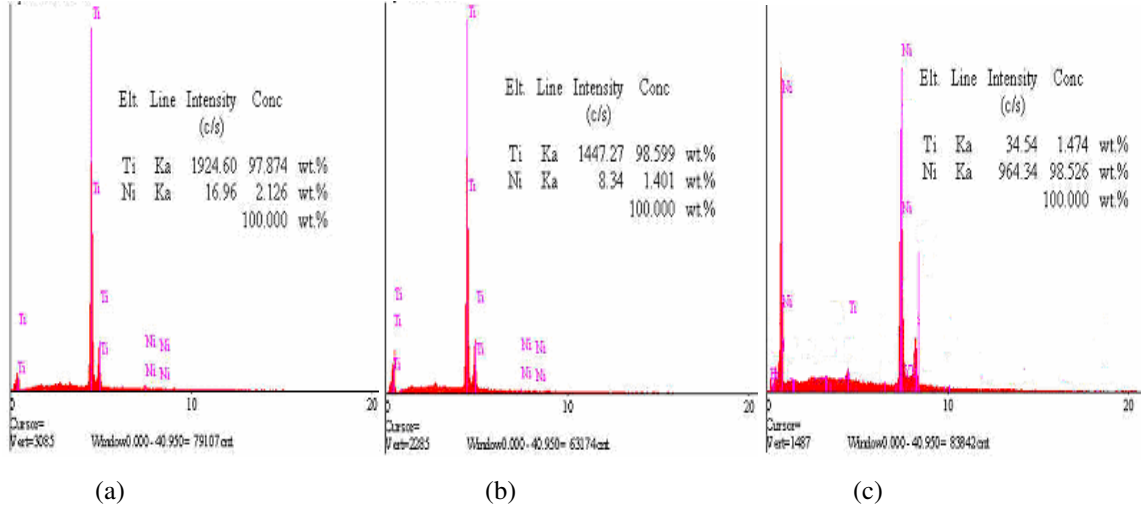
**Şekil 8.15** Ni-Ti alaşımı (875 °C - 20 dk.)



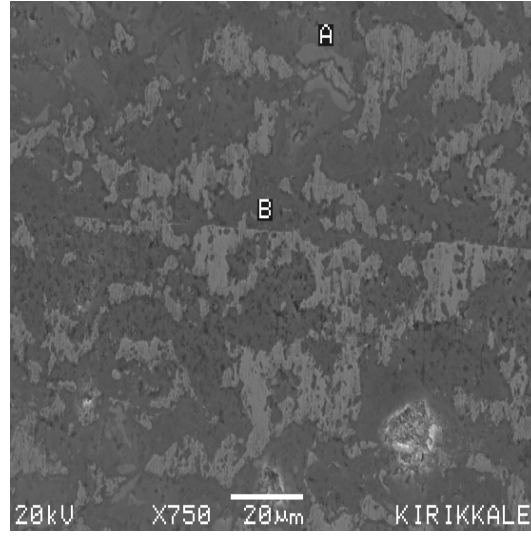
**Şekil 8.16** Ni-Ti alaşımı (875 °C - 20 dk.) a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından d) D noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği



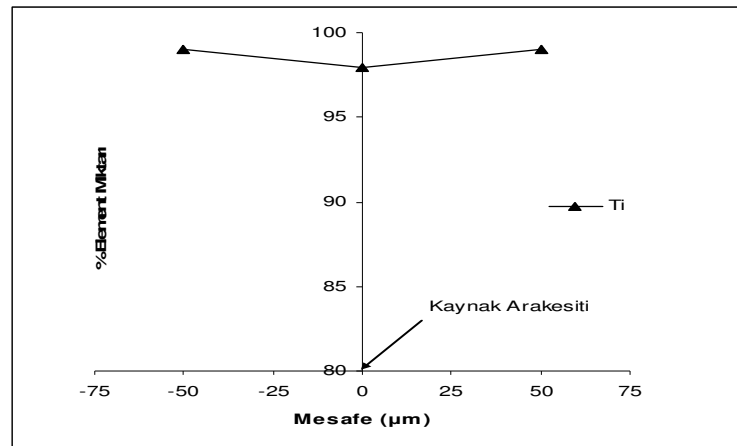
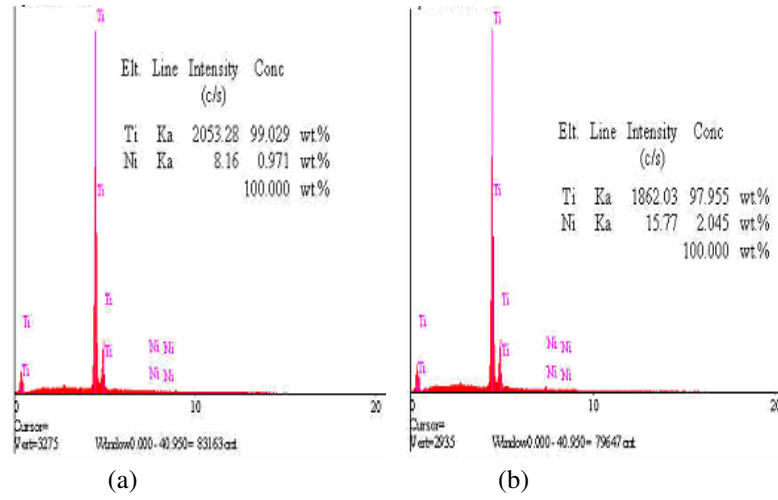
Şekil 8.17 Ni-Ti alaşımı (875 °C - 40 dk.)



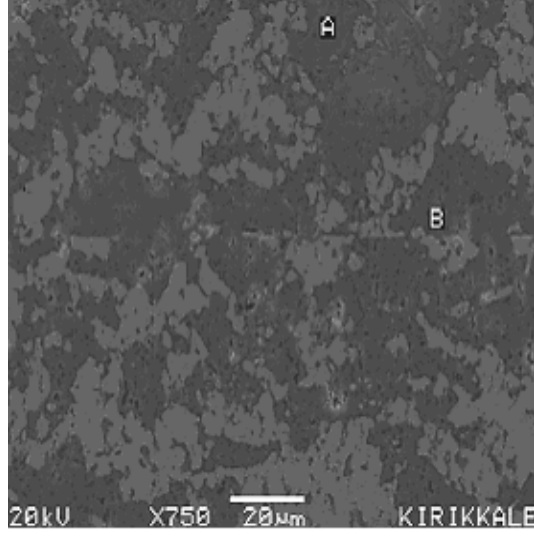
Şekil 8.18 Ni-Ti alaşımı (875 °C - 40 dk.) a) A noktasından b) B noktasından c) C noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği



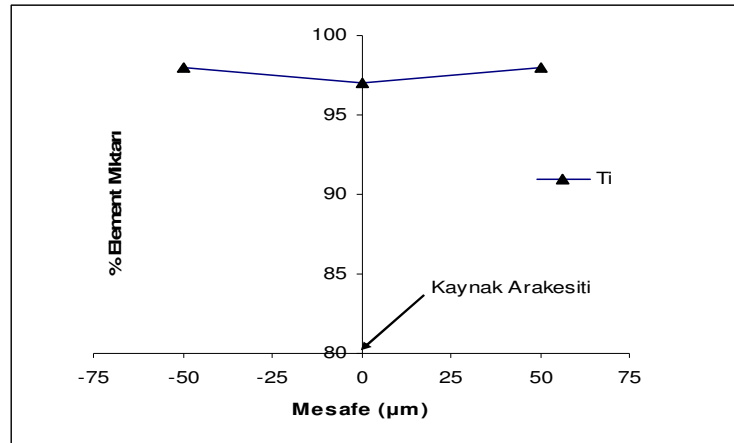
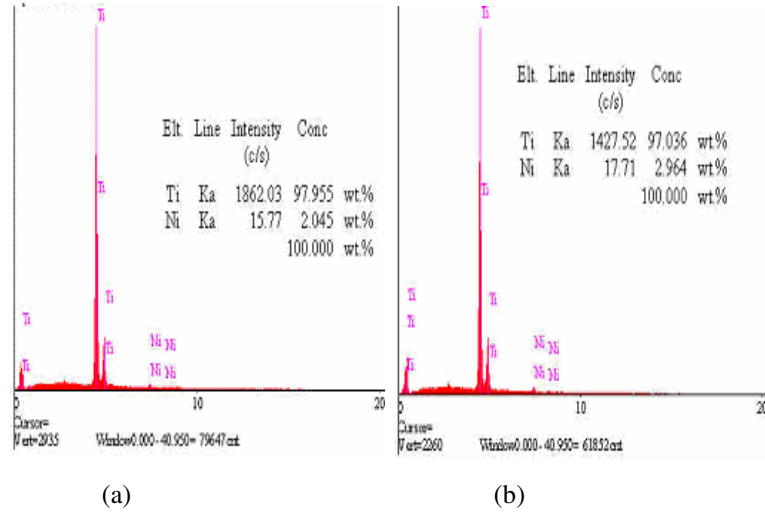
**Şekil 8.19** Ni-Ti alaşıımı (875 °C - 60 dk.)



**Şekil 8.20.** Ni-Ti alaşıımı (875 °C - 60 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği

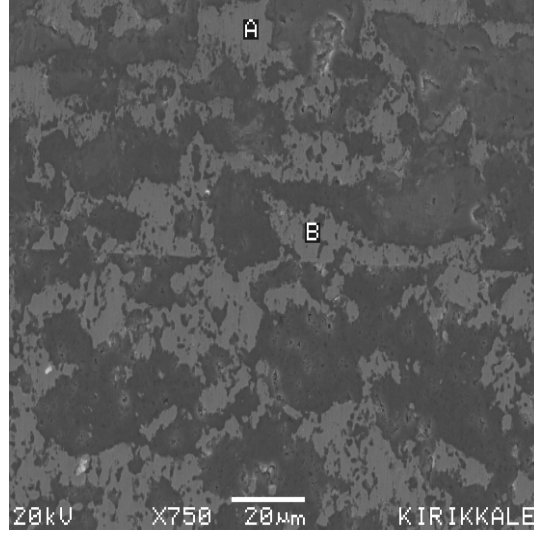


Şekil 8.21 Ni-Ti alaşımı (900 °C - 20 dk.)

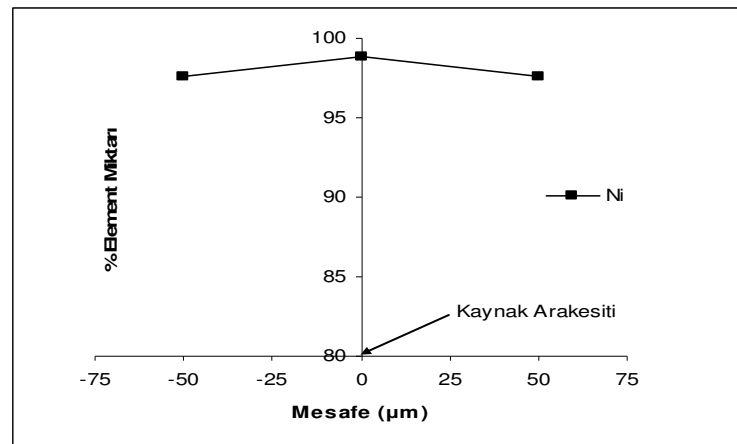
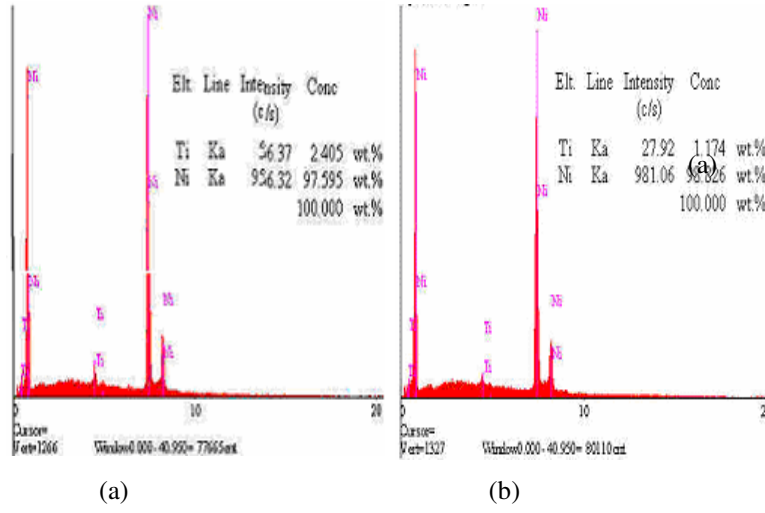


Şekil 8.22 Ni-Ti alaşımı (900 °C - 20 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği



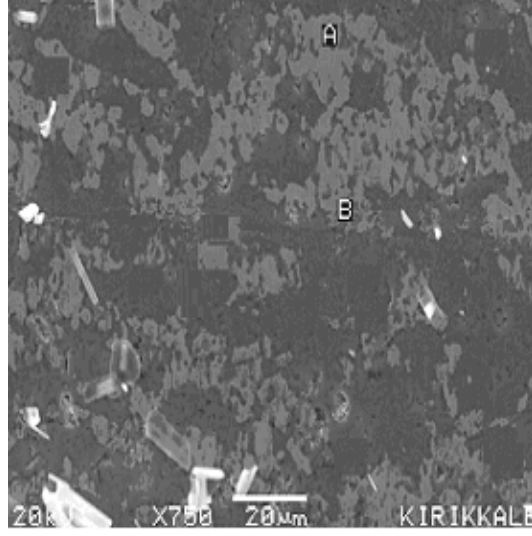


Şekil 8.23 Ni-Ti alaşımı (900 °C - 40 dk.)

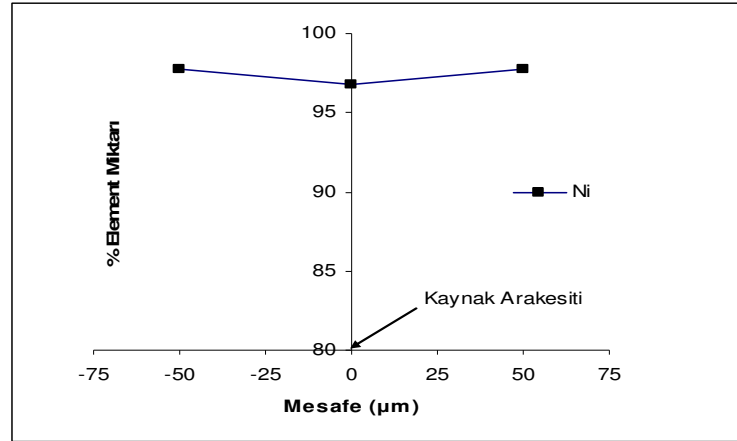
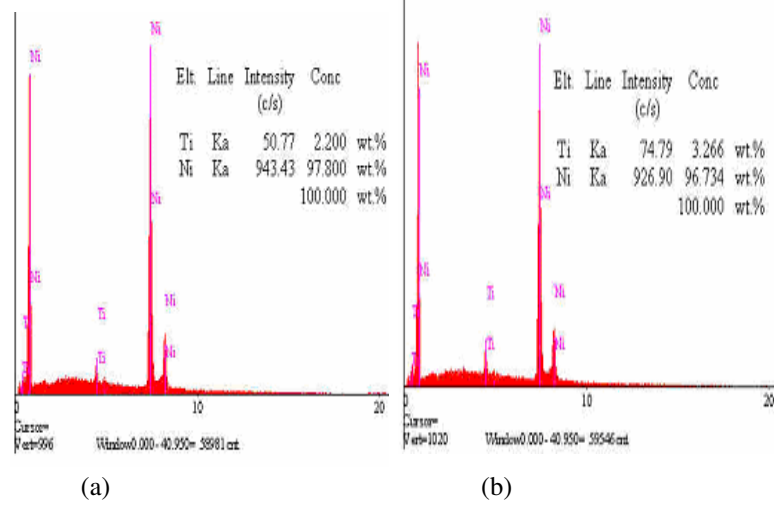


Şekil 8.24 Ni-Ti alaşımı (900 °C - 40 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği

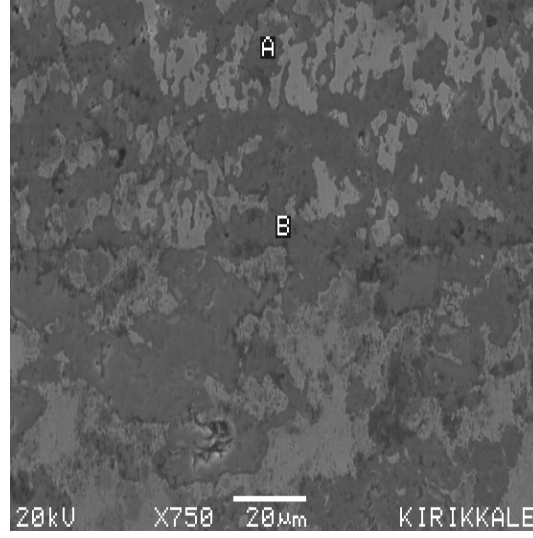




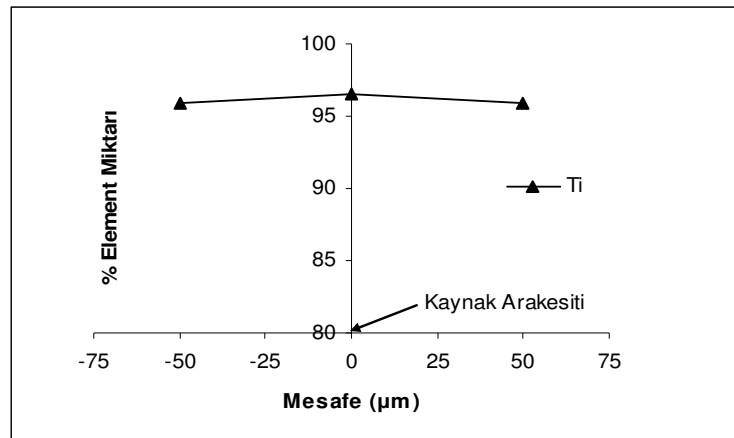
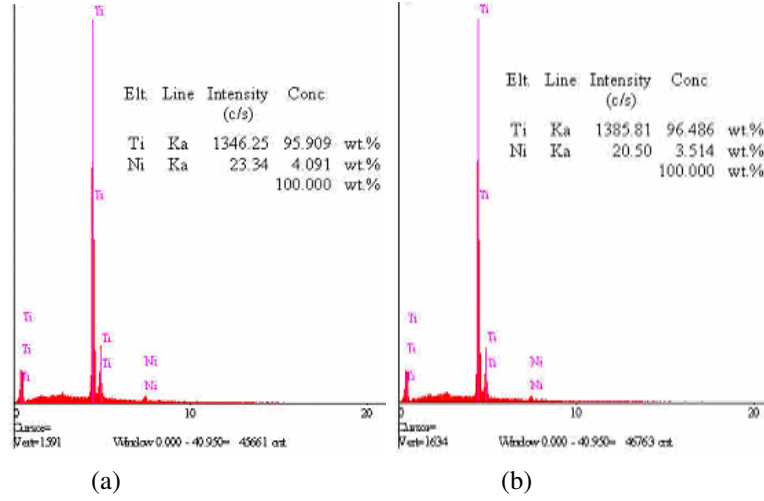
Şekil 8.25 Ni-Ti alaşımı (900 °C - 60 dk)



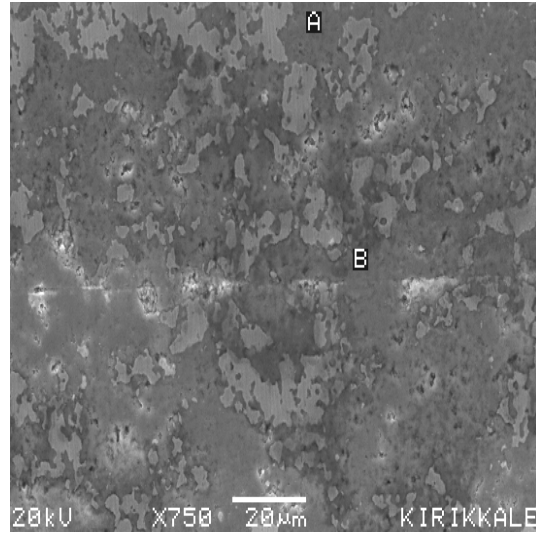
Şekil 8.26 Ni-Ti alaşımı (900 °C - 60 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği



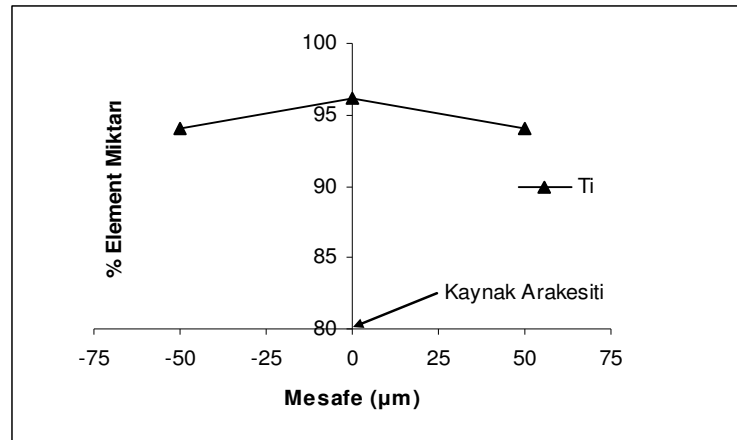
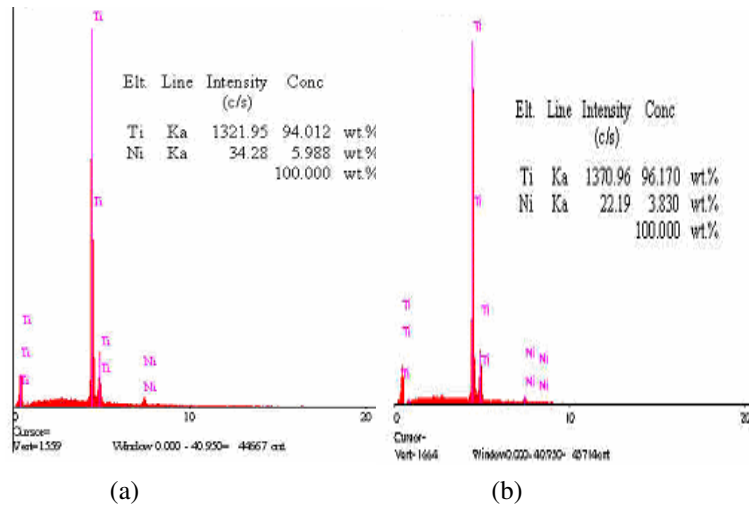
Şekil 8.27 Ni-Ti alaşımı (925 °C - 20 dk)



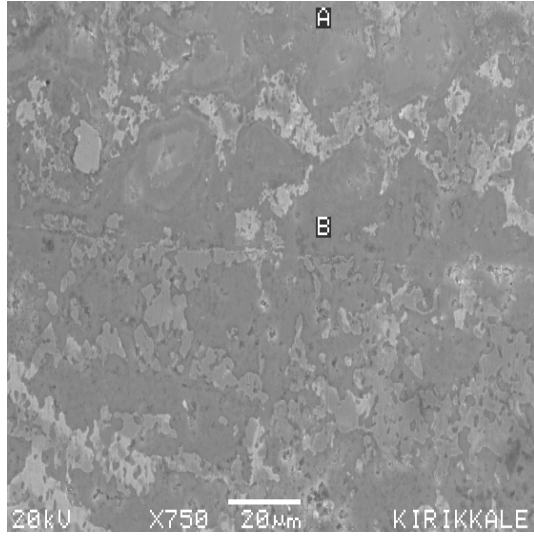
Şekil 8.28 Ni-Ti alaşımı (925 °C - 20 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği



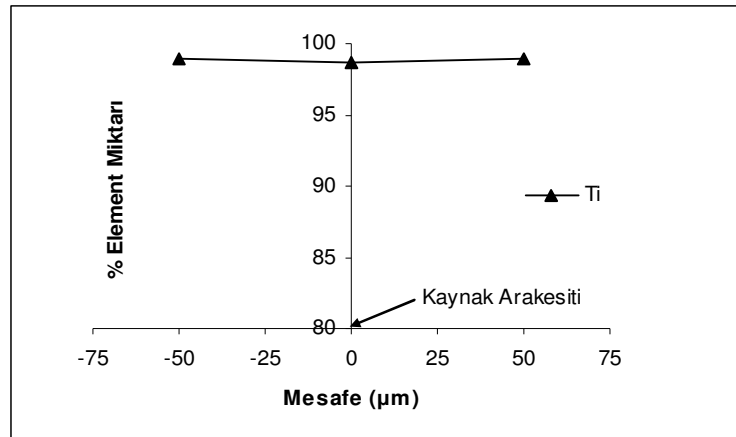
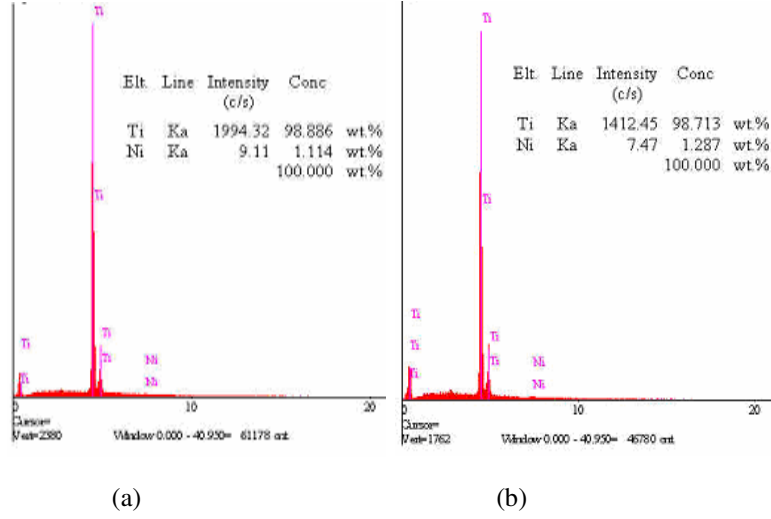
Şekil 8.29 Ni-Ti alaşımı (925 °C - 40 dk)



Şekil 8.30 Ni-Ti alaşımı (925 °C - 40 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği



Şekil 8.31 Ni-Ti alaşımı (925 °C - 60 dk.)



Şekil 8.32 Ni-Ti alaşımı (925 °C - 60 dk.) a) A noktasından b) B noktasından alınan EDS analizleri ve grafiği

## 9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

1. Bu çalışmada, ağırlıkça % 51 Ni ve % 49 Ti içeren kompozitler 850-875-900-925 °C sıcaklıklarda, 5 Mpa basınçda kullanılarak 20-40-60 dakika sürelerde, Ar koruyucu gaz atmosferinde difüzyon kaynağı tekniği ile birleştirilebilirliği araştırılmış ve endüstriyel şartlarda birleştirmelerin yapılabildiği tespit edilmiştir.
2. 850 °C'de yapılan birleştirmelerde 20 ve 40 dk'da yapılan kaynaklarda arakesit çizgisinin tamamen kaybolmadığı ve yer yer boşlukların olduğu bu nedenle de en iyi birleşmenin 60 dk'da yapılan birleşme olduğu tespit edilmiştir.
3. 875 °C'de yapılan birleştirmelerin tamamında arakesit çizgisinin tamamen kaybolduğu ve iyi bir birleşme sağlandığı tespit edilmiştir.
4. 900 °C 20 dk'da yapılan birleştirmelerde boşlukların kapanmadığı, 60 dk'da ise tane irileşmesi tespit edilmiş, en iyi birleşme 40 dk'da yapılan kaynakta elde edilmiştir.
5. 925 °C'de yapılan birleştirmelerin tamamında taneler büyümüş, arakesitte Ti difüzyonunun fazla olmasından dolayı da arakesit bölgesi aşırı sertleşmiştir. Bu sebeple Ni-Ti alaşımları için uygun kaynak sıcaklığı olarak tercih edilmemelidir.
6. 850, 875 ve 900 °C'de yapılan birleştirmelerde arakesite Ni difüzyonu daha fazla olurken, 925 °C'de yapılan birleştirmelerde Ti difüzyonunun daha fazla olduğu tespit edilmiştir.
7. Tüm birleştirmelerde arakesitte küçük taneli bölge tespit edilmiş, bu bölgenin 20 dk'lık sürelerde daha geniş olduğu, sürenin artmasıyla daraldığı ve daralan bölgelerin sertliğinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.

### **Öneriler:**

1. Ni-Ti alaşımlarının sıvı faz difüzyon kaynağı ile birleştirilmesi ve arakesitin özelliklerinin incelenmesi,
2. Sıcak presleme yöntemiyle üretilmiş Ni-Ti alaşımların difüzyon kaynağı ile birleştirilmesi üzerine yeni çalışmalar yapılabilir.

## KAYNAKLAR

Akdoğan, G., (1998), “Ti-6Al-4V Alaşımının Biyokorozyon ve Biyouyumluluk Özelliklerinin Araştırılması”, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara.

Askeland, D.R., (1989), “The Science and Engineering of Materials”, Van Nostrand, Reinhold Co. Ltd., 2. Ed., Hong Kong.

Boyd, D.W. and Kustin, K., (1984), “Vanadium: A versatile Biochemical Effector With An Elusive Biological Function”, Adv. Inorg, Biochem, 52-57

Calvo, F.A., (1988), “Special Features of The Formation of The Diffusion Bonded Joints Between Copper and Aluminum”, Journal of Material Science 28 (1988) 2273 – 2280.

Derby, B., Wallach, E. R., (1982), “Diffusion Bonding”, Metal Science 16 (1982), 49-53.

Eskil, M., (2000), “Şekil Hatırlamalı Cu-Zn-Al Alaşımlarında Soğutma Hızı Etkileri ve Çökelti Kinetikleri”, Yüksek Lisans Tezi, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Egan, P.W., (1980), “Diffusion Bonding of Mild Steel”, PhD Thesis, University of Belfast, Belfast.

Enjo, I. and Ikguchi, M., (1987), “Diffusion Bonding of Al-Mg-Si Series 6063 Alloy Reinforced with Alumina Short Fibers”, Trans. of Japanese Welding Research Inst, 16 (1987) 2, 57-64.

Flint, E.M., Melcher, J., Hanselka, H., (1996), “The promise of Smart Materials for Small Satellites”, Acta Astronautica, 39 (1996), 809-814.

Gou, ZX., (1985), “Diffusion Bonding of Superplastic Materials”, PhD Thesis, UMIST, Manchester.

Haufler, G. and Mayer, H., (1986), “Diffusion Bonding of Cast Iron and EB. Welding Proceed of A Conf”, High Temp Alloys for Gas Turbines and Other Applications, 801-810.

Humbeeck, J.V., (1999), “Non-Medical Applications of Shape Memory Alloys”, Materials Science and Engineering A, 273-275 (1999), 134-148.

Jandhyala, B.S. and Hom, G.J., (1983), “Physiological and Pharmacological Properties of Vanadium”, Life Sciences, 33 (1983), 1325-1340.

Johnson, (1985), “Contact Mechanics”, Birinci Baskı, Cambridge Üniversitesi Yayını, Cambridge, UK.

Klaphaak, D. J., (1987), “Coated Tools For Machining Aerospace Materials”, Carbide and Tool Journal, 19:5:14-16.

Kurşungöz, N., Kurşungöz, H., (1996), “Difüzyon Kaynağı”, CBÜ Uluslararası Kaynak Teknolojisi 96 Sempozyumu, Gedik Eğitim Vakfı Yayını, Manisa, 203-211.

Lancaster, J. F., (1987), “Metalurgy of Welding”, Allen and Unwin Ltd, London, UK.

Mackerle, J., (2001), “Smart Materials and Structures: FEM and BEM Simulations A Bibliography”, Finite Elements in Analysis and Design, 37 (2001), 71-83.

Meahara, Y., Komizo, Y., Langdon, T. G., (1989), “Principles of Superplastic Diffusion Bonding”, Materials Science and Technology, 669 (1989) 4, 669-674.

Noor, A.K., Venneri, S.L., Paul, D.B., Hopkins, A.M., (2000), “Structures Technology for Future Aerospace Systems”, Computers and Structures, 74 (2000), 507-519.

Orhan, N., (1996), “Difüzyon Kaynağı İçin Yeni Bir Model ve Duplex Alaşımlara Uygulanması”, Doktora Tezi, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Otsuka,K., Ren,X., (1999), “Recent Developments in The Search of Shape Memory Alloy”, Intermetallics, 7 (1999), 511-528.

Ostyn, K.M., (1987), "Diffusion Bonding Proceed or International Coference", SIS, Symposium Book, Cranfield, UK, 183.

Partridge, P.G., (1989), "Diffusion Bonding of Metals", Agard 168, published by NATO, Essex, USA.

Porter, D.A., Easterling, K.E., (1993), "Phase Transformation in Metals and Alloys", 2. Ed., Chapman and Hall Co. London, UK.

Riches, S.T., (1989), "Microjoining for Elektroniks", Production Engineer, 46.

Ridley, Guo., (1987), "Modelling of Dif. Bonding of Metals", Materials Science and Tec., 3, 945-953.

Salehi, M.T., (1990), "Isostatic Diffusion of Some Superplastic Alloys", PhD Thesis, UMIST, Manchester, UK.

Sarıtaş, S., Procter, R.P.M. and Grant, W.A., (1987), "The Use of Ion Implantation to Modify The Tribological Properties of Ti-6Al-4V Alloy", Materials Science and Engineering, 90 (1987), 297-306.

Savory, J., Bertholf, R.L. and Wills, M.R., (1985), "Aluminium Toxicity in Chronic Renal Insufficiency", Clinics in Endocrinology Metabolism, 14 (1985), 681-702.

Spanswick, O.S., (1989), "Diffusion Bonding – Engineering Application", Production Engineer, 68.

Shirkanzadeh, M., (1992), "Electrochemical Preparation of Protective Oxide Coatings on Titanium Surgical Alloys", Journal of Materials Science: Materials in Medicine, 158-167.

Stalmans, R., and Humbeeck, J.V., (1995), "Shape Memory Alloys: Fonctional and Smart", Smart Materials and Seminar., 43-47.



Sunwed, A., (1994), “Diffusion Bonding of Al Alloy 8090”, Scripta Metallurgica, 96-104.

Taşkın, M., (1996), “Küre Grafitli Dökme Demir İle Düşük Karbonlu Çeliğin Difüzyon Kaynağı”, Yüksek Lisans Tezi, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Tuissi, A., Besseghini, S., Ranucci, T., Squatrito, F., Pozzi, M., (1999), “Effect of Nd-YAG Laser Welding on Functional Properties of The Ni-49.6 at % Ti”, Materials Science and Engineering A, 273-275 (1999), 813-817.

Verhoeven, J.D., (1975), “Fundamentals of Physical Metallurgy”, John Willey & Sons Inc, USA.

Wallach, E.R., Hill, A., (1989), “Modeling Solit State Diffusion Bonding”, Acta Metallurgica, 37 (1989) 9, 2425-2437.

Williams, J.M. and Buchanan, R.A., (1985), “Ion Implantation of Surgical Ti-6Al-4V Alloy”, Materials Science and Engineering, 69 (1985), 237-246.

Williams, D.F., (1981), “Fundamental Aspects of Biocompatibility”, CRC Press, Inc., 105-109.

Wilhelm, M., Jager, D.E. and Ohnesorge, F.K., (1990), “Aluminium Toxicokinetics”, Pharmacol. Toxicol., 75 (1990), 97-106.

Willamson, J.R., (1986), “Superplastic Forming Diffusion Bonding of Titanium”, Proceed The First int. Conf. Materials in Aerospace, 2.Conf No:10817, 373-394.

Wu, S.K., Lin, H.C., (2000), “Recent Development of Ti-Ni – Based Shape Memory Alloys in Taiwan”, Materials Chemistry and Physics, 64 (2000), 81-92.

## **ÖZGEÇMİŞ**

1980 yılında Elazığ'da doğan Halil DİKBAŞ, ilköğrenimini Elazığ'da tamamladı. 1998 yılında Elazığ Balakgazi Lisesi'nden mezun oldu. 1998 yılında Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Metal Öğretmenliği Programı'nı kazandı ve 2002 yılında bu programdan mezun oldu. 2002 yılında Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi ABD'yi kazanarak, yüksek lisans eğitimine başladı. Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünde açılmış olan araştırma görevlisi sınavını kazanan Halil DİKBAŞ, halen Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü'nde araştırma görevlisi olarak görev yapmaktadır.