

Nikel Alüminatların Sürtünme Kaynağı ile Birleştirilebilirliklerinin Araştırılması

Gökhan Arıcı

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı

Ocak 2013

The Investigation of Weldability of Nickel Aluminides with Friction Welding

Gökhan Arıcı

**MASTER OF SCIENCE THESIS**

Department of Metallurgical Engineering

January 2013

Nikel Alüminatların Sürtünme Kaynağı ile Birleştirilebilirliklerinin Araştırılması

Gökhan ARICI

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca  
Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
Olarak Hazırlanmıştır

Danışman: Yrd. Doç. Dr. İbrahim ÇELİKYÜREK

OCAK 2013

## ONAY

Metaller Mühendisliği Anabilim Dalı Yüksek Lisans öğrencisi Gökhan ARICI'nın YÜKSEK LİSANS tezi olarak hazırladığı "Nikel Alüminatların Sürtünme Kaynağı ile Birleştirilebilirliklerinin Araştırılması" başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

**Danışman** : Yrd. Doç. Dr. İbrahim ÇELİKÜREK

**İkinci Danışman** :-

**Yüksek Lisans Tez Savunma Jürisi:**

**Üye** : Yrd. Doç. Dr. İbrahim ÇELİKÜREK

**Üye** : Prof. Dr. Mustafa ANIK

**Üye** : Doç. Dr. Mustafa AYDIN

**Üye** : Yrd. Doç. Dr. Nedret AYDINBEYLİ

**Üye** : Yrd. Doç. Dr. Hakan GAŞAN

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun ..... tarih ve ..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Prof. Dr. Nimetullah BURNAK

Enstitü Müdürü

## ÖZET

Bu çalışmada,  $Ni_3Al$  metallerasası bileşiğın kendisiyle ve 316L paslanmaz çelik ile sürtünme kaynağı yapılmıştır. Farklı sürtünme hızları, sürtünme basınçları ve sürtünme süreleri denenerek optimum kaynak parametreleri belirlenmiştir ve bulunan kaynak parametrelerinin kaynak arayüzeyine, mikroyapıya ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Kaynakların birleşme arayüzeyinde değişen şartlarda meydana gelen değişimleri incelemek için optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Ayrıca birleşme arayüzeyine dik doğrultuda mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır ve ölçülen değerler malzeme arayüzeyinde meydana gelen mikroyapısal değişimlerle ilişkilendirilerek değerlendirilmiştir. Aynı zamanda malzemelerde kaynak kısımlarının kesme mukavemeti ölçülerek mukavemetin şartlara göre nasıl değişiklik gösterdiği incelenmiştir.

$Ni_3Al$  alaşımının kendisiyle ve 316L paslanmaz çelik ile sürtünme kaynağında değişen işlem parametrelerinin kaynak arayüzeyi mikroyapısını, sertliğini ve mukavemetini etkilediği görülmüştür.

Sabit sürtünme hızında, artan süre ve basınç ile doğru orantılı artan sıcaklık sonucu kaynak arayüzeyinin kesme mukavemetinin arttığı görülmüştür. Ancak belli bir değerden sonra aşırı ısınmanın kaynak arayüzeyinde tavlama etkisi yaptığı ve mukavemetin düştüğü görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Metallerasası bileşikler, sürtünme kaynağı, nikel alüminatlar, 316L paslanmaz çelik, mikroyapı, mikrosertlik, kesme mukavemeti.

## SUMMARY

In this study, Ni<sub>3</sub>Al alloy was bonded with itself and 316L stainless steel by friction welding. Different friction speeds, friction durations and friction pressures were tested to find optimum friction welding parameters and it was investigated how effects the welding parameters to welding interface, microstructure and mechanical properties. SEM and optical microscopy were carried out to examine the microstructural variations on welding interfaces of samples. Also microhardness distribution across the interface was evaluated considering the microstructural variations. In addition, shear strength of welded parts were measured to find out the effects of welding conditions.

It was observed that microstructure, microhardness and shear strength of welding interface were affected by welding parameters.

For a fixed friction speed, the shear strength of welding interface of materials increased with increase in friction pressure and duration which cause higher temperature. But after a certain time and the pressure value, it was observed that overheating of welding interface causes annealing so shear strengths of welding interface of materials decreased.

**Keywords:** Intermetallics, friction welding, nickel aluminides, 316L stainless steel, microstructure, microhardness, shear strength.

## TEŞEKKÜR

Tez alıőmamın her aőamasında bilgi ve tecrübeleriyle beni yönlendiren ve yardımlarını esirgemeyen Tez Danıőmanım Yrd. Do. Dr. İbrahim ÇELİKYÜREK'e, çalıőmalarımnda büyük emekleri geçen Doç. Dr. Osman TORUN'a, çalışma arkadaőım Akın ÖZCAN'a ve laboratuvar teknisyenimiz Akif TUTGUN'a sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Ayrıca bugünlere gelmemde büyük emekleri olan ve çalıőmalarımnda bana her zaman destek veren aileme teőekkürü bir borç bilirim.

## İÇİNDEKİLER

### Sayfa

<b>ÖZET .....</b>	<b>v</b>
<b>SUMMARY .....</b>	<b>vi</b>
<b>TEŞEKKÜR .....</b>	<b>vii</b>
<b>İÇİNDEKİLER .....</b>	<b>viii</b>
<b>ŞEKİLLER DİZİNİ .....</b>	<b>xi</b>
<b>ÇİZELGELER LİSTESİ .....</b>	<b>xiv</b>
<b>SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....</b>	<b>xv</b>
<b>1. GİRİŞ .....</b>	<b>1</b>
<b>2. METALLER ARASI BİLEŞİKLER .....</b>	<b>3</b>
2.1 Giriş.....	3
2.2 Alüminyum Esaslı Metaller Arası Bileşikler .....	8
2.2.1 Demir alüminatlar .....	9
2.2.1.1 FeAl .....	11
2.2.1.2 Fe <sub>3</sub> Al .....	12
2.2.2 Titanyum alüminatlar.....	14
2.2.2.1 Ti <sub>3</sub> Al.....	17
2.2.2.2 TiAl.....	18
2.2.3 Nikel alüminatlar .....	18
2.2.3.1 Ni <sub>3</sub> Al .....	20
2.2.3.2 NiAl .....	26
2.3 Metaller Arası Bileşiklerin Üretim Yöntemleri .....	30
2.3.1 Yüksek sıcaklık metaller arası bileşiklerin ergitme ve döküm yöntemleri.	32
2.3.1.1 Vakumda indüksiyon ergitme .....	33
2.3.1.2 Vakumda arkla yeniden ergitme .....	35



## İÇİNDEKİLER (devam)

### Sayfa

2.3.1.3	Elektroslag rafinasyon .....	35
2.3.1.4	Plazma ark ergitmesi .....	36
2.3.1.5	Spray döküm .....	37
2.3.1.6	Yönlendirilmiş katılaştırma .....	37
<b>3. METALLER ARASI BİLEŞİKLERE UYGULANABİLEN KAYNAK YÖNTEMLERİ.....</b>		<b>39</b>
3.1	Enerji Işın Kaynakları .....	39
3.1.1	Lazer ışın kaynağı .....	39
3.1.2	Elektron ışın kaynağı .....	41
3.2	Difüzyon kaynağı.....	43
3.3	TIG (Gazaltı tungsten ark kaynağı) .....	44
3.4	Sürtünme Kaynağı .....	46
<b>4. SÜRTÜNME KAYNAĞI .....</b>		<b>47</b>
4.1	Yöntemin Tarihçesi.....	47
4.2	Yöntemin Tanımlanması ve İşlem Basamakları .....	51
4.2.1	Klasik ( Sürekli Tahrikli ) Sürtünme Kaynağı .....	54
4.2.2	Volanlı ( Atalet ) Sürtünme Kaynağı .....	55
4.2.3	Kombine Sürtünme Kaynağı .....	57
4.3	Sürtünme Kaynağında Etkin Olan Kaynak Parametreleri .....	59
4.4	Malzemelerin Sürtünme Kaynak Kabiliyeti .....	60
4.5	Malzemelerin Sürtünme Kaynağına Hazırlanması ve Dizayını.....	62
4.6	Birleşme Bölgesindeki İç Yapı .....	63

## İÇİNDEKİLER (devam)

### Sayfa

4.7 Sürtünme Kaynağı Yapılabilen Parça Geometrilere.....	64
4.8 Sürtünme Kaynağının Avantajları .....	65
4.9 Sürtünme Kaynağının Dezavantajları .....	66
4.10 Sürtünme Kaynağı Uygulama Alanları.....	67
<b>5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....</b>	<b>73</b>
5.1 Deneyde Kullanılan Malzemeler, Deney Numunelerinin Hazırlanması ve Yapılan Çalışmalar.....	73
5.2 Bulgular.....	76
5.2.1 Kaynak arayüzeyi mikroyapısı .....	80
5.2.1.1 Ni <sub>3</sub> Al-Ni <sub>3</sub> Al kaynağı.....	80
5.2.1.2 Ni <sub>3</sub> Al-316L Kaynağı.....	83
5.2.2 Malzemelerin Mikrosertlik Dağılımı .....	90
5.2.2.1 Ni <sub>3</sub> Al-Ni <sub>3</sub> Al Kaynağı.....	90
5.2.2.2 Ni <sub>3</sub> Al-316L Kaynağı.....	91
5.2.3 Kaynak Arayüzeyi Kesme Mukavemetleri.....	92
5.2.3.1 Ni <sub>3</sub> Al-Ni <sub>3</sub> Al Kaynağı.....	92
5.2.3.2 Ni <sub>3</sub> Al-316L Kaynağı.....	94
5.3 Sonuçlar ve Tartışma .....	95
<b>KAYNAKLAR DİZİNİ .....</b>	<b>98</b>

## ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1 Fe-Al faz diyagramı.....	10
Şekil 2.2 FeAl kristal yapısı.....	11
Şekil 2.3 Fe <sub>3</sub> Al alaşımlarının DO3 kristal yapısı .....	13
Şekil 2.4 Titanyum alüminatların kristal yapıları (a) L10, (b) DO19.....	14
Şekil 2.5 Ti-Al ikili denge diyagramı .....	15
Şekil 2.6 Ni-Al ikili faz diyagramı .....	19
Şekil 2.7 NiAl (a) ve Ni <sub>3</sub> Al (b) metaller arası bileşiklerin kristal yapıları .....	19
Şekil 2.8 Ni <sub>3</sub> Al alaşımı, iki süperalaşım ve 316 tip paslanmaz çelik için farklı test sıcaklıklarında akma mukavemeti.....	22
Şekil 2.9 Bor ilavesinin Ni <sub>3</sub> Al'un oda sıcaklığındaki çekme uzaması ve kırılma davranışına etkisi .....	23
Şekil 2.10 Vakumda ve havada IC-145 (Ni 21.5, Al 0,5 Hf 0,1, B % at.) alaşımının çekme uzaması .....	24
Şekil 2.11 Üçlü Ni <sub>3</sub> Al fazının 1000°C civarındaki çözünürlük bölgelerinin yarı şematik görünümü.....	25
Şekil 2.12 Alüminyum içeriğinin bir fonksiyonu olarak CoAl, FeAl ve NiAl' nin Vickers sertlikleri.....	28
Şekil 2.13 Çeşitli alaşım elementleri içeren NiAl alaşımlarının 1300 K' deki basma sürünme bilgileri .....	29
Şekil 2.14 Yanma sentez prosesinin şematik olarak gösterimi.....	31
Şekil 2.15 Bir indüksiyon ergitme ve döküm prosesinin şematik görünüşü .....	34
Şekil 2.16 Plazma skull ergitme tekniğinin şematik gösterimi.....	36
Şekil 3.1 Elektron ışın kaynak makinesinin şematik gösterimi .....	42
Şekil 3.2 Difüzyon kaynağı esaslı a) Yüzeylerin yalnız pürüzlü noktalarında temas etmesi, b) Deformasyon ve sınır tabakanın (sınırın) oluşumu, c) Tane sınırlarının hareketi ve boşlukların yok oluşu, hacimsel difüzyon ve boşlukların yok oluşu .....	43
Şekil 3.3 TIG kaynağının prensip şeması .....	45
Şekil 4.1 Sürtünme kaynağı kademelerinin şematik gösterimi.....	52
Şekil 4.2 Sürtünme kaynağının uygulama şekilleri .....	53
Şekil 4.3 Yörüngesel hareketle sürtünme kaynağı.....	54
Şekil 4.4 Lineer titreşim hareketi ile sürtünme kaynağı .....	54

## ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
Şekil 4.5 Sürekli tahrikle sürtünme kaynağının şematik gösterimi .....	55
Şekil 4.6 Klasik sürtünme kaynak karakteristikleri .....	55
Şekil 4.7 Volanlı sürtünme kaynağı makinesinin şematik gösterimi.....	56
Şekil 4.8 Volanlı sürtünme kaynak karakteristikleri .....	56
Şekil 4.9 Sürtünme kaynak makinesi.....	59
Şekil 4.10 Sürtünme kaynağına uygun parça kesitleri.....	65
Şekil 4.11 Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş egzoz subapları .....	69
Şekil 4.12 Ticari araçlarda kullanılan, sürtünme kaynağı ve sıcak presleme uygulanmış “V” çeki kolları .....	70
Şekil 4.13 Ticari araçlarda sürtünme kaynağı uygulanmış çeki kolları.....	70
Şekil 4.14 Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş uçak parçası .....	71
Şekil 4.15 Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş dizel motor pistonu .....	71
Şekil 4.16 Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş parçalara örnekler .....	72
Şekil 5.1. Vakumlu ark ergitme ocağının şematik görünümü. ....	73
Şekil 5.2. Sürtünme kaynağı makinesi.....	74
Şekil 5.3. Sürtünme kaynağı düzeneğinin şematik görünümü.....	74
Şekil 5.4. Mikrosertlik cihazı.....	76
Şekil 5.5. Kesme test aparatının şematik görünümü.....	76
Şekil 5.6. Ni <sub>3</sub> Al bileşiğinin SEM-EDXS analizi. ....	77
Şekil 5.7. a) Ni <sub>3</sub> Al-316L kaynakla birleştirilmiş numune ve flaş oluşumu (1000 d/d, 150 Mpa, 30 sn), b) Ni <sub>3</sub> Al-Ni <sub>3</sub> Al kaynakla birleştirilmiş numune ve flaş oluşumu (1000 d/d, 150 Mpa, 30 sn) .....	80
Şekil 5.8. Ni <sub>3</sub> Al kaynak arayüzey mikroyapıları a) 1000d/d, 50Mpa 20sn, b) 1000d/d, 50MPa, 25sn c) 1000d/d, 50MPa 30sn d) 1000d/d, 100MPa, 25sn e) 600 d/d, 100 Mpa, 20 sn f) 1000 d/d, 100 MPa, 20 sn. ....	82
Şekil 5.9. Döküm Ni <sub>3</sub> Al ve kırık yüzeyin XRD paterni .....	82
Şekil 5.10. 1000d/d da, 100 MPa sürtünme basıncında, 25 sn süreyle kaynaklanan numunenin kırık yüzey mikroyapısı.....	83

## ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
Şekil 5.11. Ni <sub>3</sub> Al-316L kaynak arayüzey mikroyapıları a) 300 d/d, 100 Mpa, 30 sn b) 300 d/d, 150 Mpa, 20 sn c) 600 d/d, 100 Mpa, 20 sn d) 600 d/d, 100 Mpa, 30sn e) 1000 d/d, 50Mpa, 10 sn f) 1000 d/d, 100 Mpa, 30 sn g) 1000d/d, 150 Mpa, 10sn h) 1000 d/d, 150 Mpa, 30 sn. ....	85
Şekil 5.12. Ni <sub>3</sub> Al-316L kaynağı kırık yüzeyinin XRD paterni.....	86
Şekil 5.13. Kırılma yüzeyleri SEM fotoğrafı.....	87
Şekil 5.14. Ni <sub>3</sub> Al-316L kaynağı kırık yüzeyinin XRD paterni.....	87
Şekil 5.15. Kırılma yüzeyleri SEM fotoğrafı.....	88
Şekil 5.16. Ni <sub>3</sub> Al-316 SEM-line scan fotoğrafları a) 300 d/d,150 Mpa,-30 sn b) 600 d/d,150 Mpa,-30 sn c) 1000 d/d, 150 Mpa, 10 sn. ....	90
Şekil 5.17. Kaynak arayüzeyi merkezinden itibaren mikrosertlik değişimi .....	91
Şekil 5.18. Ni <sub>3</sub> Al ile 316L alaşımlarının sürtünme kaynağında kaynak arayüzeyindeki mikrosertlik değişimi. ....	92
Şekil 5.19. Sürtünme basıncı ve süresi ile kesme mukavemetinin değişimi .....	93
Şekil 5.20. Ni <sub>3</sub> Al ile 316L alaşımlarının sürtünme kaynağında kaynak arayüzeyi kesme mukavemetleri .....	95

## ÇİZELGELER LİSTESİ

<u>Çizelge</u>	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1 Bazı metaller arası bileşiklerin özellikleri .....	5
Çizelge 2.2 Metaller arası bileşiklerin mekanik özelliklerinin, seramik ve metallerle mukayesesi .....	6
Çizelge 2.3 Metaller arası bileşiklerin tokluk ve süneklik değerlerinin geliştirilmesi .....	7
Çizelge 2.4 Nikel, demir ve titanyum alüminatların özellikleri .....	8
Çizelge 2.5 FeAl bileşiğine ilave edilen alaşım elementleri ve iyileştirdiği özellikler ..	12
Çizelge 2.6 Titanyum alüminatların ve titanyum esaslı geleneksel alaşımların fiziksel özellikleri .....	16
Çizelge 2.7 Al-Ni faz diyagramındaki fazların bileşim ağırlığı .....	20
Çizelge 2.8 Bazı ticari metaller arası bileşiklerin ergitme teknikleri .....	33
Çizelge 4.1 Atalet kaynağında kaynak parametreleri .....	57
Çizelge 4.2 Malzemelerin ve malzeme kombinasyonlarının sürtünme kaynağına uygunluğu .....	68
Çizelge 5.1. Ni <sub>3</sub> Al alaşımının sürtünme kaynağı parametreleri ve birleşmenin sağlandığı şartlar .....	78
Çizelge 5.2. Ni <sub>3</sub> Al-316L sürtünme kaynağı parametreleri ve birleşmenin sağlandığı şartlar.....	78
Çizelge 5.3. Ni <sub>3</sub> Al-Ni <sub>3</sub> Al alaşımlarının sürtünme kaynağında numune boyundaki kısalma miktarları (mm). .....	79
Çizelge 5.4. Ni <sub>3</sub> Al alaşımı ile 316L paslanmaz çeliğinin sürtünme kaynağında numune boyundaki kısaltmalar (mm). .....	80

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

<b><u>Simgeler</u></b>	<b><u>Açıklama</u></b>
T <sub>c</sub>	Kritik düzenleme sıcaklığı (°C, K)
T <sub>m</sub>	Ergime noktası (°C, K)
n	Devir sayısı (d/d)

<b><u>Kısaltmalar</u></b>	<b><u>Açıklama</u></b>
cm	Santimetre
mm	Milimetre
µm	Mikrometre
m	Metre
dk	Dakika
et al	Ve diğerleri
vb.	Ve benzerleri
vd.	Ve diğerleri
HMK	Hacim merkezli kübik
YMK	Yüzey merkezli kübik
HSP	Sıkı paket hegzagonal
SHS	Yüksek sıcaklık sentezi
Pa	Pascal
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
EDXS	Enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi
XRD	X-ışını difraksiyonu
Hv	Vickers sertliği
ITAB	Isı tesiri altında kalan bölge
TIG	Gazaltı tungsten ark kaynağı
Dev	Devir

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Günümüzde hızla artan teknoloji bu teknolojiye ayak uyduracak yüksek nitelikli malzeme ihtiyacına olan talebi arttırmaktadır. Bu ihtiyacı karşılamak da kullandığımız malzemelerin eksikliklerini saptayıp o eksiklikleri gidermek veya yeni üstün nitelikli malzeme üretmekle mümkün olur.

Üstün nitelikli malzeme üretmek için farklı malzemelerin bir arada kullanılması ihtiyacı zamanla artmaktadır. Malzemelerin bir arada kullanılması ihtiyacı da metaller arası bileşiklerin önemini büyük ölçüde arttırmıştır. Metaller arası bileşiklerin yüksek sıcaklıkta yüksek oksidasyon, korozyon direncine sahip olmaları, mukavemetlerinin sıcaklıkla artmaları ( $Ni_3Al$ ) ve düşük yoğunluğa sahip olmaları gibi üstün özellikleri sayesinde önemleri giderek artmaktadır.

Kaynaklı birleştirmeler tarih boyunca insanların ihtiyacı olan araç ve gereçleri elde etme çalışmaları ile ortaya çıkmıştır. Kaynaklı birleştirmelerde, başlangıçta iki metal malzemenin birbirleriyle birleştirilmesi ihtiyacından doğmuştur. Ancak daha sonraları insanlar sadece birleştirmenin yeterli olmayacağını, birleştirmenin malzeme özelliklerini etkilemeden gerçekleştirilebilmesini araştırmışlardır (Çelik, 2008).

Kaynak kullanılan tekniğe göre ergitme ve katı hal olmak üzere ikiye ayrılır. Katı hal kaynak yöntemlerinden birisi olan sürtünme kaynağı, farklı metal ve alaşımların kaynağında mikroyapısal özelliklerde değişiklik olmadan metallerin birbirine sürtünerek elde edilen mekanik enerjinin termal enerjiye dönüşmesiyle elde edilen ısının kullanıldığı bir kaynak yöntemidir. Çoğunlukla dönme hareketi kullanılan sürtünme kaynağında, lineer titreşim hareketi ve açısal titreşim hareketleri de kullanılabilir. Sürtünme kaynağında sürtünme hızı, süresi, basıncı; yığma süresi ve basıncı ana kaynak parametreleridir. Bu yöntemde kimyasal ve fiziksel özellikleri farklı malzemelerin kaynağı başarılı şekilde yapılabilir.



Bu alışmada  $Ni_3Al$  metallar arası bileşin kendisiyle ve 316L paslanmaz elik ile sürtünme kaynağı yöntemi kullanılarak birleştirilmesi incelenmiştir. Sürtünme kaynağı yapılırken sürtünme hızı, süresi ve basıncı değiştirilip bu değişimin kaynak arayüzeyindeki sertliğe, mukavemete ve mikroyapıya olan etkileri incelenmiştir.

## BÖLÜM 2

### METALLER ARASI BİLEŞİKLER

Günümüzde hızla artan teknoloji bu teknolojiye ayak uyduracak yüksek nitelikli malzeme ihtiyacına talebi arttırmaktadır. Bu ihtiyacı karşılamak da kullandığımız malzemelerin eksikliklerini saptayıp o eksiklikleri gidermek veya yeni üstün nitelikli malzeme üretmekle mümkün olur. Metaller arası bileşiklerin çok farklı fiziksel ve mekanik özellikleri bu malzemelerin zor çalışma şartlarında kullanılabilmesi için ümit vermektedir. Metaller arası bileşikler metaller ile seramikler arasında yeni bir malzeme grubu olarak düşünülmekte ve gelecekte bu iki malzeme grubu arasındaki boşluğu dolduracağına inanılmaktadır.

#### 2.1 Giriş

Metaller arası bileşikler, metaller ile seramikler arasında yer alan genellikle kimyasal açıdan birbirine benzemeyen iki veya daha fazla saf metalin dar kompozisyon aralıklarında ve basit oranlar çerçevesinde oluşturduğu kristal yapılu bileşik veya katı çözeltilerdir. Metaller arası bileşikler kritik düzenlenme sıcaklığında ( $T_c < 700^\circ\text{C}$ ) uzun mesafede düzenli kristal yapılardan oluşan metalik bağlı bir malzeme sınıfı olup, metalik karakterlidir. Stokiyometrik oranın dışında metaller arası bileşiği oluşturan metallerin birbiri içinde çözünürlüğü olmayan (tek bir bileşim noktası olan) metaller arası bileşiklerin, tek fazlı üretimleri oldukça zordur (Işık, 2007; Yılmaz, 2008).

Metaller arası bileşikler normal valans bileşikleri ve elektron bileşikleri formunda olabilir. Normal valans bileşikleri, kimyasal valans kurallarına uygun olarak oluşurlar. (Ör;  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$ ,  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$ ,...) Bu valans bileşikleri genellikle kuvvetli metalik kimyasal özelliklere sahip bir metal (Mg) ile zayıf metalik kimyasal özellik gösteren metal (Sb, Bi, Sn,...) arasında oluşurlar. Çoğunlukla bu bileşikler ana metallerden daha yüksek ergime sıcaklığına sahiptir. Elektron bileşikleri ise normal valans kurallarına

uymazlar. Söz konusu metaller arası bileşiklerin bir molekülündeki atomların sayısı ve bu atomların toplam valans sayıları arasında sabit bir Hume-Rothery oranı vardır. Genel olarak Hume-Rothery kuralları üçe ayrılır:

- 3/2 oranı (21/14) →  $\beta$  yapıları (HMK) (CuZn, Cu<sub>3</sub>Al, Cu<sub>5</sub>Sn, NiAl, FeAl,...),
- 21/13 oranı →  $\gamma$  yapıları (Karışık kübik) (Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>, Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>, Cu<sub>31</sub>Sn<sub>8</sub>, Ag<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>,...),
- 7/4 oranı (21/12) →  $\epsilon$  yapıları (HSD) ( CuZn<sub>3</sub>, Cu<sub>3</sub>Sn, AgCd<sub>3</sub>, Ag<sub>5</sub>Al<sub>3</sub>,...)

Bununla birlikte, pek çok metaller arası bileşik valans bileşiklerine veya Hume-Rothery oranlarına uymaz (Işık, 2007; Özdemir, 2004).

Kafes yapı çalışmaları ile metaller arası bileşiklerin tam tanımlaması yapılarak karbür, nitrür ve borürlerden farkları belirlenmiştir. Yapılar genel olarak s, p ve d seviyesindeki elektronlarca kontrol edilen bağlarından dolayı metalik karakter göstermektedir. Bu bileşikler genellikle A ve B gibi iki elementten oluşan A<sub>3</sub>B, A<sub>2</sub>B, A<sub>5</sub>B<sub>3</sub>, A<sub>7</sub>B<sub>6</sub> ve AB şeklinde 5 farklı stokiometrik kombinasyonla sınıflandırılır. Her bir stokiometrik gruptaki metaller arası bileşikler farklı kristal yapıda oluşurlar. Genel olarak yüksek sıcaklık metaller arası bileşiklerin kristal yapıları ve bazı özellikleri Çizelge 2.1' de gösterilmiştir (Özdemir, 2004; Yılmaz, 2008;).

Çizelge 2.1 Bazı metaller arası bileşiklerin özellikleri (Özdemir, 2004).

Stokiometri	Kristal yapı	Grup ismi	Örnek	Ergime noktası (°C)	Yoğunluk (gram/cm <sup>3</sup> )
A <sub>3</sub> B	L1 <sub>2</sub>		Ni <sub>3</sub> Al	1397	7.41
		(Geometrik	Pt <sub>3</sub> Al	1556	17.47
	DO <sub>19</sub>	sıkı paket)	Ti <sub>3</sub> Sn	1670	5.29
	DO <sub>22</sub>		Ni <sub>3</sub> Al	1547	11.8
			Al <sub>3</sub> Nb	1607	4.52
			Al <sub>3</sub> Ta	1550	6.9
	A15		Nb <sub>3</sub> Al	1960	7.29
			Mo <sub>3</sub> Si	2025	8.97
			V <sub>3</sub> Si	1925	6.47
			Cr <sub>3</sub> Si	1770	6.46
	A12	α-Mn	Re <sub>3</sub> Nb	2700	17.6
A <sub>2</sub> B	C1	Silisidler	CoSi <sub>2</sub>	1326	4.98
	C11 <sub>b</sub>		MoSi	2030	6.31
	C14	Laves fazları	Cl <sub>2</sub> Hf	1870	10.24
			Cr <sub>2</sub> Nb	1720	7.68
	C15	(Topolojik	W <sub>2</sub> H f	2512	-
		sıkı paket)	Co <sub>2</sub> Nb	1520	9.0
			Co <sub>2</sub> Zr	1560	8.23
			Fe <sub>2</sub> Zr	1645	7.69
	C36		Mo <sub>2</sub> Hf	2170	11.4
	D8 <sub>b</sub>	Sigma fazlan	Nb <sub>2</sub> Al	1871	6.87
A <sub>5</sub> B <sub>3</sub>	D8 <sub>m</sub>		Mo <sub>2</sub> Si <sub>3</sub>	2180	8.2
	D8 <sub>8</sub>		Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>	2130	4.38
A <sub>7</sub> B <sub>6</sub>	D8 <sub>5</sub>	Mü fazlan	Nb <sub>6</sub> Fe <sub>7</sub>	1620	-
			W <sub>6</sub> Co <sub>7</sub>	1689	-
AB	B2		NiAl	1640	5.88
			CoHf	1640	12.5

Metaller arası bileşiklerin düzenli kafes yapıları ile mekanik davranışları ve dislokasyon yapıları arasındaki ilişki 1960'lardan beri detaylı olarak araştırılmaktadır. Bu bileşiklerin deformasyonu ikili dislokasyon veya süperlatis kaymasıyla açıklanmıştır. Yüksek sıcaklıklarda süperlatis dislokasyonlarının hareketi nispeten düşük olduğundan akma mukavemeti yükselmekte ve artan test sıcaklığına paralel

olarak akma mukavemeti de artış göstermektedir. Bu akma davranışı pek çok metaller arası bileşikte ( $Ni_3Al$ ,  $Cu_3Au$ ) gözlenmiştir.

Yüksek sıcaklık uygulamaları için, malzemenin yüksek mukavemeti ve tokluğunun yanı sıra mikroyapısal kararlılığı, oksidasyon ve sürünme direncinin de yüksek olması gerekmektedir. Metaller arası bileşik malzemeler yüksek ergime noktası, korozyon direnci, kararlılığı ve mukavemet özellikleri ile dikkat çekmektedir (Yılmaz, 2008). Sahip olduğu üstün özelliklerle metaller arası bileşikler, seramiklerden daha güvenilir ve geleneksel alaşımlardan daha iyi özelliklere sahip olduğundan yüksek sıcaklık uygulamaları için aday malzemeler haline gelmektedir. Çizelge 2.2’de metaller arası bileşiklerin mekanik özelliklerinin, seramik ve metallerle mukayesesi verilmiştir (Ergin, 2007). Fakat bu malzemenin kullanımını sınırlandıran en önemli faktör gevrek karakteridir. Metaller arası bileşiklerin gevrekliğinin muhtemel nedenleri; yetersiz kayma sistemi, yüksek enerjili tane sınırları, empürite kaynaklı gevreklik, düşük yüzey enerjisi, deformasyon sertleşmesi, yüksek gerilim oranlarına hassasiyet ve çevre faktörü olarak sıralanabilir (Işık, 2007; Yılmaz, 2008; Çelikyürek, 2000)

Çizelge 2.2 Metaller arası bileşiklerin mekanik özelliklerinin, seramik ve metallerle mukayesesi (Ergin, 2007).

<b>Metallar</b>	<b>Metallar arası bileşikler</b>	<b>Seramikler</b>
Yüksek yoğunluk	Orta yoğunluk	Düşük
Orta seviyede elastik modül	Oldukça yüksek elastik modül	Yüksek elastik modül
İyi süneklik (oda sıcaklığında)	Düşük süneklik (oda sıcaklığında)	Süneklik yok (oda sıcaklığında)
Oda sıcaklığında yüksek çekme ve basma mukavemeti	Oda sıcaklığında değişken çekme mukavemeti oldukça yüksek basma mukavemeti	Oda sıcaklığında değişken çekme mukavemeti yüksek basma mukavemeti
Oldukça düşük mukavemet (yüksek sıcaklık)	Yüksek mukavemet (yüksek sıcaklık)	Çok yüksek mukavemet (yüksek sıcaklık)
Düşük oksidasyon direnci (yüksek sıcaklık)	Oldukça yüksek oksidasyon direnci (yüksek sıcaklık)	Yüksek oksidasyon direnci (yüksek sıcaklık)
Yüksek elektriksel iletkenlik	Genel olarak yüksek elektriksel iletkenlik	Çok düşük elektriksel iletkenlik
Oda sıcaklığında yüksek kırılma tokluğu	Oda sıcaklığında düşük kırılma tokluğu	Oda sıcaklığında düşük kırılma tokluğu

Metaller arası bileşiklerin gevreklik özelliklerinden dolayı şekillendirilmeleri oldukça zordur. Ayrıca düşük kırılma tokluğu, yüksek çentik hassasiyeti, aşırı yorulmadan kaynaklanan çatlak büyümesi ve düşük süneklik özellikleri bu malzemelerin kullanım alanlarını oldukça sınırlandırmaktadır. 1970’li yıllarda fiziksel metalurji prensipleri kullanılarak alaşım dizaynı ile metaller arası bileşiklerin üretilebilirliklerinde ve mekanik özelliklerinde gelişmeler sağlanmıştır. Bunun için yapı kontrolü, mikroalaşımlama ve makroalaşımlama (Çizelge 2.3) yapılmaktadır. Bu işteki başarı mukavemet özelliklerini artırmaya yönelik paralel çalışmaları teşvik etmiştir. Alaşım dizaynı işi ilk önce demir, nikel ve titanyum alüminatlar üzerinde merkezlenmiştir. Bu malzemeler onları yüksek sıcaklık uygulamaları için çekici yapan birkaç niteliğe sahiptir. Bunlar oksitleyici ortamlarda oldukça sıkı ve koruyucu olan ince alümina ( $Al_2O_3$ ) filmleri oluşturmak için oldukça yüksek miktarda alüminyum içerirler. Bu malzemeler düşük yoğunluklar, relatif olarak yüksek ergime noktaları (Çizelge 2.4) ve iyi yüksek sıcaklık mukavemet özelliklerine sahiptirler.

Çizelge 2.3 Metaller arası bileşiklerin tokluk ve süneklik değerlerinin geliştirilmesi (Işık, 2007).

Mikro alaşımlama	$Ni_3Al$ , $Ni_3Si$ , Pd, B $Ni_3Al$ 'e Be Ni Al'a Fe, Mo . Ga $Ni_3Al$ 'a Ag
Makro alaşımlama	$Co_3V$ 'a Fe, TiAl'a Mn, V, Cr, $Ti_3Al$ 'a Nb, $Ni_3Ti$ 'a Mn, Cr , $Ni_3Al$ 'a Pd
Tane boyutu kontrolü	NiAl
Hidrostatik Basınç	$Ni_3Al$
Marten/, it Dönücümü	NiAl 'a Fe
Kompozit (fiber takviyesi)	NiAl/ 304SS $Al_3Ta/Al_2O_3$ $MoSi_2/ Nb-IZr$
Kompozit (sünek partikül takviyesi)	TiAl'a Nb, NiAl'a Fe, .Mn, $MoSi_2$ 'a Nb

Çizelge 2.4 Nikel, demir ve titanyum alüminatların özellikleri (Çelikyürek, 2000).

Alaşım	Kristal yapı(a)	Kritik düzenlenme sıcaklığı Tc (°C)	Ergime noktası Tm (°C)	Yoğunluk g/cm <sup>3</sup>	Young modülü (GPa)
Ni <sub>3</sub> Al	L1 <sub>2</sub> (düzenli ymk)	1390	1390	7,5	179
NiAl	B2 (düzenli hmk)	1640	1640	5,86	294
Fe <sub>3</sub> Al	DO3 (düzenli hmk)	540	1540	6,72	141
	B2 (düzenli hmk)	760	1540		
FeAl	B2 (düzenli hmk)	1250	1250	5,56	261
Ti <sub>3</sub> Al	DOi9(düzenli hsp)	1100	1600	4,20	145
TiAl	L1 <sub>0</sub> (düzenli tetragonal)	1460	1460	3,91	176
TiAl <sub>3</sub>	DQ:2(düzenli tetragonal)	1350	1350	3,40	
(a) ymk, yüzey merkezli küp; hmk, hacim merkezli küp; sph, sıkı paket hekzagonal					

Metaller arası bileşikler, düzenli yapıları ve üstün mekanik özellikleriyle, otomotiv endüstrisinde piston, valf, bilezik gibi elemanların yapımında; uzay ve petrokimya endüstrisinde yüksek sıcaklık malzemesi olarak, korozif ortamlarda korozyon direncini arttırmada kaplama malzemesi olarak, başta kamara tipi fırınlar olmak üzere ısıtıcı elemanlar ve fırın donanımı olarak, enerji depolama ünitelerinde; pil, takım ve kalıp gibi ekipmanların yapımında, magnetik ve elektronik devrelerde seçici malzemeler olarak kullanılan, geniş uygulama alanına sahip bileşiklerdir (Ergin, 2007; Çelikyürek, 2000; Yılmaz, 2008).

## 2.2 Alüminyum Esaslı Metaller Arası Bileşikler

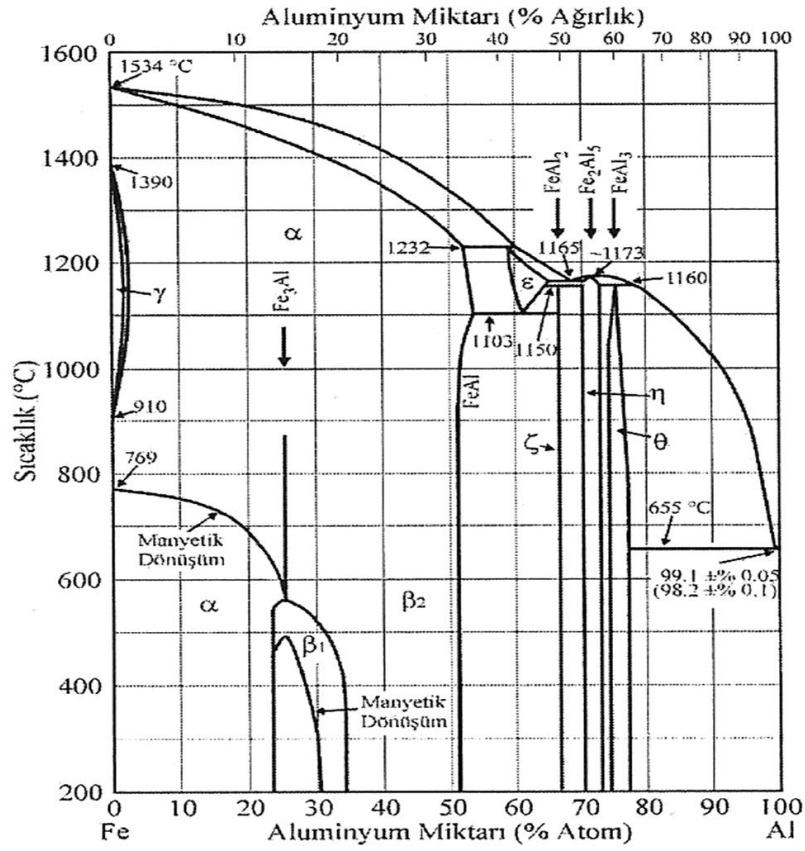
Yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzemeler yüksek oksitlenme, sürünme direnci ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip olmalıdır. Alüminatlar tüm bu özelliklerin mükemmel bir kombinasyonuna sahiptir. Yeterli miktarda alüminyum içeren

bileşiklerde oksitleyici ortamda, malzeme yüzeyinde koruyucu alümina tabakası oluşmaktadır. Bu malzemeler düşük yoğunluklu, oldukça yüksek ergime noktalı, yüksek mukavemet ve iyi korozyon dirençli malzemelerdir. Yüksek çalışma sıcaklığı için, süper alaşımlar veya çelikler gibi daha yoğun yapısal malzemelere alternatif olarak  $Ni_3Al$ ,  $NiAl$ ,  $Fe_3Al$ ,  $FeAl$ ,  $Ti_3Al$  ve  $TiAl$  gibi alüminyum esaslı metaller arası bileşikler kullanıma sunulmuştur. Alüminatların çoğu belirtilen kompozisyon aralığının üzerinde oluşmakta ve stokiometriden sapma artarken düzen oranı da düşmektedir. İlave edilen elementler yapıda herhangi bir düzensizlik oluşturmadan yerleşirler. Örneğin  $Ni_3Al$ 'da Si atomları alüminyum konumlarına, Co atomları nikel konumlarına ve Fe atomu her iki konuma da yerleşebilmektedir (Işık, 2007; Özdemir, 2004)

### 2.2.1 Demir alüminatlar

Fe-Al ikili faz diyagramında (şekil 2.1)  $Fe_3Al$ ,  $FeAl$ ,  $FeAl_2$ ,  $Fe_2Al_5$  ve  $FeAl_3$  metaller arası bileşikleri mevcuttur. Bu metaller arası bileşiklerden, Fe-Al faz diyagramının demirce zengin kısmında bulunan, B2 yapısı ile  $FeAl$  ve  $D0_3$  yapısı ile  $Fe_3Al$ , Fe-Al sisteminin en kararlı yapıları olup; yüksek ergime noktasına, yüksek mukavemete, demir esaslı malzemelere göre düşük yoğunluğa, nispeten düşük malzeme maliyetine, yüksek sertliğe, mükemmel korozyon ve oksidasyon direncine, yüksek elastik modüle ve ticari metalik alaşımlardan farklı olarak yüksek elektrik direncine sahiptirler. Bununla birlikte bu alüminatların başlıca dezavantajları; zor elde edilmeleri, oda sıcaklığında düşük sünekliğe ve kırılma tokluğuna sahip olmaları, 500-600 °C civarındaki sıcaklıklarda mukavemetinin düşmesi, rutubete maruz bırakıldığında orta ve oda sıcaklığında lokal gevrekleşme hassasiyeti, atmosferik su buharı ve metaller arasında, hidrojenle kimyasal reaksiyon sonucu gevrekleşme meydana gelmesidir.





Şekil 2.1 Fe-Al faz diyagramı (Ergin, 2007).

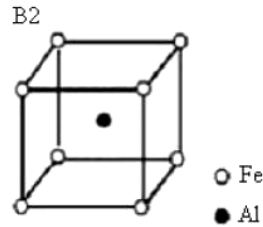
Demir alüminatlar; mekanik alaşımlama, geleneksel ergitme ve dökme teknikleri, geleneksel haddeleme veya toz metalurjisi yöntemleri ile üretilebilmektedir. Döküm işlemi sırasında demir alüminatlar, kolayca hidrojeni absorbe ederek hidrojen gaz boşlukları oluşturabilmektedir. Eğer demir alüminat nemli havada ergitilecekse He ve Ar gibi koruyucu gaz atmosferi gereklidir. Demir alüminatlara sıcak işlem veya ekstrüzyon ile de şekil verilmektedir. Demir alüminatların üretimindeki bir diğer yöntem ise basınçlı sinterleme metodu olup bu metot az miktarda malzeme ve teçhizat kullanımına, ikincil deformasyon işleme gerek duyulmamasına, son şekle yakın malzeme üretime ve üründe mikroyapı kontrolüne imkân vermektedir (Yılmaz, 2008; Ergin, 2007; Işık, 2007; Çelikyürek, 2000).

### 2.2.1.1 FeAl

FeAl, düzenli hacim merkezli kübik (şekil 2.2) yapıya sahiptir. Yaklaşık at. %36-50 Al bileşim aralığında oluşurlar. Yüksek sıcaklıklarda, daha geniş bileşim aralığına sahiptirler. Fe<sub>3</sub>Al alaşımları ile mukayese edildiğinde, FeAl daha iyi oksidasyon ve korozyon direncine, 800°C' ye kadar yüksek mukavemete ve nispeten düşük yoğunluğa sahiptirler. FeAl, çelik ve ticari demir bazlı alaşımlarla karşılaştırıldığında mükemmel oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıklarda iyi mukavemet ve düşük yoğunluğa sahiptir. İlave olarak, birçok ticari metalik ısı elemanı ile karşılaştırıldığında ise daha yüksek elektriksel öz direnç sergiler. Bu özellikleri ile FeAl alaşımları, yüksek sıcaklık yapı malzemeleri, gaz filtreleri, bağlayıcı ve ısıtıcı elemanlar olarak düşünülen bileşikler haline gelmiştir.

FeAl'in potansiyel uygulama alanları aşağıda verilmiştir:

- Kömür enerji sistemlerindeki elemanlar,
- Isıtma elemanları,
- Karbürize ortamında çalışan sanayi sistemleri için yapısal unsurlar,
- Gıda sanayisi,
- Otomotiv parçaları,
- Korozyon direncini arttırmada kaplama malzemeleri.



Şekil 2.2 FeAl kristal yapısı (Çelikyürek, 2006).

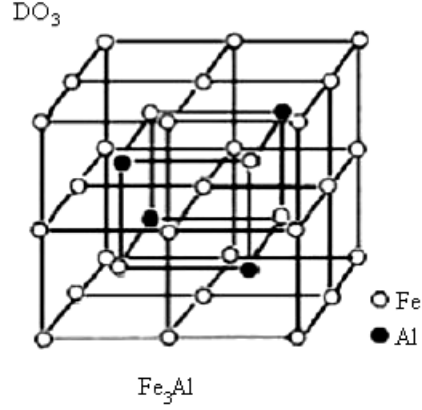
FeAl metaller arası bileşiğine ilave edilen bazı alaşım elementleri ve alaşım elementlerinin geliştirdiği özellikler Çizelge 2.5'te verilmiştir (Ergin, 2007; Çelikyürek, 2006; Öztürk Körpe, 2003).

Çizelge 2.5 FeAl bileşiğine ilave edilen alaşım elementleri ve iyileştirdiği özellikler (Ergin, 2007).

Alaşım Elementi	Özellikleri
Bor	Tane sınırlarını kuvvetlendirir
Karbon	Kaynak yapılabirliği iyileştirir ve karbürlerin oluşmasını sağlar
Zr boratlar/karbürler	Tane büyüklüğünün rafinesi ve lifli tane yapısının muhafazası için
Mo	Sürtünme direncinin ve mukavemetin artırılması

### 2.2.1.2 Fe<sub>3</sub>Al

Fe<sub>3</sub>Al, D0<sub>3</sub> yapısı (şekil 2.3) ile demir alüminatların en kararlı yapılarından biri olup, yüksek potansiyelleri nedeniyle son yıllarda oldukça çok ilgi çekmiştir. Fe<sub>3</sub>Al alaşımlarının yüksek oksidasyon ve korozyon direncine sahip olması ve nispeten diğer alaşımlara göre düşük maliyette ve düşük yoğunlukta olması, ona olan ilgiyi daha da arttırmıştır. Fe<sub>3</sub>Al alaşımlarının uygulanabilir yapı malzemesi olmasını güçleştiren en önemli etkenler oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemetidir. Şekil 2.1'deki faz diyagramından da görüldüğü gibi Fe<sub>3</sub>Al alaşımları 823 K sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda mükemmel olmayan B<sub>2</sub> yapısına ve 823 K sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda DO<sub>3</sub> düzenli yapısına sahiptir.



Şekil 2.3 Fe<sub>3</sub>Al alaşımlarının DO<sub>3</sub> kristal yapısı (Çelikyürek, 2006).

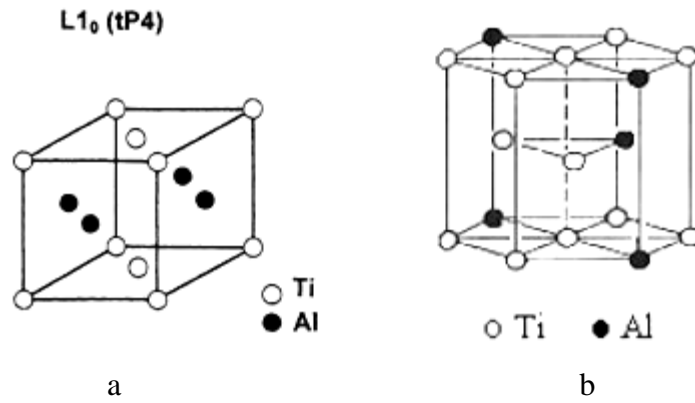
Düşük oluşum entalpisinden dolayı kolaylıkla ısıl boşluklar oluşmaktadır. Öyle ki düşük oluşum entalpisini, yayınma entalpisinden dahi daha düşüktür. Bunun sonucu olarak, Ni<sub>3</sub>Al ve saf metallere göre boşluk konsantrasyonunda yüksek bir denge söz konusudur ve difüzyon enerjisi Al ile değişmektedir. Yüksek manyetik geçirgenlik özelliği Fe<sub>3</sub>Al'ı manyetik bir malzeme olarak kullanışlı hale getirmektedir. Ayrıca Fe<sub>3</sub>Al, petrokimya endüstrisinde ve geleneksel güç ünitelerinde veya kömür dönüşüm fabrikalarında yüksek sıcaklık uygulamaları için umut vaat eden malzemedir. Ancak sınırlı oda sıcaklığı sünekliği, dönüşüm reaksiyon sıcaklığının üzerinde azalan mukavemet, düşük kırılma tokluğu, zayıf işlenebilirlik ve düşük lokal gevreklik direnci sergilemesine rağmen, bu özelliklerde kontrollü üretim ve kompozisyon bileşimi ile tatmin edici gelişmeler elde edilmektedir.

Fe<sub>3</sub>Al alaşımlarında alaşım elementlerinin ilavesiyle mikroyapının kontrolü bu alaşımın çeşitli özelliklerini geliştirmektedir. İncelemeler sonucunda, Cr, Ni ve Mo Tc sıcaklığını normal olarak arttırırken, Ti ve Si ilavesi Tc sıcaklığını önemli ölçüde arttırmıştır. Tc sıcaklığındaki artışın önemi DO<sub>3</sub>-B<sub>2</sub> dönüşümü nedeniyle. Bilindiği gibi Fe<sub>3</sub>Al alaşımlarının çekme mukavemeti 400 °C üzerinde hızlıca düşmektedir. Bunun nedeni DO<sub>3</sub>-B<sub>2</sub> faz dönüşümü yardımıyla açıklanmıştır. Bu durumda Tc sıcaklığının yükseldiği ölçüde, yüksek sıcaklık mukavemeti sağlanır. Tc sıcaklığı alaşım elementleri ilavesi ile önemli ölçüde arttırılabilir. Toz karışımdan hazırlanmış

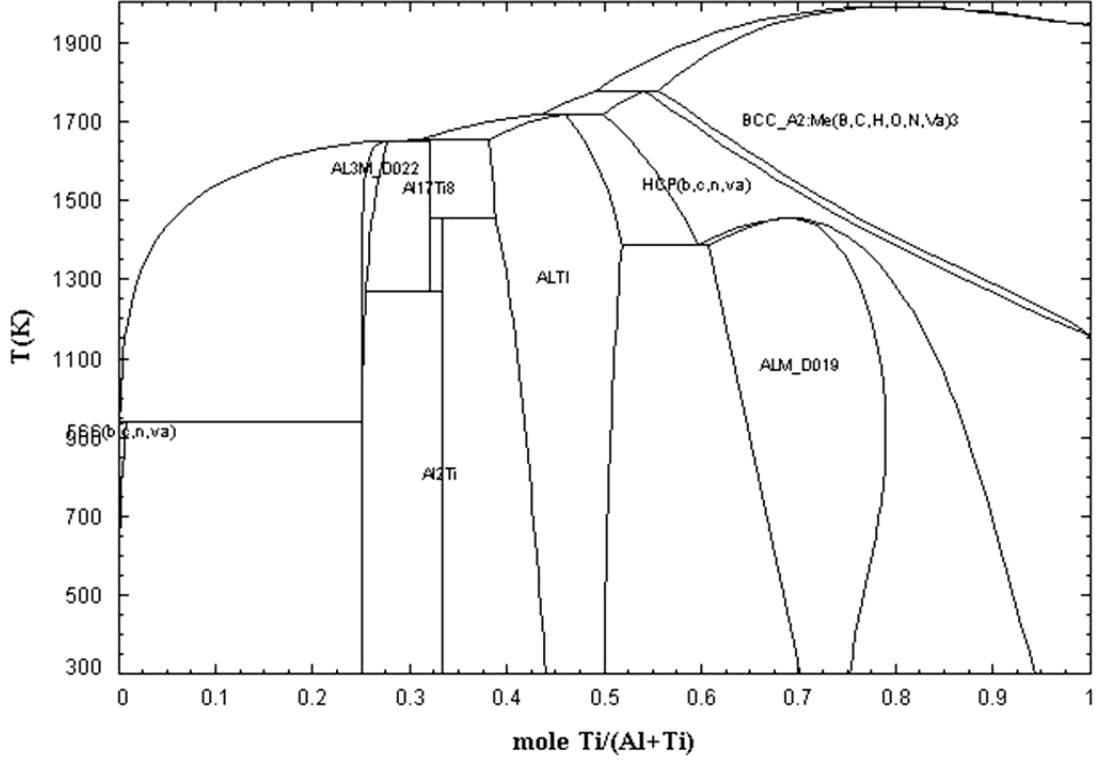
$Fe_3Al$  alaşımlarında nikel ilavesi tane boyutunu küçülmekte ve gözenekliği azaltmaktadır. Nikel ilavesiyle ince ve iri taneli karışımlar elde edilmektedir. Ayrıca nikel ilavesi sertliği arttırmakta, çekme mukavemeti ve sünekliği geliştirmektedir (Ergin, 2007; Çelikyürek, 2000, 2006; Öztürk Körpe, 2003).

### 2.2.2 Titanyum alüminatlar

Titanyum alüminatların, sıkı paket hegzagonal  $A_3$  yapısı ile  $\alpha$ -Ti ( $Ti_3Al$ ) ve HMK  $A_2$  yapısı ile  $\gamma$ -Ti ( $TiAl$ ) bileşikleri (şekil 2.4) sahip oldukları üstün özelliklerle ilgi uyandırmaktadır (Yılmaz, 2008; Ergin, 2007). Şekil 2.5'te verilen Ti-Al ikili denge diyagramı üzerinde de görüldüğü üzere Ti ve Al birbiri içerisinde yüksek çözünürlük oranına sahiptir. Sıcaklık  $882\text{ }^\circ\text{C}$ 'ye arttırıldığında  $\alpha$  fazından  $\beta$  fazına geçiş görülür. Saf titanyumun ergime noktası  $1668\text{ }^\circ\text{C}$ 'dir.



Şekil 2.4 Titanyum alüminatların kristal yapıları (a) L10, (b) DO19 (Yılmaz, 2008).



Şekil 2.5 Ti-Al ikili denge diyagramı (Melemez, 2009).

Titanyum alüminatlar özellikle yüksek mukavemet-ağırlık oranı ve yüksek sıcaklık özellikleri ile dikkat çekmektedir. Bununla birlikte düşük sıcaklıklarda zayıf kırılma tokluğu, düşük süneklik ve gevreklik özelliklerine sahiptir. Alaşım elementi ilavesiyle (Örneğin; bor, mangan, krom, niyobyum, vanadyum gibi) fiziksel ve kimyasal özellikleri iyileştirilebilmektedir. Titanyum alüminatlar yüksek sıcaklıklara maruz kaldığında alüminyumdan daha reaktif olan titanyumun oksijenle reaksiyona girmesi sonucunda  $\text{Al}_2\text{O}_3$  yerine  $\text{TiO}_2$  koruyucu oksit tabakası oluşur. Bu oluşum titanyum alüminatların maksimum kullanım sıcaklıklarında oksitlenme direncini artırır. Bunların yanı sıra titanyum alüminatların negatif özelliği, düşük sıcaklıklardaki düşük süneklığe ilaveten, yükselen sıcaklıklarda istenenden daha düşük oksidasyon direncine sahip olmasıdır. Bu alüminatların fiziksel özellikleri Çizelge 2.6'da geleneksel titanyum alaşımlarıyla karşılaştırmalı olarak sunulmuştur.

Çizelge 2.6 Titanyum alüminatların ve titanyum esaslı geleneksel alaşımların fiziksel özellikleri (Işık, 2007).

Özellikler	Geleneksel Ti alaşımları	Ti3Al	TiAl
Yoğunluk	4,5	4,1-4,7	3,7-3,9
Young modülü, MPa	96-100	100-145	160-176
Akma mukavemeti, MPa	380-1150	700-990	400-650
Çekme mukavemeti, MPa	480-1200	800-1140	450-800
Sürtünme limiti, °C	600	700	1000
Oksidasyon limiti, °C	600	650	900
Oda sıcaklığında süneklik	% 20	2-10	1-4
Yüksek sıcaklıkta süneklik, %	Yüksek	10-20	10-60
Kristal yapısı	HSP/HMK	DO <sub>19</sub>	LI <sub>0</sub>

Titanyum alüminatlarda dökümde  $\alpha$ , kolonsal tane oluşturur.  $\beta$  eş eksenli tane oluşturma eğilimindedir. Yeniden kristalleşme meydana gelmediği için yapı kaba tanelidir ve Ta, W tane inceltici olarak katkılandırılırlar. Normalin aksine, Döküm  $\gamma$  alaşımları, dövme malzemelerden daha az zayıf, daha az sünektir. Dökümde laminer yapı her ne kadar tok olsa da kırılmandır. Tamamen lamelar yapı, düşük %at. Al'da meydana gelir (yaklaşık % 24-20 altında). Dövmede,  $\alpha_2$  ve  $\gamma$  metaller arası bileşiklerde TiB<sub>2</sub>, Cr, V, Al yüzdesi dövülgenliği artırır. Toz Metalurjisi, ince taneli katılaşma mikroyapısının ve homojen konsolidasyonunun sağlanmasında etkilidir. Döner plazma elektrotu yöntemiyle elde edilen toz genellikle, gaz-atomize tozlardan daha temizdir ve hatta döküm malzemelerdekine benzer şekilde oksijen içeriği, 1000 ppm seviyesinin altındadır (Işık, 2007; Çelikyürek, 2000, 2006; Melemez, 2009).

### 2.2.2.1 Ti<sub>3</sub>Al

Ti<sub>3</sub>Al, DO<sub>19</sub> düzenli hegzagonal kristal yapısına sahip olup kafes parametreleri c ve a oranı (c/a) 0.8'dir. Genellikle yoğunluk için kabul edilen değer 4.2 gr/cm<sup>3</sup>'tür. Oda sıcaklığında, % 26 Al içeriği ile Ti<sub>3</sub>Al için, Poisson oranı 0.29, Young modülü 149 GPa, kayma modülü 58 GPa olarak bulunmuştur. Ti<sub>3</sub>Al bazlı alaşımlar için Young modülü 100-145 GPa arasındadır, Ti bazlı geleneksel alaşımlar da ise bu değer 96-110 GPa arasındadır. Ti<sub>3</sub>Al bileşikleri düşük yoğunlukları ve yüksek sıcaklık özellikleriyle dikkat çekmektedir. Bununla birlikte, 600 °C üzerindeki düşük sıcaklıklarda pratik olarak deformasyon kabiliyeti olmadığından gevrek karakterdedir. Yüksek sıcaklıklarda deformasyon kabiliyeti artmaktadır.

Ti<sub>3</sub>Al alaşımı at %22-39 Al içeriğiyle geniş bir bileşim kararlılığına sahiptir. Bileşik 1180 °C de ve at % 32 Al içeriğinde düzensizdir. Stokiyometrik bileşim, Ti-25 Al, 1090 °C'ye kadar kararlıdır.

Kırılma mukavemeti 600 °C üzerinde 600 MPa civarındadır. Yüksek sıcaklıklarda ısıl olarak yumuşama meydana gelerek, muhtemel plastik deformasyondan sonra kırılma mukavemetinin altında akma mukavemeti meydana gelmektedir. Ti<sub>3</sub>Al bazlı metaller arası bileşiklerin, mikroyapı kontrolü ve ilave alaşım elementi eklenmesiyle süneklik ve mukavemet özellikleri geliştirilmektedir. Sünekliğin geliştirilmesi için en etkili element Nb olup alaşımlama ile birçok mekanik özellik geliştirilir ve Nb'un artması ile bu etki de artmaktadır. Yüksek sıcaklık uygulamaları için en önemli özellik sürünme direncidir. Mukavemeti geliştiren diğer alaşım elementleri Cr, Ta, B, Mn, V, Zr ve Mo'dir. Ti<sub>3</sub>Al veya Ti<sub>3</sub>Al esaslı alaşımlar yüksek sıcaklıkta oksijene maruz bırakıldığında bir yandan oksidasyon meydana gelirken diğer yandan alaşımdaki oksijen ayrışır. Oksidasyon direnci, seçili oksidasyonla oluşan koruyucu Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tabakası olarak düşünülebilir, ancak Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kararlılığı, TiO kararlılığından biraz daha yüksektir ve Ti<sub>3</sub>Al içindeki titanyum alüminyumdan daha fazladır. Bu nedenle TiO, Ti<sub>3</sub>Al ile temas ettiğinde kararlı oksittir ve TiO<sub>2</sub> olarak şekillenir. Bu özellikleri Ti<sub>3</sub>Al'un yüksek kullanım sıcaklıklarında oksidasyon direncini



arttırarak, sürünme mukavemetinin yeterli seviyelerde tutulmasını sağlar (Ergin, 2007;; Yılmaz, 2008).

### 2.2.2.2 TiAl

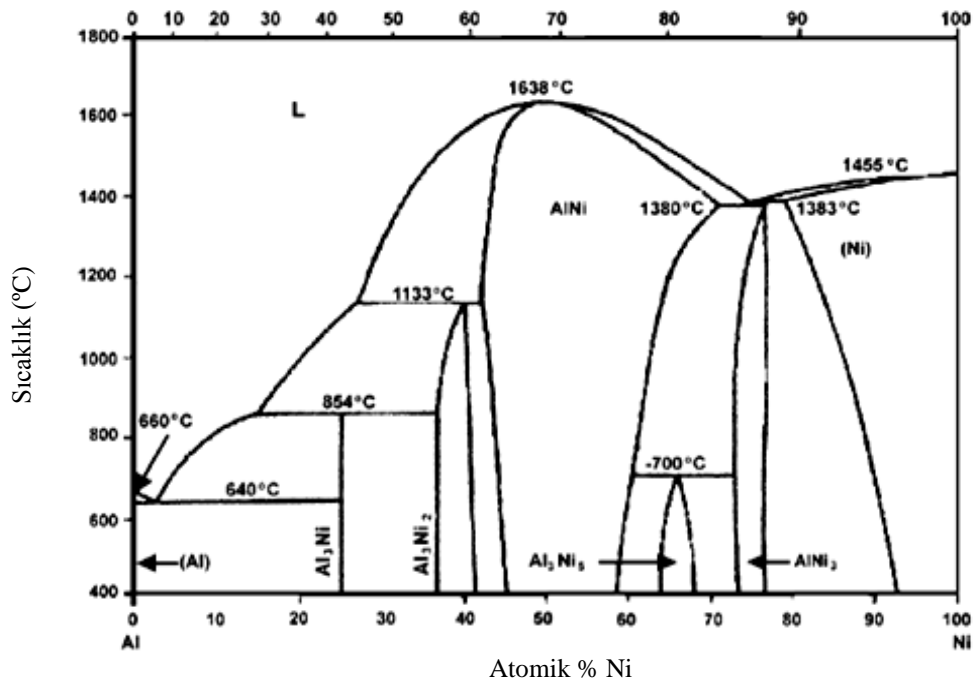
TiAl fazı sıcaklığa bağlı olarak geniş bir aralıkta (at. % 49-66 Al) kararlı olan  $Ll_0$  düzenli yüzey merkezli tetragonal yapıya sahiptir. Kafes parametreleri c ve a oranı (c/a) 1.015'tir, alüminyum konsantrasyonunun artmasıyla tetragonallık c/a=1.03 artar. 3.76 gr/cm<sup>3</sup> olan yoğunluk değeri ile Ti esaslı alaşımlardan ve Ti<sub>3</sub>Al bileşiğinden daha düşük yoğunluğa sahiptir. Oda, sıcaklığındaki stokiometrik TiAl için Poisson oranı 0.23, kayma modülü 70 GPa, young modülü 174 GPa olarak bulunmuştur. Ti<sub>3</sub>Al ile karşılaştırıldığında elastik sabiti daha büyük, Poisson oranı daha küçüktür. TiAl geniş bileşim dağılımına sahip olup ergime noktası olan 1450 °C'ye kadar kararlıdır. Mukavemet ve süneklik özellikleri Ti<sub>3</sub>Al alaşımları ile benzer özellik taşımaktadır, 700 °C'ye kadar pratik olarak deformasyon kabiliyeti olmayışı ile gevrektiler ve sadece yüksek sıcaklıklarda plastik deformasyon gözlemlenir

700 °C'ye kadar, yaklaşık 500 MPa kırılma mukavemetine sahiptir. TiAl alüminadının mekanik özellikleri ve korozyon davranışı Nb, Ta, Zr, W gibi alaşım elementleri ile geliştirilebilir. TiAl' un oksidasyon direnci, yüksek Al içeriği nedeniyle Ti<sub>3</sub>Al'dan daha yüksektir. Titanyum alüminatlar, hafiflik ve diğer fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri ile uzay endüstrisinde yapısal malzemeler olarak kullanılabilen ideal yapılardır (Işık, 2007; Çelikyürek, 2000).

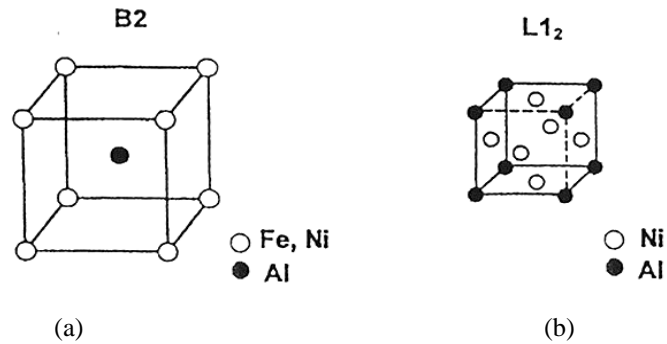
### 2.2.3 Nikel alüminatlar

Ni-Al ikili faz diyagramında (şekil 2.6) Al<sub>3</sub>Ni, Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>, Al<sub>3</sub>Ni<sub>5</sub>, NiAl, Ni<sub>3</sub>Al metaller arası bileşikler mevcuttur. Çizelge 2.7'de bazı fazların bileşim ağırlıkları verilmiştir. Bu metaller arası bileşiklerden Ni<sub>3</sub>Al, Ll<sub>2</sub> yüzey merkezli kübik; NiAl, B2 hacim merkezli kübik kristal yapısına sahiptir (şekil 2.7). Bu metaller arası

bileşiklerden nikelce zengin NiAl ve Ni<sub>3</sub>Al yüksek sıcaklık uygulamalarına ve kaplama işlemlerine aday malzemelerdir. Bunlar Al-Ni sisteminde en kararlı yapılardır ayrıca en yüksek ergime noktasına, oldukça düşük yoğunluğa, iyi mukavemet özelliklerine ve yüksek sıcaklıklarda korozyon ve oksidasyon direncine sahiptirler (Özdemir, 2004; Işık, 2007; Yılmaz, 2008).



Şekil 2.6 Ni-Al ikili faz diyagramı (Özdemir, 2004).



Şekil 2.7 NiAl (a) ve Ni<sub>3</sub>Al (b) metaller arası bileşiklerin kristal yapıları (Çelikyürek, 2000).

Çizelge 2.7 Al-Ni faz diyagramındaki fazların bileşim ağırlığı (Yılmaz, 2008).

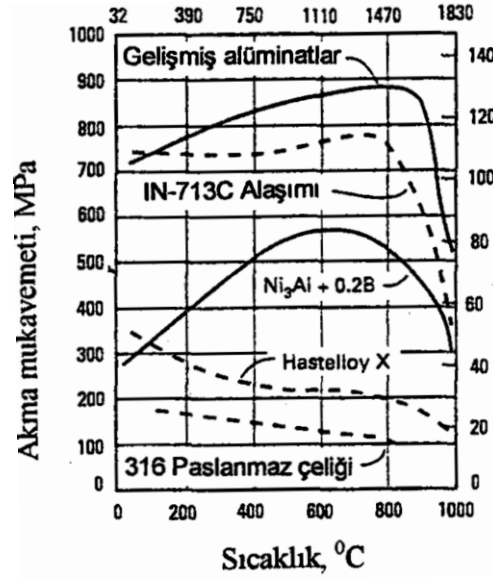
Faz	Bileşim Ağırlıkça % Ni
Al	0-0.024
Al <sub>3</sub> Ni	42
2 Al <sub>3</sub> Ni	55.9-60.7
AlNi	61-83
5 Al <sub>3</sub> Ni	79-82
Al <sub>3</sub> Ni	85-87
Ni	89-100

### 2.2.3.1 Ni<sub>3</sub>Al

Ni<sub>3</sub>Al bileşiği yüzey merkezli kübik (YMK) yapının bir türevi olan LI<sub>2</sub> kristal yapısına sahiptir. 7.5 gr/cm<sup>3</sup> yoğunluğu ile titanyum alaşımlarından ağır, süper alaşımlardan daha hafiftir. Ni ve Al saf elementlerinin ikisinden de daha yüksek ergime derecesine (1395 °C) sahip olup, 1380 °C'de sıvı Ni-Al ve B<sub>2</sub> fazına sahip NiAl ile ötektik eşitliğe sahiptir. Ni<sub>3</sub>Al erime derecesine kadar kararlıdır. Akma gerilimi oda sıcaklığından 700 °C'ye kadar sıcaklığın artması ile artar ve 700 °C'den sonra yumuşama meydana gelir. Bu durum Ni<sub>3</sub>Al' un plastik deformasyonunu sınırlayan süperlatis vida dislokasyonunun mobilitesi ve enerji anizotropisinin sonucudur. Vida dislokasyonları {111} ve {010} düzlemlerinde hareket eder. Enerji açısından {010} düzleminin ikiye bölünmesi tercih edilir. Çünkü kısmi bölge ile antifaz sınırları arasındaki enerji bu düzlemde daha düşüktür. Bölünen kısımların içindeki dislokasyon antifaz sınır düzleminin dışında yayıldığı için {010} düzlemindeki süperdislokasyon kayamaz (sessile). Diğer yandan yüksek enerjili {111} süperdislokasyonu kayabilir (glissile), çünkü dislokasyonun yayılma bölgesi kayma düzlemine hapsolmektir. Ayrıca akma gerilimi tane boyutunun azalması ile artabilir. Polikristalin Ni<sub>3</sub>Al gevrekli ve taneler arası kırılma ile hasara uğrarken Ni<sub>3</sub>Al tek kristalleri oldukça mukavemetlidir. Bu yüzden polikristalin gevrekliği zayıf tane sınırının sonucu olarak yorumlanır.

Bu alüminatları önemli kılan yüksek sıcaklıklardaki oksidasyon direnci ve mükemmel mukavemet özelliğidir.  $Ni_3Al$ , nikel-esaslı süper alaşımlarda ikincil faz olarak bulunur ve en önemli mukavemetlendirici bileşendir.  $Ni_3Al$  tek kristali, kullanım sıcaklığında sünektir, fakat çok kristalli malzemeler çok küçük plastisiteyiyle gevrek tane-sınır kırılmasıyla hasara uğrarlar. Bu etki, tane sınırlarında empürite segregasyonunun olmadığı yüksek saflıktaki malzemelerde gözlenmekte, ayrıca ortam şartları da etkili olmaktadır.

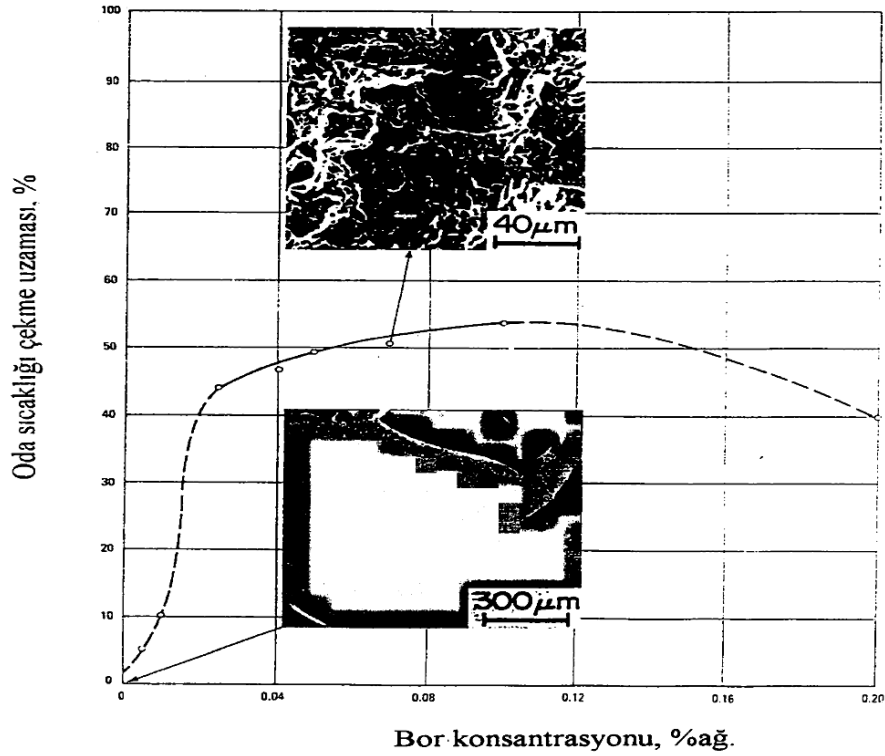
Tek fazdan ibaret  $Ni_3Al$ 'un mukavemeti sıcaklık artışıyla düşmez. Mühendislik akma mukavemeti (%0.2) gösteren metaller arası bileşiklerden biri olan  $Ni_3Al$ , sıcaklık artışına paralel olarak akma gerilmesinde artış görülen tek metaller arası bileşiktir. Bu, akma mukavemetinin test sıcaklığının bir fonksiyonu olarak çizildiği şekil 2.8 'de gösterilmiştir. Düşük uzamalarda daha düşük olan anormal akma etkisi ağırlıklı hızlı işlem sertleşmesinin nedeniyle oluşur. İşlem sertleşmesi vida dislokasyonu dilimlerinin, birinci derecede  $\{111\}$  kayma düzlemlerinden  $\{100\}$  düzlemlerine çapraz kaymasına neden olur. Bunlar sivrilirler ve çok daha az hareketlidirler. Çapraz kayma için itici güç, elastik anizotropiden çıkan vida dislokasyonu çiftleri arasında harcanan tork ve düzenli latis içinde deformasyon için gerekli olan süperdislokasyon çiftlerinin arasında şekillenen antifaz sınırlarının enerjisinin anizotropisini içerir. Diğer durumda, çapraz kayma pinning prosesi termal olarak aktive edilir, bu da akma mukavemetinin sıcaklıkla pozitif değişimini sağlar, (şekil 2.8). Yüksek sıcaklıklarda akma mukavemetinin düşüşü,  $\{100\}$  düzlemleri üzerinde dislokasyon hareketinin artışı nedeniyle olur, bu çapraz kayma prosesi ile şekillenen pinning merkezlerinin etkililiğini düşürür. Anormal akma davranışı  $Ni_3Al$  yüksek sıcaklıklarda birçok ticari katı eriyik alaşımlarında (316 paslanmaz çeliği ve Hastelloy alaşımı X) daha mukavemetli yapar (şekil 2.8).



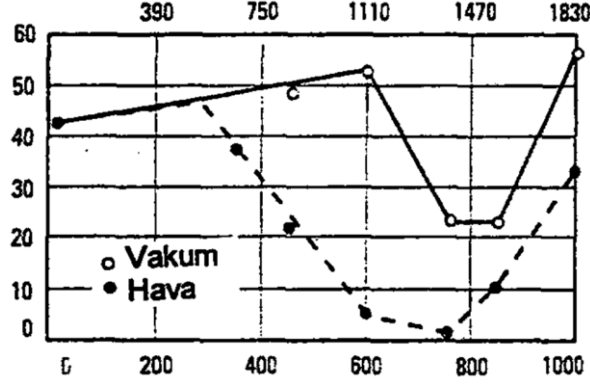
Şekil 2.8 Ni<sub>3</sub>Al alaşımı, iki süperalaşım ve 316 tip paslanmaz çelik için farklı test sıcaklıklarında akma mukavemeti (Özdemir, 2004).

Oda sıcaklığında, özellikle nemli havada hidrojen oluşumunun neden olduğu lokal gevrekleşme meydana gelir. Polikristalin Ni<sub>3</sub>Al gevrekliği; Cu, Co veya Pt ile makroalaşımlamayla azaltılabilir. Ayrıca, ağırlıkça %0,1 B ilavesi yapılarak hem gevreklik problemi giderilebilmekte, hem de malzemeyi %50 gibi yüksek bir çekme sünekliği sergileyen oldukça yumuşak bir şekle dönüştürmektedir (şekil 2.9). Alaşımlar yüksek sıcaklıklarda mukavemeti artırmak için at.%5'e kadar Hf, Zr, Ta ve Mo içerir. Orta sıcaklıklarda (400-900 °C) sünekliği artırmak için at. %10'a kadar Cr içerir. 500 ppm'den düşük seviyelerdeki bor tane sınırlarını mukavemetlendirmek ve yüksek sıcaklıklarda sünekliği artırmak için eklenir. Borun yararlı etkisi maalesef stokiometriye bağlıdır ve bor sadece alaşım at. %25'in altında Al içerdiğinde sünekliği artırır. Karbon kimyasal olarak bora benzemesine karşılık süneklik üzerindeki etkisi aynı değildir. Fe, Mn, Cr veya Be gibi yer alan elementlerin ilavesi ile sınırlı oranda süneklikte artış sağlanmaktadır. Bu artış Ni<sub>3</sub>Al'un tane sınırlarında karşılıklı daha homojen bir atomik bağlanma ve Ni-Al atomları arasındaki elektronegativite farklılığında düşme sağlanarak başarılmaktadır. % 6-10 oranında Cr ilavesi ile koruyucu kromat (Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) filmi oluşarak süneklik özelliğini iyileştirmektedir. Yüksek sıcaklıklardaki süneklik test ortamına bağlıdır. Vakumda, borlu nikelce zengin

alaşımların (<%23Al) sünekliği 800 °C'de makul bir minimum görünmesine rağmen tüm test sıcaklıklarında yüksek süneklikte kalır (şekil 2.10). Oksijen içeren ortamlarda yapılan testlerde minimum süneklik çok daha diptedir. Gerçekte, havada 760 °C'de yapılan testlerde süneklik tam taneler arası kırılmayla sifira düşer. Süneklikte düşüş, çekme gerilmesi ve oksijen ortamının aynı zamanda uygulanmasını gerektiren dinamik bir etkinin sonucudur. Görülüyor ki, koruyucu  $Al_2O_3$  filminin oluşması hızlı taneler arası çatlak ilerlemesine mani olmak için çok yavaştır. % 6-8 oranlarında krom ilavesi koruyucu  $Cr_2O_3$  filminin çok daha hızlı oluşmasının mümkün olması nedeniyle orta sıcaklıklardaki sünekliği geri getirir.  $Ni_3Al$ 'da orta sıcaklıklardaki süneklik, uzatılmış bir tane yapısının üretilmesiyle de artırılabilir.

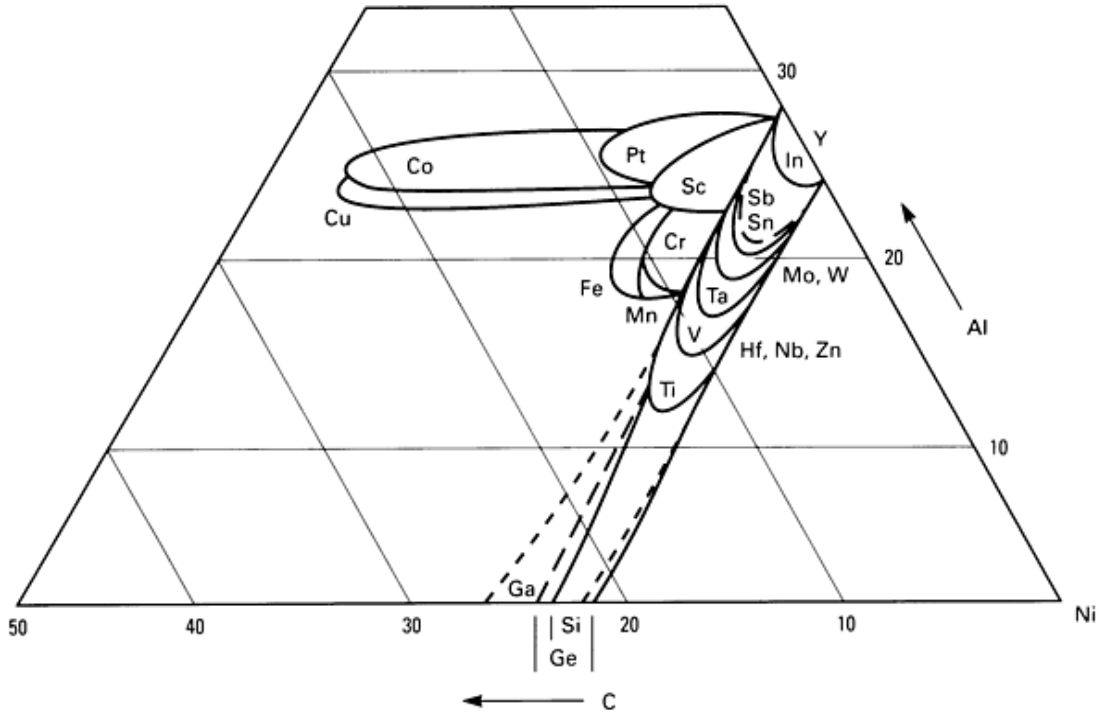


Şekil 2.9 Bor ilavesinin  $Ni_3Al$ 'un oda sıcaklığındaki çekme uzaması ve kırılma davranışına etkisi (Çelikyürek, 2000).



Şekil 2.10 Vakumda ve havada IC-145 (Ni 21.5, Al 0,5 Hf 0,1, B % at.) alaşımının çekme uzaması (Çelikyürek, 2000).

Alüminat katı eriyik etkisi ile sertleşmeye müsaittir, çünkü uzun orandaki düzen avantajını kaybetmeden alaşım ilavelerini çözebilir. Farklı alaşımların 1000 °C'de  $Ni_3Al$  fazında  $L1_2$  eriyebilirliği üç grup altında incelenmiştir (şekil 2.11). Si, Ge, Ti, V ve Hf içeren birinci grup elementler Al yerine yerleşirler. Cu, Co ve Pt içeren ikinci grup elementler Ni yerine yerleşirler. Fe, Mn ve Cr gibi elementleri içeren üçüncü grup elementler her iki yere yerleşir. Yapıya yerleşme davranışında, atom boyutundan çok elektronik yapı yani elementin periyodik tablodaki yeri daha etkili olmaktadır.  $Ni_3Al$  içinde katı eriyiğin miktarı, yine de, atomik boyut uyumsuzluğu ve  $Ni_3Al$  ve  $Ni_3X$  arasındaki oluşum sıcaklığındaki fark ile kontrol edilir.  $Ni_3Al$ 'un oda sıcaklığında katı eriyik sertleşmesi, alaşım elementinin yerleşme düzenine, atomik boyut uyumsuzluğuna ve alaşımın stokiometriden uzaklaşma derecesine bağlıdır. Mukavemet, Al-zengin alaşımlar ve stokiometrik alaşımlar için telaffuz edilmektedir (Özdemir, 2004; Çelikyürek, 2000; Ergin, 2007; Işık, 2007).



Şekil 2.11 Üçlü  $Ni_3Al$  fazının  $1000^\circ C$  civarındaki çözünürlük bölgelerinin yarı şematik görünümü (Çelikyürek, 2000).

$Ni_3Al$  alaşımlarının sürünme özellikleri gerilme, sıcaklık ve bileşimin fonksiyonu olarak karakterize edilmiştir. Hf ve Zr  $Ni_3Al$ 'ın sürünme direncini arttırmada en etkili katkılardır.  $Ni_3Al$  alaşımlarının sürünme özellikleri nikel esaslı süper alaşımlar gibi tane boyutuna karşı hassastır. Fakat  $Ni_3Al$  alaşımlarının kaba taneli malzemeleri (örneğin döküm malzemeler) daha iyi sürünme direncine sahiptirler. Sürünme direncinin önemli olduğu uygulamalarda  $700^\circ C$ 'den yüksek sıcaklıklarda kaba taneli malzeme daha çok arzu edilir.  $Ni_3Al$ 'in sürünme direnci nikel esaslı süper alaşımların birçoğu ile karşılaştırılabilir, fakat jet motoru türbin palesi olarak kullanılan bazı gelişmiş tek kristal nikel esaslı süper alaşımlar kadar iyi değildir. Düzensiz alaşımlarda sürünme direnci, düşük sıcaklıklarda yüksektir ve dislokasyonların ısı aktivasyon hareketi sonucu sıcaklığın artması ile düşerken,  $Ni_3Al$  tersine bir davranış sergilemektedir.



$Ni_3Al$  alaşımlarının yorulma ve yorulma çatlak büyümesi nikel esaslı süper alaşımlardan oda sıcaklığı çatlak büyümesi için daha iyidir.  $Ni_3Al$  ve diğer düzenli metaller arası bileşiklerin iyi yorulma direnci, ince düzlemsel kayma ve süperlatis dislokasyon yapısına bağlanır.

$Ni_3Al$  esaslı alaşımların özellikleri süper alaşımlara yaklaşırsa da  $Ni_3Al$  alaşımları maalesef uçak motoru uygulamalarında süper alaşımlarla yer değiştirememiştir.  $Ni_3Al$  esaslı alaşımlar kompozit gelişmeleri için çekici bir matris sağlar. Eşsiz veya alışılmadık özelliklerinin avantajı ile monolitik alüminat alaşımlar uygulamalarda yakın zamanda kullanılabilir. Potansiyel uygulamalar şunları içerir:

- Gaz, su ve buhar türbinleri (alaşımların mükemmel kavitezyon, erozyon ve oksidasyon direnci),
- Uçak bağlantıları (düşük yoğunluk ve istenilen mukavemete kolay ulaşım),
- Otomotiv turbo şarjleri (yüksek yorulma direnci ve düşük yoğunluk),
- Piston ve valfler (sürünme direnci ve yüksek sıcaklık oksidasyon işlemi ile bir termal bariyerin gelişiminin mümkün olması),
- Korozyon ortamlarında kullanılan genişleme bağlantıları için körükler, (iyi sulu korozyon direnci),
- Takımlar (yüksek sıcaklık mukavemeti ve ön oksidasyon ile geliştirilen aşınma direnci),
- Permanent kalıplar (yüksek sıcaklık oksidasyonu ile termal bariyer kaplamanın oluşabilmesi) (Işık, 2007; Yılmaz, 2008; Özdemir, 2004; Çelikyürek, 2000; Ergin, 2007).

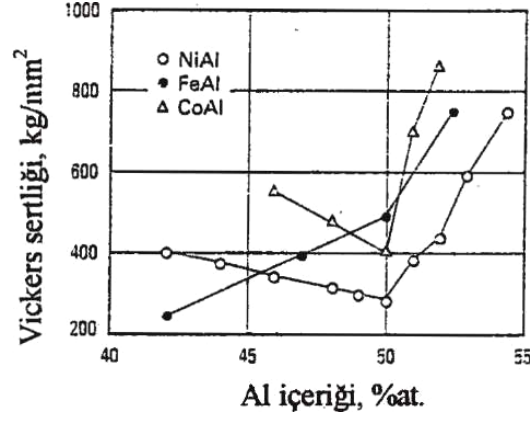
### 2.2.3.2 NiAl

NiAl, yaklaşık at. % 40 Ni içeriğinden itibaren hacim merkezli kübik yapı esaslı  $B_2$  tip kristal yapıya sahip tek faz şeklinde oluşmaya başlar. Fiziksel özellikler açısından  $B_2$  NiAl, yüksek sıcaklık uygulamalarında  $L1_2$   $Ni_3Al$ 'den daha fazla

potansiyeye sahiptir. Daha yüksek bir ergime noktasına (1638 °C) ve daha düşük yoğunluğa (NiAl'nin yoğunluğu 5,86g/cm<sup>3</sup>, Ni<sub>3</sub>Al'nin yoğunluğu 7,50 g/cm<sup>3</sup>) sahiptir. Stokiyometrik bileşimde yoğunluğu Ni esaslı geleneksel alaşımlarla karşılaştırıldığında oldukça düşük bir değere sahiptir ve bu değer azalan Al ile artar. Daha yüksek Young modülü (NiAl 294 GPa, Ni<sub>3</sub>Al 179 GPa) vardır. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda mükemmel oksidasyon direnci gösterir. Yüksek oksidasyon direncinin fiziksel sebebi, Al içeriğinin yeterince yüksek olmasıdır ve Al difüzyonunun, iç hacim oksidasyonundan kaçınması ve tüm sıcaklıklarda yüzeyde kararlı alüminanın hızla oluşmasıdır. Oksidasyon direnci, ytriyum, Hf ve Zr refrakter elementlerin alaşım elementi olarak kullanılması ile daha da iyileştirilmektedir.

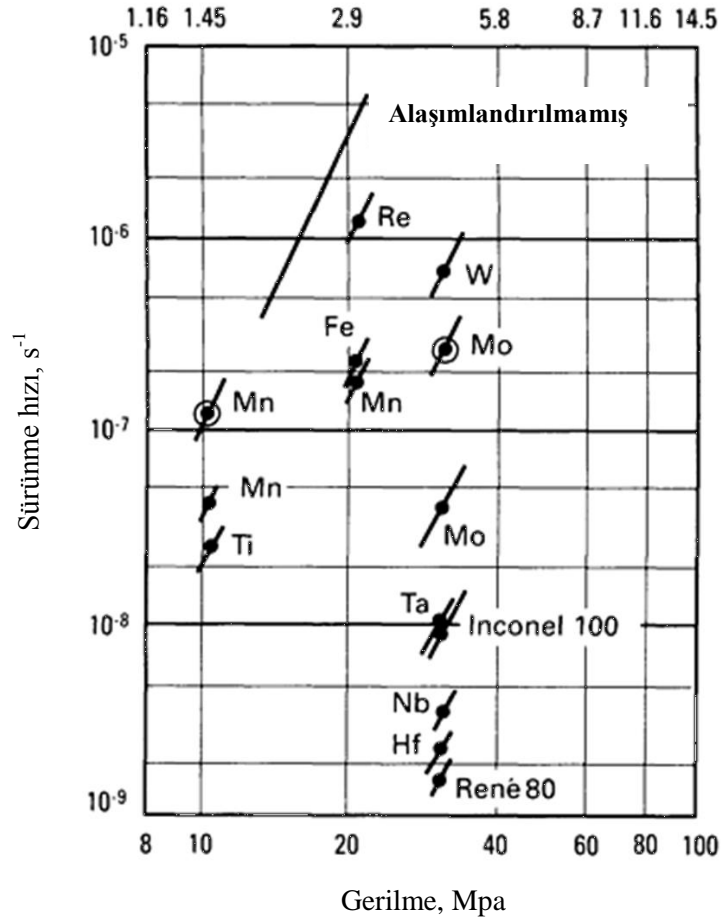
NiAl'un uygulamalarda kullanımı için iki dezavantajı vardır. Bunlar kullanım sıcaklığında zayıf süneklik ve yüksek sıcaklıklarda düşük mukavemet ve sürünme direncidir. NiAl tek kristalli basma uygulamalarında oldukça sünek olmasına karşın, tek ve çok kristalli NiAl oda sıcaklığında çekme şartlarında oldukça gevreklerdir. Nikel alüminat, HMK malzemeler için belirtildiği gibi temelde {111} kaymasından ziyade {100} kayması gösterir. Kayma sistemlerinin yetersiz oluşu NiAl'ın düşük sünekliğinin ana sebebi olarak ilişkilendirilmiştir. Alüminatların 400 °C üzerinde sünekliği hızla artar ve 600 °C altında oldukça sünektirler, böylece NiAl'ın yüksek sıcaklıklarda üretilmesinde büyük bir problem kalmaz.

Düzenli B<sub>2</sub> yapısı NiAl'de yaklaşık at. %15 oranında bir çözünebilirlik sağlar. Stokiyometriden sapmalar, alüminyumca zengin alaşımlarda boşlukların birleşmesi ve nikelce zengin alaşımlarda ters yer hasarlarının oluşması ile ilişkilendirilir. Latis hasarlarının bulunması düşük sıcaklık mukavemetinin en büyük etkenidir. Minimum mukavemet stokiyometrik bileşimde oluşur (şekil 2.12). Tüm bileşimlerde akma mukavemeti sıcaklığın artışıyla düşer. Mukavemetin 400-600 °C arasında beklenmedik bir biçimde düşüşüyle sünekliğin keskin artışı birlikte olur. Alaşımlar oldukça sünektir, fakat yüksek sıcaklıklarda zayıftır. Örneğin Ni-50 Al 1000 °C'de 35 MPa akma mukavemeti ve % 50'den fazla bir çekme sünekliği göstermiştir.



Şekil 2.12 Alüminyum içeriğinin bir fonksiyonu olarak CoAl, FeAl ve NiAl' nin Vickers sertlikleri (Çelikyürek, 2000).

NiAl yüksek sıcaklıklarda oldukça zayıf sürünme gösterir. Ancak sürünme özellikleri alaşım ilavesi ile büyük oranda artırılabilir. Şekil 2.13, at.%5'e kadar üçüncü ilavelerle alaşımlandırılmış NiAl'ın basma sürünme hızını göstermektedir. Ta, Nb ve Hf içeren alaşımın 1300 K'deki mukavemeti süper alaşım IN-100 ile karşılaştırılabilir veya hatta daha yüksektir. Bu alaşım elementleri NiAl'de çok düşük çözünürlük göstermişlerdir ve artışın dislokasyon hareketlerine engel olan ince ikinci faz partiküllerinin çökmesinden geldiği görülmektedir. Son zamanlarda Ni ile yer değiştirmek için at. %15 Fe ile alaşımlandırmanın difüzyon hızını azalttığı ve bunun da NiAl'ın sürünme hızını düşürdüğü belirlenmiştir.



Şekil 2.13 Çeşitli alaşım elementleri içeren NiAl alaşımlarının 1300 K' deki basma sürünme bilgileri (Çelikyürek, 2000).

NiAl'ın stokiometri üzerindeki ve dışındaki alaşımlarının temelde taneler arası kırılma gösterdiğinden sünekliği mikro alaşımlandırma ile tane sınırı bileşimini kontrol ederek artırmak mümkündür. NiAl'a ilave edilen bor tane sınırlarında segregasyona kuvvetle meyillidir ve taneler arası kırılmayı ortadan kaldırır fakat çekme sünekliğinde herhangi bir artış olmaz. Çünkü bor NiAl'da bir katı eriyik sertleştiricisidir. Borun tersine karbon ve berilyum NiAl'da taneler arası kırılmayı gidermede etkili değildir. Berilyum NiAl'ın oda sıcaklığı çekme sünekliğini bir miktar artırır.

NiAl metallar arası bileşikleri; düşük sıcaklıklarda düşük kırılma tokluğu ve düşük sünekliğe sahip olmalarına rağmen düşük yoğunluk, yüksek ergime derecesi,

1300 °C'ye kadar mükemmel oksidasyon direnci ve iyi ısı iletkenliği sayesinde gaz tribün motor pervaneleri ve sabit kanatlar gibi yüksek sıcaklık uygulamaları için potansiyel malzeme haline gelmiştir. NiAl'un uygulama alanlarını gıda, plastik, kimya, ilaç ve otomotiv endüstrisi olarak sıralayabiliriz (Yılmaz, 2008; Özdemir, 2004; Çelikyürek, 2000; Ergin, 2007).

### 2.3 Metaller Arası Bileşiklerin Üretim Yöntemleri

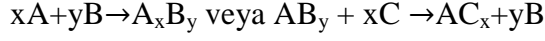
Metaller arası bileşiklerin üretimi için çeşitli üretim yöntemleri denenmiştir. Ergitme ve döküm, alaşım tozlarının kullanıldığı toz metalurjisi, saf orijinal malzemeli reaktif sinterleme (Ni<sub>3</sub>Al üretiminde saf Al ve Ni tozları) ve yanma sentezi bunların başlıcalarıdır.

Ergitme metodunda, metaller arası bileşik ingotların üretimi için vakum indüksiyon ergitme, argon indüksiyon ergitme, plazma ergitme ve elektron ışın ergitme gibi pek çok metod kullanılmaktadır. Bununla birlikte, dökümlerin yüksek sıcaklıklarda şekillendirilmesinde potadan empüritelerin bulaşması ile oluşan kompozisyon değişiklikleri ve ergitme işlemi esnasında oluşan buhar kaybı problem oluşturmaktadır.

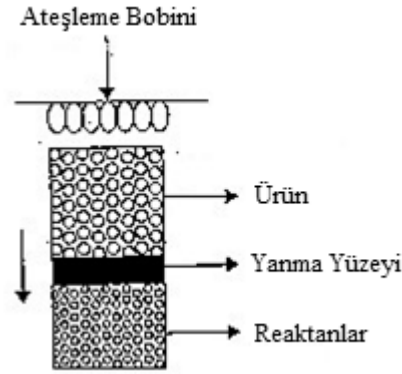
Toz metalurjisi kompleks şekilli metaller arası bileşiklerin üretimi için ideal olmakla birlikte alaşım toz kullanıldığında verimliliği düşmektedir. Diğer yandan reaktif sinterleme ile saf orijinal malzemeler kullanıldığı zaman yüksek yoğunluklu malzemeler kolayca elde edilebilmekte ama son işlem olarak HIP gibi işlem gerekli olmaktadır. Böylece yeni ürünlerin yoğunluğu orijinal malzemelerden daha düşük olmakta ve proses esnasında oluşan porozitelerin boyutu artmaktadır. Bu, porozitelerdeki mevcut gaz ve sıvı ürünlerin uzaklaşmamasından kaynaklanmaktadır.

Yanma sentezi (reaktif sentez veya yüksek sıcaklıkta kendi kendine yayılma sentezi (SHS, self propagating high temperature synthesis) olarak literatürde farklı şekilde ifade edilir. 1940'ların sonu 1950'lerin başından beri MoSi<sub>2</sub> ve WC gibi ileri seramik ve metaller arası bileşiklerin üretiminde kullanılmaktadır. Böylece yüksek

enerji randımanına sahip yüksek verimlilikte, son şekle yakın boyutlarda numuneler elde edilmektedir. Basitçe ifade edilirse, yanma sentezi elementel veya alt bileşiklerden, kompozit veya bileşiklerin elde edilmesidir.



Reaksiyonun itici gücü oluşan bileşiğin, karışımının oluşturduğu negatif ısıdır. Isı açığa çıkmasının sonucunda, reaksiyon reaktanların tamamına yayılır ve devam eder. Numune boyunca ilerleyen reaksiyon sonucu reaktanlar son ürüne dönüşür. Yanma sentez prosesi şematik olarak şekil 2.14'te gösterilmiştir.



Şekil 2.14 Yanma sentez prosesisinin şematik olarak gösterimi (Özdemir, 2004).

Yanma sentezi ile üretilen ürünler genel olarak porozitelidir. Porozite pek çok faktörden kaynaklanabilir; Kirkendall ve Frenkel etkisi, gaz oluşumu, molar hacim değişimleri veya başlangıç porozitesi. Reaktif sinterlemenin en önemli faydası elementel tozlardan direkt olarak yoğun metaller arası ve seramik bileşikler, alaşımlar veya kompozit malzemeler elde edilmesidir. Yanma sentezi ile elde edilen ürünlerdeki porozite oluşumu reaktif sıcak presleme (RHP, Reactive Hot Pressing) veya reaktif sıcak izostatik preslemede (RHIP, Reactive Hot Isostatic Pressing) reaktif sinterleme esnasında dış basınç uygulanması ve/veya reaksiyon üzerinde dikkatli bir kontrol ile giderilebilir.

Proseste tutuşma, iki alt modele ayrılmaktadır: Birincisi kendiliğinden ilerleyen yüksek sıcaklık sentezi (SHS) olarak tanımlanır. Burada kompakt haldeki reaktanlar ısıtılmış bobin kullanılarak ateşlenir, reaksiyon sonucu reaktanların yanması ile reaksiyon dalgalar şeklinde ilerler ve numuneler üretilir. İlk reaksiyon, harici ısı kaynağı kullanılarak başlatılır (Ör: dirençle ısıtılan bobin). Tutuşma sıcaklığına ısıtılan bitişik tabakadaki reaksiyon ısısından faydalanılarak reaksiyon kendi kendine sürdürülür ve dış ısı kaynağına ihtiyaç duyulmaksızın reaksiyon devam eder. Tutuşmanın ikinci modeli, termal patlama veya anında yanma olarak tanımlanır. Kompaktın tüm hacmi patlama sıcaklığına ısıtılır (fırında), reaktan tozların tamamı kendiliğinden son ürüne dönüşür. Tutuşmanın her iki modeli geçmişte nikel alüminata başarı ile uygulanmıştır. Reaktanların stokiometrik oranı, ilave edilen katkı maddesinin miktarı, işlem atmosferi, reaktanların partikül boyutu, ham kompaktların çapı ve yoğunluğu oluşan reaksiyonları etkilemektedir (Özdemir, 2004; Işık, 2007; Melemez, 2009; Ergin, 2007).

### **2.3.1 Yüksek sıcaklık metallere arası bileşiklerin ergitme ve döküm yöntemleri**

Ticari açıdan umut verici olarak görülen birçok metallere arası bileşik sistemi, oksidasyona yatkın (Al gibi) veya çok reaktif (Ti gibi) elementler içerir. Sonuçta, ergitme ve döküm tekniklerine ait önemli sorunlar çözümlenmelidir. Ticari açıdan önemli bazı metallere arası bileşikler için kullanılan bazı ergitme işlem teknikleri Çizelge 2.8'de verilmiştir (Çelikyürek, 2006; Öztürk Körpe, 2003).

Çizelge 2.8 Bazı ticari metaller arası bileşiklerin ergitme teknikleri (Çelikyürek, 2006).

Alaşım	Ergitme işlemi	Döküm işlemi	Açıklamalar
IC-50	VIM ve havada indüksiyon	Levha ve çubukların direk dökümü	Levhalar boşluksuz ince taneli yapıya sahiptir. Çubuklar yüzeyden merkeze kolonsaltan dendritik yapıya döner
IC-218		İngotlar	Porozite olmayan üniveform tane boyutu
IC-72	VIM	DS	Aspect oranı ve porozite seviyesi dönüşüm hızına bağlı olan kolonsallar
Ti-33,5Al	PSC	İngotlar ve tabletler Turboşarjer diskleri	400-800 ppm arasında oksijen kapan kolonsal yapı ağ %0,3 oksijen kapsamı
VIM- Vakumda indüksiyon ergitme, ESR-Elektroglasse rafinasyon, PSC-Plazma skull döküm, DS-Yönlendirilmiş katılma, CLV-düşük basınçlı döküm			

### 2.3.1.1 Vakumda indüksiyon ergitme

Vakum indüksiyon ergitme özellikle  $O_2$  ve  $N_2$ 'den arındırılmış bir atmosferde ergitilmesi gereken malzemeler için tasarlanmıştır. Bu proses süper alaşımların ergitilmesinde oldukça başarılı olmuştur ve metaller arası bileşiklere de uygulanabilmektedir. İndüksiyon ergitmenin en büyük avantajı istenmeyen uçucu elementlerin yüzeye taşınmasına yardım eden sürekli karıştırma prosesi oluşudur, bu durum arındırma işlemini kolaylaştırır.

Fakat bu teknik ile üretilen alaşımların mikro yapıları daha sonraki soğuk ve sıcak işlem için uygun değildir. Standart bir VIM prosesinde metal genellikle saf statik bir ingot dökümdür. Katılma mikro yapısı içindeki mikro ve makro segregasyonla birlikte son homojensizliklerin daha sonraki bir ergitme prosesiyle düzeltilmesine ihtiyaç duyulur.

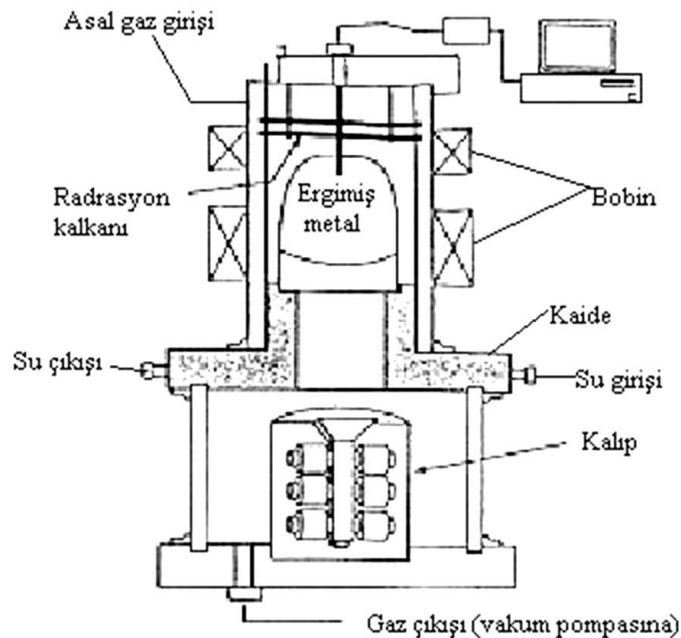
Diğer taraftan metaller arası bileşiklerin vakum indüksiyon ergitmesi hatta havada indüksiyon ergitmesi direkt döküme kadar başarıyla uygulanmıştır. Nikel-alüminyum metaller arası bileşiklerinde havada indüksiyon ergitmesi alüminyum için % 95, pratik olarak Cr, Zr ve B gibi diğer alaşım elementleri için % 100 "yeniden



oranlı" üretilmiştir. Fakat vakum indüksiyonda ergitme genellikle oksit inklüzyonların süneklik ve kırılma özelliklerine etkilediği durumlarda tercih edilen bir tekniktir.

Yüksek sıcaklık alaşımlarının indüksiyon ergitmesinde kullanılan potaların iyi seçilmesi gerekir. Ni-Al metaller arası bileşikler için zirkonya ve alümina potalar kullanılabilir, fakat bu potaların termal şok dirençleri zayıf olduğundan bazı metaller için kullanımı sınırlıdır. Ti esaslı metaller arası bileşiklerin ergitilmesi titanyumun yüksek aktivitesinden dolayı bazı problemler çıkarır. Alümina potalarda Ti-Al ve Fe-Al esaslı alaşımlar başarıyla üretilebilmiştir.

Yüksek sıcaklık alaşımlarının indüksiyon ergitmesinde elektromanyetik alanın yüksek karıştırma etkisi ince taneli bir yapı elde edilmesine imkân verir. Bu işlemin şematik bir görünüşü şekil 2.15'de gösterilmiştir. (Çelikyürek, 2000, 2006; [www.metalurji.org.tr/dergi/dergi163/d163\\_3742.pdf](http://www.metalurji.org.tr/dergi/dergi163/d163_3742.pdf) (28.12.2012) )



Şekil 2.15 Bir indüksiyon ergitme ve döküm prosesinde kullanılan ekipmanların şematik görünüşü (Çelikyürek, 2006).

### 2.3.1.2 Vakumda arkla yeniden ergitme

Vakumda arkla yeniden ergitmenin (VAR) metaller arası bileşiklerin ingot metalurjisinde çekici bir proses olduğu düşünülmektedir. Bu süreçte VIM'den alınan ingotlar elektrot olarak kullanılır. İşlem bir pota ile elektrot arasında ark oluşturularak başlatılır. Katılaşma mikroyapısı üzerinde daha geniş kontrol imkânı vardır, ergitme hızı ve soğutma hızı elektrotla pota arasındaki ark uzunluğu değiştirilerek değiştirilebilir. Ayrıca bu teknik titanyum esaslı alaşımlar için aranan bir tekniktir. Su soğutmalı bir pota kullanarak titanyumla pota arasındaki reaksiyonlar en aza indirilebilir (Öztürk Körpe, 2003)

### 2.3.1.3 Elektrolag rafinasyon

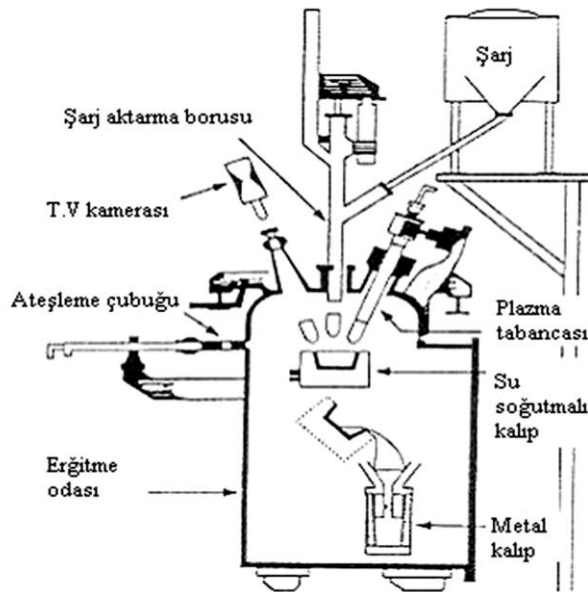
Elektrolag rafinasyon (ESR) yıllar önce VIM ingotlarının katılaşma mikroyapısını rafine etmek için alternatif bir proses olarak ortaya çıkmıştır. Önceleri bu proses soğuk veya sıcak işlemlerden önce ingotlar üretmek için kullanılmıştır. VAR prosesinden farklı olarak ESR'de tekrar ergitme bir vakumda pota ile elektrot arasında bir ark oluşturularak çalışmaz. Bunun yerine VIM prosesinden alınan ingotlar elektrot gibi görev yapar ve su ile soğutulan bir kalıp içerisinde çok ısıtılmış bir cüruf ile tekrar ergitilir. Ergiyiği kimyasal olarak temizleme ve oksidasyonu giderme gibi önemli fonksiyonları olan cüruf alaşımının tabiatına bağlı olarak bazik, asidik veya nötral olabilir. Nikel-alüminyum metaller arası bileşikler için bir nötral veya hafif bazik cüruf en iyi sonuçları verir.

Bu prosesin en önemli özelliği aşağıdan yukarıya doğru yönlendirilmiş katılaşma mikroyapısı üretilmesidir. ESR ingotlarında mikroyapıdaki homojenlik ve segregasyon ve porozitenin olmayışı daha sonraki deformasyon işlemlerinde önemli avantajlar sağlar (Çelikyürek, 2000, 2006; [www.metalurji.org.tr/dergi/dergi163/d163\\_3742.pdf](http://www.metalurji.org.tr/dergi/dergi163/d163_3742.pdf) (28.12.2012) )

### 2.3.1.4 Plazma ark ergitmesi

Plazma ark ergitmesi bir elektrik akımının geçişi ile bir gazın iyonizasyonunu kullanır. İki elektrot arasında bir arkın oluşturulmasıyla iyonize olan gaz etkilenir. Sonuçta plazma tarafında üretilen çok yüksek ısı süper alaşımlar gibi yüksek sıcaklık alaşımlarını ergitmek için başarıyla kullanılır. Plazma ark ergitmesi henüz metaller arası bileşiklerin ergitilmesi için geniş bir kullanım alanı bulamamıştır. Fakat titanyum alüminatların plazma skull ergitmesi (aynı zamanda plazma skull dökümü veya PSC de denir) su soğutmalı bakır bir pota ve üç plazma torç (tabancası) kullanılarak yapılmıştır. 5 ile 8 kg arasındaki ingotlar bir dökme demir kalıba dökülmüştür. PSC prosesi şekil 2.16'da şematik olarak görülmektedir.

Plazma ergitmenin ana avantajı kolay buharlaşabilen alaşım elementi kaybını minimize etmesidir. Çünkü VIM veya VAR proseslerinde gerekli olan yüksek vakum seviyelerinin tersine bu proses kontrollü atmosfer altında çalışır. Plazma ark ergitmeden elde edilen ingotlarda hala mikro yapı problemleri vardır ve plazma işlemi VAR veya ESR işlemlerini takip eder (Öztürk Körpe, 2003; Çelikyürek, 2000, 2006).



Şekil 2.16 Plazma skull ergitme tekniğinin şematik gösterimi (Çelikyürek, 2006).

### 2.3.1.5 Spray döküm

Spray döküm geçmişte asıl şekline yakın parçaların üretiminde kullanılmıştır. Çelik şeritler bu teknik kullanılarak üretilmişlerdir. Bu proses bir pota içinde şarjı ergitmesini içerir; ergimiş metal daha sonra potanın altına yerleştirilmiş olan bir nozuldun serbest bırakılır. Bunu atomizasyon aşaması izler, bu aşamada ergimiş metal azot veya argon kullanılarak ince damlacıklar haline dönüştürülür. Bu damlacıklar daha sonra gazla soğutulur ve bir altlığa (substrate) doğru hızlandırılır ve bu altlık üzerinde asıl şekline yakın bir şekilde mukavemetlendirilir.

Yukarıda anlatılan bu proses  $Ni_3Al$  sistemine uygulanmıştır. Krom, bor ve zirkonyum ilaveleriyle birlikte ergitilen  $Ni_3Al$ 'un ilk ingotu azotla atomize edilmiş ve dönen bir altlık üzerine biriktirilmiştir. Bu prosesin birinci avantajı, segregasyonsuz ince taneli, homojen yapı üretmesidir. Sonuç olarak teknik daha sonraki termomekanik işlem için ingotların gelişmesiyle yaygınlaşabilir. Bundan başka metal damlacıklarının kısa uçuş süresi alüminatların kırılma olmasının tek sebebi olan oksijen ve hidrojen kapma miktarını azaltır. Sonuç olarak spray döküm süresince kapılan hidrojen ve oksijen miktarı konvansiyonel ergitme ve hatta toz metalürjisinden daha azdır (Çelikyürek, 2000).

### 2.3.1.6 Yönlendirilmiş katılaştırma

Birçok düzenli metaller arası bileşiklerde oda sıcaklığındaki sünekliğin düşük olması tane sınırlarının zayıflığıyla açıklanmıştır. Fakat bu malzemelerde ilginç olarak az bir miktarda bor ilave edilerek süneklikte ciddi bir artışla birlikte kohezif mukavemetin arttığı açıklanmıştır.

Bir yönlendirilmiş katılma yapısı elde etmek için alternatif bir yol üzerinde çalışılmaya başlanmıştır. İlk çalışmalarda bor kullanılmaksızın  $Ni_3Al$  bileşiminde sütunsal yapıda süneklikte kayda değer artışlar görülmüştür. Benzer gelişmeler Fe-40Al metaller arası bileşiminde de görülmüştür.

$Fe_3Al$  alaşımlarında y6nlendirilmiş katılaştırmayla yapılan 6retimlerde s6nekliğin, kırılma tokluğunun artmasının yanında yorulma ve s6r6nme direncinde de olumlu sonuçlar alınmıştır (6zt6rk K6rpe, 2003).

## BÖLÜM 3

### METALLER ARASI BİLEŞİKLERE UYGULANABİLEN KAYNAK YÖNTEMLERİ

Metaller arası bileşiklere yapılarında meydana gelebilecek muhtemel değişikliklerden dolayı bütün kaynak yöntemleri uygulanamamaktadır. Bu nedenle yapısında değişiklik meydana getirmeyecek, özelliklerini değiştirmeyecek kaynak yöntemleri ile birleştirme yapılmalıdır. Metaller arası bileşiklere uygulanabilen bazı kaynak yöntemleri şunlardır:

- Enerji ışın kaynakları,
  - Elektron ışını kaynağı,
  - Lazer ışını kaynağı,
- Difüzyon kaynağı,
- TIG (Gazaltı tungsten ark kaynağı),
- Sürtünme kaynağı.

#### 3.1 Enerji Işın Kaynakları

Enerji ışın kaynak metotları, yani lazer ışın kaynağı ve elektron ışın kaynağı, oldukça yeni yöntemler olup yüksek üretim gerektiren uygulamalarda tercih edilir. İki yöntem de oldukça benzerdir, farkları güç kaynaklarından ileri gelmektedir ([http://en.wikipedia.org/wiki/Welding#Energy\\_beam](http://en.wikipedia.org/wiki/Welding#Energy_beam) (13.04.2012) ).

##### 3.1.1 Lazer ışın kaynağı

Lazer ışın kaynağı, kaynatılacak malzeme üzerine tek renkli ve tümleşik ışıkların gönderilmesi ile elde edilen ısı ile malzemelerin kaynatılmasını sağlayan bir ergitme

kaynak yöntemidir. Lazer ışık kaynağında, lazer ışını odaklayıcı elemanlar ya da lensler kullanılarak ayna gibi düz optik elemanlar ile yönlendirilir ve ardından yüksek yoğunluklu güç için bir noktada toplanır. Lazer ışık kaynağı temassız yapılan bir kaynaktır ve ayrıca bir baskı kuvvetine uygulanmasına gerek duyulmaz. Bu kaynakta inert gaz, ergimiş metalin veya kullanılabilir ilave metalin oksitlenmesini engellemek için kullanılır.

Lazer ağırlıklı olarak malzeme üretim ve kaynağında 1,06  $\mu\text{m}$  dalga boyunda katı hal lazeri YAG (yitrium alüminyum garnet) ve 10,6  $\mu\text{m}$  boyunda CO<sub>2</sub> lazer olarak kullanılır ve bu kullanımlarda aktif element olarak yaygın bir şekilde sırasıyla niyodyum iyonları ve CO<sub>2</sub> molekülleri kullanılır.

Lazer ışını yüksek enerji yoğunluğundan dolayı metal yüzeyine etki eder etmez temas ettiği metalin yüzeyini buharlaşma sıcaklığına ulaştırır. Ardından da buharlaşan metal nedeni ile metal yüzeyinde buharlaşma boşluğu (kanalı) oluşur. Lazer metal etkileşiminde yüksek enerji aktarımından dolayı lazer ısıyı büyük derinliklere nüfuz eder. Lazer ısısının metal yüzeyi tarafından emilmesi metal yüzeyinin sıcaklığından büyük ölçüde etkilenir. Buharlaşma sıcaklığına ulaşması ile buharlaşma kanalı oluşur, bu durumda lazer ısın enerjisinin tamamı is parçası tarafından emilir. Bu is için ihtiyaç duyulan enerji, sıcaklığa bağlı enerji emilmesi ve kaynak bölgesini gerekli sıcaklıkta tutmak için iletimle kaybedilen enerjinin aktarımı gibi esaslara bağlıdır. Tüm bunların yanı sıra lazerin kaynak işlemi için üretimi, kaynak bölgesine taşınması, kaynak işlemi için kaynak çizgisine ve odak mesafesine odaklanması gibi teknik sorunlar, robotik uygulamaları bakım onarım ve yapısal değişiklikler gibi uygulamalar ile sınırlamaktadır.

Lazer ışın kaynağının en önemli özelliği dağılmaz olması ve yön verilebilmesidir. Lazer ışını küçük bir noktaya yüksek enerji verebilir ve böylece çok hassas işler yapılabilir (Buldu ve Külekçi, 2009; Uzun vd., 2006; O'Brien, 1991).

Hakkında yayınlanan veriler sınırlı olmasına rağmen titanyum alfa 2 alüminatların soğuk ve sıcak çatlak yatkınlık ve kaynaklanabilirlik açısından zorluklar

olduğunu gösteren kanıtlar yoktur. Gama TiAl alaşımlarında kaynakta katılaşmada çatlak sorunu olmamasına rağmen daha büyük sorun ortam sıcaklığında düşük süneklikle başa çıkmak olacaktır.  $Ti_3Al$  alüminatlarda hızlı soğutma yapılan işlemlerin çatlak oluşumuna yol açtığı bilinmektedir.

Yüksek sıcaklık dayanımlı nikel ve demir esaslı malzemeler de başarılı şekilde lazer kaynağı yapılabilir. Yapılan kaynakların bazılarında kaynak yapılan kısımda eriyen bölgede ve bazı durumlarda ısıdan etkilenen bölgelerde yoğun çatlaklar görülmüştür (O'Brien, 1991; Ding, et al., 2007; Ranatowski, 2008).

### 3.1.2 Elektron ışın kaynağı

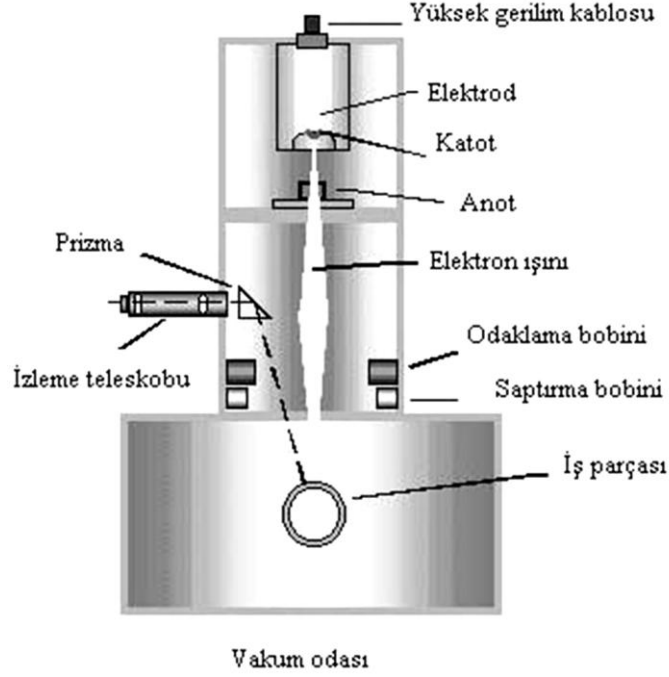
Elektron ışın kaynağı (EİK), ileri teknoloji bir kaynak yöntemi olup, 1950'lerin sonunda bütün dünyada kullanılmaya başlamış ve ilk kullanımları özellikle nükleer endüstrisiyle birlikte havacılık sanayinde olmuştur. Bu yöntemle gerçekleştirilen kaynaklı bağlantılar yüksek kalite ve güvenilirlik sağlamıştır. Aynı zamanda üretim maliyetlerini de giderek azaltmış olmakla birlikte tüm sanayi parçalarının birleştirilmesinde de yaygın olarak kullanılmaya gelmektedir.

Elektron ışın kaynağı yüksek vakum altında ivmelendirilmiş ve yoğunlaştırılmış elektron ışınları elektron tabancasından çok yüksek hızla yönlendirilen elektronların kinetik enerjilerinden yararlanılan bir ergitme esaslı kaynak yöntemidir. Burada manyetik ve elektrostatik odaklayıcı mercekle, tarafından büzülen elektron akışı, kuvvetli bir elektriksel alan içinde katottan anoda doğru çok yüksek hızla gider, iş parçasına çarptıklarında sahip oldukları kinetik enerjiyi burada ısı enerjisi olarak terk eder. Enerjinin tamamen lokalize olmasından dolayı, çok yüksek sıcaklıklara erişilerek kaynak yerini ergiterek kaynağın oluşmasını sağlar. Şekil 3.1'de elektron ışın kaynak makinesinin fotoğrafı verilmiştir.

Elektron ışın kaynağının yüksek kalitede dikişler, derin ve/veya dar profiller, sınırlı ITAB, düşük ısıl distorsiyon, yüksek kaynak hızları, koruyucu gaz gerekmemesi



gibi üstünlüklerinin yanı sıra; yüksek ekipman maliyeti, hassas ağız hazırlığı ve hizalama gerektirmesi, vakum kamarası gerektirmesi, EBW x-ışınları üretmesi gibi eksikleri de vardır.



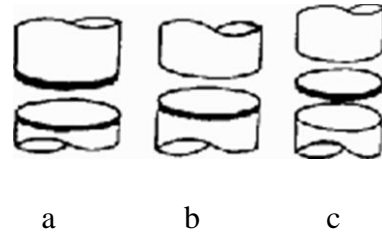
Şekil 3.1 Elektron ışın kaynak makinesinin şematik gösterimi (Çalık,2006).

Oda sıcaklığında titanyum alüminatlar yüksek kovalant bağları nedeniyle oldukça kırılmandır ve bu da kaynakta soğuk çatlak oluşumuna yol açar. Titanyum alüminatlarda oda sıcaklığında yapılan bazı deneylerde kaynak dikişinin enine çatlaklar ve bazı durumlarda tüm parçanın kırılmasıyla sonuçlanan kusurlar gözlenmiştir. Malzemeye odaklanmamış elektron ışını ile 500 °C'ye ön ısıtma yapıldığında çatlak oluşumunu önlemek mümkün olmuştur. Ön ısıtma olmadan ve yüksek hızda dolayısıyla yüksek soğutma hızı olan kaynaklarda kaynak bölgesinde dendritik oluşum gözlenmiştir, ancak yavaş soğuma durumunda dendritik oluşum gözlemlenmek oldukça zordur (Reisgen, et al., 2009; Çalık, 2006; <http://web.itu.edu.tr/~vuralmu/ch31.pdf> (28.02.2012)).

### 3.2 Difüzyon kaynağı

Difüzyon kaynağı, birbirleri ile temasta olan yüzeyler arasında minimum makroskopik deformasyon ile belirli bir süre ısı ve basınç uygulayarak kontrollü difüzyonla oluşturulan katı hal (faz) kaynağıdır. Bu tanımdan görüleceği üzere, difüzyon kaynağının birinci aşaması, birleştirilecek parçaların genelde bir vakum ortamında ısıtılması ve basma kuvvetinin uygulanmasıdır, ikinci aşamada ise metal atomlarının bir parçadan diğerine yayılması ve kuvvetli bir bağın oluşmasıdır. Bazı hallerde ince bir metal ara tabaka da kullanılmaktadır.

Difüzyon kaynağında da bağ oluşumu için birleştirilecek yüzeylerin birbirine teması şarttır; yani birleştirilecek parçaların yüzeylerindeki mikroskobik çukurlukların belirli bölgelerde karşılıklı olarak birbirlerine temas etmeleri gerekir; şekil 3.2 a. Uygulanan dış kuvvet ve sıcaklığın etkisiyle önce uç noktalarda akma ve sürünme oluşur. Bu işlem yüzeylerin harekete başladıkları noktada oksit ve kir tabakasının parçalanmasıyla başlar, şekil 3.2 b. Birleştirilecek parçaların yüzeylerinin birbirine tamamen temas etmesi ile sonuçlanır.



Şekil 3.2 Difüzyon kaynağı esasları a) Yüzeylerin yalnız pürüzlü noktalarında temas etmesi, b) Deformasyon ve sınır tabakanın (sınırın) oluşumu, c) Tane sınırlarının hareketi ve boşlukların yok oluşu, hacimsel difüzyon ve boşlukların yok oluşu (Anık, 1991).

Difüzyon kaynağında işlemin düşük sıcaklıklarda yapılması, birleştirilecek parçalardaki deformasyonun çok azalması ve çok değişik malzeme çiftlerinin birleştirilebilmesi (yani farklı metal ve alaşımların), donanımlarının basitliği bu

yöntemin avantajlarıdır. İşlemin yavaş oluşu, büyük parçalara uygulanmasının zorluğu ve tahribatsız kontrol olanağının da sınırlı oluşu dezavantajlarını teşkil eder (Anık, 1991).

Yapılan çalışmada,  $Ni_3Al$  metallar arası bileşik ve 304 östenitik paslanmaz çelik ara tabakasında uygun bir termal genleşme olduğu zaman metallar arası bileşik ile paslanmaz çeliğe difüzyon kaynaklı birleştirme yapılırken kaynak bölgesinin çatlaksız olduğu ve kaynak bölgesinin termal genleşme açısından güvenli olduğu bulunmuştur.

1000 °C'de yapılan difüzyon kaynağı ile birleştirilen  $Ni_3Al-Ni_3Al$  alaşımında arayüzeyde mikro çatlaklara ve boşluklara rastlanmamıştır. Bu kaynakta mikrosertlik değerleri matristen arayüze doğru azalmıştır. Kesme mukavemet değerleri de matrisin mukavemet değerine yakın ancak daha azdır (Çelikyürek and Torun, 2008). 1000 °C'de vakum yapılan  $Ni_3Al-316L$  difüzyon kaynağında da arayüzeyde çatlak ve boşluklara rastlanılmamıştır. Sertlik değerleri  $Ni_3Al$  alaşımından 316L paslanmaz çelik tarafına doğru azalmıştır. Ara tabakanın kesme mukavemeti değerleri  $Ni_3Al$  alaşımının kesme mukavemeti değerlerine çok yakındır.

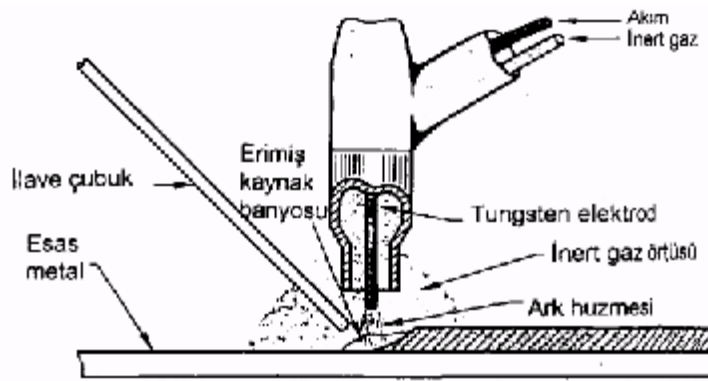
Titanyum alüminatlarda yapılan bir çalışmada 3 süre ile 1000 °C'de, 20 Mpa ve 40 Mpa'da yapılan deneylerde herhangi bir poroziteye veya başka bir kusura rastlanmamıştır. Mevcut veriler 1000 °C'de ince taneli TiAl esaslı sac malzemelere yapılan katı hal difüzyon kaynağında bağlanmanın iyi olduğunu göstermektedir (Glatz and Clemens, 1997; Torun and Çelikyürek, 2009; Yildirim and Keleştemur, 2005).

### **3.3 TIG (Gazaltı tungsten ark kaynağı)**

TIG kaynak elektrik arkın kaynak parçası ve tungsten elektrot arasında yanarak ergime gücü ortaya çıkarttığı bir elektrik ark kaynak işlemidir.

TIG sembolü, "Tungsten Inert Gas" kelimelerinin baş harflerinin alınmasıyla meydana getirilmiştir. TIG kaynağında ark, tungsten elektrod ile parça arasında

serbestçe yanar. Koruyucu gaz, argon, helyum veya bunların karışımından oluşur. Şekil 3.3'te TIG kaynağının prensip şemasını göstermektedir. Enerji üreticinin bir kutbu tungsten elektroda diğeri parçaya bağlıdır. Ark, sadece bir elektrik iletkeni ye ark taşıyıcısı olan tungsten elektrot (sürekli elektrot) ile parça arasında yanar. İlave malzeme, kural olarak akım yüklenmemiştir; kaynak bölgesine yandan veya önden, ya elle sevk edilen çubuk veya ayrı bir sevk aparatından sevk edilen tel formundadır. Tungsten elektrot ile erimiş banyo ve ilave metalin erimiş haldeki ucu, atmosferden, elektrotun bulunduğu bir koruyucu gaz memesinden elektrotla eş eksenli olarak beslenen bir inert koruyucu gaz ile korunur.



Şekil 3.3 TIG kaynağının prensip şeması ([www.gedikegitimvakfi.org.tr/files/downloads/Kutuphane/library\\_1.pdf](http://www.gedikegitimvakfi.org.tr/files/downloads/Kutuphane/library_1.pdf) (28.02.2012) )

TIG kaynak işlemi sahip olduğu avantajlara bağlı olarak birçok uygulama şekline sahiptir: TIG'in, kaynak parçasına konsantre ısıtma sağlaması, inert koruma gazı sayesinde kaynak havuzuna efektif koruma sağlaması, dolgu malzemesinden bağımsız olabilmesi, dolgu malzemeleri eğer alaşım doğruysa iyi hazırlanmış olmak zorunda olmaması, cüruf ya da çapak oluşumu olmadığı için kaynak parçasını yeniden temizlemeye ihtiyaç olmaması, ulaşılması zor olan bölgeler bile rahatça kaynaklanabilir olması gibi avantajları vardır. TIG, karbon çeliği, alaşımlı çelik ve paslanmaz çeliklere, alüminyuma, nikel, nikel alaşımları gibi yüksek sıcaklık alaşımlarına, magnezyum,

bakır ve alaşımlarına rahatlıkla uygulanabilir. (Anık, 1991; [www.gedikegitimvakfi.org.tr/files/downloads/Kutuphane/library\\_1.pdf](http://www.gedikegitimvakfi.org.tr/files/downloads/Kutuphane/library_1.pdf) (28.02.2012); (<http://teknomalzeme.org/not/t%C4%B1g.pdf> (14.04.2012))).

TIG kaynak metodu nikel alüminatların kaynağında yaygın olarak kullanılmaktadır. Kaynatılacak kısmın kalınlığı 25 mm'ye kadar olan parçalarda başarılı bir şekilde kaynak yapılmıştır. Kaynak malzemesiyle kaynak teli aynı malzemedendir olmalıdır. IC-221 LA ve IC-221 W teller kaynakta başarıyla kullanılmışlardır (O'Brien, 1991; Deevi, et al., 1997; [www.gedikegitimvakfi.org.tr/files/downloads/Kutuphane/library\\_1.pdf](http://www.gedikegitimvakfi.org.tr/files/downloads/Kutuphane/library_1.pdf) (28.02.2012))

### **3.4 Sürtünme Kaynağı**

Sürtünme kaynağı Bölüm 4'te ayrıntılı olarak incelenecektir.

## BÖLÜM 4

### SÜRTÜNME KAYNAĞI

Sürtünme kaynağı, kaynatılacak parçaların birbirine sürtülmesi ile üretilen mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüşmesiyle elde edilen ısının kullanılması ile uygulanan bir katı hal kaynak yöntemidir.

#### 4.1 Yöntemin Tarihçesi

Sürtünmeyle oluşan ısı ve ortaya çıkan enerjiden faydalanma fikri çok eskilere dayanmaktadır. Ancak bu enerjiyi bir bağlantı oluşturmak amaçlı kullanma fikri ilk kez 1929 yılında Almanya'da Richter tarafından ortaya konulmuştur, ardından 1942 yılında Klosstock tarafından İngiltere' de kullanılmıştır.

Sürtünme kaynağının ticari amaçlı kullanılması fikrine bağlı olarak ilk bilimsel çalışma 1956 yılında Chdikov adlı bir Rus tarafından başlatılmıştır. Bu çalışmalarda iki metal çubuğu sürtünme kaynağı ile belli şartlarda birleştirip buna bağlı patent almıştır. Lucas 1971 yılında yaptığı çalışmalarda, bir saniye süre ile dövme basıncının uygulanmasının gerekli olduğunu, yığma basıncının yüksek tutularak uygulanmasıyla, kısa kaynak sürelerinin kaynak bölgesini olumlu etkilediğini izlemiştir. Duffin ve Crossland 1971 yılında yürüttükleri araştırmada, düşük karbonlu çelikler için yüksek yığma basınçları ve düşük kaynak sürelerinin malzemedede daha ince taneli bir yapı oluşumuna sebep olduğunu görmüşlerdir. Jennings 1971 yılındaki çalışmasında, 19 mm çaplı Cr-Mo/Cr çelik çiftine kaynaktan önce ısıl işlemler uygulamış ve farklı kaynak parametrelerinde kaynak işlemlerini yapmıştır. Daha sonra bu parçaları bir dizi çekme, yorulma ve eğme deneylerine tabi tutup mekanik özelliklerini araştırmıştır. Çekme deneylerinde bütün kopmalar kaynak bölgesi dışında olmuştur. Bu ısıl işlemin çekme dayanımına olumlu etkilerinin olduğunu göstermiştir. Kullanılan kaynak

parametrelerinden sürtünme basıncı ve yığıma basıncının düşük seçilmesi en iyi çekme özelliklerini vermiştir.

Sereign ve Sabantsev (1975) 14,1 mm çaplı kaynak öncesi çeşitli derecelerde deformasyona uğramış St 20 çeliklerini kullanarak, diğer parametreler sabit kalmak şartıyla,  $n = 1200-1400$  d/d gibi iki ayrı dönme hızında elde edilen sürtünme kaynaklı bağlantılara çentik darbe deneyi uygulamışlardır. Bu deneylerin sonucunda dönme hızının yüksek seçilmesi dayanımı arttırmıştır. Düşük karbonlu çelikler için; sürtünme basıncı 30–65 MPa, yığıma basıncı 75–140 MPa, orta ve yüksek derece karbonlu çelikler için; sürtünme basıncı 70–210 MPa, yığıma basıncı 100–420 MPa değerleri arasında uygulanmalıdır.

Alüminyum ile bakırın, daha önce yapılan sürtünme kaynağı araştırmalarında görüldüğü gibi, kesiti yaklaşık olarak  $500 \text{ mm}^2$  ye kadar olan bağlantılarda dayanım değerleri, alüminyumun ana malzeme dayanımı ile sınırlı bulunmaktadır. Gürleyik (1988) yaptığı çalışmada ise  $7800 \text{ mm}^2$  ye kadar olan oldukça geniş kesitlerin de sürtünme kaynağı ile birleştirilebileceğini göstermiştir. Kaynak dikişinin yüksek dayanım ve elastisitesi, birleşme bölgesinde oluşan intermetalik fazlı difüzyon tabakası kalınlığının  $2 \mu\text{m}$ 'den daha az olması ile ilgili olduğunu açıklamıştır. Alüminyum ile bakırın sürtünme kaynağındaki mekanik özelliklerin, difüzyon tabakasının genişliğine bağlı olduğunu, bu bağlantıların, yüksek sıcaklıklarda yapılışında ise, ara tabaka genişliğinin, sınır değerleri aşmamasına dikkat edilmesini savunmuştur. Grünauer (1989) yapmış olduğu araştırmada sürtünme kaynağı ile basınçlı döküm yapılmış alüminyum (G-AlSi<sub>7</sub>Mg) ile preslenmiş alüminyum çubuk (AlZnMgCu 0.5) malzemeyi birleştirmiştir. Yapılan bir dizi deneyden sonra döküm borunun içyapı oluşumunun çok düzgün ve ince olduğunu, kesitte büyük ötektik yapıların az olduğunu gözlemlemiştir. Bileşim bölgesine bağlı olmayan, bazı ince gözenekler oluşmuştur. AlZnMgCu-0.5 borusunun başlangıçtaki iç yapısı yeniden kristalize olmakta ve az sayıda deforme olmuş taneler görülmüştür. Yapılmış olan deneyler, döküm alüminyum parçalarında sürtünme kaynağı ile birleştirilebileceğini göstermiştir. Tanicheva'nın 1989 'da takım çelikleri üzerine yaptığı bir çalışmada, kaynak bölgelerinden kırılan takım çeliklerinin

yüzeyinde görülen hatayı ortadan kaldırmak için, sıcaklığın buna paralel olarak sürtünme basıncının yüksek olması gerektiğini savunmuştur.

Kahraman ve arkadaşları (1995) ortak yürüttükleri bir çalışmada ergime sıcaklıkları farklı H2210 çeliği ve alüminyumun sürtünme kaynağı ile birleştirilmesi imkânlarını deneysel olarak araştırmışlardır. Deneyler esnasında kaynak parametreleriyle oynanarak bu parametrelerin kaynak dikişine etkilerini incelemişlerdir. Kaynak sırasında farklı ergime bölgelerinin oluştuğunu saptamışlardır. Bunun sebebinin kaynak metallerinin farklı ısıl özelliklerinin olduğunu düşünmüşlerdir. Ayrıca kaynak metallerinin mikro yapıları ve mekanik özellikleri inceleyerek kaynak dikişinin mukavemetinin alüminyumunkinden daha yüksek olduğunu görmüşlerdir.

Kato ve arkadaşları 1996 yılında normalize edilmiş sürtünme kaynaklı bağlantılara farklı sıcaklıklarda bir dizi deney uygulamışlardır. Bu araştırmaya göre, normalize edilmiş kaynaklı bağlantının yutma enerjisi, normalize edilmemiş göre oldukça fazladır, normalize edilmiş bağlantıda yaklaşık 24 °C olan enerji geçiş sıcaklığı, kırılma yüzeyindeki sıcaklık ile uyum içersindedir. Normalize edilmiş bağlantının geçiş bölgesindeki çatlak ilerleme dayanımı, normalize edilmemiş olana göre fazladır. Ayrıca normalize edilmiş kaynaklı bağlantının darbe eğilme mukavemeti, sıcak çekilmiş ana metalin darbe eğilme mukavemetine yakın olduğu görülmüştür. Şahin ve arkadaşları 1996 yılındaki çalışmalarında; Al-Al, Al-çelik ve çelik-çelik malzeme çiftlerini sürtünme kaynağı ile birleştirilmeleri sonucunda oluşan durumlar kıyaslanmıştır. Kaynak işlemi sırasındaki sıcaklık değişimi modellenmiş, kaynak yeri çekme testleri ve mikro sertlik ölçümleri yapılmış, ısı tesiri altındaki bölgedeki metalurjik değişiklikler SEM ile incelenmiş, yüzeydeki sıcaklık artışı hesabı yapılmıştır. Kaynak kalitesinden etkilenen parametreler, istatistiksel analizle tanımlanmıştır. Elde edilen sonuçlara göre; kaynak parametrelerinin karşılıklı etkisi akma, çekme ve kırılma mukavemetini değiştirmekte, alüminyum parçadaki ITAB'ın, Al-çelik kaynaklı bağlantılarında daha geniş olduğunu ortaya koymuşlardır.

1998 yılında, Chen ve arkadaşları araştırmalarında, 14 mm çapında ASTM 1045' in karbon çeliği, C-4A-1 marka mantıklı programlanabilir bir sürekli tahrikli sürtünme



kaynak makinesinde sürtünme kaynağı ile birleştirilmiştir. Kaynak ara yüzeyinde oluşan derin olmayan çentikler CTS - 220 A adlı ultrasonik kusur ölçerle teste tabi tutulmuştur. Bu araştırmada kullanılan algoritma yöntemiyle tüm kusurlar belirlenememiştir. Zayıf yapışma bölgesi % 4,8 den küçük olduğunda malzemenin mekanik özelliklerini etkilemediği gözlenmiştir.

2004 yılında, Özdemir ve Orhan beraber yaptıkları bir çalışmada, termomekanik işlemlerle tane boyutu küçültülmüş süper plastik haldeki ötektoid üstü çelik çifti, farklı işlem kullanılarak sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesinde birleştirilmiştir. Kaynak sonrası elde edilen mikro yapı ve mikro sertlik analizi sonuçlarından, bütün kaynaklı numunelerin birleşme bölgesinde meydana gelen mikro yapısal değişiklikte önemli farklılıklar gözlenmemekle beraber, numunelerde yaklaşık 200-500 µm genişliğindeki aşırı deformasyona uğramış bölge ve bu bölgenin bitişiğinde yine basıncın etkisiyle dövülmüş, taneler arasında plastik deformasyon etkisinin açıkça görüldüğü iki bölgenin varlığı tespit edilmiştir. Bu iki bölgede meydana gelen mikro yapısal bozunum ve plastik deformasyon miktarındaki değişim üzerinde, devir sayısı, sürtünme basıncı ve yığılma basıncının önemli derecede etkili oldukları gözlenmiştir. Şahin 2004 yılındaki çalışmasında aynı boyda ama farklı çaplardaki silindirik AISI 1040 numuneleri sürtünme kaynağı ile birleştirerek ek yerlerini incelenmiştir. Araştırmalar sırasında, çapsal oranlardaki artışın kaynak mukavemetini olumsuz etkilediğini görmüştür. Bu etkiler, kaynak süresince kaynak elemanlar arasındaki artan çap oranı ile artan ısı kaybının negatif sonuçları olarak söylenebilir. Bununla birlikte ısı kaybı kaynak elemanlarının yüzey bölgeleri ve ısı yığılması ile ilgilidir.

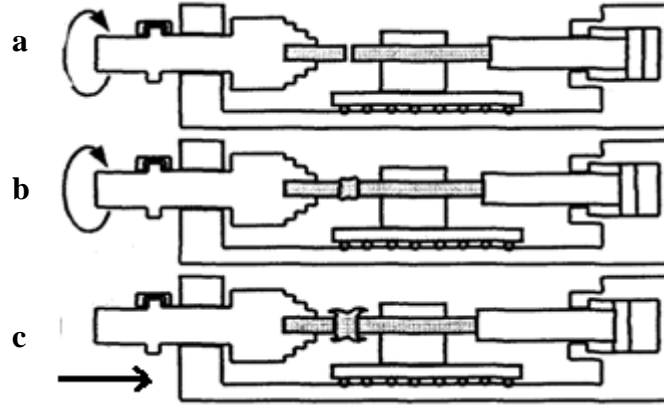
2004 yılında, Antonio ve arkadaşları yürüttükleri çalışmada, Ti-6Al-4V + %10 TiC malzemesinin sürtünme kaynağının birleşme noktalarındaki metalurjik ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Bu çalışmalar sonucunda ek yerlerindeki gerilme dayanımı, düşük dönme hızı ve basınçtan yararlanılarak iyileştirilmiştir. Bu şekilde iyi gerilme değerlerine sahip olan sürtünme kaynaklı Ti-6Al-4V + %10 TiC malzemeleri geniş bir kullanım alanına sahiptir. Dönme hızı ve basınç yüksek seçildiğinde daha geniş ve ince dönüşmüş bölgelere rastlanmıştır. 2004 yılında, Lee ve arkadaşları beraber yürüttükleri bir araştırmada TiAl alaşımını ve AISI 4140 'ı ara metal kullanarak

sürtünme kaynağı yöntemiyle birleştirmişlerdir. Bu malzemelerin direkt olarak birleştirilmesi sırasında gevrek reaksiyon ürünlerinden dolayı ara yüzeyde çatlaklar gözlenmiş, TiAl 'da martenzit yapıya dönüşen alanın giderek genişlediği izlenmiştir. Bu dönüşümü önlemek için, saf bakır ara metal olarak kullanılmıştır. Sıcaklıkta etkilenen bölgenin genişliğini en aza indirmek için kullanılan bakır AISI 4140 tarafında uygulanmıştır. Diğer kaynak yöntemlerine göre daha yüksek gerilim gücü değerlerine ulaşılmıştır. Ara metal olarak saf bakırın kullanılmasıyla sürtünme kaynağı bağlantılarında daha iyi sonuçlar alınmıştır (Çelik, 2008; Gürler, 2000; Dinç, 2006; Ersözlü, 2006; Gül, 2006).

#### **4.2 Yöntemin Tanımlanması ve İşlem Basamakları**

Bilindiği üzere bütün mevcut kaynak yöntemleri ergitme ve basınç kaynağı olarak iki temel tipte incelenir. Sürtünme kaynağı, elektriksel enerji veya diğer enerji kaynaklarından faydalanmaksızın, kaynatılacak parçaların ara yüzeylerinde mekanik olarak oluşturulan, sürtünme ile üretilen mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüştürülmesiyle elde edilen ısının kullanılması ile uygulanan bir katı hal kaynak tekniğidir. Diğer bir deyişle sürtünme kaynağı, gerekli olan ısıyı, belli bir basınç altında sürtünen parçaların, sürtünen yüzeylerinden temin eden bir sıcak basınç kaynağı yöntemidir. Kaynak bölgesinde üretilecek ısının verimli ve ekonomik kullanımı, kaynak edilecek yüzeyler üzerinde ısının çok iyi dağılması ile mümkündür. Diğer bir deyişle, sürtünme kaynağında, sadece parçaların kaynak edilecek kısımlarında ısı üretmek mümkündür. Kaynak süresi boyunca sürtünen yüzeyler basınç altındadır ve ısıtma fazı olarak adlandırılan bu süreç yüzeylerde plastik şekil verme sıcaklığı oluşana kadar devam eder. Genel olarak, çelikler için kaynak bölgesinde oluşan sıcaklık 900 - 1300 °C arasındadır. Çoğu durumda ısıtma fazı sonrasında basınç artırılarak ara yüzeydeki ısıtılmış metal yığılır. Böylelikle kaynak bölgesi, bir çeşit termomekanik işleme tabi tutulmuş olur ve dolayısıyla bu bölge iyi bir tane yapısı gösterir. Bu sebeple, diğer kaynak yöntemleri ile kaynatılamayan metaller ve alaşımlar sürtünme kaynağı ile rahatlıkla kaynatılabilir. Parçalar arasında kaynak bağının oluşabilmesi için ham yüzeylerin temas haline gelmesi gerekir. Sürtünme kaynağında bütün

temassızlıklar sürtünme yoluyla giderildiği için bu temas çok iyi gerçekleşir. Normal şartlar altında sürtünen yüzeylerde bir ergime olayı oluşmaz. Eğer çok küçük miktarlarda bir erime olmuşsa da kaynak sonu uygulanan yığma işleminden dolayı ergimiş metale ait bir bulguya rastlanılmamaktadır. Sürtünme kaynağının uygulama kademeleri şematik olarak şekil 4.1’de verilmiştir. Başlangıçta parçalardan biri dönerken diğeri sabittir (şekil 4.1 a) Dönme hızı belirli bir hıza ulaştığında, iki parça bir araya getirilip aksenal bir basınç uygulanır ve ara yüzeydeki parçalar bölgesel olarak ısınır (şekil 4.1 b). Son olarak, dönme hareketi durdurulur, aksenal basınç artırılarak parçalar arasındaki ısınmış malzeme yığılır (şekil 4.1 c).

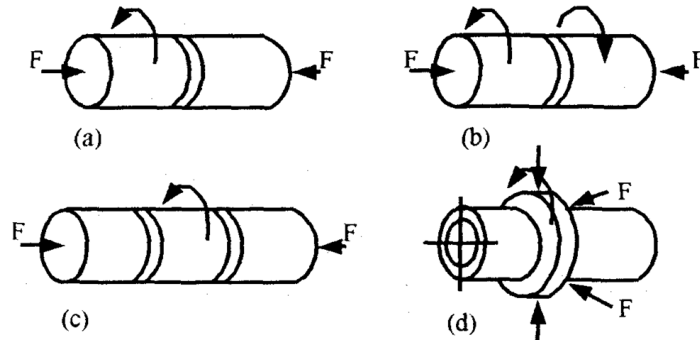


Şekil 4.1 Sürtünme kaynağı kademelerinin şematik gösterimi (Ünal, 2003).

Sürtünme kaynağı uygulamaları, çoğunlukla dairesel kesitli çubukların ve boruların kaynağında gerçekleştirilmektedir. Bu tür uygulamalarda sürtünmeyi oluşturan temel hareket dönme hareketidir. Belirli boyutlardaki çubukların ve boruların birleştirilmesinde kullanılan alışlagelmiş sürtünme kaynağı metotları şekil 4.2’de verilmiştir.

Şekil 4.2 a, en çok kullanılan ve en basit olan uygulama şeklidir. Bu metot da kaynak edilecek parçaların eksenleri aynıdır ve bu parçalardan birisi sabit, diğeri müşterek eksenleri etrafında dönmektedir. Uygulanan eksene basınç altında, temas yüzeylerinde sürtünme kuvvetleri oluşur. Şekil 4.2 b ise, yüksek dönme hızlarının

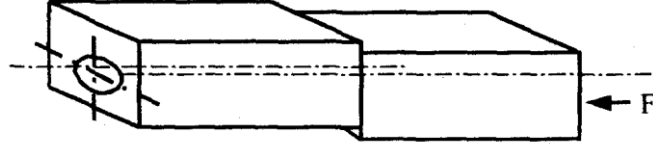
gerekli olduğu küçük çaplı numuneler için uygundur. Parçalar arası yüksek bağıl dönme hızları gerektiği durumlarda kullanılır. Şekil 4.2 c, fazla detaylı olmayan, dönmesi güç veya imkânsız ve çok uzun olan parçaların birleştirilmesi için kullanılır. Şekil 4.2 d ise, pek uygulama alanı bulamamış olmakla birlikte boruların kaynağı için geliştirilmiştir ve radyal kuvvet etkisi altında dönel bir bilezikten yararlanılarak uygulanmaktadır.



Şekil 4.2 Sürtünme kaynağının uygulama şekilleri (Gürler, 2000).

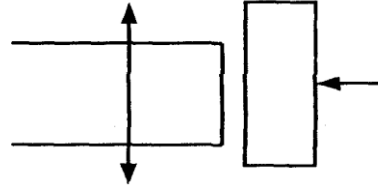
Sürtünme kaynağı metodlarının tümü için bilinmelidir ki parçalar arasında kuvvetli bağların oluşumu ve kaliteli bir kaynak bağlantısı ancak kaynatılacak parçaların temiz ve düzgün yüzeylerinin bir araya getirilmesi ile mümkündür. Muhtelif inklüzyonlar, yüzeyde oluşan oksitler ve yüzeye absorbe olmuş filmler daima mevcut olup, kuvvetli bağların oluşumuna ve kaynağın kalitesine olumsuz etkide bulunurlar. Bu olumsuz oluşumlar, sürtünme esnasında yüzeylerin aşındırılması ile kaynak bağlantısından tahrip edilip uzaklaştırılırlar.

Sürtünme kaynağında, sürtünme için kullanılan dönme hareketine ilaveten yörüngesel hareket, lineer titreşim hareketi ve açisal titreşim hareketi de uygulanabilir. Yörüngesel hareket silindirik olmayan parçaların kaynağı içindir. Şekil 4.3'te görülen uygulamada, sabit duran parça üzerinde diğer parça, bir köşesi dairesel bir yörünge çizecek şekilde hareket eder.



Şekil 4.3 Yörüngesel hareketle sürtünme kaynağı (Gürler, 2000).

Şekil 4.4'te şematik olarak verilen lineer titreşim hareketinde, parçalardan biri uygulanan basınç altında ileri geri titreşim hareketi yapar. Bu yöntem ilk defa Vill tarafından önerilmiştir. Açısal titreşim hareketinde ise parçalardan biri uygulanan basınç altında belli bir açıyı gören yay parçası yörüngesinde hareket eder (Ünal, 2003; Dinç, 2006; Sönmez, 2007; Gürler, 2000).

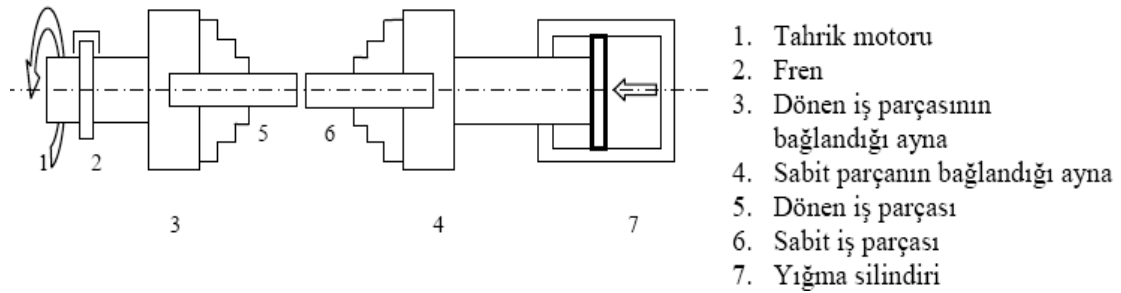


Şekil 4.4 Lineer titreşim hareketi ile sürtünme kaynağı (Gürler, 2000).

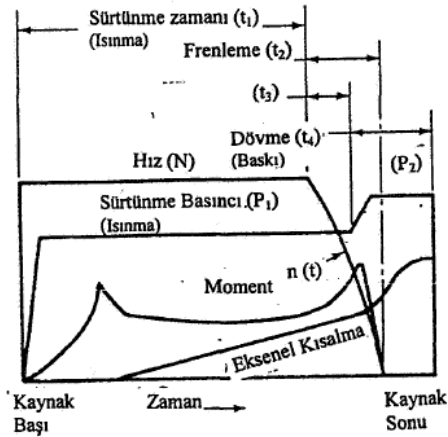
#### 4.2.1 Klasik ( Sürekli Tahrikli ) Sürtünme Kaynağı

Birleştirilecek parçalardan biri eksenini etrafında döndürülmekte diğeri ise aksel yönünden hareketli olarak dönen parçaya belirli bir süre bastırılmaktadır. Sürtünen yüzeylerde yeterli sıcaklığa erişilince dönme işlemi ani olarak durdurulurken basınç artırılmakta ve yumuşak malzeme bu yüksek basınç altında soğumaya bırakılmaktadır. Açıklamadan da anlaşılacağı gibi basınç iki kademeli olarak uygulanmaktadır. Basıncın birinci kademesine “Isınma veya Sürtünme Basıncı” ve ikinci kademesine de “Yığılma veya Dövme Basıncı” denir. Bu yöntem ve yönteminin karakteristiği sırasıyla

şekil 4.5'te ve şekil 4,6'da şematik olarak gösterilmiştir (Sönmez, 2007; Gül, 2006; Dinç, 2006).



Şekil 4.5 Sürekli tahrikle sürtünme kaynağının şematik gösterimi (Sönmez, 2007).

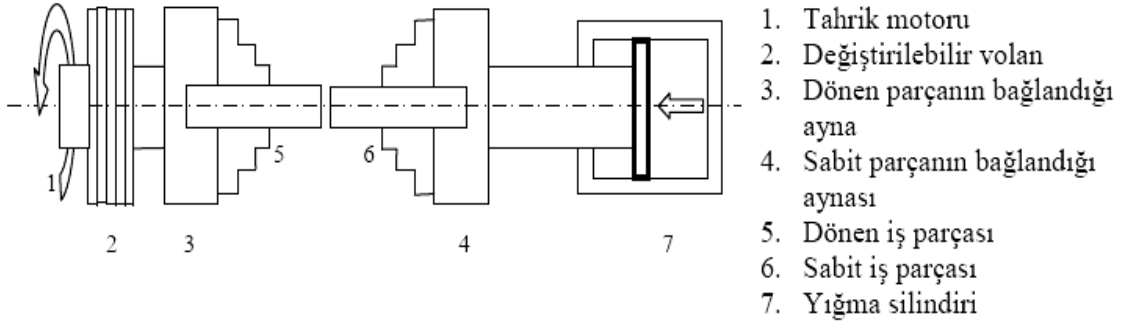


Şekil 4.6 Klasik sürtünme kaynak karakteristikleri (Ateş vd., 1999).

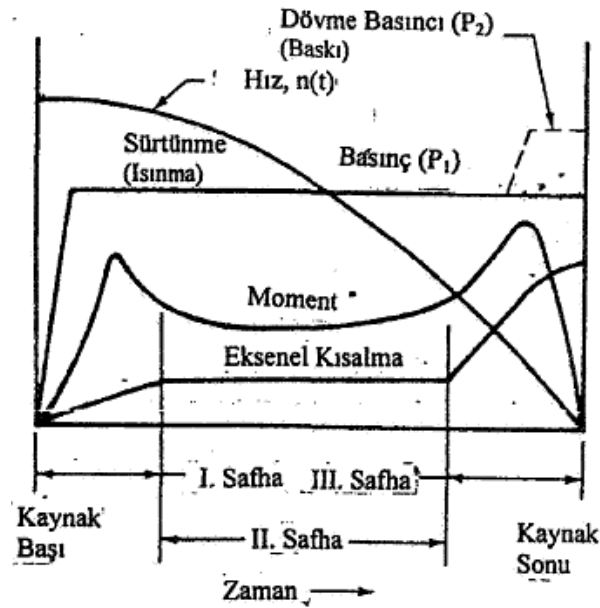
#### 4.2.2 Volanlı ( Atalet ) Sürtünme Kaynağı

Bu yöntemde bir volandaki kinetik enerjiden yararlanılır. Volan, işlemden önce belli bir devir sayısına getirilerek tahrik motoru devreden çıkarılır. Birleştirilecek parçaların birbirine bastırılmasıyla sürtünen yüzeyler ısınır ve kaynak edilir. Volan ise gittikçe artan bir şekilde yavaşlar ve durur. Ancak bundan sonra basınç (p) ve sıcaklık

(T) azalmaya başlar ve moment ( $M_d$ ) ile devir sayısı (n) birlikte sifira erişir. Boy kısalması ( $\Delta l$ ) ise eriştiği değerde kalır. Burada önceki proseste görülen dövme zamanı  $t_y$  yoktur. Bu nedenle volanlı sürtünme kaynağı işlemi daha kısa zamanda gerçekleşmektedir. Bu yöntem ve yöntemin karakteristiği sırasıyla şekil 4.7’de ve şekil 4.8’de, kaynak parametreleri de Çizelge 4.1’de gösterilmiştir (Sönmez, 2007; Dinç, 2006; Gül, 2006).



Şekil 4.7 Volanlı sürtünme kaynağı makinesinin şematik gösterimi (Sönmez, 2007).



Şekil 4.8 Volanlı sürtünme kaynak karakteristikleri (Ateş vd., 1999).

Çizelge 4.1 Atalet kaynağında kaynak parametreleri (Ateş vd., 1999).

Malzeme	Kaynak Parametreleri			Kaynak Sonu Durumu		
	Hız (d/d)	Yığıma kuvveti (Lb)	Atalet Lb.n <sup>2</sup>	Enerji (n-Lb)	Yığıma çapı (inç)	Kaynak zamanı(s)
Düşük Karbonlu Çelik	4600	12000	6.7	24000	0.10 :	2.0
Orta Karbonlu Çelik	4600	14000	7.8	28000	0.10	2.0
Düşük Karbonlu Çelik	4600	15000	8.3	30000	0.10	2.0
Süper Alaşımlar	1500	50000	130	50000	0.15	3.0
Maraging Çeliği	3000	20000	20	30000	0.10	2.5
Ferritik Paslanmaz Çelikler	3000	18000	20	30000	0.10	2.5
Ostenitik Paslanmaz Çelikler	3500	18000	14	30000	0.10	2.5
Bakır	8000	5000	1.0	1000	0.15	0.5
Pirinç	7000	5000	12	10000	0.15	0.7
Titanyum	6000	8000	1.7	16000	0.10	2.0
Alüminyum AA 1100	5700	6000	2.7	15000	0.15	1.0
Alüminyum AA 6061	5700	7000	3.0	17000	0.15	1.0
Bakır-Karbonlu Çelikleri	8000	5000	1.4	15000	0.15	1.0
Takım Çelikleri-Karbonlu Çelikler	3000	40000	27	40000	0.10	3.0
Süper alaşımlar-Karbonlu Çelikler	1500	40000	130	50000	0.15	2.5
Paslanmaz Çelik-Karbonlu Çelikler	3000	18000	20	30000	0.10	2.5
Çelik™ -Karbonlu Çelikler	4600	12000	8.3	30000	0.10	2.5
Alüminyum-Paslanmaz Çelik	5500	5000M5000*	3.9	20000	0.20	3.0
Bakır-Alüminyum	5500	5000M5000*	3.9	20000	0.20	3.0

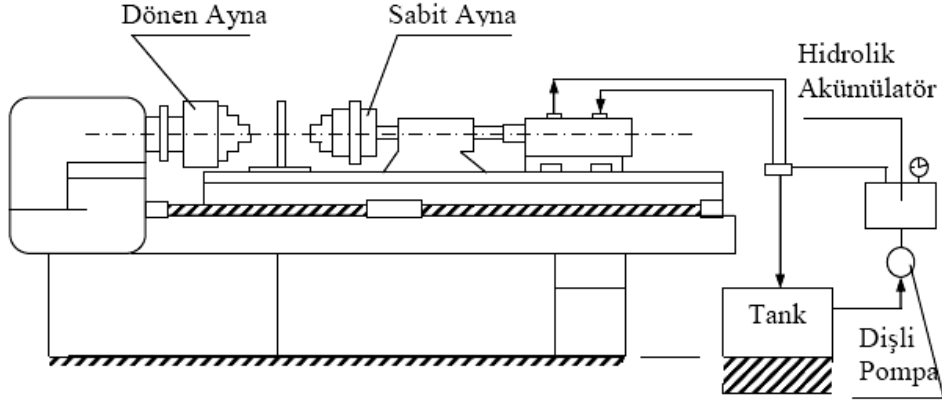
### 4.2.3 Kombine Sürtünme Kaynağı

Her iki kaynak işleminin yapıldığı kaynak türüdür. Kaynak işlemi sürtünme ve yığıma safhalarını içermektedir. Hem atalet ve hem de sürtünme kaynağı için moment ergilerinin değişimi işlemin izahı için önemli değer taşımaktadır. Prosesin başlangıcında kuru sürtünme hakimdir ve bu sürtünmenin etkisiyle moment eğrisi bir zirve yaptıktan sonra dengeye gelir. Süreç içerisinde oksit tabakalarının parçalanması sonucu çıplak yüzeyde temas sırasında kuvvetli atomsal bağlar oluşmaya başlar. Sürtünme hareketi ile bu bağlar koparılmaya çalışılır. Sonuçta bu temas noktalarında



büyük adhezyon kuvvetleri oluşur, moment artar ve sıcaklık istenilen düzeye ulaşır. Frenleme sonrası hız azalırken moment de sıfıra düşer.

Tasarım olarak sürtünme kaynağı makineleri torna, matkap gibi metal işleme makinelerini andırmaktadır ve ilk sürtünme kaynağı makineleri bu tezgâhların modifiye edilmiş şekilleridir. Şekil 4.9'da tipik bir sürtünme kaynağı makinesi görülmektedir. Şekilden de görüleceği üzere bir sürtünme kaynağı, ana gövde bağlama tertibatları, dönme ve yığma mekanizmaları, fren sistemi, güç ünitesi, kontrol üniteleri ve kumanda tablosu kısımlarından oluşmaktadır. Sürtünme kaynağı makineleri tam mekanize makineleridir. Parçaların bağlanması, çözülmesi ve oluşan çapakların alınması otomotize edilebilir. Bilindiği gibi sürtünme kaynağının ana fonksiyonları parçaların bağlanması ve sıkıştırılması, basınç altında dönme ve sürtünme, frenleme, yığma ve gerekli sürelerin hassas olarak ayarlanmalıdır. Numune bağlama aparatları gerektiği rijitliğe sahip olmalı, üzerine gelecek momentleri karşılamalı, radyal kaçıklıklar ve titreşimler, gerekli incelemeler ve araştırmalar yapılarak sönmülenecek şekilde makine tasarlanmalıdır. Titreşimler yanında oluşacak radyal ve aksel kuvvetlerden dolayı parçaların sabitlemesi ve aksel kaçıklıkların önlenmesi zordur. Bu nedenle bağlama tertibatı parçaları gereken miktarda sıkıştırılacak dizayna sahip olmalıdır. Bu işlem için genellikle V şekilli iki çene veya özel çeneler kullanılır. Kaynak ekipmanlarını tutmak için kullanılan bütün durdurma elemanları güvenilir olmalıdır. Bağlantısı yapılacak parçalarda oluşabilecek küçük bir kayma hem kaynak bağlantısına ve hem de frenleme sisteminin zarar görmesine neden olur. Uygulamaların çoğunda otomatik olarak merkezleyen frenleme tertibatları kullanılır (Dinç, 2006; Gül, 2006; Sönmez, 2007).



Şekil 4.9 Sürtünme kaynak makinesi (Sönmez, 2007).

### 4.3 Sürtünme Kaynağında Etkin Olan Kaynak Parametreleri

Sürtünme kaynağı kontrolü gereken oldukça çok sayıda parametre içerir. Bu yöntemle ilgili değişkenler dönme hızı, sürtünme basıncı, sürtünme süresi, frenleme süresi, yığılma geciktirmesi süresi, yığılma basıncı (dövme) ve yığılma süresidir. Yapılan çalışmalarda yöntem üzerinde en etkili olan ve optimizasyonu gerektiren parametrelerin dönme hızı, sürtünme basıncı, sürtünme süresi, yığılma basıncı ve yığılma süresi olduğunu göstermiştir. Bu değerlerin dışında kaynatılacak malzeme şartlarına bağlı parametreler de söz konusudur. Konu ile ilgili kaynak eserler incelendiğinde kaynak parametreleri ile ilgili şu genel sonuçlar çıkarılabilir:

- Dönme hızı ITAB'ın genişliğine etkilidir. Çelikler için çevresel hız 1,2-1,8 m/s arasında önerilmektedir. 1,2 m/s altındaki hızlar çok yüksek momentler dolayısıyla uniform olmayan yığılmalar meydana getirir. Bununla birlikte farklı metal bağlantıları için düşük hızlar, gevrek bir metaller arası bileşiğin formlanması minimize edebilir. Yüksek hızların kullanılması durumunda ise sürtünme süresi ve basıncı çok iyi kontrol edilmelidir.
- Sürtünme basıncı ve yığılma basıncı, numune geometrisine ve yapıldığı malzemeye bağlıdır. Değişim dar bir aralıkta değildir. Basınç değişkeni kaynak

bölgesindeki sıcaklık veya aksenal kısalma ile kontrol edilebilir. Sürtünme basıncı temas eden yüzeylerden oksitleri uzaklaştırabilecek atmosfer ile ilişkisinin kesebilecek ve ara yüzeylerde dengeli bir ısınmayı sağlayabilecek değerde olmalıdır. Yığma basıncı ise malzemelerin sıcak akma sınır değerine bağlıdır. Aşırı kaynak yığılmasına sebep olacak kadar yüksek, yetersiz kaynamaya neden olacak kadar da düşük olmamalıdır. Farklı malzemelerin kaynağında sıcak akma sınırı düşük olan malzeme esas alınarak yığma basıncı tespit edilir. Genel olarak yumuşak çeliklerin sürtünme basıncı 30-65 MPa yığma basıncı 75-140 MPa iken orta ve yüksek karbonlu çeliklerin kaynağında sürtünme basıncı 70-210 MPa yığma basıncı ise 100-420 MPa arasındadır.

- Sürtünme ve yığma süreleri malzemeye bağlıdır. Sürtünme süresi malzeme yüzeylerindeki pislik ve oksitleri temizleyebilecek gerekli plastisite için uniform bir kaynak bölgesi sıcaklığını sağlayabilecek düzeyde olmalıdır. Uygun bir kaynak bağlantısı için ısıtma süresi iyi tespit edilmelidir. Yetersiz ısıtma süresi kaynakta uygun plastisite değeri yakalayamadığı için birleşme yetersiz olacaktır. Aşırı ısıtma zamanı ise yığma basıncı sırasında fazla yığılmadan dolayı malzeme kaybına neden olacaktır (Gül, 2006; Gürler, 2000).

#### **4.4 Malzemelerin Sürtünme Kaynak Kabiliyeti**

Demir ve demir dışı metaller sürtünme kaynağı ile kaynak edilebilir. Ayrıca sürtünme kaynağı, diğer kaynak yöntemleri ile kaynak edilemeyen farklı termik ve mekanik özelliklere sahip metallerin kaynağında da kullanılabilir. Erime sıcaklığı altındaki sıcaklıklar ve kısa kaynak süresi sürtünme kaynağına bu olanağı vermektedir. Farklı termik ve mekanik özelliklere sahip metallerin sürtünme kaynağı simetrik olmayan deformasyon miktarlarına yol açar. Yüksek bir kaynak mukavemeti ise relatif olarak simetrik plastik deformasyon veren farklı malzemelerin kaynağında elde edilebilir.

Sürtünme kaynağında dövülebilen iyi kuru sürtünme özellikleri olmayan bütün malzemeler kolaylıkla kaynak edilebilir. Kuru yağlama sağlayan alaşım elementleri bağlantı bölgesinin kaynak sıcaklığına erişmesini engeller. Demir esaslı malzemeler, yumuşak çelikten, yüksek alaşımli çeliklere kadar kaynak edilebilmektedir. Yumuşak çelikler relatif olarak daha kolay kaynaklanmakta ve geniş bir parametre aralığına sahiptirler. HSS türü yüksek alaşımli çelikler ise daha dar parametre aralığında ve daha yüksek aksel kuvvetlerde kaynaklanabilir. Bunların, tokluğu ve çatlak hassasiyeti dikkat edilmesi gereken bir konudur, parçalarda oluşan çapaklar mutlaka alınmalıdır. Çünkü bu çapaklar çatlak başlangıcı için uygun yerlerdir.

Paslanmaz çelikler, sinterlenmiş çelikler ve maraging çelikleri literatürde verilen kaynak parametrelerinde kolaylıkla kaynaklanabilir. Isıl işlemlenmiş paslanmaz çelikler diğer yüksek alaşımli çelikler gibi kaynak değişkenlerine çok hassastır ve ITAB 'da arzu edilen özellikler için kaynak sonu prosesler gerektirir. Bunların dışında sinterlenmiş malzemeler, Al ve alaşımları, Cu ve alaşımları, Ti alaşımları, Zr alaşımları, Mg alaşımları, ısıl direnç alaşımları olan Ni-Co alaşımları, refrakter metaller olan T, Mo, Ni ve Ta alaşımları da sürtünme kaynağı ile kaynak edilebilmektedir. Bazı metal ve alaşımlarında aşağıda belirtilen metalurjik içeriklerinden dolayı başarılı bir kaynak yapılamaz. Bu sınırlamalar genelde sürtünme ısısı ve dönmeye yöneliktir.

- Bazı dökme demirler, serbest grafitin sürtünme sıcaklığını sınırlaması nedeniyle,
- %0,3'ün üzerinde kurşunlu bronz ve pirinçler, sürtünme aralığının sınırlanmasından,
- %0,13'ün üzerinde S, Pb içeren çelikler, sürtünme sıcaklığını sınırlanmasından,
- Yüksek derecede anizotropik malzemeler geçiş bölgesi kırılabilirliğinden,
- Yapısında hazır olarak grafit, Mn, serbest Pb gibi zayıflatıcı faz içeren malzemeler (Sönmez, 2007; Şahin, 2001).

#### 4.5 Malzemelerin Sürtünme Kaynağına Hazırlanması ve Dizaynı

Sürtünme kaynağında, kaynak edilecek parçaların dizaynı diğer kaynak yöntemlerine göre farklılık arz etmektedir. Umumiyetle boya, yağ ve diğer olumsuzluk oluşturan unsurlar herhangi bir sorun oluşturmazlar. Tavsiye edilmemekle birlikte, oksijen ile kesilmiş yüzeylerin kaynağı dahi mümkündür. Ayrıca, yüzeylerin korozyon tabakası ile ya da farklı bir tabaka ile kaplı olması kaynak işlemini etkilemez. Bunun yanında, kalın oksit tabakalarından, yüzeylerdeki karıncalanmadan, derin çizik ve deliklerden sakınılmalıdır. Yüzeylerdeki çok fazla girinti ve çıkıntılar, yüksek ısı merkezlerinin meydana gelmesine, dolayısıyla kötü ısı dağılımına neden olur. Yüzey pürüzlülüğünün çok fazla olduğu durumlarda, çıkıntılar konsol giriş şeklinde çalışırlar. Konsol giriş şeklinde çalışan çıkıntılar, deformasyon, esnasında iç katmanların oluşumuna ve deforme olsalar dahi, kök kısımlarının soğuk olmasından dolayı yine katman oluşumuna neden olurlar. Kaynak bölgesindeki deformasyon bahsedilen unsurları dışarıya atabilecek şekilde olmalıdır. Bunların dışında farklı özelliklere sahip metal ve alaşımlarının yüzey hazırlığına daha çok önem verilmelidir. Kaynak yapılacak parçaların yüzeylerinin, diğer kaynak yöntemlerinde olduğu gibi özel bir şekle sokulması gerekmez. Ancak büyük çaplı parçalarda, sürtünmeye yardımcı olmak için küresel veya kesik koni şeklinde ağız oluşturulabilir. Kaynak yapılacak parçalar, en az eksen kaçıklığı verecek şekilde tasarlanmalıdır. Kaynak toleransı, çalışma parçalarındaki hatalar kadar, kaynak makinesine de bağlıdır.

Sürtünme kaynağı ile ilgili temel dizayn şekilleri, çubuk-çubuk, boru-boru, çubuk-boru, çubuk-levha, boru-levha ve boru-disk kombinasyonları şeklindedir. Sürtünme kaynağının teorisi gereği, özel sürtünme hareketi durumları hariç, parçaların en az bir tanesinin dönel olması istenir. Karışık şekilli parçalar ve dövülmesi zor parçalar için, dövülerek şekillendirilmiş iki veya üç parça sürtünme kaynağı ile bir araya getirilerek üretilebilir. Sürtünme kaynağı ile yapılacak açılı bağlantılarda eksenle olacak açının, genel olarak 30-45° ve 45-60° arasında olması önerilmiştir. D.L. Kuruzar ise bu açının 30° den büyük olmasını tavsiye etmiştir. Bazı dizayn şekillerinde kaynak esnasında oluşan metal yığılmasının alınması çok zor ya da imkansız olduğundan, dizaynda kaynak bağlantısına bitişik yığma aralıkları bırakılır (Ünal, 2003).

#### 4.6 Birleşme Bölgesindeki İç Yapı

Sürtünme kaynağında yapılan kaynak dikişinde de, ergitme ve difüzyon kaynaklarındaki gibi, kaynak malzemelerinin birbirine karıştığı bir bölge ve bu bölgenin etrafında her iki malzeme tarafında da ısıdan etkilenmiş alanlar mevcuttur. Malzemelerin birbirine karıştığı bölgede difüzyon söz konusu olup atomlar karşılıklı yer değiştirir. Isıdan etkilenen bölgeler genelde kaynak sırasında oluşan sıcaklığın, değer olarak yaklaşık malzemelerin ergime sıcaklıklarının yarısına kadar çıktığı ve daha da üzerine çıktığı alanlardır.

Sürtünme kaynağı sırasında farklı malzemelerde meydana gelebilecek içyapı değişimleri aşağıda sıralanmıştır:

- a. Metaller arası bileşik fazının oluşması,
- b. Yüksek karbonlu alaşımsız çeliklerde karbon miktarının azalması,
- c. İçyapı da rekristalizasyon,
- d. Ergitme sıcaklığı malzemelerin kendinden daha az olan ötektik alaşımların oluşması,
- e. İçyapıda tane irileşmesinin olması,
- f. Çeliklerde martenzitik içyapı dönüşümü.

Yukarıda maddeler halinde verilen durumlar, kaynak bağlantılarının mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkiler.

İntermetalik fazlar sert ve gevrek olduklarından kalınlıkları belli genişliği aşınca buldukları tabaka boyunca aşırı bir gevrekleşme gösterirler. Alaşımsız çeliklerde karbon azalması lokal olarak mukavemet değerlerinin azalması demektir. Bu şekilde oluşan yumuşak bölgelerin kaynak bağlantılarının mukavemeti de az olacaktır. İçyapı da rekristalizasyon veya tanelerin irileşmesi, yumuşak bölgelerin oluşmasına neden olur. Martenzitik dönüşüme uğrayan bölgeler de belli bir büyüklük ve sertliği aşınca intermetalik fazlarda olduğu gibi gevrekleşmeye neden olurlar.

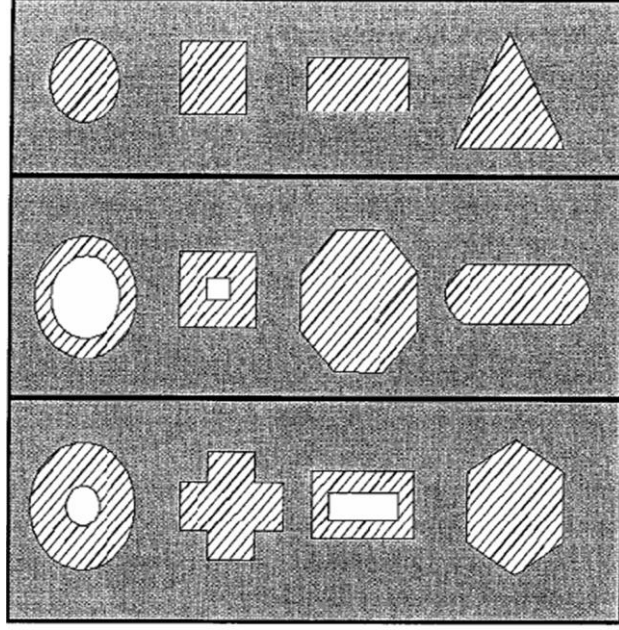
Sürtünme kaynağının kısa sürmesi ve bu sırada sıcaklık artarken, daha sonrada şişirme esnasında aşırı plastik deformasyonların meydana gelmesi, diğer kaynak metotlarına göre malzeme içyapı dönüşümünü azaltıcı yönde bir avantaj sağlar (Dinç, 2006; Çelik, 2008; Meriç vd., 2008).

Sürtünme kaynağında arayüzey mikroyapısı incelendiğinde kaynak arayüzeyinde genişliği işlem şartlarına göre değişen dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin oluştuğu görülmektedir. Yeniden kristalleşme, metalin soğuk deformasyona maruz kalmasından sonra denge durumu bozulan atomların dışarıdan ısı verilip yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığı çıkarılması ile atomların eski düzenine geçmek istemesi ve yeni taneler oluşturması olayıdır. Dinamik yeniden kristalleşme ise soğuk deformasyon ile yeniden kristalleşme olayının hemen hemen aynı zamanda, ardı ardına olması olayına denir.

#### **4.7 Sürtünme Kaynağı Yapılabilen Parça Geometrileri**

Sürtünme kaynağı genel olarak aksel simetriye sahip ve dairesel kesitli parçaların birleştirilmesinde kullanılırken, cihazların otomasyonu ve bilgisayarlı kontrol olanaklarının gelişmesiyle birlikte daire dışı kesitli parçaların birleştirilmesinde de kolaylıkla kullanılmaktadır.

Sürtünme kaynağı ile hem içi dolu hem de bos kesitlerin kaynağını yapmak mümkündür. Dolu kesitlerde parça için çap değeri 1 mm' den 300 mm' ye kadardır. Parçalar eğer boş ise, birbirine benzer büyüklükteki kesit alanlarına sahip olanları sürtünme kaynağı ile birleştirilebilir. Günümüzde yapılan çok sayıdaki araştırmalar sonucunda, sürtünme kaynağı ile birçok basit biçimli parçanın birleştirilmesi imkânı ortaya çıkmıştır. Az önce bahsedilen teknolojinin gelişmesiyle, sürtünme kaynağı cihazındaki dönel aynanın istenilen pozisyonda frenlenmesi sayesinde, dönel simetrisi olmayan kesitli parçaların da (şekil 4.10) alın kaynağının yapılabileceği ve meydana gelebilecek açılmalarda çarpılmaların önlenebileceği ortaya konmuştur (Çelik, 2008; Eren, 2005).



Şekil 4.10 Sürtünme kaynağına uygun parça kesitleri (Eren, 2005).

#### 4.8 Sürtünme Kaynağının Avantajları

- Kullanılan enerji bakımından, diğer kaynak yöntemlerine göre daha tasarrufludur.
- İlave metal kullanılmadığı için, bütün kesitte düzgün bir kaynak kalitesi sağlanabilir.
- Kaynak bölgesi, kir, pas ve oksit içermez.
- Kaynak sonrası oluşan kaynak bölgesinin mukavemeti, birleştirilen malzemelerin dayanımına eşit hatta bazı durumlarda daha fazla olabilir.
- Bilinen kaynak yöntemleriyle birleştirilebilmesi zor olan farklı kompozit malzemeler sürtünme kaynak yöntemiyle kolaylıkla birleştirilebilmektedir.
- Kaynağın yapım aşaması çok kolay ve kaynak yüzeylerinde tam anlamıyla birleşme söz konusudur.
- Kaynak parametrelerini kontrol edebilmek basittir.
- Sadece silindirik değil, çok farklı kesitteki malzemelerin kaynağını yapmak mümkündür.



- Kaynak sırası ve sonrası ısı değişikliklerindeki hızlı değişimler, kaynak bölgesinde ince taneli bir yapı oluşumuna sebep olur, bu da mukavemeti korur.
- Sürtünme kaynağı sırasında sürtünmenin etkisiyle oksit, yağ gibi yabancı maddeler yüzeyden uzaklaştırılır.
- Kaynak öncesi ayrıca bir temizleme gerekmez.
- Kaynağın süresi kısa, birleştirilme sıcaklığı düşüktür.
- Isıdan etkilenen bölge dardır.
- Koruyucu bir atmosfere gerek yoktur (Ersözlü,2006; Çelik. 2008).

#### 4.9 Sürtünme Kaynağının Dezavantajları

- İş parçasının boyutları, sürtünme kaynak makinesinin boyutlarıyla sınırlanmaktadır.
- Kaynak sonrası gevrekleşme söz konusudur.
- Oksijene karşı büyük ilgi vardır.
- Kaynak sonrası parçaların boyunda belirli bir kısalma söz konusu olduğundan, malzeme sarfiyatı söz konusudur.
- Genelde malzeme listesini kendi eksenini etrafında dönebilen malzemeler oluşturmaktadır.
- Büyük kesitli parçalarda homojen bir ısıtma söz konusu olmadığından kaynağın yapımı zorlaşmaktadır.
- Sürtünme kaynağı makinesinin ve teçhizatının maliyetleri yüksektir.
- Su verilmiş veya su alınmış malzemelerde mukavemet düşer.
- Özellikle yüksek karbonlu çeliklerde kaynak sonrasında sertleşme söz konusu olur.
- İş parçaları, aksenal yönde basınca, ısıya ve torca karşı dayanıklı olmalıdırlar (Çelik. 2008; Ersözlü,2006).

#### 4.10 Sürtünme Kaynağı Uygulama Alanları

Sürtünme kaynağı genellikle farklı malzemelerin kaynağında kullanılmaktadır. Birçok demir ve demir dışı malzemeler sürtünme kaynağı ile birleştirilebilir. Ayrıca sürtünme kaynağı farklı termik ve mekanik özelliklere sahip metallerin kaynağında kullanılabilir ki bu malzemelerin diğer kaynak yöntemleri ile kaynaklanmaları zordur. Sürtünme kaynağında, dövülebilen ve kuru sürtünme özellikleri iyi olmayan bütün malzemeler kolaylıkla kaynaklanabilir. Kuru yağlama sağlayan alaşım elementleri bağlantı bölgesi kaynak sıcaklığına erişmesini engeller. Demir esaslı malzemeler, düşük karbonlu çelikten yüksek alaşımli çeliklere kadar kaynaklanabilmektedir. Paslanmaz çelikler, sinterlenmiş çelikler verilen uygun kaynak parametrelerinde rahatlıkla kaynaklanabilirler. Isıl işlem görmüş paslanmaz çelikler diğer yüksek alaşımli çelikler gibi kaynatılmaları zordur. Çizelge 4.2’de malzemelerin ve malzeme kombinasyonlarının sürtünme kaynağına uygunluğu görülmektedir (Ateş vd., 1999).

Çizelge 4.2 Malzemelerin ve malzeme kombinasyonlarının sürtünme kaynağına uygunluğu (Ateş vd.,1999).

	Alüminyum alaşımları	Pirinç	Bronz	Sert metal	Kobalt alaşımları	Kolambiyum	Bakır	Bakır-Nikel	Kurşun	Magnezium alaşımları	Molibden	Nikel alaşımları	Alaşımlı çelik	Karbonlu çeliği	Otomat çeliği	Maraging çeliği	Çelik (YMK)	Paslanmaz çelik	Takım çelikleri	Tantalyum	Titanyum alaşımları	Tungsten	Otomativ sübapları	Zirkonyum alaşımları
Alüminyum alaşımları	■						■						■					■						
Pirinç		■																						
Bronz			■																					
Sert metal																			■					
Kobalt alaşımları																								
Kolambiyum						■																		
Bakır	■						■																	■
Bakır-Nikel								■										■						
Kurşun									■															
Magnezium alaşımları										■														
Molibden											■													
Nikel alaşımları																								
Alaşımlı çelik	■																							■
Karbonlu çeliği	■		■	■	■		■	■										■	■					■
Otomat çeliği															■									
Maraging çeliği																								
Çelik (YMK)																								
Paslanmaz çelik	■							■											■					
Takım çelikleri				■																■				
Tantalyum																					■			
Titanyum alaşımları																						■		
Tungsten																							■	
Otomativ sübapları																								
Zirkonyum alaşımları																								■

■ Uygun

■ Uygulamada tam bir bağlanma olmayabilir

□ Deneyimler yetersiz veya hiç yok.

Sürtünme kaynağı öncelikle kütle ve seri imalatta aynı veya farklı malzemelerden makine parçalarının birleştirilmesinde uygulanır. Birçok hallerde bu yöntem küçük parça sayılarında da ekonomik olabilmektedir, özellikle diğer yöntemlerle kaynak yapılmayan veya kötü kaynak edilebilen malzeme kombinasyonları söz konusu ise bu yöntem uygulanır. Halen mevcut olan sürtünme kaynağı makineleriyle 0,6–200 mm çaplı makine parçaları kaynak yapılabilir. Günümüzde çelik borular için maksimum çap 900 mm, kalınlığı da  $S = 7$  mm'dir.

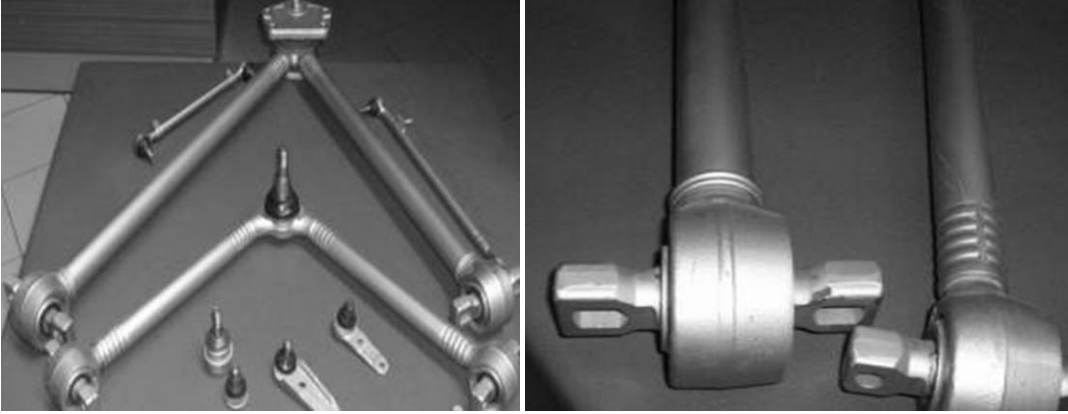
Sürtünme kaynağı günümüzde değişik endüstrilerde uygulama alanı bulmuştur. Sürtünme kaynağının uygulanmasına dair örnekler şu şekilde sıralanabilir:

#### a. Otomotiv Endüstrisi

Subaplar, kadran milleri, fren milleri, akslar (rot kolu, çeki kolu, stabilizer vb), vites kolları, turbo dondurucular, ön yıkama odaları, şanzıman parçaları, ön ısıtma odaları, boru milleri, taşıyıcı aks boruları gibi (şekil 4.11–şekil 4.13).



Şekil 4.11 Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş egzoz subapları ([www.mtiwelding.com](http://www.mtiwelding.com)).



Şekil 4.12 Ticari araçlarda kullanılan, sürtünme kaynağı ve sıcak presleme uygulanmış “V” çeki kolları (Çelik, 2008).



Şekil 4.13 Ticari araçlarda sürtünme kaynağı uygulanmış çeki kolları (www.mtiwelding.com).

#### b. Havacılık ve Uzay Endüstrisi

Rotorlar, türbinler, miller, itme jetleri (memeler), yanma odaları, borular, flanslar, fittingler (şekil 4.14).



Şekil 4.14 Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş uçak parçası (Çelik, 2008).

### c. Takım Endüstrisi

Miller, borular, flanşlar, fittingler, dişli çarklar, hidrolik silindirler, piston kolları, sonsuz vidalı miller, krank milleri, valflar, matkap uçları (şekil 4.15).

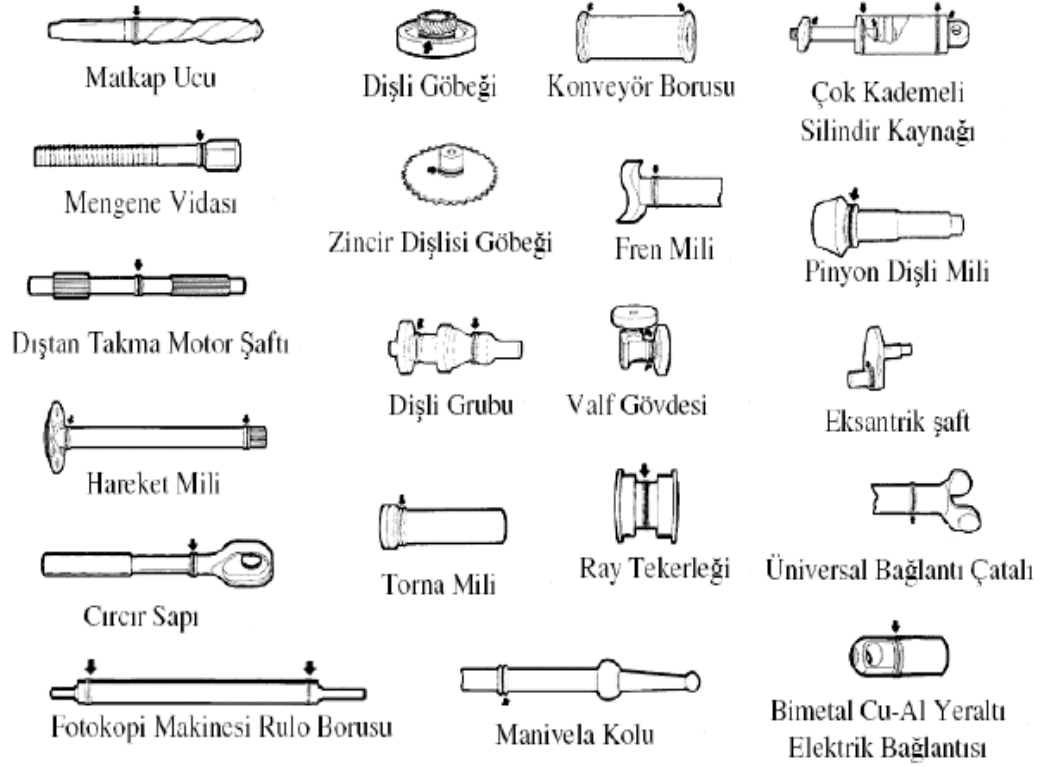


Şekil 4.15 Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş dizel motor pistonu (www.mtiwelding.com).

### d. Elektronik ve Elektroteknik Endüstrisi

Gaz analizleri alıcı kameralar, kromatografiler için ayırma sütunları, röntgen cihaz tüpleri için döner anod miller, sürekli lehim uçları, devre kontakları, geçiş parçaları (Ersözlü,2006; Çelik. 2008; Ateş vd., 1999).

Genel olarak bu yöntemle üretilmiş parçalara ait örnekler şekil 4.16'da verilmiştir.



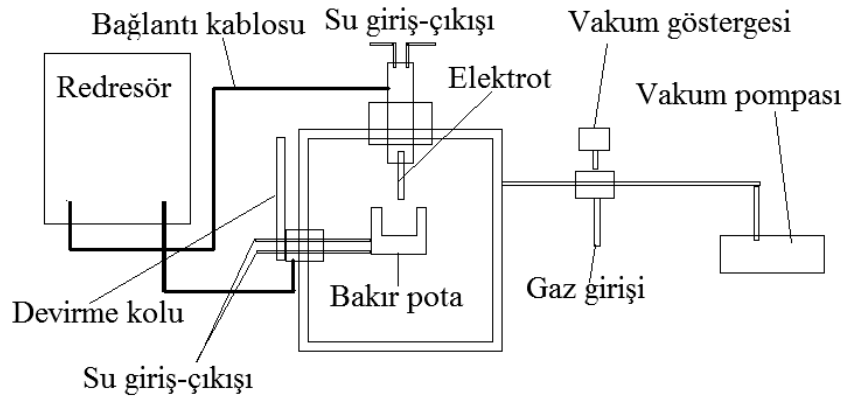
Şekil 4.16 Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş parçalara örnekler (Çelik, 2008).

## BÖLÜM 5

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 5.1 Deneyde Kullanılan Malzemeler, Deney Numunelerinin Hazırlanması ve Yapılan Çalışmalar

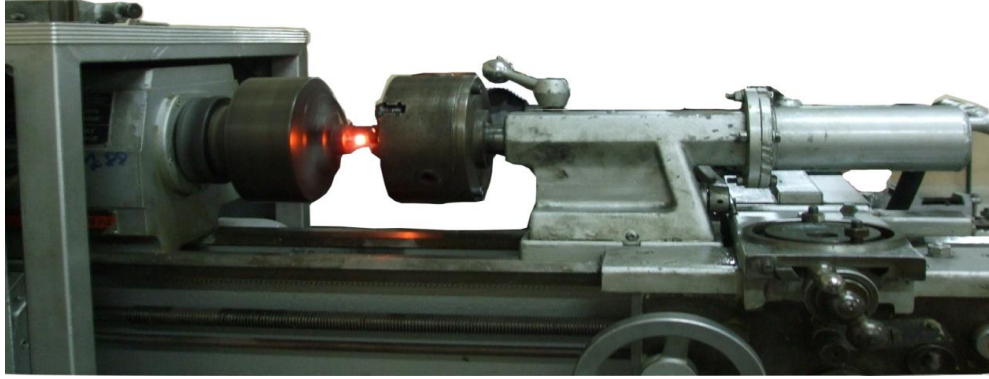
Deneylerde kullanılan Ni-Al alaşımı sırasıyla %99,95 ve %99,9 saflıktaki nikel ve alüminyum kullanılarak  $Ni_{75}Al_{25}$  bileşiminde su ile soğutulan bakır bir potada arkla ergitilmiştir. Kullanılan vakumlu ark ergitme ocağının şematik görünümü şekil 5.1'de verilmiştir. Fırın ergitme işleminden önce malzemede oksitlenme olmaması için  $5 \times 10^{-2}$  mbar değerine kadar vakumlanmıştır. Ergitme işleminden sonra kum kalıba döküm yapılarak numuneler yaklaşık 10 cm uzunlukta ve 9 mm çapında çubuklar şeklinde üretilmiştir. Numunelerin döküm yapısının homojenizasyonu için numuneler  $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 50 saat süre ile tavlannmıştır. Tavlama sonrası tornada işlenerek 8 mm çapa düşürülmüş ve alınları düzeltilmiştir. Buradaki amaç sürtünme kaynağı sırasında numunelerin alınlarının birbirine üzerine tam olarak temasını sağlamaktır.



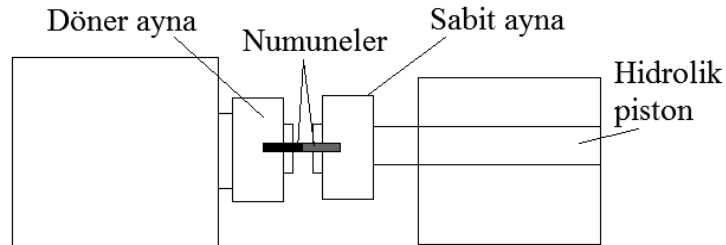
Şekil 5.1. Vakumlu ark ergitme ocağının şematik görünümü.



Hazırlanan numunelerin sürtünme kaynağı Afyon Kocatepe Üniversitesi, Bolvadin Meslek Yüksekokulu'ndaki sürtünme kaynağı makinesinde (şekil 5.2) yapılmıştır. Kullanılan cihazın resmi şekil 5.3'de görülmektedir.



Şekil 5.2. Sürtünme kaynağı makinesi



Şekil 5.3. Sürtünme kaynağı düzeneğinin şematik görünümü.

$Ni_3Al$  alaşımının birbiriyle ve 316L paslanmaz çelik ile sürtünme kaynağı tekniği kullanılarak birleştirilmesi araştırılmıştır. Optimum kaynak parametrelerini belirleyebilmek için farklı kaynak parametreleri ile birleştirmeler denenmiştir. Kaynak parametrelerinden üç sürtünme hızı, üç sürtünme basıncı ve üç sürtünme süresi belirlenerek en iyi kaynak şartları belirlenmeye çalışılmıştır. Kaynak işleminden sonraki yığıma basıncı ise 150 MPa olarak tüm numuneler için sabit tutulmuş ve 10 sn

süreyle uygulanmıştır. Deneylerde 300, 600 ve 1000 d/d sürtünme hızı, 50, 100, 150 MPa sürtünme basıncı ve Ni<sub>3</sub>Al-Ni<sub>3</sub>Al kaynağında 20, 25, 30 sn; Ni<sub>3</sub>Al-316L paslanmaz çelik kaynağında 10, 20, 30 sn olmak üzere üç farklı sürtünme süresi seçilmiştir. Öncelikle birleşmenin sağlanabildiği deney şartları belirlenmiştir. Numunelerin kaynaktan önce ve sonraki boyları ölçülerek kaynaktan sonraki boydaki kısalma miktarları da (burn-off) belirlenmiştir. Birleşme sağlanan numunelerden aynı şartlar için dört adet deney gerçekleştirilmiştir. Bu numunelerden biri kaynak arayüzey mikroyapı karakterizasyonu, diğer üç tanesi de mekanik karakterizasyonu için kullanılmıştır.

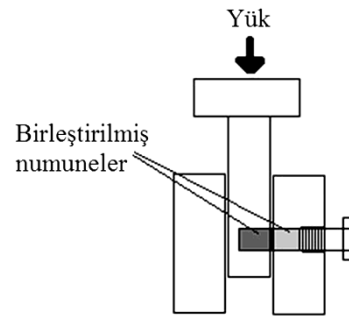
Birleşmenin sağlandığı numunelerden kaynak eksenine dik kesit alınarak kalıplanmış, zımparalanmış ve parlatılıp uygun çözeltiyle (hacimce %30 HNO<sub>3</sub>, %30 HCl, %20 HF, %20 saf su) dağlandıktan sonra kaynak arayüzeyi mikroyapısı incelenmiş ve kaynak arayüzeyi merkezinden matris malzemesine kadar Future-Tech FM 700 cihazı (şekil 5.4) ile mikrosertlikleri ölçülmüştür.

Kaynak arayüzey mukavemeti kesme testi ile belirlenmiştir. Kesme testlerinde kullanılan test aparatının şematik görünümü şekil 5.5’de verilmiştir. Kesme testleri oda sıcaklığında ve 10 mm/dak basma hızı ile gerçekleştirilmiştir.

Kaynak arayüzeyindeki faz değişimleri X-ışınları difraksiyonu (XRD) ile belirlenmiştir.



Şekil 5.4. Mikrosertlik Cihazı

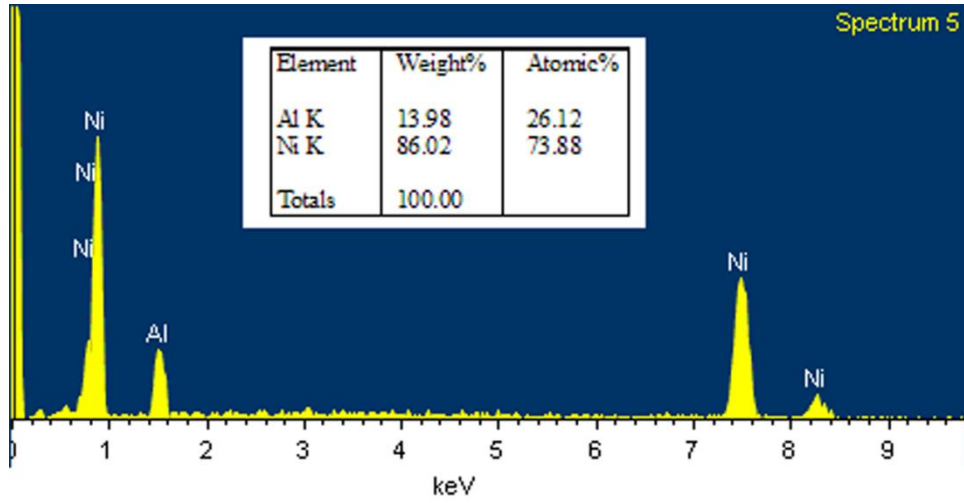


Şekil 5.5. Kesme test aparatının şematik görünümü

## 5.2 Bulgular

Üretilen numunelerin istenen bileşimde olup olmadığının anlaşılması için SEM-EDXS analizi yapılmış ve numunelerin istenen bileşimde olduğu (yaklaşık atomca %25 Al %75 Ni) belirlenmiştir (şekil 5.6).

Ticari 316L paslanmaz çeliğin bileşimi şudur: Fe, < % 0,03 C, % 16-18 Cr, % 10-14 Ni, % 2-3 Mo, < % 2 Mn, < % 1 Si, < % 0,045P, < % 0,03 S.



Şekil 5.6. Ni<sub>3</sub>Al bileşiğinin SEM-EDXS analizi.

Denemeler neticesinde Ni<sub>3</sub>Al-Ni<sub>3</sub>Al alaşımı için bağlanmanın sağlandığı işlem şartları Çizelge 5.1’de gösterilmiştir. Tablodan görüldüğü gibi genellikle düşük sürtünme basıncı, süresi ve hızlarında birleşme gerçekleşmemiştir. 1000 d/d sürtünme hızı için ise tüm işlem şartlarında bağlanma sağlanmıştır. Değiştirilen işlem parametrelerinin hepsi kaynak arayüzeyi sıcaklığını etkiler. Yeterli ısı girdisinin elde edilemediği kaynak şartlarında doğal olarak birleşme sağlanamamıştır. Bazı işlem şartlarında ise numunelerin parçalandığı gözlenmiştir. Bu durum ise Ni-Al alaşımlarının doğası ile ilgilidir. Bu alaşımların düşük sıcaklık süneklikleri çok düşük olduğundan yeterli ısı girdisinin sağlanamadığı işlem şartlarında gevrek kırılma göstermiştir.

Ni<sub>3</sub>Al alaşımı ile 316L paslanmaz çeliğinin sürtünme kaynağı ile birleştirilebildiği işlem şartları da belirlenmiştir (Çizelge 5.2). Bazı şartlarda birleşmenin olmamasının nedeni yeterli ısı girdisinin olmamasıdır.

NiAl alaşımları için de optimum kaynak parametrelerini belirlemek için farklı şartlarda denemeler yapılmıştır. Ancak, oda sıcaklığında NiAl alaşımı aşırı gevrek

olduğundan bir birleşme sağlanamadan numuneler parçalanmıştır. Aslında bu beklenen bir durumdur. Bu alaşımlara atomca %0,4 bor ilave ederek mikro alaşımlama yapılmış, ancak, yine de yeterli süneklik elde edilememiş ve bu alaşımların sürtünme kaynağı ile birleştirilmesi sağlanamamıştır.

Çizelge 5.1. Ni<sub>3</sub>Al alaşımının sürtünme kaynağı parametreleri ve birleşmenin sağlandığı şartlar

Sürtünme basıncı, MPa	Sürtünme devri, d/d								
	300			600			1000		
	Sürtünme süresi, sn								
	20	25	30	20	25	30	20	25	30
50	0	0	0	0	0	0*	x	x	x
100	0	0	0*	x	x	x	x	x	x
150	0	0	Parçalandı	x	Parçalandı	Parçalandı	x	x	x
0: birleşme yok, x: birleşme var, *50 sn'de de birleşme yok.									

Çizelge 5.2. Ni<sub>3</sub>Al-316L sürtünme kaynağı parametreleri ve birleşmenin sağlandığı şartlar

Sürtünme basıncı, MPa	Sürtünme devri, d/d								
	300			600			1000		
	Sürtünme süresi, sn								
	10	20	30	10	20	30	10	20	30
50	0	0	0	x	x	x	x	x	x
100	0	x	x	x	x	x	x	x	x
150	x	x	x	x	x	x	x	x	x
0: birleşme yok, x: birleşme var									

$Ni_3Al$  alaşımı için birleşmenin sağlandığı işlem şartlarında kaynaktan sonra numune boylarındaki kısalma miktarları Çizelge 5.3’de verilmiştir. Sürtünme hızı, süresi ve basıncının artmasıyla numune boyundaki kısalmanın arttığı tablodan açıkça görülmektedir. Sürtünme basıncı ve süresinin çok fazla olması boydaki kısalmayı çok fazla artırmaktadır. Bu ise malzeme kaybı anlamına geleceğinden istenen bir durum değildir.

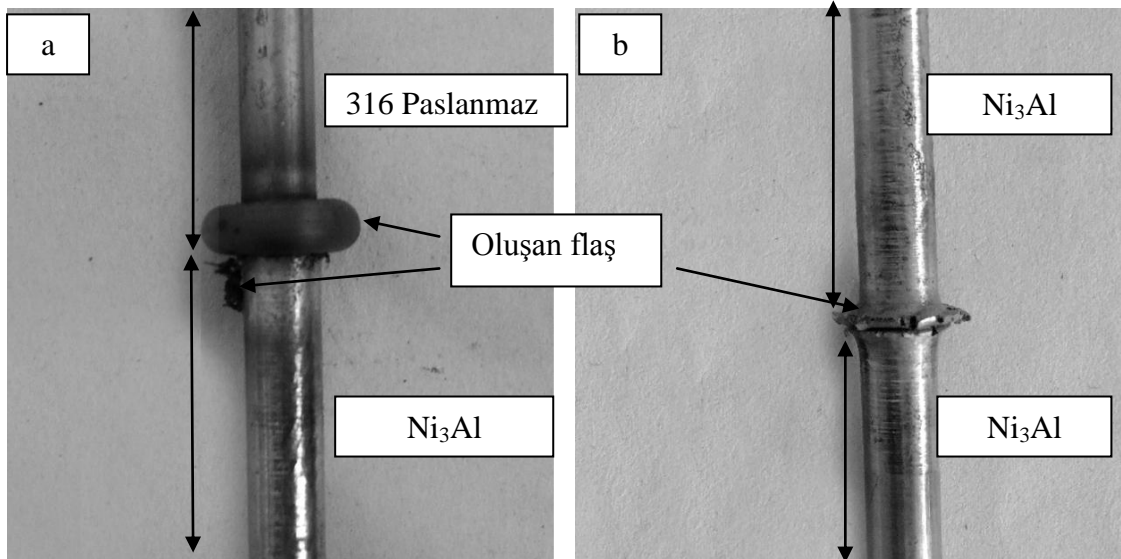
Çizelge 5.3.  $Ni_3Al-Ni_3Al$  alaşımlarının sürtünme kaynağında numune boyundaki kısalma miktarları (mm).

Sürtünme basıncı, MPa	Sürtünme devri, d/d								
	300			600			1000		
	Sürtünme süresi, sn								
	20	25	30	20	25	30	20	25	30
50	0	0	0	0	0	0	0,3	0,3	0,4
100	0	0	0	1	1,2	1,6	1	1,5	2
150	0	0	Parçalandı	4,6	Parçalandı	Parçalandı	1,5	2,1	5,9

$Ni_3Al$  ile 316L arasındaki birleşmenin sağlandığı işlem şartları ve bu şartlardaki numune boyundaki kısalma miktarları Çizelge 5.4’de gösterilmiştir. Numune boyundaki toplam kısalmanın büyük oranda paslanmaz çelik tarafında gerçekleştiği gözlenmiştir. Yani oluşan flaşın büyük kısmı paslanmaz tarafındadır (şekil 5.7).  $Ni_3Al$  alaşımının yüksek sıcaklık mukavemeti yüksektir. 316L paslanmaz çelik yüksek sıcaklıkta  $Ni_3Al$ ’ye göre daha sünek bir malzeme olduğundan kaynak sırasındaki çapak oluşumunun (flaş) daha çok paslanmaz çelik tarafında meydana geldiği gözlenmiştir.

Çizelge 5.4. Ni<sub>3</sub>Al alaşımı ile 316L paslanmaz çeliğinin sürtünme kaynağında numune boyundaki kısaltmalar (mm).

Sürtünme basıncı, MPa	Sürtünme devri, d/d								
	300			600			1000		
	Sürtünme süresi, sn								
	10	20	30	10	20	30	10	20	30
50	0	0	0	0	1,1	0,1	0,6	0,8	1
100	0	0,4	0,4	0,5	0,7	2,3	3,4	4,5	4,4
150	0,1	0,6	4,6	1,7	2,8	5,3	3,8	8,2	12,3



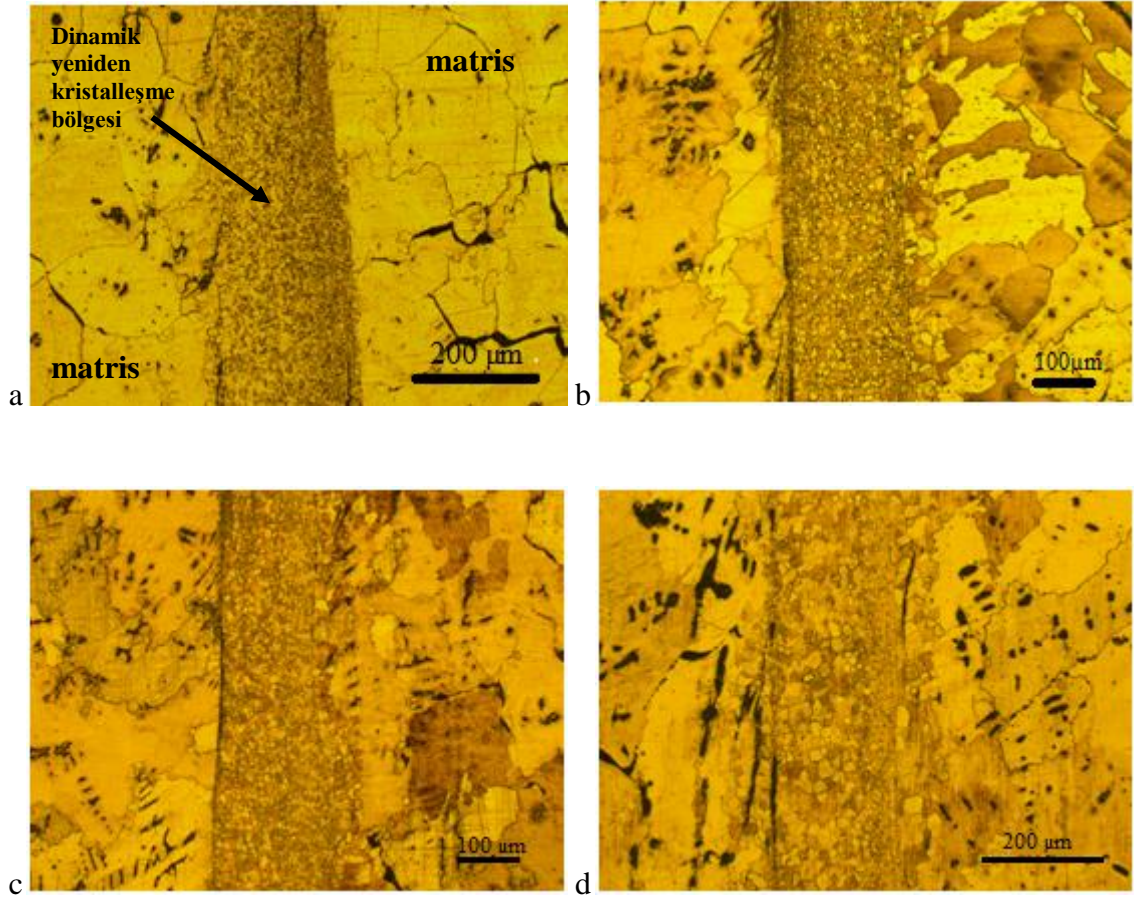
Şekil 5.7. a) Ni<sub>3</sub>Al-316L kaynakla birleştirilmiş numune ve flaş oluşumu (1000 d/d, 150 Mpa, 30 sn), b) Ni<sub>3</sub>Al-Ni<sub>3</sub>Al kaynakla birleştirilmiş numune ve flaş oluşumu (1000 d/d, 150 Mpa, 30 sn)

## 5.2.1 Kaynak arayüzeyi mikroyapısı

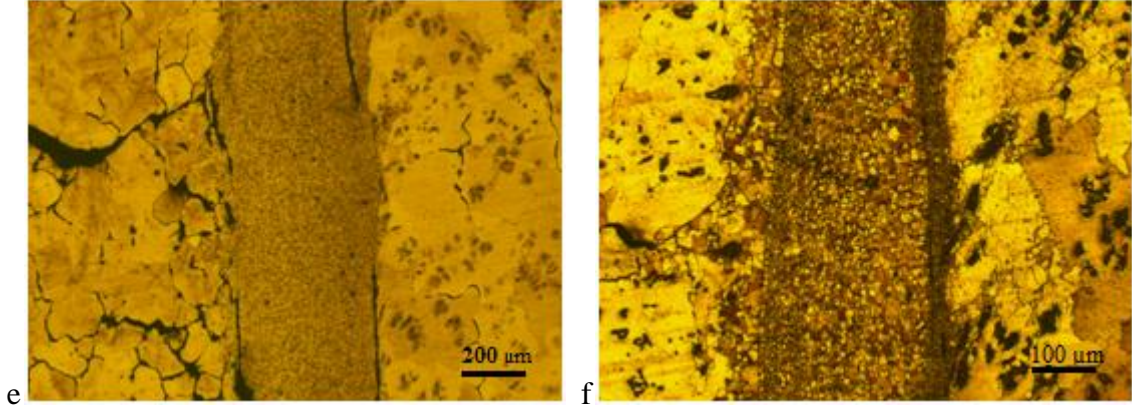
### 5.2.1.1 Ni<sub>3</sub>Al-Ni<sub>3</sub>Al kaynağı

Kaynakla birleştirilen malzemelerin mikroyapısı, malzemeler kaynak eksenine dik olarak kesilerek incelenmiştir. Sürtünme kaynağı ile birleştirilen numunelerin

bazılarının kaynak arayüzeyi optik mikroskop görüntüleri şekil 5.8'de verilmiştir. Mikroyapı fotoğraflarından düzgün bir arayüzey elde edildiği görülmektedir. Kaynak arayüzeyinde matris alaşımının tane boyutundan çok daha küçük tane boyutuna sahip bir dinamik yeniden kristalleşme bölgesi oluşmuştur. Bu bölgenin genişliği yaklaşık 200 mikrondur. Dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin sınırlarında matris malzemesinde plastik deformasyonun oluştuğunu gösteren herhangi bir belirti yoktur. Metaller arası bileşikler sünekliği düşük malzemeler olduğundan, kaynak arayüzeyinde, sünek malzemelerin aksine bir plastik deformasyon bölgesi oluşmamıştır.

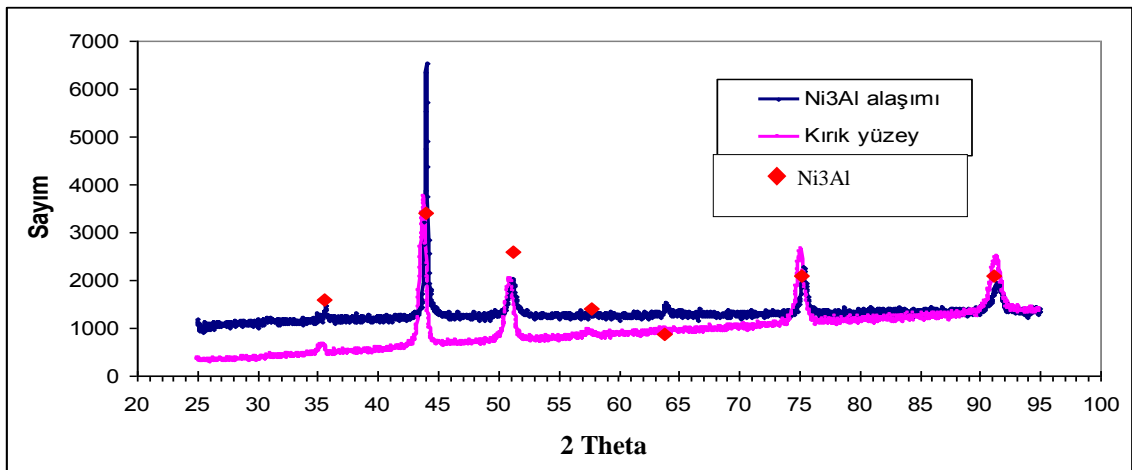






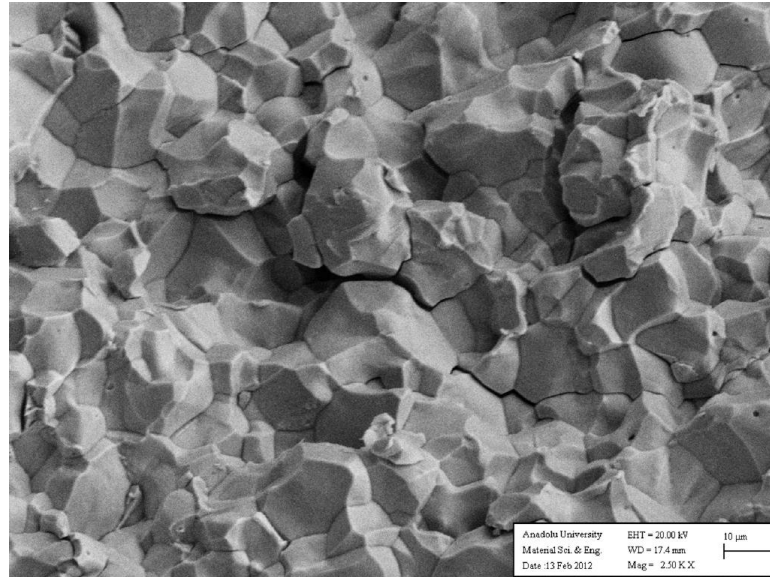
Şekil 5.8. Ni<sub>3</sub>Al kaynak arayüzey mikroyapıları a) 1000d/d, 50Mpa 20sn, b) 1000d/d, 50MPa, 25sn c) 1000d/d, 50Mpa 30sn d) 1000d/d, 100MPa, 25sn e) 600 d/d, 100 Mpa, 20 sn f)1000 d/d, 100 MPa, 20 sn.

Şekil 5.9’da döküm yoluyla üretilen Ni<sub>3</sub>Al alaşımının ve kaynak sonrası yapılan kesme testinden sonraki kırılma yüzeyinin (1000d/d sürtünme hızı, 150 MPa sürtünme basıncı ve 25sn sürtünme süresi) XRD pateni görülmektedir. Şekilden anlaşıldığı gibi Ni<sub>3</sub>Al fazı üretilmiş ve kaynak işleminden sonra da kaynak arayüzeyinde herhangi bir faz dönüşümü meydana gelmemiştir.



Şekil 5.9. Döküm Ni<sub>3</sub>Al ve kırık yüzeyin XRD pateni

Şekil 5.10'de 1000 d/d sürtünme hızı, 100MPa sürtünme basıncı ve 25 sn sürtünme süresinde birleştirilen numune için, kesme testinden sonra kırık yüzeyin SEM mikroyapı fotoğrafı görülmektedir. SEM mikroyapı fotoğrafından kaynak arayüzeyi tane boyutunun oldukça düşük olduğu ve kesme testi ile kırılmanın kaynak arayüzeyinden gerçekleştirildiği anlaşılmaktadır. İlaveten kırılmanın büyük oranda tane sınırlarından gerçekleştiği de görülmektedir

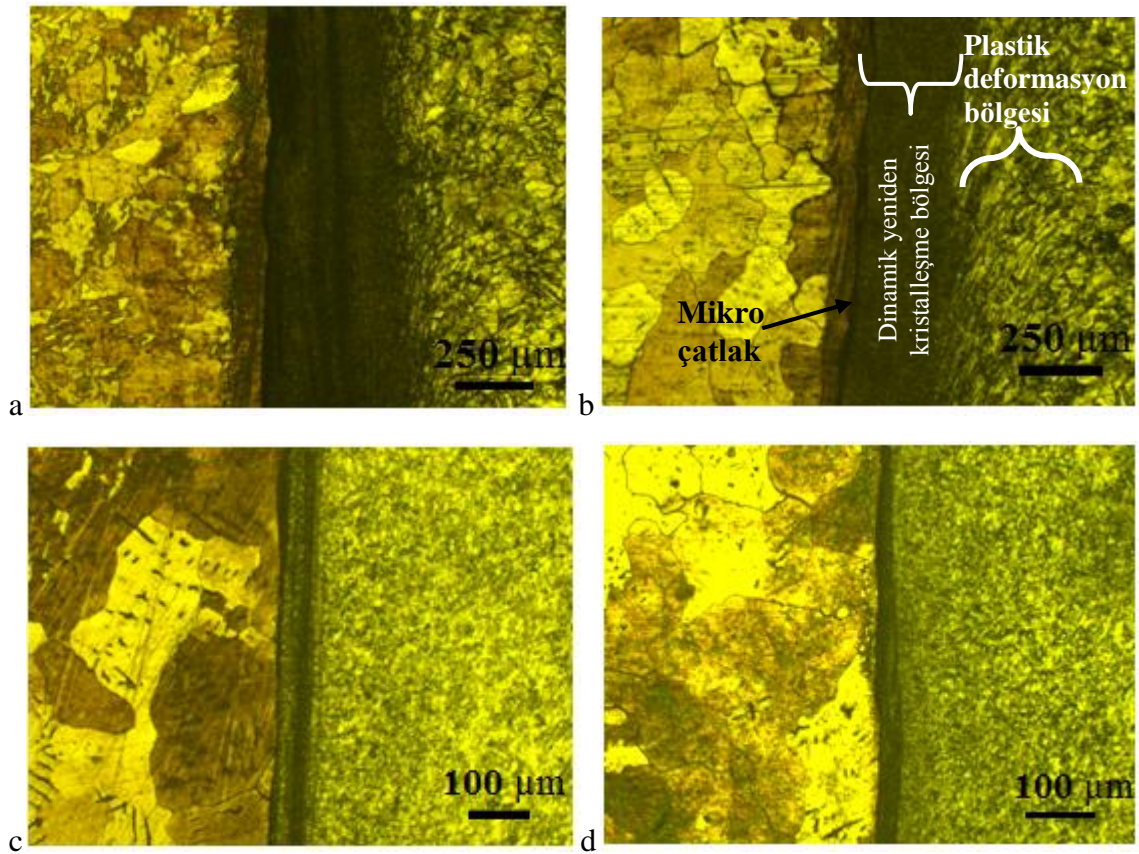


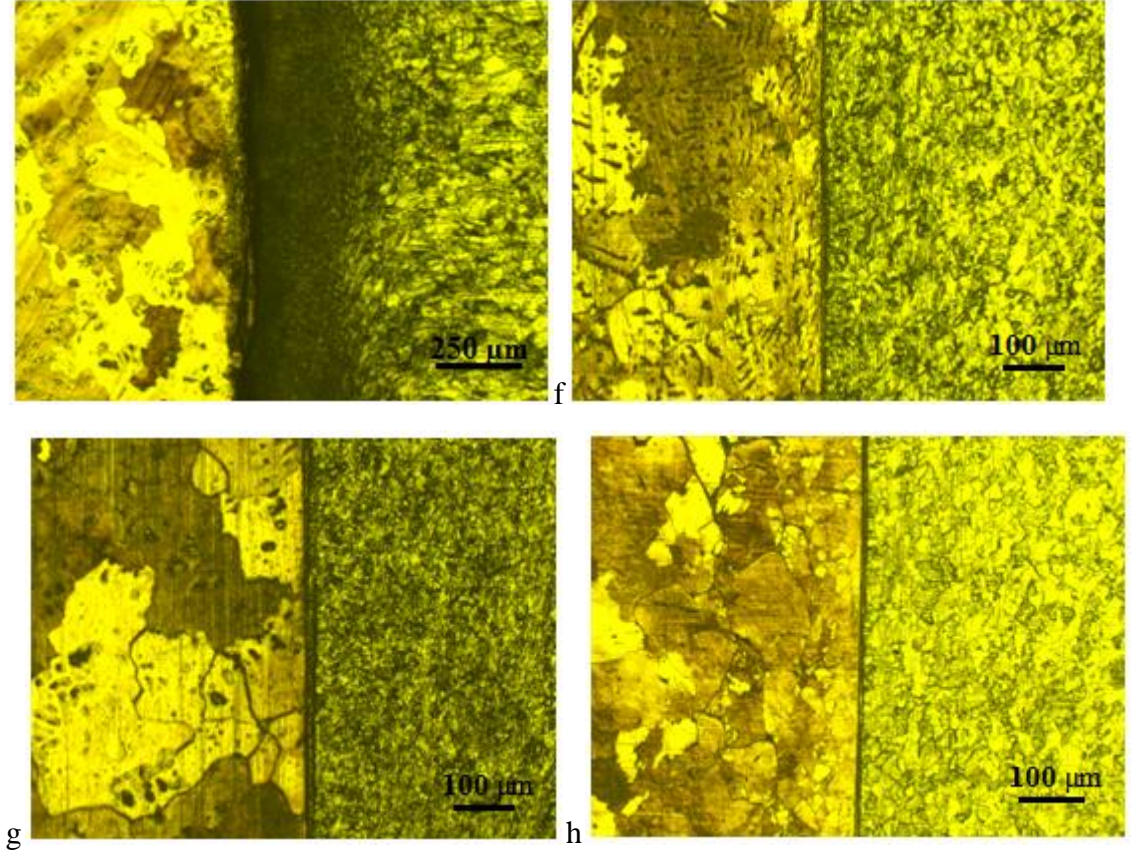
Şekil 5.10. 1000d/d da, 100 MPa sürtünme basıncında, 25 sn süreyle kaynaklanan numunenin kırık yüzey mikroyapısı.

### 5.2.1.2 Ni<sub>3</sub>Al-316L Kaynağı

Sürtünme kaynağı ile birleştirilebilen numunelerin bazılarının kaynak arayüzeyi optik mikroyapı fotoğrafları şekil 5.11'de verilmiştir. Tüm fotoğraflarda Ni<sub>3</sub>Al alaşımı sol tarafta, 316L paslanmaz çelik de sağ taraftadır. Şekillerden görüldüğü gibi Ni<sub>3</sub>Al alaşımı ile 316L paslanmaz çeliğin sürtünme kaynağında, kaynak arayüzeyinde düzgün bir bağlantı sağlanmıştır. Kaynak arayüzeyinde 316L paslanmaz tarafında dinamik yeniden kristalleşme bölgesi gözlenmiştir. Sürtünme basıncı, hızı ve süresinin artması arayüzey sıcaklığını artırır. Böylece sıcaklığın artması ile yeniden kristalleşme

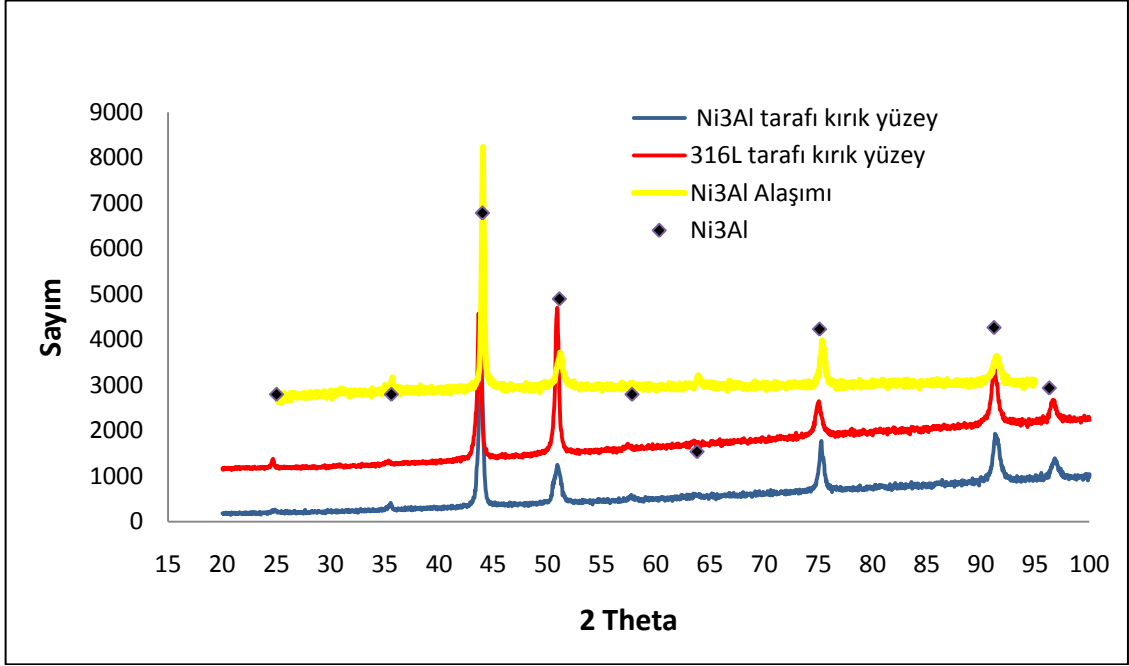
bölgesinin kalınlığı azalır. Mikroyapı fotoğraflarından kaynak arayüzeyinin Ni<sub>3</sub>Al alaşımı tarafında herhangi bir plastik deformasyon görülmezken 316L paslanmaz çeliği tarafında düşük işlem şartlarında plastik deformasyonun olduğu da görülmektedir (şekil 5.11 b, e ). Sürtünme basıncı, hızı ve süresinin artması ile kaynak arayüzeyi sıcaklığı artmakta ve paslanmaz çelik tarafındaki plastik deformasyon da azalmaktadır. İlaveeten, kaynak arayüzeyindeki ısı girdisiyle alakalı olarak, kaynak arayüzeyinde oluşan dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin genişliği de azalmaktadır.





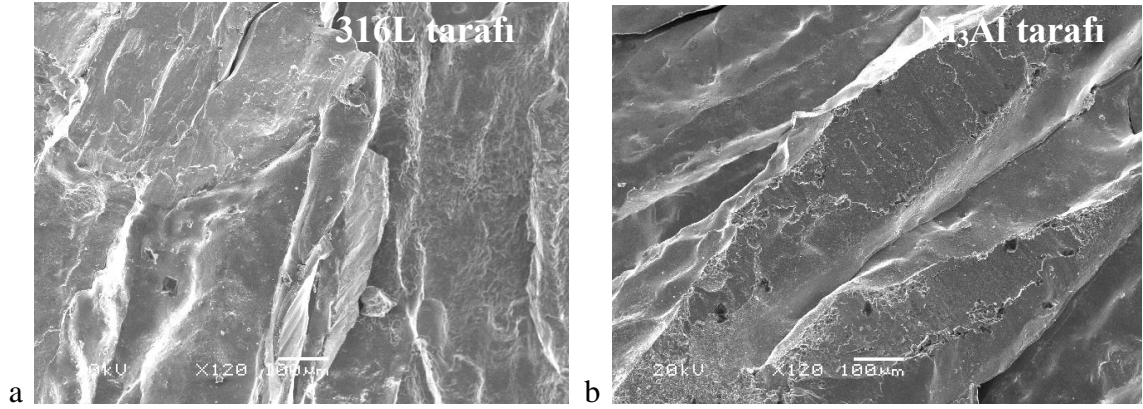
Şekil 5.11. Ni<sub>3</sub>Al-316L kaynak arayüzey mikroyapıları a) 300 d/d, 100 Mpa, 30 sn b) 300 d/d, 150 Mpa, 20 sn c) 600 d/d, 100 Mpa, 20 sn d) 600 d/d, 100 Mpa, 30sn e) 1000 d/d, 50Mpa, 10 sn f) 1000 d/d, 100 Mpa, 30 sn g) 1000d/d, 150 Mpa, 10sn h) 1000 d/d, 150 Mpa, 30 sn.

Şekil 5.12’de 1000 d/d sürtünme hızı, 150 Mpa sürtünme basıncı ve 10 sn sürtünme süresinde Ni<sub>3</sub>Al-316L kaynağının kesme testinden sonraki kırık yüzeylerinin XRD paterni, şekil 5.14’te ise 600 d/d sürtünme hızı, 150 Mpa, sürtünme basıncı ve 30 sn sürtünme süresinde Ni<sub>3</sub>Al-316L kaynağının kesme testinden sonraki kırık yüzeylerinin XRD paterni görülmektedir. XRD paternlerinden kırılmanın daha çok Ni<sub>3</sub>Al alaşımı tarafından gerçekleştiği görülmüştür. Ni<sub>3</sub>Al’nin oda sıcaklığında mukavemeti 316L paslanmaz çeliğe göre daha düşüktür ve Ni<sub>3</sub>Al daha gevrekler. Bu nedenle kırılma çoğunlukla Ni<sub>3</sub>Al tarafından gerçekleşmiştir.

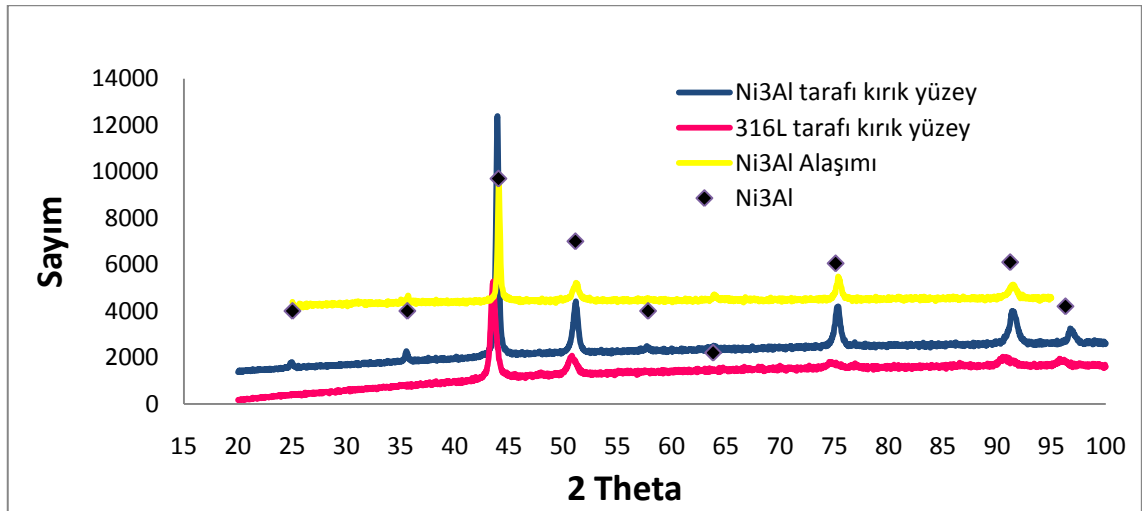


Şekil 5.12. Ni<sub>3</sub>Al-316L laynağı kırık yüzeyinin XRD paterni

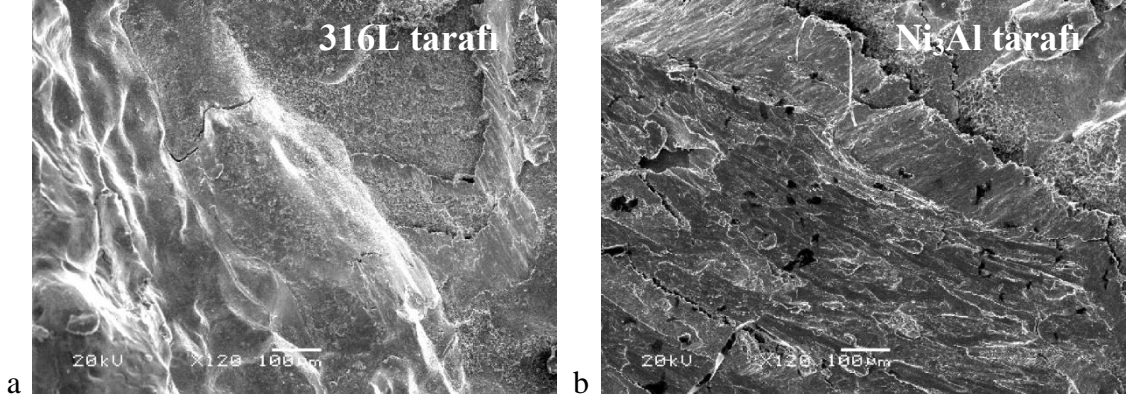
Şekil 5.13'de 1000 d/d sürtünme hızı, 150 Mpa sürtünme basıncı, 10 sn sürtünme süresi şartlarında birleştirilen Ni<sub>3</sub>Al-316L kaynağının kırılma yüzeyleri ve şekil 5.15'te de 300 d/d sürtünme hızı, 150 Mpa sürtünme basıncı, 30 sn sürtünme süresi şartlarında birleştirilen Ni<sub>3</sub>Al-316L kaynağının kırılma SEM fotoğraflar görülmektedir. SEM mikroyapı fotoğraflarından hem Ni<sub>3</sub>Al hem de 316L paslanmaz çeliği tarafında kırılmanın gevrek olduğu görülmektedir. Ni<sub>3</sub>Al-Ni<sub>3</sub>Al alaşımının sürtünme kaynağındakinin aksine bunda ince bir tane yapısına da rastlanmamıştır. Bu bulgular XRD bulguları ile örtüşmektedir.



Şekil 5.13. Kırılma yüzeyleri SEM fotoğrafı (1000 d/d sürtünme hızı, 150 Mpa sürtünme basıncı, 10 sn sürtünme süresi)

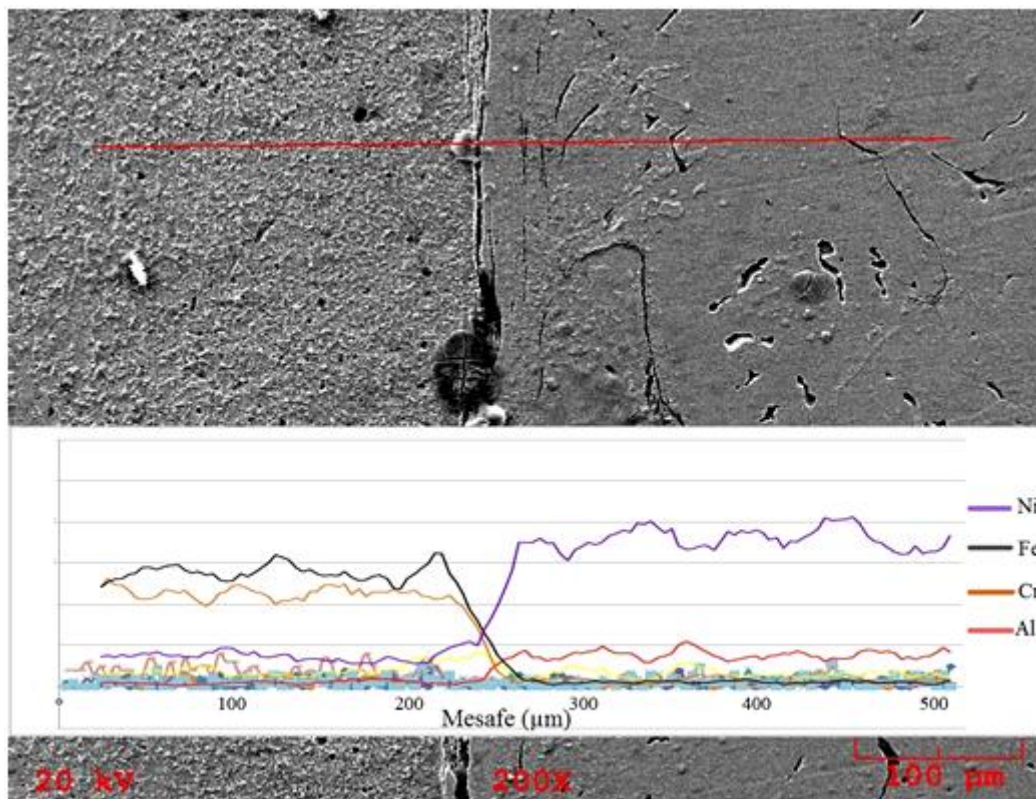


Şekil 5.14. Ni<sub>3</sub>Al-316L kaynağı kırık yüzeyinin XRD paterni.

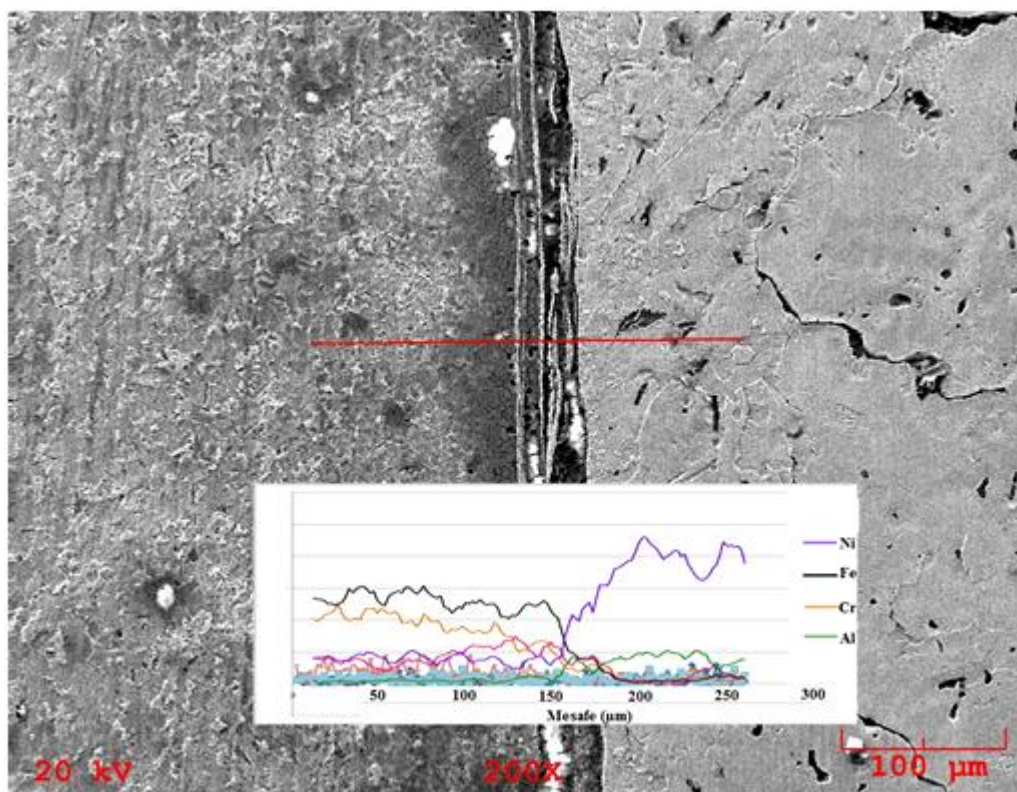


Şekil 5.15. Kırılma yüzeyleri SEM fotoğrafı (300 d/d sürtünme hızı, 150 Mpa sürtünme basıncı, 30 sn sürtünme süresi)

Şekil 5.16'da sürtünme kaynağı ile birleştirilen  $Ni_3Al$ -316L paslanmaz çelik çiftlerinin bazıları için belli bir hat boyunca yapılan kimyasal analizi görünmektedir. Bütün şekillerde sol taraf 316L paslanmaz çelik, sağ taraf ise  $Ni_3Al$  metaller arası bileşiğidir. Şekillerden de görüldüğü gibi alaşımları oluşturan elementler kendi matrislerinde sabit bir seyir izlerken kaynak arayüzeyinde elementlerin miktarı azalmıştır. Kaynak arayüzeyinde bileşimdeki değişim ani değildir. Line scan analizine göre hem 316L tarafında hem de  $Ni_3Al$  tarafında kimyasal bileşimi gösteren eğriler alaşım elementlerinin aniden azalmadığını göstermektedir. Bu durum ise, her iki alaşımı oluşturan atomların kaynak arayüzeyinde birbirine difüze olduğunu gösterir. Bu durumda kırılma yüzeyinden alınan XRD paternleri bu bölgeye ait olmalıydı, ancak kırılma bu bölgeden gerçekleşmediğinden burada oluşan fazın/fazların ne olduğu anlaşılamamıştır.

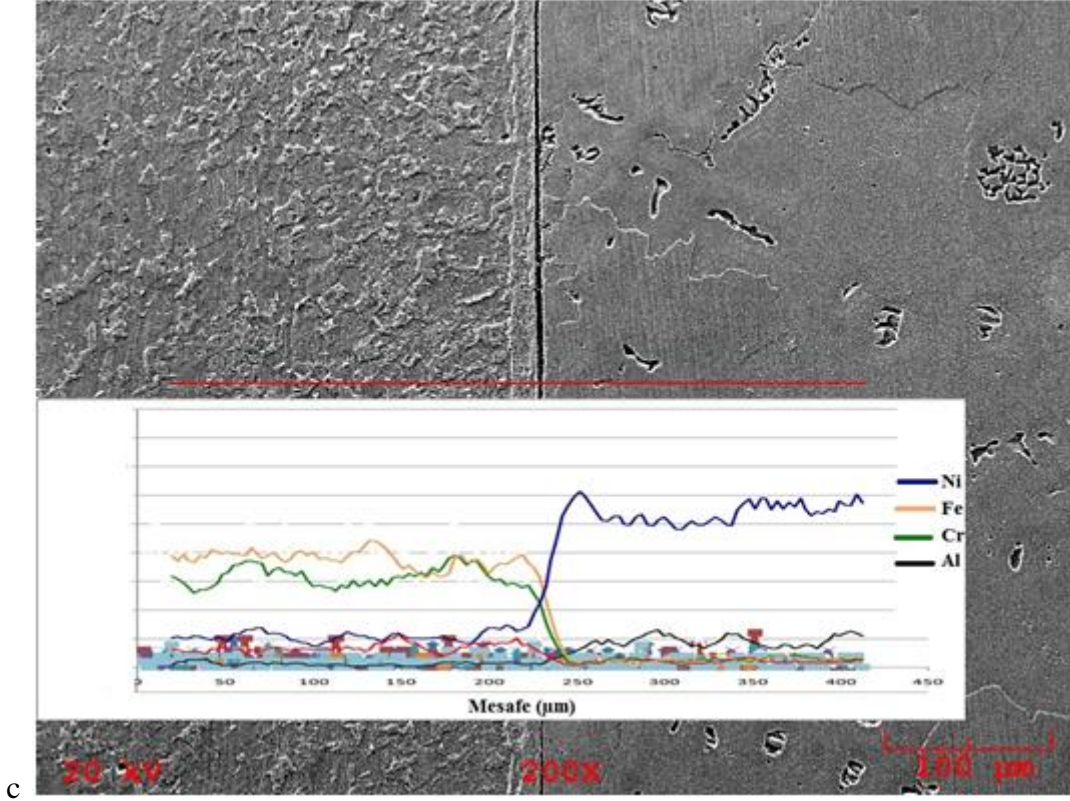


a



b



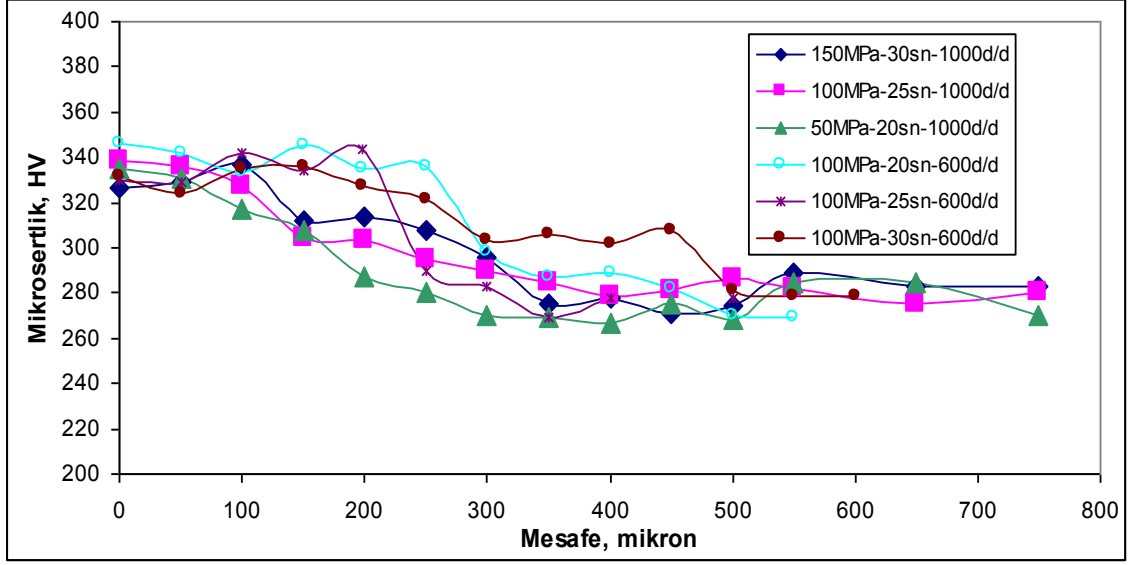


Şekil 5.16. Ni<sub>3</sub>Al-316 SEM-line scan fotoğrafları a) 300 d/d,150 Mpa,-30 sn b) 600 d/d,150 Mpa,-30 sn c) 1000 d/d, 150 Mpa, 10 sn.

## 5.2.2 Malzemelerin Mikrosertlik Dağılımı

### 5.2.2.1 Ni<sub>3</sub>Al-Ni<sub>3</sub>Al Kaynağı

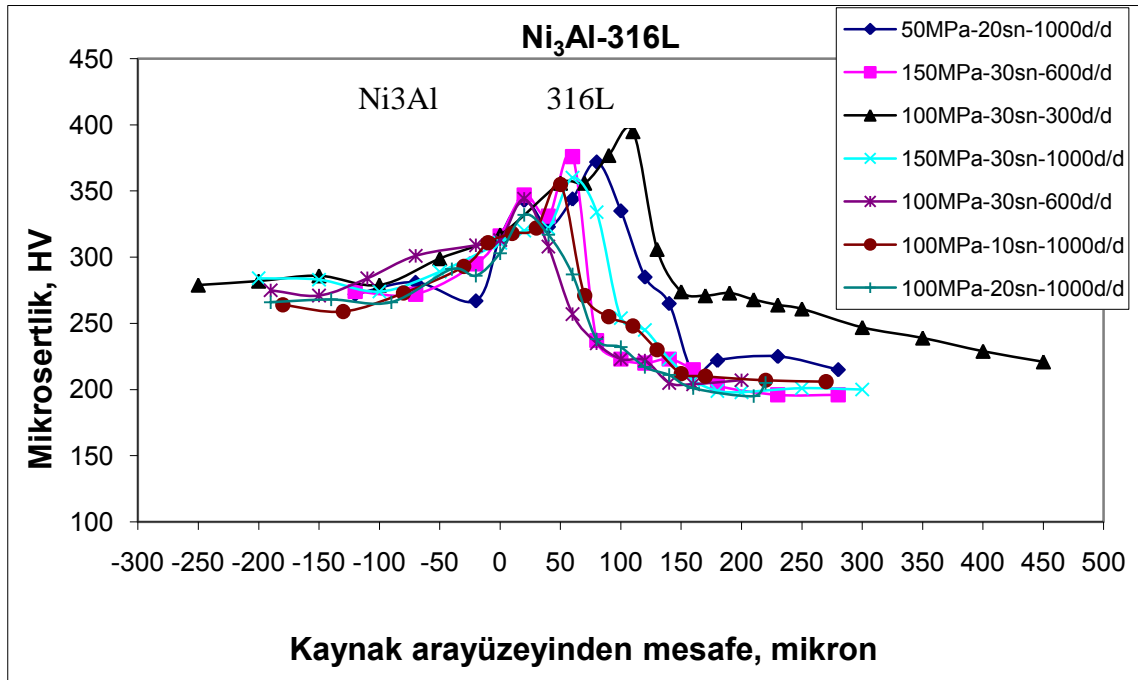
Farklı sürtünme basıncı ve süreleri için kaynak arayüzeyi merkezinden itibaren matris malzemesine kadar olan mikrosertlik değişimi şekil 5.17’de gösterilmiştir. Şekilden görülebileceği gibi Ni<sub>3</sub>Al alaşımının mikrosertliği 280 HV iken dinamik yeniden kristalleşme bölgesinde mikrosertlik 330 HV civarındadır. Dinamik yeniden kristalleşme bölgesindeki sertlik artışının nedeni bu bölgedeki tane boyutunun küçülmesidir. Yeniden kristalleşme bölgesi ile matris arasında tane irileşmesi nedeniyle sertlik hafif düşmektedir.



Şekil 5.17. Kaynak arayüzeyi merkezinden itibaren mikrosertlik değişimi

### 5.2.2.2 Ni<sub>3</sub>Al-316L Kavnağı

Değişik işlem şartları için kaynak arayüzeyinden itibaren her iki tarafa doğru ölçülen mikrosertlik değerleri şekil 5.18’de gösterilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi tüm işlem şartları için kaynak arayüzeyinin sertliği her iki malzemedен daha yüksektir. Ni<sub>3</sub>Al tarafında tüm işlem şartları için plastik deformasyon olmadığından sertlikte ciddi bir artış olmamıştır. 316L paslanmaz çelik tarafında ise dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin sertliği 316L paslanmaz çelik matrisinin sertliğinden daha yüksektir. Ayrıca plastik deformasyonun fazla olduğu düşük işlem şartlarında, oluşan plastik deformasyon bölgesinin sertliği dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin sertliğinden daha yüksektir.



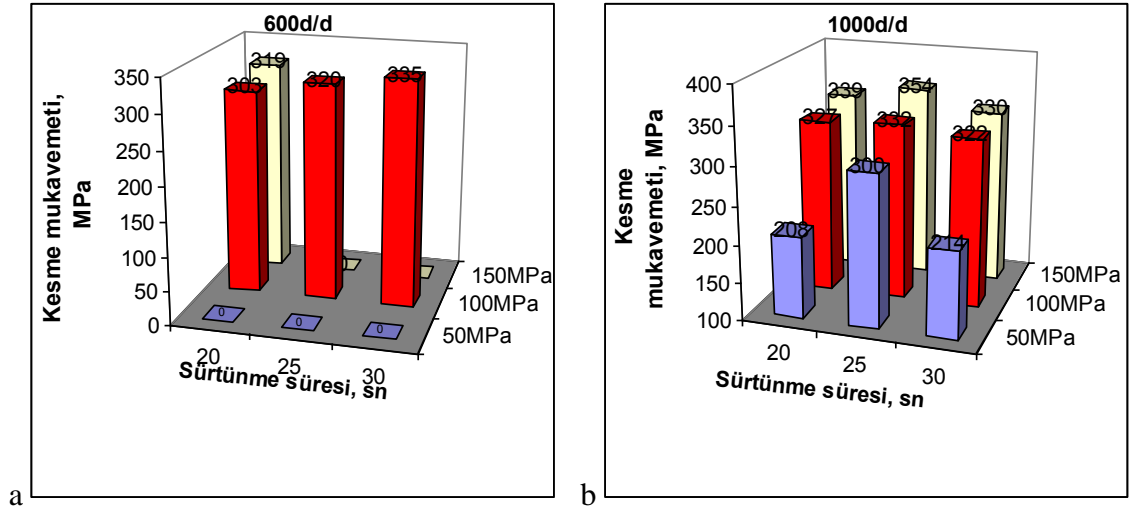
Şekil 5.18. Ni<sub>3</sub>Al ile 316L alaşımlarının sürtünme kaynağında kaynak arayüzeyindeki mikrosertlik değişimi.

## 5.2.3 Kaynak Arayüzeyi Kesme Mukavemetleri

### 5.2.3.1 Ni<sub>3</sub>Al-Ni<sub>3</sub>Al Kaynağı

Kesme testi ile elde edilen kesme mukavemetleri şekil 5.19 'da verilmiştir. 600 d/d sürtünme hızında, 50MPa sürtünme basıncında bağlanma yoktur (şekil 5.19 a). Bu işlem şartlarında kaynak için gerekli olan ısı girdisi sağlanamadığından birleşme olmamıştır. 150MPa sürtünme basıncında ise 20 sn' de bağlanma olmuş artan sürelerde numunelerin parçalandığı görülmüştür. 150MPa sürtünme basıncı için daha uzun sürtünme süreleri fazla gelmektedir. 100MPa sürtünme basıncı için tüm sürelerde birleşme sağlanmıştır ve artan işlem süresiyle kaynak arayüzey mukavemetinin arttığı görülmüştür. Sürtünme süresinin artışı arayüzey ısı girdisini artırmış ve bu sonuç ortaya çıkmıştır.

Şekilden görüldüğü gibi (5.19 b), 1000 d/d sürtünme hızında belirli bir sürtünme süresi için sürtünme basıncı arttıkça kesme mukavemeti artmaktadır. Belirli bir sürtünme basıncı için ise sürtünme süresi arttıkça kesme mukavemeti önce artmakta, sonra da bir miktar düşmektedir. En yüksek kesme mukavemeti 150 MPa sürtünme basıncında ve 25 sn sürtünme süresinde 354 MPa olarak bulunmuştur. Bu değer ise Ni<sub>3</sub>Al alaşımının kendi kesme mukavemeti olan 355MPa' a çok yakın bir değerdir. Kaynak arayüzeyi mukavemeti işlem sırasında arayüzeyde üretilen ısı girdisi ile alakalıdır. Belirli bir sürtünme hızı için hem sürtünme basıncının hem de sürtünme süresinin artması arayüzey sıcaklığını artırır. Sıcaklığın artması arayüzeyde daha iyi bir bağlanma sağlar. Düşük sürtünme basınçlarında yeterince yüksek sıcaklığa çıkılmadığı için düşük kesme mukavemeti gözlenmiştir. Yüksek sürtünme basınçlarında ise daha yüksek kesme mukavemeti değerleri bulunmuştur. Belirli bir sürtünme basıncı için sürtünme süresinin çok fazla olması kesme mukavemetini düşürmektedir. Arayüzey sıcaklığının çok fazla artması tavlama etkisi yaratıp bu sonucu doğurmuş olabilir.



Şekil 5.19. Sürtünme basıncı ve süresi ile kesme mukavemetinin değişimi

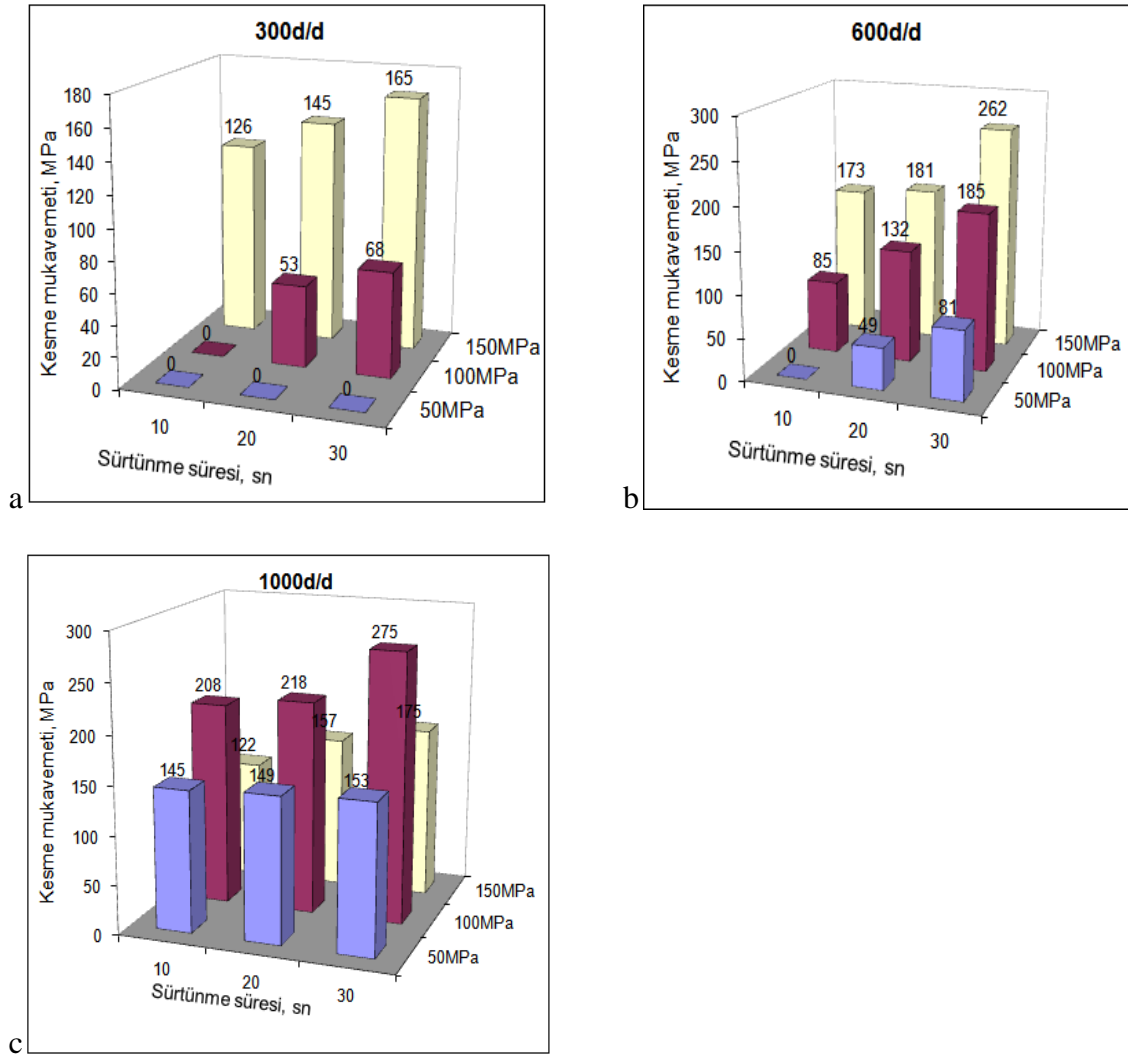
### 5.2.3.2 Ni<sub>3</sub>Al-316L Kaynağı

Şekil 5.20'de kaynak işleminden sonra ölçülen kaynak arayüzeyi kesme mukavemetleri görülmektedir. Hazır olarak alınan 316L paslanmaz çeliğin kesme mukavemeti 580 MPa olarak ölçülmüştür. Tüm sürtünme hızları için sürtünme basıncı ve sürtünme süresi arttıkça kaynak arayüzey kesme mukavemeti artmaktadır.

Şekil 5.20 c'de basıncın 100 MPa'dan 150 MPa'ya yükselmesi sonucu kesme mukavemetlerinin azaldığı görülmüştür. Bunun nedeni aşırı ısınmaya bağlı oluşan yüksek sıcaklığın tavlama etkisi göstermesi olabilir.

Kaynak arayüzeyindeki mukavemet değerlerindeki değişim işlem sırasında üretilen ısı miktarıyla ilgili olabildiği gibi birleştirilen malzemeler farklı malzemeler olduğundan arayüzeydeki değişimlerle de ilgili olabilir.

Ni<sub>3</sub>Al ile 316L paslanmaz çeliğin sürtünme kaynağı ile birleştirilmesinden sonra ölçülen kaynak kesme mukavemetleri incelendiğinde bu alaşım çiftleri için elde edilen kesme mukavemeti değerlerinin tüm işlem şartlarında Ni<sub>3</sub>Al alaşımının sürtünme kaynağı ile elde edilen değerlerden daha düşük olduğu görülmektedir. Ni<sub>3</sub>Al-316L alaşımlarının sürtünme kaynağında kaynak arayüzeyinde yer yer mikroçatlaklara rastlanmıştır (şekil 5.11 b). Kaynak arayüzeyinde çatlak oluşumu kaynak arayüzeyinin mukavemetini düşürmüştür. En yüksek kesme mukavemeti 1000 d/d sürtünme hızında, 100 MPa sürtünme basıncında ve 30 sn sürtünme süresinde 275 MPa olarak bulunmuştur. Bu değer hem Ni<sub>3</sub>Al alaşımının hem de 316L paslanmaz çeliğin kesme mukavemetinden daha düşüktür.



Şekil 5.20. Ni<sub>3</sub>Al ile 316L alaşımlarının sürtünme kaynağında kaynak arayüzeyi kesme mukavemetleri

### 5.3. Sonuçlar ve Tartışma

Yapılan deneylerden şu sonuçlar elde edilmiştir:

- Sürtünme kaynağının başarılı olması sürtünmeden üretilen ısı ile alakalıdır. Elde edilen ısı ile doğru orantılı olarak kaynaklanabilirlik artmaktadır. Yetersiz ısı değerlerinde kaynak olmamaktadır.

- Sertlik değerleri matrinden kaynak arayüzeyine doğru gidildikçe artmaktadır. Bunun nedeni arayüzeyde oluşan ince taneli dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin oluşmasıdır. Aynı zamanda deformasyon bölgesinde de sertlik matrinden doğal olarak fazladır.
- Kaynak arayüzeyi kesme mukavemet değerleri de artan sürtünme hızı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresi ile doğru orantılı artmıştır. Ancak ısı girdisinin çok fazla olduğu  $Ni_3Al$ 'nin kendisiyle kaynağında 1000 d/d sürtünme hızında, 50-100-150 Mpa sürtünme basıncında 30 sn sürtünme süresi ve  $Ni_3Al$ -316L paslanmaz çelik kaynağında da 1000 d/d sürtünme hızında 10-20-30 sn sürtünme sürelerinde 150 MPa sürtünme basıncının olduğu işlem şartlarında tavlama etkisi ile mukavemet düşmüştür.
- Kaynak sırasında parçaların boyunda meydana gelen kısalma sürtünme basıncının, süresinin ve hızının artmasıyla artmıştır.  $Ni_3Al$ -316L kaynağında boyca kısalmanın büyük bir kısmı 316L tarafında olmuştur. Bu durum  $Ni_3Al$ 'nin yüksek sıcaklık mukavemetinin yüksek olmasıyla ve 316L'nin daha sünek olmasının bir sonucudur.
- $Ni_3Al$ -316L sürtünme kaynağında kaynak arayüzeyinde yer yer çatlakların oluştuğu görülmüştür. Bu durum ise kaynak arayüzeyi kesme mukavemetinin  $Ni_3Al$ -  $Ni_3Al$  kaynağından daha düşük olmasıyla sonuçlanmıştır.

Sürtünme kaynağı aynı ve farklı malzemelerin kaynağında tam ergime oluşmadan birleşmeyi sağlaması ile avantaj oluşturmaktadır. Bilindiği gibi ergime dereceleri farklı malzemelerde eritmeli yöntemler bir kısım problemler oluşturmaktadır. Bunlardan birisi metalurjik olarak bazı dönüşümlerin meydana gelmesidir. Bu gibi olumsuzluklar sürtünme kaynağında görülmemektedir. Ayrıca birleştirme mukavemetinin farklı malzemelerde mukavemeti düşük olandan fazla olması da ayrı bir üstünlüktür (Ateş vd., 1999). Sürtünme kaynağında sarf edilen enerji, diğer yöntemlere göre daha azdır. Bu metot bir katı-hal kaynağı olduğu için cüruf vs.

içermemektedir. Kaynak esnasında meydana gelen ısı, bölgesel ve ergime derecesinden düşük olduğu için ısıdan etkilenen bölge çok dardır. Sürtünme kaynağı yapılmış parçalar çok dar toleransta olduklarından çoğu zaman kaynak dikişinin talaş kaldırarak işlenmesi gerekmez. Bu da ekonomiklik açısından önemlidir. Kaynak süreci içerisindeki yığılma ve flaş oluşumu, kaynak dikişini havanın zararlı etkilerinden korur. Birleşme bölgesi, hızlı ısıtma ve soğutma sonucunda uygulanan yüksek basınç sebebiyle ince taneli bir mikroyapıya sahiptir.



## KAYNAKLAR DİZİNİ

- Anık, S., 1991, Kaynak tekniği el kitabı, Gedik Eğitim Vakfı, Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Ens., 244 s.
- Ateş, H., Kurt, A. ve Türker M., 1999, Sürtünme Kaynağı, TMMOB Kaynak Teknolojisi 2. Ulusal Kongresi, Ankara, 125-132.
- Buldum, B. B. ve Külekçi, M. K., 2009, Kaynak Teknolojileri Uygulamalarından: Mikro Kaynak ve Yeni Teknolojilerde Uygulama Alanları, Mühendis ve Makine, 51, 610, 23-28.
- Çalık, A., 2006, Elektron ışın kaynağı ve uygulamaları, Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 3, 2, 51-61.
- Çalık, A., 2009, Interface microstructure of diffusion bonded Ni<sub>3</sub>Al intermetallic alloy and austenitic stainless steel, Materials Letters, 63, 28, 2462-2465.
- Çelik, Ö., 2008, Sürtünme Kaynağı Yapılmış Farklı Malzemelerin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Celal Bayar Ü. Fen Bil. Ens., 67 s.
- Çelikyürek, İ., 2000, Vakumda Ergitme Yolu ile Bazı Düzenli Metallerarası Bileşiklerin Üretimi, Yüksek Lisans Tezi, Osmangazi Ü. Fen Bil. Ens., 86 s.
- Çelikyürek, İ., 2006, Demir Alüminatların Borlanması ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi, Doktora Tezi, Osmangazi Ü. Fen Bil. Ens., 174 s.
- Deevi S. C., Sikkat V. K. and Liu C. T., 1997, Processing, properties, and applications of nickel and iron aluminides, Progress in Materials Science, vol. 42, Issues 1-4, 177-192.
- Dinç, D., 2006, Sürtünme Kaynak Yöntemiyle Kaynak Edilebilirliğinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Balıkesir Ü. Fen Bil. Ens., 118 s.
- Ding, R.G., Ojo, O.A. and Chaturvedi, M.C., 2007, Laser beam weld-metal microstructure in a yttrium modified directionally solidified Ni<sub>3</sub>Al-base alloy, Intermetallics, 15, 12, 1504-1510.

### KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Durmuş, H., 2006, CO<sub>2</sub> Lazer Kaynağıyla Birleştirilmiş Alüminyum Matriksli Kompozitlerin Kaynak Bölgesinin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Celal Bayar Ü. Fen Bil. Ens., 134 s.
- Eren, T., 2005, Sürtünme Karıştırma Kaynağı Yöntemiyle Kaynak Edilebilirliğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Erciyes Ü., Fen Bil. Ens., 90 s.
- Ergin, N., 2007, Fe-Al İntermetalik Malzemenin Basınç Destekli Hacim Yanma Sentezi ile Üretimi ve Özelliklerinin İyileştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Ü. Fen Bil. Ens. 102 s.
- Ersözlü, İ., 2006, Sürtünme Kaynak Makinasının Bilgisayar Kontrollü Çalıştırılması Ve Sae 4140 ve Sae 1050 Çeliklerine Uygulanması, Yüksek Lisans Tezi, Balıkesir Ü. Fen Bil. Ens., 88 s.
- Glatz, W. and Clemens, H., 1997, Diffusion bonding of intermetallic Ti-47Al-2Cr-002Si sheet material and mechanical properties of joints at room temperature and elevated temperatures, *Intermetallics*, 5, 6, 415-423.
- Gül, A., 2006, Farklı Metalsel Malzemelerin Sürtünme Kaynağında, Kaynak Parametrelerinin Dikiş Özelliklerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Ü. Fen Bil. Ens., 59.
- Gürler, M., 2000, Alüminyum Alaşımlarının Sürtünme Kaynak Özellikleri, Doktora Tezi, Marmara Ü. Fen Bil. Ens., 99 s.
- Işık, F.M., 2007, Titanyum Alüminat İntermetalik Malzemelerin Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Ü. Fen Bil. Ens., 75 s.
- Kaynak yöntemleri, <http://web.itu.edu.tr/~vuralmu/ch31.pdf> (28.02.2012)
- Melemez, F. F., 2009, FeNiCuMo Esaslı İntermetalik Malzemeler, Bitirme Ödevi, Sakarya Ü. Mühendislik Fak., 52 s.
- Meriç, C., Köksal, S. M., Erdoğan, M. T., Okur, A., 2008, Sürtünme Kaynağı ile Birleştirilmiş Farklı Malzemelerin Kaynak Bölgesinin İncelenmesi, C.B.Ü. Fen Bilimleri Dergisi, 4.2, 135 – 144

### KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- O'Brien, R.L. (ed.), 1991, Welding Handbook, 8<sup>th</sup> Ed., Vol. 2, Welding Processes, Miami FL, American Welding Society, 955 p.
- Özdemir, Ö., 2004, Ni-Al İntermetalik Malzemeler, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası Dergisi, 137, 57-63.
- Öztürk Körpe, N., 2003, Fe<sub>3</sub>Al (Fe<sub>77</sub>Al<sub>23</sub> ve Fe<sub>72</sub>Al<sub>28</sub>) Alaşımlarının Borlanması, Yüksek Lisans Tezi, Eskişehir Osmangazi Ü. Fen Bil. Ens., 96 s.
- Ranatowski, E., 2008, Weldability of titanium and its alloys - progress in joining, Journal of Advances in Materials Sciences, 8, 2, 69-76.
- Reisgen, U., Holk, J. and Olschok, S., 2009, Electron beam welding of titanium aluminides, Journal of Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 40, 11, 820-823.
- Sönmez, F., 2007, Sürtünme Kaynağı ile Birleştirilmiş Yüksek Hız Çeliği (HSS) ve AISI 1040 Çeliklerinde Mukavemet ve Metalurjik Özelliklerin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Trakya Ü. Fen Bil. Ens., 63 s.
- Şahin, M., 2001, Sürtünme Kaynağı İle Birleştirmede Parça Boyutları ve Plastik Şekil Değiştirmenin Etkilerinin Araştırılması, Doktora Tezi, Trakya Ü. Fen Bil. Ens.
- Torun O and Çelikyürek, İ., 2008, Diffusion bonding of nickel aluminide Ni75Al25 using a pure nickel interlayer, Intermetallics, 16, 406-409.
- Torun O and Çelikyürek, İ., 2009, Microstructure and strengt of diffusion-bonded joint between nickel aluminide Ni75Al25 and AISI 316 L stainless steel using a nickel interlayer, Intermetallics, Kovove materialy - Metallic Materials, 47, 263–267
- TIG kaynağı- metod ve uygulama, <http://teknomalzeme.org/not/t%C4%B1g.pdf> (14.04.2012).
- Uzun, R. O., Durmuş, H. ve Meriç, C., 2006, CO<sub>2</sub> lazer kaynağıyla birleştirilmiş ti64 titanyum alaşımının optimum kaynak şartlarının belirlenmesi, Celal Bayar Ü., SOMA MYO Teknik Bilimler Dergisi, 5, 1-10.

**KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)**

Ünal, E., 2003, Sürtünme Kaynağı ile Birleştirilmiş AISI 4340 Çeliği ile Paslanmaz Çeliklerin Yorulma Dayanımının Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Ü. Fen Bil. Ens., 115 s.

Yılmaz, E., 2008, Termoreaktif Difüzyon Yöntemiyle Çeliklerin Demir Alüminat Kaplanması, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Ü. Fen Bil. Ens., 129 s.

Yildirim, S. and Kelestemur, M. H., 2005, A study on the solid-state welding of boron-doped Ni<sub>3</sub>Al–AISI 304 stainless steel couple, Materials Letters, 59,10, 1134-1137.

Welding, [http://en.wikipedia.org/wiki/Welding#Energy\\_beam](http://en.wikipedia.org/wiki/Welding#Energy_beam) (13.04.2012)

[www.gedikegitimvakfi.org.tr/files/downloads/Kutuphane/library\\_1.pdf](http://www.gedikegitimvakfi.org.tr/files/downloads/Kutuphane/library_1.pdf) (28.02.2012)

[www.mtiwelding.com](http://www.mtiwelding.com) (28.12.2012)

[www.metalurji.org.tr/dergi/dergi163/d163\\_3742.pdf](http://www.metalurji.org.tr/dergi/dergi163/d163_3742.pdf) (28.12.2012)